

# **EXPERIMENTELLE UND NUMERISCHE UNTERSUCHUNGEN ZUM VERHALTEN VON STÄHLEN UNTER SCHLAGARTIGER BEANSPRUCHUNG**

Von der Fakultät Energietechnik der Universität Stuttgart  
zur Erlangung der Würde eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)  
genehmigte Abhandlung

Vorgelegt von  
Dipl.-Ing. Manfred Schüle aus Schwäbisch Hall

Hauptberichter: Prof. Dr.-Ing. Dr. techn. E.h. K. Kußmaul

Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. habil. E. Roos

Tag der mündlichen Prüfung: 26. November 2001

2001

Staatliche Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart

## **Vorwort**

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Staatlichen Materialprüfungsanstalt (MPA), Universität Stuttgart.

Herrn Professor Dr.-Ing. Dr. techn. E.h. Karl Kußmaul, gilt mein herzlicher Dank für die großzügige Förderung der Arbeit und seine wertvollen Anregungen.

Herrn Professor Dr.-Ing. habil. Eberhard Roos danke ich für sein Interesse an dieser Arbeit und die Übernahme des Mitberichtes.

Danken möchte ich auch allen Kolleginnen und Kollegen, die mich bei der Durchführung der Arbeit unterstützt haben, besonders den Herren Dr.-Ing. Andreas Klenk, Dr.-Ing. Thomas Link, Dipl.-Phys. Uwe Mayer und Werner Fiebich.

Ein wesentlicher Teil der experimentellen Untersuchungen wurde aus Mitteln des Bundesministers für Forschung und Technologie (BMFT-Förderkennzeichen 1500 825) gefördert. Für die Unterstützung und vertrauensvolle Zusammenarbeit bedanke ich mich.

Zuletzt gilt mein besonderer Dank meiner Frau Andrea für das Verständnis, die Geduld und die Unterstützung während des Entstehens dieser Arbeit.

Stuttgart, November 2001

Manfred Schüle

<b>0</b>	<b>Formelzeichen und Abkürzungen</b>	<b>III</b>
<b>1</b>	<b>EINLEITUNG</b>	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>AUFGABENSTELLUNG</b>	<b>3</b>
<b>3</b>	<b>WERKSTOFFE</b>	<b>5</b>
3.1	Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod.)	5
3.2	Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 und Schweißgut 10 MnMoNi 5 5	6
3.3	Werkstoff X6 CrNi 18 11	7
3.4	Werkstoffe 17 MnMoV 6 4, 15 NiCuMoNb 5, Altherm NiMoV und MnMoNiV-Sonderschmelze	8
3.5	Werkstoff GGG 40.3	11
<b>4</b>	<b>Theoretische Beschreibung dynamischen Materialverhaltens</b>	<b>12</b>
4.1	Beschreibung der wahren Fließkurve im Verfestigungsbereich	12
4.2	Theorie des thermisch aktivierten Fließens	13
4.2.1	Einflüsse auf die Fließspannung	13
4.2.2	Der athermische Bereich	14
4.2.3	Der thermisch aktivierte Bereich	15
4.2.4	Bereich der Zwillingsbildung	16
4.2.5	Bereich der Dämpfungsmechanismen	16
<b>5</b>	<b>Werkstoffcharakterisierung durch dynamische Fließkurven</b>	<b>18</b>
<b>5.1</b>	<b>Versuchstechnik</b>	<b>18</b>
5.1.1	Verwendete Prüfmaschinen und Probenform	18
5.1.2	Kraftmessung	21
5.1.3	Dehnungsmessung	22
5.1.4	Bestimmung der Werkstoffkennwerte	24
5.1.4.1	Festigkeitskennwerte	24
5.1.4.2	Verformungskennwerte	25
5.1.4.3	Dehngeschwindigkeit	25
<b>5.2</b>	<b>Versuchsergebnisse</b>	<b>28</b>
5.2.1	17 MoV 8 4 (mod.)	28
5.2.1.1	Festigkeitskennwerte	28
5.2.1.2	Verformungskennwerte	29
5.2.2	20 MnMoNi 5 5 und 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt)	31
5.2.2.1	Festigkeitskennwerte	31
5.2.2.2	Verformungskennwerte	34
5.2.3	X 6 CrNi 18 11	36
5.2.3.1	Festigkeitskennwerte	36
5.2.3.2	Verformungskennwerte	38
5.2.4	17 MnMoV 6 4 (WB35), 15 NiCuMoNb 5 (WB36) und Altherm NiMoV	40
5.2.4.1	Festigkeitskennwerte	40
5.2.4.2	Verformungskennwerte	42
5.2.5	GGG 40 (duktiler Gußeisen)	45
5.2.5.1	Festigkeitskennwerte	45
5.2.5.2	Verformungskennwerte	45
5.2.6	MnMoNiV-Sonderschmelze	47
5.2.6.1	Festigkeitskennwerte	47
5.2.6.2	Verformungskennwerte	49
5.2.6.3	Temperaturabhängigkeit der Werkstoffkennwerte	51
5.2.7	Anwendung des Materialmodells nach Ramberg-Osgood	53
5.2.8	Anwendung des Materialmodells nach Hollomon	54
5.2.9	Anwendung des Materialmodells nach Cowper-Symonds	59
5.2.10	Anwendung des Konzepts des thermisch aktivierten Fließens	60
5.2.10.1	Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod.)	61
5.2.10.2	Werkstoff 20 MnMoNi 5 5	62
5.2.10.3	Werkstoff 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt)	63
5.2.10.4	Werkstoff X6 CrNi 18 11	65
5.2.10.5	Werkstoff 17 MnMoV 6 4 (WB35)	66

5.2.10.6	Werkstoff 15 NiCuMoNb 5 (WB36)	68
5.2.10.7	Werkstoff Altherm NiMoV	68
5.2.10.8	Werkstoff GGG 40 (duktiler Gußeisen)	71
5.2.10.9	Werkstoff MnMoNiV-Sonderschmelze	72
5.2.10.10	Zusammenfassung der Anwendung des Konzepts des thermisch aktivierten Fließens	73
<b>5.3</b>	<b>Analyse des Zugversuchs mit der Methode der Finiten Elemente</b>	<b>75</b>
5.3.1	Modellierung des Schlagzugversuchs mit Rundzugproben	76
5.3.2	Ergebnisse der Finite-Elemente-Analysen des Schlagzugversuchs mit Rundzugproben	77
<b>5.4</b>	<b>Diskussion der Ergebnisse</b>	<b>81</b>
5.4.1	Obere Streckgrenze	83
5.4.2	Untere Streckgrenze und 0,2%-Dehngrenze	85
5.4.3	Zugfestigkeit	87
5.4.4	Temperatureinfluß auf das Festigkeits- und Verformungsverhalten	88
<b>6</b>	<b>Bruchmechanische Untersuchungen</b>	<b>90</b>
<b>6.1</b>	<b>Methoden zur Bestimmung des Rißinitiierungskennwertes</b>	<b>90</b>
6.1.1	Verfahren zur Bestimmung des Rißinitiierungskennwertes mit Hilfe der Rißwiderstandskurve	90
6.1.1.1	Mehrprobenverfahren	91
6.1.1.2	Das Key-Curve-Verfahren	92
6.1.1.3	Auf der Key-Curve-Methode basierende Verfahren	93
6.1.2	Experimentelle Ermittlung des Rißinitiierungskennwertes	93
<b>6.2</b>	<b>Versuchsdurchführung und Auswertung</b>	<b>95</b>
6.2.1	Probengeometrie, Probenherstellung und Einbau der Proben	95
6.2.2	Ermittlung der Probenkraft	97
6.2.3	Messung der Rißaufweitung	101
6.2.4	Bestimmung der Rißinitiierung	102
6.2.5	Banspruchungsgeschwindigkeit	110
<b>6.3</b>	<b>Ergebnisse der bruchmechanischen Untersuchungen</b>	<b>112</b>
6.3.1	17 MoV 8 4 (mod.)	112
6.3.2	20 MnMoNi 5 5	114
6.3.3	10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt)	117
6.3.4	X6 CrNi 18 11	118
6.3.5	17 MnMoV 6 4 (WB35)	119
6.3.5.1	Vergleich der Kerbform und Belastungsgeschwindigkeit bei Raumtemperatur	119
6.3.5.2	Ergebnisse der Kompaktzugproben bei unterschiedlichen Temperaturen	122
6.3.5.3	Ergebnisse der Kerbschlagbiegeproben mit Schwingriß bei unterschiedlichen Temperaturen	124
6.3.5.4	Vergleich der Ergebnisse für die Entnahmerichtungen LT, TL und LS	127
6.3.6	15 NiCuMoNb 5 (WB36)	129
6.3.7	Altherm NiMoV	131
6.3.8	GGG 40 (duktiler Gußeisen)	132
<b>6.4</b>	<b>Vergleich mit den ASME-Grenzkurven</b>	<b>132</b>
6.4.1.1	Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod., KS22)	133
6.4.1.2	Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 und 10 MnMoNi 5 5	134
6.4.1.3	Werkstoffe 17 MnMoV 6 4, 15 NiCuMoNb 5, Altherm NiMoV	135
<b>6.5</b>	<b>Diskussion der bruchmechanischen Untersuchungen</b>	<b>138</b>
<b>7</b>	<b>Zusammenfassung</b>	<b>140</b>
<b>8</b>	<b>LITERATUR</b>	<b>142</b>
<b>9</b>	<b>Anhang A: Tabellen</b>	<b>150</b>
<b>10</b>	<b>Anhang B: Bilder</b>	<b>185</b>

## 0 Formelzeichen und Abkürzungen

A	%	Bruchdehnung
B	mm	Probendicke
b		Burgersvektor
C	mm/N	Compliance (Probensteifigkeit)
C <sub>0</sub>	mm/N	Compliance bei Ausgangsrißlage
COD	mm	Crack opening displacement (Rißöffnung in der Lastangriffslinie)
D	s <sup>-1</sup>	Parameter der Cowper-Symonds-Gleichung
E	MPa	Elastizitätsmodul
F	N	Kraft, Last
F <sub>A</sub>	N	Probenkraft am Ende des elastischen Anstiegs
F <sub>K</sub>	N	plastische Grenzlast (Kollapslast)
G	N/mm	Energiefreisetzungsrage
J	N/mm	J-Integral
J <sub>el</sub>	N/mm	elastischer J-Integral-Anteil
J <sub>pl</sub>	N/mm	plastischer J-Integral-Anteil
J <sub>i</sub>	N/mm	J-Integral bei Rißinitiierung
J <sub>Ic</sub>	N/mm	Kritischer J-Integralwert nach ASTM E 813
J <sub>Id</sub>	N/mm	Kritischer J-Integralwert bei dynamischer Beanspruchung
$\dot{J}$	N/mm s	zeitliche Änderung des J-Integrals
$\dot{J}_{pl}$	N/mm s	zeitliche Änderung des plastischen J-Integrals
K	MPa $\sqrt{m}$	Spannungsintensitätsfaktor <sup>1</sup>
K <sub>I</sub>	MPa $\sqrt{m}$	Spannungsintensitätsfaktor bei Modus I-Belastung
K <sub>I</sub> <sup>dyn</sup>	MPa $\sqrt{m}$	Spannungsintensitätsfaktor (Modus I) bei dynamischer Beanspruchung
K <sub>Ia</sub>	MPa $\sqrt{m}$	Rißstoppbruchzähigkeit
K <sub>Ic</sub>	MPa $\sqrt{m}$	Bruchzähigkeit nach ASTM E 399
K <sub>Id</sub>	MPa $\sqrt{m}$	Bruchzähigkeit bei dynamischer Beanspruchung
K <sub>IR</sub>	MPa $\sqrt{m}$	(-Kurve) untere Grenzkurve nach ASME
$\dot{K}$	MPa $\sqrt{ms}^{-1}$	zeitliche Änderung des Spannungsintensitätsfaktors
n		Verfestigungsexponent nach Ramberg-Osgood
n <sub>H</sub>		Verfestigungsexponent nach Hollomon
n <sub>L</sub>		Verfestigungsexponent nach Ludwig
N <sub>m</sub>		mobile Versetzungsdichte
R <sub>e</sub>	MPa	Streckgrenze
R <sub>eL</sub>	MPa	untere Streckgrenze
R <sub>eL</sub> <sup>d</sup>	MPa	untere Streckgrenze bei dynamischer Belastung
R <sub>eH</sub>	MPa	obere Streckgrenze

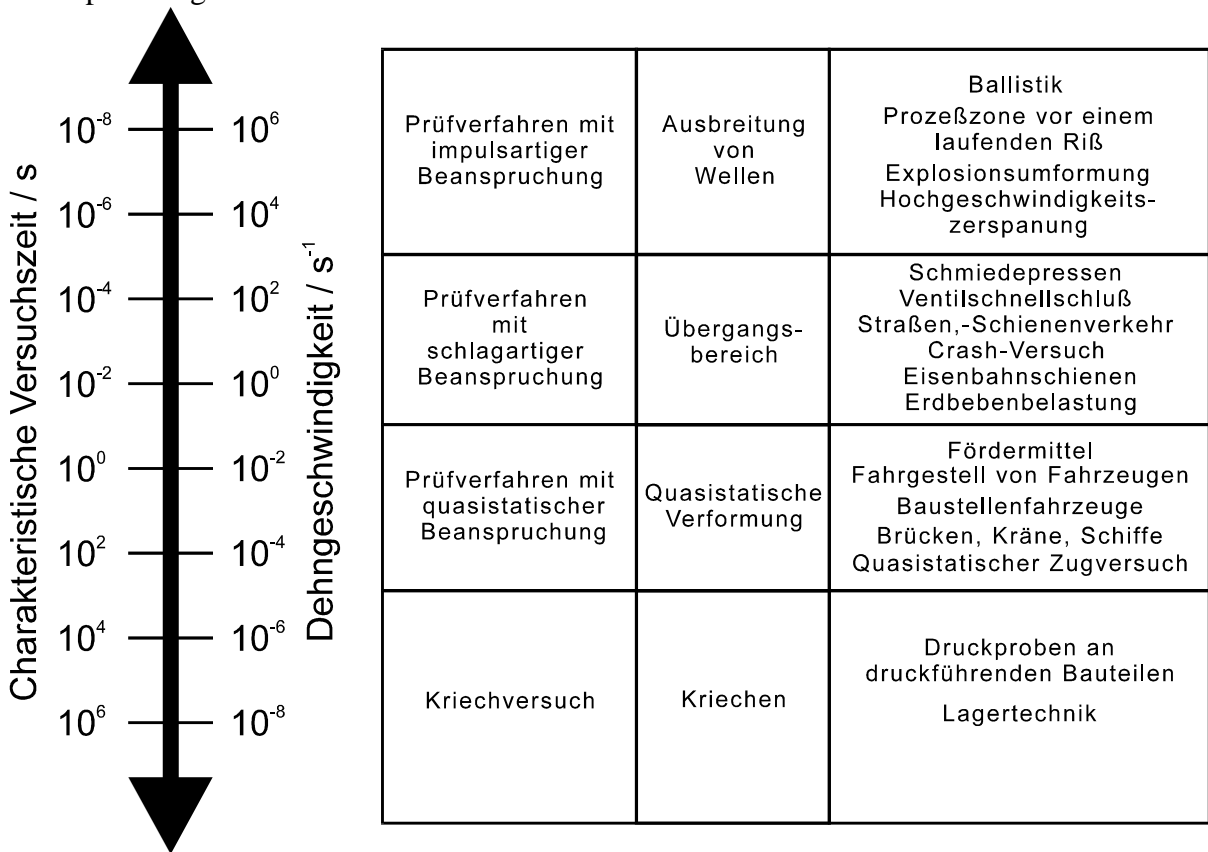
<sup>1</sup> allgemein übliche Bezeichnung übernommen aus der englischen Literatur: „stress intensity factor“)

$R_{eH}^d$	MPa	obere Streckgrenze bei dynamischer Belastung
$R_m$	MPa	Zugfestigkeit
$R_m^d$	MPa	Zugfestigkeit bei dynamischer Belastung
$R_{p0,2}$	MPa	0,2%-Dehngrenze
$R_{p0,2}^d$	MPa	0,2%-Dehngrenze bei dynamischer Belastung
RT	K	Raumtemperatur
$RT_{NDT}$	K	Referenztemperatur für den Spröbruchübergang
T	K	Temperatur
$T_M$	K	Schmelztemperatur des Werkstoffs
$T_{NDT}$	K	Spröbruchübergangstemperatur
$T_R$	K	Raumtemperatur
W	mm	Probenbreite bei Bruchmechanikproben
Z	%	Brucheinschnürung
a	mm	Rißlänge (Kerblänge)
$a_0$	mm	Ausgangsrißlänge, Länge des Ermüdungsrisse
$\Delta a$	mm	Rißfortschritt
b	mm	Länge des Ligaments bei Bruchmechanikproben
d	mm	Probendurchmesser (Rundzugproben)
k		Fließkurvenparameter nach Ludwik und Hollomon
$k^*$		Erhöhungsfaktor zur Beschreibung der Dehngeschwindigkeitsabhängigkeit
$k_f$	MPa	Wahre Spannung
$l_0$	mm	Meßlänge
$\Delta l$	mm	Verlängerung
n		Verfestigungsexponent in der Ramberg-Osgood-Gleichung
$n_L$		Verfestigungsexponent in der Ludwik-Gleichung
$n_H$		Verfestigungsexponent in der Hollomon-Gleichung
p		Cowper-Symonds-Exponent
t	s	Zeit
$t_i$	s	Initiierungszeitpunkt
$t_f$	s	Bruchzeitpunkt
u,v	mm	Verschiebungen
v	m/s	Abzugsgeschwindigkeit
$v_{rel}$	m/s	Relativgeschwindigkeit
x,y,z		kartesische Koordinaten
$\Gamma$		Integrationsweg für das J-Integral
$\alpha$		Fließkurvenparameter nach Ramberg und Osgood
$\Delta G$	J	freie Aktivierungsenergie
$\Delta G_0$	J	bei $T=T_0$ im Gitter verfügbare freie Aktivierungsenergie
$\delta_t$	mm	Rißspitzenöffnung (Crack tip opening displacement CTOD)

$\delta_{i}$	mm	Rißspitzenöffnung zum Initiierungszeitpunkt
$\varepsilon$		Dehnung
$\varepsilon_e, \varepsilon_v$		Vergleichsdehnung
$\varepsilon_w$		wahre Dehnung
$\dot{\varepsilon}$	$s^{-1}$	zeitliche Änderung der Dehnung (=Dehngeschwindigkeit oder Dehnrage)
$\dot{\varepsilon}_{el}$	$s^{-1}$	elastische Dehngeschwindigkeit
$\dot{\varepsilon}_K$	$s^{-1}$	maßgebliche Dehngeschwindigkeit im Rißspitzenfeld nach Klenk /114/
$\dot{\varepsilon}_{pl}$	$s^{-1}$	plastische Dehngeschwindigkeit
$\dot{\varepsilon}_{sh}$	$s^{-1}$	Dehngeschwindigkeit am Rand der plastischen Zone nach Shoemaker /113/
$\dot{\varepsilon}_w$		Dehngeschwindigkeit der wahren Dehnung
$\varphi$		wahre Dehnung
$\rho$	$kg/m^3$	Dichte
$\mu$		Querkontraktionszahl
$\mu_H$		Haftreibungskoeffizient
$\mu_G$		Gleitreibungskoeffizient
$\sigma$	MPa	Spannung
$\sigma_G$	MPa	athermischer Spannungsanteil
$\sigma_{tho}$	MPa	thermisch aktivierbarer Spannungsanteil
$\sigma_0$	MPa	Fließspannung (allgemein)
$\sigma_e, \sigma_v$	MPa	Vergleichsspannung

# 1 EINLEITUNG

Die Aufgabenstellungen der Festigkeitsanalyse werden durch die immer größer werdende Forderung nach Optimierung der Werkstoffausnutzung und der Produktsicherheit zunehmend komplexer. Dies gilt im besonderen für Konstruktionen mit hohem Gefahrenpotential. Um das Risiko durch fertigungs- oder betriebsbedingte Risse in Komponenten von Anlagen der Energieerzeugung oder chemischen Verfahrenstechnik zu minimieren, wird im Rahmen von weitgehenden Sicherheitsanalysen auch die Quantifizierung des Bruchwiderstandes fehlerbehafteter Strukturen gefordert. Die derzeit verfügbaren Konzepte der linear-elastischen und elastisch-plastischen Bruchmechanik sowie der plastischen Grenzlast erlauben die Quantifizierung des Sicherheitsabstandes gegen katastrophales Versagen rißbehafteter Strukturen und eine konservative Auslegung von Bauteilen nur unter der Voraussetzung quasistatischer Beanspruchung /1/.



**Bild 1.1: Spektrum der Belastungsgeschwindigkeiten in der Technik**

In der Verkehrs- und Fertigungstechnik, sowie in der Energie- und Verfahrenstechnik können Belastungs- oder Formänderungsgeschwindigkeiten auftreten, die eine Betrachtung des Beanspruchungsparameters Geschwindigkeit notwendig machen /2/, **Bild 1.1** und **Bild 1.2**. Während in der Verkehrs- und Fertigungstechnik neben Sicherheitsbetrachtungen vor allem Kenntnisse über das Materialverhalten an sich notwendig sind, beispielsweise für die Berechnung von Verformungsenergien bei Crash-Simulationen /3/ oder die Entwicklung neuer Hochgeschwindigkeitsbearbeitungsverfahren /4/, sind es im Bereich der Energietechnik in erster Linie Sicherheitsaspekte, die zur Berücksichtigung dieses Parameters führen.



Insbesondere bei den Konstruktionen, an die bezüglich Sicherheit und Verfügbarkeit besonders hohe Anforderungen gestellt werden, müssen entsprechende Sicherheitsabstände gegen katastrophales Versagen auch bei dynamischer oder schlagartiger Belastung gewährleistet werden können. Dazu ist sowohl eine genaue Kenntnis des Festigkeits- und Verformungsverhaltens eines Konstruktionswerkstoffes als auch die Kenntnis bruchmechanischer Kenngrößen notwendig. Im Sinne einer konservativen Abschätzung müssen dazu auch höhere Dehn- und Belastungsgeschwindigkeiten betrachtet werden.

### **EVA / EVI - Lastfälle mit dynamischer Beanspruchung**

---

**Erdbeben**

**Flugzeugabsturz**

**Druckstoß (Ausfall, Abschalt- / Umschaltvorgänge von aktiven  
Komponenten)**

**Wasserschlag**

**Kondensationsschlag**

**Explosionsdruckwelle**

**Berstdruckwelle**

**Missile Impact**

**Rohrleitungsversagen / Sekundärriß**

**Leistungsexkursion (Bethe-Tait-Störfall)**

**Bild 1.2: Zusammenstellung dynamischer Lastfälle**

## **2 AUFGABENSTELLUNG**

Der Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit auf das Werkstoffverhalten ist seit langem bekannt /5/ und wurde auch werkstoffmechanisch untersucht /6, 7/. Phänomenologische Untersuchungen zur Ermittlung von Werkstoffkennwerten liegen z.B. in Form von an Zugproben ermittelten Fließkurven /8, 9, 10/ vor. Sie wurden ergänzt durch Untersuchungen an Kerbschlagbiegeproben /11,12/. Bruchmechanische Untersuchungen wurden an Kerbschlagbiegeproben mit Schwingriß /13, 14/ und vor allem an Kompaktzugproben /15/ zur Bestimmung der Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  bei höheren Belastungsgeschwindigkeiten durchgeführt. Sie zeigen eine deutliche Abhängigkeit des Werkstoffverhaltens von der Dehn- bzw. Belastungsgeschwindigkeit. Für die Untersuchungen von Krabiell /15/ und für neuere Untersuchungen zum Verhalten von Werkstoffen im Übergangsbereich und in der Hochlage der Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve /2,16/ wurden zur Auswertung die für experimentelle Untersuchungen zur Verfügung stehenden Ansätze der linear-elastischen Bruchmechanik bzw. die quasistatischen Verfahren der Zähbruchmechanik herangezogen. Auch die nur in unzureichendem Umfang existierenden Prüfnormen zur Ermittlung von Werkstoffkennwerten sowohl für integrale als auch rißbehaftete Strukturen greifen auf quasistatische Auswertemethoden zurück. Diese Prüfnormen gelten meist auch in einem beschränkten Geschwindigkeitsbereich. Bislang wurde nur ansatzweise untersucht, inwieweit die mit den quasistatischen Auswertemethoden bestimmten Kennwerte den wahren Bruchwiderstand beschreiben.

Für einen weiten Geschwindigkeitsbereich liegen lediglich Normentwürfe vor, die im Rahmen dieser Arbeit angewendet und kritisch überprüft werden sollen. Eine Analyse der Versuchsbedingungen soll zur Optimierung der Versuchs- und Meßtechnik sowie der Auswertemethodik dienen und eventuelle Verbesserungsmöglichkeiten aufzeigen.

Für eine vollständige Sicherheitsanalyse von Kraftwerkskomponenten unter dynamischer Beanspruchung werden bruchmechanische Werkstoffkennwerte benötigt, die unabhängig von der Geometrie der geprüften Kleinproben sind. Deshalb soll ebenfalls auf das Phänomen der Rißinitiierung während der dynamischen Belastung eingegangen werden.

Zu untersuchen waren die folgenden Werkstoffe, die als repräsentativ für eine ganze Reihe von in kerntechnischen Anlagen verwendeten Werkstoffen gelten können:

- 17 MoV 8 4 (mod., KS22) als grenzüberschreitende lower bound Schmelze, die als repräsentativ für den End of Life (EOL)-Zustand älterer Anlagen im RGW-Bereich angesehen werden kann,
- 20 MnMoNi 5 5 als Beispiel für einen optimierten Feinkornbaustahl und das hochzähe Schweißgut 10 MnMoNi 5 5,
- X 6 CrNi 18 11 als austenitischer Werkstoff,
- 17 MnMoV 6 4 (WB35) und 15 NiCuMoNb 5 (WB36) sowie der auf ersterem basierende thermomechanisch gewalzte Stahl Altherm NiMoV als Beispiele für in älteren Anlagen eingesetzte Werkstoffe nebst einer entsprechenden Sonderschmelze (MnMoNiV),

- GGG 40.3 als Beispiel für ein duktilen Gußeisen.

Eine Übersicht der untersuchten Werkstoffe mit dem jeweiligen Untersuchungsprogramm enthält im Anhang **Tabelle A 2.1**.

Der zu untersuchende Geschwindigkeitsbereich umfaßt Dehngeschwindigkeiten von  $10^{-4} \leq \dot{\epsilon} \leq 10^3 \text{ s}^{-1}$  bzw. Beanspruchungsgeschwindigkeiten von  $1 \leq \dot{\kappa} \leq 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{ms}^{-1}}$ , wobei auf die Definition und Anwendbarkeit dieser Größen bei der Beurteilung der Ergebnisse noch einzugehen ist.

Die Ermittlung von Werkstofffließkurven für die zu untersuchenden Werkstoffe bildet die Grundlage für die Beurteilung des geschwindigkeitsabhängigen Verhaltens der Werkstoffe und ist die Voraussetzung für die Durchführung numerischer Simulationen. Im einzelnen wurden wahre Fließkurven für die im Anhang **Tabelle A 2.2** aufgeführten Werkstoffe, Temperaturen und Geschwindigkeitsbereiche ermittelt.

Die Druckversuche dienen zur stichprobenartigen Überprüfung der Vergleichbarkeit der Ergebnisse zum Zugversuch.

Ebenfalls werden die üblichen Festigkeits- und Verformungskennwerte aus den Zug- und Druckversuchen ermittelt.

Eine weitere Auswertung und Parametrisierung dieser Ergebnisse erfolgt mit gängigen Konzepten der Werkstoffmechanik und Materialmodellen.

Zur Ermittlung von Bruchmechanikkennwerten muß durch Optimierung der Versuchstechnik, insbesondere der Technik zur Bestimmung des Reißinitiierungszeitpunktes die Voraussetzung für eine zuverlässige Kennwertermittlung geschaffen werden.

Die Kennwertermittlung erfolgt nach den im Anhang **Tabelle A 2.3** enthaltenen Verfahren bei den angegebenen Temperaturen und Geschwindigkeiten.

### **3 WERKSTOFFE**

Die Auswahl der Werkstoffe erfolgte unter zweierlei Gesichtspunkten. Zum einen sollte ein möglichst großes Zähigkeitsspektrum abgedeckt werden. Zum anderen sollte auf bereits vorhandene Ergebnisse zurückgegriffen werden können. Für alle Werkstoffe lagen

- Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven
- quasistatische Festigkeits- und Verformungskennwerte aus Zugversuchen
- quasistatische Bruchzähigkeitswerte ( $K_{IC}$ ,  $K_{IJ}$ )

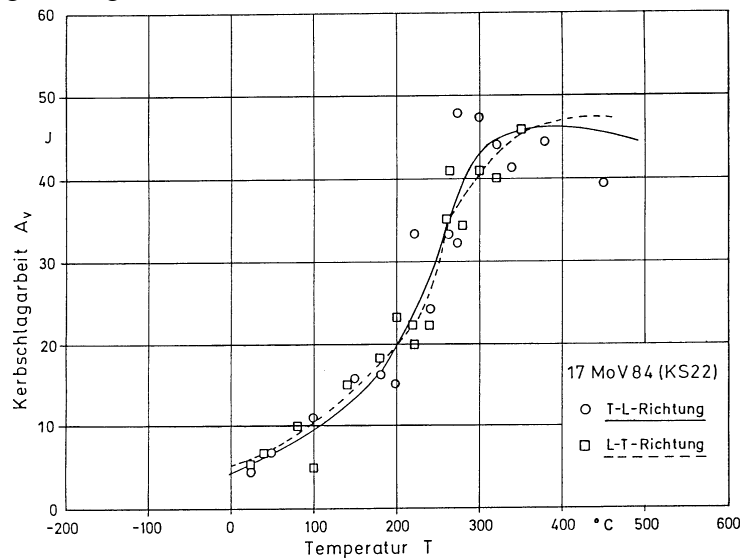
und für den Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod.) auch dynamische Zugversuchs- und Bruchmechanik-Kennwerte aus Untersuchungen von Demler /2/ vor, so daß eine detaillierte Werkstoffcharakterisierung in dieser Arbeit nicht notwendig wurde. Die Entnahmerichtung wurde weitestgehend so gewählt, daß sie im Sinne einer konservativen Ermittlung von Werkstoffkennwerten die niedrigste Kerbschlagarbeit in der Hochlage aufweist. Für die Bezeichnung der Entnahmerichtung wird im folgenden jeweils die Hauptverformungsrichtung bei der Herstellung zugrundegelegt. Demzufolge werden bei den nahtlosen Rohren nach ASTM E399 die Rohrlängsrichtung mit L, die Umfangsrichtung mit C und die Radialrichtung mit R bezeichnet. Beim unterpulvergeschweißten Rohr aus Altherm NiMoV und dem formgeschweißten Behälterschuß aus 10 MnMoNi 5 5 wird die Rohrlängsrichtung mit T, die Umfangsrichtung mit L und die Radialrichtung mit S bezeichnet. Die chemischen Zusammensetzungen, die im quasistatischen Zugversuch ermittelten Werkstoffkennwerte und die NDT-Temperaturen der Werkstoffe, soweit sie vorlagen, sind im Anhang in **Tabelle A 3.1**, **Tabelle A 3.2** und **Tabelle A 3.3** enthalten.

#### **3.1 Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod.)**

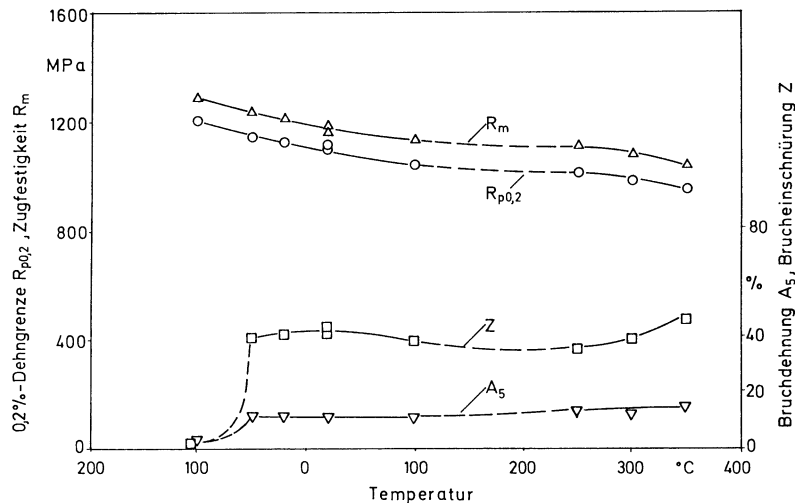
Beim Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod.), Schmelzenbezeichnung KS22, aus dem Forschungsvorhaben "Komponentensicherheit (FKS)" /17/ handelt es sich um eine Schmelze auf der Basis 17 MoV 8 4. An diesem Werkstoff wurden Wärmebehandlungsversuche durchgeführt /18/ mit dem Ziel, einen Modellwerkstoff für Untersuchungen zur Strahlenversprödung zu erhalten, der bei isotropen Werkstoffeigenschaften eine niedrige Kerbschlagarbeit in der Hochlage, eine hohe Spröbruchübergangstemperatur und eine hohe Festigkeit aufweist. Dazu wurde die Schmelze bei 1050 °C austenitisiert und bei 640 °C 7 h angelassen. Die Kerbschlagarbeit-Temperaturkurve des isotropen Mantelschuß ist in **Bild 3.1** enthalten. Die Hochlage mit einer Kerbschlagarbeit von 40 J bis 50 J wird erst bei ungefähr 300 °C erreicht. Die in Tabelle A 3.3 angegebene NDT-Temperatur wurde nach dem P<sub>4</sub>-Kriterium abgeschätzt, da eine Durchführung von Fallgewichtsversuchen in diesem Temperaturbereich nicht möglich war.

**Bild 3.2** enthält die über der Temperatur aufgetragenen mechanisch-technologischen Kennwerte für diesen Werkstoff. Auffallende Charakteristika der bainitischen Gefügestruktur dieses Werkstoffs sind hohe Werte für Härte, große Körner (Korngröße 4 nach ASTM E 112) sowie ein hoher Gehalt an nichtmetallischen Einschlüssen. Die Proben wurden in T- bzw. TL-

Richtung entnommen. In /17/ wurden nur sehr geringe Unterschiede zwischen den Entnahmerichtungen festgestellt.



**Bild 3.1: Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve des Werkstoffs 17 MoV 8 4 (mod.)**



**Bild 3.2: Mechanisch-technologische Kennwerte des Werkstoffs 17 MoV 8 4 (mod.)**

### 3.2 Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 und Schweißgut 10 MnMoNi 5 5

Die Proben aus dem Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 wurden einem nahtlosen, gepreßten und gezogenen Rohr mit den Abmessungen Innendurchmesser x Wanddicke = 706 mm x 47 mm entnommen, das auch im Forschungsvorhaben Behälterversagen (Phase III) /19/ Verwendung fand. Die Werkstoffcharakterisierung durch mechanisch-technologische Kennwerte ist dort ausführlich beschrieben.

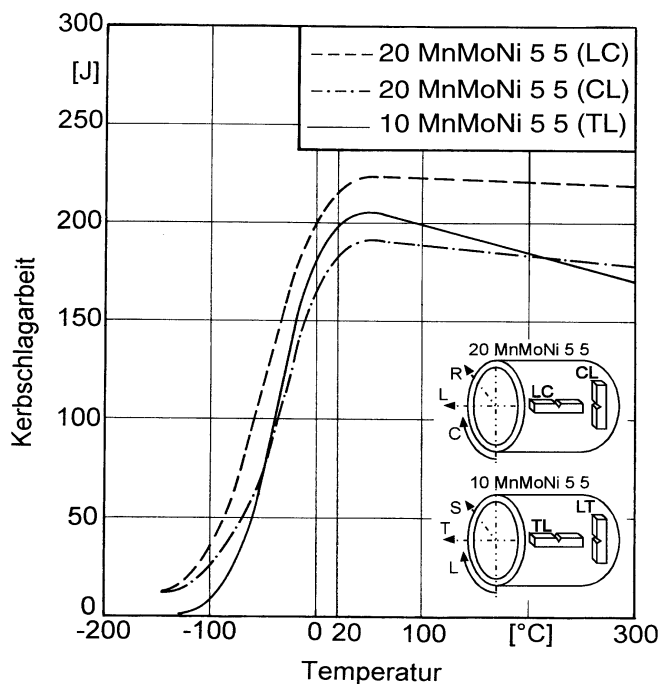
Mit einer Kerbschlagarbeits-Hochlage von im Mittel 180 J (Entnahmerichtung CL) bzw. 220 J (Entnahmerichtung LC) bei Raumtemperatur repräsentiert dieser Werkstoff den derzeit im Anlagenbau verwendeten optimierten Feinkornbaustahl, **Bild 3.3**. Die Untersuchungen beschränkten sich für diesen Werkstoff auf die Entnahmerichtung mit der kleinsten Kerbschlagarbeit in der Hochlage, d.h. die Proben für Zugversuche wurden in Umfangsrichtung (C) und die Kompaktzugproben für Bruchmechanikversuche in CL-Richtung entnommen.

Im Zuge der im Forschungsvorhaben "Rißverhalten bei Spannungswellenbelastung" /20/ durchgeführten Arbeiten wurde eine detaillierte Gefüge- und Mikrostrukturcharakterisierung dieses Werkstoffs erstellt.

Der Werkstoff weist bainitisch-martensitisches Gefüge mit geringem Anteil Ferrit auf. Die aus lichtmikroskopischen Aufnahmen festgestellte Korngröße beträgt  $8\ \mu\text{m}$ , als charakteristisch wurden Seigerungszeilen mit hoher Teilchendichte mit einem Abstand von  $3,5 (\pm 1,3)\ \text{mm}$  bei einer Breite von  $178 (\pm 60)\ \mu\text{m}$  festgestellt.

Die Proben des Schweißguts 10 MnMoNi 5 5 wurden Prüfringen mit Innendurchmesser 1136 mm und Wanddicke 352 mm entnommen. Diese Prüfringe wurden zusammen mit einem 72 t-Druckbehälter durch eine UP-Viellagen-Formschweißung hergestellt. Der Versuchswerkstoff wurde bei  $520^\circ\text{C}$  20 h gegläht.

Von Schoch /21/ wurden detaillierte Werkstoffuntersuchungen durchgeführt. Es liegt feinkörniges bainitisches Tertiärgefüge vor. Makroskopisch werden mit dem Herstellungsverfahren homogene Eigenschaften erreicht. In Bild 3.3 ist die Kerbschlagarbeit-Temperaturkurve der Entnahmerichtung TL dargestellt. Die Hochlage der Kerbschlagarbeit liegt wie die Raumtemperaturwerte für Streckgrenze und Zugfestigkeit (**Bild 3.4** und **Bild 3.5**) etwas höher als beim Werkstoff 20 MnMoNi 5 5.

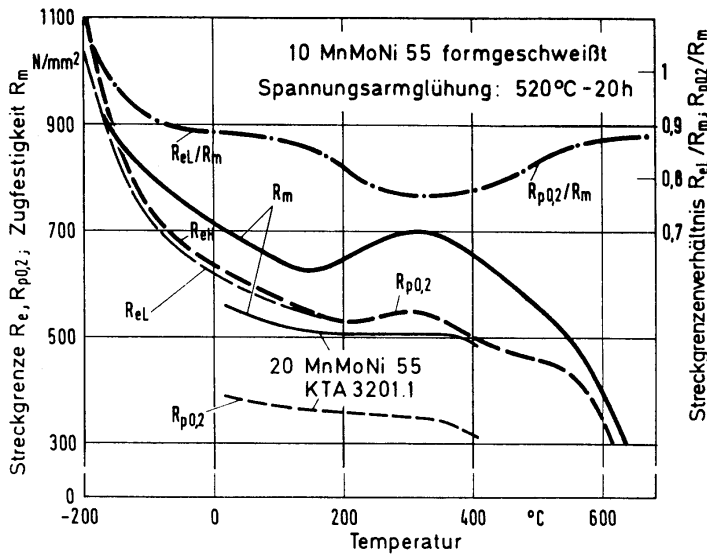


**Bild 3.3:**  
**Kerbschlagarbeit-Temperatur-**  
**Kurven der Werkstoffe**  
**20 MnMoNi 5 5 und**  
**10 MnMoNi 5 5**

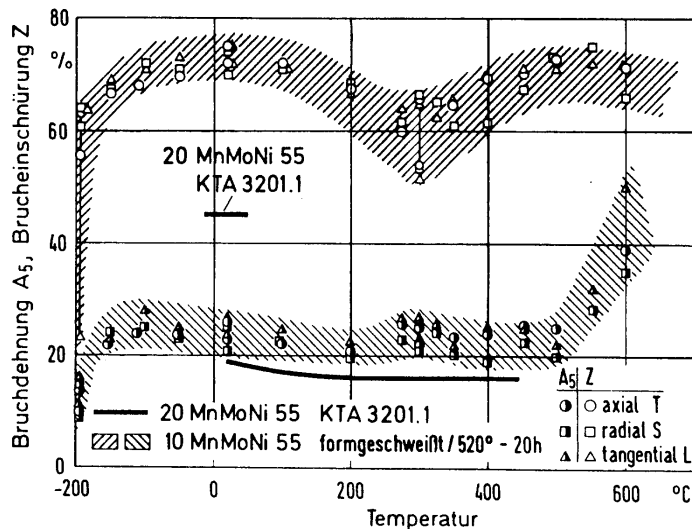
### 3.3 Werkstoff X6 CrNi 18 11

Der nicht stabilisierte austenitische Werkstoff X6 CrNi 18 11 lag in Form von aus einem Grobblech entnommenen Rechteckplatten der Abmessungen  $960 \times 608 \times 40\ \text{mm}^3$  vor, die bereits im Forschungsvorhaben "12 MN-Schnellzerreißmaschine (Phase II)" /22/ geprüft wurden. Die dort durchgeführten Werkstoffuntersuchungen ergaben eine Kerbschlagarbeit bei Raumtemperatur von über 280 J in Quer- und über 300 J in Längsrichtung. Die Proben zur Bestimmung der dynamischen Werkstoffeigenschaften wurden generell in Querrichtung (d.h.

T bzw. TL-Richtung entnommen. Der  $\delta$ -Ferrit-Gehalt des Werkstoffs liegt bei 0,1% im Mittel und liegt infolge des Walzvorganges bei der Blechherstellung meist zeilenförmig vor.



**Bild 3.4: Festigkeitskennwerte des Werkstoffs 10 MnMoNi 5 5**



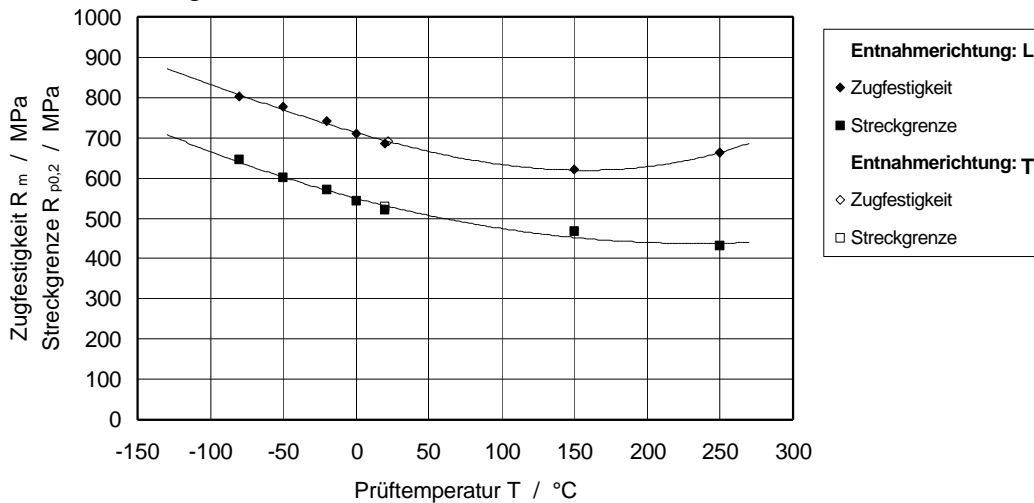
**Bild 3.5: Verformungskennwerte des Werkstoffs 10 MnMoNi 5 5**

### 3.4 Werkstoffe 17 MnMoV 6 4, 15 NiCuMoNb 5, Altherm NiMoV und MnMoNiV-Sonderschmelze

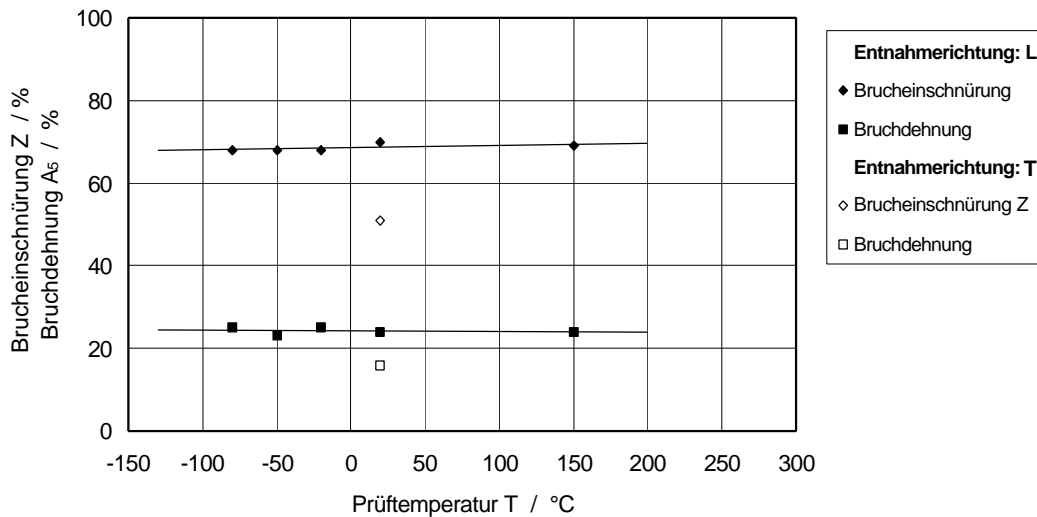
Sämtliche Proben aus den Werkstoffen 17 MnMoV 6 4 (Herstellerbezeichnung: WB35) und 15 NiCuMoNb 5 (Herstellerbezeichnung: WB36) wurden nahtlos gezogenen Versuchsrohren der Abmessungen Innendurchmesser x Wanddicke = 346 mm x 11 mm (17 MnMoV 6 4) bzw. 434 mm x 18 mm (15 NiCuMoNb 5) entnommen. Der Werkstoff 17 MnMoV 6 4 lag in luftvergütetem Zustand vor und weist ferritisch-perlitisches Gefüge mit einer Korngröße von 9-10 (nach ASTM) auf. Die Schmelze aus 15 NiCuMoNb 5 war durch deutlich reduzierten Gehalt an Schwefel, Phosphor und Niob optimiert.

Umfangreiche Werkstoffuntersuchungen wurden neben Schlagzugversuchen an Rohrstreifenproben im Forschungsvorhaben "Absicherungsprogramm zum Integritätsnachweis von Bauteilen" /23/ durchgeführt. **Bild 3.6** und **Bild 3.7** zeigen die ermittelten mechanisch-technologischen Kennwerte für den Werkstoff 17 MnMoV 6 4, **Bild 3.8** und **Bild 3.9** die für

den Werkstoff 15 NiCuMoNb 5. Im Forschungsvorhaben "Rißverhalten bei dynamischer Beanspruchung" /24/ wurden Rohrstreifenproben mit Schlitz bzw. Oberflächenkerbe geprüft. Um die Auswirkungen der starken Anisotropie des Werkstoffs 17 MnMoV 6 4 zu untersuchen wurden CT-10 Proben sowohl in LT als auch in TL-Richtung geprüft. Da aus Geometrie-gründen keine CT-Proben in LS-Richtung entnommen werden konnten, wurden ISO-V-Proben in dieser Richtung und zum Vergleich mit den CT-Proben auch in LT-Richtung bruchmechanisch untersucht. **Bild 3.10** zeigt die Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven für die verschiedenen Entnahmerichtungen dieses Werkstoffs /25/.



**Bild 3.6: Festigkeitskennwerte des Werkstoffs 17 MnMoV 6 4**



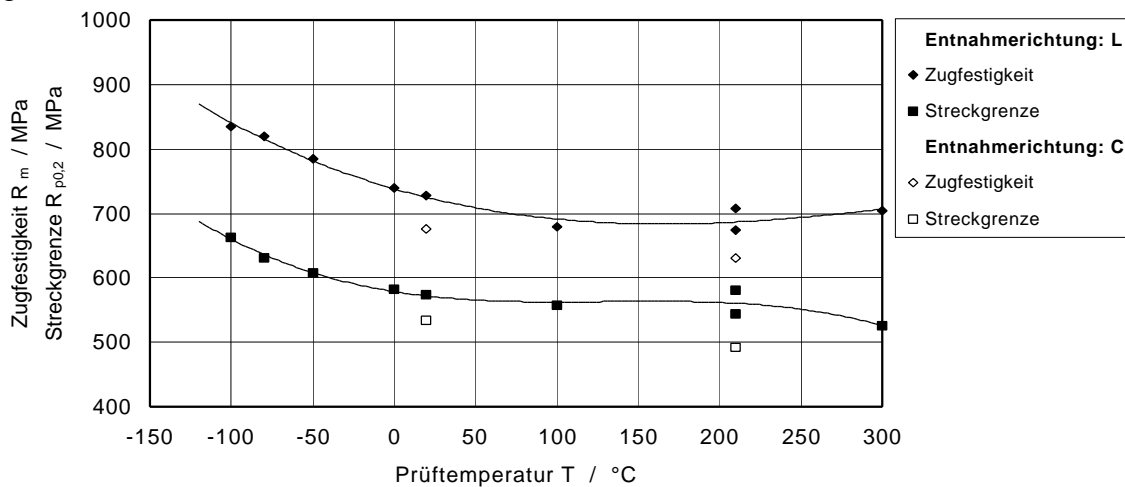
**Bild 3.7: Verformungskennwerte des Werkstoffs 17 MnMoV 6 4**

Beim Werkstoff 15 NiCuMoNb 5 wurde die Entnahmerichtung mit der kleineren Kerbschlagarbeit (LC) untersucht. Im Forschungsvorhaben "12 MN-Schnellzerreißmaschine (Phase III)" /26/ wurden die zur Charakterisierung notwendigen Werkstoffuntersuchungen durchgeführt. Der thermomechanisch gewalzte warmfeste Stahl 15 MnNiMoV 5 3 mit der Markenbezeichnung Altherm NiMoV (abgekürzt ATM NiMoV) wurde bewußt auf eine Kerbschlagarbeit von etwa 50 J in der Hochlage eingestellt, **Bild 3.11**. Die Versuchsrohre mit den Abmessungen

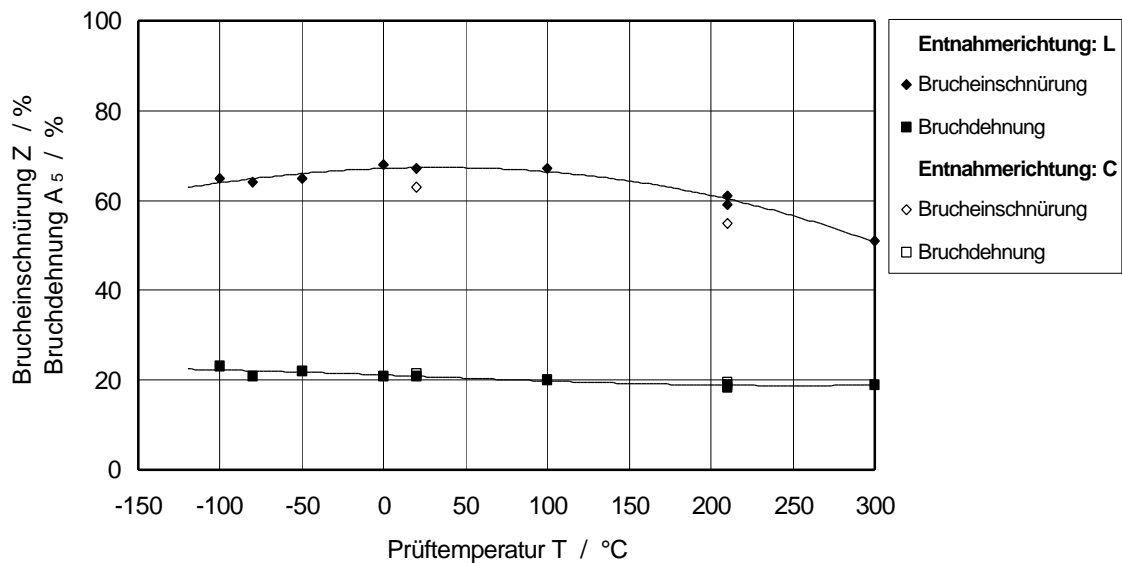


Innendurchmesser x Wanddicke = 381 mm x 12,5 mm wurden aus Blechen hergestellt, die entgegen der üblichen Vorgehensweise in Walzrichtung gerollt und anschließend mit einer Unterpulver-Längsnaht verschweißt wurden. Dieser Werkstoff sollte damit dem ungünstigen Fall eines niederzähnen Werkstoffs Rechnung tragen.

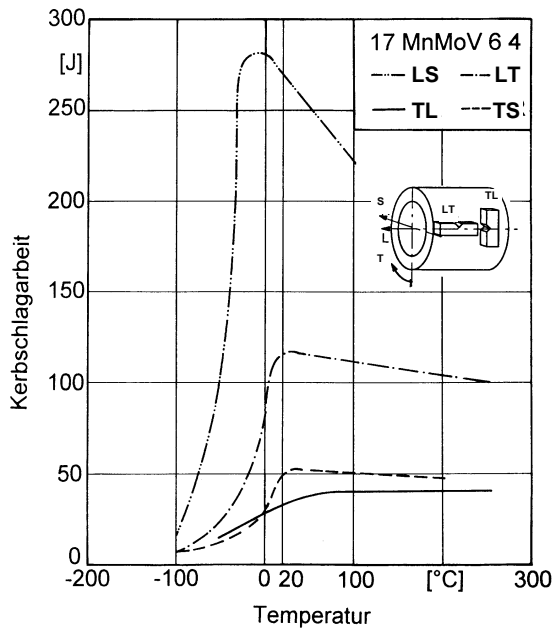
Eine weitere bereits im Forschungsvorhaben Behälterversagen /19/ untersuchte niedrigzähne MnMoNiV-Sonderschmelze wurde durch Veränderungen in der chemischen Zusammensetzung (hohe Gehalte an S, P, Cu und V), im Ablauf des Vergütungsprozesses und wie beim zuvor genannten ATM-NiMoV durch die Ausnutzung einer von der Walzblechherstellung herrührenden ausgeprägten Richtungsabhängigkeit auf eine Kerbschlagarbeitshochlage von ungefähr 50 J eingestellt. Im Rahmen dieses Werkstoffs wurden dynamische Fließkurven in Abhängigkeit der Temperatur zur Untersuchung des Phänomens der dynamischen Reckalterung ermittelt.



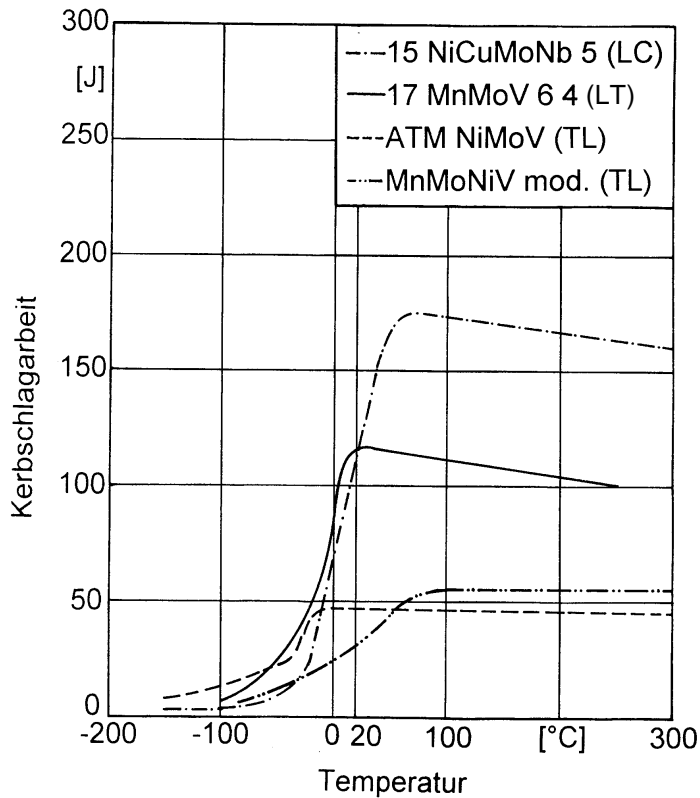
**Bild 3.8: Festigkeitskennwerte des Werkstoffs 15 NiCuMoNb 5**



**Bild 3.9: Verformungskennwerte des Werkstoffs 15 NiCuMoNb 5**



**Bild 3.10:**  
**Kerbschlagarbeit-Temperatur-**  
**Kurven der verschiedenen**  
**Entnahmerichtungen des Werk-**  
**stoffs 17 MnMoV 6 4**



**Bild 3.11:**  
**Kerbschlagarbeit-Temperatur-**  
**Kurven der Werkstoffe**  
**17 MnMoV 6 4 (WB35),**  
**15 NiCuMoNb 5 (WB36),**  
**Altherm NiMoV und der**  
**MnMoNiV-Sonderschmelze**  
**(BVIII /19/)**

### 3.5 Werkstoff GGG 40.3

Das duktile Gußeisen GGG 40.3 wurde im Sandgußverfahren hergestellt und wies im Bereich, aus dem die Probenentnahme erfolgte, ein weitgehend konstantes Härteniveau auf. Damit konnte eine gute Reproduzierbarkeit der ermittelten Kennwerte erreicht werden. Das Matrixgefüge liegt als kohlenstoffarmer Ferrit mit ungefähr 6% Perlitanteil vor.

## 4 Theoretische Beschreibung dynamischen Materialverhaltens

### 4.1 Beschreibung der wahren Fließkurve im Verfestigungsbereich

Mit dem Überschreiten der Lüdersdehnung tritt durch die zunehmende Erhöhung der Versetzungsdichte eine Verfestigung des Werkstoffes auf, wobei bis zum Erreichen der Maximallast der einachsige Spannungs- und dreiachsige Formänderungszustand erhalten bleibt. Im Rahmen der hier dargestellten Versuche wird die bleibende Dehnung bei Maximallast mit der Gleichmaßdehnung  $A_g$  gleichgesetzt.

Es existieren grundsätzlich unterschiedliche empirische Ansätze zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens im Verfestigungsbereich der Spannungs-Dehnungs-Kurve:

1. Ansätze, in denen die Dehngeschwindigkeit explizit als Parameter auftritt, z.B. das Modell von Johnson und Cook /27/

$$\sigma = (A + B \cdot \epsilon^n) \cdot (1 + C \cdot \ln(\dot{\epsilon}^*)) \cdot (1 - (T^*)^m) \quad (4.1)$$

$\dot{\epsilon}^*$  : dimensionslose Dehnrate bezogen auf  $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

$T^*$  :  $(T - T_R)/(T_M - T_R)$

$T_R$  : Raumtemperatur

$T_M$  : Schmelztemperatur des Werkstoffes

$A, B, C, n, m$  : Konstanten

2. Ansätze für das Verfestigungsverhalten, die bei quasistatischer Beanspruchung verwendet werden, z.B. nach Ramberg-Osgood /28/

$$\frac{\epsilon}{\epsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left( \frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (4.2)$$

Ludwik /29/

$$\sigma = \sigma_0 + k \cdot \epsilon^{nl} \quad (4.3)$$

oder Hollomon /30/

$$\sigma = k \cdot \epsilon^{nh} \quad (4.4)$$

Für unterschiedliche Dehngeschwindigkeit werden die experimentell ermittelte Fließkurven angenähert und in Form einer Kurvenschar bereitgestellt. Von Malvern /31/ und Perzyna /32/ wurde das sogenannte „overstress-Modell“ vorgeschlagen. Dabei wird die dehngeschwindigkeitsabhängige Spannungsüberhöhung in Form eines Potenzgesetzes nach Cowper und Symonds /33/ mit

$$\dot{\epsilon}_{pl} = D \cdot \left( \frac{\sigma_{dyn}}{\sigma_{qst}} - 1 \right)^p \quad (4.5)$$

den experimentellen Ergebnissen angenähert und die Parameter D und p bestimmt.  $\sigma_{dyn}$  ist die experimentell ermittelte Fließspannung bei der Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ .  $\sigma_{qst}$  ist die Fließspannung des quasistatischen Versuches.

## 4.2 Theorie des thermisch aktivierten Fließens

Die Theorie der Kristallplastizität geht von der Vorstellung aus, daß die realen Werkstoffe aus kristallinen Grundbausteinen oder Körnern aufgebaut sind, die ihrerseits definierte Gitterstrukturen besitzen und untereinander durch Korn- bzw. Phasengrenzen getrennt sind. Dabei ist die Gitterstruktur der Körner nicht ideal, sondern je nach Typ und Vorgeschichte stark gestört. Die wichtigste, für die plastische Verformung metallischer Werkstoffe maßgebende Gitterstörung ist die Versetzung mit eindimensionaler Ausdehnung. Die Kristallplastizität geht von der Vorstellung aus, daß jeder unverformte Kristall mit einem räumlichen Netzwerk von Versetzungen durchzogen ist /34/. Eine plastische Verformung beruht auf dem Wandern von Versetzungen in einer bestimmten Richtung aufgrund der Anwendung einer äußeren Kraft. Im Gegensatz zum Einkristall-Wandern der Versetzungen in bevorzugt ausgezeichneten Ebenen und Richtungen erfolgt die plastische Verformung eines Vielkristalls durch Mehrfachgleitung in mehreren Gleitsystemen, da die Kompatibilität an den Korngrenzen aufrecht erhalten bleiben muß. Somit ergibt sich die makroskopisch plastische Dehnung eines Vielkristalls aus der Summation der Gleitbewegungen der einzelnen Versetzungen um einen bestimmten Betrag:

$$\epsilon = b \cdot N_m \cdot \frac{l}{M_T} \quad (4.6).$$

In dieser Beziehung ist  $b$  der Burgers-Vektor,  $N_m$  die mobile Versetzungsdichte und  $M_T$  der Taylor-Faktor, welcher die vektorielle Addition der unterschiedlichen Richtungen der Gleitsysteme im Kristall darstellt, und  $l$  gibt den mittleren Laufweg der Versetzungen gegenüber ihren Ausgangspositionen wieder. Für die Dehngeschwindigkeiten ergibt sich

$$\dot{\epsilon} = b \cdot N_m \cdot \frac{v}{M_T} \quad (4.7),$$

wobei  $v = l/\Delta t$  die Versetzungsgeschwindigkeit wiedergibt. Dabei setzt sich  $\Delta t$  aus zwei Zeiteinheiten zusammen, der Wartezeit  $\Delta t_w$  vor den Hindernissen und der Laufzeit  $\Delta t_l$  zwischen den Hindernissen.

### 4.2.1 Einflüsse auf die Fließspannung

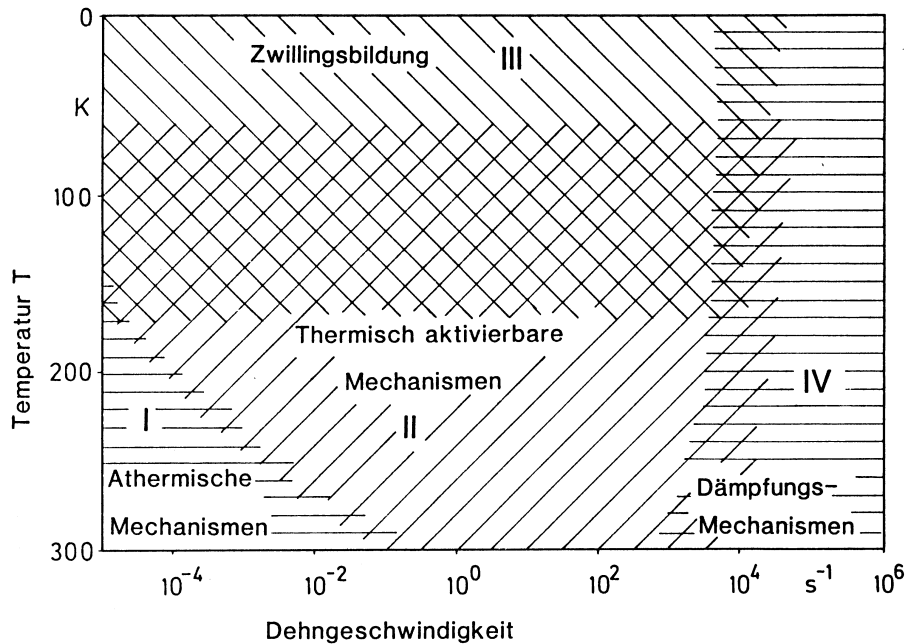
Die Fließspannung, die den Übergang der elastischen in den plastischen Zustand kennzeichnet, wird während eines Verformungsprozesses von der Dehngeschwindigkeit, der Temperatur und von Strukturparametern beeinflusst.

Der Widerstand des Werkstoffs gegen eine plastische Verformung setzt sich aus den gegen die Versetzungsbewegung resultierenden inneren Spannungsfeldern der Hindernisse zusammen. Bei einer Temperatur unterhalb 0,4 der absoluten Schmelztemperatur unterscheidet man Hindernisse mit weitreichenden Spannungsfeldern, die mehrere tausend Atomabstände weit wirken, und Hindernisse mit kurzreichenden Spannungsfeldern, die sehr eng lokalisiert sind und wenige Atomabstände weit wirken /35/. Die Hindernisse mit kurzreichenden Spannungsfeldern können von den Gleitversetzungen mit Hilfe der thermischen Fluktuation der einzelnen Atome überwunden werden. Im Gegensatz dazu werden Hindernisse mit

weitreichenden Spannungsfeldern von der Kristall- und Gefügestruktur (Korngröße, Ausscheidungen, Versetzungen etc.) beeinflusst.

Bei sehr hohen Dehngeschwindigkeiten treten andere Hindernisse gegen die Versetzungsbe-  
wegung auf, die als Dämpfungseffekte bezeichnet werden.

**Bild 4.1** zeigt in Abhängigkeit der Dehngeschwindigkeit und der Temperatur für einen weichen Kohlenstoffstahl die verschiedenen Verformungsmechanismen, die für die plastische Verformung metallischer Werkstoffe maßgebend sind /36/.



**Bild 4.1: Abhängigkeit der Verformungsmechanismen von der Dehngeschwindigkeit und der Temperatur für unlegierte Baustähle, nach /36/.**

#### 4.2.2 Der athermische Bereich

Im Bereich I in Bild 4.1 ist die Fließspannung  $\sigma_G$  von der Temperatur und der Dehngeschwindigkeit annähernd unabhängig. Die geringe Temperaturabhängigkeit des athermischen Fließspannungsanteils entspricht etwa der Abhängigkeit des Schubmoduls G von der Temperatur.

Elastische Wechselwirkungen der Versetzungen mit Hindernissen weitreichender Spannungsfelder sind in diesem Bereich für die Höhe der athermischen Fließspannung  $\sigma_G$  maßgeblich. Das Fließen ist durch athermische Verformungsmechanismen bestimmt.

Die athermische Spannung setzt sich additiv aus mehreren Spannungsanteilen zusammen:

$$\sigma = \sum_{i=1}^i \Delta\sigma_i \quad (4.8)$$

Athermische Spannungen sind zu überwinden, wenn die wandernden Versetzungen auf Korngrenzen, gelöste Fremdatome und auf eingelagerte Teilchen (Ausscheidungen, Dispersionen) treffen.

Dabei wird angenommen, daß sich die zum Erreichen des Fließens aufzuwendenden Spannungen durch größere Versetzungsdichten, Fremdatomdichten und Teilchengrößen erhöhen, während sich durch eine Abstandsvergrößerung der eingelagerten Teilchen und eine

Kornvergrößerung die Beträge der athermischen Spannungsanteile vermindern /37/. Eine Vorverformung bewirkt einen Anstieg der Fließspannung, aber die Dehngeschwindigkeitsempfindlichkeit ändert sich sehr wenig /38, 39/.

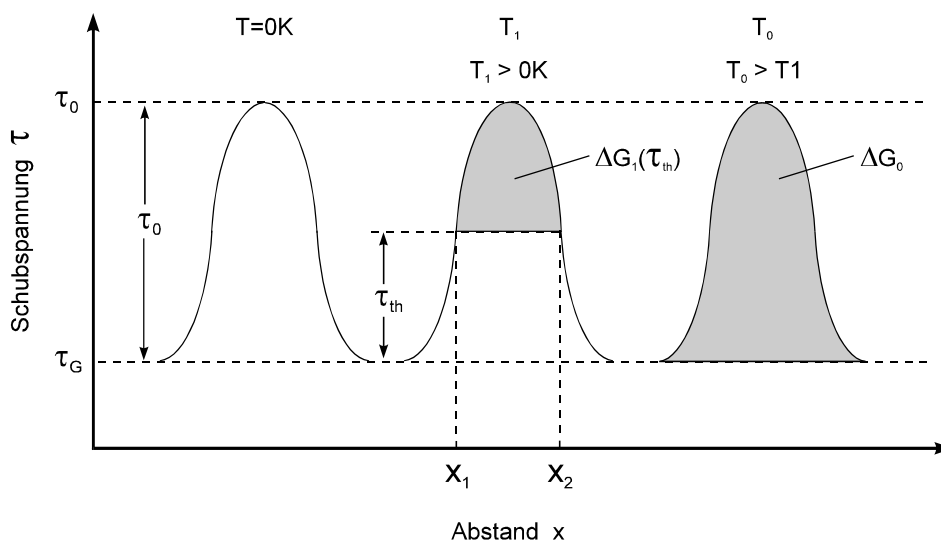
### 4.2.3 Der thermisch aktivierte Bereich

Der Bereich II (Bild 4.1) ist hauptsächlich durch thermisch aktivierte Verformungsprozesse gekennzeichnet. Die Höhe der thermisch aktivierten Fließspannung wird durch die Hindernisüberwindung mit kurzreichenden Spannungsfeldern bestimmt. Sie ist neben den Kristall- und Strukturparametern in starkem Maße von der Temperatur  $T$  und der Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}$  abhängig. Bei der absoluten Temperatur  $T = 0 \text{ K}$  ist die zur Überwindung der Versetzungshindernisse benötigte gesamte Energie von Außen aufzubringen. Mit steigender Temperatur erhöht sich die Energie im Gitter, und die Wahrscheinlichkeit einer Überwindung der Versetzungshindernisse mittels thermischer Fluktuation nimmt zu.

**Bild 4.2** zeigt schematisch die Kraft-Abstands-Kurve einer Versetzung bei thermischer Überwindung eines Hindernisses. Oberhalb der athermischen Fließspannung  $\sigma_G$  reicht bei der Temperatur  $T = T_0$  die zur Hindernisüberwindung zur Verfügung stehende Energie dazu aus, ohne eine zusätzliche äußere Kräfteanwendung eine plastische Verformung herbeizuführen. Da zur Überwindung der kurzreichenden Hindernisse thermische Schwankungen beitragen, ist die mittlere Wartezeit  $\Delta t_w$  der Gleitversetzungen vor Hindernissen immer wesentlich größer als die Laufzeit  $\Delta t_l$  zwischen den Hindernissen. Die mittlere Wartezeit ihrerseits ist durch die Wahrscheinlichkeit für das lokalisierte Auftreten einer hinreichend großen Schwankung der freien Aktivierungsenergie  $\Delta G$  gegeben und ist der Kehrwert der Frequenz der Überwindungsversuche, die aus der Arrhenius-Funktion folgt:

$$\Delta t_w = \frac{1}{v_0} \cdot \exp\left[\frac{\Delta G}{k \cdot T}\right] \quad (4.9).$$

Dabei ist  $v_0$  die Debye-Frequenz,  $k$  die Boltzmannkonstante,  $T$  die Temperatur und  $\Delta G$  die Aktivierungsenergie.



**Bild 4.2:** Schematische Darstellung der Schubspannungs-Abstandskurve für die Überwindung eines Hindernisses bei einer Werkstoffbeanspruchung mit unterschiedlichen Temperaturen.

Zu einem quantitativen Zusammenhang zwischen den Einflußparametern führt die Kombination der Gleichungen (4.7) und (4.9) nach Seeger /40/ zu:

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \cdot \exp\left[-\frac{\Delta G(\sigma)}{k \cdot T}\right] \quad (4.10),$$

oder

$$\Delta G(\sigma) = k \cdot T \cdot \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}}\right) \quad (4.11).$$

mit

$$\dot{\epsilon}_0 = N_m \cdot b \cdot l \cdot \frac{v_0}{M_T} \quad (4.12).$$

Dabei ist die freie Aktivierungsenergie  $\Delta G$  von der angelegten Spannung  $\sigma$  abhängig. Das Produkt  $N_m \cdot b \cdot l \cdot n_0 / M_T$  ist sowohl vom Werkstoff als auch von den Beanspruchungsbedingungen  $T$  und  $\dot{\epsilon}$  abhängig /41 und 42/.

Bei einer Reihe von metallischen Werkstoffen läßt sich die freie Aktivierungsenergie  $\Delta G$  abhängig von der Spannungsdifferenz  $(\sigma - \sigma_G)$  durch einen Potenzansatz annähern:

$$\Delta G = \Delta G_0 \left[ 1 - \left( \frac{\sigma - \sigma_G}{\sigma_{tho}} \right)^{1/m} \right]^{1/n} \quad (4.13).$$

Dies führt zu einer nicht-linearen Abhängigkeit zwischen der Fließspannung und der Aktivierungsenergie.

Kombiniert man Gl. (4.10) und Gl. (4.13) miteinander, so ergibt sich die Zustandsgleichung /35/

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \cdot \exp\left[-\frac{\Delta G_0}{k \cdot T} \left\{ \left[ 1 - \left( \frac{\sigma - \sigma_G}{\sigma_{tho}} \right)^{1/m} \right]^{1/n} \right\} \right] \quad (4.14),$$

oder

$$\sigma = \sigma_G + \sigma_{tho} \cdot \left[ 1 - \left\{ \frac{k \cdot T}{\Delta G_0} \cdot \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}}\right) \right\}^n \right]^m \quad (4.15).$$

#### 4.2.4 Bereich der Zwillingsbildung

Im Bereich tiefer Temperaturen (Bereich III, Bild 4.1) nehmen die Dehngeschwindigkeits- und Temperaturempfindlichkeit der Fließspannung ab. Die thermisch aktivierten Verformungsprozesse werden von der Zwillingsbildung überlagert /43/. Dabei wird angenommen, daß eine Zunahme der Korngröße und eine Abnahme der Stapelfehlerenergie die Zwillingsbildung begünstigt /44/. Bei konstanter Temperatur nimmt die Neigung zur Zwillingsbildung mit steigender Dehngeschwindigkeit zu, da die Zeit für die Versetzungen zur Überwindung von Hindernissen immer geringer wird.

#### 4.2.5 Bereich der Dämpfungsmechanismen

Bei sehr hohen Dehngeschwindigkeiten ( $\dot{\epsilon} > 10^3 \text{ s}^{-1}$ ) treten neben den thermisch aktivierten Verformungsprozessen andere Verformungsmechanismen auf, die zu einer Erhöhung der

Fließspannung führen. Dabei erreicht die Dehngeschwindigkeit mit steigender, von außen aufgebrachtener Spannung einen kritischen Wert. Die Gleithindernisse werden ohne Verweilzeit athermisch überwunden. Hier ist die Laufzeit der Versetzungen von Hindernis zu Hindernis, und nicht die Wartezeit vor den Hindernissen, für den Verformungsprozeß entscheidend.

Die Höhe der Fließspannung in diesem Bereich III wird in stärkerem Maße durch die Dehngeschwindigkeit als durch die Temperatur bestimmt. Sie nimmt mit der Dehngeschwindigkeit linear zu:

$$\Delta\sigma = \frac{B}{N_m \cdot b^2} \cdot \dot{\epsilon} \quad (4.16)$$

oder

$$\Delta\sigma = \eta \cdot \dot{\epsilon} \quad (4.17).$$

$\eta$  ist die Dämpfungskonstante, sie ist temperaturunabhängig /45/.



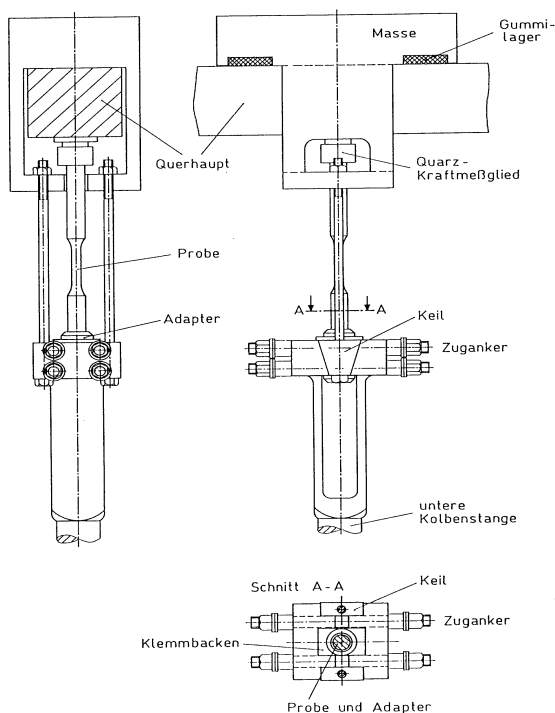
## 5 Werkstoffcharakterisierung durch dynamische Fließkurven

Schlag- und stoßartige Beanspruchungen sind im praktischen Betrieb häufig die Ursache für ein Bauteilversagen. Eine sichere Bauteilauslegung erfordert Berechnungen komplexer Bauteile mit Hilfe der Methode der Finiten Elemente, für welche eine Werkstoffcharakterisierung in Form eines Materialmodells benötigt wird. Übliche mechanisch-technologische Festigkeits- und Verformungskennwerte wie Streckgrenze  $R_{eL}/R_{p0,2}$ , Zugfestigkeit  $R_m$ , Bruchdehnung  $A_5$  oder Brucheinschnürung  $Z$  reichen nicht zur Charakterisierung aus. Zusätzlich wird u.a. die Fließkurve und eine sie charakterisierende Dehnrate benötigt. Deshalb ist es notwendig die gesamte Fließkurve, bzw. Spannungs- und Dehnungs-Zeit-Verläufe auch bei hohen Geschwindigkeiten ausreichend genau zu bestimmen.

### 5.1 Versuchstechnik

#### 5.1.1 Verwendete Prüfmaschinen und Probenform

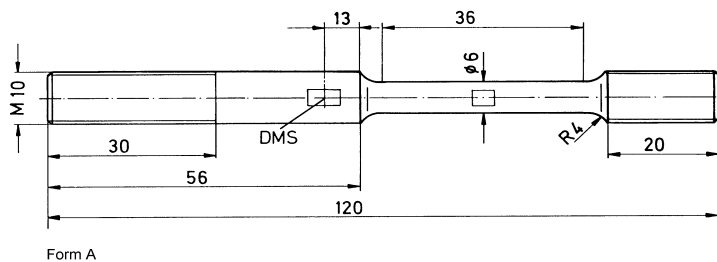
Die Zugversuche wurden mit einer servohydraulischen Schnellzerreißmaschine (Nennlast: 100 kN, maximale Abzugsgeschwindigkeit: 20 m/s) und dem 33 MJ-Rotationsschlagwerk (Scheibendurchmesser: 2 m, Gewicht: 6400 kg, maximale Umfangsgeschwindigkeit: 150 m/s, maximale Rotationsenergie: 33 MJ) durchgeführt. Die an der servohydraulischen Schnellzerreißmaschine verwendete Einspannung der Proben war von der jeweiligen Abzugsgeschwindigkeit abhängig. Für Geschwindigkeiten unter 500 mm/s wurden quasistatische Probeneinspannungen verwendet, die eine Vorlaufstrecke ermöglichen und mit Kalottenscheiben für eine möglichst biegefreie Belastung ausgestattet sind. Für Geschwindigkeiten über 500 mm/s wurde die von der Fa. Schenck entwickelte Vorlaufeinrichtung ("Schneller Beißer", **Bild 5.1**) eingesetzt.



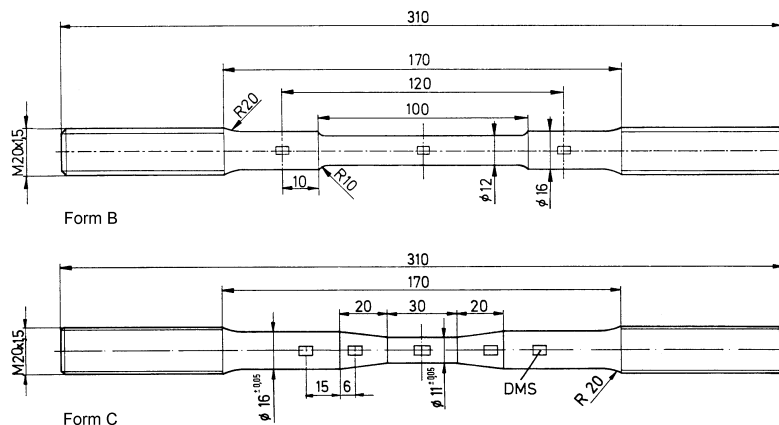
**Bild 5.1:**  
**Prellfreie Vorlauf-**  
**einrichtung für die**  
**Schnellzerreißmaschine**  
**VHS 100/20**

Die Kopplung erfolgt dabei durch eine kraftschlüssige Klemmung, so daß im Idealfall nur die Probe selbst während des Versuchs beschleunigt werden muß. Diese starre Verbindung garantiert, daß die Probe mit einer definierten Geschwindigkeit belastet wird und Prolleffekte ausgeschlossen sind /46/. Dadurch werden die durch die Kopplung auftretenden Schwingungen und die Zeit bis zum Erreichen der Sollgeschwindigkeit minimiert. Falls die Probengeometrie ein direktes Klemmen der Probe durch die Klemmvorrichtung nicht erlaubt, wie beispielsweise bei Kompaktzugproben, kommen entsprechende Adapter hinzu, die aber sehr klein gehalten werden können. Die Beißbacken der Klemmvorrichtung können ausgetauscht werden.

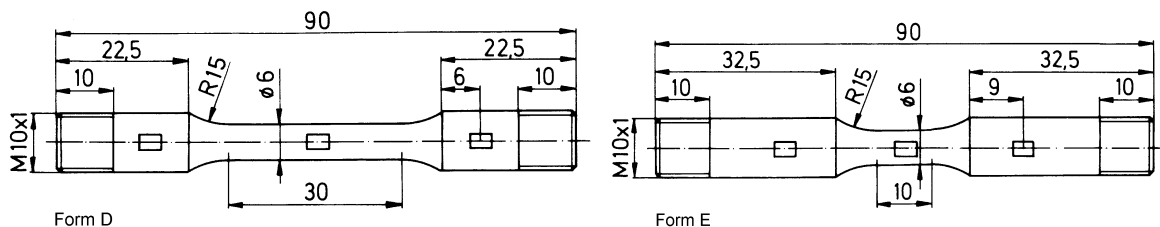
Die verwendeten Probenformen für die Zugversuche sind in (**Bild 5.2, Bild 5.3 und Bild 5.4**) zusammengestellt.



**Bild 5.2: Geometrie der Rundzugprobe Form A für  $\dot{\epsilon} < 10 \text{ s}^{-1}$**



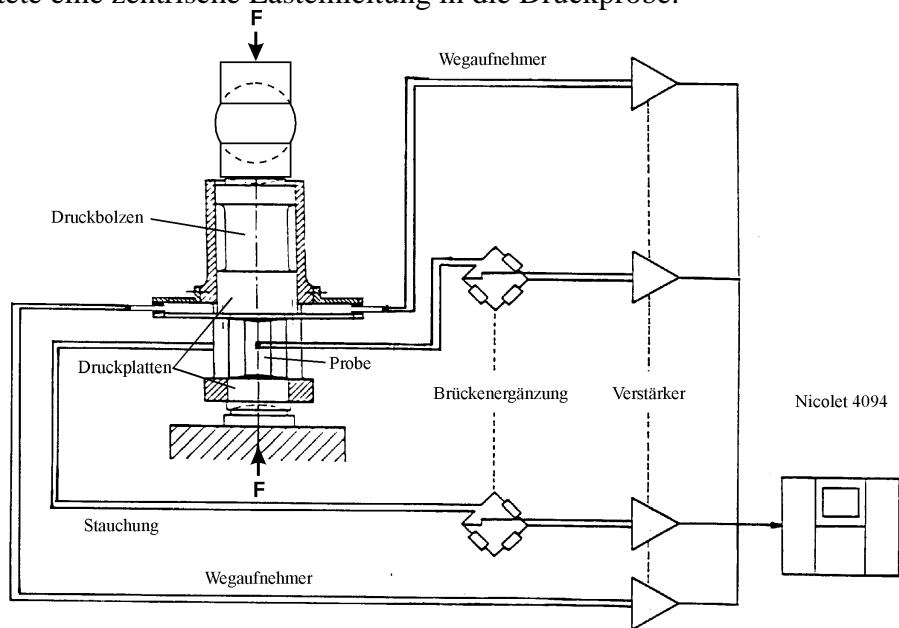
**Bild 5.3: Geometrie der Rundzugprobe Form B ( $\dot{\epsilon} < 100 \text{ s}^{-1}$ ) und Form C ( $\dot{\epsilon} < 1000 \text{ s}^{-1}$ ).**



**Bild 5.4: Geometrie der Rundzugprobe Form D ( $\dot{\epsilon} < 100 \text{ s}^{-1}$ ) und Form E ( $\dot{\epsilon} < 1000 \text{ s}^{-1}$ ).**

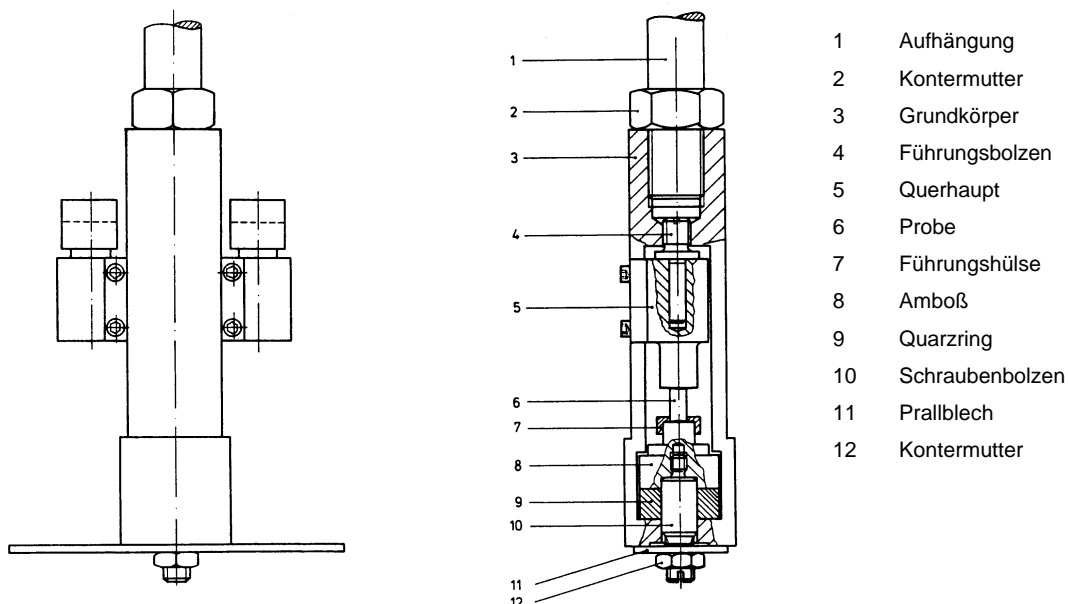
Für Druckprüfungen bis zu Geschwindigkeiten von 500 mm/s stand die in **Bild 5.5** dargestellte Druckprüfvorrichtung zur Verfügung, die zwischen die Aufspannplatten der Schnellzerreißmaschine gestellt wurde. Die Lasteinleitung über eine Kugel mit einem

Durchmesser von ca. 30 mm und über eine steife parallele Führung des Druckbolzens gewährleistete eine zentrische Lasteinleitung in die Druckprobe.



**Bild 5.5: Druckprüfvorrichtung mit Meßtechnik für Abzugsgeschwindigkeiten bis zu 500 mm/s**

Am 33 MJ-Rotationsschlagwerk stand eine ähnliche Druckprüfvorrichtung zur Verfügung, **Bild 5.6**. Der Grundkörper wird in den Schwenkarm eingeschraubt und verfügt am oberen Ende über einen gekerbten Zugbolzen, der die Maximallast auf die Vorrichtung begrenzt. Infolge der seitlichen Führungen kann das Querhaupt nur eine zum Grundkörper parallele Verschiebung durchführen. An Grundkörper und Querhaupt sind Druckplatten mit einem Kegel von 6° eingeschraubt. Durch Vorspannen der Druckproben mit Hilfe einer auf das Querhaupt drückenden Schraube wird eine seitliche Bewegung der Proben während des Einschwenkvorganges verhindert.



**Bild 5.6: Dynamische Druckprüfvorrichtung für das 33 MJ-Rotationsschlagwerk**

Die Proben waren zylindrische Abschnitte mit einem Durchmesser von 6 mm und einer Höhe von 12 mm. Um die Kräfte klein zu halten wurde, beim 17 MoV 8 4 (mod.) der Durchmesser auf 5 mm reduziert. Die Proben waren mit einem Innenkegel von 6° versehen, was ungefähr dem Reibwinkel einer Stahl-Stahl-Paarung entspricht.

### 5.1.2 Kraftmessung

Bei quasistatischer Versuchsführung steht zur Kraftmessung eine Kraftmeßdose für die servohydraulische Schnellzerreißmaschine zur Verfügung. Dieses Meßsystem besitzt eine niedrige Eigenfrequenz und eine Verzögerungszeit bezüglich der zu messenden Kraft in der Probenmeßlänge, weshalb dieses nur bis Abzugsgeschwindigkeiten von max. 10 mm/s verwendet wurde.

Zusätzlich zur Kraftmeßdose verfügt die servohydraulische Schnellzerreißmaschine über einen piezoelektrischen Aufnehmer mit einer Eigenfrequenz von etwa 10 kHz /47/. Ab einer Geschwindigkeit von ca. 1 m/s wird auch bei diesem Meßsystem das Kraftsignal von Eigenschwingungen überlagert.

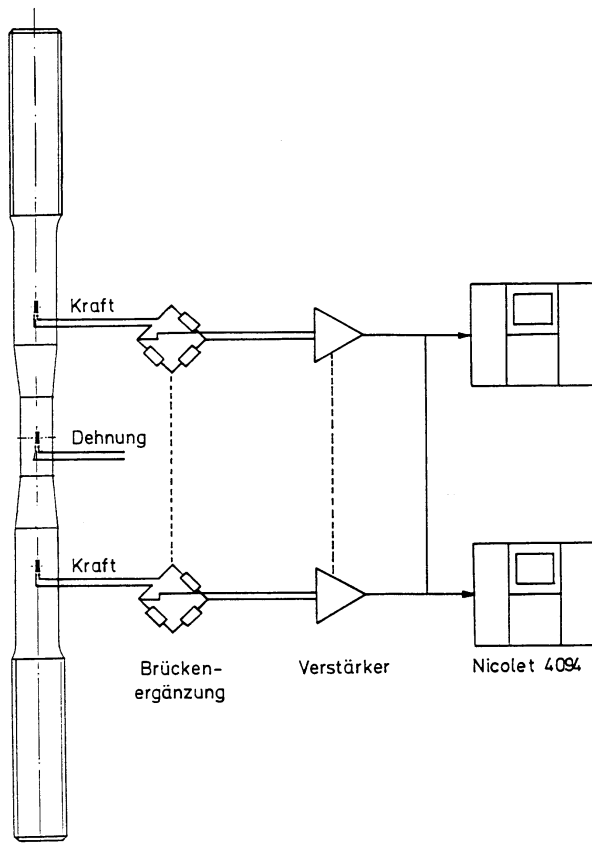
Um für höhere Geschwindigkeiten eine zuverlässige Kraftmessung zu garantieren und unerwünschte Eigenschwingungen des Meßsystems, welche sich dem Kraftsignal überlagern, zu verhindern, verfügen sämtliche Zugproben über sogenannte Dynamometerabschnitte. Diese Dynamometerabschnitte wurden so dimensioniert, daß sie sich während der gesamten Belastung bis zum Bruch der Probe nur elastisch verformen. Auf diesen Querschnitten wurden zwei um 180° versetzt angeordnete Dehnungsmeßstreifen (DMS) appliziert und vor dem Versuch quasistatisch für die Kraftmessung kalibriert, **Bild 5.7**. Die Signale der DMS wurden einzeln aufgezeichnet und erst bei der Versuchsauswertung der eventuell vorhandene Biegeeinfluß kompensiert. Um Integrationseffekte über die Meßgitterlänge möglichst klein zu halten, wurden DMS mit kleiner Meßgitterlänge (0,6 mm) appliziert /48, 49/.

Der Werkstoff X 6 CrNi 18 11 besitzt keine ausgeprägte Streckgrenze. Die Zugfestigkeit ist ungefähr drei mal die 0,2%-Dehngrenze. Zur Gewährleistung einer rein elastischen Verformung bis zum Bruch müßten die Dynamometerabschnitte einen Durchmesser von ca. 20 mm besitzen. Die maximal meßbare Dehnung liegt dann bei 0,05 % und die Kalibrierlast ist kleiner als ein Zehntel der Maximallast. Deshalb wurden am Werkstoff X 6 CrNi 18 11 Dynamometerabschnitte bzw. Probenenden aus einem ferritischen Werkstoff mit bekanntem Elastizitätsmodul E durch Elektronenstrahlschweißen angeschweißt. Die Spannung  $\sigma(t)$  im Meßquerschnitt  $S_0$  kann aus der Spannung im Dynamometerquerschnitt  $S_D$  mit

$$\sigma(t) = E \cdot \epsilon(t) \cdot (S_D / S_0) \quad (5.18)$$

berechnet werden.

Untersuchungen an axial gestoßenen Stäben /50, 51/ ergaben bei Dehngeschwindigkeiten von etwa  $\dot{\epsilon} = 100 \text{ s}^{-1}$  eine Abweichung des Elastizitätsmoduls vom quasistatisch ermittelten Wert von deutlich unter 1 %. Dies ist die Grundvoraussetzung für diese Art der dynamischen Kraftmessung. Bei sämtlichen Zugversuchen am 33 MJ-Rotationsschlagwerk wurde die Kraftmessung auf diese Weise durchgeführt.



**Bild 5.7: Meßaufbau einer Rundzugprobe**

Im Druckversuch war sowohl am 33 MJ-Rotationsschlagwerk als auch an der Schnellzerreißmaschine die untere Druckplatte (Amboß in Bild 5.6) seitlich mit vier jeweils um 90° versetzt angeordneten Dehnungsmeßstreifen versehen, die so appliziert wurden, daß sie zu einer Vollbrücke verschaltet werden konnten. Durch einen quasistatischen Versuch wurden diese mit Dehnungsmeßstreifen versehenen Platten für die Kraftmessung kalibriert. Hierbei ergab sich eine lineare Kalibrierkurve.

Die verwendete Meßkette ist in Bild 5.7 am Beispiel eines Zugversuchs dargestellt. Die Dehnungsmeßstreifen wurden wegen der kurzen Versuchszeit und den kurzen Kabellängen üblicherweise in Zweileiter-Viertelbrückenschaltung betrieben und verstärkerseitig zur Vollbrücke ergänzt. Es wurden ausschließlich Dehnungsmeßstreifen mit 120  $\Omega$  Widerstand verwendet. Als Meßverstärker standen Geräte des Typs Rohrer DMS 805A mit einer Grenzfrequenz (-3 dB) von 500 kHz zur Verfügung. Die Meßkette erfüllt damit die in /52/ gestellten Anforderungen an eine Messung dynamischer Belastungen mit Hilfe von Dehnungsmeßstreifen.

### 5.1.3 Dehnungsmessung

Zur Ermittlung der Dehnung im Bereich der Meßlänge der Probe wurden unterschiedliche Meßverfahren angewendet.

Hinsichtlich der Empfindlichkeit, vor allem im Bereich kleiner Dehnungen, sind Dehnungsmeßstreifen den anderen Verfahren überlegen. Deshalb wurden in der Mitte der Meßlänge Hochdehnungs-DMS (MicroMeasurement, EP08-031-120) appliziert, die in Viertelbrücken-

schaltung verschaltet wurden. Die Umrechnung der gemessenen Spannung in ein Dehnungssignal wurde mit der für Viertelbrückenschaltung üblichen Formel

$$\epsilon(t) = \frac{4}{k} \cdot \frac{U(t)}{V^* \cdot U_B} \quad (5.19)$$

mit:  $k$  : k-Faktor des Dehnungsmeßstreifens in [1],  
 $U$  : Verstärkerausgangsspannung in [V],  
 $V^*$  : Verstärkungsfaktor des Verstärkers in [1],  
 $U_B$  : Brückenspeisespannung in [V]

durchgeführt. Bei Anwendung der hier vorgestellten Versuchstechnik tritt eine nahezu vollständige Kompensation der Linearitätsfehler von Dehnungsmeßstreifen (k-Faktor) und Wheatstonescher Brückenschaltung auf /53/. Eine explizite Korrektur eines dieser Fehler würde den Gesamtfehler erhöhen. Erfahrungen haben gezeigt, daß die verwendeten Hochdehnungs-DMS in dynamischen Versuchen ein genaues Dehnungssignal bis ca. 10 % Dehnung anzeigen. Bei weiterer Dehnungszunahme zeigt das Meßgitter eine geringere Dehnungszunahme als das Trägermaterial bzw. die Probe. Die DMS versagen durch Ablösen von der Probe bei Dehnungen zwischen 15 und 25 %.

Ein weiterer Nachteil der Dehnungsmessung mittels DMS stellt die lokale Messung der Dehnung dar. In /54/ wird gezeigt, daß im Gebiet der sogenannten Gleichmaßdehnung auch bei quasistatischer Beanspruchung keine völlig homogene Dehnungsverteilung über der Versuchs- bzw. Meßlänge vorliegt. Sinnvoll wäre deshalb die Verwendung von DMS mit größerer Meßgitterlänge. In Versuchen mit Abzugsgeschwindigkeiten von 5 und 10 m/s zeigten DMS mit längerer Meßgitterlänge (MicroMeasurement, EP08-250-120) eine frühere Ablösung, vermutlich aufgrund der schwierigeren Applikation. Es wurden dabei Dehnungen von maximal 8 % erreicht.

Im weiteren Verlauf der Deformation wurden externe Wegmeßsysteme verwendet. Voraussetzung hierfür ist, daß sich im Bereich plastischer Deformationen die weitere Verformung im wesentlichen auf die Versuchslänge beschränkt und die Versuchsführung entsprechend der Eigenfrequenz des Meßsystems langsam ist. Die erste Voraussetzung kann für die Rundzugproben aus dem Werkstoff X 6 CrNi 18 11 nicht erfüllt werden, da sich mit steigender Belastung der Probe sich der plastifizierte Bereich vergrößert. Teilweise werden Querschnitte am Übergang von der Meßlänge zum Dynamometerabschnitt plastifiziert, wodurch sich der für die Dehnungsmessung relevante verformte Bereich vergrößert. Diese Veränderung der Meßlänge  $l_0$  kann berechnet und damit der Verlauf der Dehnung korrigiert werden.

Eine zuverlässige Bestimmung der Dehnung, auch bei dynamischen Versuchen, gestattet das Extensometer 200X der Fa. Zimmer. Zwei Schwarz-Weiß Übergänge werden auf die Probe aufgebracht und vor dem Versuch die Anfangsmeßlänge  $l_0$  bestimmt. Verwendet wurde ein Objektiv mit variabler Ausgangsmeßlänge ( $l_0 = 1$  bis 15 mm) und einer maximal meßbaren Verschiebung der Meßmarken von jeweils  $\pm 2,5$  mm. Die Meßgenauigkeit des Extensometers ist stark von den Lichtverhältnissen an den Marken abhängig. Bei kleinen Dehnungen im elastischen Bereich ist die Genauigkeit der Dehnungsmeßstreifen höher. Mit zunehmender

Dehnung wird der relative Fehler des Extensometers geringer, so daß bei Dehnungen über 10% von einer höheren Genauigkeit des Extensometers ausgegangen werden kann.

Für die Messung von Dehnungen auch über 20 % kann ein Laser-Wegmeßsystem eingesetzt werden. Das Licht eines HeNe-Lasers (633 nm) mit 3 mW Leistung wird in eine Glasfaser eingekoppelt und auf zwei Hochtemperaturglasfasern ( $T_{\max} = 350 \text{ °C}$ ) aufgeteilt. Die Enden der Quarz-Quarz-Glasfasern werden in der Meßlänge der Probe mit dem Abstand  $l_0$  befestigt. Das divergierende Laserlicht das von den Glasfaserenden ausgeht wird mit Hilfe eines Objektivs auf jeweils eine positionssensitive Diode (PSD) abgebildet. Diese Dioden geben zwei Ströme ab, die von der Position des auftreffenden Lichtflecks abhängen. In der nachfolgenden Elektronik werden die Ströme in Spannungen gewandelt und die Differenz durch die Summe der Spannungen geteilt. Der anschließende Verstärker liefert ein Spannungssignal von  $U = \pm 10 \text{ V}$ . Anschließend kann die Dehnung nach

$$\epsilon(t) = \frac{k_1 \cdot \Delta U_1(t) - k_2 \cdot \Delta U_2(t)}{l_0} \quad (5.20)$$

mit:  $k_1, k_2$  Umrechnungsfaktoren der PSD 1 und 2 in [mm/V],  
 $\Delta U_1, \Delta U_2$  gemessene Spannungsdifferenzen der PSD 1 und 2 in [V],

berechnet werden.

#### **5.1.4 Bestimmung der Werkstoffkennwerte**

Durch die Norm DIN EN 10002 ist die Ermittlung von Werkstoffkennwerten unter quasistatischer Versuchsführung festgelegt. Die ermittelte Bruchverlängerung mit einem Meßlängen-Durchmesser-Verhältnis von 5 wird hier nach der in DIN 50 145 definierten Abkürzung als  $A_5$  bezeichnet. Für höhere Abzugsgeschwindigkeiten existiert zur Zeit keine gültige Norm, die ein entsprechendes Vorgehen beschreibt. Basierend auf den aus dieser und der Arbeit von Demler /2/ gewonnenen Erfahrungen wurde ein Normentwurf für eine einheitliche europäische Norm entwickelt /55/.

##### **5.1.4.1 Festigkeitskennwerte**

Nach der DIN EN 10002 für Zugversuche entspricht die obere Streckgrenze  $R_{eH}$  dem ersten Knick des Kraft-Verlängerungs- bzw. Spannungs-Dehnungs-Diagramms. Grundvoraussetzung für eine zuverlässige Messung der oberen Streckgrenze ist eine nahezu biegespannungsfreie Einspannung der Probe. Treten Biegespannungen auf, besteht keine homogene Spannungsverteilung im Meßquerschnitt der Probe. Das hieraus gemessene Kraft-Verlängerungs-Diagramm stellt im Grunde eine Bauteilfließkurve dar. Die Probeneinspannungen der Schnellzerreißmaschine für Abzugsgeschwindigkeiten bis 0,5 m/s sind deshalb mit Kalottenscheiben versehen, um Biegeanteile bei der Belastung der Zugproben zu vermeiden. Beim Einsatz der speziellen Vorlaufeinrichtung ("Schneller Beißer") wird die Probe beim Einbau präzise in Richtung der Bewegung des Arbeitszylinders ausgerichtet und erst danach die obere Gewindeeinspannung angezogen. Bei Zugversuchen am 33 MJ-Rotationsschlagwerk wird zunächst die Probe in den Schwenkarm eingeschraubt, ausgerichtet und das Gewinde in Zugrichtung durch eine Kontermutter vorgespannt. Am unteren Ende kann danach das

Querhaupt angebracht, ebenfalls ausgerichtet und wiederum das Gewinde in Zugrichtung vorgespannt werden. Damit die Schlagnasen des Rotationsschlagwerkes gleichzeitig auf dem Querhaupt auftreffen, werden am Titan-Querhaupt für die Probenformen D und E (Bild 5.4) Aluminium-Dämpfer ( $\varnothing = 6 \text{ mm}$ ,  $l = 10 \text{ mm}$ ) zur Vermeidung von Prolleffekten mit dem Zweikomponenten-Klebstoff X 60 (Fa. HBM, Darmstadt) in auf dem Querhaupt vorhandene Nuten eingeklebt und mit Hilfe der Schlagnasen positioniert. Am Querhaupt für größere Lasten (Probenformen B und C, Bild 5.3) kann die Position der auf Pralltöpfen geklebten Aluminium-Dämpfer ( $\varnothing = 10 \text{ mm}$ ,  $l = 20 \text{ mm}$ ) relativ zu den Schlagnasen durch Schrauben eingestellt werden. Wird die Rundzugprobe nahezu biegefrei belastet, kann davon ausgegangen werden, daß die gemessene obere Streckgrenze  $R_{eH}$  dem eigentlichen Werkstoffkennwert entspricht.

Die untere Streckgrenze  $R_{eL}$  kann bei Abzugsgeschwindigkeiten bis ca. 5 m/s eindeutig ermittelt werden.

Bei höheren Abzugsgeschwindigkeiten tritt infolge des Lastabfalls bei Erreichen der oberen Streckgrenze eine Störung des Kraftsignals durch Eigenschwingungen auf (siehe Kapitel 5.3). Zur Ermittlung der unteren Streckgrenze müssen diese Schwingungen durch eine Mittelwertkurve angenähert werden. Der Meßwert wird nach der oberen Streckgrenze beim ersten Kreuzen des Meßsignals mit der Mittelwertkurve festgelegt.

Die Oszillationen klingen im weiteren Versuchsverlauf schnell ab. Deshalb ist die Bestimmung von Dehngrenzen bei höheren plastischen Dehnungen sinnvoll. Übliche plastische Dehnungen sind hierbei 1 bzw. 3 %, entsprechend einer 1%-Dehngrenze  $R_{p1}$  und 3%-Dehngrenze  $R_{p3}$ .

Trat beim Versuch keine obere und untere Streckgrenze auf, so wurde die 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  bei einer plastischen Dehnung von 0,2 % als Ersatzstreckgrenze bestimmt.

Die Zugfestigkeit  $R_m$  wurde entsprechend der Norm DIN EN 10002 bei Maximallast ermittelt.

#### **5.1.4.2 Verformungskennwerte**

Zur Ermittlung der Bruchdehnung wurde vor dem Versuch die Meßlänge der Probe im Abstand von 5 mm mit Diamanteindrücken versehen und ausgemessen. Nach dem Versuch wurden diese nochmals vermessen und daraus die Bruchdehnung bestimmt. Da diese Methode nur bei duktilem Werkstoffverhalten eingesetzt werden darf, wurde bei Proben mit zu erwartendem Spröbruch die Meßlänge entsprechend mit Farbmarkierungen versehen.

Die Brucheinschnürung  $Z$  wurde nach DIN EN 10002 aus dem Anfangsquerschnitt  $S_0$  und dem Bruchquerschnitt  $S_u$  ermittelt.

#### **5.1.4.3 Dehngeschwindigkeit**

Um geschwindigkeitsabhängige Werkstoffkennwerte für Finite-Elemente-Rechnungen bereitstellen zu können, wird als Parameter eine konstante Dehngeschwindigkeit während des Versuchs gefordert. Eine grobe Näherung der Dehngeschwindigkeit kann durch den Quotienten aus Abzugsgeschwindigkeit und zylindrischer Versuchslänge errechnet werden:



$$\dot{\epsilon} = \frac{v}{L_c} \quad (5.21)$$

Der Verlauf der Dehngeschwindigkeit über der Zeit wird bei dynamischer Versuchsführung von folgenden Parametern beeinflusst:

- a. Schlagenergie:  
Kann die Versuchseinrichtung nicht oder nicht schnell genug die für den Versuch notwendige Energie bereitstellen, sinkt die Abzugsgeschwindigkeit und damit die Dehngeschwindigkeit.
- b. Lasteinleitung:  
Bei herkömmlicher Lasteinleitung tritt ein Koppelschlag (Prellen) auf. Wird die Lasteinleitung gedämpft, so wird im elastischen Bereich nicht sofort die gewünschte Dehngeschwindigkeit erreicht.
- c. Probengeometrie:  
Bei konstanter Abzugsgeschwindigkeit kann über die Größe der Versuchslänge die Höhe der Dehngeschwindigkeit eingestellt werden. Werden außerhalb des zylindrischen Bereichs während des Versuchs zusätzlich Teile plastisch verformt, so nimmt die Dehngeschwindigkeit entsprechend ab.
- d. Werkstoffverhalten:  
Bei Werkstoffen mit einer ausgeprägten oberen Streckgrenze kann die Last infolge der in der Probe und den Einspannungen gespeicherten elastischen Energie nicht schnell genug verringert werden. Dadurch steigt die Dehngeschwindigkeit im Bereich der Lüderschen Dehnung stark an.
- e. Steifigkeit der Versuchseinrichtung:  
Die unter den Punkt a und d beschriebenen Effekte werden durch eine steifere Versuchseinrichtung und Probeneinspannung verkleinert. Bei einer ideal steifen Versuchseinrichtung kann die Last bei Kraftschluß sofort ansteigen und beim Erreichen der oberen Streckgrenze abfallen. Die Dehngeschwindigkeit bleibt dadurch konstant. Eine ideal steife Versuchseinrichtung ermöglicht die gewünschte Dehngeschwindigkeit schon im elastischen Anstieg der Last.

Die Bestimmung des Dehngeschwindigkeitsverlaufs erfolgt durch zeitliche Ableitung der in der Meßlänge gemessenen Dehnung. Dabei kann in einen elastischen und einen plastischen Bereich unterschieden werden. Da aufgrund der oben angeführten Gründe die Dehngeschwindigkeit nicht konstant ist, wird diese im jeweiligen Bereich gemittelt. Die mittlere elastische Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{el}$  wurde als Mittelwert vom Zeitpunkt des Beginns des Lastanstiegs bis zum Erreichen der oberen Streckgrenze bzw. 0,2%-Dehngrenze ermittelt. Die mittlere plastische Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$  ist der Mittelwert der Dehngeschwindigkeit vom Zeitpunkt des Erreichens der oberen Streckgrenze bzw. 0,2%-Dehngrenze bis zur Zugfestigkeit. Die mittlere elastische Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{el}$  ist somit ein Parameter, der die

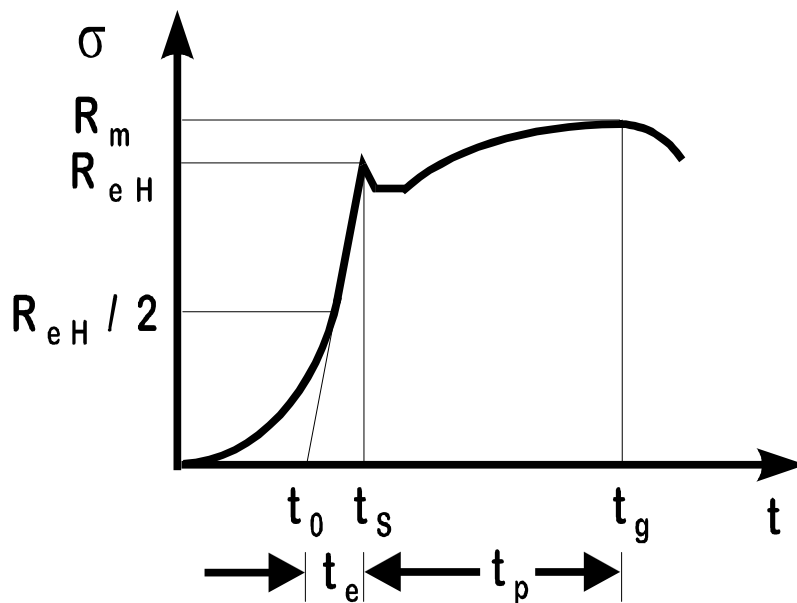
Belastungsgeschwindigkeit im elastischen Bereich charakterisiert. Zur Korrelation mit der oberen Streckgrenze  $R_{eH}$  bzw. der 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  sollte nicht die mittlere elastische Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{el}$  sondern die bei der Streckgrenze erreichte elastische Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_e$  verwendet werden. Die erreichte elastische Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_e$  kann unter Annahme eines dehngeschwindigkeitsunabhängigen Elastizitätsmoduls  $E$  wie folgt berechnet werden:

$$\dot{\epsilon}_e = \frac{R_{eH}}{E \cdot t_e} \quad (5.22)$$

Die Zeit  $t_e$  ist diejenige, die benötigt wird um das Ende des elastischen Bereichs zu erreichen. Die Belastung der Probe erfolgt kontinuierlich. Die elastische Dehngeschwindigkeit zu Beginn des Zugversuchs nimmt stetig zu. Dieser anfängliche Bereich niedriger Dehngeschwindigkeit hat bei konstantem Elastizitätsmoduls  $E$  keinen Einfluß auf die Ausbildung der oberen Streckgrenze  $R_{eH}$ . Deshalb sollte dieser Bereich bei der Bestimmung der elastischen Dehngeschwindigkeit ausgenommen und folgendermaßen vorgegangen werden:

Wie in **Bild 5.8** zu erkennen, trägt man den gemessenen Spannungsverlauf über der Zeit  $t$  auf. Die Punkte  $R_{eH}$  und  $R_{eH}/2$  bzw.  $R_{p0,2}$  und  $R_{p0,2}/2$  werden durch eine Gerade verbunden. Diese Gerade schneidet die Zeitachse zum Zeitpunkt  $t_0$ . Die Zeit beim Erreichen der Streckgrenze ist  $t_s$ . Damit läßt sich die Zeit  $t_e$  wie folgt berechnen:

$$t_e = t_s - t_0 \quad (5.23)$$



**Bild 5.8:** Vorgehen zur Ermittlung der elastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_e$  und der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_p$ .

Diese Vorgehensweise gewährleistet einen Parameter der die Belastungsgeschwindigkeit bei Erreichen der Streckgrenze gut charakterisiert.

Zur Bestimmung einer plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_p$  kann auch die Gesamtdehnung  $A_{gt}$  und die Zeit  $t_g$  bis zum Erreichen der Maximallast ermittelt werden und daraus mit folgender Gleichung berechnet werden:

$$\dot{\epsilon}_p = \frac{A_{gt}}{t_p} \quad (5.24)$$

wobei die Zeit für den plastischen Bereich der Fließkurve durch  $t_p = t_g - t_s$  berechnet werden kann. Der elastische Anteil an der Gesamtdehnung kann dabei vernachlässigt werden, da dieser sehr klein gegenüber dem plastischen Anteil ist.

## 5.2 Versuchsergebnisse

Im Anhang sind die Ergebnisse der dynamischen Zug- und Druckversuche in **Tabelle A 5.2** und **Tabelle A 5.3** zusammengestellt. Als wesentliche Versuchsparameter sind die Probenform, die Abzugsgeschwindigkeit, sowie die mittlere elastische Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{el}$  bzw. mittlere plastische Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$  mit aufgeführt. Die obere Streckgrenze  $R_{eH}$ , die untere Streckgrenze  $R_{eL}$  bzw. die 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  sowie die Zugfestigkeit  $R_m$  sind die ermittelten Festigkeitskennwerte. Als Verformungskennwerte werden die Bruchdehnung  $A_5$  bzw. die Bruchdehnung  $A_{l=10}$  mit einer Meßlänge von 10 mm und die Brucheinschnürung  $Z$  ausgewiesen.

### 5.2.1 17 MoV 8 4 (mod.)

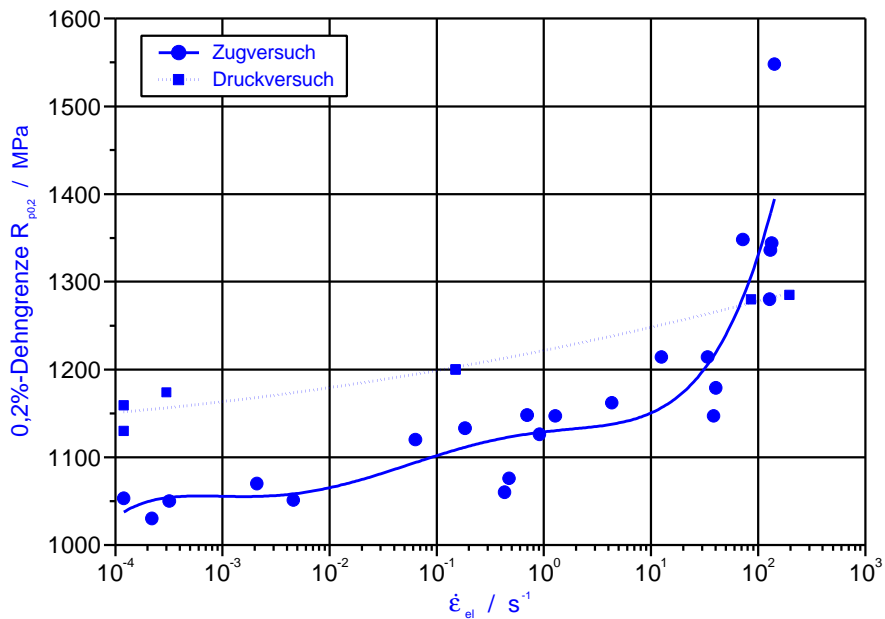
Der Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod.) befindet sich bei der Prüftemperatur von 20 °C in der Tieflage der Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve und liegt ca. 230 °C von der Übergangstemperatur entfernt (siehe Kapitel 3). Dies läßt für diesen Werkstoff zum einen eine hohe Festigkeit und zum anderen geringe Verformungskennwerte erwarten.

#### 5.2.1.1 Festigkeitskennwerte

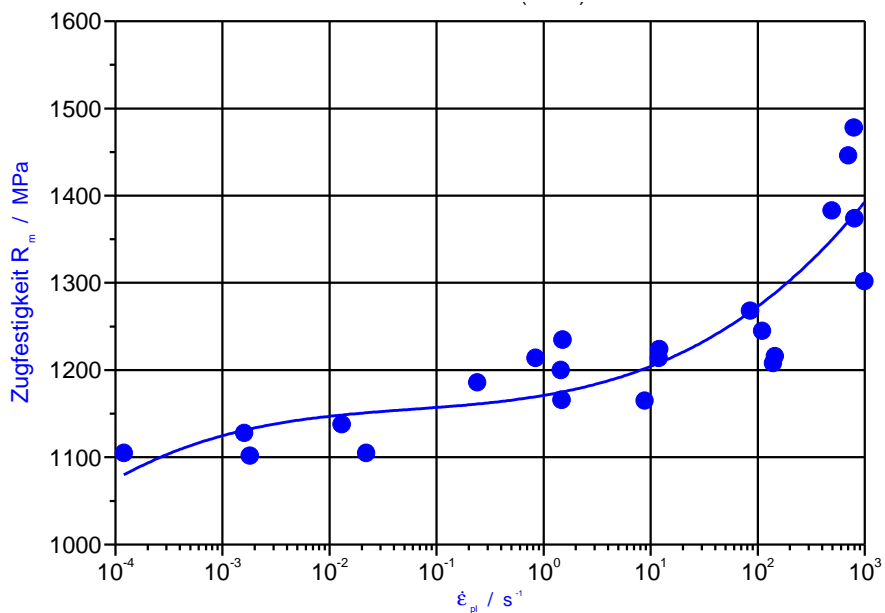
In **Bild 5.9** ist die 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  als Funktion der mittleren elastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{el}$  aus dynamischen Zug- und Druckversuchen aufgetragen. Die 0,2%-Dehngrenze im Zugversuch steigt mit der mittleren elastischen Dehngeschwindigkeit bis  $50 \text{ s}^{-1}$  leicht an, ab diesem Wert tritt ein deutlicher Anstieg auf. Die 0,2%-Dehngrenze aus den Druckversuchen liegt bei niedrigen Belastungsgeschwindigkeiten höher als der entsprechende Wert des Zugversuchs, erreicht aber bei einer mittleren elastischen Dehngeschwindigkeit von  $100 \text{ s}^{-1}$  ähnliche Werte. Infolge der Inhomogenität bei gleichzeitiger Isotropie der hier untersuchten Schmelze KS22 des Werkstoffs 17 MoV 8 4 (mod.) ist die große Streuung der 0,2%-Dehngrenze zu erklären.

**Bild 5.10** zeigt die Zugfestigkeit  $R_m$  in Abhängigkeit von der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit. Die Zugfestigkeit steigt nur langsam mit der Dehngeschwindigkeit an. Ab Dehngeschwindigkeiten  $\dot{\epsilon}_{pl} > 100 \text{ s}^{-1}$  nimmt die Zugfestigkeit stärker zu auf Werte um 1400 MPa.

Insgesamt zeigt der Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod.) hohe Festigkeitskennwerte von über 1000 MPa. Alle dynamischen Festigkeitskennwerte liegen über den quasistatisch ermittelten.



**Bild 5.9:** Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod.); 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  in Abhängigkeit von der mittleren elastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{el}$ .



**Bild 5.10:** Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod.): Zugfestigkeit  $R_m$  in Abhängigkeit von der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ .

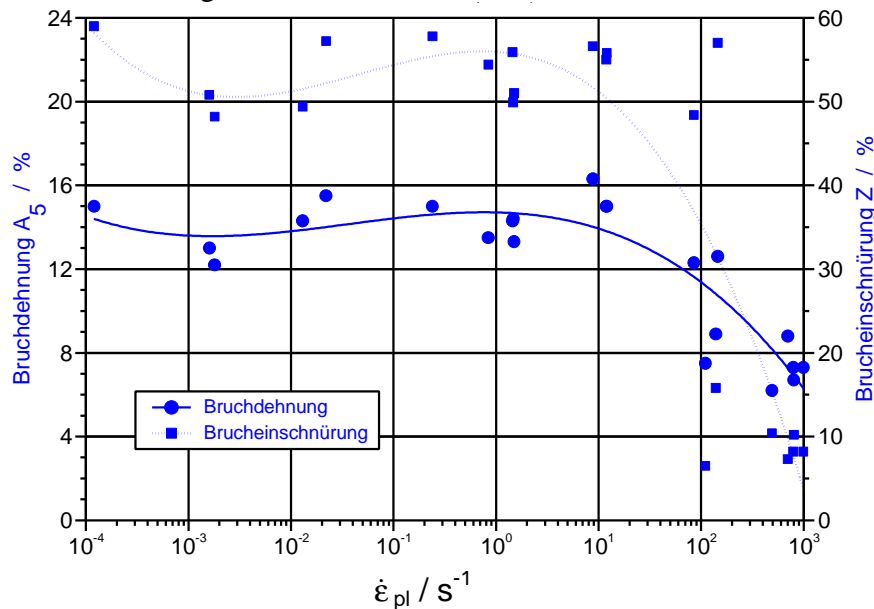
### 5.2.1.2 Verformungskennwerte

In **Bild 5.11** sind die Bruchdehnung  $A_5$  sowie die Brucheinschnürung  $Z$  über der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit aufgetragen. Beide Verformungskennwerte bleiben nahezu auf gleichem Niveau bis zu einer Dehngeschwindigkeit von  $100 s^{-1}$ . Für höhere Dehngeschwindigkeiten fällt sowohl die Bruchdehnung als auch die Brucheinschnürung auf kleinere Werte. Das heißt, daß im Zugversuch bei Raumtemperatur der Übergang vom zähen zum spröden Werkstoffverhalten erst bei Dehngeschwindigkeiten über  $100 s^{-1}$  erreicht wird. Die Brucheinschnürung  $Z$  fällt schneller ab und ist sensitiver gegenüber sprödem Werkstoffverhalten.

Faßt man die Ergebnisse von Bruchdehnung und Brucheinschnürung zusammen, so wird deutlich, daß bei der Temperatur von 20 °C (entsprechend einer Kerbschlagarbeit von 4,5 J) für  $\dot{\epsilon}_{pl} \geq 100 \text{ s}^{-1}$  mit einer Abnahme der Verformungskennwerte unter die quasistatischen Werte gerechnet werden muß.

Die fraktografische Analyse der Bruchflächen der geprüften Proben ergibt keine eindeutige Abhängigkeit der Bruchausbildung von der Dehngeschwindigkeit.

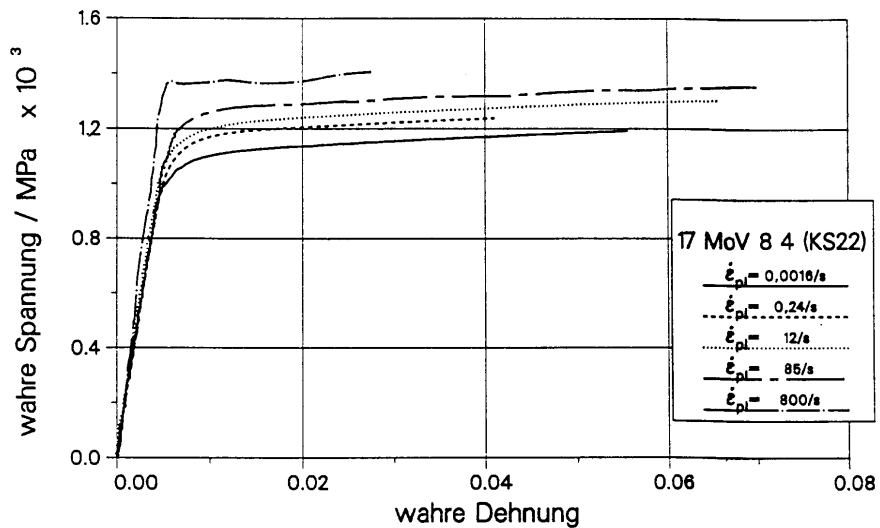
Für die Proben BD08 ( $\dot{\epsilon}_{pl} = 0,001 \text{ s}^{-1}$ ) und BD02 ( $\dot{\epsilon}_{pl} = 0,01 \text{ s}^{-1}$ ) wurden Normalspannungsbrüche gefunden. Sie weisen trotz Normalspannungsbruch eine Brucheinschnürung von etwa 50 % und eine Bruchdehnung  $A_5 > 13 \%$  auf. Bei den Versuchen BD04 ( $\dot{\epsilon}_{pl} = 1 \text{ s}^{-1}$ ) und BD07 ( $\dot{\epsilon}_{pl} = 10 \text{ s}^{-1}$ ) mit ähnlichen Verformungskennwerten wurde ein trichterförmiger Schiebungsbruch beobachtet. Bei den höheren Dehngeschwindigkeiten trat erneut Normalspannungsbruch mit reduzierter Bruchdehnung und Brucheinschnürung auf. Die Bruchflächen der Proben BD08 ( $\dot{\epsilon}_{pl} = 0,001 \text{ s}^{-1}$ ), BD04 ( $\dot{\epsilon}_{pl} = 1 \text{ s}^{-1}$ ) und BD01 ( $\dot{\epsilon}_{pl} = 1000 \text{ s}^{-1}$ ) sind im Anhang B, **Bild B 5.1** dargestellt.



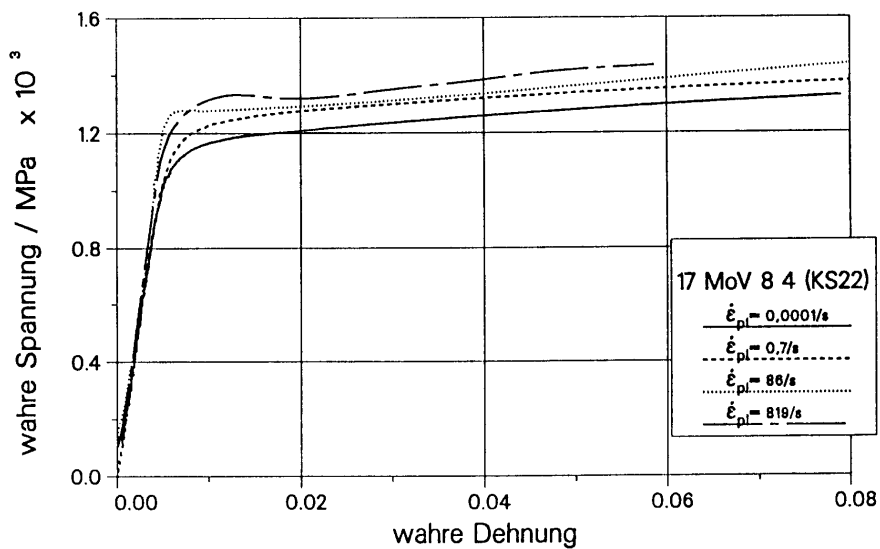
**Bild 5.11: Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod.); Bruchdehnung A und Brucheinschnürung Z in Abhängigkeit von der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ .**

Ein Längsschliff durch die Probe BD01 ( $\dot{\epsilon}_{pl} = 1000 \text{ s}^{-1}$ ) befindet sich im Anhang B, **Bild B 5.2**. Obwohl hierfür eine Probe mit minimalen Verformungskennwerten ausgewählt wurde, konnte kein Hinweis auf Verformungszwillinge im Gefüge gefunden werden. Im Bereich der Bruchzone ist nur eine geringe Verformung des Gefüges erkennbar.

Die ermittelten wahren Fließkurven des Werkstoffs 17 MoV 8 4 (mod.) sind in **Bild 5.12** (Zugversuch) und in **Bild 5.13** (Druckversuch) zusammengefaßt. In sämtlichen Zugversuchen blieb der Hochdehnungs-DMS bis zum Erreichen der Maximallast bzw. der Gleichmaßdehnung funktionsfähig.



**Bild 5.12: Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod.): Wahre Fließkurven aus dynamischen Zugversuchen.**



**Bild 5.13: Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod.): Wahre Fließkurven aus dynamischen Druckversuchen.**

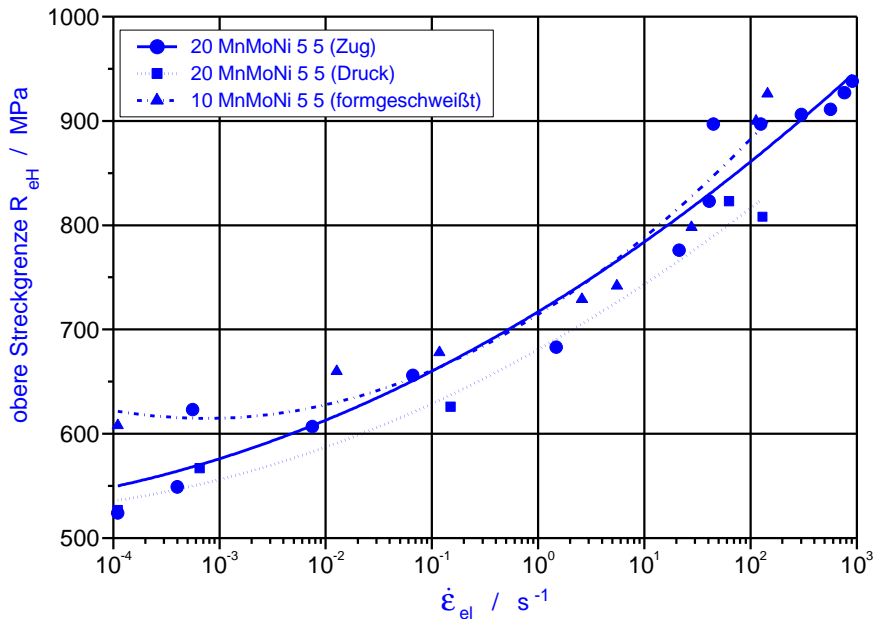
### 5.2.2 20 MnMoNi 5 5 und 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt)

Die Ergebnisse der Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 und 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt) sind im Anhang A, **Tabelle A 5.4** bis **Tabelle A 5.6** zusammengefaßt.

#### 5.2.2.1 Festigkeitskennwerte

Die obere Streckgrenze  $R_{eH}$  steigt bei den Werkstoffen 20 MnMoNi 5 5 und 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt) sowohl im Zug- als auch im Druckversuch mit der mittleren elastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{el}$  an, **Bild 5.14**. Die obere Streckgrenze der beiden Feinkornbaustähle liegt auf ähnlichem Niveau. Bis  $\dot{\epsilon}_{el} = 1 \text{ s}^{-1}$  nimmt die obere Streckgrenze der beiden Werkstoffe mit der Dehngeschwindigkeit um ca. 100 MPa zu. Für höhere Dehngeschwindigkeiten tritt eine deutliche Steigerung der oberen Streckgrenze auf. Kein dynamischer Wert liegt unter den quasistatisch ermittelten Werten. Die obere Streckgrenze aus dem Druckver-

such des 20 MnMoNi 5 5 liegt im Gegensatz zum 17 MoV 8 4 (mod.) im Streubereich der Zugversuchsergebnisse.



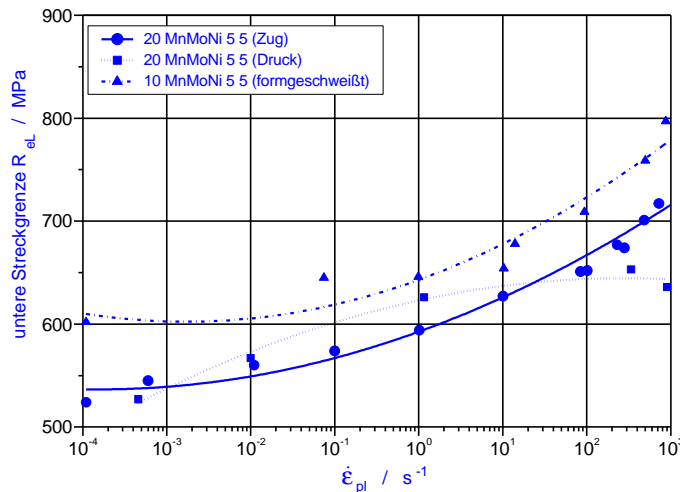
**Bild 5.14: Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 und 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt): Obere Streckgrenze  $R_{eH}$  als Funktion der mittleren elastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{el}$ .**

In **Bild 5.15** ist die untere Streckgrenze  $R_{eL}$  als Funktion der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$  aufgetragen. Die untere Streckgrenze steigt mit der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit an. Ein steilerer Anstieg der Werte aus dem Zugversuch ist wie schon bei der oberen Streckgrenze auch hier ab  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10 s^{-1}$  zu erkennen. Die obere Streckgrenze aus dem Zug- und Druckversuch des 20 MnMoNi 5 5 stimmt bis auf den Wert bei  $\dot{\epsilon}_{pl} = 906 s^{-1}$  gut überein. In Anbetracht der hohen Beschleunigungskräfte und der geringen Steifigkeit der Druckprüfvorrichtung muß dieser Wert jedoch als ungenau angesehen werden.

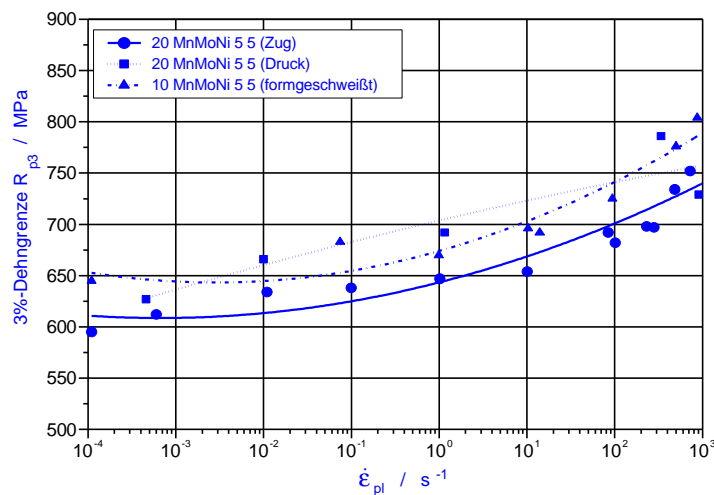
Beim Vergleich der Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 und 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt) fällt auf, daß im Gegensatz zur oberen Streckgrenze die untere Streckgrenze für den 20 MnMoNi 5 5 kleinere Werte zeigt. Dieser Unterschied wird mit zunehmender mittlerer plastischer Dehngeschwindigkeit geringer.

Der Vergleich der 3%-Dehngrenze  $R_{p3}$  in **Bild 5.16** zeigt ebenfalls höhere Werte für den Werkstoff 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt), wobei hier die Differenz der 3%-Dehngrenze bei quasistatischer und bei dynamischer Versuchsführung nahezu konstant bleibt. Bis auf den Versuch mit  $\dot{\epsilon}_{pl} = 906 s^{-1}$  liegen alle 3%-Dehngrenzwerte aus den Druckversuchen über den Werten der Zugversuche.

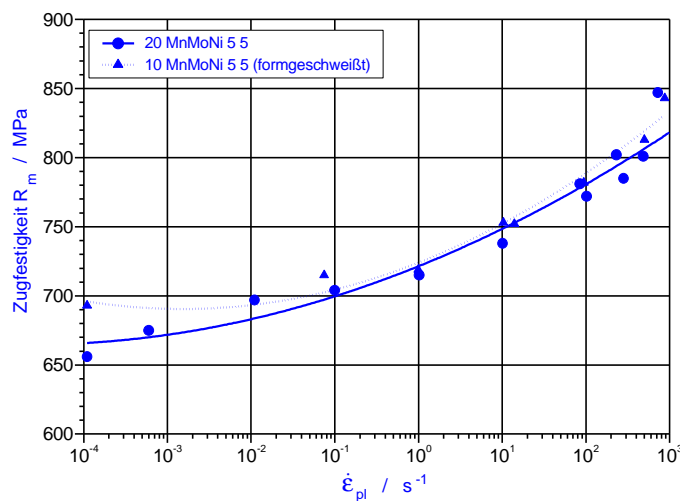
Die zunächst langsame und dann ab einer mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit von  $\dot{\epsilon}_{pl} = 100 s^{-1}$  stärkere Erhöhung der Festigkeit zeigt sich auch bei der Zugfestigkeit, **Bild 5.17**. Die Zugfestigkeit der beiden Werkstoffe ist bei quasistatischer Versuchsführung ähnlich, bei dynamischer nahezu gleich. Dies läßt für den 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt) auf einen kleineren Verfestigungsexponenten als für den 20 MnMoNi 5 5 schließen.



**Bild 5.15:** Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 und 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt): Untere Streckgrenze  $R_{eL}$  als Funktion der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ .



**Bild 5.16:** Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 und 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt): 3%-Dehngrenze  $R_{p3}$  als Funktion der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ .



**Bild 5.17:** Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 und 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt): Zugfestigkeit  $R_m$  als Funktion der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ .



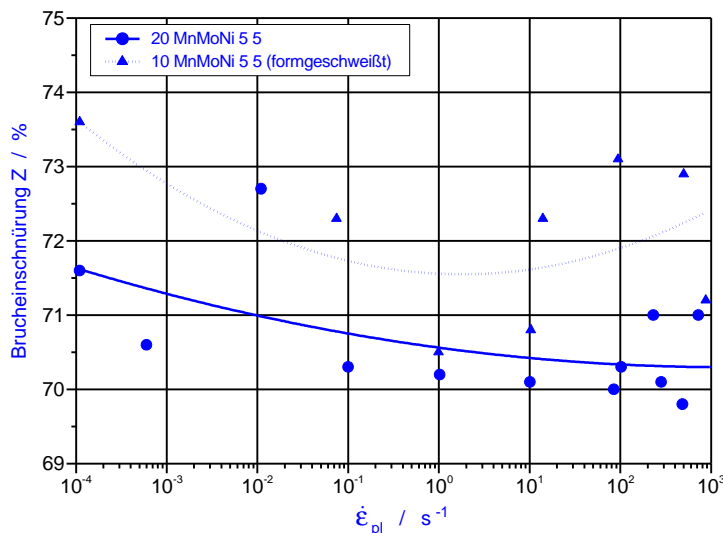
### 5.2.2.2 Verformungskennwerte

Die Brucheinschnürung  $Z$  zeigt nahezu keine Abhängigkeit von der Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ , **Bild 5.18**. Die Brucheinschnürung des Werkstoffs 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt) liegt bei ca. 72 % und zeigt eine größere Streuung als die des Feinkornbaustahls 20 MnMoNi 5 5. Die Brucheinschnürung des Werkstoffs 20 MnMoNi 5 5 beträgt ca. 71 %.

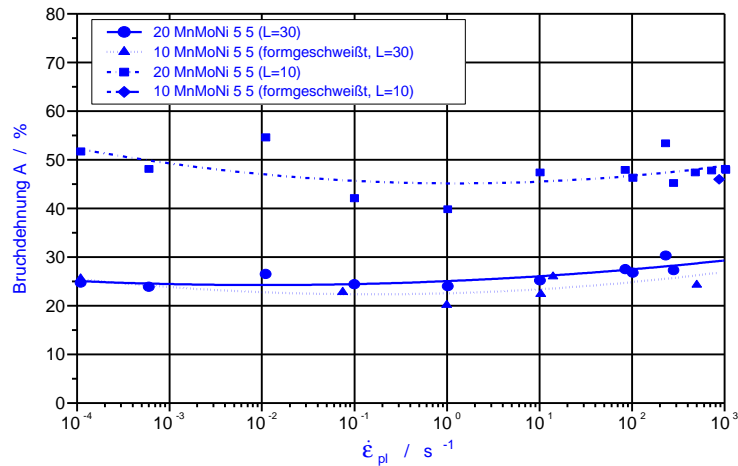
Die Bruchdehnung  $A_5$  der beiden Werkstoffe liegt bei etwa 25 % und zeigt eine leichte Abnahme unter die quasistatisch ermittelten Werte bei  $\dot{\epsilon}_{pl} = 1 \text{ s}^{-1}$ , **Bild 5.19**. Zu höheren Dehngeschwindigkeiten hin steigt die Bruchdehnung wieder an. Wird den Proben des Werkstoffs 20 MnMoNi 5 5 eine Meßlänge  $l_0 = 10 \text{ mm}$  zugrundegelegt und die Bruchdehnung  $A_{l=10}$  bestimmt, so zeigt der Verlauf dieser Werte ebenfalls ein Minimum bei  $\dot{\epsilon}_{pl} = 1 \text{ s}^{-1}$ , jedoch liegen die Werte insgesamt fast doppelt so hoch. Die Bruchdehnung des Werkstoffs 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt) ist nur wenig kleiner als die des 20 MnMoNi 5 5.

Wie schon die Verformungskennwerte zeigen auch die Bruchflächen bei allen Dehngeschwindigkeiten einen für zähe Werkstoffe typischen Teller-Tassen-Bruch (Anhang B, **Bild B 5.3** und **Bild B 5.4**). Der Scherbruchanteil ist von der Dehngeschwindigkeit nahezu unabhängig und liegt bei ca. 75 % (Anhang A, Tabelle A 5.4).

Die Rundzugprobe FS20.1 (Anhang B, **Bild B 5.5**) des formgeschweißten Werkstoffs 10 MnMoNi 5 5, die bei quasistatischer Versuchsführung ( $\dot{\epsilon}_{pl} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ) geprüft wurde, zeigt einen Bruch mit radial angeordneten Scherlippen. Diese Bruchform, die auch als „Fräserbruch“ bezeichnet wird tritt besonders oft an Vergütungsstählen auf /56/. Der „Fräserbruch“ trat nur an dieser Probe auf. Alle anderen geprüften Rundzugproben zeigen einen typischen Teller-Tassen-Bruch (Anhang B, **Bild B 5.6** und **Bild B 5.7**). Der Scherlippenanteil der Bruchflächen beider Werkstoffe zeigt nahezu keine Abhängigkeit von der Dehngeschwindigkeit.



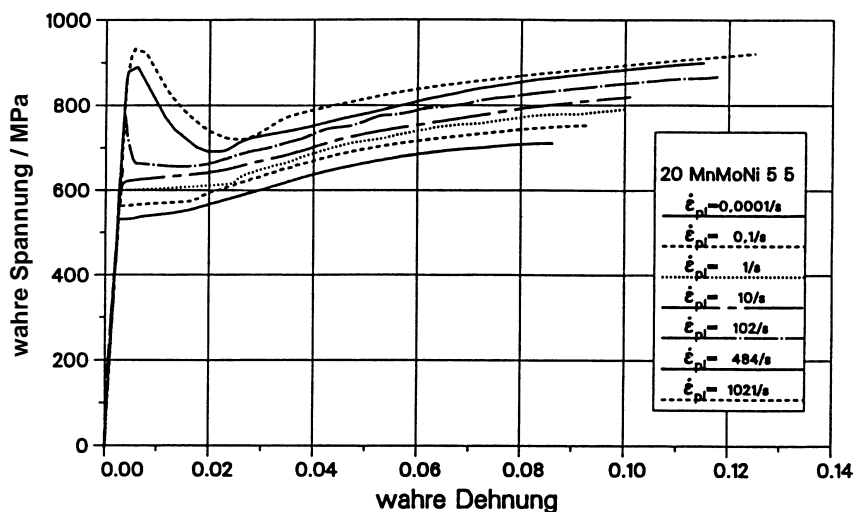
**Bild 5.18:** Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 und 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt): Brucheinschnürung  $Z$  als Funktion der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ .



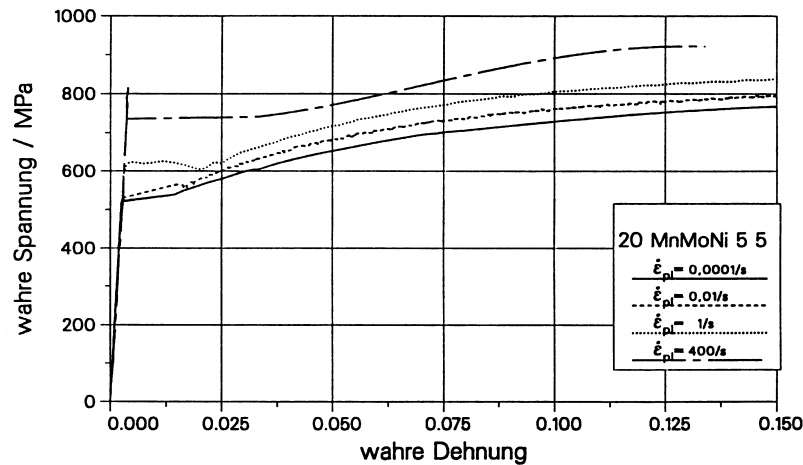
**Bild 5.19: Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 und 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt): Bruchdehnung  $A_5$  bzw.  $A_1$  als Funktion der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ .**

Zusammenfassend kann festgestellt werden: Der formgeschweißte Werkstoff 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt) besitzt etwas höhere Festigkeits- und Verformungskennwerte im Vergleich zum Werkstoff 20 MnMoNi 5 5. Die Festigkeitskennwerte beider Werkstoffe steigen mit der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit bis  $\dot{\epsilon}_{pl} = 100 s^{-1}$  langsam, darüber stärker an. Die Festigkeitskennwerte des 20 MnMoNi 5 5 aus Zug- und Druckversuch stimmen gut überein. Die Verformungskennwerte beider Werkstoffe zeigen keine eindeutige Abhängigkeit von der Dehngeschwindigkeit.

Die dynamischen Fließkurven der Zug- und Druckversuche mit dem Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 sind in **Bild 5.20** und **Bild 5.21** aufgetragen. **Bild 5.22** enthält die Fließkurven der Zugversuche des Werkstoffs 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt).

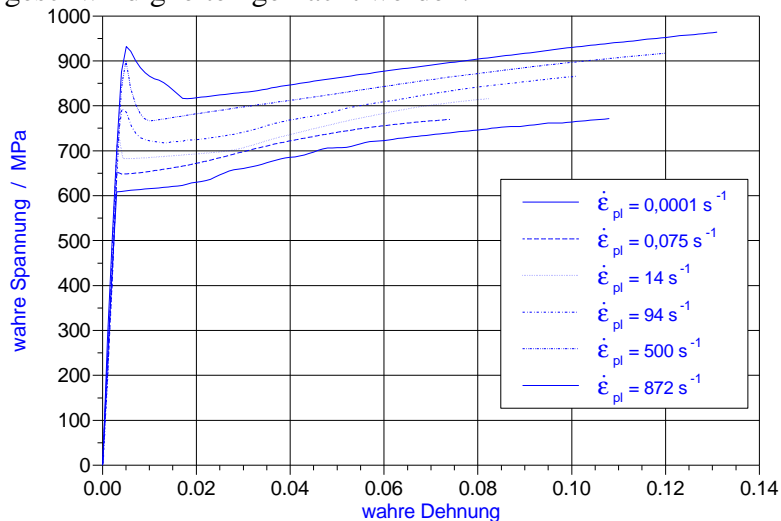


**Bild 5.20: Werkstoff 20 MnMoNi 5 5: Wahre Fließkurven aus dynamischen Zugversuchen.**



**Bild 5.21: Werkstoff 20 MnMoNi 5 5: Wahre Fließkurven aus dynamischen Druckversuchen.**

Beide Werkstoffe zeigen bei quasistatischer Versuchsführung keine obere Streckgrenze. Bei Erhöhung der Dehngeschwindigkeit nimmt die obere Streckgrenze überproportional zu. Im Bereich plastischer Verformung wird die Fließkurve mit steigender Dehngeschwindigkeit zu höheren Spannungen verschoben. Als Verformungskennwert ist die Gleichmaßdehnung nur bedingt verwendbar, da sich ihre genaue Ermittlung vor allem bei dynamischer Versuchsführung als schwierig erweist. Deshalb kann mit den wahren Fließkurven, die bis zur Gleichmaßdehnung dargestellt sind, nur eine tendenzielle Aussage über das Verformungsverhalten bei erhöhten Dehngeschwindigkeiten gemacht werden.



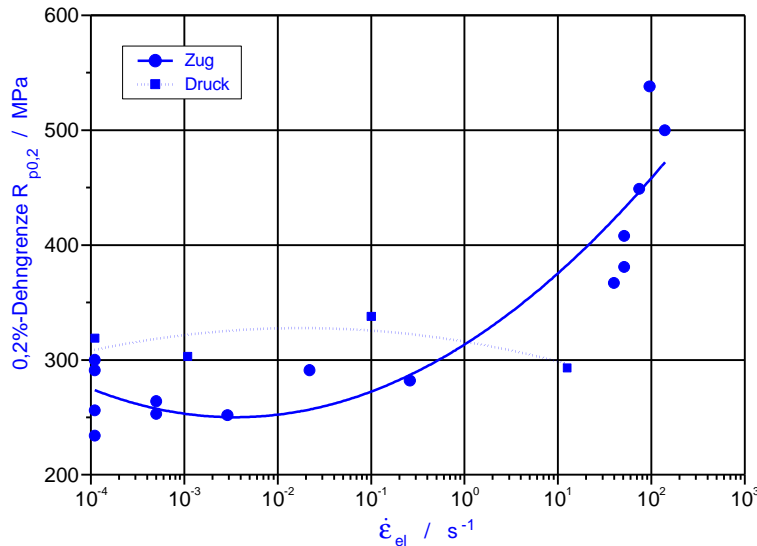
**Bild 5.22: Werkstoff 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt): Wahre Fließkurven aus dynamischen Zugversuchen in Abhängigkeit von der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ .**

## 5.2.3 X 6 CrNi 18 11

### 5.2.3.1 Festigkeitskennwerte

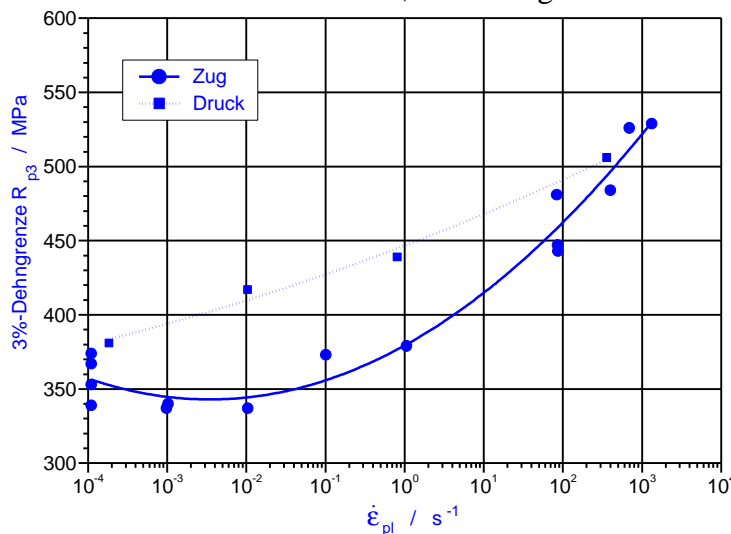
Wie zu erwarten, zeigt der austenitische Werkstoff X 6 CrNi 18 11 keine ausgeprägte Streckgrenze. Die 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  in Abhängigkeit von der mittleren elastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{el}$ , **Bild 5.23**, zeigt einen nur geringen Anstieg bis  $\dot{\epsilon}_{el} = 10 \text{ s}^{-1}$ . Mit

weiter steigender Dehngeschwindigkeit nimmt die 0,2%-Dehngrenze stark zu. Dieses zunächst langsame und dann steile Ansteigen der 0,2%-Dehngrenze in Abhängigkeit von der Dehngeschwindigkeit zeigt sich bei diesem Werkstoff besonders stark. Auffallend ist die große Streuung der ermittelten Werte bei quasistatischer Versuchsführung. Die Werte der 0,2%-Dehngrenze aus den Druckversuchen liegen etwas höher als die der Zugversuche.



**Bild 5.23: Werkstoff X 6 CrNi 18 11: 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0.2}$  als Funktion der mittleren elastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{el}$ .**

Der Vergleich der 3%-Dehngrenze  $R_{p3}$  mit der Zugfestigkeit  $R_m$  in Abhängigkeit von der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$  in **Bild 5.24** zeigt einen stärkeren Anstieg der 3%-Dehngrenze mit zunehmender Dehngeschwindigkeit. Dies deutet auf eine Verringerung der Verfestigung bei dynamischer Belastung hin. Beide Festigkeitskennwerte nehmen erst bei mittleren plastischen Dehngeschwindigkeiten von  $\dot{\epsilon}_{pl} > 10 s^{-1}$  deutlich größere Werte an. Die 3%-Dehngrenze im Druckversuch zeigt wie schon die 0,2%-Dehngrenze vor allem im Geschwindigkeitsbereich bis  $1 s^{-1}$  höhere Werte, als im Zugversuch.

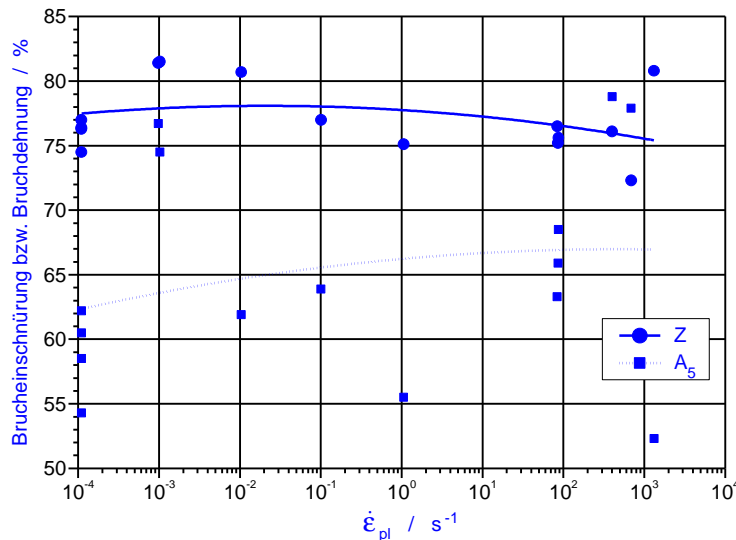


**Bild 5.24: Werkstoff X 6 CrNi 18 11: 3%-Dehngrenze  $R_{p3}$  und Zugfestigkeit  $R_m$  als Funktion der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$  aus Zug- als auch Druckversuchen.**

### 5.2.3.2 Verformungskennwerte

**Bild 5.25** zeigt die Bruchdehnung  $A_5$  und die Brucheinschnürung  $Z$  in Abhängigkeit der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ . Es kann keine eindeutige Abhängigkeit der Verformungskennwerte von der Dehngeschwindigkeit festgestellt werden. Die Bruchdehnung liegt zwischen 50 % bis 80 % und streut deutlich mehr als die Brucheinschnürung, deren Werte bei 72 % bis 82 % liegen.

Die Bruchflächen der Rundzugproben des Werkstoffs X 6 CrNi 18 11 zeigen bei Dehngeschwindigkeiten bis  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10 \text{ s}^{-1}$  einen typischen Teller-Tassen-Bruch mit einem großen Scherlippenanteil von ca. 80 % (Anhang B, **Bild B 5.8**). Bei Erhöhung der Dehngeschwindigkeit über  $10 \text{ s}^{-1}$  bilden die Scherlippen keinen eindeutigen Tassenrand sondern sind zerrissen (Anhang B, **Bild B 5.9**). Um das Auftreten dieses Bruchbildes bei höheren Dehngeschwindigkeiten näher zu untersuchen wurde an der Probe BS8 ein Schliff durch das Gefüge entlang der Längsachse angefertigt.



**Bild 5.25: Werkstoff X 6 CrNi 18 11: Bruchdehnung  $A_5$  und Brucheinschnürung  $Z$  als Funktion der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ .**

In **Bild B 5.10** (Anhang B) ist das Gefüge im weniger verformten Bereich des Dynamometerabschnittes dargestellt. Dort zeigt sich ein Gefüge, das mit Streifen von  $\delta$ -Ferrit durchzogen ist und vereinzelt Zwillinge aufweist.

Da austenitische Werkstoffe aufgrund ihres Gittertyps eher zur Zwillingsbildung neigen, zeigen diese Werkstoffe üblicherweise ein Gefüge mit Zwillingen /57/. Es kann also davon ausgegangen werden, daß das in Bild B 5.10 dargestellte Gefüge dem Ausgangszustand entspricht.

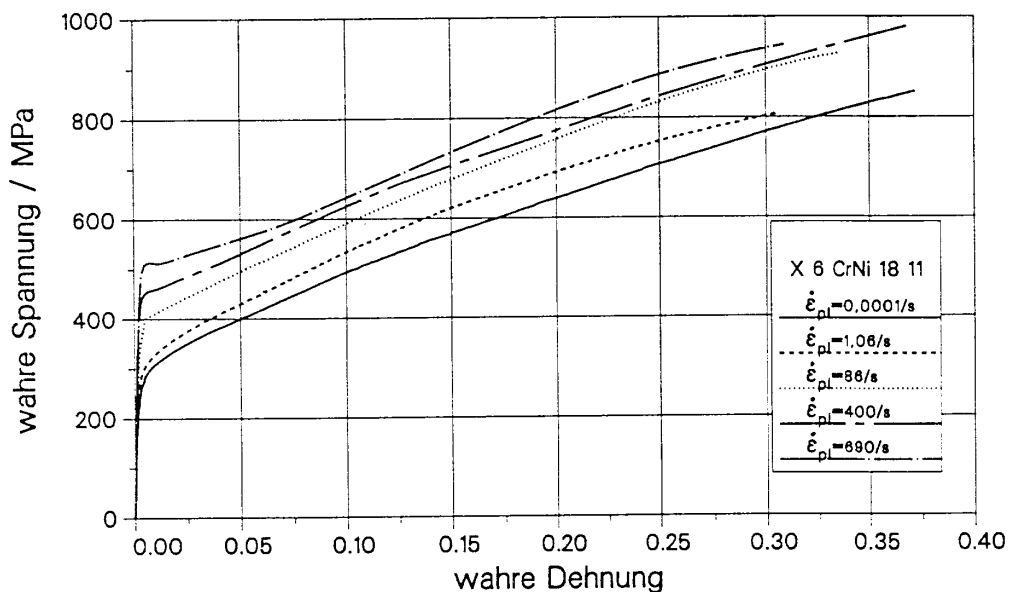
**Bild B 5.11** zeigt einen Gefügeschliff durch eine stark verformte Scherlippe der Rundzugprobe BS8. In der Scherlippe sind infolge der großen plastischen Verformung die Körner des Gefüges und der  $\delta$ -Ferrit in die Länge gezogen. Auffallend sind Bereiche, die ein fischgrätenartiges Muster aufweisen. An Crom-Nickel-Stählen ähnlicher Zusammensetzung wurde bei hohen Dehngeschwindigkeiten dehnungsinduzierte Martensitbildung festgestellt. Es bestand die Vermutung, daß diese oben genannten Bereiche ein martensitisches Gefüge darstellen.

Deshalb wurde eine Mikrohärteprüfung nach Vickers durchgeführt. Es ergaben sich Härtewerte von 350 HV 1 und 370 HV 1 im Gegensatz zu 205 HV 1 und 221 HV 1 im Bereich des Dynamometerabschnittes. Diese Härtewerte sind für ein Martensitgefüge zu gering. Die parallelen Linien, die unter 45° zur Beanspruchungsrichtung liegen, könnten Gleitbänder der Versetzungen darstellen.

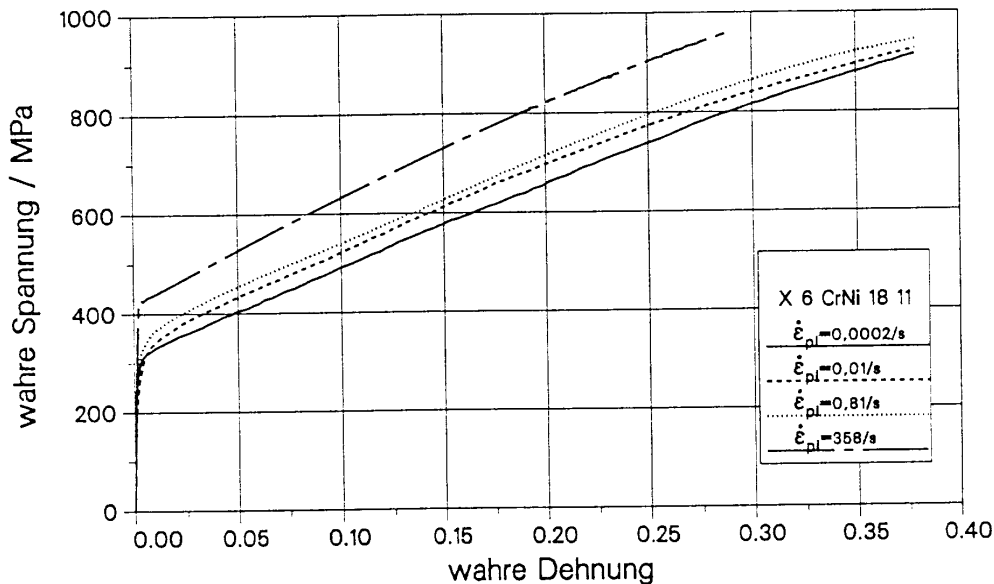
Insgesamt zeigt der X 6 CrNi 18 11 nur eine geringe Abhängigkeit der Festigkeitskennwerte von der Dehngeschwindigkeit bis  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10 \text{ s}^{-1}$ . Für Dehngeschwindigkeiten größer  $10 \text{ s}^{-1}$  steigen die Festigkeitskennwerte mit der Dehngeschwindigkeit stark an. Dies wird begleitet von einem unterschiedlichen Bruchaussehen.

Die Werte der 0,2%-Dehngrenze des Druckversuchs liegen niedriger als die des Zugversuchs. Die Werte der 3%-Dehngrenze des Druckversuchs liegen höher als die des Zugversuchs. Da diese Dehngrenzwerte aus den aufgenommenen Spannungs-Dehnungs-Diagrammen ermittelt werden und nicht aus den wahren Fließkurven, liegen mit steigender Dehnung und größer werdendem Querschnitt im Druckversuch die Festigkeitswerte über denen des Zugversuchs. Die Verformungskennwerte zeigen keine Abhängigkeit von der Dehngeschwindigkeit.

Die dynamischen Fließkurven der Zug- und Druckversuche sind in **Bild 5.26** und **Bild 5.27** enthalten.



**Bild 5.26: Werkstoff X6 CrNi 18 11: Wahre Fließkurven aus dynamischen Zugversuchen.**



**Bild 5.27: Werkstoff X6 CrNi 18 11: Wahre Fließkurven aus dynamischen Druckversuchen.**

## 5.2.4 17 MnMoV 6 4 (WB35), 15 NiCuMoNb 5 (WB36) und Altherm NiMoV

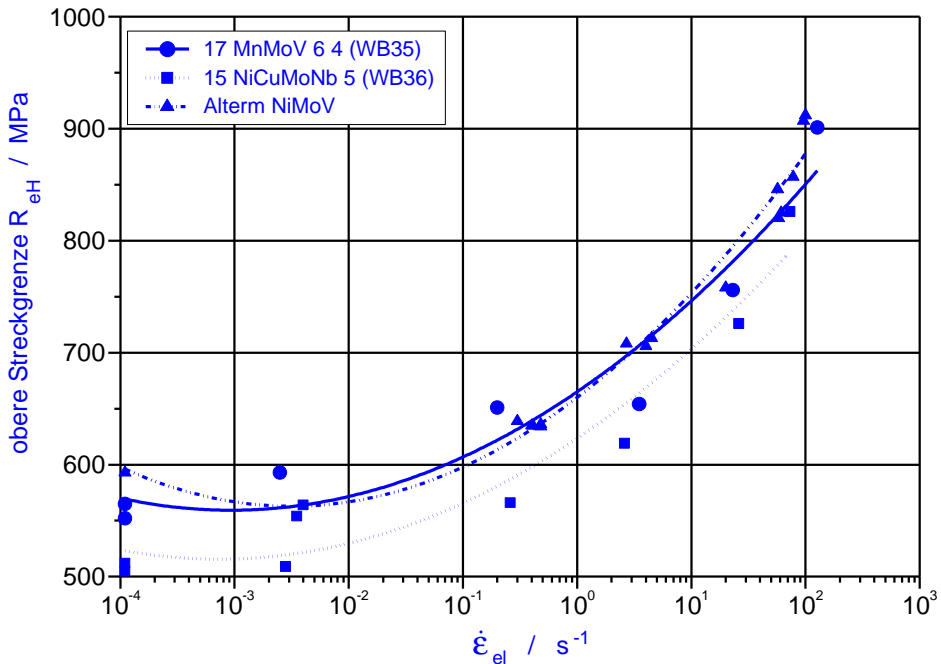
### 5.2.4.1 Festigkeitskennwerte

Die obere Streckgrenze  $R_{eH}$  der Werkstoffe 17 MnMoV 6 4 (WB35), 15 NiCuMoNb 5 (WB36) und Altherm NiMoV zeigt ab einer mittleren elastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{el}$  von  $1 s^{-1}$  einen starken Anstieg, **Bild 5.28**. Alle drei Werkstoffe besitzen eine obere Streckgrenze in derselben Größenordnung von ca. 550 MPa bei  $\dot{\epsilon}_{el} = 10^{-4} s^{-1}$  bis etwa 900 MPa bei  $\dot{\epsilon}_{el} = 100 s^{-1}$ , wobei der Werkstoff 15 NiCuMoNb 5 (WB36) etwas kleinere Werte aufweist.

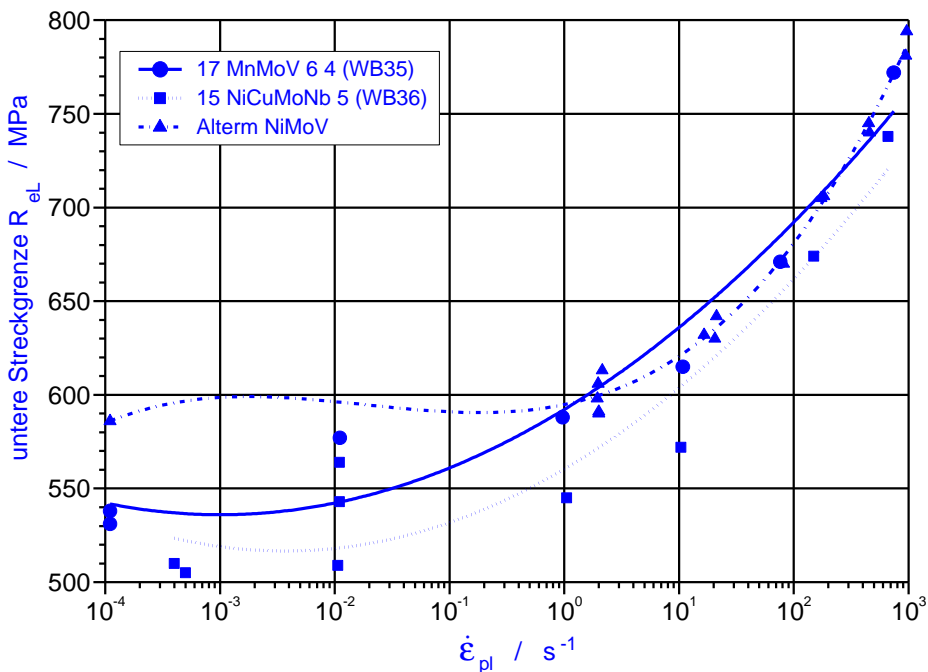
Ein ähnliches Bild ergibt sich für die untere Streckgrenze, **Bild 5.29**. Wie schon bei der oberen Streckgrenze steigt die untere Streckgrenze erst bei Dehngeschwindigkeiten  $\dot{\epsilon}_{pl} > 1 s^{-1}$  stärker an. Der Werkstoff 15 NiCuMoNb 5 (WB36) zeigt auch hier etwas kleinere Werte als die beiden Vergleichswerkstoffe. Alle dynamisch ermittelten Werte der unteren Streckgrenze liegen über den quasistatisch ermittelten.

Die Zugfestigkeit  $R_m$ , **Bild 5.30**, bleibt bis zu einer mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl} = 1 s^{-1}$  wie schon die untere Streckgrenze nahezu konstant und steigt zu höheren Dehngeschwindigkeiten stark an. Die Verringerung des Unterschiedes zwischen den Streckgrenzenwerten der verschiedenen Werkstoffe mit steigender Dehngeschwindigkeit ist bei der Zugfestigkeit nicht zu erkennen.

Insgesamt steigen die Festigkeitskennwerte der Werkstoffe 17 MnMoV 6 4 (WB35), 15 NiCuMoNb 5 (WB36) und Altherm NiMoV erst ab einer Dehngeschwindigkeit über  $1 s^{-1}$  steil an. Alle drei Werkstoffe besitzen Kennwerte auf ähnlichem Niveau. Die obere Streckgrenze  $R_{eH}$  erhöht sich mit steigender Dehngeschwindigkeit stärker als die untere Streckgrenze oder die Zugfestigkeit.

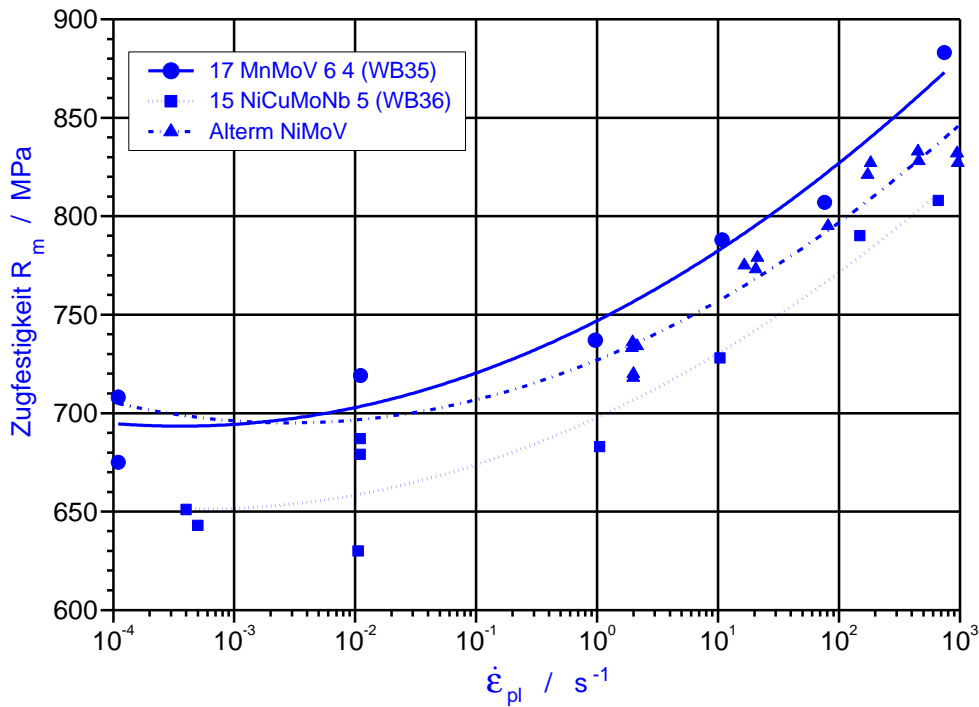


**Bild 5.28:** Werkstoffe 17 MnMoV 6 4 (WB35), 15 NiCuMoNb 5 (WB36) und Alterm NiMoV: Obere Streckgrenze  $R_{eH}$  als Funktion der mittleren elastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{el}$ .



**Bild 5.29:** Werkstoffe 17 MnMoV 6 4 (WB35), 15 NiCuMoNb 5 (WB36) und Alterm NiMoV: untere Streckgrenze  $R_{eL}$  als Funktion der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ .





**Bild 5.30:** Werkstoffe 17 MnMoV 6 4 (WB35), 15 NiCuMoNb 5 (WB36) und Altherm NiMoV: Zugfestigkeit  $R_m$  als Funktion der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ .

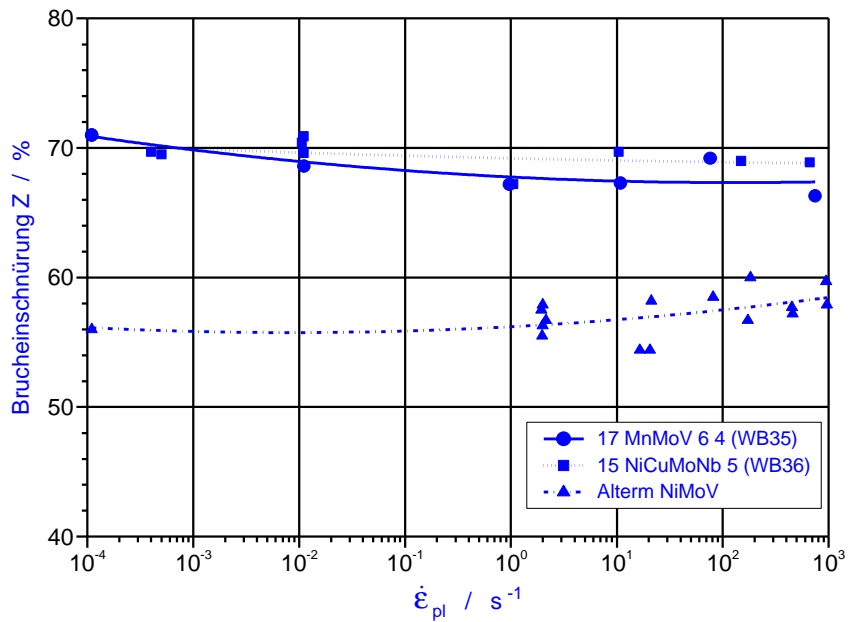
#### 5.2.4.2 Verformungskennwerte

Die Brucheinschnürung  $Z$  der hier verglichenen Werkstoffe zeigt keine Abhängigkeit von der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ , **Bild 5.31**. Der Werkstoff Altherm NiMoV liegt mit einer Brucheinschnürung von 55 bis 60 % um etwa 10 %-Punkte unter den Werkstoffen 17 MnMoV 6 4 (WB35) und 15 NiCuMoNb 5 (WB36).

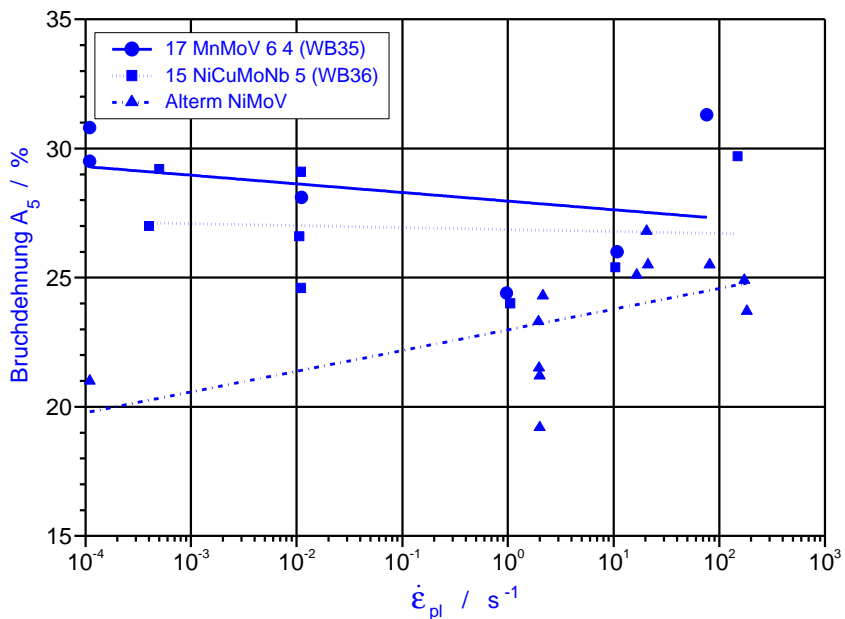
Auch bei der Bruchdehnung  $A_5$  zeigt der Altherm NiMoV die kleineren Kennwerte im gesamten untersuchten Dehngeschwindigkeitsbereich, **Bild 5.32**. Auffallend ist eine Verkleinerung der Bruchdehnung im Bereich der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit von  $1 \text{ s}^{-1}$  unter die quasistatischen Werte bei allen Werkstoffen. Für höhere Dehngeschwindigkeiten ergeben sich wiederum höhere Bruchdehnungen.

Insgesamt zeigen die Verformungskennwerte der Werkstoffe 17 MnMoV 6 4 (WB35), 15 NiCuMoNb 5 (WB36) und Altherm NiMoV nur eine geringe Abhängigkeit von der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ .

Die Bruchflächen der Werkstoffe 17 MnMoV 6 4 (WB35), 15 NiCuMoNb 5 (WB36) und Altherm NiMoV zeigen bei den hier untersuchten Dehngeschwindigkeiten einen für zähe Werkstoffe typischen Teller-Tassen-Bruch /56/. In **Bild B 5.12** bis **Bild B 5.15** sind die Bruchbilder der Proben D3 (WB35,  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ), D16 (WB35,  $\dot{\epsilon}_{pl} = 745 \text{ s}^{-1}$ ), E4 (WB36,  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ) und E14 ( $\dot{\epsilon}_{pl} = 662 \text{ s}^{-1}$ ) dargestellt. Die Bruchausbildung der Rundzugproben zeigt sich für alle hier verglichenen Werkstoffe als von der Dehngeschwindigkeit unabhängig. Der Scherlippenanteil beträgt etwa 70 % und ist ebenfalls von der Dehngeschwindigkeit unabhängig.

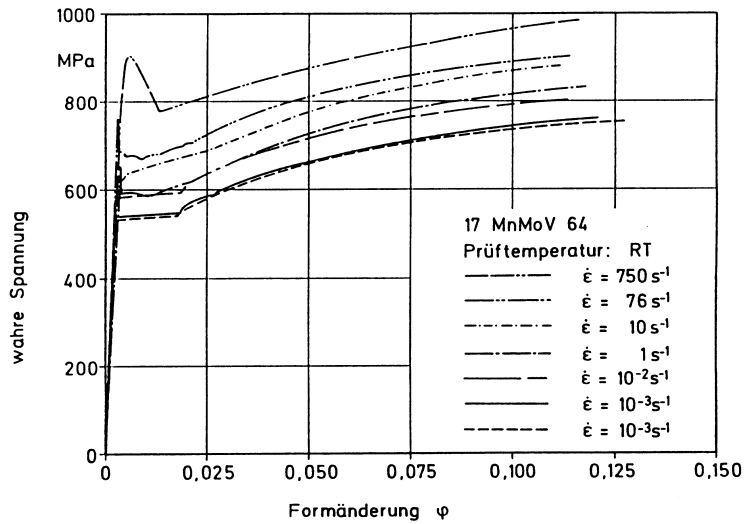


**Bild 5.31:** Werkstoffe 17 MnMoV 6 4 (WB35), 15 NiCuMoNb 5 (WB36) und Altherm NiMoV: Bruchdehnung Z als Funktion der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ .

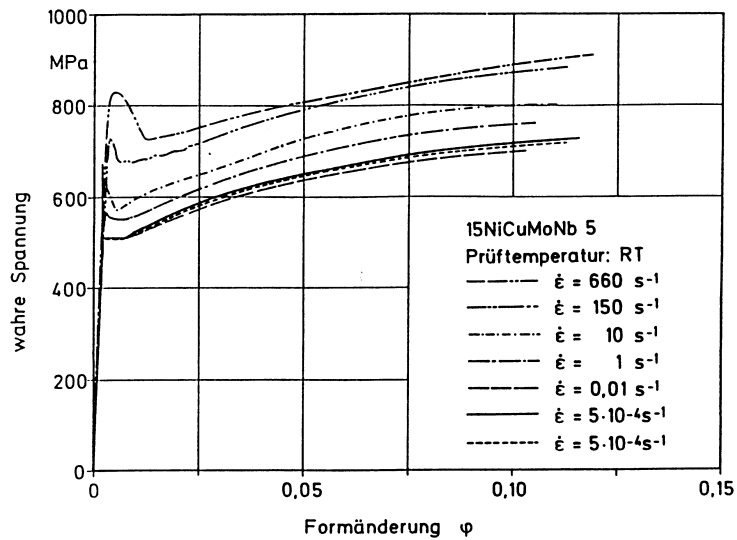


**Bild 5.32:** Werkstoffe 17 MnMoV 6 4 (WB35), 15 NiCuMoNb 5 (WB36) und Altherm NiMoV: Bruchdehnung A<sub>5</sub> als Funktion der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ .

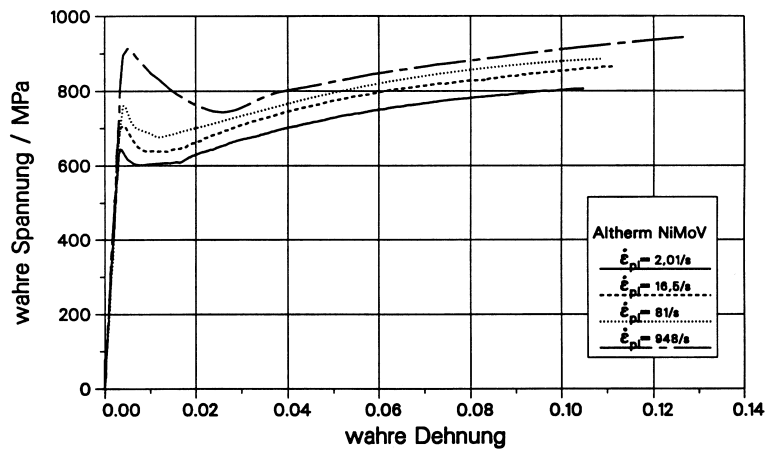
Die dynamischen Fließkurven der Zugversuche für den Werkstoff 17 MnMoV 6 4 (WB35) sind in Abhängigkeit von der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit in **Bild 5.33** zusammengestellt. **Bild 5.34** und **Bild 5.35** zeigen die entsprechenden Fließkurven der Werkstoffe 15 NiCuMoNb 5 (WB36) und Altherm NiMoV.



**Bild 5.33: Werkstoff 17 MnMoV 6 4 (WB35): Wahre Fließkurven aus dynamischen Zugversuchen.**



**Bild 5.34: Werkstoff 15 NiCuMoNb 5 (WB36): Wahre Fließkurve aus dynamischen Zugversuchen.**



**Bild 5.35: Werkstoff Altherm NiMoV: Wahre Fließkurve aus dynamischen Zugversuchen.**

## 5.2.5 GGG 40 (duktiler Gußeisen)

### 5.2.5.1 Festigkeitskennwerte

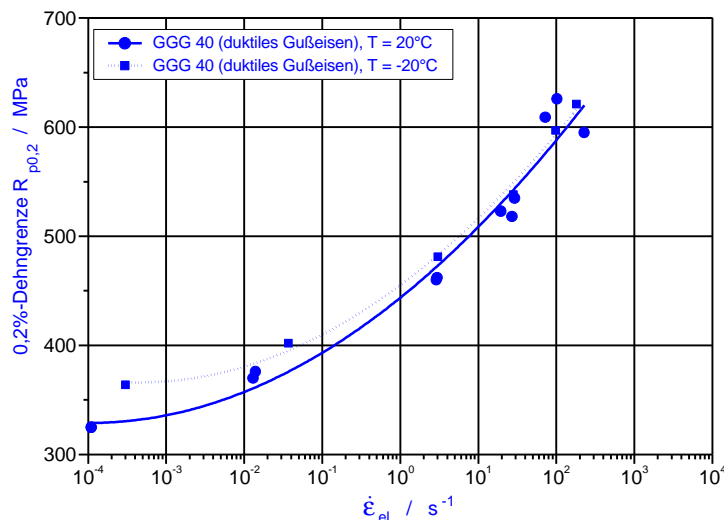
Die 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  des Werkstoffs GGG 40 (duktiler Gußeisen) zeigt, wie in **Bild 5.36** zu sehen, schon bei niedrigen mittleren elastischen Dehngeschwindigkeiten von  $\dot{\epsilon}_{el} = 0,01 \text{ s}^{-1}$  eine deutliche Zunahme. Bei der Temperatur von  $T = -20 \text{ °C}$  besitzt der Werkstoff GGG 40 (duktiler Gußeisen) im quasistatischen Zugversuch eine um ca. 30 MPa höhere 0,2%-Dehngrenze als bei Raumtemperatur. Dieser Unterschied ist bei mittleren elastischen Dehngeschwindigkeiten von  $10 \text{ s}^{-1}$  und höher nicht mehr vorhanden.

Die Zugfestigkeit  $R_m$  in Abhängigkeit von der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit, **Bild 5.37**, zeigt ebenfalls bei quasistatischer Versuchsführung und der Prüftemperatur von  $T = -20 \text{ °C}$  gegenüber der Raumtemperatur um ca. 30 MPa höhere Werte. Bei Erhöhung der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeiten auf  $\dot{\epsilon}_{pl} > 10 \text{ s}^{-1}$  liegt die Zugfestigkeit für  $T = -20 \text{ °C}$  unter der bei  $T = RT$ . Für Dehngeschwindigkeiten von  $1000 \text{ s}^{-1}$  liegt die Zugfestigkeit bei  $-20 \text{ °C}$  um ca. 40 MPa unter der bei Raumtemperatur.

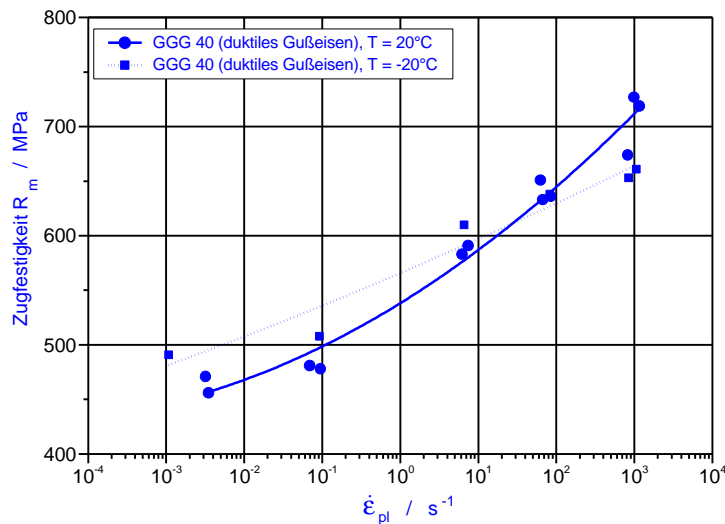
Insgesamt zeigt auch das duktile Gußeisen GGG 40 eine deutliche Zunahme der Festigkeitskennwerte mit der Dehngeschwindigkeit. Bei  $-20 \text{ °C}$  zeigt dieser Werkstoff etwas höhere Festigkeitskennwerte als bei Raumtemperatur, wobei sich dieser Unterschied zu höheren Dehngeschwindigkeiten aufhebt bzw. umkehrt.

### 5.2.5.2 Verformungskennwerte

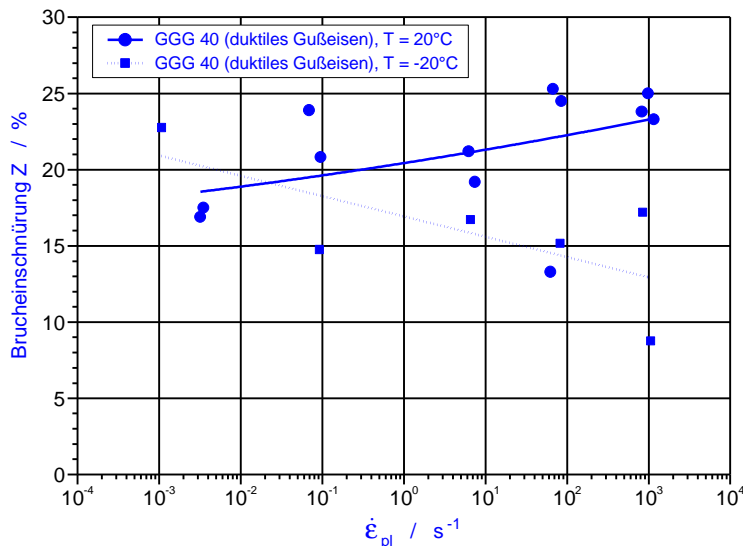
In **Bild 5.38** ist die Brucheinschnürung  $Z$  über der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit aufgetragen. Die Brucheinschnürung bleibt bis zu einer mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit von  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10 \text{ s}^{-1}$  bei einem Wert von ca. 20 % für beide geprüften Temperaturen. Wird die Dehngeschwindigkeit erhöht, ergibt sich bei Raumtemperatur eine leichte Erhöhung der Brucheinschnürung. Bei  $T = -20 \text{ °C}$  sinkt die Brucheinschnürung für Dehngeschwindigkeiten von  $\dot{\epsilon}_{pl} > 10 \text{ s}^{-1}$  auf einen Wert unter 10 %.



**Bild 5.36:** Werkstoff GGG 40 (duktiler Gußeisen): 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  als Funktion der mittleren elastischen Dehngeschwindigkeiten  $\dot{\epsilon}_{el}$  für die Temperaturen  $T = 20 \text{ °C}$  und  $-20 \text{ °C}$ .



**Bild 5.37: Werkstoff GGG 40 (duktiler Gußeisen): Zugfestigkeit  $R_m$  als Funktion der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$  für die Temperaturen  $T = 20\text{ °C}$  und  $-20\text{ °C}$ .**



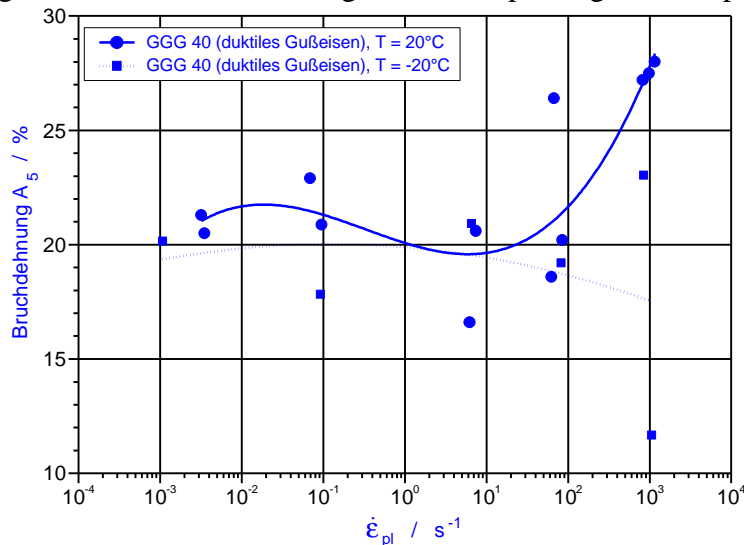
**Bild 5.38: Werkstoff GGG 40 (duktiler Gußeisen): Brucheinschnürung  $Z$  als Funktion der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$  für die Temperaturen  $T = 20\text{ °C}$  und  $-20\text{ °C}$ .**

Diese Tendenz der abnehmenden Verformungskennwerte für Dehngeschwindigkeiten  $\dot{\epsilon}_{pl} > 10\text{ s}^{-1}$  bei  $-20\text{ °C}$  zeigt sich nicht so ausgeprägt bei der Bruchdehnung  $A_5$  in **Bild 5.39**. Eine Abnahme der Werte zeigt sich erst bei einer mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit von  $1000\text{ s}^{-1}$ . Ausgehend von Werten um 20 % steigt die Bruchdehnung bei Raumtemperatur auf ca. 28 % für  $\dot{\epsilon}_{pl} = 1000\text{ s}^{-1}$  an.

Die Bruchflächen der Proben GGG4.2 ( $T = RT$ ,  $\dot{\epsilon}_{pl} = 7,42\text{ s}^{-1}$ ) und GGG40.1 ( $T = RT$ ,  $\dot{\epsilon}_{pl} = 985\text{ s}^{-1}$ ) sind in **Bild B 5.16** und **Bild B 5.17** dargestellt. Das duktile Gußeisen GGG 40 zeigt bei Raumtemperatur einen ebenen Bruch senkrecht zur Belastungsrichtung. Die Bruchflächen weisen keine Scherlippen auf und es ist keine Einschnürung im Bruchbereich der Meßlänge feststellbar. Die dunkle Bruchfläche der quasistatisch geprüften Probe GGG4.2 zeigt eine gröbere Struktur und ist übersät mit kristallin glänzenden Bereichen. Bei höheren Dehngeschwindigkeiten zeigt sich eine feinere Struktur der Bruchfläche.

Die Oberfläche der Probenmeßlänge weist bei allen Dehngeschwindigkeiten kleine Risse auf, die mit dem Auge zu erkennen sind. Da sich zudem die Rundzugproben des GGG 40 (duktilen Gußeisen) im Bruchbereich nicht einschnüren, sollte das Verformungsverhalten näher untersucht werden. Dazu wurde ein Gefügeschliff in Längsrichtung der Probe GGG40.1 angefertigt. Das Ausgangsgefüge in **Bild B 5.18** zeigt die für einen Guß mit globularem Kohlenstoff typischen dunklen Graphitkugeln mit dazwischen liegendem perlitischem Gefügeanteil von ca. 6 % in der ferritischen Grundmatrix.

Im Bereich der Bruchfläche, **Bild B 5.19** sind die Hohlräume der Graphitkugeln aufgeweitet und zum Teil angerissen. Der Bruch selbst geht von Graphitkugel zu Graphitkugel.



**Bild 5.39: Werkstoff GGG 40: Bruchdehnung  $A_5$  als Funktion der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$  für die Temperaturen  $T = 20\text{ °C}$  und  $-20\text{ °C}$ .**

Die Bruchflächen der Proben GGG4.9 ( $T = -20\text{ °C}$ ,  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ ) und GGG40.19 ( $T = -20\text{ °C}$ ,  $\dot{\epsilon}_{pl} = 1058\text{ s}^{-1}$ ) sind in **Bild B 5.20** und **Bild B 5.21** dargestellt. Bei der Prüftemperatur von  $T = -20\text{ °C}$  ist der Anteil der kristallin glänzenden Bereiche der Bruchfläche größer als bei Raumtemperatur und nimmt mit einer Erhöhung der Dehngeschwindigkeit noch zu.

Insgesamt zeigt sich für den Werkstoff GGG 40 (duktilen Gußeisen) eine geringe Abhängigkeit der Verformungskennwerte von der Dehngeschwindigkeit. Bei der Prüftemperatur  $T = -20\text{ °C}$  zeigen die abnehmenden Festigkeits- und Verformungskennwerte als auch die Zunahme der kristallin glänzenden Bereiche der Bruchfläche einen Übergang zu sprödem Materialverhalten.

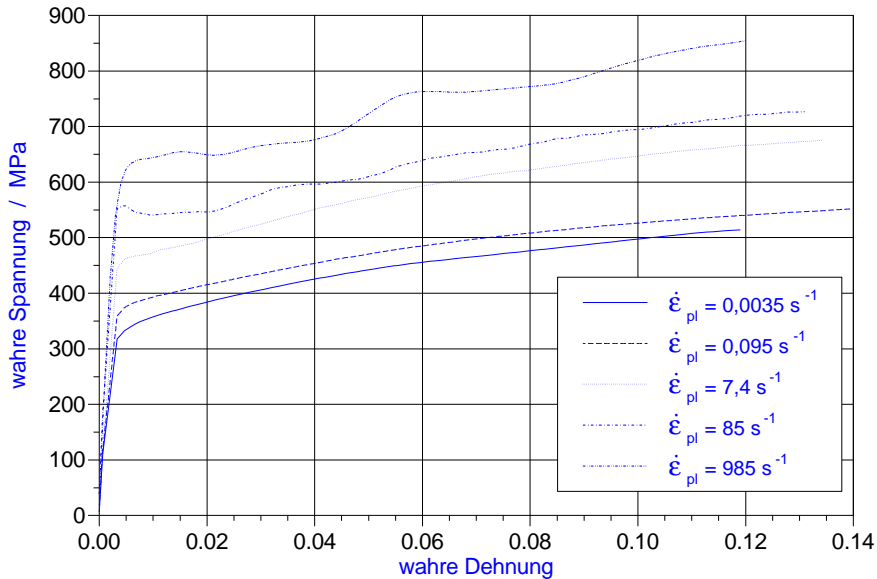
Die Fließkurven der dynamischen Zugversuche sind für die Versuchstemperatur  $T = RT$  in **Bild 5.40** und für  $T = -20\text{ °C}$  in **Bild 5.41** dargestellt.

## 5.2.6 MnMoNiV-Sonderschmelze

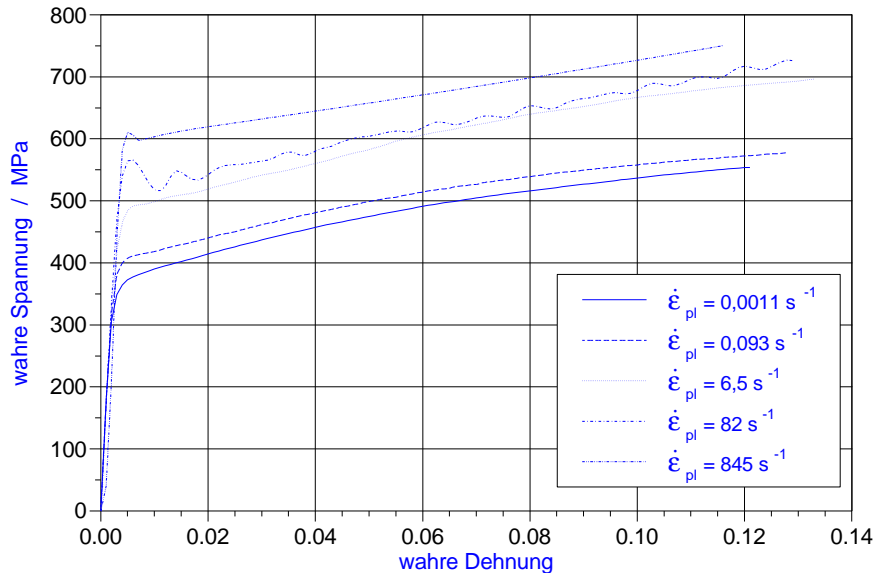
### 5.2.6.1 Festigkeitskennwerte

Mit der MnMoNiV-Sonderschmelze wurden Zugversuche bei Raumtemperatur,  $T = 150\text{ °C}$ ,  $T = 200\text{ °C}$  und  $T = 250\text{ °C}$  durchgeführt. In **Bild 5.42** ist zu erkennen, daß sich die 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  bei Raumtemperatur mit der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$  erhöht. Der Versuchspunkt bei einer Dehngeschwindigkeit von  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10^{-4}\text{ s}^{-1}$  für

Raumtemperatur ist der Mittelwert aus insgesamt 20 Zugversuchen. Die 0,2%-Dehngrenze der bei höherer Temperatur und quasistatischer Versuchsführung durchgeführten Zugversuche liegt um ca. 60 MPa niedriger und nimmt mit steigender Versuchstemperatur wieder zu. Für die Versuchstemperatur  $T = 150\text{ °C}$  steigt mit Erhöhung der Dehngeschwindigkeit auch die 0,2%-Dehngrenze. Wohingegen bei  $T = 200\text{ °C}$  und  $T = 250\text{ °C}$  dieser Kennwert deutlich unter den quasistatisch ermittelten Wert abfällt.



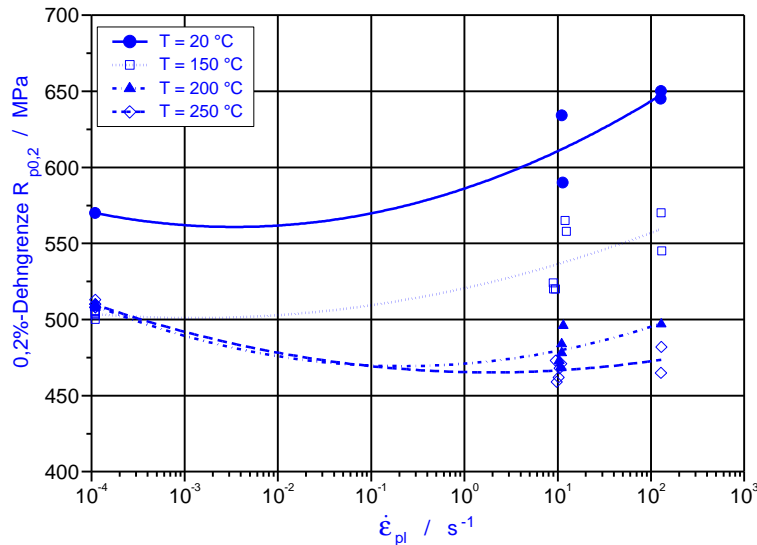
**Bild 5.40: Werkstoff GGG 40 (duktiler Gußeisen): Wahre Fließkurven aus dynamischen Zugversuchen bei Raumtemperatur.**



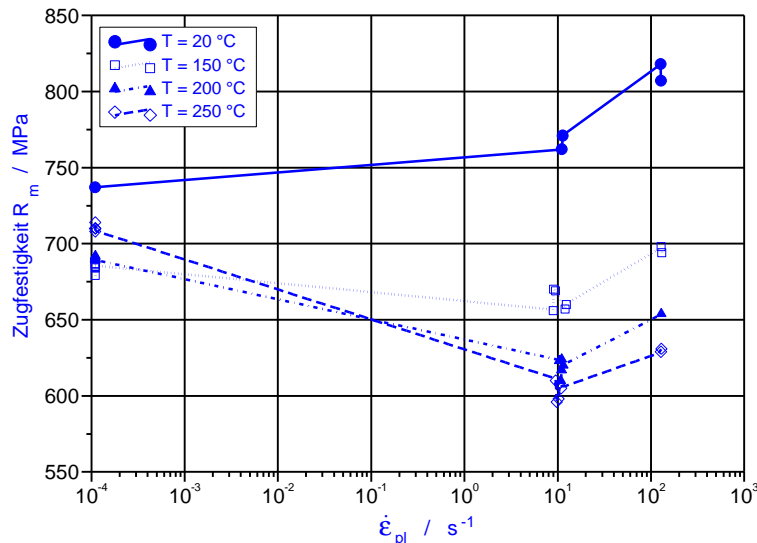
**Bild 5.41: Werkstoff GGG 40 (duktiler Gußeisen): Wahre Fließkurven aus dynamischen Zugversuchen bei  $T = -20\text{ °C}$ .**

Die Zugfestigkeit  $R_m$  in **Bild 5.43** zeigt einen ähnlichen Verlauf wie die 0,2%-Dehngrenze in Abhängigkeit von der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit. Bei der Dehngeschwindigkeit von  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10^{-4}\text{ s}^{-1}$  liegt wiederum der Kennwert für  $T = RT$  über den Werten bei höheren Versuchstemperaturen. Im Gegensatz zur 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  zeigt die Zugfestigkeit  $R_m$  bei der Prüftemperatur  $T = 150\text{ °C}$  erst einen leichten Anstieg bei einer Dehngeschwindigkeit von  $\dot{\epsilon}_{pl} = 100\text{ s}^{-1}$ . Für die Prüftemperatur  $T = 200\text{ °C}$  und  $T = 250\text{ °C}$

ergibt sich beim Übergang zu einer Dehngeschwindigkeit von  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10 \text{ s}^{-1}$  wie schon bei der 0,2%-Dehngrenze ein Abfall der Werte unter die quasistatisch ermittelten. Wird die Dehngeschwindigkeit weiter erhöht auf  $\dot{\epsilon}_{pl} = 100 \text{ s}^{-1}$ , steigt die Zugfestigkeit auch für diese Prüftemperaturen an.



**Bild 5.42:** Werkstoff MnMoNiV-Sonderschmelze: 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  als Funktion der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$  bei 20 °C, 150 °C, 200 °C und 250 °C.



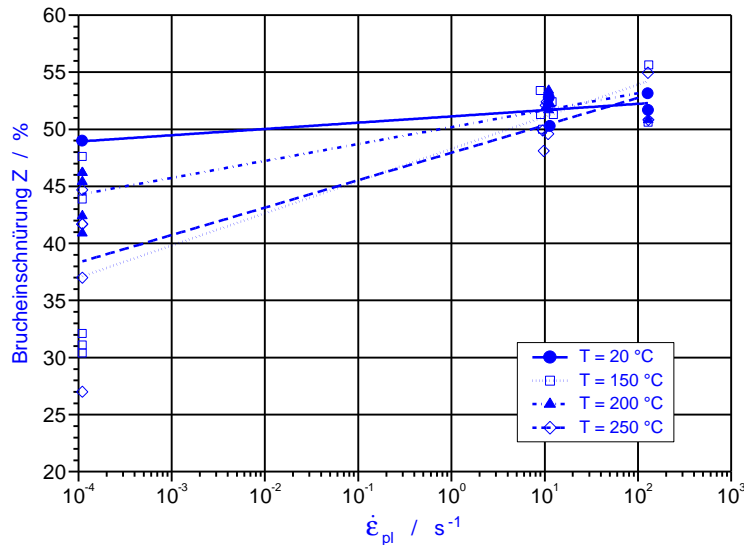
**Bild 5.43:** Werkstoff MnMoNiV-Sonderschmelze: Zugfestigkeit  $R_m$  als Funktion der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$  bei 20 °C, 150 °C, 200 °C und 250 °C.

### 5.2.6.2 Verformungskennwerte

Die Brucheinschnürung  $Z$  der MnMoNiV-Sonderschmelze in **Bild 5.44** zeigt eine große Streuung bei quasistatischer Versuchsführung. Da diese Versuche aufgrund der langen Versuchsdauer mit einer Temperierkammer durchgeführt werden mußten, konnte bei diesen Versuchen die Dehnung nicht mit dem optoelektronischen Extensometer der Fa. Zimmer gemessen werden. Statt dessen wurde ein Feindehnungsmesser verwendet, der für die Prüftemperaturen geeignet war. Dazu mußten jedoch in der Meßlänge kleine Kerben

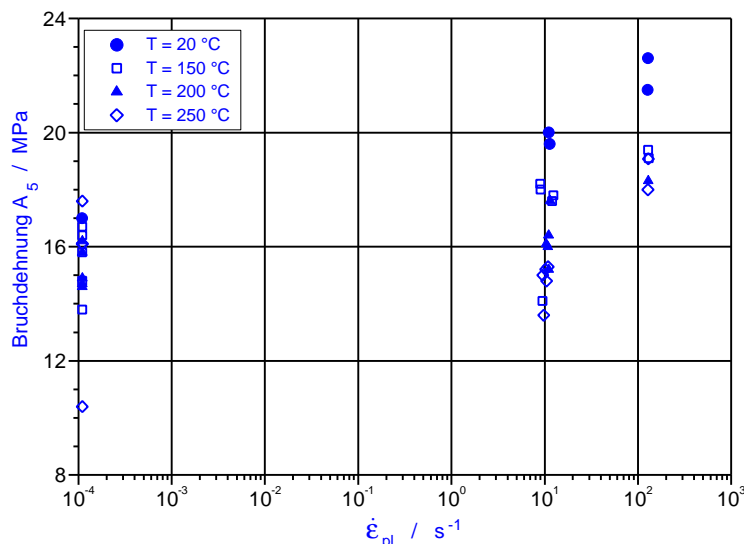


eingbracht werden, um die Schneiden des Feindehnungsmesser fixieren zu können. Die große Streuung der Werte kann dadurch erklärt werden, daß teilweise die Proben an diesen Kerben gebrochen sind. Bei erhöhter mittlerer plastischer Dehngeschwindigkeit liegt die Bruchdehnung für alle geprüften Temperaturen nahezu auf demselben Wert.



**Bild 5.44:** Werkstoff MnMoNiV-Sonderschmelze: Bruchdehnung Z als Funktion der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$  bei 20 °C, 150 °C, 200 °C und 250 °C.

Die Bruchdehnung in **Bild 5.45** zeigt bei allen Prüftemperaturen eine leichte Zunahme mit der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit. Die Proben, die bei 250 °C geprüft wurden, zeigen für alle Dehngeschwindigkeiten die kleinste Bruchdehnung. Die geprüften Rundzugproben zeigten bei allen Temperaturen und Dehngeschwindigkeiten einen duktilen Teller-Tassen-Bruch.



**Bild 5.45:** Werkstoff MnMoNiV-Sonderschmelze: Bruchdehnung A<sub>5</sub> als Funktion der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$  bei 20 °C, 150 °C, 200 °C und 250 °C.

Zusammenfassend zeigt sich für die MnMoNiV-Sonderschmelze bei Raumtemperatur eine Zunahme und bei T = 200 °C bzw. 250 °C eine Abnahme der Festigkeitskennwerte mit

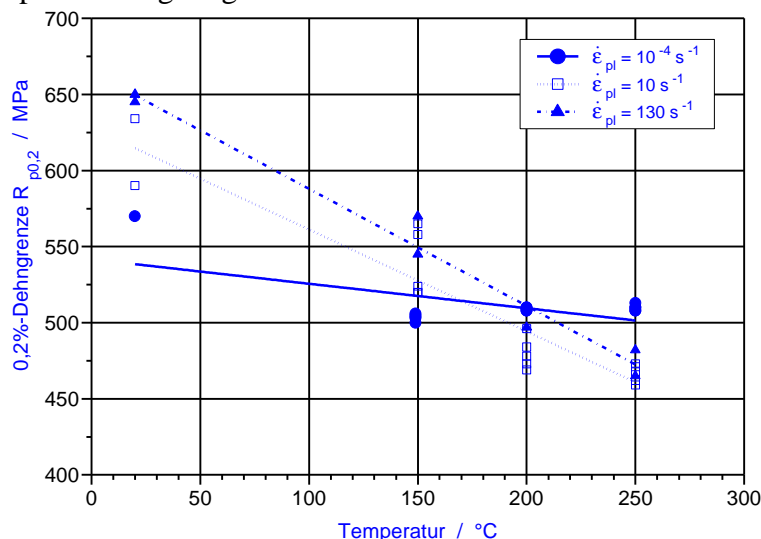
steigender mittlerer plastischer Dehngeschwindigkeit. Dieses Verhalten deutet darauf hin, daß bei 200 °C bzw. 250 °C das Gebiet der dynamischen Reckalterung erreicht ist. Die Verformungskennwerte zeigen eine leichte Zunahme mit der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit.

### 5.2.6.3 Temperaturabhängigkeit der Werkstoffkennwerte

Die 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  der MnMoNiV-Sonderschmelze ist in **Bild 5.46** über der Prüftemperatur aufgetragen. Die 0,2%-Dehngrenze sinkt mit steigender Prüftemperatur bei höheren Dehngeschwindigkeit um ca. 200 MPa ab. Bei quasistatischen Versuchsbedingungen sinkt die 0,2%-Dehngrenze beim Übergang von  $T = RT$  auf  $T = 150$  °C ebenfalls um ca. 70 MPa ab, bleibt aber bei weiterer Temperatursteigerung nahezu konstant.

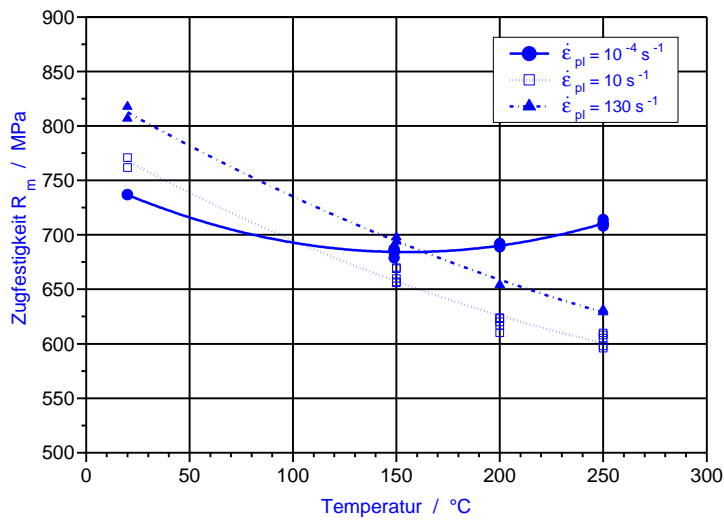
In **Bild 5.47** ist die Zugfestigkeit  $R_m$  über der Prüftemperatur in Abhängigkeit von der Dehngeschwindigkeit aufgetragen. Wie schon bei der 0,2%-Dehngrenze sinkt auch die Zugfestigkeit für die Dehngeschwindigkeiten  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10 \text{ s}^{-1}$  und  $\dot{\epsilon}_{pl} = 130 \text{ s}^{-1}$  bei Erhöhung der Prüftemperatur auf  $T = 250$  °C um ca. 180 MPa ab.

In **Bild 5.48** ist die Brucheinschnürung  $Z$  für die drei untersuchten Dehngeschwindigkeiten über der Prüftemperatur aufgetragen.

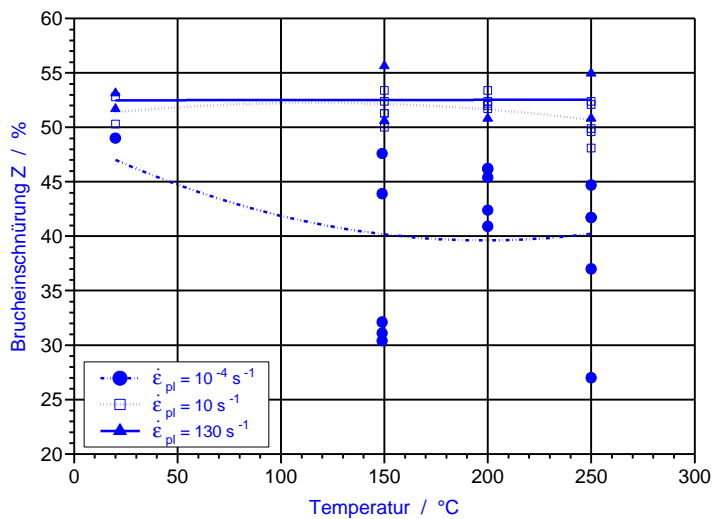


**Bild 5.46:** Werkstoff MnMoNiV-Sonderschmelze: 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  als Funktion der Temperatur bei einer mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit von  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  (quasistatisch),  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10 \text{ s}^{-1}$  und  $\dot{\epsilon}_{pl} = 130 \text{ s}^{-1}$ .

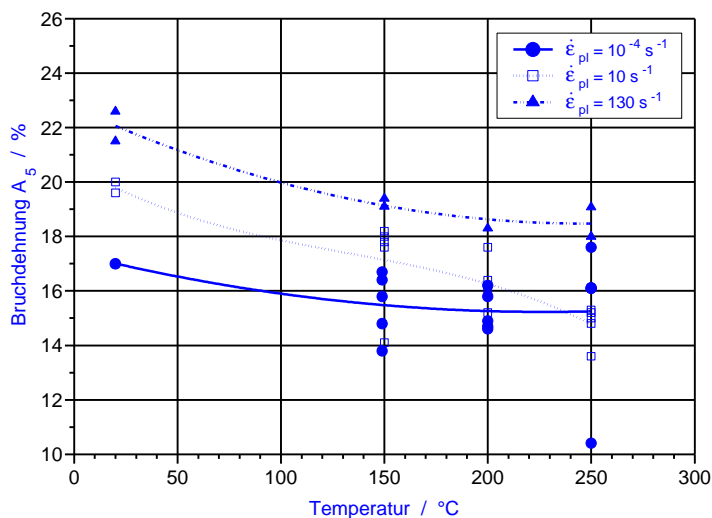
Bei erhöhten Dehngeschwindigkeiten zeigt sich bei der MnMoNiV-Sonderschmelze keine Abhängigkeit der Brucheinschnürung  $Z$  von der Temperatur. Bei quasistatischer Versuchsführung sinkt die Brucheinschnürung bei Erhöhung der Temperatur leicht auf Werte um 40 % ab. Im Gegensatz dazu sinkt die Bruchdehnung  $A_5$ , **Bild 5.49**, sowohl bei quasistatischer als auch dynamischer Versuchsführung bei Erhöhung der Temperatur von Werten um 20 % bei  $T = RT$  auf Werte von 15 % bei  $T = 250$  °C.



**Bild 5.47:** Werkstoff MnMoNiV-Sonderschmelze: Zugfestigkeit  $R_m$  als Funktion der Temperatur bei einer mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit von  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  (quasistatisch),  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10 \text{ s}^{-1}$  und  $\dot{\epsilon}_{pl} = 130 \text{ s}^{-1}$ .



**Bild 5.48:** Werkstoff MnMoNiV-Sonderschmelze: Brucheinschnürung  $Z$  als Funktion der Temperatur bei einer mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit von  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  (quasistatisch),  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10 \text{ s}^{-1}$  und  $\dot{\epsilon}_{pl} = 130 \text{ s}^{-1}$ .



**Bild 5.49:** Werkstoff MnMoNiV-Sonderschmelze: Bruchdehnung  $A_5$  als Funktion der Temperatur bei einer mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit von  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  (quasistatisch),  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10 \text{ s}^{-1}$  und  $\dot{\epsilon}_{pl} = 130 \text{ s}^{-1}$ .

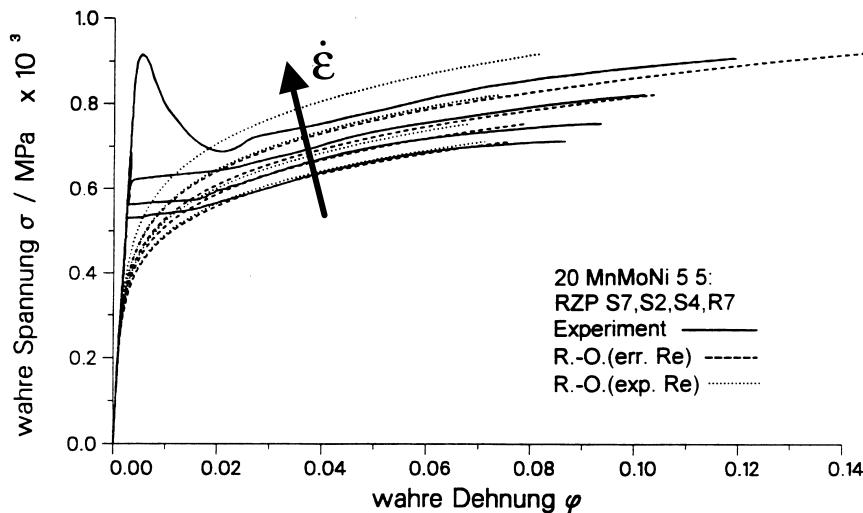
### 5.2.7 Anwendung des Materialmodells nach Ramberg-Osgood

Die Parameter  $\alpha$  und  $n$  ( $\geq 1$ ) der Näherungsgleichung (4.2) nach Ramberg-Osgood wurden für die wahre quasistatische Fließkurve im Verfestigungsbereich nach der Methode der kleinsten Quadrate genähert. Für  $\sigma_0$  wurde zunächst die aus dem Versuch ermittelte Streckgrenze angenommen und  $\epsilon_0$  zu  $\epsilon_0=R_e/E$  berechnet. In **Tabelle 5.1** sind die ermittelten Parameter  $\alpha$  und  $n$  aufgelistet.

Werkstoff	$\alpha$	$n$
20 MnMoNi 5 5	4,60	5,94
X 6 CrNi 18 11	5,15	4,00
17 MnMoV 6 4 (WB35)	4,53	6,52
15 NiCuMoNb 5 (WB36)	2,70	7,70

**Tabelle 5.1: Ramberg-Osgood-Parameter  $\alpha$  und  $n$  für vier unterschiedliche Werkstoffe.**

In **Bild 5.50** sind die nach Ramberg-Osgood genäherten Fließkurven des Werkstoffs 20 MnMoNi 5 5, gekennzeichnet als "R.-O. (exp.  $R_e$ )", den Versuchsergebnissen gegenübergestellt.



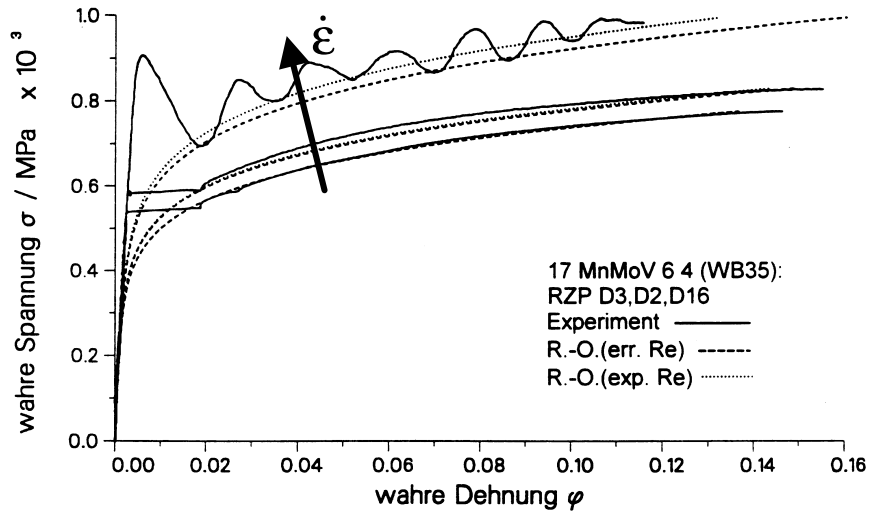
**Bild 5.50: Werkstoff 20 MnMoNi 5 5: Experimentell ermittelte und nach Ramberg-Osgood genäherte wahre Fließkurven.**

Bei quasistatischer Versuchsführung stimmt die Näherungskurve im Verfestigungsbereich gut mit der experimentell ermittelten überein. Der Bereich der Streckgrenze kann durch die Näherungsfunktion nicht angenähert werden. Bei höherer Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}$  werden durch die Näherungsgleichung (4.2) nach Ramberg-Osgood zu hohe Spannungen berechnet. Aus diesem Grund wurde für die Bestimmung der dynamischen Näherungskurven nach Ramberg-Osgood, unter Beibehaltung der Parameter  $\alpha$  und  $n$ , die Werte für  $\sigma_0$  mit dem Ansatz nach Cowper und Symonds Gl. (4.5) wie folgt berechnet:

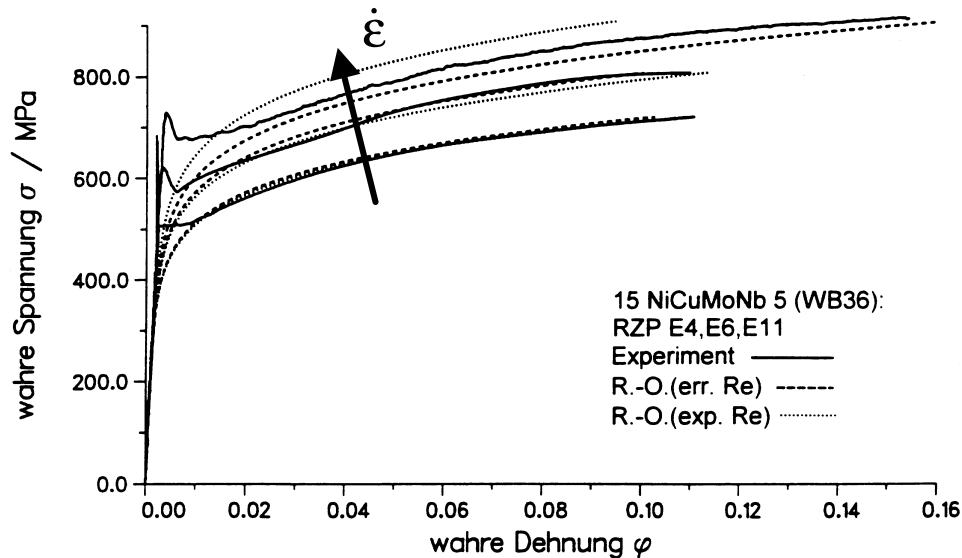
$$\sigma_0 = \sigma_{qst} \cdot \left[ \left( \frac{\dot{\epsilon}_{pl}}{D} \right)^{1/p} + 1 \right] \quad (5.25).$$

**Tabelle A 5.20** im Anhang enthält die für  $\sigma_0$  verwendeten experimentellen und errechneten Werte in Abhängigkeit von der Dehngeschwindigkeit. Die entsprechenden Näherungskurven mit den errechneten  $\sigma_0$ -Werten sind als "R.-O.(err. Re)" ebenfalls in Bild 5.50 enthalten und stimmen gut mit den Versuchsergebnissen überein.

Für die Werkstoffe 17 MnMoV 6 4 (WB35), 15 NiCuMoNb 5 (WB36) und X6 CrNi 18 11 sind die entsprechenden Näherungskurven in **Bild 5.51**, **Bild 5.52** und **Bild 5.53** dargestellt.



**Bild 5.51: Werkstoff 17 MnMoV 6 4 (WB35): Experimentell ermittelte und nach Ramberg-Osgood genäherte wahre Fließkurven.**



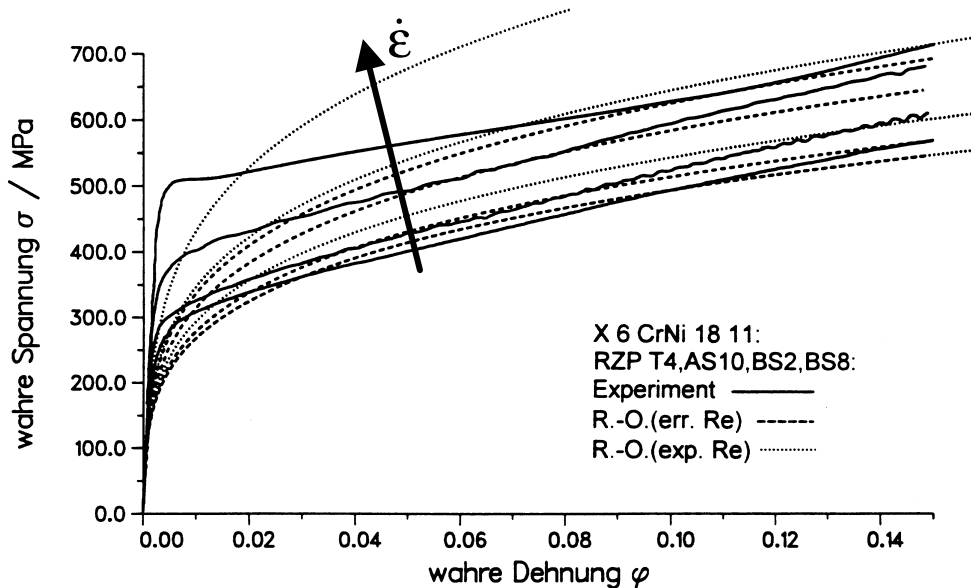
**Bild 5.52: Werkstoff 15 NiCuMoNb 5 (WB36): Experimentell ermittelte und nach Ramberg-Osgood genäherte wahre Fließkurven.**

### 5.2.8 Anwendung des Materialmodells nach Hollomon

Das Materialmodell nach Ludwik (Gl. 4.3) unterscheidet sich nur um einen additiven Term  $\sigma_0$  von der Hollomon-Gleichung (Gl. 4.4). Für eine Beschreibung der Fließkurven im Verfestigungsbereich ist nach Dahl und Rees /58/ dieser Term bedeutungslos. Werden beide seiten der Hollomon-Gleichung (Gl. 4.4) logarithmiert, so ergibt sich eine Geradengleichung mit dem Achsenabschnitt  $\log(k)$  und der Steigung  $n_H$ :

$$\log(\sigma) = \log(k) + n_H \cdot \log(\epsilon) \quad (5.26).$$

Bei doppeltlogarithmischer Darstellung der wahren Fließkurve können die Parameter  $k$  und  $n_H$  der Hollomon-Gleichung durch eine lineare Regression bestimmt werden. Der Verfestigungsexponent  $n_H$  entspricht dabei der Steigung der Geraden und der Parameter  $k$  ergibt sich als delogarithmierter Ordinatenwert bei einer wahren Gesamtdehnung von  $\epsilon_w = 1$ . Der Bereich der Fließkurve bis zum Beginn der Verfestigung wurde bei der Bestimmung der Parameter nicht berücksichtigt, da dieser nicht durch die Hollomon-Gleichung beschrieben wird. Bei den Werkstoffen ohne ausgeprägte Streckgrenze wurde die Approximation ab einer wahren Dehnung von 0,01 durchgeführt. Das Ende der Approximation wurde durch die Gleichmaßdehnung bestimmt.



**Bild 5.53: Werkstoff X6 CrNi 18 11: Experimentell ermittelte und nach Ramberg-Osgood genäherte wahre Fließkurven.**

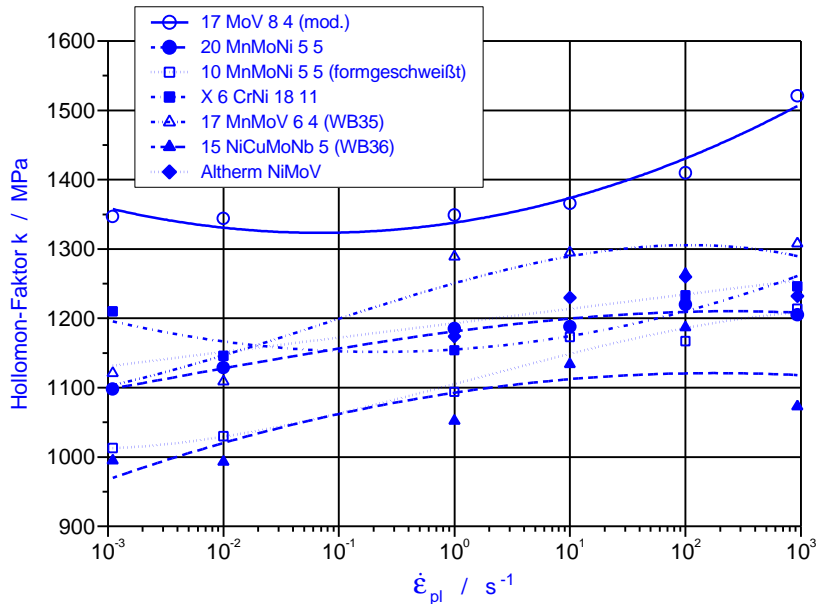
Demler /2/ untersuchte an den Stählen 20 MnMoNi 5 5 (KS17), 22 NiMoCr 3 7 (KS07) und 17 MoV 8 4 (mod., KS22) die Temperatur- und Dehngeschwindigkeitsabhängigkeit von  $k$  und  $n$ . Bei allen Werkstoffen zeigte sich eine Zunahme des Parameters  $k$  mit steigender Dehngeschwindigkeit und fallenden Temperaturen, entsprechend dem Verhalten der Fließgrenzen und anderer Festigkeitskennwerte.

Für den Verfestigungsexponenten wird in der Literatur /54/ eine Reduktion durch festigkeitssteigernde Einflüsse beobachtet, d.h. eine Erniedrigung der Temperatur oder eine Steigerung der Dehngeschwindigkeit. Brüninghaus /16/ wies ebenfalls an den Werkstoffen 20 MnMoNi 5 5 und St 52-3 fallende Werte des Verfestigungsexponenten bei erhöhter Festigkeit nach. Bei den Untersuchungen von Demler /2/ zeigt sich im Gegensatz dazu mit fallender Festigkeit der Werkstoffe eine Zunahme des Verfestigungsexponenten.

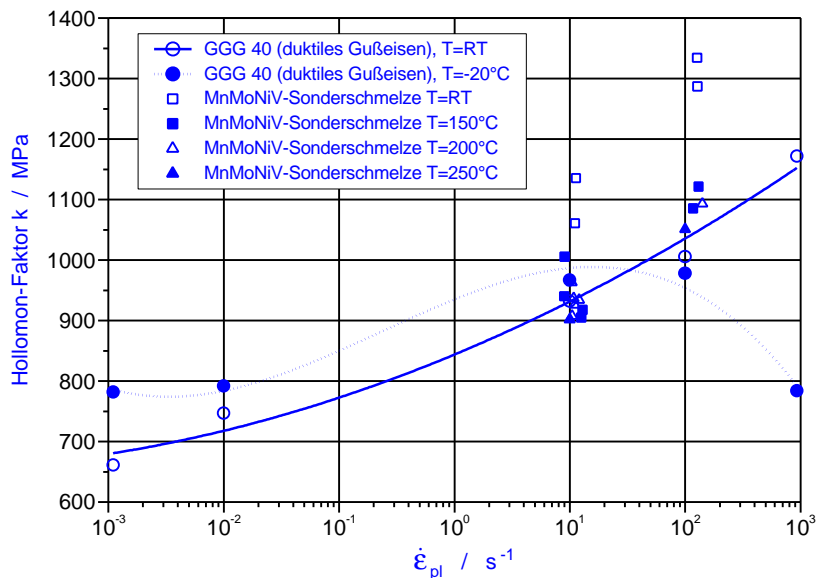
Die **Tabelle A 5.18** und **Tabelle A 5.19** im Anhang A enthalten die Hollomon-Faktoren  $k$  und  $n_H$  der untersuchten Werkstoffe in Abhängigkeit von der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit. Die Tabellenwerte entsprechen den Mittelwerten der ermittelten Faktoren für alle Versuche bei der jeweiligen Dehngeschwindigkeit.

In **Bild 5.54** und **Bild 5.55** sind die ermittelten Hollomon-Faktoren  $k$  in Abhängigkeit von der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit aufgetragen. Die absolut höchsten  $k$ -Faktoren

zeigt der Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod.) entsprechend seiner hohen Streckgrenze. Durch eine Erhöhung der Dehngeschwindigkeit von  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  auf  $10^3 \text{ s}^{-1}$  nimmt bei allen Werkstoffen der Hollomon-Faktor  $k$  zu. Die mittlere Zunahme liegt bei etwa 200 MPa. Eine Ausnahme bildet der austenitische Werkstoff X6 CrNi 18 11. Die Zunahme des  $k$ -Faktors mit steigender mittlerer plastischer Dehngeschwindigkeit ist bei diesem Werkstoff gering. Im Gegensatz dazu zeigt der Werkstoff GGG 40 (duktiler Gußeisen) sowohl bei Raumtemperatur als auch  $T = -20 \text{ °C}$  eine weitaus größere Zunahme des  $k$ -Faktors von ca. 400 MPa.



**Bild 5.54: Hollomon-Faktor  $k$  in Abhängigkeit von der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ .**

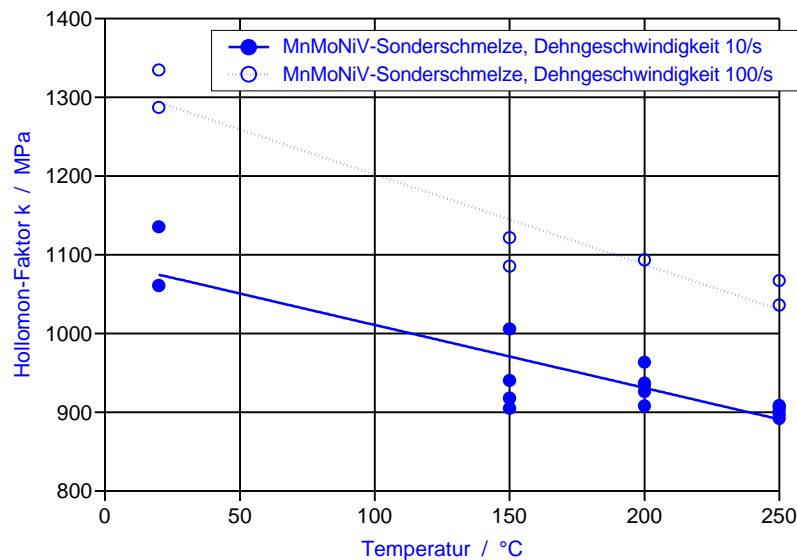


**Bild 5.55: Hollomon-Faktor  $k$  in Abhängigkeit von der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$  und der Temperatur.**

Im **Bild 5.56** sind die für die MnMoNiV-Sonderschmelze ermittelten Hollomon-Faktoren  $k$  in Abhängigkeit von der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit über der Prüftemperatur aufgetragen. Die MnMoNiV-Sonderschmelze zeigt bei einer Erhöhung der Dehngeschwindigkeit

keit von  $10 \text{ s}^{-1}$  auf  $100 \text{ s}^{-1}$  eine beträchtliche Erhöhung des k-Faktors um etwa 200 MPa. Hierbei nimmt mit steigender Temperatur sowohl der k-Faktor selbst als auch die Dehngeschwindigkeitsabhängigkeit des k-Faktors ab.

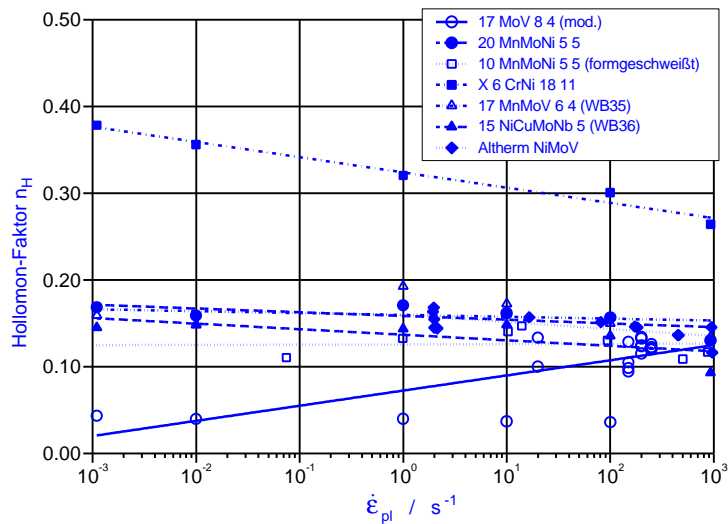
In **Bild 5.57** ist der Verfestigungsexponent  $n_H$  über der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit aufgetragen. Die Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5, 10 MnMoNi 5 5, 17 MnMoV 6 4 (WB35) und 15 NiCuMoNb 5 (WB36) zeigen einen Verfestigungsexponenten von  $n_H = 0,15 (\pm 0,05)$ . Die Dehngeschwindigkeitsabhängigkeit ist sehr gering. Die Werte werden erst bei sehr hohen Dehngeschwindigkeiten von  $10^3 \text{ s}^{-1}$  kleiner. Der Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod.) besitzt einen kleinen Verfestigungsexponenten von etwa 0,04, der bei der hohen Festigkeit dieses Werkstoff erwartet werden kann und zeigt keine Abhängigkeit des Faktors  $n_H$  von der Dehngeschwindigkeit. Dagegen besitzt der Austenit X6 CrNi 18 11 einen großen Verfestigungsexponenten von  $n_H = 0,37$ , der stark von der Dehngeschwindigkeit abhängig ist und bei einer Dehngeschwindigkeit von  $10^3 \text{ s}^{-1}$  nur noch einen Wert von 0,27 erreicht.



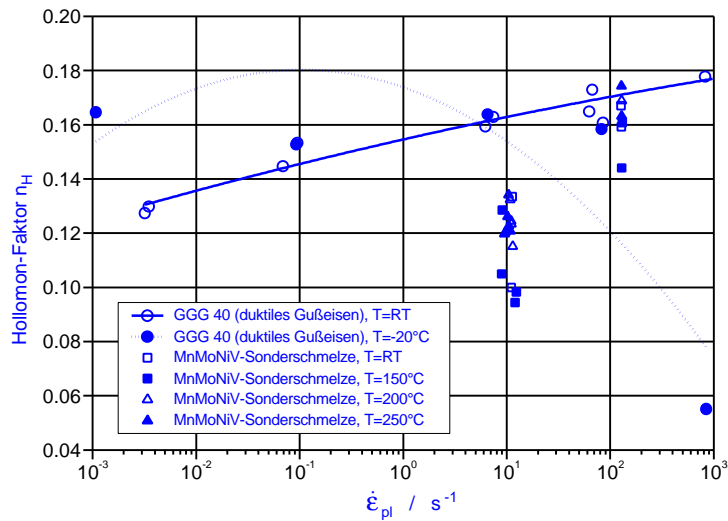
**Bild 5.56: Hollomon-Faktor k in Abhängigkeit von der Temperatur für mittlere plastische Dehngeschwindigkeiten  $\dot{\epsilon}_{pl}$  von  $10 \text{ s}^{-1}$  und  $100 \text{ s}^{-1}$  für die MnMoNiV-Sonderschmelze.**

Das duktile Gußeisen GGG 40 besitzt bei quasistatischer Versuchsführung einen Verfestigungsexponenten von  $n_H = 0,13$ , **Bild 5.58**. Mit der Erhöhung der Dehngeschwindigkeit auf  $10^3 \text{ s}^{-1}$  steigt auch der Verfestigungsexponent auf  $n_H = 0,18$  an. Für die Prüftemperatur von  $T = -20 \text{ °C}$  kann keine eindeutige Aussage für diesen Gußwerkstoff gemacht werden. Die MnMoNiV-Sonderschmelze zeigt wie schon beim k-Faktor eine starke Abhängigkeit des Verfestigungsexponenten von der Dehngeschwindigkeit. Bei Variation der Temperatur kann nur eine geringe Änderung des Verfestigungsexponenten in **Bild 5.59** festgestellt werden, die weit kleiner ist als die Abhängigkeit von der Dehngeschwindigkeit.

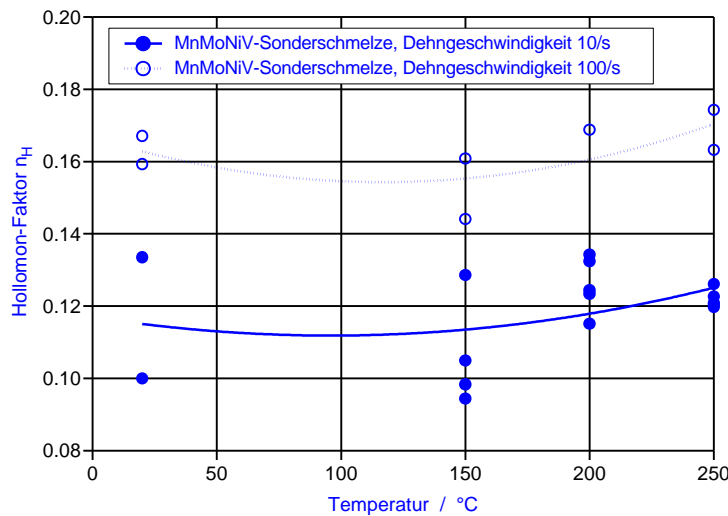




**Bild 5.57:** Hollomon-Faktor  $n_H$  in Abhängigkeit von der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ .



**Bild 5.58:** Hollomon-Faktor  $n_H$  in Abhängigkeit von der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ .



**Bild 5.59:** Hollomon-Faktor  $n_H$  in Abhängigkeit von der Temperatur für mittlere plastische Dehngeschwindigkeiten  $\dot{\epsilon}_{pl}$  von  $10 s^{-1}$  und  $100 s^{-1}$  für die MnMoNiV-Sonderschmelze.

## 5.2.9 Anwendung des Materialmodells nach Cowper-Symonds

Die Eingabe einer dehnratenabhängigen Werkstoffcharakteristik für das Finite-Elemente-Programmsystem ABAQUS /59/ erfolgt durch die Angabe der quasistatischen wahren Fließkurve als Punktmenge und einer Spannungserhöhung infolge dynamischer Beanspruchung. Diese Parallelverschiebung der Fließkurve zu höheren Spannungen unterstellt eine Unabhängigkeit der Verfestigung von der Dehngeschwindigkeit und berücksichtigt nicht die stärkere Anhebung der oberen Streckgrenze mit der Dehngeschwindigkeit.

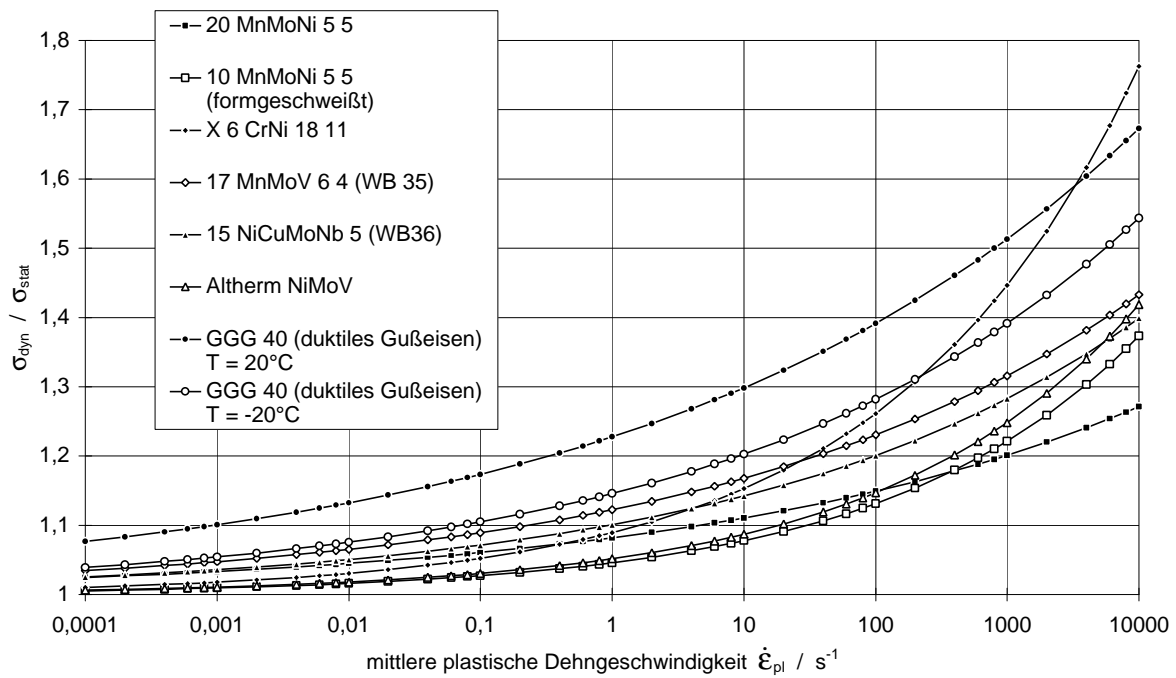
Wie schon aus der Gl. (5.25) zu erkennen ist wird die dynamische Fließkurve durch die quasistatische Fließkurve angenähert, indem diese mit einem entsprechenden Faktor multipliziert wird. Zur Bestimmung dieses Überhöhungsfaktors wurden die dynamischen wahren Fließkurven im Bereich der Verfestigung durch die quasistatische Fließkurve geteilt und der Mittelwert bestimmt. Dieses Verfahren erbrachte gute Ergebnisse für alle ferritischen Werkstoffe im Bereich der Verfestigung. Der Bereich der Streckgrenze und vor allem der oberen Streckgrenze kann durch dieses Verfahren nicht angenähert werden, da die obere Streckgrenze bei höheren Dehngeschwindigkeiten stärker ansteigt als die Fließspannung im Verfestigungsbereich.

Der austenitische Werkstoff X6 CrNi 18 11 zeigt bei höheren Dehngeschwindigkeiten eine deutliche Abnahme der Verfestigung, wodurch sich die dynamische Fließkurve nicht mehr durch die quasistatische Fließkurve annähern läßt. Um trotzdem ein Materialmodell für die Berechnung mit dem Programm ABAQUS zu ermöglichen wurde im Bereich zwischen 0,01 und 0,1 der Überhöhungsfaktor als Mittelwert ermittelt. Dabei zeigte sich, daß die so ermittelten Überhöhungsfaktoren sich nur unwesentlich von denen unterscheiden, die mit der 3%-Dehngrenze  $R_{p3}$  berechnet wurden.

Die ermittelten Parameter  $p$  und  $D$  für das Materialmodell nach Cowper-Symonds sind in **Tabelle 5.2** enthalten. **Bild 5.60** zeigt eine graphische Darstellung der Fließspannungsüberhöhung in Abhängigkeit von der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ . Man erkennt die Tendenz der niederfesten Werkstoffe zu einer größeren Empfindlichkeit gegenüber dynamischer Beanspruchung.

Werkstoff	$p$	$D / s^{-1}$
20 MnMoNi 5 5	7,7	$2,3 \cdot 10^8$
10 MnMoNi 5 5	4,4	$7,6 \cdot 10^5$
X 6 CrNi 18 11	4,3	$3,2 \cdot 10^4$
17 MnMoV 6 4 (WB35)	7,3	$4,5 \cdot 10^6$
15 NiCuMoNb 5 (WB36)	6,7	$4,7 \cdot 10^6$
Alterm NiMoV (ATM)	4,4	$4,6 \cdot 10^5$
GGG40 (duktiler Gußeisen), $T = R_t$	8,5	$2,9 \cdot 10^5$
GGG40 (duktiler Gußeisen), $T = -20 \text{ °C}$	7,0	$7,1 \cdot 10^5$

**Tabelle 5.2:** Tabelle der ermittelten Parameter  $p$  und  $D$  für das "overstress"-Materialmodell.



**Bild 5.60: Abhängigkeit der Fließspannungsüberhöhung von der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ .**

Eine umfassende Beschreibung der Fließverhaltens metallischer Werkstoffe ist in einem weiten Bereich der Dehngeschwindigkeit und der Temperatur durch die empirischen Gleichungen sehr schwierig, da je nach Werkstoff die Konstanten in den Gleichungen nicht nur von der Dehngeschwindigkeit und der Temperatur, sondern auch von der Absolutdehnung und der Zeit wie beim Werkstoff X6 CrNi 18 11 abhängig sind. Daher werden zur Beschreibung des Fließverhaltens Zustandsgleichungen auf der Basis mikrostrukturmechanischer Modellvorstellungen herangezogen, da diese in einem weiten Bereich der Dehngeschwindigkeit und der Temperatur Gültigkeit besitzen.

### 5.2.10 Anwendung des Konzepts des thermisch aktivierten Fließens

Für die Überprüfung des Konzepts des thermisch aktivierten Fließens wurde zunächst die untere Streckgrenze  $R_{eL}$  bzw. 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  der untersuchten Werkstoffe als Funktion der Aktivierungsenergie:

$$\Delta G = k \cdot T \cdot \ln \left( \frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}} \right) \quad (5.27)$$

aufgetragen. Für  $\dot{\epsilon}_0$  wurde von Krabiell /15/ und Brüninghaus /16/ Geschwindigkeitskonstanten von  $\dot{\epsilon}_0 = 10^8 \text{ s}^{-1}$  bzw.  $\dot{\epsilon}_0 = 10^{10} \text{ s}^{-1}$  verwendet. Demler /2/ untersuchte Geschwindigkeitskonstanten von  $\dot{\epsilon}_0 = 10^4 \text{ s}^{-1}$  bis  $\dot{\epsilon}_0 = 10^{12} \text{ s}^{-1}$  auf ihre Eignung. Für die Berechnung der Streckgrenze nach

$$R_{eL} = \sigma_G + \sigma_{tho} \cdot \left[ 1 - \left( \frac{\Delta G}{\Delta G_0} \right)^n \right]^m \quad (5.28)$$

wurde der Parameter n von Krabiell und Demler zu 1 gewählt und für mehrere Baustähle die gesamte Aktivierungsenergie zu  $\Delta G_0 = 12,8 \cdot 10^{-20} \text{ J}$  ermittelt. Der athermische Fließspannungsanteil wurde gleich der Streckgrenze bzw. 0,2%-Dehngrenze des quasistatischen

Versuchs gesetzt. Bei einer Dehngeschwindigkeit von  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  kann davon ausgegangen werden, daß nur athermische Mechanismen die Fließspannung beeinflussen.

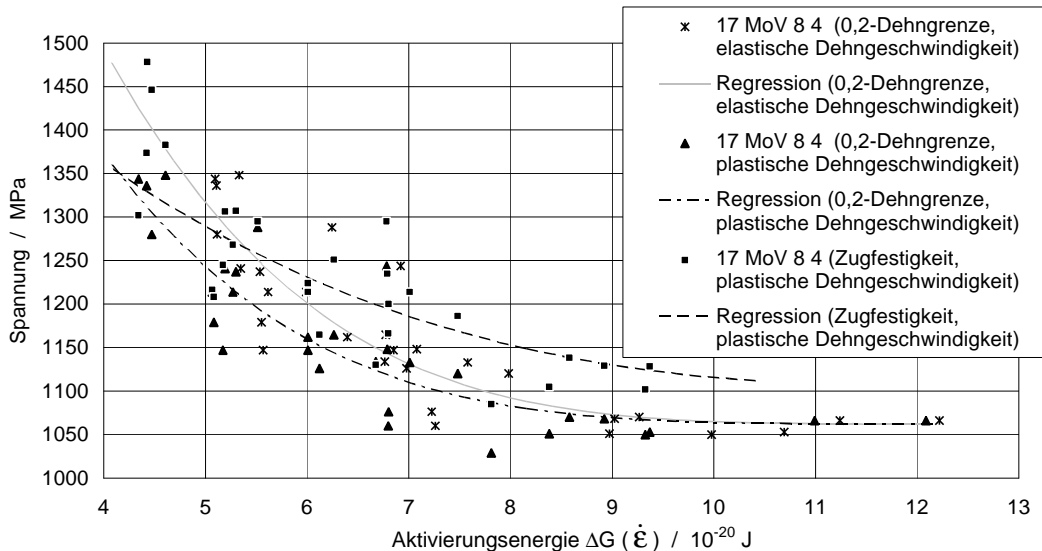
Die Parameter  $\sigma_G$ ,  $\sigma_{tho}$  und  $m$  der Gl. (5.28) wurden mit der Methode der kleinsten Quadrate so angepaßt, daß die Standardabweichung  $s$  der Versuchspunkte ( $R_{eL}$ ,  $\Delta G$ ) von der Näherungskurve ein Minimum einnahm. Die ermittelten Parameter und die Standardabweichung für die Approximation sind in **Tabelle 5.3** bis **Tabelle 5.10** zusammengestellt.

**5.2.10.1 Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod.)**

Für die Korrelation der 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  wurde Aktivierungsenergie  $\Delta G$  sowohl mit der mittleren elastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{el}$  als auch der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$  berechnet. Bei beiden Korrelationen ergab sich die beste Näherung für eine Geschwindigkeitskonstante von  $\dot{\epsilon}_0 = 10^8 \text{ s}^{-1}$ , **Tabelle 5.3** und **Bild 5.61**. Demler /2/ ermittelte für den Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod.) eine Geschwindigkeitskonstante von  $\dot{\epsilon}_0 = 10^{10} \text{ s}^{-1}$ . Die Ergebnisse der Tieftemperaturversuche aus /2/ ordnen sich gut in das Streuband der dynamischen Versuche bei RT und 80 °C ein.

Kennwert	Dehngeschwindigkeit	$\dot{\epsilon}_0$ [1/s]	$\sigma_G$ [MPa]	$\sigma_{tho}$ [MPa]	m	s
$R_{p0,2}$	$\dot{\epsilon}_{el}$	$10^8$	1062	2236,1	4,3884	0,1095
$R_{p0,2}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$10^8$	1062	1663,0	4,4747	0,1395
$R_m$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$10^8$	1105	730,9	2,7782	0,1485

**Tabelle 5.3: Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod.): Beste Näherungswerte für das Modell des thermisch aktivierten Fließens.**



**Bild 5.61: Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod.): 0,2%-Dehngrenze und Zugfestigkeit als Funktion der Aktivierungsenergie.**

Das von Meyer /60/ eingeführte Verfahren der Korrelation der Zugfestigkeit  $R_m$  mit der Aktivierungsenergie läßt sich zwar werkstoffmechanisch nicht begründen, liefert aber für die in /60/ und in /2/ untersuchten Stählen ausreichend genaue Ergebnisse. Bei der Korrelation der

Zugfestigkeit  $R_m$  mit der mittlere plastische Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ , ergab sich die beste Näherung ebenfalls für eine Geschwindigkeitskonstante  $\dot{\epsilon}_0 = 10^8 \text{ s}^{-1}$ , Tabelle 5.3 und Bild 5.61.

Die Versuchsergebnisse mit einer Abzugsgeschwindigkeit von  $v = 30 \text{ m/s}$  liegen deutlich über den anderen Werten. Insbesondere der Versuch BD01 ( $\dot{\epsilon}_{pl} = 790 \text{ s}^{-1}$ ) zeigten einen großen Abstand von den restlichen Werten, weshalb dieser bei der Bestimmung der Näherungskurve vernachlässigt wurde. Bei Abzugsgeschwindigkeiten von  $v = 30 \text{ m/s}$  überlagern sich der Kraftmessung Massenträgheits- und Wellenlauffeffekte, die eine Bestimmung der korrekten Kennwerte schwierig machen.

Insgesamt ergibt sich die beste Näherung unter Verwendung des Modells des thermisch aktivierten Fließens für die 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  mit der mittleren elastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{el}$  als Geschwindigkeitsparameter. Hierbei muß berücksichtigt werden, daß der Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod.) bei den hier untersuchten Dehngeschwindigkeiten teilweise sprödes Werkstoffverhalten zeigt. Bei sprödem Werkstoffverhalten können aufgrund von Werkstoffinhomogenitäten die im Versuch erreichten Kennwerte stark streuen, wodurch sich dieser Werkstoff nur bedingt für die Beschreibung der Fließspannung mit dem Modell des thermisch aktivierten Fließens eignet.

#### 5.2.10.2 Werkstoff 20 MnMoNi 5 5

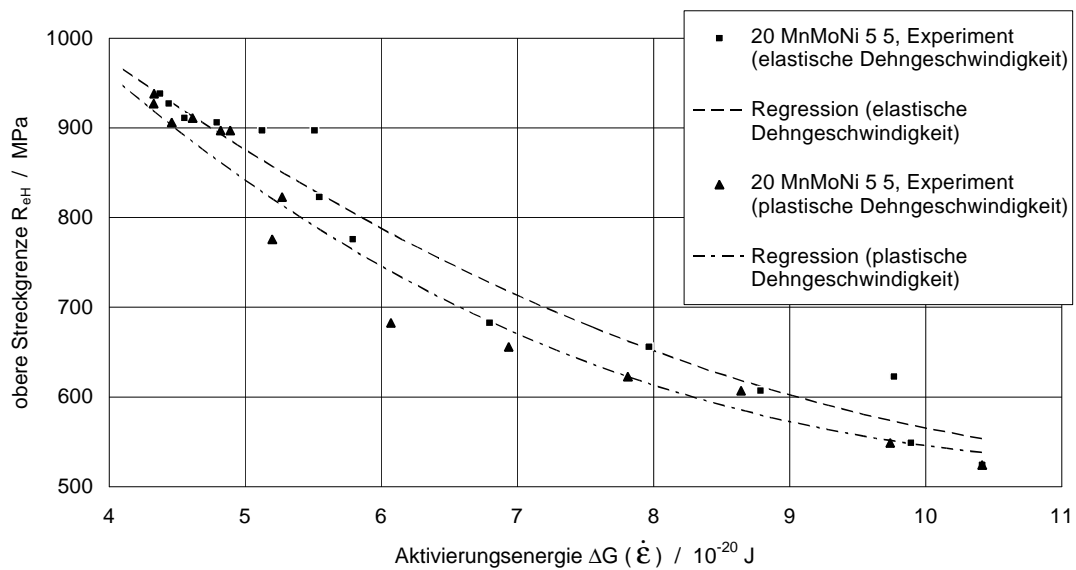
Für die obere Streckgrenze  $R_{eH}$  des Werkstoffs 20 MnMoNi 5 5 wurde sowohl die mittlere elastische Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{el}$  als auch die mittlere plastische Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$  zur Korrelation mit dem Ansatz des thermisch aktivierten Fließens verwendet. Die beste Näherung ergibt sich für eine Geschwindigkeitskonstante von  $\dot{\epsilon}_0 = 10^8 \text{ s}^{-1}$  und der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ , **Tabelle 5.4**. In **Bild 5.62** ist zu erkennen, daß sich bei der Korrelation der obere Streckgrenze mit der elastischen Dehngeschwindigkeit eine höhere Aktivierungsenergie  $\Delta G$  bei gleichem Spannungswert ergibt.

Kennwert	Dehngeschwindigkeit	$\dot{\epsilon}_0$ [1/s]	$\sigma_G$ [MPa]	$\sigma_{tho}$ [MPa]	m	s
$R_{eH}$	$\dot{\epsilon}_{el}$	$10^6$	524	812,6	3,8207	0,0553
$R_{eH}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$10^8$	524	1161,9	2,6153	0,0158
<b><math>R_{eL}</math></b>	<b><math>\dot{\epsilon}_{pl}</math></b>	<b><math>10^4</math></b>	<b>524</b>	<b>242,0</b>	<b>3,7233</b>	<b>0,0044</b>
$R_{p3}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$10^4$	595	169,7	3,3582	0,0320
$R_m$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$10^4$	656	203,0	3,4553	0,0125

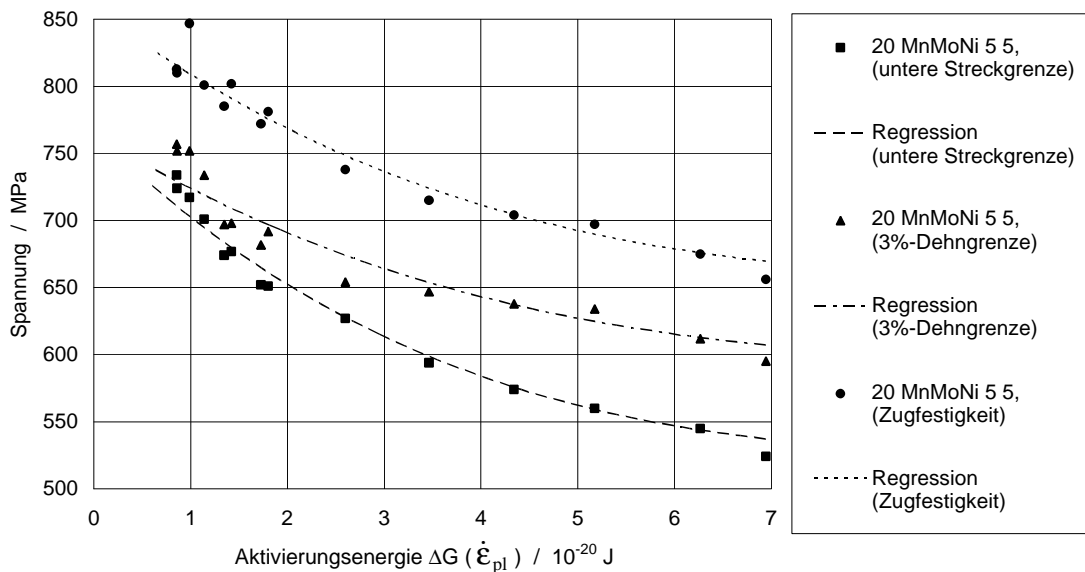
**Tabelle 5.4: Werkstoff 20 MnMoNi 55 : Parameter für das Modell des thermisch aktivierten Fließens**

Die beste Korrelation der unteren Streckgrenze  $R_{eL}$ , der 3%-Dehngrenze  $R_{p3}$  und der Zugfestigkeit  $R_m$  mit der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$  ergibt sich mit  $\dot{\epsilon}_0 = 10^4 \text{ s}^{-1}$ , Tabelle 5.4, **Bild 5.63**. Der Exponent m ist ein Maß für die Erhöhung der

Spannung mit zunehmender Dehngeschwindigkeit. Hierbei zeigt die Zugfestigkeit  $R_m$  eine geringere Dehngeschwindigkeitsabhängigkeit als die unteren Streckgrenze  $R_{eL}$ .



**Bild 5.62: Werkstoff 20 MnMoNi 5 5: Obere Streckgrenze als Funktion der Aktivierungsenergie in Abhängigkeit von der elastischen und plastischen Dehngeschwindigkeit.**



**Bild 5.63: Werkstoff 20 MnMoNi 5 5: Untere Streckgrenze  $R_{eL}$ , 3%-Dehngrenze  $R_{p3}$  und die Zugfestigkeit  $R_m$  als Funktion der Aktivierungsenergie.**

Insgesamt ergibt sich die beste Näherung für die unteren Streckgrenze  $R_{eL}$  mit der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$  als Geschwindigkeitsparameter. Die sehr kleine Streuung macht deutlich, daß der Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 gut mit dem Modell des thermisch aktivierten Fließens beschrieben werden kann.

### 5.2.10.3 Werkstoff 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt)

Beim Werkstoff 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt) ergab sich für die Korrelation der oberen Streckgrenze  $R_{eH}$  mit der mittleren elastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{el}$  und der mittleren

plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ , **Bild 5.64**, die beste Näherung mit einer Geschwindigkeitskonstante  $\dot{\epsilon}_0 = 10^4 \text{ s}^{-1}$ , **Tabelle 5.5**.

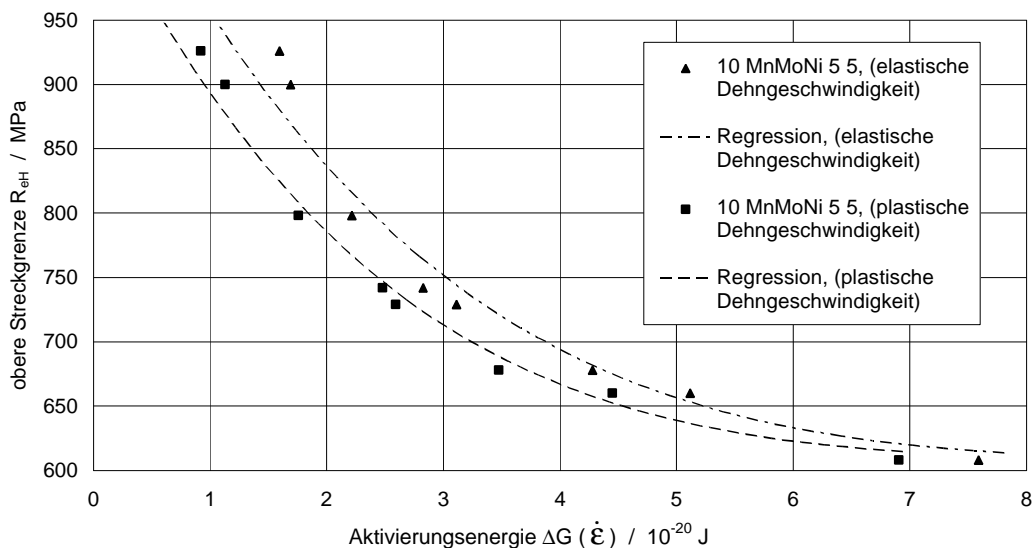
Die geringe Streuung zeigt eine gute Näherung der oberen Streckgrenze  $R_{eH}$  mit dem Modell des thermisch aktivierten Fließens. **Bild 5.65** enthält die untere Streckgrenze  $R_{eL}$ , die 3%-Dehngrenze  $R_{p3}$  und Zugfestigkeit  $R_m$  als Funktion der Aktivierungsenergie  $\Delta G$  ( $\dot{\epsilon}_{pl}$ ).

Kennwert	Dehngeschwindigkeit	$\dot{\epsilon}_0$ [1/s]	$\sigma_G$ [MPa]	$\sigma_{tho}$ [MPa]	m	s
$R_{eH}$	$\dot{\epsilon}_{el}$	$10^4$	608	512,4	4,7607	0,0188
$R_{eH}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$10^4$	608	440,9	5,3615	0,0119
$R_{eL}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$10^4$	602	282,1	6,3237	0,0288
$R_{p3}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$10^4$	<b>645</b>	<b>261,6</b>	<b>7,5259</b>	<b>0,0052</b>
$R_m$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$10^4$	693	206,8	5,6761	0,0196

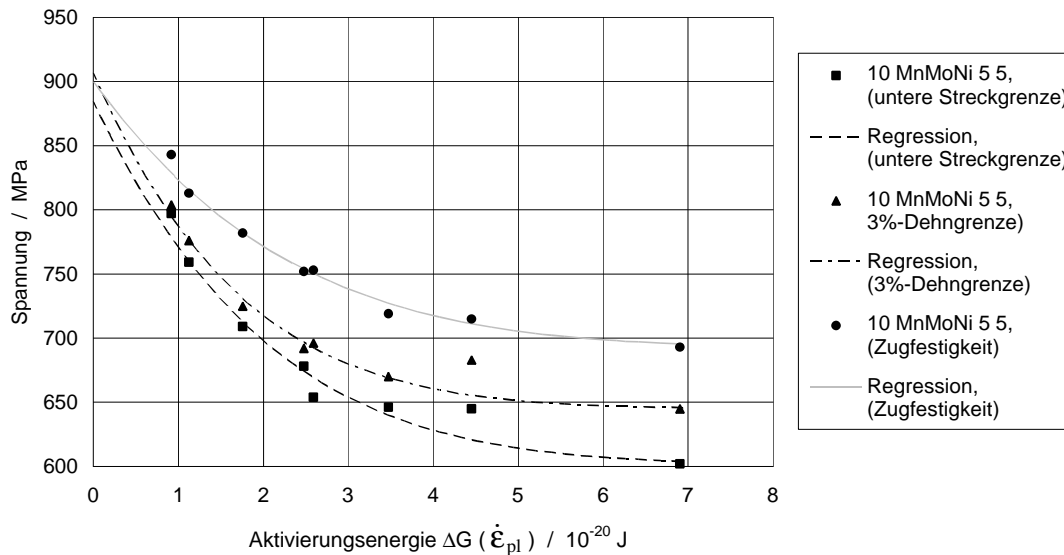
**Tabelle 5.5: Werkstoff 10 MnMoNi 55 (formgeschweißt): Parameter für das Modell des thermisch aktivierten Fließens**

Wie schon für die oberen Streckgrenze  $R_{eH}$  ergibt sich auch für diese Festigkeitskennwerte eine gute Näherung an das Modell des thermisch aktivierten Fließens mit einer Geschwindigkeitskonstante von  $\dot{\epsilon}_0 = 10^4 \text{ s}^{-1}$ . Die beste Näherung wird mit der Korrelation der 3%-Dehngrenze  $R_{p3}$  erreicht, Tabelle 5.5. Der thermisch aktivierbare Spannungsanteil  $\sigma_{tho}$  nimmt mit zunehmender plastischer Dehnung von 441 MPa bei der oberen Streckgrenze  $R_{eH}$  auf 207 MPa bei der Zugfestigkeit  $R_m$  ab.

Insgesamt läßt sich der Werkstoff 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt) sehr gut mit dem Modell des thermisch aktivierten Fließens beschreiben.



**Bild 5.64: Werkstoff 10 MnMoNi 5 5: Obere Streckgrenze als Funktion der Aktivierungsenergie in Abhängigkeit von der elastischen und plastischen Dehngeschwindigkeit.**



**Bild 5.65: Werkstoff 10 MnMoNi 5 5: Untere Streckgrenze  $R_{eL}$ , 3%-Dehngrenze  $R_{p3}$  und die Zugfestigkeit  $R_m$  als Funktion der Aktivierungsenergie.**

#### 5.2.10.4 Werkstoff X6 CrNi 18 11

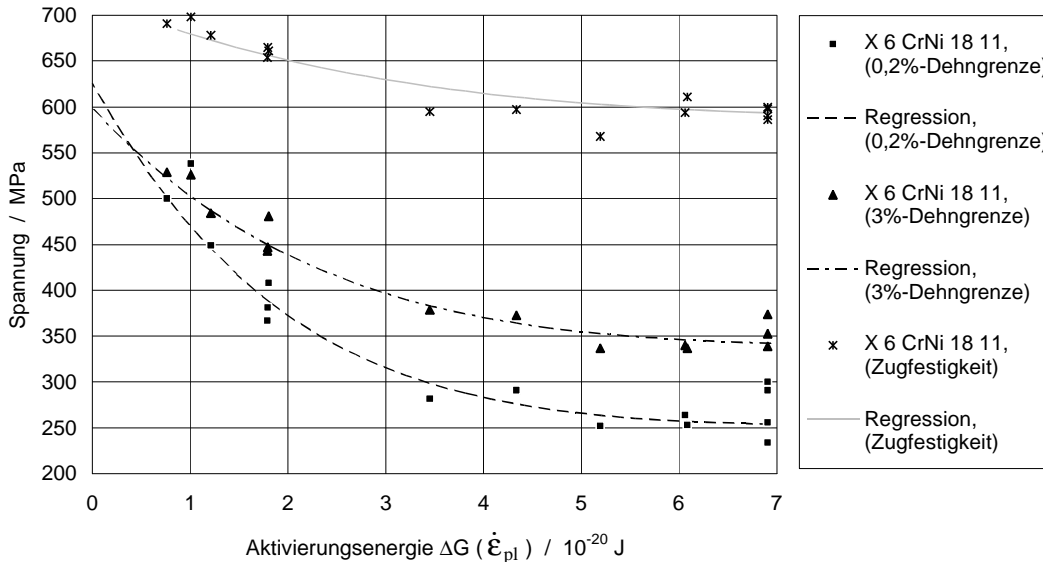
Aufgrund der besseren Korrelation der oberen Streckgrenze  $R_{eH}$  der Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 und 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt) mit der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$  wurde für den Werkstoff X6 CrNi 18 11 die 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  ebenfalls mit der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$  korreliert, **Bild 5.66**. Die kleinste Streuung ergab sich mit der Geschwindigkeitskonstante  $\dot{\epsilon}_0 = 10^4 \text{ s}^{-1}$ , **Tabelle 5.6**.

Der thermisch aktivierte Spannungsanteil ist mit 373 MPa sehr gering. Der Faktor  $m$  liegt mit 6,6 hoch. Für die 3%-Dehngrenze  $R_{p3}$  und die Zugfestigkeit  $R_m$  ergibt sich, wie schon bei der 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  die beste Korrelation mit  $\dot{\epsilon}_0 = 10^4 \text{ s}^{-1}$ . Mit der Steigerung des thermisch aktivierten Spannungsanteils bzw. der Erhöhung der Spannung infolge der Verfestigung  $\sigma_G = 252 \text{ MPa}$  auf 589 MPa, verringert sich der thermisch aktivierbare Spannungsanteil  $\sigma_{tho}$  von 374 MPa bei der 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  auf nur noch 129 MPa bei der Zugfestigkeit  $R_m$ . Gleichzeitig sinkt der dynamische Überhöhungsfaktor  $m$  von 6,6 auf 4,3 für die Zugfestigkeit  $R_m$  ab. Dies bedeutet, die Erhöhung der Festigkeit infolge erhöhter Dehngeschwindigkeit, nimmt mit der plastischen Dehnung ab.

Kennwert	Dehngeschwindigkeit	$\dot{\epsilon}_0$ [1/s]	$\sigma_G$ [MPa]	$\sigma_{tho}$ [MPa]	$m$	$s$
$R_{p0,2}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$10^4$	252	373,4	6,6278	0,0628
$R_{p3}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$10^4$	339	259,6	5,6305	0,1264
$R_m$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$10^4$	589	128,6	4,3015	0,1171

**Tabelle 5.6: Werkstoff X 6 CrNi 18 11: Parameter für das Modell des thermisch aktivierten Fließens**





**Bild 5.66: Werkstoff X 6 CrNi 18 11: 0,2%-Dehngrenze, 3%-Dehngrenze  $R_{p3}$  und die Zugfestigkeit  $R_m$  als Funktion der Aktivierungsenergie.**

Geht man davon aus, daß 90 % der Deformationsenergie in der Meßlänge in Wärme umgesetzt wird erhält man eine Temperaturerhöhung von 70°C bis maximal 90°C. Diese starke Abhängigkeit der dynamischen Erhöhung der Festigkeit von der Dehnung kann nicht allein auf die Entfestigung durch Temperaturerhöhung zurückgeführt werden. Bei kubisch-flächenzentrierten Werkstoffen sinkt der Verfestigungsexponent mit steigender Dehnung ab /35/.

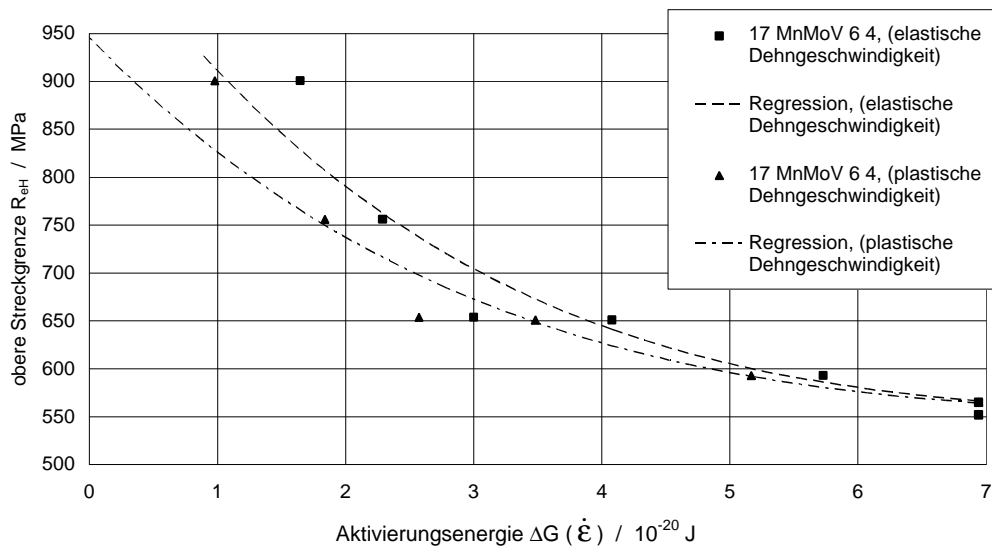
Obwohl sich der Werkstoff X6 CrNi 18 11 insgesamt gut mit dem Modell des thermisch aktivierten Fließens beschreiben läßt erreicht die beste Näherung mit der 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  nur eine Standardabweichung von  $s = 0,0628$ . Der Grund für die hohe Standardabweichung liegt in der Streuung der ermittelten Festigkeitskennwerte, die auf eine Inhomogenität der Materialeigenschaften des Werkstoffs X6 CrNi 18 11 hindeuten. Schon bei quasistatischer Versuchsführung ergaben sich stark voneinander abweichende Festigkeitskennwerte bzw. Fließkurven.

### 5.2.10.5 Werkstoff 17 MnMoV 6 4 (WB35)

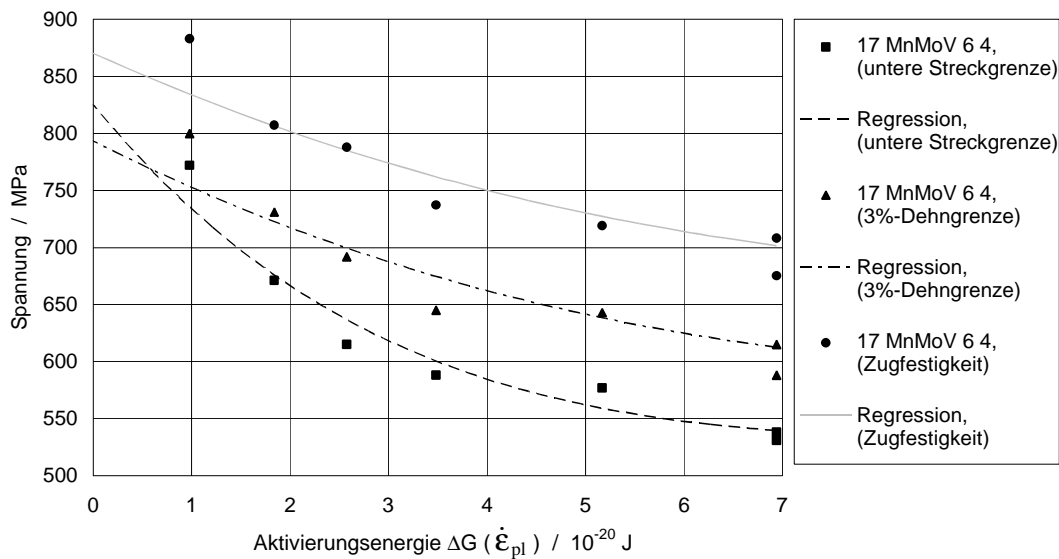
Für die beste Korrelation des Werkstoffs 17 MnMoV 6 4 (WB35) mit dem Modell des thermisch aktivierten Fließens ergaben sich die in **Tabelle 5.7** zusammengefaßten Parameter. **Bild 5.67** zeigt die oberen Streckgrenze  $R_{eH}$  in Abhängigkeit von der Aktivierungsenergie unter Verwendung der elastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{el}$  und der plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ , wobei die letztere eine bessere Näherung ergibt. Mit einer Geschwindigkeitskonstante von  $\dot{\epsilon}_0 = 10^4 \text{ s}^{-1}$ . Nicht ganz so gut ist die Näherung der unteren Streckgrenze  $R_{eL}$ , der 3%-Dehngrenze  $R_{p3}$  und der Zugfestigkeit  $R_m$  mit dem Modell des thermisch aktivierten Fließens, **Bild 5.68**.

Kennwert	Dehngeschwindigkeit	$\dot{\epsilon}_0$ [1/s]	$\sigma_G$ [MPa]	$\sigma_{tho}$ [MPa]	m	s
$R_{eH}$	$\dot{\epsilon}_{el}$	$10^4$	552	522,3	4,6079	0,0198
$R_{eH}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$10^4$	<b>552</b>	<b>393,4</b>	<b>4,4211</b>	<b>0,0135</b>
$R_{eL}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$10^8$	531	555,7	2,5524	0,0240
$R_{p3}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$10^4$	588	205,5	2,7183	0,0470
$R_m$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$10^4$	675	195,4	2,5512	0,0525

**Tabelle 5.7: Werkstoff 17 MnMoV 6 4 (WB35): Parameter für das Modell des thermisch aktivierten Fließens**



**Bild 5.67: Werkstoff 17 MnMoV 6 4: Obere Streckgrenze als Funktion der Aktivierungsenergie in Abhängigkeit von der elastischen und plastischen Dehngeschwindigkeit.**



**Bild 5.68: Werkstoff 17 MnMoV 6 4: Untere Streckgrenze  $R_{eL}$ , 3%-Dehngrenze  $R_{p3}$  und die Zugfestigkeit  $R_m$  als Funktion der Aktivierungsenergie.**

Obwohl der athermische Spannungsanteil  $\sigma_G$  nur von 550 MPa auf 670 MPa ansteigt, sinkt der thermisch aktivierbare Spannungsanteil  $\sigma_{tho}$  von ca. 400 MPa auf 195 MPa. Gleichzeitig sinkt der dynamische Überhöhungsfaktor  $m$  von 4,42 auf 2,55. Insgesamt ist der Werkstoff 17 MnMoV 6 4 (WB35) mit dem Modell des thermisch aktivierten Fließens gut beschreibbar.

#### 5.2.10.6 Werkstoff 15 NiCuMoNb 5 (WB36)

In Tabelle 5.8 Bild 5.69. Tabelle 5.8 und Bild 5.70 Während der athermische Spannungsanteil  $\sigma_G$  von 508 MPa bei der oberen Streckgrenze  $R_{eH}$  auf 629 MPa für die Zugfestigkeit  $R_m$  steigt, fällt der thermisch aktivierbare Spannungsanteil  $\sigma_{tho}$  von 564 MPa auf 246 MPa und der Faktor  $m$  von 7,16 auf 3,92. Insgesamt läßt sich der Werkstoff 15 NiCuMoNb 5 (WB36) mit dem Modell des thermisch aktivierten Fließens beschreiben.

Kennwert	Dehngeschwindigkeit	$\dot{\epsilon}_0$ [1/s]	$\sigma_G$ [MPa]	$\sigma_{tho}$ [MPa]	$m$	$s$
$R_{eH}$	$\dot{\epsilon}_{el}$	$10^4$	508	877,6	7,1316	0,1788
$R_{eH}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$10^4$	508	563,9	7,1578	0,1869
$R_{eL}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$10^8$	508	1274,8	4,2428	0,1830
$R_{p3}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$10^4$	575	230,0	4,705	0,2758
$R_m$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$10^4$	629	272,5	5,1204	0,2806

**Tabelle 5.8: Werkstoff 15 NiCuMoNb 5 (WB36): Parameter für das Modell des thermisch aktivierten Fließens**

Bis auf die untere Streckgrenze ( $\dot{\epsilon}_0 = 10^8 \text{ s}^{-1}$ ) ergab die jeweils beste Korrelation für den Werkstoff 15 NiCuMoNb 5 (WB36) die Geschwindigkeitskonstante  $\dot{\epsilon}_0 = 10^4 \text{ s}^{-1}$ , **Tabelle 5.8**. Die obere Streckgrenze  $R_{eH}$  (**Bild 5.69**) zeigt bei niederen Dehnungsgeschwindigkeiten, d.h. bei hoher Aktivierungsenergie von  $AG = 5$  bis  $7 \cdot 10^{-20} \text{ J}$  eine große Streuung der Werte, wird jedoch bei höheren Dehnungsgeschwindigkeiten gut von der Näherungskurve beschrieben.

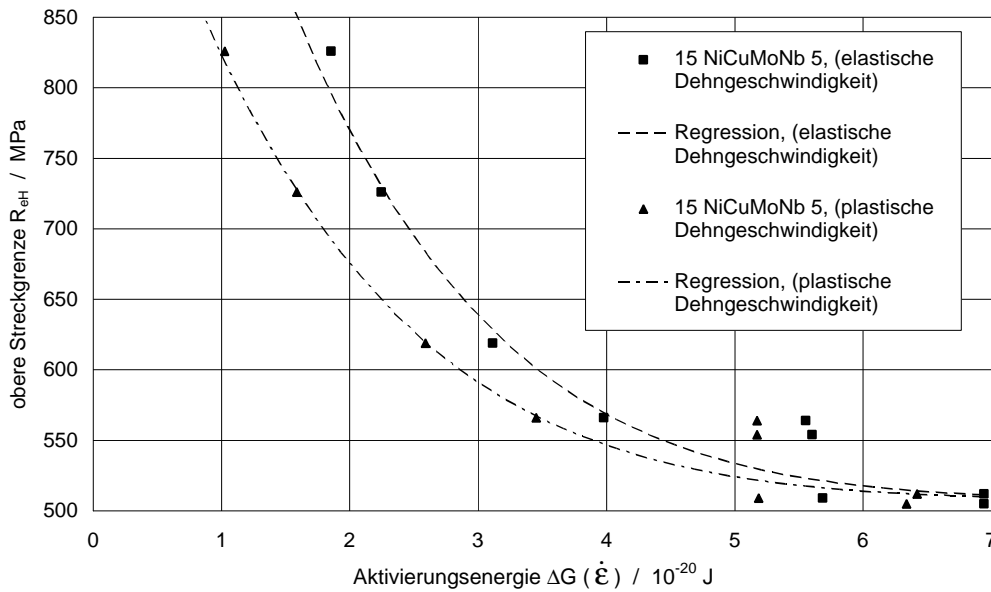
Die untere Streckgrenze nimmt weitaus stärker mit abnehmender Aktivierungsenergie  $AG$  zu als die 3 % Dehngrenze bzw. die Zugfestigkeit, **Bild 5.70**, was zu den unterschiedlichen Geschwindigkeitskonstanten  $\dot{\epsilon}_0$  führt.

Insgesamt ist trotz hoher Standardabweichung aufgrund der Streuung eine gute Beschreibung mit dem Modell des thermisch aktivierten Fließens möglich.

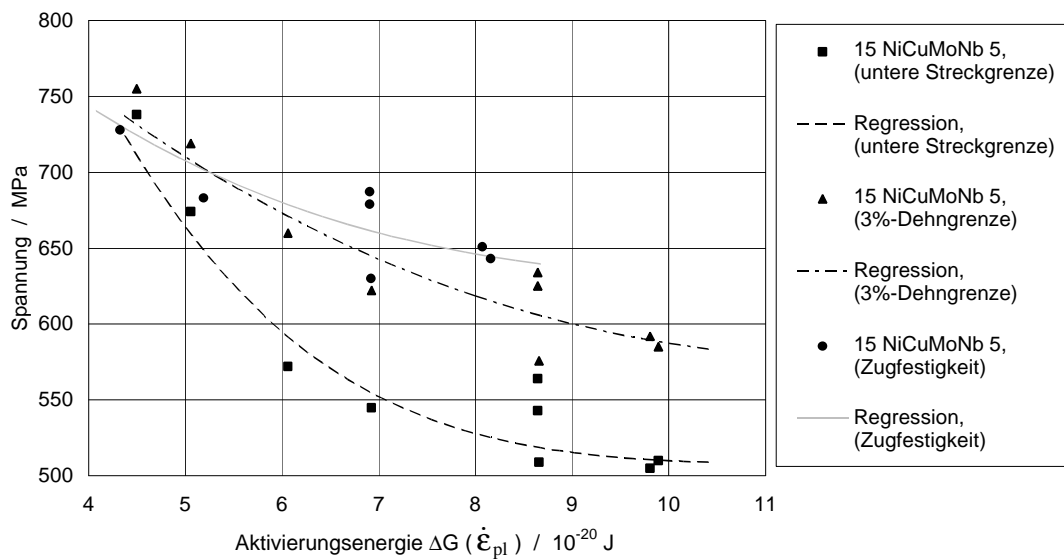
#### 5.2.10.7 Werkstoff Altherm NiMoV

Für den Werkstoff Altherm NiMoV wurden Geschwindigkeitskonstanten  $\dot{\epsilon}_0$  von  $10^4 \text{ s}^{-1}$  bis  $10^{12} \text{ s}^{-1}$  auf ihre Eignung untersucht, **Tabelle 5.9**. Bei der oberen Streckgrenze  $R_{eH}$  ergab eine Geschwindigkeitskonstante von  $\dot{\epsilon}_0 = 10^{12} \text{ s}^{-1}$  die beste Näherung sowohl für die Verwendung der mittleren elastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{el}$  als auch der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$  als Geschwindigkeitsparameter. Ein besseres Bestimmtheitsmaß von  $R^2 = 0,993$  ergibt sich wiederum für die Korrelation der oberen Streckgrenze  $R_{eH}$  unter Verwendung der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ , **Bild 5.71**. Auffallend ist

hierbei der hohe thermisch aktivierbare Spannungsanteil von  $\sigma_{tho} = 6801$  MPa, während der Faktor m mit 3,2 sich im üblichen Bereich bewegt.



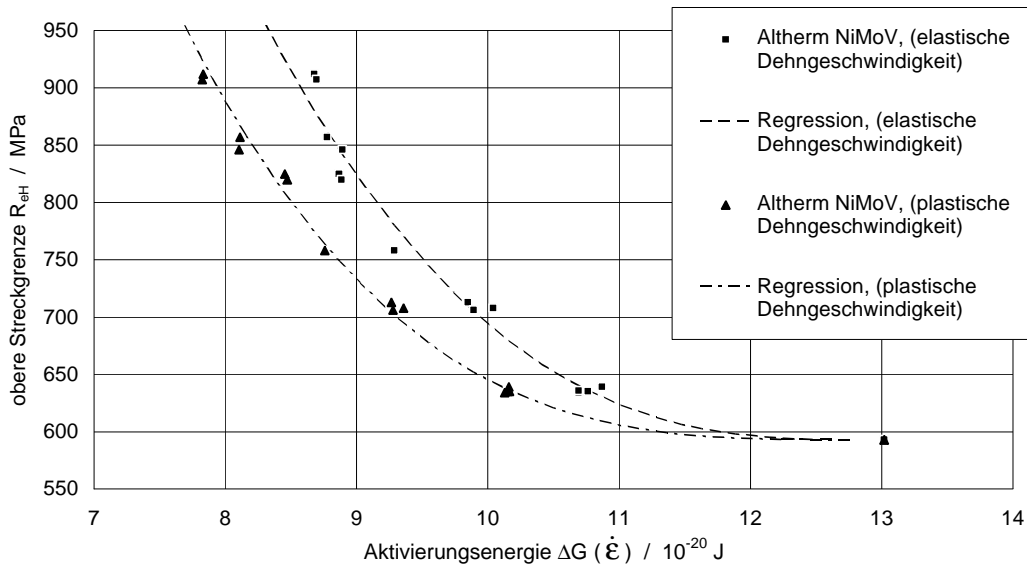
**Bild 5.69:** Werkstoff 15 NiCuMoNb 5: Obere Streckgrenze als Funktion der Aktivierungsenergie in Abhängigkeit von der elastischen und plastischen Dehngeschwindigkeit.



**Bild 5.70:** Werkstoff 15 NiCuMoNb 5: Untere Streckgrenze  $R_{eL}$ , 3%-Dehngrenze  $R_{p3}$  und die Zugfestigkeit  $R_m$  als Funktion der Aktivierungsenergie.

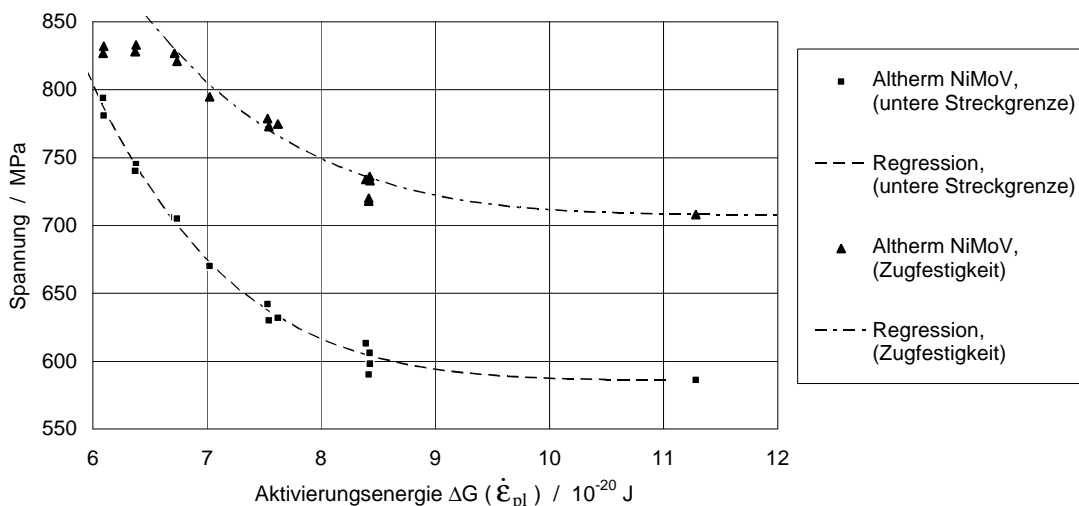
Kennwert	Dehngeschwindigkeit	$\dot{\epsilon}_0$ [1/s]	$\sigma_G$ [MPa]	$\sigma_{tho}$ [MPa]	m	s
$R_{eH}$	$\dot{\epsilon}_{el}$	$10^{12}$	593	6039,5	2,6895	0,0085
$R_{eH}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$10^{12}$	<b>593</b>	<b>6801,0</b>	<b>3,1994</b>	<b>0,0033</b>
$R_{eL}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$10^8$ $10^{10}$	586 586	4535,3 7651,7	7,454 5,633	0,0166 0,0166
$R_m$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$10^{10}$	708	3560,5	4,5439	0,0097

**Tabelle 5.9:** Werkstoff Altherm NiMoV: Parameter für das Modell des thermisch aktivierten Fließens



**Bild 5.71: Werkstoff Altherm NiMoV: Obere Streckgrenze als Funktion der Aktivierungsenergie in Abhängigkeit von der elastischen und plastischen Dehngeschwindigkeit.**

Bild 5.72 zeigt die Korrelation der unteren Streckgrenze  $R_{eL}$  und der Zugfestigkeit  $R_m$  mit der Aktivierungsenergie unter Verwendung der plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ . Die beste Näherung des Modell des thermisch aktivierten Fließens für die untere Streckgrenze  $R_{eL}$  und die Zugfestigkeit  $R_m$  wird mit einer Geschwindigkeitskonstante von  $\dot{\epsilon}_0 = 10^{10} \text{ s}^{-1}$  erreicht, Tabelle 5.9. Hierbei geht der thermisch aktivierbare Spannungsanteil  $\sigma_{tho}$  auf 3560 MPa zurück, der jedoch immer noch hoch liegt. Der Faktor  $m$  zeigt keine eindeutige Tendenz zu größeren oder kleineren Werten. Insgesamt ergibt sich für den Werkstoff Altherm NiMoV die beste Näherung mit dem Modell des thermisch aktivierten Fließens aller untersuchten Werkstoffe mit einem Bestimmtheitsmaß von  $R^2 = 0,993$ .



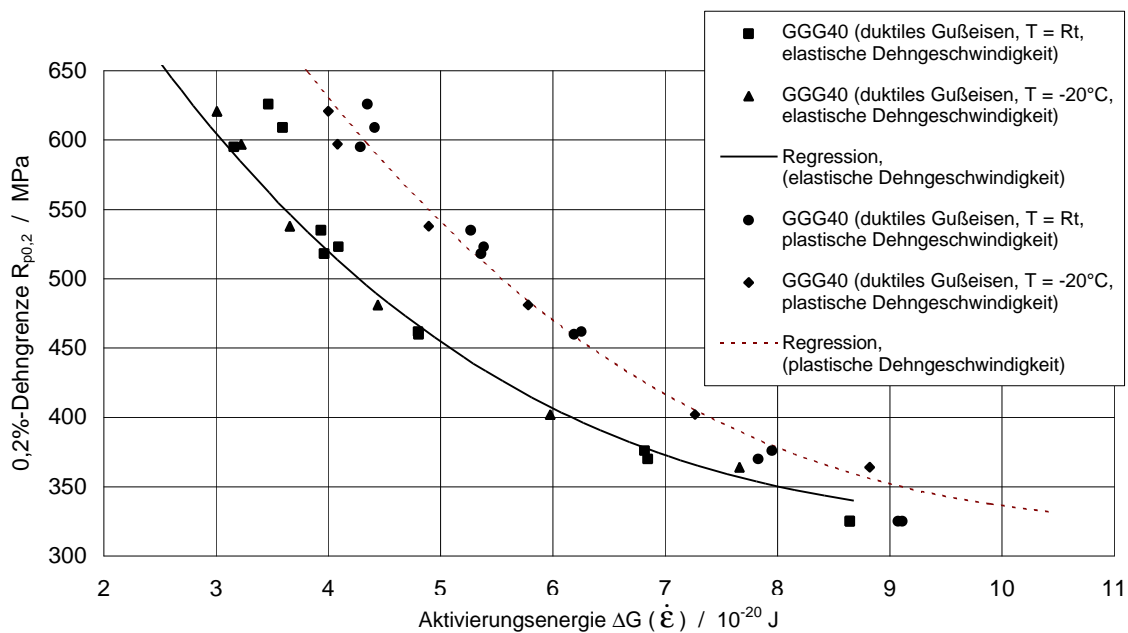
**Bild 5.72: Werkstoff Altherm NiMoV: Untere Streckgrenze  $R_{eL}$  und die Zugfestigkeit  $R_m$  als Funktion der Aktivierungsenergie.**

### 5.2.10.8 Werkstoff GGG 40 (duktiler Gußeisen)

Für den Werkstoff GGG 40 (duktiler Gußeisen) erhält man für die 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  eine Geschwindigkeitskonstante von  $\dot{\epsilon}_0 = 10^6 \text{ s}^{-1}$  unter Verwendung der mittleren elastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{el}$  und eine Geschwindigkeitskonstante von  $\dot{\epsilon}_0 = 10^8 \text{ s}^{-1}$  bei Verwendung der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ , **Tabelle 5.10** und **Bild 5.73**. Wie schon beim Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod.) ergibt sich für die Korrelation der oberen Streckgrenze  $R_{eH}$  eine bessere Näherung unter Verwendung der mittleren elastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{el}$ .

Kennwert	Dehngeschwindigkeit	$\dot{\epsilon}_0$ [1/s]	$\sigma_G$ [MPa]	$\sigma_{tho}$ [MPa]	m	s
$R_{p0,2}$	$\dot{\epsilon}_{el}$	$10^6$	325	688,7	3,3725	0,0071
$R_{p0,2}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$10^8$	325	897,8	2,8785	0,0117
$R_{p3}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$10^8$	400	764,8	3,0817	0,0269
$R_m$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$10^8$	465	1130,5	3,8093	0,0703

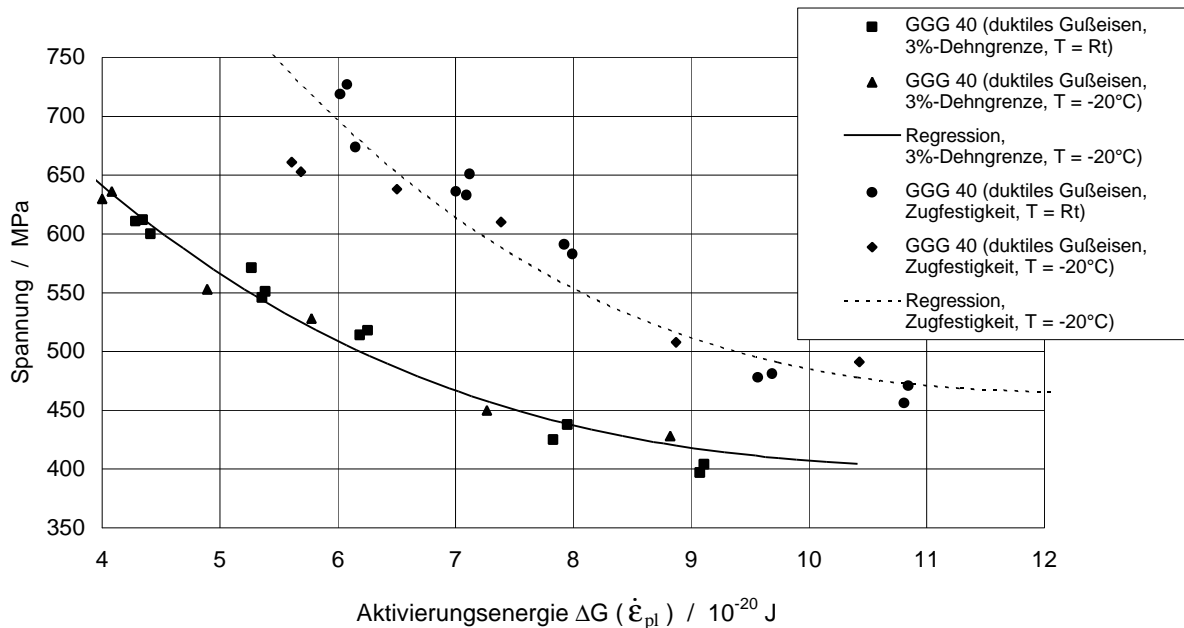
**Tabelle 5.10: Werkstoff GGG 40 (duktiler Gußeisen): Parameter für das Modell des thermisch aktivierten Fließens**



**Bild 5.73: Werkstoff GGG40: 0,2%-Dehngrenze als Funktion der Aktivierungsenergie in Abhängigkeit von der elastischen und plastischen Dehngeschwindigkeit.**

**Bild 5.74** zeigt die entsprechenden Näherungskurven für die 3%-Dehngrenze  $R_{p3}$  und die Zugfestigkeit  $R_m$ . Für die beste Näherung der 3%-Dehngrenze  $R_{p3}$  mit dem Modell des thermisch aktivierten Fließens ergibt sich eine Geschwindigkeitskonstante von  $\dot{\epsilon}_0 = 10^8 \text{ s}^{-1}$  und für die beste Näherung der Zugfestigkeit  $R_m$  eine Geschwindigkeitskonstante von  $\dot{\epsilon}_0 = 10^{10} \text{ s}^{-1}$ . Mit der Zunahme des athermischen Spannungsanteils  $\sigma_G$  von 325 MPa auf 400 MPa sinkt der thermisch aktivierbare Spannungsanteil  $\sigma_{tho}$  von 898 MPa auf 765 MPa. Gleichzeitig steigt der dynamische Überhöhungsfaktor m von 2,88 auf 3,08 an. Da bei einer

Versuchstemperatur von  $T = -20^{\circ}\text{C}$  und einer Abzugsgeschwindigkeit von  $v = 30 \text{ m/s}$  der Werkstoff GGG 40 (duktils Gußeisen) sprödes Verhalten zeigt, lassen sich diese Versuchsergebnisse nicht in das Modell des thermisch aktivierten Fließens einordnen.

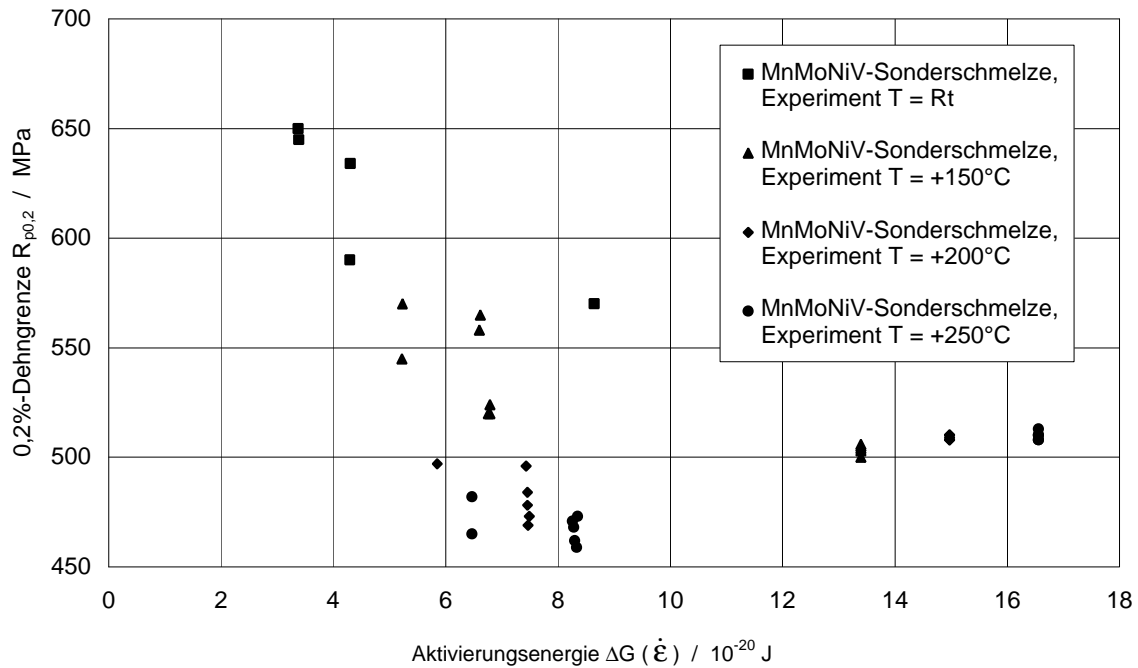


**Bild 5.74: Werkstoff GGG40: 3%-Dehngrenze  $R_{p3}$  und die Zugfestigkeit  $R_m$  als Funktion der Aktivierungsenergie.**

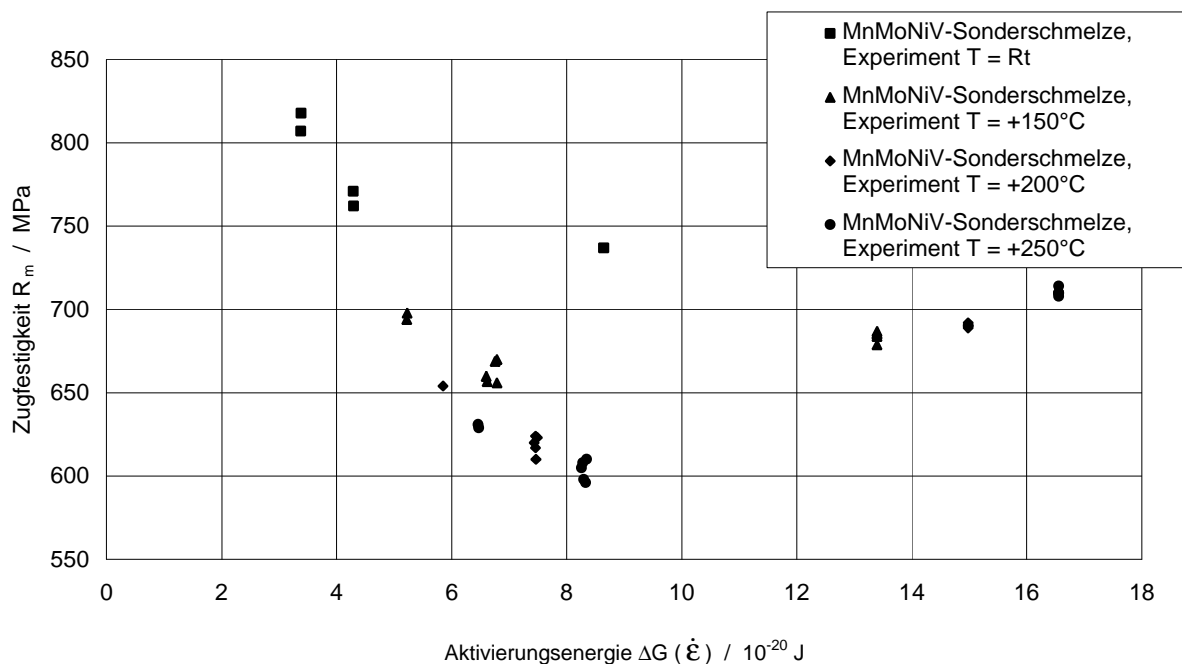
Insgesamt kann auch der Werkstoff GGG 40 (duktils Gußeisen) mit dem Modell des thermisch aktivierten Fließens beschrieben werden. Zu beachten ist, daß bei tiefen Temperaturen und hohen Dehngeschwindigkeiten zunehmend Sprödbbruch auftritt. Zudem sollte der Werkstoff GGG 40 (duktils Gußeisen) zusätzlich bei höheren Temperaturen geprüft werden, um eine eventuelle Abhängigkeit der Näherungskurve von der Prüftemperatur zu untersuchen.

### 5.2.10.9 Werkstoff MnMoNiV-Sonderschmelze

In **Bild 5.75** ist die 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  und in **Bild 5.76** die Zugfestigkeit  $R_m$  über der, mit der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$  berechneten Aktivierungsenergie  $\Delta G$  für die MnMoNiV-Sonderschmelze aufgetragen. Eine Korrelation der experimentellen Ergebnisse mit dem Modell des thermisch aktivierten Fließens ist auf den ersten Blick nicht möglich. Betrachtet man nur die Versuchsergebnisse bei RT und  $T = 150^{\circ}\text{C}$ , so könnte hier eine Korrelation erfolgreich sein. Dies wurde jedoch nicht durchgeführt, da zu wenige Versuchsergebnisse bei unterschiedlichen Dehngeschwindigkeiten zur Verfügung standen. Im Gegensatz zum üblichen Werkstoffverhalten sinken im Bereich hoher Temperaturen ( $T = 250^{\circ}\text{C}$ ) die Festigkeitswerte der MnMoNiV-Sonderschmelze ab. Infolge der in diesem Temperaturbereich an diesem Werkstoff auftretenden dynamischen Reckalterung ändern sich die Bedingungen für das Losreißen und das Gleiten der für die Verformung maßgebenden Versetzungen.



**Bild 5.75: Werkstoff MnMoNiV-Sonderschmelze: 0,2%-Dehngrenze als Funktion der Aktivierungsenergie (berechnet mit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ )**



**Bild 5.76: Werkstoff MnMoNiV-Sonderschmelze: Zugfestigkeit als Funktion der Aktivierungsenergie (berechnet mit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ )**

### 5.2.10.10 Zusammenfassung der Anwendung des Konzepts des thermisch aktivierten Fließens

Alle untersuchten Werkstoffe können mit dem Modell des thermisch aktivierten Fließens beschrieben werden.

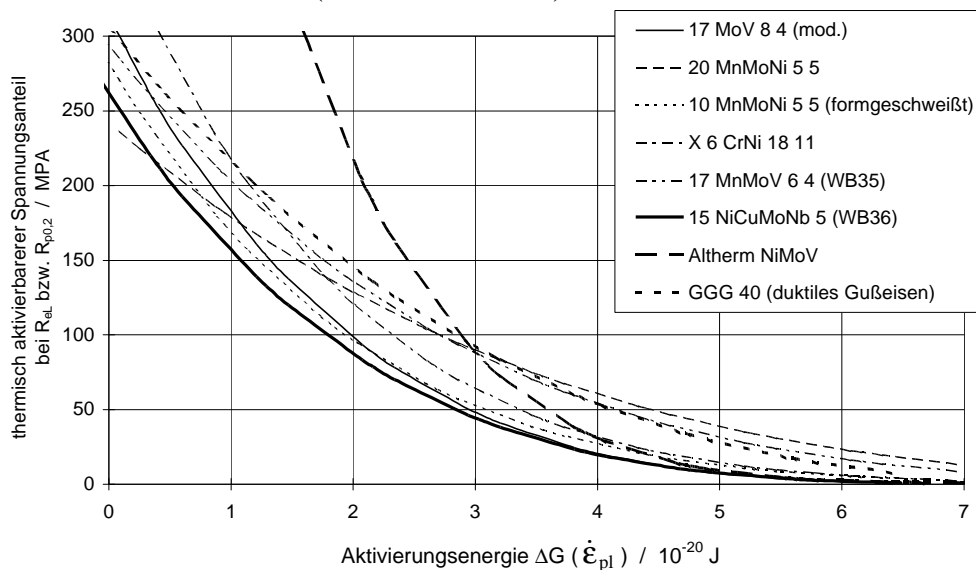
Der Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod., KS22) zeigt bei Dehngeschwindigkeiten  $\dot{\epsilon}_{pl} < 10 \text{ s}^{-1}$  eine geringe Abhängigkeit der Werkstoffkennwerte von der Dehngeschwindigkeit. In diesem



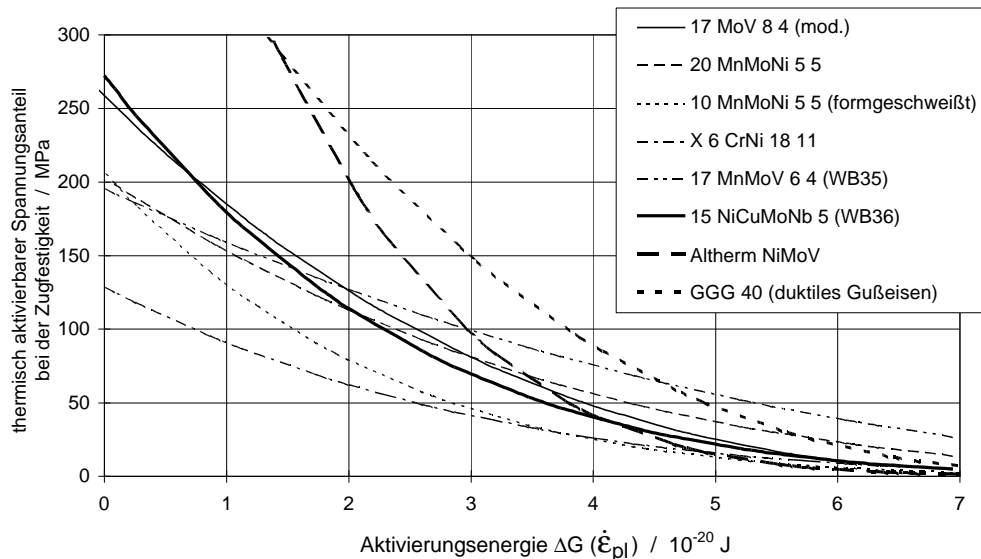
Bereich dominieren athermische Mechanismen. Für höhere Dehngeschwindigkeiten kann auch hier die thermisch aktivierte Versetzungsbewegung als entscheidender Verformungsmechanismus betrachtet werden.

Infolge der dynamischen Reckalterung ändert sich das Werkstoffverhalten der MnMoNiV-Sonderschmelze im Temperaturbereich zwischen 200°C und 300°C grundlegend. Durch eine Erhöhung der Dehngeschwindigkeit nimmt die Behinderung der Versetzungsbewegung durch eingelagerte Fremdatome zu. Hierdurch erniedrigen sich die Werkstoffkennwerte. Die Beschreibung der MnMoNiV-Sonderschmelze mit dem Modell des thermisch aktivierten Fließens ergibt für diesen Temperaturbereich eine andere Näherungsfunktion.

Wird der Unterschied in der optimalen Geschwindigkeitskonstanten  $\dot{\epsilon}_0$  der untersuchten Werkstoffe für die 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  (**Bild 5.77**) und die Zugfestigkeit  $R_m$  (**Bild 5.78**) kompensiert, so läßt sich eine Aussage zum thermisch aktivierbaren Spannungsanteil  $R_{eL} - \sigma_G$  machen. Zum Vergleich wurden die Kurven der Werkstoffe 17 MoV 8 4 (mod., KS22), 15 NiCuMoNb 5 (WB36, nur bei der Korrelation mit der Streckgrenze), Altherm NiMoV und MnMoNiV-Sonderschmelze um einen Betrag der Aktivierungsenergie  $\Delta G = -4 \text{ J}$  verschoben. Der thermisch aktivierbare Spannungsanteil  $R_{eL} - \sigma_G$  beim Vergleich für die Streckgrenze ist bei den Werkstoffen Altherm NiMoV und X6 CrNi 18 11 höher als bei den anderen untersuchten Werkstoffen. Diese bilden ein gleichmäßiges Band, das von dem Werkstoff GGG 40 (duktiler Gußeisen) nach oben und vom Werkstoff 15 NiCuMoNb 5 (WB36) nach unten begrenzt wird. Der thermisch aktivierbare Spannungsanteil  $R_{eL} - \sigma_G$  sinkt bis zum Erreichen der Zugfestigkeit  $R_m$  bei allen Werkstoffen ab. Der steile Anstieg beim Werkstoff Altherm NiMoV ist in abgeschwächter Form immer noch vorhanden. Auffallend ist die größere Abhängigkeit des thermisch aktivierbaren Spannungsanteils von der Aktivierungsenergie des Werkstoffs GGG 40 (duktiler Gußeisen).



**Bild 5.77:** Thermisch aktivierbarer Spannungsanteil bei der unteren Streckgrenze  $R_{eL}$  bzw. 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  aller untersuchter Werkstoffe als Funktion der Aktivierungsenergie (berechnet mit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ )



**Bild 5.78: Thermisch aktivierbarer Spannungsanteil bei der Zugfestigkeit  $R_m$  aller untersuchter Werkstoffe als Funktion der Aktivierungsenergie (berechnet mit  $\dot{\epsilon}_{pl}$ )**

Im Zugversuch zeigt dieser Werkstoff im Unterschied zu den anderen Werkstoffen keine Einschnürung der Zugproben im Bereich des Bruchs. Dies könnte eine Ursache für dieses Verhalten sein. Der Werkstoff X6 CrNi 18 11 zeigt eine sehr geringe Abhängigkeit der Korrelation mit der Zugfestigkeit. Dieses Verhalten verdeutlicht die starke Abhängigkeit der dynamischen Überhöhung von der Dehnung.

Die athermischen Spannungsanteile sind deutlich verschieden und spiegeln die Unterschiede im kristallografischen Aufbau und in der Festigkeit wieder. Der athermische Spannungsanteil entspricht im wesentlichen der quasistatischen Fließgrenze bei Raumtemperatur.

### 5.3 Analyse des Zugversuchs mit der Methode der Finiten Elemente

Zur Ermittlung von Werkstoffkennwerten aus dem Zugversuch wird bei quasistatischer Versuchsführung die DIN EN 10002 angewendet. Für höhere Dehngeschwindigkeiten kann der Versuch quasistatisch ausgewertet werden, unter der Voraussetzung, daß der Versuchsaufbau und die Meßwerterfassung der dynamischen Versuchsführung angepaßt werden. Bei weiterer Steigerung der Dehngeschwindigkeit ist der Einfluß der zu beschleunigenden Massen der Rundzugprobe bezüglich der Messung der Probenkraft nicht mehr zu vernachlässigen.

Ziel war es, diese Masseneinflüsse zu quantifizieren und im Versuch zu minimieren, um zuverlässige Werkstoffkennwerte auch bei Dehngeschwindigkeiten über  $500 \text{ s}^{-1}$  zu erhalten. Zudem sollte die Technik der Kraftmessung hinsichtlich der Anzahl und Position der DMS optimiert werden. Ein Vergleich unterschiedlicher Geometrien sollte Aufschlüsse über den Einfluß der Probengeometrie auf die Kraftmessung ergeben.

Hierfür wurden dynamische Zugversuche mit dem austenitischen Werkstoff X6 CrNi 18 11 und mit dem ferritischen Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 durch Finite-Elemente-Rechnungen

untersucht. Die entsprechenden Versuche und Probengeometrien sowie Abzugsgeschwindigkeiten sind in untenstehender Tabelle zusammengefaßt.

Werkstoff	20 MnMoNi 5 5			X6 CrNi 18 11		
Probennummer	R2	R7	R8	BS7	BS6	BS8
Probenform	D	E	E	E	E	E
v [m/s]	7,5	6	12,5	6	10	15
Versuchsdauer [ $\mu$ s]	700	500	300	1200	800	600

**Tabelle 5.11: Tabelle der mit Finite-Elemente berechneten Schlagzugversuche**

### 5.3.1 Modellierung des Schlagzugversuches mit Rundzugproben

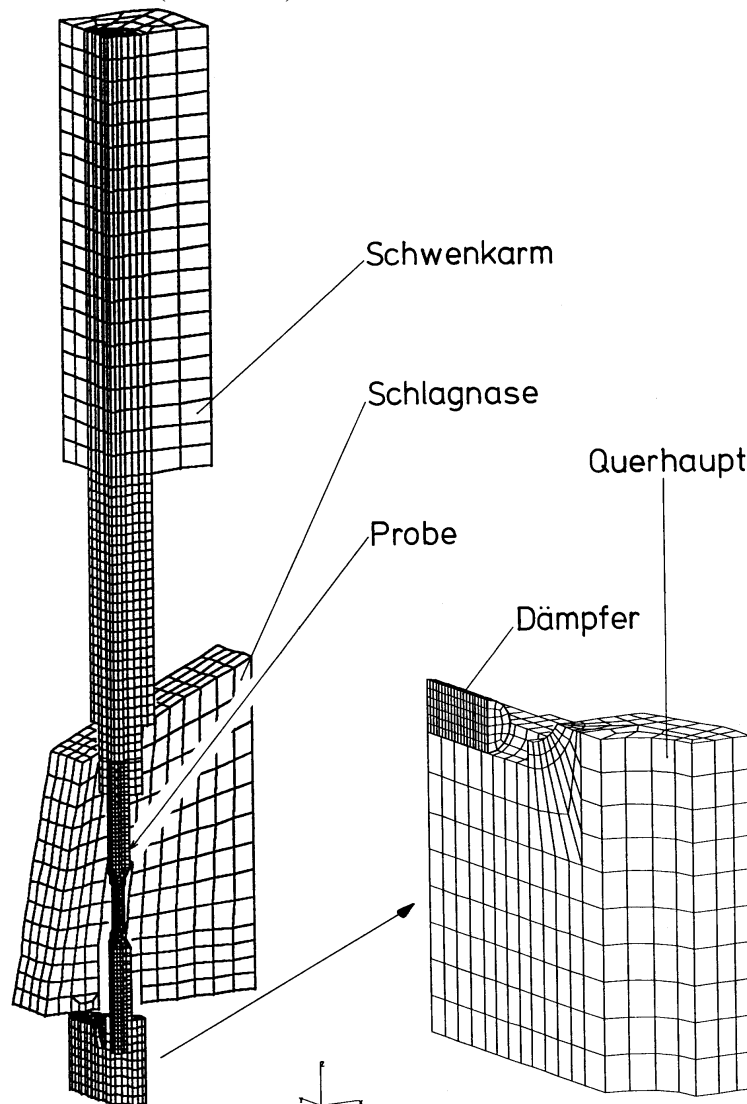
Für die durchgeführten Rechnungen wurde das Programmpaket DYNA3D /61/ mit expliziter Zeitintegrationsmethode verwendet. Um alle strukturmechanisch relevanten Teile des Versuchsaufbaus am 33 MJ-Umlaufschlagwerk zu erfassen, wurden mit dem Preprozessingprogramm Patran /62/ ein Teil des Schwenkarms, die Probe und das Querhaupt mit Dämpfer aus Symmetriegründen als Viertelmodell, sowie eine Schlagnase des Umlaufschlagwerks modelliert, **Bild 5.79**.

Folgende Randbedingungen wurden dabei vorgegeben:

1. Alle Knoten in Symmetrieschnittebenen werden senkrecht zu dieser Ebene festgehalten.
2. Die Schnittebene des Schwenkarms wurde als nicht-reflektierend (Non-Reflecting-Boundary) definiert und die Knoten in dieser Ebene wurden in Belastungsrichtung festgehalten.
3. An der Schnittfläche der Schlagnase zur Schlagscheibe des 33 MJ-Umlaufschlagwerks wurde die entsprechende Abzugsgeschwindigkeit vorgegeben, wobei die Verschiebung der Nase in X-Richtung infolge der Kreisbewegung vernachlässigt wurde.
4. Zwischen Schlagnasenunterseite und Dämpferoberseite bzw. zwischen Dämpferunterseite und Querhaupt wurden Kontaktflächen mit Reibung definiert. Die Reibungskoeffizienten wurden zu  $\mu_{\text{Haft}} = 0,15$  und  $\mu_{\text{Gleit}} = 0,07$  nach Niemann /63/ gewählt.
5. Die Verbindungen Probe-Querhaupt und Probe-Schwenkarm wurden mit sogenannten Schweißpunkten (Spotwelds) realisiert, die die Knotenpaare nur in der Belastungsrichtung koppeln und in den anderen Richtungen eine beliebige Bewegung der Knoten ermöglichen. Hierdurch wird eine freie Querkontraktion der Probe ermöglicht.

Für den Schwenkarm, das Querhaupt und die Schlagnase, sowie die Dynamometerabschnitte der Proben des Werkstoffs X6 CrNi 18 11 wurde ein linear-elastisches Werkstoffmodell vorgegeben mit einem Elastizitätsmodul von 210 GPa bzw. 208 GPa und einer Querkontraktionszahl von  $\mu = 0,3$ . Für den Bereich der Meßlänge der Probe wurde ein dehngeschwindigkeitsabhängiges Werkstoffgesetz gewählt. Der plastische Anteil der wahren Fließkurve wird hierbei durch acht Wertepaare und die Dehngeschwindigkeitsabhängigkeit durch beliebig viele Wertepaare des Überhöhungsfaktors der Fließkurve und der entsprechenden Dehngeschwindigkeit

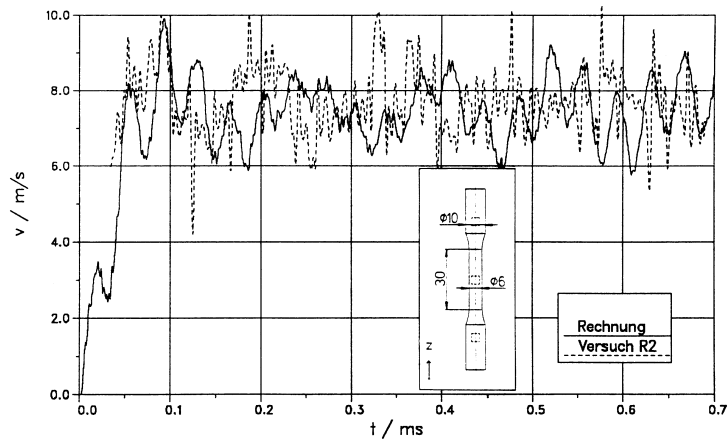
schwindigkeit vorgegeben. Bei dem Werkstoffmodell für das Dämpfermaterial, der Aluminiumlegierung ALF40, wurde die Dehngeschwindigkeitsabhängigkeit vernachlässigt, da Aluminium üblicherweise nur eine geringe Abhängigkeit von der Dehngeschwindigkeit zeigt. Für den Zusammenhang der Spannung und der Dehnung wurden für den Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 und X6 CrNi 18 11 die jeweilige quasistatische Fließkurve verwendet. Für die Dehngeschwindigkeitsabhängigkeit der untersuchten Werkstoffe wurden die experimentell ermittelten Werte verwendet (Bild 5.60).



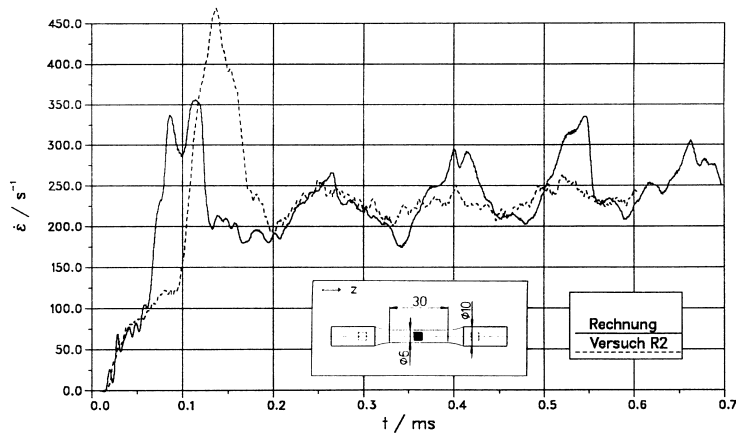
**Bild 5.79: Modell der strukturmechanisch relevanten Teile des Umlaufschlagwerks**

### **5.3.2 Ergebnisse der Finite-Elemente-Analysen des Schlagzugversuches mit Rundzugproben**

Ein Vergleich der zeitlichen Verläufe der Querhauptgeschwindigkeit aus Versuch und Rechnung mit einer Probenmeßlänge von 30 mm und einer Abzugsgeschwindigkeit von 7,5 m/s für den Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 zeigt **Bild 5.80**. Die Kurven stimmen gut überein und zeigen eine Schwankung der Abzugsgeschwindigkeit von  $\pm 1$  m/s. Diese Schwankungen in der Abzugsgeschwindigkeit sind auch in der Dehngeschwindigkeit zu erkennen, **Bild 5.81**. Bis auf den Bereich des Fließbeginns stimmen die Verläufe gut überein.

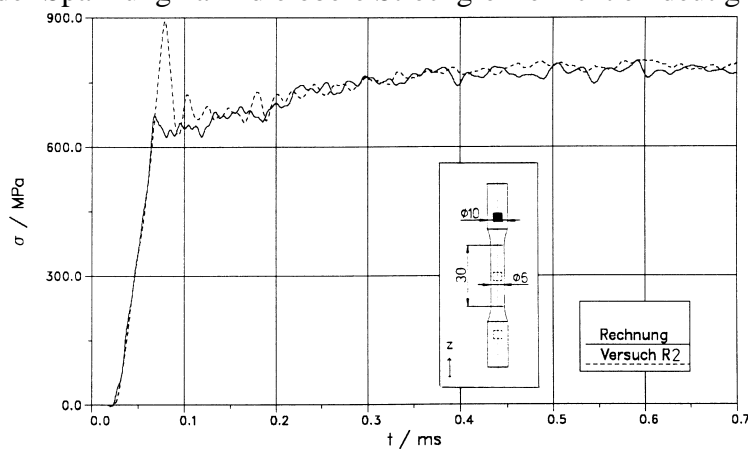


**Bild 5.80: Werkstoff 20 MnMoNi 5 5: Vergleich der Querhauptgeschwindigkeit  $v$  aus Rechnung und Experiment ( $l_0 = 30$  mm,  $v = 7,5$  m/s)**



**Bild 5.81: Werkstoff 20 MnMoNi 5 5: Vergleich der Dehngeschwindigkeit aus Rechnung und Experiment ( $l_0 = 30$  mm,  $v = 7,5$  m/s)**

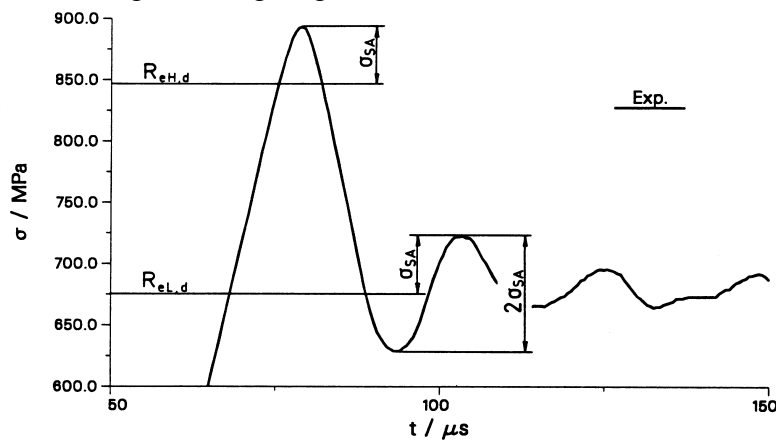
Der Spannungsverlauf aus der Rechnung zeigt keine obere Streckgrenze, **Bild 5.82**. Durch die Erhöhung der oberen Streckgrenze im Versuch wird die Amplitude der Schwingungen und damit die Kraft- bzw. Spannungsmessung zusätzlich zu Schwingungen angeregt. Infolge des Überschwingens der Spannung kann die obere Streckgrenze nicht eindeutig bestimmt werden.



**Bild 5.82: Werkstoff 20 MnMoNi 5 5: Vergleich der Spannung aus Rechnung und Experiment am oberen Dynamometerabschnitt ( $l_0 = 30$  mm,  $v = 7,5$  m/s)**

Um den Einfluß der Eigenfrequenz bzw. des Überschwingens der Spannung auf die Ermittlung der oberen Streckgrenze quantitativ zu erfassen kann unter der Annahme, daß sich

die Amplitude der Schwingung nach der oberen Streckgrenze vernachlässigbar verringert und eine stärkere Erhöhung der Amplitude infolge des plötzlichen Absinkens der Last nicht auftritt, die Amplitude der Schwingung nach der oberen Streckgrenze ermittelt und von der gemessenen oberen Streckgrenze abgezogen werden, **Bild 5.83**.



**Bild 5.83: Verfahren zur Ermittlung der oberen Streckgrenze im dynamischen Zugversuch**

Mit dieser Vorgehensweise wurden die in **Tabelle 5.12** enthaltenen oberen Streckgrenzen ermittelt. Man erkennt, daß die Amplitude der Schwingungen von der Eigenfrequenz und damit von der Länge des elastischen Dynamometerabschnitts abhängt.

Probe	Probenform	Meßlänge [mm]	v [m/s]	$\dot{\epsilon}_{pl}$ [s <sup>-1</sup> ]	R <sub>eH</sub> [MPa]	σ <sub>A</sub> [MPa]	R <sub>eH</sub> * [MPa]
R2	D	30	7,5	231	897	88	809
R5	D	30	7,5	281	897	73	824
R7	E	10	6,0	484	911	92	819
R6	E	10	12,5	1021	938	89	849
R8	E	10	12,5	1032	927	112	815
R10	E	10	13,0	724	906	56	850

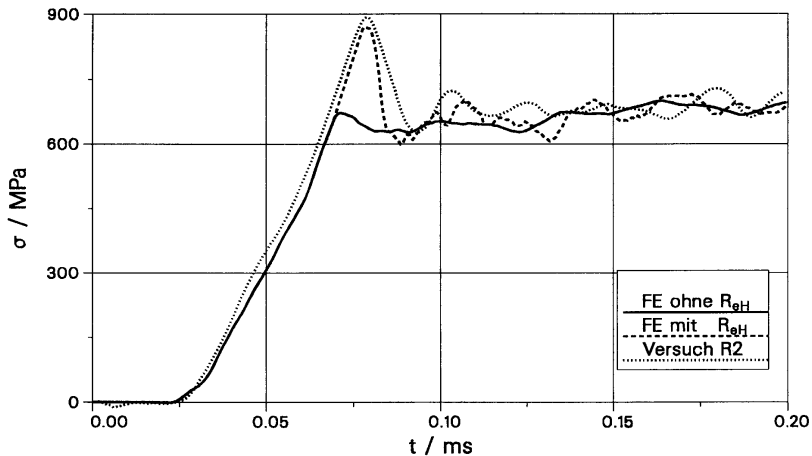
**Tabelle 5.12: Tabelle der ermittelten Amplituden der Schwankungen und die daraus errechneten, tatsächlichen oberen Streckgrenzen R<sub>eH</sub>\*.**

Das heißt, bei Verkleinerung der Meßlänge zur Erreichung höherer Dehnraten sollte die Probenlänge ebenfalls entsprechend gekürzt werden, um die Eigenfrequenz der Dynamometerabschnitte nicht zu verkleinern. Weiter ist in der Tabelle zu erkennen, daß durch die Erhöhung der Abzugsgeschwindigkeit von 7,5 m/s auf 12 m/s keine weitere Steigerung der oberen Streckgrenze möglich ist, da die momentane Abzugsgeschwindigkeit bzw Dehnrate zum Zeitpunkt des Erreichens der obere Streckgrenze nicht weiter gesteigert wird. Um in kürzerer Zeit die vorgegebene Abzugsgeschwindigkeit zu erreichen sollte, die Krafteinleitung steifer ausgeführt bzw. die zusätzliche Dämpfung durch den Aluminiumzylinder durch andere Dämpferformen oder -materialien reduziert werden.

Zur Überprüfung der Vorgehensweise zur Ermittlung der tatsächlichen oberen Streckgrenze aus dem dynamischen Zugversuch wurde zusätzlich eine Finite-Elemente-Rechnung mit

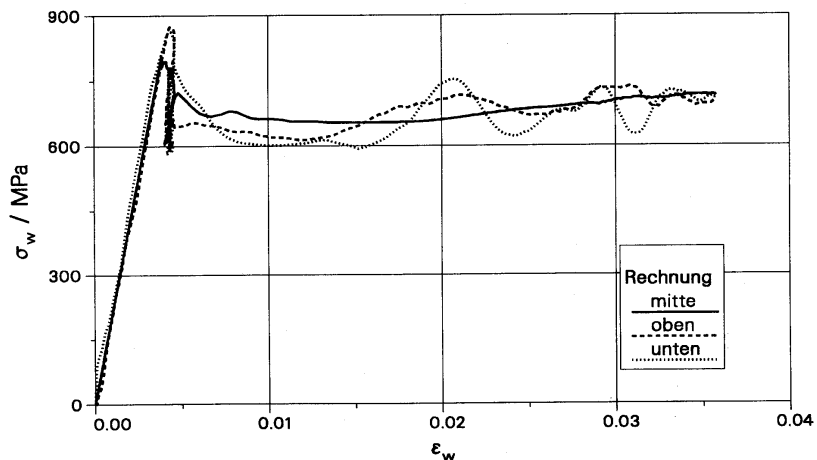
Vorgabe der so errechneten oberen Streckgrenze durchgeführt, die im quasistatischen Fall zwar falsch ist, im dynamischen Bereich jedoch exakt das wahre Werkstoffverhalten wiedergibt.

**Bild 5.84** zeigt den Vergleich der am oberen Dynamometerabschnitt ermittelten Spannungsverläufe aus Versuch und Rechnung ohne und mit Überhöhung. Man erkennt die gute Übereinstimmung der Spannungsverläufe. Im Bereich der oberen Streckgrenze stimmt nur die Finite-Elemente-Rechnung mit vorgegebener oberer Streckgrenze überein.

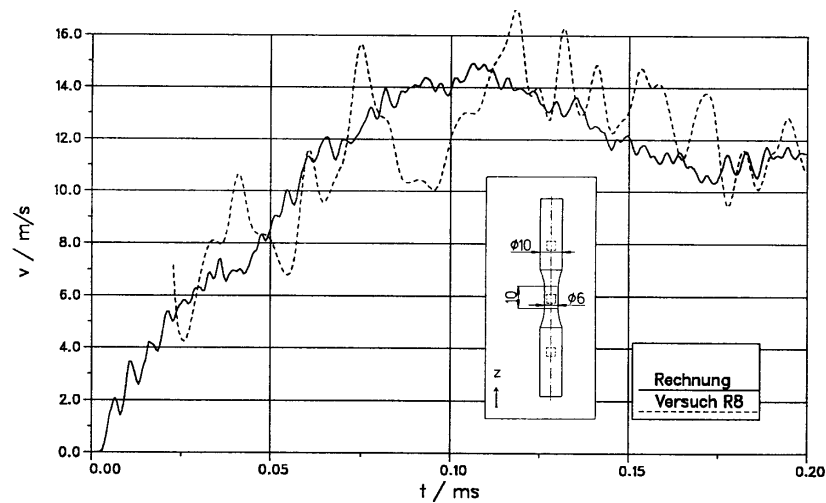


**Bild 5.84:** Werkstoff 20 MnMoNi 5 5: Vergleich der am oberen Dynamometerabschnitt ermittelten Spannungsverläufe aus Versuch und Rechnung mit und ohne Vorgabe von  $R_{eH}$  im Materialmodell ( $l_0 = 30 \text{ mm}$ ,  $v = 7,5 \text{ m/s}$ )

Der Vergleich der am oberen und unteren Dynamometerabschnitt in der Simulation ermittelten Spannungsverläufe mit dem Spannungsverlauf in der Meßlänge, **Bild 5.85**, zeigt, daß die im Experiment gemessenen Spannungsverläufe am oberen und unteren Dynamometerabschnitt über die obere Streckgrenze hinausschwingen und eine höhere, nicht vorhandene obere Streckgrenze ergeben. Die Schwankungen im Spannungsverlauf nach der oberen Streckgrenze sind nur gering gedämpft gegenüber dem Anteil des Überschwingens an der oberen Streckgrenze.



**Bild 5.85:** Werkstoff 20 MnMoNi 5 5: Vergleich der am oberen und unteren Dynamometerabschnitt rechnerisch ermittelten Spannungsverläufe mit dem Spannungsverlauf in der Meßlänge ( $l_0 = 30 \text{ mm}$ ,  $v = 7,5 \text{ m/s}$ )



**Bild 5.86: Werkstoff 20 MnMoNi 5 5: Vergleich der Querschnittsgeschwindigkeit aus Rechnung und Experiment ( $l_0 = 10 \text{ mm}$ ,  $v = 12,5 \text{ m/s}$ )**

Bei Erhöhung der Abzugsgeschwindigkeit auf  $12,5 \text{ m/s}$  wird diese erst nach ca.  $70 \mu\text{s}$  erreicht, **Bild 5.86**. Die Geschwindigkeitsschwankung liegt bei  $\pm 2 \text{ m/s}$ . Beim Erreichen der oberen Streckgrenze nach ca.  $50 \mu\text{s}$  liegt die Abzugsgeschwindigkeit erst bei  $8 \text{ m/s}$ , wodurch die Dehnrates im elastischen Lastanstieg sich kaum von der des Versuchs mit einer Abzugsgeschwindigkeit von  $7,5 \text{ m/s}$  unterscheidet.

Zusammenfassend kann für die Durchführung und Auswertung dynamischer Zugversuche folgendes festgehalten werden:

Die obere Streckgrenze  $R_{eH}$  kann trotz auftretender Schwingungen durch eine Subtraktion der halben Schwingungsamplitude näherungsweise bestimmt werden.

Die mittlere elastische Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{el}$  kann nicht durch weitere Steigerung der Abzugsgeschwindigkeit erhöht werden. Hierzu muß die Krafteinleitung weniger gedämpft werden, was wiederum zur Anregung von störenden Schwingungen führt.

Das am unteren Dynamometerabschnitt gemessene Signal wird bei hohen Abzugsgeschwindigkeiten von Beschleunigungseffekten überlagert und gibt nicht den in der Meßlänge auftretenden Spannungsverlauf wieder.

Die elastisch verformbaren Probenteile sollten so klein wie möglich gehalten werden, um die Eigenfrequenz des Dynamometerabschnitts für die Kraftmessung zu erhöhen.

Bei Versuchen mit Werkstoffen die eine Dehnung  $\epsilon > 30 \%$  erwarten lassen sollte die Meßlänge größer als  $10 \text{ mm}$  gewählt werden, um auch bei sehr großen plastischen Verformungen einen einachsigen Spannungszustand in der Meßlänge zu gewährleisten.

## 5.4 Diskussion der Ergebnisse

Es wurden Zugversuche mit den Werkstoffen 17 MoV 8 4 (mod.), 20 MnMoNi 5 5, 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt), 17 MnMoV 6 4 (WB35), 15 NiCuMoNb 5 (WB36), Altherm NiMoV, GGG 40 (duktiles Gußeisen) und MnMoNiV-Sonderschmelze, sowie Druckversuche mit den Werkstoffen 17 MoV 8 4 (mod.), 20 MnMoNi 5 5 und X6 CrNi 18 11 bei Raumtemperatur und Dehngeschwindigkeiten von  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  bis  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10^3 \text{ s}^{-1}$  durchgeführt. Für den Werkstoff GGG 40 (duktiler Gußeisen) wurden zusätzlich Rundzug-



proben bei einer Prüftemperatur von  $T = -20^{\circ}\text{C}$  und für den Werkstoff MnMoNiV-Sonderschmelze bei  $T = 150^{\circ}\text{C}$ ,  $T = 200^{\circ}\text{C}$  und  $T = 150^{\circ}\text{C}$  geprüft.

Für die untersuchten Werkstoffe lassen sich folgende Aussagen treffen:

- Die quasistatischen und dynamischen Zug- und Druckversuche liefern ähnliche Fließkurven. Die für eine entsprechende Dehngeschwindigkeit ermittelte obere Streckgrenze  $R_{eH}$  im Druckversuch ist etwas kleiner als im Zugversuch. Die untere Streckgrenze  $R_{eL}$  bzw. 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  und die 3%-Dehngrenze  $R_{p3}$  fallen im Druckversuch etwas höher aus.
- Die Festigkeitskennwerte  $R_{eH}$ ,  $R_{eL}$ ,  $R_{p0,2}$ ,  $R_{p3}$  und  $R_m$  der Zug- und Druckversuche nehmen bei Raumtemperatur und Dehngeschwindigkeiten von  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10^{-4}\text{s}^{-1}$  bis  $\dot{\epsilon}_{pl} = 1000\text{s}^{-1}$  zu. Im Prüftemperaturbereich von  $T = 150^{\circ}\text{C}$  bis  $T = 250^{\circ}\text{C}$  der MnMoNiV-Sonderschmelze ergaben sich teilweise dynamische Festigkeitskennwerte die unter den quasistatischen liegen. Diese negative Dehngeschwindigkeitsabhängigkeit kann mit dem Effekt der dynamischen Reckalterung erklärt werden.
- Eine obere Streckgrenze  $R_{eH}$  zeigen nur die Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5, 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt), 17 MnMoV 6 4 (WB35), 15 NiCuMoNb 5 (WB36) und Altherm NiMoV. Die obere Streckgrenze nimmt stärker mit der Dehngeschwindigkeit zu als die untere Streckgrenze.
- Das Streckgrenzenverhältnis der unteren Streckgrenze  $R_{eL}$  bzw. 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  zur Zugfestigkeit  $R_m$  ist für alle Werkstoffe außer dem Werkstoff GGG 40 (duktiles Gußeisen) und X6 CrNi 18 11 bis zu einer Dehngeschwindigkeit von  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10\text{s}^{-1}$  konstant. Für höhere Dehngeschwindigkeiten steigt dieses Verhältnis an, da die Zugfestigkeit  $R_m$  nicht mehr so stark zunimmt. Die Werkstoffe GGG 40 (duktiler Gußeisen) und X6 CrNi 18 11 zeigen über den gesamten untersuchten Dehngeschwindigkeitsbereich eine kleinere Zunahme der Zugfestigkeit  $R_m$  als der 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$ .
- Bruchdehnung und Brucheinschnürung zeigen bei allen untersuchten Werkstoffen keine Abhängigkeit von der Dehngeschwindigkeit bis  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10/\text{s}$ . Für höhere Dehngeschwindigkeiten ergibt sich teilweise ein leichter Anstieg. Im Prüftemperaturbereich  $T = 150^{\circ}\text{C}$  bis  $T = 250^{\circ}\text{C}$  der MnMoNiV-Sonderschmelze zeigt sich eine kleinere Erhöhung der Bruchdehnung gegenüber den Raumtemperaturversuchen infolge der dynamischen Reckalterung.
- Der austenitische Werkstoff X6 CrNi 18 11 zeigt eine starke Abhängigkeit der dynamischen Erhöhung der Fließspannung von der Dehnung. Diese Abhängigkeit kann durch eine thermische Entfestigung des Werkstoffs und eine abnehmende Verfestigung durch eine Temperaturerhöhung infolge plastischer Verformung erklärt.
- Die untersuchten Werkstoffe können gut durch die Näherungsfunktionen nach Ramberg-Osgood und Hollomon sowie Cowper und Symonds beschrieben werden. Diese Näherungsverfahren sind jedoch nur bedingt auf den austenitischen Werkstoff X6 CrNi 18 11 anwendbar, da dieser eine starke Abhängigkeit der dynamischen Überhöhung der Fließspannung von der Dehnung zeigt.

- Für alle Werkstoffe konnte bei Raumtemperatur eine Näherungsfunktion für das Modell des thermisch aktivierten Fließens gefunden werden. Bis auf die Werkstoffe 17 MoV 8 4 (mod.), X 6 CrNi 18 11 und der MnMoNiV-Sonderschmelze konnten sehr gute Näherungsfunktionen berechnet werden.

### 5.4.1 Obere Streckgrenze

Eine stärkere Erhöhung der oberen Streckgrenze  $R_{eH}$  im Gegensatz zum restlichen Teil der Fließkurve wird beobachtet. Die obere Streckgrenze  $R_{eH}$  ist als diskontinuierlicher Übergang aus dem Bereich der elastischen Verformung in das Gebiet der plastischen Deformation definiert. Voraussetzung ist ein an das Erreichen der Streckgrenze anschließender Spannungsabfall auf das Niveau der unteren Streckgrenze. Dieses Phänomen ist von Schmidtmann und Westmann in /64/ ausführlich erläutert worden. Im Bereich des Mikrofließens vor Erreichen der Streckgrenze konzentriert sich die plastische Verformung auf kleine Gefügebereiche, in denen eine hohe Dehnungs- bzw. Versetzungsgeschwindigkeit herrscht. Die dazu erforderliche hohe Spannung bricht erst zusammen, wenn durch Versetzungsmultiplikation und Überwindung von Korngrenzen das verformte Volumen anwächst und wegen der konstanten makroskopischen Verformungsgeschwindigkeit die lokale Dehngeschwindigkeit absinkt.

Petch /65/ hat die bekannte Hall-Petch-Beziehung

$$R_{eL} = \sigma_i + k_y / \sqrt{d} \quad (5.29)$$

auf der Grundlage dieses Modells deshalb erweitert

$$R_{eH} = \sigma_i + \Delta\sigma_i \cdot \log(1 / (Nd^3)) + k_y / \sqrt{d} \quad (5.30)$$

d: mittlerer Korndurchmesser

$k_y$ : Konstante

N: Anzahl der Körner pro Volumeneinheit, in denen Mikrofließen stattfindet

$\sigma_i$ : Reibungsspannung, erforderlich zur Bewegung von Versetzungen in einem korngrenzenfreien Gefüge

$\Delta\sigma_i$ : Erhöhung der Reibungsspannung bei Steigerung der Dehngeschwindigkeit um den Faktor 10

Für die Reibspannung  $\sigma_i$  und die Konstante  $k_y$  konnten Schmidtmann und Westmann zeigen, daß beide Größen mit steigender Dehngeschwindigkeit zunehmen und vor allem bei dynamischer Beanspruchung mit steigender Temperatur abfallen.

Daraus folgt unter dem Einfluß dieser beiden Parameter bei konstanter Temperatur eine Zunahme der oberen Streckgrenze mit der Dehngeschwindigkeit und bei konstanter Dehngeschwindigkeit ein Abfall mit steigender Temperatur.

Nach Petch /65/ nimmt  $\Delta\sigma_i$  proportional zum Logarithmus der Dehngeschwindigkeit zu. Der Einfluß dieses Terms wächst also ebenfalls mit der Dehngeschwindigkeit.

Aus dem Ansatz von Petch folgt für den Unterschied zwischen  $R_{eH}$  und  $R_{eL}$  wegen Gl. (5.29) für die Überhöhung der oberen gegenüber der unteren Streckgrenze

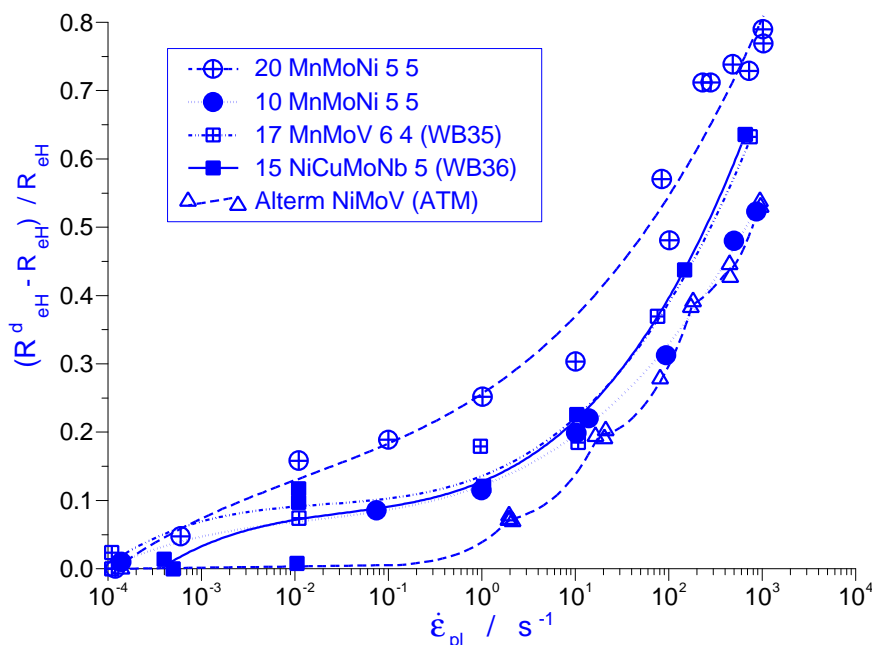
$$R_{eH} - R_{eL} = \Delta\sigma_i \cdot \log(1 / (Nd^3)) \quad (5.31)$$

Die Überhöhung muß also einerseits mit zunehmender Dehngeschwindigkeit anwachsen. Andererseits wird bei höherer Temperatur eine größere Anzahl  $N$  von Körnern am Mikrofließen beteiligt, so daß mit steigender Temperatur die Überhöhung abnimmt. Eine Zunahme der Korngröße führt ebenfalls zu einer Reduktion des Spannungsabfalls.

Eine obere Streckgrenze  $R_{eH}$  konnte nur bei den Werkstoffen 20 MnMoNi 5 5, 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt), 17 MnMoV 6 4 (WB35), 15 NiCuMoNb 5 (WB36) und Altherm NiMoV festgestellt werden. Die Abhängigkeit der oberen Streckgrenze  $R_{eH}$  von der Dehngeschwindigkeit wurde in Bild 5.14 und Bild 5.28 erläutert.

Die nach den Untersuchungen von Schmidtman und Westmann postulierte Zunahme der oberen Streckgrenze mit der Dehngeschwindigkeit konnte bestätigt werden.

Die Differenz zwischen dynamischer und quasistatischer oberer Streckgrenze ( $R_{eH}^d - R_{eH}$ ) bezogen auf den jeweiligen Ausgangswert  $R_{eH}$  wächst mit der Dehngeschwindigkeit und steigt ab  $10 \text{ s}^{-1}$  überproportional an, **Bild 5.87**. Für höhere Dehngeschwindigkeiten ist dieser Effekt beim Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 am stärksten ausgeprägt.



**Bild 5.87: Normierte Darstellung der oberen Streckgrenze  $R_{eH}$  als Funktion der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit**

Krabiell /15/ und Demler /2/ fanden anhand der Werkstoffe C10, St 52-3, StE 47, 20 MnMoNi 5 5 und 22 NiMoCr 3 7 eine abnehmende Dehngeschwindigkeitsempfindlichkeit der oberen Streckgrenze  $R_{eH}$  mit steigender Festigkeit. Dies kann hier nicht eindeutig festgestellt werden, da die Werkstoffe, die eine obere Streckgrenze aufweisen, ähnliche Festigkeiten besitzen.

Die Bedeutung der oberen Streckgrenze als Werkstoffkenngröße ist unter quasistatischer Versuchsbedingung umstritten da sie sehr empfindlich auf die Oberflächenbeschaffenheit der Probe reagiert und nur bei exakt einachsiger Beanspruchung auftritt. Wichtiger für die Beurteilung von Verformung und Bruchverhalten eines Werkstoffs unter quasistatischen Bauteilbedingungen ist die untere Streckgrenze und die Fließspannung bei größeren

Dehnungen. Bei dynamischer Versuchsführung kann durch eine geeignete Vorrichtung eine BiegeWellenbelastung während des Versuchs verhindert werden. Dies wird bei der Split-Hopkinson-Bar-Versuchseinrichtung angewendet.

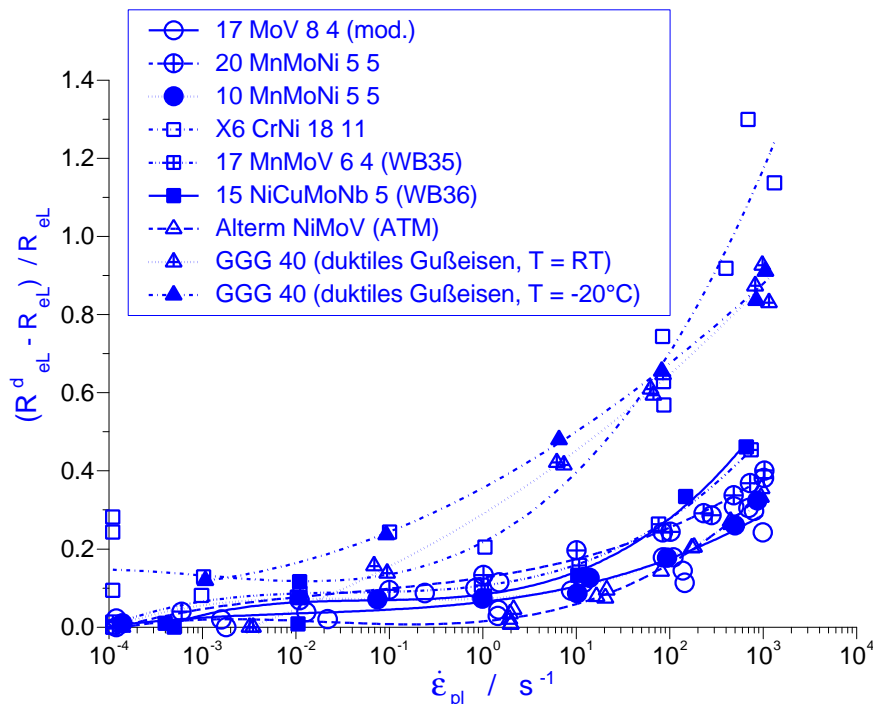
### 5.4.2 Untere Streckgrenze und 0,2%-Dehngrenze

Der Übergang von der oberen zur unteren Streckgrenze und das Verformungsverhalten bis zum Beginn der Verfestigung ist durch eine inhomogene Verformung der Probe gekennzeichnet. Die Ausbreitung der Verformung erfolgt in Form von Lüdersbändern und Lüdersfronten, in denen die Dehnung vom elastischen Bereich auf den Wert der Lüdersdehnung ansteigt.

Die Abhängigkeit der Fließgrenze ( $R_{eL}$ ,  $R_{p0,2}$ ) von der plastischen Dehngeschwindigkeit und der Temperatur wurde in Bild 5.15, Bild 5.23, Bild 5.29, Bild 5.36 und Bild 5.42 dargestellt.

Für alle Werkstoffe ist mit steigender Dehngeschwindigkeit und fallender Temperatur ein Anstieg der unteren Streckgrenze zu beobachten. Beim Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod.) ist ein Einfluß der Dehngeschwindigkeit erst bei mittleren plastischen Dehngeschwindigkeiten von  $\dot{\epsilon}_{pl} \geq 10s^{-1}$  festzustellen. Bei der MnMoNiV-Sonderschmelze zeigt sich infolge der dynamischen Reckalterung ein Absinken der  $R_{p0,2}$ -Werte unter die quasistatisch ermittelten Werte.

Analog zur Darstellung der Ergebnisse für die obere Streckgrenze wurde die Zunahme der unteren Streckgrenze bei dynamischer Beanspruchung auf die quasistatische untere Streckgrenze normiert und in **Bild 5.88** aufgetragen. Daraus wird deutlich, daß die Dehngeschwindigkeitsempfindlichkeit der unteren Streckgrenze der Werkstoffe X6 CrNi 18 11 und GGG 40 (duktilen Gußeisen) höher ist als die der anderen Werkstoffe.



**Bild 5.88:** Normierte Darstellung der Überhöhung der unteren Streckgrenze  $R_{eL}$  als Funktion der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit

Aus dem Vergleich der untersuchten Werkstoffe läßt sich für die untere Streckgrenze folgern, daß die Dehngeschwindigkeitempfindlichkeit mit zunehmender Festigkeit sinkt.

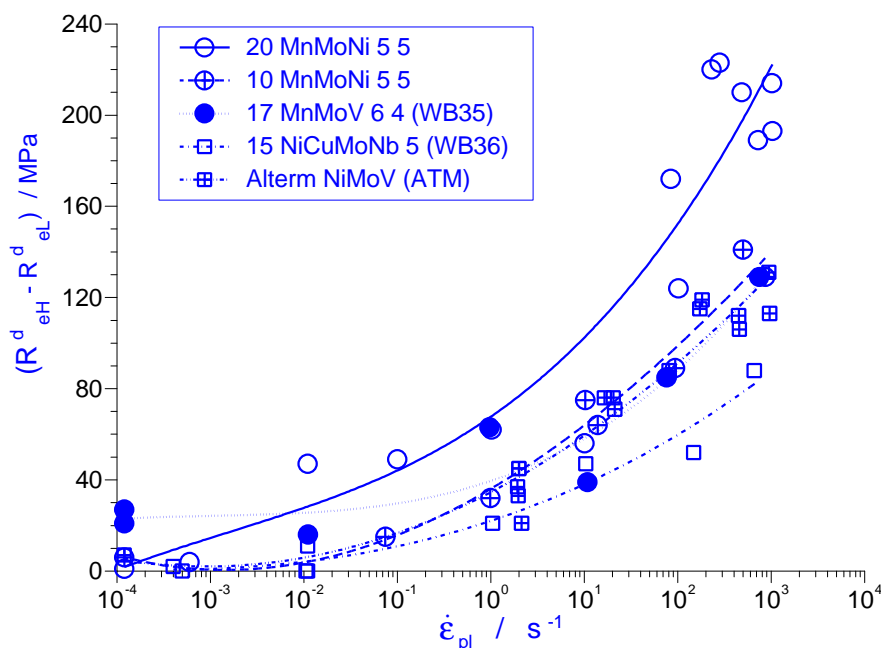
Ein direkter Vergleich der Dehngeschwindigkeitempfindlichkeit der unteren und der oberen Streckgrenze wird dadurch erschwert, daß die obere Streckgrenze nach Bild 5.87 mit der mittleren elastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{el}$  und die untere Streckgrenze nach Bild 5.88 mit der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$  korreliert wird. Vergleicht man jeweils die Ergebnisse für die einzelnen Versuche, so findet man, daß

$$(R_{eH}^d - R_{eH}) / R_{eH} > (R_{eL}^d - R_{eL}) / R_{eL}$$

Daraus ergibt sich, wie schon von Krabiell /15/ und Demler /2/ ermittelt, eine höhere Dehngeschwindigkeitempfindlichkeit der oberen Streckgrenze als für die untere Streckgrenze. Dieser Effekt ist beim Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 am deutlichsten ausgeprägt.

Der Unterschied der Empfindlichkeit von oberer und unterer Streckgrenze gegenüber einer Änderung der Dehngeschwindigkeit nimmt offensichtlich ebenfalls mit steigender Festigkeit ab, Bild 5.88. Diese Aussage deckt sich mit den Ergebnissen von Schmidtmann und Westmann /64/ bzw. Krabiell /15/ für un- und niedriglegierte Baustähle und von Demler /2/ für höherfeste Feinkornbaustähle.

Die Höhe des Spannungsabfalls ( $R_{eH}^d - R_{eL}^d$ ) beim jeweiligen Versuch ist als Funktion der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl}$  in **Bild 5.89** aufgetragen. Aufgrund der erwähnten experimentellen Schwierigkeiten bei der Ermittlung der oberen Streckgrenze  $R_{eH}$  ist die Streuung der Daten relativ groß. Für die Versuche mit ausgeprägter oberer Streckgrenze erkennt man allerdings deutlich, daß die Höhe des Spannungsabfalles mit der Dehngeschwindigkeit ansteigt und für  $\dot{\epsilon}_{pl} > 10s^{-1}$  stärker zunimmt.

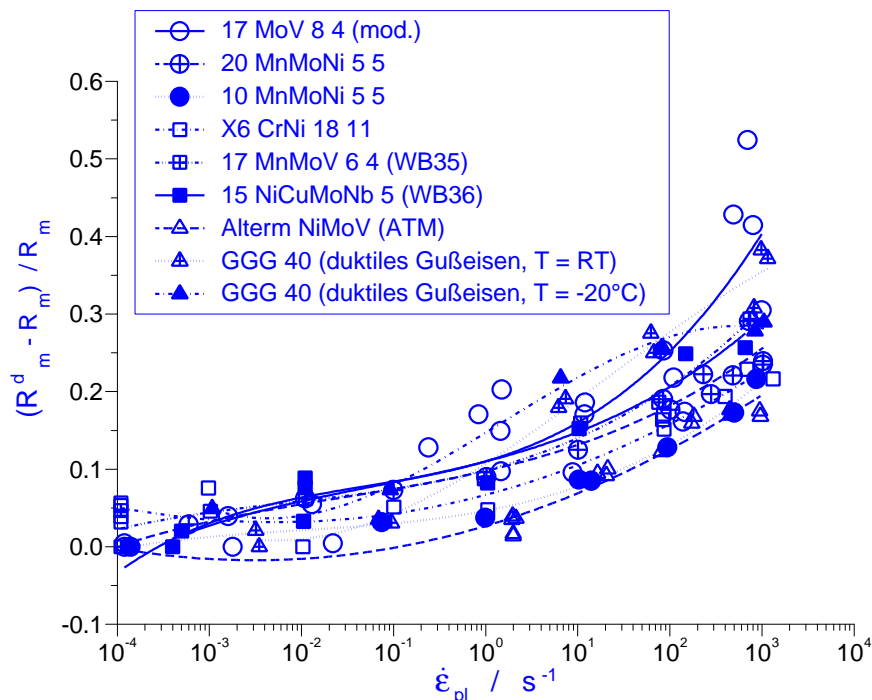


**Bild 5.89: Spannungsabfall  $R_{eH}^d - R_{eL}^d$  als Funktion der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit**

Insgesamt bestätigen diese Ergebnisse die Herleitung nach Petch und die Ergebnisse von Schmidmann und Westmann, Krabiell und Demler. Im Gegensatz zur Annahme von Petch steigt  $\Delta\sigma_i$  allerdings nicht linear mit dem Logarithmus der Dehngeschwindigkeit, sondern stärker an, Bild 5.89.

### 5.4.3 Zugfestigkeit

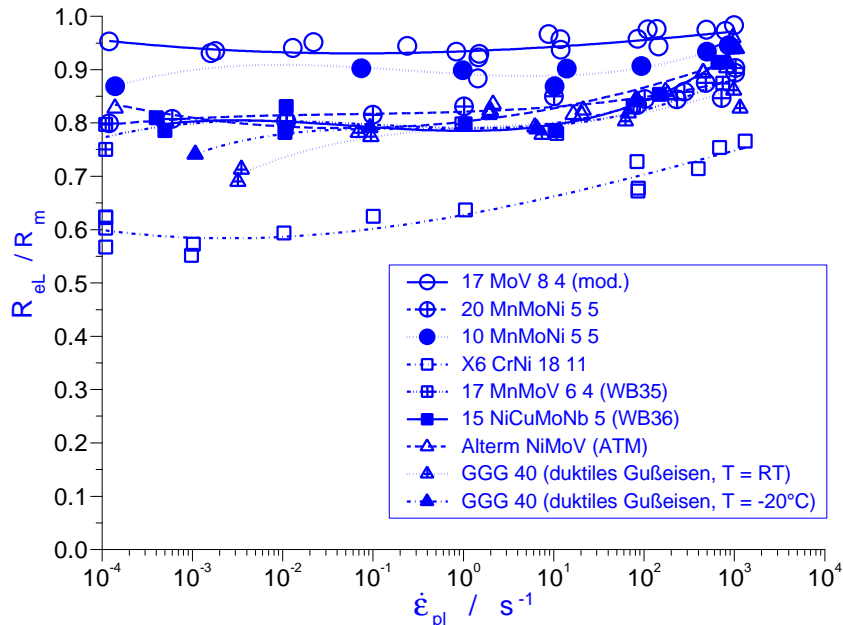
Ein Vergleich der Dehngeschwindigkeitsabhängigkeit der bezogenen Zugfestigkeit  $(R_m^d - R_m)/R_m$  in **Bild 5.90** zeigt, daß die starke Zunahme der unteren Streckgrenze bei den Werkstoffen X6 CrNi 18 11 und GGG 40 (duktilen Gußeisen) bei der Zugfestigkeit nicht mehr vorhanden ist.



**Bild 5.90:** Normierte Darstellung der Überhöhung der Zugfestigkeit  $R_m$  als Funktion der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit

Die kritische Zuggeschwindigkeit nach Wittwer /66/, die mit einer auf die Umgebung der Krafterleitung beschränkten Deformation verbunden ist, wurde in keinem Versuch erreicht. Als weiterer Parameter zur Charakterisierung des Verfestigungsverhaltens wird häufig das Streckgrenzenverhältnis  $R_{eL}^d/R_m^d$  betrachtet. Dabei werden  $R_{eL}^d$  und  $R_m^d$  jeweils demselben dynamischen Versuch entnommen. In **Bild 5.91** sind die entsprechenden Ergebnisse der Versuche aufgetragen. Unter quasistatischen und dynamischen Bedingungen zeigt der Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod., KS22) das höchste Streckgrenzenverhältnis. Bis zu einer mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit von  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10s^{-1}$  bleibt das Streckgrenzenverhältnis auf einen Wert von 0,95 nahezu konstant. Für  $\dot{\epsilon}_{pl} > 10s^{-1}$  tritt ein Anstieg mit der Dehngeschwindigkeit auf. Alle Werkstoffe außer dem Werkstoff GGG 40 (duktilen Gußeisen) und dem Werkstoff X6 CrNi 18 11 zeigen wie schon der 17 MoV 8 4 (mod., KS22) ein nahezu konstantes Streckgrenzenverhältnis bis zu einer mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit von  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10/s$ . Für höhere Dehngeschwindigkeiten steigt das Streckgrenzenverhältnis an. Bei

dem Werkstoff GGG 40 (duktils Gußeisen) steigt das Streckgrenzenverhältnis von unter 0,75 bei quasistatischer Versuchsführung auf Werte von 0,9 bei  $\dot{\epsilon}_{pl} = 1000s^{-1}$  an. Der Werkstoff X6 CrNi 18 11 zeigt ebenfalls einen gleichmäßigen Anstieg des Streckgrenzenverhältnis mit dem Logarithmus der Dehngeschwindigkeit von 0,6 bei quasistatischer Versuchsführung auf 0,75 bei  $\dot{\epsilon}_{pl} = 1000/s$ .



**Bild 5.91: Streckgrenzenverhältnis  $R_{eL}/R_m$  als Funktion der mittleren plastischen Dehngeschwindigkeit**

Der Anstieg des Streckgrenzenverhältnisses der Feinkornbaustähle deckt sich mit den Untersuchungen von Demler /2/, der für die Werkstoffe 17 MoV 8 4 (mod., KS22) und 20 MnMoNi 5 5 (KS17) ebenfalls einen Anstieg des Streckgrenzenverhältnisses erst ab Dehngeschwindigkeiten von  $\dot{\epsilon}_{pl} > 10s^{-1}$  feststellte.

#### 5.4.4 Temperatureinfluß auf das Festigkeits- und Verformungsverhalten

Der Temperatureinfluß auf das Festigkeits- und Verformungsverhalten konnte anhand der MnMoNiV-Sonderschmelze in dieser Arbeit untersucht werden. Leslie und Keh /67/ beobachteten an einem weichen Kohlenstoffstahl, für Streckgrenze und Fließspannung als Funktion der Prüftemperatur, ebenfalls eine unterschiedliche Dehngeschwindigkeitsabhängigkeit. Bei Raumtemperatur nimmt die Fließspannung mit zunehmender Dehngeschwindigkeit zu. Im Bereich mittlerer Dehngeschwindigkeiten und erhöhter Versuchstemperatur stellten sie eine negative Dehngeschwindigkeitsabhängigkeit fest. Dieses Materialverhalten erklären sie mit der dynamischen Reckalterung.

Unter dynamischer Reckalterung versteht man eine Reihe von Alterungserscheinungen während der plastischen Verformung eines metallischen Werkstoffes mit gelösten Fremdatomen (C,N). Es bilden sich an den Versetzungen „Wolken“ von Fremdatomen (Cottrell-Wolken), die die Bewegung der Versetzungen behindern. Im Bereich von 100 bis 300 °C entspricht die Diffusionsgeschwindigkeit der Fremdatome in etwa der Geschwindigkeit der bewegten Versetzungen /68/. Im Zugversuch wurden insbesondere an niedrig legierten

C-Stählen bei geeigneten Kombinationen von Temperatur und Dehngeschwindigkeit gezackte Spannungs-Dehnungs-Verläufe festgestellt. Diese Erscheinung beim Fließvorgang wird nach ihren Entdeckern als Portevin-Le Chatelier-Effekt (PLE) /69/ bezeichnet. Im Bereich der dynamischen Reckalterung sind drei charakteristische Einflüsse auf das mechanische Werkstoffverhalten zu beobachten:

Bei Auftreten von Zacken im Spannungs-Dehnungs-Verlauf steigt die Verfestigungsrate an. Keh und Leslie /70/ zeigten zuerst qualitativ, daß die hohe Verfestigungsrate eines weichen Stahles während der dynamischen Reckalterung verbunden ist mit einer hohen Versetzungsmultiplikationsrate. Keh wies außerdem nach, daß die Multiplikationsrate der Versetzungen bei 200 °C unter Bedingungen dynamischer Reckalterung zwei- bis dreimal höher ist als bei Raumtemperatur /67/.

Bei vielen Stählen wurde im Bereich der dynamischen Reckalterung neben dem Anstieg der Festigkeit ein Abfall der Zähigkeitskennwerte Bruchdehnung und Brucheinschnürung beobachtet. Da diese Erscheinungen in einem Temperaturbereich auftreten, in dem Stähle blaue Anlauffarben aufweisen, wurde dieser Effekt auch als Blausprödigkeit bezeichnet. Aus Messungen der Versetzungsdichte /70/ geht eindeutig hervor, daß die Fließspannungsmaxima durch eine verstärkte Versetzungsmultiplikationsrate hervorgerufen werden. Für den hier untersuchten Werkstoff ist in Bild 5.47 ist dieser Effekt bei der Zugfestigkeit zu erkennen. Ab Temperaturen  $T > 150$  °C fällt bei quasistatischer Versuchsführung die Zugfestigkeit nicht weiter ab, sondern steigt wieder auf Werte von ca. 710 MPa bei  $T = 250$  °C. Eine Abnahme der quasistatischen Verformungskennwerte ist jedoch nur bei der Brucheinschnürung eindeutig zu erkennen, Bild 5.49.

Das Verhalten der Festigkeits- als auch der Zähigkeitskennwerte der MnMoNiV-Sonderschmelze bei Temperaturen von  $T > 150$  °C und dynamischer Versuchsführung läßt für diesen Stahl den Schluß zu, daß bei  $T = 200$  bis  $250$  °C das Gebiet der dynamischen Reckalterung erreicht ist.

Memhard /71/ untersuchte unter anderen den Feinkornbaustahl 20 MnMoNi 5 5 mit ähnlicher Zusammensetzung im Temperaturbereich 20°C bis 400°C. Bei quasistatischer Versuchsführung zeigte sich nahezu keine Änderung der Verformungskennwerte. Jedoch ergaben sich bei  $T = 300$ °C ein Maximum der Zugfestigkeit, obwohl mit steigender Temperatur ein Abfall zu erwarten wäre.



## **6 Bruchmechanische Untersuchungen**

Für die Ermittlung von Rißinitiierungskennwerten sind folgende Kenngrößen zu unterscheiden:

- Bei linearelastischem Werkstoffverhalten wird der kritische Wert der Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  bzw. für dynamische Versuchsführung die Schlagbruchzähigkeit  $K_{Id}$  als Kennwert der Rißinitiierung verwendet.
- Für elastisch-plastisches Werkstoffverhalten werden kritische Werte des J-Integrals  $J_{Ic}$ ,  $J_i$  oder  $J_{0,2}$  und Rißwiderstandskurven  $J(\Delta a)$  bzw. für dynamische Versuchsführung  $J_{Id}$  und  $J_d(\Delta a)$ -Kurven ermittelt.

### **6.1 Methoden zur Bestimmung des Rißinitiierungskennwertes**

Bei linearelastischem Werkstoffverhalten wird die Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  aus der Last vor einem Absinken der Kraft bei konstanter Abzugsgeschwindigkeit berechnet. Diese Methode ist sowohl bei quasistatischer als auch dynamischer Versuchsführung anwendbar.

Bei elastisch-plastischem Werkstoffverhalten lassen sich prinzipiell im statischen als auch dynamischen zwei unterschiedliche Methoden zur Ermittlung eines Rißinitiierungskennwertes unterscheiden.

Aus den Versuchsdaten muß zunächst eine Rißwiderstandskurve (J- $\Delta a$ - oder  $J_R$ -Kurve) hergeleitet werden. Anschließend wird der kritische Wert des J-Integrals ( $J_{Ic}$ ,  $J_i$  oder  $J_{0,2}$ ) mit Hilfe der Rißwiderstandskurve auf der Basis des Schnittes mit der die Rißabstumpfung repräsentierenden Blunting Line, einer bestimmten Rißlänge oder der makroskopisch ermittelten Stretched Zone Width (SZW) bestimmt.

Die direkte experimentelle Ermittlung des kritischen Wertes des J-Integrals beruht auf der Messung einer Größe, die durch eine charakteristische Änderung die Rißinitiierung anzeigt (z.B. Dehnung im Nahfeld des Risses oder Potentialsonde).

Zur Einordnung der dynamischen Kennwerte wird zusätzlich ein Parameter benötigt der die Beanspruchungsgeschwindigkeit charakterisiert.

#### **6.1.1 Verfahren zur Bestimmung des Rißinitiierungskennwertes mit Hilfe der Rißwiderstandskurve**

Bei quasistatischer Beanspruchung hat sich neben den aufwendigen Verfahren mit größerer Probenanzahl (Mehrprobenverfahren) oder mit experimenteller Bestimmung der Rißverlängerung (beispielsweise durch Potentialsondenmessungen) die Methode der partiellen Entlastung weitgehend durchgesetzt. Die für quasistatische Ermittlung gültige Norm ASTM E 1152 /72/ beschreibt diese Methode ausführlich, wengleich die Norm auch andere Methoden zur Rißlängenermittlung zuläßt. Ein auf der Methode der partiellen Entlastung basierendes Verfahren /73/ wurde auch für die im Rahmen dieser Arbeit bei quasistatischer Beanspruchung durchgeführte Ermittlung von Rißinitiierungskennwerten und Referenzkurven eingesetzt.

Die Ermittlung von Reißwiderstandskurven bei dynamischer Beanspruchung erfordert die Anwendung neuer Verfahren, da sich die bei quasistatischer Belastung bewährten Verfahren nicht ohne weiteres anwenden lassen. So scheidet die Methode der partiellen Entlastung prinzipbedingt aus. Die Anwendung von Potentialsondenverfahren zur direkten Ermittlung von Reißlängen muß derzeit bei schneller, dynamischer Beanspruchung als nicht aussichtsreich eingestuft werden, da sich selbst die Bestimmung von Initiierungszeitpunkten, die lediglich eine qualitative Auswertung des Signals erfordert, als unzuverlässig erweist /74/. Im wesentlichen stehen demzufolge für den Geschwindigkeitsbereich von quasistatischer Belastung bis  $\dot{K} = 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{ms}^{-1}}$  Weiterentwicklungen der Mehrprobenmethode, das Key-Curve Verfahren nach Ernst und verschiedene darauf basierende Entwicklungen zur Verfügung, die nachfolgend näher beschrieben werden.

#### 6.1.1.1 Mehrprobenverfahren

Bei den Mehrprobenverfahren wird auf unterschiedliche Art und Weise versucht, an identischen Proben durch Variation der Belastung oder der Geometrie der Anordnung unterschiedliche Beträge stabilen Reißfortschritts zu erzeugen. An Dreipunktbiegeproben unterschiedlicher Abmessungen, darunter auch ISO-V-Proben mit Schwingriß wurden folgende Verfahren bislang eingesetzt:

**Chipperfield-Arrest-Technik /75/:** Modifizierte Dreipunktbiegeproben mit unterschiedlichen Probenschultern werden im Fallwerk oder Kerbschlagbiegewerk unter dynamischer Belastung geprüft. Der Betrag des stabilen Reißfortschritts wird verändert, in dem die Probe nach verschiedenen Beträgen der Durchbiegung durch das Widerlager gezogen wird. Die gewünschte Durchbiegung wird durch die Gestaltung der Probenschultern erreicht. In /76/ ist eine Anwendung dieses Verfahrens zur Bestimmung von Reißwiderstandskurven an einem Feinkornbaustahl BS4360-50E beschrieben.

**Stoppblock-Technik:** Mit einem sogenannten Stoppblock wird der Hammer im Fallwerk /77/ oder Kerbschlagbiegewerk /78/, gebremst, nachdem die Probe eine gewissen Durchbiegung erfahren hat. Unterschiedliche Höhen des Stoppblocks bewirken damit unterschiedliche Beträge stabilen Reißfortschritts. Bei instrumentiertem Hammer kennzeichnet ein schnelles Ansteigen des Lastsignals den Zeitpunkt des Hammeraufschlags.

**Low-Blow-Technik:** Durch Variation der Fallhöhe von Pendelhammer oder Fallgewicht werden unterschiedliche Reißwachstumsbeträge erreicht /79/. Hierbei stellen sich allerdings wesentlich unterschiedliche Geschwindigkeitsverläufe bei den für die Ermittlung einer  $J_R$ -Kurve benötigten Proben ein. /80/ enthält eine vergleichende Untersuchung der beiden zuletzt genannten Techniken.

Die **Cleavage R-Kurve** nutzt die unterschiedlichen Beträge stabilen Reißwachstums, die durch geringe Temperaturvariation im oberen Übergangsbereich entstehen bevor instabiles Reißwachstum auftritt. Die Beträge stabilen Reißwachstums werden aus der Bruchfläche gemessen und unter Vernachlässigung der Temperaturunterschiede eine  $J_R$ -Kurve aufgestellt /81, 82, 74/.

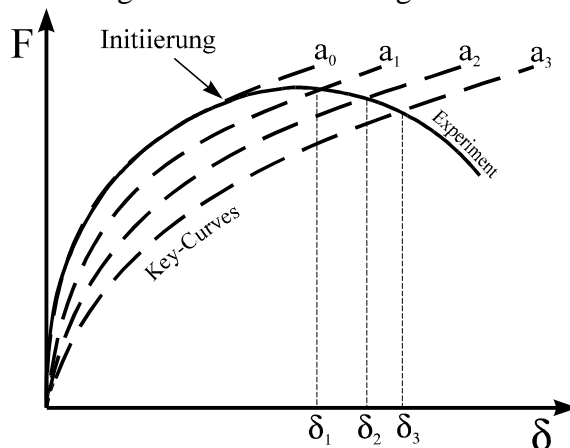
In /83/ wird eine auf ein konventionelles Mehrprobenverfahren /84/ zurückgehende Methode zur Bestimmung von Reißwiderstandskurven an einem Stahl SA 533 Gr.A Cl.2 angewandt. Dabei werden unter Einsatz einer servohydraulischen Prüfeinrichtung Belastungsraten bis  $\dot{K} = 4,4 \cdot 10^4 \text{ MPa}\sqrt{\text{ms}^{-1}}$  erreicht. Voraussetzung für das Abbrechen des dynamischen Versuchs bei einer bestimmten Reißaufweitung ist ein geregelter Betrieb (closed loop) der Prüfeinrichtung.

Alle vorgenannten Verfahren sind nur für bestimmte Einsatzbereiche geeignet. Die Mehrprobentechnik weist zudem generell den Nachteil auf, daß Werkstoffinhomogenitäten, dh. eine Streuung der Ergebnisse, zu größeren Unsicherheiten führen.

### 6.1.1.2 Das Key-Curve-Verfahren

Bei hyperelastischem Materialverhalten ist die Formänderungsenergie und auch die Last  $F = F(\delta, a)$  eine Potentialfunktion und unabhängig von der Belastungsgeschichte. Damit läßt sich aus dem Schnittpunkt einer Key-Curve mit dem experimentellen Last-Aufweitungsdigramm die aktuelle Reißlänge  $a$  bestimmen.

Beim Key-Curve-Verfahren wird deshalb eine Schar von Last-Aufweitungsdigrammen mit abgestufter aber jeweils konstanter Reißlänge ermittelt, **Bild 6.1**. Aus den Schnittpunkten mit dem tatsächlichen Experiment, bei dem stabiler Reißfortschritt auftritt, erhält man die jeweils im Experiment vorliegende aktuelle Reißlänge  $a$ .



**Bild 6.1: Ermittlung des Reißfortschritts mit Hilfe von Key-Curves**

Die Key-Curves können nach einem Vorschlag von Ernst et al. /51/ experimentell mit sogenannten "sub-specimens" ermittelt werden. Diese maßstäblich verkleinerten Proben haben den Vorteil, daß bei ihnen die Reißinitiierung erst später einsetzt. Verwendet man die durch Ernst et al. /85/ eingeführte Normierung, so erhält man eine von der maßstäblichen Probengröße unabhängige Funktion  $\tilde{F}$ , so daß sich die Originalprobe mit den "sub-specimens" vergleichen läßt. Durch die bei den "sub-specimens" später einsetzende Reißinitiierung, kann man davon ausgehen, daß bis zu dem Punkt an dem sich die Last-Aufweitungsdigramme von Originalprobe und "sub-specimen" schneiden, bei den "sub-specimens" noch keine Reißverlängerung eingesetzt hat. Dies muß jedoch im einzelnen experimentell nachgeprüft werden und dürfte vor allem bei den zähen austenitischen Proben, bei denen ein definierter Reißinitiationszeitpunkt kaum zu lokalisieren ist, Schwierigkeiten bereiten.

### 6.1.1.3 Auf der Key-Curve-Methode basierende Verfahren

Neben den oben genannten Verfahren zur Bestimmung der Key-Curves wurden eine Reihe von Verfahren entwickelt, die einen verallgemeinerten oder normierten Key-Curve-Ansatz verwenden.

Jones und Davis /86/ verwenden zur Beschreibung der Key-Curves ein Potenzgesetz unter Verwendung eines Exponenten  $m$  und einer weiteren Konstante  $K$ :

$$\tilde{F} = \frac{FW}{Bb^2} = K \cdot \left( \frac{\delta_{pl}}{W} \right)^m \quad (6.32)$$

Diese Funktion geht vom Ansatz her auf Joyces und Hackett /87/ zurück. Die Parameter  $K$  und  $m$  sind dabei vom Werkstoff, von der Prüfgeschwindigkeit und der Prüftemperatur abhängig. Jones und Davis /86/ spalten dazu die experimentell ermittelte Gesamtverschiebung in der Lastangriffslinie nach

$$\delta = \text{COD} = \delta_{el} + \delta_{pl} \quad (6.33)$$

in einen elastischen und plastischen Anteil auf. Der elastische Anteil wird mit Hilfe der in ASTM E 813-89 /95/ angegebenen Beziehung für die Steifigkeit der Probe unter Berücksichtigung der aktuellen Rißlänge bestimmt. Sind  $K$  und  $m$  aus Gl. (6.32) bekannt, kann aus der experimentellen Last-Aufweitungs-Kurve die Rißlänge iterativ bestimmt werden. Für  $m$  kann in Anlehnung an Kumar et al. /88/ der Kehrwert des Exponenten  $n$  aus der Fließkurven-Approximation von Ramberg und Osgood /28/ angenommen werden. Jones und Davis /86/ bestimmen die Konstante  $K$  aus der Last bei Rißinitiierung. Die Konstante  $m$  wird als anfängliche Steigung der im doppellogarithmischen Maßstab aufgetragenen Rißverlängerung über dem plastischen Anteil der Lastangriffspunktverschiebung  $\delta_{pl}$  ermittelt. Ein ähnliches Verfahren von Wallin /89/ wurde von Klenk et al. /90/ für ISO-V-Proben mit Schwingriß angewandt, wobei die Konstante  $K$  durch die Verwendung einer inkrementellen Form der Rißlängenbestimmung aus dem Key-Curve-Ansatz Gl. (6.32) eliminiert wird.

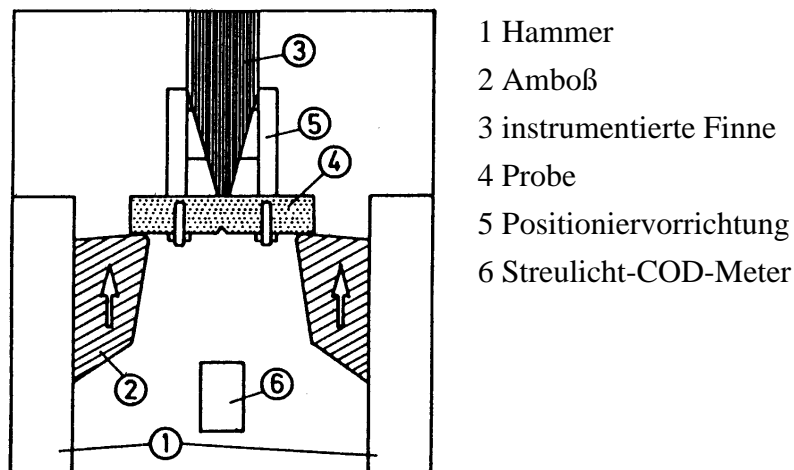
Von Brüninghaus /16/ wurden die Key-Curves bei quasistatischer Beanspruchung mit Hilfe der Methode der Finite-Elemente bestimmt und eine Normierung auf die Streckgrenze vorgenommen. Nach Brüninghaus /16/ ist dies für Werkstoffe mit ähnlicher Lüders-Dehnung möglich. Bei herstellungsbedingt anisotropen Werkstoffen und Werkstoffen mit sehr unterschiedlicher Verfestigungscharakteristik genügt die auf diese Weise bestimmte Basis-Key-Curve allerdings nicht mehr den Genauigkeitsanforderungen, weshalb von Falk /91/ für bestimmte Anwendungen wieder auf ein Verfahren zurückgegriffen wurde, das dem von Jones und Davis /86/ vorgeschlagenen in leicht modifizierter Form entspricht.

### 6.1.2 Experimentelle Ermittlung des Rißinitiierungskennwertes

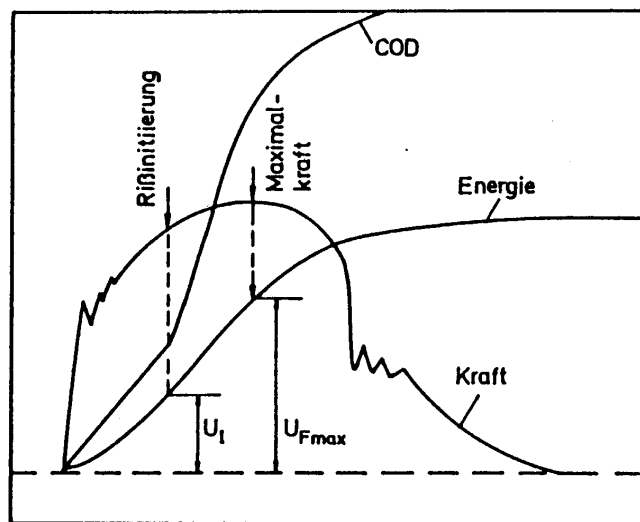
Für die direkte, experimentelle Bestimmung des Rißinitiierungszeitpunkts und daraus des Rißinitiierungskennwertes werden bei quasistatischer Versuchsführung unterschiedliche Verfahren angewandt, die bei dynamischer Versuchsführung nur zum Teil sinnvoll angewendet werden können.

Das Potentialsondenverfahren wurde wie oben erwähnt von MacGillivray und Turner /74/ an angeschwungenen Dreipunktbiegeproben (3PB-Proben) zur Bestimmung des Rißinitiierungszeitpunkts verwendet. Die Ergebnisse waren jedoch bei dynamischer Versuchsführung nicht zufriedenstellend.

Ein anderes Verfahren zur Bestimmung des Rißinitiierungszeitpunkts wurde von Rintamaa und Zimmermann /14/ vorgestellt. Auf der Basis eines invertierten Kerbschlagbiegeversuchs, **Bild 6.2**, wird mit Hilfe eines optischen Streulicht-COD-Meters der Zeitpunkt der Rißinitiierung aus dem zeitlichen Verlauf des COD bestimmt, **Bild 6.3**. Der Rißinitiierungskennwert kann dann anschließend mit Hilfe des Kraft-Zeit- bzw. Energie-Zeit-Diagramms berechnet werden.



**Bild 6.2:** Invertiertes Kerbschlagbiegewerk



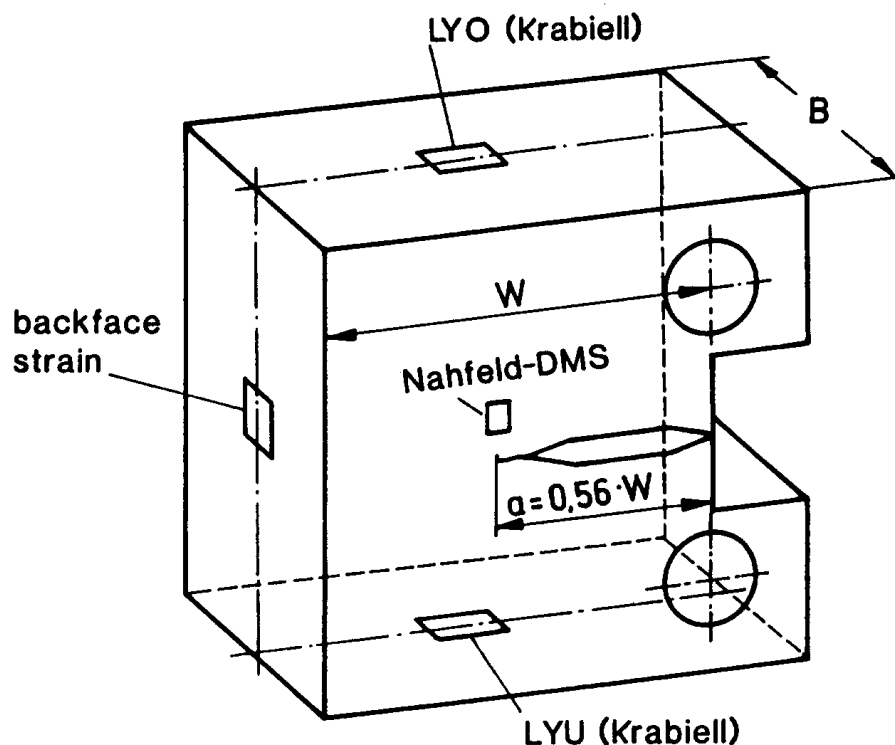
**Bild 6.3:** Bestimmung der Rißinitiierung mit Hilfe des Streulicht-COD-Meter

Zur experimentellen Bestimmung des Rißinitiierungszeitpunktes können auch Dehnungsmeßstreifen im Nahfeld der Rißspitze appliziert werden. Bei Verwendung von Dehnungsmeßstreifen mit Meßgitterlängen von ca. 1 mm wird die Grenzfrequenz dieses Meßsystems meist nur durch die Schnelligkeit des Verstärkers bestimmt. Eine Anzeige der Initiierung des Risses auch bei Abzugsgeschwindigkeit von  $v > 20$  m/s ist durch die Verwendung von Verstärkern mit einer Grenzfrequenz von  $f_G \geq 500$  kHz möglich. Dieses von Giovanola /92/

vorgeschlagene Verfahren wurde von Demler /2/ erfolgreich angewendet. Giovanola empfiehlt die Positionierung der Dehnungsmeßstreifen 3 bis 4 mm senkrecht über der oberflächlichen Rißspitze in Richtung Rißspitze, Bild 6.3. Von Kalthoff et al. /93, 94/ wurden DMS-Positionen zwischen 2 und 6 mm verwendet. Bei den Untersuchungen von Demler an CT15-Proben erwies sich ein Abstand von 2 mm zur Rißspitze als gute Position um die Rißinitiierung zuverlässig zu detektieren. Um die Zuverlässigkeit dieses Verfahrens näher zu untersuchen wurden in dieser Arbeit noch weiterreichende Untersuchungen durchgeführt .

## 6.2 Versuchsdurchführung und Auswertung

Zur Ermittlung bruchmechanischer Kennwerte werden üblicherweise bei quasistatischer Versuchsführung Dreipunktbiegeproben und Kompaktzugproben (Compact-Tension Proben) verwendet. Infolge der kleineren Eigenfrequenz der Kompaktzugprobe bei gleicher Probenbreite ist die Messung der Kraft wie auch der Kerbaufweitung (Crack Opening Displacement) bei dynamischer Versuchsführung weniger von störenden Schwingungen überlagert. Deshalb wurde vorwiegend die Kompaktzugprobe als Probengeometrie für die bruchmechanischen Untersuchungen gewählt.

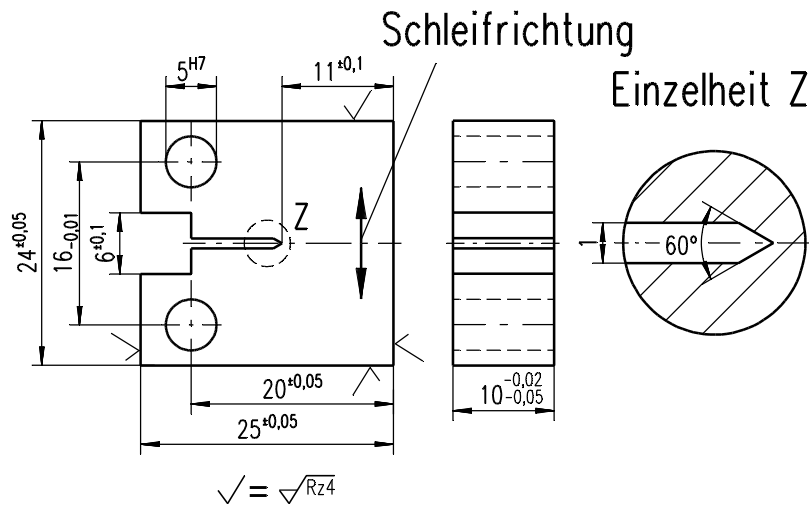


**Bild 6.4:** Unterschiedliche Arten der Kraft- und Rißinitiierungsmessung mit Hilfe von Dehnungsmeßstreifen an CT-Proben

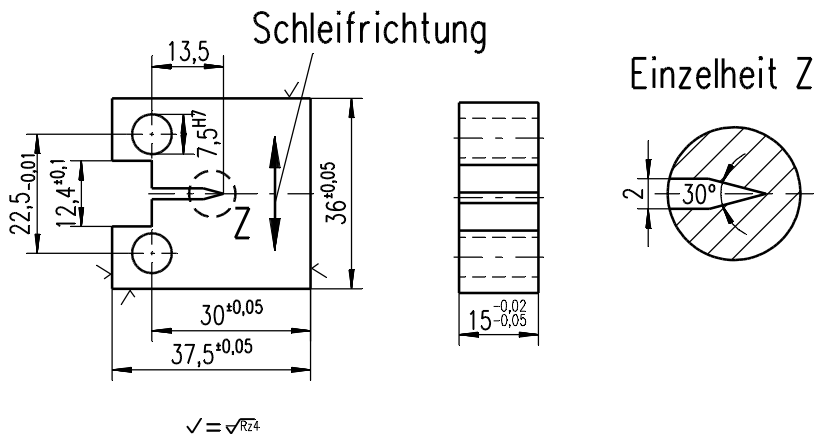
### 6.2.1 Probengeometrie, Probenherstellung und Einbau der Proben

In Anlehnung an die Normen ASTM E813-89 /95/, ASTM E399-90 /96/ bzw. BS 6729:1987 /97/ wurden unter Berücksichtigung der zur Verfügung stehenden Erzeugnisformen, für die zu untersuchenden Werkstoffe, die in **Tabelle A 6.1** enthaltenen Abmessungen der Proben gewählt.

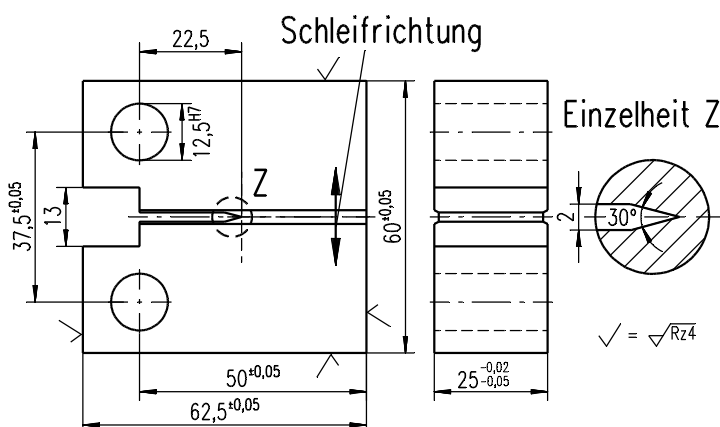
In **Bild 6.5**, **Bild 6.6** und **Bild 6.7** sind die entsprechenden Probenabmessungen der Kompaktzugproben dargestellt. Die ISO-V-Proben wurden nach DIN EN 10045 gefertigt und anschließend angeschwungen.



**Bild 6.5: Geometrie der verwendeten CT10-Probe**



**Bild 6.6: Geometrie der verwendeten CT15-Probe**



**Bild 6.7: Geometrie der verwendeten CT25-Probe**

Die Proben wurden auf eine mittlere Schwingrißtiefe von  $a/W = 0,52$  bis  $0,55$  angeschwungen, um eine Prüfung nach den oben angeführten Normen zu ermöglichen. Die jeweiligen Anschwingkriterien wurden eingehalten.

Zur Untersuchung des Einflusses der Kerbform auf die Rißinitiation wurden zusätzlich für die Werkstoffe X 6 CrNi 18 11, 17 MnMoV 6 4 (WB35) und 15 NiCuMoNb 5

(WB36) Kompaktzugproben mit einer erodierten Kerbe (Kerbradius  $\approx 0,15$  mm) hergestellt. Die Kerbtiefe wurde wie bei den mit Schwingriß versehenen Proben zu  $a/W = 0,53$  gewählt. Um die unterschiedlichen Beanspruchungsgeschwindigkeiten zu realisieren wurden die schon in Kapitel 5 beschriebenen Zugprüfeinrichtungen verwendet.

Die Belastung der CT-Proben wurde über unterschiedliche Gabel-Bolzen-Verbindungen realisiert, die im Hinblick auf die Bohrung nach ASTM E 813 gefertigt worden waren. Um bei quasistatischer Versuchsführung Biegung an der Probe zu vermeiden, wurden Probeneinspannungen mit Kalottenscheiben verwendet. An diesen Einspannungen kann für Abzugsgeschwindigkeiten bis 500 mm/s eine Vorlaufstrecke zur Beschleunigung des Arbeitszylinders eingestellt werden. Für höhere Abzugsgeschwindigkeiten wurde an der Schnellzerreißmaschine eine spezielle Vorlaufeinrichtung ohne Prolleffekte verwendet, die in Kapitel 4 und Kapitel 5 näher beschrieben wird. Generell wurde für Abzugsgeschwindigkeiten  $v > 10$  mm/s die Probe vorgespannt, um Trägheitseffekte durch Ausrichten der Probe während des Versuchs zu vermeiden. Am 33 MJ-Rotationsschlagwerk ist das Vorspannen der Probe unumgänglich da sonst das Querhaupt, beim Einschwenken der Probe in die Umlaufbahn der Schlagnasen, lose hin und her pendeln würde. Dazu wurden Gabeln gefertigt, die im montierten Zustand bis zur Schwingrißebene reichen. Durch angepaßte Feinbleche, die zusätzlich zwischen die Gabeln eingeschoben wurden, konnte eine Vorspannung von  $0,5 \text{ kN} < F_V < 4 \text{ kN}$ , je nach Probengröße in der Probe erzeugt werden. Diese Vorspannung wurde während des Einbaus der Probe bzw. deren Kalibrierung mit der beim Versuch verwendeten Meßkette aufgezeichnet und bei der Auswertung berücksichtigt.

Die angeschwungenen Dreipunktbiegeproben wurden zunächst als Kerbschlagbiegeproben (ISO-V-Probe) nach DIN 50 115 bzw. DIN EN 10 045 mit einem Kerbradius  $R = 0,1$  gefertigt und anschließend in 3 Stufen (6 kN, 4 kN, 2,8 kN) auf eine Kerbtiefe von  $a/W \approx 0,54$  angeschwungen.

Die quasistatischen bruchmechanischen Versuche wurden nach der Teilentlastungsmethode auf einer servomechanischen 100 kN-Universalprüfmaschine bzw. unter Einsatz einer Gleichstrompotentialsonde zur Detektion der Rißinitiierung auf einer hydraulischen 100 kN-Universalprüfmaschine (Amsler) durchgeführt.

Die dynamischen Versuche an angeschwungenen ISO-V-Proben wurden am invertierten Kerbschlagbiegewerk bei VTT, Espoo, Finnland durchgeführt /14/.

Mit den Normen ASTM E399-90 Appendix A7 /96/ und BS 6729:1987 /97/ bzw. BS 7448 /98/ existieren Richtlinien für die dynamische Prüfung von Bruchmechanikproben. In Anlehnung an diese Vorschriften und unter weitgehendem Verzicht auf maschinenseitige Meßwertgeber wurde eine zuverlässige Auswertung der Versuche bis Abzugsgeschwindigkeiten von 30 m/s bzw. einer Belastungsgeschwindigkeit von  $\dot{K} \approx 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  realisiert.

## 6.2.2 Ermittlung der Probenkraft

Für die Auswertung nach ASTM E399 oder ASTM E813, bzw. BS6729.1987 oder BS7448 ist die Messung der Prüfkraft  $F$ , der Kerbaufweitung in der Lastangriffslinie (COD) und des Zeitpunkts der Rißinitiierung notwendig. Bis zu Abzugsgeschwindigkeiten von 10 mm/s

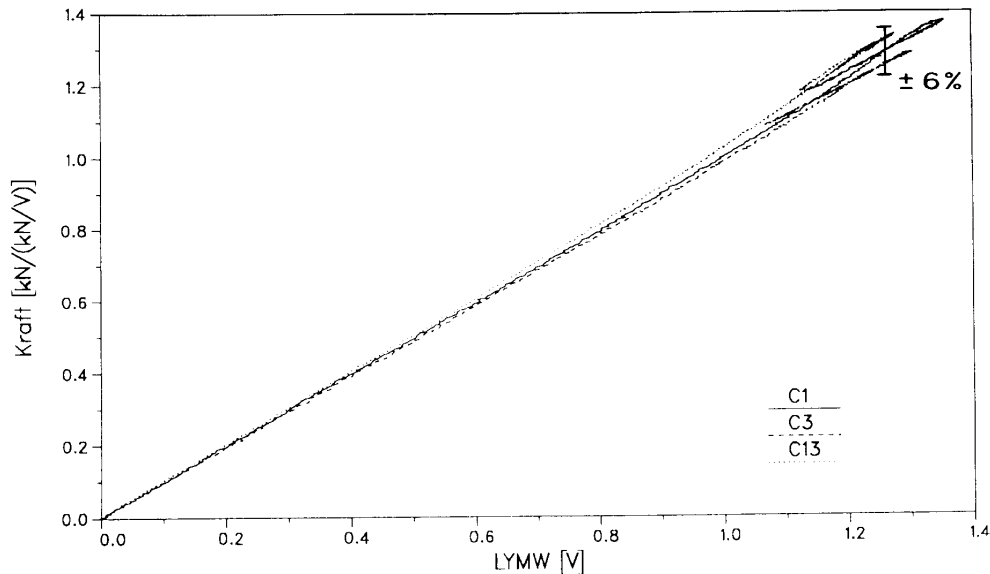


wurden die maschinenseitig eingebauten Kraftmeßsysteme der Prüfmaschinen verwendet. Diese Meßsysteme besitzen eine niedrige Eigenfrequenz und eine Verzögerungszeit (Totzeit) bezüglich der zu messenden Kraft in der Probe. Die servohydraulische Schnellzerreißmaschine verfügt zusätzlich über einen piezoelektrischen Aufnehmer mit einer Eigenfrequenz von ca. 10 kHz /47/. Jedoch reduziert sich diese stark durch zusätzliche Massen (Probeneinspannungen und Bolzen), so daß schon bei Abzugsgeschwindigkeiten von unter 1 m/s das Kraftsignal merklich von Eigenschwingungen des Meßsystems überlagert wird. Um für höhere Geschwindigkeiten eine zuverlässige Kraftmessung zu garantieren und unerwünschte Eigenschwingungen des Meßsystems zu verhindern, muß auf externe Kraftmeßsysteme verzichtet und eine Kraftmessung in unmittelbarer Nähe des Prüfquerschnittes bzw. der Reißspitze angewendet werden. Eine Möglichkeit der dynamischen Kraftmessung an Kompaktzugproben wurde von Deans und Richards /99/ vorgeschlagen. Sie applizierten einen Dehnungsmeßstreifen auf der Rückseite der CT-Probe, Bild 6.4 womit sie eine Dehnung proportional zur Belastung des Risses ermitteln konnten. Diese "backface-strain"-Methode kann nur bei linearelastischem Materialverhalten eingesetzt werden.

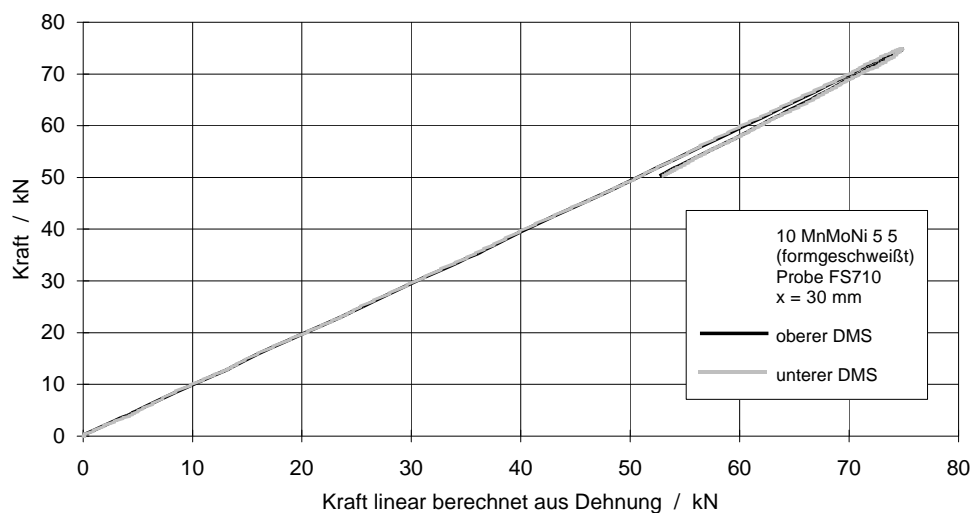
Ebenfalls nur bei linearelastischem Materialverhalten können Dehnungsmessungen an den Seitenoberflächen im Reißspitzennahfeld zur Kraftmessung herangezogen werden. Krabiell /15/ schlug vor, zurückgehend auf Ergebnisse aus quasistatischen FE-Analysen an CT-Proben von Redmer /100/, auf der Ober- und Unterseite parallel zur Reißfortschrittsrichtung in Höhe der Reißspitze jeweils einen Dehnungsmeßstreifen zu applizieren. Damit ließ sich bei dem von ihm untersuchten linearelastischen Materialverhalten eine lineare Kraft-Dehnungs-Beziehung herstellen. Krabiell wendete diese Methode an verschiedenen Stählen für Temperaturen  $T \leq RT$  und Abzugsgeschwindigkeiten  $\leq 3,5$  m/s an. Für elastisch-plastisches Werkstoffverhalten ist dieses Vorgehen so nicht geeignet, da es bereits vor Reißinitiierung zu einem nichtlinearen Zusammenhang zwischen der an der Ober- und Unterseite gemessenen Dehnung und der auf die Probe wirkenden Kraft kommen kann. Brüninghaus /16/ rechnete im Rahmen seiner Key-Curve-Untersuchungen die in dynamischen Versuchen gemessene Dehnung deshalb unter Verwendung einer quasistatischen Kalibrierkurve in eine Kraft um. Dabei zeigte sich an niederfesten Werkstoffen wie St 52-3 und C 10 jedoch eine Überschätzung der tatsächlichen Prüfkraft um bis zu 35 %. Anhand von FE-Rechnungen /101/ an CT15-Proben fand Demler /2/ für den Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 (KS17) eine Position der Dehnungsmeßstreifen an Probenober- und Unterseite, die auch bei elastisch-plastischem Werkstoffverhalten einen nahezu linearen Zusammenhang der dort auftretenden Dehnung mit der Probenbelastung zeigt. Er konnte dadurch den relativen Fehler auf unter 6 % minimieren. Ebenfalls konnten durch FE-Rechnungen unter Verwendung von dynamischen Materialmodellen dynamische Kalibrierkurven für die Kraftmessung beim 20 MnMoNi 5 5 (KS17) an CT15-Proben errechnet werden /101/. Da wie von Demler gezeigt die Nichtlinearität zwischen Last- und Dehnungssignal eine Funktion der Zähigkeit ist, muß bei elastisch-plastischem Werkstoffverhalten bzw. nichtlinearer Kalibrierkurve die

Kraftmessung sowohl bei quasistatischer als auch dynamischer Versuchsführung überprüft werden.

Aufgrund der hohen Übergangstemperatur von ca. 250 °C wurde für den Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod.) linerelastisches Materialverhalten vorausgesetzt. Am 20 MnMoNi 5 5 und 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt) konnte mit einer Position der Dehnungsmeßstreifen von 30 mm vor der Probenrückseite an seitengerbten CT25-Proben ebenfalls eine Abweichung des Kraft-Dehnung-Verlaufs von unter 6 % bis zum Bruch der Probe erzielt werden, **Bild 6.8** und **Bild 6.9**.



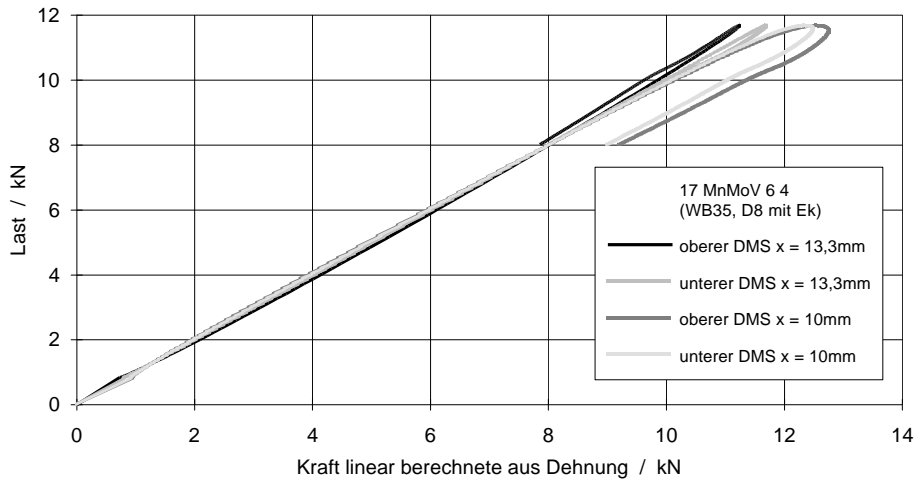
**Bild 6.8: Kalibrierfunktion für die Kraftmessung an CT25-Proben aus 20 MnMoNi 5 5**



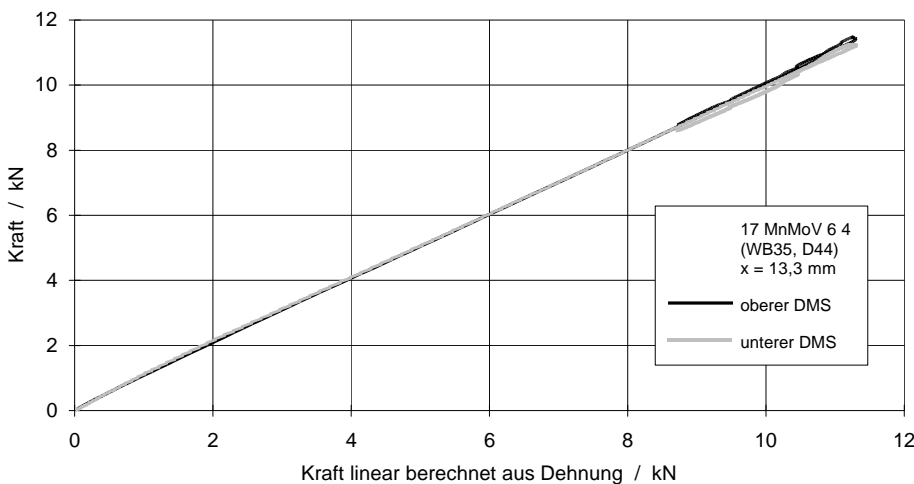
**Bild 6.9: Kalibrierfunktion für die Kraftmessung an CT25-Proben aus 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt)**

Für die Werkstoffe 17 MnMoV 6 4 (WB35), 15 NiCuMoNb 5 (WB36) und Altherm NiMoV konnte mit der Position 13,3 mm von der Probenrückseite an CT10-Proben mit Erodierkerbe oder Schwingriß ebenfalls ein nahezu lineare Kraftkalibrierung erreicht werden, **Bild 6.10** und

**Bild 6.11.** Eine Dehnungsmeßstreifenposition von 10 mm vor der Probenrückseite erbringt keine lineare Kraft-Dehnungs-Beziehung.



**Bild 6.10: Kalibrierfunktion für die Kraftmessung an CT10-Proben mit Erodierkerbe aus 17 MnMoV 6 4 (WB35) an verschiedenen Dehnungsmeßstreifen-Positionen**



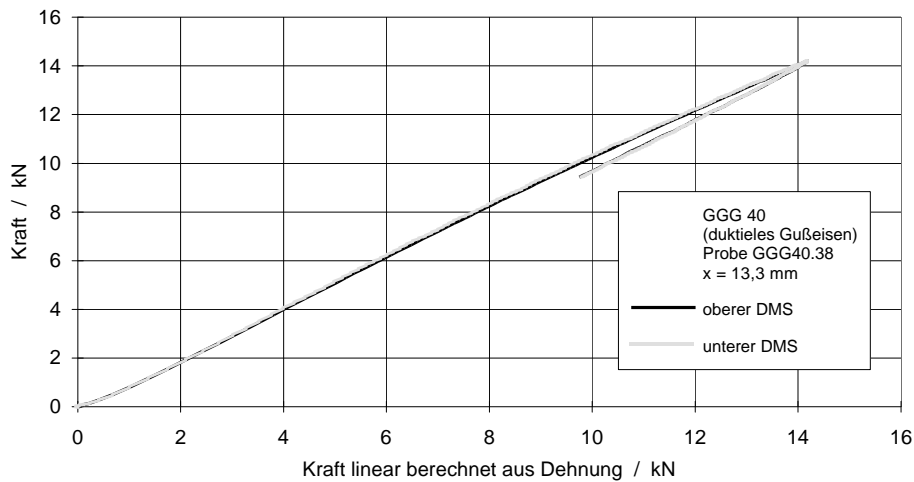
**Bild 6.11: Kalibrierfunktion für die Kraftmessung an CT10-Proben mit Schwingriß aus 17 MnMoV 6 4 (WB35)**

Zur Ermittlung der Kraft an CT15-Proben aus GGG40 (duktiler Gußeisen) wurden Dehnungsmeßstreifen 20 mm von der Probenrückseite appliziert, die ebenfalls eine lineare Kalibrierkurve mit einer Abweichung von unter 6% zeigten, **Bild 6.12**.

Dieses weitgehend linearelastische Werkstoffverhalten erlaubt unter der Voraussetzung, eines sich nicht ändernden E-Moduls, die Anwendung des statischen Kalibrierfaktors auf den dynamischen Belastungsfall.

Aufgrund der niedrigen Streckgrenze und der hohen Zähigkeit des Werkstoffs X 6 CrNi 18 11 konnte keine Position für die Applikation der Dehnungsmeßstreifen an seitengekerbten CT25-Proben gefunden werden, die einen linearen Zusammenhang der Last mit der Dehnung zeigt. Deshalb war es notwendig für diesen Werkstoff sowohl statische, als auch dynamische

Kalibrierkurven zu ermitteln. Diese wurden aus den im Rahmen von Untersuchungen zum Key-Curve-Verfahren von Link /102/ durchgeführten FE-Rechnungen ermittelt.



**Bild 6.12: Kalibrierfunktion für die Kraftmessung an CT15-Proben mit Schwingriß aus GGG40 (duktilen Gußeisen).**

Für die dynamische Kraftmessung der Versuche mit angeschwungenen 3PB-Proben am invertierten Kerbschlagbiegeversuch wurde das Signal der auf den Widerlager applizierten DMS (Bild 6.2) verwendet, die zuvor statisch kalibriert wurden.

### 6.2.3 Messung der Rißaufweitung

Um eine Auswertung nach der Norm ASTM E813 bzw. BS 7448 vornehmen zu können muß im Versuch auch die Kerb- oder Rißaufweitung (Crack Opening Displacement) gemessen werden. Dazu wurde ein auf dem Barcode-Prinzip beruhende optoelektronische Sensor /103, 104/ und ein optisches Extensometer der Fa. Zimmer verwendet.

Für die Messung des COD mit Hilfe des Extensometers wurden an den CT10 und an den CT15-Proben zwei Schwarz-Weiß-Übergänge als Meßmarken in der Lastangriffslinie angebracht. Das vom Extensometer ausgegebene Signal wurde mit den Transientenrekordern aufgenommen und linear in ein COD-Signal umgerechnet. Infolge geometrischer Randbedingungen konnte dieses Verfahren für CT25-Proben am 33 MJ-Rotationsschlagwerk nicht verwendet werden. Deshalb wurde an diesen Proben runde Schwarz-Weiß-Meßmarken auf der Seitenfläche angebracht und durch ein Fenster zwischen den Einspanngabeln die Verschiebungen mit dem Extensometer gemessen /102/.

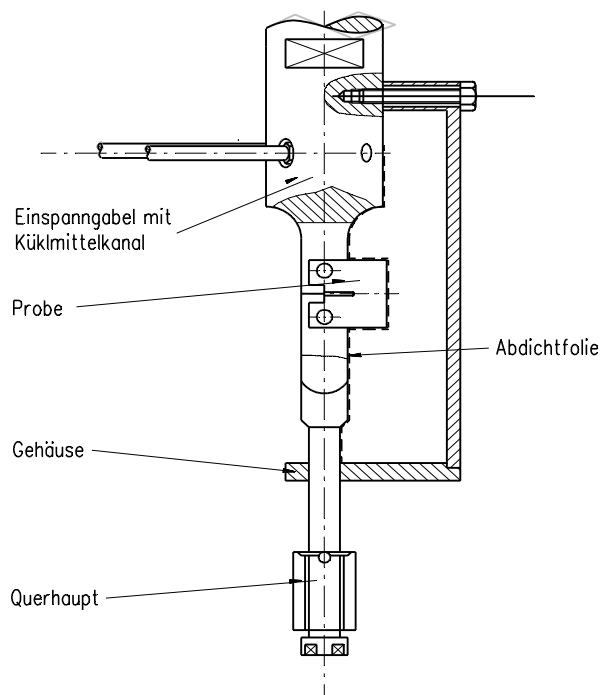
Von der Raumtemperatur abweichende tiefe Temperaturen wurden für die Prüfung der Kompaktzugproben durch ein mit flüssigem Stickstoff gekühltes Alkoholbad eingestellt. Für die Versuche mit CT 25-Proben am Rotationsschlagwerk wurde der Alkohol mit Hilfe einer Pumpe über die Probe gepumpt wodurch das Extensometer nicht eingesetzt werden konnte. Stattdessen fand hier der optoelektronische Sensor seinen Einsatz.

Zur Messung des COD mittels optoelektronischem Sensor wurden zwei Schwarz-Weiß-Raster in der Lastangriffslinie der CT-Proben zueinander versetzt angebracht. Durch diese redundante Messung können Störungen des gemessenen Signals infolge von Abstandsschwankungen vom eigentlichen Signal unterschieden werden. Hierdurch ist eine zuverlässige Messung des COD

gewährleistet. Nach der Aufzeichnung des Signals mittels Transientenrekorder wurde dieses in ein Wegsignal umgerechnet. Die Grenzfrequenz dieses Systems liegt mit über 200 kHz über den notwendigen Spezifikationen /38/.

Die Rißaufweitung an CT10-Proben wurde auch bei tiefen Temperaturen mit dem Zimmer-Extensometer gemessen. Dies wurde durch eine in die Einspannelemente integrierte Kühleinrichtung ermöglicht, **Bild 6.13**, die mit gekühltem Alkohol durchspült wurde.

Für Versuche bei erhöhter Temperatur wurde eine kontinuierliche Warmluftheizung eingesetzt, da die Verwendung einer Klimakammer aus Platzgründen nicht möglich war. So konnte für die Prüfung der Kompaktzugproben die Prüftemperatur mit einer Abweichung von  $< \pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$  beim Einschwenken der Probe eingestellt und für die COD-Messung ebenfalls das Zimmer-Extensometer verwendet werden.



**Bild 6.13: Einspanngabel für CT10-Proben mit Kühlvorrichtung**

#### **6.2.4 Bestimmung der Rißinitiierung**

Nach ASTM E 813-89 kann ein kritischer Wert des J-Integrals  $J_{IC}$  bestimmt werden. Verschiedene Untersuchungen zeigen, daß dieser kritische Wert vom jeweilig vorherrschenden Spannungs- und Verformungszustand abhängt /105/, wodurch dieser nicht auf komplexe Bauteile übertragen werden kann. Aus diesem Grund wird versucht einen kritischen Wert des J-Integrals zu ermitteln, der als Materialkenngröße den Beginn des Rißwachstums charakterisiert. Wird eine mit Schwingriß versehene Probe belastet, so zeigt sich zunächst eine elastische Aufweitung der Rißufer. Bei elastisch-plastischem Materialverhalten wird sich die Rißspitze infolge plastischer Verformung mehr oder weniger abrunden (blunting). Das an der Rißspitze plastisch verformte Material kann nach dem Aufbrechen der Probe unter dem Rasterelektronenmikroskop als sogenannte Stretched Zone erkannt werden. Bei weiter steigender Last wird sich das Material im Bereich der Rißspitze trennen.

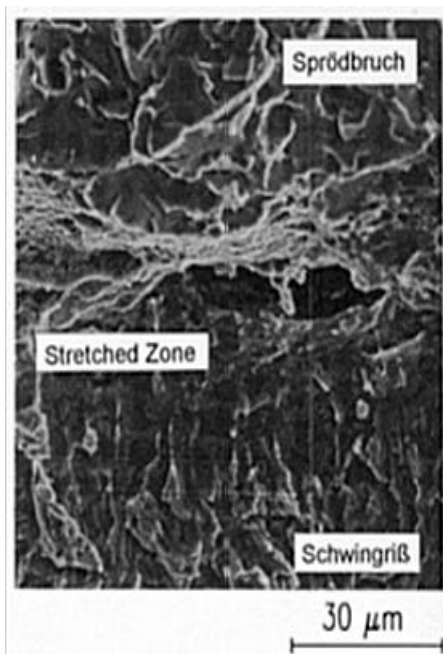
Geht man davon aus, daß nach der anfänglichen Materialtrennung die Stretched Zone sich nicht weiter ausdehnt, so kann mit Hilfe der Größe der Stretched Zone  $\Delta_{\text{SZW}}$  (Stretched Zone Width) aus aufgenommenen Reißwiderstandskurven ( $J/\Delta$ -Kurven) ein kritischer Wert des J-Integrals  $J_{\text{RSZW}}$  bestimmt werden, das einer Kenngröße für das Materialverhalten näherkommt /73/.

Um die Vorgänge während des blunting und der nachfolgenden Reißinitiierung näher zu untersuchen, wurden zwei quasistatische Versuche mit CT-Proben des Werkstoffs 20 MnMoNi 5 5 vor der Maximallast abgebrochen und anschließend bei einer Temperatur des flüssigen Stickstoffs gebrochen. Die **Bild 6.14** und **Bild 6.15** zeigen eine rasterelektronische Aufnahme im Bereich der Stretched Zone der Proben C9 und C26. In beiden Bildern ist im unteren Bereich der Schwingriß zu erkennen. Daran schließt sich der dunkel erscheinende Bereich der Stretched Zone an, gefolgt von zähem wabenförmigem Reißwachstum und einem Sprödbbruch vom Auseinanderbrechen der Probe nach dem Versuch bei ca.  $-196^{\circ}\text{C}$ .

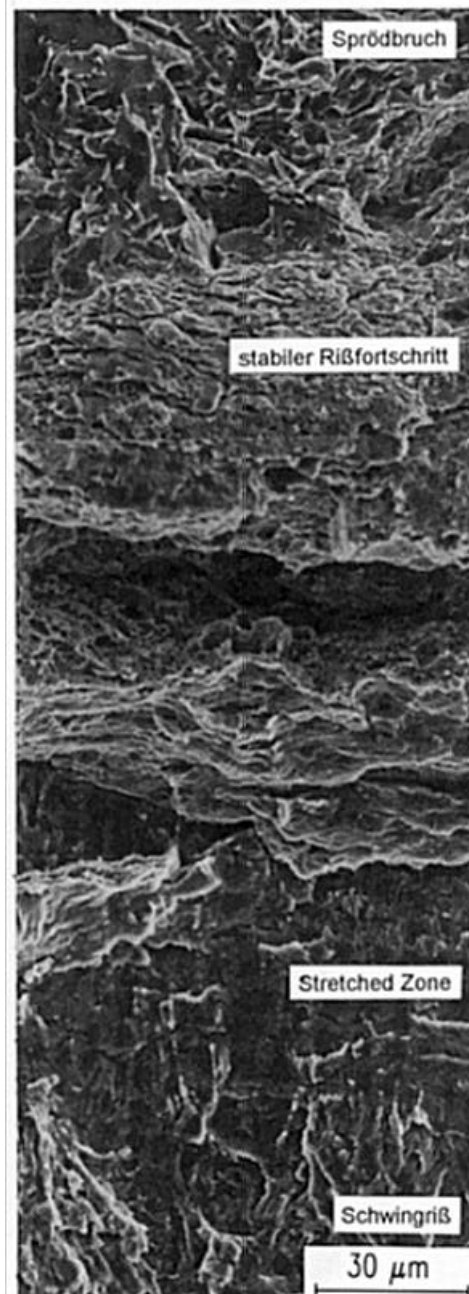
Die Probe C9 wurde bis zu einem J-Integralwert von 88 N/mm belastet. Die ca. 33  $\mu\text{m}$  breite Stretched Zone ist teilweise unterbrochen von kleinen Rissen, die nicht miteinander verbunden sind und in unterschiedliche Richtungen weisen. Bei weiterer Belastung nimmt die Stretched Zone Width (SZW) weiter zu. Die Probe C26 wurde bis zu einem J-Integral von 217 N/mm belastet. Die SZW bis zum ersten Reißufer beträgt ca. 70  $\mu\text{m}$ . Trotz der weiterwachsenden unterschiedlichen Risse vergrößert sich die SZW ebenfalls.

Deshalb können die unterschiedlichen anfänglichen, lokal auftretenden Risse nicht als kritischer Wert der Reißinitiierung für einen Makroriß angesehen werden, sondern bilden wie Hohlraumbildung und Hohlraumwachstum eine Schädigung des Materials. Wird für die Bestimmung der SZW der gesamte Bereich zwischen Schwingriß und stabilem Reißfortschritt verwendet, so ergibt sich ein Wert von ca. 140  $\mu\text{m}$ . Während der Vergrößerung der lokal auftretenden Risse vergrößert sich auch der Bereich der SZW. Wachsen die einzelnen Risse zu einem über die Probenbreite durchgehenden Riß zusammen, so erfolgt hierdurch eine Entlastung benachbarter Materialbereiche. Diese Entlastung führt dazu, daß die SZW sich nicht weiter vergrößert. Das Zusammenwachsen der einzelnen Risse zu einem über die Probenbreite durchgehenden Riß ist somit der Beginn eines globalen Reißfortschritts und wird zur Festlegung der Reißinitiierung verwendet. Die Größe des dabei am Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 entstehenden lokalen stabilen Reißfortschritts ist sehr unterschiedlich und beträgt maximal 60 - 100  $\mu\text{m}$ . Zur Bestimmung dieser Reißinitiierung kann die SZW verwendet werden, da diese nach der Reißinitiierung nicht weiter anwächst.

Durch die Bildung eines über die Reißfront durchgehenden Risses werden Bereiche des Materials in der Umgebung der ursprünglichen Schwingrißspitze entlastet. Mit einem auf der Oberfläche der Probe in der Nähe der Schwingrißspitze applizierten Dehnungsmeßstreifen kann diese Entlastung registriert werden. Damit kann davon ausgegangen werden, daß die Detektion mittels eines solchen Nahfeld-DMS den Zeitpunkt der Reißinitiierung wiedergibt und damit der durch diese Methode bestimmte kritische Wert des J-Integrals  $J_{\text{DMS}}$  ebenfalls dem Werkstoffkennwert  $J_i$  entspricht.



**Bild 6.14:** Rasterelektronische Aufnahme im Bereich der Stretched Zone der Proben C9

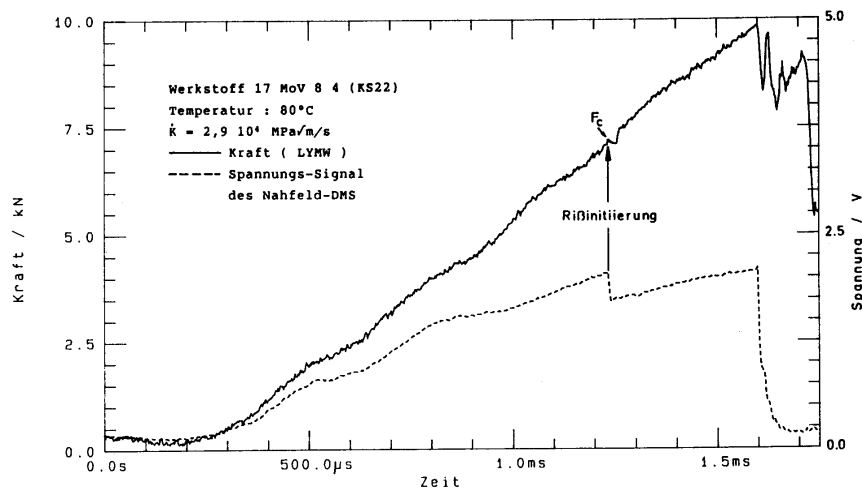


**Bild 6.15:** Rasterelektronische Aufnahme im Bereich der Stretched Zone der Proben C26

Zur experimentellen Bestimmung des Rißinitiierungszeitpunktes der Kompaktzugproben wurden Dehnungsmeßstreifen im Nahfeld der Rißspitze appliziert. Bei den Untersuchungen von Demler /2/ an CT15-Proben erwies sich ein Abstand von 2 mm zur Rißspitze als gute Position des Dehnungsmeßstreifens um die Rißinitiierung zuverlässig zu detektieren. Deshalb wurde bei den hier untersuchten Probengeometrien der Abstand DMS-Rißspitze zu 2 mm festgelegt, Bild 6.4.

Das Signal dieses Nahfeld-DMS wird nur qualitativ ausgewertet und zeigt bei linearelastischem Materialverhalten einen deutlichen Abfall schon bei einem leichten pop-in der Last, **Bild 6.16**. Trat ein pop-in auf, so wurde im Unterschied zu BS 6729:1987 generell auf die

Bestimmung von  $K_Q$ -Werten im weiteren Verlauf des Lastanstieges verzichtet und die Last unmittelbar davor als kritische Last  $F_c$  betrachtet.



**Bild 6.16:** Beispiel der Anzeige eines pop-in der Last durch den Nahfeld-DMS

Bei elastisch-plastischem Materialverhalten bzw. stabilem Rißwachstum muß auf die Position des Nahfeld-DMS relativ zur Rißspitze in Rißfortschrittsrichtung geachtet werden. An der Probe TO5 (20 MnMoNi 5 5, CT25, 20% seitengekerbt) wurden an einer Seitenfläche insgesamt sechs Dehnungsmessstreifen appliziert, **Bild 6.17**.

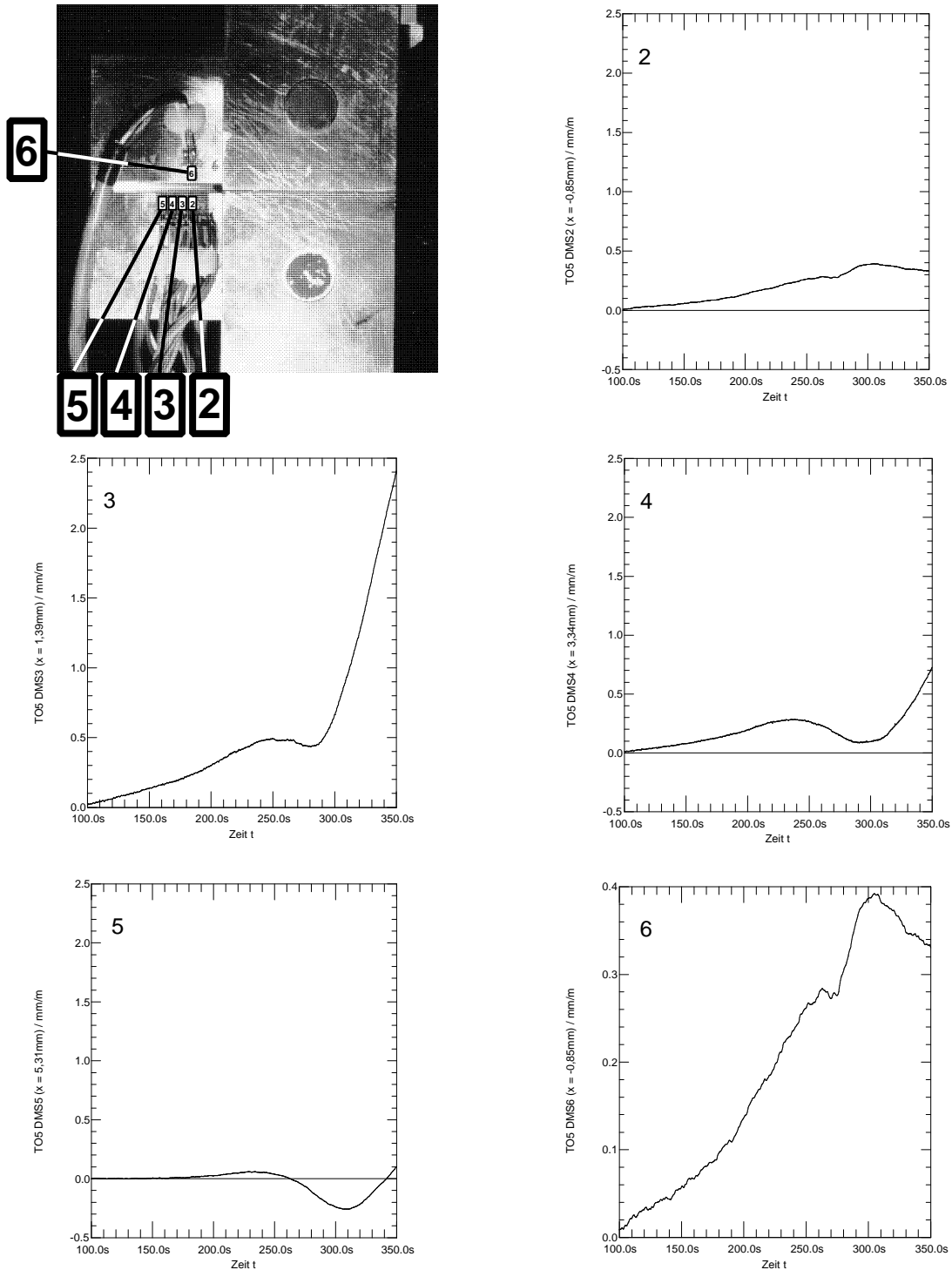
Am DMS 1 hatten sich vor dem Versuch die Anschlußdrähtchen vom Meßgitter gelöst und war nicht ohne Gefahr für die restlichen DMS wieder anlötbar. Der Abstand der Dehnungsmessstreifen war ca. 2 mm. Die DMS 2 und 6 besaßen die Position  $x = -0,85$  mm relativ zur Rißspitze, in Richtung des Rißfortschritts. Beide DMS zeigten nahezu das identische Signal, weshalb die Ordinatenachse von DMS 2 identisch zu der von DMS 3, 4 und 5 gewählt wurde. Bei DMS 3, 4 und 5 ( $x = 1,4$  bis  $5,3$  mm im Ligament) zeigte sich nach einem leichten Anstieg der Dehnung ein Plateau mit anschließendem allmählichem Abfall und danach ein steilerer Anstieg im plastischen Bereich.

Je weiter der DMS von der Rißspitze entfernt liegt, desto später zeigt sein Signal den steilen Anstieg. Aus diesem Anstieg kann nicht geschlossen werden, daß nun der Riß wächst und sich die plastische Zone um die Rißspitze Richtung Ligament verschiebt, da mit steigender Last sich auch die plastische Zone um die Rißspitze vergrößert. Eine eindeutige Detektion der Rißinitiation ist mit diesen DMS-Positionen nicht möglich. Dagegen zeigt DMS 6 ( $x = -0,85$  mm, d.h. hinter der Rißspitze) nach dem anfänglichen Plateau ohne eindeutigen Abfall einen sofortigen weiteren Anstieg, der bei ca. 290 s abknickt. Die Ursache für dieses Abknicken ist die Rißinitiation.

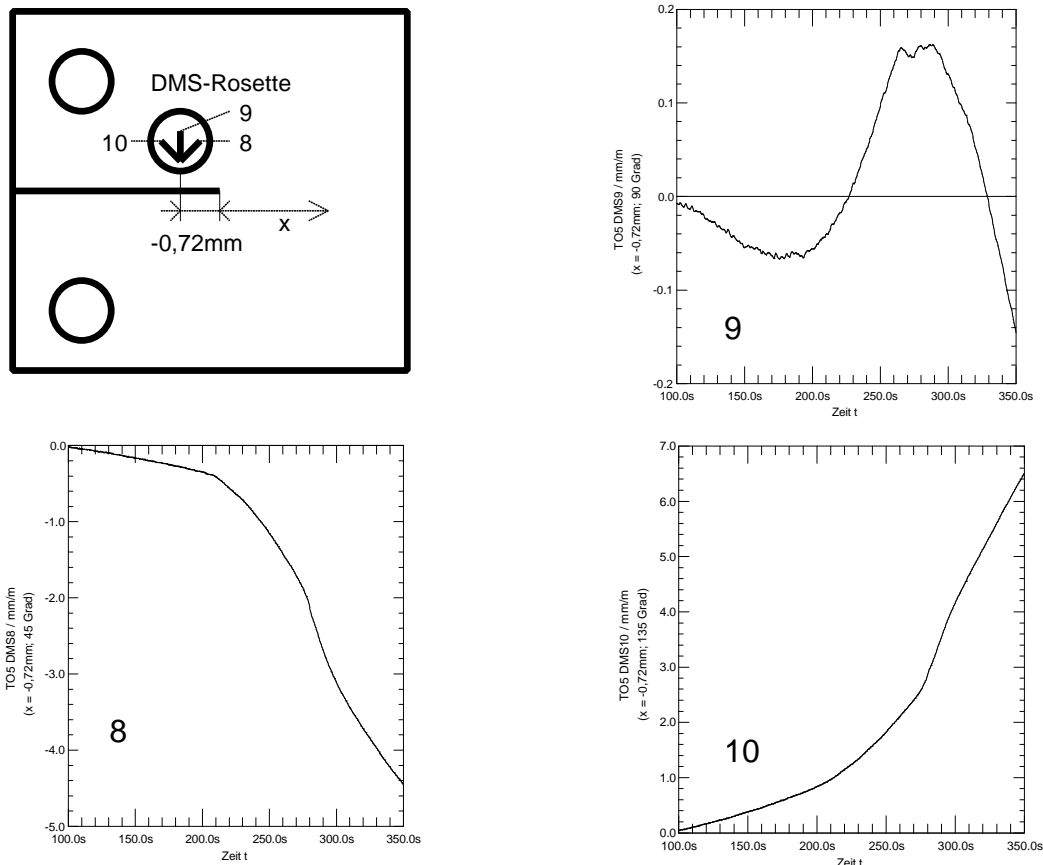
Von Dally und Sanford /106/ wurde die Rißinitiation bei weitgehend linear-elastischem Materialverhalten mit Hilfe eines unter  $60^\circ$  zur Rißfortschrittsrichtung applizierten DMS detektiert. Um den Einfluß des Applikationswinkels auf die Anzeige der Rißinitiation des Nahfeld-DMS zu untersuchen wurde an der zweiten Seitenfläche der Probe TO5, an der Position  $x = -0,72$  mm eine  $90^\circ$ -DMS-Rosette appliziert, **Bild 6.18**. Zur Kontrolle der Anzeige wurde auf derselben Probenseite, unterhalb der Rißspitze und der Rosette



gegenüberliegend ein weiterer DMS 7 appliziert. Dieser zeigt ein vergleichbares Signal zu dem von DMS 9 und ist deshalb nicht aufgeführt.



**Bild 6.17: Dehnungsverläufe auf der Seitenfläche der CT 25-Probe TO5 mit 20 % Seitenkerbung aus dem Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 bei quasistatischer Versuchsdurchführung**



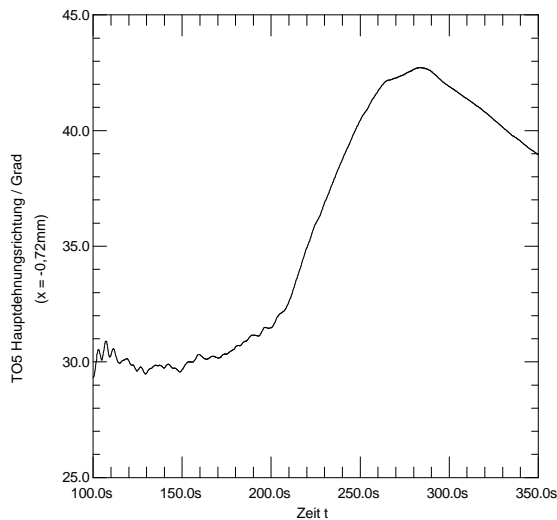
**Bild 6.18: Dehnungssignale der DMS-Rosette auf der Seitenfläche der CT 25-Probe TO5**

Das Signal des DMS 9 fällt zunächst leicht ab und steigt dann ab ca. 210 s steil an. Bei etwa 260 s knickt der Anstieg ab und bei ca. 290 s beginnt die Dehnung zu sinken. DMS 8 zeigt ein negatives Dehnungssignal das bei etwa 210 s steiler abfällt und bei ca. 280 s einen Knick nach unten aufweist. Dasselbe Signal zeigt DMS 10 nur in positiver Richtung. DMS 8 und DMS 10 zeigen eine kontinuierliche Zunahme der Dehnung ohne Anzeichen für eine Reißinitiierung.

Während der Belastung ändert sich der Winkel zwischen Hauptdehnungsrichtung und der Reißebene, **Bild 6.19**. Im elastischen Bereich zeigt sich zunächst ein Winkel von  $30^\circ$  entgegen der Reißfortschrittsrichtung. Dies bedeutet, daß unter  $60^\circ$  in Reißfortschrittsrichtung im elastischen Bereich die größten negativen Dehnungen auftreten. Dies ist der Grund für die hohe Empfindlichkeit des von Dally und Sanford /106/ vorgeschlagenen Nahfeld-DMS zur Detektion der Reißinitiierung bei weitgehend elastischem Materialverhalten.

Wird die Probe weiter belastet steigt der Winkel der Hauptdehnung infolge der Vergrößerung der plastischen Zone um die Reißspitze bis auf ungefähr  $42^\circ$  an. Ab etwa 260 s steigt der Winkel nur noch langsam und fällt dann ab ca. 290 s wieder ab. D.h. schon ab ca. 260 s ändert sich die Richtung der Hauptdehnung durch Lochwachstum und Mikrorißbildung. Wachsen diese Mikrorisse zusammen und bilden einen in der Probe durchgängigen makroskopischen Riß, dann ändert sich die Position der Reißspitze und damit die Richtung der Hauptdehnungen. Vergleicht man den Verlauf des Winkels der Hauptdehnungsrichtung mit dem Signal des DMS 9, Bild 6.18, so fällt die Ähnlichkeit der Signale und der charakteristischen Knickpunkt auf. Dies bedeutet, daß der Nahfeld-DMS unter der Voraussetzung der Applikation entgegen

der Rißfortschrittsrichtung ( $x = \text{negativ}$ ) senkrecht zur Rißfortschrittsrichtung bei elastisch-plastischem Materialverhalten ein dem Winkel der Hauptdehnung weitgehend proportionales Signal liefert und damit eine eindeutige Detektion der Rißinitiierung gewährleistet.



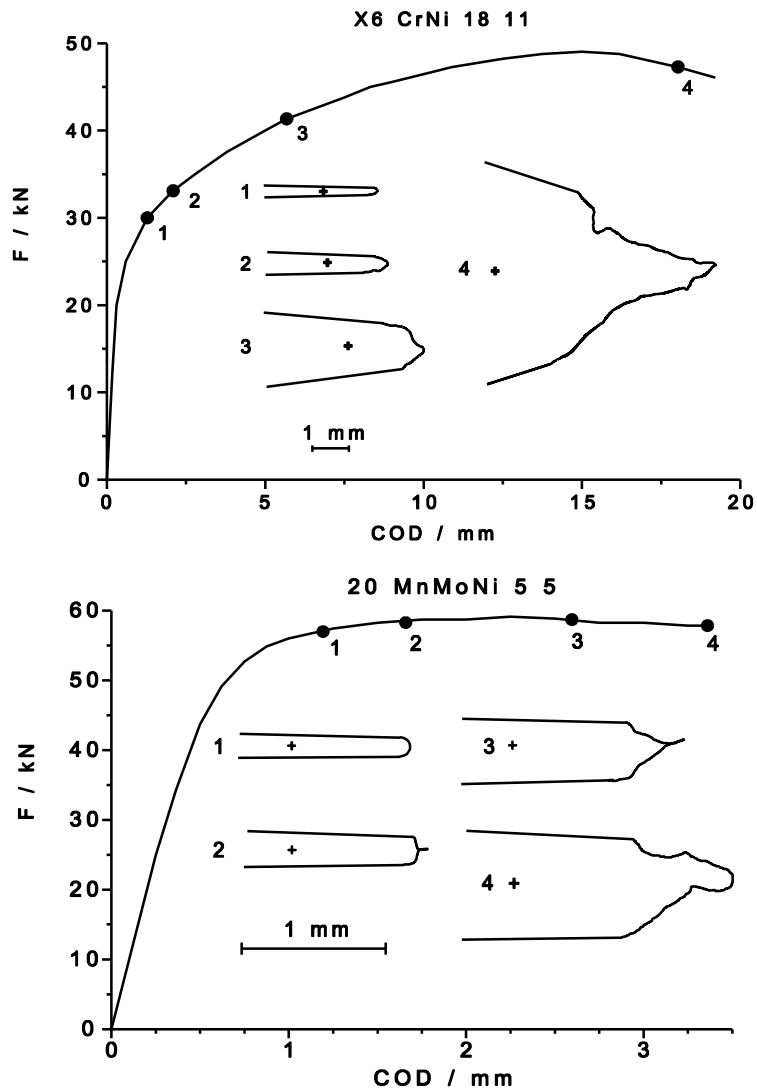
**Bild 6.19: Winkel zwischen der Waagerechten und der Hauptdehnungsrichtung**

Mit dem entsprechenden Rißinitiierungszeitpunkt wurde bei linearelastischem Materialverhalten die Schlagbruchzähigkeit  $K_{Id}$  nach ASTM E 399-90 /96/ berechnet. Bei elastisch-plastischem Materialverhalten wurde für die Versuche mit Kompaktzugproben aus dem Verlauf des J-Integrals der bruchmechanische Kennwert  $J_{Id}$  bzw.  $J_{DMS}$  ermittelt. Das J-Integral wurde nach ASTM E813-89 /95/ errechnet.

Wird versucht die Rißinitiierung durch Beobachten der Rißspitze an der Seitenfläche der Proben zu ermitteln, so unterscheidet sich der Bruchverlauf des austenitischen Werkstoffs X6 CrNi 18 11 von dem typischen Bruchverlauf der ferritischen Werkstoffe. Ein Vergleich der Bruchverläufe von X6 CrNi 18 11 und 20 MnMoNi 5 5 ist in **Bild 6.20** dargestellt.

Nach dem Blunting bildet sich beim Ferrit eine typische scharfe Rißspitze, die die Rißinitiierung anzeigt. Dieses Stadium ist beim Austenit nicht zu beobachten. Blunting und Werkstofftrennung scheinen eher fließend ineinander überzugehen. Während der Werkstofftrennung verformt sich der Werkstoff im Bereich der momentanen Rißspitze weiter. Ein typischer Rißinitiierungszeitpunkt kann mit dieser Methode anders als bei den ferritischen Werkstoffen nicht festgestellt werden. Dies steht im Einklang mit der Tatsache, daß mit der Nahfeld-DMS-Methode eine Bestimmung der Rißinitiierung nur aufgrund der Ableitung des Dehnungssignals nach der Zeit möglich war. Demzufolge war auch die Definition der Stretched Zone Width schwieriger als bei den anderen Werkstoffen.

Für die Detektion der Rißinitiierung der dynamisch geprüften 3PB-Proben wurde das Signal des Streulicht-COD-Meters, Bild 6.3, verwendet. Das Signal des Streulicht-COD-Meters wird dabei nur qualitativ ausgewertet. Beginnt ein Riß an der Schwingrißspitze zu wachsen, sinkt der Probenwiderstand und der Verlauf des COD über der Zeit steigt steiler an. Dieses Abknicken des COD-Signals zeigt die Rißinitiierung an.



**Bild 6.20: Vergleich der Bruchverläufe der Werkstoffe X6 CrNi 18 11 und 20 MnMoNi 5 5**

Die Berechnung des bruchmechanischen Parameters der 3PB-Proben auf dem invertierten Kerbschlagbiegewerk wurde folgendermaßen durchgeführt:

1. Mit Hilfe des Kraftverlaufs über der Zeit  $F(t)$  kann bei bekannter Hammermasse  $m$  und Ausgangshöhe  $H$  der Verlauf der von der Probe aufgenommenen Energie  $E(t)$  bestimmt werden.
2. Aus diesem Energie-Zeit-Verlauf kann der zeitliche J-Integralverlauf nach

$$J(t) = \frac{2 \cdot E(t)}{B \cdot (W - a)} \quad (6.34)$$

mit:  $E(t)$  Energie-Zeit-Verlauf,  
 $B$  Probendicke,  
 $W$  Probenbreite,  
 $a$  Rißlänge,

berechnet werden. Daraus läßt sich zum Zeitpunkt der Rißinitiierung der J-Integralwert  $J_i$  bestimmen.

Die Reißinitiierungskennwerte können unter der Annahme eines ebenen Dehnungszustandes in eine Pseudoschlagbruchzähigkeit  $K_{II}$  laut:

$$K_{II} = \sqrt{\frac{E \cdot J_i}{1 - \mu^2}} \quad (6.35)$$

mit:  $J_i$ : J-Integralwert bei Initiierung

E: Elastizitätsmodul

$\mu$ : Querkontraktionszahl

umgerechnet werden.

## 6.2.5 Beanspruchungsgeschwindigkeit

Zur Bestimmung bruchmechanischer Kennwerte auf der Basis des J-Integrals stehen eine Reihe international verbreiteter Normen zur Verfügung. Dies sind ASTM E813-81 /107/ bzw. ASTM E813-89 /95/. Außerdem können die ESIS-Richtlinie P2/90 /108/, das DVM-Merkblatt 002 /109/, die Methode nach F. Loss (NUREG/CR-943) /110/, sowie JSME S 001-1981 /111/ bzw. die MPA-Methode /112/ unter Verwendung der Stretched Zone Width herangezogen werden. Alle diese Normen und Verfahren gelten streng genommen nur für eine quasistatische Versuchsführung.

Die Norm ASTM E399-90 /96/ besitzt im Anhang A7 Richtlinien zur Ermittlung dynamischer Bruchzähigkeitswerte. Die Beanspruchungsgeschwindigkeit  $\dot{K}$  wird darin berechnet durch einfache Division des kritischen Wertes  $K_{Ic}$  durch die Zeit  $t$  bis zum Erreichen dieses Wertes berechnet:

$$\dot{K} = \frac{K_{Ic}}{t} \quad (6.36).$$

Die britische Norm BS 6729:1987 /97/ gilt für eine Beanspruchungsgeschwindigkeit  $\dot{K} < 3200 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ . Sie verwendet zur Definition der Beanspruchungsgeschwindigkeit  $\dot{K}$  den Bereich zwischen  $K_{Ic}/2$  und  $K_{Ic}$ :

$$\dot{K} = \frac{K_{Ic} - \frac{K_{Ic}}{2}}{t(K_{Ic}) - t\left(\frac{K_{Ic}}{2}\right)} \quad (6.37).$$

Beide Normen gelten streng jedoch nur für linear-elastisches Materialverhalten.

Ein neuer Entwurf für die Norm BS 7448 /98/ gilt sowohl für elastisch-plastisches Materialverhalten als auch für dynamische Versuchsführung. Da herkömmliche Versuchseinrichtungen keine ideal steifen Probeneinspannungen besitzen ist die Beanspruchungsgeschwindigkeit während des elastischen Lastanstieg geringer als bei weitgehend plastifizierter Probe. Dieser Tatsache wird durch die Einführung zweier beschreibender Parameter für den überwiegend elastischen  $\dot{J}_{el}$  und für den plastischen Bereich  $\dot{J}_{pl}$  Rechnung getragen. Am Beispiel eines Versuches mit einer Abzugsgeschwindigkeit von 5 m/s an einer CT10-Probe des Werkstoffs 15 NiCuMoNb 5 (WB36) soll die Ermittlung der Parameter verdeutlicht werden.

**Bild 6.21** zeigt den zeitlichen Verlauf der Kraft. Zunächst wird die Last  $F_A$  durch:

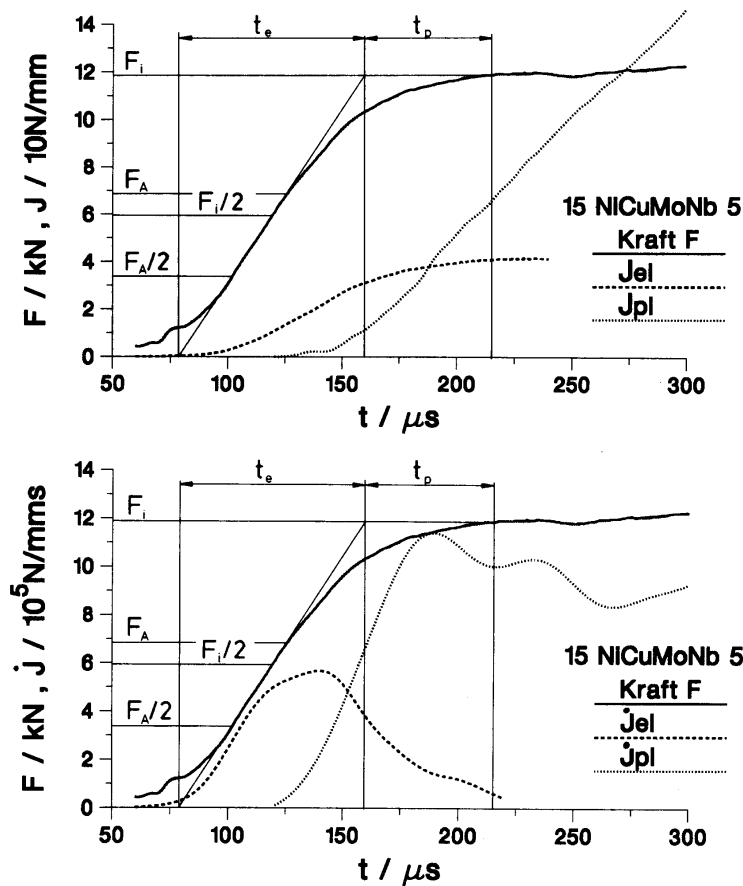
$$F_A = \frac{0,75 \cdot B \cdot \sigma_{YSD} \cdot (W - a)^2}{2 \cdot W + a} \quad (6.38)$$

bestimmt. B ist dabei die Probendicke, W die Probenbreite, a die Anfangsrißlänge und  $\sigma_{YSD}$  die dynamische Streckgrenze aus dem Zugversuch.

Um den entsprechenden dynamischen Zugversuchskennwert ermitteln zu können muß die Dehngeschwindigkeit mit:

$$\dot{\epsilon} = \frac{\sigma_{YS}}{E \cdot t_e} \quad (6.39)$$

ermittelt werden. Hierbei ist  $\sigma_{YS}$  die Streckgrenze aus dem statischen Zugversuch, E der Elastizitätsmodul und  $t_e$  eine abgeschätzte Zeit die für den Lastanstieg benötigt wurde.



**Bild 6.21: Beispiel der Ermittlung der Beanspruchungsgeschwindigkeit nach BS 7448 am zeitlichen Verlauf der Kraft und Vergleich mit der zeitlichen Ableitung des elastischen und plastischen Anteils des J-Integrals der Probe E13 (15 NiCuMoNb 5 (WB36),  $v = 5$  m/s, CT10 mit Erodierkerbe)**

Hat man mit Gl. (6.38) die Kraft  $F_A$  ermittelt, so bestimmt man zwischen  $F_A$  und  $F_A/2$  eine Gerade die nun mit der Last bei Initiierung  $F_i$  die Zeit  $t_e$  für den elastischen Anstieg der Kraft definiert. Die restliche Zeit bis zur Rißinitiierung wird als plastische Zeit  $t_p$  bezeichnet. Eine Kontrolle der Dehngeschwindigkeit mit der nun ermittelten elastischen Zeit  $t_e$  sollte eine Abweichung von  $< \pm 50$  % ergeben. Nun läßt sich die Beanspruchungsgeschwindigkeit  $\dot{K}$  mit Hilfe des Lastanstiegs  $\dot{F}$  und der plastische Parameter  $\dot{J}_{pl}$  aus der Division des plastischen Anteils des J-Integrals bei Initiierung  $J_{pl}$  durch die Zeit  $t_p$ :

$$\dot{J}_{pl} = \frac{J_{pl}}{t_p} \quad (6.40)$$

berechnen.

In Bild 6.21 ist ebenfalls die zeitliche Ableitung des elastischen und des plastischen Anteils des J-Integrals aufgetragen. Man erkennt, daß die Begrenzung der Zeit zwischen  $t_e$  und  $t_p$  die beiden Bereiche, in welchen die elastische bzw. plastische Beanspruchung dominiert, sinnvoll trennt.

Die Ermittlung der Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}$  in Gl. (6.39) kann auch als

$$\dot{\epsilon} = \frac{\sigma_{ys}}{E} \cdot \frac{\dot{K}}{K} \quad (6.41)$$

geschrieben werden. Dagegen wurde von Shoemaker /113/ eine Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}$  am Rande der plastischen Zone durch

$$\dot{\epsilon}_{sh} = 2 \cdot \sqrt{3} \cdot \frac{\sigma_{ys}}{E} \cdot \frac{\dot{K}}{K} \quad (6.42)$$

definiert.

Auf der Basis von Hochgeschwindigkeitsaufnahmen des Verzerrungsnahfeldes sowie analytischen und numerischen Berechnungen für den Werkstoff 20 MnMoNi 55 wurde von Klenk /114/ folgender empirischer Zusammenhang für die Dehngeschwindigkeit bestimmt:

$$\dot{\epsilon}_K = 7,28 \cdot \left( \frac{\dot{J}_{pl}}{J_0} \right)^{1,15} \quad (6.43)$$

mit  $J_0 = 10^5$  N/mms. Dieser Zusammenhang erlaubt eine Abschätzung der für das Werkstoffverhalten im Rißspitzenfeld maßgeblichen Dehngeschwindigkeit. Hieraus ergibt sich zudem, daß die zeitliche Ableitung des J-Integrals der für Rißinitiierung relevante charakterisierende Parameter zur Beschreibung der Beanspruchungsgeschwindigkeit ist, da er mit der Formänderungsgeschwindigkeit in der plastischen Zone korrelierbar ist.

### 6.3 Ergebnisse der bruchmechanischen Untersuchungen

In **Tabelle A 6.2** sind die kritischen J-Integralwerte für verschiedene Auswerteverfahren des Teilentlastungsverfahrens bei quasistatischer Versuchsführung gegenübergestellt. Die Pseudobruchzähigkeit  $K_{II}$  wurde jeweils aus dem J-Integralwert bei Initiierung  $J_i$  unter Annahme eines ebenen Dehnungszustandes wie folgt berechnet:

$$K_{II} = \sqrt{\frac{E \cdot J_i}{1 - \mu^2}} \quad (6.44)$$

#### 6.3.1 17 MoV 84 (mod.)

In **Tabelle A 6.3** sind die aus den Versuchen ermittelten Werte für den Werkstoff 17 MoV 84 (mod.) zusammengefaßt. Die Beanspruchungsgeschwindigkeit  $\dot{K}$  und  $\dot{J}_{pl}$  wurden nach BS 7448 /98/ berechnet. Die Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{sh}$  wurde nach Shoemaker (Gl. 6.42) ermittelt.

Bei Raumtemperatur liegt der Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod.) mit einer Übergangstemperatur von 250 °C in der Tieflage der Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve. Deshalb konnte die Auswertung allein nach den Methoden der linear-elastischen Bruchmechanik durchgeführt werden. Dabei wurden die von Demler /2/ ermittelten Ergebnisse ebenfalls verwendet. Es wurden Kompaktzugproben (CT-Proben) mit einer Breite  $B = 15$  mm ohne Seitenkerbung bei Raumtemperatur geprüft. Die Abzugsgeschwindigkeit wurde zwischen 0,04 mm/s und 25 m/s variiert, wodurch eine Belastungsgeschwindigkeit  $\dot{K}$  von  $3,6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  bis  $1,14 \cdot 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  erreicht wurde. Die Belastungsgeschwindigkeit  $\dot{K}$  wurde gemäß BS 6729 ermittelt. Die entsprechenden Dehngeschwindigkeiten nach dem Ansatz von Shoemaker, Gl. (6.42) ist ebenfalls in Tabelle A 6.3 aufgeführt. Von allen Proben wurde das Dickenkriterium nach ASTM E 399:

$$B, W-a > 2,5(K/R_{p0,2})^2 \quad (6.45)$$

erfüllt.

Sämtliche Oberflächen der gebrochenen Proben zeigen kristallin glänzende Bruchflächen ohne Anzeichen makroskopischer plastischer Verformung, **Bild B 6.1**. Um nähere Aussagen zur Rißeinleitung und zum stabilen Rißwachstum, insbesondere zur Rißeinleitungszähigkeit machen zu können reicht eine makroskopische Analyse der Bruchfläche nicht aus. Vor allem für eine nähere Untersuchung der Stretched Zone Width (SZW) und eines eventuell vorhandenen zähen Rißwachstums ist der Einsatz eines Rasterelektronenmikroskops notwendig.

Es wurde die nach dem Teilentlastungsverfahren quasistatisch geprüfte Probe BD20 im Vergleich zu der bei 5 m/s belasteten Probe BD28 näher untersucht. Wie in **Bild B 6.2** zu erkennen, zeigt der Übergang vom Schwingriß zum instabilen Rißfortschritt keine Ausbildung einer SZW oder eines auf Verformungsbruch hindeutenden Wabenbandes.

Mit zunehmender Belastungsgeschwindigkeit erhöhte sich der Winkel zwischen der Rißfortschrittsrichtung und der Kerbebene. Bis zur Belastungsgeschwindigkeit  $\dot{K} = 2,7 \cdot 10^4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  lag die Bruchfläche in der Kerbebene. Bei 5 m/s betrug der Winkel schon  $5^\circ$  und bei 25 m/s sogar  $22^\circ$ , **Bild B 6.3**. Dies deutet darauf hin, daß bei Abzugsgeschwindigkeiten von 20 m/s und mehr keine Mode I-Belastung mehr vorliegt und eine makroskopische Instrumentierung (Kraft, COD) nicht die an der Prozeßzone ablaufenden Vorgänge widerspiegelt.

Im Anhang A, Tabelle A 6.3 sind die Werte bei Anzeige einer Rißinitiierung durch den Nahfeld-DMS als  $K_{\text{DMS}}$  aufgeführt. Trat ein pop-in auf, so wurde dieser in aller Regel von den Nahfeld-DMS ebenfalls angezeigt und somit als Rißinitiierung  $K_{\text{pop-in}}$  interpretiert. Konnte keiner dieser Werte festgestellt werden, so wurde die Bruchzähigkeit bei Maximallast  $K_{\text{Fmax}}$  in die Tabelle mit aufgenommen.

Ebenfalls sind die entsprechenden Zahlenwerte für die Überprüfung des Gültigkeitskriteriums der ASTM E399:

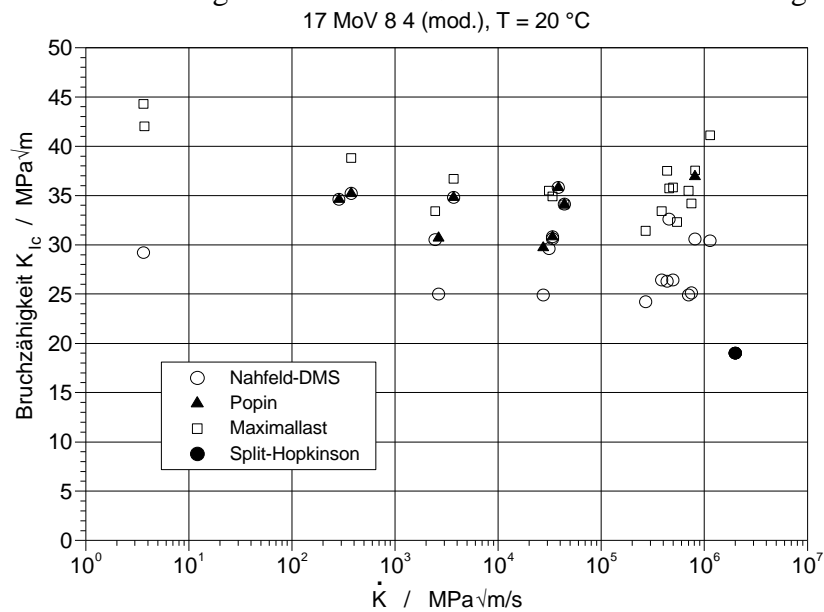
$$1. \frac{F_{\text{max}}}{F_Q} \leq 1,1 \quad (6.46)$$



$$2. B, W - a \geq 2,5 \cdot \left( \frac{K_Q}{R_{eL,d}} \right)^2 \quad (6.47)$$

in Tabelle A 6.3 enthalten. Aufgrund der hohen Streckgrenze des Werkstoffs 17 MoV 8 4 (mod.) konnte das zweite Gültigkeitskriterium von allen Initiierungswerten erfüllt werden. Dagegen wurde das erste Kriterium für die Versuche mit früh auftretenden pop-ins oder Nahfeld-DMS-Anzeige nicht erfüllt.

Während die Rißinitiierungskennwerte  $K_{DMS}$  über den gesamten Geschwindigkeitsbereich eine leicht abnehmende Tendenz bei Werten von 25 bis 30  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  zeigen, **Bild 6.22**, sinkt der bei Maximallast ermittelte Spannungsintensitätsfaktor von 40 bis 45  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  bei quasistatischer Versuchsführung auf ca. 35  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  bei höheren Geschwindigkeiten.



**Bild 6.22: 17 MoV 8 4 (mod.): Schlagbruchzähigkeit als Funktion der Belastungsgeschwindigkeit  $\dot{K}$  bei Raumtemperatur**

Das Ansteigen der Werte im Bereich der Belastungsgeschwindigkeit  $10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  kann auf die oben erwähnte Abkehr von der Mode I-Belastung zurückgeführt werden. Bei Versuchszeiten von ca.  $t < 300 \mu\text{s}$  muß die Wellenausbreitung in der Probe berücksichtigt werden, wodurch eine quasistatische Auswertung des Versuchs nicht mehr sinnvoll ist.

Versuche mit höheren Belastungsgeschwindigkeiten lassen sich z.B. mit Hilfe der Split-Hopkinson-Bar-Technik und deren speziellen Meß- und Auswertemethodik durchführen. Ein mit Hilfe dieser Versuchstechnik ermittelter Rißinitiierungskennwert von  $19 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  [24] wurde ebenfalls in Bild 6.22 aufgenommen. Dieser Wert liegt unter allen anderen Werten, ordnet sich jedoch in die mit den Nahfeld-DMS festgestellte Tendenz ein. Hierbei muß berücksichtigt werden, daß bei dieser Geschwindigkeit die Ermittlung der Schlagbruchzähigkeit nur auf eine prinzipiell andere Art und Weise möglich ist.

### 6.3.2 20 MnMoNi 5 5

Tabelle A 6.4, Tabelle A 6.5 und Tabelle A 6.6 enthalten die Ergebnisse der bruchmechanischen Untersuchungen für den Werkstoff 20 MnMoNi 5 5. Da dieser Werkstoff deutliche

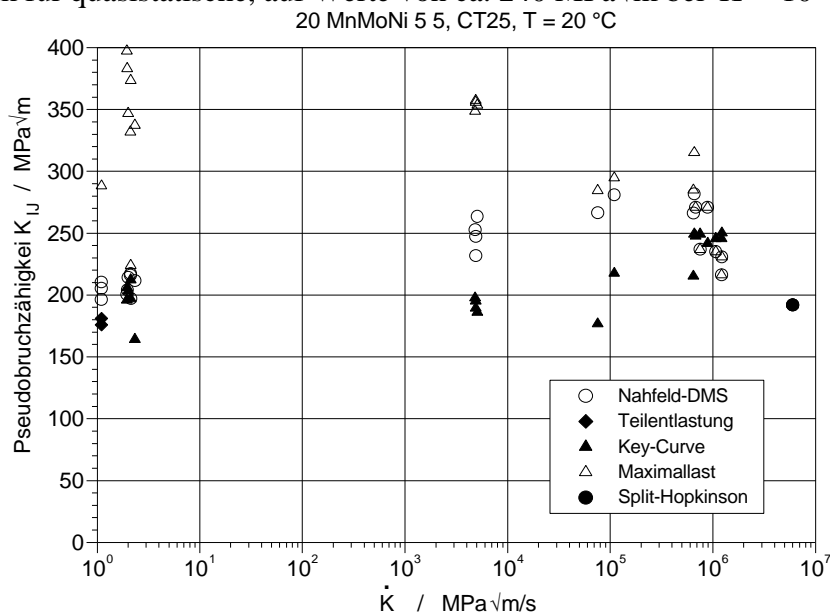
plastische Verformungen zeigt wurde als Näherungswert für die Dehngeschwindigkeit in der plastischen Zone zusätzlich der nach Gl. 6.43 ermittelte Wert eingetragen.

In **Bild 6.23** sind die bruchmechanischen Ergebnisse über der Belastungsgeschwindigkeit  $\dot{K}$  für Raumtemperatur aufgetragen. Die Pseudobruhzähigkeit  $K_{II}$  der Nahfeld-DMS-Methode (DMS-Methode) zeigt zunächst einen Anstieg von  $210 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  auf ca.  $270 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  bei Steigerung der Belastungsgeschwindigkeit von 1 auf  $5 \cdot 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ . Wird  $\dot{K}$  über  $5 \cdot 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  erhöht, sinkt  $K_{II}$  ab. Bezieht man den Split-Hopkinson-Bar-Versuch aus /24/ mit ein, so sinkt  $K_{II}$  auf Werte unter  $200 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ab.

Die mit den Key-Curve-Verfahren von Link /102/ ermittelten  $K_{II}$ -Werte liegen unter den DMS-Werten. Beim Erreichen des Übergangsbereiches liegen die mit dem Key-Curve-Verfahren sowie der DMS-Methode und die bei Maximallast ermittelten Kennwerte auf gleichem Niveau. Beim Key-Curve-Verfahren wird der kritische Wert mit Hilfe einer errechneten Reißwiderstandskurve ( $J_R$ -Kurve) und der gemessenen SZW bestimmt. Bei der DMS-Methode wird hingegen ein kleiner Reißfortschritt ( $\Delta a < 100 \mu\text{m}$ ) über die gesamte Probenbreite zugelassen. Hierdurch sind die sehr konservativen Kennwerte des Key-Curve-Verfahrens zu erklären. Das Key-Curve-Verfahren kann jedoch bei sprödem Materialverhalten nicht verwendet werden, da in diesem Fall keine  $J_R$ -Kurve berechnet und eine SZW in der Regel nicht gemessen werden kann.

Die Probe C9 wurde vor der Anzeige einer Reißinitiierung durch den Nahfeld-DMS entlastet. Sie zeigt gegenüber den vergleichbaren Versuchen eine kleinere SZW, Tabelle A 6.5.

Der Spannungsintensitätsfaktor bei Maximallast  $K_{F\text{max}}$  fällt bei Raumtemperatur von ca.  $360 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  für quasistatische, auf Werte von ca.  $240 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  bei  $\dot{K} \approx 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  ab.



**Bild 6.23: 20 MnMoNi 5 5: Pseudoschlagbruchzähigkeit als Funktion der Belastungsgeschwindigkeit  $\dot{K}$  bei T = 20 °C**

Bei hohen Abzugsgeschwindigkeiten bzw. ausreichend kurzer Lastanstiegszeit kann infolge der stark überhöhten oberen Streckgrenze  $R_{eH}$  die elastische Verformungsenergie und damit die Last auf die Probe bei Fließbeginn stark ansteigen. Dadurch verschiebt sich der Zeitpunkt

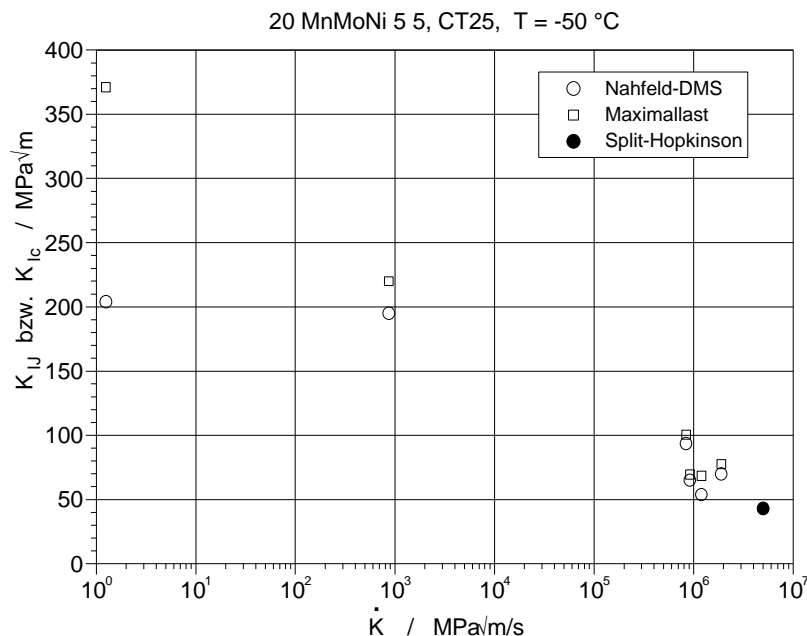
der Maximallast zu früheren Zeiten und kann im Extremfall noch vor derjenigen bei Reißinitiation liegen.

Die CT25-Proben des 20 MnMoNi 5 5 zeigen eine matte, von Waben durchsetzte Bruchfläche. Bei dynamischer Versuchsführung traten Sprödbbruchanteile ab einer Abzugsgeschwindigkeit von 5 m/s auf, **Bild B 6.4**. Bei der Abzugsgeschwindigkeit  $v = 10$  m/s sind größere Sprödbbruchanteile erkennbar, **Bild B 6.5**. Damit ist mit  $v = 5$  m/s bzw.  $\dot{K} = 7,5 \cdot 10^5$  MPa $\sqrt{m/s}$  bei Raumtemperatur das Übergangsgebiet zu sprödem Bruchverhalten erreicht.

Die SZW **Tabelle A 6.5** steigt von Werten um 140  $\mu\text{m}$  bei quasistatischer Versuchsführung auf Werte von 180  $\mu\text{m}$  bei einer Beanspruchungsgeschwindigkeit  $\dot{K}$  von  $10^5$  MPa $\sqrt{m/s}$ . Für höheres  $\dot{K}$  sinkt die SZW wieder auf Werte um 150  $\mu\text{m}$  ab.

**Bild B 6.6** und **Bild B 6.7** zeigen exemplarisch die REM-Aufnahme der Reißspitzen der Proben C12 (quasistatisch) und C16 ( $v = 10$  m/s). Die SZW ist sowohl bei quasistatischer als auch bei dynamischer Versuchsführung von vielen Anrissen durchzogen und zeigt kein generell unterschiedliches Aussehen.

**Bild 6.24** zeigt die Ergebnisse der bei  $T = -50^\circ\text{C}$  geprüften Proben. Die Bruchzähigkeit zeigt bei quasistatischer Versuchsführung Werte von ca. 210 MPa $\sqrt{m}$ . Wird die Beanspruchungsgeschwindigkeit auf  $10^6$  MPa $\sqrt{m/s}$  erhöht, sinkt die Bruchzähigkeit auf ca. 60 MPa $\sqrt{m}$  ab. Während die Bruchflächen bei quasistatischer Prüfung noch einen Zähbruch zeigen, ist an den dynamisch gebrochenen Proben ausschließlich ein kristallin glänzender Sprödbbruch vorhanden.



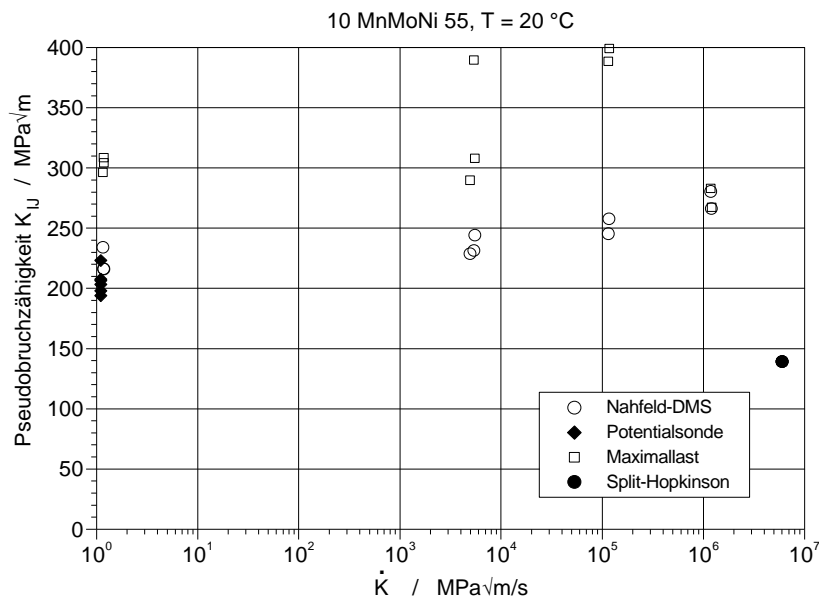
**Bild 6.24: 20 MnMoNi 5 5: Pseudoschlagbruchzähigkeit als Funktion der Belastungsgeschwindigkeit  $\dot{K}$  bei  $T = -50^\circ\text{C}$**

Insgesamt zeigt sich bei Raumtemperatur eine steigende Schlagbruchzähigkeit mit steigender Belastungsgeschwindigkeit. Für  $\dot{K} > 5 \cdot 10^5$  MPa $\sqrt{m/s}$  wird bei Raumtemperatur das Übergangsgebiet zwischen Zäh- und Sprödbbruch erreicht. Bei  $T = -50^\circ\text{C}$  zeigen sich schon bei  $\dot{K} > 10^3$  MPa $\sqrt{m/s}$  Bereiche mit Sprödbbruch auf den Bruchflächen.

### 6.3.3 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt)

Die Ergebnisse der Versuche am Werkstoff 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt) sind in **Tabelle A 6.7** und **Tabelle A 6.8** zu finden. In **Bild 6.25** ist zum Vergleich der quasistatisch ermittelten Pseudobruhzähigkeit der Mittelwert aus 6 an CT25-Proben mit der Potentialsondenmethode bestimmte Werte von Schoch /21/ eingezeichnet. Die Pseudobruhzähigkeit bei quasistatischer Versuchführung stimmt gut mit den Werten vom Schoch überein und weist mit ca.  $220 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  einen ähnlichen Wert auf wie der Werkstoff 20 MnMoNi 5 5. Mit steigender Belastungsgeschwindigkeit steigt auch die Schlagbruchzähigkeit auf Werte von ca.  $270 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  bei  $\dot{K} \approx 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ . Dieser Wert ist etwas geringer als der des Werkstoffs 20 MnMoNi 5 5.

Die Bruchflächen der gebrochenen CT25-Proben spiegeln die einzelnen Schweißlagen des Formschweißens wider, **Bild B 6.8**. In den Schweißlagen ist die Bruchfläche glatt und wird in der Wärmeeinflußzone der Schweißlage durch ein deutlich rauhes d.h. zähes Band begrenzt. Während bei einer Belastungsgeschwindigkeit von  $10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  die einzelnen Gebiete der Bruchfläche nahezu in einer Ebene liegen, erkennt man bei der Belastungsgeschwindigkeit von  $10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  größere Absätze zwischen den Zäh- und Sprödbereichen, **Bild B 6.9**.



**Bild 6.25: 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt): Pseudoschlagbruchzähigkeit als Funktion der Belastungsgeschwindigkeit  $\dot{K}$  bei Raumtemperatur**

Die Schlagbruchzähigkeit bei Maximallast steigt mit der Belastungsgeschwindigkeit an und fällt bei  $\dot{K} = 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  auf die Werte bei Initiierung ab, Bild 6.25.

Insgesamt zeigt der formgeschweißte Werkstoff 10 MnMoNi 5 5 trotz homogenen Werkstoffkennwerten im Schweißgut (SG) und in der Wärmeeinflußzone (WEZ) ein unterschiedliches Bruch-Verhalten. Dies führt zu einer großen Streuung der Breite der SZW. Die Größe der Stretched Zone (Tabelle A 6.8) zeigt eine steigende Tendenz mit der Beanspruchungsgeschwindigkeit bis  $\dot{K} \approx 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ . Für höhere Beanspruchungsgeschwindigkeiten konnten für die SZW nur kleine Werte gemessen werden.

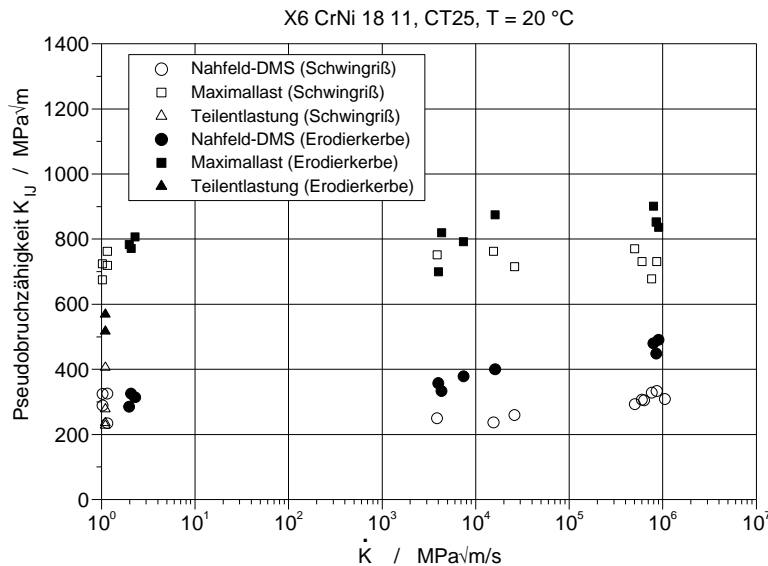
Zusammenfassend steigt die Pseudobruchzähigkeit mit steigender Belastungsgeschwindigkeit, wohingegen die Bruchflächen der Proben bei höheren Belastungsgeschwindigkeiten Spödbbruchanteile in den Schweißlagen zeigen.

### 6.3.4 X6 CrNi 18 11

Die Ergebnisse der Versuche am Werkstoff X6 CrNi 18 11 sind in **Tabelle A 6.9**, **Tabelle A 6.10** und **Tabelle A 6.11** zu finden. Aufgrund der hohen Zähigkeit und niedrigen Festigkeit des austenitischen Werkstoffs X6 CrNi 18 11 zeigt der Nahfeld-DMS einen kontinuierlichen Verlauf der Dehnung während des Versuchs. Die Detektion der Rißinitiierung stellt sich hierdurch zunächst als schwierig dar, da kein eindeutiger Zeitpunkt der Initiierung eines Risses festgestellt werden kann.

Nur durch eine zeitliche Ableitung des Nahfeld-DMS-Signals läßt sich aus dem zunächst elastischen, dann plastischen Anstieg der Dehnung, der Übergang in ein Plateau bei größerem Rißfortschritt erkennen. Aus diesem Grund ist die Anzeige einer Rißinitiierung bei großer plastischer Verformbarkeit des Werkstoffs von der Position des Nahfeld-DMS relativ zur Rißspitze in Rißfortschrittsrichtung abhängig. Der Nahfeld-DMS muß in Richtung Schwingriß relativ zur Rißspitze angebracht werden, um einen zuverlässigen Kennwert zu ermitteln.

Die an angeschwungenen CT25-Proben mit 20 % Seitenkerbe ermittelten Pseudoschlagbruchzähigkeitswerte liegen zwischen 240 und 320  $\text{MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  mit einer leicht steigenden Tendenz für Belastungsgeschwindigkeiten  $\dot{K} > 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ , **Bild 6.26**.



**Bild 6.26: X6 CrNi 18 11: Pseudoschlagbruchzähigkeit als Funktion der Belastungsgeschwindigkeit  $\dot{K}$  für angeschwungene und erodiergekerbte CT25-Proben (20 % seitengekerbt) bei Raumtemperatur**

Für angeschwungene und erodiergekerbte Proben ergaben sich bei quasistatischer Versuchsführung ähnliche Rißinitiierungswerte. Mit steigender Beanspruchungsgeschwindigkeit steigt die Schlagbruchzähigkeit der erodiergekerbten Proben stärker an als die der angeschwungenen.

Wie schon die Initiierungswerte, so zeigen die Pseudoschlagbruchzähigkeiten bei Maximallast für angeschwungene Proben nahezu keine Abhängigkeit von der Beanspruchungsgeschwindigkeit  $\dot{K}$ . Bei erodiergekerbten Proben ist wiederum ein leichter Anstieg um ca.  $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  feststellbar. Insgesamt liegen die Werte bei Maximallast um das 1,5-fache über den Initiierungskennwerten.

Die Bruchflächen der CT25-Proben zeigen eine zähe Bruchstruktur mit größeren und kleineren Waben, **Bild B 6.10** und **Bild B 6.11**. Bei dynamischer Versuchsführung besitzt die Bruchfläche eine gröbere Struktur als die eher feine, samtartige Wabenstruktur, unterbrochen durch größere Einschlüsse bei quasistatischer Versuchsführung. Obwohl die Proben zu 20 % seitengekerbt waren, wurden die Seitenflächen entlang des stabilen Rißfortschritts stark verformt.

Die Bestimmung der SZW am Werkstoff X6 CrNi 18 11 war schwierig, da Bereiche im Anschluß an die Stretched Zone keine typische Wabenstruktur zeigen, **Bild B 6.12** und **Bild B 6.13**. Infolge eines Gleitbruchs besitzt dieses Gebiet ein ähnliches Aussehen wie die Stretched Zone selbst und zeigt nur bei starker Vergrößerung vereinzelt Scherwaben, die entlang der Gleitbruchfläche aufgezogen wurden. An angeschwungenen Proben bildet sich die Stretched Zone bei quasistatischer bzw. dynamischer Versuchsführung unterschiedlich aus. Während sich bei langsamer Belastung der Probe kleine Risse und Unebenheiten in der 200 bis 300  $\mu\text{m}$  breiten Stretched Zone zeigen, bildet sie bei dynamischer Belastung eine gleichmäßige breite Zone von 400 bis 500  $\mu\text{m}$ . Die ermittelten Werte für die Breite der Stretched Zone des Werkstoffs X 6 CrNi 18 11 sind in Tabelle A 6.11 zusammengestellt.

An erodiergekerbten Proben wird die Messung der SZW zusätzlich durch Inseln des durch das Erodieren veränderten Materials in der Stretched Zone erschwert (**Bild B 6.14** und **Bild B 6.15**). Zwischen quasistatischer und dynamischer Versuchsführung ist keine unterschiedliche Ausbildung der Stretched Zone zu erkennen. Die SZW liegt für die erodiergekerbten Proben bei ca. 600 bis 700  $\mu\text{m}$ .

Insgesamt zeigt der Werkstoff X6 CrNi 18 11 nur ein leichtes Ansteigen der Schlagbruchzähigkeit mit steigender Beanspruchungsgeschwindigkeit. Die erodiergekerbten Proben weisen etwas höhere Werte und eine stärkere Abhängigkeit von der Beanspruchungsgeschwindigkeit  $\dot{K}$  auf.

### **6.3.5 17 MnMoV 6 4 (WB35)**

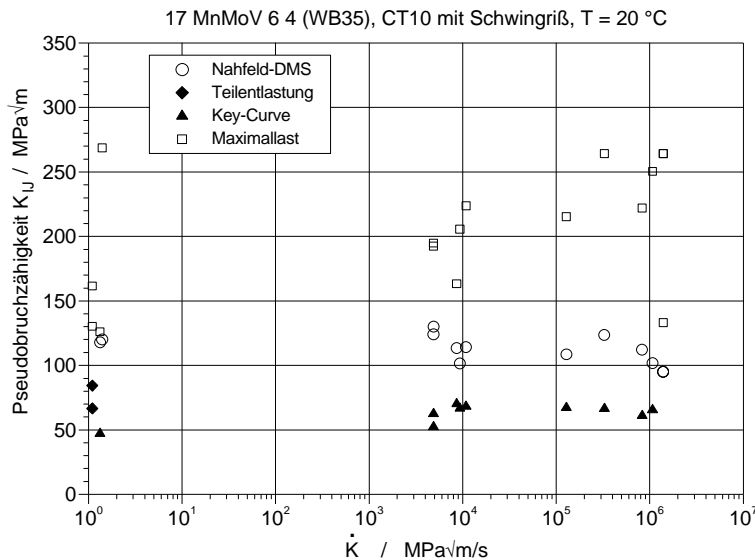
#### **6.3.5.1 Vergleich der Kerbform und Belastungsgeschwindigkeit bei Raumtemperatur**

Die Ergebnisse der Versuche mit dem Werkstoff 17 MnMoV 6 4 (WB35) bei unterschiedlichen Belastungsgeschwindigkeiten für angeschwungene CT10-Proben sind in **Tabelle A 6.12** und **Tabelle A 6.13** zusammengefaßt. **Tabelle A 6.14** und **Tabelle A 6.15** enthalten die Ergebnisse der Untersuchungen an erodiergekerbten CT10-Proben.

Die angeschwungenen CT10-Proben des Werkstoffs 17 MnMoV 6 4 (WB35) zeigen bei der Ermittlung des kritischen Wertes mit dem Nahfeld-DMS eine Pseudobruchzähigkeit  $K_{II}$  von

ca.  $120 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  für  $\dot{K} < 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ , **Bild 6.27**. Bei weiterer Steigerung von  $\dot{K}$ , sinkt infolge des Übergangs von zähem zu sprödem Bruchverhalten  $K_{II}$  wieder ab. Dabei ergeben sich Rißinitiiierungskennwerte, die unter den quasistatisch ermittelten liegen. Die Kennwerte aus dem Teilentlastungsverfahren, sowie die mit dem Key-Curve-Verfahren von Link /102/ ermittelten  $K_{II}$ -Werte liegen unter den Werten der DMS-Methode. Beim Key-Curve-Verfahren wird der kritische Wert mit Hilfe einer errechneten Rißwiderstandskurve ( $J_R$ -Kurve) und der SZW bestimmt. Für die Anzeige einer Rißinitiiierung mit Hilfe des Nahfeld-DMS wird hingegen ein kleinerer Rißfortschritt ( $\Delta a < 100\mu\text{m}$ ) benötigt, der die Rißufer entlastet. Hierdurch sind die sehr konservativen Kennwerte des Key-Curve-Verfahrens zu erklären.

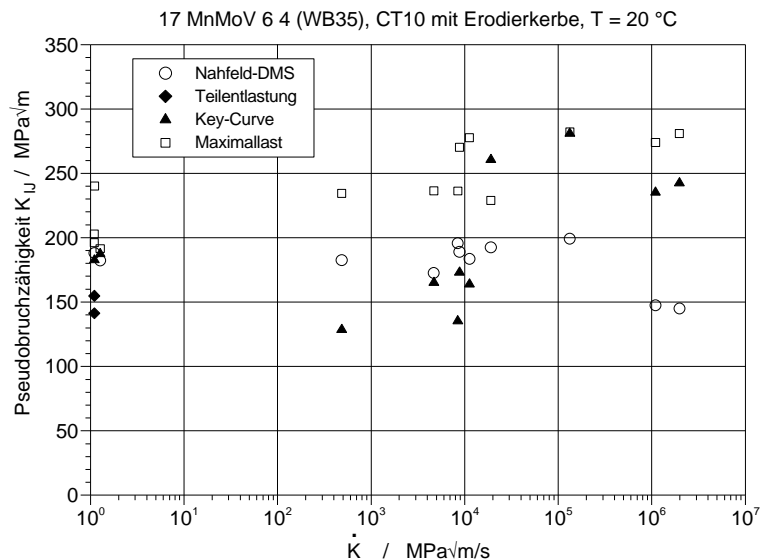
Die Pseudobruchzähigkeit bei Maximallast liegt bedingt durch einen nicht zu vernachlässigenden Rißfortschritt sehr hoch, zeigt eine große Streuung der Werte und steigt mit  $\dot{K}$  stark an.



**Bild 6.27: 17 MnMoV 6 4 (WB35): Pseudobruchzähigkeit als Funktion der Belastungsgeschwindigkeit  $\dot{K}$  für angeschwungene CT10-Proben bei Raumtemperatur**

Wie bei den angeschwungenen Proben ändert sich die Pseudobruchzähigkeit der erodiergekerbten Proben zwischen  $1 < \dot{K} < 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  nur wenig, **Bild 6.28**. Sie liegt mit ca.  $190 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  um etwa  $70 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  höher als bei den angeschwungenen Proben. Für  $\dot{K} > 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  zeigt sich wiederum ein Abfall der Initiierungswerte aufgrund des Übergangs von zähem zu sprödem Bruchverhalten. Die Kennwerte der anderen Verfahren spiegeln diesen Abfall nicht wider.

Die Bruchflächen der angeschwungenen Proben zeigen tiefe Rillen und Löcher, **Bild B 6.16** bedingt durch Einschlüsse, die senkrecht zur Rißfortschrittsrichtung ausgewalzt wurden. Ebenfalls erkennbar sind Scherlippen. Dieses Bruchaussehen zeigt sich bis zu einer Abzugsgeschwindigkeit von  $5 \text{ m/s}$  bzw.  $\dot{K} \approx 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ . Die Proben D25 wurde mit  $20 \text{ m/s}$  ( $\dot{K} = 1,4 \cdot 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ ) geprüft und zeigt nach einem nur geringen zähem Rißfortschritt einen Spröbruch.



**Bild 6.28: 17 MnMoV 6 4 (WB35): Pseudobruetzähigkeit als Funktion der Belastungsgeschwindigkeit  $\dot{K}$  für erodiergekerbte CT10-Proben bei Raumtemperatur**

Die Bruchflächen der erodiergekerbten Proben zeigen auch eine zerklüftete Bruchfläche mit Scherlippen bis zu einer Abzugsgeschwindigkeit von 5 m/s bzw.  $\dot{K} \approx 10^6$  MPa√m/s, **Bild B 6.17**. Die erodiergekerbte Probe D14 weist im Gegensatz zu der angeschwungenen Probe D25 einen größeren stabilen Rißfortschritt auf.

Die Stretched Zone an angeschwungenen Proben ist infolge der Einschlüsse sehr unterschiedlich ausgebildet (**Bild B 6.18, Bild B 6.19, Bild B 6.20**). Während sie im Durchschnitt etwa 20 bis 30 µm beträgt, ist sie in der Nähe von Einschlüssen nahezu nicht vorhanden. Die SZW zeigt keine Abhängigkeit von der Beanspruchungsgeschwindigkeit. Selbst bei Auftreten eines Sprödbruchs nach einem stabilen zähen Rißwachstum von ca. 40 µm (**Bild B 6.20, Probe D25**) zeigt die SZW keine Verringerung.

Die Bestimmung der SZW an erodiergekerbten Proben des 17 MnMoV 6 4 (WB35) erwies sich als äußerst schwierig. Wie in den **Bild B 6.21** und **Bild B 6.22** am Beispiel der Proben D6 und D13 zu sehen ist, bildet sich durch den Erodiervorgang eine Schicht aus härterem Material. Dieses Material kann sich wie bei der Probe D6 (**Bild B 6.21**) ablösen und dadurch die eigentliche Stretched Zone verdecken. Die Schicht kann aber auch wie bei der Probe D13 (**Bild B 6.22**) zerreißen, wodurch nur die zwischen den einzelnen Erodierschichtinseln entstehenden Bereiche als Stretched Zone aufsummiert werden können.

Wie aus Tabelle A 6.13 und Tabelle A 6.15 ersichtlich, ist die Breite der Stretched Zone der erodiergekerbten Proben etwa 3 bis 4 mal so groß wie die der angeschwungenen Proben. Mit der Beanspruchungsgeschwindigkeit steigt die Breite der Stretched Zone nur leicht und nimmt beim Auftreten eines Sprödbruchs wieder etwas ab.

Insgesamt zeigt die Pseudobruetzähigkeit des Werkstoffs 17 MnMoV 6 4 (WB35) für erodiergekerbte und angeschwungene Proben bei Raumtemperatur eine nur leichte Abhängigkeit von der Beanspruchungsgeschwindigkeit  $\dot{K}$ . Die Initiierungskennwerte der erodiergekerbten Proben liegen um ca. 50 % über den Werten der angeschwungenen Proben. Bei Raumtemperatur wird mit einer Beanspruchungsgeschwindigkeit von  $\dot{K} \geq 10^6$  MPa√m/s das Sprödbruchgebiet erreicht.

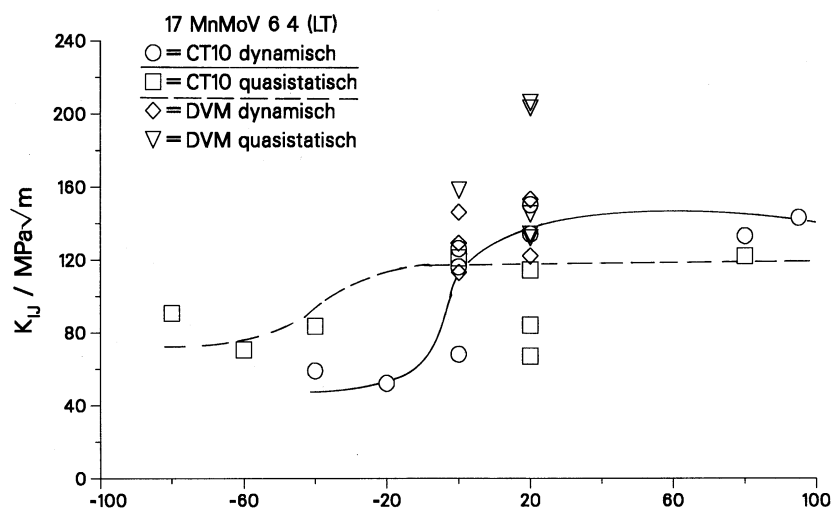


### 6.3.5.2 Ergebnisse der Kompaktzugproben bei unterschiedlichen Temperaturen

Eine Zusammenstellung der Ergebnisse für die angeschwungenen Kompaktzugproben bei unterschiedlichen Temperaturen und unterschiedlichen Entnahmerichtungen ist in **Tabelle A 6.16** bis **Tabelle A 6.19** enthalten.

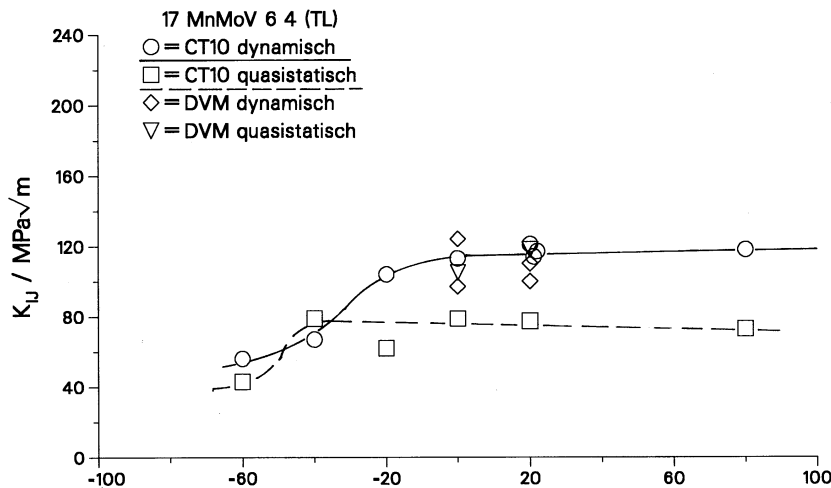
In **Tabelle A 6.18** und **Tabelle A 6.19** sind die dynamischen ( $\dot{K} \approx 8 \cdot 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ ) Rißinitiiierungskennwerte  $J_i$  der Nahfeld-DMS-Methode, die Kraft  $F_i$  bei Rißinitiiierung, die zugehörigen Werte für die Kerböffnung  $\text{COD}_i$  sowie die aus  $J_i$  berechneten  $K_{IJ}$ -Werte (EDZ) bzw.  $K_{Id}$ -Werte für die Temperaturen  $-40^\circ\text{C}$  und  $-60^\circ\text{C}$  enthalten. Die  $K_{IJSZW}$ -Werte wurden mit Hilfe der theoretischen blunting line nach DVM 002 /109/ und der Stretched Zone Width (SZW) unter Verwendung dynamischer Werkstoffkennwerte bestimmt. Ergänzend sind die Werte für die Maximalkraft  $F_{\text{max}}$ ,  $\text{COD}_{\text{max}}$  und die bei  $F_{\text{max}}$  berechnete Pseudobruchzähigkeit  $K_{IJF_{\text{max}}}$  angegeben.

Bei der Entnahmerichtung LT, **Bild 6.29**, sind die dynamischen Werte in der Hochlage höher, in der Tieflage etwas niedriger als die quasistatischen. Im Sprödbruchübergangsbereich, der hier bei  $-40^\circ\text{C}$  bis  $0^\circ\text{C}$  (quasistatisch,  $\dot{K} \approx 1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ ) bzw.  $0^\circ\text{C}$  bis  $20^\circ\text{C}$  (dynamisch,  $\dot{K} \approx 8 \cdot 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ ) liegt, treten sehr große Streuungen der Werte auf. Die nach DVM 002 /109/ ermittelten Werte stimmen bei dynamischer Belastung gut mit den mit Hilfe des Nahfeld-DMS bestimmten überein. Bei quasistatischer Beanspruchung liegen sie deutlich höher.



**Bild 6.29: Vergleich der Pseudobruchzähigkeit  $K_{IJ}$  für den Werkstoff 17 MnMoV 6 4 (WB35) in Richtung LT**

Für die Entnahmerichtung TL, **Bild 6.30**, läßt sich bei dynamischer Belastung gegenüber der statischen eine Verschiebung des Übergangsbereiches um etwa 20 K zu höheren Temperaturen hin erkennen. Die Erhöhung der dynamischen Werte in der Hochlage ist gegenüber der LT-Orientierung deutlicher, wobei die Werte insgesamt jedoch kleiner sind. Die nach DVM 002 /109/ ermittelten Werte liegen wiederum bei quasistatischer Belastung höher und bei dynamischer Belastung auf gleicher Höhe wie die mit dem Nahfeld-DMS ermittelten.

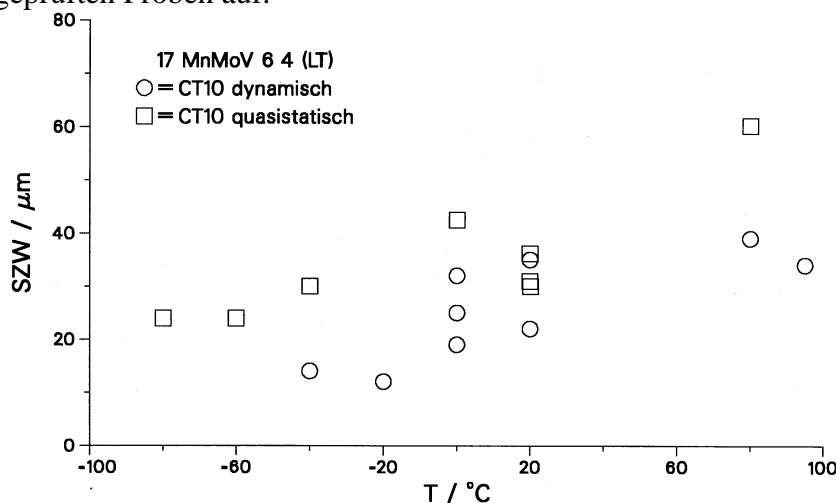


**Bild 6.30: Vergleich der Pseudobruhzähigkeit  $K_{IJ}$  für den Werkstoff 17 MnMoV 6 4 (WB35) in Richtung TL**

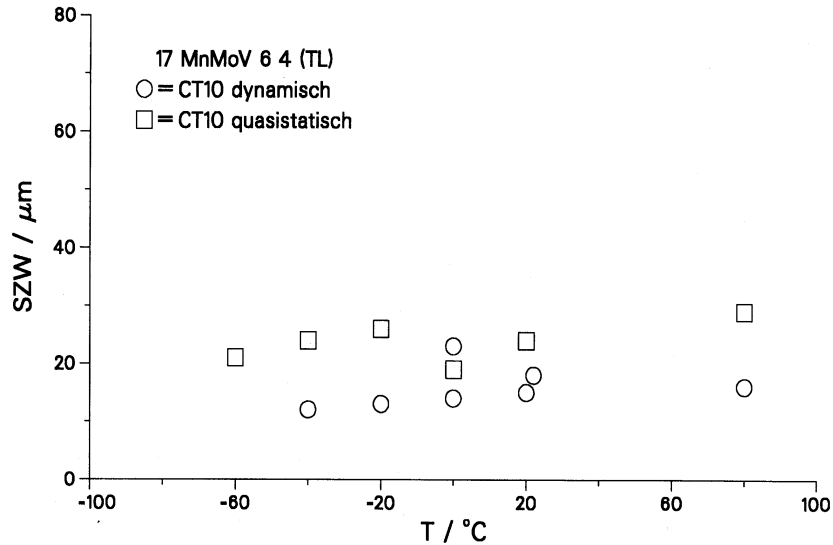
Die SZW zeigt für beide Entnahmerichtungen eine deutliche Reduktion der SZW bei dynamischer Beanspruchung ( $\dot{K} \approx 8 \cdot 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ ) in der Hochlage, **Bild 6.31** und **Bild 6.32**. Wie die ermittelten  $K_{IJ}$ -Kennwerte streuen die SZW-Werte im Übergangsbereich. Die TL-Richtung weist in der Hochlage sehr niedrige Werte auf, was gut mit der Kerbschlagarbeit korreliert.

**Bild B 6.23** und **Bild B 6.24** zeigen exemplarisch die rasterelektronenmikroskopische Bruchflächenaufnahmen der dynamisch ( $\dot{K} \approx 8 \cdot 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ ) geprüften Probe D37.1 (LT, 0°C) und DT14 (TL, 0°C). Die Bestimmung der SZW wird erschwert durch die Inhomogenität des Werkstoffs und die damit verbundene unterschiedliche Ausbildung der Stretched Zone entlang der Rißfront, durch Einschlüsse und durch die Zeiligkeit des Gefüges die, bei TL-Proben besonders deutlich erkennbar, parallel zur Rißfortschrittsrichtung auftritt.

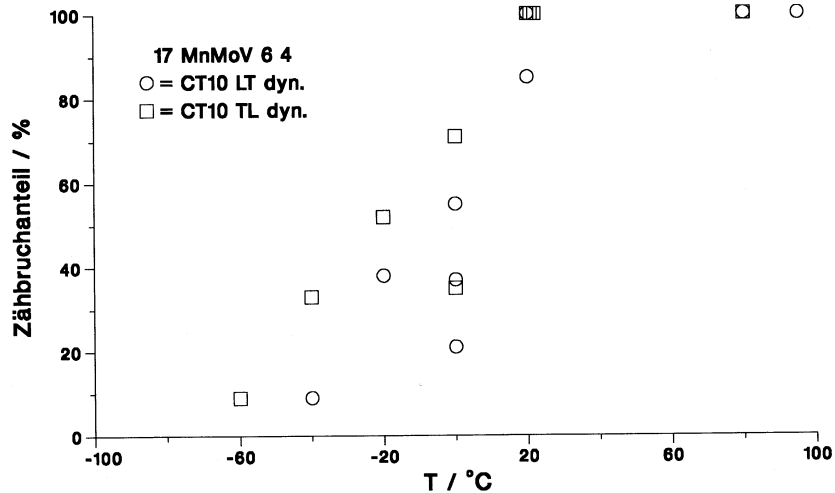
Die Untersuchung der Bruchflächen auf Zäh- und Spaltbruchanteile bei den dynamisch geprüften Proben ergibt für beide Entnahmerichtungen bei Temperaturen größer als RT reinen Zähbruch, **Bild 6.33**. Nahezu reinen Spröbruch weisen die bei -40°C in LT- und bei -60°C in TL-Richtung geprüften Proben auf.



**Bild 6.31: Vergleich der SZW für den Werkstoff 17 MnMoV 6 4 (WB35) in Richtung LT**



**Bild 6.32:** Vergleich der SZW für den Werkstoff 17 MnMoV 6 4 (WB35) in Richtung TL



**Bild 6.33:** Vergleich des Zähbruchanteils der in LT- und in TL-Richtung geprüften Proben des Werkstoffs 17 MnMoV 6 4 (WB35)

### 6.3.5.3 Ergebnisse der Kerbschlagbiegeproben mit Schwingriß bei unterschiedlichen Temperaturen

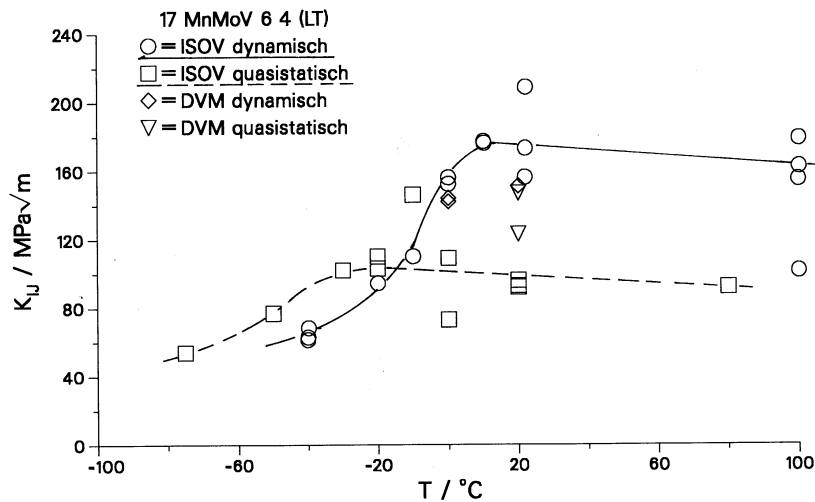
Die Versuchsergebnisse der angeschwungenen Kerbschlagbiegeproben sind in **Tabelle A 6.20** bis **Tabelle A 6.23** enthalten. Für die quasistatisch geprüften Kerbschlagbiegeproben wurden analog dem Teilentlastungsverfahren an CT-Proben die entsprechenden Kennwerte ermittelt. Für die dynamisch am invertierten Kerbschlagbiegewerk geprüften Proben wurde der kritische Wert  $K_{II}$  aus der Energie  $U_i$ , Bild 6.3, zum Zeitpunkt der Rißinitiierung bestimmt, (Tabelle A 6.22 und Tabelle A 6.23). Die entsprechenden Durchbiegungen  $\delta_i$ , wie auch die analog zum Vorgehen bei den CT-Proben aus der theoretischen blunting line nach DVM 002/109/ bestimmten  $K_{II\SZW}$ -Werte sind in den Tabellen ebenfalls enthalten.

**Bild 6.34** zeigt einen Vergleich von quasistatisch und dynamisch ( $\dot{K} \approx 8 \cdot 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ ) ermittelten  $K_{II}$ -Werten für die Entnahmerichtung LT in Abhängigkeit von der Prüftemperatur. Wie bei den CT-Proben stimmen die nach DVM 002/109/ ermittelten nur im Falle der

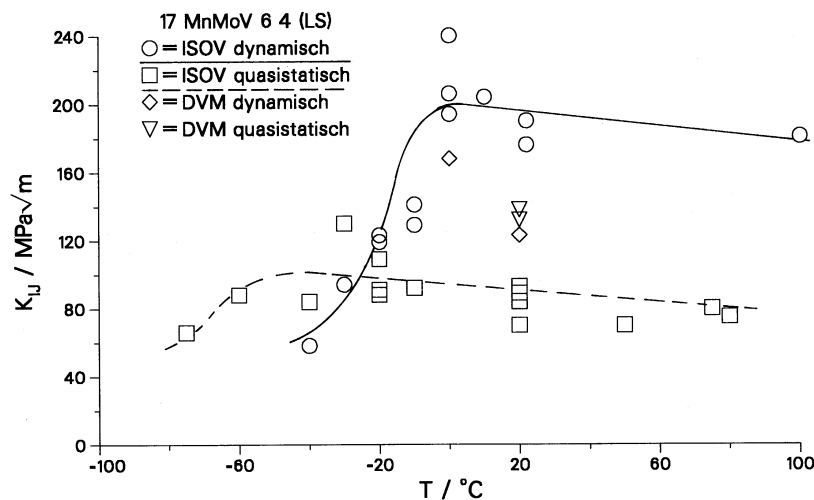
dynamischen Belastung gut mit den direkt ermittelten Werten überein. Die dynamischen Werte sind gegenüber dem quasistatischen in der Hochlage deutlich höher, streuen jedoch im Bereich höherer Zähigkeit stärker. Eine Verschiebung der Übergangstemperatur zu höheren Temperaturen ist bei dynamischer Beanspruchung erkennbar.

Dies gilt auch für die Entnahmerichtung LS, **Bild 6.35**, wobei der Übergangsbereich für diese Orientierung sowohl quasistatisch als auch dynamisch bei tieferen Temperaturen liegt. Die quasistatischen  $K_{IJ}$ -Werte sind in der Hochlage auffallend niedrig.

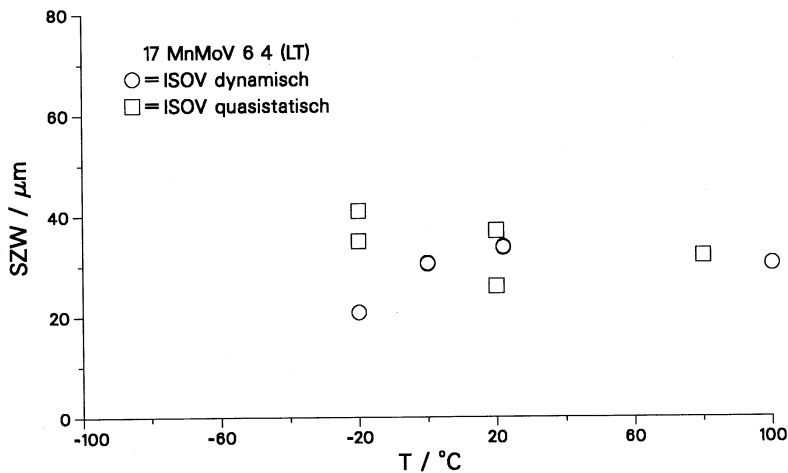
Die ermittelten Breiten der Stretched Zone sind für die LT- und LS-Orientierung in **Bild 6.36** und **Bild 6.37** dargestellt. Quasistatisch ist kein Einfluß der Temperatur im untersuchten Bereich und auch keine Orientierungsabhängigkeit zu erkennen. Bei den dynamischen Untersuchungen ( $\dot{K} \approx 8 \cdot 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ ) liegen die SZW-Werte der LS-Orientierung höher und tendenziell ist eine Zunahme mit der Temperatur zu verzeichnen.



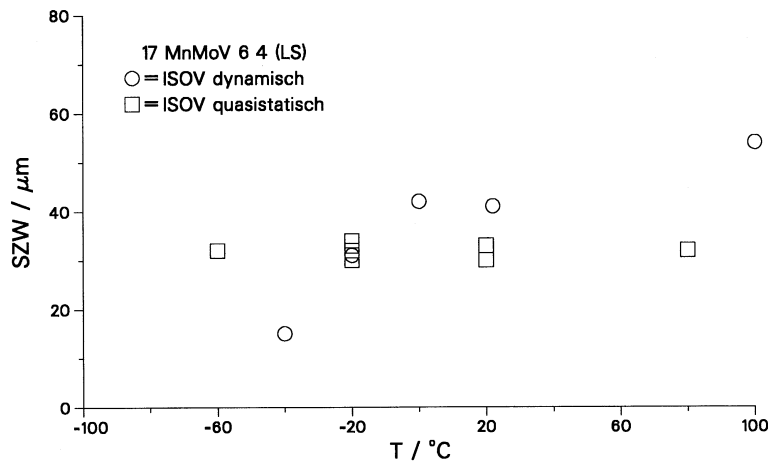
**Bild 6.34:** Vergleich von quasistatisch und dynamisch ermittelten  $K_{IJ}$ -Werten für die Entnahmerichtung LT in Abhängigkeit von der Prüftemperatur



**Bild 6.35:** Vergleich von quasistatisch und dynamisch ermittelten  $K_{IJ}$ -Werten für die Entnahmerichtung LS in Abhängigkeit von der Prüftemperatur



**Bild 6.36: Vergleich der Breiten der Stretched Zone von quasistatisch und dynamisch geprüften Kerbschlagbiegeproben mit Schwingriß für die Entnahmerichtung LT in Abhängigkeit von der Prüftemperatur**

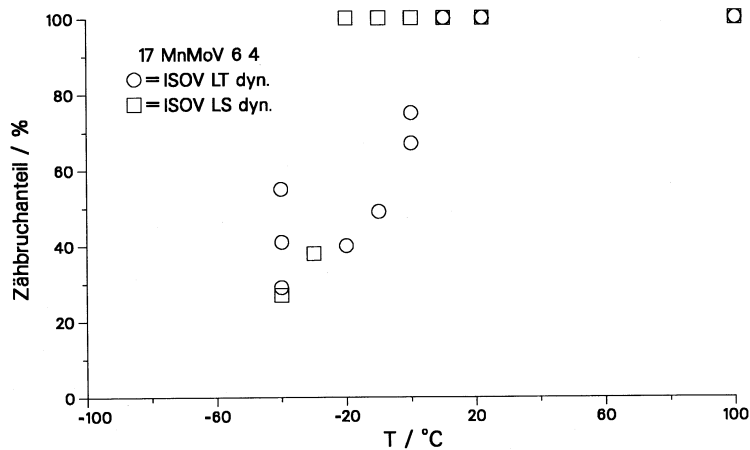


**Bild 6.37: Vergleich der Breiten der Stretched Zone von quasistatisch und dynamisch geprüften Kerbschlagbiegeproben mit Schwingriß für die Entnahmerichtung LS in Abhängigkeit von der Prüftemperatur**

Das Bild B 6.25 zeigt exemplarisch eine REM-Bruchflächenaufnahmen für die LT-Orientierung, Bild B 6.26 und Bild B 6.27 für die LS-Orientierung. Aus den im vorangegangenen Kapitel erwähnten Gründen (Einschlüsse, Zeiligkeit des Gefüges) wird auch hier die Ermittlung der SZW erschwert. Die Einschlüsse führen vor allem im quasistatischen Fall zu einer deutlichen Verkleinerung der SZW-Werte. Die Zeiligkeit tritt bei den LS-Proben senkrecht zur Rißfortschrittsrichtung auf und führt zu Anrissen senkrecht zur Bruchfläche. Bereichsweise sind somit Anteile der stretched zone im Zähbruchbereich zu finden, die bei der Bestimmung der SZW unberücksichtigt bleiben. Der geringe Unterschied der SZW zwischen quasistatischer und dynamischer Belastung erklärt die auf demselben Niveau liegenden quasistatischen und dynamischen DVM-Werte.

Die Analyse der Bruchflächenanteile, **Bild 6.38**, ergibt für die LT-Richtung bei Temperaturen oberhalb RT reinen Zähbruch, für die LS-Richtung oberhalb -30°C. Der Vergleich der Bruchflächen von seitengekerbten und nicht seitengekerbten Proben läßt nahezu keine Unterschiede erkennen. Lediglich im Übergangsbereich ( $T = -30^{\circ}\text{C}$  bei LS-,  $T = 0^{\circ}\text{C}$  bei LT-

Orientierung) ergibt sich am Probenrand eine andere Ausbildung des Zähbruchbereichs, der jedoch keine nennenswerte Auswirkung auf die Bruchflächenanalyse hat.

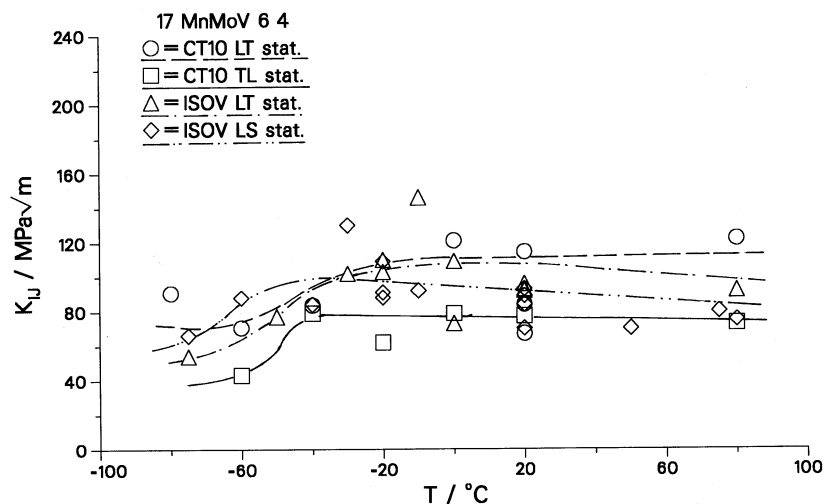


**Bild 6.38:** Zähbruchflächenanteile der dynamisch geprüften Kerbschlagbiegeproben ( $\dot{K} \gg 8 \times 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ )

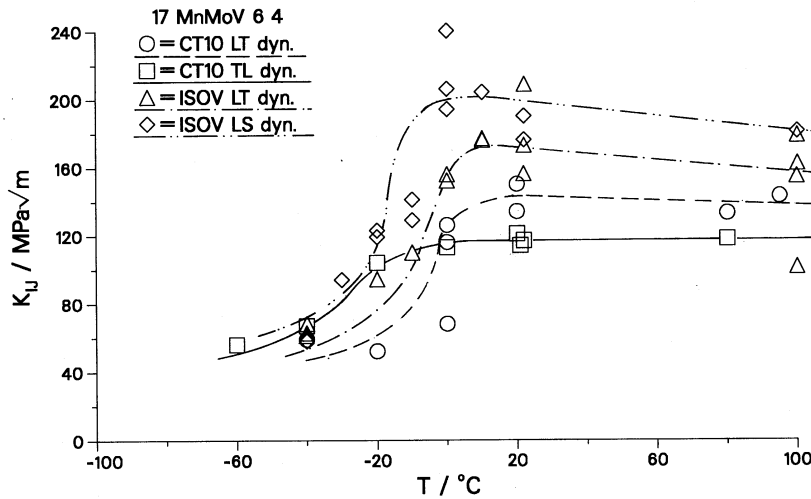
### 6.3.5.4 Vergleich der Ergebnisse für die Entnahmerichtungen LT, TL und LS

In **Bild 6.39** und **Bild 6.40** sind die ermittelten Pseudobruchzähigkeiten für alle Orientierungen jeweils für quasistatische und dynamische Beanspruchung in einer gemeinsamen Darstellung wiedergegeben. Die Abzugsgeschwindigkeit bei den dynamischen Untersuchungen entspricht größenordnungsmässig der bei den Kerbschlagbiegeversuchen gewählten. Der Anstieg läuft bei den Kerbschlagbiegeproben durch den ungedämpften Schlag schneller ab. Dementsprechend ergibt sich ein  $\dot{K}$  von etwa  $10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  gegenüber etwa  $8 \cdot 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  bei den CT-Proben. Der Wert für den Anstieg der plastischen Anteils des J-Integrals  $\dot{J}_{pl}$  ist direkt vergleichbar. Damit ist für beide Probentypen eine sich entsprechende Beanspruchungsgeschwindigkeit im bruchmechanischen Sinne gegeben.

**Bild 6.43** und **Bild 6.44** enthalten entsprechende Vergleiche für die Stretched Zone Width. Für beide Größen zeigt die TL-Orientierung die niedrigsten Werte.



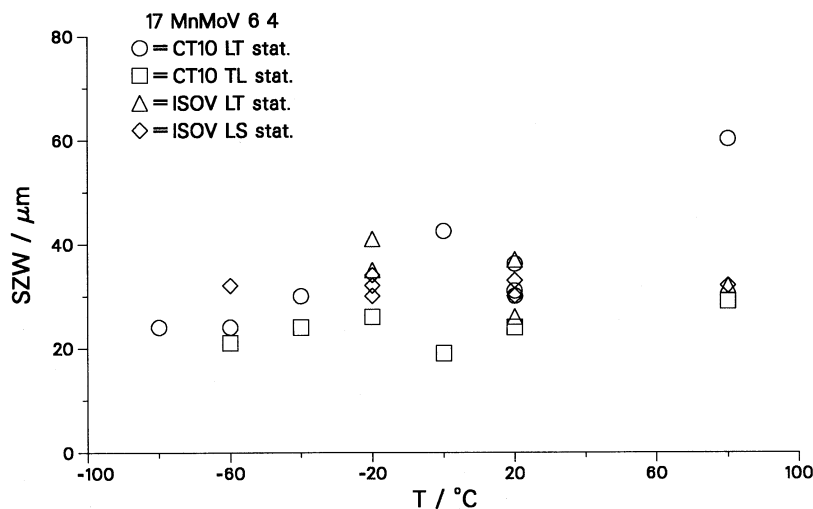
**Bild 6.39:** Zusammenstellung der quasistatisch ermittelten Pseudobruchzähigkeitwerte  $K_{IIJ}$  für die Entnahmerichtungen LT, TL und LS



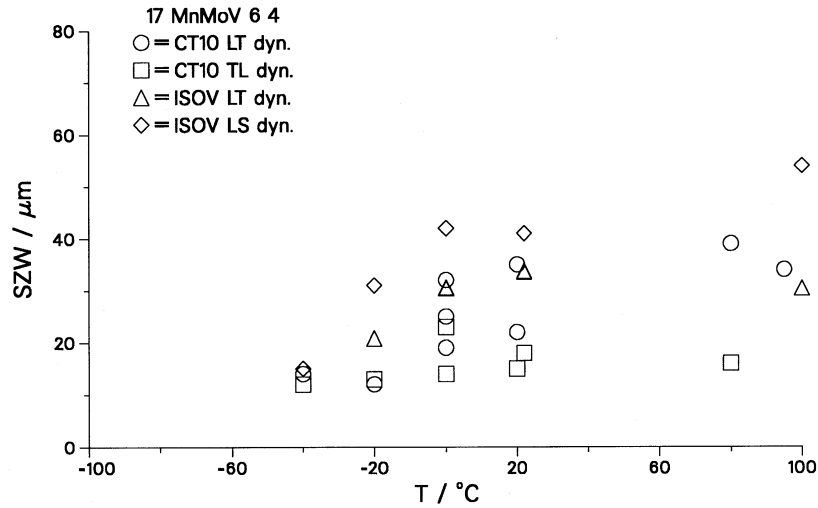
**Bild 6.40: Zusammenstellung der dynamisch ermittelten Pseudobru­ch­zähig­keit­werte  $K_{IJ}$  für die Entnahmerichtungen LT, TL und LS ( $\dot{K} \gg 8 \cdot 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  für CT10 und  $\dot{K} \gg 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  für ISOV)**

Die mit den verschiedenen Probenformen ermittelten Werte für die LT-Richtung liegen bei quasistatischer und dynamischer Versuchsführung im selben Streuband, wobei die Werte der Kerbschlagbiegeproben (ISOV) etwas höher liegen. Dabei ist zu berücksichtigen, daß die Rißinitiierung durch zwei prinzipiell unterschiedliche Verfahren bestimmt wird. Beim Streulicht-COD-Meter nach Rintamaa und Zimmermann /14/ wird die Rißinitiierung durch einen starken Anstieg des COD bestimmt. Bei zähen Werkstoffen führt erst eine größere Rißerweiterung zu einer Verkleinerung der Probensteifigkeit und damit zu einem schnelleren Anstieg des COD. Daraus erklären sich die höher liegenden Initiierungswerte der angeschwungenen Kerbschlagbiegeproben. Demhingegen liegen die Werte für die SZW in LT-Richtung der beiden unterschiedlichen Probenformen auf demselben Niveau.

Das Niveau der dynamischen Werte aller untersuchten Orientierungen ist in der Hochlage höher als das der entsprechenden quasistatischen.



**Bild 6.41: Zusammenstellung der an quasistatisch geprüften Proben gemessenen SZW für die Entnahmerichtungen LT, TL und LS**

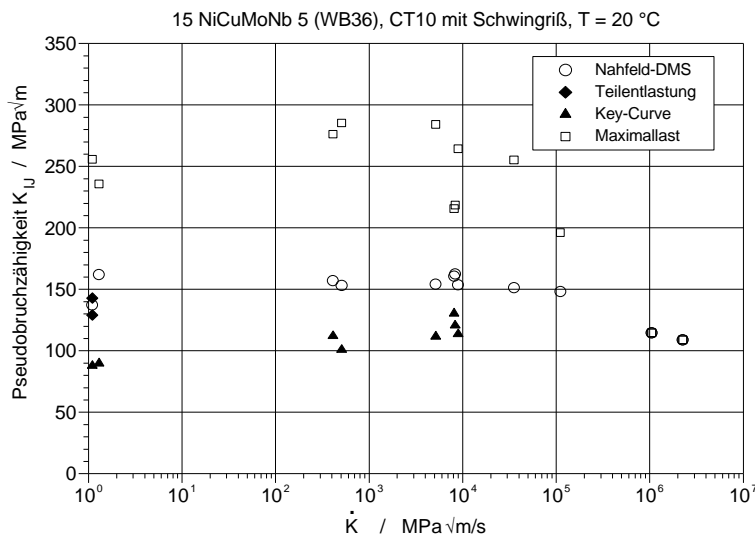


**Bild 6.42:** Zusammenstellung der an dynamisch geprüften Proben gemessenen SZW für die Entnahmerichtungen LT, TL und LS ( $\dot{K} \gg 8 \times 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  für CT10 und  $\dot{K} \gg 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  für ISOV)

### 6.3.6 15 NiCuMoNb 5 (WB36)

Die Ergebnisse der dynamischen Untersuchungen am Werkstoff 15 NiCuMoNb 5 (WB36) mit angeschwungenen CT10-Proben sind in **Tabelle A 6.24** und **Tabelle A 6.25**, für erodiergerbte Proben in **Tabelle A 6.26** und **Tabelle A 6.27** zusammengestellt.

Die mit der DMS-Methode bestimmte Pseudobruhzähigkeit  $K_{II}$  der angeschwungenen Proben zeigt Werte von ca.  $150 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  bis zu einer Beanspruchungsgeschwindigkeit  $\dot{K} = 10^4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ , **Bild 6.43**.



**Bild 6.43:** Werkstoff 15 NiCuMoNb 5 (WB36): CT10 mit Schwingriß: Pseudobruhzähigkeit als Funktion der Belastungsgeschwindigkeit  $\dot{K}$  bei Raumtemperatur

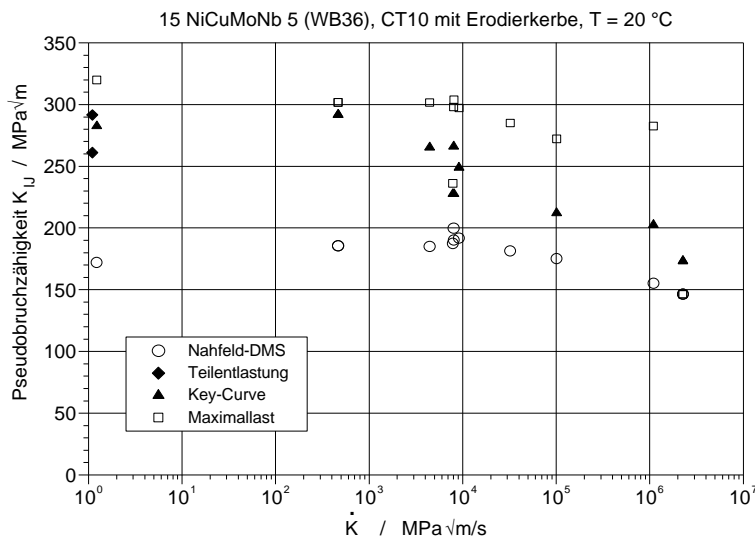
Wird  $\dot{K}$  auf  $2 \cdot 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  erhöht, sinkt  $K_{II}$  infolge des Übergangs zu sprödem Materialverhalten auf ca.  $110 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ab. Dieser Übergang von zähem zu sprödem Bruchverhalten wird auch in den  $K_{II}$ -Werten bei Maximallast deutlich. Im Gegensatz zu den Initiierungswerten aus der DMS-Methode steigen diese Werte zunächst von  $250 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  auf ca.  $280 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  bei



$\dot{K} \approx 10^3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  an. Bei  $\dot{K} > 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  ist der Übergang zu sprödem Materialverhalten erreicht und  $K_{II}$  sinkt bis auf die Nahfeld-DMS-Werte ab.

Die mit dem Key-Curve-Verfahren von Link /102/ ermittelten  $K_{II}$ -Werte liegen um ca.  $50 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  unter den DMS-Werten und steigen zu höherem  $\dot{K}$  leicht an. Im Bereich des Übergangs ( $\dot{K} > 10^4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ ) können mit dem Key-Curve-Verfahren keine Werte ermittelt werden. Im Gegensatz zum Werkstoff 17 MnMoV 6 4 (WB35) stimmen hier die  $K_{II}$ -Werte aus dem Teilentlastungsverfahren gut mit den quasistatischen ermittelten Initiierungswerten überein.

Wie schon beim Werkstoff 17 MnMoV 6 4 (WB35) zeigen die erodiergekerbten CT10-Proben des Werkstoffs 15 NiCuMoNb 5 (WB36) höhere  $K_{II}$ -Werte (**Bild 6.44**). Die  $K_{II}$ -Werte der DMS-Methode und bei Maximallast zeigen eine ähnliche Abhängigkeit wie die Werte der angeschwungenen Proben und liegen um ca.  $40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  höher. Beim Übergang zu sprödem Materialverhalten ist ein langsamerer Abfall der  $K_{II}$ -Werte für  $\dot{K} > 10^4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  zu erkennen.  $K_{II}$  aus dem Teilentlastungsverhalten stimmt bei den erodiergekerbten Proben gut mit den Key-Curve-Werten von Link /102/ überein, wobei die Key-Curve-Werte um ca.  $200 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  über den Werten der mit Schwingriß versehenen Proben liegen.



**Bild 6.44: Werkstoff 15 NiCuMoNb 5 (WB36): CT10 mit Erodierkerbe: Pseudobruetzähigkeit als Funktion der Belastungsgeschwindigkeit  $\dot{K}$  bei Raumtemperatur**

Die Bruchflächen der angeschwungenen CT10-Proben des 15 NiCuMoNb 5 (WB36), **Bild B 6.28**, zeigen eine feine Wabenstruktur mit sehr großem Scherlippenanteil. Bei einer Abzugsgeschwindigkeit von  $1 \text{ m/s}$  ( $\dot{K} = 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ ) zeigt sich, nach nur sehr kleinem stabilem Rißwachstum ein Spröbruch. Bei  $20 \text{ m/s}$  ( $\dot{K} = 2 \cdot 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ ) weist die Bruchfläche einen großen Spröbruchanteil auf.

Die Bruchflächen der erodiergekerbten CT10-Proben, **Bild B 6.29** zeigen wie schon die der angeschwungenen Proben ebenfalls eine feine Wabenstruktur mit sehr großem Scherlippenanteil. Bei einer Abzugsgeschwindigkeit von  $1 \text{ m/s}$  ( $\dot{K} = 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ ) trat ebenfalls Spröbruch auf, wobei der anfängliche stabile Rißfortschritt größer ist als bei den ange-

schwungenen CT10-Proben. Bei 20 m/s ( $\dot{K} = 2 \cdot 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ ) ist nur noch ein leichtes Zähbruchband zwischen Erodierkerbe und Sprödbruch zu erkennen.

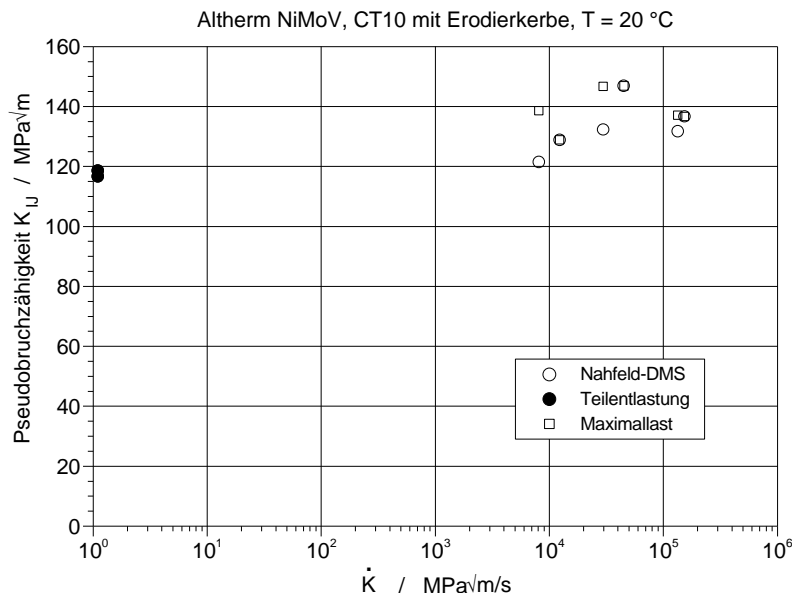
Bei quasistatischer Versuchsführung bildet sich eine ca. 40  $\mu\text{m}$  breite Stretched Zone aus, **Bild B 6.30**. Dagegen ist die Stretched Zone bei der Probe E21 ( $v = 20 \text{ m/s}$ ) nur ein ca. 20  $\mu\text{m}$  breites Band, **Bild B 6.31**. Einem ca. 40  $\mu\text{m}$  breitem stabilem Rißfortschritt folgt der spröde transkristalline Bruch. Die Breite der Stretched Zone zeigt nur bei Auftreten eines Sprödbruchs eine eindeutige Verkleinerung. Die SZW ist bei den erodiergekerbten Proben ca. vier Mal so groß und zeigt eine Verkleinerung der Werte mit steigender Beanspruchungsgeschwindigkeit.

Insgesamt steigt die Pseudobruchzähigkeit am Werkstoff 15 NiCuMoNb 5 (WB36) für erodiergekerbte und angeschwungene Proben nur leicht mit der Beanspruchungsgeschwindigkeit. Die Initiierungskennwerte der erodiergekerbten Proben zeigen nur leicht erhöhte Werte gegenüber den angeschwungenen CT10-Proben. Bei Raumtemperatur wird mit einer Beanspruchungsgeschwindigkeit von  $\dot{K} > 10^4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  das Übergangsgebiet des Zäh- zum Sprödbruch erreicht.

### 6.3.7 Altherm NiMoV

Der Werkstoff Altherm NiMoV zeigt im Teilentlastungsverfahren an CT10-Proben mit Erodierkerbe Rißinitiierungswerte von ca. 118  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ , **Tabelle A 6.28**. Bei Beanspruchungsgeschwindigkeit  $\dot{K} > 10^4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  steigt die Schlagbruchzähigkeit an und sinkt dann infolge des Übergangs von Zäh- zu Sprödbruch wieder auf Werte von ca. 135  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  ab, **Bild 6.45**.

Die Bruchflächen der CT10-Proben zeigen eine ausgeprägte Struktur in Walzrichtung mit tiefen Rinnen.



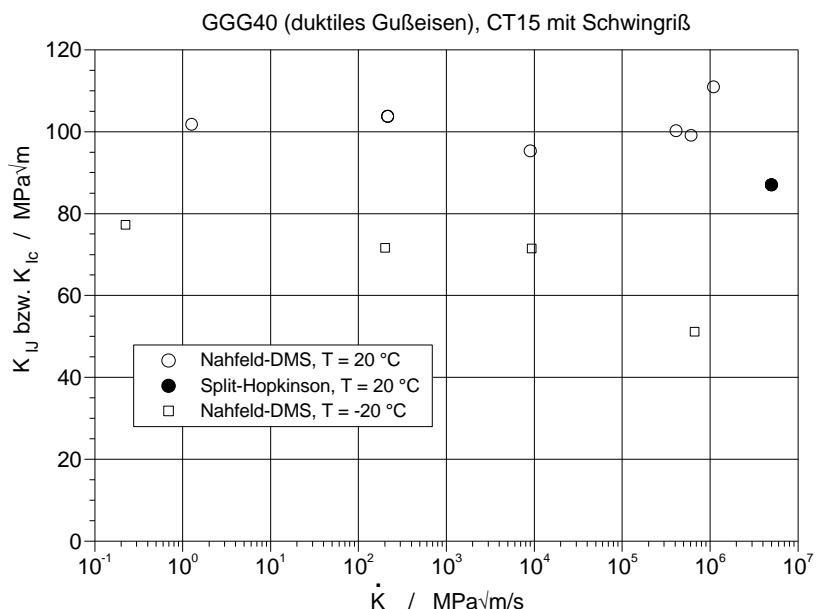
**Bild 6.45: Werkstoff Altherm NiMoV : CT10 mit Erodierkerbe: Pseudobruchzähigkeit als Funktion der Belastungsgeschwindigkeit  $\dot{K}$  bei Raumtemperatur**

### 6.3.8 GGG 40 (duktiler Gußeisen)

Tabelle A 6.29 und Tabelle A 6.30 enthalten die ermittelten Kennwerte für das duktile Gußeisen GGG 40. Die Schlagbruchzähigkeit bei Raumtemperatur zeigt nahezu keine Abhängigkeit von der Beanspruchungsgeschwindigkeit und liegt bei ca. 100 MPa√m, Bild 6.46. Für T = -20 °C sinkt die Schlagbruchzähigkeit von ca. 80 MPa√m auf unter 60 MPa√m mit steigendem  $\dot{K}$  ab.

Die Bruchflächen der CT15-Proben zeigen eine matte, rauhe mit dunklen Flecken durchsetzte Fläche, wohingegen die Probe bei einem  $\dot{K} > 10^5$  MPa√m/s und T = -20 °C eine kristallin glänzende Spröbruchfläche zeigt, Bild B 6.32.

Insgesamt weist der Werkstoff GGG40 (duktiler Gußeisen) eine geringe Abhängigkeit der Pseudoschlagbruchzähigkeit von der Beanspruchungsgeschwindigkeit  $\dot{K}$  auf. Er erreicht bei einer Temperatur von -20 °C und  $\dot{K} > 10^5$  MPa√m/s nur noch eine Pseudoschlagbruchzähigkeit von knapp über 50 MPa√m.



**Bild 6.46: Werkstoff GGG40 (duktiler Gußeisen): CT15 mit Schwingriß: Pseudobruhzähigkeit als Funktion der Belastungsgeschwindigkeit  $\dot{K}$  bei Raumtemperatur**

### 6.4 Vergleich mit den ASME-Grenzkurven

Neben dem Vergleich mit den Key-Curve-Ergebnissen von Link /102/ und den mit Pulsbelastung bestimmten Ergebnissen für Belastungsgeschwindigkeiten  $\dot{K} > 10^6$  MPa√m/s aus /24/ sollen nachfolgend die Bruchzähigkeiten der Werkstoffe 17 MoV 8 4 (mod., KS22), 20 MnMoNi 5 5, 10 MnMoNi 5 5, 17 MnMoV 6 4, 15 NiCuMoNb 5 und Altherm NiMoV den Grenzkurven nach ASME Boiler and Pressure Vessel Code gegenübergestellt werden.

Der ASME Boiler and Pressure Vessel Code Section III definiert die  $K_{IR}$ -Referenzkurve als untere Grenzkurve der statischen oder dynamischen Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$ ,  $K_{Id}$  sowie der Rißstoppzähigkeit  $K_{Ia}$ . Diese Kurve basiert auf Untersuchungen /115/ an US-amerikanischen Druckbehälterstählen des Typs A533 B Cl.1 bzw. A508 Cl.2/Cl.3 und wird als untere Einhüllende aller bekannten Meßwerte angesehen. Zur besseren Vergleichbarkeit wird die

Bruchzähigkeit nicht als Funktion der Temperatur aufgetragen, sondern auf die Referenz-Sprödbbruchübergangstemperatur  $RT_{NDT}$  bezogen. Die Grenzkurve gilt für Stähle mit  $R_{p0,2} \leq 345$  MPa bei RT bzw. mit Einschränkungen auch für den Bereich  $345 \text{ MPa} \leq R_{p0,2} \leq 620$  MPa.

In ASME Boiler and Pressure Vessel Code Section XI-Div.1/ A-4000 werden zwei weitere Grenzkurven angegeben, die untere Grenzkurven für statische Rißeinleitung ( $K_{Ic}$ ) und für Rißstopp ( $K_{Ia}$ ) darstellen.

$$K_{Ic} = 36,5 + 3,084 \cdot e^{0,036 \cdot (T - RT_{NDT} + 55,6)} \quad (6.48)$$

$$K_{Ia} = 29,43 + 1,344 \cdot e^{0,0261 \cdot (T - RT_{NDT} + 89)} \quad (6.49).$$

Mit Ausnahme des Bereichs  $187 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \leq K \leq 220 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ist die  $K_{Ia}$ -Kurve mit der  $K_{IR}$ -Kurve identisch.

Das Konzept der Sprödbbruchabsicherung und die entsprechenden Grenzkurven wurden in das deutsche Regelwerk übernommen /116/.

In der Zwischenzeit liegen Erkenntnisse vor, daß die  $K_{IR}$ -Referenzkurve nicht unter allen Umständen eine konservative untere Grenzkurve der bruchmechanischen Eigenschaften darstellt. Nach Gillot /117/ und Demler /2/ gilt dies nicht nur für Werkstoffe wie 17 MoV 8 4 (mod.), die das oben genannte Kriterium für  $R_{p0,2}$  nicht erfüllen, sondern auch für Werkstoffe wie 22 NiMoCr 3 7 (KS07), der diese Voraussetzung erfüllt.

Zum anderen erreichen von den hier untersuchten ferritischen Werkstoffen nur die zwei Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 und 10 MnMoNi 5 5 den von der  $K_{Ic}$ -Grenzkurve geforderten Hochlagenwert von  $220 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

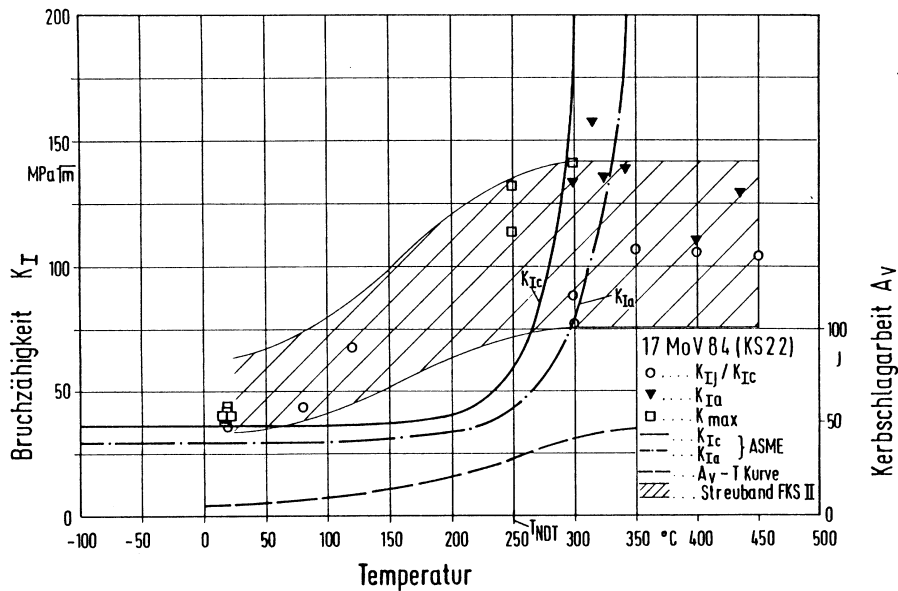
Es soll deshalb im Folgenden zunächst untersucht werden, inwieweit die im Rahmen dieser Arbeit ermittelten quasistatischen und dynamischen bruchmechanischen Kennwerte durch die erwähnten Grenzkurven konservativ abgesichert werden.

#### 6.4.1.1 Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod., KS22)

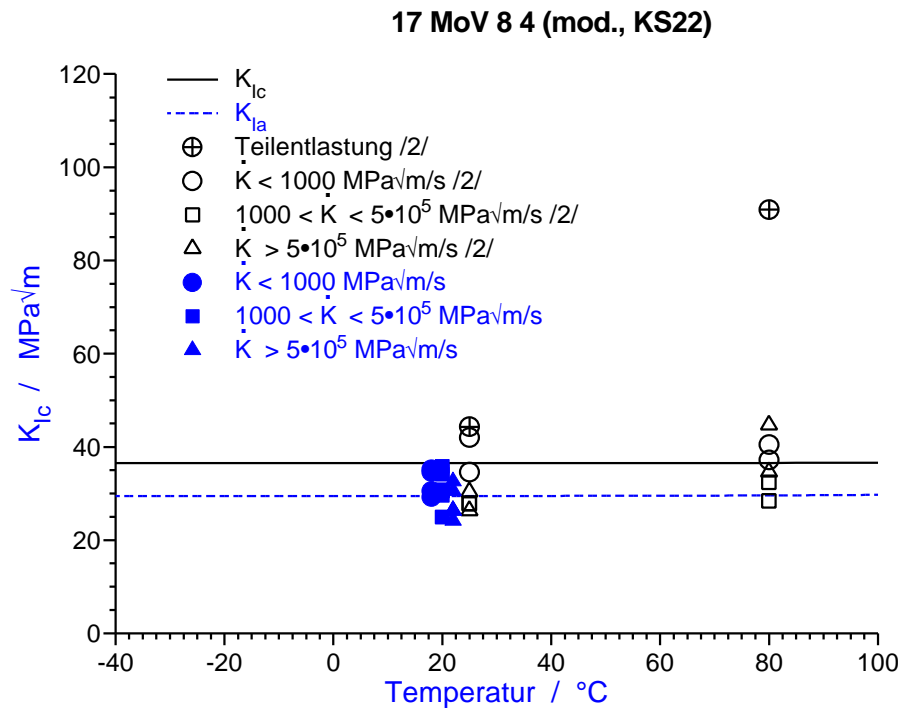
Für den Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod., KS22) konnte keine  $RT_{NDT}$ -Temperatur bestimmt werden. Außerdem erfüllt dieser Werkstoff das Streckgrenzenkriterium nicht. Nach **Bild 6.47** erreicht das Streuband der FKS II-Ergebnisse in der Tieflage die  $K_{Ic}$ -Kurve und überschreitet im Übergangsbereich beide Grenzkurven.

**Bild 6.48** zeigt einen Vergleich der Ergebnisse mit Werten von Demler /2/ und den  $K_{Ic}$ - bzw.  $K_{Ia}$ -Grenzkurven. Aufgrund der hohen NDT-Temperatur von  $250^\circ\text{C}$  für den Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod., KS22) verlaufen die beiden Grenzkurven im Bereich der hier untersuchten Temperatur sehr flach. Die  $K_{Ia}$ -Kurve, die zum Vergleich mit den  $K_{Id}$ -Werten herangezogen werden muß, wird von einigen Werten unterschritten. Für den Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod., KS22) kann folgendes festgestellt werden:

- Die  $K_{Ic}$ -Werte liegen nahezu alle unterhalb der  $K_{Ic}$ -Grenzkurve.
- $K_{Id}$  liegt vermutlich tiefer als  $K_{Ia}$ -Grenzkurve.
- Die  $K_{Ia}$ -Grenzkurve wird ab einer Belastungsgeschwindigkeit von  $\dot{K} > 10^3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  von einigen Werten unterschritten.



**Bild 6.47: Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod., KS22): Ergebnisse der bruchmechanischen Untersuchungen an Kleinproben nach Demler /2/ und FKS II /17/**



**Bild 6.48: Werkstoff 17 MoV 8 4: Vergleich der Ergebnisse mit den  $K_{Ic}$ - und  $K_{Ia}$ -Grenzkurven und den Ergebnissen von Demler /2/**

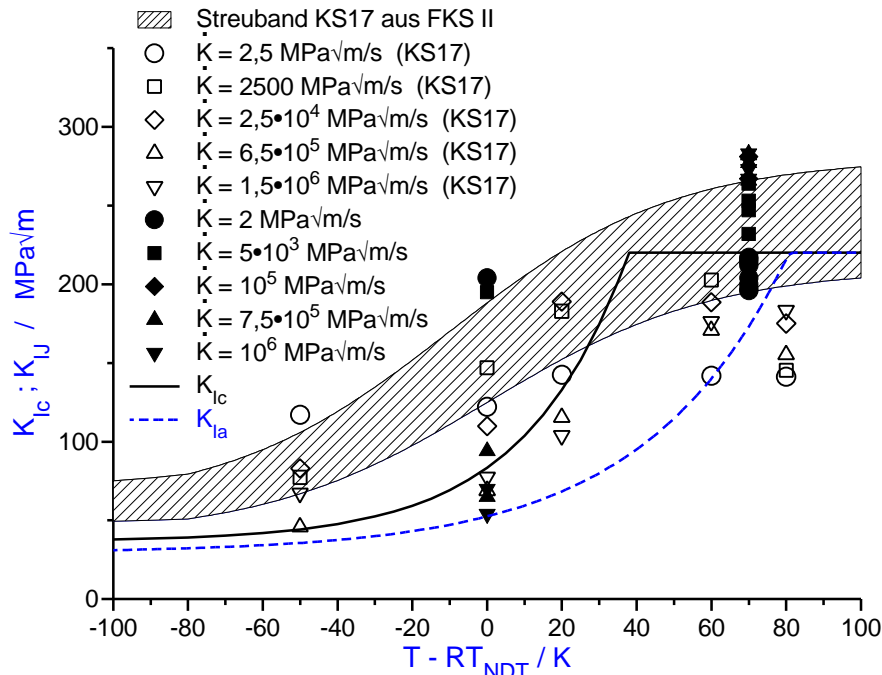
#### 6.4.1.2 Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 und 10 MnMoNi 5 5

Die hier untersuchten Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 und 10 MnMoNi 5 5 erfüllen die Voraussetzungen des ASME BPVC.

Beim Vergleich der bruchmechanischen Ergebnisse des Werkstoffs 20 MnMoNi 5 5 mit den Ergebnissen von Demler /2/ und dem Streuband aus FKS II /17/ für den Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 (KS17), **Bild 6.49**, wird deutlich, daß bei quasistatischer Versuchsführung der hier untersuchte Werkstoff eine etwas höhere Bruchzähigkeit aufweist. Bei Belastungsge-

schwindigkeiten von  $\dot{K} > 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  ergeben sich in der Hochlage höhere Werte als bei Demler und FKS II. Im Übergangsbereich werden jedoch bei Belastungsgeschwindigkeiten von  $\dot{K} > 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  ähnliche Werte erreicht, wie vom 20 MnMoNi 5 5 (KS17), die unterhalb der  $K_{Ic}$ -Grenzkurve liegen. Wie bei Demler und FKS II liegen die quasistatischen Werte in der Hochlage unterhalb der geforderten Hochlagenzähigkeit von  $220 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

Im Bereich des Übergangs liegt die Bruchzähigkeit für  $\dot{K} < 10^4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  über den Grenzkurven, fällt jedoch unter die  $K_{Ic}$ -Kurve bei  $\dot{K} > 10^4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  und erreicht bei  $\dot{K} = 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  sogar die  $K_{Ia}$ -Grenzkurve.



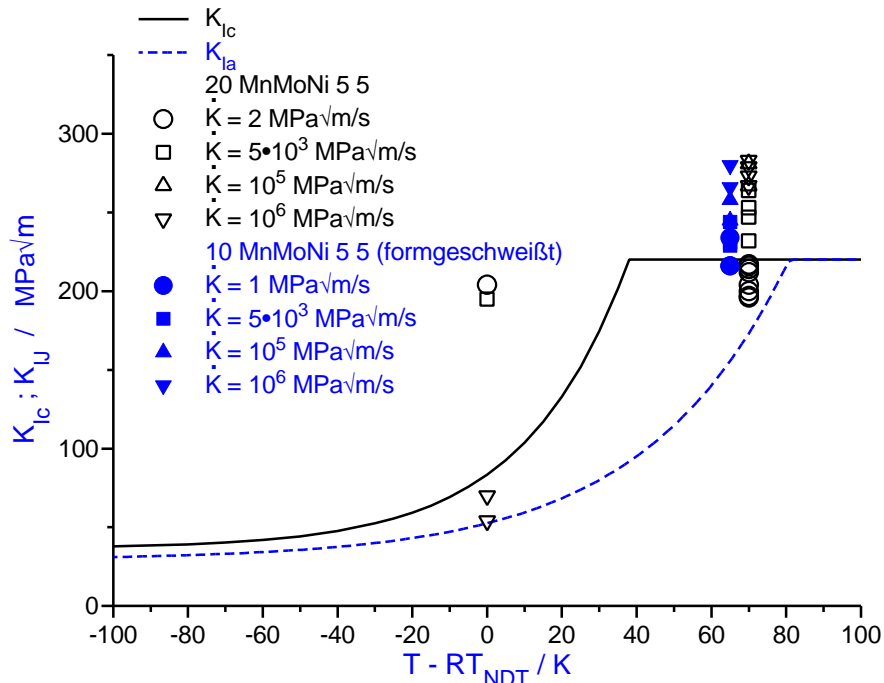
**Bild 6.49: Werkstoff 20 MnMoNi 5 5: Vergleich der Ergebnisse mit den  $K_{Ic}$ - und  $K_{Ia}$ - bzw.  $K_{IR}$ -Grenzkurven, den Ergebnissen von Demler /2/ und dem FKS II-Streuband /17/**

**Bild 6.50** zeigt den Vergleich der Ergebnisse des Werkstoffs 10 MnMoNi 5 5 mit den Grenzkurven und den Ergebnissen des Werkstoffs 20 MnMoNi 5 5. Der Werkstoff 10 MnMoNi 5 5 zeigt ein ähnliches Verhalten wie der Werkstoff 20 MnMoNi 5 5. Aufgrund der im quasistatischen höheren Bruchzähigkeitswerte des 10 MnMoNi 5 5 verfehlt dieser nur knapp die geforderte Mindestzähigkeit in der Hochlage von  $220 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

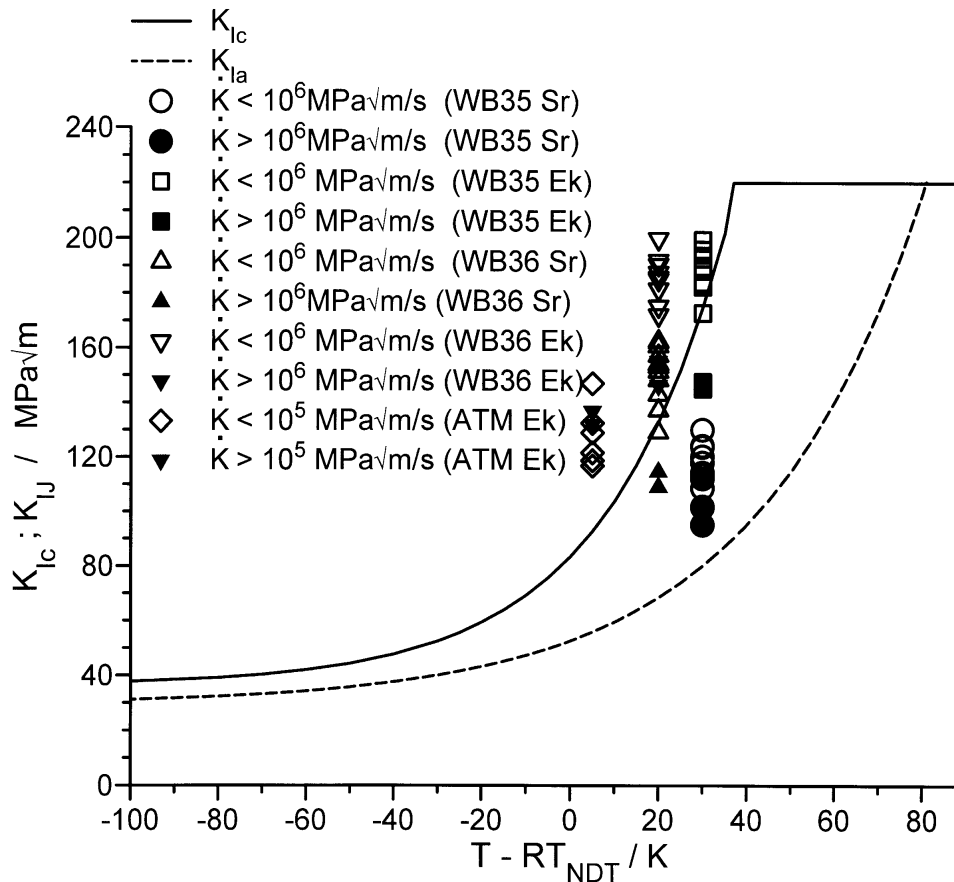
### 6.4.1.3 Werkstoffe 17 MnMoV 6 4, 15 NiCuMoNb 5, Altherm NiMoV

**Bild 6.51** zeigt den Vergleich der bei RT ermittelten Ergebnisse für die Werkstoffe 17 MnMoV 6 4, 15 NiCuMoNb 5, Altherm NiMoV. Die ermittelten Bruchzähigkeiten an angeschwungenen CT-Proben des Werkstoffs 17 MnMoV 6 4 (WB35) liegen alle unterhalb der  $K_{Ic}$ -Grenzkurve. Bei den erodiergekerbten Proben liegen nur die Ergebnisse mit einer Belastungsgeschwindigkeit von  $\dot{K} > 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  unter der  $K_{Ic}$ -Grenzkurve.

Für den Werkstoff 15 NiCuMoNb 5 (WB36) finden sich nur für CT-Proben mit Schwingriß und einer Belastungsgeschwindigkeit  $\dot{K} > 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  Bruchzähigkeitswerte unterhalb der  $K_{Ic}$ -Referenzkurve.



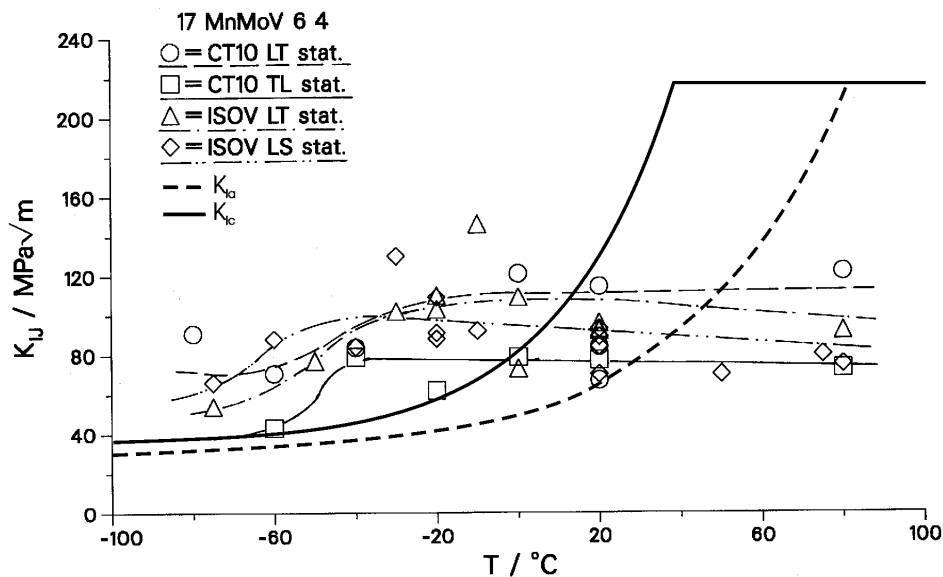
**Bild 6.50: Werkstoff 10 MnMoNi 5 5: Vergleich der Ergebnisse mit den  $K_{Ic}$ - und  $K_{Ia}$ - bzw.  $K_{IR}$ -Grenzkurven und den Ergebnissen des Werkstoffs 20 MnMoNi 5 5**



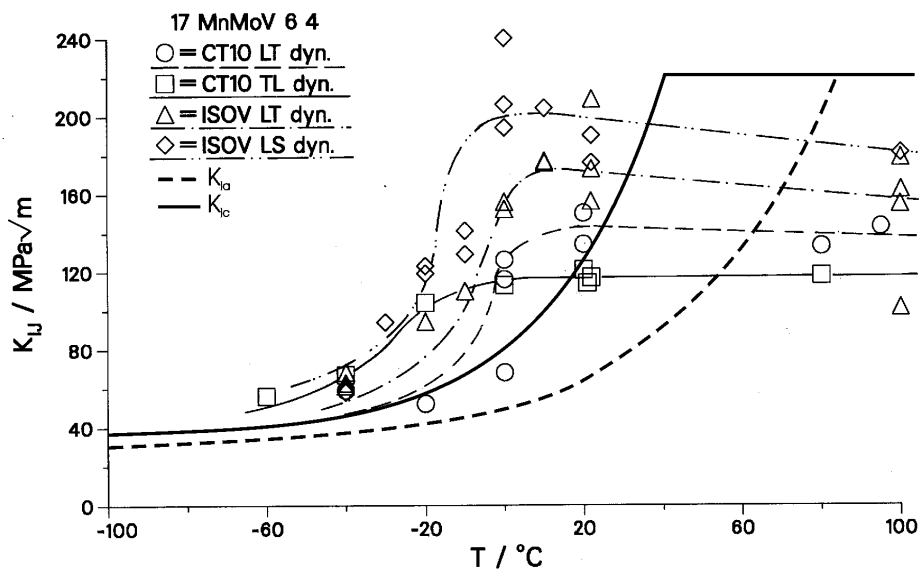
**Bild 6.51: Werkstoffe 17 MnMoV 6 4, 15 NiCuMoNb 5, Altherm NiMoV: Vergleich der Ergebnisse mit den  $K_{Ic}$ - und  $K_{IR}$ -Grenzkurven**

Beim Werkstoff Altherm NiMoV liegen bei RT schon Bruchzähigkeiten im unteren Teil des Überganggebietes vor. Die an erodiergekerbten Proben ermittelten Werte liegen circa 20 bis 40 MPa√m über der  $K_{Ic}$ -Grenzkurve.

**Bild 6.52** zeigt die bei unterschiedlichen Temperaturen und quasistatischer Versuchsführung ermittelten Bruchzähigkeitswerte für verschiedene Entnahmerichtungen im Vergleich mit den  $K_{Ic}$ - und  $K_{Ia}$ - bzw.  $K_{IR}$ -Grenzkurven. Alle Entnahmerichtungen erreichen in der Hochlage nur 80 bis 100 MPa√m bei quasistatischer Versuchsführung. Die Übergangstemperaturen liegen bei ca. -45 bis -65 °C. Bei dynamischer Versuchsführung, **Bild 6.53**,  $\dot{K} \approx 10^6$  MPa√m/s, liegen die Übergangstemperaturen bei -5 bis -25 °C, was einer Verschiebung der Übergangstemperatur von ca. 40 °C entspricht. In der Hochlage ergeben sich für die LS- und LT-Orientierung weitaus höhere Werte als bei quasistatischer Versuchsführung, erreichen jedoch nicht den geforderten Wert von 220 MPa√m.



**Bild 6.52:** Werkstoffe 17 MnMoV 6 4 (WB35): Vergleich der statisch ermittelten  $K_{IJ}$ -Werte mit den  $K_{Ic}$ - und  $K_{IR}$ -Grenzkurven



**Bild 6.53:** Werkstoffe 17 MnMoV 6 4 (WB35): Vergleich der dynamisch ermittelten  $K_{IJ}$ -Werte ( $\dot{K} \gg 10^6$  MPa√m/s) mit den  $K_{Ic}$ - und  $K_{IR}$ -Grenzkurven



## 6.5 Diskussion der bruchmechanischen Untersuchungen

Mit den Voruntersuchungen zur Versuchsdurchführung und zur Versuchsauswertung konnten folgende Ergebnisse erzielt und bestätigt werden:

- Bis auf den Werkstoff X 6 CrNi 18 11 konnte für alle Werkstoffe eine Position der DMS zur Kraftmessung an CT-Proben gefunden werden, die einen linearen Zusammenhang der Dehnung mit der Kraft auf die Probe bei quasistatischer Versuchsführung ergab. Für den Werkstoff X 6 CrNi 18 11 mußte eine Kalibrierkurve verwendet werden. Anhand von elastisch-plastischen dynamischen Finite-Elemente-Analysen konnte der Nachweis erbracht werden, daß auch bei dynamischer Versuchsführung die quasistatisch ermittelten Kalibrierfaktoren und -kurven ihre Gültigkeit besitzen.
- Die in Kapitel 6.2.4 erläuterte Versuchstechnik für CT-Proben ist im untersuchten Bereich der Temperatur und Belastungsgeschwindigkeit für die Ermittlung von Rißeinleitungskennwerten geeignet. Insbesondere konnte durch experimentelle Untersuchungen festgestellt werden, daß der Nahfeld-DMS unter der Voraussetzung der Applikation entgegen der Rißfortschrittsrichtung bei elastisch-plastischem Materialverhalten ein dem Winkel der Hauptdehnung weitgehend proportionales Signal liefert und damit eine eindeutige Detektion der Rißinitiierung gewährleistet.
- Zur Beschreibung der Belastungsgeschwindigkeit wird bei linearelastischem Materialverhalten die zeitliche Ableitung der Bruchzähigkeit verwendet. Eine Beschreibung der Belastungsgeschwindigkeit bei elastisch-plastischem Materialverhalten mit der zeitlichen Ableitung des plastischen Anteils des J-Integrals  $\dot{J}_{pl}$  stellt die Übertragbarkeit der an Kleinproben gewonnenen Ergebnisse auf Bauteile sicher.

Für die bruchmechanischen Ergebnisse der untersuchten Werkstoffe können folgende Aussagen getroffen werden:

- Für den Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod., KS22), der in der Zähigkeitstieflage untersucht wurde, ergab sich eine nur geringe Abhängigkeit der Bruchzähigkeit von der Belastungsgeschwindigkeit. Mit steigender Belastungsgeschwindigkeit ergaben sich unter die  $K_{Ic}$ - und  $K_{Ia}$ - bzw.  $K_{IR}$ -Grenzkurve absinkende Werte der Bruchzähigkeit.
- Der Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 zeigt bei Raumtemperatur eine steigende Schlagbruchzähigkeit mit steigender Belastungsgeschwindigkeit. Für  $\dot{K} > 5 \cdot 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  wird bei Raumtemperatur das Übergangsgebiet zwischen Zäh- und Sprödbbruch erreicht. Die quasistatischen Werte in der Hochlage liegen unterhalb der geforderten Hochlagenzähigkeit von  $220 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .  
Bei  $T = -50 \text{ °C}$  zeigt sich schon bei  $\dot{K} > 10^3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  Bereiche mit Sprödbbruch auf den Bruchflächen und ein Absinken der Bruchzähigkeitswerte unter die  $K_{Ic}$ -Grenzkurve.
- Der Werkstoff 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt) zeigt ebenfalls bei Raumtemperatur eine Steigerung der Schlagbruchzähigkeit mit steigender Belastungsgeschwindigkeit, wohingegen die Bruchflächen der Proben bei höheren Belastungsgeschwindigkeiten Sprödbbruchanteile zwischen den Schweißlagen aufweisen.

- Der Werkstoff X 6 CrNi 18 11 besitzt nahezu keine Abhängigkeit von der Belastungsgeschwindigkeit. Die angeschwungenen CT-Proben zeigen eine leichte Zunahme der Schlagbruchzähigkeit mit der Belastungsgeschwindigkeit. Die erodiergekerbten Proben weisen höhere Werte und eine stärkere Abhängigkeit von der Belastungsgeschwindigkeit auf.
- Die Schlagbruchzähigkeit des Werkstoffs 17 MnMoV 6 4 (WB35) für erodiergekerbte und angeschwungene Proben bei Raumtemperatur zeigen eine nur leichte Abhängigkeit von der Beanspruchungsgeschwindigkeit  $\dot{K}$ . Die Initiierungskennwerte der erodiergekerbten Proben liegen um ca. 50 % über den Werten der angeschwungenen Proben. Bei Raumtemperatur wird mit einer Beanspruchungsgeschwindigkeit von  $\dot{K} \geq 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  das Spröbruchgebiet erreicht.
- Für die unterschiedlichen Entnahmerichtungen des Werkstoffs 17 MnMoV 6 4 (WB35) läßt sich bei dynamischer Belastung gegenüber der statischen eine durchschnittliche Verschiebung der Übergangstemperatur um etwa 40 K zu höheren Temperaturen hin erkennen. Die Erhöhung der dynamischen Werte in der Hochlage ist für die LS- und LT-Orientierung besonders deutlich.
- Die an unterschiedlichen Probenformen ermittelte Bruchzähigkeit für die LT-Richtung liegt bei quasistatischer und dynamischer Versuchsführung im selben Streuband, wobei die dynamischen, mit dem Streulicht-COD-Meter ermittelten Werte der Kerbschlagbiegeproben (ISOV) etwas höher liegen.
- Die Schlagbruchzähigkeit des Werkstoffs 15 NiCuMoNb 5 (WB36) für erodiergekerbte und angeschwungene Proben steigt nur leicht mit der Beanspruchungsgeschwindigkeit. Die Initiierungskennwerte der erodiergekerbten Proben zeigen leicht erhöhte Werte gegenüber den angeschwungenen CT10-Proben. Bei Raumtemperatur wird mit einer Beanspruchungsgeschwindigkeit von  $\dot{K} > 10^4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  das Übergangsbereich von Zäh- zum Spröbruch bei angeschwungenen als auch bei erodiergekerbten Proben erreicht.
- Beim Werkstoff Altherm NiMoV steigt mit der Beanspruchungsgeschwindigkeit die Schlagbruchzähigkeit an.
- Der Werkstoff GGG40.3 (duktilen Gußeisen) zeigt eine geringe Abhängigkeit der Schlagbruchzähigkeit von der Beanspruchungsgeschwindigkeit  $\dot{K}$ . Er erreicht bei einer Temperatur von  $-20 \text{ °C}$  und  $\dot{K} > 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  nur noch eine Schlagbruchzähigkeit von knapp über  $50 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  im Gegensatz zu  $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  bei RT.

## **7 Zusammenfassung**

Im Rahmen dieser Arbeit wurden Zug- und Druckversuche sowie bruchmechanische Untersuchungen an insgesamt neun Strukturwerkstoffen bei unterschiedlichen Temperaturen und Dehngeschwindigkeiten durchgeführt. Eine verbesserte Versuchs- und Auswertetechnik erbrachte reproduzierbare und verlässlichere Kennwerte zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens und liefert hierdurch eine breite Datenbasis für eine Reihe von Strukturwerkstoffen unterschiedlicher Art und Festigkeit. Ebenfalls werden dehngeschwindigkeitsabhängig Parameter unterschiedlicher Materialmodelle zur Beschreibung der Fließkurven im Gebiet der Verfestigung bereitgestellt. Eingehend wurde das Konzept des thermisch aktivierten Fließens untersucht.

Zug- und Druckversuche:

- In den Versuchen wurde eine Meßtechnik angewandt, die vollständig auf maschinenseitige externe Meßwertgeber verzichtet und alle Meßgrößen direkt auf der Probe erfaßt.
- Im Bereich der oberen Streckgrenze konnte mit Finite-Elemente-Analysen eine Methode entwickelt werden, die eine zuverlässige Bestimmung von  $R_{eH}$  auch bei höchsten Dehngeschwindigkeiten garantiert.
- Die Fließkurven der Zug- und Druckversuche zeigten keine nennenswerten Unterschiede.
- Für die Werkstoffe in der Zähigkeitshochlage konnte eine Zunahme der Festigkeitskennwerte mit steigender Dehngeschwindigkeit festgestellt werden. Eine Ausnahme bildet hier die MnMoNiV-Sonderschmelze, die im Temperaturbereich zwischen 200°C und 250°C eine Reduzierung der Festigkeitskennwerte mit steigender Dehngeschwindigkeit aufweist, was mit dem Effekt der dynamischen Reckalterung erklärt werden kann.
- Die obere Streckgrenze nimmt stärker mit der Dehngeschwindigkeit zu als die untere Streckgrenze.
- Bruchdehnung und Brucheinschnürung sind im Bereich duktilen Werkstoffverhaltens nahezu unabhängig von der Dehngeschwindigkeit.
- Der austenitische Werkstoff X6 CrNi 18 11 zeigt eine starke Abhängigkeit des Verlaufes und der Erhöhung der Fließkurve mit der Dehngeschwindigkeit.
- Bis auf den austenitischen Werkstoff X6 CrNi 18 11 (siehe vorheriger Punkt) können die untersuchten Werkstoffe gut durch die Näherungsfunktionen nach Ramberg-Osgood, Hollomon sowie Cowper und Symonds beschrieben werden.
- Bis auf den Werkstoff MnMoNiV-Sonderschmelze der im Prüftemperaturbereich  $T = 200^\circ\text{C}$  bis  $T = 250^\circ\text{C}$  eine dynamischen Reckalterung zeigt läßt sich auf alle Werkstoffe das Modell des thermisch aktivierten Fließens anwenden

Bruchmechanische Untersuchungen:

- Durch experimentelle Untersuchungen und dynamische Finite-Elemente-Analysen mit dehngeschwindigkeitsabhängigen Kennwerten aus den Zugversuchen wurde der Nachweis erbracht, daß auch bei elastisch-plastischer dynamischer Beanspruchung eine Kraftmessung mit Hilfe von Dehnungsmeßstreifen auf der Probenober- und -unterseite möglich ist.

- Durch experimentelle Ermittlung der Dehnung mit verschiedenen DMS-Positionen im Rißspitzennahfeld konnte dieses Verfahren zur Detektion der Rißinitiierung verbessert werden.
- Zusätzlich zur Instrumentierung des Rißspitzennahfeldes mit Dehnungsmeßstreifen sowie einer Wechselstrompotentialsonde und dem Streulicht-COD-Meter wurde am Werkstoff 17 MnMoV 6 4 (WB35) in der Zähigkeitshochlage das Verfahren der theoretischen Blunting-Line nach DVM-Merkblatt 002 angewandt. Eine gute Übereinstimmung der bruchmechanischen Kennwerte aller Verfahren konnte festgestellt werden.
- Der Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod., KS22) wurde in der Tieflage der Zähigkeit untersucht. Es wurde nur eine geringe Abhängigkeit der Bruchzähigkeit von der Belastungsgeschwindigkeit gefunden. Minimale Werte traten bei den höchsten hier untersuchten Beanspruchungsgeschwindigkeiten auf.
- Bei den Werkstoffen 20 MnMoNi 5 5 und 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt) wurde eine instabile Rißausbreitung nach anfänglichem stabilem Rißwachstum für  $\dot{K} > 5 \cdot 10^5$  MPa $\sqrt{m/s}$  festgestellt.
- Beim austenitischen Werkstoff X 6 CrNi 18 11 war der Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit gering. Die erodiergekerbten Proben erbrachten ca. dreimal höhere Bruchzähigkeiten als die angeschwungenen Proben.
- Die Schlagbruchzähigkeit der Werkstoffe 17 MnMoV 6 4 (WB35), 15 NiCuMoNb 5 (WB36), Altherm NiMoV und GGG40.3 (duktiles Gußeisen) für erodiergekerbte und angeschwungene Proben bei Raumtemperatur zeigen eine nur leichte Abhängigkeit von der Beanspruchungsgeschwindigkeit  $\dot{K}$ . Die Initiierungskennwerte der erodiergekerbten Proben liegen über den Werten der angeschwungenen Proben. Bei Raumtemperatur wird mit einer Beanspruchungsgeschwindigkeit von  $\dot{K} \geq 10^6$  MPa $\sqrt{m/s}$  das Sprödbruchgebiet erreicht.
- Für die unterschiedlichen Entnahmerichtungen des Werkstoffs 17 MnMoV 6 4 (WB35) ließ sich bei dynamischer Belastung gegenüber der statischen eine durchschnittliche Verschiebung der Übergangstemperatur um etwa 40 K zu höheren Temperaturen hin erkennen.

## **8 LITERATUR**

- /1/ Kußmaul, K.:  
Werkstoffe, Fertigung und Prüfung drucktragender Komponenten von Hochleistungs-  
dampfkraftwerken,  
Vulkan-Verlag, Essen, 1981
- /2/ Demler, T.:  
Untersuchungen zum Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit auf das Festigkeits-  
und Zähigkeitsverhalten von Feinkornbaustählen,  
Dissertation Universität Stuttgart, 1990.
- /3/ Behler, F.-J., H.-G. Höck, A. Poth und W. Schrepfer: Dynamisch ermittelte  
Werkstoffkennwerte und numerische Simulation des Crash-Verhaltens von Kraftfahr-  
zeugen.  
VDI-Berichte Nr. 852, 1991, pp. 633-643
- /4/ Kümmel, D.:  
Mechanismen beim Hochgeschwindigkeitsfräsen von Gußeisen, Carl Hanser Verlag,  
1991
- /5/ Hopkinson, J.:  
On the Rupture of Iron Wire by a Blow, Proc. of Manchester Lit. and Phil. Soc., War-  
rington, 10 (1871), pp.40-45
- /6/ Rosenfield, A.R. and G.T. Hahn:  
Numerical Descriptions of the Ambient Low Temperature and High Strain Rate Flow  
and Fracture, Behaviour of Plain Carbon Steel,  
Trans. ASM 59 (1966)
- /7/ Campbell, J.D.:  
The dynamic yielding of mild steel, Acta met. 1 (1953), pp. 706-710
- /8/ Plank, R.:  
Betrachtungen über dynamische Zugbeanspruchung  
Zeitschrift des Vereins deutscher Ingenieure, Band 56 (1912), Nr. 1, (pp. 17-24) u. Nr.  
2 (pp. 46-51)
- /9/ Zener, C. and J.H. Hollomon: Effect of Strain Rate Upon Plastic Flow of Steel, J.  
Appl. Phys. 15 (1944), pp. 22-32
- /10/ Gießmann, E.J.:  
Neue Methode zur Durchführung von Zugversuchen mit hohen Deformationsge-  
schwindigkeiten, Exp. Tech. Phys. 1 (1953)
- /11/ Gießmann, E.J.:  
Kerbschlagbiegeversuche bei explosiver Beanspruchung, Wiss. Z. Hochschule f.  
Schwermaschinenbau Magdeburg, Jg.III, H. 2 (1959), pp. 7-10
- /12/ Wittwer, H.J.:  
Beitrag zum Problem des Sprödbruchs unlegierter Stähle bei schlagartiger Belastung  
Dissertation Technische Hochschule Stuttgart, 1961
- /13/ Kalthoff, J.F., S. Winkler, W. Böhme and W. Klemm:  
Determination of Dynamic Fracture Toughness  $K_{Id}$  in Impact Tests by Means of Res-  
ponse Curves, 5th Int. Conf. Fract., Cannes, 1981, pp. 363-373
- /14/ Rintamaa, R. and C. Zimmermann:  
A New Test Method for Dynamic Fracture Toughness Determination.  
in: Impact Loading and Dynamic Behaviour of Materials,  
Eds.: Chiem, C. Y., H.-D. Kunze, L.W. Meyer,  
DGM Informationsgesell. Verlag, Oberursel, 1988, Vol. 1, Vol. 1, pp. 137-144
- /15/ Krabiell, A.:  
Zum Einfluß von Temperatur und Dehngeschwindigkeit auf die Festigkeits- und Zä-  
higkeitskennwerte von Baustählen mit unterschiedlicher Festigkeit  
Dissertation RWTH Aachen, 1982

- /16/ Brüninghaus, K.:  
Zum Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit auf das Verhalten von Stählen bei stabiler Rißverlängerung  
VDI-Fortschrittberichte Reihe 18, Nr. 60, 1988
- /17/ Roos, E. et al.:  
Forschungsvorhaben 1500 304B Komponentensicherheit (Phase II) - Werkstoffmechanische Untersuchungen, Teil A: Untersuchungen an Kleinproben, Abschlußbericht, MPA Stuttgart, Februar 1990
- /18/ Kuppler, D. et al.:  
Wärmebehandlungsversuche am Werkstoff 17 MoV 8 4 zur Absenkung der Hochlagenzähigkeit  
TWB 3/3 für FKS, MPA Stuttgart, April 1982
- /19/ BMFT-Forschungsvorhaben 1500 752:  
Rißwachstum und Bruchverhalten von rohrförmigen Komponenten mit Umfangsfehlern bei Innendruckbelastung und überlagertem wechseldem äußeren Biegemoment, Abschlußbericht, MPA Stuttgart, April 1993
- /20/ Clos, R.:  
BMFT-Forschungsvorhaben 1500 851  
"Rißverhalten bei Spannungswellenbelastung"  
Abschlußbericht, Institut für Technische Physik, Technische Universität Magdeburg, Juni 1993
- /21/ Schoch, F.W.:  
Eigenschaften formgeschweißter Großbauteile, Werkstoffuntersuchungen an einem 72t Versuchskörper aus Schweißgut 10 MnMoNi 5 5  
Techn.-wiss. Ber. Heft 84-02, MPA Stuttgart, 1984
- /22/ BMFT-Forschungsvorhaben 1500 402 "12 MN Schnellzerreißmaschine (Phase II) - Schnellzerreißversuche mit Großplatten"  
Abschlußbericht, MPA Stuttgart, Dezember 1987
- /23/ König, G. und M. Schick:  
Absicherungsprogramm zum Integritätsnachweis von Bauteilen: Kennzeichnende Eigenschaften der nahtlosen Rohre und Rundnähte  
MPA-Bericht 940 500 120, Februar 1989
- /24/ BMFT-Forschungsvorhaben 1500 825 "Rißverhalten bei dynamischer Beanspruchung"  
Abschlußbericht, MPA Stuttgart, Mai 1994
- /25/ Kockelmann, H., A. Klenk und M. Schüle:  
Beitrag zur Tragfähigkeit von Rohrleitungen reduzierter Kerbschlagarbeit, BMU-Vorhaben SR 2008, Abschlußbericht, MPA Stuttgart, April 1992
- /26/ BMFT-Forschungsvorhaben 1500 749 "12 MN Schnellzerreißmaschine (Phase III) - Schnellzerreißversuche mit Rohrproben", Abschlußbericht, MPA Stuttgart, Dezember 1989
- /27/ Johnson, G.R. and W.H. Cook:  
A Constitutive Model and Data for Metals Subjected to Large Strains, High Strain Rates and High Temperatures,  
Proc. 7th Int. Symposium on Ballistics, The Hague, 1983
- /28/ Ramberg, W. and W.R. Osgood:  
Description of Stress-Strain-Curves by three Parameters,  
Nat. Advisory Comm. for Aeronautics (NACA), Washington D.C., Techn. Note No. 902, 1943, pp. 1-33
- /29/ Ludwik, P.:  
Elemente der Technologischen Mechanik,  
Springer-Verlag, Berlin, 1909
- /30/ Hollomon, J.H.:  
Tensile Deformation,  
Trans. Americ. Inst. Min. Metallurg. Eng. 162, 1949, pp. 268-290

- /31/ Melvern, L.E. and P.A. Pittsburgh:  
The Propagation of Longitudinal Waves of Plastic Deformation in Bar of Material Exhibiting a Strain Rate Effect,  
J. Appl. Mech. 18 (1951), pp. 203-208
- /32/ Perzyna, P.:  
The Constitutive Equation for Rate Sensitive Plastic Materials  
Q. Appl. Math., 20 (1963), pp. 321-332.
- /33/ Cowper, G. R. and P.S. Symonds:  
Strain Hardening and Strain Rate Effects in the Impact Loading of Centilever beams  
Techn. Report no28, Contract No 562(10), Brown University, Providence, RI, 1957
- /34/ Seeger, A.:  
Moderne Probleme der Metallphysik,  
Springer Verlag, Berlin 1965
- /35/ Macherauch, E. und O. Vöhringer:  
Das Verhalten metallischer Werkstoffe unter mechanischer Beanspruchung;  
Z. Werkstofftechn. 9 (1978), S. 370-391
- /36/ Rosenfield, A.R. and G.T. Hahn:  
Numerical Descriptions of the Ambient Low Temperature and High Strain Rate Flow and Fracture, Behaviour of Plain Carbon Steel,  
Trans. ASM 59 (1966)
- /37/ Hornbogen, E. (Hrsg.):  
Hochfeste Werkstoffe,  
Verlag Stahleisen, Düsseldorf 1974
- /38/ DFG-Vorhaben Ku 260/33-1; Str 379/1-1:  
„Ermittlung des Einflusses der Beanspruchungsgeschwindigkeit auf das Initiierungsverhalten von Rissen“  
gemeinsamer Abschlußbericht, MPA Stuttgart, 1993
- /39/ Campbell, J.D. and W.G. Ferguson:  
The Temperature and Strain-rate Dependence of the Shear Strength of Mild Steel,  
Phil. Mag. No 169 (1970), pp. 63-83
- /40/ Seeger, A.:  
The Generation of Lattice Defects by Moving Dislocations and its Applications to the Temperature Dependence of the Flow-Stress of f.c.c. Crystals,  
Phil. Mag., 46 (1955), pp. 1194-1217
- /41/ Evans, A.G. and R.D. Rawlings:  
The Thermally Activated Deformation of Crystalline Materials,  
Phys. Stat. Sol 34 (1969), pp. 8-31
- /42/ Mecking, H.:  
Analyse der thermisch aktivierten Versetzungsbewegung in verfestigten kubisch-flächenzentrierten Metallen,  
Habilitationsschrift TH Aachen, 1973
- /43/ Suh, N.P., R. Furguen-Molano and E.P. Abrahamson:  
Elasto-Plastic transition at High Strain Rates,  
In: Harding, J. (ed.): Proceeding of the Conference on Mechanical Properties of Materials at High Rates of Strain,  
Conference Series Number 21, Institut of Physics; London and Bristol 1974,  
pp. 163-176
- /44/ Nagata, N., S. Yoshida and S. Sekino:  
Strain Rate, Temperature and Grain Size Dependence of the Lower Yield Stress of Polycrystalline Iron,  
Irons ISIJ 10 (1970), pp. 173-180
- /45/ Ferguson, W.G., A. Kumar and J.E. Dorn:  
Dislocation Damping in Aluminium at High Strain Rates  
J. Appl. Phys., 38 (1967), pp. 1863-1869

- /46/ Cordes, M., R. Bardenheier:  
Versuchsspezifische Erfordernisse bei der Werkstoffprüfung unter hohen Beanspruchungsgeschwindigkeiten.  
DVM, 24. Sitzung Arbeitskreis Bruchvorgänge, Aachen, Februar 1992, S.453.
- /47/ Knausenberger, R.:  
Schnellzerrei- und Durchstoßversuche an Kunststoffen,  
Qualität und Zuverlässigkeit 31 (1986).
- /48/ Hoffmann, K.:  
Grundlagen der Dehnungsmeßstreifen-Technik: Der Dehnungsmeßstreifen (DMS), ein universelles Hilfsmittel der experimentellen Spannungsanalyse.  
Hottinger Baldwin Meßtechnik GmbH, Darmstadt (1973).
- /49/ Bickle, L.W.:  
The Response of Strain Gages to Longitudinally Sweeping Strain Pulses.  
Experimental Mechanics, August 1970, S.333-337.
- /50/ Iler, W.:  
Einsatz eines 33 MJ-Hochenergie-Umlaufschlagwerkes zur Untersuchung des Werkstoffverhaltens unter schlagartiger Beanspruchung,  
Dissertation Universität Stuttgart, 1989.
- /51/ Ernst, H. et al.:  
Analysis of Load-Displacement Relationship to Determine J-R Curves and Tearing Instability Material Properties, Fracture Mechanics,  
ASTM STP 677, 1979, S.581-599.
- /52/ Hecker, R.:  
Meßtechnische Probleme bei der Erfassung der Dehnwellenform in lngsgestoenen Stäben schlagend arbeitender Maschinen,  
Technisches Messen, 51.Jg., H.1, S.29-32, 1984.
- /53/ Hoffmann, K.:  
Zum Linearitätsfehler bei Dehnungsmessungen mit Dehnungsmeßstreifen im Hochdehnungsbereich, Meßtechnische Briefe 12, 1976, H.3, S.52-57.
- /54/ Siebel, E.:  
Handbuch der Werkstoffprüfung, Band 2: Die Prüfung der metallischen Werkstoffe,  
Springer-Verlag, Berlin, 1955.
- /55/ ESIS DYNAMIC TENSILE STANDARD  
Proposed standard method for dynamic tensile tests  
Draft 4: 26 March 1997  
European Structural Integrity Society (ESIS).
- /56/ Bargel, H.-J. und G. Schulze:  
Werkstoffkunde,  
VDI-Verlag GmbH, Düsseldorf, 1988.
- /57/ Schuhmann, H.:  
Metallographie,  
Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie GmbH, Leipzig, 1991.
- /58/ Dahl, W. und H. Rees :  
Die Spannungs-Dehnungs-Kurve von Stahl,  
Verlag Stahleisen m.b.H., Düsseldorf, 1976.
- /59/ ABAQUS, Version 4.9, Theory Manual:  
Hibbitt, Karlsson, Srensen Inc. , 1991
- /60/ Meyer, L.W.: :  
Werkstoffverhalten hochfester Sthle unter einsinnig dynamischer Belastung  
Dissertation Universität Dortmund, 1982



- /61/ Hallquist, J.O., D.J. Benson:  
DYNA3D-user's manual (nonlinear dynamic analysis of structures in three dimensions),  
University of California: Lawrence
- /62/ n.n.:  
PATRAN - user's guide,  
Release 2.3A. 1560 Brookhollow Drive, Santa Ana, California: PDA Engineering
- /63/ Niemann, G.:  
Maschinenelemente,  
Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg,  
New York, 1981, S. 363
- /64/ Schmidtman, E. und K. Westmann:  
Einfluß erhöhter Dehngeschwindigkeit auf die Streckgrenze unlegierter Stähle unter Berücksichtigung der Ausbreitung elastisch-plastischer Wellen,  
Arch. Eisenhüttenwesen 41, H.6, 1970, S. 577-585
- /65/ Petch, N.J.:  
The Upper Yield Stress of Polycrystalline Iron  
Acta Metallurgica 12, 1964, pp. 59-65
- /66/ Wittwer, H.-J.:  
Die kritische Zuggeschwindigkeit und ihre Bedeutung zur Kennzeichnung des Werkstoffverhaltens bei stoßartiger Belastung  
Materialprüfung 15, H. 1, 1973, S. 1-10
- /67/ Keh, A.S., Y. Nakada und W.C. Leslie:  
in: Dislocation Dynamics,  
New York 1967, S. 381
- /68/ Schatt, W.:  
Einführung in die Werkstoffwissenschaft,  
VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie,  
Leipzig, 1981, S.352
- /69/ Portevin, A. und F. Le Chatelier:  
Compt. Rend. Acad. Sc. 1976 (1923), S. 507
- /70/ Keh, A.S. und W.C. Leslie:  
in: Materials Science Research,  
Plenum Press, New York 1963
- /71/ Memhard D.:  
Festigkeits- und Zähigkeitsverhalten von ferritischen Baustählen im Temperaturbereich zwischen 20°C und 400°C  
Dissertation RWTH Aachen, 1989
- /72/ American Society for Testing and Materials:  
ASTM E 1152-87 Standard Test Method for Determining J-R Curves
- /73/ Roos, E. und U. Eisele:  
Determination of Material Characteristic values in Elastic-Plastic Fracture mechanics by Means of J-Integral crack Resistance Curves. Journal of Testing and Evaluation 16 (1988) No. 1, pp. 1-11
- /74/ MacGillivray, H.J. and C.E. Turner:  
A Comparison of Dynamic R-Curve Methods. Fourth Int. Conf. on Mechanical Properties of Materials at High Rates of Strain, Oxford, March 1989
- /75/ Chipperfield, C.G.:  
A Method for Determining Dynamic  $J_Q$  and  $\delta_j$  Values and its Application to Ductile Steels. TWI/ASM Int. Conf. on Dynamic Fracture Toughness 1, 1977, pp. 169-179
- /76/ MacGillivray, H.J., M. Braga and D. Troianos:  
European Conference on Fracture (ECF9), Varna Bulgaria 21-25.09.92

- /77/ Server, W.L.:  
Static and Dynamic Fibrous Initiation Toughness Results for Nine Pressure Vessel Materials. ASTM STP 668, 1979, pp. 493-514
- /78/ Ohtsuka, N. and Y. Matsumoto:  
Determination of Dynamic Fracture Toughness and R-Curve by Instrumented Charpy Test. SMiRT9, Lausanne, 1987, Division G, pp. 39-44
- /79/ Kobayashi, T.:  
Analysis of Impact Properties of A533 Steel for Nuclear Reactor Pressure Vessel by Instrumented Charpy Test. Eng. Fract. Mechanics 19, 1984, pp. 49-65
- /80/ Rintamaa, R., G. Pusch und R. Ortmann:  
Vergleichende Bewertung unterschiedlicher Methoden zur experimentellen Ermittlung dynamischer Rißeinleitungswerte für Baustähle.  
VTT-Research Report 646, Espoo, 1989
- /81/ Packeiser, R., D. Aurich und J. Ziebs:  
Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit auf die Rißwiderstandskurve und die Initiierungstemperatur.  
12. MPA-Seminar, 9.-10. Oktober 1986, Stuttgart
- /82/ Aurich, D., R. Helms, H.-J. Kühn und J. Ziebs:  
Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit auf das Rißwiderstandsverhalten von ISO-V-Proben mit und ohne Schwingriß  
11. MPA-Seminar, 10.-11. Oktober 1985, Stuttgart
- /83/ Logsdon, W.A. and J.A. Begley:  
Dynamic Fracture Toughness of SA533 Grad A Class 2 Plate and Weldments. ASTM STP 631, 1977, pp. 477-492
- /84/ Landes, J.D. and Begley, J.A.:  
ASTM STP 560, 1974, pp. 170-186
- /85/ Ernst, H. et al.:  
Estimations on J-Integral and Tearing Modulus T from a Single Specimen Test Record. Fracture Mechanics, ASTM STP 743, 1981, pp. 476-502.
- /86/ Jones, R.L. and P.C. Davies:  
Experimental Characterisation of Dynamic tensile and Fracture Toughness Properties. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., Vol. 12, No. 5, 1989, pp. 423-437
- /87/ Joyce, J.A. and E.M. Hackett:  
Application of the Key Curve and Multispecimen Techniques to Dynamic J-R Curve Testing of Alloy Steel. NUREG/CR-4579, U.S. Naval Academy, Annapolis, 1986
- /88/ Kumar, V., M.D. German and C.F. Shih:  
An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis  
General Electric Company, Topical Report EPRI-NP-1931, Shenectady, New York, July 1981
- /89/ Wallin, K.:  
Guidelines for deriving fracture toughness estimates from normal and miniature size Charpy-V-specimen data. Int. Conf. on Plant Life Management and Extension (Baltic-II), Helsinki-Stockholm, October 5-6, 1992
- /90/ Klenk, A., M. Schüle, R. Rintamaa und K. Wallin:  
Bruchmechanische Untersuchungen mit Dreipunktbiege- und Kompaktzugproben bei verschiedenen Belastungsgeschwindigkeiten. 18. MPA-Seminar, 8.-9. Oktober 1992, Stuttgart
- /91/ Falk, J.:  
Untersuchungen zum Einfluß der Belastungsgeschwindigkeit auf das Verformungs- und Bruchverhalten von Stählen unterschiedlicher Festigkeit und Zähigkeit.  
VDI-Fortschritt-Berichte, Reihe 18, Nr. 117, 1993
- /92/ Giovanola, J.H.J.:  
One-point Bend Test, in: ASM Metals Handbook, Vol. 8, 1985, pp. 271-275

- /93/ Kalthoff, J.F.:  
Concept of Impact Response Curves, in: ASM Metals Handbook, Vol. 8, 1985,  
pp. 269-271
- /94/ Kalthoff, J.F. und J. Beinert:  
Mechanik und Stoffverhalten bei der Arretierung von Rissen, 4. Zwischenbericht,  
IWM Freiburg, Bericht IWM V18/80, 1980
- /95/ American Society for Testing and Materials E 813-89:  
Standard Test Method for  $J_{IC}$ , A Measure of Fracture Toughness, Annual Book of  
ASTM Standards. Vol 03.01, ASTM Philadelphia, 1990
- /96/ American Society for Testing and Materials E 399-90:  
Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials.
- /97/ British Standards Institution, BS6729:1987:  
British Standard Method for Determination of the dynamic fracture toughness of me-  
tallic materials, BSI , London 1987
- /98/ British Standards Institution:  
Draft British Standard Fracture Mechanics Toughness Tests., PreBS7448 Part 3. Me-  
thod for Determination of the dynamic fracture toughness of metallic materials, BSI,  
London 1993
- /99/ Deans, W.F. and C.E. Richards:  
A Technique for Measuring Crack Length and Load in Compact Fracture Mechanics  
Specimens using Strain Gauges, 5th Int. Conf. Fracture, Cannes, 1981, pp. 1989-1996
- /100/ Redmer, J.:  
Zwei- und dreidimensionale elasto-plastische Finite-Element-Berechnungen von  
bruchmechanischen Problemen, Dissertation RWTH Aachen, 1982
- /101/ Klenk, A.:  
Finite-Elemente-Analysen von dynamisch belasteten CT-Proben aus Werkstoff KS07  
bzw. KS17, Aktennotiz, MPA Stuttgart, 1989
- /102/ Link, T.:  
Optimierung und Anwendung des Key-Curve-Verfahrens zur Ermittlung dynamischer  
Rißwiderstandskurven  
Dissertation MPA Stuttgart, 1996
- /103/ Kussmaul, K. , T. Demler and A. Klenk:  
Opto-Electronic Measuring Methods in Dynamic Elastic-Plastic Fracture Mechanics  
Advances in Fracture Research (Eds.: K. Salama, K. Ravi-Chandar, D.M.R. Taplin, P.  
Rama Rao), Proceedings of the 7th Int. Conf. on Fracture (ICF7), Houston, 1989, pp.  
3261-3268
- /104/ Kußmaul, K., A. Klenk, M. Schüle and H. Klamser:  
Development and Validation of a Simulation Method for Dynamic Tensile and Fracture  
Tests Using Explicit and Implicit Finite Element Codes  
DYMAT 91, Strasbourg, J. de Phys. IV, Colloque C3, suppl. au J.dePhys. III, Vol. 1,  
1991, pp. C3-821 - C3-828
- /105/ Roos, E., H. Silcher und U. Eisele:  
Zur Frage der "unteren Rißwiderstandskurve" als Werkstoffgesetz für eine bruchme-  
chanische Bauteilbewertung  
15. MPA-Seminar, 5. - 6. Oktober 1989
- /106/ Dally, J.W., R.J. Sanford:  
Strain-Gage Methods for Measuring the Opening-Mode Stress-Intensity Factor  $K_{I}$ ,  
Exp. Mechanics 27, 1987, pp. 381-387
- /107/ American Society for Testing and Materials E 813-81:  
Standard Test Method for  $J_{IC}$ , A Measure of Fracture Toughness, Annual Book of  
ASTM Standards. Vol 03.01, ASTM Philadelphia, 1985
- /108/ EGF P2 -90D:  
Procedure for determining the fracture behaviour of materials, NMP 146 Nr. 3-91

- /109/ Deutscher Verband für Materialprüfung:  
Ermittlung von Rißinitierungswerten und Rißwiderstandskurven bei Anwendung des J-Integrals, DVM 002, Berlin 1987
- /110/ Loss, F.J., Menke, B.H., Gray, Jr.R.A., Howthorne, J.R., Watson, H.E.:  
Structural Integrity of Water Reactor Pressure Boundary Components. Quarterly Progress Report for the Period April-June 1979. NUREG/CR-093, NRL Memorandum Report 4064, 28.Sept.1979
- /111/ Kobayashi, H., Nakamura, H., Nakazawa, H.:  
Evaluation of Blunting Line and Elastic-Plastic Fracture Toughness: 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-420-II-438.
- /112/ Eisele, U., Roos, E.:  
Bestimmung bruchmechanischer Initierungskenngrößen auf der Basis des J-Integrals, Materialprüfung 31 (1989) 10, 1989 S. 323-327
- /113/ Shoemaker, A.K.:  
Factors Influencing the Plane-Strain Crack Toughness Values of a Structural Steel, ASME J. Bas. Eng. 9, 1969, pp. 506-511
- /114/ Klenk, A.:  
Ermittlung des Verzerrungsnahfeldes an Rissen und Kerben unter dynamischer Belastung  
Dissertation MPA Stuttgart, 1995
- /115/ PVRC Ad Hoc Group on Toughness Requirements:  
PVRC Recommendations on Toughness Requirements for Ferritic Materials  
WRC Bulletin 175, August 1972
- /116/ Sicherheitstechnische Regeln des Kerntechnischen Ausschusses (KTA), Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren:  
KTA 3201.1, Fassung 11/85  
KTA 3201.2, Fassung 3/84
- /117/ Gillot, R.:  
Experimentelle und numerische Untersuchungen zum Rißstopp-Verhalten von Stählen und Gußeisenwerkstoffen  
Techn. wiss. Ber. MPA Stuttgart (1988), Heft 88-03

## 9 Anhang A: Tabellen

WERKSTOFF	Probenformen	hergestellt aus	Innendurchmesser x Wanddicke	Entr.-richtung	Auswertung
17 MoV 8 4 mod. (KS22)	Rundzugproben, Druckproben, CT 15	Mantelschuß	-	T, T, TL	Fließkurven, Fließkurven, K <sub>IC</sub>
20 MnMoNi 5 5	Rundzugproben, Druckproben, CT 25	Nahtloses, gepreßtes und gezogenes Rohr	706 mm x 47 mm	C, C, CL	Fließkurven, Fließkurven, J <sub>i</sub>
10 MnMoNi 5 5	Rundzugproben, CT 25	Prüfringe aus formgeschw. Behälter- schuß	1235 mm x 288 mm	T, TL	Fließkurven, J <sub>i</sub>
X 6 CrNi 18 11	Rundzugproben, Druckproben, CT 25	Platte	- 40 mm	T, T, TL	Fließkurven, Fließkurven, J <sub>i</sub>
17 MnMo V 6 4 (WB35)	Rundzugproben, CT 10, angeschwungene ISOV-Proben	Nahtlos gezogenes Rohr	346 mm x 11 mm	L, LC, CL LC, LR	Fließkurven, J <sub>i</sub> bei untersch. Temperaturen
15 NiCuMoNb 5 (WB36)	Rundzugproben, CT 10	Nahtlos gezogenes Rohr	434 mm x 18 mm	L, LC	Fließkurven, J <sub>i</sub>
Altherm NiMoV (ATM NiMoV)	Rundzugproben, CT 10	Längsnahtverschweiß- tes Rohr aus in Walzrichtung gerollten Blechen	381 mm x 12,5 mm	T, TL	Fließkurven, J <sub>i</sub>
MnMoNiV- Sonder- schmelze	Rundzugproben	Längsnahtver- schweißtes Rohr aus gepreßten Halbschalen	706 mm x 47 mm	L	Fließkurven bei höheren Temperaturen
GGG 40.3	Rundzugproben, CT 15				Fließkurven, K <sub>Id</sub> , J <sub>i</sub>

**Tabelle A 2.1: Übersicht über das Untersuchungsprogramm**

Werkstoff	Temperatur	Dehngeschwindigkeit	Belastung
17 MoV 8 4 (mod.)	RT	$10^{-4} \leq \dot{\epsilon} \leq 10^3 \text{ s}^{-1}$	Zug/Druck
20 MnMoNi 5 5	RT	$10^{-4} \leq \dot{\epsilon} \leq 10^3 \text{ s}^{-1}$	Zug/Druck
10 MnMoNi 5 5	RT	$10^{-4} \leq \dot{\epsilon} \leq 10^3 \text{ s}^{-1}$	Zug
X6 CrNi 18 11	RT	$10^{-4} \leq \dot{\epsilon} \leq 10^3 \text{ s}^{-1}$	Zug/Druck
17 MnMoV 6 4	RT	$10^{-4} \leq \dot{\epsilon} \leq 10^3 \text{ s}^{-1}$	Zug
15 NiCuMoNb 5	RT	$10^{-4} \leq \dot{\epsilon} \leq 10^3 \text{ s}^{-1}$	Zug
Altherm NiMoV	RT	$10^{-4} \leq \dot{\epsilon} \leq 10^3 \text{ s}^{-1}$	Zug
GGG 40.3	RT, -20°C	$10^{-4} \leq \dot{\epsilon} \leq 10^3 \text{ s}^{-1}$	Zug
MnMoNiV-Sonderschmelze	RT, 150°C, 200°C, 250°C	$10^{-4} \leq \dot{\epsilon} \leq 10^2 \text{ s}^{-1}$	Zug

**Tabelle A 2.2: Übersicht der Werkstoffe, Temperaturen und Geschwindigkeitsbereiche für die Ermittlung wahrer Fließkurven**

Werkstoff	Temperatur	Belastungsgeschwindigkeit	Auswertung
17 MoV 8 4 (mod.)	RT	$1 \leq \dot{\kappa} \leq 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$	LEBM
20 MnMoNi 5 5	-50°C, RT	$1 \leq \dot{\kappa} \leq 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ , $1 \leq \dot{\kappa} \leq 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$	LEBM, J <sub>i</sub> , TE, J <sub>i</sub>
10 MnMoNi 5 5	RT	$1 \leq \dot{\kappa} \leq 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$	TE, J <sub>i</sub>
X6 CrNi 18 11	RT	$1 \leq \dot{\kappa} \leq 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$	TE, J <sub>i</sub>
17 MnMoV 6 4	RT -80°C ÷ +260°C	$1 \leq \dot{\kappa} \leq 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ $\dot{\kappa} \approx 1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ und $\dot{\kappa} \approx 5 \cdot 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$	TE, J <sub>i</sub> TE, J <sub>i</sub>
15 NiCuMoNb 5	RT	$1 \leq \dot{\kappa} \leq 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$	TE, J <sub>i</sub>
Altherm NiMoV	RT	$1 \leq \dot{\kappa} \leq 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$	J <sub>i</sub>
GGG 40.3	RT und -20°C	$1 \leq \dot{\kappa} \leq 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$	LEBM, J <sub>i</sub>

LEBM: Linear-elastische Bruchmechanik;

TE: Teilentlastungsverfahren

J<sub>i</sub>: Experimentelle Ermittlung der Rißinitiierung

**Tabelle A 2.3: Übersicht der Werkstoffe, Temperaturen und Beanspruchungsgeschwindigkeiten mit den entsprechenden Auswerteverfahren für die Ermittlung bruchmechanischer Kennwerte**

Werkstoff	Massenanteil [%]											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	V	Sn
17 MoV 8 4 (mod.)	0,18	0,29	0,70	0,01	0,015	0,31	1,04	0,26	0,005	-	0,37	-
20 MnMoNi 5 5	0,20	0,22	1,33	0,012	0,003	0,08	0,51	0,74	0,022	0,02	0,01	0,02
10 MnMoNi 5 5	0,10	0,15	1,29	0,007	0,004	0,06	0,58	0,94	0,02	0,03	0,01	<<0,01
X6 CrNi 18 11	0,05	0,56	1,40	0,013	0,004	18,4	0,02	10,2	0,03	0,06	0,04	<0,01
17 MnMoV 6 4	0,14	0,34	1,63	0,011	0,012	0,11	0,37	0,05	0,03	0,07	0,17	0,01
15 NiCuMoNb 5	0,14	0,32	1,09	0,01	0,006	0,18	0,35	1,24	-	0,66	-	-
Altherm NiMoV	0,16	0,31	1,28	0,01	0,01	0,08	0,43	0,67	0,02	0,05	0,08	<0,01
MnMoNiV- Sonderschmelze	0,17	0,37	1,32	0,024	0,017	0,25	0,41	1,08	0,06	0,16	0,10	
GGG 40.3	3,63	2,97	0,09	0,02	0,008	0,05	-	0,07	-	0,05	-	-

**Tabelle A 3.1: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Werkstoffe**

Werkstoff	Werkstoffkennwert				
	$R_e, R_{p0,2}$	$R_m$	E	$A_5$	Z
	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]
17 MoV 8 4 (mod.)	1091	1177	214000	11	42
20 MnMoNi 5 5	531	675	208000	25	72
10 MnMoNi 5 5	608	701	208300	24	73
X6 CrNi 18 11	256	586	191500	58	77
17 MnMoV 6 4	537	690	202000	25	70
15 NiCuMoNb 5	509	673	200000	22	67
Altherm NiMoV	586	708	209000	21	56
MnMoNiV- Sonderschmelze	570	737	207000	17	49
GGG 40	340	464	164000	21	17

**Tabelle A 3.2: Mechanisch-technologische Kennwerte der untersuchten Werkstoffe**

Werkstoff	Probenlage	T <sub>NDT</sub> [°C]
17 MoV 8 4 (mod.)	TL	≈250
20 MnMoNi 5 5	CL	-50
10 MnMoNi 5 5	TL	-45
17 MnMoV 6 4	LR	-40
	LC	-10
	CL	-10
15 NiCuMoNb 5	LC	0
MnMoNiV-Sonderschmelze	LC,CL	80

**Tabelle A 3.3: NDT-Temperatur der untersuchten Werkstoffe**

Abzugs- geschwindigkeit	0,003 - 500 mm/s	0,5 - 5 m/s	5 - 10 m/s	10 - 20 m/s
Maximallast	160 kN	80 kN	80 kN	80 kN
Arbeitshub	200 mm	~ 100 mm	~ 50 mm	~ 50 mm
Geschwindigkeits- vorgabe	geregelt	gesteuert	gesteuert	gesteuert
Vorlaufstrecke	0 - 2 mm	2 - 20 mm	20 - 50 mm	50 - 100 mm
Ventile	1 - 4 Servoventile	1 Propventil	1 Propventil	2 Propventile
Öldurchfluß	63 - 252 l/min	~ 6400 l/min	~ 6400 l/min	~ 12800 l/min
Speichervolumen	2,5 l Blasenspeicher	2 x 20 l Kolbenspeicher	2 x 20 l Kolbenspeicher	2 x 20 l Kolbenspeicher
Krafteinleitung	quasistatische Einspannungen	dynamische Klemmvorrichtung mit Zuganker Ø: 6 mm	dynamische Klemmvorrichtung mit Zuganker Ø: 12 mm	dynamische Klemmvorrichtung mit Zuganker Ø: 12 mm

**Tabelle A 5.1: Zusammenstellung der Versuchsparameter für die servohydraulisch Schnellzerreißmaschine VHS 100/20**



Nr.	Form	Meßlänge	v	$\dot{\epsilon}_{el}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	Z	A <sub>5</sub>
		[mm]	[mm/s]	[1/s]	[1/s]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]
BH1	A	30	0,004	4,8E-05	0,00012	1053	1105	59	15,0
BD08	A	30	0,04	0,00032	0,0016	1050	1128	51	13,0
BH6	A	30	0,04	0,00022	0,0018	1030	1102	48	12,2
BD02	A	30	0,4	0,0021	0,013	1070	1138	49	14,3
BH2	A	30	0,4	0,0046	0,022	1051	1105	57	15,5
BH7.1	A	30	10	0,0634	0,24	1120	1186	58	15,0
BH11	A	30	20	0,184	0,84	1133	1214	54	13,5
BD04	A	30	40	0,475	1,47	1076	1166	50	14,4
BH3	A	30	40	0,43	1,45	1060	1200	56	14,3
BH4	A	30	40	0,7	1,5	1148	1235	51	13,3
BD07	A	30	400	0,91	8,8	1126	1165	57	16,3
BH12	A	30	400	1,28	12	1147	1224	56	15,0
BH5	A	30	400	4,3	11,9	1162	1214	55	15,0
BUL3	B	60	4500	12,5	85	1214	1268	48	12,3
BUL1	B	60	9000	38,3	145	1147	1216	57	12,6
BUL2	B	60	9000	33,8	110	1214	1245	7	7,5
BC87	B	60	9500	40,3	139	1179	1208	16	8,9
BUH3	C	30	15000	72,1	491	1348	1383	10	6,2
BUH2	C	30	30000	134	700	1344	1446	7	8,8
BUH1	C	30	30000	130	800	1336	1374	10	6,7
BC99	C	30	30000	128	993	1280	1302	8	7,3

**Tabelle A 5.2: 17 MoV 8 4 (mod., KS22): Zusammenstellung der Ergebnisse der Zugversuche bei unterschiedlichen Abzugsgeschwindigkeiten, Entnahmerichtung: LS**

Nr.	Meß- länge	v	$\dot{\epsilon}_{el}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>p3</sub>
	[mm]	[mm/s]	[1/s]	[1/s]	[MPa]	[MPa]
D1	12	0,0012	<0,0001	0,0001	1159	1282
D2	12	0,0012	<0,0001	0,0001	1130	1277
D3	12	0,012	0,0003	0,001	1174	1310
D4	12	11,85	0,15	0,7	1200	1356
D5	12	11,88	0,15	0,7	1200	1346
DK1	12	5000	86	281	1280	1351
DK2	12	12000	196	819	1285	1389

**Tabelle A 5.3: 17 MoV 8 4 (mod., KS22): Zusammenstellung der Ergebnisse der Druckversuche bei unterschiedlichen Abzugsgeschwindigkeiten, Entnahmerichtung: LS**

Nr.	Form	L <sub>0</sub>	v	$\dot{\epsilon}_{el}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$\dot{\epsilon}_{Rp3}$	R <sub>eH</sub>	R <sub>eL</sub>	R <sub>m</sub>	R <sub>p3</sub>	A <sub>g</sub>	Z	A <sub>5</sub>	A <sub>l=10</sub>	S*
		[mm]	[mm/s]	[1/s]	[1/s]	[1/s]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]
S7	A	36	0,004	0,0001	0,0001	0,0001	524	524	656	595	8,7	72	24,7	51,7	72
S5	A	36	0,02	0,0004	0,0006	0,0004	549	545	675	612	9,0	71	23,9	48,1	70
S8	A	36	0,04	0,0008	0,0011	0,0013	524	524	650	597	7,2	56	18,2	37,7	75
S3	A	36	0,4	0,0075	0,011	0,010	607	560	697	634	9,3	73	26,5	54,6	67
S2	A	36	4	0,0005	0,10	0,11	623	574	704	638	9,5	70	24,4	42,1	70
S1	A	36	40	0,066	1,0	0,83	656	594	715	647	10,4	70	24,0	39,8	74
S4	A	36	400	1,5	10	11	683	627	738	654	10,4	70	25,2	47,4	82
R1	D	30	3000	41	85	77	823	651	781	692	10,9	70	27,5	47,9	79
R3	D	30	3500	21	102	95	776	652	772	682	12,4	70	26,8	46,3	75
R2	D	30	7500	125	231	227	897	677	802	698	12,2	71	30,3	53,4	73
R5	D	30	7500	45	281	511	897	674	785	697	12,3	70	27,3	45,2	70
R7	E	10	6000	567	484	707	911	701	801	734	12,2	70	-	47,4	70
R6	E	10	12500	913	1021	603	938	724	810	752	13,4	70	-	48,1	70
R8	E	10	12500	769	1032	969	927	734	813	757	14,9	71	-	47,9	72
R10	E	10	13000	302	724	532	906	717	847	752	13,6	71	-	47,8	79

S\* = Scherlippenanteil

**Tabelle A 5.4: 20 MnMoNi 5 5: Zusammenstellung der Ergebnisse der Zugversuche bei unterschiedlichen Abzugsgeschwindigkeiten, Entnahmerichtung: LS**

Nr.	Meß- länge	v	$\dot{\epsilon}_{el}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$\dot{\epsilon}_{Rp3}$	R <sub>eH</sub>	R <sub>eL</sub>	R <sub>p3</sub>
	[mm]	[mm/s]	[1/s]	[1/s]	[1/s]	[MPa]	[MPa]	[MPa]
M1	12	0,003	0,00004	0,0005	0,0002	-	527	627
M2	12	0,12	0,0007	0,01	0,01	-	567	666
M3	12	12	0,15	1,16	1,53	-	626	692
DM1	12	5000	63	337	542	823	653	786
DM2	12	12000	130	906	1375	808	636	729

**Tabelle A 5.5: 20 MnMoNi 5 5 : Zusammenstellung der Ergebnisse der Druckversuche bei unterschiedlichen Abzugsgeschwindigkeiten, Entnahmerichtung: LS**

Probe	Form	l <sub>0</sub>	v	$\dot{\epsilon}_{el}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$\dot{\epsilon}_{Rp3}$	R <sub>eH</sub>	R <sub>eL</sub>	R <sub>m</sub>	R <sub>p3</sub>	A <sub>g</sub>	Z	A <sub>5</sub>	S*
		[mm]	[mm/s]	[1/s]	[1/s]	[1/s]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[%]	[%]
FS20.1	D	30	0,003	0,00002	0,00011	0,0001	608	602	693	645	11,1	74	25,6	88
FS21.1	D	30	3	0,0127	0,0745	0,079	660	645	715	683	7,4	72	22,8	72
FS22.1	D	30	30	0,118	0,991	1,24	678	646	719	670	7,6	71	20,1	79
FS19.1	D	30	330	2,59	10,3	13,2	729	654	753	696	9,1	71	22,4	67
FS14.1	D	30	330	5,52	14	12,5	742	678	752	692	8,3	72	26,0	68
FS23.1	D	30	3300	27,9	94,1	83,4	798	709	782	725	10,3	73	27,1	65
FS27.1	D	30	18000	113	500	624	900	759	813	776	12,4	73	24,3	65
FS1.1	E	10	10000	145	872	717	926	797	843	804	13,9	71	46,0	53

S\* = Scherlippenanteil

**Tabelle A 5.6: 10 MnMoNi 5 5: Zusammenstellung der Ergebnisse der Zugversuche bei unterschiedlichen Abzugsgeschwindigkeiten, Entnahmerichtung: LS**

Nr.	Form	$l_0$	$v$	$\dot{\epsilon}_{el}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$\dot{\epsilon}_{Rp3}$	$R_{p0,2}$	$R_m$	$R_{p3}$	Z	$A_5$	$S^*$
		[mm]	[mm/s]	[1/s]	[1/s]	[1/s]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[%]
T2	D	30	0,003	0,0001	0,0001	0,0001	291	590	367	74,5	54,3	73
T3	D	30	0,003	0,0001	0,0001	0,0001	300	600	374	76,3	58,5	77
T4	D	30	0,003	0,0001	0,0001	0,0001	256	586	353	76,4	60,5	75
T5	D	30	0,003	0,0001	0,0001	0,0001	234	598	339	77,0	62,2	79
AS2	D	30	0,04	0,0005	0,00098	0,0011	253	611	337	81,4	76,7	82
AS1	D	30	0,04	0,0005	0,00103	0,0011	264	594	340	81,5	74,5	82
AS4	D	30	0,4	0,0029	0,0104	0,0103	252	568	337	80,7	61,9	59
AS10	D	30	4	0,022	0,101	0,112	291	597	373	77,0	63,9	70
AS8	D	30	40	0,26	1,06	1,08	282	595	379	75,1	55,5	75
BS1	D	30	3000	51	84	92	408	661	481	76,5	63,3	86
BS4	D	30	3000	51	86	90	381	665	447	75,2	65,9	91
BS2	D	30	3000	40	87	85	367	654	443	75,6	68,5	89
BS7	E	10	6000	74	400	541	449	678	484	76,1	78,8	88
BS6	E	10	10000	96	690	931	538	698	526	72,3	77,9	90
BS8	E	10	15000	140	1323	1043	500	691	529	80,8	52,3	93

$S^*$  = Scherlippenanteil

**Tabelle A 5.7: X 6 CrNi 18 11: Zusammenstellung der Ergebnisse der Zugversuche bei unterschiedlichen Abzugsgeschwindigkeiten, Entnahmerichtung: LS**

Probe	v	$\dot{\epsilon}_{el}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$\dot{\epsilon}_{Rp3}$	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>p3</sub>
	[mm/s]	[1/s]	[1/s]	[1/s]	[MPa]	[MPa]
XT1	0,003	0,00003	0,0002	0,0002	319	381
XT2	0,12	0,001	0,01	0,01	303	417
XT3	12	0,10	0,81	0,82	338	439
XT4	5000	12,6	358	233	293	506

**Tabelle A 5.8: X 6 CrNi 18 11: Zusammenstellung der Ergebnisse der Druckversuche bei unterschiedlichen Abzugsgeschwindigkeiten, Entnahmerichtung: LS**

Nr.	Form	l <sub>0</sub>	v	$\dot{\epsilon}_{el}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$\dot{\epsilon}_{Rp3}$	R <sub>eH</sub>	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	R <sub>p3</sub>	A <sub>g</sub>	Z	A <sub>5</sub>	S*
		[mm]	[mm/s]	[1/s]	[1/s]	[1/s]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[%]	[%]
D3	A	36	0,003	0,0001	0,0001	0,0001	565	538	675	615	12,8	71	30,8	68,4
D4	A	36	0,003	0,0001	0,0001	0,0001	552	531	708	588	13,3	71	29,5	60,9
D2	A	36	0,4	0,0025	0,0111	0,01	593	577	719	643	12,2	69	28,1	65,8
D6	A	36	40	0,20	0,97	1,03	651	588	737	645	11,2	67	24,4	79,8
D7	A	36	400	3,5	10,8	11,2	654	615	788	692	11,3	67	26	64,3
D12	D	30	3000	23	76,3	70,8	756	671	807	731	11,5	69	31,3	60,2
D16	E	10	10000	127	745	742	901	772	883	800	11,9	66	46,7	70,4

S\* = Scherlippenanteil

**Tabelle A 5.9: 17 MnMoV 6 4 (WB35): Zusammenstellung der Ergebnisse der Zugversuche bei unterschiedlichen Abzugsgeschwindigkeiten, Entnahmerichtung: LS**

Nr.	Form	$l_0$	$v$	$\dot{\epsilon}_{el}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$\dot{\epsilon}_{Rp3}$	$R_{eH}$	$R_{p0,2}$	$R_m$	$R_{p3}$	$A_g$	Z	$A_5$	$S^*$
		[mm]	[mm/s]	[1/s]	[1/s]	[1/s]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[%]	[%]
E2	A	36	0,003	0,0001	0,0004	0,0001	512	510	651	592	11,5	70	27,0	66,9
E4	A	36	0,003	0,0001	0,0005	0,0005	505	505	643	585	11,1	70	29,2	65,0
E8	A	36	0,4	0,0028	0,0106	0,011	509	509	630	576	10,5	70	26,6	63,8
E7	A	36	0,4	0,0035	0,011	0,011	554	543	687	625	10,6	71	24,6	62,9
E1	A	36	0,4	0,004	0,011	0,012	564	564	679	634	10,3	70	29,1	64,7
E5	A	36	40	0,26	1,05	0,99	566	545	683	622	10,1	67	24,0	72,3
E6	A	36	400	2,6	10,4	11	619	572	728	660	11,2	70	25,4	68,6
E11	D	30	4000	26	149	128	726	674	790	719	11,5	69	29,7	71,3
E14	E	10	10000	73	662	644	826	738	808	755	10,8	69	46,1	71,1

$S^*$  = Scherlippenanteil

**Tabelle A 5.10: Zugversuchsergebnisse am Werkstoff 15 NiCuMoNb**

Nr.	Form	$l_0$	$v$	$\dot{\epsilon}_{el}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$R_{eH}$	$R_{eL}$	$R_m$	A	Z
		[mm]	[mm/s]	[1/s]	[1/s]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]
R1-R19	B 8x40	40	qst.	<0,001	<0,001	593	586	708	21,0	56
D1	A	30	80	0,3	1,97	639	606	736	21,5	56
D2	A	30	80	0,48	2,14	634	613	734	24,3	57
D3	A	30	80	0,41	1,94	635	598	733	23,3	58
D4	A	30	80	0,48	2	636	591	718	21,2	58
D5	A	30	80	0,4	2	635	590	720	19,2	56
D8	A*	20	500	2,7	16,5	708	632	775	25,1	54
D9	A*	20	500	4,5	21,2	713	642	779	25,5	58
D10	A*	20	500	4	20,5	706	630	773	26,8	54
L1	D	30	2500	20	81,2	758	670	795	25,5	59
L2	D	30	5500	61	183	825	706	827	23,7	60
L3	D	30	5500	58	173	820	705	821	24,9	57
L7	E	10	6000	78	450	857	745	833	40,4	58
L8	E	10	6000	57	458	846	740	828	41,1	57
L9	E	10	12000	100	948	912	781	832	43,6	60
L10	E	10	12000	96	965	907	794	827	42,6	58

A\* = Probenform A mit 20 mm Meßlänge.

**Tabelle A 5.11: Zugversuchsergebnisse am Werkstoff Altherm NiMoV (ATM)**



Nr.	v	Temp.	$\dot{\epsilon}_{pl}$	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	R <sub>p1</sub>	A <sub>5</sub>	Z	E-Modul
	[mm/s]	[°C]	[1/s]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[GPa]
WSLTXX	qst.	20	0,0001	570	737	-	17,0	49,0	-
WSLT25	qst.	150	0,0001	500	679	565	13,8	31,1	214,4
WSLT30	qst.	150	0,0001	503	685	567	16,4	47,6	207,4
WSLT31	qst.	150	0,0001	504	684	569	16,7	43,9	221,5
WSLT16	qst.	150	0,0001	505	687	569	14,8	32,1	213,5
WSLT13	qst.	150	0,0001	506	686	570	15,8	30,4	211,3
WSLT28	qst.	200	0,0001	508	689	588	14,7	46,2	218,1
WSLT20	qst.	200	0,0001	509	692	585	16,2	46,2	217,4
WSLT09	qst.	200	0,0001	510	690	585	14,9	42,4	221,6
WSLT11	qst.	200	0,0001	510	690	583	14,6	40,9	214,5
WSLT18	qst.	200	0,0001	508	691	582	15,8	45,4	223,4
WSLT23	qst.	250	0,0001	510	710	601	16,1	41,7	202,3
WSLT19	qst.	250	0,0001	513	710	602	17,6	37,0	189,4
WSLT24	qst.	250	0,0001	508	710	600	16,1	44,7	204,1
WSLT14	qst.	250	0,0001	510	708	600	10,4	27,0	193,5
WSLT32	qst.	250	0,0001	508	714	599	16,1	41,7	197,1

WSLTXX = Mittelwert aus 20 Versuchen

Probenform: = B6x30

**Tabelle A 5.12: Zugversuchsergebnisse am Werkstoff MnMoNiV-Sonderschmelze**

Nr.	v	Temp.	$\dot{\epsilon}_{pl}$	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	R <sub>p1</sub>	A <sub>5</sub>	Z
	[mm/s]	[°C]	[1/s]	[Mpa]	[Mpa]	[Mpa]	[%]	[%]
WSLT02	500	20	11,1	634	762	676	20,0	53
WSLT47	500	20	11,3	590	771	622	19,6	50
WSLT16	500	150	9,0	520	670	563	18,0	51
WSLT07	500	150	9,5	520	669	566	14,1	50
WSLT29	500	150	12,0	565	657	590	17,6	52
WSLT30	500	150	12,4	558	660	587	17,8	51
WSLT37	500	150	9,0	524	656	583	18,2	53
WSLT52	500	200	10,4	473	623	529	16,1	52
WSLT54	500	200	10,8	469	610	517	16,0	52
WSLT04	500	200	11,1	484	624	537	16,4	52
WSLT38	500	200	11,0	478	617	530	15,2	53
WSLT48	500	200	11,5	496	620	539	17,6	52
WSLT22	500	250	10,9	471	605	520	15,3	50
WSLT43	500	250	9,5	473	610	530	15,0	50
WSLT23	500	250	9,7	459	596	519	13,6	48
WSLT13	500	250	10,5	468	608	524	14,8	52
WSLT42	500	250	10,2	462	598	511	15,2	52

**Tabelle A 5.13: Zugversuchsergebnisse am Werkstoff MnMoNiV-Sonderschmelze bei einer Abzugsgeschwindigkeit von v = 500mm/s**

Nr.	v	Temp.	$\dot{\epsilon}_{pl}$	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	R <sub>p1</sub>	A <sub>5</sub>	Z
	[mm/s]	[°C]	[1/s]	[Mpa]	[Mpa]	[Mpa]	[%]	[%]
WSLT27	5000	20	127	645	818	661	21,5	53
WSLT32	5000	20	128	650	807	663	22,6	52
WSLT44	5000	250	128	465	629	495	18,0	55
WSLT53	5000	150	129	570	698	591	19,4	51
WSLT46	5000	200	129	497	654	525	18,3	51
WSLT10	5000	250	129	482	631	509	19,1	51
WSLT12	5000	150	131	545	694	569	19,1	56

Probenform = B6x30

**Tabelle A 5.14: Zugversuchsergebnisse am Werkstoff MnMoNiV-Sonderschmelze bei einer Abzugsgeschwindigkeit von v = 5000mm/s**

Nr.	Form	T	Meß- länge	v	$\dot{\epsilon}_{el}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$\dot{\epsilon}_{Rp3}$	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	R <sub>p3</sub>	A <sub>g</sub>	Z	A <sub>5</sub>
		[°C]	[mm]	[mm/s]	[1/s]	[1/s]	[1/s]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[%]
GGG4.9	B	-20	100	0,125	0,0003	0,001	0,001	364	491	428	12,7	23	20,2
GGG4.8	B	-20	100	10	0,04	0,09	0,09	402	508	450	13,4	15	17,8
GGG4.7	B	-20	100	1000	3,03	6,54	11,8	481	610	528	13,9	17	20,9
GGG40.12	C	-20	30	3000	28	82	76	538	638	553	13,4	15	19,2
GGG40.15	C	-20	30	3000	-	-	-	-	-	-	-	18	23,4
GGG40.19	C	-20	30	30000	181	1058	731	621	661	630	11,0	9	11,7
GGG40.21	C	-20	30	30000	98	845	852	597	653	636	12,0	17	23,0

**Tabelle A 5.15: Zugversuchsergebnisse am Werkstoff GGG40 (duktiles Gußeisen),  
T=-20°C**

Nr.	Form	T	l <sub>0</sub>	v	$\dot{\epsilon}_{el}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$\dot{\epsilon}_{Rp3}$	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	R <sub>p3</sub>	A <sub>g</sub>	Z	A <sub>5</sub>
		[°C]	[mm]	[mm/s]	[1/s]	[1/s]	[1/s]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[%]
GGG 40.8	C	20	30	0,003	0,0001	0,004	0,002	325	456	397	12,4	18	20,5
GGG 40.9	C	20	30	0,003	0,0001	0,003	0,002	325	471	404	12,7	17	21,3
GGG 40.17	C	20	30	3	0,014	0,069	0,061	376	481	438	10,8	24	22,9
GGG 40.22	C	20	30	3	0,013	0,095	0,085	370	478	425	14,5	21	20,9
GGG 4.4	B	20	100	1000	2,96	6,21	6,65	462	583	518	11,9	21	16,6
GGG 4.2	B	20	100	1000	2,90	7,42	7,31	460	591	514	14,3	19	20,6
GGG 4.3	B	20	100	10000	29,2	85,2	77,2	535	636	571	13,7	25	20,2
GGG 40.7	C	20	30	3000	19,4	62,6	65,3	523	651	551	10,6	13	18,6
GGG 40.14	C	20	30	3000	27,0	67,1	64,1	518	633	546	12,2	25	26,4
GGG 40.1	C	20	30	30000	102	985	876	626	727	612	16,3	25	27,5
GGG 40.4	C	20	30	30000	72,3	823	614	609	674	600	19,6	24	27,2
GGG 40.6	C	20	30	30000	228	1159	921	595	719	611	23,8	23	28,0

**Tabelle A 5.16: Zugversuchsergebnisse am Werkstoff GGG40 (duktiles Gußeisen),  
T=20°C**

Nr.	Form	T	Meß- länge	v	$\dot{\epsilon}_{el}$	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$\dot{\epsilon}_{Rp3}$	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	R <sub>p3</sub>	A <sub>g</sub>	Z	A <sub>5</sub>
		[°C]	[mm]	[mm/s]	[1/s]	[1/s]	[1/s]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[%]
GGG4.9	B	-20	100	0,125	0,0003	0,001	0,001	364	491	428	12,7	23	20,2
GGG4.8	B	-20	100	10	0,04	0,09	0,09	402	508	450	13,4	15	17,8
GGG4.7	B	-20	100	1000	3,03	6,54	11,8	481	610	528	13,9	17	20,9
GGG40.12	C	-20	30	3000	28	82	76	538	638	553	13,4	15	19,2
GGG40.15	C	-20	30	3000	-	-	-	-	-	-	-	18	23,4
GGG40.19	C	-20	30	30000	181	1058	731	621	661	630	11,0	9	11,7
GGG40.21	C	-20	30	30000	98	845	852	597	653	636	12,0	17	23,0

**Tabelle A 5.17: Zugversuchsergebnisse am Werkstoff GGG40 (duktiles Gußeisen), T=-20°C**

Werkstoff	Hollomon-Faktor k bei $\dot{\epsilon}_{pl}$ [1/s] von					
	0,001	0,01	1	10	100	1000
17 MoV 8 4 (mod.)	1347	1344	1349	1366	1410	1521
20 MnMoNi 5 5	1098	1129	1185	1188	1220	1205
10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt)	1013	1030	1094	1173	1167	1214
X 6 CrNi 18 11	1210	1146	1154	—	1233	1246
17 MnMoV 6 4(WB35)	1121	1109	1289	1295	1264	1308
15 NiCuMoNb 5 (WB36)	995	993	1052	1134	1187	1073
ATM NiMoV	—	—	1174	1230	1260	1232
GGG40 (duktiles Gußeisen) T = RT	661	747	—	932	1006	1172
GGG40 (duktiles Gußeisen) T = - 20°C	782	792	—	967	978	784
MnMoNiV-Sonderschmelze T = RT	—	—	—	1098	1311	—
MnMoNiV-Sonderschmelze T = 150°C	—	—	—	942	1103	—
MnMoNiV-Sonderschmelze T = 200°C	—	—	—	934	1093	—
MnMoNiV-Sonderschmelze T = 250°C	—	—	—	902	1051	—

**Tabelle A 5.18: Tabelle der für eine bestimmte Dehngeschwindigkeit gemittelten k-Faktoren nach Hollomon für die untersuchten Werkstoffe bei zum Teil unterschiedlichen Temperaturen**

Werkstoff	Hollomon-Faktor n bei $\dot{\epsilon}_{pl}$ [1/s] von					
	0,001	0,01	1	10	100	1000
17 MoV 8 4 (mod.)	0,043	0,040	0,040	0,037	0,036	—
20 MnMoNi 5 5	0,169	0,159	0,171	0,162	0,157	0,130
10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt)	0,121	0,110	0,133	0,144	0,130	0,117
X 6 CrNi 18 11	0,378	0,356	0,321	—	0,301	0,264
17 MnMoV 6 4 (WB35)	0,159	0,148	0,193	0,172	0,150	0,134
15 NiCuMoNb 5 (WB36)	0,145	0,149	0,144	0,149	0,136	0,093
ATM NiMoV	—	—	0,155	0,157	0,148	0,131
GGG40 (duktilen Gußeisen) T = RT	0,128	0,149	—	0,161	0,166	0,182
GGG40 (dukt. Gußeisen) T = - 20°C	0,165	0,153	—	0,164	0,158	0,055
MnMoNiV-Sonderschmelze T = RT	—	—	—	0,117	0,163	—
MnMoNiV-Sonderschmelze T = 150°C	—	—	—	0,107	0,153	—
MnMoNiV-Sonderschmelze T = 200°C	—	—	—	0,126	0,169	—
MnMoNiV-Sonderschmelze T = 250°C	—	—	—	0,122	0,169	—

**Tabelle A 5.19: Tabelle der für eine bestimmte Dehngeschwindigkeit gemittelten Verfestigungsexponenten nach Hollomon für die untersuchten Werkstoffe bei zum Teil unterschiedlichen Temperaturen**

20 MnMoNi 5 5				17 MnMoV 6 4 (WB35)				15 NiCuMoNb 5 (WB36)				X 6 CrNi 18 11			
$\alpha = 4,60;$ $n = 5,94$				$\alpha = 4,53;$ $n = 6,52$				$\alpha = 2,70;$ $n = 7,70$				$\alpha = 5,15;$ $n = 4,00$			
Nr.	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$R_e$ (exp)	$R_e$ (err)	Nr.	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$R_e$ (exp)	$R_e$ (err)	Nr.	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$R_e$ (exp)	$R_e$ (err)	Nr.	$\dot{\epsilon}_{pl}$	$R_e$ (exp)	$R_e$ (err)
	1/s	MPa	MPa		1/s	MPa	MPa		1/s	MPa	MPa		1/s	MPa	MPa
S7	0,0001	524	545	D3	0,0003	538	558,7	E2	0,0004	510	525,0	T2	0,0001	291	259
S5	0,006	545	554	D4	0,0003	531	558,7	E4	0,0005	505	525,4	T3	0,0001	300	259
S3	0,010	560	556	D2	0,011	577	572,5	E8	0,01	509	535,1	T4	0,0001	265	259
S2	0,103	574	564	D6	1,0	604	602,6	E7	0,01	543	535,2	T5	0,0001	234	259
S1	1,02	594	575	D7	11	629	628,2	E5	1,1	545	560,8	AS1	0,001	264	261
S4	10,1	627	591	D12	76	657	656,2	E6	10	572	581,9	AS2	0,001	253	261
R1	85	651	610	D16	745	701	699,9	E11	149	674	617,5	AS4	0,01	252	264
R3	102	652	611					E14	662	738	644,5	AS10	0,1	291	270
R2	231	677	620									AS8	0,8	282	278
R5	281	674	623									BS2	84	367	321
R7	484	701	629									BS1	91	408	322
R10	724	717	635									BS4	91	381	322
R6	1021	724	639									BS7	364	449	347
R8	1032	734	639									BS6	441	538	351
												BS8	451	500	352

**Tabelle A 5.20: Tabelle der nach Ramberg-Osgood ermittelten Parameter  $\alpha$  und  $n$ , sowie die für  $s_0$  verwendeten experimentellen und errechneten Streckgrenzwerte in Abhängigkeit der Dehngeschwindigkeit für die Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5, 17 MnMoV 6 4 (WB35), 15 NiCuMoNb 5 (WB36) und X6 CrNi 18 11**

20 MnMoNi 5 5				17 MnMoV 6 4 (WB35)				15 NiCuMoNb 5 (WB36)				X 6 CrNi 18 11			
Rundzugproben				Rundzugproben				Rundzugproben				Rundzugproben			
$R_e=531$ MPa				$R_e=537$ MPa				$R_e=509$ MPa				$R_e=256$ MPa			
Nr.	$\dot{\epsilon}$	$R_e$ (exp)	$R_e$ (num)	Nr.	$\dot{\epsilon}$	$R_e$ (exp)	$R_e$ (num)	Nr.	$\dot{\epsilon}$	$R_e$ (exp)	$R_e$ (num)	Nr.	$\dot{\epsilon}$	$R_e$ (exp)	$R_e$ (num)
	1/s	MPa	MPa		1/s	MPa	MPa		1/s	MPa	MPa		1/s	MPa	MPa
S7	0,0001	524	545	D3	0,0003	538	559	E2	0,0004	510	525	T2	0,0001	291	259
S5	0,006	545	554	D4	0,0003	531	559	E4	0,0005	505	525	T3	0,0001	300	259
S3	0,010	560	556	D2	0,011	577	573	E8	0,011	509	535	T4	0,0001	265	259
S2	0,10	574	564	D6	0,97	604	603	E7	0,011	543	535	T5	0,0001	234	259
S1	1,02	594	575	D7	10,8	629	628	E5	1,05	545	561	AS1	0,001	264	261
S4	10,1	627	591	D12	76,3	657	656	E6	10,4	572	582	AS2	0,001	253	261
R1	84,5	651	610	D16	745	701	700	E11	149	674	618	AS4	0,009	252	264
R3	102	652	611					E14	662	738	645	AS10	0,10	291	270
R2	231	677	620									AS8	0,84	282	278
R5	281	674	623									BS2	84,1	367	321
R7	484	701	629									BS1	90,8	408	322
R10	724	717	635									BS4	91,4	381	322
R6	1021	724	639									BS7	364	449	347
R8	1032	734	639									BS6	441	538	351
												BS8	451	500	352

**Tabelle A 5.21: Dynamische Fließgrenzen der zu untersuchenden Werkstoffe bei verschiedenen experimentellen Dehngeschwindigkeiten**

Werkstoff	Probenbreite	Kerbform
17 MoV 8 4 (mod.)	CT15	Sr
20 MnMoNi 5 5	CT25 20% Sk	Sr
10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt)	CT25 20% Sk	Sr
X 6 CrNi 18 11	CT25 20% Sk	Sr, Ek
17 MnMoV 6 4 (WB35)	CT10 ISO-V teilweise mit 20% Sk	Sr, Ek Sr
15 NiCuMoNb 5 (WB36)	CT10	Sr, Ek
Alterm NiMoV	CT10	Ek
GGG 40 (duktiler Gußeisen)	CT15	Sr

mit: Sk = Seitenkerbe, Sr = Schwingriß, Ek = Erodierkerbe

**Tabelle A 6.1: Proben- und Kerbformen für die bruchmechanischen Untersuchungen**

Werkstoff / Kerbform	Probe	Sk	J <sub>i</sub>	J <sub>IC</sub>	J <sub>IC</sub>	J <sub>0,15</sub>	J <sub>0,2</sub>	SZW	K <sub>IJ</sub>	
				E813-81	E813-89					
		%	N/mm	N/mm	N/mm	N/mm	N/mm	µm	MPa√m	
<b>17 MoV 84 (mod.)</b>	BD20								K <sub>IC</sub> =44,3	
<b>20 MnMoNi 5 5</b>	C5	20	183	338	415	372	—	140	204,5	
	C6	20	192	271	345	309	—	141	209,5	
	39Z3TL1	20	134	338	417	376	329	94	175,0	
	39Z3TL2	20	142	336	419	376	328	98	180,2	
<b>X 6 CrNi 18 11</b>	Schwingriß	XC10	20	(360)	—	—	—	(210)	(278)	
	Schwingriß	XC33	20	(258)	—	—	—	(306)	(236)	
	Schwingriß	XC37	20	(241)	—	—	—	(153)	(228)	
	Schwingriß	XC25	20	(765)	—	—	—	(222)	(406)	
	Erodierkerbe	XC09	20	(1504)	—	—	—	(227)	(569)	
	Erodierkerbe	XC25	20	(1241)	—	—	—	(211)	(517)	
<b>17 MnMoV 6 4 (WB35)</b>	Schwingriß	D11	0	32	58	95	78	98	31	84,3
	Schwingriß	D12	0	20	93	125	109	—	30	66,6
	Erodierkerbe	D9	0	90	224	271	238	—	71	141,3
	Erodierkerbe	D10	0	108	216	267	234	—	73	154,8
<b>15 NiCuMoNb 5 (WB36)</b>	Schwingriß	E8	0	307	537	—	557	—	234	261,1
	Schwingriß	E9	0	383	—	—	—	—	123	291,6
	Erodierkerbe	E11	0	92	371	—	409	—	68	142,9
	Erodierkerbe	E12	0	75	192	—	289	—	71	129,0
<b>Altherm NiMoV</b>	Erodierkerbe	ATM1	0	61	71	74	70	79	42	116,4
	Erodierkerbe	ATM3	0	59	70	72	69	69	42	114,4

() = Breite der Stretched Zone nicht eindeutig bestimmbar, Sk = Seitengekerbung

**Tabelle A 6.2: Ergebnisse des Teilentlastungsverfahrens für verschiedene Werkstoffe**



Probe	$v$	$K_{DMS}$	$K_{popin}$	$K_{IJFmax}$	$\dot{K}$	$\dot{\epsilon}_{Sh}$	$F_{max}/F_i$	$2,5(K_Q/R_{ed})^2$
	[mm/s]	[MPa√m]	[MPa√m]	[MPa√m]	[MPa√m/s]	[1/s]	[—]	[mm]
BC5	0,04	29,2	—	44,3	3,63	0,0023	1,5	1,76
BD24	0,04	—	—	42,0	3,71	0,0015	1	3,99
BC4	4	35,2	35,2	38,8	375,7	0,194	1,1	2,56
BD25	4	34,6	34,6	—	285,5	0,140	1,02	2,71
BC2	40	34,8	34,8	36,7	3701	1,93	1,04	2,50
BD26	40	25,0	30,7	—	2643	1,48	1,30/1,06	1,42
BD22	40	30,5	—	33,4	2455	1,26	1,095	2,11
BC1	400	29,6	—	35,5	$3,12 \cdot 10^4$	19,1	1,2	1,81
BC7	400	30,6	—	34,9	$3,37 \cdot 10^4$	20,0	1,14	1,93
BC13	400	35,8	35,8	—	$3,84 \cdot 10^4$	19,5	1,01	2,65
BC18	400	34,1	34,1	34,1	$4,39 \cdot 10^4$	23,4	1,17	2,40
BD27	400	30,8	30,8	—	$3,37 \cdot 10^4$	17,1	1,12	2,15
BD36	400	24,9	29,7	—	$2,74 \cdot 10^4$	16,1	1,26/1,06	2,00
BC11	2000	24,2	—	31,4	$2,70 \cdot 10^5$	202	1,3	1,21
BC10	5000	26,4	—	33,4	$3,86 \cdot 10^5$	265	1,3	1,44
BC14	5000	32,6	—	35,7	$4,56 \cdot 10^5$	254	1,1	2,20
BC15	5000	26,4	—	35,8	$4,97 \cdot 10^5$	342	1,36	1,44
BD28	5000	26,3	—	37,5	$4,36 \cdot 10^5$	226	1,43	1,57
BC20	10000	30,6	36,9	37,5	$8,13 \cdot 10^5$	483	1,228	1,93
BC9	15000	—	—	32,3	$5,44 \cdot 10^5$	306	1,00	2,16
BC12	20000	24,9	—	35,5	$7,05 \cdot 10^5$	514	1,42	1,28
BC8	25000	25,1	—	34,2	$7,51 \cdot 10^5$	543	1,36	1,30
BD37	25000	30,4	—	41,1	$1,14 \cdot 10^6$	567	1,35	2,09

Darin bedeutet:

- $v$ : Abzugsgeschwindigkeit,
- $K_{DMS}$ : mit der Nahfeld-DMS-Methode bestimmte Bruchzähigkeit
- $K_{popin}$ : Bruchzähigkeit nach einem popin,
- $K_{Fmax}$ : Bruchzähigkeit bei Maximallast,
- $\dot{K}$ : Belastungsgeschwindigkeit nach BS 7448/
- $\dot{\epsilon}_{Sh}$ : Dehngeschwindigkeit berechnet nach Shoemaker/32/
- $R_{ed}$ : dynamische Streckgrenze für  $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_{Sh}$

**Tabelle A 6.3: 17 MoV 8 4 (mod.): Ergebnisse der dynamische Versuche an CT15-Proben**

Probe	v	J <sub>DMS</sub>	K <sub>IJDMS</sub>	J <sub>Fmax</sub>	K <sub>IJFmax</sub>	K̇	j <sub>pl</sub>	ε̇ <sub>Sh</sub>	ε̇ <sub>K</sub>	$\frac{F_{max}}{F_{DMS}}$	$\frac{25 \cdot J_{DMS}}{R_{ed}}$
	[mm/s]	[N/mm]	[MPa√m]	[N/mm]	[MPa√m]	[MPa√m/s]	[N/mm s]	[1/s]	[1/s]		[mm]
C9	0,025	—	—	88*	142*	2,10	1,16	—	1,54·10 <sup>-5</sup>	—	—
TO5	0,025	167	196	360	288	0,80	2,22	3,68·10 <sup>-5</sup>	3,24·10 <sup>-5</sup>	1,04	7,71
C1	0,025	205	217	605	374	2,12	6,76	8,80·10 <sup>-5</sup>	1,17·10 <sup>-4</sup>	1,04	9,43
C13	0,025	174	200	684	397	1,95	8,56	8,77·10 <sup>-5</sup>	1,53·10 <sup>-4</sup>	1,07	8,03
C12	0,025	181	204	636	383	1,97	7,47	8,70·10 <sup>-5</sup>	1,31·10 <sup>-4</sup>	1,06	8,33
C3	0,025	199	214	521	347	2,01	7,33	8,45·10 <sup>-5</sup>	1,28·10 <sup>-4</sup>	1,04	9,18
C4	0,025	202	216	477	332	2,11	7,29	8,81·10 <sup>-5</sup>	1,27·10 <sup>-4</sup>	1,04	9,31
C26	0,025	168	197	217	224	2,13	7,39	9,75·10 <sup>-5</sup>	1,29·10 <sup>-4</sup>	1,02	7,76
C23	0,025	194	212	493	337	2,33	5,69	9,94·10 <sup>-5</sup>	9,56·10 <sup>-4</sup>	1,04	8,94
C27	80	277	253	527	349	4,83·10 <sup>3</sup>	8,17·10 <sup>4</sup>	0,18	5,77	1,02	12,34
C36	80	265	247	549	356	4,90·10 <sup>3</sup>	6,11·10 <sup>4</sup>	0,19	4,13	1,02	11,80
C28	80	301	264	542	354	5,06·10 <sup>3</sup>	6,13·10 <sup>4</sup>	0,18	4,15	1,01	13,41
TO6	80	233	232	554	357	4,89·10 <sup>3</sup>	3,84·10 <sup>4</sup>	0,20	2,42	1,03	10,37
C42	800	308	267	351	284	7,55·10 <sup>4</sup>	6,77·10 <sup>4</sup>	2,71	4,65	1,00	13,42
C41	800	342	281	376	295	1,09·10 <sup>5</sup>	3,98·10 <sup>5</sup>	3,73	35,6	1,00	14,87
C30	5000	307	266	352	285	6,48·10 <sup>5</sup>	8,58·10 <sup>5</sup>	23,8	86,2	1,01	13,07
C32	5000	344	282	431	315	6,59·10 <sup>5</sup>	1,12·10 <sup>6</sup>	22,9	117	1,02	14,64
C17	5000	347	283	318	271	6,80·10 <sup>5</sup>	7,40·10 <sup>6</sup>	23,5	1030	1,01	14,76
C15	5000	332	277	243	237	7,51·10 <sup>5</sup>	1,31·10 <sup>6</sup>	26,6	140	1,01	14,11
C16	10000	338	279	318	271	8,90·10 <sup>5</sup>	5,00·10 <sup>6</sup>	31,3	655	1,00	14,33
C19	10000	323	273	240	235	1,07·10 <sup>6</sup>	6,15·10 <sup>6</sup>	38,5	830	1,01	13,65
C35	10000	309	267	203	216	1,22·10 <sup>6</sup>	3,14·10 <sup>6</sup>	45,0	383	1,02	13,02
C34	10000	348	283	231	231	1,22·10 <sup>6</sup>	3,24·10 <sup>6</sup>	42,6	397	1,04	14,68

\* = Versuch vor Maximallast abgebrochen

**Tabelle A 6.4: 20 MnMoNi 5 5: Ergebnisse der dynamische Versuche an CT25-Proben bei Raumtemperatur**

Probe	v	J <sub>DMS</sub>	K <sub>IJDMS</sub>	$\dot{K}$	$\dot{J}_{pl}$	SZW	J <sub>RSZW</sub>	K <sub>IJRSZW</sub>
	[mm/s]	[N/mm]	[MPa√m]	[MPa√m/s]	[N/(mm s)]	[μm]	[N/mm]	[MPa√m]
C9	0,025	—	—	—	—	33*	—	—
TO5	0,025	167	196	0,80	2,22	153	195	212
C1	0,025	205	217	2,12	6,76	120	166	196
C13	0,025	174	200	1,95	8,56	140	184	206
C12	0,025	181	204	1,97	7,47	134	179	203
C3	0,025	199	214	2,01	7,33	—	—	—
C4	0,025	202	216	2,11	7,29	122	168	197
C26	0,025	168	197	2,13	7,39	70	117	164
C23	0,025	194	212	2,33	5,69	123	169	198
C27	80	277	253	4,83·10 <sup>3</sup>	8,17·10 <sup>4</sup>	135	165	195
C36	80	265	247	4,90·10 <sup>3</sup>	6,11·10 <sup>4</sup>	117	150	186
C28	80	301	264	5,06·10 <sup>3</sup>	6,13·10 <sup>4</sup>	123	156	189
TO6	80	233	232	4,89·10 <sup>3</sup>	3,84·10 <sup>4</sup>	100	135	177
C42	800	308	267	7,55·10 <sup>4</sup>	6,77·10 <sup>4</sup>	160	205	218
C41	800	342	281	1,09·10 <sup>5</sup>	3,98·10 <sup>5</sup>	155	201	215
C30	5000	307	266	6,48·10 <sup>5</sup>	8,58·10 <sup>5</sup>	177	269	249
C32	5000	344	282	6,59·10 <sup>5</sup>	1,12·10 <sup>6</sup>	173	266	248
C17	5000	347	283	6,80·10 <sup>5</sup>	7,40·10 <sup>5</sup>	—	—	—
C15	5000	332	277	7,51·10 <sup>5</sup>	1,31·10 <sup>6</sup>	177	269	249
C16	10000	338	279	8,90·10 <sup>5</sup>	5,00·10 <sup>6</sup>	140	253	242
C19	10000	323	273	1,07·10 <sup>6</sup>	6,15·10 <sup>6</sup>	148	262	246
C35	10000	309	267	1,22·10 <sup>6</sup>	3,14·10 <sup>6</sup>	148	262	246
C34	10000	348	283	1,22·10 <sup>6</sup>	3,24·10 <sup>6</sup>	158	271	250

\* = Versuch vor Maximallast abgebrochen

**Tabelle A 6.5: 20 MnMoNi 5 5: Zusammenstellung der Breite der Stretched Zone und die damit ermittelten Initiierungskennwerte mit Hilfe der Reißwiderstandskurve**

Probe	v	J <sub>DMS</sub>	K <sub>IJDMS</sub>	J <sub>Fmax</sub>	K <sub>IJFmax</sub>	$\dot{K}$	$\dot{J}_{pl}$	$\dot{\epsilon}_{Sh}$	$\dot{\epsilon}_K$	$\frac{F_{max}}{F_{DMS}}$	$\frac{25^* J_{DMS}}{R_{ed}}$
	[mm/s]	[N/mm]	[MPa√m]	[N/mm]	[MPa√m]	[MPa√m/s]	[N/mm s]	[1/s]	[1/s]		[mm]
TO3	0,001	180	204	597	371	5,30·10 <sup>-1</sup>	7,40·10 <sup>-1</sup>	2·10 <sup>-5</sup>	9·10 <sup>-6</sup>	1,06	1,52
TO4	12	165	195	210	220	8,70·10 <sup>2</sup>	1,10·10 <sup>3</sup>	0,04	0,04	1,01	1,49
TO1	5000		65	—	69	9,20·10 <sup>5</sup>	—	128	—	1,07	0,86
C39	5000		94	—	101	8,40·10 <sup>5</sup>	—	82	—	1,08	1,03
TO2	10000		70	—	78	1,90·10 <sup>6</sup>	—	247	—	1,11	0,89
C40	10000		54	—	68	1,20·10 <sup>6</sup>	—	202	—	1,27	0,78

**Tabelle A 6.6: 20 MnMoNi 5 5: Ergebnisse der dynamische Versuche an CT25-Proben bei T = -50 °C**

Probe	$v$	$J_{DMS}$	$K_{IJDMS}$	$J_{Fmax}$	$K_{IJFmax}$	$\dot{K}$	$\dot{J}_{pl}$	$\dot{\epsilon}_{Sh}$	$\dot{\epsilon}_K$	$\frac{F_{max}}{F_{DMS}}$	$\frac{25 \cdot J_{DMS}}{R_{ed}}$
	[mm/s]	[N/mm]	[MPa√m]	[N/mm]	[MPa√m]	[MPa√m/s]	[N/(mm s)]	[1/s]	[1/s]		[mm]
FS700	0,015	237	234	381	296	1,16	5,01	$2,1 \cdot 10^{-4}$	$8,3 \cdot 10^{-5}$	1,02	9,82
FS711	0,015	202	216	401	304	1,19	3,78	$1,7 \cdot 10^{-4}$	$6,0 \cdot 10^{-5}$	1,02	8,37
FS692	0,015	203	216	413	309	1,18	4,08	$1,9 \cdot 10^{-4}$	$6,5 \cdot 10^{-5}$	1,03	8,39
FS693	80	232	231	658	390	$5,40 \cdot 10^3$	$6,54 \cdot 10^4$	2,97	4,47	1,05	9,38
FS702	80	227	229	364	290	$4,94 \cdot 10^3$	$4,58 \cdot 10^4$	2,10	2,97	1,02	9,17
FS710	80	259	244	411	308	$5,51 \cdot 10^3$	$7,13 \cdot 10^4$	3,07	4,93	1,02	10,45
FS690	800	261	245	654	389	$1,15 \cdot 10^5$	$2,18 \cdot 10^5$	9,49	17,8	1,02	10,28
FS695	800	288	258	691	399	$1,17 \cdot 10^5$	$2,16 \cdot 10^5$	8,96	17,7	1,03	11,34
FS703	10000	307	266	303	264	$1,21 \cdot 10^6$	$3,79 \cdot 10^6$	162	476	1,00	11,71
FS705	10000	341	280	347	283	$1,18 \cdot 10^6$	$4,22 \cdot 10^6$	171	539	1,00	12,99

**Tabelle A 6.7: 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt): Ergebnisse der dynamischen Versuche an CT25-Proben**

Probe	$v$	$J_{DMS}$	$K_{IJDMS}$	$\dot{K}$	$\dot{J}_{pl}$	SZW
	[mm/s]	[N/mm]	[MPa√m]	[MPa√m/s]	[N/(mm s)]	[μm]
FS700	0,015	237	234	1,16	5,01	108
FS711	0,015	202	216	1,19	3,78	95
FS692	0,015	203	216	1,18	4,08	90
FS693	80	232	231	$5,40 \cdot 10^3$	$6,54 \cdot 10^4$	110
FS702	80	227	229	$4,94 \cdot 10^3$	$4,58 \cdot 10^4$	83
FS710	80	259	244	$5,51 \cdot 10^3$	$7,13 \cdot 10^4$	122
FS690	800	261	245	$1,15 \cdot 10^5$	$2,18 \cdot 10^5$	130
FS695	800	288	258	$1,17 \cdot 10^5$	$2,16 \cdot 10^5$	183
FS703	10000	307	266	$1,21 \cdot 10^6$	$3,79 \cdot 10^6$	98
FS705	10000	341	280	$1,18 \cdot 10^6$	$4,22 \cdot 10^6$	93

**Tabelle A 6.8: 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt): Zusammenstellung der Breiten der Stretched Zone**

Probe	v	J <sub>DMS</sub>	K <sub>IJDMS</sub>	J <sub>Fmax</sub>	K <sub>IJFmax</sub>	K̇	J̇ <sub>pl</sub>	Ḑ <sub>Sh</sub>	Ḑ <sub>K</sub>	$\frac{F_{max}}{F_{DMS}}$	$\frac{25 \cdot J_{DMS}}{R_{ed}}$
	[mm/s]	[N/mm]	[MPa√m]	[N/mm]	[MPa√m]	[MPa√m/s]	[N/mm s]	[1/s]	[1/s]		[mm]
XC 5	0,03	303	234	3203	762	2,00·10 <sup>-1</sup>	5,68	4,00·10 <sup>-6</sup>	9,5·10 <sup>-5</sup>	1,47	29,5
XC 6	0,03	584	325	2850	719	1,16	5,87	1,67·10 <sup>-5</sup>	9,9·10 <sup>-5</sup>	1,24	56,7
XC 17	0,03	579	324	2510	675	1,03	5,21	1,48·10 <sup>-5</sup>	8,6·10 <sup>-5</sup>	1,27	56,2
XC 2	0,03	460	289	2892	724	0,22	127	3,62·10 <sup>-6</sup>	3,4·10 <sup>-3</sup>	1,37	44,8
XC 18	0,03	309	237	2669	696	2,50	6,04	1,32·10 <sup>-4</sup>	1,0·10 <sup>-4</sup>	1,44	29,9
XC 29	80	342	249	3119	752	3,88·10 <sup>3</sup>	2,49·10 <sup>4</sup>	7,54·10 <sup>-2</sup>	1,47	1,29	32,2
XC 21	400	371	259	2819	715	2,61·10 <sup>4</sup>	6,12·10 <sup>4</sup>	4,97·10 <sup>-1</sup>	4,14	1,29	34,2
XC 28	400	310	237	3206	762	1,55·10 <sup>4</sup>	8,69·10 <sup>4</sup>	3,22·10 <sup>-1</sup>	6,19	1,34	28,8
XC 1	5000	513	305	—*	—	6,33·10 <sup>5</sup>	9,70·10 <sup>5</sup>	1,08·10 <sup>1</sup>	99,3	—	44,8
XC 32	5000	474	293	3274	770	5,03·10 <sup>5</sup>	9,85·10 <sup>5</sup>	8,92	101	1,22	41,6
XC 11	5000	520	307	2946	731	6,02·10 <sup>5</sup>	7,95·10 <sup>5</sup>	1,02·10 <sup>1</sup>	79,0	1,16	45,5
XC 3	10000	525	309	—*	—	1,06·10 <sup>6</sup>	2,27·10 <sup>6</sup>	1,81·10 <sup>1</sup>	264	—	45,2
XC 20	10000	613	333	2945	731	8,65·10 <sup>5</sup>	2,19·10 <sup>6</sup>	1,36·10 <sup>1</sup>	253	1,18	53,2
XC 30	10000	594	328	2534	678	7,63·10 <sup>5</sup>	2,15·10 <sup>6</sup>	1,22·10 <sup>1</sup>	248	1,25	51,7

\*= Versuch abgebrochen vor Maximallast

**Tabelle A 6.9: X 6 CrNi 18 11: Ergebnisse der dynamische Versuche an angeschwungenen CT25-Proben**

Probe	v	J <sub>DMS</sub>	K <sub>IJDMS</sub>	J <sub>Fmax</sub>	K <sub>IJFmax</sub>	K̇	J̇ <sub>pl</sub>	Ḑ <sub>Sh</sub>	Ḑ <sub>K</sub>	$\frac{F_{max}}{F_{DMS}}$	$\frac{25 \cdot J_{DMS}}{R_{ed}}$
	[mm/s]	[N/mm]	[MPa√m]	[N/mm]	[MPa√m]	[MPa√m/s]	[N/mm s]	[1/s]	[1/s]		[mm]
XC 4	0,03	582	325	3283	772	2,08	5,15	3,0·10 <sup>-5</sup>	8,5·10 <sup>-5</sup>	1,34	56,5
XC 7	0,03	448	285	3385	783	1,98	4,70	3,3·10 <sup>-5</sup>	7,7·10 <sup>-5</sup>	1,41	43,5
XC 34	0,03	544	314	3590	807	2,29	4,10	3,4·10 <sup>-5</sup>	6,6·10 <sup>-5</sup>	1,38	52,8
XC 22	80	610	333	3701	819	4,33·10 <sup>3</sup>	2,97·10 <sup>4</sup>	6,3·10 <sup>-2</sup>	1,80	1,29	57,5
XC 23	80	703	357	2697	699	4,00·10 <sup>3</sup>	2,61·10 <sup>4</sup>	5,4·10 <sup>-2</sup>	1,55	1,22	66,4
XC 25	400	788	378	3461	792	7,43·10 <sup>3</sup>	8,54·10 <sup>5</sup>	9,5·10 <sup>-2</sup>	85,8	1,20	74,0
XC 26	400	882	400	4217	874	1,62·10 <sup>4</sup>	9,05·10 <sup>4</sup>	0,20	6,49	1,25	82,3
XC 8	10000	1109	448	4009	853	8,55·10 <sup>5</sup>	2,17·10 <sup>6</sup>	9,93	251	1,17	97,0
XC 12	10000	1268	479	4480	901	7,98·10 <sup>5</sup>	2,43·10 <sup>6</sup>	8,64	285	1,17	111,3
XC 35	10000	1329	491	3854	836	9,04·10 <sup>5</sup>	2,21·10 <sup>6</sup>	9,59	256	1,11	116,4

**Tabelle A 6.10: X 6 CrNi 18 11: Ergebnisse der dynamische Versuche an erodiergekerbten CT25-Proben**

Probe	v	Kerbform	J <sub>DMS</sub>	K <sub>IJDMS</sub>	$\dot{K}$	$\dot{J}_{pl}$	SZW
	[mm/s]		[N/mm]	[MPa√m]	[MPa√m/s]	[N/(mm s)]	[μm]
XC 6	0,03	Schwingriß	584	325	1,16	5,87	221
XC 17	0,03	Schwingriß	579	324	1,03	5,21	314
XC 29	80	Schwingriß	342	249	$3,9 \cdot 10^3$	$2,5 \cdot 10^4$	235
XC 21	400	Schwingriß	371	259	$2,6 \cdot 10^4$	$6,1 \cdot 10^4$	309
XC 20	10000	Schwingriß	613	333	$8,7 \cdot 10^5$	$2,2 \cdot 10^6$	447
XC 4	0,03	Erodierkerbe	582	325	2,1	5,2	707
XC 25	400	Erodierkerbe	788	378	$7,4 \cdot 10^3$	$8,5 \cdot 10^5$	670
XC 12	10000	Erodierkerbe	1268	479	$8,0 \cdot 10^5$	$2,4 \cdot 10^6$	633

**Tabelle A 6.11: X 6 CrNi 18 11: Breite der Stretched Zone**

Probe	v	J <sub>DMS</sub>	K <sub>IJDMS</sub>	J <sub>Fmax</sub>	K <sub>IJFmax</sub>	$\dot{K}$	$\dot{J}_{pl}$	$\dot{\epsilon}_{Sh}$	$\dot{\epsilon}_K$	$\frac{F_{max}}{F_{DMS}}$	$\frac{25 \cdot J_{DMS}}{R_{ed}}$
	[mm/s]	[N/mm]	[MPa√m]	[N/mm]	[MPa√m]	[MPa√m/s]	[N/mm s]	[1/s]	[1/s]		[mm]
D1	0,01	62,6	118	72	126	1,33	1,95	$1,7 \cdot 10^{-4}$	$2,8 \cdot 10^{-5}$	1,00	2,83
D44	0,01	65,0	120	325	269	1,4	2,35	$1,6 \cdot 10^{-4}$	$3,5 \cdot 10^{-5}$	1,07	2,94
D2	4	76,0	130	171	195	539	$1,1 \cdot 10^3$	0,56	$3,9 \cdot 10^{-2}$	1,08	3,25
D3	40	69,4	124	167	193	$4,9 \cdot 10^3$	$1,0 \cdot 10^4$	0,56	0,53	1,01	2,96
D26	100	58,0	113	120	163	$8,7 \cdot 10^3$	$2,0 \cdot 10^4$	0,97	1,16	1,05	2,46
D36	100	58,7	114	226	224	$1,1 \cdot 10^4$	$9,9 \cdot 10^4$	1,22	7,16	1,07	2,48
D49	100	46,4	101	191	206	$9,3 \cdot 10^3$	$4,8 \cdot 10^4$	1,08	3,13	1,06	1,96
D27	1000	53,1	109	209	215	$1,3 \cdot 10^5$	$1,9 \cdot 10^5$	14,9	15,3	1,06	2,16
D28	2000	68,8	124	314	264	$3,3 \cdot 10^5$	$3,0 \cdot 10^5$	31,9	25,7	1,09	2,75
D37	3600	56,6	112	222	222	$8,3 \cdot 10^5$	$8,8 \cdot 10^5$	85,8	89,0	1,06	2,22
D24	5000	46,6	102	283	250	$1,1 \cdot 10^6$	$1,3 \cdot 10^6$	113	140	1,10	1,81
D25	20000	40,7	95	80	133	$1,4 \cdot 10^6$	—	133	—	1,10	1,57

**Tabelle A 6.12: 17 MnMoV 6 4 (WB35, LT): Dynamische Versuche an angeschwungenen CT10-Proben**

Probe	v	J <sub>DMS</sub>	K <sub>IJDMS</sub>	K̇	J̇ <sub>pl</sub>	SZW	J <sub>RSZW</sub>	K <sub>IJRSZW</sub>
	[mm/s]	[N/mm]	[MPa√m]	[MPa√m/s]	[N/(mm s)]	[μm]	[N/mm]	[MPa√m]
D1	0,01	62,6	118	1,33	1,95	20	10	47
D44	0,01	65,0	120	1,40	2,35	—	—	—
D2	4	76,0	130	4,9·10 <sup>3</sup>	1,1·10 <sup>4</sup>	23	12	52
D3	40	69,4	124	4,9·10 <sup>3</sup>	1,0·10 <sup>4</sup>	22	18	63
D26	100	58,0	113	8,7·10 <sup>3</sup>	2,0·10 <sup>4</sup>	28	22	70
D36	100	58,7	114	1,1·10 <sup>4</sup>	9,9·10 <sup>4</sup>	27	21	68
D49	100	46,4	101	9,3·10 <sup>3</sup>	3,0·10 <sup>4</sup>	25	20	67
D27	1000	53,1	109	1,3·10 <sup>5</sup>	1,9·10 <sup>5</sup>	28	20	67
D28	2000	68,8	124	3,3·10 <sup>5</sup>	3,0·10 <sup>5</sup>	27	20	66
D37	3600	56,6	112	8,3·10 <sup>5</sup>	8,8·10 <sup>5</sup>	22	17	61
D24	5000	46,6	102	1,1·10 <sup>6</sup>	1,3·10 <sup>6</sup>	27	19,31	66
D25	20000	40,7	95	1,4·10 <sup>6</sup>	—	21	—	—

**Tabelle A 6.13: 17 MnMoV 6 4 (WB35, LT): Zusammenstellung der Breite der Stretched Zone und die mit Hilfe der Rißwiderstandskurve aus dem Key-Curve-Verfahren von Link /102/ ermittelten Initiierungskennwerte K<sub>IJRSZW</sub> an angeschwungenen CT10-Proben**

Probe	v	J <sub>DMS</sub>	K <sub>IJDMS</sub>	J <sub>Fmax</sub>	K <sub>IJFmax</sub>	K̇	J̇ <sub>pl</sub>	ḡ <sub>Sh</sub>	ḡ <sub>K</sub>	$\frac{F_{max}}{F_{DMS}}$	$\frac{25 \cdot J_{DMS}}{R_{ed}}$
	[mm/s]	[N/mm]	[MPa√m]	[N/mm]	[MPa√m]	[MPa√m/s]	[N/mm s]	[1/s]	[1/s]		[mm]
D8	0,01	149,5	182	165	192	1,27	2,51	1,4·10 <sup>-4</sup>	3,7·10 <sup>-5</sup>	1,02	6,77
D15	0,01	159,5	188	260	240	1,11	2,57	1,2·10 <sup>-4</sup>	3,8·10 <sup>-5</sup>	1,04	7,23
D5	4	150,0	182	247	234	4,9·10 <sup>2</sup>	1,13·10 <sup>3</sup>	5,0·10 <sup>-2</sup>	4,2·10 <sup>-2</sup>	1,03	6,57
D6	40	134,2	173	252	236	4,7·10 <sup>3</sup>	1,23·10 <sup>4</sup>	0,49	0,65	1,04	5,75
D16	100	172,5	196	251	236	8,5·10 <sup>3</sup>	3,47·10 <sup>4</sup>	0,86	2,16	1,03	7,35
D19	100	151,8	184	347	278	1,2·10 <sup>4</sup>	3,09·10 <sup>4</sup>	1,14	1,89	1,07	6,44
D17	100	161,0	189	329	270	8,8·10 <sup>3</sup>	3,48·10 <sup>4</sup>	0,91	2,16	1,07	6,86
D7	400	166,9	192	236	229	1,9·10 <sup>4</sup>	8,10·10 <sup>4</sup>	1,86	5,71	1,03	7,04
D20	1000	178,8	199	359	282	1,3·10 <sup>5</sup>	2,20·10 <sup>5</sup>	12,7	18,0	1,07	7,33
D13	5000	98,0	147	338	274	1,1·10 <sup>6</sup>	1,67·10 <sup>6</sup>	108	185	1,13	3,49
D14	20000	94,6	145	355	281	2,0·10 <sup>6</sup>	5,19·10 <sup>6</sup>	189	683	1,08	3,30

**Tabelle A 6.14: 17 MnMoV 6 4 (WB35, LT): Dynamische Versuche an erodiergekerbten CT10-Proben**

Probe	v	J <sub>DMS</sub>	K <sub>IJDMS</sub>	K̇	J̇ <sub>pl</sub>	SZW	J <sub>RSZW</sub>	K <sub>IJRSZW</sub>
	[mm/s]	[N/mm]	[MPa√m]	[MPa√m/s]	[N/(mm s)]	[μm]	[N/mm]	[MPa√m]
D8	0,01	149,5	182	1,27	2,51	127	158	188
D15	0,01	159,5	188	1,11	2,57	115	150	183
D5	4	150,0	182	487	1,1·10 <sup>3</sup>	103	75	129
D6	40	134,2	173	4,7·10 <sup>3</sup>	1,2·10 <sup>4</sup>	123	123	165
D16	100	172,5	196	8,5·10 <sup>3</sup>	3,5·10 <sup>4</sup>	67	83	135
D19	100	151,8	184	1,2·10 <sup>4</sup>	3,1·10 <sup>4</sup>	120	121	164
D17	100	161,0	189	8,8·10 <sup>3</sup>	3,5·10 <sup>4</sup>	142	135	173
D7	400	166,9	192	1,9·10 <sup>4</sup>	8,1·10 <sup>4</sup>	137	306	261
D20	1000	178,8	199	1,3·10 <sup>5</sup>	2,2·10 <sup>5</sup>	187	356	281
D13	5000	98,0	147	1,1·10 <sup>6</sup>	1,7·10 <sup>6</sup>	90	249	235
D14	20000	94,6	145	2,0·10 <sup>6</sup>	5,2·10 <sup>6</sup>	102	265	242

**Tabelle A 6.15: 17 MnMoV 6 4 (WB35, LT): Zusammenstellung der Breite der Stretched Zone und die mit Hilfe der Reißwiderstandskurve aus dem Key-Curve-Verfahren von Link /102/ ermittelten Initiierungskennwerte K<sub>IJRSZW</sub> an erodiergekerbten CT10-Proben**

Probe	Temp.	a/W	J <sub>ic-81</sub>	J <sub>ic-87</sub>	J <sub>0,15</sub>	J <sub>0,2</sub>	J <sub>i</sub>	K <sub>IJ</sub>	K <sub>IJSZW</sub>	SZW
	°C		N/mm	N/mm	N/mm	N/mm	N/mm	MPa√m	MPa√m	μm
CT26+	-80	0,537	(125)	(172)	(158)	(158)	(36)	(91)	—	24
CT23+	-60	0,541	98	113	100	(100)	22	71	—	24
CT22+	-40	0,539	102	(128)	113	(131)	31	84	—	30
CT16+	0	0,596	131	—	—	—	66	121	158	43
D9*	20	0,585	224	(271)	238	—	90	141	203	71
D10*	20	0,585	216	(267)	234	—	108	155	206	73
D11	20	0,571	58	95	78	98	32	84	134	31
D12	20	0,571	(93)	(125)	(109)	—	20	67	132	30
CT17+	20	0,583	107	136	125	124	59	114	145	36
CT18+	80	0,580	113	133	122	121	68	122	—	60
CT19+	210	0,571	88	97	92	92	60	109	—	47
CT20+	260	0,573	74	84	76	78	51	100	—	52

+ = 20% seitengekerbt; \* = mit Erodierkerbe

J<sub>i</sub>: J-Integral bei Initiierung nach Roos und Eisele /112/

K<sub>IJ</sub>: Pseudobruchzähigkeit berechnet unter Annahme eines EDZ

$$\text{mit } K_{IJ} = \sqrt{\frac{J_i \cdot E}{1 - \mu^2}} \text{ berechnet aus } J_i$$

J<sub>ic-81</sub>: kritisches J-Integral nach ASTM E813-81 ermittelt

J<sub>ic-87</sub>: kritisches J-Integral nach ASTM E813-87 bzw. E813-88 ermittelt

J<sub>0,15</sub>: kritisches J-Integral nach Loss et al. /110/ ermittelt

J<sub>0,2</sub>: kritisches J-Integral nach DVM 002 /109/ ermittelt

K<sub>IJSZW</sub>: mit der theoretischen blunting line nach DVM 002 /109/ und der Stretched Zone Width (SZW) berechnet

**Tabelle A 6.16: 17 MnMoV 6 4 (WB35): Zusammenstellung der quasistatisch geprüften CT-Proben; Entnahmerichtung: LT**



Probe	Temp.	a/W	J <sub>ic-81</sub>	J <sub>ic-87</sub>	J <sub>0,15</sub>	J <sub>0,2</sub>	J <sub>i</sub>	K <sub>IJ</sub>	K <sub>IJSZW</sub>	SZW
	°C		N/mm	N/mm	N/mm	N/mm	N/mm	MPa√m	MPa√m	μm
CT1+	-60	0,609	22	25	22	(32)	8	43	—	21
CT2+	-40	0,576	44	47	44	(53)	28	79	—	24
CT3+	-20	0,579	33	37	34	42	17	62	—	26
CT4+	0	0,568	50	54	51	53	28	79	105	19
CT5+	20	0,585	36	42	38	41	27	77	118	24
CT6+	80	0,600	35	37	35	37	24	72	—	29
CT7+	210	0,595	22	25	23	24	16	56	—	25
CT8+	260	0,598	24	25	23	25	19	61	—	24

+ = 20% seitengekerbt

J<sub>i</sub>: J-Integral bei Initiierung nach Roos und Eisele /112/

K<sub>IJ</sub>: Pseudobruchzähigkeit berechnet unter Annahme eines EDZ

$$\text{mit } K_{IJ} = \sqrt{\frac{J_i \cdot E}{1 - \mu^2}} \text{ berechnet aus } J_i$$

J<sub>IC-81</sub>: kritisches J-Integral nach ASTM E813-81 ermittelt

J<sub>IC-87</sub>: kritisches J-Integral nach ASTM E813-87 bzw. E813-88 ermittelt

J<sub>0,15</sub>: kritisches J-Integral nach Loss et al. /110/ ermittelt

J<sub>0,2</sub>: kritisches J-Integral nach DVM 002 /109/ ermittelt

K<sub>IJSZW</sub>: mit der theoretischen blunting line nach DVM 002 /109/ und der Stretched Zone Width (SZW) berechnet

**Tabelle A 6.17: 17 MnMoV 6 4 (WB35): Zusammenstellung der quasistatisch geprüften CT Proben, Entnahmerichtung: TL.**

Probe	Temp.	a/W	F <sub>max</sub>	COD <sub>max</sub>	K <sub>IJFmax</sub>	F <sub>i</sub>	COD <sub>i</sub>	K <sub>Id</sub> , K <sub>IJ</sub>	K <sub>IJSZW</sub>	SZW	Zähbruchanteil
	°C		kN	mm	MPa√m	kN	mm	MPa√m	MPa√m	μm	%
D38	-40	0,535	7,5	0,08	59	7,5	0,08	59	-	14	9
D23	-20	0,532	6,6	0,13	55	6,4	0,12	52	-	12	38
D37.1	0	0,547	11,8	0,48	149	11,1	0,34	116	129	25	55
D51+	0	0,550	10,8	0,48	160	10,7	0,34	126	146	32	37
D53+	0	0,544	8,1	0,21	78	7,4	0,17	68	113	19	21
D37	20	0,549	11,9	0,92	221	11,6	0,49	150	122	22	100
D52+	20	0,559	9,9	0,68	192	9,8	0,39	134	153	35	85
D50+	80	0,550	9,9	1,05	156	9,7	0,35	133	-	39	100
D35	95	0,545	11,5	0,82	197	10,9	0,49	143	-	34	100

+ = 20 % seitengekerbt

**Tabelle A 6.18: 17 MnMoV 6 4 (WB35): Zusammenstellung der dynamisch geprüften CT10 Proben, Entnahmerichtung: LT, Schlaggeschwindigkeit: 3,6 m/s (K̇ » 8×10<sup>5</sup> MPaÖm/s).**

Probe	T	a/W	F <sub>max</sub>	COD <sub>max</sub>	K <sub>IJFmax</sub>	F <sub>i</sub>	COD <sub>i</sub>	K <sub>Id,K<sub>IJ</sub></sub>	K <sub>IJSZW</sub>	SZW	Zäh- bruch anteil
	°C		kN	mm	MPa√m	kN	mm	MPa√m	MPa√m	μm	%
DT17	-60	0,541	7,0	-	56	7,0	-	56	-	-	9
DT20	-40	0,537	8,7	0,19	67	8,7	0,19	67	-	12	33
DT24	-20	0,542	11,0	0,26	109	10,8	0,24	104	-	13	52
DT14	0	0,537	12,1	0,33	124	11,7	0,29	113	97	14	71
DT29+	0	0,554	9,9	-	-	9,5	-	-	124	23	35
DT31+	20	0,540	10,0	0,29	114	10,0	0,29	114	-	-	100
DT32+	20	0,549	9,6	0,32	117	9,6	0,32	117	110	18	100
DT13	20	0,536	11,5	0,32	121	11,5	0,32	121	100	15	100
DT12	80	0,538	10,2	0,33	118	10,2	0,33	118	-	16	100

+ = 20 % Seitengekerbt

**Tabelle A 6.19: 17 MnMoV 6 4 (WB35): Zusammenstellung der dynamisch geprüften CT10 Proben, Entnahmerichtung: TL, Schlaggeschwindigkeit: 3,6 m/s ( $\dot{K} \gg 8 \times 10^5$  MPaÖm/s).**

Probe	Temp.	a/W	J <sub>Ic-81</sub>	J <sub>Ic-88</sub>	J <sub>0,15</sub>	J <sub>i</sub>	K <sub>Id,K<sub>IJ</sub></sub>	K <sub>IJSZW</sub>	SZW
	°C		N/mm	N/mm	N/mm	N/mm	MPa√m	MPa√m	μm
D17K27*	-75	0,545	-	-	-	13	54	-	-
D17K26*	-50	0,547	-	-	-	26	77	-	-
D17K25*	-30	0,552	-	-	-	47	102	-	-
D17K68+	-20	0,573	148	(185)	169	54	110	-	35
D17K69+	-20	0,567	(113)	-	(139)	(47)	(103)	-	41
D17K24*	-10	0,541	-	-	-	96	146	-	-
D17K23*	0	0,548	-	-	-	54	109	-	-
D17K21*	0	0,548	-	-	-	24	73	-	-
D17K20	20	0,540	-	-	-	41	96	-	-
T4+	20	0,584	(120)	(149)	(123)	(39)	(93)	123	26
T8	20	0,589	(124)	(156)	(144)	38	(92)	147	37
D17K67+	80	0,575	(89)	(114)	(101)	(39)	(92)	-	32

+ = 20% seitengekerbt,

\* = Potentialsonde

**Tabelle A 6.20: 17 MnMoV 6 4 (WB35): Zusammenstellung der quasistatisch geprüften ISO-V-Proben, Entnahmerichtung: LT**

Probe	Temp.	a/W	J <sub>IC-81</sub>	J <sub>IC-88</sub>	J <sub>0,15</sub>	J <sub>i</sub>	K <sub>Id</sub> ,K <sub>IJ</sub>	K <sub>IJSZW</sub>	SZW
	°C		N/mm	N/mm	N/mm	N/mm	MPa√m	MPa√m	μm
D17K12	-75	0,545	-	-	-	19	66	-	-
D17K55+	-60	0,569	-	-	-	(34)	(88)	-	32
D17K11	-40	0,547	-	-	-	31	84	-	-
D17K10	-30	0,531	-	-	-	75	130	-	-
D17K54+	-20	0,578	-	-	-	(35)	(88)	-	30
D17K57+	-20	0,570	116	(169)	148	37	91	-	34
D17K58+	-20	0,578	(112)	(205)	(171)	(53)	(109)	-	32
D17K9	-10	0,544	-	-	-	38	92	-	-
D17K51	20	0,578	(194)	(294)	(262)	(22)	(70)	132	33
D17K52+	20	0,576	(110)	(139)	(134)	(36)	(89)	138	30
D17K5	20	0,550	-	-	-	39	93	-	-
D17K15	20	0,550	-	-	-	32	84	-	-
D17K13	50	0,541	-	-	-	22	70	-	-
D17K14	75	0,544	-	-	-	29	80	-	-
D17K53+	80	0,578	(110)	(139)	(125)	(26)	(75)	-	32

+ = 20% seitengekerbt

**Tabelle A 6.21: 17 MnMoV 6 4 (WB35): Zusammenstellung der quasistatisch geprüften ISO-V-Proben, Entnahmerichtung: LS**

Probe	Temp.	a/W	d <sub>i</sub>	E <sub>i</sub>	K <sub>Id</sub> ,K <sub>IJ</sub>	K <sub>IJSZW</sub>	SZW	Zähbruch-anteil	E <sub>tot</sub>
	°C		mm	J	MPa√m	MPa√m	μm	%	J
TS22.1	-40	0,562	0,15	0,37	61	-	-	55	12,1
D17K64	-40	0,567	0,13	0,39	63	-	-	29	4,4
D17K65	-40	0,575	0,21	0,45	68	-	-	41	5,5
D17K61+	-20	0,564	0,18	0,7	94	-	21	40	4,1
TS21.1+	-10	0,562	0,26	0,95	110	-	-	49	5,9
T19+	0	0,568	0,43	1,80	152	144	31	67	10,4
D17K65.1	0	0,571	0,55	2,23	156	142	30	75	17,7
D17K62+	10	0,564	0,62	2,48	176	-	-	100	16,7
TS23.1+	10	0,568	0,66	2,42	177	-	-	100	16,3
T16+	20	0,550	0,67	3,53	209	-	-	100	17,6
T22+	20	0,570	0,64	2,31	173	151	34	100	16,5
D17K63	20	0,571	0,53	2,36	156	151	34	100	27,1
T18+	100	0,561	0,80	2,08	162	-	-	100	14,7
T17+	100	0,558	0,67	2,54	179	-	-	100	15,7
T21+	100	0,564	0,28	0,81	101	-	-	100	15,6
T23+	100	0,564	0,56	1,89	155	-	30	100	15,0

+ = 20% seitengekerbt

**Tabelle A 6.22: 17 MnMoV 6 4 (WB35): Zusammenstellung der dynamisch geprüften ISO-V Proben, Entnahmerichtung: LT, Schlaggeschwindigkeit: 3,6 m/s ( $\dot{K} \gg 8 \times 10^5$  MPaÖm/s).**

Probe	Temp.	a/W	d <sub>i</sub>	E <sub>i</sub>	K <sub>Id</sub> ,K <sub>IJ</sub>	K <sub>IJSZW</sub>	SZW	Zähbruch- anteil	E <sub>tot</sub>
	0C		mm	J	MPa√m	MPa√m	μm	%	J
S12+	-40	0,566	0,09	0,26	58	-	15	27	3,4
S17+	-30	0,563	0,18	0,69	94	-	-	38	7,4
S18+	-20	0,568	0,27	1,10	119	-	-	100	21,5
S8+	-20	0,561	0,31	1,20	123	-	31	100	22,3
S24+	-10	0,570	0,39	1,53	141	-	-	100	23,0
S7+	-10	0,565	0,33	1,35	129	-	-	100	22,5
S3+	0	0,559	0,87	3,38	206	-	-	100	22,5
S19+	0	0,569	1,06	4,49	240	168	42	100	22,1
S25+	0	0,568	0,71	2,94	194	-	-	100	21,9
D17K60.1+	10	0,576	0,77	3,16	204	-	-	100	20,4
S4+	20	0,570	0,68	2,75	190	123	41	100	20,9
S22+	20	0,564	0,59	2,45	176	-	-	100	22,6
S23+	100	0,557	0,72	2,60	181	-	54	100	21,3

+ = 20% seitengekerbt

**Tabelle A 6.23: 17 MnMoV 6 4 (WB35): Zusammenstellung der dynamisch geprüften ISO-V Proben, Entnahmerichtung: LS, Schlaggeschwindigkeit: 3,6 m/s ( $\dot{K} \gg 8 \times 10^5$  MPaÖm/s).**

Probe	v	J <sub>DMS</sub>	K <sub>IJDMS</sub>	J <sub>Fmax</sub>	K <sub>IJFmax</sub>	$\dot{K}$	j <sub>pl</sub>	$\dot{\epsilon}_{Sh}$	$\dot{\epsilon}_K$	$\frac{F_{max}}{F_{DMS}}$	$\frac{25^* J_{DMS}}{R_{ed}}$
	[mm/s]	[N/mm]	[MPa√m]	[N/mm]	[MPa√m]	[MPa√m/s]	[N/mm s]	[1/s]	[1/s]		[mm]
E29	0,01	85	137	295	256	1,10	3,53	1,1·10 <sup>-4</sup>	5,5·10 <sup>-5</sup>	1,05	4,07
E1	0,01	118	162	250	236	1,30	2,31	1,4·10 <sup>-4</sup>	3,4·10 <sup>-5</sup>	1,04	5,69
E2	4	106	153	367	285	5,10·10 <sup>-2</sup>	1,08·10 <sup>-3</sup>	5,1·10 <sup>-2</sup>	4,0·10 <sup>-2</sup>	1,06	4,92
E30	4	111	157	344	276	4,11·10 <sup>-2</sup>	3,40·10 <sup>-3</sup>	4,2·10 <sup>-2</sup>	0,15	1,06	5,19
E3	40	107	154	364	284	5,15·10 <sup>-3</sup>	1,28·10 <sup>-4</sup>	0,48	0,68	1,05	4,89
E14	100	119	162	215	219	8,33·10 <sup>-3</sup>	5,18·10 <sup>-4</sup>	0,82	3,42	1,03	5,40
E32	100	116	161	210	216	8,12·10 <sup>-3</sup>	5,80·10 <sup>-4</sup>	0,75	3,89	1,01	5,29
E31	100	106	154	315	264	8,94·10 <sup>-3</sup>	4,01·10 <sup>-4</sup>	0,88	2,55	1,04	4,83
E4	400	103	151	294	255	3,55·10 <sup>-4</sup>	7,45·10 <sup>-4</sup>	3,85	5,19	1,05	4,60
E28	1000	99	148	173	196	1,11·10 <sup>-5</sup>	1,95·10 <sup>-5</sup>	10,3	15,7	1,04	4,34
E26	5000	59	115	59	115	1,05·10 <sup>-6</sup>	1,73·10 <sup>-6</sup>	81,1	193	1,00	2,55
E21	20000	53	109	53	109	2,25·10 <sup>-6</sup>	3,30·10 <sup>-6</sup>	176	406	1,00	2,14

**Tabelle A 6.24: 15 NiCuMoNb 5 (WB36): Dynamische Versuche an angeschwungenen CT10-Proben**

Probe	v	J <sub>DMS</sub>	K <sub>IJDMS</sub>	K̇	J <sub>pl</sub>	SZW	J <sub>RSZW</sub>	K <sub>IJRSZW</sub>
	[mm/s]	[N/mm]	[MPa√m]	[MPa√m/s]	[N/(mm s)]	[μm]	[N/mm]	[MPa√m]
E29	0,01	85	137	1,1	3,53	38	35	88
E1	0,01	118	162	1,3	2,31	40	36	90
E2	4	106	153	510	1,1·10 <sup>3</sup>	37	46	101
E30	4	111	157	411	3,4·10 <sup>3</sup>	47	57	112
E3	40	107	154	5,2·10 <sup>3</sup>	1,3·10 <sup>4</sup>	48	66	121
E14	100	119	162	8,3·10 <sup>3</sup>	5,2·10 <sup>4</sup>	58	77	130
E32	100	116	161	8,1·10 <sup>3</sup>	5,8·10 <sup>4</sup>	42	58	114
E31	100	106	154	8,9·10 <sup>3</sup>	4,0·10 <sup>4</sup>	40	56	112
E4	400	103	151	3,6·10 <sup>4</sup>	7,5·10 <sup>4</sup>	51		
E28	1000	99	148	1,1·10 <sup>5</sup>	2,0·10 <sup>5</sup>	42		
E26	5000	59	115	1,1·10 <sup>6</sup>	1,7·10 <sup>6</sup>	21		
E21	20000	53	109	2,3·10 <sup>6</sup>	3,3·10 <sup>6</sup>	23		

**Tabelle A 6.25: 15 NiCuMoNb 5 (WB36): Zusammenstellung der SZW und die mit Hilfe dem Key-Curve-Verfahren von Link /102/ ermittelten Initiierungswerte J<sub>RSZW</sub> für angeschwungene CT10-Proben**

Probe	v	J <sub>DMS</sub>	K <sub>IJDMS</sub>	J <sub>Fmax</sub>	K <sub>IJFmax</sub>	K̇	J <sub>pl</sub>	ḡ <sub>Sh</sub>	ḡ <sub>K</sub>	$\frac{F_{max}}{F_{DMS}}$	$\frac{25 \cdot J_{DMS}}{R_{ed}}$
	[mm/s]	[N/mm]	[MPa√m]	[N/mm]	[MPa√m]	[MPa√m/s]	[N/mm s]	[1/s]	[1/s]		[mm]
E18	0,01	133	172	461	320	1,23	2,36	1,3·10 <sup>-4</sup>	3,5·10 <sup>-5</sup>	1,08	6,40
E5	4	155	186	410	302	4,7·10 <sup>2</sup>	1,1·10 <sup>3</sup>	4,3·10 <sup>-2</sup>	4,2·10 <sup>-2</sup>	1,06	7,25
E6	40	154	185	410	302	4,5·10 <sup>3</sup>	1,3·10 <sup>4</sup>	0,42	0,72	1,07	6,58
E23	100	158	187	251	236	7,9·10 <sup>3</sup>	4,8·10 <sup>4</sup>	0,74	3,09	1,02	7,20
E24	100	180	200	400	298	8,0·10 <sup>3</sup>	5,3·10 <sup>4</sup>	0,76	3,51	1,06	8,17
E19	100	163	190	416	304	8,1·10 <sup>3</sup>	4,8·10 <sup>4</sup>	0,74	3,16	1,05	7,42
E22	100	166	192	398	297	9,2·10 <sup>3</sup>	3,8·10 <sup>4</sup>	0,87	2,38	1,07	7,52
E7	400	148	181	366	285	3,2·10 <sup>4</sup>	8,0·10 <sup>4</sup>	3,39	5,65	1,06	6,62
E16	1000	138	175	333	272	1,0·10 <sup>5</sup>	2,2·10 <sup>5</sup>	9,58	17,8	1,07	6,08
E13	5000	108	155	360	282	1,1·10 <sup>6</sup>	1,2·10 <sup>6</sup>	104	132	1,07	4,56
E20	20000	96	146	96	146	2,3·10 <sup>6</sup>	3,8·10 <sup>6</sup>	159	483	1,00	3,89

**Tabelle A 6.26: 15 NiCuMoNb 5 (WB36): Dynamische Versuche an erodiergekerbten CT10-Proben**

Probe	v	J <sub>DMS</sub>	K <sub>IJDMS</sub>	$\dot{K}$	$\dot{J}_{pl}$	SZW	J <sub>RSZW</sub>	K <sub>IJRSZW</sub>
	[mm/s]	[N/mm]	[MPa√m]	[MPa√m/s]	[N/(mm s)]	[μm]	[N/mm]	[MPa√m]
E18	0,01	133	172	1,23	2,36	173	360	283
E5	4	155	186	467	1,1·10 <sup>3</sup>	197	383	292
E6	40	154	185	4,5·10 <sup>3</sup>	1,3·10 <sup>4</sup>	178	317	265
E23	100	158	187	7,9·10 <sup>3</sup>	4,8·10 <sup>4</sup>	103	233	228
E24	100	180	200	8,0·10 <sup>3</sup>	5,3·10 <sup>4</sup>	142	319	266
E19	100	163	190	8,1·10 <sup>3</sup>	4,8·10 <sup>4</sup>	103	233	228
E22	100	166	192	9,2·10 <sup>3</sup>	3,8·10 <sup>4</sup>	180	279	249
E7	400	148	181	3,2·10 <sup>4</sup>	8,0·10 <sup>4</sup>	148	-	-
E16	1000	138	175	1,0·10 <sup>5</sup>	2,2·10 <sup>5</sup>	190	203	212
E13	5000	108	155	1,1·10 <sup>6</sup>	1,2·10 <sup>6</sup>	168	185	203
E20	20000	96	146	2,3·10 <sup>6</sup>	3,8·10 <sup>6</sup>	110	135	173

**Tabelle A 6.27: 15 NiCuMoNb 5 (WB36): Zusammenstellung der SZW und die mit Hilfe dem Key-Curve-Verfahren von Link /102/ ermittelten Initiierungswerte J<sub>RSZW</sub> für erodiergekerbte CT10-Proben**

Probe	v	J <sub>DMS</sub>	K <sub>IJDMS</sub>	J <sub>Fmax</sub>	K <sub>IJFmax</sub>	$\dot{K}$	$\dot{J}_{pl}$	$\dot{\epsilon}_{Sh}$	$\dot{\epsilon}_K$	$\frac{F_{max}}{F_{DMS}}$	$\frac{25 \cdot J_{DMS}}{R_{ed}}$
	[mm/s]	[N/mm]	[MPa√m]	[N/mm]	[MPa√m]	[MPa√m/s]	[N/mm s]	[1/s]	[1/s]		[mm]
ATM6	70	64	122	83,2	139	8,1·10 <sup>3</sup>	1,6·10 <sup>4</sup>	0,84	0,91	1,01	2,67
ATM5	100	72	129	72,0	129	1,2·10 <sup>4</sup>	2,1·10 <sup>4</sup>	1,28	1,18	1,00	3,00
ATM4	400	94	147	93,5	147	4,5·10 <sup>4</sup>	6,9·10 <sup>4</sup>	5,05	4,71	1,00	3,80
ATM2V	500	76	132	93,4	147	3,0·10 <sup>4</sup>	1,3·10 <sup>5</sup>	3,80	10,2	1,01	3,09
ATM2	1500	81	137	81,0	137	1,5·10 <sup>5</sup>	4,7·10 <sup>5</sup>	16,9	42,9	1,00	3,21
ATM3	1500	75	132	81,5	137	1,3·10 <sup>5</sup>	6,7·10 <sup>5</sup>	18,3	64,9	1,01	2,98

**Tabelle A 6.28: Altherm NiMoV: Dynamische Versuche an erodiergekerbten CT10-Proben**

Probe	v	J <sub>DMS</sub>	K <sub>IJDMS</sub>	$\dot{K}$	$\dot{J}_{pl}$	$\dot{\epsilon}_{Sh}$	$\dot{\epsilon}_K$	$\frac{F_{max}}{F_{DMS}}$	$\frac{25 \cdot J_{DMS}}{R_{ed}}$
	[mm/s]	[N/mm]	[MPa√m]	[MPa√m/s]	[N/mm s]	[1/s]	[1/s]		[mm]
GGG 22	0,003	57,5	101,8	1,3	$1,7 \cdot 10^{-4}$	$1,0 \cdot 10^{-4}$	$5,8 \cdot 10^{-10}$	1,08	4,13
GGG 26	3	59,7	103,7	220	$2,7 \cdot 10^{-2}$	$2,2 \cdot 10^{-2}$	$2,1 \cdot 10^{-7}$	1,14	4,07
GGG 28	300	50,4	95,3	$9,0 \cdot 10^3$	1,18	0,98	$1,6 \cdot 10^{-5}$	1,00	3,23
GGG 21	5000	54,5	99,1	$6,1 \cdot 10^5$	83,7	83,00	$2,1 \cdot 10^{-3}$	1,11	3,15
GGG 24	5000	55,7	100,2	$4,1 \cdot 10^5$	56,4	83,0	$1,3 \cdot 10^{-3}$	1,11	3,26
GGG 23	25000	68,3	110,9	$1,1 \cdot 10^6$	141	180,0	$3,8 \cdot 10^{-3}$	1,00	3,89

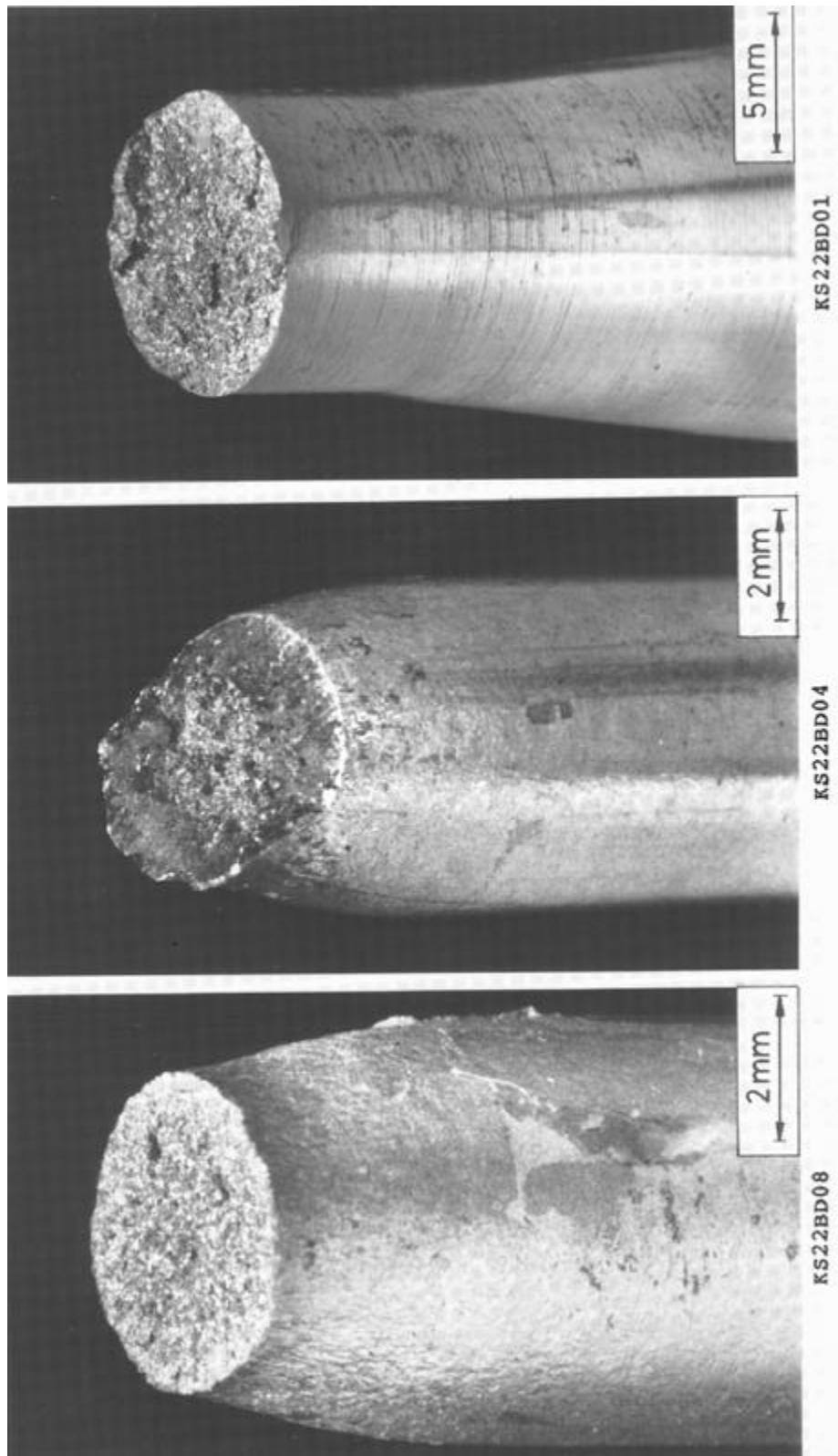
**Tabelle A 6.29: GGG 40 (duktils Gußeisen): Dynamische Versuche an CT15-Proben bei Raumtemperatur**

Probe	v	J <sub>DMS</sub>	K <sub>IJDMS</sub>	J <sub>Fmax</sub>	K <sub>IJFmax</sub>	$\dot{K}$	$\dot{J}_{pl}$	$\dot{\epsilon}_{Sh}$	$\dot{\epsilon}_K$	$\frac{F_{max}}{F_{DMS}}$	$\frac{25 \cdot J_{DMS}}{R_{ed}}$
	[mm/s]	[N/mm]	[MPa√m]	[N/mm]	[MPa√m]	[MPa√m/s]	[N/mm s]	[1/s]	[1/s]		[mm]
GGG32	0,01	33,1	77,2	44,1	89,2	0,23	$8,1 \cdot 10^{-1}$	$3,4 \cdot 10^{-5}$	$1,0 \cdot 10^{-5}$	1,02	2,21
GGG38	3	28,5	71,6	28,5	71,6	200	$2,8 \cdot 10^2$	$2,6 \cdot 10^{-2}$	$8,4 \cdot 10^{-3}$	1,00	1,82
GGG34	300	28,4	71,5	47,6	92,7	$9,4 \cdot 10^3$	$2,8 \cdot 10^5$	1,24	23,8	1,06	1,73
GGG35	5000	—	K <sub>Ic</sub> =51,1	—	K <sub>Ic</sub> =51,1	$6,7 \cdot 10^5$	—	100	—	1,00	0,018*

$$* = 2,5 \cdot \left( \frac{K_Q}{R_{ed}} \right)^2$$

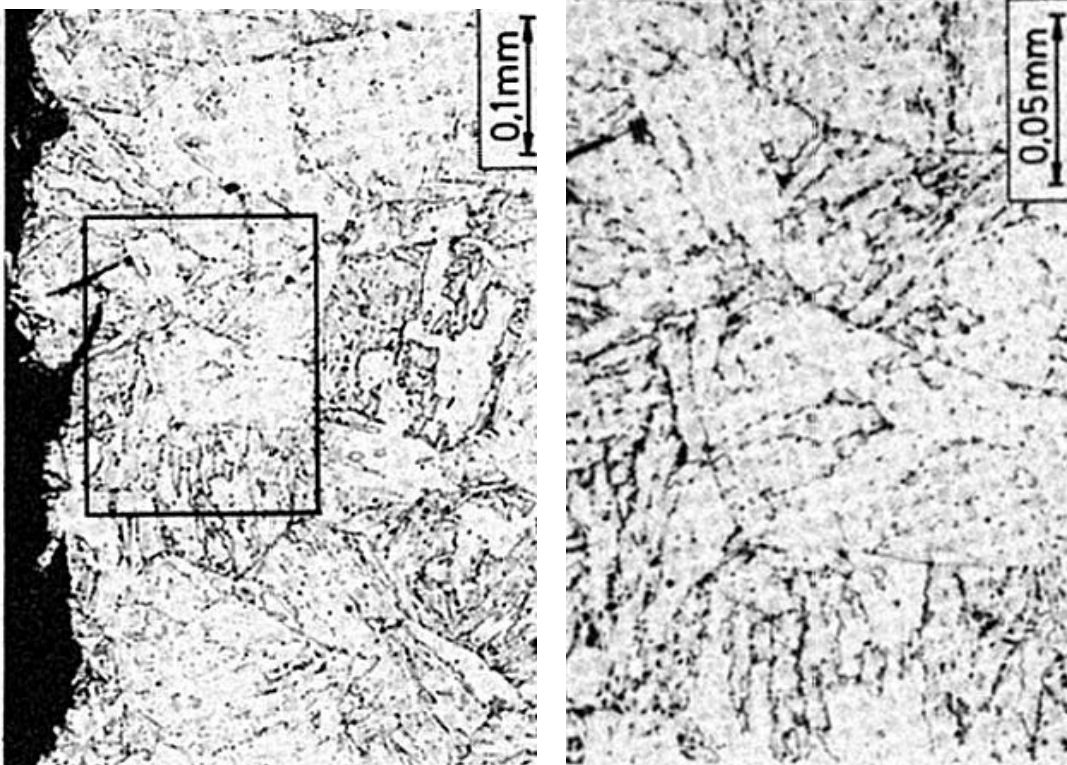
**Tabelle A 6.30: GGG 40 (duktils Gußeisen): Dynamische Versuche an CT15-Proben bei T = -20 °C**

## 10 Anhang B: Bilder

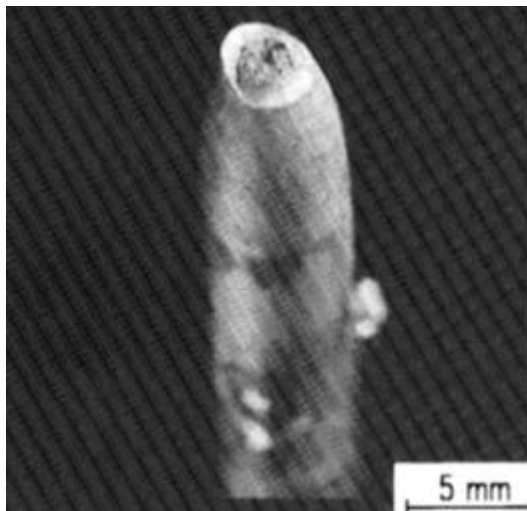


**Bild B 5.1:** Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod., KS22): Bruchfläche der Rundzugprobe BD08 (RT,  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ), BD04 (RT,  $\dot{\epsilon}_{pl} = 1 \text{ s}^{-1}$ ) und BD01 (RT,  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10^3 \text{ s}^{-1}$ ).





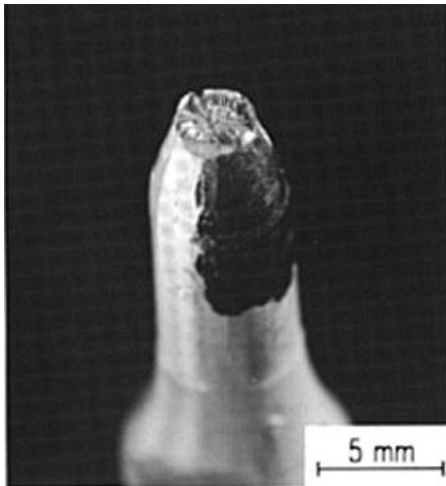
**Bild B 5.2:** Werkstoff 17 MoV 8 4 (mod., KS22):  
Längsschliff durch die Probe BD01 (RT,  $\dot{\epsilon}_{pl} = 10^3 \text{ s}^{-1}$ ).



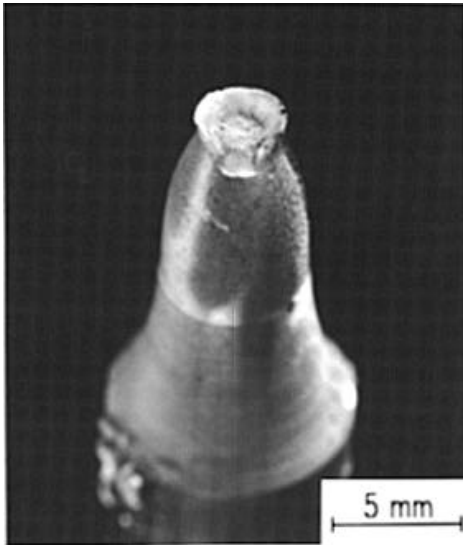
**Bild B 5.3:** Werkstoff 20 MnMoNi 5 5:  
Bruchfläche der Rundzug-  
probe S1 ( $\dot{\epsilon}_{pl} = 1 \text{ s}^{-1}$ ).



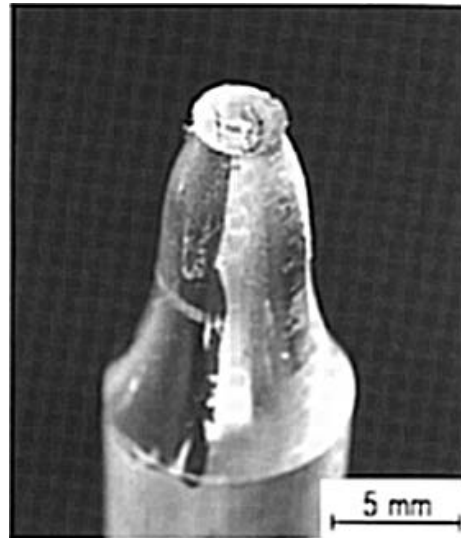
**Bild B 5.4:** Werkstoff 20 MnMoNi 5 5:  
Bruchfläche der Rundzug-  
probe S8 ( $\dot{\epsilon}_{pl} = 1032 \text{ s}^{-1}$ ).



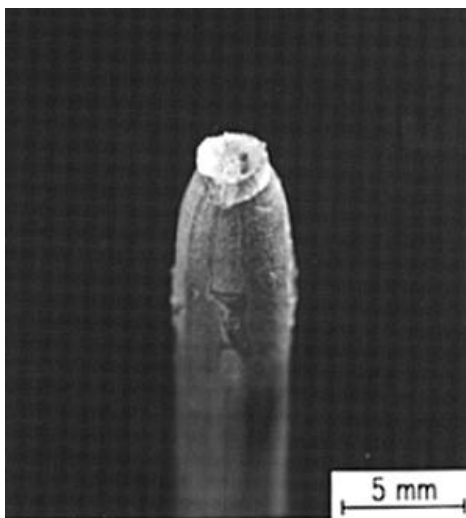
**Bild B 5.5:** Werkstoff 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt): Bruchfläche der Rundzugprobe FS20.1 ( $\dot{\epsilon}_{pl} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ).



**Bild B 5.6:** Werkstoff 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt): Bruchfläche der Rundzugprobe FS21.1 ( $\dot{\epsilon}_{pl} = 0,075 \text{ s}^{-1}$ ).



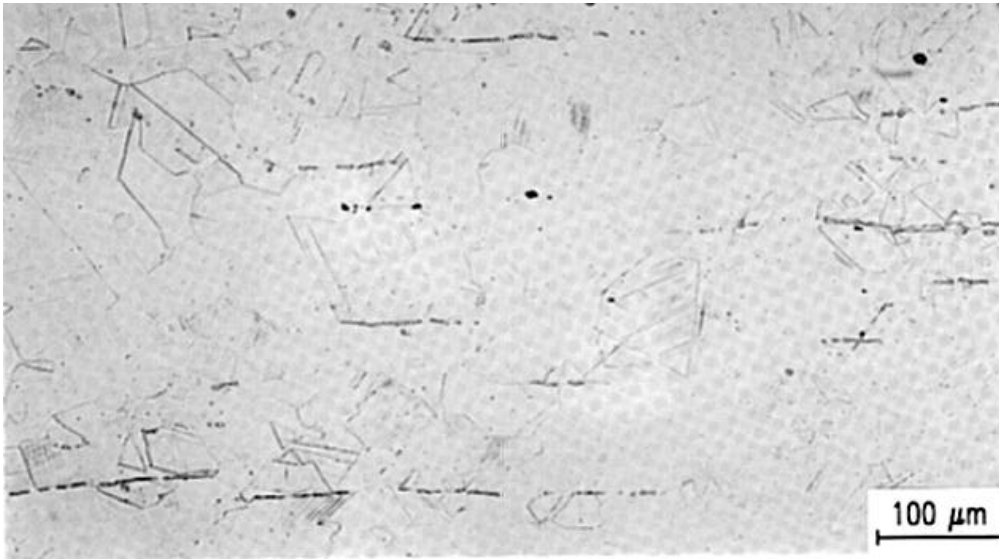
**Bild B 5.7:** Werkstoff 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt): Bruchfläche der Rundzugprobe FS1.1 ( $\dot{\epsilon}_{pl} = 872 \text{ s}^{-1}$ ).



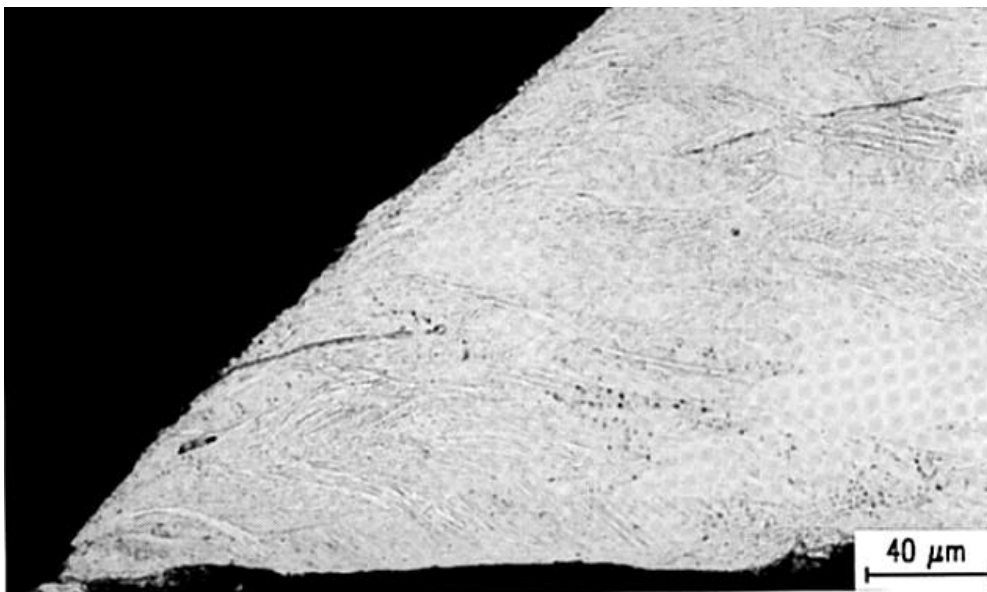
**Bild B 5.8:** Werkstoff X6 CrNi 18 11: Bruchfläche der Rundzugprobe T4 ( $\dot{\epsilon}_{pl} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ).



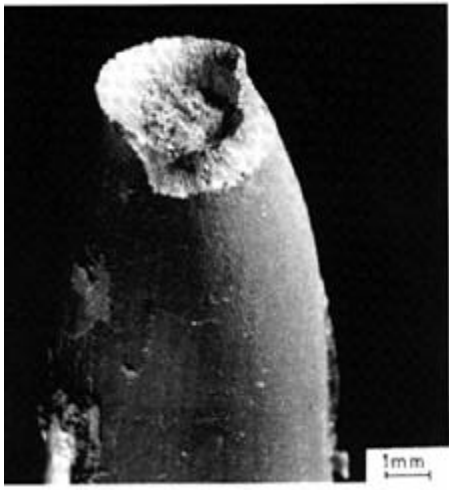
**Bild B 5.9:** Werkstoff X6 CrNi 18 11: Bruchfläche der Rundzugprobe BS8 ( $\dot{\epsilon}_{pl} = 1323 \text{ s}^{-1}$ ).



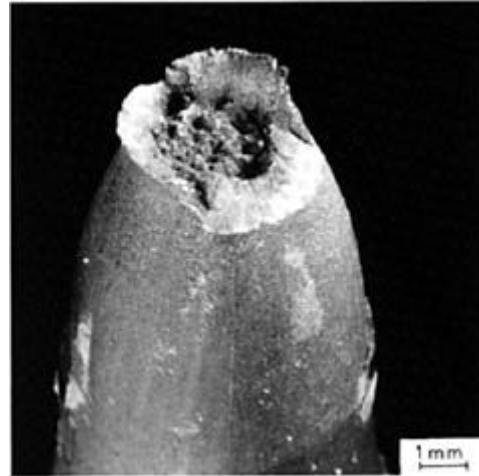
**Bild B 5.10: Werkstoff X6 CrNi 18 11: Gefügeschliff in der Nähe des Dynamometerabschnitts der Rundzugprobe BS8 ( $\dot{\epsilon}_{pl} = 1323 \text{ s}^{-1}$ ).**



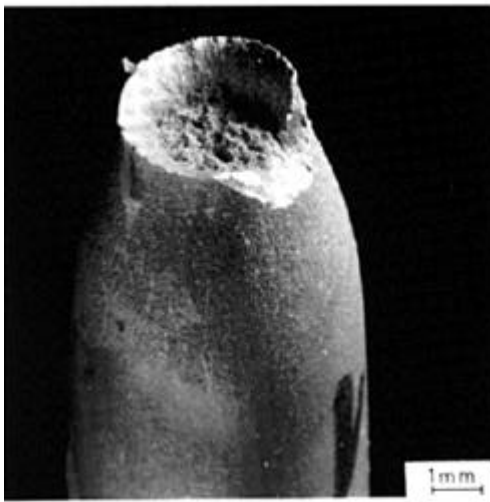
**Bild B 5.11: Werkstoff X6 CrNi 18 11: Gefügeschliff durch eine Scherlippe der Rundzugprobe BS8 ( $\dot{\epsilon}_{pl} = 1323 \text{ s}^{-1}$ ).**



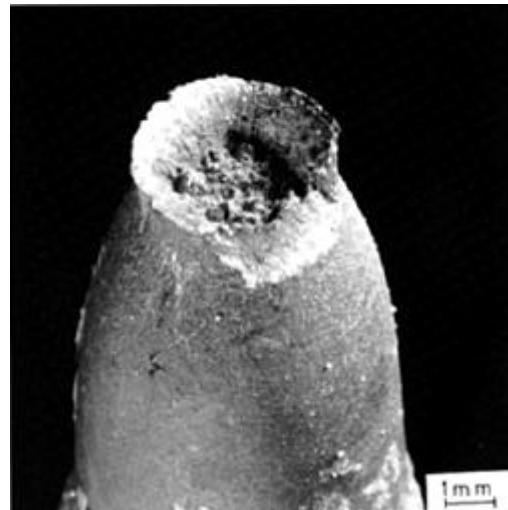
**Bild B 5.12: Werkstoff 17 MnMoV 6 4 (WB35): Bruchfläche der Probe D3 ( $\dot{\epsilon}_{pl} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ).**



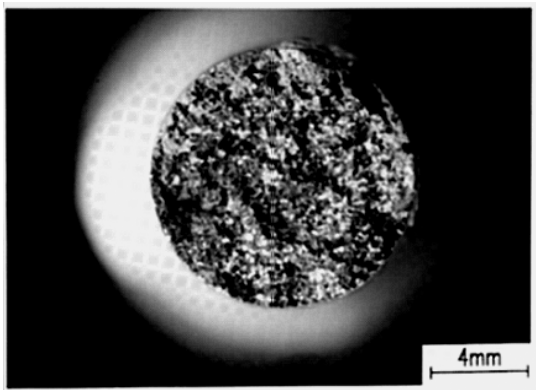
**Bild B 5.13: Werkstoff 17 MnMoV 6 4 (WB35): Bruchfläche der Probe D16 ( $\dot{\epsilon}_{pl} = 745 \text{ s}^{-1}$ ).**



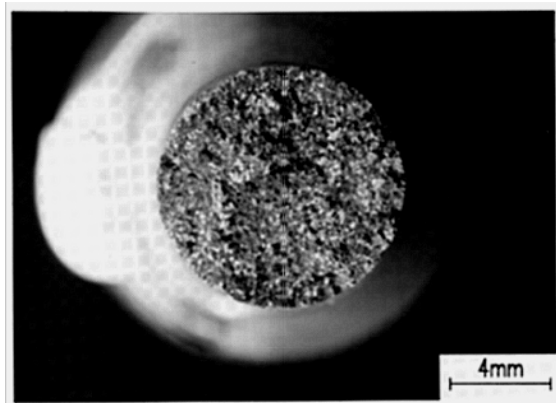
**Bild B 5.14: Werkstoff 15 NiCuMoNb 5 (WB36): Bruchfläche der Probe E4 ( $\dot{\epsilon}_{pl} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ).**



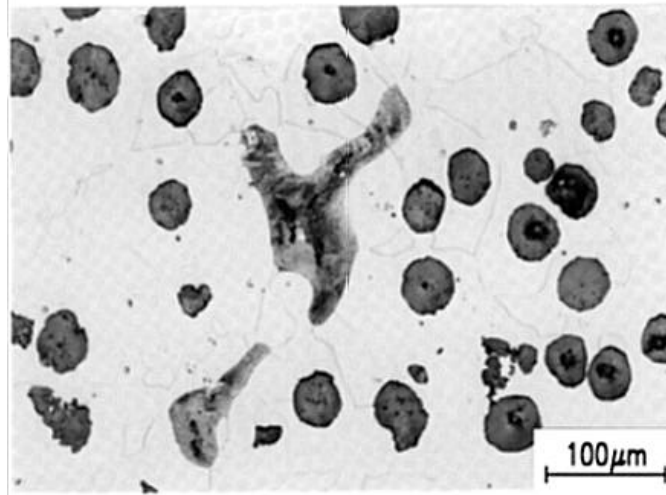
**Bild B 5.15: Werkstoff 15 NiCuMoNb 5 (WB36): Bruchfläche der Probe E14 ( $\dot{\epsilon}_{pl} = 662 \text{ s}^{-1}$ ).**



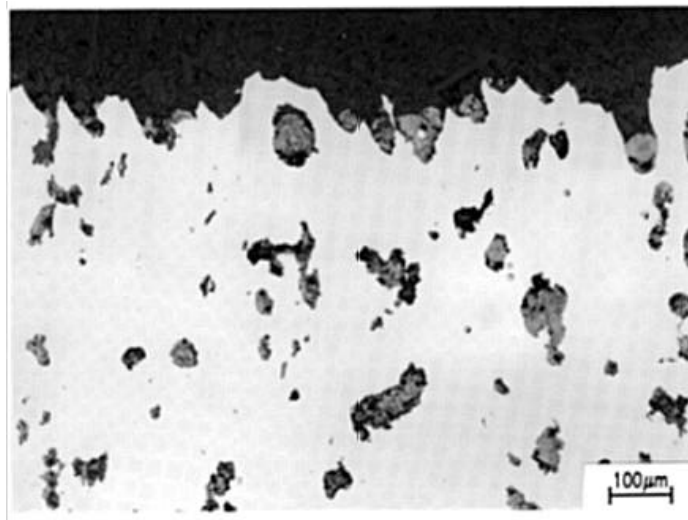
**Bild B 5.16: Werkstoff GGG 40 (duktiles Gußeisen): Bruchfläche der Rundzugprobe GGG4.2 ( $T = Rt$ ,  $\dot{\epsilon}_{pl} = 7,42 \text{ s}^{-1}$ ).**



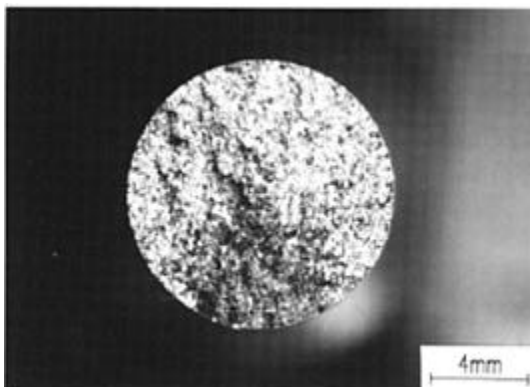
**Bild B 5.17: Werkstoff GGG 40 (duktiles Gußeisen): Bruchfläche der Rundzugprobe GGG40.1 ( $T = Rt$ ,  $\dot{\epsilon}_{pl} = 985 \text{ s}^{-1}$ ).**



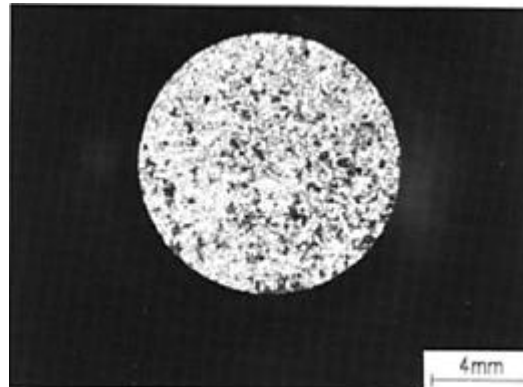
**Bild B 5.18: Werkstoff GGG 40 (duktiles Gußeisen): Gefüge des Ausgangswerkstoffs.**



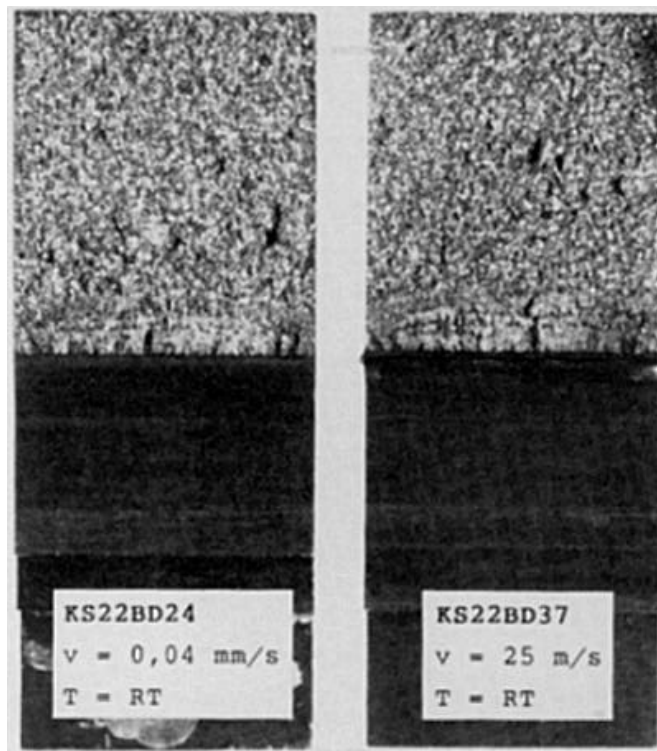
**Bild B 5.19: Werkstoff GGG 40 (duktiles Gußeisen): Gefüge im Bruchbereich der Rundzugprobe GGG40.7 ( $T = \text{Rt}$ ,  $\dot{\epsilon}_{\text{pl}} = 62,6 \text{ s}^{-1}$ ).**



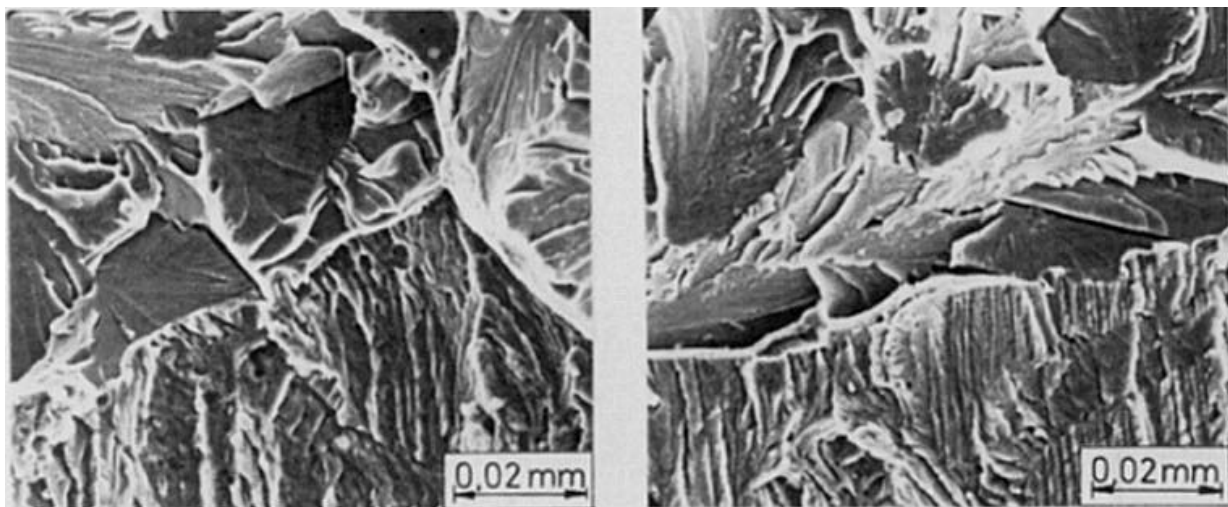
**Bild B 5.20: Werkstoff GGG 40 (duktiles Gußeisen): Bruchfläche der Rundzugprobe GGG4.9 ( $T = -20 \text{ °C}$ ,  $\dot{\epsilon}_{\text{pl}} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ )**



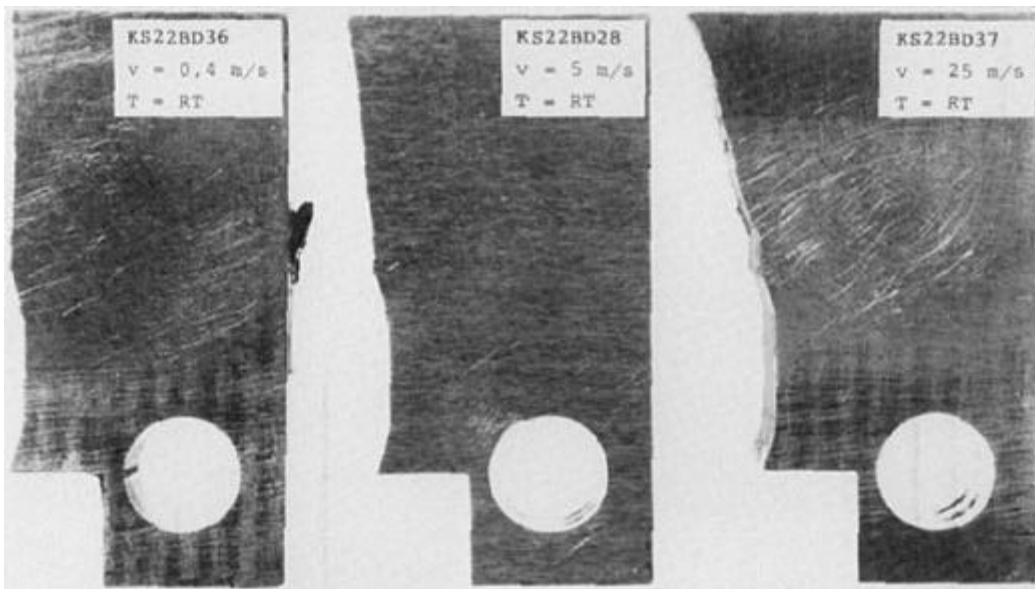
**Bild B 5.21: Werkstoff GGG 40 (duktiles Gußeisen): Bruchfläche der Rundzugprobe GGG40.19 ( $T = -20 \text{ °C}$ ,  $\dot{\epsilon}_{\text{pl}} = 1058 \text{ s}^{-1}$ )**



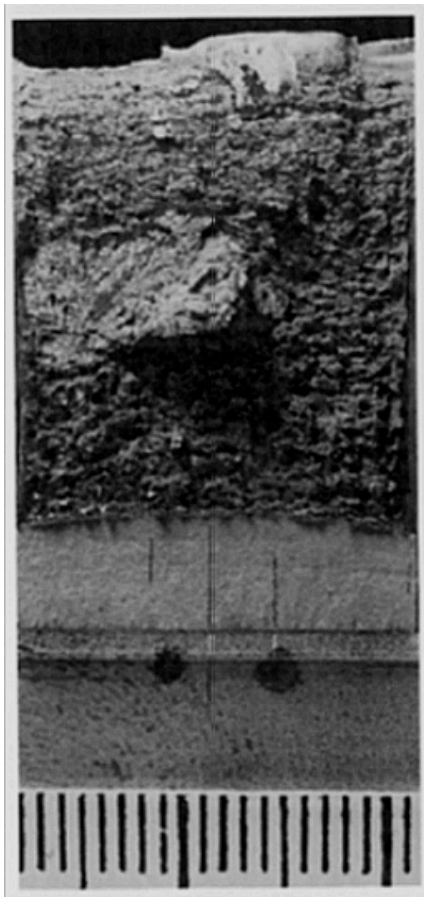
**Bild B 6.1:** 17 MoV 8 4 (mod.): Bruchflächen der angeschwungenen CT15-Proben BD24 ( $\dot{K} = 3,7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ ) und BD37 ( $\dot{K} = 1,1 \times 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ )



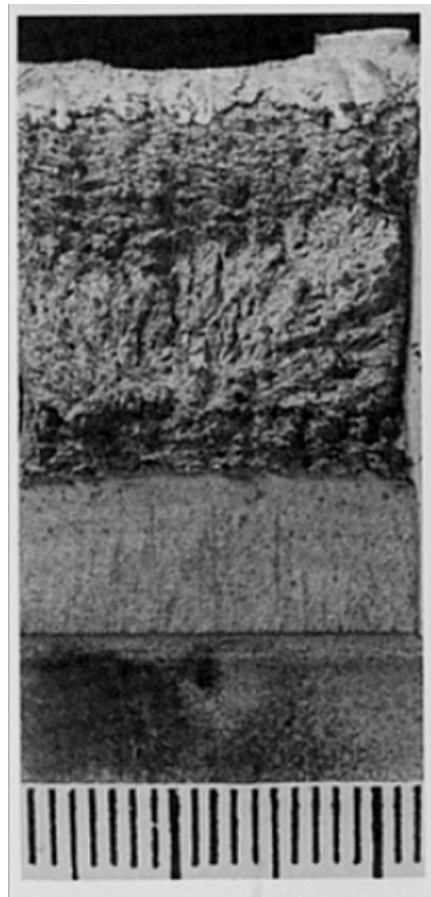
**Bild B 6.2:** 17 MoV 8 4 (mod.): REM-Aufnahme der Schwingrißspitze der Proben BD20 (Teilentlastungsverfahren / links) und BD28 ( $\dot{K} = 4,4 \times 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$  / rechts)



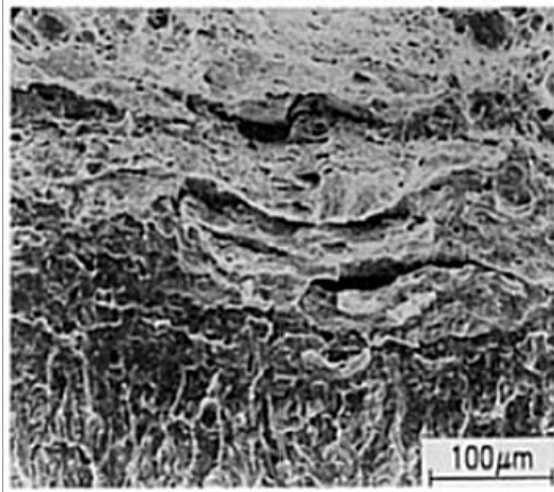
**Bild B 6.3:** 17 MoV 8 4 (mod.): Seitenansicht der Proben BD36 ( $\dot{K} = 2,7 \times 10^4$  MPa $\sqrt{\text{m/s}}$ ), BD28 ( $\dot{K} = 4,4 \times 10^5$  MPa $\sqrt{\text{m/s}}$ ) und BD37 ( $\dot{K} = 1,1 \times 10^6$  MPa $\sqrt{\text{m/s}}$ )



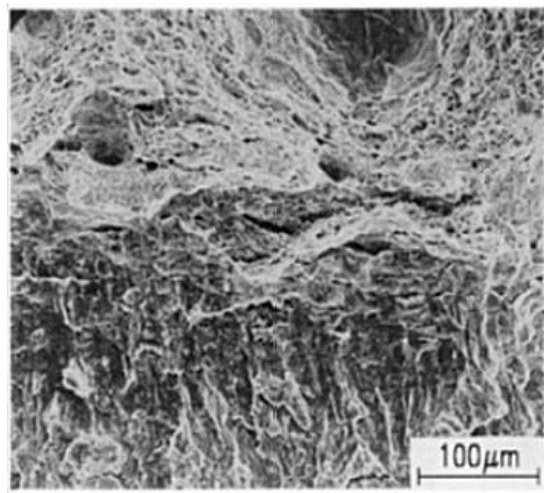
**Bild B 6.4:** 20 MnMoNi 5 5: Bruchfläche der angeschwungenen CT25-Prob C15 ( $v = 5$  m/s;  $\dot{K} = 7,5 \times 10^5$  MPa $\sqrt{\text{m/s}}$ )



**Bild B 6.5:** 20 MnMoNi 5 5: Bruchfläche der angeschwungenen CT25-Prob C34 ( $v = 10$  m/s;  $\dot{K} = 1,2 \times 10^6$  MPa $\sqrt{\text{m/s}}$ )



**Bild B 6.6:** 20 MnMoNi 5 5: Stretched Zone der Probe C12 (qst.;  $\dot{K} = 2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ )



**Bild B 6.7:** 20 MnMoNi 5 5: Stretched Zone der Probe C16 ( $v = 10 \text{ m/s}$ ;  $\dot{K} = 8,9 \times 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ )

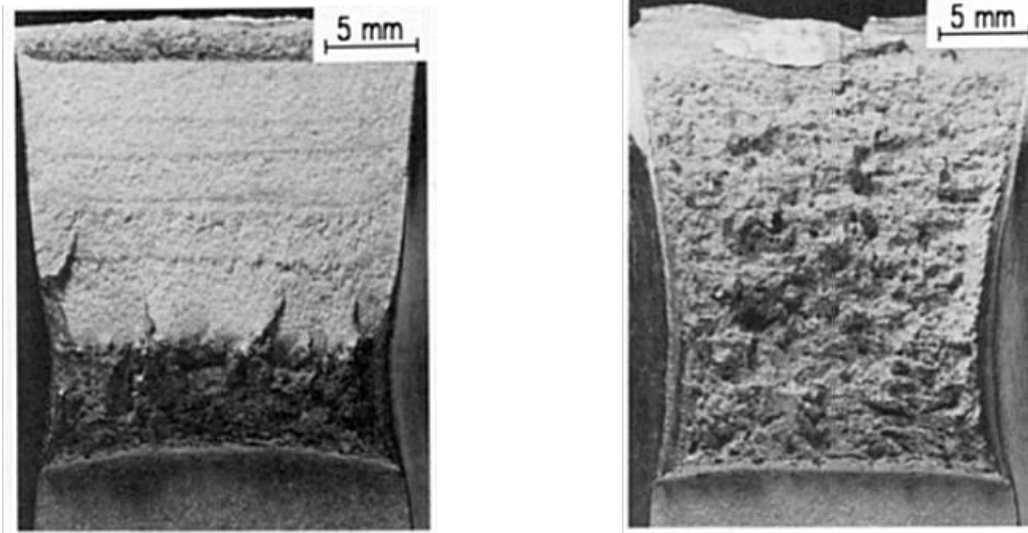


**Bild B 6.8:** 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt): Bruchflächen der angeschwungenen CT25-Proben FS695 ( $v = 0,8 \text{ mm/s}$ ;  $\dot{K} = 1,2 \times 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ )

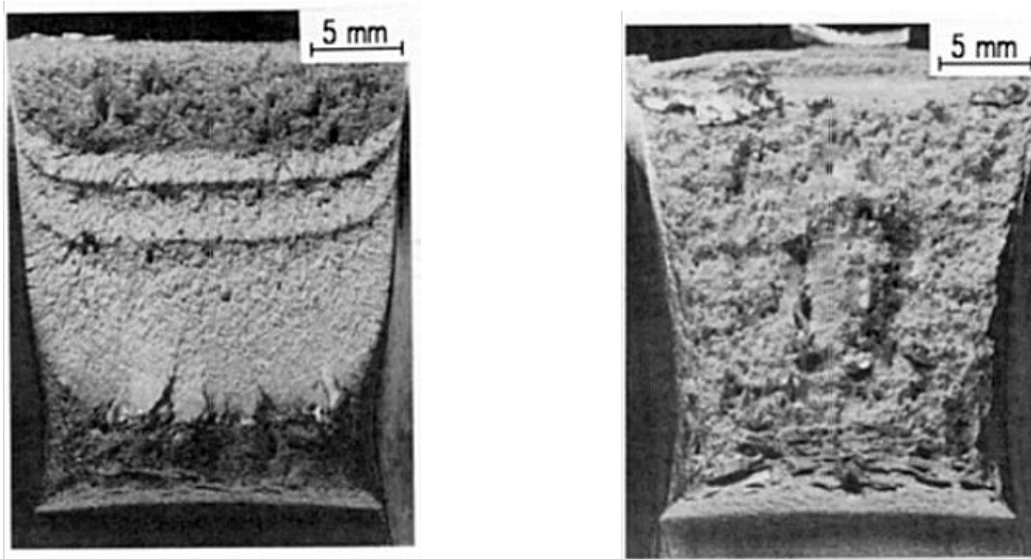


**Bild B 6.9:** 10 MnMoNi 5 5 (formgeschweißt): Bruchflächen der angeschwungenen CT25-Proben FS705 ( $v = 10 \text{ m/s}$ ;  $\dot{K} = 1,2 \times 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ )

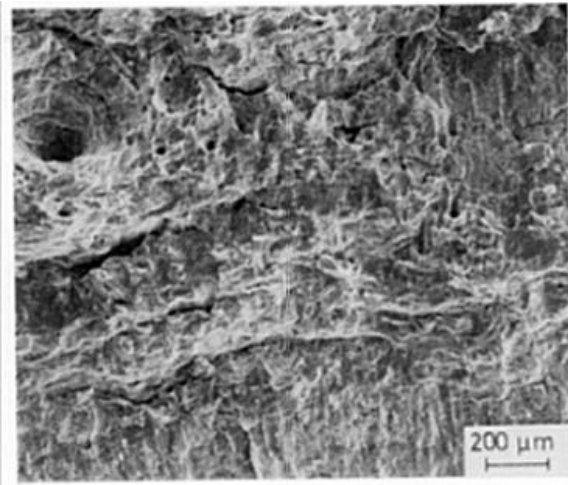




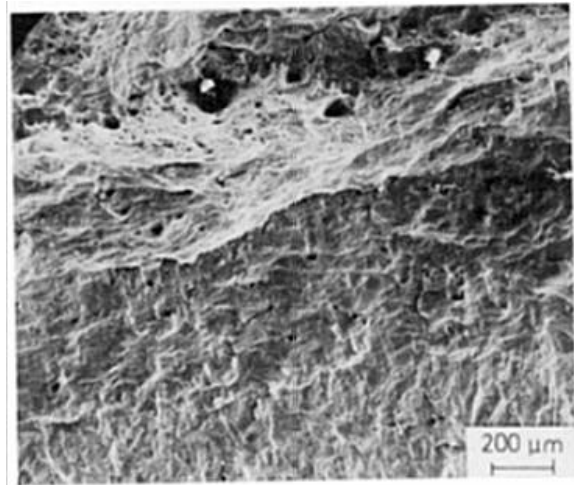
**Bild B 6.10: X 6 CrNi 18 11: Bruchflächen der angeschwungenen Proben XC6**  
( $v = 0,03 \text{ mm/s}$ ;  $\dot{K} = 1,2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ ) und XC20 ( $v = 10 \text{ m/s}$ ;  
 $\dot{K} = 8,7 \times 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ )



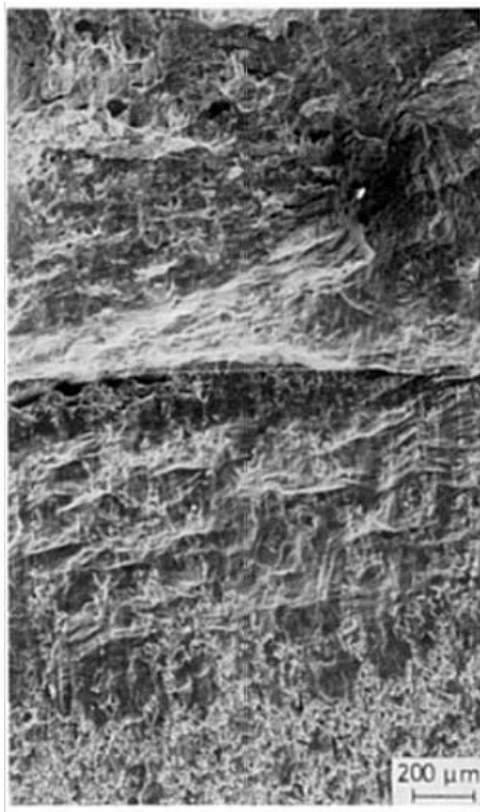
**Bild B 6.11: X 6 CrNi 18 11: Bruchflächen der erodiergekerbten Proben XC7**  
( $\dot{K} = 2,0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ ) und XC12 ( $\dot{K} = 8,0 \times 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ )



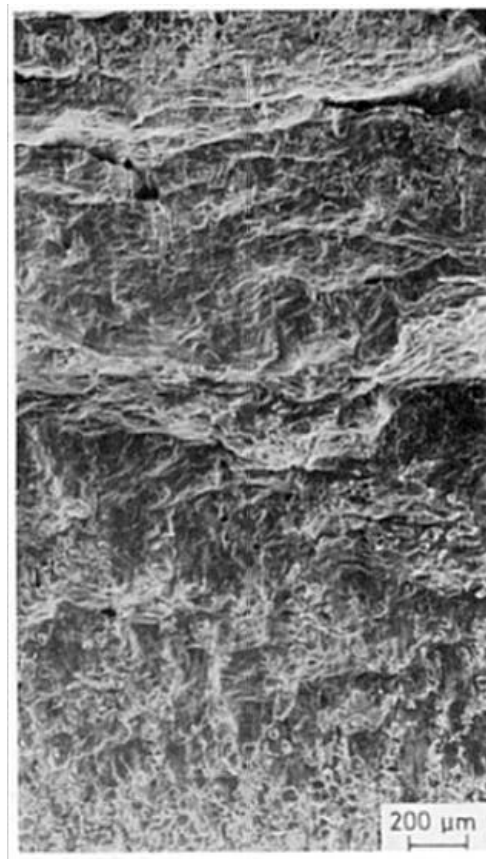
**Bild B 6.12: X6 CrNi 18 11: Stretched Zone der angeschwungenen Probe XC17 (qst.;  $\dot{K} = 1,0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ )**



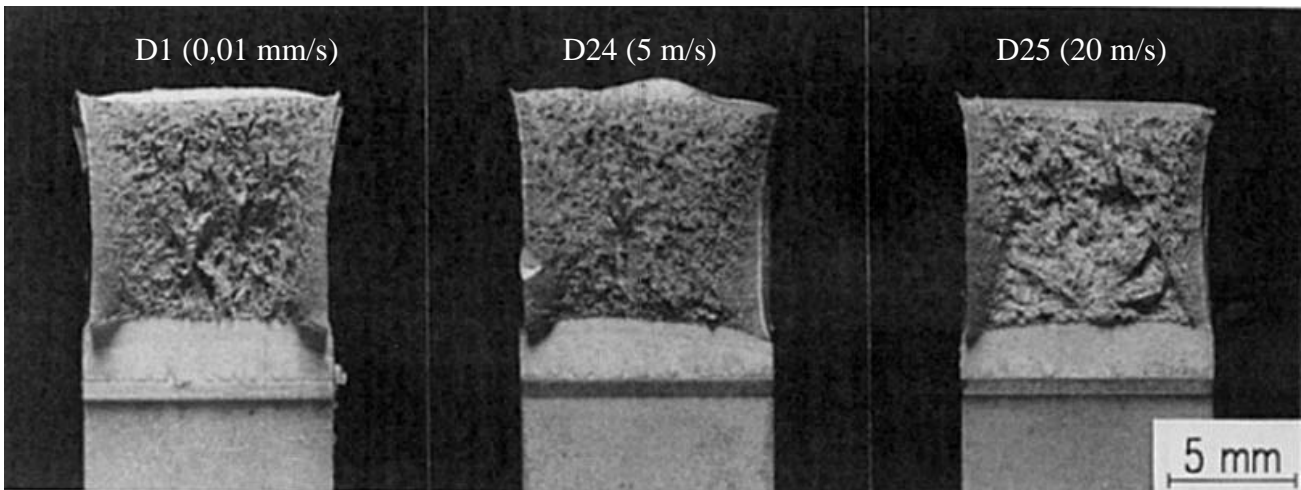
**Bild B 6.13: X6 CrNi 18 11: Stretched Zone der angeschwungenen Probe XC20 ( $v = 10 \text{ m/s}$ ;  $\dot{K} = 8,7 \times 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ )**



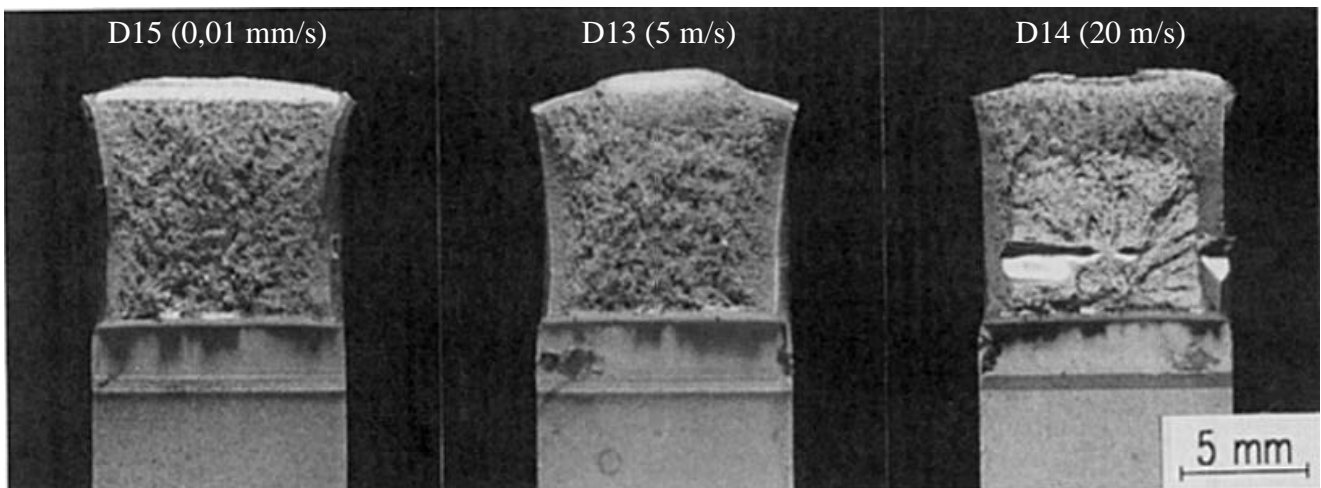
**Bild B 6.14: X6 CrNi 18 11: Stretched Zone der erodiergekerbten Probe XC4 (qst.;  $\dot{K} = 2,1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ )**



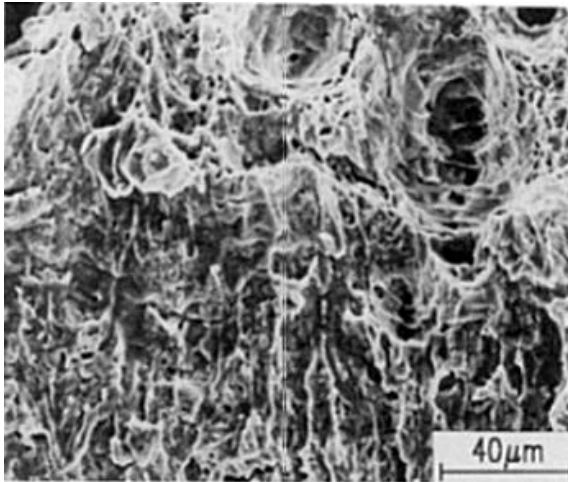
**Bild B 6.15: X6 CrNi 18 11: Stretched Zone der erodiergekerbten Probe XC12 ( $v = 10 \text{ m/s}$ ;  $\dot{K} = 8,0 \times 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ )**



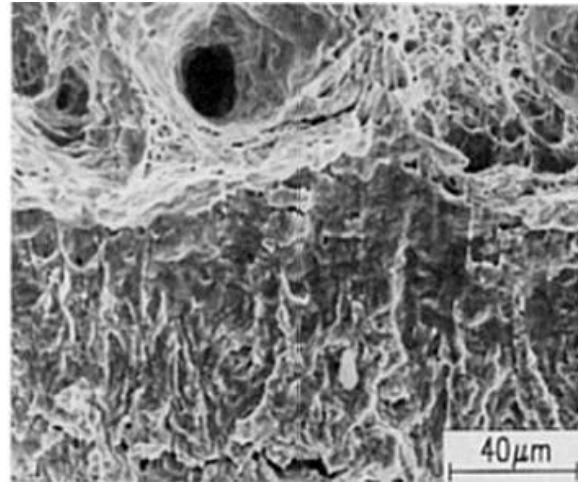
**Bild B 6.16: 17 MnMoV 6 4 (WB35): Bruchflächen der angeschwungenen CT10-Proben D1 ( $v = 0,01$  mm/s;  $\dot{K} = 1,3$  MPa $\sqrt{\text{m/s}}$ ), D24 ( $v = 5$  m/s;  $\dot{K} = 1,1 \times 10^6$  MPa $\sqrt{\text{m/s}}$ ) und D25 ( $v = 20$  m/s;  $\dot{K} = 1,4 \times 10^6$  MPa $\sqrt{\text{m/s}}$ )**



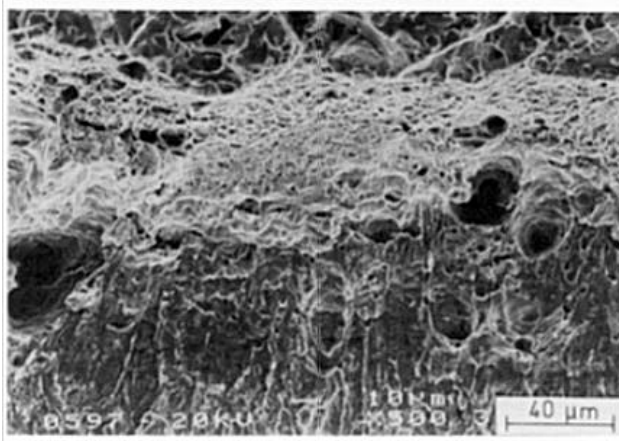
**Bild B 6.17: 17 MnMoV 6 4 (WB35): Bruchflächen der erodiergekerbten CT10-Proben D15 ( $v = 0,01$  mm/s;  $\dot{K} = 1,1$  MPa $\sqrt{\text{m/s}}$ ), D13 ( $v = 5$  m/s;  $\dot{K} = 1,1 \times 10^6$  MPa $\sqrt{\text{m/s}}$ ) und D14 ( $v = 20$  m/s;  $\dot{K} = 2,0 \times 10^6$  MPa $\sqrt{\text{m/s}}$ )**



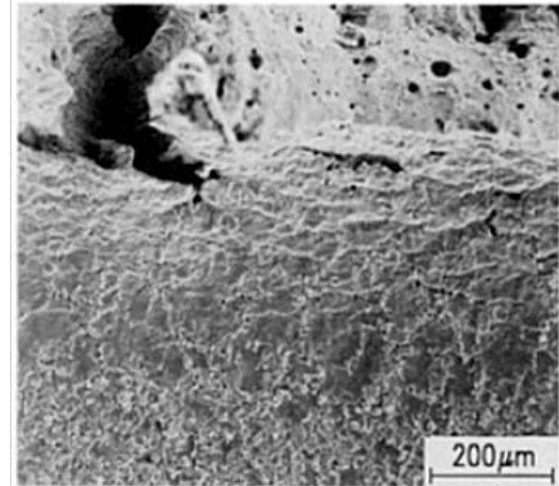
**Bild B 6.18:** 17 MnMoV 6 4 (WB35):  
Stretched Zone der  
angeschwungenen CT10-Proben  
D1 ( $v = 0,01$  mm/s;  
 $\dot{K} = 1,3$  MPa $\sqrt{\text{m/s}}$ )



**Bild B 6.19:** 17 MnMoV 6 4 (WB35):  
Stretched Zone der  
angeschwungenen CT10-  
Proben D28 ( $v = 2$  m/s;  
 $\dot{K} = 3,3 \times 10^5$  MPa $\sqrt{\text{m/s}}$ )



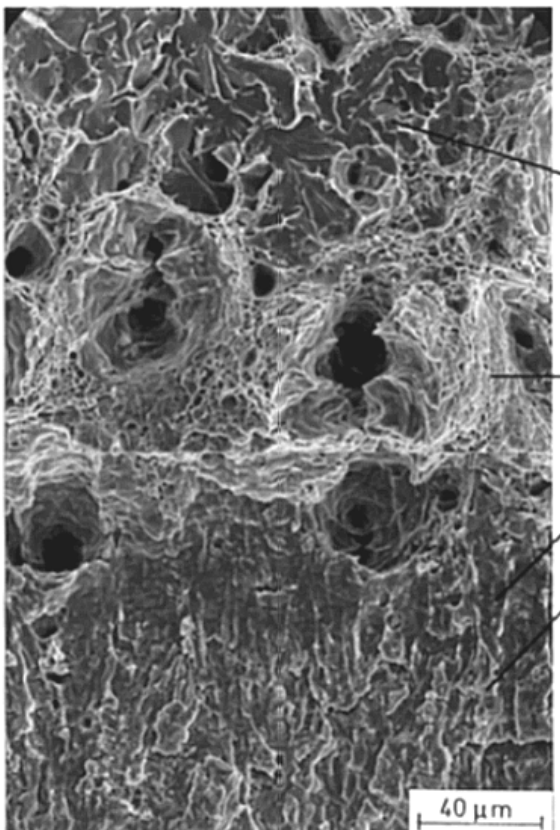
**Bild B 6.20:** 17 MnMoV 6 4 (WB35):  
Stretched Zone der  
angeschwungenen CT10-Proben  
D25 ( $v = 20$  m/s;  
 $\dot{K} = 1,4 \times 10^6$  MPa $\sqrt{\text{m/s}}$ )



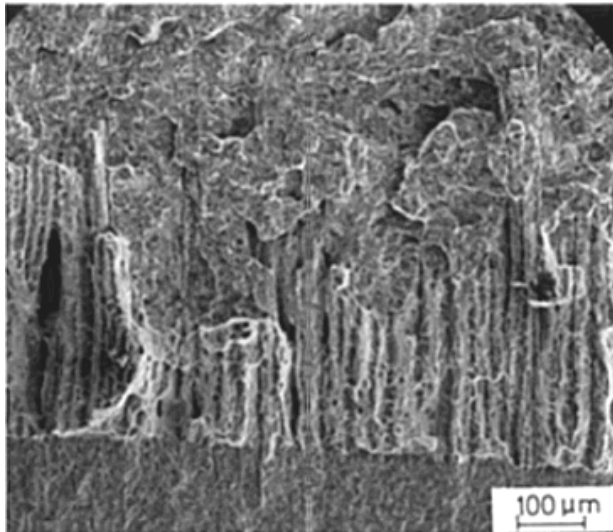
**Bild B 6.21:** 17 MnMoV 6 4 (WB35):  
Stretched Zone der  
erodiergekerbten CT10-  
Proben D6 ( $v = 40$  mm/s;  
 $\dot{K} = 4,7 \times 10^3$  MPa $\sqrt{\text{m/s}}$ )



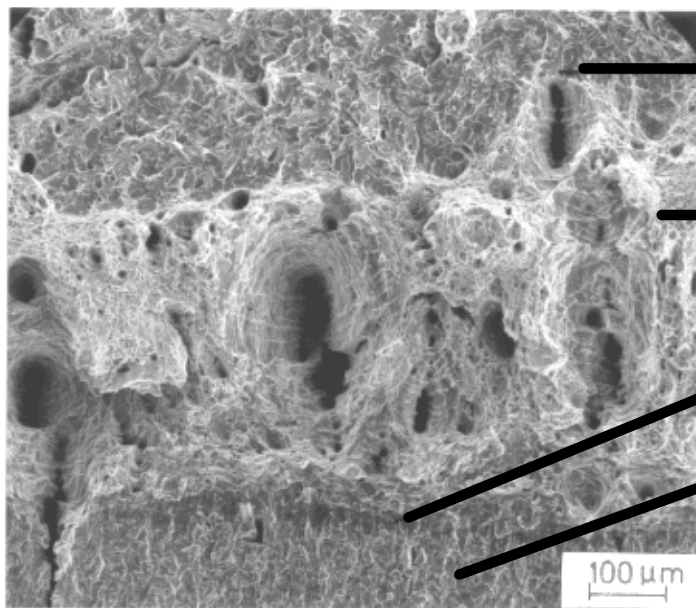
**Bild B 6.22: 17 MnMoV 6 4 (WB35): Stretched Zone der erodiergekerbten CT10-Proben D13 ( $v = 5 \text{ m/s}$ ;  $\dot{K} = 1,1 \times 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ )**



**Bild B 6.23: Rasterelektronische Aufnahme der SZW mit Zäh- und Sprödbruch der Probe D37.1 (CT10) des Werkstoffs 17 MnMoV 6 4 (WB35) in Richtung LT ( $v = 3,6 \text{ m/s}$ ;  $\dot{K} = 8 \times 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ;  $T = 0 \text{ }^\circ\text{C}$ , ohne Seitenkerbung)**



**Bild B 6.24: Rasterelektronische Aufnahme der SZW mit Zäh- und Sprödbbruch der Probe DT14 (CT10) des Werkstoffs 17 MnMoV 6 4 (WB35) in Richtung TL ( $v = 3,6 \text{ m/s}$ ;  $\dot{K} = 8 \cdot 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ;  $T = 0 \text{ }^\circ\text{C}$ , ohne Seitenkerbung)**



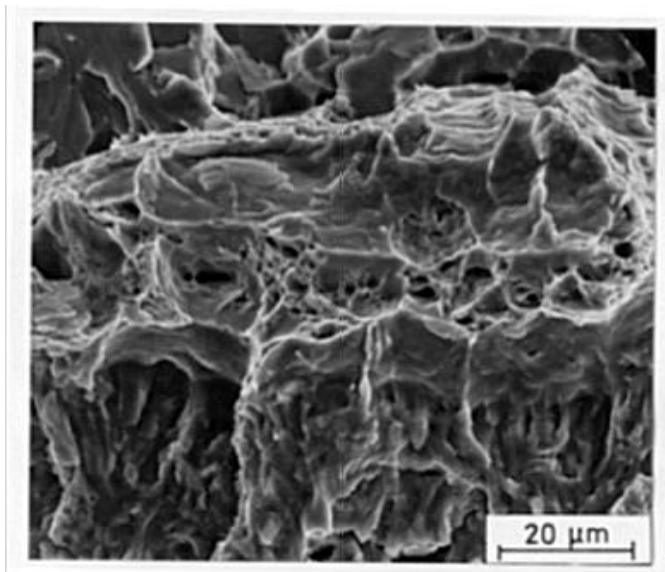
Spaltbruch (spröd)

Wabenbruch (zäh)

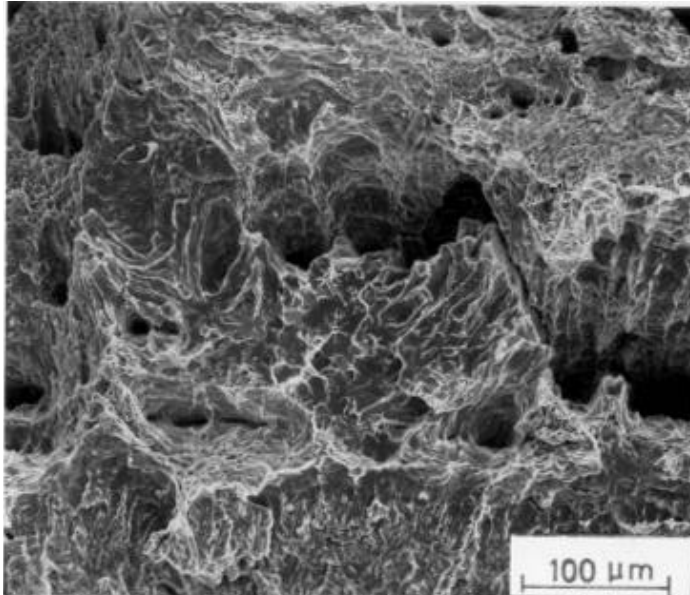
Stretched Zone

Schwingriß

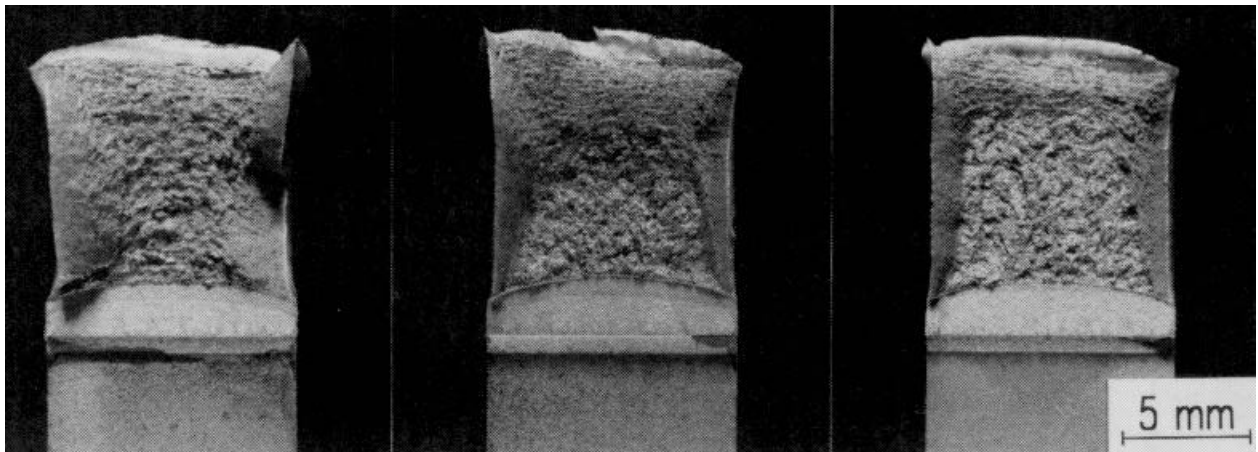
**Bild B 6.25: Rasterelektronische Aufnahme der Stretched Zone der Probe T19 (ISO-V mit 20% Seitenkerbe, LT,  $0^\circ\text{C}$ ,  $3,6\text{m/s}$ )**



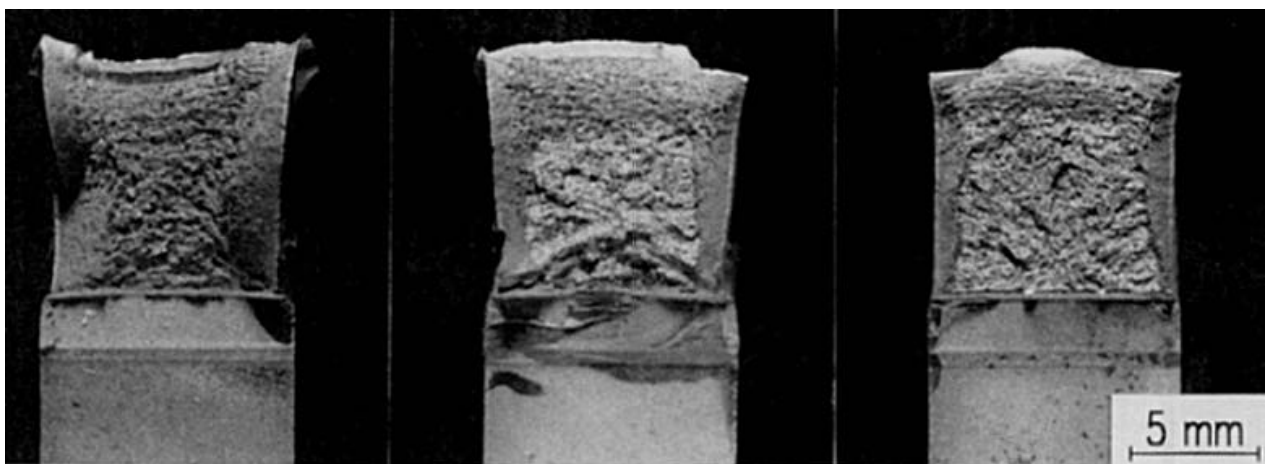
**Bild B 6.26: Rasterelektronische Aufnahme der Stretched Zone der Probe S12 (ISO-V-Probe mit 20% Seitenkerbe, LS,  $-40^\circ\text{C}$ ,  $3,6\text{m/s}$ )**



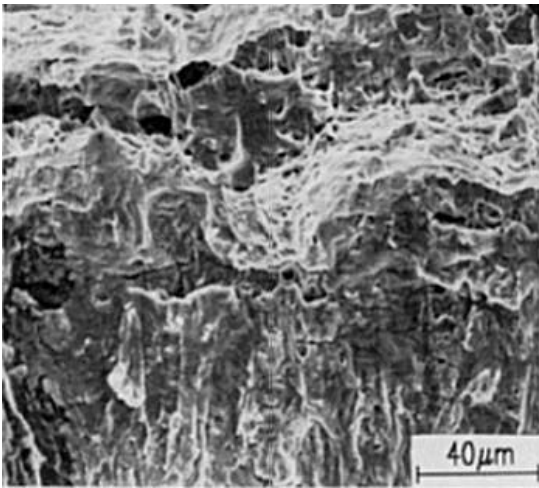
**Bild B 6.27:** Rasterelektronische Aufnahme der Stretched Zone der Probe S8 (ISO-V-Probe mit 20% Seitenkerbe, LS, 20°C, 3,6m/s)



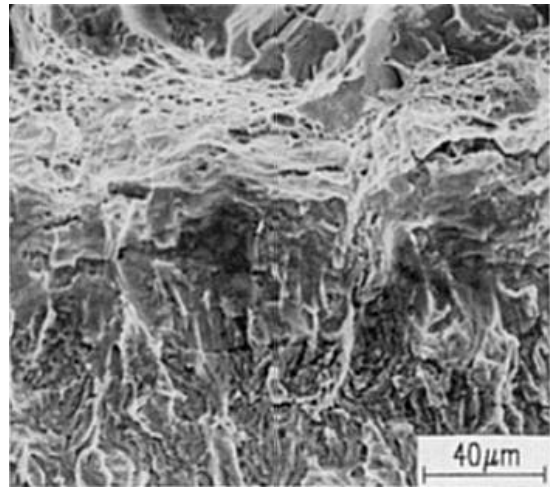
**Bild B 6.28:** Werkstoff 15 NiCuMoNb 5 (WB36): Bruchflächen angeschwungener CT10-Proben (von links: E29 (0,01 mm/s;  $10^5$  MPaÖm/s), E28 (1 m/s;  $10^5$  MPaÖm/s), E21 (20 m/s;  $2,25 \times 10^6$  MPaÖm/s))



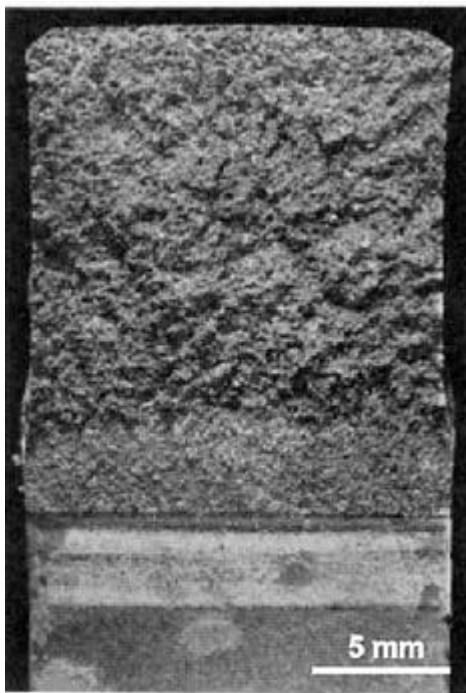
**Bild B 6.29:** Werkstoff 15 NiCuMoNb 5 (WB36): Bruchflächen erodiergekerbten CT10-Proben (von links: E5 (4 mm/s;  $10^5$  MPaÖm/s), E16 (1 m/s;  $10^5$  MPaÖm/s), E20 (20 m/s;  $10^5$  MPaÖm/s))



**Bild B 6.30: Werkstoff 15 NiCuMoNb 5 (WB36): Stretched Zone der angeschwungenen CT10-Proben E29 (0,01 mm/s; 1,1 MPa $\dot{\epsilon}$ m/s)**



**Bild B 6.31: Werkstoff 15 NiCuMoNb 5 (WB36): Stretched Zone der angeschwungenen CT10-Proben E21 (20 m/s; 2,3x10<sup>6</sup> MPa $\dot{\epsilon}$ m/s)**



**Bild B 6.32: Werkstoff GGG 40 (duktils Gußeisen): Bruchflächen der Proben GGG32 (0,01 mm/s; 0,23 MPa $\dot{\epsilon}$ m/s) und GGG35 (5 m/s; 6,7x10<sup>5</sup> MPa $\dot{\epsilon}$ m/s)**



## LEBENS LAUF

Name: Manfred Schüle

Geboren am 29. Januar 1963 in Schwäbisch Hall

Familienstand: verheiratet mit Andrea Schüle, geb. Brenner  
3 Kinder

Schulbildung:

1969 - 1973	Grundschule Sulzbach-Laufen
1973 - 1979	Realschule Gaildorf
Juni 1979	Mittlere Reife
1979 - 1982	Technische Gymnasium Schwäbisch Hall
Juni 1982	Allgemeine Hochschulreife

Studium:

Okt. 1982 bis	Studium an der Universität Stuttgart
Juni 1990	Fachrichtung Maschinenwesen
25. 06. 1990	Diplom

Zivildienst:

April 1987 bis	Studentenwerk Stuttgart
Sept. 1988	Abteilung Wohnungswesen

Berufliche Tätigkeit:

Juli 1990 bis	Wissenschaftlicher Angestellter an der
Okt. 1998	Staatlichen Materialprüfungsanstalt (MPA)
	Universität Stuttgart;
seit Nov. 1998	Robert Bosch GmbH, Geschäftsbereich Elektrowerkzeuge