Fraunhofer
IWM

Abschlussbericht
Final Report

Reaktorsicherheitsforschung – Vorhaben Nr.: 1501472A
Reactor Safety Research – Project No.: 1501472A

Vorhabenstitel: **<u>Verbundprojekt:</u> Analyse und Validierung von bruchmechanischen Bewertungsmethoden für dynamische Beanspruchungen**
<u>Teilprojekt:</u> Untersuchungen mit stoßbelasteten Biegeproben und Identifikation von statistisch abgesicherten dynamischen Bruchzähigkeits-Grenzkurven

Project Title: **Analysis and Validation of Fracture Mechanical Assessment Methods under Dynamic Loading – Fracture Mechanical Analysis with Impact Loaded Bend Specimens and Identification of Statistically Verified Lower Bound Curves for Dynamic Fracture Toughness Values**

Autoren / Authors: **Thomas Reichert**
Johannes Tlatlik
Wolfgang Böhme
Dieter Siegele
Fraunhofer IWM

Gefördert durch:
Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie
aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages

Dienststelle der Autoren / Performing Organization: **IWM Freiburg**
Berichtsdatum / Publication Date: **30.10.2017**
Berichts Nr. / Report No.: **257/2017**

durchgeführt im Auftrag des

Bundesministeriums für Wirtschaft und Technologie (BMWi)

vertreten durch die

Gesellschaft für Reaktorsicherheit

Schwertnergasse 1

50667 Köln

Datum: 30.09.2017

Vorhaben Nr.: 150 1472A

IWM-Projekt-Nr.: 321 214

Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM

Wöhlerstraße 11, 79108 Freiburg

Das diesem Bericht zugrunde liegende Vorhaben wurde mit Mitteln des Bundesministeriums für Wirtschaft und Technologie unter dem Förderkennzeichen 150 1472A gefördert, und ist Teil des Verbundvorhabens des Fraunhofer Instituts für Werkstoffmechanik, IWM, Freiburg und der Materialprüfungsanstalt MPA, Universität Stuttgart.

Für die unterschiedlichen Teilvorhaben von IWM (150 1472A) und MPA (150 1472B) existieren zwei getrennte Abschlussberichte. Die Kapitel 1 bis 6, sowie 11, 13 und 14 sind dabei identisch und wurden gemeinsam verfasst. Die Kapitel 7, 8 und 12 der Versuchsbeschreibung, –auswertung und Fraktographie beinhalten die an den jeweiligen Forschungsstellen erzielten Ergebnisse und sind getrennt verfasst worden. Das MPA-spezifische Kapitel 9 sowie das IWM-spezifische Kapitel 10 sind detailliert in den jeweiligen Einzelberichten der jeweiligen Forschungsstellen dokumentiert, in den Berichten der Projektpartner sind jeweils nur Kurzfassungen dieser Kapitel enthalten.

The presented project was funded by the German Federal Ministry of Economics and Technology (BMWi, project no. 150 1472A) on basis of a decision by the German Bundestag and is part of a cooperation of Fraunhofer Institute for Mechanics of Materials, IWM Freiburg and Materials Testing Institute MPA, University of Stuttgart.

Individual reports of IWM and MPA exist due to separate sub-projects. Chapters 1 to 6, as well as 11, 13 and 14 are identical in both reports, and were constructed together. Chapters 7, 8 and 12 regarding experimental background, results and fractography contain the individual results and are separately written. The MPA-specific chapter 9, and the IWM-specific chapter 10 are included in the corresponding individual reports, whereas summaries of the associated chapters are available in the report counterparts.

Kurzfassung

Ziel des Gemeinschafts-Vorhabens war die Validierung von Methoden zur Bewertung von auslegungsüberschreitenden Störfällen. Um dafür eine statistisch abgesicherte Basis zu schaffen wurden gezielt bei verschiedenen Temperaturen und Rissbeanspruchungsraten eine größere Anzahl Bruchmechanik-Versuche durchgeführt. Im hier vorgestellten Teilprojekt des Fraunhofer IWM lag der Schwerpunkt auf der Untersuchung von SE(B)-Proben. Die ermittelten Bruchzähigkeitswerte wurden hinsichtlich des in ASTM E1921 festgelegten Masterkurven-Konzepts mit der Ein- und Mehrtemperatur-Auswertung überprüft und bewertet. Neben statistischen Analysen der Verteilung der Bruchzähigkeitskennwerte und Untersuchungen zur Identifikation eines Parameters für die Rissbeanspruchungsrate wurden die Untersuchungen durch fraktografische und numerische Analysen zur Aufklärung der Rissinitiierungsbedingungen unter dynamischer Belastung ergänzt. Es wurden Grenzkurven für die dynamische Bruchzähigkeitswerte K_{Id} bzw. $K_{Jc,d}$ bei mittleren und hohen Rissbeanspruchungsraten bestimmt.

Es zeigt sich, dass die bisher in der ASTM E1921-Norm angenommene Masterkurve, die hier bestimmten dynamischen Bruchzähigkeitswerte nicht ausreichend beschreibt. Vielmehr verläuft die Median-Kurve der dynamischen Kennwerte steiler und die Verteilung der Bruchzähigkeitswerte zeigt zusätzlich eine Veränderung bei höheren Kennwerten. Eine Auswertung der Form der Masterkurve zeigt, dass die Kurve sich besser mit einem angepassten Exponenten $p = 0{,}03$ /°C beschreiben lässt.

Als mögliche Ursachen für diese Formänderung der Masterkurve gilt zum einen die auf Grund plastischer Verformung entstandene lokale Erwärmung in Rissspitzennähe. Bei dynamischer Belastung kann diese Wärme nicht schnell genug abfließen und beeinflusst dadurch die Rissinitiierungsbedingungen. Zum anderen führt eine relativ hohe Prüftemperatur zu vermehrtem Auftreten lokaler Rissarrest-Ereignisse. Diese zeigen sich auf der Bruchoberfläche als eingeschlossene Inseln innerhalb des duktilen Saums und deuten somit auf während der Belastungsgeschichte auftretende Ereignisse hin, die den Spaltbruch weiter verzögern und somit im Vergleich zu statischer Belastung zu erhöhten Bruchzähigkeitswerten führen.

Unter Berücksichtigung der beschriebenen Schlussfolgerungen und Verbesserungsvorschläge in einem modifizierten Bewertungskonzept können kerntechnische Komponenten unter dynamischer Belastung deutlich realistischer bewertet werden. Offene Punkte sind jedoch die Übertragung der erzielten Erkenntnisse auf Schweißgut und andere, insbesondere höherfeste Werkstoffe sowie auf niedrige bis mittlere Rissbeanspruchungsraten, wie sie für die Bewertung postulierter auslegungsüberschreitender Störfälle vorliegen.

Abstract

Aim of the joint project was the validation of methods for the assessment of beyond-design-basis accidents. Numerous fracture mechanics experiments were conducted at various crack tip loading rates to establish a statistically secured database. This sub-project focused on bending specimens. The obtained fracture toughness values were analyzed and assessed according to the in ASTM E1921 standardized Master Curve concept with the single- and multi-temperature method. In addition to the statistical analysis of the distribution of the fracture toughness values a parameter for the characterization of the crack tip loading rate was investigated. Furthermore, fractographic and numerical investigations were carried out to complement the investigation of the conditions at cleavage fracture initiation under dynamic loading. Finally, lower bound curves were constructed for the dynamic fracture toughness values K_{Id} and $K_{Jc,d}$ for intermediate and high crack tip loading rates.

One result of the project is that the standardized Master Curve concept proposed in ASTM E1921 is not capable of describing the fracture behavior sufficiently. The median curve of the actual dynamic fracture toughness values follow a much steeper curve, and the distribution of the dynamic fracture toughness values also appears to change strongly for higher values. An evaluation of the shape of the Master Curve shows that the experimental can be characterized better with an adjusted exponent of p = 0,03 /°C.

A possible reason for this change of shape lies in local adiabatic heating effects that are caused by plastic deformation in the crack tip region. Under dynamic loading conditions this additional heat cannot be conducted away from the fracture process zone, and the local conditions for cleavage fracture are changed. Furthermore, the very high testing temperatures promote the mechanism of local crack arrest, which can be numerously observed on the fracture surfaces as cleavage fracture islands in the vicinity of the ductile crack growth zone. Concluding, this additional mechanism takes place at various times during the loading history, and postpones global failure by cleavage fracture compared to quasi-static loading conditions. The result is higher fracture toughness values.

With consideration of the mentioned conclusions and suggestions for improvement a modified assessment concept method allows more realistic fracture assessment of nuclear components under dynamic loading conditions. Unresolved issues, however, remain regarding an immediate transmission of the results to weld material and other materials such as high-strength steels. Also, lower and intermediate crack tip loading rates need to be investigated, which are relevant for postulated beyond-design-basis accidents.

Inhalt

1 Abkürzungen und Symbole 11

2 Einleitung 14
2.1 Ausgangssituation 14
2.2 Wissenschaftliche und technische Arbeitsziele des Vorhabens 15

3 Stand von Wissenschaft und Technik 17
3.1 Ergebnisse des vorausgegangenen Vorhabens 20

4 Arbeitsplan 23
4.1 Detaillierter Arbeitsplan 23
4.2 Versuchsmatrix 27

5 Werkstoff und Probenentnahme 29
5.1 Werkstoff 29
5.1.1 Verfügbare Basiskennwerte 31
5.1.2 Verfügbare bruchmechanische Kennwerte 33
5.2 Probenentnahme 34
5.2.1 Zugproben (MPA) 34
5.2.2 Kerbschlagbiege-Proben (IWM) 34
5.2.3 SE(B) 10/10-Proben 35
5.2.4 SE(B) 40/20-Proben (IWM) 35
5.2.5 C(T)-Proben (MPA) 36
5.2.6 Hopkinson-Bar-Proben (MPA) 37

6 Grundcharakterisierung und Probenvorbereitung 38
6.1 Zugversuche 38
6.1.1 Prüfeinrichtung 38
6.1.2 Messtechnik 38
6.1.2.1 Dehnungsmessung 39
6.1.2.2 Kraftmessung 39
6.1.2.3 Messung der Temperatur 39
6.1.2.4 Messwertaufzeichnung 39
6.1.3 Versuchsdurchführung und Auswertung 39
6.1.4 Ergebnisse der Zugversuche 40
6.1.5 Aufbereitung für die numerische Anpassung 46
6.2 Kerbschlagbiegeversuche 48
6.2.1 Versuchsaufbau 49
6.2.2 Prüf- und Messtechnik 49
6.2.3 Ergebnisse 49
6.3 Probenvorbereitung 51
6.3.1 Einbringung der Ermüdungsanrisse 52
6.3.2 Einbringung der Seitenkerben 52

7 Dynamische Bruchmechanik-Versuche 53
7.1 Prüf- und Messtechnik 53
7.1.1 Lokale und quasilokale Kraftmessung 54
7.1.2 Lokale CMOD bzw. LLD-Messung 56
7.2 Versuchsaufbauten 57
7.2.1 SE(B)40/20-Versuche an der Schnellzerreißmaschine 57
7.2.2 SE(B)10/10-Versuche an der Schnellzerreißmaschine 58
7.2.3 SE(B)10/10-Versuche am 300J-Pendelschlagwerk 59
7.2.4 Messergebnisse der SE(B)10/10-Versuche am Pendelschlagwerk 59

7.2.5 Messergebnisse der SE(B)10/10-Versuche an der Schnellzerreißmaschine 61
7.2.6 Messergebnisse der SE(B)40/20-Versuche an der Schnellzerreißmaschine 63
7.3 Bestimmung der dynamischen Bruchzähigkeit $K_{Jc,d}$ 66
7.4 Rissbeanspruchungsrate 68

8 Auswertung und Analyse der Bruchmechanikergebnisse 70
8.1 Masterkurven-Auswertung nach ASTM E1921 70
8.1.1 Von der Norm abweichende Versuchsbedingungen 72
8.2 Masterkurven für die SE(B)-Versuche 73
8.3 Alternative Auswertung mit geänderter Masterkurven-Form 77
8.3.1 Angepasste Masterkurvenform mit p = 0,03 /°C 78
8.4 Adiabatische Erwärmung an der Rissspitze 81
8.4.1 Numerische Berechnung 81
8.4.1.1 Modellierung der dynamischen Bruchmechanik-Experimente 81
8.4.2 Experimentelle Bestimmung des Temperaturfeldes 85
8.4.3 Vergleich der Experimente zur numerischen Simulation 86
8.4.4 Einfluss der lokalen Temperatur auf die Bruchzähigkeit 88

9 Charakteristische Rissbeanspruchungsrate (MPA) 92

1 0 Statistische Analyse der Bruchzähigkeitskennwerte 93
10.1 Untere Grenzkurve $K_{min}(T)$ mit b = 4 94
10.2 Weibull-Formparameter b mit K_{min} = 20 MPa√m 96
10.3 Alternative Verteilungsfunktionen 98
10.4 Masterkurvenauswertung mit angepasster Verteilungsfunktion 100
10.5 Statistische Analyse 102

1 1 Round-robin Versuchsserien IWM, MPA und NIST 104

1 2 Fraktographische Untersuchungen der SE(B)-Proben 107
12.1 Duktiles Risswachstum 107
12.2 Versagensauslösende Mechanismen 108
12.3 Lokale Rissarrestereignisse 110

1 3 Bewertung und Diskussion 113
13.1 Masterkurvenform 113
13.2 Rissinitiierung 113
13.3 Kennwerte und untere K_{IR}-Grenzkurve 115
13.4 Einfluss der Rissbeanspruchungsrate 116
13.5 Untere Grenzkurve 118
13.6 Vorschläge für eine verbesserte Masterkurven-Auswertung 122
13.7 Offene Fragen 122

1 4 Zusammenfassung 123

1 5 Literaturverzeichnis 126

1 6 Anhang 132
Teil A Zeichnungen zur Proben-Entnahme (MPA und IWM) 133
Teil B Übersicht der Versuchsbedingungen und Kennwerte aller Bruchmechanik-Versuche 137
Teil C Fraktografie 141

1
Abkürzungen und Symbole

Bez.	Erläuterung	Einheit
a_0	Risslänge	mm
A	Bruchdehnung (proportionale Proben)	%
A_{50mm}	Bruchdehnung bei L_0 = 50 mm	%
b	Weibull-Formparameter	-
b_0	Restligament	mm
B	Probenbreite	mm
B_N	Netto-Probenbreite (seitengekerbt)	mm
B_e	Effektive Probenbreite bei seitengekerbten Proben	mm
C_{CMOD}	Nominelle Probennachgiebigkeit, SE(B) Proben bei CMOD-Messung	mm/N
C_{LLD}	Nominelle Probennachgiebigkeit, SE(B) Proben bei LLD-Messung	mm/N
COD	Rissöffnung in der Lasteinleitungsebene	mm
$C_{Probe,CMOD}$	Gemessene Probennachgiebigkeit, SE(B) Proben bei CMOD-Messung	mm/N
$C_{Probe,LLD}$	Gemessene Probennachgiebigkeit, SE(B) Proben bei LLD-Messung	mm/N
C_{Masch}	Maschinennachgiebigkeit	mm/N
CMOD	"crack mouth opening displacement", Rissöffnung gemessen an der Probenkante	mm
dJ/dt	Rissbeanspruchungsrate berechnet aus J-Verlauf	N/mm s^{-1}
dK/dt bzw. $\dot{K}$	Elastische Rissbeanspruchungsrate	MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}
dK_J/dt	Rissbeanspruchungsrate berechnet aus K_J-Verlauf	MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}
e	Dehnung	-
E	E-Modul	MPa
F	Kraft	kN
F_A	Kraft bei Fließgrenze, SE(B) und C(T) Versuche	kN
F_a	Rissauffangkraft (Instrumentierte CharpyV-Proben)	kN
J	J-Integralwert	N/mm
J_e	Elastischer Anteil des J-Integralwerts	N/mm
J_p	Plastischer Anteil des J-Integralwerts	N/mm
k_s	Probensteifigkeit	N/m
K_e	Elastische Rissbelastung	MPa$\sqrt{m}$
K_{Id}	Dynamische Bruchzähigkeit	MPa$\sqrt{m}$
K_{ID}	Dynamische Rissarrestzähigkeit	MPa$\sqrt{m}$

K_{Ia}	Rissarrestzähigkeit	MPa√m
$K_{J,d}$	Dynamische Rissbelastung	MPa√m
$K_{Jc,d}$	Dynamische Bruchzähigkeit	MPa√m
$K_{Jc,d,med}$	Medianwert der dynamischen Bruchzähigkeit	MPa√m
KV	Kerbschlagbiegearbeit	J
L_0	Messlänge	mm
LLD	„load line displacement“, Probenverschiebung in Richtung der Lastlinie gemessen an der Finne	mm
M_{eff}	Effektive Masse (Hälfte der Probenmasse)	kg
P	Exponent der Masterkurve	$°C^{-1}$
R	Spannung	MPa
R_{eH}	Obere Streckgrenze	MPa
R_{eL}	Untere Streckgrenze	MPa
R_m	Zugfestigkeit	MPa
RT_{T0}	Referenztemperatur T_0 + 19,4 °C	°C
RT_{NDT}	Referenztemperatur „nil ductility temperature“	°C
R	Anzahl gültiger, geprüfter Proben	-
S	Durchbiegung SE(B) Probe (inkl. Verschiebungen aus der Maschinensteifigkeit der Prüfmaschine)	mm
S	Auflagerabstand SE(B) Proben	mm
T	Zeit	sec
t_f	Bruchzeit	sec
t_W	Dreifache Schwingungsdauer einer Hammerlastoszillation	sec
$T_{0,stat}$	Quasistatische Masterkurven-Referenztemperatur	°C
$T_{0,dyn}$	Dynamische Masterkurven-Referenztemperatur	°C
$T_{0,X}$	Masterkurven-Referenztemperatur nach der Ein-Temperatur-Methode für Rissbeanspruchungsrate 10^x MPa√m s^{-1}	°C
$T_{0,X,multi}$	Masterkurven-Referenztemperatur nach der Mehrtemperatur-Methode für Rissbeanspruchungsrate 10^x MPa√m s^{-1}	°C
$T_{0,X,p=0.03}$	Masterkurven-Referenztemperatur mit p = 0.03 /°C nach der Mehrtemperatur-Methode für Rissbeanspruchungsrate 10^x MPa√m s^{-1}	°C
$T_{0,X,multi,p=0.03}$	Masterkurven-Referenztemperatur mit p = 0.03 /°C nach der Mehrtemperatur-Methode für Rissbeanspruchungsrate 10^x MPa√m s^{-1}	°C
$T_{0,Q}$	Masterkurven-Referenztemperatur für Versuchsserien ohne vollständige Gültigkeitskriterien (ASTM E1921)	°C
$T_{0,logNorm,KIR}$	K_{IR} äquivalente Masterkurven-Referenztemperatur (Log-Normal-Verteilung)	°C

v_0	Belastungsgeschwindigkeit	m/s
W	Probenhöhe	Mm
Z	Brucheinschnürung	%
β	Beiwert für Berechnung von ΔT_0 (siehe Kap. 13)	°C
E	wahre Dehnung	-
ν	Querdehnungszahl	-
Σ	Standardabweichung	-
Σ	wahre Spannung	MPa
σ_{exp}	Unsicherheiten auf Seiten des exp. Aufbaus	°C
σ_{YD}	Dynamische Streckgrenze	MPa
σ_{YS}	Fließgrenze	MPa
T	Schwingungsdauer einer Hammerlastoszillation	s
C(T)	„compact tension“, Kompaktzugprobe	-
SE(B)	„single edge bending“, Biegeprobe	-
SEC(T)	„single edge cracked tensile“, Zugprobe (Hopkinson-Bar)	-
HG	Hochgeschwindigkeit	-
HPB	Hopkinson-Bar-Anlage	-
PSW	Pendelschlagwerk	-
SZM	Schnellzerreißmaschine	-
IWM	Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik, Freiburg	-
MPA	Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart	-
NIST	National Institute of Standards and Technology, Boulder, USA	-

2
Einleitung

2.1 Ausgangssituation

Nach dem aktuellen Bericht des Kompetenzverbundes Kerntechnik zur nuklearen Sicherheitsforschung [1] „sind veränderte Lastannahmen infolge auslegungsüberschreitender Ereignisse wie in Fukushima sowie verstärkte Einwirkungen von außen (EVA) mit Bezug auf Terroranschläge, insbesondere die des 11. Septembers 2001 zu berücksichtigen". „Die Ereignisse der letzten Jahre gaben Anlass, die Sicherheit von kerntechnischen Anlagen gegenüber Einwirkungen von außen, insbesondere gegenüber Flugzeugabsturz, Erdbeben und Sprengstoffexplosion erneut zu untersuchen."

Nach [1] sind weitere Forschungsarbeiten notwendig, um die Datenbasis zur Charakterisierung der in Deutschland verwendeten Reaktorstähle und Betonwerkstoffe vor allem im Bereich hoher Temperaturen und Belastungsgeschwindigkeiten zu erweitern. Außerdem ist eine weitgehende Berücksichtigung der vielschichtigen Wechselwirkungen relevanter Phänomene bei Stör- und Unfällen, wie z.B. Wasserstoffexplosionen, erforderlich.

In den vom BMU zusammen mit den Länderbehörden veröffentlichten Sicherheitsanforderungen an Kernkraftwerke vom 22. November 2012 [2] sind grundsätzliche und übergeordnete sicherheitstechnische Anforderungen im Rahmen des untergesetzlichen Regelwerks, welche der Konkretisierung der nach dem Stand von Wissenschaft und Technik erforderlichen Vorsorge gegen Schäden durch die Errichtung und den Betrieb der Anlage nach § 7 Absatz 2 Nummer 3 des Atomgesetzes (AtG) sowie von Anforderungen nach § 7d AtG dienen, enthalten. Diese neuen Anforderungen betreffen also Änderungsgenehmigungen.

In Anhang 3 werden Anforderungen an den Schutz gegen Einwirkungen von innen und außen sowie aus Notstandsfällen behandelt. Bei den Anforderungen zur Beherrschung von Einwirkungen von innen sind nach 3.1(2) ausdrücklich die Auswirkungen von Explosionen und umherfliegenden und fallenden Trümmern zu berücksichtigen. In 3.2.3 (2) werden detailliert potentielle Quellen für solche Bruchstücke aufgeführt. Nach 3.2.3 (9) sind bei der Auslegung baulicher Einrichtungen zum Schutz vor hochenergetischen Bruchstücken sowohl das lokale (z. B. Penetration, Abplatzungen) als auch das globale Trag- und Verformungsverhalten der baulichen Einrichtung beim Aufprall hochenergetischer Bruchstücke zu berücksichtigen.

Bei den Einwirkungen von außen sind neben Erdbeben und Überflutung nach 4.2.1.3 auch Sturm einschließlich Tornado und nach 4.2.2.1 Flugzeugabstürze und deren Folgen, wie umherfliegende Trümmer zu berücksichtigen.

Die Notwendigkeit einer abgesicherten Beschreibung des Werkstoffverhaltens bei hohen Belastungsgeschwindigkeiten ist damit aktuell deutlich gestiegen. Dabei kommt neben der Ermittlung des Fließverhaltens der zu betrachtenden Werkstoffe bei hohen Dehnraten, der Sprödbruchabsicherung bei hoher Belastungsgeschwindigkeit im Bereich von einigen Metern pro Sekunde eine besondere Bedeutung zu.

Hier können von dem durchgeführten Vorhaben grundsätzliche Fortschritte durch Ergebnisse zur Methodik der zuverlässigen Ermittlung unterer Grenzkurven für Bruchzähigkeits-Kennwerte erwartet werden.

Bei der bruchmechanischen Reaktorsicherheitsbewertung wird derzeit für quasistatische Belastungen das Masterkurven-Konzept nach ASTM E1921 [3] ergänzend zu dem etablierten ASME-Referenzkurven-Konzept eingesetzt, u.a. weil sich damit mit nur 6 - 10 bruchmechanischen Versuchen ohne Umwege über empirische

Korrelationen der gesamte Verlauf der Bruchzähigkeits-Temperaturkurve bestimmen lässt, die die Grundlage für bruchmechanische Sicherheitsbewertungen ist. Um die Verwendbarkeit dieses Masterkurven-Konzepts für die Sicherheitsbewertung unter auslegungsüberschreitenden Störfallsituationen zu ermöglichen, sind verlässliche Kennwerte für Initiierung unter schnellen, dynamischen Belastungen und deren Bestimmung unabdingbare Voraussetzung.

In dem vorausgegangenen Forschungsvorhaben [4] wurden von den Antragstellern für einen deutschen Reaktorstahl bei einer Versuchstemperatur Initiierungs-Kennwerte in Abhängigkeit von der Belastungsgeschwindigkeit und Arrest-Kennwerte bestimmt, die Ergebnisse analysiert und bezüglich der Voraussagegenauigkeit untersucht und bewertet. Dabei führten die bei quasistatischen Bruchzähigkeitsbewertungen eingesetzten und auf dem Masterkurven-Konzept basierenden Auswerte- und Bewertungsverfahren bei Anwendung auf Rissinitiierung unter schneller dynamischer Belastung zu unteren 5%-Grenzkurven, die in nicht-konservativer Weise unterhalb bzw. rechts von der anerkannten ASME-Referenzkurven liegen.

Eine statistische Analyse der Daten deutete darauf, dass sich die Bruchzähigkeitskennwerte bei dynamischer Belastung besser durch eine steilere Masterkurve und einer Log-Normal-Verteilung beschreiben lassen und sich dadurch ein mit der ASME-Referenzkurven-Bewertung konsistentes Ergebnis erzielen lässt, [5].

Für den gleichen Werkstoff lagen dynamische Kennwerte von Viehrig [6] vor. Die dazu von Schindler [7] durchgeführten Analysen führten ebenfalls zu dem Ergebnis, dass die MC-Kurve unter dynamischer Belastung steiler als bei quasistatischer Belastung verläuft. Schindler beschreibt dies mit dem mit der Rissbeanspruchungsrate ansteigendem Formfaktor „p“, dem Exponenten in der Masterkurven-Gleichung, siehe Gl. (8.2). Nach seinen Analysen steigt der Wert von „p“ von 0,019 /°C bei quasistatischer Belastung auf Werte von z.T. über 0,040 /°C bei dynamischer Belastung an. Als Erklärung wird auch von Schindler unter anderem adiabatische Erwärmung des Rissspitzenbereichs und Wärmeleitung in Betracht gezogen.

Zur Anwendung eines statistisch abgesicherten Bewertungskonzepts für die Sicherheit kerntechnischer Anlagen und zur Festlegung unterer Grenzkurven bei dynamischer Belastung bestand noch weiterer Forschungsbedarf. Insbesondere waren zur statistischen Absicherung eines verbesserten Konzepts eine Erweiterung der vorhandenen experimentellen Datenbasis sowie Untersuchungen zu realistischen Verteilungsfunktionen und Versagenskollektiven erforderlich. Diese Arbeiten sind Inhalt des hier dargestellten Forschungsvorhabens.

2.2 Wissenschaftliche und technische Arbeitsziele des Vorhabens

Die Zielsetzung dieses Vorhabens bestand deshalb darin, zunächst durch gezielte Ergänzung der vorhandenen Datensätze mit Bruchmechanik-Versuchen bei erhöhten Belastungsgeschwindigkeiten von einigen Metern pro Sekunde bei mindestens zwei weiteren Temperaturen und mit einer größeren Anzahl von Versuchen eine statistisch besser abgesicherte Datenbasis zu schaffen. Anhand dieser Daten wurde dann die Anwendbarkeit der in der aktuellen Norm für quasistatische Belastungen ASTM E1921 [3] festgelegten Weibull-Verteilung bzw. der in der Rissarrest-Norm ASTM E1221 [8] vorgeschlagenen Log-Normal-Verteilung oder auch andere Verteilungen zur Bestimmung unterer Grenzkurven und die Konsistenz mit dem deterministischen ASME-Referenzkurvenkonzept geprüft und bewertet. Auch die im Vorgängerprojekt [4] diskutierte Möglichkeit des Auftretens von zwei unterschiedlichen Versagenskollektiven sowie der Einfluss lokaler (adiabatischer) Erwärmung wurden

dabei berücksichtigt. Die Ergebnisse ermöglichen die Ableitung eines statistisch abgesicherten, modifizierten Bewertungskonzepts für kerntechnische Anlagen unter dynamischer Belastung.

Damit wurden Methoden erprobt und weiterentwickelt, mit denen an relativ kleinen Werkstoffmengen zuverlässige Kennwerte für Rissinitiierung bei hohen Belastungsgeschwindigkeiten und damit indirekt auch für die Arrestbewertung ermittelt werden können und mit denen eine abgesicherte Festlegung unterer Grenzkurven für schnelle Belastungen ermöglicht wird. Mit diesen Methoden wurde eine zuverlässige und validierte Methodik zur Bewertung von auslegungsüberschreitenden Störfällen mit dynamischer Belastung geschaffen.

Aus der Gesamtzielsetzung waren folgende Einzelziele definiert:

- Statistische Absicherung der Datenbasis durch gezielte Ergänzung der aus dem vorausgegangenen Forschungsvorhaben [4] vorhandenen Datensätze mit dynamischen Bruchmechanik-Versuchen bei erhöhten Belastungsgeschwindigkeiten bei mindestens zwei weiteren Temperaturen und mit einer größeren Anzahl von Versuchen als Voraussetzung für die Entwicklung eines verbesserten Bewertungskonzepts.
- Identifizierung einer relevanten Rissbeanspruchungsrate durch Analyse und Korrelation des zeitlichen Verhaltens geeigneter Parameter mit dem Bruchverhalten bei den unterschiedlichen Versuchsbedingungen der verschiedenen Versuchsreihen. Dadurch wird eine probenformunabhängige Zuordnung der für die Verschiebung des Sprödbruchübergangs verantwortlichen Beanspruchungsrate erreicht.
- Erstellung unterer Grenzkurven zur Beschreibung des Bruchverhaltens unter dynamischer Belastung unter Annahme verschiedener Verteilungsfunktionen und Bewertung der Zuverlässigkeit und Anwendbarkeit der unterschiedlichen Ansätze.
- Ableitung eines statistisch abgesicherten, modifizierten Bewertungskonzepts für dynamische Belastungen unter Berücksichtigung der Abhängigkeit des Bruchzähigkeits-Temperaturverlaufs und unterer Grenzkurven von der Rissbeanspruchungsrate.

Die Teilziele wurden im Verbundvorhaben zwischen dem Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM und der Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart MPA in sich ergänzender Aufgabenteilung erreicht:

Im **Teilprojekt des IWM** erfolgte die statistische Absicherung der Datenbasis für Störfallbewertungen schwerpunktmäßig anhand von Untersuchungen mit dynamischen SE(B)-Versuchen. Die Arbeiten zur Erreichung des Teilziels der Prüfung und Bewertung von Verteilungsfunktionen und unteren Grenzkurven wurden federführend vom IWM übernommen.

Im **Teilprojekt der MPA** erfolgte die statistische Absicherung der Datenbasis für Störfallbewertungen schwerpunktmäßig anhand von dynamischen C(T)-Versuchen. Die Arbeiten zur Erreichung des Teilziels der Identifizierung und Beschreibung der relevanten Rissbeanspruchungsrate wurden federführend von der MPA übernommen.

Abschließend wurde **gemeinsam von IWM und MPA** die Ableitung eines statistisch abgesicherten, modifizierten Bewertungskonzepts für dynamische Belastungen unter Einbeziehung aller Ergebnisse beider Verbundpartner erarbeitet.

3
Stand von Wissenschaft und Technik

In den Regelwerken [9] und [10] wird für die Sicherheitsbewertung von Kernkraftwerken der Nachweis des Ausschlusses von Rissinitiierung auf Basis der $K_{Ic}(T)$-Kurve und Rissarrest (Rissstopp) für postulierte Risssprünge innerhalb von ¾ der Wanddicke gefordert. Dieser Nachweis für Rissarrest wird bisher mit der ASME-K_{IR}-Kurve durchgeführt. Die ASME-K_{IR}-Kurve gilt als untere Grenzkurve sowohl für die Rissinitiierungszähigkeit unter dynamischer Belastung, K_{Id} bzw. $K_{Jc,d}$, als auch für die Rissarrestzähigkeit, K_{Ia} und wurde wie die entsprechende Kurve für K_{Ic} aus dem HSST 02-Datensatz abgeleitet und als „Referenzkurve" K_{IR} bzw. K_{Ia} verwendet (siehe z.B. [9]-[11][72] und Bild 3-1). Die K_{IR}-Kurve wird gemäß nationalen und internationalen Regelwerken mittels der Sprödbruchübergangs-Referenztemperatur RT_{NDT} über der Temperatur justiert, wobei RT_{NDT} mit Pellini- und Kerbschlagbiegeversuchen ermittelt wird und deshalb keine geschlossene bruchmechanisch begründete Bewertung vorliegt.

Für bestrahlte Werkstoffe ist in den KTA-Regeln eine Temperaturverschiebung dieser Kurven mithilfe der Kerbschlagbiege-Übergangstemperatur T_{41J} vorgesehen [10]:

$$K_{Ic}(T) = 36{,}5 + 22{,}8 \cdot e^{0{,}036\cdot(T-RT_{NDT}-\Delta T_{41J})}, \tag{3.1}$$

$$K_{IR}(T) \text{ bzw. } K_{Ia}(T) = 29{,}5 + 13{,}7 \cdot e^{0{,}026\cdot(T-RT_{NDT}-\Delta T_{41J})} \tag{3.2}$$

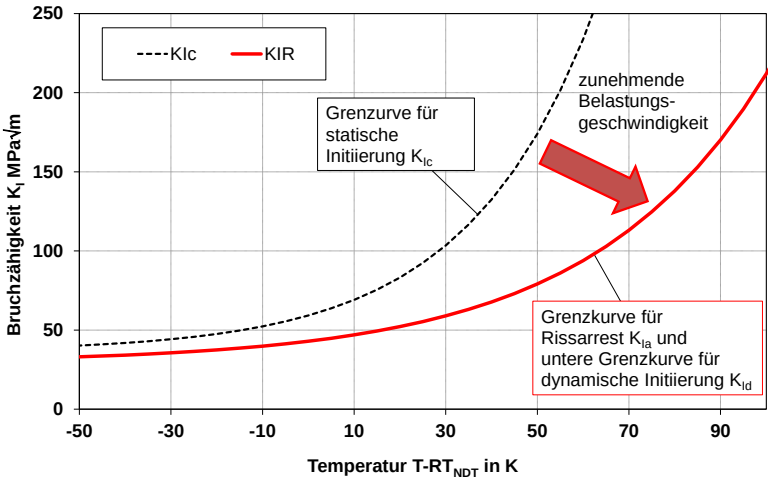


Bild 3-1
K_{Ic}- und K_{Ia} bzw. K_{IR}-Kurve, gemäß KTA justiert an RT_{NDT}.

Die dynamischen Rissinitiierungskennwerte sind abhängig von der Belastungsgeschwindigkeit bzw. der Rissbeanspruchungsrate dK/dt oder einer noch zu findenden anderen Definition für elastisch-plastische Versuche, also K_{Id}(dK/dt) bzw. K_{Jd}(dK/dt), und führen mit zunehmender Belastungsgeschwindigkeit im Grenzfall auf die Rissarrestkurve K_{Ia} bzw. K_{IR}-Kurve.

Forschungsarbeiten von Wallin, Sarrio und Törrönen (WST) [57] zur Sprödbruchinitiierung in ferritischen Stählen in den frühen 80er Jahren legten die Basis für die Anwendung von probabilistischen Methoden zur Vorhersage von Sprödbruchwahrscheinlichkeiten. Das (WST) Modell geht dabei von statistisch verteilten

Karbiden mit unterschiedlichen Größen als bruchauslösende Elemente aus und kann zur Vorhersage für die statistische Verteilung der Bruchzähigkeitswerten und deren Temperaturabhängigkeit genutzt werden. In den weiteren Jahren führten dann zwei entscheidende Beobachtungen zur Generalisierung eines Masterkurvenkonzepts, Kirk [12]:

- Die Verteilung der Bruchzähigkeit bei einer einzelnen Temperatur kann durch eine 3-Parameter-Weibull-Verteilung beschrieben werden
- Die Temperaturabhängigkeit der Bruchzähigkeit kann für alle ferritische Stähle durch eine Masterkurve beschrieben werden, wobei Einflüsse wie unterschiedliche Legierungen, Neutronenversprödung oder Wärmebehandlung sich nur auf die Positionierung der Kurve auswirken

Mit dem in ASTM E1921 [3] eingeführten Masterkurven-Konzept steht somit eine Methode zur Verfügung, die die Ermittlung einer werkstoffspezifischen Referenztemperatur T_0 direkt mit Bruchmechanik-Versuchen ermöglicht. Dabei wird eine feste Weibullverteilung der Bruchzähigkeitskennwerte für eine Temperatur sowie ein exponentieller Temperatur-Verlauf $K_{Jc,med}(T)$

$$K_{Jc,med}(T) = 30 + 70 \cdot e^{0{,}019\cdot(T-T_0)}, \tag{3.3}$$

für die Median-Kurve angenommen. Mit nur wenigen Bruchmechanik-Versuchen ist es damit nach [3] möglich eine Referenztemperatur T_0 zu ermitteln, mit der die Mediankurve eindeutig beschrieben wird. Auf Grund des probabilistischen Ansatzes können beliebige Fraktil-Kurven als Versagensgrenzkurven aus der Referenztemperatur T_0 bestimmt werden. In der Regel werden die 5% Fraktil-Kurven als untere Versagens-Grenzkurve verwendet.

Bei Bruchmechanik-Versuchen unter dynamischer Belastung stellt sich die Versprödung des Materials bei höheren Rissbeanspruchungsraten als ein Absinken der Masterkurve bzw. eine Verschiebung der Masterkurven-Referenztemperatur $T_{0,X}$ zu höheren Temperaturen dar (X steht hier für den auf ganze Zahlen abgerundeten Logarithmus der Rissbeanspruchungsrate dK/dt). Dies ist für die 5% Fraktil-Kurven im Vergleich zur K_{IR}-Grenzkurve in Bild 3-2 dargestellt.

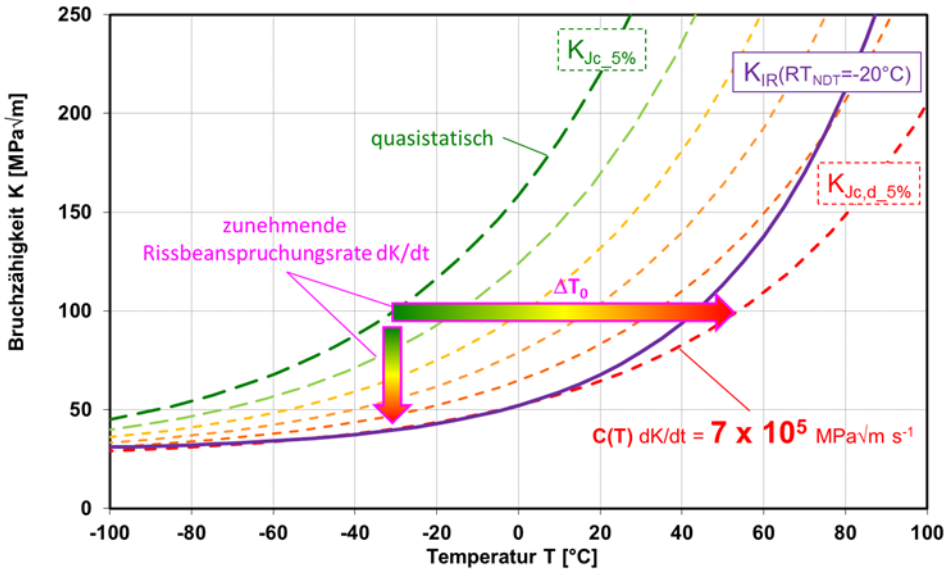


Bild 3-2
K_{IR}-Kurve als untere Grenzkurve für 5%-$K_{Jc,d}$-Masterkurven für verschiedene Rissbeanspruchungsraten.

In der Vergangenheit insbesondere an Großproben und bauteilähnlichen Proben durchgeführte Untersuchungen zur Relevanz der K_{IR}-Kurve [13]-[17] haben im Wesentlichen die Gültigkeit bzw. die Konservativität der RT_{NDT}-justierten K_{IR}-Kurve für den Bereich der Tieflage und des Übergangsgebiets der Zähigkeit bestätigt.

Allerdings ist der Abstand zwischen den Messwerten und der an der RT_{NDT} justierten K_{IR} Grenzkurve teilweise sehr gering. Es sind auch Einzelfälle bekannt, bei denen Punkte geringfügig rechts bzw. unterhalb der an RT_{NDT} justierten K_{IR} Grenzkurve liegen, allerdings wurden hierbei geringfügig von der Norm abweichende Verfahren angewandt [18]. Dies bedeutet, dass bei Definition und Einführung neuer Verfahren zur Justierung von Bewertungskurven für Rissarrest und dynamische Rissinitiierung einerseits die Bedeutung der Kennwerte und Fragen der Kennwertbestimmung zu beantworten sind, andererseits muss insbesondere der Frage der Konservativität bei Einführung neuer Referenztemperaturen besondere Sorgfalt zukommen.

In jüngerer Vergangenheit wurde auch der Versuch unternommen, die K_{Id} und K_{Ia}-Kurven direkt zu ermitteln und daraus entsprechende Referenztemperaturen abzuleiten. So wurden in [19] für einen Druckbehälterstahl und einen Baustahl dynamische Initiierungs- K_{Id} und Arrestwerte K_{Ia} ermittelt und gezeigt, dass die K_{Id}-Werte im Bereich von K_{Ia} liegen, allerdings war die Datenmenge für eine systematische Auswertung zu gering. Auch in dem vorausgegangenen Forschungsvorhaben [4] wurden diese Hinweise bestätigt.

In IAEA-TECDOC-1631 [20] wird der Nutzen von bruchmechanischen Kennwerten bei hoher Belastungsgeschwindigkeit in der Korrelation zu Rissarrestkennwerten gesehen, insbesondere durch:

1. den Vergleich der K_{IR}-Kurve mit den unteren dynamischen Grenzkurven,
2. die Definition und Bestimmung einer dynamischen Referenztemperatur $RT_{T0,dyn}$, um damit die K_{IR}-Kurve zu justieren, also ähnlich der Justierung der K_{IC}-Kurve mit der quasistatischen Referenztemperatur,
3. die Definition einer Rissbeanspruchungsrate, die für diese dynamische Referenztemperatur $RT_{T0,dyn}$ repräsentativ ist,
4. die Überarbeitung existierender Korrelationen zwischen den Arrestwerten aus instrumentierten Kerbschlagbiegeversuchen und den aus Rissarrestversuchen gewonnenen Kennwerten K_{Ia} und NDT.

Es wird aber in [20] auch darauf hingewiesen, dass hierfür noch weitere Versuche zur Bestimmung dynamischer Kennwerte und zur Absicherung notwendig sind. Auch für die Beurteilung der Integrität von Schweißnähten bei auslegungsüberschreitenden Störfällen ist es notwendig untere Grenzkurven der dynamischen Bruchzähigkeit zu ermitteln. Sobald am Grundwerkstoff abgesicherte Methoden zur Verfügung gestellt werden, können diese dann auch an Schweißgut erprobt werden.

Im ASME Code Case N-830 "Direct Use of Master Fracture Toughness Curve for Pressure-Retaining Materials of Class 1 Vessels Section XI" [21], (September 2014) wurde eine unmittelbare Verwendung der 5%-Fraktile der Masterkurve, statt der mit RT_{T0} oder RT_{NDT} justierten K_{Ic}-Kurve alternativ zugelassen.

Im ASME Code Case N-851 "Alternative Method for Establishing the Reference Temperature for Pressure Retaining Materials Section XI, Division 1" [22], (November 2014) wurde auch für die Justierung der K_{IR}-Kurve alternativ statt RT_{NDT} eine aus der quasistatischen Referenztemperatur T_0 und einer Korrelationsgleichung zwischen T_{Kla} und T_0 gewonnene Bezugstemperatur RT_{Kla} zugelassen.

Bei der Bestimmung der dynamischen Initiierungskennwerte K_{Id} bzw. $K_{Jc,d}$ gibt es zusätzlich zu den Anhängen der ASTM E399 [23] und ASTM E1820 [24] einen auf europäischer Ebene entworfene und als ISO 26843 [25] veröffentlichte Norm zur Bestimmung dynamischer Kennwerte, die verschiedene Prüf- und

Auswertemöglichkeiten für instrumentierte Schlagbiegeversuche mit angeschwungenen Kerbschlagbiegeproben festlegt und zur Orientierung für die Bestimmung von dynamischen Kennwerten dienen kann.

3.1 Ergebnisse des vorausgegangenen Vorhabens

Basierend auf diesen Richtlinien wurden im vorausgegangenen Forschungsvorhaben [4] für den RDB-Stahl 22 NiMoCr 3 7 zahlreiche Bruchzähigkeitskennwerte bei -20 °C und bei unterschiedlichen Rissbeanspruchungsraten bestimmt. Daraus abgeleitete 5%-Grenzkurven lagen für mehrere Versuchsserien deutlich rechts bzw. unterhalb der ASME-Referenzkurve (siehe Bild 3-3). Dies stellt zunächst entweder die Konservativität des ASME-Referenzkurven-Konzepts oder die Anwendbarkeit des Weibull-Konzepts bei dynamischer Belastung in Frage.

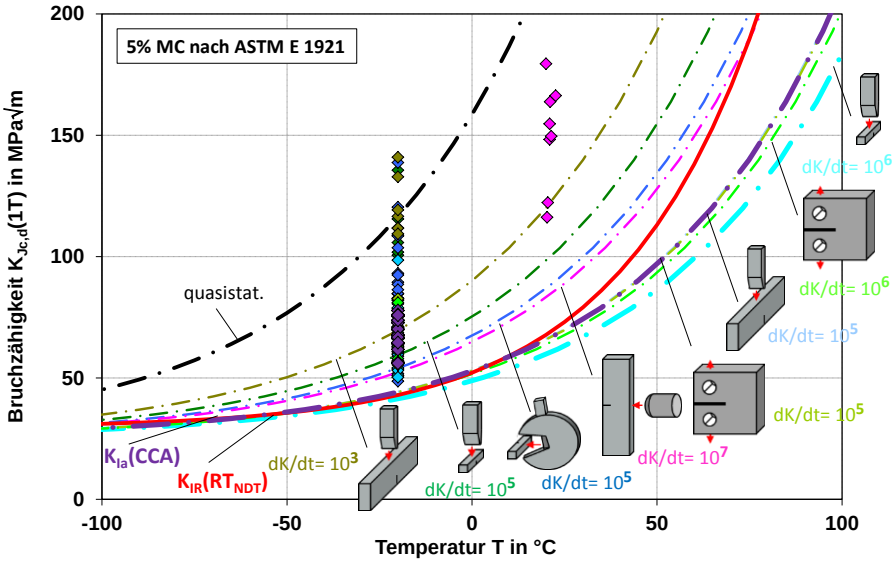


Bild 3-3
5%-Fraktil-Kurven aller dynamischen Bruchmechanik-Versuche

T_0-Auswertung mit Weibull-Verteilung.

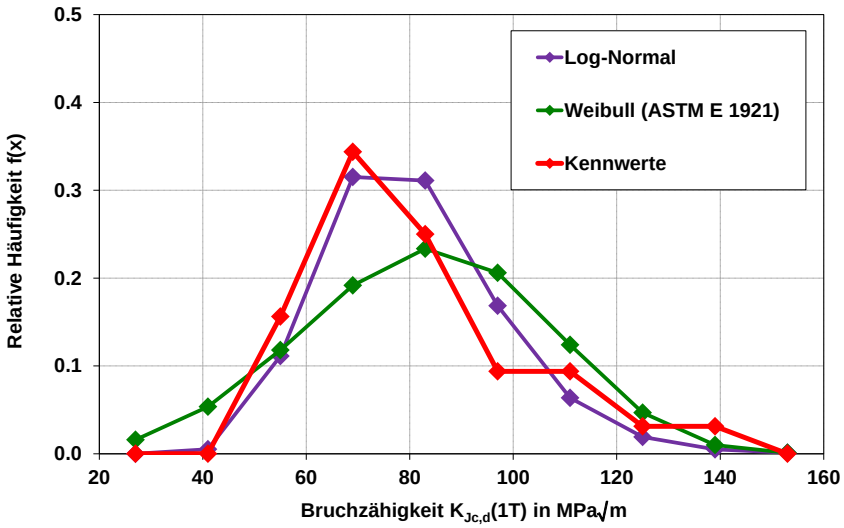


Bild 3-4
Histogramm der Bruchzähigkeits-Kennwerte (rot) aller am Pendelschlagwerk geprüften SE(B)10/10 Proben und zwei angewandte Verteilungsfunktionen (Weibull nach ASTM E1921 und Log-Normal).

Außerdem ergab die statistische Analyse von Bruchzähigkeits-Kennwerten aus Bild 3-3 eine leicht unsymmetrische, in Bild 3-4 dargestellte Kennwert-Verteilung, die durch die ASTM-Weibull-Verteilung nicht gut wiedergegeben wird, während sich eine recht gute Übereinstimmung mit der Log-Normal-Verteilung ergibt. Besonders bei niedrigen K-Werten werden von der Weibull-Verteilung deutlich höhere Häufigkeiten prognostiziert, als in dem Datensatz tatsächlich beobachtet werden. Diesbezüglich passt die Log-Normal-Verteilung für die dort geprüften SE(B)10/10-Proben besser zur tatsächlichen Datenverteilung.

Für den Werkstoff 22 NiMoCr 3 7 gab es auch Ergebnisse von Viehrig et al. [6], die von Schindler et al. [7] eingehend analysiert wurden. Insbesondere die in [7] berichteten Ergebnisse deuten darauf hin, dass bei hohen Rissbeanspruchungsraten eine veränderte, steilere Form der Bruchzähigkeits-Temperaturkurve vorliegen könnte. Es wird dort vorgeschlagen, einen höheren, mit zunehmender Rissbeanspruchungsrate zunehmenden Wert des Exponenten p in der Masterkurven-Auswertung zu verwenden. Dies würde eine zu konservative Bewertung der Bruchzähigkeit bei herkömmlicher Masterkurven-Auswertung beheben. Diese Vorgehensweise erscheint plausibel, muss aber auch nach der Einschätzung der Autoren durch weitere Versuche bei verschiedenen Versuchstemperaturen und Rissbeanspruchungsraten abgesichert werden.

Für alle im Vorprojekt [4] ermittelten Bruchzähigkeits-Kennwerte wurden deshalb zusätzlich zu den 5%-Fraktil-Grenzkurven nach ASTM E1921 [3] (siehe Bild 3-3), auch Auswertungen mit Log-Normal-Verteilung (Bild 3-5) und nach Schindler mit verändertem p = 0,03 (Bild 3-6) vorgenommen. Aus Bild 3-5 ist ersichtlich, dass bei der Log-Normal-Auswertung die K_{IR}-Kurve in guter Näherung eine untere Grenze bezüglich der 5%-Grenzkurven darstellt. Außerdem passt auch für die Serie bei Raumtemperatur die 5%-Fraktil-Kurve der Log-Normal-Auswertung am besten als untere Grenzkurve zu den Kennwerten. Demgegenüber verlaufen die 5%-Fraktil-Kurven nach Schindler wesentlich steiler (Bild 3-6). Diese Lösung widerspricht nicht den vorliegenden Daten. Aber um zu entscheiden, ob dieser steilere Verlauf begründet ist, ist der vorliegende Datensatz nicht ausreichend. Hierfür sind weitere Versuche bei anderen und vor allem höheren Temperaturen notwendig.

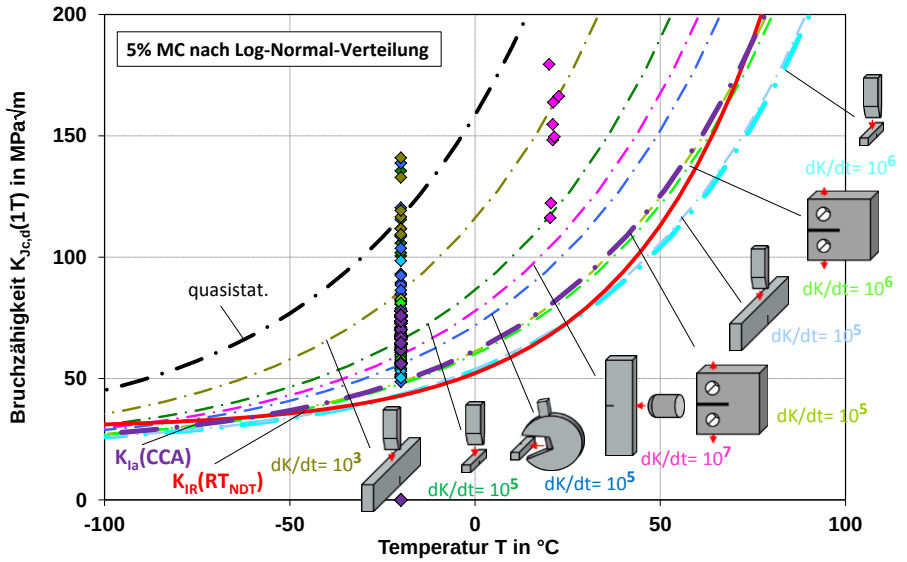


Bild 3-5
5%-Fraktil-Kurven aller dynamischen Bruchmechanik-Versuche

T_0-Auswertung mit Log-Normal-Verteilung.

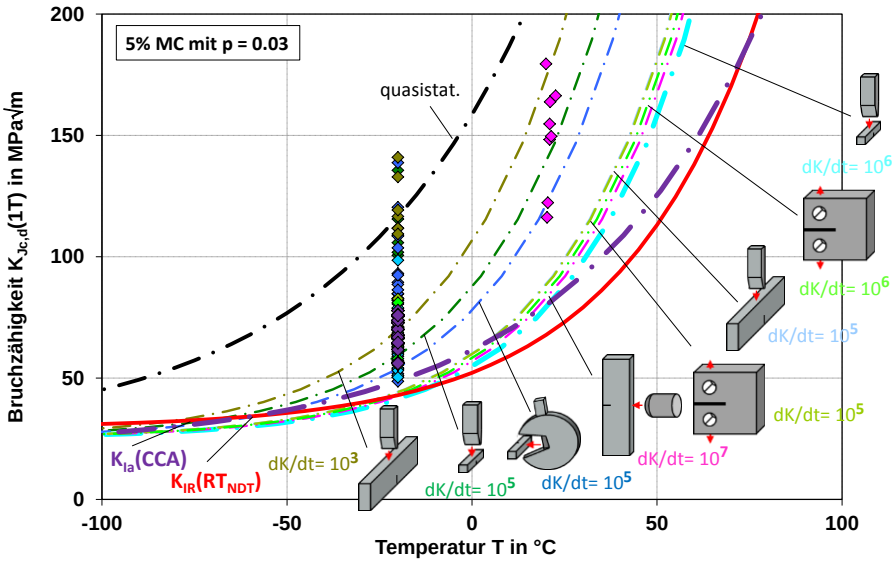


Bild 3-6
5%-Fraktil-Kurven aller dynamischen Bruchmechanik-Versuche

T0-Auswertung nach Vorschlag von Schindler (p = 0,03) mit angenommener Weibull-Verteilung (b = 4).

4
Arbeitsplan

Aus den Ergebnissen des vorausgegangenen Forschungsvorhabens [4] zeigte sich die Notwendigkeit der Ergänzung der Datensätze zu weiteren Prüftemperaturen, um den Verlauf der dynamischen Masterkurve bei gleicher Rissbeanspruchungsrate bei mehreren Temperaturen zu quantifizieren. Des Weiteren sollen Hinweise auf zwei Kollektive in der Verteilung der Bruchzähigkeitskennwerten überprüft werden, und die Verteilung bei einzelnen Versuchsserien analysiert werden. Dazu ist im folgenden Kapitel der Arbeitsplan und die Aufteilung des Verbundprojekts zwischen der MPA Universität Stuttgart und dem Fraunhofer IWM beschrieben. Die aus der Zielsetzung des Projekts abgeleitete Arbeitspakete und die daraus resultierende Versuchsmatrix sind in 4.1 bzw. 4.2 dargestellt.

4.1 Detaillierter Arbeitsplan

Aus der Zielsetzung des Vorhabens lassen sich folgende Schwerpunkte der Untersuchungen ableiten:

- Gezielte Ergänzung der aus dem vorausgegangenen Forschungsvorhaben [4] vorhandenen Datensätze mit Bruchmechanik-Versuchen bei erhöhten Belastungsgeschwindigkeiten bis zu einigen Metern pro Sekunde bei mindestens zwei weiteren Temperaturen um mit einer größeren Anzahl von Versuchen eine statistisch besser abgesicherte Datenbasis zu schaffen.
- Auswertung der Versuchsdaten unter Verwendung verschiedener Verteilungsfunktionen statistisch, und Überprüfung und Bewertung der Anwendbarkeit einer geeigneten Verteilungsfunktion (Weibull-, Log-Normal-Verteilung und andere geeignete Verteilungen).
- Untersuchung der Versuchsergebnisse im Hinblick auf mögliche unterschiedliche Versagenskollektive. Prüfung, welche lokalen Dehnraten auftreten und welche Auswirkungen diese auf die physikalischen Bruchvorgänge haben.
- Überprüfung und Quantifizierung der Schindler-Hypothese [7], dass sich mit zunehmender Belastungsgeschwindigkeit auf Grund lokaler adiabatischer Erwärmung im Rissspitzenbereich zunehmend steilere Bruchzähigkeits-Temperaturkurven ergeben, durch Messung der Temperaturerhöhung für ausgewählte Fälle in Rissnähe und/oder Berechnung mit FE-Simulationen und Diskussion der Auswirkungen.
- Ableitung einer möglichst physikalisch begründeten unteren Grenzkurve und Konsistenz mit dem deterministischen ASME-Referenzkurvenkonzept aus den Ergebnissen und Bereitstellung eines statistisch abgesicherten, modifizierten Bewertungskonzepts für dynamische Belastung.

Da es derzeit genormte Vorgehensweisen nur mit starken Einschränkungen zur Bestimmung der dynamischen Bruchzähigkeitskennwerte gibt (Anhänge der ASTM E399 [23], ASTM E1820 [24], BS 7448-3 [26] und ISO 26843 [25]; mit unterschiedlichen zugelassenen Methoden) ist es zusätzlich vorteilhaft, den Einfluss der unterschiedlichen Methoden der beteiligten Institute mit sich ergänzenden und teilweise überlappenden Versuchsbedingungen auf die Ergebnisse zu untersuchen.

Die Untersuchungen erfolgten im Schwerpunkt für einen deutschen RDB-Stahl des Typs 22 NiMoCr 3 7, für den bereits in vorlaufenden Forschungsarbeiten am IWM und der MPA eine Vielzahl von Ergebnissen unter quasistatischer Beanspruchung erarbeitet

wurden. Diese stellen eine statistisch überdurchschnittlich gut belegte Ausgangssituation für die hier durchgeführten Untersuchungen dar.

Entsprechend diesen Zielsetzungen waren folgende Untersuchungen beim IWM und bei der MPA durchzuführen:

AP1: Untersuchungen zum Einfluss der Rissbeanspruchungsrate und Temperatur auf die Bruchzähigkeit und statistische Absicherung

Zur Bestimmung der dynamischen Bruchzähigkeitswerte wurden Versuche an unterschiedlichen Probentypen, Probengrößen und bei unterschiedlichen Belastungsgeschwindigkeiten durchgeführt. Dies erforderte unterschiedliche Versuchseinrichtungen und ist im erforderlichen Umfang nur bei entsprechend arbeitsteiliger Vorgehensweise möglich. Am Fraunhofer IWM wurden schwerpunktmäßig Versuche an angerissenen Biegeproben SE(B) durchgeführt, während an der MPA Stuttgart Kompaktzugproben C(T) geprüft wurden. Die Versuche im vorausgegangenen Forschungsvorhaben [4] wurden überwiegend bei -20 °C durchgeführt. Diese wurden hier punktuell zur Erhöhung der statistischen Aussagekraft ergänzt und es wurden neue Versuchsserien bei weiteren Temperaturen von -40 °C bis +20 °C und Rissbeanspruchungsraten von ca. 10^3 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1} bis 10^5 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1} durchgeführt, um auch eine temperaturverteilte Masterkurve mit besserer Statistik auswerten zu können. Dies wurde auch erforderlich, um die Ergebnisse und Vorschläge von Schindler [7] zu überprüfen. Zur Klärung der Frage, mit welcher statistischen Verteilungsfunktion die Datenverteilung am besten beschrieben wird, wurden weitere Versuche bei höheren Temperaturen als im Vor-Projekt [4] durchgeführt.

Bei quasistatischer Belastung nach ASTM E1921 wird mit einer Rissbeanspruchungsrate von 1 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1} ein Bruchzähigkeitswert von 100 MPa$\sqrt{m}$ in etwa 100 Sekunden erreicht. Die Verschiebungsgeschwindigkeiten der Krafteinleitung betragen für diese Versuche bei C(T)25 bzw. SE(B) 40/20-Proben etwa $2x10^{-5}$ m/s. Die hier zu wählenden Belastungsgeschwindigkeiten orientieren sich an den in [1] beschriebenen auslegungsüberschreitenden Störfällen mit hohen Belastungsgeschwindigkeiten im Bereich von einigen Metern pro Sekunde, also etwa 10^5-mal höher als bei quasistatischen Versuchen. Dies entspricht Rissbeanspruchungsraten bis etwa 5×10^5 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}, die zu Lastanstiegszeiten führen, die im Bereich von teilweise weniger als einer Millisekunde liegen können.

Belastungsgeschwindigkeit v_0 [m/s]	Rissbeanspruchungsrate $\dot{K}$ [MPa$\sqrt{m}s^{-1}$]	Versuchszeit t_f [s]
0,000025	$3x10^0$	50
0,025	$3x10^3$	0,05
2,5	$3x10^5$	0,0005

Tabelle 4-1 Übersicht ungefähre Belastungsgeschwindigkeit v_0, Rissbeanspruchungsrate $\dot{K}$ und Versuchszeit t_f bespielhaft für SE(B) 40/20 Proben.

Die dabei auftretenden lokalen Dehnraten im Rissspitzenbereich weisen wie die Dehnungen entsprechend dem bekannten linear-elastischen Rissspitzen-Dehnungsfeld eine 1/$\sqrt{r}$-Singularität auf. Innerhalb der plastischen Zone liegt entsprechend dem elasto-plastischen Rissspitzen-Dehnungsfeld sogar eine 1/r-Singularität vor. Deshalb zeigen auch die Dehnraten eine entsprechende Singularität. Ein Vergleich mit der Dehnrate von Bauteilen ohne Riss ist deshalb nicht direkt möglich und nicht sinnvoll. Dennoch sei zur Orientierung angegeben, dass bei Erreichen eines Bruchzähigkeitswertes von 100 MPa$\sqrt{m}$ nach ASTM E1820, Annex 14, die

versuchsrelevante Dehnrate am Rand der plastischen Zone der Rissspitze mit folgender Formel abgeschätzt werden kann:

$$\frac{d\varepsilon(r_{pl})}{dt} = 2 \cdot \frac{\sigma_{ys}}{\Delta t \cdot E} \tag{4.1}$$

Damit ergibt sich z.B. für eine Rissbeanspruchungsrate von dK/dt = 1 x 10^5 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1} und die entsprechende Versuchszeit von ca. 1 ms mit Streckgrenze 650 MPa und E-Modul von 214000 MPa für diese Dehnrate $\frac{d\varepsilon(r_{pl})}{dt} \approx 10$ s^{-1}. Außerhalb der plastischen Zone sind die Dehnraten geringer, innerhalb sind sie aber größer und können Werte von 1000 s^{-1} erreichen.

Der Schwerpunkt der Untersuchungen lag bei den, für auslegungsüberschreitende Störfälle relevanten, hohen Rissbeanspruchungsraten bis etwa dK/dt ≈ 5 x 10^5 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}. Am IWM wurden wieder hauptsächlich Dreipunktbiegeversuche SE(B) und an der MPA Kompaktzugversuche C(T) durchgeführt. Im Einzelnen wurden folgende Versuche durchgeführt (Details sind aus der Versuchsmatrix in Kap. 4.2 ersichtlich):

IWM: Versuche zur Bestimmung der dynamischen Initiierung mit Schlagbiegeversuchen an angeschwungenen SE(B)-Proben in den zwei Größen:

- Versuche mit SE(B) 10/10 - Proben am instrumentierten Pendelschlagwerk
- Versuche mit SE(B) 10/10 - Proben und SE(B) 40/20 - Proben mit einer hydraulischen Schnellzerreißmaschine im mittleren bis hohen Geschwindigkeitsbereich
- Untersuchung des Einflusses der Variation der Probengröße: SE(B) 10/10 und SE(B) 40/20 sowie Untersuchung der adiabatischen Erwärmung im Rissspitzenbereich (experimentell/numerisch)
- Das IWM übernahm für die von der MPA gefertigten Proben das Einbringen der Ermüdungsanrisse für alle, auch für die von der MPA zu prüfenden Bruchmechanik-Proben. Die Seitenkerbung erfolgte am jeweiligen prüfenden Institut

MPA: Versuche zur Bestimmung der dynamischen Initiierung überwiegend mit Kompaktzugproben C(T) 25 sowie mit Zugproben mit Seitenriss (SECT).

- Versuche mit Kompaktzugproben C(T) 25 mit einer hydraulischen Schnellzerreißmaschine sowie Untersuchung der adiabatischen Erwärmung im Rissspitzenbereich (experimentell/numerisch)
- Versuche mit SE(B) 10/10 - Proben am instrumentierten Pendelschlagwerk
- Versuche mit einer Hopkinson Bar Vorrichtung (Belastung von SECT-Proben durch Spannungspulse)
- Dynamische Zugversuche zur Gewinnung von verlässlichen Eingangsdaten für die numerische Simulation bei den vorgesehenen Versuchstemperaturen
- Die MPA übernahm die Fertigung aller, auch der im IWM zu prüfenden Proben, die Ermüdungsanrisse wurden vom IWM eingebracht, die Seitenkerbung erfolgte am jeweiligen prüfenden Institut.

AP2: Analyse der lokalen Rissbeanspruchungsrate

Üblicherweise werden für die Rissbeanspruchungsrate im linearelastischen und im elastisch-plastischen Bereich unterschiedliche Parameter verwendet: für linearelastische Versuche dK/dt und für elastisch-plastische Versuche dJ/dt. Näherungsweise können diese Parameter bei den Bruchmechanik-Versuchen konstant gehalten werden. Wünschenswert wäre ein einheitlicher Parameter der Rissbeanspruchungsrate für linearelastische und elastisch-plastische Bruchmechanik-Versuche [27].

Bei dem im Vorprojekt untersuchten Werkstoff waren alle Versuche bei Prüftemperatur T = -20 °C für die untersuchten C(T) 25- und SE(B) 20/40-Proben bei 10^5 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1} bzw. 10^6 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1} und auch die SE(B) 10/10-Proben bei 10^6 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1} im Wesentlichen linearelastisch und können jeweils der gleichen Rissbeanspruchungsrate zugeordnet werden.

Durch eine numerische Analyse des zeitlichen Spannungsverlaufs vor der Rissspitze wurde geklärt, wie die Rissbeanspruchungsrate von elastisch-plastischen Versuchen mit der Rissbeanspruchungsrate von linearelastischen Versuchen verglichen werden kann. Für die numerischen Analysen musste das Fließverhalten bei erhöhter Dehnrate auch für die Versuchstemperaturen 0 °C und RT durch dynamische Zugversuche bestimmt werden.

Nach ASTM E1921 wird die Rissbeanspruchungsrate über den Mittelwert von dK/dt über den gesamten (auch den plastischen Teil) des Versuchs bestimmt:

$$\frac{dK}{dt} = \dot{K} = \frac{K_{Jcd}}{t_f} \tag{4.2}$$

bis zur Bruchzeit t_f. Da für das Versagen aber vermutlich die aktuelle Rissbeanspruchungsrate im Bereich kurz vor bzw. bei Spaltbruchinitiierung relevant ist, wird die Zulässigkeit dieser Vorgehensweise überprüft.

Im Einzelnen waren folgende Analysen vorgesehen (Details sind aus der Versuchsmatrix in Kap. 4.1 ersichtlich):

MPA: Der im Vorprojekt entwickelte Ansatz zur Beschreibung Rissbeanspruchungsrate (siehe [27][28]) wurde anhand der Untersuchungen mit C(T)-Proben weiter erprobt und weiterentwickelt.
Dieser Arbeitspunkt wurde schwerpunktmäßig von der MPA Stuttgart bearbeitet.

IWM: Entsprechende Analyse der Ergebnisse der SE(B)-Versuche. Das IWM unterstützte die MPA mit eigenen Vorschlägen.

AP3: Ermittlung der Grenzkurven für dynamische Rissinitiierung

Aus den durchgeführten Versuchen zur dynamischen Rissinitiierung wurden 5%-Fraktile als untere Grenzkurven ermittelt und im Vergleich zur quasistatisch bestimmten Grenzkurve und der ASME-Referenzkurve diskutiert und bewertet. Dazu wurde insbesondere die Form der Masterkurve und die statistische Verteilung der Bruchzähigkeitskennwerte bei den jeweiligen Versuchsserien analysiert, sowie über einen größeren Temperaturbereich unter Einbeziehung von Mehrtemperatur-Auswertemethoden untersucht.

Im Einzelnen war folgende Vorgehensweise vorgesehen (siehe Versuchsmatrix in Kap. 4.1):

IWM: Dieses Arbeitspaket wurde schwerpunktmäßig vom IWM bearbeitet und beinhaltete die detaillierte Analyse der Ergebnisse der SE(B)-Versuche und der statistischen Verteilung unter besonderer Beachtung möglicher Überlagerung

durch zwei Kollektive. Prüfung und ggfs. Modifikation der Form der Masterkurve (p-Variation) und Erprobung diverser statistischer Ansätze wie Weibull-, Log-Normal-Verteilung und andere geeignete Verteilungen. Die Ergebnisse von IWM und MPA wurden vom IWM zusammengeführt und anschließend gemeinsam diskutiert und bewertet.

MPA: Entsprechende Analyse der Ergebnisse der C(T)-Versuche. Die MPA unterstützte das IWM mit eigenen Vorschlägen.

AP4: Fraktografische Analysen

Um das im vorausgegangenen Forschungsvorhaben [4] beobachtete Auftreten von zwei Versagenskollektiven bei den SE(B) 10/10-Versuchen mit etwa 1 m/s äußerer Belastungsgeschwindigkeit und die daraus resultierende Auswirkung auf die Masterkurven-Auswertung zu analysieren, erfolgte neben der Verbesserung der Statistik durch Erhöhung der Anzahl der Versuche auch eine detaillierte Bruchflächenanalyse. Dies dient dazu, bei besonders geeigneten Bruchflächen die Orte der Bruchursprünge zu detektieren und dadurch eine mikrostrukturell begründete Ursache von zwei Versagenskollektiven zu finden.

Außerdem wurden Probengeometrieeinflüsse auf die duktile Rissverlängerung, die der Instabilität vorausgehen, untersucht. Durch die Bestimmung der Breite der Stretchzone und der duktilen Rissverlängerung mittels Rasterelektronenmikroskop wurden Risswiderstandskurven für kleine Rissfortschritte auch unterhalb von 0,2 mm ermittelt.

Im Einzelnen wurde folgenderweise vorgegangen (siehe Versuchsmatrix in Kap. 4.1):

IWM: Abhängig von den Ergebnissen wurden von interessanten SE(B)-Versuchsserien geeignete Bruchflächen ausgewählt und detailliert mit REM-Aufnahmen untersucht, um Bruchursprünge zu lokalisieren und das Versagensverhalten auch im Hinblick auf das Auftreten von zwei Versagenskollektiven einzuordnen und zu bewerten.

MPA: Die MPA führte entsprechenden Bruchflächenanalysen für die C(T)-Versuche durch.

Abschließend wurden diese Ergebnisse von IWM und MPA gemeinsam diskutiert und zu bewertet.

AP 5: Bewertung und Dokumentation

Die erzielten Ergebnisse wurden im Hinblick auf die Bestimmung der Referenztemperaturen $T_{0,x}$ und die entsprechenden unteren Grenzkurven für dynamische Belastungen im Vergleich zur ASME-K_{IR}-Kurve bewertet. Das Ergebnis liefert für die Absicherung gegen auslegungsüberschreitende Störfälle eine belastbare untere Grenzkurve, bei denen auch Einwirkungen von außen mit erhöhten Belastungsgeschwindigkeiten angenommen werden. Zusätzlich sollte bewertet werden, ob es vertretbar ist, für die Bestimmung der unteren Grenzkurve dynamische Instabilitätskennwerte K_{Jc} zu verwenden oder ob auch im Übergangsbereich Kennwerte der duktilen Rissinitiierung J_d verwendet werden sollten.

4.2 Versuchsmatrix

Die nachfolgende Tabelle zeigt in der Übersicht die im Verbundvorhaben durchgeführten Versuchsserien. Hauptsächlich wurden bruchmechanische SE(B)- und C(T)-Versuchsserien untersucht um den Temperaturverlauf und die statistische

Verteilung der Bruchzähigkeitskennwerte über einen großen Temperatur- und Rissbeanspruchungsraten-Bereich zu analysieren. Zusätzlich wurde eine Round-Robin Versuchsreihe zwischen IWM, MPA und NIST in Boulder, USA, an Pendelschlagwerken mit SE(B) 10/10 Proben bei einer Prüftemperatur von 0 °C durchgeführt, um die Vergleichbarkeit von Ergebnissen unterschiedlicher Prüfeinrichtungen zu untersuchen. Weiter wurden Kerbschlagbiegeversuche zur Überprüfung der Vergleichbarkeit des entnommenen Materials aus dem Reaktordruckbehälter am Fraunhofer IWM durchgeführt. Als Eingangs-Daten für die numerischen Berechnungen wurden dehnraten- und temperaturabhängige Fließkurven aus quasistatischen und dynamischen Zugversuchen abgeleitet und hinsichtlich lokaler Dehnrate und lokaler Temperaturentwicklung am IWM angepasst. Diese experimentellen Versuche wurden an der MPA Universität Stuttgart durchgeführt, wie auch bruchmechanischen Versuchsserien mit der höchsten Rissbeanspruchungsrate an SECT-Proben unter Verwendung der Hopkinson-Bar-Anlage.

Tabelle 4-2 Versuchsmatrix

Forschungs-Stelle	Proben-typ	Größe {W/B}	Risstiefe a_o/W	Belastungs-Geschw. (m/s)	Rissbean-spruchungs-rate dK/dt ($MPa\sqrt{m}s^{-1}$)	Prüf-temperatur	Prüf-maschine*)	Proben-Anzahl
IWM	SEB	10/10	0.3	0.006	$3*10^3$	-20 °C	SZM	12
	SEB	10/10	0.3	1.2	$3*10^5$	-20 °C	PSW	15
	SEB	10/10	0.3	1.2	$3*10^5$	-10 °C	PSW	11
	SEB	10/10	0.3	1.2	$3*10^5$	0 °C	PSW	25
(NIST)	*SEB*	*10/10*	*0.3*	*1.2*	*$3*10^5$*	*0 °C*	*PSW*	*25*
	SEB	10/10	0.3	6	$2*10^6$	-20 °C	SZM	10
	SEB	40/20	0.3	0.025	$3*10^3$	-40 °C	SZM	9
	SEB	40/20	0.3	0.025	$3*10^3$	-20 °C	SZM	7
	SEB	40/20	0.3	0.025	$3*10^3$	0 °C	SZM	13
	SEB	40/20	0.3	0.25	$2*10^4$	20 °C	SZM	10
	SEB	40/20	0.3	0.25	$2*10^4$	-20 °C	SZM	9
	SEB	40/20	0.3	0.25	$2*10^4$	0 °C	SZM	9
	SEB	40/20	0.3	2.5	$3*10^5$	-20 °C	SZM	9
	SEB	40/20	0.3	2.5	$4*10^5$	0 °C	SZM	13
	SEB	40/20	0.3	2.5	$4*10^5$	20 °C	SZM	12
	SEB	40/20	0.3	0.25	$4*10^5$	20 °C **)	SZM	6
	SEB	40/20	0.3	2.5	$4*10^4$	20 °C **)	SZM	5
MPA	CT	50/25	0.5	7	$7*10^5$	-20 °C	SZM	8
	CT	50/25	0.5	3	$2*10^5$	0 °C	SZM	14
	CT	50/25	0.5	7	$7*10^5$	0 °C	SZM	8
	CT	50/25	0.5	3	$2*10^5$	20 °C	SZM	14
	CT	50/25	0.5	7	$7*10^5$	20 °C	SZM	11
	SCT	18/18	0.5	---	~ 10^7	0 °C	Hopkinson Bar	15
	SCT	18/18	0.5	---	~ 10^7	10 °C-25 °C	Hopkinson Bar	16
	SEB	10/10	0.3	1.2	$3*10^5$	0 °C	PSW	20
					Dehnrate			
	Zugversuch	lo = 30	---	0.00012 bis 6	0.004-200/s	0 °C	SZM	10
	Zugversuch	lo = 30	---	0.00012 bis 6	0.004-200/s	20 °C	SZM	10

*) SZM = Schnellzerreißmaschine
PSW = Pendelschlagwerk
**) für IR-Untersuchung, Proben ohne Seitenkerben

5
Werkstoff und Probenentnahme

5.1 Werkstoff

Bei dem hier untersuchten Werkstoff handelt es sich um einen Druckbehälterstahl des Typs 22 NiMoCr 3 7. Der Werkstoff wurde dem zylindrischen Schuss des ursprünglich für die Anlage Biblis C vorgesehenen Reaktordruckbehälters entnommen (Bild 5-1). Der Werkstoff wurde entsprechend der für Reaktordruckbehälter spezifischen Vorgehensweise nach dem Schmieden mehrstufig wärmebehandelt. Nach einer Härtung bei 900 °C mit 7h Haltezeit und anschließendem Abschrecken in Wasser wurde der Werkstoff bei 650 °C über 11 Stunden angelassen und an Luft abgekühlt. Nach dem hierauf folgenden Plattieren der Innenseite wurde der Behälter einer dem Anlassprozess analogen Wärmebehandlung unterzogen. Die chemische Zusammensetzung des Werkstoffs ist in Tabelle 5-1 angegeben.

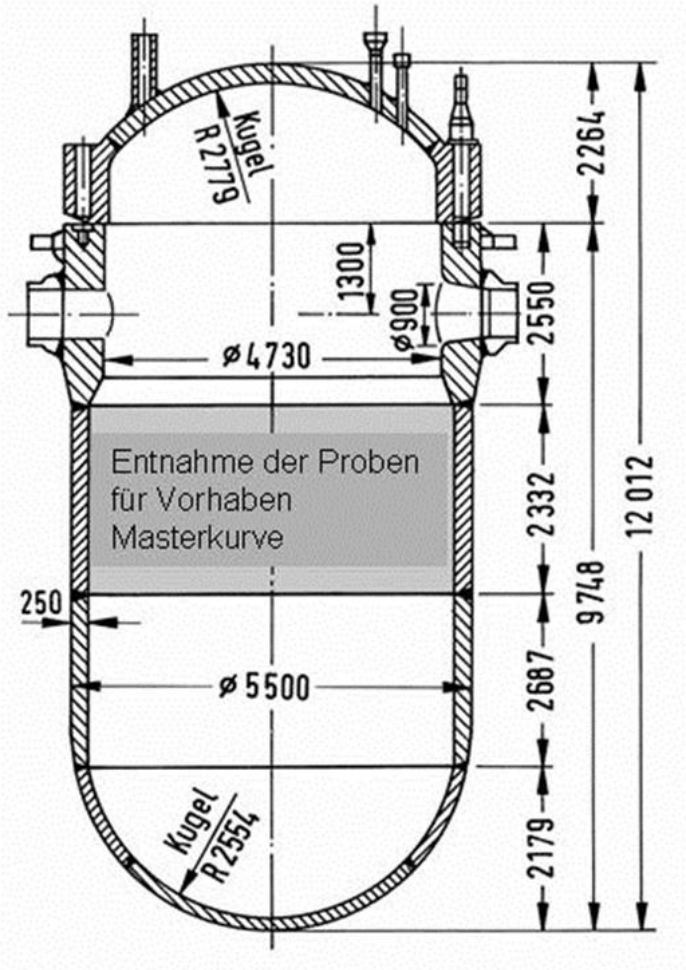


Bild 5-1
Entnahme des zur Verfügung stehenden Wandstücks aus dem zylindrischen Schuss des Reaktordruckbehälters

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Sn	Al
Vorgabe, Min.	0,17	0,10	0,50					
Vorgabe, Max.	0,25	0,35	1,00	0,012	0,015	0,10		0,05
Schmelzanalyse	0,21	0,20	0,86	0,006	0,006	0,03	0,007	0,023
Stückanalyse	0,21	0,20	0,88	0,006	0,002	0,039	0,007	0,016

	Cr	Mo	Ni	V	Ta	Co	As	Sb
Vorgabe, Min.	0,25	0,50	0,60					
Vorgabe, Max.	0,50	0,75	1.00	0,05	0,03	0,03		
Schmelzanalyse	0,41	0,56	0,85	<0,01	<0,005	0,011	0,009	0,0016
Stückanalyse	0,40	0,53	0,83	0,007	<0,003	0,011	0,005	<0,002

Tabelle 5-1
Chemische Zusammensetzung des Werkstoffs 22 NiMoCr 3 7

Schmelzanalyse: Angaben aus Abnahmeprüfzeugnis TÜV Bayern, Analysenwerte vom Hersteller Japan Steel Works
Stückanalyse:Quantovac-Analyse MPA-Stuttgart an Probe CMBA4

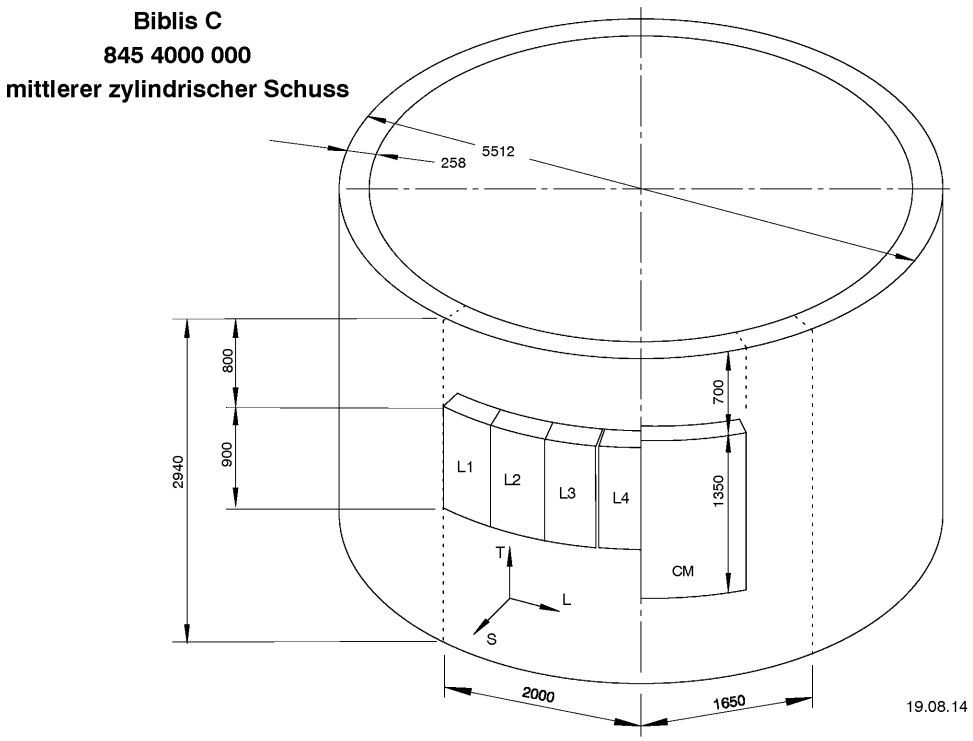


Bild 5-2
Position der Segmente L1 bis L4 im mittleren zylindrischen Schuss

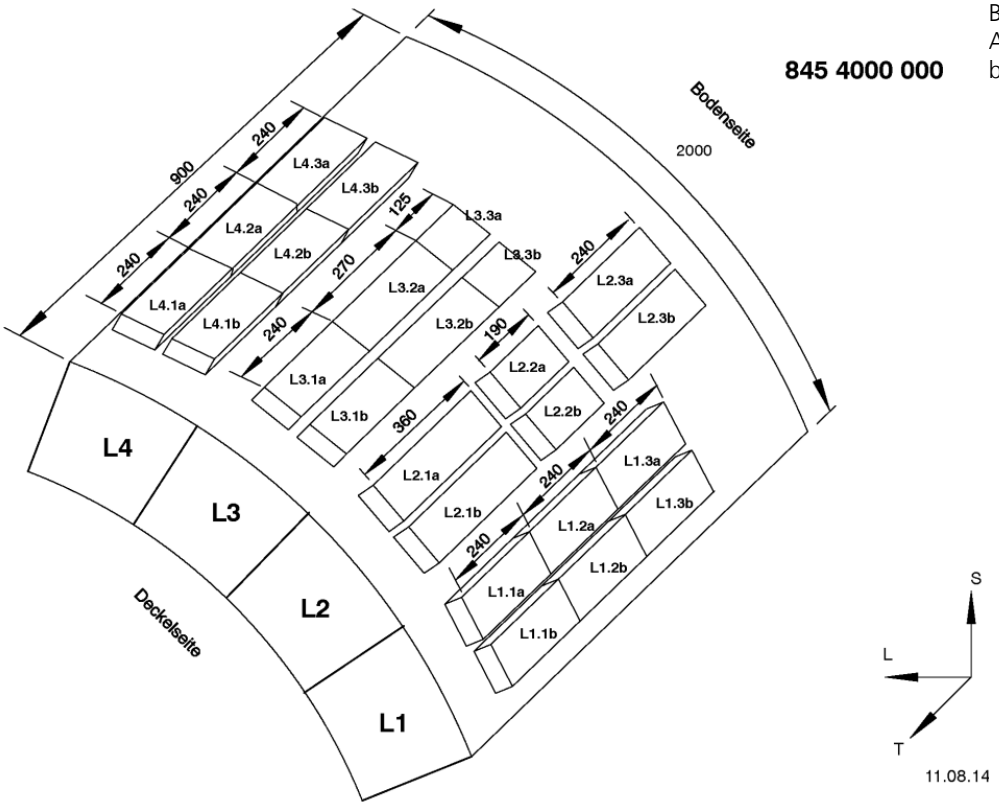


Bild 5-3
Aufteilung der Segmente L1 bis L4

Dieselbe Werkstoffcharge wurde auch bereits in den abgeschlossenen BMWi-Vorhaben 1501239 (Hohe et al.[29]) und BMWi-Vorhaben 1501240 (Roos et. al.[30]) zum Masterkurven-Konzept sowie im Vorgängerprojekt [4] zur dynamischen Bruchmechanik BMWi-Vorhaben 1501368 als Modellwerkstoff eingesetzt. Bild 5-2 zeigt das Teil CM, aus dem im Vorgängervorhaben Proben entnommen wurden, und die Positionen der hier verwendeten Segmente L1 bis L4. Die Zerteilung in einzelne Abschnitte zeigt Bild 5-3. Detaillierte Probenentnahmepläne sind in Anhang A wiedergegeben.

5.1.1 Verfügbare Basiskennwerte

Der Werkstoff wurde im Rahmen des abgelaufenen Projekts 1501239 einer ausführlichen Grundcharakterisierung seiner mechanischen Eigenschaften unterzogen, siehe IWM-Bericht [29] und MPA-Bericht [30]. Hierzu wurden Mikrostrukturuntersuchungen, Glatt- und Kerbzugversuche an Rundproben im Temperaturbereich von T = -150 °C bis Raumtemperatur und Kerbschlagbiegeversuche zur Ermittlung von Übergangstemperaturen durchgeführt.

Die damals, unter quasistatischer Belastung nach [31] bzw. [32] bestimmten technologischen Werkstoffdaten sind in Tabelle 5-2 angegeben [30]. In Bild 5-5 sind die logarithmischen Fließkurven dargestellt. Diese wurden im Rahmen der früheren Finite-Elemente-Simulationen des Vorgängerprojektes [29] verwendet. Eine ausführliche Ergebnisdarstellung zur Grundcharakterisierung des Materials findet sich im zugehörigen Abschlussberichten. Die Proben wurden aus ¾ T entnommen, der Probentyp entsprach B10*50.

Probe	T [°C]	Messl. L_{e0} [mm]	R_m [MPa]	R_{eH} [MPa]	E-Modul [MPa] 1)	A [%]	A_g [%]	Z [%]
BIB Z03	25	25			211400			
„	-10	25			213300			
„	-40	25			214700			
„	-60	25			215400			
„	-80	25			216400			
„	-100	25			217700			
BIB Z01	25	50	587	453		23,0	10,4	69
BIB Z02	-10	20	607	461		24,0	11,5	69
BIB Z03	-40	20	635	470		25,5	12,2	67
BIB Z04	-60	20	656	496		26,0	13,7	68
BIB Z05 2)	-100	20	700	544		29,0	14,9	66
BIB Z06	-150	20	834	749		27,0	18,0	57

1) Mittelwert aus E-Modul-Messungen, jeweils 6 Einzelwerte mit Clip Gage MTS4
2) Versuch BIBZ05: Bruch der Probe außerhalb Messlänge L_0 = 20 mm

Tabelle 5-2
Technologische Werkstoffkennwerte

22 NiMoCr 3 7

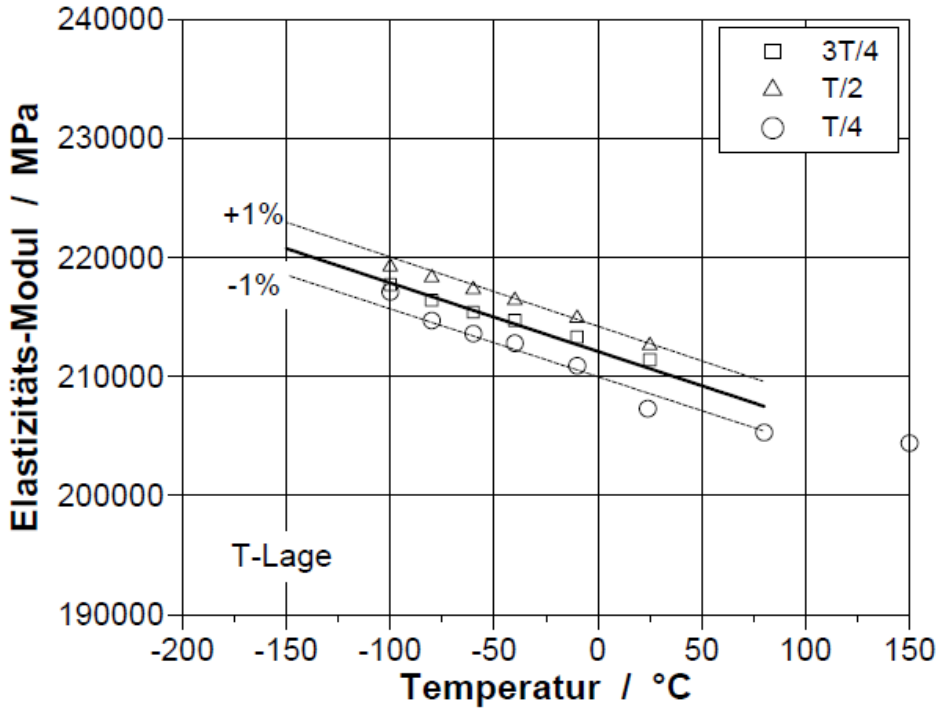


Bild 5-4
E-Modul in Abhängigkeit von der Temperatur

22 NiMoCr 3 7

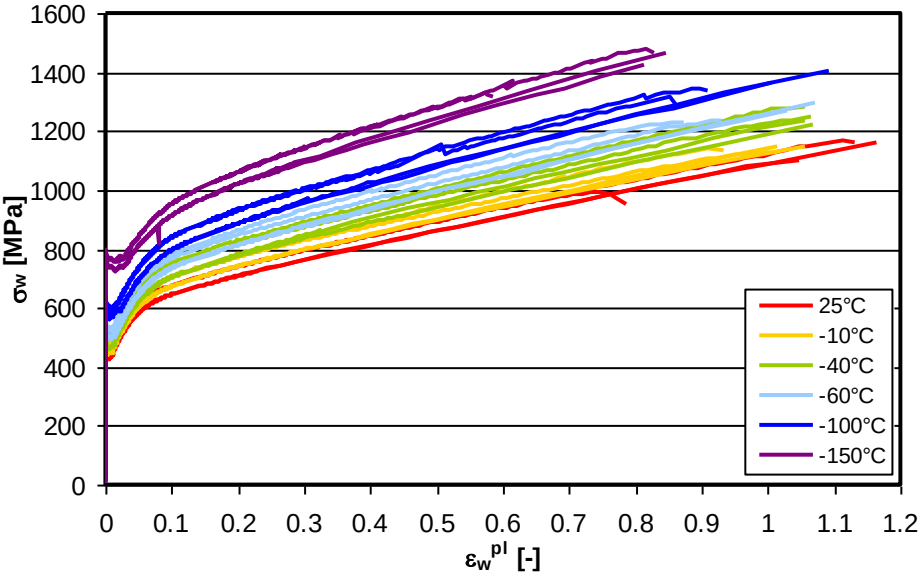


Bild 5-5
Fließkurven des Werkstoffs bei quasistatischer Belastung und bei verschiedenen Temperaturen

22 NiMoCr 3 7

Für die hier vorgesehenen Untersuchungen bei hohen Belastungsgeschwindigkeiten und die Eingabe-Daten für FE-Simulationen war es erforderlich, diese Ergebnisse über die Zugversuche bei hohen Dehnraten und bei der Versuchstemperatur von -20 °C, die im Vorgängerprojekt durchgeführt wurden, durch Zugversuche bei hohen Dehnraten bei 0 °C und 20 °C zu ergänzen. Diese erzielten Ergebnisse sind in Kap 6.1 dargestellt.

5.1.2 Verfügbare bruchmechanische Kennwerte

Im Rahmen des abgeschlossenen IWM-Projekts 1501239 [29] bzw. des MPA-Projekts 1501240 [30] erfolgte auch eine umfangreiche bruchmechanische Charakterisierung dieses Werkstoffs unter quasistatischen Belastungen. Von diesen Projekten liegen Ergebnisse vor von Experimenten, die mit C(T) 25- und C(T) 50-Proben, mit SE(B) 10x10-Proben mit tiefen (a/W = 0.52), moderat kurzen (a/W = 0.18) und kurzen Rissen (a/W = 0.13) sowie mit M(T) 100-Proben in einem weiten Temperaturbereich durchgeführt worden sind.

Diese Ergebnisse wurden gesichtet und daraus für die quasistatische Masterkurve als charakteristische Referenztemperatur ein statistisch gut belegter, mit normgerechten Versuchen mit 1T-C(T)-Proben bestimmter Mittelwert

$$T_{0,stat} = -68\,°C$$

ermittelt und zur Verwendung in diesem Projekt festgelegt. Verschiedene Versuchsserien von IWM und MPA mit dem gleichen Werkstoff aber mit unterschiedlichen Probenformen ergaben in den Vor-Projekten wegen der dann unterschiedlichen Constraint-Bedingungen erwartungsgemäß leicht abweichende Ergebnisse mit Abweichungen von etwa ± 10 K.

Mit Pellinitests und Kerbschlagbiegeversuchen wurde RT_{NDT} = -20 °C bestimmt. Die Bestimmung von T_{KIA} = 11 °C entsprechend ASTM E1221 [8] für Proben mit einer Dicke von 50 mm ist in [4] beschrieben.

Bei parallel zu diesem Forschungsvorhaben durchgeführten Untersuchungen des selben Werkstoffs von Viehrig et al. [6] und daran anknüpfenden Analysen von Schindler et al.

[7] werden für Biege-Proben ähnliche, nur etwas niedrigere Werte von $T_{0,stat}$ = -71 °C bis -86 °C berichtet.

5.2 Probenentnahme

Für die hier geplanten Untersuchungen wurden zunächst ergänzende Basischarakterisierungen mit dynamischen Zugversuchen und Kerbschlagbiegeversuchen durchgeführt, um einerseits die Vergleichbarkeit zu den früheren Ergebnissen sicherzustellen und um andererseits Eingangsdaten für numerische Simulationen und Kennwerte für empirische Korrelationen zu gewinnen.

Die bruchmechanischen Hauptuntersuchungen bei hohen Rissbeanspruchungsraten erfolgten mit SE(B)-, C(T)- und Hopkinson-Bar-Proben.

Um Abhängigkeiten der Ergebnisse vom Entnahmeort weitestgehend auszuschließen, wurden alle Proben so entnommen, dass der Prüfteil bzw. die Kerbe oder der Anfangs-Riss zwischen 2/3 und 3/4 der Behälterwanddicke liegt. Alle Proben wurden in T-S-Orientierung entnommen, so dass eine Rissausbreitung senkrecht zur Behälterachse von innen nach außen durch die Behälterwand simuliert wird. Die detaillierten Entnahmepläne sind in Anhang A wiedergegeben. Die Probenabmessungen der verwendeten Proben und die Belastungsart sind in den folgenden Bildern dargestellt.

5.2.1 Zugproben (MPA)

Für die Basischarakterisierung wurden aus dem Abschnitt L3.3B 24 Rundzugproben mit den Abmessungen nach ESIS P7 [33], Bild 5-6, mit Zugrichtung senkrecht zur Bruchfläche der Bruchmechanik-Proben entnommen (siehe Entnahmeplan Anhang A).

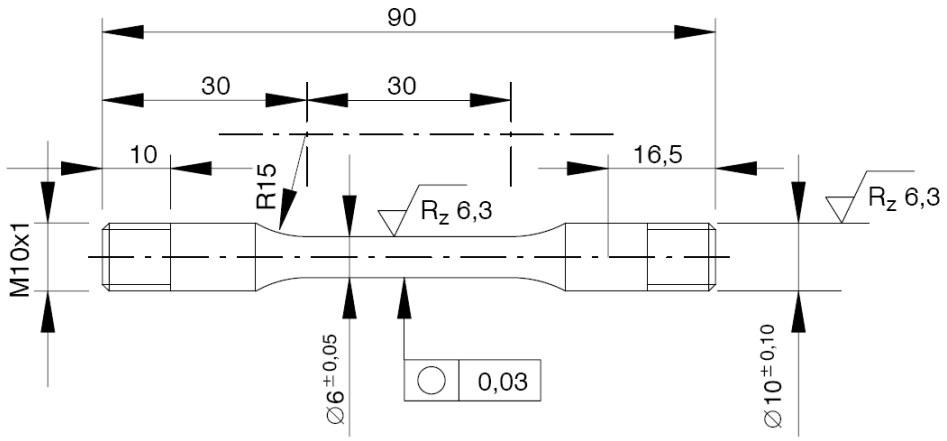


Bild 5-6
Abmessungen der Zugproben nach ESIS P7

5.2.2 Kerbschlagbiege-Proben (IWM)

Zur Bestimmung von Übergangstemperaturen für empirische Korrelationen wurden 32 Kerbschlagbiege-Proben mit den Abmessungen nach ISO 148-1 [34], Bild 5-7, aus dem Behälterwerkstoff entnommen (Entnahmeplan siehe Anhang A). Entsprechend ISO 148-2 [35] betrug der Widerlagerabstand 42 mm und die lichte Weite zwischen den Widerlagern 40 mm.

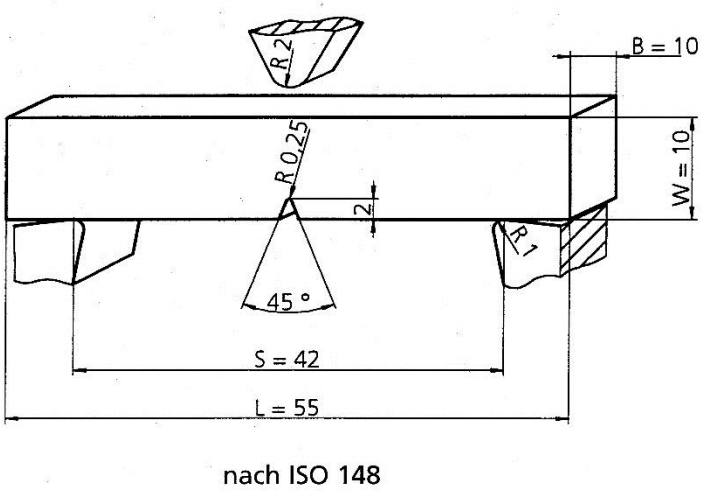


Bild 5-7
Abmessungen der Kerbschlagbiegeproben nach ISO 148 [35]

5.2.3 SE(B) 10/10-Proben

Für die Ermittlung von dynamischen Bruchmechanikkennwerten an möglichst kleinen Proben wurden 153 SE(B) 10/10 Proben mit Probenhöhe W = 10 mm entsprechend Bild 5-8 entnommen (Entnahmeplan siehe Anhang A), deren äußere Abmessungen mit denen der Kerbschlagbiege-Proben übereinstimmen. Als Widerlagerabstand wurde wie bei den Kerbschlagbiege-Proben S = 42 mm gewählt, damit die Versuche sowohl mit einem Pendelschlagwerk mit feststehendem Widerlagerabstand als auch mit einer Schnellzerreißmaschine in vergleichbarer Weise durchgeführt werden konnten. Diese moderate Abweichung des Widerlagerabstands von der für bruchmechanische Versuche mit SE(B)-Proben üblichen Festlegung S = 4 W = 40 mm wurden in den Bruchmechanik-Auswerteformeln berücksichtigt.

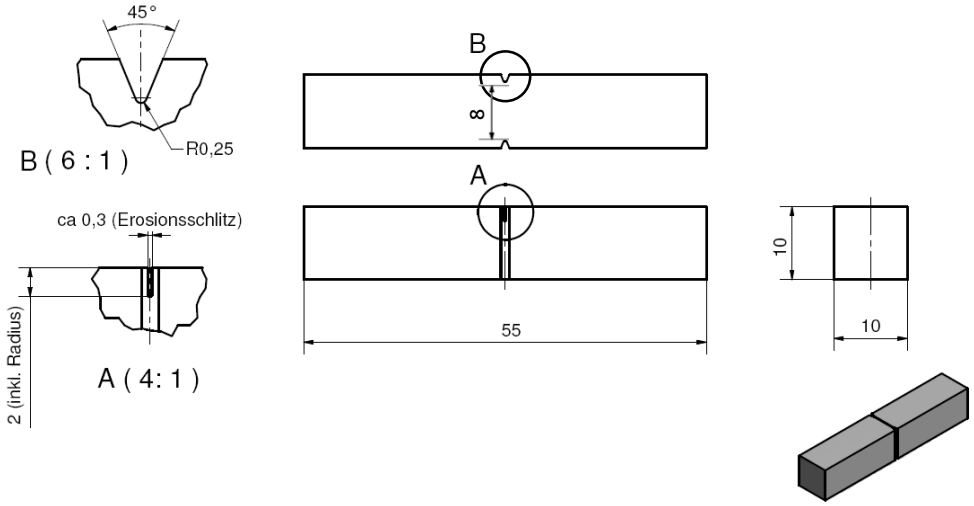


Bild 5-8
Abmessungen der SE(B) 10/10 - Proben

5.2.4 SE(B) 40/20-Proben (IWM)

Zur Abklärung von Probengrößen-Einflüssen wurden für die Bestimmung von Bruchdynamik-Kennwerten auch 128 SE(B) 40/20 Biegeproben mit den Abmessungen W = 40 mm, B = 20 mm und einer Länge von L = 220 mm entsprechend entnommen (Entnahmeplan siehe Anhang A). Als Auflagerabstand wurde bei diesen Proben normgerecht S = 4W = 160 mm gewählt.

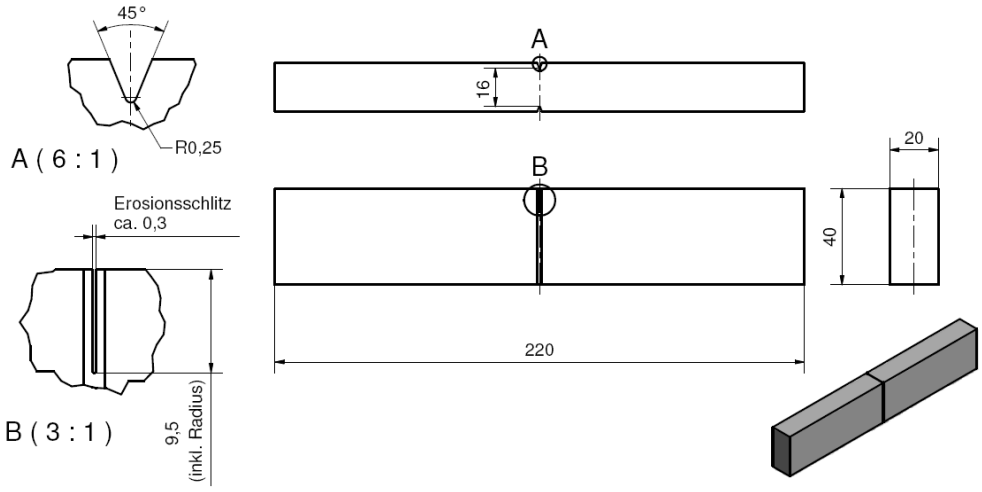


Bild 5-9
Abmessungen der SE(B) 40/20 - Proben

5.2.5 C(T)-Proben (MPA)

Als gängige Standard-Proben für bruchmechanische Untersuchungen wurden aus den Abschnitten L2.1a und L2.1b 65 C(T)25 Proben entsprechend Bild 5-5 entnommen (Entnahmeplan siehe Anhang A).

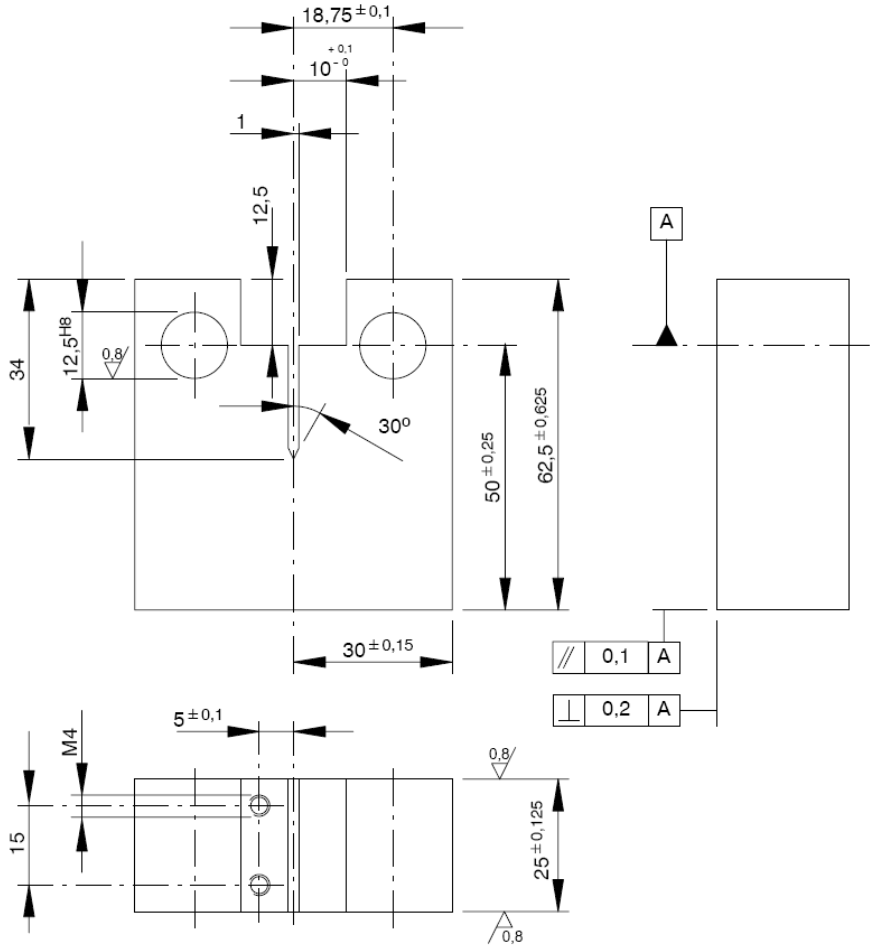


Bild 5-10
Abmessungen der C(T) - Proben nach MPAUS-PA 53250 06

5.2.6 Hopkinson-Bar-Proben (MPA)

Für Untersuchungen bei sehr hohen Belastungsgeschwindigkeiten ähnlich einer Stoßwellenbelastung wurden 36 Hopkinson-Bar-Proben entsprechend Bild 5-11 entnommen (Entnahmeplan siehe Anhang A).

Die Belastungseinrichtung und das Versuchsprinzip sind in Kapitel 7 im MPA-Berichtsteil beschrieben.

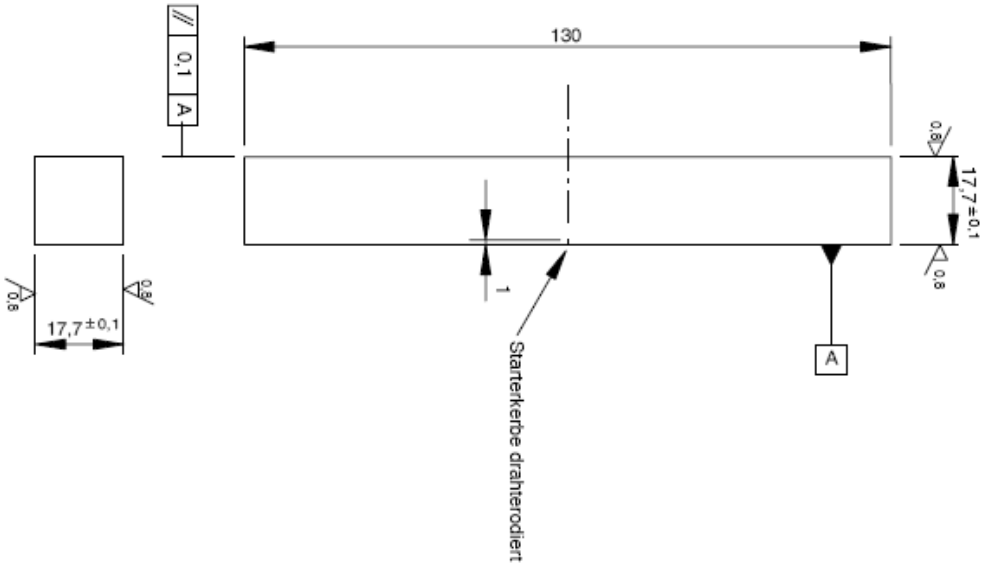


Bild 5-11
Abmessungen der Hopkinson-Bar-Proben

6 Grundcharakterisierung und Probenvorbereitung

Der Abschnitt beschreibt die durchgeführten experimentellen Untersuchungen und verwendeten Prüfeinrichtungen sowie die spezielle, für eine dynamische Prüfung notwendige, Prüf- und Messtechnik. Es wurden quasistatische und dynamische Zugversuche für die Bestimmung von dehnraten und temperaturabhängigen Fließkurven als Basischarakterisierung und Eingangs-Daten für die numerischen Simulationen durchgeführt. Kerbschlagbiegeversuche dienten zur Überprüfung der Homogenität der Werkstoffeigenschaften. Dazu wurden Kennwerte des hier verwendeten Werkstoffs mit dem aus vorherigen Versuchsprogrammen verglichen. Des Weiteren wurden Übergangstemperaturen zur Abschätzung des Bruchverhaltens ermittelt.

6.1 Zugversuche

Für die Erweiterung der Basischarakterisierung auf höhere Temperaturen wurden bei den relevanten Dehnraten Fließkurven ermittelt.

Als Basischarakterisierung und zur Gewinnung von Eingangsdaten für die numerischen Simulationen wurden zunächst mit Hochgeschwindigkeits-Zugversuchen bei der Haupt-Prüftemperatur von -20 °C Spannungs-Dehnungs-Kurven für verschiedene Dehnraten in Ergänzung zu vorliegenden quasistatischen Ergebnissen (siehe Kap. 4.2) bestimmt.

6.1.1 Prüfeinrichtung

Die Hochgeschwindigkeits-Zugversuche wurden mit der servohydraulischen Schnellzerreißmaschine der MPA Universität Stuttgart VHS 100/20 (100 kN/ 20 m/s) bei den vorgesehenen Prüftemperaturen der Bruchmechanik-Versuche von T = 0 °C und T = 20 °C und bei charakteristischen Dehnraten von 0,2 s^{-1}, 2 s^{-1}, 20 s^{-1} und 200 s^{-1} durchgeführt. Für die Kühlung wurde eine spezielle stickstoffgespülte Temperierkammer verwendet, die im Vorgängervorhaben beschafft worden war. Dadurch konnte die Dehnung bei den Versuchen auch optisch erfasst werden.

Zum Prüfkonzept gehört auch die Simulationssoftware zur Ermittlung sämtlicher Prüfparameter (Ventilhub als Funktion des Kolbenweges, Vorlaufstrecke, Kolbengeschwindigkeit) in Abhängigkeit von Belastungs- bzw. Dehnrate und Zerreißenergie. Die Versuche bei einer charakteristischen Dehnrate von 200 s^{-1} wurden mit einer open-loop-Steuerung unter Verwendung einer durch die Simulationssoftware erstellten Ventilkennlinie realisiert.

Die Versuche bei einer charakteristischen Dehnrate von 0,004 s^{-1} wurden mit einer Universalprüfmaschine MTS Sintech 65G durchgeführt.

6.1.2 Messtechnik

Bei der Auswahl geeigneter Messverfahren für dynamische Versuche ist zu beachten, dass am Prüfling anzubringende Teile eine möglichst kleine Masse haben und eine trägheitslose Messung ermöglichen. Berührungslose optische Messgeräte sind deshalb neben Dehnungsmessstreifen (DMS) prädestiniert für diese Messaufgabe. Die Aufnehmer selbst und die anschließende Messkette einschließlich der Aufzeichnungsgeräte müssen eine ausreichende zeitliche Auflösung und eine der Messaufgabe angepasste Übertragungsfrequenz haben. Oftmals sind zwei sich ergänzende Messsysteme erforderlich. Bei schnellen Vorgängen ist die Messung

möglichst direkt an der Probe durchzuführen, um trägheitsbedingte Verfälschungen und Fehlinterpretationen aufgrund von Wellenlaufzeit-Effekten zu vermeiden.

6.1.2.1 Dehnungsmessung

Die Probenverlängerung wurde mit dem elektro-optischen Extensometer (Fa. Zimmer) ermittelt. Die Bewegung zweier Kontrastübergänge wird durch ein elektronisches Wandlungsverfahren in ein elektrisches Signal umgesetzt. Bei den Zugversuchen wurde die Gerätemesslänge l_0 = 20 mm durch das Aufbringen von Schwarz-Weiß-Übergängen mittels einer Klebefolie markiert.

Die Probendehnung bis etwa 5% wurde mit beidseitig auf der Mitte der Messlänge angebrachten Hochdehnungsmessstreifen ermittelt, um auch im Bereich kleiner Dehnungen mit hoher Genauigkeit messen zu können. Die Signale wurden mit Wheatstoneschen Brückenverstärkern mit einer Grenzfrequenz von bis zu 500 kHz verstärkt. Ab Maximallast wurde das Dehnungssignal unter Verwendung des auf die Messlänge skalierten Kolbenwegs extrapoliert.

Für die quasistatischen Versuche wurde ein Aufnehmer mit einer Gerätemesslänge von 20 mm verwendet.

6.1.2.2 Kraftmessung

Für die Kraftmessung bei dynamischer Versuchsführung können maschinenseitig vorhandene Kraftmesseinrichtungen nicht verwendet werden, da diese eine zu niedrige Grenzfrequenz aufweisen. Zusätzlich zu der an der Prüfmaschine verfügbaren Piezoquarz-Kraftmessung wurde deshalb die Kraft bei den Zugversuchen mit einer Belastungsgeschwindigkeit v_0 von ca. 6,5 m/s und einer damit erzielten technischen Dehnrate von 200 s^{-1} durch Instrumentierung mit Dehnungsmessstreifen an elastisch verformten Dynamometerabschnitten der Zugproben entsprechend ESIS P7 [33], SEP 1230 [36], FAT-Richtlinie [37] bzw. ISO 26203-2 [38] ermittelt, um schwingungsarme Kraftsignale zu gewinnen.

6.1.2.3 Messung der Temperatur

Die Prüftemperatur wurde mittels Temperaturkammer eingestellt. Die Temperatur wurde zusätzlich mit auf die Einspannung punktgeschweißten Thermoelementen direkt oberhalb und unterhalb der Zugprobe gemessen. Die Abweichung der Probentemperatur vom Sollwert betrug bei Versuchsbeginn maximal 2 °C.

6.1.2.4 Messwertaufzeichnung

Die Aufzeichnung der elektrischen Signale erfolgte mit Aufzeichnungsraten von bis zu 1 MHz bei 12 Bit Aufzeichnungsbandbreite mit Digitalspeicherkarten 6110 der Fa. National Instruments und dem Programm Labview.

6.1.3 Versuchsdurchführung und Auswertung

Die Versuchsdurchführung erfolgte nach der Prüfanweisung MPAUS PA 52120 05. Als versuchscharakterisierende Größe wurde nach DIN EN ISO 26203-2 [38] die plastische Dehnrate als Mittelwert der technischen Dehnrate. zwischen Streckgrenze und Zugfestigkeit ausgewertet.

Die obere und untere Streckgrenzen R_{eH} und R_{eL}, die Zugfestigkeit R_m, die Bruchdehnung A_{30mm}, die gesamte Dehnung bei Höchstkraft A_{gt} und die Brucheinschnürung Z wurden in Anlehnung an DIN EN ISO 6892-1 ermittelt.

Die Bestimmung der wahren Fließkurve (σ–ε) erfolgt aus der technischen Spannungs-Dehnungs-Kurve (R-e) nach

$$\sigma = R(1 + e) \tag{6.1}$$

$$\varepsilon = \ln(1 + e) \tag{6.2}$$

Die Anwendung dieser Formeln ist bis zur Maximallast gültig (Symbole entsprechend DIN EN ISO 6892-1).

6.1.4 Ergebnisse der Zugversuche

Zur Überprüfung der Vergleichbarkeit des Entnahmebereichs mit dem des Vorgängervorhabens [4] wurden quasistatische Zugversuche bei Raumtemperatur miteinander verglichen. Es zeigte sich eine gute Übereinstimmung der Kennwerte und des Fließverhaltens, Tabelle 6-1 und Bild 6-1.

Bild 6-2 und Bild 6-3 zeigen die technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven für 0 °C und 20 °C. Bild 6-4 und Bild 6-5 zeigen die wahren Fließkurven, die als Grundlage für Erstellung des Materialmodells für die Berechnungen dienten.

Die bei den Zugversuchen ermittelten Kennwerte sind in Tabelle 6-1 zusammengestellt. Bild 6-6 bis Bild 6-9 zeigen den Verlauf der Spannungskennwerte und Dehnungskennwerte bei 0 °C bzw. 20 °C über der Dehnrate. Bild 6-10 bis Bild 6-12 zeigen den Verlauf von oberer und unterer Streckgrenze sowie der Zugfestigkeit über der Temperatur. Es wird deutlich, dass die Temperaturempfindlichkeit der Streckgrenze mit der Dehnrate zunimmt. Die Dehnungskennwerte zeigen dagegen sowohl einen geringen Temperatur- als auch Dehnrateneinfluss.

Prüftemperatur	°C	25	25	25	25
Probenbezeichnung		L4	L3	CMT4.22	CMT5.23
Streckgrenze R_{eH}	MPa	448	453	466	446
Streckgrenze R_{eL}	MPa	436	434	437	424
Dehngrenze $R_{p\,1,0}$	MPa	436	435	443	431
Zugfestigkeit R_m	MPa	582	578	587	583
Gleichmaßdehnung A_{gt}	%	11.4	11.8	11.2	11.8
Bruchdehnung A	%	24.5	26	24.5	25
Brucheinschnürung Z	%	72	72	73	72
Steigung mE	MPa	202 000	209 000	208 000	209 000

Tabelle 6-1
Vergleich der quasistatischen Zugversuchskennwerte der unterschiedlichen Entnahmeorte

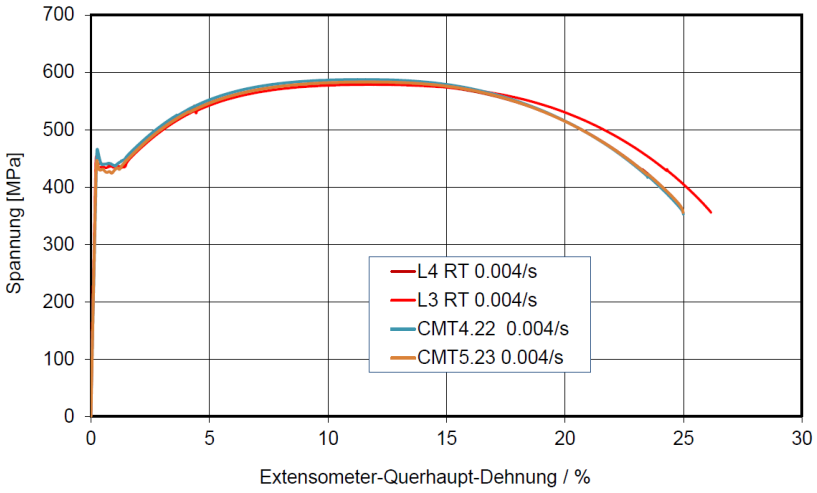


Bild 6-1
Vergleich der Zugversuchsergebnisse

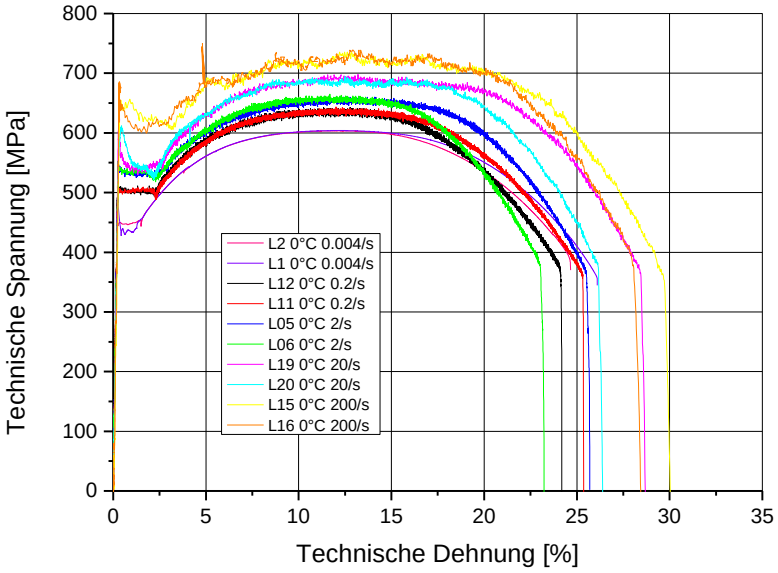


Bild 6-2
Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven bei 0 °C

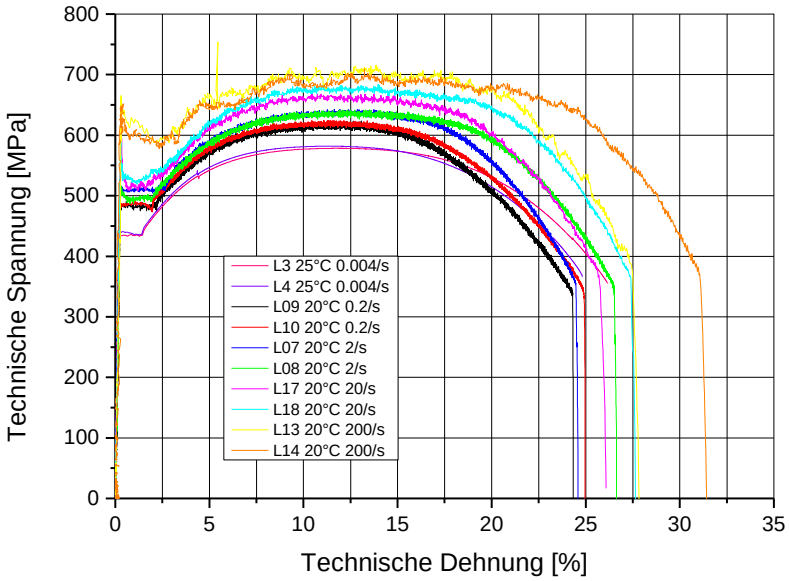


Bild 6-3
Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven bei 20 °C

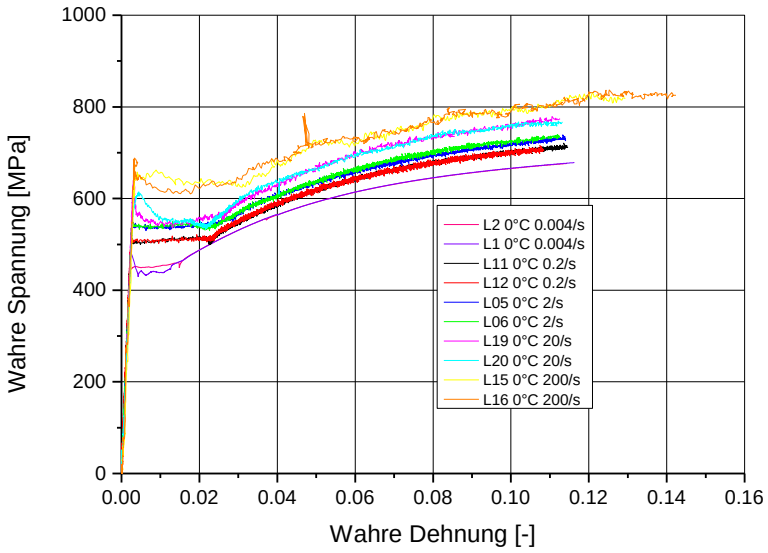


Bild 6-4
Wahre Fließkurven bei 0 °C

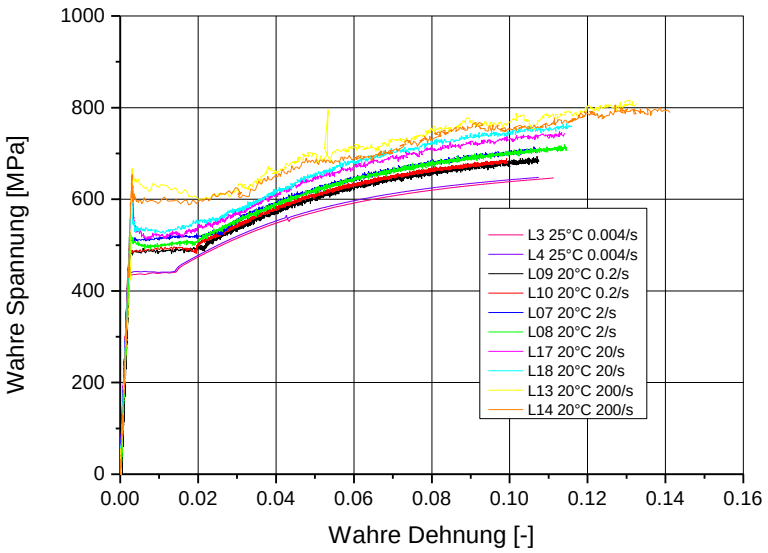


Bild 6-5
Wahre Fließkurven bei 20 °C

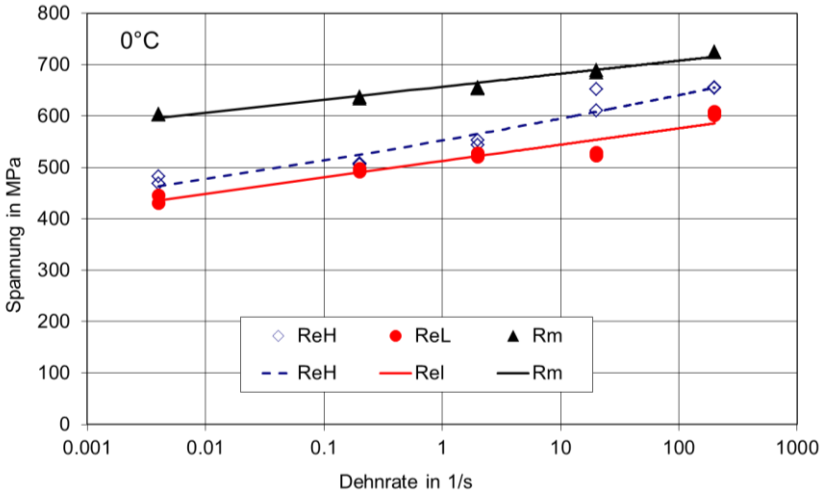


Bild 6-6
Spannungskennwerte über der Dehnrate bei 0 °C

Probennr.	Dehnrate in 1/s	A_{30mm}	Z	R_{eH}	R_{eL}	$R_{p1.0}$	$R_{p3.0}$	R_m	Temp in °C
L1	4.E-03	25.5	73	483	430	439	521	604	0
L2	4.E-03	25.5	70	468	446	450	521	603	0
L11	2.E-01	26.0	70	506	492	506	544	637	0
L12	2.E-01	24.0	70	508	498	501	549	634	0
L5	2.E+00	25.1	70	544	528	528	572	654	0
L6	2.E+00	24.3	69	553	520	535	570	656	0
L19	2.E+01	27.3	71	652	529	545	586	689	0
L20	2.E+01	25.5	70	611	523	548	597	685	0
L15	2.E+02	29.4	70	655	608	632	643	724	0
L16	2.E+02	26.9	70	656	601	607	643	725	0
L9	2.E-01	23.7	72	485	478	482	533	618	20
L10	2.E-01	25.7	72	489	475	489	541	618	20
L7	2.E+00	24.6	70	513	506	508	552	637	20
L8	2.E+00	26.5	71	525	490	496	549	636	20
L17	2.E+01	25.8	70	595	511	513	569	663	20
L18	2.E+01	27.7	70	604	522	525	574	677	20
L13	2.E+02	27.3	72	654	588	614	625	702	20
L14	2.E+02	30.5	70	607	577	589	613	690	20
L3	4.E-03	26.0	73	453	434	435	505	578	25
L4	4.E-03	24.5	74	448	436	436	510	582	25

Tabelle 6-2
Ermittelte Kennwerte

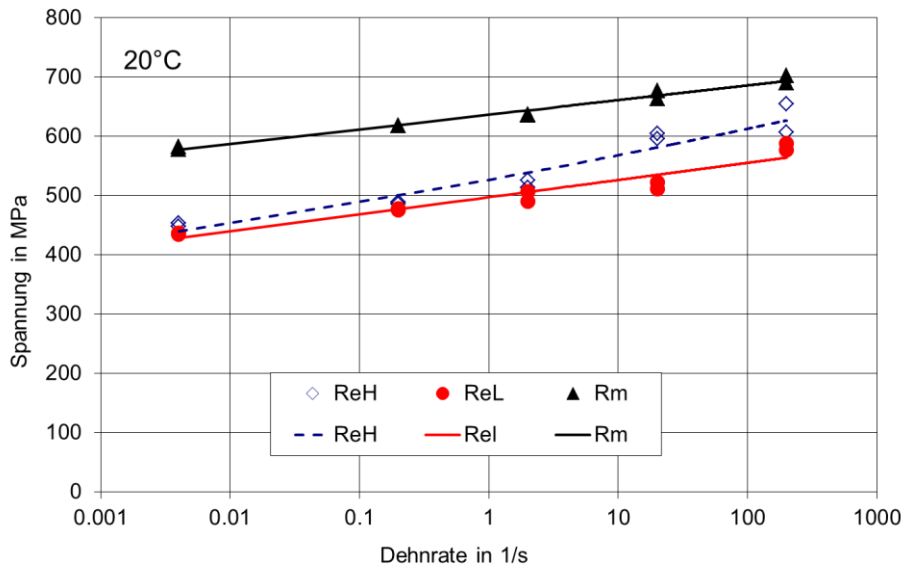


Bild 6-7
Spannungskennwerte über der Dehnrate bei 20 °C

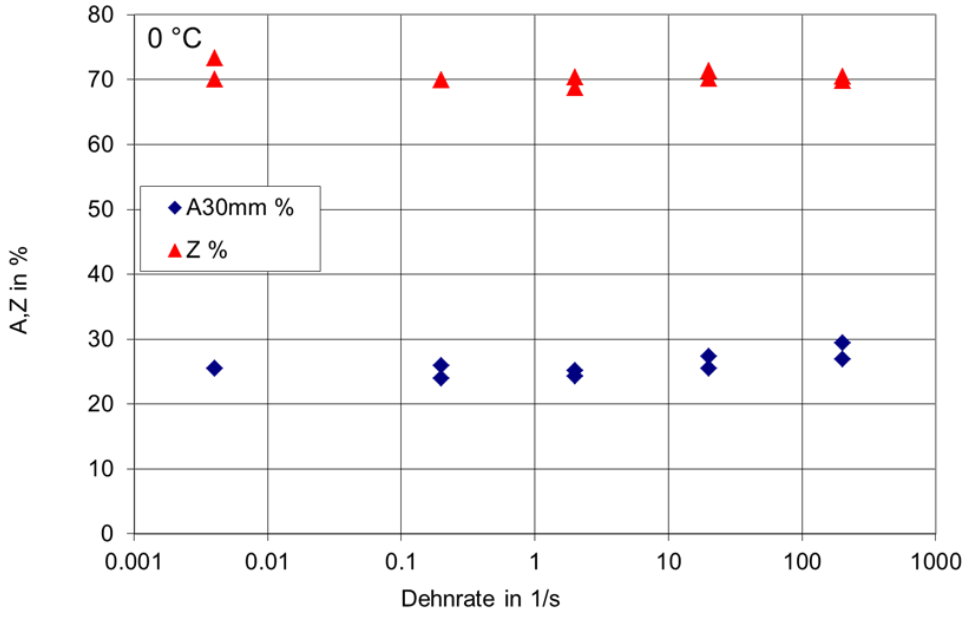


Bild 6-8
Dehnungskennwerte über der Dehnrate bei 0 °C

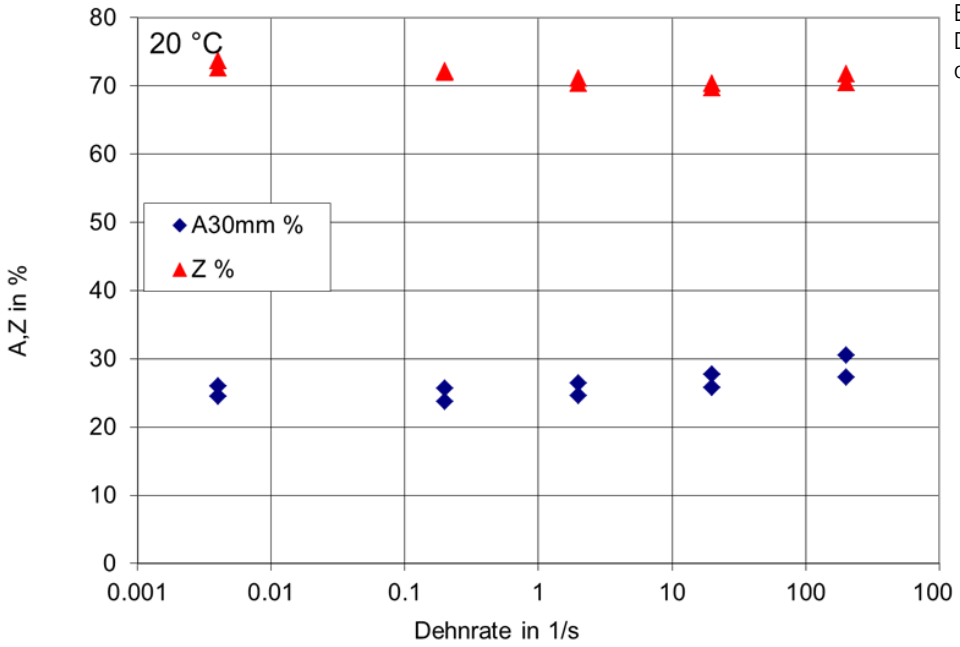


Bild 6-9
Dehnungskennwerte über der Dehnrate bei 20 °C

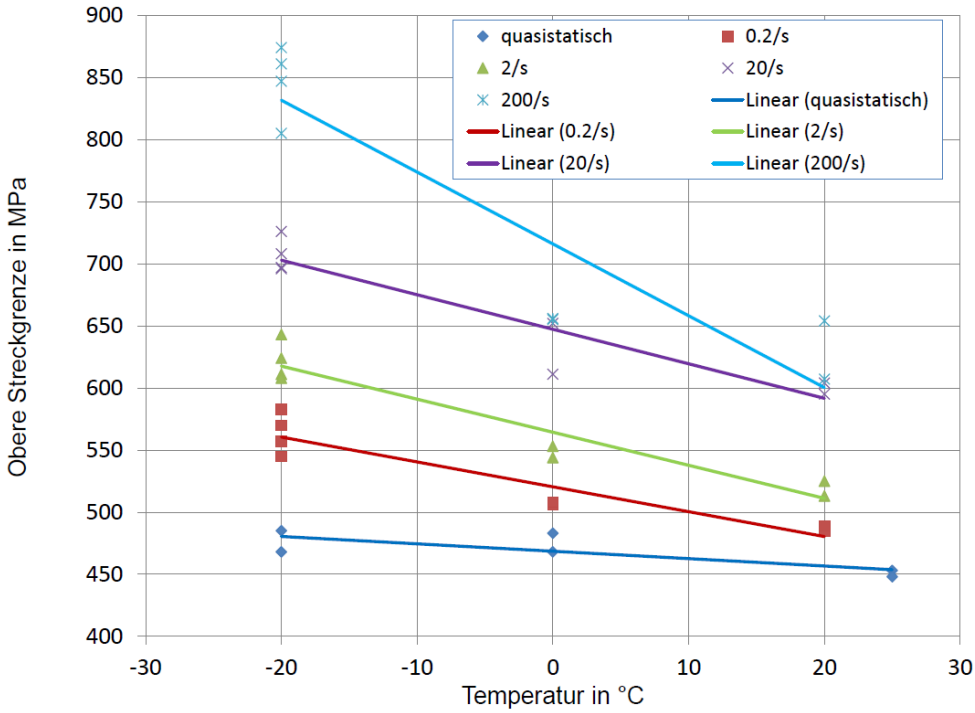


Bild 6-10
Obere Streckgrenze über der Temperatur

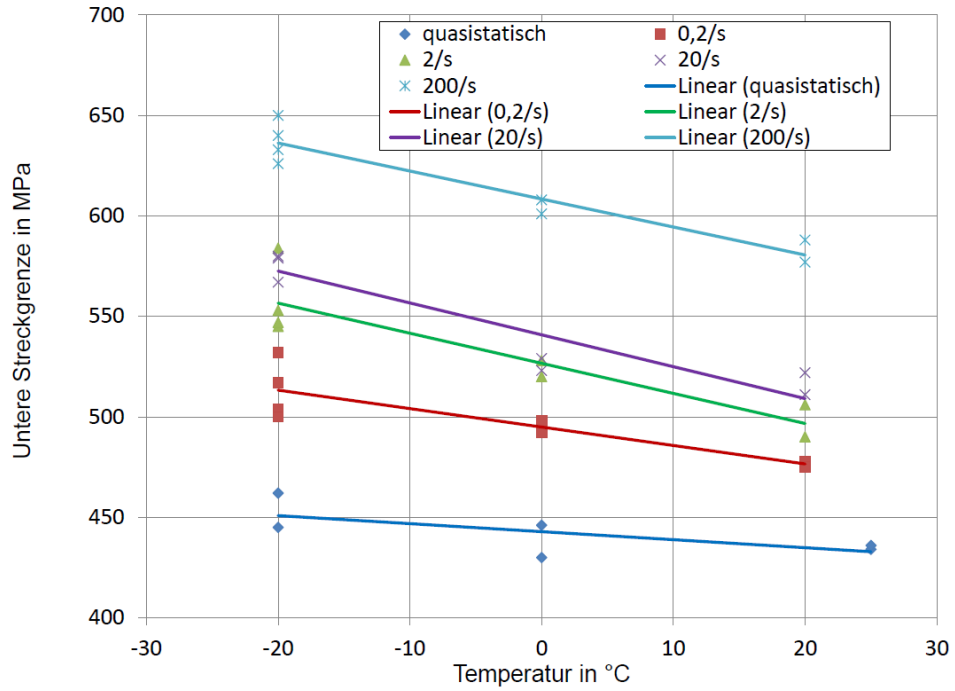


Bild 6-11
Untere Streckgrenze über der Temperatur

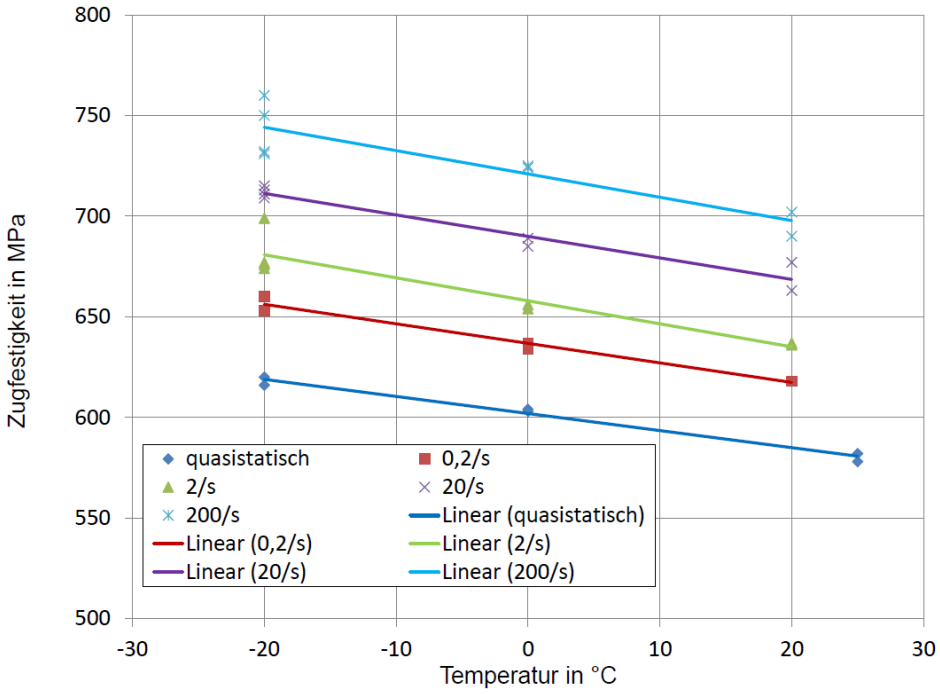


Bild 6-12
Zugfestigkeit über der Temperatur

6.1.5 Aufbereitung für die numerische Anpassung

Zunächst wurden die ermittelten Fließkurven mit einem Potenzansatz gefittet. Als elastisch-plastisches Materialverhalten kann dieser nicht direkt für die Simulationen verwendet werden, da eine Extrapolation bei großen Dehnungen eine unrealistisch hohe Verfestigung ergibt. Bild 6-13 zeigt den Verlauf von jeweils zwei experimentellen Kraft-Weg Kurven (gestrichelte Linien) bei unterschiedlichen nominellen Dehnraten

verglichen mit den jeweiligen Simulationen der Experimente (volle Linien) unter Verwendung dieser extrapolierten Fließkurven. Vor allem nach Erreichen der Gleichmaßdehnung im Bereich der Einschnürung führen höhere Dehnraten zu höheren lokalen Temperaturen und Dehnraten. Unter Berücksichtigung dieser Vorgänge können die aus der Extrapolation gewonnenen Materialeingabedaten überprüft und ggf. angepasst werden.

Nach der Gleichmaßdehnung liefert der Ausgangsdatensatz verglichen mit den experimentellen Ergebnissen bei 0.004 s^{-1} einen zu hohen Verlauf, während bei 200 s^{-1} der numerische Verlauf deutlich unter den experimentellen liegt. Der Bereich der Einschnürung erfährt auch bei geringen nominellen Dehnraten eine lokale Dehnratenerhöhung (Verfestigung), während eine ausgeprägte lokale Temperaturerhöhung ausbleibt. Ein zu hohes Fließspannungsniveau bei der Simulation ist die Folge, da das lokal unterschiedliche Verhalten der Probe im Ausgangsdatensatz nicht berücksichtigt wurde. Bei hohen nominellen Dehnraten ist die lokale Verfestigung durch die Dehnratenerhöhung relativ gesehen ähnlich, jedoch ist aufgrund der kürzeren Versuchszeit die Temperaturerhöhung deutlich erhöht. Dies wiederum führt zu einer Festigkeitsabnahme, was in der niedrigen numerischen Kurve in Bild 6-13 erkennbar ist.

Der Ausgangsdatensatz der Fließkurven beinhaltet Potenzansätze für die Zugversuche bei nominellen Dehnraten von 0.004, 0.02, 0.2, 2, 20, und 200 s^{-1} bei jeweils -20, 0 und +20 °C. Darüber hinaus wurden Versuche bei 125 °C durchgeführt, die auf 500 °C extrapoliert wurden. Datensätze bei 0.02 und 2000 s^{-1} wurden ebenfalls inter- bzw. extrapoliert. Für die numerischen Berechnungen wurde eine rotationssymmetrische Rundzugprobe mit feiner Vernetzung im Bereich der Einschnürung entsprechend den experimentellen Vorgaben modelliert. Die Berechnung erfolgte am IWM implizit ohne dynamische Effekte mit Temperaturgenerierung, wobei die verwendeten physikalischen Eigenschaften des Untersuchungswerkstoffs in Tabelle 16-1 (Anhang) dargestellt sind.

Ein manuelles Anpassen der Fließkurven wurde anschließend so vorgenommen, dass ein übereinstimmendes Materialverhalten von Simulation und Experiment erreicht wurde. Das verbesserte Ergebnis ist anhand der technischen Spannungs-Dehnungs-Kurve für den angepassten Datensatz beispielhaft bei +20 °C in Bild 6-14 dargestellt. Bild 6-15 zeigt darüber hinaus die angepassten Fließkurven verglichen mit dem Ausgangsdatensatz für eine Prüftemperatur von +20 °C.

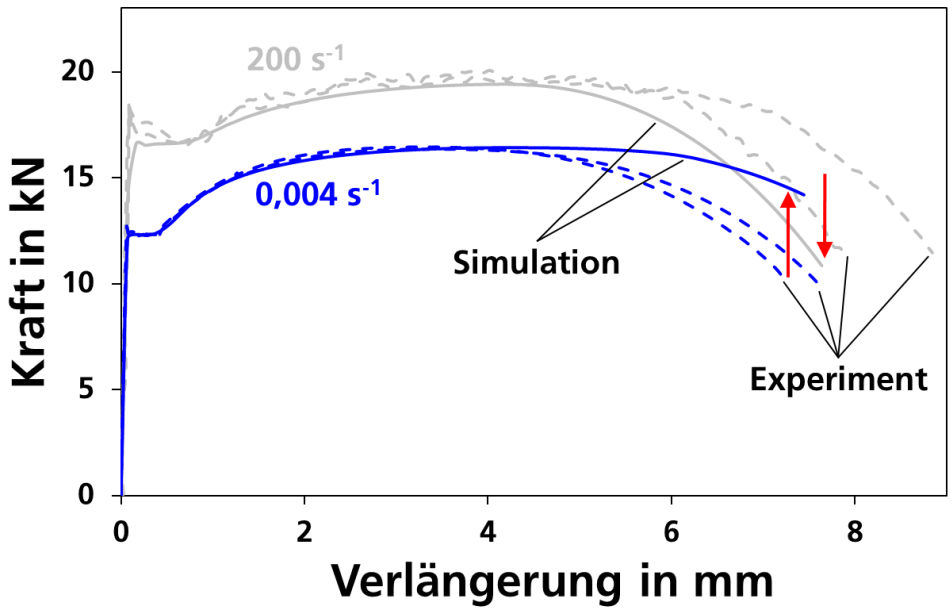


Bild 6-13
Experimentelle Kraft-Weg-Verläufe von Zugversuchen bei 20 °C bei unterschiedlichen nominellen Dehnraten, sowie die Simulationen der Experimente mit Wärmeentwicklung und Dehnratenänderung.

Pfeile: Diskrepanz zwischen Experiment und Simulation

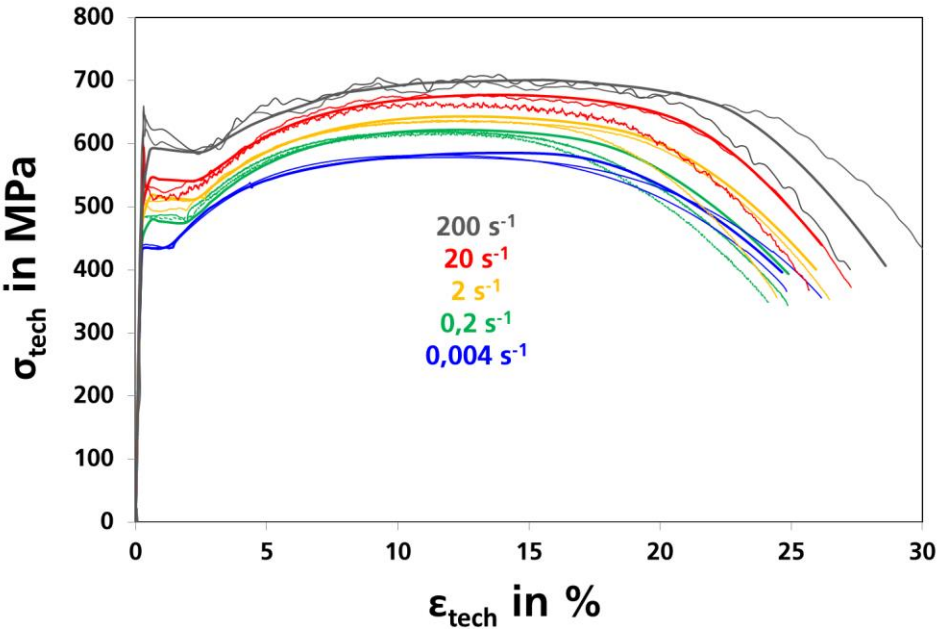


Bild 6-14
Technische Spannungs-Dehnungs-Kurve zeigt die Übereinstimmung von Simulation (dick) und Experiment (dünn) bei +20 °C mit dem angepassten Datensatz

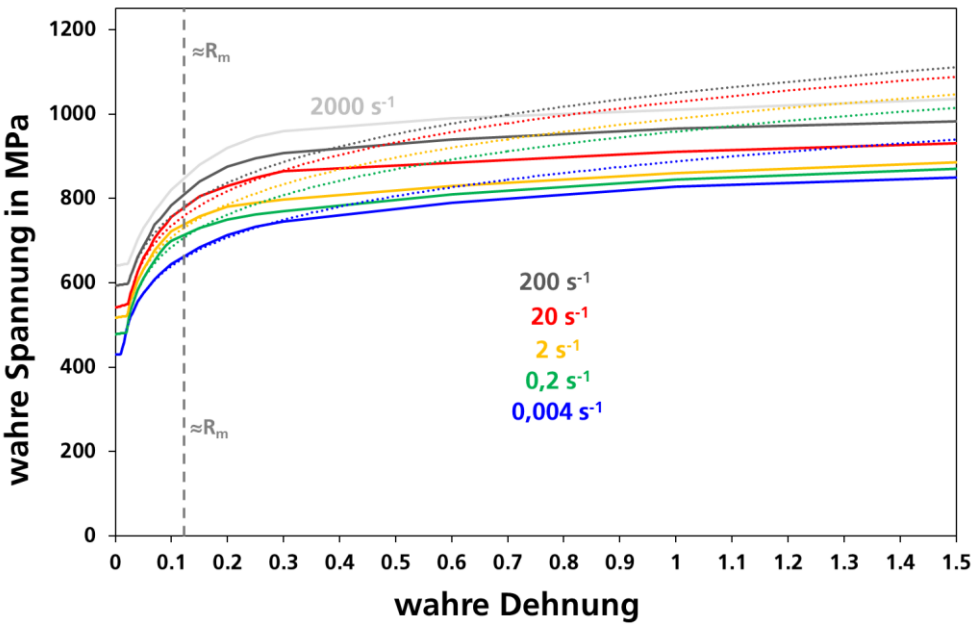


Bild 6-15
Angepasste plastische Fließkurven (volle Linien) bei +20 °C mit dem angepassten Datensatz verglichen mit dem Ausgangsdatensatz (gepunktete Linien).

6.2 Kerbschlagbiegeversuche

Es wurden Kerbschlagbiegeversuche mit Proben aus dem hier verwendeten Werkstoffblock geprüft, um einen Vergleich zu den beiden Vorgängerprojekten [29], [30] und [4] hinsichtlich der Werkstoffeigenschaften zu ermöglichen.

6.2.1 Versuchsaufbau

Die Versuche wurden mit einem zur Kraftmessung nach ISO 14556 [39] instrumentierten 300 J Pendelschlagwerk bei einer Aufschlaggeschwindigkeit v_0 = 5,44 m/s im Fraunhofer IWM durchgeführt. Die Proben wurden dabei in einer direkt seitlich neben den Widerlagern angeordneten Temperierkammer auf die jeweilige Prüftemperatur temperiert und mit einem mechanischen Schieberegler unmittelbar vor dem Versuch in die Aufschlagposition geführt. Damit ist sichergestellt, dass die Prüfung entsprechend ISO 148-1 [34] in weniger als 5 Sekunden nach der Entnahme aus der Temperierkammer erfolgt, siehe Bild 6-16.

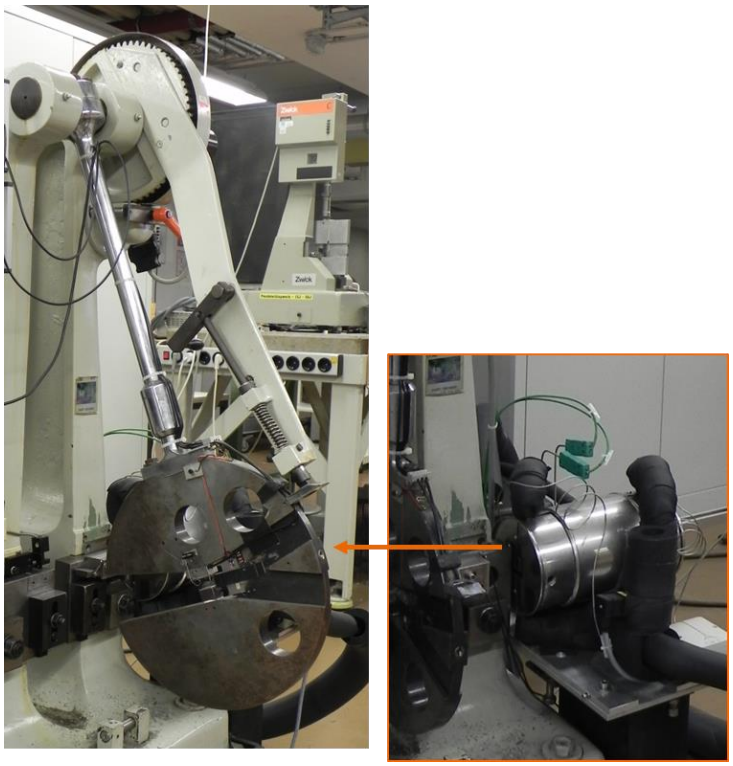


Bild 6-16
Aufbau des 300J-Pendelschlagwerks für Kerbschlagbiegeversuche mit Temperierkammer (unten rechts)

6.2.2 Prüf- und Messtechnik

Die Schlagarbeit KV wird normgerecht aus der Differenz zwischen der elektronisch angezeigten Fall- und Steighöhe bestimmt.

6.2.3 Ergebnisse

Die nach DIN EN ISO 148-1 [34] bestimmten KV-Werte von 31 Kerbschlagbiegeversuchen sind in Bild 6-17 in Abhängigkeit von der Prüftemperatur dargestellt.

Mit der Methode der kleinsten Fehlerquadrate wurde eine Fit-Funktion auf die ermittelten KV-Werte angewandt und somit eine KV-Temperatur Kurve KV(T) gewonnen. Die hierbei verwendete Funktion basiert auf einer Kombination aus zwei linearen Funktionen in der Hoch bzw. Tieflage und einer akkumulierten Gauß-Verteilungsfunktion im Übergangsbereich entsprechend [40]. Die Randbedingungen des Fits wurden so gewählt, dass keine negativen Kerbschlagarbeiten möglich sind. Die

Übergangstemperaturen wurden hier entsprechend der Vorgehensweise von Sattari-Far et al. [41] anhand des Kurvenfits bestimmt.

Zum Vergleich zeigt Bild 6-18 die KV(T) Kurve aus den Versuchen der beiden früheren Projekte [4] und [29] mit demselben Werkstoff. Die Übergangstemperaturen der aktuellen und der früheren Ergebnisse stimmen sehr gut überein, so dass die Ergebnisse in Bild 6-19 zusammengefasst wurden.

Für den zusammengefassten Datensatz ergeben sich Werte von

$T_{50\%HL}$ = -5 °C,

T_{41J} = -30 °C und

T_{28J} = -39 °C.

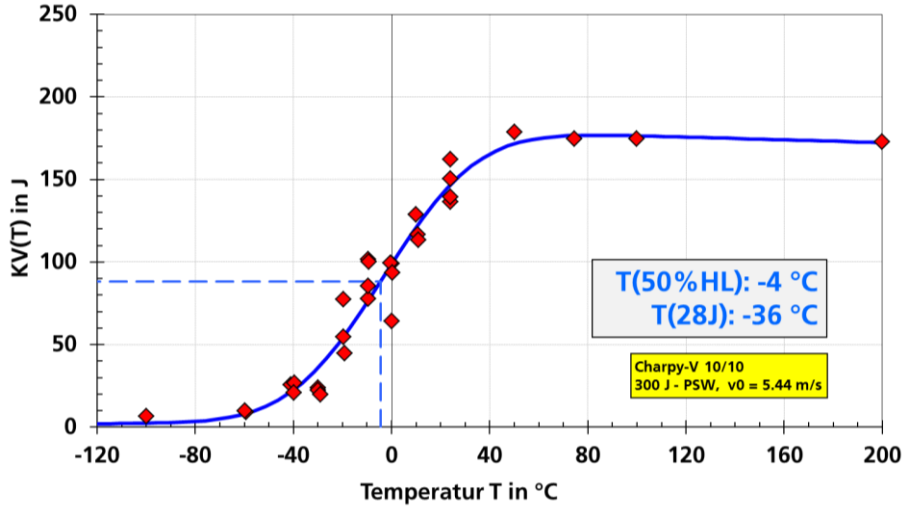


Bild 6-17
Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve des aktuell untersuchten Werkstoffblocks

22 NiMoCr3-7

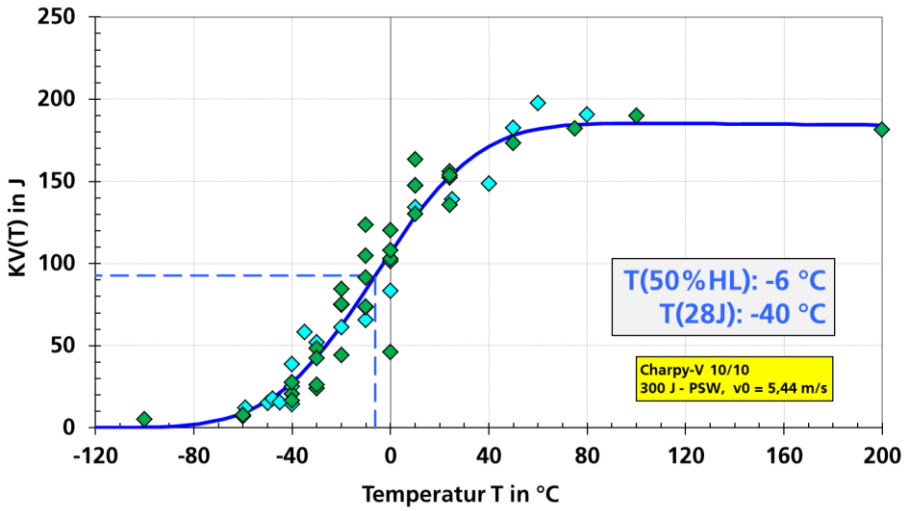


Bild 6-18
Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve der Vorgängerprojekte [29] (hellblau) und [4] (grün)

22 NiMoCr3-7

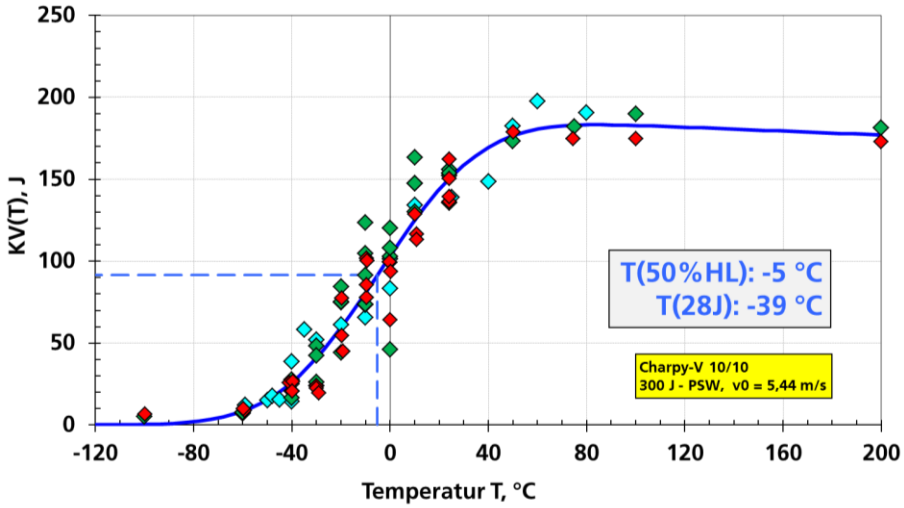


Bild 6-19
Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve für alle verfügbaren Ergebnisse

Vorgängerprojekte [29] (hellblau) und [4] (grün) und aktuelles Projekt (rot)

22 NiMoCr 3 7

Die gewonnenen Übergangstemperaturen lassen sich für Abschätzungen basierend auf empirischen Korrelationen verwenden. So berechnet sich z.B. aus der Übergangstemperatur T_{28J} nach ASTM E1921 die Referenz-Temperatur für quasistatische Belastungen mit

$$T_{0,stat(28J)} = T_{28J} - 18\,°C = -57\,°C \tag{6.3}$$

Eine weitere empirische Korrelation nach ASTM E1921 liefert anhand der 41 J-Übergangstemperatur die Abschätzung:

$$T_{0,stat(41J)} = T_{41J} - 24\,°C = -54\,°C \tag{6.4}$$

Beide Werte liegen etwas mehr als 10 K höher, als der aus den früheren Bruchmechanik-Ergebnissen bestimmte Mittelwert von

$$T_{0,stat(Vorprojekt)} = -68\,°C$$

und liefern damit eine konservative Abschätzung für $T_{0,stat.}$.

6.3 Probenvorbereitung

Vor der eigentlichen Prüfung von Bruchmechanik-Proben ist es erforderlich, einen Ermüdungsanriss in die C(T)- und SE(B)- Proben einzubringen. Somit wird ein der Realität entsprechender „scharfer" Riss geprüft. Zudem wurden alle Bruchmechanik-Proben seitengekerbt, um einen näherungsweise ebenen Dehnungszustand und eine relativ gerade Rissfront zu ermöglichen.

6.3.1 Einbringung der Ermüdungsanrisse

Das Einbringen der Ermüdungsanrisse erfolgte nach ASTM E1921 [3] Kapitel 7 am Fraunhofer IWM mit zwei Resonanzprüfmaschinen, RUMUL Testronic für SE(B)40/20- und C(T)25-Proben und Rumul Cracktronic für SE(B)10/10-Proben. Dabei wurde insbesondere darauf geachtet, dass die Rissbelastung K_I in den geforderten Bereichen nicht die von der Norm vorgegebenen Grenzen verletzt (rote Grenzen in Bild 6-20). Zur Berechnung der K_I-Werte wurde dabei die jeweils auf der Probenoberfläche gemessene Risslänge zugrunde gelegt. Auch die berechneten K-Werte anhand der nach dem Versuch gemessenen tatsächlichen Risslänge erfüllten diese Bedingungen (roter Punkt).

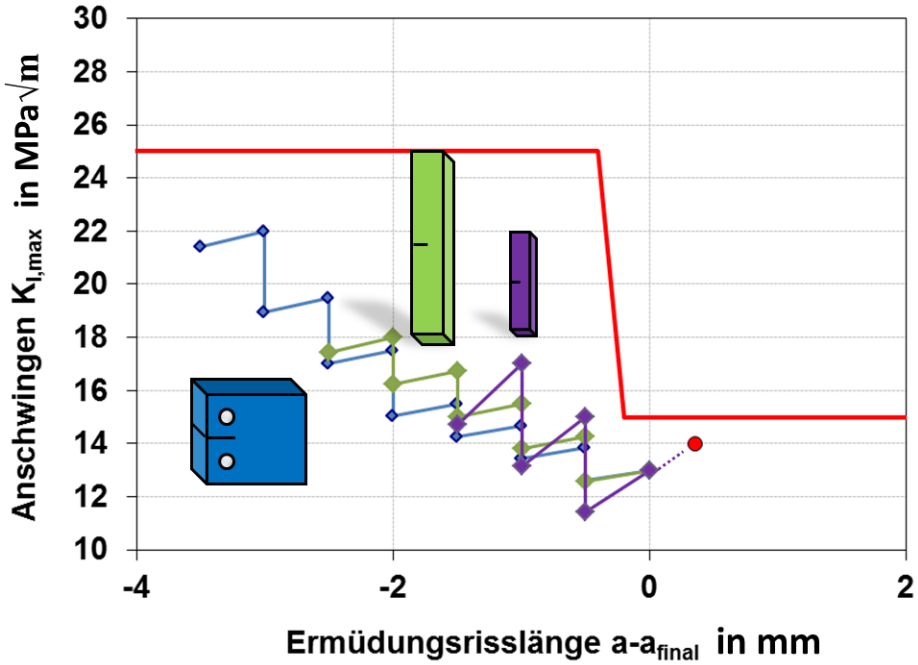


Bild 6-20
Beispiel der Rissbelastung K_I beim Einbringen der Ermüdungsrisse für die unterschiedlichen Probentypen, SE(B)10/10, SE(B)40/20 und C(T)25.

Abweichend von gängigen Bruchmechanik-Normen wurden die Ermüdungs-Risslängen bei den Biegeproben nicht auf ein a_0/W Verhältnis von 0,5 sondern auf ca. 0,3 eingestellt, wie dies auch u.a. unterstützt von IWM und MPA nach der veröffentlichten ISO 26843 [25] zulässig ist. Die Verwendung dieser steiferen Proben mit kürzeren Anfangsrisslängen dient dazu, die bei sehr schnellen, schlagartigen dynamischen Versuchen auftretenden Schwingungsamplituden im Kraftsignal etwas geringer zu halten als bei längeren Anfangsrissen und so die Auswertbarkeit des Kraftsignals zu verbessern. Nach dem Einbringen des Ermüdungsanrisses wurden die Proben beidseitig jeweils 10 % seitengekerbt, so dass näherungsweise ein ebener Dehnungszustand und ein weitgehend gerader Rissfrontverlauf erreicht wurde.

6.3.2 Einbringung der Seitenkerben

Nach der Einbringung der Ermüdungsanrisse erfolgte eine beidseitige 10 % Seitenkerbung, um einen näherungsweise ebenen Dehnungszustand und einen relativ geraden Rissfrontverlauf zu erzeugen. Die maschinelle Bearbeitung erfolgte für C(T)-Proben an der MPA Stuttgart, die für SE(B)-Proben am Fraunhofer IWM.

7 Dynamische Bruchmechanik-Versuche

Die Untersuchungen mit dynamischen Bruchmechanik-Versuchen dienen dazu, die Datenbasis bei weiteren Versuchsbedingungen zu ergänzen. Die zu erwartende Verschiebung der Bruchzähigkeits-Temperatur-Kurve zu höheren Temperaturen, also zu einem spröderen Verhalten hin, soll quantifiziert werden. Daraus sollen Aussagen gewonnen werden, inwiefern sich die Bruchzähigkeitswerte bei dynamischer Belastung im Vergleich zu quasistatischer Belastung hinsichtlich Verteilung und Temperatur-Verlauf unterscheiden.

Die Untersuchungen wurden in Anlehnung an ASTM E1921 [3] und das darin verwendete Masterkurven-Konzept durchgeführt. Zur Durchführung dynamischer Bruchmechanik-Versuche enthält seit 2016 die ASTM E1921 den Appendix A1, der auch für mittelschnelle dynamische Versuche mit einer Versuchsdauer t_f von mehr als 1 Millisekunde (K_{Ic}) bzw. mehr als der 3 fachen Hammerlastoszillation t_w (K_{Jc}) für SE(B)-Proben ausgelegt ist und auch weiterhin auf die ASTM E1820 [24] verweist.

Für noch höhere Beanspruchungsraten ist die ISO 26843 [25] unter Mitwirkung von IWM und MPA erarbeitet worden. Darüber hinausgehend wurden, besonders für die höchste Beanspruchungsrate spezielle Mess- und Auswerteverfahren eingesetzt.

Die für Hochgeschwindigkeits-Bruchmechanik-Versuche im Bereich der linear-elastischen Bruchmechanik bekannten Vorgehensweisen (siehe z.B.]) sind für Versuche nach ASTM E1921 [3] nicht direkt umsetzbar, weil dort auch Versuche mit begrenzter Plastifizierung und geringem duktilem Risswachstum vor Spaltbruchbeginn zur Auswertung von K_{Jc}-Werten herangezogen werden. Während es für die K_{IC}-Bestimmung z.B. nach ASTM E399 [23] ausreichend ist, in einem Bruchmechanik-Versuch die kritische Kraft bei Beginn des Spaltbruchs zu bestimmen ist im K_{Jc}-Konzept eine Kraft- und eine Rissöffnungsmessung bis Spaltbruchbeginn erforderlich, um daraus zur Bestimmung die umgesetzte Energie bzw. J-Werte zu ermitteln, die dann in K_{JC}-Werte umgerechnet werden.

7.1 Prüf- und Messtechnik

Bei moderaten Belastungsgeschwindigkeiten bis ca. 1 m/s, welche bei SE(B)40/20 Proben einer Rissbeanspruchungsrate von unter 10^5 MPa$\sqrt{}$ms^{-1} entspricht, erfolgt die Auswertung der Versuche anhand der oben erwähnten Norm ASTM E1820 [24]. Dazu wird bei den SE(B)40/20 Proben für die externe Kraftmessung eine oberhalb des Stempels angebrachte Piezo-Kraftmesszelle verwendet. Die Kraftmessung bei den Versuchen am Pendelschlagwerk mit SE(B)10/10 Proben erfolgte mit einer mit DMS instrumentierten Schlag-Finne entsprechend DIN EN ISO 148-1 [34].

Nach ASTM E1820 [24] berechnet sich die Zeit bis Bruch t_W mit

$$t_W = \frac{2\pi}{\sqrt{\frac{k_s}{M_{eff}}}} \tag{7.1}$$

mit

k_s … nominelle Probensteifigkeit in N/m
M_{eff} … Masse einer Probenhälfte in kg

Für die höchste hier geprüfte Rissbeanspruchungsrate von 3x10^5 MPa$\sqrt{}$ms^{-1} und den daraus resultierenden kurzen Bruchzeiten t_F kleiner der nach ASTM Norm gültigen Mindestversuchsdauer t_W wurde über die Empfehlung der Norm ASTM E1820 [24]

Anhang A14 hinausgehend die Rissbelastung sehr „lokal“ nur wenige Millimeter neben dem Riss gemessen. Dazu wurden nach Böhme [4] bei SE(B) Proben in Rissspitzennähe aufgebrachte Dehnungsmessstreifen (DMS) eingesetzt.

7.1.1 Lokale und quasilokale Kraftmessung

Die Position der DMS zur lokalen Kraftmessung ist in Bild 7-1 für SE(B)10/10 und in Bild 7-2 für die SE(B)40/20-Proben für die jeweils höchste geprüfte Rissbeanspruchungsrate von $2x10^6$ MPa$\sqrt{m}s^{-1}$ bzw. $4x10^5$ MPa$\sqrt{m}s^{-1}$ eingezeichnet.

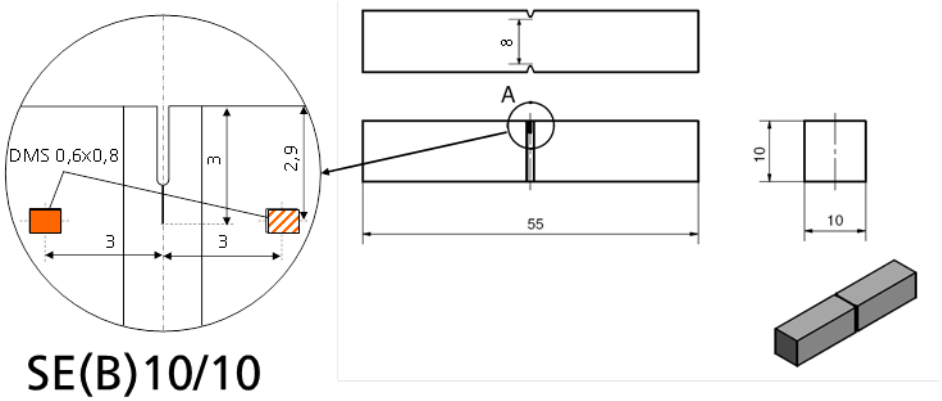


Bild 7-1
Lokale Kraftmessung bei SE(B)10/10 Proben mit Dehnungsmessstreifen

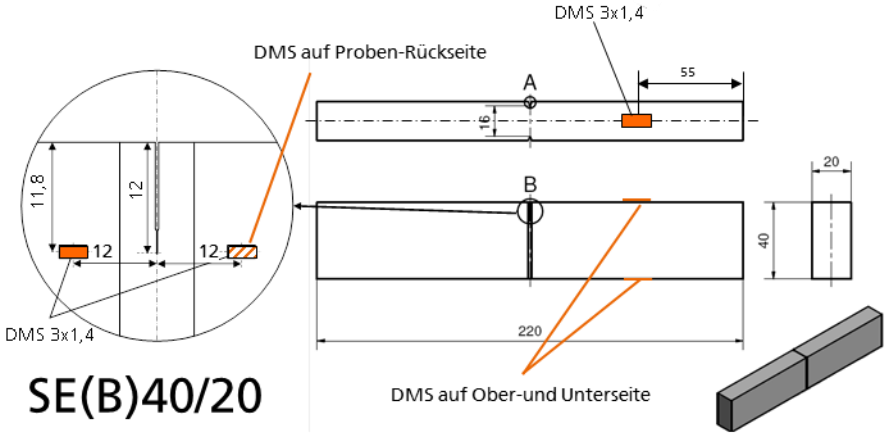


Bild 7-2
Lokale und quasilokale Kraftmessung bei SE(B)40/20 Proben mit Dehnungsmessstreifen

Bild 7-3 (unten) zeigt den annähernd linearen Verlauf der gemessenen Spannung der Dehnungsmesstreifen über der globalen Kraft eines Kalibrierversuchs bei T = +20 °C und einer Rissbeanspruchungsrate von $3x10^3$ MPa$\sqrt{m}s^{-1}$ für die lokale Kraftmessung. Mit einer linearen Regression lässt sich ein Kalibrierfaktor bestimmen um damit das Dehnungssignal für die schnelleren Versuche in eine lokale Kraft zu übertragen. Die Dehnungsmessung an weiteren Versuchen bei -20 °C und +20 °C ergaben annähernd gleiche Kalibrierfaktoren, so dass für alle weiteren Versuche ein Wert von Λ = 121 kN/V für die lokale Kraftmessung in Rissnähe verwendet wurde. Bei den schnellen Versuchen ab einer Rissbeanspruchungsrate von mehr als $1x10^5$ MPa$\sqrt{m}s^{-1}$ wurde bei den SE(B)40/20 Proben die lokale Kraftmessung eingesetzt. Da auf Grund der großen plastischen Verformung bei Versuchen bei T = +20°C die Kalibierkurve der rissnahen DMS vom lineare Verlauf zunehmend abweicht, wurde für diese Versuche ab einer Rissöffnung von CMOD <0.35 mm die quasilokale Kraftmessung mit

Dehnungsmesstreifen in den ¼ Punkten der Probe eingesetzt. Dazu wurde ein Wert von Λ = 195 kN/V für die quasilokale Kraftmessung in den ¼ Punkten der Probe ermittelt und verwendet.

Analog zur lokalen Kraft-Messtechnik bei SE(B)40/20 Proben wurde für die SE(B)10/10 Versuche bei einem Kalibrierversuch bei T = -20 °C und einer Rissbeanspruchungsrate von $2x10^3$ MPa$\sqrt{m}s^{-1}$ein Kalibrierfaktor von 82 kN/V für Dehnungsmessstreifen in Rissnähe ermittelt, siehe Bild 7-4.

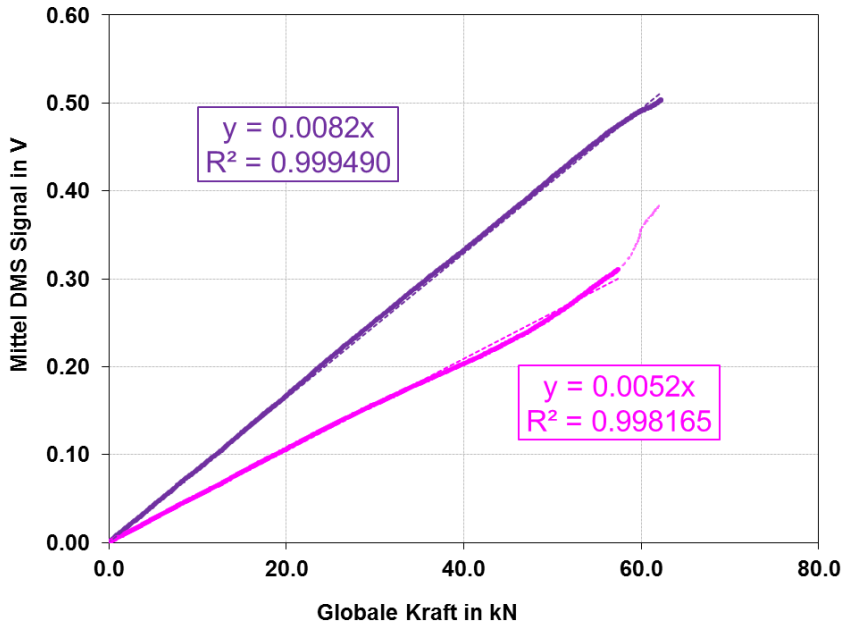


Bild 7-3
Kalibrierung der quasilokalen (oben) und lokalen (unten) Kraftmessung mit SE(B)40/20-Proben

ABP-SEB40-61

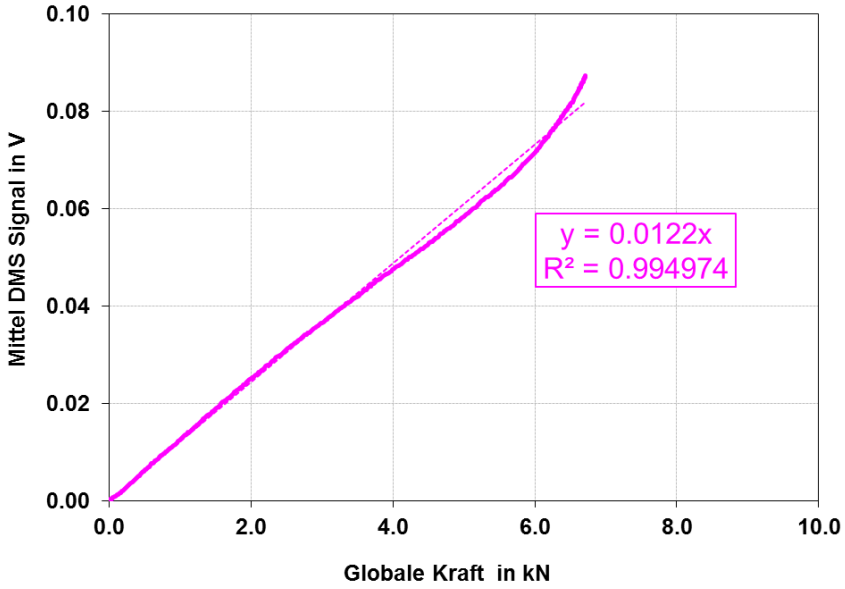


Bild 7-4
Kalibrierung der lokalen Kraftmessung mit SE(B)10/10-Proben

ABP-SEB10-A2

7.1.2 Lokale CMOD bzw. LLD-Messung

Für die Versuche in der Schnellzerreißmaschine mit SE(B)40/20 und SE(B)10/10 wurde die Rissöffnung mit Hilfe einer Hochgeschwindigkeits-Kamera bei Bildraten bis zu 250 kHz bestimmt. Dazu wurde die Verschiebung eines auf der Probenoberfläche aufgebrachten Musters mit der Grauwertkorrelationsanalyse ARAMIS [42] ausgewertet. Bild 7-5 zeigt Ausschnitte einer mit der HG-Kamera aufgenommenen Bildserie zur Bestimmung der Rissöffnung. Die Auswertung erfolgt dabei durch optisches Messen der relativen Bewegungen der Kerbflanken, siehe dazu auch Bild 7-6.

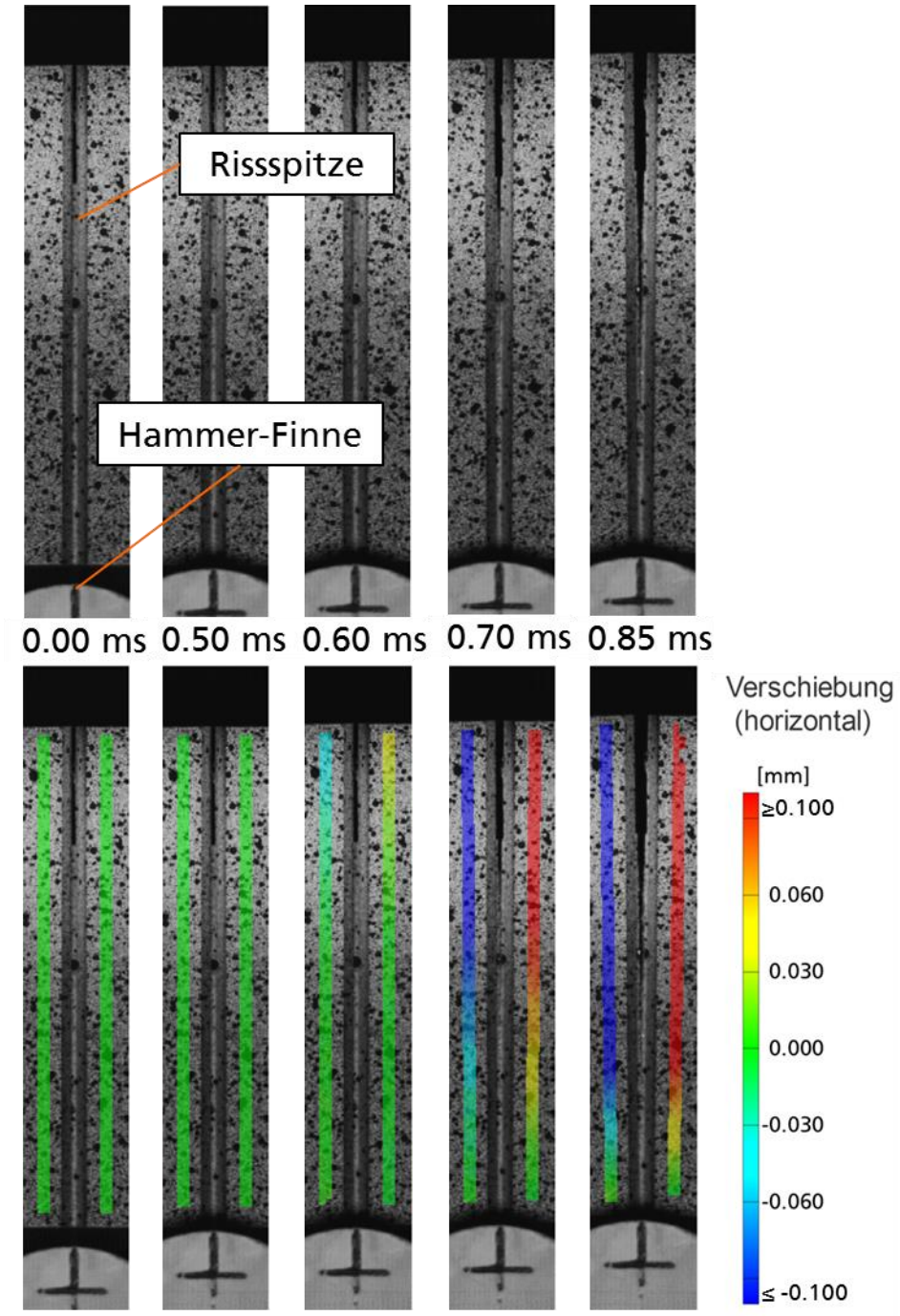


Bild 7-5
ARAMIS Bildserie eines dynamischen Bruchmechanikversuchs mit einer SE(B)40/20-Probe,
T = -20 °C

Schnellzerreißmaschine

v_0 ~ 2,5 m/s,
$\dot{K} = 5 \cdot 10^5$ MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}

oben: original Aufnahmen
unten: mit überlagerter ARAMIS-Auswertung

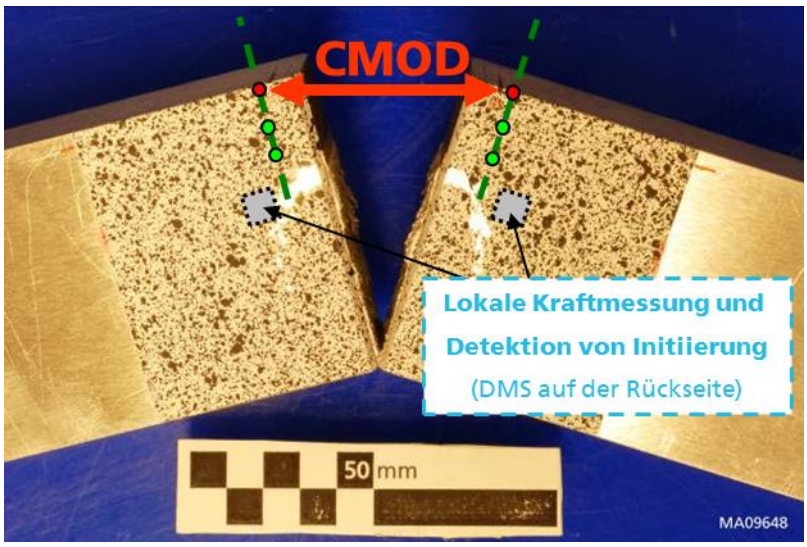


Bild 7-6
Beispiel für die Bestimmung von CMOD(t)

Hier ist die Probe bereits gebrochen.

Bei den Versuchen am Pendelschlagwerk wurde anstelle der Rissöffnung CMOD die Probendurchbiegung LLD durch doppelte Integration des Kraftsignals und der eingestellten Anfangsgeschwindigkeit nach DIN EN ISO 148 [34][35] bestimmt und zur Auswertung der Bruchzähigkeit $K_{Jc,d}$ verwendet. Die Berechnung von LLD erfolgt mit

$$s(t) = \int_{t_0}^{t} v(t)dt \tag{7.2}$$

und

$$v(t) = v_0 - \frac{1}{m}\int_{t_0}^{t} F(t)dt \tag{7.3}$$

wobei

s(t) … Weg der Hammer-Finne bzw. load line displacement (LLD)
t … Zeit
m… Hammermasse
v_0 … Anfangsgeschwindigkeit des Hammers beim Auftreffen auf die Probe
t_0 … Zeitpunkt des Auftreffens
F(t) … Kraftsignal.

7.2 Versuchsaufbauten

Für die dynamischen Untersuchungen mit SE(B)10/10 und SE(B)40/20 wurde eine Schnellzerreißmaschine der Firma Zwick mit einer maximalen Belastungsgeschwindigkeit von v_0 = 10 m/s verwendet. Der Ringversuch zwischen NIST, MPA und IWM sowie die Versuche mit SE(B)10/10-Proben bei einer Belastungsgeschwindigkeit von v_0 = 1,2 m/s wurden an einem 300J-Pendelschlagwerk durchgeführt.

7.2.1 SE(B)40/20-Versuche an der Schnellzerreißmaschine

Die Durchführung der Bruchmechanik-Versuche mit SEB()40/20 Proben an der Schnellzerreißmaschine (siehe Bild 7-7) erfolgte in einem Temperaturbereich von -40 °C bis +20 °C. Temperiert wurden die Proben dabei mit eingeblasenem flüssigem

Stickstoff in einer Temperierkammer. Die Prüftemperatur wurde mit einem an der Probe angebrachten Thermoelement überprüft und variierte bis max. ±1 K von der Solltemperatur. Für die SE(B) 40/20 Proben wurde eine Vorrichtung in Anlehnung an die Vorgaben der ASTM E1921 eingesetzt. Der Radius der Finne betrug 10 mm, der des Widerlagers 15 mm. Der untersuchte Geschwindigkeit lag im Bereich von einigen mm bis wenige Meter pro Sekunde.

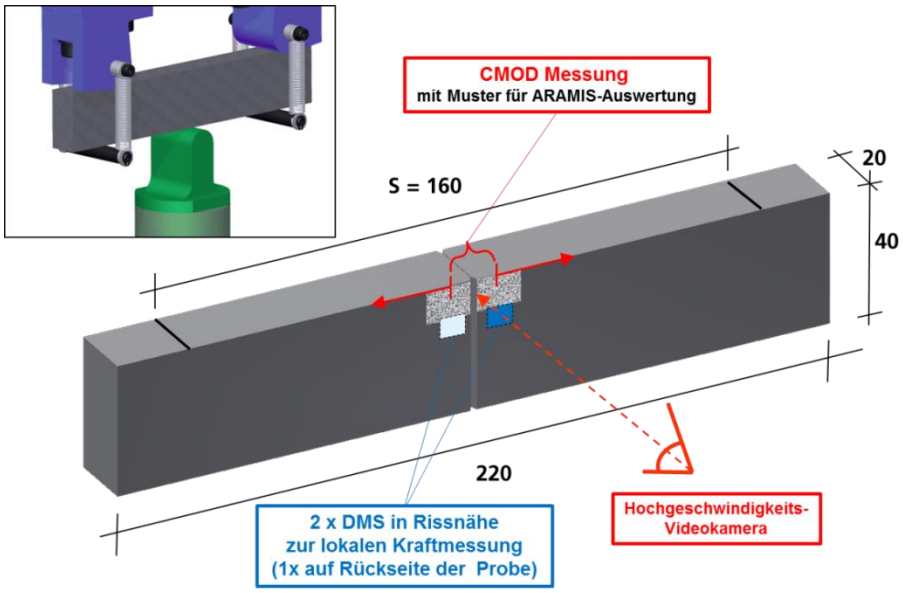


Bild 7-7
Versuchsaufbau für dynamische Bruchmechanik-Versuche mit SE(B)40/20-Proben an der Schnellzerreißmaschine

7.2.2 SE(B)10/10-Versuche an der Schnellzerreißmaschine

Für die dynamischen SE(B)10/10 Bruchmechanik-Versuche an der Schnellzerreißmaschine wurde eine Vorrichtung verwendet, deren Abmessungen (Radien von Widerlager und Finne) mit denen des Pendelschlagwerks übereinstimmen und so vergleichbare Versuchsanordnungen realisiert wurden. Insbesondere wurden die gleichen Kontaktradien verwendet (Finnenradius = 2 mm und Widerlagerradius = 1 mm) sowie ein Widerlagerabstand von S = 42 mm.

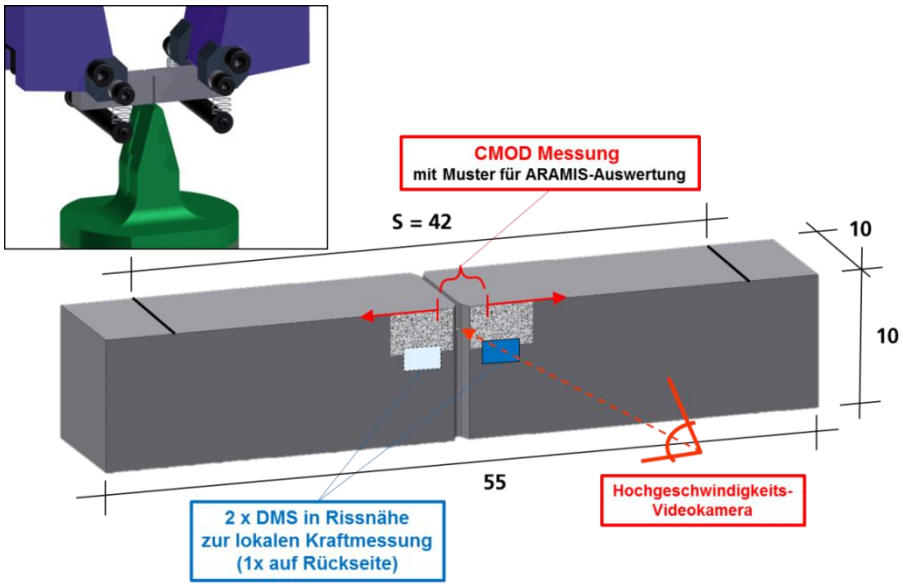


Bild 7-8
Versuchsaufbau für dynamische Bruchmechanik-Versuche mit SE(B)10/10-Proben an der Schnellzerreißmaschine

7.2.3 SE(B)10/10-Versuche am 300J-Pendelschlagwerk

Bild 7-9 zeigt den Aufbau am 300J Pendelschlagwerk für SE(B)10/10 Proben. Der Auflagerabstand beträgt S = 42 mm. Die Geschwindigkeit v_0 beim Auftreffen der Finne wird durch die Höhe der Pendelscheibe eingestellt. Die Temperierung erfolgte in einer Temperierkammer, die es ermöglicht, die mit Stickstoff gekühlten Proben erst kurz vor dem Versuch mit einem mechanischen Schieber innerhalb weniger als 5 s auf die Widerlager zu positionieren, und den Versuch auszulösen.

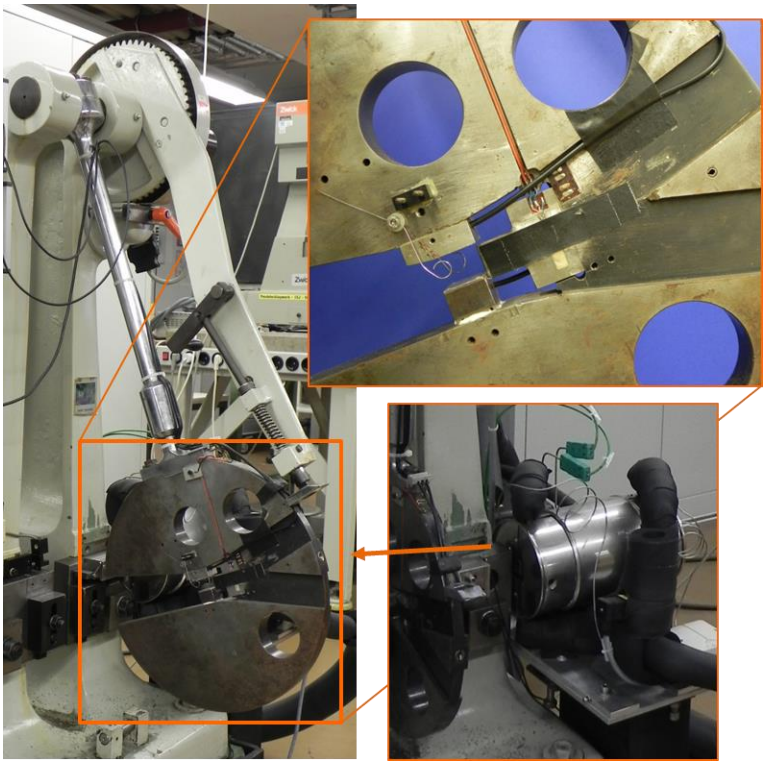


Bild 7-9
Aufbau des instrumentierten 300J-Pendelschlagwerks für SE(B)10/10-Proben mit Klimakammer (unten rechts)

7.2.4 Messergebnisse der SE(B)10/10-Versuche am Pendelschlagwerk

Die Kraft-LLD Kurven sind für die SE(B)1010-Serien bei einer Rissbeanspruchungsrate von $\dot{K}$= 3x10^5 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1} in den Diagrammen Bild 7-10 für T = -20°C, Bild 7-11 für T = -10°C und Bild 7-12 für T = 0°C aufgetragen. Zudem ist die verwendete Nachgiebigkeit C_{gesamt} für die Berechnung des plastischen Anteils der Verformungsarbeit eingezeichnet. Die Gesamt-Nachgiebigkeit wurde aus der mittleren Anfangssteigung $C_{gesamt,LLD}$ der Kraft-Durchbiegungs-Verläufe bestimmt nach Abzug der Maschinennachgiebigkeit ergibt sich die Probennachgiebigkeit $C_{Probe,LLD} = C_{gesamt,LLD} - C_{Masch}$. Für die Maschinensteifigkeit des PSW-Aufbaus wurde ein aus früheren Untersuchungen [43] bestimmter Wert von C_{Masch} = 1/123 kN/mm verwendet.

Der aus den Kraft-LLD-Kurven bestimmte Wert für die Probennachgiebigkeit $C_{Probe,LLD}$ lag dabei innerhalb der maximalen 10% Abweichung des nominellen Wertes, der sich nach ASTM 1820 [24] Kapitel A1.4.2 für SE(B)-Proben mit

$$C_{LLD,ASTM} = \frac{1}{EB_e}\left(\frac{S}{W-a_0}\right)^2 \cdot \left[1{,}193 - 1{,}98\left(\frac{a_0}{W}\right) + 4{,}478\left(\frac{a_0}{W}\right)^2 - 4{,}443\left(\frac{a_0}{W}\right)^3 + 1{,}739\left(\frac{a_0}{W}\right)^4\right] \quad (7.4)$$

und

S … Auflagerabstand in mm
E … E-Modul bei Prüftemperatur T
W … Probenbreite in mm
B_e … Effektive Probenbreite mit $B_e = B - (B - B_N)^2/B$
B_N … Netto Probenbreite (abzgl. der Seitenkerbung) in mm
a_0 … Anfangsrisslänge in mm

berechnet.

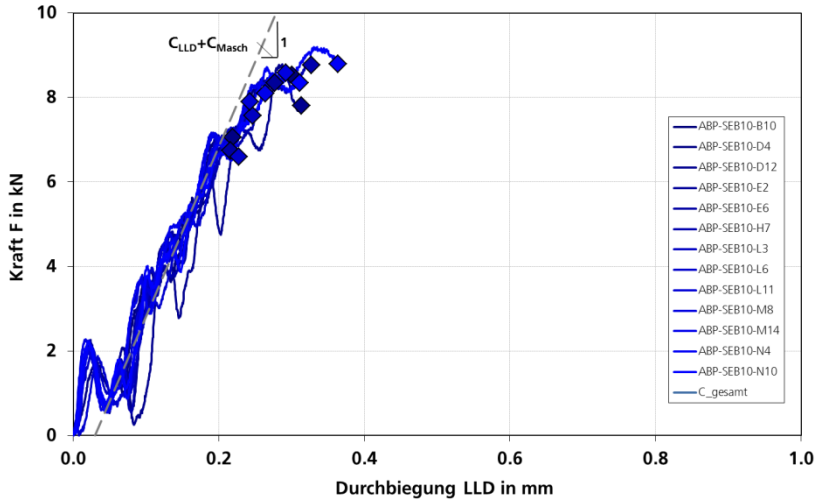


Bild 7-10
Kraft-LLD Kurven

SE(B)10/10
T = -20 °C
$\dot{K}$= 3x10^5 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}

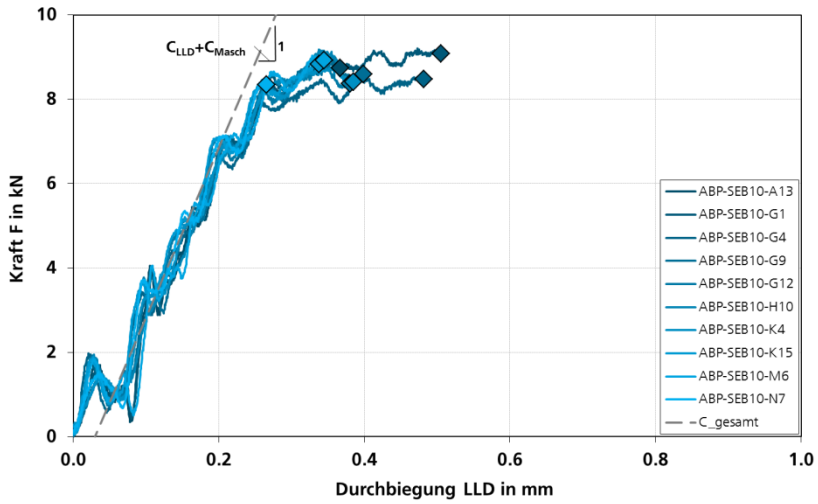


Bild 7-11
Kraft-LLD Kurven

SE(B)10/10
T = -10 °C
$\dot{K}$= 3x10^5 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}

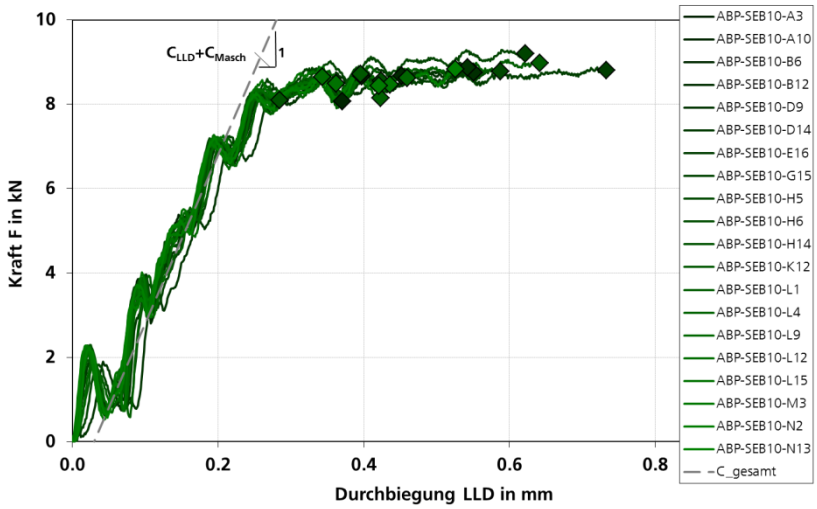


Bild 7-12
Kraft-LLD Kurven

SE(B)10/10
T = 0 °C
$\dot{K}$= 3x10^5 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}

7.2.5 Messergebnisse der SE(B)10/10-Versuche an der Schnellzerreißmaschine

Die Diagramme in Bild 7-13 und Bild 7-14 zeigen die Kraft-Rissöffnungs-Kurven der zusätzlichen Versuchsreihen mit SE(B)10/10-Proben bei -20°C an der Schnellzerreißmaschine. Die Kraftmessung erfolgte ausschließlich für die schnellsten Versuche bei einer Rissbeanspruchungsrate von $\dot{K}$= 3x10^6 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1} lokal mit auf der Probe instrumentierte Dehnungsmessstreifen, siehe dazu Kap. 7.1.

In den Diagrammen ist im Anfangsbereich der Kraft-CMOD-Kurven die mittlere Proben-Nachgiebigkeit C_{CMOD} eingezeichnet. Diese lag ebenso wie bei den PSW-Versuchen innerhalb der geforderten 10% Abweichung des nominellen Wertes mit

$$C_{CMOD,ASTM} = \frac{6S}{EWB_e}\left(\frac{a_0}{W}\right)\cdot \left[0{,}76 - 2{,}28\left(\frac{a_0}{W}\right) + 3{,}87\left(\frac{a_0}{W}\right)^2 - 2{,}04\left(\frac{a_0}{W}\right)^3 + 1{,}739\frac{0{,}66}{\left(1-\frac{a_0}{W}\right)^2}\right] \quad (7.5)$$

und

S …	Auflagerabstand in mm
E …	E-Modul bei Prüftemperatur T
W …	Probenbreite in mm
B_e …	Effektive Probenbreite mit $B_e = B - (B - B_N)^2/B$
B_N …	Netto Probenbreite (abzgl. der Seitenkerbung) in mm
a_0 …	Anfangsrisslänge in mm.

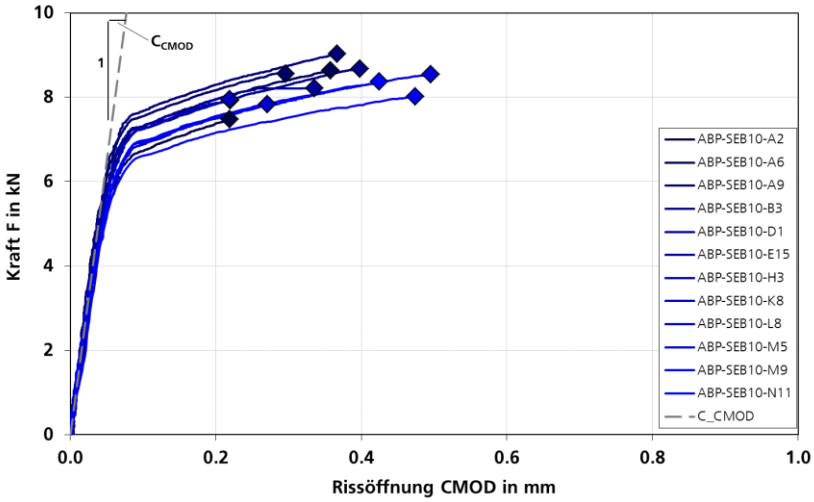


Bild 7-13
Kraft-CMOD Kurven

SE(B)10/10
T = -20 °C
$\dot{K}$= 3x10^3 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}

Die Ergebnisse bei der langsamen Rissbeanspruchungsrate von $\dot{K}$= 3x10^3 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1} zeigen deutliche Plastifizierung mit großen Rissöffnungswerten bis 0.5 mm, entsprechend wurde das $K_{Jc,d,limit}$-Kriterium bei 8 von 10 Versuchen verletzt und es konnte somit keine gültige MC-Referenztemperatur bestimmt werden.

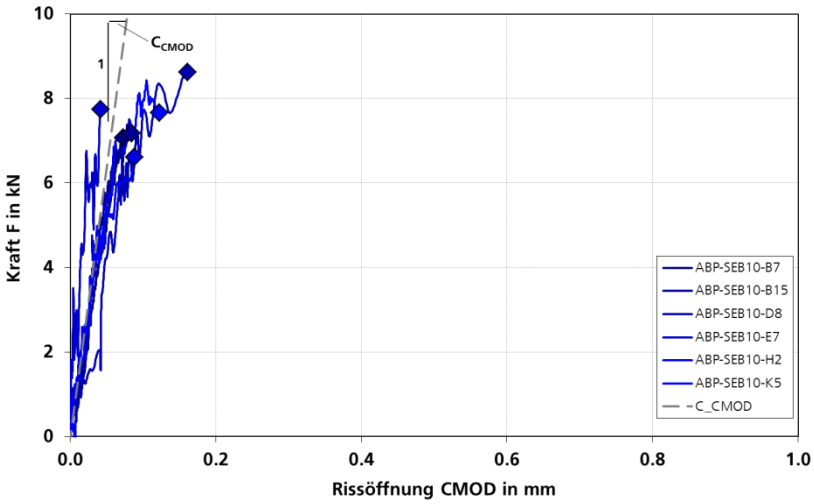


Bild 7-14
Kraft-CMOD Kurven

SE(B)10/10
T = -20 °C
$\dot{K}$= 3x10^6 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}

Die Versuche bei der höchsten Rissbeanspruchungsrate mit $\dot{K}$ = 3x10^6 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}, s. Bild 7-14, lagen mit den Versuchszeiten deutlich unter dem t_W-Kriterium, so dass auch hier die sehr lokale Kraftmessung mit DMS eingesetzt wurde, siehe Kap. 7.1. Ein Versuch zeigt eine deutliche Abweichung in der Steigung der Kraft-CMOD Kurve, siehe Bild 7-14 linke Kurve. Da jedoch bei diesem Versuch kaum plastische Verformung auftrat, reichte die Auswertung der maximalen Kraft für die Berechnung der Bruchzähigkeit und er konnte in die Auswertung mit einbezogen werden.

7.2.6 Messergebnisse der SE(B)40/20-Versuche an der Schnellzerreißmaschine

In den Diagrammen in Bild 7-15 bis Bild 7-23 sind die Kraft-Rissöffnungs-Kurven der Versuchsreihen mit SE(B)40/20-Proben dargestellt. Die Kraftmessung erfolgte ausschließlich für die schnellsten Versuche bei einer Rissbeanspruchungsrate von $\dot{K} = 3x10^5$ MPa$\sqrt{m}$ s^{-1} lokal mit auf der Probe instrumentierte Dehnungsmessstreifen, siehe Kap. 7.1.

Die einzelnen Probennachgiebigkeitswerte $C_{Probe,CMOD}$ lagen innerhalb der 10% Abweichung vom nominellen Wert nach (7.5).

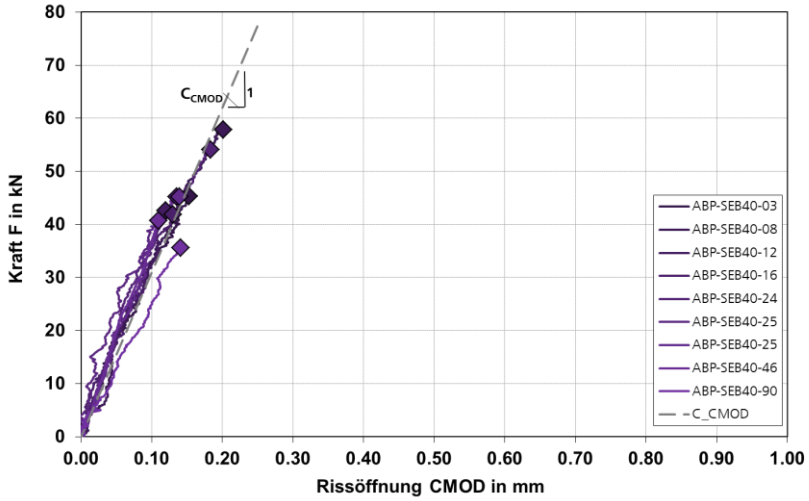


Bild 7-15
Kraft-CMOD Kurven

SE(B)40/20
T = -40 °C
$\dot{K}$= 3x10^3 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}

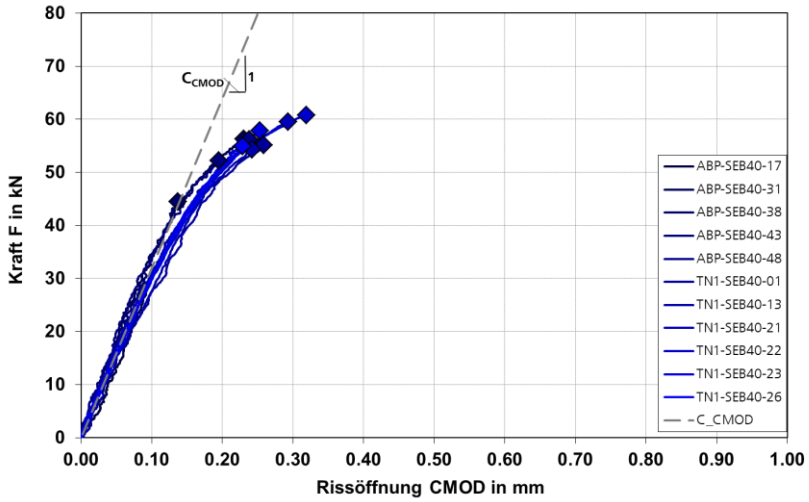


Bild 7-16
Kraft-CMOD Kurven

SE(B)40/20
T = -20 °C
$\dot{K}$= 3x10^3 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}

(inkl. Ergebnisse aus [4])

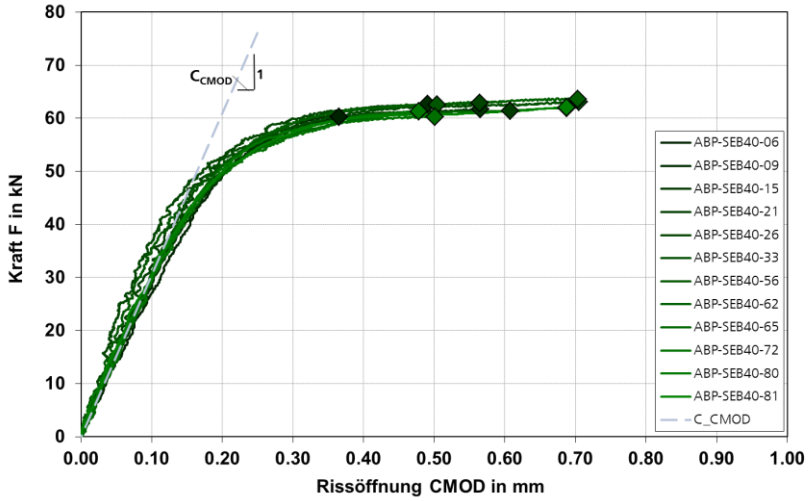


Bild 7-17
Kraft-CMOD Kurven

SE(B)40/20
T = 0 °C
$\dot{K}$= 3x10^{3} MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}

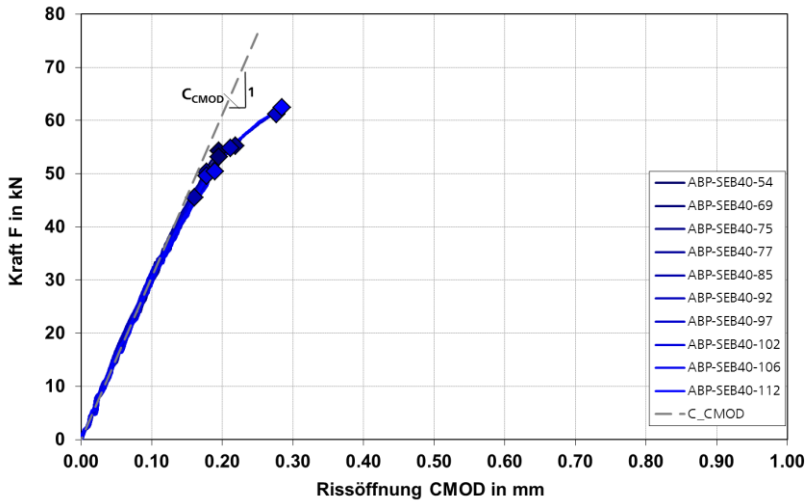


Bild 7-18
Kraft-CMOD Kurven

SE(B)40/20
T = -20 °C
$\dot{K}$= 2x10^{4} MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}

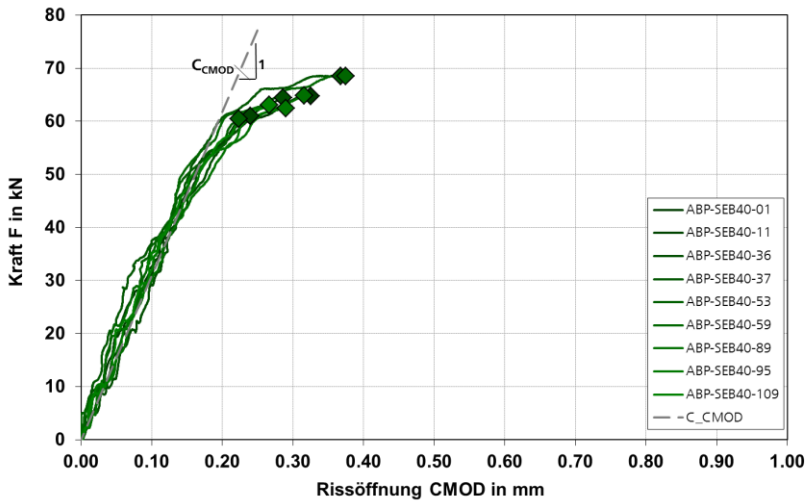


Bild 7-19
Kraft-CMOD Kurven

SE(B)40/20
T = 0 °C
$\dot{K}$= 2x10^{4} MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}

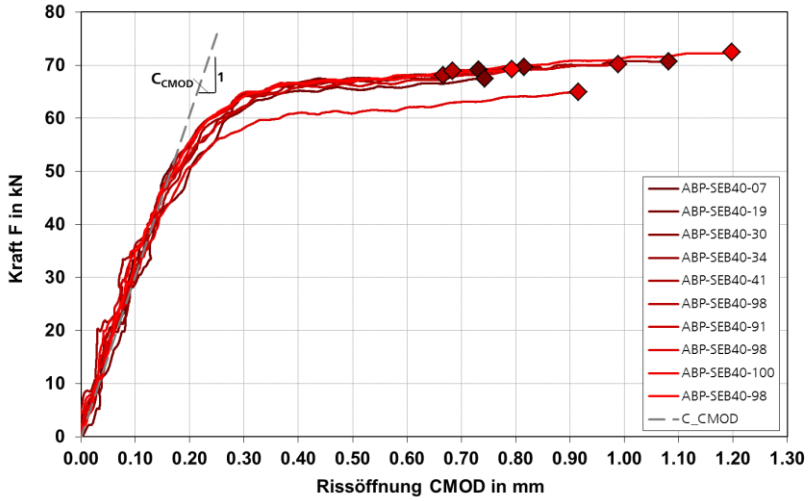


Bild 7-20
Kraft-CMOD Kurven

SE(B)40/20
T = +20 °C
$\dot{K}$= 2x10^{4} MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}

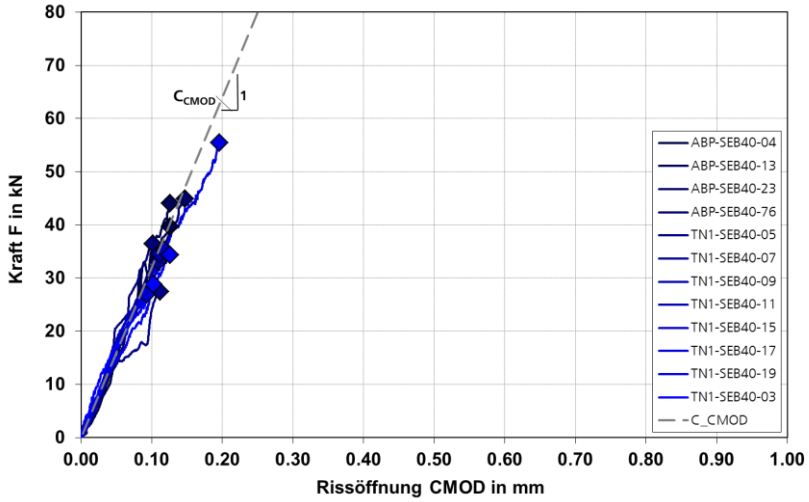


Bild 7-21
Kraft-CMOD Kurven

SE(B)40/20
T = -20 °C
$\dot{K}$= 3x10^{5} MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}

(inkl. Ergebnisse aus [4])

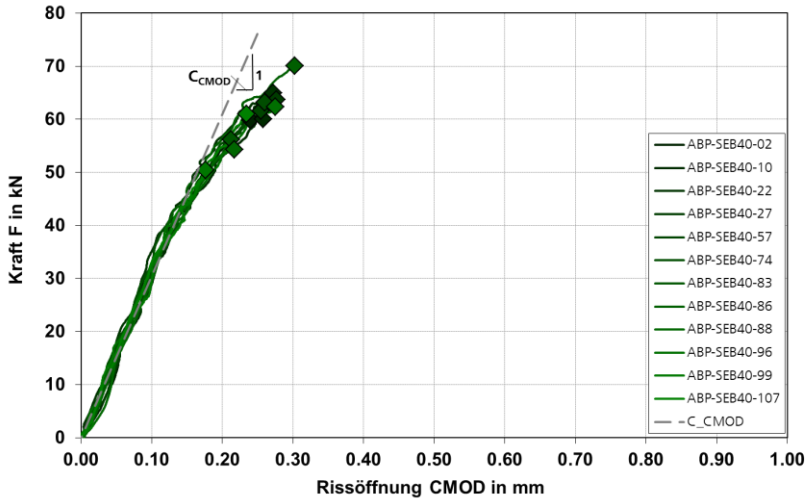


Bild 7-22
Kraft-CMOD Kurven

SE(B)40/20
T = 0 °C
$\dot{K}$= 3x10^{5} MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}

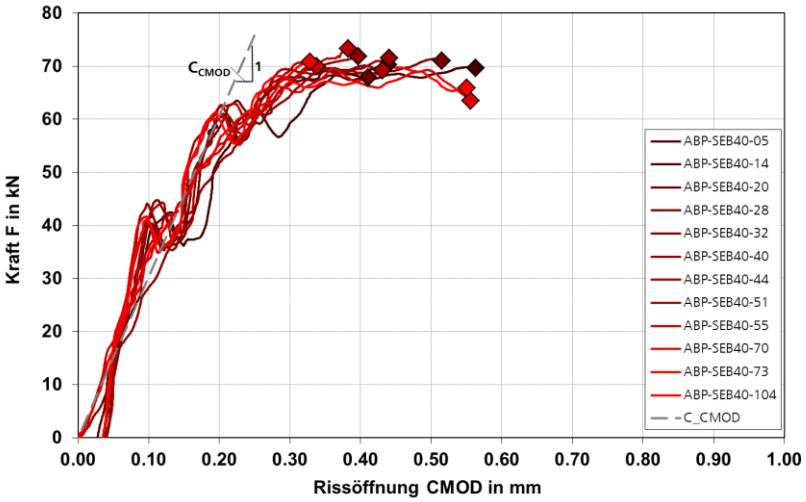


Bild 7-23
Kraft-CMOD Kurven

SE(B)40/20
T = +20 °C
$\dot{K}$= 3x10^5 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}

7.3 Bestimmung der dynamischen Bruchzähigkeit $K_{Jc,d}$

Aus den dynamischen Kraft-Rissöffnungs- bzw. Durchbiegungs-Kurven bis Instabilitätsbeginn wurden nach ASTM E1921 die Bruchzähigkeitswerte $K_{Jc,d}$ (T,$\dot{K}$) der dynamischen Bruchmechanik-Versuche in Abhängigkeit der Prüfbedingungen (Temperatur T und Rissbeanspruchungsrate $\dot{K}$) nach

$$K_{Jc,d} = \sqrt{J_c \frac{E}{1-\nu}} \tag{7.6}$$

mit

$$J_c = J_e + J_p \tag{7.7}$$

bestimmt.

Dabei berechnet sich der elastische Anteil J_e des J-Integrals bei einer Risslänge a_0 unter der Annahme eines ebenen Dehnungszustandes zu

$$J_e = \frac{(1-\nu^2)K_e^2}{E} \tag{7.8}$$

mit

$$K_e = \frac{FS}{\sqrt{BB_N}W^{3/2}} f(a_0/W) \tag{7.9}$$

und

$$f\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{3\left(\frac{a_0}{W}\right)^{\frac{1}{2}}\left[1{,}99 - \left(\frac{a_0}{W}\right)\left(1-\frac{a_0}{W}\right)\left(2{,}15 - 3{,}93\left(\frac{a_0}{W}\right) + 2{,}7\left(\frac{a_0}{W}\right)^2\right)\right]}{2\left(1+2\frac{a_0}{W}\right)\left(1-\frac{a_0}{W}\right)^{\frac{3}{2}}} \tag{7.10}$$

bei SE(B) Proben.

Der plastische Anteil der Verformungsarbeit berechnet sich mit

$$J_p = \frac{\eta A_p}{B_N b_0} \tag{7.11}$$

und

$$\eta \approx 2 + \frac{b_0}{W} + \left(1 + \frac{W}{S}\right)\left(\frac{b_0}{W}\right)^2 \tag{7.12}$$

für die Versuche mit CMOD Messung.

Die Auswertung mit Hilfe von „load line displacement“ LLD bei den Versuchen mit SE(B)10/10 Proben am Pendelschlagwerk erfolgte mit

$$\eta \approx 2 - 0{,}6\frac{W}{S}\frac{b_0}{W} - \left(2 - 0{,}6\frac{W}{S}\right)\left(\frac{b_0}{W}\right)^{9+\frac{4W}{S}}. \tag{7.13}$$

Die hier verwendeten Formeln für η nach Wallin [45] wurden verwendet, weil sie auch bei einer Auflagerweite von $S \neq 4W$ anwendbar sind und hier bei den SE(B)10/10-Versuchen durchgängig S/W = 4,2 vorlag wie bei Charpy-V Proben. Die in ASTM E1820 [24] verwendeten Werte von $\eta = 3{,}667\text{-}2{,}199*(a_0/W)+0{,}437(a_0/w)^2$ bei CMOD und $\eta = 1.9$ bei LLD sind nur bei S/W = 4 anwendbar.

Die Bestimmung des plastischen Anteils A_p ist exemplarisch in Bild 7-24 dargestellt. Die Anteile der Flächen setzen sich folgendermaßen zusammen:

$$A_p = A - \frac{1}{2} C_{Probe} F^2$$
$$A = A_p + A_e. \tag{7.14}$$

Die Berechnung der Bruchzähigkeit $K_{Jc,d}$ (T, $\dot{K}$) erfolgt schließlich mit (7.6)

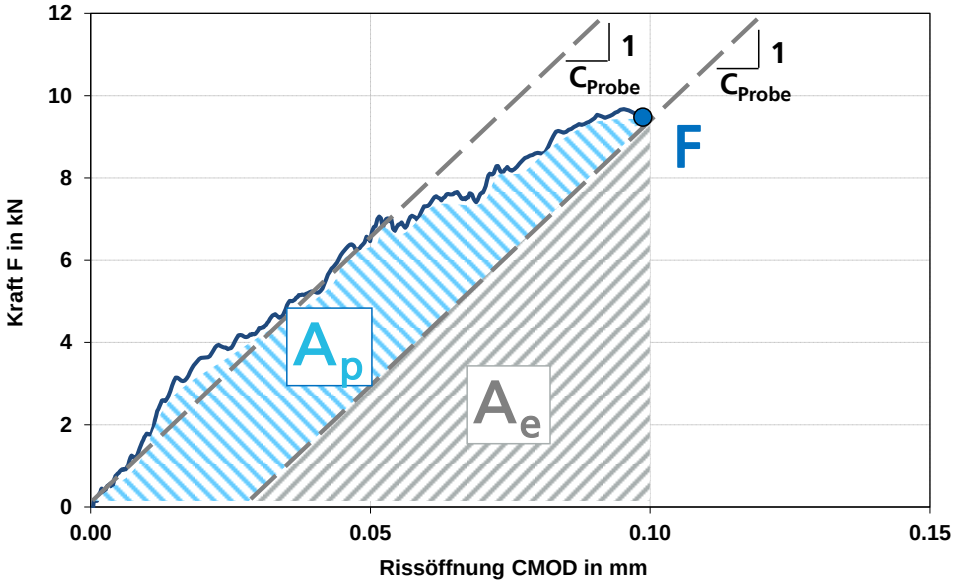


Bild 7-24
Elastischer und plastischer Anteil der dynamischen Bruchzähigkeit $K_{Jc,d}$ bei TN1-SEB10-38 anhand von lokaler Kraft- und Rissöffnungsmessung

7.4 Rissbeanspruchungsrate

Analog zum vorherigen Projekt, wurde hier die Rissbeanspruchungsrate ebenso aus dem Verlauf der Rissbeanspruchung $K_{J,d}(t)$ bestimmt. Dabei wurde die Steigung der $K_{J,d}(t)$-Kurve im elastischen Kraft-Weg-Verlauf zwischen 1/2 F_A und F_A ermittelt, siehe Bild 7-25, und der Mittelwert als charakteristische Rissbeanspruchungsrate gewählt. F_A entspricht dabei der Kraft an der oberen Grenze des linearen Kraft-CMOD-Verlaufs nach BS [44].

F_A berechnet sich für SE(B) Proben mit

$$F_A = \frac{B \cdot R_{el}^{dyn} (W - a_0)^2}{S} \tag{7.15}$$

und

$R_{el}^{dyn}(\dot{\varepsilon}, T)$ … dynamische Streckgrenze bei Versuchstemperatur T in MPa
T … Prüftemperatur in °C
B … Probenbreite in mm
W … Probenbreite in mm
a_0 … Anfangsrisslänge in mm
S … Auflagerabstand

Die dynamische Streckgrenze wurde dabei aus den Ergebnissen der dynamischen Zugversuche ermittelt, siehe Kap. 6.1.4.

Abhängig von der gewählten Prüfgeschwindigkeit und des nichtlinearen Zusammenhangs zwischen der Rissbelastung $K_J(t)$ und der Proben-Durchbiegung LLD(t) bzw. Rissöffnung CMOD(t), kommt es über den Verlauf des Versuchs zu geringen Abweichungen der Rissbeanspruchungsrate $\dot{K}_J(t)$ von einer charakteristischen Rate dK/dt_{BS} , die im linearen Bereich bestimmt wurde, siehe dazu grüne Gerade in Bild 7-26.

Um festzustellen, ob dK/dt hinreichend konstant ist bis zur Initiierung wird empfohlen, den dK/dt(t)-Verlauf wie in Bild 7-26 zu ermitteln und den Mittelwert zwischen ½ F_A und F_{ini} zu bestimmen, siehe rote Gerade in Bild 7-26. Dieser Mittelwert stellt eine charakteristische Rissbeanspruchungsrate dar. Nachteil von dK/dt_{BS} ist, dass nur der elastische Bereich bewertet wird, und nach ASTM E1820 die Rate nur integral gebildet wird, so dass ein Einbruch der Rissbeanspruchungsrate oder Beschleunigungen nicht erkannt werden. Die Analyse des gesamten dK/dt-Verlaufs ermöglicht dagegen das Erkennen solcher Einflüsse, so dass dann auch Maßnahmen zur Verbesserung ergriffen werden können.

Für eine hinreichend konstante Rissbeanspruchungsrate ist es erfahrungsgemäß ausreichend, wenn dK/dt(t) zwischen 0,5 F_A und F_{ini} nirgends mehr als 50% von diesem Mittelwert abweicht. Dies ist in diesem Beispiel in Bild 7-26 und bei allen anderen IWM-Versuchen erfüllt. Letzteres bedeutet, dass dK_J/dt maximal um einen Faktor 3 variiert, also deutlich weniger als eine Dekade der Beanspruchungsrate. Das entspricht auch dem, was ASTM E1921 zulässt.

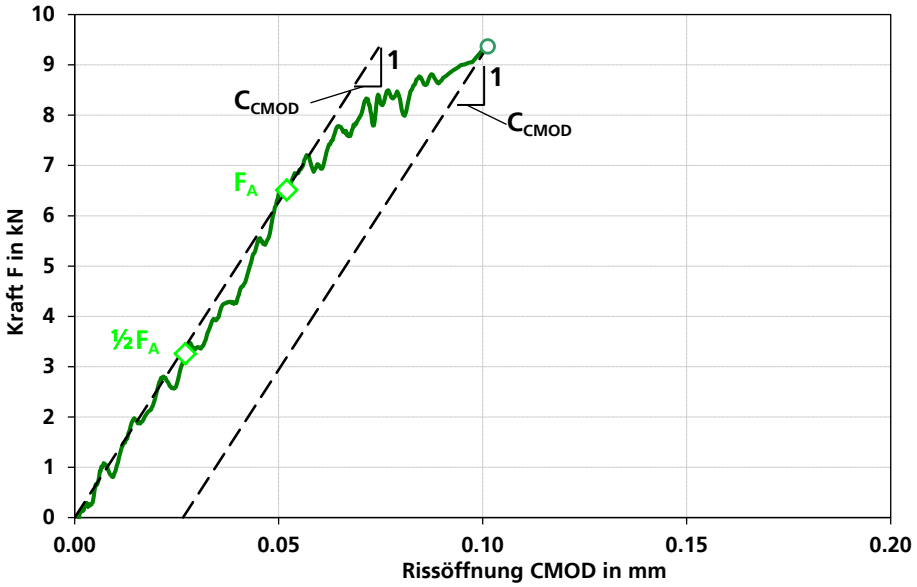


Bild 7-25
Kraft-Rissöffnungsverlauf

SE(B)10/10
T = -20 °C
$\dot{K} = 3 \cdot 10^6$ MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}

Probe TN1-SEB10-43

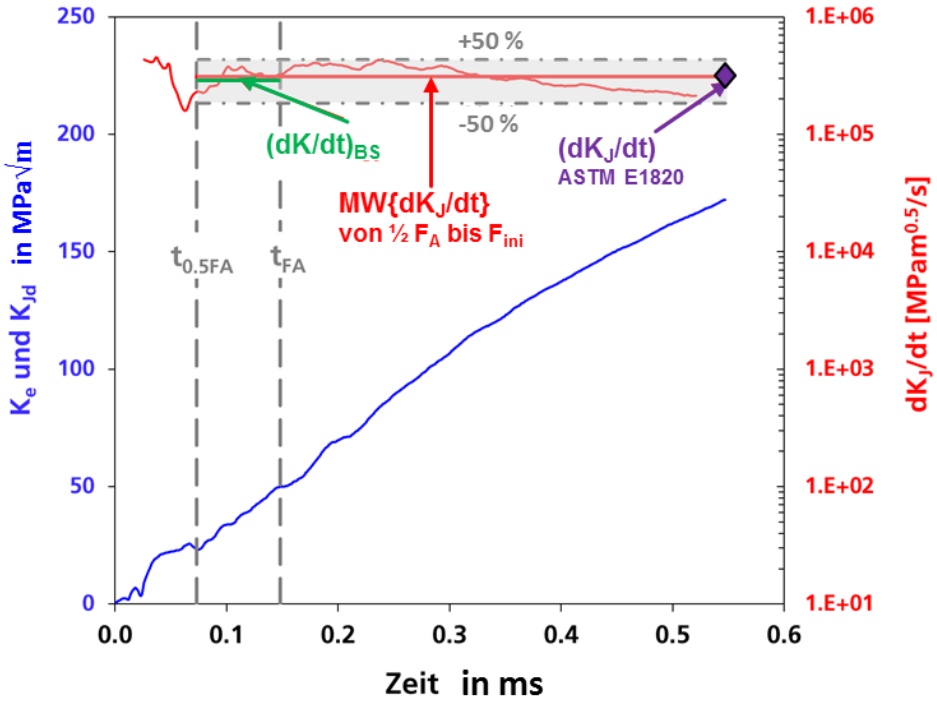


Bild 7-26
Beispielhafter Rissbeanspruchungsverlauf $K_J(t)$ und die entsprechende zeitliche Ableitung $\dot{K}_J(t)$

Charakteristische Rate und empfohlene Grenzen des weiteren Verlaufs $\dot{K}_j(t)$ im plastischen Bereich der Belastung

Rissbeanspruchungsrate nach BS [44], ASTM E1820 [24] zum Vergleich.

SE(B)10/10
T = 0 °C
$\dot{K} = 3 \cdot 10^5$ MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}
PSW

8
Auswertung und Analyse der Bruchmechanikergebnisse

8.1 Masterkurven-Auswertung nach ASTM E1921

Das Sprödbruchverhalten von ferritischen Stählen im spröd-duktilen Übergangsbereich ist großen Streuungen unterworfen. Diese können nach Wallin mit einer 3-Parameter Weibull-Verteilung beschrieben werden [45][3]. Hinzu kommen Beobachtungen, dass große Rissbreiten zu kleineren Bruchzähigkeitskennwerten führen als kleinere Rissbreiten, Wallin [45]. Dabei skaliert die Bruchzähigkeit mit der vierten Wurzel der Probenbreite. Um den Größeneffekt zu berücksichtigen werden im Masterkurvenkonzept die Bruchzähigkeitskennwerte auf eine Standard C(T) Probenbreite von 25 mm (1T) mit

$$K_{Jc(x)} = 20 + \left[K_{Jc(x)} - 20\right]\left(\frac{B_0}{B_x}\right)^{1/4} \tag{8.1}$$

bezogen. Dabei sind

B_0 … Standardbreite = 25 mm (ohne Berücksichtigung der Seitenkerben)
B_x … Probenbreite (ohne Seitenkerben) in mm
$K_{Jc(0)}$ … Bruchzähigkeitskennwert für Probenbreite B_0 in MPa√m
$K_{Jc(x)}$ … Bruchzähigkeitskennwert für Probenbreite B_x in MPa√m

Für die statistische Verteilung der Kennwerte bei einer Temperatur wurden empirisch anhand zahlreicher Untersuchungen, vornehmlich an quasistatischen Versuchen, die Parameter K_{min} = 20 MPa√m und eine Streubreite bzw. ein Weibull „shape"-Parameter b = 4 ermittelt [45][3].

Weiter zeigt sich, dass die Bruchzähigkeit einen exponentiellen Verlauf über der Prüftemperatur aufweist und die Median-Bruchzähigkeitswerte von ferritischen Stählen sich generell mit der Masterkurve folgenderweise beschreiben lässt,

$$K_{Jc,med}(T) = 30 + 70 \cdot e^{0{,}019\cdot(T-T_0)}. \tag{8.2}$$

Dabei ist T_0 die Masterkurvenreferenztemperatur, bei der die Median-Bruchzähigkeit einen Wert von 100 MPa√m aufweist. Die Masterkurve wird also mit diesem einzigen Parameter positioniert und verschiebt die Kurve auf der Temperaturachse. Höhere Referenztemperaturen entsprechen somit niedrigeren Bruchzähigkeitskennwerten und damit spröderem Verhalten, niedrigere Temperaturen wiederum zeigen ein zäheres Verhalten.

Ein bei dynamischer Belastung auftretender Versprödungseffekt wird in der Norm mit einer Verschiebung ΔT zu höheren Referenztemperaturen $T_{0,X}$. beschrieben. X steht dabei für den auf ganze Zahlen abgerundeten Logarithmus der Rissbeanspruchungsrate dK/dt und ist hier mit einer Nachkommastelle angegeben.

Für jede einzelne Versuchsserie mit mindestens n = 6 gültigen Versuchen bei einer bestimmten Prüftemperatur T und Rissbeanspruchungsrate X = log(K̇) wurden die Referenztemperaturen $T_{0,X}$ nach der Ein-Temperatur-Methode bestimmt, siehe ASTM E1921 [3] Kap. 10.4.

Dazu berechnet sich die Referenztemperatur durch Umstellung der Gleichung (8.2) mit

$$T_{0Q,X} = T - \left(\frac{1}{0{,}019}\right)\ln\left(\frac{K_{Jc,d,med(1T)}(T) - 30}{70}\right) \tag{8.3}$$

mit

$$K_{Jc,med(1T)} = 20 + (K_0 - 20)[\ln(2)]^{1/4} \tag{8.4}$$

und

$$K_0 = \left[\sum_{i=1}^{n} \frac{\left(K_{Jc,d(1T)}(T) - 20\right)}{r}\right] + 20 \tag{8.5}$$

mit

n … Anzahl geprüfter Proben
r … Anzahl der unzensierten Bruchzähigkeits-Werte.

Die Auswertung der Referenztemperatur mit der Mehrtemperatur-Methode erfolgt durch iteratives Lösen von

$$\sum_{i=1}^{n} \delta_i \frac{\exp\left[0.019\left(T_i - T_{0Q,multi}\right)\right]}{11.0 + 76.7\exp\left[0.019\left(T_i - T_{0Q,multi}\right)\right]} - \sum_{i=1}^{n} \frac{\left(K_{Jc,d(i)} - 20\right)^4 \exp\left[0.019\left(T_i - T_{0Q,multi}\right)\right]}{\left\{11.0 + 76.7\exp\left[0.019\left(T_i - T_{0Q,multi}\right)\right]\right\}^5} = 0. \tag{8.6}$$

mit

n … Anzahl geprüfter Proben
T_i … Prüftemperatur von $K_{Jc,d(i)}$
$K_{Jc,d(i)}$ … unzensierter/zensierter Bruchzähigkeitswert
δ_i … 1,0 falls Wert unzensiert 0 falls zensiert

Folgende Anforderungen müssen erfüllt sein, um gültige Referenztemperaturen $T_{0,X}$ bzw. $T_{0,X,multi}$ zu ermitteln:

- relative Risstiefe zwischen $0{,}45 \leq a_0/W \leq 0{,}55$
- notwendige Anzahl gültiger (unzensierter) Proben ($r \geq 6$) bzw. eine Anzahl je nach Prüftemperaturbereich, siehe ASTM E1921, Tabelle 6
- Bruchzähigkeit unterhalb eines Grenzwerts zur Gewährleistung von „small scale yielding“ (SSY) also einer Begrenzung der plastischen Zone mit $K_{Jc,d(i)} \leq K_{Jc,d,limit}\left(T, \sigma_{YS}^{d}(\dot{\varepsilon})\right)$, ASTM E1921 Kap. 7.5. Der Bruchzähigkeitskennwert darf weiter verwendet werden, wenn eine Zensierung erfolgt, s. u.
- Bereich der Prüftemperatur T innerhalb $-50\ K \leq T\text{-}T_{0Q,X} \leq +50\ K$, ASTM E1921 Kap. 10.5.5
- hinreichende gerade Rissfront, siehe Kap. 6.3.1
- Einbringung der Ermüdungsrisse mit maximaler Rissbelastung unter 15 $MPa\sqrt{m}$ innerhalb der letzten 0.2 mm Rissfortschritt, siehe Kap. 6.3.1
- Probennachgiebigkeit $C_{CMOD/LLD}$ innerhalb von ±10% der nominellen Probensteifigkeit $C_{CMOD/LLD,nom}$, ASTM E1820 Kap. A14.7.4

- Median Wert der Bruchzähigkeit $K_{Jc,d,med}$ oberhalb 58 MPa√m bei einer Ein-Temperatur-Auswertung , ASTM E1921 Kap. 10.4.1
- Duktile Risserweiterung Δa_p unterhalb 0,05(W-a_0) bzw. 1 mm
- Genügend lange Versuchszeiten $t_f > t_w$

Werden nicht alle Kriterien erfüllt, so wird die Referenztemperatur entsprechend ASTM E1921 mit $T_{0Q,X}$ bzw. $T_{0Q,X,multi}$ bezeichnet.

Wird das Kriterium für „small scale yielding" für eine geringe Zahl von Proben verletzt so, ist es dennoch möglich die Versuche in einer Masterkurven-Auswertung zu verwenden. Dabei wird der erreichte Bruchzähigkeitswert $K_{Jc,d}$ dem Grenzwert gleichgesetzt $K_{Jc,d,limit}\left(T, \sigma_{YS}^{d}(T,\dot{\varepsilon})\right)$ und die Anzahl der gültigen Versuche r verringert sich entsprechend. Für den Grenzwert kann konservativerweise die quasistatische oder, wie hier durchgeführt, die dynamische Streckgrenze eingesetzt werden. Dieser Grenzwert der Bruchzähigkeit $K_{Jc,d,limit}\left(T, \sigma_{YS}^{d}(T,\dot{\varepsilon})\right)$ bei entsprechender Prüftemperatur T und Rissbeanspruchungsrate $\dot{K}_I$ wird berechnet nach

$$K_{Jc,d,limit}\left(T, \sigma_{YS}^{d}(T,\dot{\varepsilon})\right) = \sqrt{\frac{E(T)\cdot b_0 \cdot \sigma_{YS}^{d}(T,\dot{\varepsilon})}{30\cdot(1-\nu^2)}}. \tag{8.7}$$

mit

T … Prüftemperatur
$E(T)$ … E-Modul bei T
ν … Poisson-Zahl
b_0 … Restligament

und der der dynamischen Streckgrenze $\sigma_{YS}^{d}(T,\dot{\varepsilon})$ bei Prüftemperatur T und charakteristische Dehnrate $\dot{\varepsilon}\left(T,\dot{K}_I\right)$ mit

$$\dot{\varepsilon}\left(T,\dot{K}_I\right) = \frac{2\cdot\sigma_{YS}(T)\cdot\dot{K}_I}{\overline{K_{Jc,d}}\cdot E(T)} \tag{8.8}$$

und

T … Prüftemperatur
$\dot{K}_I$ … Rissbeanspruchungsrate
$\overline{K_{Jc,d}}$ … mittlere zu erwartende Bruchzähigkeit
$\sigma_{YS}(T)$ … quasistatische Streckgrenze bei Prüftemperatur T
$E(T)$ … E-Modul bei Prüftemperatur.

Die dynamische Streckgrenze $\sigma_{YS}^{d}(T,\dot{\varepsilon})$ wurde aus den Ergebnissen der dynamischen Zugversuche ermittelt, siehe Kap. 6.1.4.

8.1.1 Von der Norm abweichende Versuchsbedingungen

Die ASTM E1921 erlaubt Risslängen zwischen a_0/W = 0.45 und 0.55, jedoch sind für die Bestimmung von $K_{Jc,d}(T,\dot{K})$ die risslängenabhängigen Formeln für den Geometriefaktor $f(a_0/W)$ zur Berechnung des elastischen Spannungsintensitätsfaktor K_e (7.10) sowie für die plastische Arbeit J_{pl} in (7.11) auch für geringere Risslängen anwendbar. Lediglich für die Bestimmung der Grenzbruchzähigkeit $K_{Jc,d,limit}$, die die Größe der erlaubten plastischen Zone begrenzt, und so für die Zensierung der Daten einer gültige Bestimmung der MC-Referenztemperatur eingesetzt wird, führt die abweichend von E1921 verwendete, geringe Risstiefe von a_0/W =0.3 zu etwas höheren Werten, also ein größerer gültiger Bereich an Bruchzähigkeitskennwerten. Dies ist der

Fall für die SE(B)40/20-Serie bei $\dot{K}$=2x10^4 MPa$\sqrt{m}$s^{-1} und T = +20 °C sowie bei den SE(B)10/10-Serien bei $\dot{K}$=3x10^5 MPa$\sqrt{m}$s^{-1} und T = -10 °C und T = 0 °C. Formal wurden diese Serien in den Untersuchungen hier ausgewertet und Masterkurven-Referenztemperaturen $T_{0Q,X}$ bestimmt. Jedoch ist hinsichtlich einer Auswertung zur Form der Masterkurve zu berücksichtigen, dass diese Serien die Bruchzähigkeits-Temperatur-Kurve möglicherweise überschätzen, da einige Werte bei geringerem Grenzwert $K_{Jc,d,limit}$ zensiert werden müssten. Auf eine mögliche Änderung zur Berücksichtigung eines geringeren Grenzwertes $K_{Jc,d,limit}$, durch Verwendung der Risstiefe a_0 anstelle des Restligaments b_0 wurde hier verzichtet. Die Ergebnisse der entsprechenden Versuchsreihen sind aber für die Bestimmung des Masterkurven-Verlaufs und für die statistische Analyse nicht verwendet worden bzw. in Klammern dargestellt.

Da teilweise die schnellen Versuchsserien das Kriterium $t_f < t_w$ verletzten, wurde hier abweichend von ASTM E1921 eine lokale bzw. quasilokale Kraftmessung eingesetzt, siehe dazu auch 7.1.1 um entsprechend schwingungsarme Kraftsignale zu erhalten.

8.2 Masterkurven für die SE(B)-Versuche

Die Auswertung der Masterkurven und die ermittelten Referenztemperaturen sind in Bild 8-1 bis Bild 8-4 dargestellt. Sie zeigen jeweils die ermittelten 50%- und 5%-Masterkurven sowie die aus den Bruchzähigkeitswerten bestimmte Referenztemperatur nach der Mehrtemperatur-Methode $T_{0Q,X,multi}$ unten rechts. Zum Vergleich sind in den Diagrammen die quasistatische 50%- und 5%-Masterkurve sowie die K_{IR} Kurve eingezeichnet. Die Ergebnisse der Ein-Temperatur-Auswertung sind als Referenztemperatur $T_{0Q,X}$ farblich passend neben den Medianwerten (offene Symbole) zu den einzelnen Versuchsserien geschrieben.

Werden alle Serien der drei Prüftemperaturen (-20°C, 0°C und +20°C) für die MC-Auswertung verwendet, so ergibt sich eine Referenztemperatur, bei der die +20 °C-Serie knapp (1 K) außerhalb der nach ASTM E1921 erlaubten Grenzen von -50 K ≤ T-$T_{0Q,X}$ ≤ +50 K liegen, siehe Bild 8-2. Es wurde trotzdem formal eine Referenztemperatur bestimmt. Da jedoch wie in 8.1.1 beschrieben eine Absenkung von $K_{Jc,d,limit}$ zu zahlreichen zensierten Werten führen würde, wurden die Ergebnisse bei T = +20 °C für die Analyse des Bruchzähigkeits-Temperatur-Verlaufs sowie für die statistische Analyse eingeklammert. .

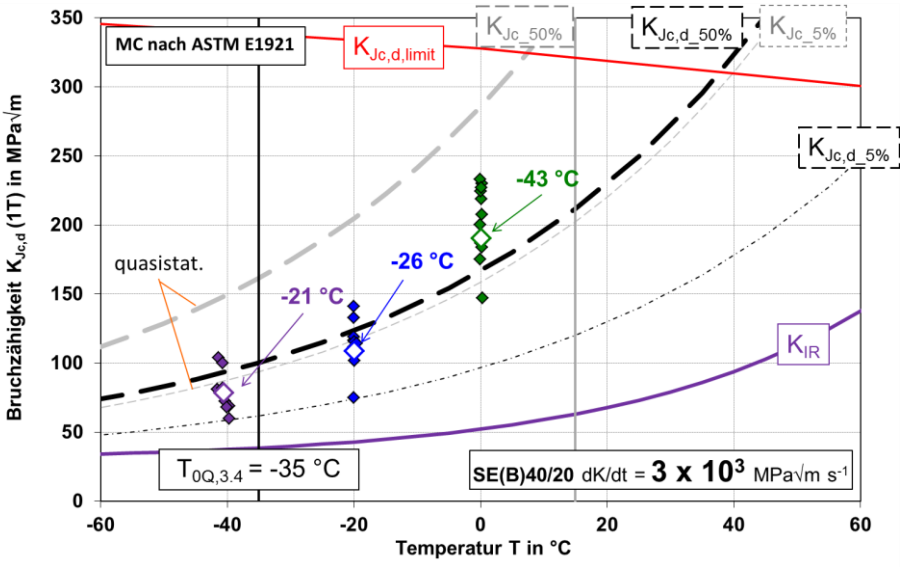


Bild 8-1
Ein- und Mehrtemperatur-Auswertung der Bruchzähigkeitswerte $K_{Jc,d}$(1T) für drei Prüftemperaturen

p = 0,019 /°C, Weibull b = 4

SE(B)40/20
T = -40 °C, -20 °C und 0 °C
$\dot{K}$ = 3x10^3 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}

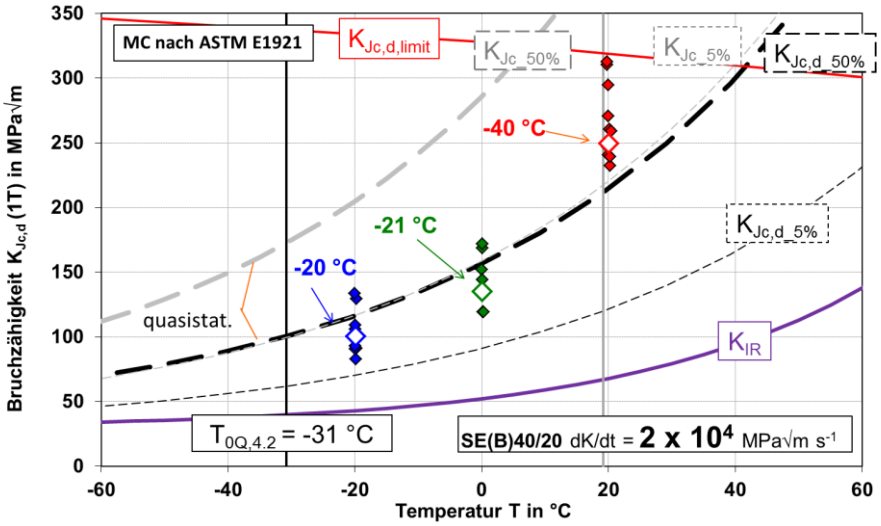


Bild 8-2
Ein- und Mehrtemperatur-Auswertung der Bruchzähigkeitswerte $K_{Jc,d}$(1T) für drei Prüftemperaturen

p = 0,019 /°C, Weibull b = 4

SE(B)40/20
T = -20 °C, 0 °C und +20 °C
$\dot{K}$ = 2x10⁴ MPa√m s⁻¹

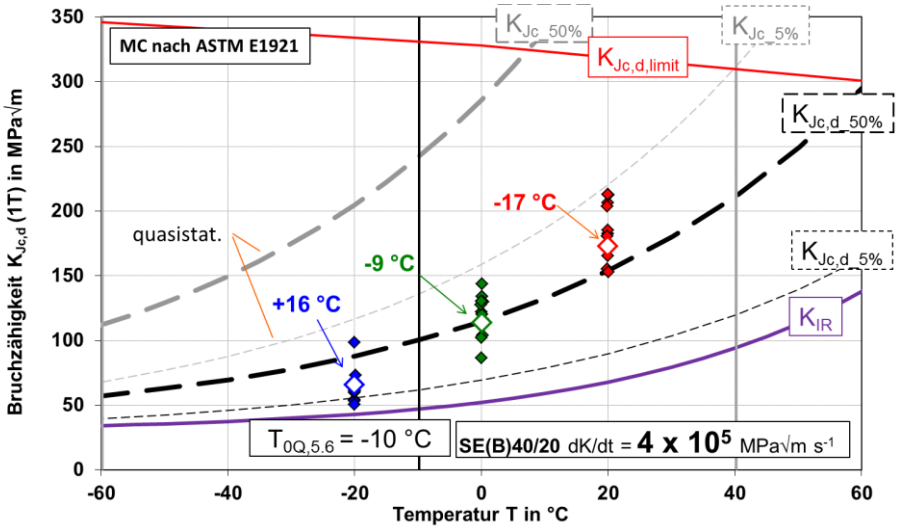


Bild 8-3
Ein- und Mehrtemperatur-Auswertung der Bruchzähigkeitswerte $K_{Jc,d}$(1T) für drei Prüftemperaturen

p = 0,019 /°C, Weibull b = 4

SE(B)40/20
T = -20 °C, 0 °C und +20 °C
$\dot{K}$ = 4x10⁵ MPa√m s⁻¹

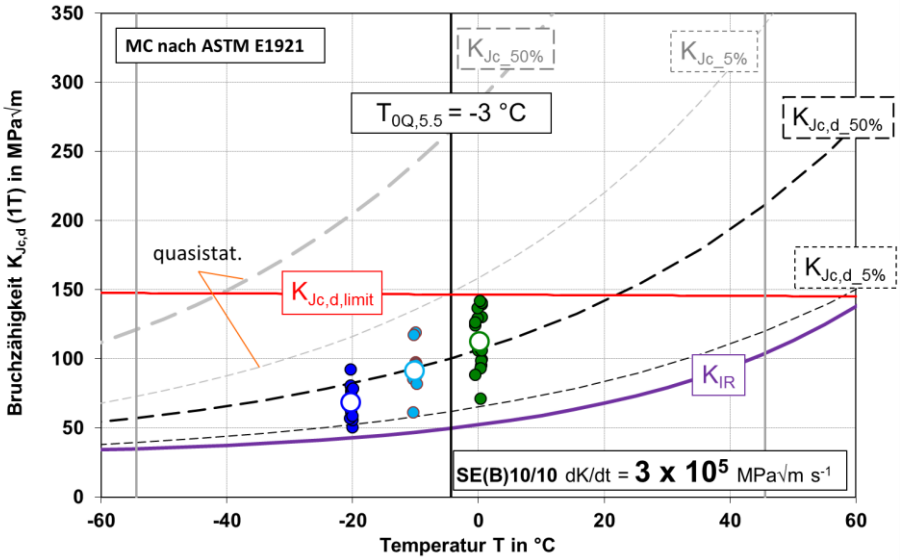


Bild 8-4
Ein- und Mehrtemperatur-Auswertung der Bruchzähigkeitswerte $K_{Jc,d}$(1T) für drei Prüftemperaturen

p = 0,019 /°C, Weibull b = 4

SE(B)10/10
T = -20 °C, -10 °C und 0 °C
$\dot{K}$ = 3x10⁵ MPa√m s⁻¹

Die formale Auswertung nach ASTM E1921 liefert Mehrtemperatur-Masterkurven, die stark von den Medianwerten der Bruchzähigkeits-Kennwerte abweichen und für einen deutlich steileren Verlauf der Masterkurve sprechen. Eine Überprüfung der MC-Form lässt sich am besten in einem Diagramm darstellen in dem man nur die Differenzen also die Abweichung von der angenommenen Masterkurve aufträgt. Diese berechnen sich zu

$$\text{Residuum } K_{Jc,d}(T,\dot{K}) = K_{Jc,d}(T,\dot{K}) - K_{Jc,med}(T,\dot{K})$$

mit (8.9)

$$K_{Jc,med}(T,\dot{K}) = 30 + 70 \cdot e^{0{,}019\cdot(T-T_{0,X})}.$$

In den folgenden drei Diagrammen ist nach Kirk [12] für die SE(B)40/20 Versuche das Residuum zur Masterkurve über $T\text{-}T_{0Q,X}$ mit den Streubändern aus den 5%- und 95%-Fraktil-Kurven aufgetragen, siehe Bild 8-5, Bild 8-6 und Bild 8-7.

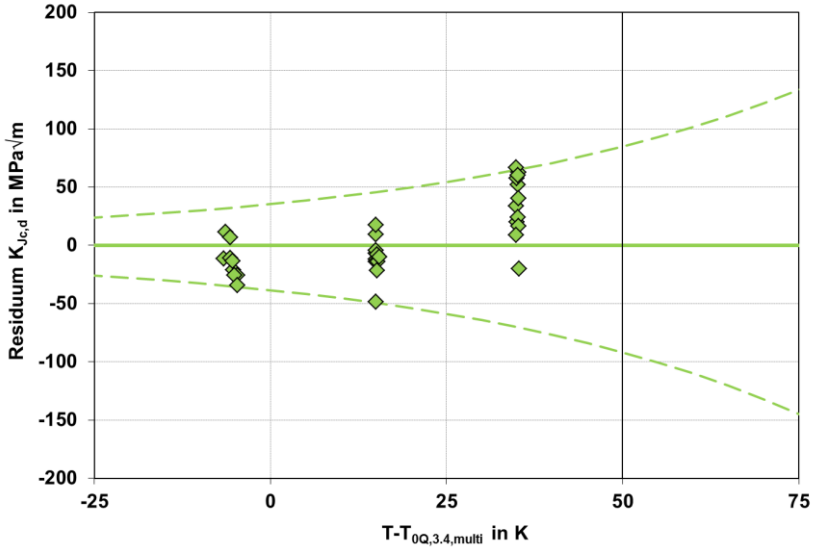


Bild 8-5
Abweichung der Bruchzähigkeitswerte zur Masterkurve für

p = 0,019 /°C, Weibull b = 4

Auswertung nach ASTM E1921

SE(B)40/20
T = -20 °C, 0 °C und +20 °C
$\dot{K} = 3\text{x}10^3$ MPa√m s^{-1}

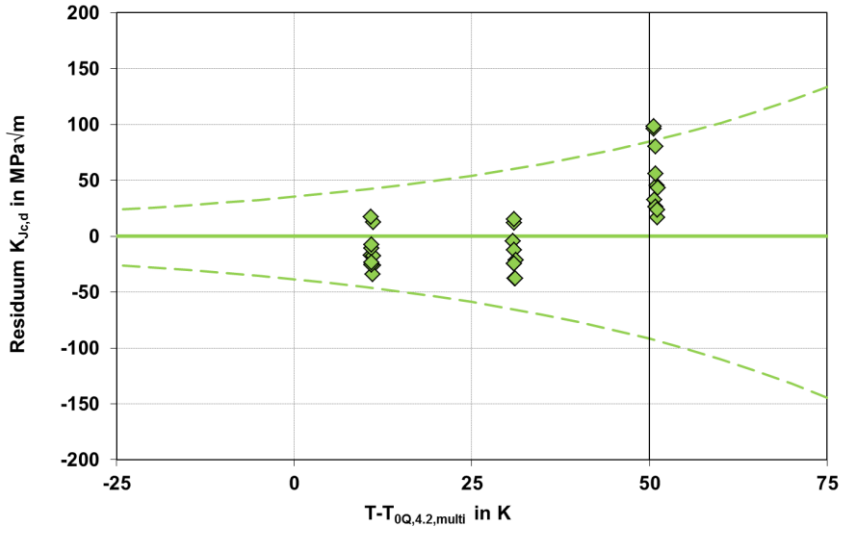


Bild 8-6
Abweichung der Bruchzähigkeitswerte zur Masterkurve für

p = 0,019 /°C, Weibull b = 4

Auswertung nach ASTM E1921

SE(B)40/20
T = -20 °C, 0 °C und +20 °C
$\dot{K} = 2\text{x}10^4$ MPa√m s^{-1}

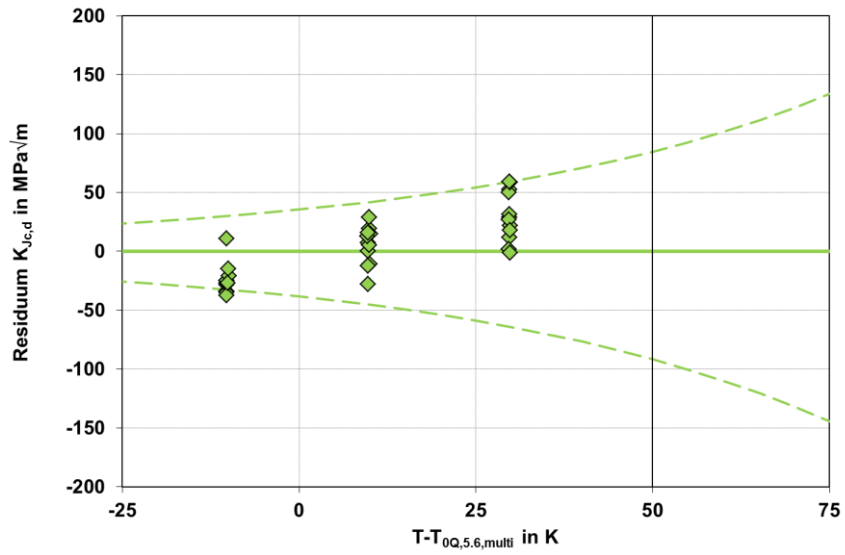


Bild 8-7
Abweichung der Bruchzähigkeitswerte zur Masterkurve für

p = 0,019 /°C, Weibull b = 4

Auswertung nach ASTM E1921

SE(B)40/20
T = -20 °C, 0 °C und +20 °C
$\dot{K}$ = 4x10^5 MPa√m s^{-1}

Es zeigt sich bei allen drei Rissbeanspruchungsraten, dass die Masterkurve mit einem Exponenten p = 0,019 /°C die experimentell bestimmten Bruchzähigkeitskennwerte nicht hinreichend genau beschreibt. Vielmehr unterschätzt die Masterkurve die tatsächliche Bruchzähigkeit ab einer Prüftemperatur, oberhalb der Referenztemperatur $T_{0Q,x}$, während unterhalb $T_{0Q,X}$ die Kurve die Kennwerte eher überschätzt.

Bild 8-8 zeigt hier exemplarisch die progressive Zunahme der Bruchzähigkeit mit steigender Temperatur anhand der drei Prüfserien bei einer Rissbeanspruchungsrate $\dot{K}$ = 3x10^3 MPa√m s^{-1}.

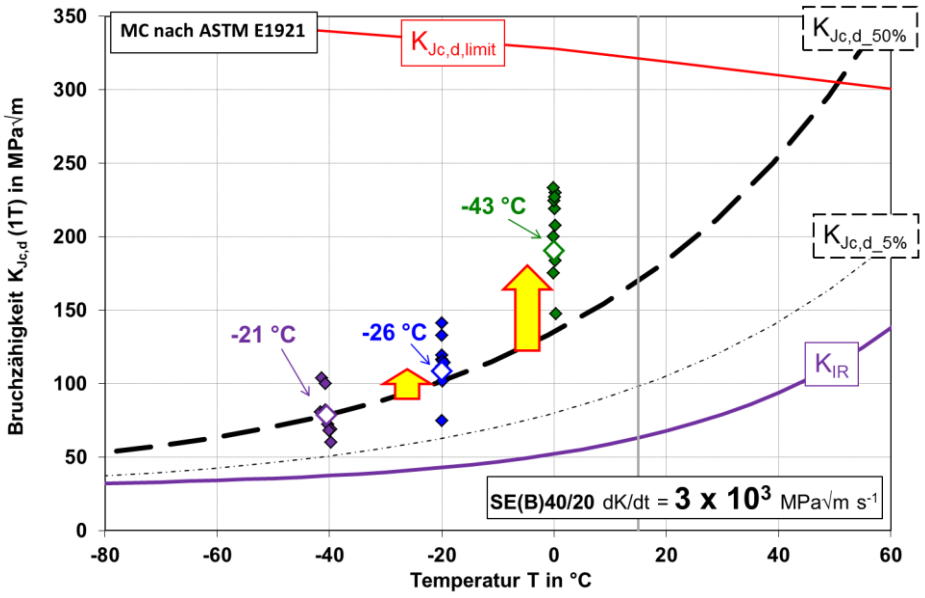


Bild 8-8
Eintemperatur-Auswertungen der Bruchzähigkeitswerte $K_{Jc,d}$(1T) für drei Prüftemperaturen

p = 0,019 /°C, Weibull b = 4

SE(B)40/20
T = -40 °C, -20 °C und 0 °C
$\dot{K}$ = 3x10^3 MPa√m s^{-1}

8.3 Alternative Auswertung mit geänderter Masterkurven-Form

Wie bereits im Vorgängerprojekt [4] vermutet und auch von Schindler vorgeschlagen lässt sich die dynamische Masterkurvenform mit einer Änderung des Exponenten p anpassen [7]. Analog zu der dortigen Vorgehensweise wurde hier für die Serien bei mehreren Prüftemperaturen die Masterkurvenauswertung umgestellt, um den Exponenten p zu bestimmen. Dabei wird eine mögliche geänderte Weibull-Verteilung der Kennwerte innerhalb einer Prüftemperatur mit z.B. anderem Weibull-Parameter b oder Mindestwert K_{min}, nicht berücksichtigt.

Mit der Umstellung der Masterkurven-Formel zu

$$\ln\left(K_{Jc,med(1T)} - 30\right) = \ln C + p \cdot T \tag{8.10}$$

mit

$K_{Jc,med(1T)}$ … 1T angepasster Median der Bruchzähigkeitskennwerte
C … Konstante
p … Exponent

lässt sich durch lineare Regression der Exponent p ermitteln, der der Steigung der Geraden entspricht.

Die hier berechneten Werte für p hängen stark von der Auswahl der Prüftemperatur T ab und sind mit der obigen Formel nicht gewichtet. D.h. Serien mit hohen Prüftemperaturen weiter entfernt von $T_{0Q,X,multi}$ haben mit ihren Medianwerten einen relativ großen Einfluss auf die Steigung der Maserkurve, während Serien bei niedrigeren Temperaturen bzw. bei $T_{0,X,multi}$ nur geringen Einfluss nehmen.

Die berechneten Ergebnisse sind in Bild 8-9 dargestellt. Die drei Prüfserien bei $2x10^4$ $MPa\sqrt{m}s^{-1}$ mit SE(B)40/20 Proben und die SE(B)10/10 Serien am Pendelschlagwerk (in Klammern) wurden in der Mittelwert-Berechnung nicht berücksichtigt, da diese Serien Bruchzähigkeitswerte lieferten, die teilweise oberhalb $K_{Jc,d,limit}$ liegen bzw. Serien enthalten, die bei konservativeren Berechnung von $K_{Jc,d,limit}$ mit a_0 anstelle b_0 komplett zensiert werden müssten, siehe dazu auch Kap. 8.1.1.

Für die dynamischen SE(B)40/20 und C(T)25 Serien resultiert ein Mittelwert von p = 0.03 /°C.

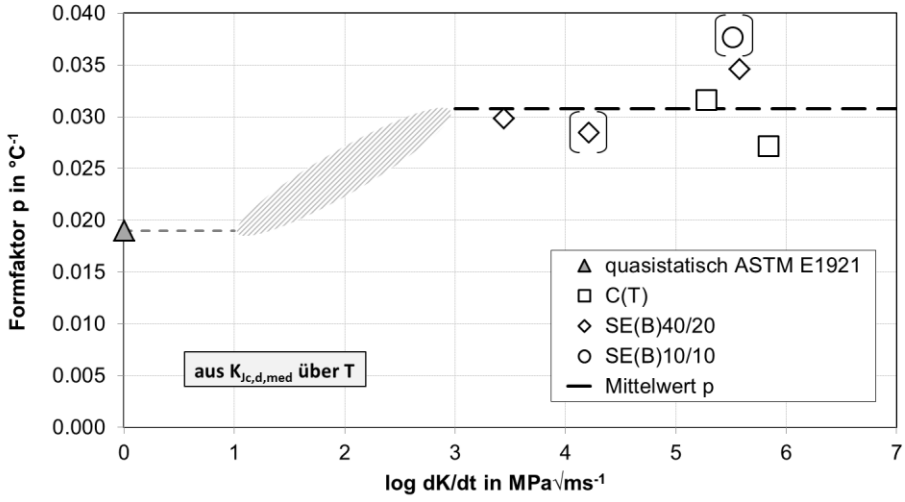


Bild 8-9
Ermittelter Exponent p für alle Mehrtemperatur Versuchsserien mit den ASTM-Annahmen:

Weibull-Verteilung
Formparameter b = 4
K_{min} = 20 $MPa\sqrt{m}$

Die Ergebnisse von Schindler stimmen recht gut mit den hier ermittelten Werten von p überein. Siehe dazu auch [7].

8.3.1 Angepasste Masterkurvenform mit p = 0,03 /°C

Die ausgewerteten Masterkurven mit angepasstem Exponenten sind in den Diagrammen in Bild 8-10, Bild 8-11, Bild 8-12 und Bild 8-13 im Vergleich zur quasistatischen Masterkurve und der K_{IR}-Kurve dargestellt. Durch Veränderung der Masterkurvenform passen die Medianwerte der Bruchzähigkeit einzelner Versuchsserien viel besser zur Masterkurve. Dies zeigt sich auch durch die Annäherung der einzelnen Referenztemperaturen $T_{0Q,X,p=0,03}$ an die Referenztemperaturen nach der Mehrtemperatur-Methode $T_{0Q,X,multi,p=0.03}$.

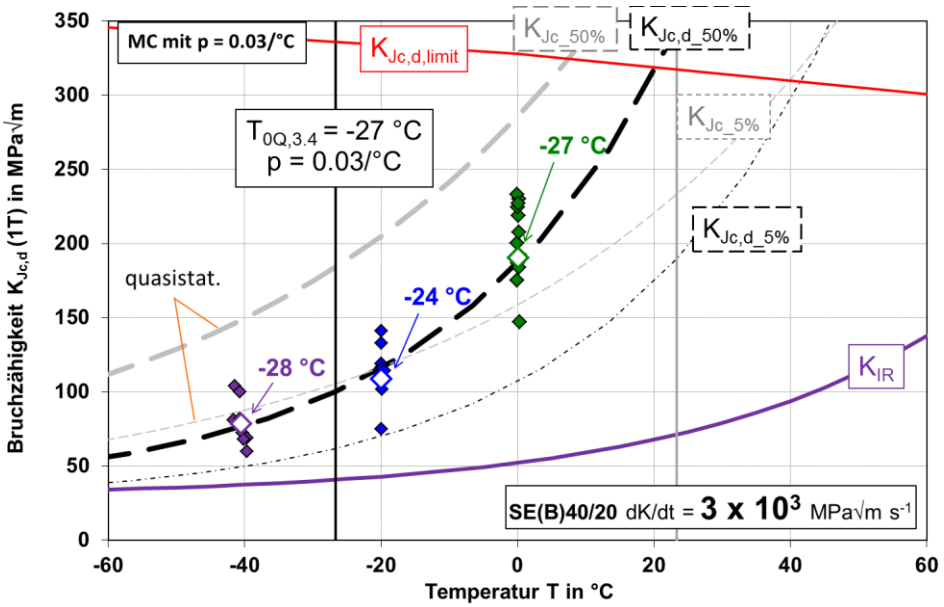


Bild 8-10
Ein- und Mehrtemperatur-Auswertung der Bruchzähigkeitswerte $K_{Jc,d}(1T)$ für drei Prüftemperaturen

p = 0,03 /°C, Weibull b = 4

SE(B)40/20
T = -40 °C, -20 °C und 0 °C
$\dot{K}$ = 3x10³ MPa√m s⁻¹

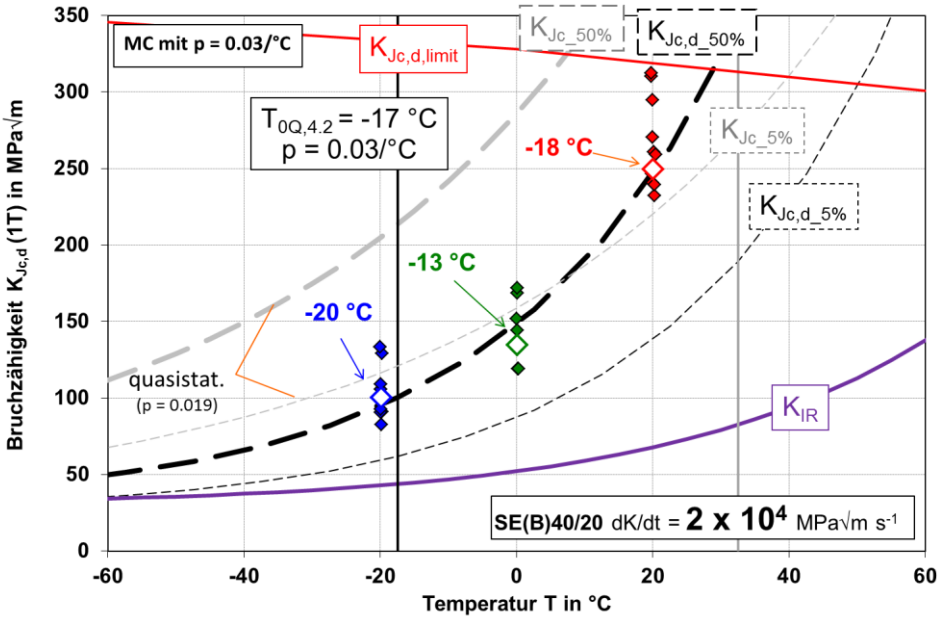


Bild 8-11
Ein- und Mehrtemperatur-Auswertung der Bruchzähigkeitswerte $K_{Jc,d}(1T)$ für drei Prüftemperaturen

p = 0,03 /°C, Weibull b = 4

SE(B)40/20
T = -20 °C, 0 °C und +20 °C
$\dot{K}$ = 2x10⁴ MPa√m s⁻¹

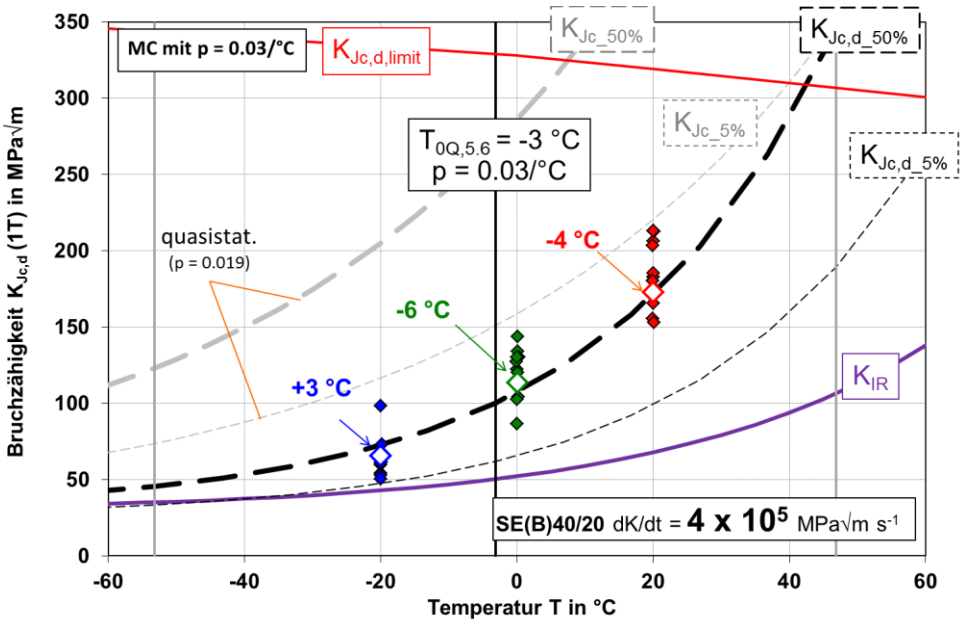


Bild 8-12
Ein- und Mehrtemperatur-Auswertung der Bruchzähigkeitswerte $K_{Jc,d}(1T)$ für drei Prüftemperaturen

p = 0,03 /°C, Weibull b = 4

SE(B)40/20
T = -20 °C, 0 °C und +20 °C
$\dot{K}$ = 4x10^5 MPa√m s^{-1}

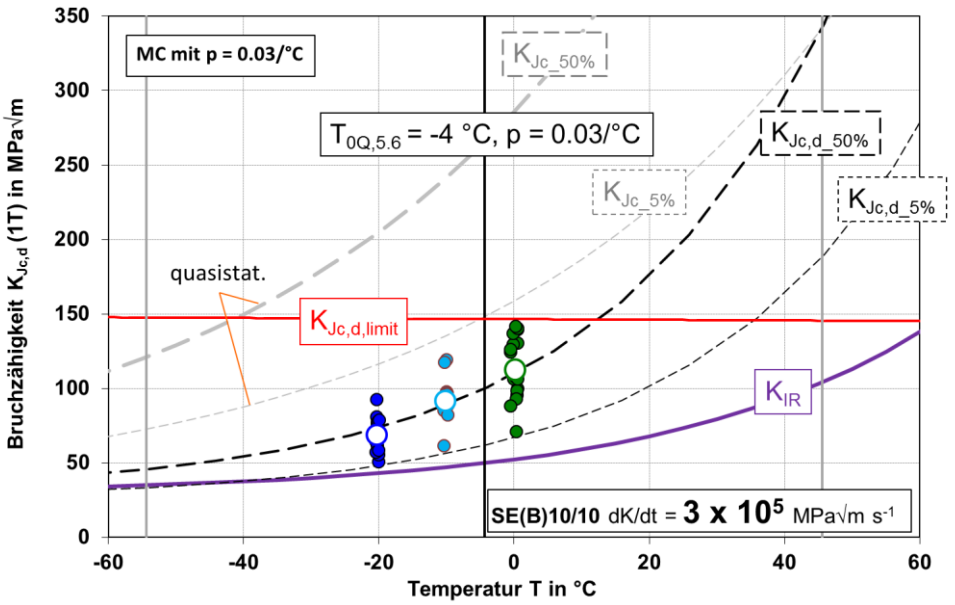


Bild 8-13
Ein- und Mehrtemperatur-Auswertung der Bruchzähigkeitswerte $K_{Jc,d}(1T)$ für drei Prüftemperaturen

p = 0,03 /°C, Weibull b = 4

SE(B)10/10
T = -20 °C, -10 °C und 0 °C
$\dot{K}$ = 3x10^5 MPa√m s^{-1}

Mit einem angepassten Formparameter p = 0,03 /°C zeigen die MC-Abweichungs-Diagramme in Bild 8-14, Bild 8-15 und Bild 8-16 für die SE(B)40/20-Versuchsreihen relativ gleichmäßig verteilte Kennwerte um die Null-Linie. Eine Anpassung von p führt also zu einer besseren Übereinstimmung mit den Kennwerten hinsichtlich der Form. Gleichzeitig ist aber zu erkennen, dass die Streubreite der Kennwerte sich mit zunehmender Temperatur nicht in gleichem Maße vergrößert, wie es die 5%- und 95%-Fraktil-MC-Kurven (gestrichelte Linien) prognostizieren.

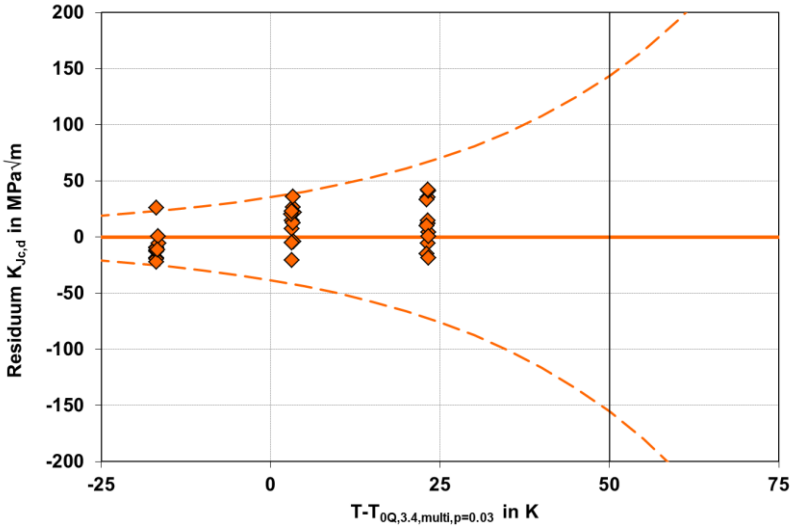


Bild 8-14
Abweichung der Bruchzähigkeitswerte zur Masterkurve

p = 0,03 /°C, Weibull b = 4

SE(B)40/20
T = -20 °C, 0 °C und +20 °C
$\dot{K}$= 3x10^3 MPa√m s^{-1}

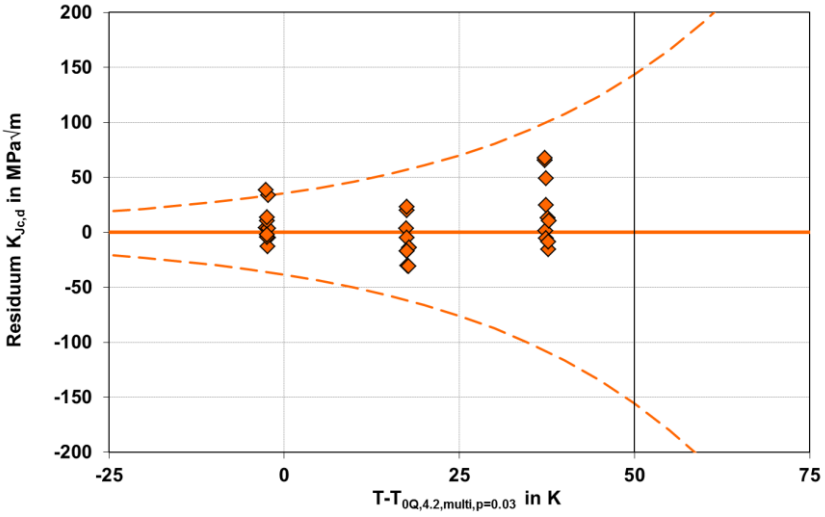


Bild 8-15
Abweichung der Bruchzähigkeitswerte zur Masterkurve

p = 0,03 /°C, Weibull b = 4

SE(B)40/20
T = -20 °C, 0 °C und +20 °C
$\dot{K}$= 2x10^4 MPa√m s^{-1}

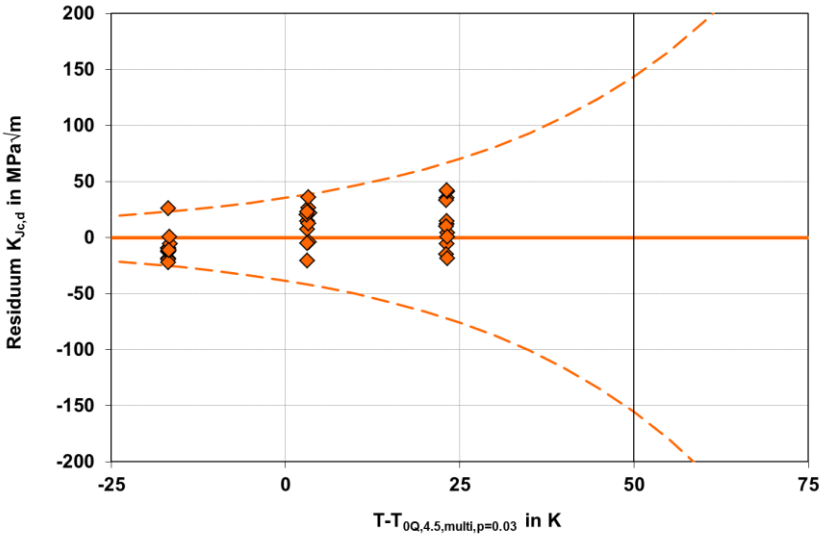


Bild 8-16
Abweichung der Bruchzähigkeitswerte zur Masterkurve

p = 0,03 /°C, Weibull b = 4

SE(B)40/20
T = -20 °C, 0 °C und +20 °C
$\dot{K}$= 4x10^5 MPa√m s^{-1}

Die folgenden zwei Tabellen zeigen eine Liste der gesamten am IWM durchgeführten Bruchmechanik-Versuchsserien und deren Auswertekriterien nach ASTM E1921. Zudem sind die ermittelten Referenztemperaturen $T_{0,X}$ nach der Ein-Temperatur-Methode mit p = 0,019 /°C und p = 0.03 /°C in Tabelle 8-1 gelistet.

Probentyp	Prüfmaschine	Institut	Prüftemperatur	Rissbeanspruchungsrate		Bruchzähigkeit	MC-Referenztemperatur (Einzeltemperatur)		Versuchsanzahl	Gültigkeit ASTM E1921		
			T	dK/dt	log (dK/dt)	$K_{Jc,med(1T)}$	$T_{0,ASTM}$ bzw. $T_{0Q,ASTM}$	$T_{0,p=0.03}$	n	$t_F \geq t_W$ 1)	50 K ≤ (T-$T_{0,X}$) ≤ 50 K 2)	$K_{Jc,d} \leq K_{Jc,d,limit}$ 3)
*SE(B)10/10**	*SZM*	*IWM*	*-20*	*1.E+03*	*3.2*	*149.1*	*-*	*-*	*12*	*ja*	*-*	*(4/12)*
SE(B)10/10	PSW	IWM	-20	3.E+05	5.5	68.2	12	0	14	ja	ja	(14/14)
SE(B)10/10	PSW	IWM	-10	3.E+05	5.5	91.2	-3	-5	10	ja	ja	(10/10)
SE(B)10/10	PSW	IWM	0	3.E+05	5.5	112.5	-8	-5	20	ja	ja	(18/20)
SE(B)10/10	PSW	MPA	0	3.E+05	5.5	126.1	-16	-10	20	ja	ja	(16/20)
SE(B)10/10	PSW	NIST	0	3.E+05	5.5	110.0	-7	-4	24	ja	ja	(22/24)
SE(B)10/10	SZM	IWM	-20	2.E+06	6.3	68.7	12	0	6	nein	ja	(6/6)
SE(B)40/20	SZM	IWM	-40	3.E+03	3.4	78.6	-21	-28	9	ja	ja	(9/9)
SE(B)40/20	SZM	IWM	-20	3.E+03	3.4	108.6	-26	-24	11	ja	ja	(11/11)
SE(B)40/20	SZM	IWM	0	3.E+03	3.4	190.5	-43	-27	12	ja	ja	(12/12)
SE(B)40/20	SZM	IWM	-20	2.E+04	4.2	100.3	-20	-20	10	ja	ja	(10/10)
SE(B)40/20	SZM	IWM	0	2.E+04	4.2	134.7	-21	-13	9	ja	ja	(9/9)
SE(B)40/20	SZM	IWM	20	2.E+04	4.2	249.5	-40	-18	10	ja	ja	(10/10)
SE(B)40/20	SZM	IWM	-20	4.E+05	5.6	65.7	16	3	11	nein	ja	(11/11)
SE(B)40/20	SZM	IWM	0	3.E+05	5.5	113.6	-9	-6	12	nein	ja	(12/12)
SE(B)40/20	SZM	IWM	20	4.E+05	5.6	172.8	-17	-4	12	nein	ja	(12/12)

Tabelle 8-1 Kennwerte und Versuchsbedingungen der SE(B) Versuche bei unterschiedlichen Rissbeanspruchungsraten und Prüftemperaturen

1) Erfüllung des Kriteriums für minimale Prüfdauer t_W für gültigen Versuch nach ASTM E1820, falls nein wurde lokale Kraftmesstechnik eingesetzt
2) Prüftemperatur liegt im Bereich ±50 K der Referenztemperatur $T_{0,X}$
3) Anzahl der unzensierten Bruchzähigkeitskennwerte mit $a_0/W = 0,3$
*) … zu wenig gültige Versuche ($K_{Jc,d,limit}$) für Masterkurven-Auswertung

8.4 Adiabatische Erwärmung an der Rissspitze

Die beobachteten steileren Masterkurven bei dynamischer Belastung lassen sich auch mit einem Temperaturanstieg im Rissspitzenbereich erklären. Deshalb ist Gegenstand dieses Abschnitts die experimentelle Messung und numerische Berechnung der Temperaturerhöhung im Rissspitzenbereich bei dynamischen Belastungssituationen, um die Auswirkungen auf das Bruchverhalten abzuschätzen. Genauer wird anhand eines dreidimensionalen Finite-Elemente Modells bei vorheriger Anpassung der Materialdaten die Entwicklung des Temperaturprofils während des Versuchs berechnet, und anschließend mit den Aufzeichnungen einer Highspeed-Infrarotkamera des analogen Experiments verglichen.

8.4.1 Numerische Berechnung

8.4.1.1 Modellierung der dynamischen Bruchmechanik-Experimente

Bild 8-17 zeigt das 3D-Modell der verwendeten SE(B)40/20 Biegeproben ohne Seitenkerben, wobei die Symmetrieebenen der Probe ausgenutzt wurden und nur ein Viertel der Probe modelliert werden musste. Für die Berechnungen dieses Kapitels 8.4.1.1 wurden Modelle mit Seitenkerben verwendet und die Temperatur in der Mitte der Probenbreite benutzt (siehe Bild 8-18) um einen Vergleich zu den dynamischen Bruchmechanikexperimenten ziehen zu können. Die Simulationen in Kapitel 8.4.3 wurden ohne Seitenkerben durchgeführt, da bei den experimentellen Vergleichsproben eine Temperaturmessung auf der Probenoberfläche erfolgte.

Zur verbesserten numerischen Stabilität wurde an der Rissfront ein Radius von r = 5 µm modelliert. Die Berechnung erfolgte mit vollintegrierten Volumenelementen mit linearem Verschiebungsansatz. Bei den Berechnungen wurde die Risstiefe und Rissfrontkrümmung entsprechend eines repräsentativen mittleren Verlaufs der Biegeproben berücksichtigt. Lastaufbringung erfolgte verschiebungsgesteuert durch die aufschlagende Hammer-Finne. Widerlager und Finne wurden als Starrkörper unter Berücksichtigung adäquater Steifigkeiten modelliert und die Kontaktstellen als annähernd reibungsfrei angenommen (µ = 0.001). Alle Rechnungen erfolgten geometrisch nichtlinear unter Berücksichtigung großer Deformationen und Wärmegeneration und -leitung. Die Berechnungen wurden implizit und zusätzlich noch ohne den Einfluss dynamischer Bedingungen (Trägheit und Wellenphänomene) durchgeführt. Temperaturabhängige Werte für einen typischen ferritischen Stahl für Wärmeleitung, -kapazität, thermischer Ausdehnung, und Dichte wurden implementiert und sind in Tabelle 16-1 dargestellt (Anhang). Duktiles Risswachstum wurde vereinfacht durch Elementlöschung nach der ermittelten Risswiderstandskurve in Bild 12-2 abgebildet. Das elastische Werkstoffverhalten ist beschrieben durch das Hook'sche Gesetz und einem temperaturabhängigen E-Modul (Bild 5-4), während das plastische Verhalten durch das v. Mises Fließmodell mit isotroper Verfestigung abgebildet wird. Fließkurven wurden implementiert nach der vorgestellten iterativen Anpassung (siehe 6.1.5) um die Rissspitzenerwärmung und Dehnratenerhöhung zu berücksichtigen.

Das J-Integral wurde mithilfe des ABAQUS Contour-Integrals berechnet und mit der jeweiligen Elementbreite über der Länge der Rissfront gewichtet, sodass breitere Elemente im Probeninnern einen stärkeren Beitrag zur Belastungsgröße leisten als dünnere am Probenrand. Eine mittlere oder effektive Belastungsgröße für die Rissfront von

$$K_{J,eff} = K_{Jd} = \sqrt{\frac{J_{eff} \cdot E(T)}{(1-\nu^2)}} \tag{8.11}$$

mit dem effektiven J-Integral, dem temperaturabhängigen E-Modul und der Querkontraktionszahl ν wird somit K_{Jd} berechnet, die als dynamische Rissspitzenbelastung bezeichnet wird. Nach ASTM E1921 erfolgt eine Umrechnung zur Rissbreite-korrigierten dynamischen Rissspitzenbelastung $K_{Jd,1T}$ mit

$$K_{Jd,1T} = 20 + [K_{Jd} - 20]\left(\frac{B}{25}\right)^{1/4} \tag{8.12}$$

mit der Probenbreite B. Analog erfolgt auch die Bestimmung der dynamischen Bruchzähigkeit $K_{Jcd,1T}$.

Bild 8-18 a)-c) zeigt die Entwicklung des Temperaturfeldes im rissspitzennahen Bereich während der Belastung bei verschiedenen Rissbeanspruchungsraten und einer Prüftemperatur von 0 °C. Um den für die Spaltbruchauslösung relevanten Bereich hervorzuheben ist ebenfalls der zu erwartende Bereich von 80 % der Initiierungsorte aus quasistatischen fraktografischen Untersuchungen von Hohe et al. [46] mit eingezeichnet. Man erkennt, dass der Temperaturgradient an der Rissspitze bei einer niedrigen Rissbeanspruchungsrate von 10^3 MPa√m/s nur sehr gering ist, wobei der Bereich der Temperaturerhöhung jedoch sehr viel weiter von der Rissfront entfernte Bereiche mit einschließt. Der relevante Bereich wird in Abhängigkeit von der Rissbelastung um bis zu ca. 25 °C erwärmt. Eine mittlere Rissbeanspruchungsrate von 10^4 MPa√m/s zeigt einen deutlich steileren Temperaturgradienten an der Rissspitze, wobei eine Erwärmung um ca. 40 °C möglich ist. Die schnellste Rissbeanspruchungsrate von 10^5 MPa√m/s zeigt eine maximale Temperatur von ca. 50-60 °C im relevanten Bereich, während der Temperaturgradient noch steiler ist. Noch

höhere Temperaturen werden nur unmittelbar an der Rissspitze erreicht, wo eine Initiierung ohnehin nicht zu erwarten wäre.

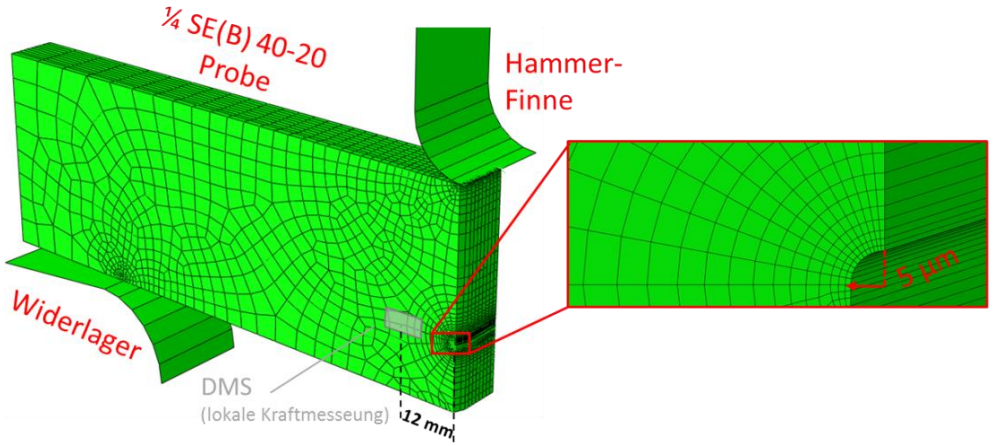


Bild 8-17
Übersicht des verwendeten 3D-Modells für die Bruchmechanischen Simulationen

Zwar steigt mit zunehmender Rissbeanspruchungsrate die Temperatur im unmittelbaren Rissspitzenbereich, dafür werden aber weiter entfernte Bereiche aufgrund der geringeren Versuchszeit thermisch weniger beeinflusst. Falls die Spaltbruchinitiierung jedoch weiter entfernt von der Rissfront stattfindet, können langsamere Rissbeanspruchungsraten auch ungünstigere Bedingungen für eine Spaltbruchinitiierung verursachen als höhere, da die Wärmeleitung eine erhöhte Temperatur in weiter entfernte Bereiche verursacht. Diese Tatsache zeigt die eigentliche Komplexität des Phänomens der Rissspitzenerwärmung.

Aufgrund der deutlichen Temperaturerhöhung im zu erwartenden Initiierungsbereich für alle Rissbeanspruchungsraten ist auch anzunehmen, dass die tatsächlichen Initiierungsorte unter den hier dynamischen Versuchsbedingungen durch die Erwärmung von der Rissspitze verschoben sein können, da hier möglicherweise günstigere Bedingungen herrschen. Im Parallelvorhaben Tlatlik [47] wird diese Thematik mit detaillierten fraktographischen Ergebnissen vertieft behandelt. Es zeigt sich, dass in der Tat bei vielen Versuchsserien die Initiierung deutlich weiter entfernt von der Rissfront stattfindet als unter quasistatischen Bedingungen zu beobachten ist.

Bild 8-19 zeigt die Entwicklung der lokalen Temperatur für drei repräsentative gemessene Bruchursprünge (220, 140, 115 µm) der unterschiedlichen Rissbeanspruchungsraten (10^3, 10^4, 10^5 MPa√m/s) bis zum jeweiligen Bruch. Man erkennt, dass in allen Fällen eine deutliche Erhöhung der Temperatur am Ort der Initiierung vorzufinden ist. Der Einfluss der Temperaturerhöhung ist bei geringen Rissbelastungen bis ca. 75-100 MPa√m grundsätzlich nur sehr klein, da die Initiierungsorte sich hier noch im nicht erwärmten Gebiet befinden. Es stellen sich mit zunehmender Rissbeanspruchungsrate steilere Temperaturanstiege ein.

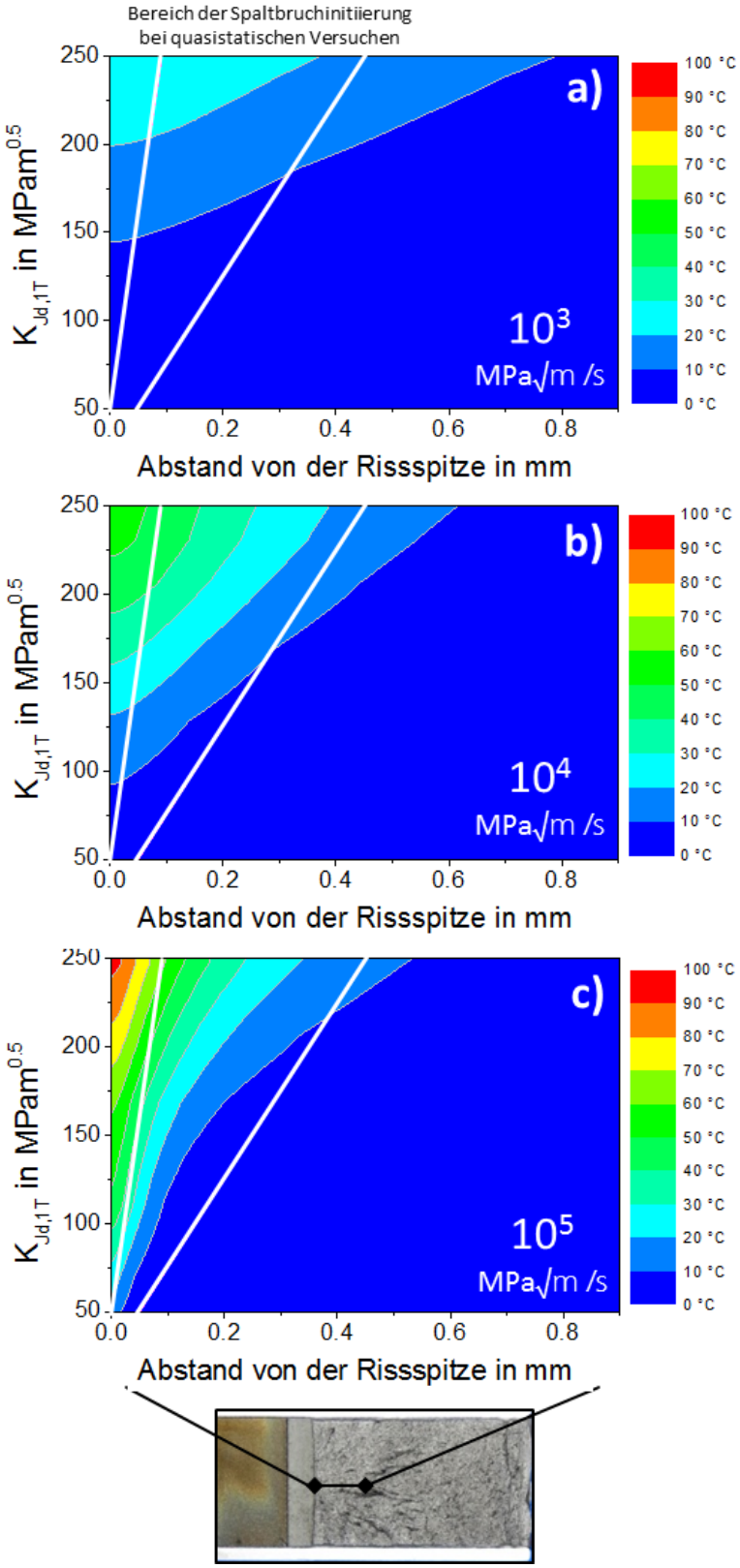


Bild 8-18
Entwicklung des Temperaturprofils während der Beanspruchung in der Probenmitte für verschiedene Rissbeanspruchungsraten. Dargestellt ebenfalls der zu erwartende Bereich von 80 % der Spaltbruchinitiierungen von quasistatischen Fraktographie-Untersuchungen (Hohe et al. [46])

Prüftemperatur T = 0 °C

Betachtet man die schnellste Rissbeanspruchungsrate 10^5 MPa√m/s, so stellt sich wie erwartet der steilste Temperaturanstieg am Initiierungsort ein. Die mittlere Rissbeanspruchungsrate 10^4 MPa√m/s führt am jeweiligen Initiierungsort zu einem flacheren Anstieg der Temperatur, jedoch erfolgt dieser früher verglichen mit der

schnellen Rissbeanspruchungsrate auch trotz des weiter von der Rissfront entfernten Initiierungsortes. Dies liegt daran, dass die entstandene wärme bei der kürzeren Versuchszeit sich in weiter entfernte Bereiche ausbreiten kann (siehe Bild 8-18). Bei Betrachtung der langsamsten Rissbeanspruchungsrate 10^3 MPa√m/s erfolgt der flachste, aber dennoch insgesamt höchste Temperaturanstieg. Trotz der größten Entfernung zur Rissspitze setzt die Erwärmung zeitgleich mit der schnellsten Rissbeanspruchungsrate 10^5 MPa√m/s ein, da die Wärmeleitung aufgrund der sehr langen Versuchszeit sehr ausgeprägt ist. Die Belastung führt bei der geringen Rissbeanspruchungsrate 10^3 MPa√m/s zu den höchsten Temperaturen, da diese Versuchsbedingungen in den höchsten Bruchzähigkeiten bzw. den daraus entstehenden plastischen Verformungen an der Rissspitze resultieren.

Die insgesamt progressive Zunahme der Temperatur am Ort der Spaltbruchinitiierung mit der Rissspitzenbelastung passt zu dem Ergebnis, dass unter dynamischer Belastung das Masterkurven-Konzept mit zunehmenden Bruchzähigkeiten kleinere Bruchzähigkeitswerte voraussagt.

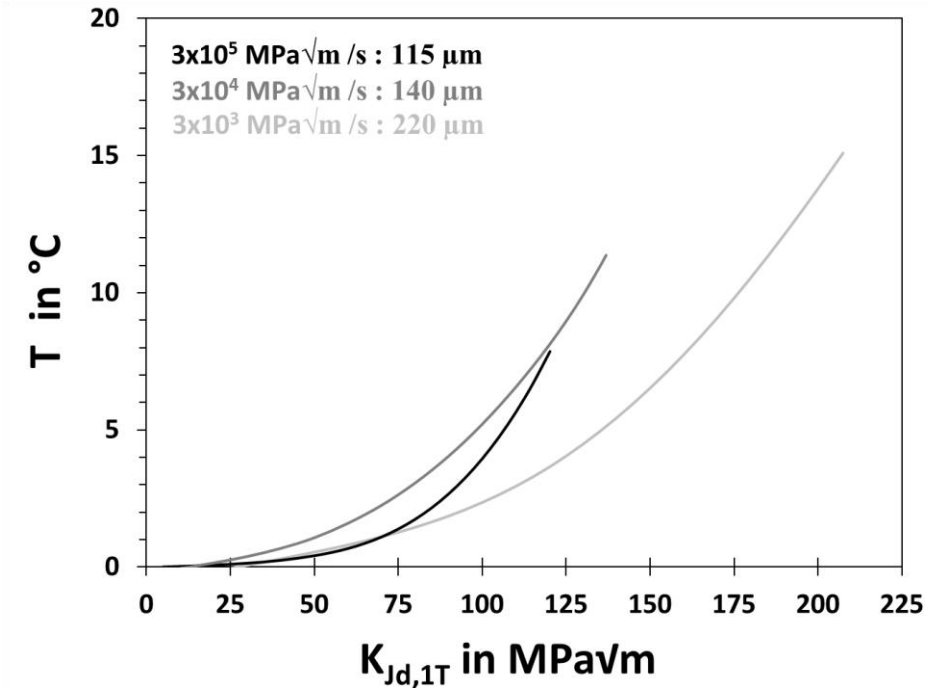


Bild 8-19
Entwicklung der absoluten Temperatur an drei gemessenen Initiierungsorten bis zum Bruch für jeweils unterschiedliche Rissbeanspruchungsraten.

8.4.2 Experimentelle Bestimmung des Temperaturfeldes

Für einen Vergleich zur numerischen Simulation, die Wärmeentwicklung und Wärmefluss berücksichtigt, wurden bei zwei Rissbeanspruchungsraten und einer Prüftemperatur von T = +20 °C SE(B)40/20 Versuche durchgeführt. Dazu wurde eine Hochgeschwindigkeits-IR-Kamera eingesetzt, mit der das Temperaturfeld im rissnahen Bereich auf einer Fläche von ca. 2x3 mm bei einer Aufnahmefrequenz von bis zu 15kHz gemessen wurde.

In Bild 8-20 ist der Versuchsaufbau dargestellt und zeigt die Schnellzerreißmaschine mit einer SE(B) Probe auf den Widerlagern. Die Temperierung der Proben auf +20 °C ± 3 K erfolgte durch Kühlen mit Stickstoff, während ein Thermoelement auf der Probe in Rissnähe zur Kontrolle angebracht wurde. Die Belastung erfolgte wie bei den anderen Versuchen in der Schnellzerreißmaschine konstruktionsbedingt von unten (roter Pfeil in Bild 8-20).

Auf Seitenkerben wurde an dieser Stelle verzichtet, da es für eine optimale Infrarotmessung von Vorteil ist. Da hier das Experiment für einen Vergleich mit der Simulation dient, und keine Bruchzähigkeitskennwerte bestimmt wurden, ist diese abweichende Probengeometrie vertretbar. Die Simulation wurde entsprechend auch ohne Seitenkerben durchgeführt.

Die Messung der Rissöffnung CMOD erfolgte mit einer Hochgeschwindigkeitskamera. Die Kraftmessung der schnelleren Versuche bei Rissbeanspruchungsraten von $\dot{K} = 3x10^5$ MPa$\sqrt{m}s^{-1}$ wurde analog zu den restlichen Bruchmechanik-Experimenten mit Hilfe der lokalen Kraftmessung durchgeführt. Bei den langsameren Versuchen ($\dot{K} = 2x10^4$ MPa$\sqrt{m}s^{-1}$) wurde die globale Kraft mit einer Piezo-Kraftmesszelle (Kistler) gemessen, siehe auch 7.1.

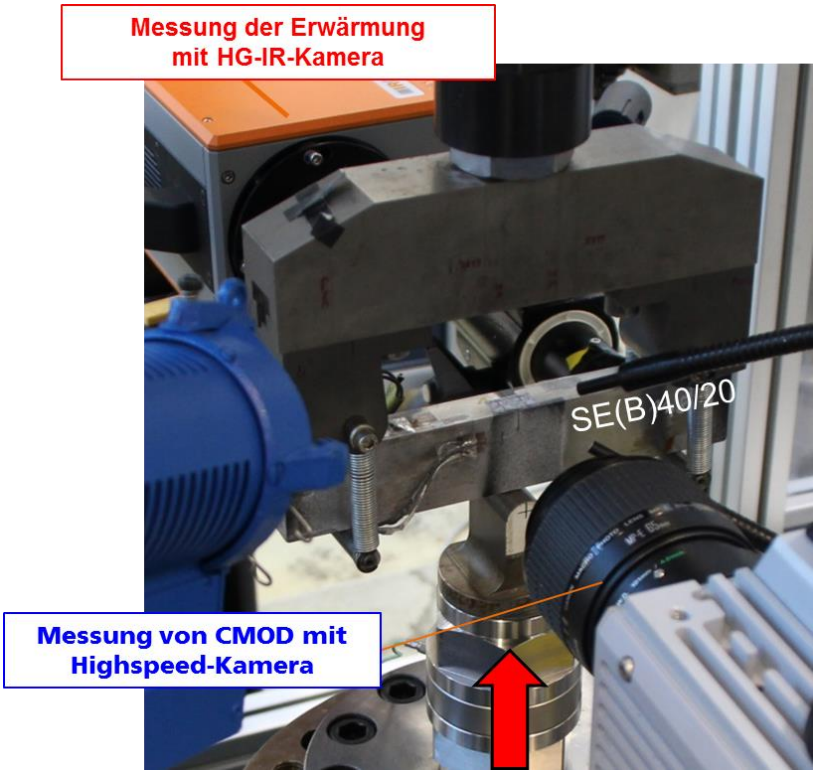


Bild 8-20 Versuchsaufbau der SE(B)40/20 Versuche zur Messung des Temperaturfelds während des Versuchs mit einer HG-IR-Kamera

8.4.3 Vergleich der Experimente zur numerischen Simulation

Die Ergebnisse der IR-Messung und der entsprechenden numerischen Simulation der Wärmeentwicklung in Rissnähe sind in Bild 8-21 für die langsameren Versuche bei einer Rissbeanspruchungsrate $\dot{K} = 2x10^4$ MPa$\sqrt{m}s^{-1}$dargestellt. Zum Vergleich der Messung mit der numerischen Simulation wurden zwei Zeitpunkte bei mittlerer und später Versuchszeit t_1 (ca. 100 MPa$\sqrt{m}$) und t_2 (ca. 220 MPa$\sqrt{m}$) ausgewählt. Hier zeigt sich anhand von Bild 8-21 eine sehr gute Übereinstimmung des Temperaturfeldes im Rissspitzenbereich für beide Belastungszeitpunkte. Anhand von Bild 8-22 kann der Temperaturgradient entlang des Risspfads als Schnitt verfolgt werden. Vor allem ist in der Spaltbruchprozesszone (200-700 µm vor der Rissspitze für diese Versuchsserie) eine hervorragende Übereinstimmung der berechneten und gemessenen Temperatur zu beobachten.

Auf Grund der sehr hohen Aufnahmefrequenz von ca. 15kHz, bei den um einen Faktor 10 schnelleren Versuche, zeigen diese eine deutlich geringere örtliche und zeitliche

Auflösung, so dass hier lediglich das Temperaturprofil der Simulation und des Experiments bei einer Belastungshöhe von ca. 200 MPa√m verglichen wurde, siehe Bild 8-23. Auch hier ist eine sehr gute Übereinstimmung von Simulation und Experiment zu erkennen, sodass die Temperaturentwicklung aufgrund der schnellen Rissspitzenbelastung zu allen Rissbeanspruchungsraten ausreichend gut vorhergesagt werden kann. Diese Ergebnisse dienen neben der Bewertung einer möglichen Verschiebung der Kennwerte zu höheren lokalen Temperaturen in einer Masterkurvenauswertung vor allem für die Weiterentwicklung eines lokalen Spaltbruchmodells in einem parallel am IWM durchgeführten BMWi-Vorhaben [47].

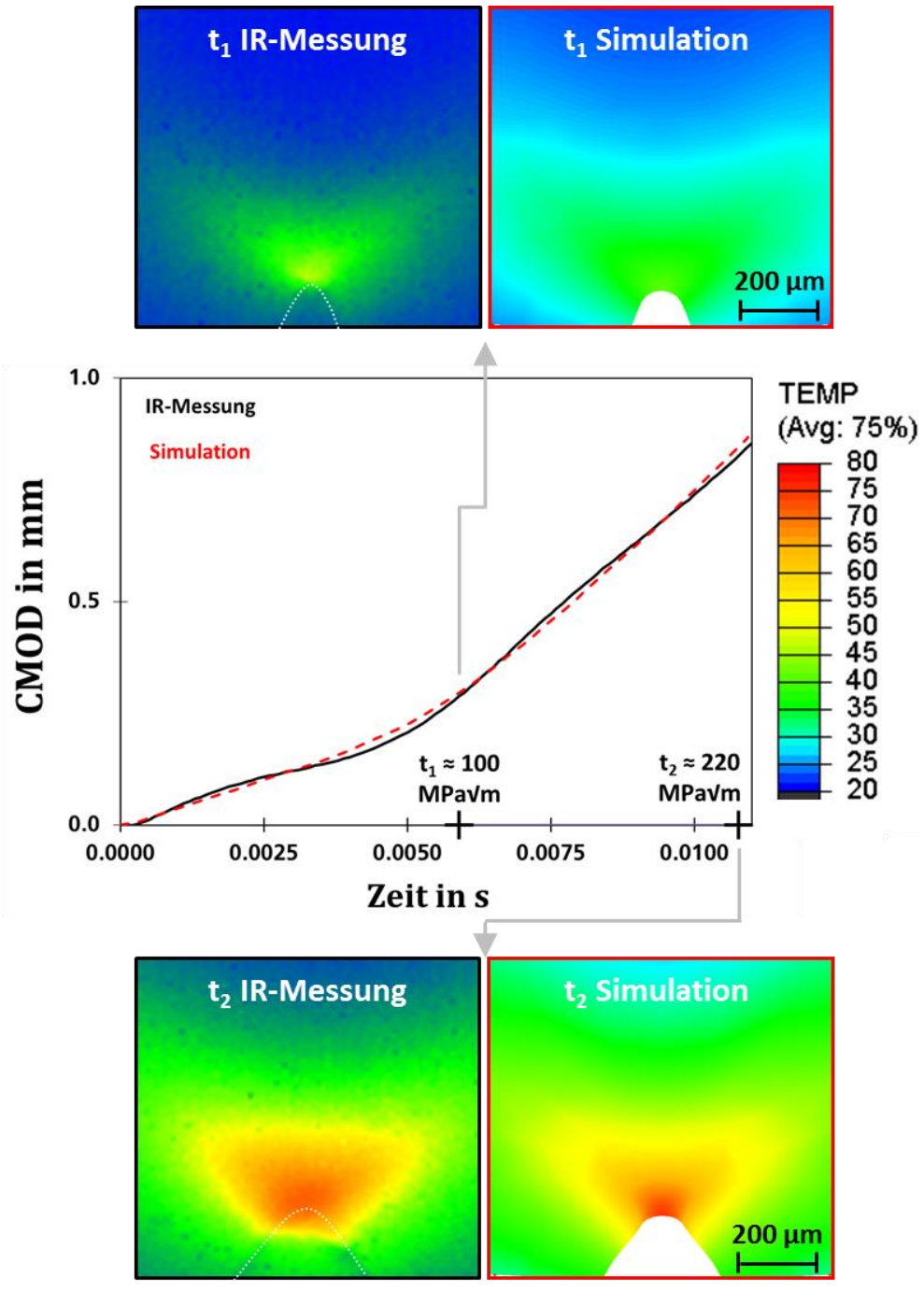


Bild 8-21
Vergleich des mit HG-IR--Kamera gemessenen Temperaturfelds und des berechneten bei zwei verschiedenen Belastungszeitpunkten

SE(B)40/20, T = +20°C

$\dot{K} = 2x10^4$ MPa√ms^{-1}

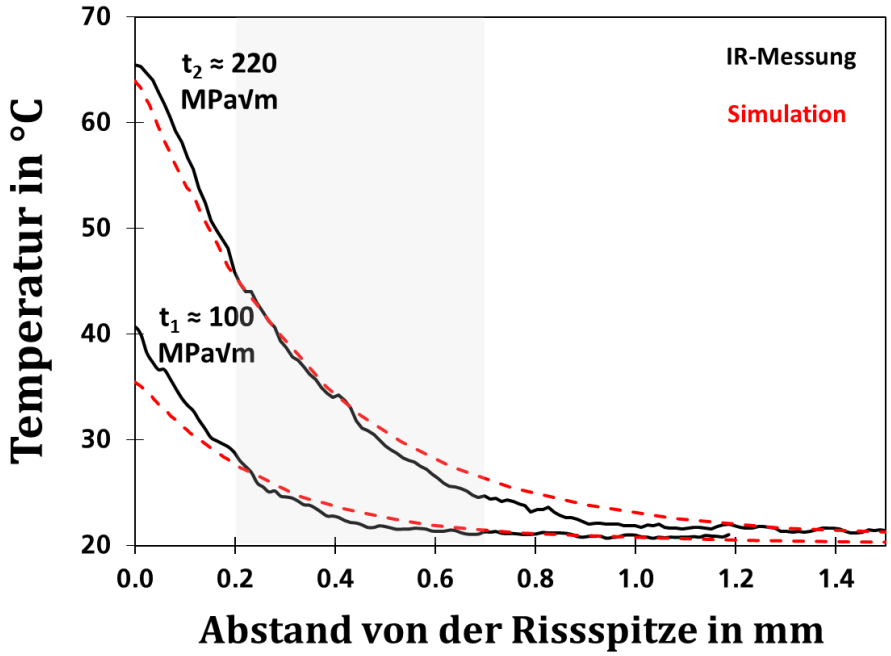


Bild 8-22
Detaillierter Vergleich des mit HG-IR--Kamera gemessenen Temperaturfelds und des berechneten bei zwei Belastungszeitpunkten als Funktion des Rissspitzenabstands x

SE(B)40/20
T = +20°C
$\dot{K} = 2x10^4$ MPa√ms^{-1}

Grau: relevanter Bereich der Spaltbruchinitiierung für diese Versuchsserie.

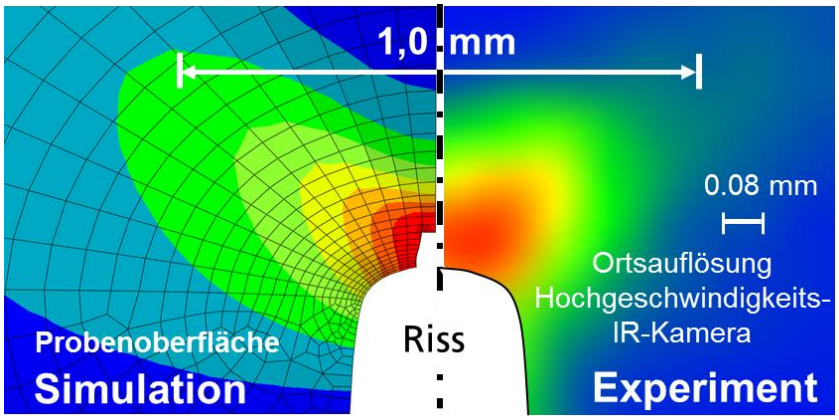


Bild 8-23
Vergleich des mit HG-IR-Kamera gemessenen Temperaturfelds und des berechneten bei einer Belastung von
$K_J \approx 200$ MPa√m

SE(B)40/20
T = +20°C
$\dot{K} = 3x10^5$ MPa√ms^{-1}

8.4.4 Einfluss der lokalen Temperatur auf die Bruchzähigkeit

Die Änderung der Masterkurvenform bei dynamischer Belastung sowie die fraktografischen und numerischen Untersuchungen legen den Schluss nahe, dass die lokale Temperatur vor der Rissspitze einen großen Einfluss auf die Bruchwahrscheinlichkeit hat. Nach Modellvorstellung für Spaltbruch führt eine lokal höhere Temperatur zum einen zu einem geringeren Spannungsniveau im relevanten Bereich vor der Rissspitze und somit zu einer geringeren Versagenswahrscheinlichkeit also höheren Bruchzähigkeitswerten. Zum anderen führt die höhere Temperatur zu zusätzlichen lokalen Rissarrestereignissen, siehe Kap. 12.2, also Spaltbruchinseln, die nach Initiierung sofort wieder arretieren. Je höher die $K_{Jc,d}$-Werte, desto mehr Spaltbruchinseln wurden detektiert.

Eine vereinfachte Möglichkeit den Temperatureinfluss an der Rissspitze in der MC-Auswertung zu berücksichtigen, ist die Verschiebung der einzelnen Kennwerte zur tatsächlichen lokalen Temperatur am Versagensort. Dazu wurde aus der numerischen Simulation der SE(B)40/20 Versuchsreihen für jeden Versuch diese lokale Temperatur (siehe Kap. 8.4.1) am Ort der Rissinstabilität (siehe Kap. 12.2) bestimmt und in die

folgenden Diagramme, Bild 8-24 bis Bild 8-26, als Temperaturverschiebung (farbige Symbole) der jeweiligen Masterkurvenauswertung eingezeichnet im Vergleich zu den homogenen Prüftemperaturen (graue Symbole, vgl. Bild 8-1 bis Bild 8-3). Die erwähnten Daten bzgl. des Ortes der Spaltbruchinitiierung sowie die berechneten Temperaturwerte stammen aus dem Vorhaben Tlatlik [47].

Der exakte Vorgang ist wohl weitaus komplexer als eine einfache Verschiebung der Prüftemperatur, da der genaue Ort des Bruchursprungs nicht exakt zu bestimmen ist und damit die lokale Temperatur einer Unsicherheit von ca. ±10 K unterliegen kann. Vor allem höhere Rissbeanspruchungsraten, die zu großen Temperaturgradienten führen, weisen eine erhöhte Unsicherheit auf. Zudem können die zusätzlichen Rissarrestereignisse hier quantitativ nicht berücksichtigt werden, die wiederum den Verlauf der Master Kurve beeinflussen. Jedoch lassen sich generelle Tendenzen anhand der Verschiebung ablesen.

Dazu wurde für die verschobenen kennwerte eine Mehrtemperatur-Masterkurven-Auswertung mit der „lokalen" Prüf-Temperatur durchgeführt und die dazugehörige Masterkurven-Referenztemperatur mit p = 0,019 /°C, also nicht angepasst, nach ASTM E1921 bestimmt. Die Ergebnisse sind in den Diagrammen in Bild 8-24, Bild 8-25 und in Bild 8-26 für die Rissbeanspruchungsraten $3x10^3$ MPa$\sqrt{m}s^{-1}$, $2x10^4$ MPa$\sqrt{m}s^{-1}$ und $4x10^5$ MPa$\sqrt{m}s^{-1}$ dargestellt. Zudem sind in jedem Diagramm die entsprechende Median-, 5%- und 95%-Fraktil-Kurve nach angepasster Auswertung (also p = 0,03 /°C) und nicht angepasst (p = 0,019 /°C) eingezeichnet.

Während bei den langsameren und mittleren Prüfgeschwindigkeiten eine recht gute Korrelation zwischen lokaler Temperatur und dem Bruchzähigkeitskennwert existiert, streuen bei der schnellsten Belastung die Temperaturwerte zunehmend. Ein Grund hierfür sind die bei den schnelleren Rissbeanspruchungsraten häufiger beobachteten Mehrfachinitiierungen. Diese erschweren die Zuordnung der lokalen Temperaturen zu einem eindeutigen Bruchzähigkeitskennwert. Zudem ist der Temperaturgradient vor der Rissspitze bei schnelleren Versuchen größer, so dass kleine Abweichungen im Bruchursprung große Auswirkungen auf die ermittelte Temperatur haben. Generell lässt sich aber eine Zunahme der lokalen Temperatur mit steigender Bruchzähigkeit beobachten. Eine detaillierte Auswertung der Bruchursprünge und dem Temperaturprofil vor der Rissspitze findet sich in Tlatlik [47].

Mit der MC-Auswertung nach der Mehrtemperatur-Methode lassen sich auch mit den temperaturverschobenen Kennwerten Masterkurven bestimmen. Wie in den Diagrammen zu sehen, zeigt sich, dass die Kennwerte im Vergleich zur Standard-Auswertung mit p = 0,019 /°C zunehmend in die richtige Richtung verschoben sind, jedoch der Verlauf und vor allem die untere 5%-Grenzkurve nicht ganz zu den temperaturangepassten Kennwerten passt: Kennwerte bei tieferen Temperaturen ($T < T_{0Q,X,multi}$) werden überschätzt, während die Werte oberhalb der Referenztemperatur T_0 unterschätzt werden. Dies zeigt sich auch deutlich an den unteren 5%-Fraktil-Kurven, die sehr viel tiefer liegen als es den hier verschobenen Kennwerten entspricht.

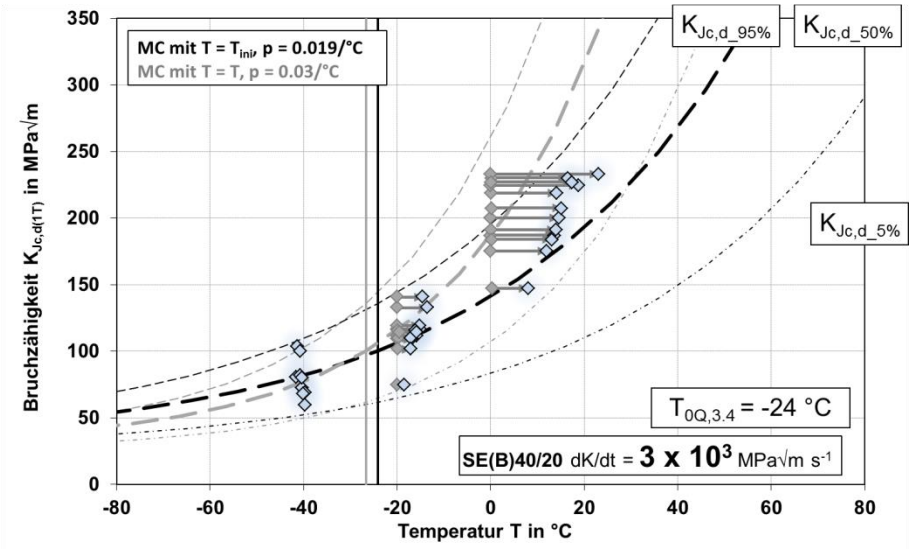


Bild 8-24
Mit lokaler Temperatur verschobene Bruchzähigkeitskennwerte $K_{Jc,d}(T_{ini})$ und dazugehörige MC-Auswertung $T_{0Q,X,multi}$ nach ASM E1921

SE(B)40/20

$\dot{K} = 3x10^3$ MPa$\sqrt{m}s^{-1}$

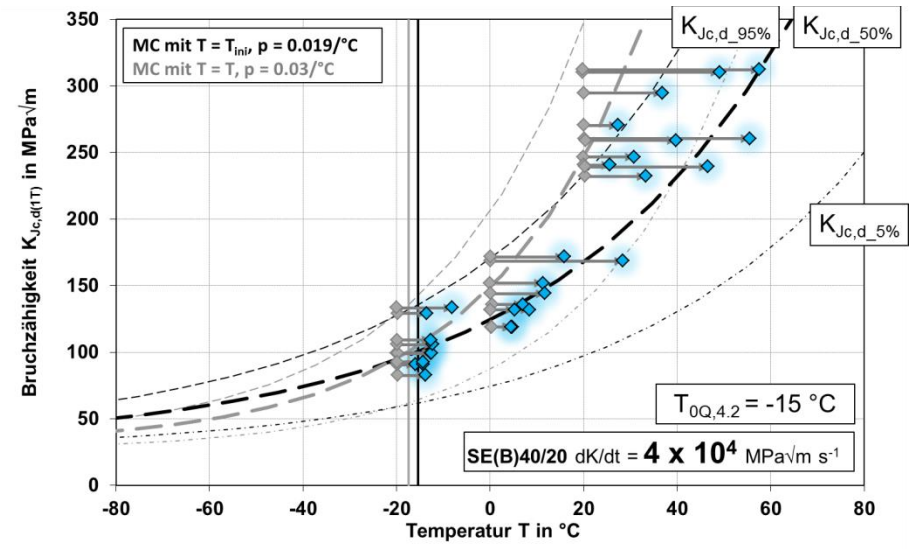


Bild 8-25
Mit lokaler Temperatur verschobene Bruchzähigkeitskennwerte $K_{Jc,d}(T_{ini})$ und dazugehörige MC-Auswertung $T_{0Q,X,multi}$ nach ASM E1921

SE(B)40/20

$\dot{K} = 4x10^4$ MPa$\sqrt{m}s^{-1}$

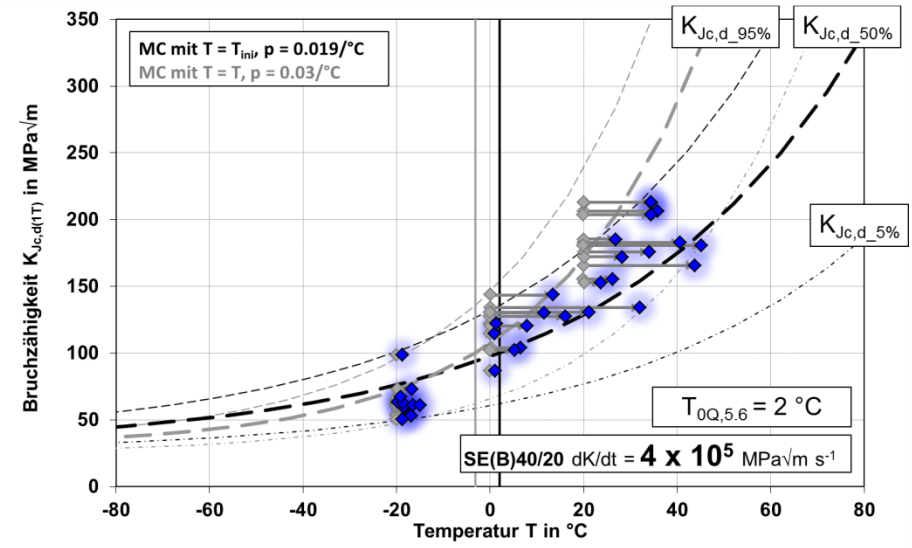


Bild 8-26
Mit lokaler Temperatur verschobene Bruchzähigkeitskennwerte $K_{Jc,d}(T_{ini})$ und dazugehörige MC-Auswertung $T_{0Q,X,multi}$ nach ASM E1921

SE(B)40/20

$\dot{K} = 4x10^5$ MPa$\sqrt{m}s^{-1}$

Aus den temperatur-verschobenen Kennwerten lässt sich mit (8.10) auch ein best-fit für den Exponent p bestimmen. Da nun jedoch die Serien nicht bei einer Temperatur „geprüft" worden sind, kann kein Medianwert für eine Prüfserie berechnet werden. Benutzt man alle Einzelkennwerte für die Bestimmung von p, wird implizit in der linearen Regression von normalverteilten Kennwerten ausgegangen. Für die zu bestimmende Kurvenform sollte dies aber von geringerer Bedeutung sein. Die resultierenden p-Werte sind in Bild 8-27 dargestellt. Es zeigt sich, dass die Temperaturverschiebung der Kennwerte zu deutlich niedrigeren p-Werten also flacheren Masterkurven führt. Jedoch liegen die p-Werte noch deutlich über dem Niveau von p = 0.019 /°C. Dies könnte sich mit der zusätzlichen Anhebung der Bruchzähigkeitskennwerte auf Grund des lokalen Rissarrests erklären lassen. Zudem wird die Vorhersage des Masterkurvenverlaufs mit steigender Bruchzähigkeit zunehmend schlechter, da die Anzahl der lokalen Rissarrestereignisse auch mit der Bruchzähigkeit zunehmen, siehe Bild 12-6. Eine mögliche quantitative Berücksichtigung des Einflusses der Rissarrestereignisse ist das Forschungsziel des parallelen KEK-Vorhabens Tlatlik [47].

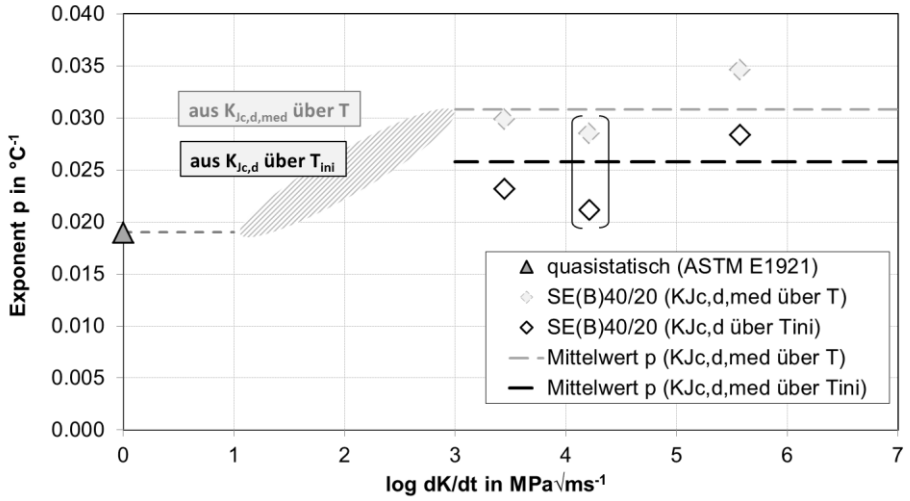


Bild 8-27
Ermittelter Exponent p für die Mehrtemperatur Versuchsserien mit auf Grund lokaler Temperaturerhöhung modifizierten Bruchzähigkeiten $K_{Jc,d}(T_{ini})$ und den ASTM-Annahmen:

Formparameter b =4
K_{min} = 20 MPa√m

SE(B)40/20

9
Charakteristische Rissbeanspruchungsrate (MPA)

In einer Auswertung der numerischen Analysen wurde der zeitliche Verlauf der Weibullspannung untersucht.

Es wurden die Ergebnisse von 2D-Simulation von Belastungen der C(T)25 und SE(B)40/20 ausgewertet, mit der Bedingung, dass nur Elemente mit Plastifizierung und nur solche mit maximaler Hauptspannung $\sigma_1 > \lambda \cdot \sigma_y$ zur Weibullspannung beitragen. Für die Streckgrenze σ_y wurde hier der quasistatische Wert verwendet.

$$\sigma_w = \sqrt[m]{\int_V (\sigma_1)^m \frac{dV}{V_0}} \tag{9.1}$$

m = Weibullmodul
σ_1 = maximale Hauptspannung
V_0 = Einheitsvolumen
dV = Volumeninkrement

Für die Wahrscheinlichkeit der instabilen Rissausbreitung $P_f(\sigma_w)$ setzen wir an:

$$P_f(\sigma_w) = 0 \text{ wenn } \sigma_w \leq \sigma_{w,min} \tag{9.2}$$

$$P_f(\sigma_w) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma_w^{\frac{m}{4}} - \sigma_{w,min}^{\frac{m}{4}}}{\sigma_u^{\frac{m}{4}} - \sigma_{w,min}^{\frac{m}{4}}}\right)^4\right] \text{ wenn } \sigma_w > \sigma_{w,min} \tag{9.3}$$

σ_u = Weibullreferenzspannung
$\sigma_{w,min}$ = Grenzwert der Weibullspannung

Diese Formulierung, eingeführt von Petti and Dodds [52], ist äquivalent zu der Berechnung der Versagenswahrscheinlichkeit nach ASTM E1921. Für m=4 gilt: σ_u entspricht K_0 und $\sigma_{w,min}$ entspricht K_{min}.

Die aus dem Zeitverlauf des umgerechneten K_{IJ} abgeleitete Rissbeanspruchungsrate beinhaltet den Anstieg des plastischen J-Anteils. Die aus dem zeitlichen Verlauf der Weibullspannung berechnete Rissbeanspruchungsrate fällt mit steigender Plastifizierung. Die maximale Hauptspannung und das Volumen vor der Rissspitze mit hohen Hauptspannungswerten wachsen langsamer als zu Beginn des Versuchs. Dieser Verlauf ist grundsätzlich vergleichbar mit dem Verlauf, wie er im Vorgängervorhaben [4] für dK/dt abgeleitet wurde.

Für m = 4 tendiert die Rissbeanspruchungsrate für hohe K_I-Werte gegen Null, für m = 30 fällt die Rissbeanspruchungsrate auf einen Wert, der bei etwa einem Drittel des Werts im linear-elastischen Bereich des Versuchs liegt.

Die Verwendung der Weibullspannungsrate kann so nicht nur als Kriterium für hinreichend vergleichbare Rissbeanspruchungsraten eines nach ASTM E1921 auszuwertenden Datensatzes dienen, sondern auch zur Bestimmung der Rissbeanspruchungsrate bei der Simulation einer dynamischen Bauteilbelastung.

10
Statistische Analyse der Bruchzähigkeitskennwerte

Neben der Analyse des Bruchzähigkeits-Temperaturverlaufs werden hier einzelne Versuchsserien hinsichtlich ihrer statistischen Verteilung bei einer Prüftemperatur untersucht und im Vergleich zu den getroffenen Annahmen in der ASTM E1921 bewertet.

Um den Verlauf über der Prüftemperatur in einem Bild darzustellen, sind im folgenden Diagramm alle SE(B)40/20- und C(T)25-Ergebnisse auf die ermittelte MC-Referenztemperatur $T\text{-}T_{0,X,multi}$ unter Annahme von p = 0,03 /°C für dynamische bzw. p = 0,021 /°C für die quasistatischen Versuchsreihen normiert, siehe Bild 10-1. Der Wert p = 0,021 /°C anstelle dem in der Norm festgelegten Wert von 0,019 /°C für die quasistatischen Versuche wurde aus einem Datensatz von C(T)-Versuchen bei zwei unterschiedlichen Prüftemperaturen aus dem früheren Vorhaben [29] bestimmt. Dementsprechend folgen die Masterkurven der dynamischen Versuchsreihen (schwarze Linie) grundsätzlich den Medianwerten (offene Symbole). Ebenso ist dies der Fall bei den quasistatischen Versuchsreihen mit C(T)25-Proben (grüne Linie), die hier als Vergleich mit eingezeichnet sind.

Zudem sollten unter der Annahme einer Weibullverteilung mit Formparameter b = 4 die einzelnen Kennwerte innerhalb der Grenzen zwischen der 5%- und 95%-Fraktil-Kurve liegen, wie es für die quasistatisch geprüften Proben auch der Fall ist. Die dynamischen Versuchsreihen zeigen jedoch, dass hin zu höheren Versuchs-Temperaturen die Kennwerte unterhalb der Mediankurve nicht besetzt sind. Es scheint also eine untere Grenzkurve zu höheren Bruchzähigkeits-Werten verschoben zu sein, was sich durch ein Anheben des unteren Grenzwertes bzw. mit einer steileren unteren Grenzkurve $K_{min}(T)$ abbilden lässt. Gleichzeitig erscheint die Streubreite der dynamischen Kennwerte mit zunehmender Temperatur geringer zu werden, während die quasistatischen Ergebnisse die gesamte vorausgesagte Streubreite ausfüllen. Auch wird deutlich, dass der nach der ASTM E1921 berechnete Medianwert mit zunehmender Prüftemperatur nicht dem wirklichen Medianwert entspricht sondern hin zu tieferen Bruchzähigkeitswerten verschoben ist also einer unsymmetrischen Kennwertverteilung.

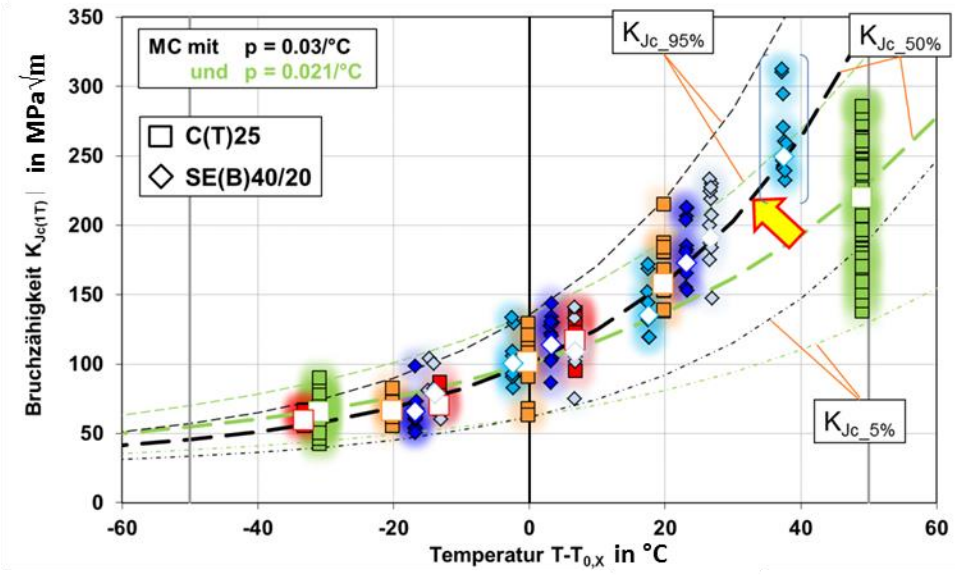


Bild 10-1
Bruchzähigkeitskennwerte $K_{Jc,d(1T)}$ der SE(B)40/20- und C(T)25-Mehrtemperatur-Versuche normiert auf $T\text{-}T_{0,X,multi,p=0.03}$ für dynamische (schwarze Linie) bzw. $T_{0,X,multi,p=0.021}$ für quasistatische Versuchsreihen (grüne Linie)

Die Verteilungen einzelner Serien wurden deshalb hinsichtlich

- einem möglichen unterem Grenzwert K_{min} bzw. einer Grenzkurve $K_{min}(T)$
- der auftretenden Streubreite b und
- der Verschiebung des Medianwerts

untersucht.

Die 3-Parameter Weibullverteilung lässt sich im Masterkurvenkonzept beschreiben mit der Formel

$$p_f = 1 - \exp\left\{-\left(\frac{K_{Jc} - K_{min}}{K_0 - K_{min}}\right)^b\right\} \tag{10.1}$$

mit

p_f … Versagenswahrscheinlichkeit
K_0 … Weibull Skalenparameter
b … Weibull Formparameter
K_{min} … Weibull Mindestwert.

In der folgenden Analysen wurden die originalen Bruchzähigkeitskennwerte $K_{Jc,d}$ verwendet, also die Werte vor der Normierung auf Probenbreite 1T.

10.1 Untere Grenzkurve $K_{min}(T)$ mit b = 4

Nach Wallin [45] lässt sich ein unterer Grenzwert K_{min} mit entsprechend großem Datensatz mit n >20 Proben an einer Prüftemperatur T mittels der maximum-likelihood-Methode bestimmen. Zwar werden hier Datensätze mit teilweise nur 11 Proben verwendet, jedoch sollten sich mögliche Trends zu K_{min} zumindest qualitativ bestimmen und bewerten lassen.

Der untere Grenzwert einer Weibullverteilung mit b = 4 kann mit

$$\frac{3}{4} \cdot \frac{\sum_{i=1}^{n} \frac{\delta_i}{K_i - \hat{K}_{min}} \cdot \sum_{i=1}^{n} \left(K_i - \hat{K}_{min}\right)^4}{r \cdot \sum_{i=1}^{n} \left(K_i - \hat{K}_{min}\right)^3} - 1 = 0 \tag{10.2}$$

$$K_0 = \left(\frac{\sum_{i=1}^{n} \left(K_i - \hat{K}_{min}\right)^4}{r - 1 + \ln(2)}\right)^{1/4} + \hat{K}_{min} \tag{10.3}$$

$$K_{min} = \frac{r \cdot \hat{K}_{min} - K_0}{r - 1} \tag{10.4}$$

berechnet werden, dabei sind

n … Anzahl der Versuche
r … Anzahl der gültigen Versuche
$\hat{K}_{min}$ … vorläufiger Mindestwert
K_{min} … berechneter Mindestwert.

Die Gleichung (10.2) wird iterativ z.B. mit einem Gradienten-Abstiegsverfahren gelöst und der Mindestwert $K_{min}(T,\dot{K})$ einer Prüfserie bei einer Prüftemperatur T und Rissbeanspruchungsrate $\dot{K}$ mit (10.3) und anschließend (10.4) berechnet.

Die berechneten Mindestwerte sind in Bild 10-2 für die Versuche mit SE(B)40/20 und C(T)25-Proben eingezeichnet. Zum Vergleich dazu sind frühere Ergebnisse zusammengestellt von Kirk [12] in Bild 10-3 zu sehen. Es zeigt sich, dass bei den hier durchgeführten Versuchen mit zunehmender Prüftemperatur der Mindestwert stark zunimmt, während die Ergebnisse von Kirk [12] keine klare Tendenz aufweisen und auf einen ungefähren Mittelwert von ca. 20 MPa√m hindeuten.

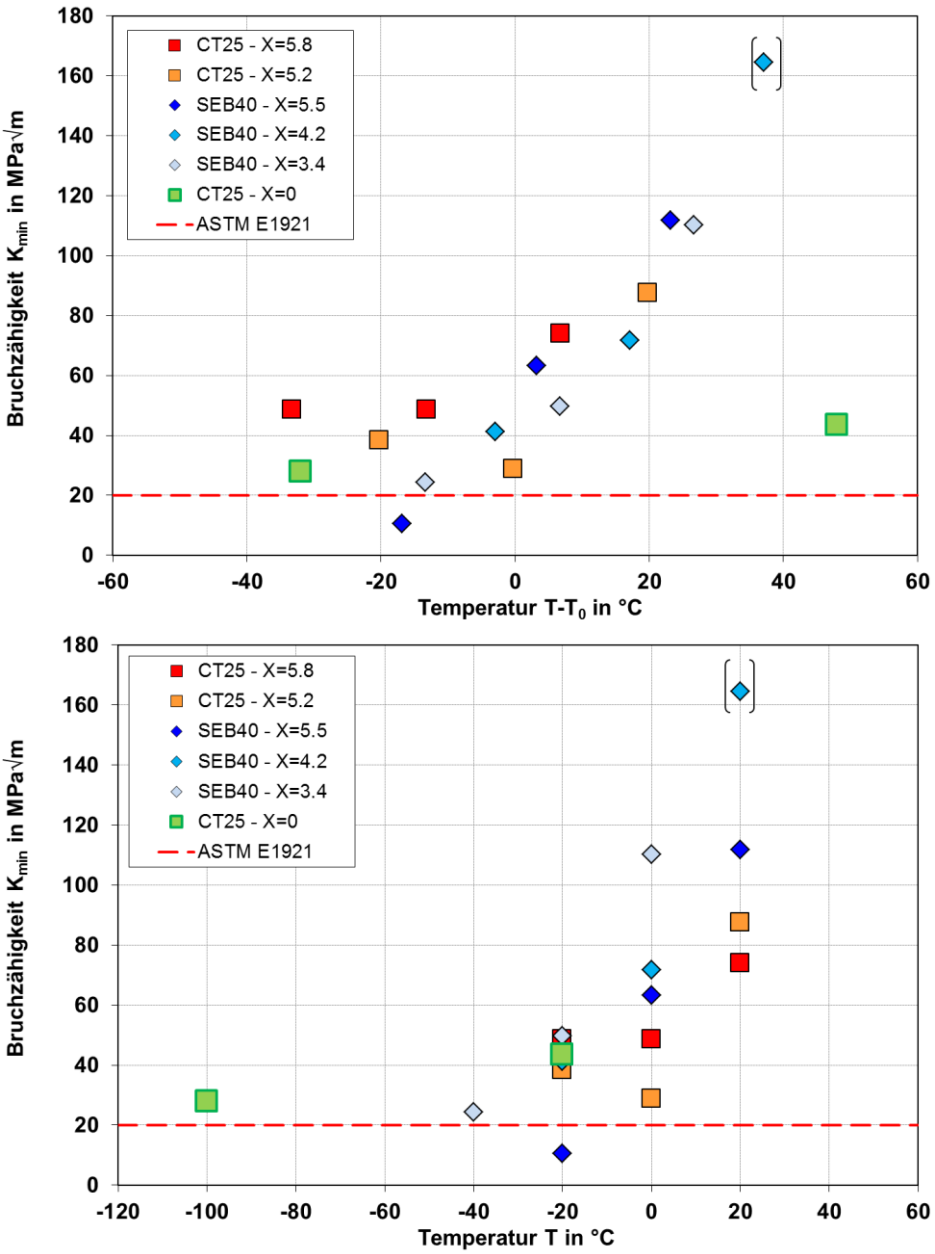


Bild 10-2
Grenzwert K_{min} jeweils aufgetragen normiert mit MC-Referenztemperatur $T_{0,X,multi}$ (oben) und über der Prüftemperatur T (unten)

SE(B) und C(T) Versuche

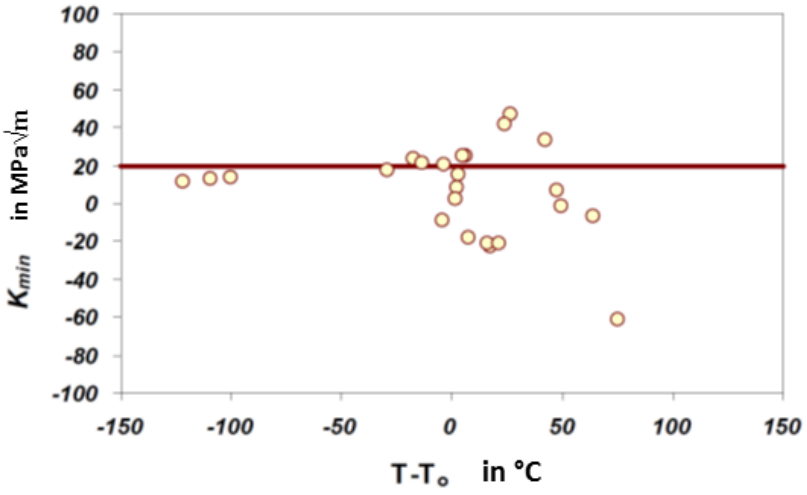


Bild 10-3
Grenzwert K_{min} einzelner Prüfserien unterschiedlicher Versuchsbedingungen (quasistatisch und dynamisch) mit n > 20 nach Kirk [12].

10.2 Weibull-Formparameter b mit K_{min} = 20 MPa√m

In einer Weibullverteilung beschreibt der Formparameter b die Form bzw. die Streubreite der Kennwerte. Die 3-Parameter-Weibullverteilung (10.2) mit festem Mindestwert K_{min} kann in die Geraden-Gleichung

$$\log\left\{\log\left(\frac{1}{1-p_f}\right)\right\} = b\log(K_J - K_{min}) + \log\left(\frac{1}{K_0 - K_{min}}\right) \tag{10.5}$$

umgeformt werden, deren Parameter b der Steigung der Geraden entspricht und sich mit einer linearen Regression bestimmen lässt.

Die ermittelten Formparameter sind in Bild 10-4 aufgetragen.

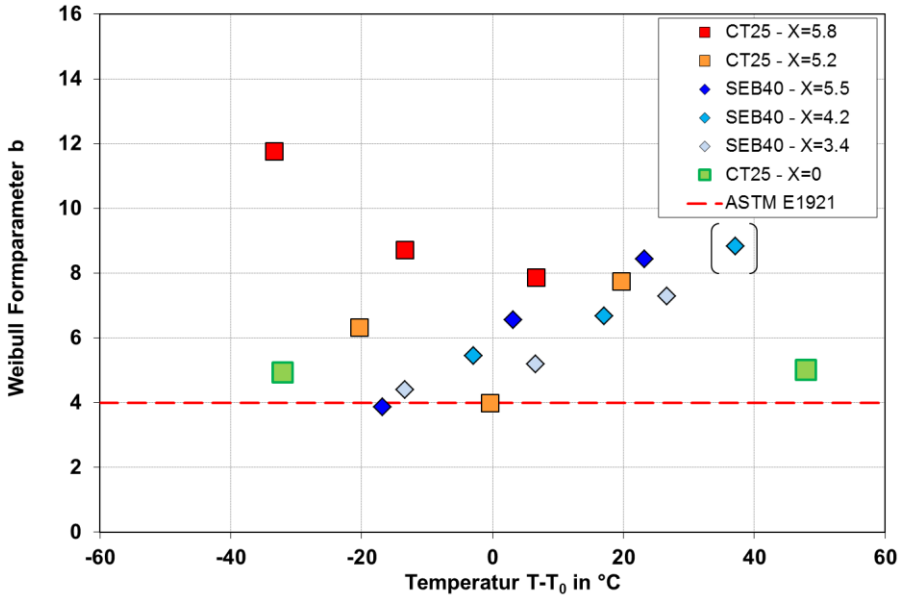
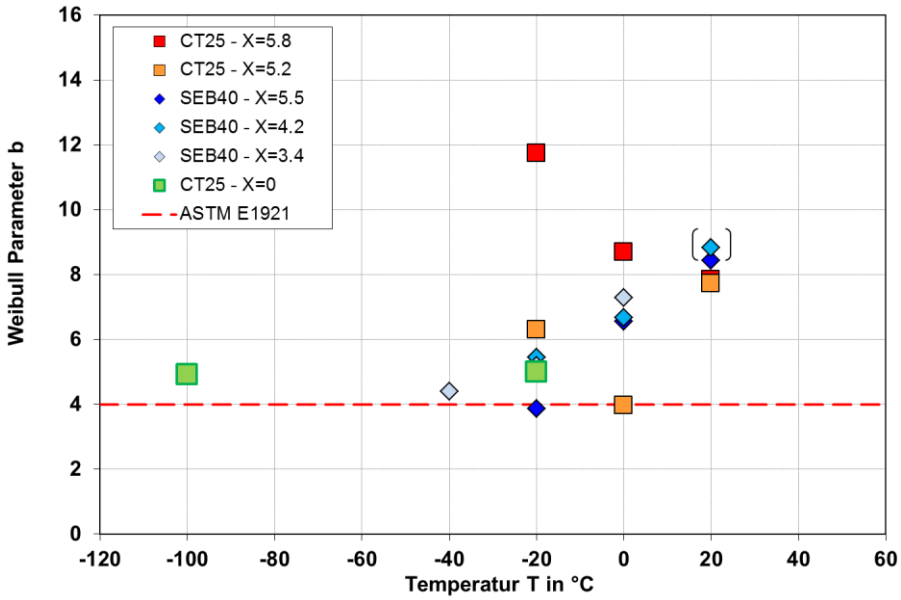


Bild 10-4
Ermittelter Weibull-Formparameter b, jeweils aufgetragen normiert mit MC-Referenztemperatur $T_{0,X,multi}$ (oben) und über der Prüftemperatur T (unten)

SE(B) und C(T) Versuche



Ähnlich wie für K_{min} zeigt der Parameter b bei den SE(B)-Versuchen einen Trend zu höheren Werten, also kleineren Streubreiten, mit steigender Prüftemperatur. Generell zeigen die dynamisch geprüften Versuchsserien einen höheren Wert als die quasistatischen Serien. Die Daten von Kirk [12] zeigen hingegen auch für unterschiedliche Versuchsbedingungen (unbestrahlt/bestrahlt/verschiedene Stähle/quasistatische und dynamische Belastung) mit zunehmender Versuchsanzahl eine Annäherung an einen konstanten Wert von b = 4, siehe Bild 10-5.

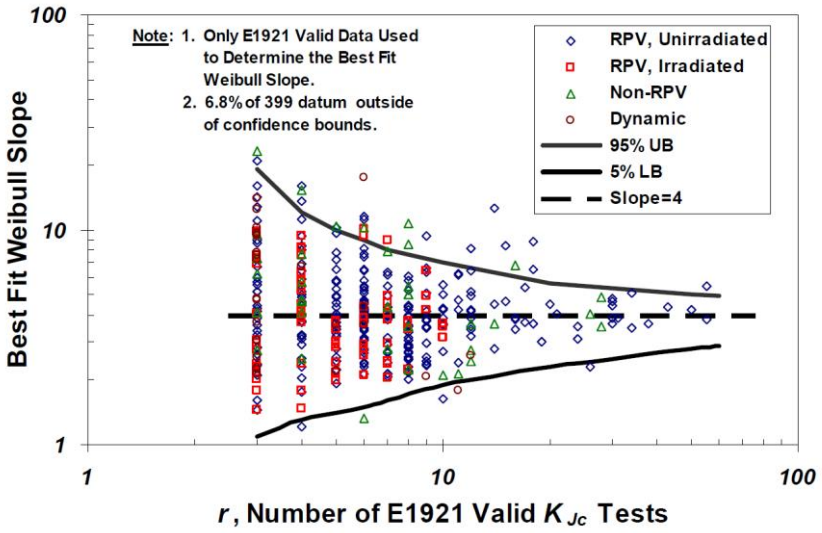


Bild 10-5
Weibull-Form-Parameter b verschiedener ferritischer Stähle, Kirk [12]

Da beide Parameter K_{min} und b sich ähnlich auf die Weibull-Verteilungsfunktion auswirken, kann kein eindeutiger Parametersatz für beide Werte festgelegt werden. Eine maximum-likelihood Analyse zur gleichzeitigen Bestimmung beider Parameter K_{min} und b lieferte keine eindeutig konvergierende Lösung. Ein größerer Datensatz mit deutlich mehr Versuchen wäre nötig um beide Parameter optimal zu bestimmen.

10.3 Alternative Verteilungsfunktionen

Um das Vorhandensein einer möglichen alternativen Verteilungsfunktion der Bruchzähigkeitskennwerte bei einer Temperatur zu überprüfen, wurden Quantil-Quantil-Diagramme (Q-Q-plots) der einzelnen Serien erstellt und die Kennwerte mit vier verschiedenen Verteilungsfunktionen verglichen.

Folgende Verteilungen wurden überprüft:

- 3-Parameter Weibull-Verteilung nach der jetzigen Masterkurven Norm ASTM E1921 mit Weibull-Skalenparameter $K_0 = \lambda + K_{min}$, Weibull-Formparameter b = 4 und Mindestwert K_{min} = 20 MPa√m
- 3-Parameter Weibull-Verteilung mit aus den Kennwerten bestimmtem Weibull-Skalenparameter $K_0 = \lambda + K_{min}$, Weibull-Formparameter b, siehe Bild 10-4, und einem Mindestwert von K_{min} = 20 MPa√m
- Log-Normal-Verteilung, wie sie bereits in der ASTM E1221 [8] für eine Masterkurvenauswertung von Rissarrestzähigkeitskennwerten vorgeschlagen wurde mit aus den Kennwerten bestimmtem Mittelwert $e^{\left(\mu+\frac{\sigma^2}{2}\right)}$ und Standardabweichung $\left(e^{\sigma^2}-1\right) e^{2\mu+\sigma^2}$
- Gamma-Verteilung mit aus den Kennwerten bestimmte Form-Parameter α und Skalenparameter β

Als Beispiel eines Q-Q-plots ist eine SE(B) Testserie in Bild 10-6 dargestellt. Die Bruchzähigkeit ist in aufsteigender Folge auf der senkrechten Achse aufgetragen. Die entsprechende theoretische Verteilung, als inverse der kumulierten Verteilungsfunktion $CDF^{-1}(u_i)$, ist auf der horizontalen Achse dargestellt. Dazu wurde jeder Bruchzähigkeitswert in aufsteigender Folge sortiert, die Rangnummer u_i nach

$$u_i = \frac{(i - 0{,}3)}{(n + 0{,}4)}. \tag{10.6}$$

berechnet und CDF(x) mit

$$CDF(x) = 1 - \exp\left\{-\left(\frac{x - K_{min}}{K_0 - K_{min}}\right)^b\right\} \tag{10.7}$$

für eine 3-Parameter-Weibull-Verteilung

$$CDF(x) = \frac{1}{2} + \frac{1}{2}\,erf\left[\frac{\ln x - \mu}{\sqrt{2}\sigma}\right] \tag{10.8}$$

mit der Fehlerfunktion

$$erf(z) = \frac{2}{\sqrt{\pi}}\int_0^z e^{-t^2}\,dt \tag{10.9}$$

für eine Log-Normal- Verteilung und

$$CDF(x) = \frac{\gamma(\alpha, \beta \cdot x)}{\Gamma(\alpha)} \tag{10.10}$$

mit

$$\gamma(s,x) = \int_0^x t^{s-1} e^{-t} dt$$

und (10.11)

$$\Gamma(x) = \int_0^\infty t^{x-1} e^{-t} dt$$

für eine Gamma-Verteilung bestimmt.

Die Winkelhalbierende entspricht somit einer optimalen Übereinstimmung der Kennwerte mit der theoretischen Verteilungsfunktion. Ein relatives Bestimmtheitsmaß lässt sich aus der gewichteten Summe der Fehlerquadrate mit

$$\delta = 1 - \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{n}(y_i - y_i^*)^2}{\sum_{i=1}^{n}(y_i)^2}} \quad (10.12)$$

berechnen, dabei sind

y_i^* die Bruchzähigkeitswerte nach obiger Verteilungsfunktion $CDF^{-1}(u_i)$ und
y_i die ermittelten Kennwerte $K_{Jc,d}(T, dk/dt)$.

Ein Bestimmtheitsmaß von 1 bedeutet demnach eine exakte Übereinstimmung.

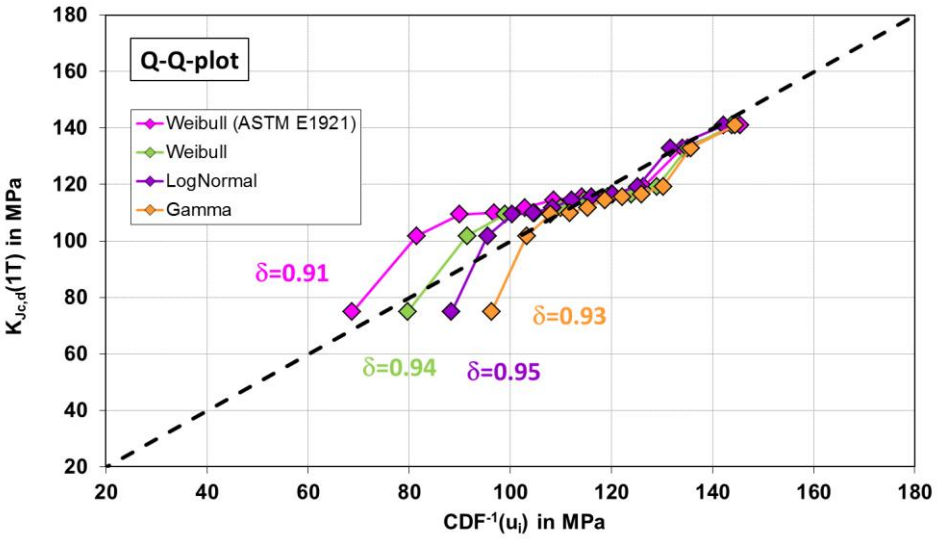


Bild 10-6
Beispiel eines Q-Q-plots für 4 verschiedene Verteilungsfunktionen

Weibull-(ASTM E1921), Weibull- (mit ermittelten Formparameter b) Log-Normal- und Gamma-Verteilung

SE(B)40/20
T = -20 °C
$\dot{K} = 3x10^3$ MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}

Die Ergebnisse für alle SE(B)40/20- und C(T)25-Prüfserien sind in Bild 10-7 dargestellt. Während die quasistatischen Ergebnisse recht gut mit allen 4 Verteilungsfunktionen beschrieben werden können, passt die Weibull-Verteilung nach ASTM E1921 mit zunehmender Temperatur schlechter zu den dynamischen Kennwerten. Die anderen drei passen aber hier ähnlich gut. Daher bietet sich für künftige Anwendungen auf dynamische Kennwerte die Log-Normal-Verteilung an, die auch schon für Rissarrestkennwerte K_{Ia} eingesetzt wird [8].

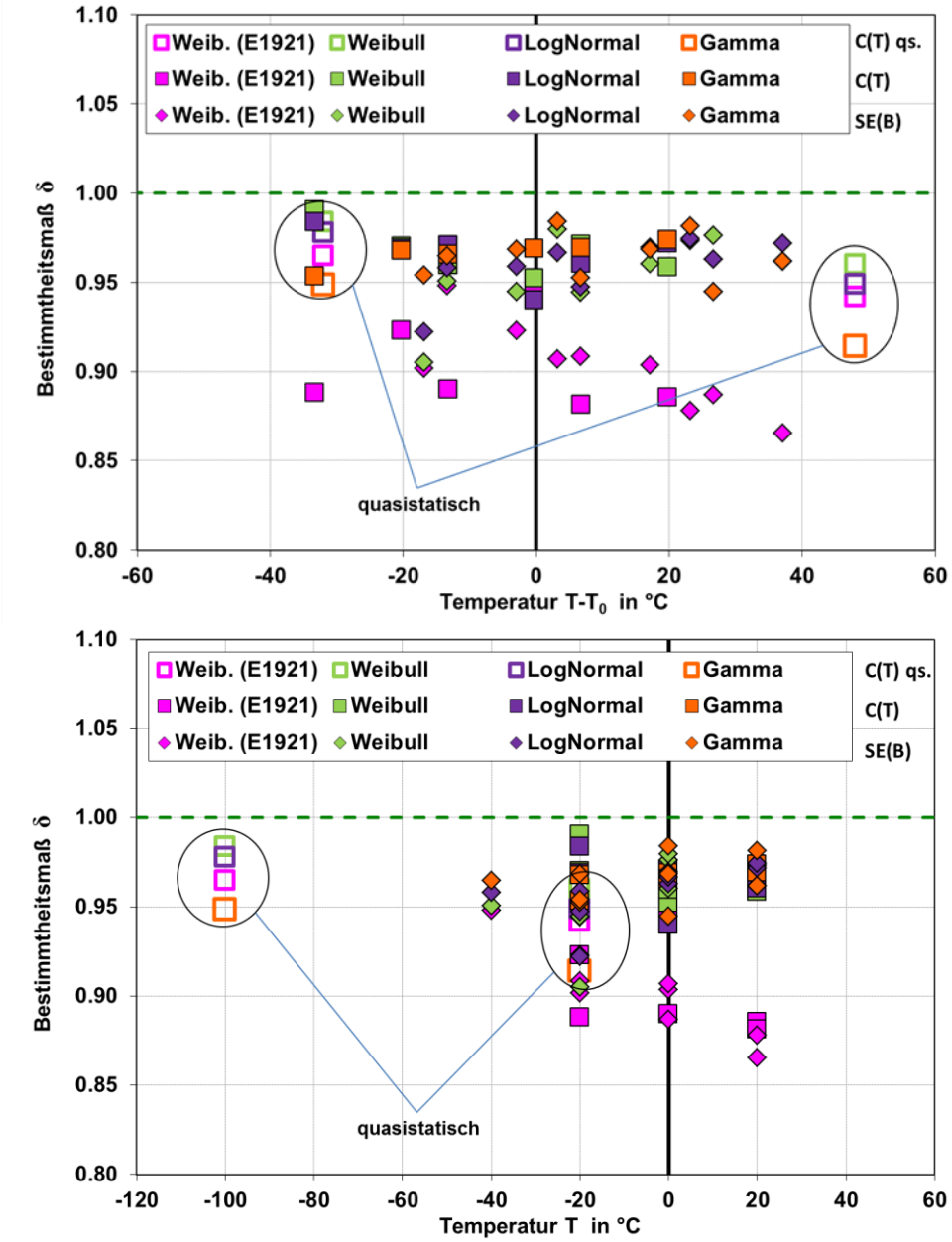


Bild 10-7
Analyse der Kennwerte mit berechnetem Bestimmtheitsmaß δ jeweils aufgetragen normiert mit MC-Referenztemperatur $T_{0,X,multi}$ (oben) und über der Prüftemperatur T (unten)

Weibull-(ASTM E1921), Weibull- (mit bestimmten Formparameter b) Log-Normal- und Gamma-Verteilung

10.4 Masterkurvenauswertung mit angepasster Verteilungsfunktion

Exemplarisch soll hier die Auswirkung einer angepassten Weibull-Verteilungsfunktion auf die Masterkurven-Auswertung gezeigt werden. Dazu wurden für die am schnellsten belastete SE(B)40/20-Serien der Median-Wert und die daraus resultierende Masterkurven-Referenztemperatur $T_{0Q,X,multi}$ mit dem aus den Kennwerten bestimmten Weibull-Formparameter b ausgewertet. Die Masterkurve nach der Mehrtemperatur-Methode ist in Bild 10-8 aufgeführt. Zusätzlich sind zum Vergleich die etwas tieferliegenden Medianwerte mit Formparameter b = 4 (ASTM E1921) grau hinterlegt eingezeichnet und die daraus resultierende MC-Referenztemperatur nach der Ein-Temperatur-Auswertung.

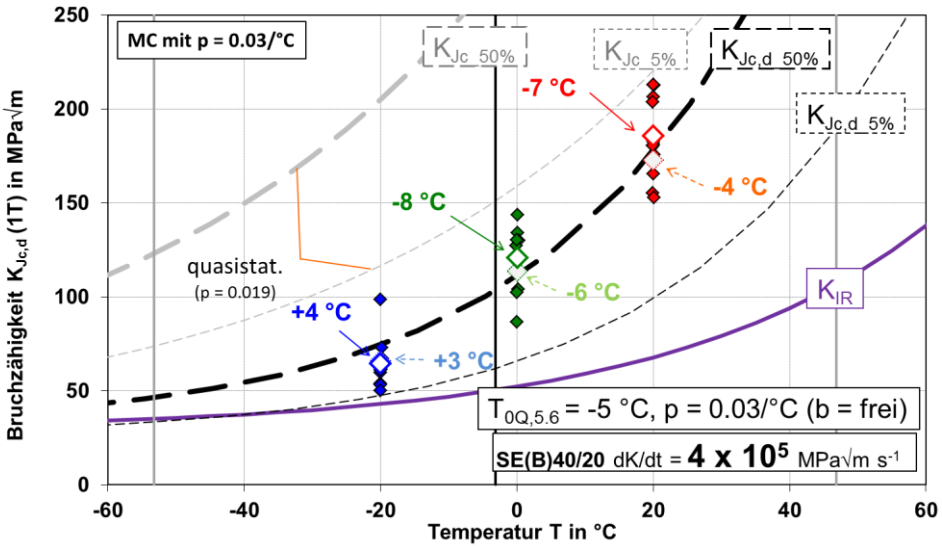


Bild 10-8
Ein- und Mehrtemperatur-Auswertung der Bruchzähigkeitswerte $K_{Jc,d}(1T)$ für drei Prüftemperaturen mit jeweils ermittelten Formparameter b

p = 0.03 /°C, Weibull

SE(B)40/20
T = -20 °C, 0 °C und +20 °C
$\dot{K}$ = 4x10^5 MPa√m s^{-1}

Die neuen Median-Werte liegen nun entsprechend der Kennwerte etwas höher. Wird nun der aus 10.2 bestimmte Parameter b für die weiteren Mehrtemperatur-Serien verwendet, so lassen sich auch mit dieser angepassten Weibull-Verteilung ein best-fit Exponent p für die Masterkurvenform mit (8.10) berechnen. Dieser ist in Bild 10-9 im Vergleich zu den bisherigen p-Werten aufgetragen. Erwartungsgemäß liefern die angepassten Weibull-Formparameter eine noch etwas steilere Kurvenform auf Grund des engeren Streubandes der dynamischen Versuchsserien. Jedoch im Vergleich zu dem bereits festgestellten Unterschied zwischen einem p = 0.019/°C der quasistatischen und dem mittleren Exponenten p = 0.03/°C der dynamischen Versuchsreihen, zeigt eine bessere Anpassung hier nur einen sehr geringen Einfluss auf die Masterkurvenform. Für die Bewertung einer unteren 5%-Grenzkurve ist die Verteilungsfunktion mit entsprechender Streubreite b und Grenzwert K_{min} wiederum entscheidend.

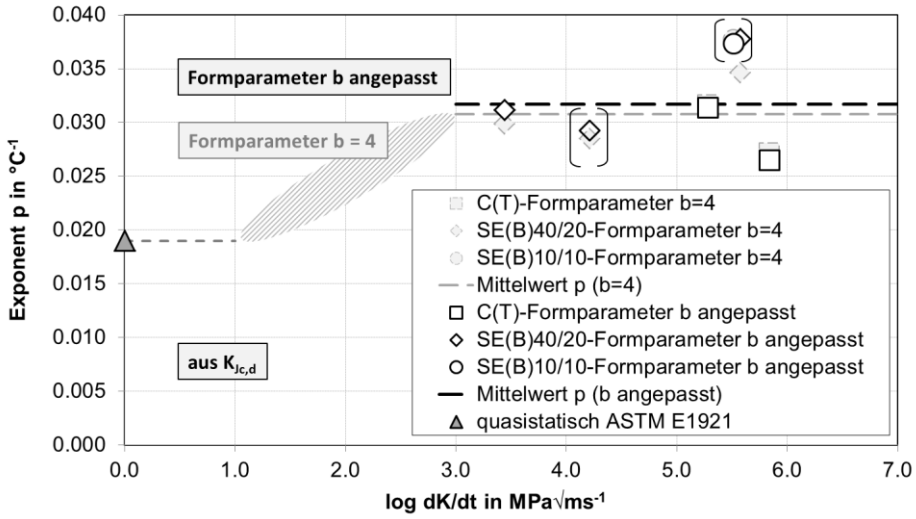


Bild 10-9
Ermittelter Exponent p für alle Mehrtemperatur Versuchsserien (schwarz) im Vergleich zur vorherigen Auswertung mit festem Formparameter b = 4 (grau)

K_{min} = 20 MPa√m

Die Ergebnisse der statistischen Auswertung der Kennwerte zeigen auf der einen Seite etwaige Trends zu einem engeren Streuband mit zunehmender Prüftemperatur und auf der anderen Seite zu einer möglicherweise notwendigen Anpassung der unteren Grenzkurve $K_{min}(T)$. Da beide Parameter ähnliche Auswirkungen auf die Verteilung

haben, war eine gleichzeitige Bestimmung beider Parameter auf Grund der noch nicht ausreichend hohen Versuchsanzahl nicht möglich.

Auch hinsichtlich einer möglichen alternativen Verteilungsfunktion lässt die geringe Anzahl an Kennwerten je Versuchsserie keine eindeutige Aussage zu. Es zeigt sich zwar, dass die in der ASTM E1921 angenommene Weibull-Verteilung die dynamisch geprüften Bruchzähigkeitswerte nicht hinreichend genau beschreibt. Aber solange die Parameter der Verteilungsfunktion aus den Kennwerten bestimmt werden, sind eine Log-Normal-, Weibull- oder Gamma-Verteilung gleichermaßen passend, so dass auch wegen der angenommenen Log-Normal-Verteilung bei Rissarrestkennwerten diese Verteilung auch für dynamische Kennwerte gewählt werden kann.

Für den temperaturabhängigen Verlauf der Bruchzähigkeit spielt die Verteilungsfunktion eine untergeordnete Rolle. Für die Bestimmung einer unteren 5%-Grenzkurve oder sogar einer deterministischen absoluten unteren Grenzkurve $K_{min}(T, \dot{K})$ jedoch könnten weitere Untersuchungen mit einer deutlich größerer Versuchsanzahl je Serie die Bewertung verbessern. Eine weiterführende Diskussion der statistischen Analyse findet sich in Kapitel 13.

10.5 Statistische Analyse

Die Gesamtergebnisse des Ringversuchs mit IWM, NIST und MPA sind im nachfolgenden Kapitel 11 dargestellt. Für eine statistische Analyse wurden nur die unzensierten Daten von IWM und NIST des Ringversuchs ausgewertet und die statistische Verteilung untersucht. In Bild 10-10 und Bild 10-11 sind entsprechend die kumulierte Verteilungsfunktion und die Verteilungsdichte sowie 5%, 50% und 95%-Werte aufgetragen.

Analog zur statistischen Auswertung in Kap. 10.3 wurden die ermittelten Kennwerte in einem Q-Q-plot mit verschiedenen Verteilungsfunktionen verglichen und das Bestimmtheitsmaß δ berechnet, siehe Bild 10-12. Es zeigt sich die beste Übereinstimmung mit einer Gamma bzw. Log-Normal-Verteilung mit den höchsten δ-Werten, während die in ASTM E1921 angenommene Weibull-Verteilung die Kennwerte schlechter beschreibt (magenta), auch wenn der Parameter b angepasst wurde (grün). Demnach liegt es nahe für künftige Auswertungen, wie in der ASTM E1221 für Rissarrestkennwerte, eine Log-Normal-Verteilung zu verwenden. Für diese Verteilung wurde eine Standardabweichung von $\sigma = 0.20$ für die hier untersuchten dynamischen Kennwerte ermittelt.

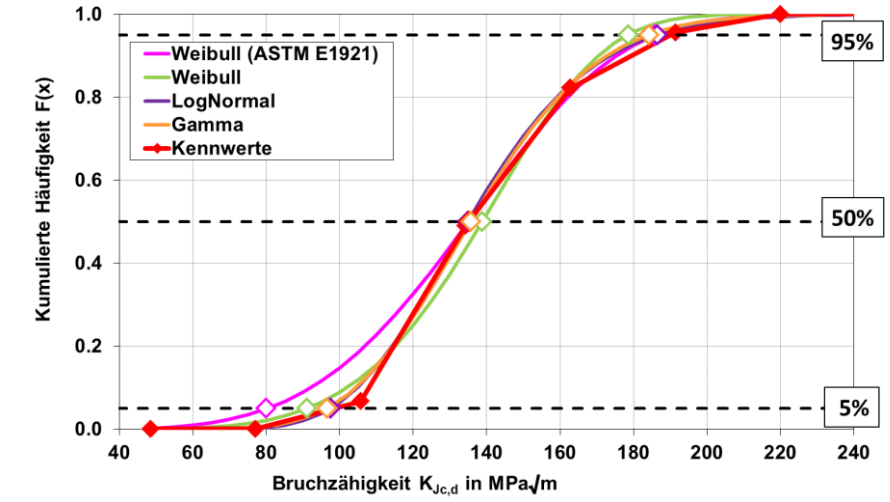


Bild 10-10
Kumulierte Verteilung

$K_{Jc,d}$-Bruchzähgkeitswerte der IWM- und NIST-Serien

SE(B)10/10
T = 0 °C
$\dot{K} = 3x10^5$ MPa√m s^{-1}
PSW

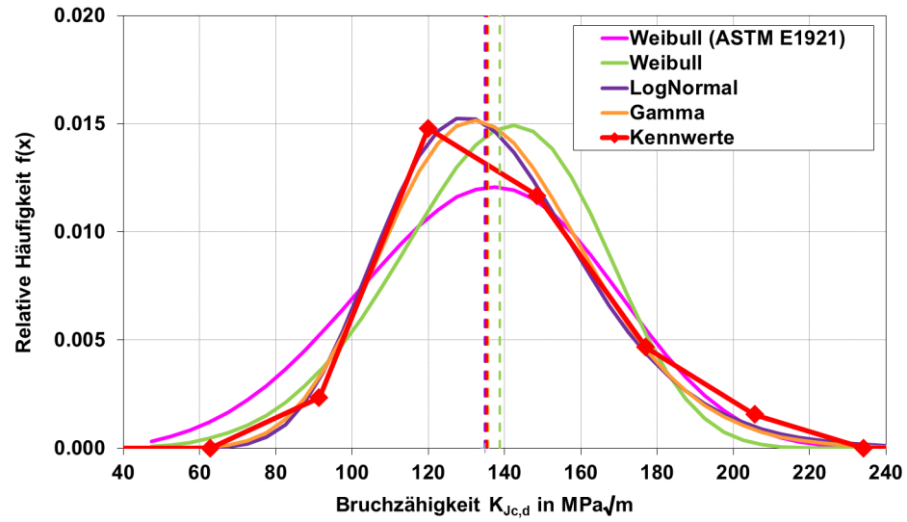


Bild 10-11
Verteilungsdichte

$K_{Jc,d}$-Bruchzähgkeitswerte der IWM- und NIST-Serien

SE(B)10/10
T = 0 °C
$\dot{K} = 3x10^5$ MPa√m s^{-1}
PSW

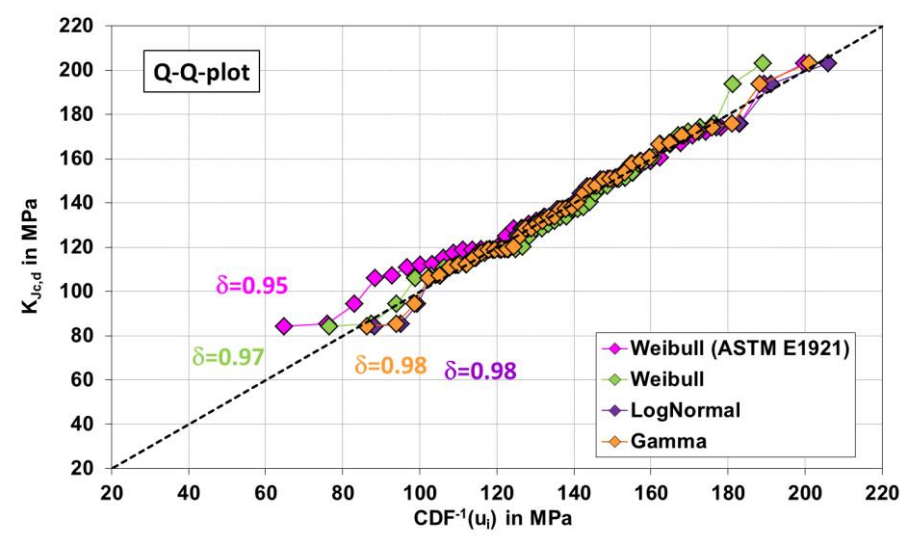


Bild 10-12
Analyse der Kennwertverteilung mit berechnetem Bestimmtheitsmaß δ

Weibull-(ASTM E1921), Weibull-(mit bestimmten Formparameter b) Log-Normal- und Gamma-Verteilung

$K_{Jc,d}$-Bruchzähigkeitswerte der IWM- und NIST-Serien

SE(B)10/10
T = 0 °C
$\dot{K} = 3x10^5$ MPa√m s^{-1}
PSW

1 1
Round-robin Versuchsserien IWM, MPA und NIST

Um die Datenbasis auszuweiten und Ergebnisse eines weiteren unabhängigen Instituts zu vergleichen wurde eine „round robin"-Versuchsserie durchgeführt. Dazu konnte das NIST in Boulder (USA) für den Ringversuch gewonnen werden. Es wurden SE(B)10/10 Versuche an einem Pendelschlagwerk durchgeführt. Die Belastungsgeschwindigkeit betrug 1.2 m/s, was einer Rissbeanspruchungsrate von $\dot{K}$= 3x10^3 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1} entspricht, als Prüftemperatur wurde 0 °C gewählt. Die Proben-Entnahme, -Fertigung und –Vorbereitung erfolgte für alle Proben in gleicher Weise. Die MPA Stuttgart fertigte die Proben, die Einbringung der Ermüdungsanrisse und die Seitenkerbung erfolgte am Fraunhofer IWM. Die Proben wurden anschließend zu je ca. 1/3 von IWM, MPA und NIST geprüft. Relevante Daten zu den verwendeten Pendelschlagwerken sind in Tabelle 11-1 dargestellt.

Bild 11-1 zeigt die Masterkurvenauswertung der einzelnen Institute nach ASTM E1921. Die Referenztemperatur der Versuchsreihe des IWM passt mit einem $T_{0Q,5.5}$ = -8.3 °C sehr gut zu dem von NIST ermittelten Wert von $T_{0Q,5.5}$ = -6.8 °C. Die Ergebnisse der MPA zeigen einen etwas tieferen Wert von $T_{0Q,5.5}$ = -16.5 °C. Unter Berücksichtigung der allgemeinen Genauigkeit der Methode erscheint die Abweichung tolerierbar hinsichtlich der Masterkurvenauswertung. Eine mit allen Versuchsergebnissen ausgewertete Referenztemperatur beträgt $T_{0Q,5.5}$ = -11.5 °C.

		MPA	IWM	NIST
Gerät		RKP 300 Roell + KorthausAmsler	Mohr&Federhaff PSW30/15	TO3 (intern)
max. Energie	[J]	300	300	406,5
Pendellänge	[mm]	748.7	770	-
reduzierte Pendellänge	[mm]	743	765	-
Radius Hammerfinne	[mm]	2,3	2	8
Gewicht Hammerfinne	[kg]	21,93	20,985	27.18
Nachgiebigkeit	[mm/kN]	0,0123	1/123 = 0,0081	0.01224

Tabelle 11-1
Übersicht der relevanten Daten der verwendeten Pendelschlagwerke

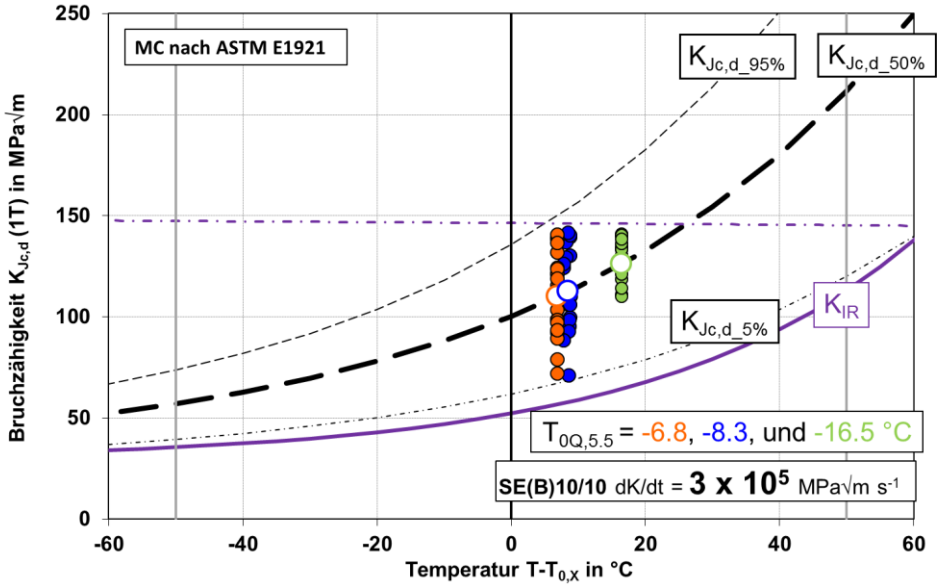


Bild 11-1
Masterkurvenauswertung der drei round-robin Versuchsserien normiert auf jeweilige Referenztemperatur $T_{0Q,X}$

SE(B)10/10
T = 0 °C
$\dot{K}$ = 3x10^5 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}

Das Bild 11-3 zeigt den 90 % Erwartungsbereich für die kumulierte Versagens-wahrscheinlichkeit der drei Serien über den dynamischen Bruchzähigkeitswerten bei Instabilität. Man sieht eine deutliche Abweichung für die an der MPA durchgeführte Versuchsserie.

Bild 11-4 zeigt den Vergleich der Medianwerte der kumulierten Versagenswahr-scheinlichkeit in linearisierter Form.

Wir prüfen nun, ob die Abweichungen der an der MPA durchgeführten Versuchsserie im Vergleich zu den anderen beiden Testserien signifikant sind. Unabhängig davon, welche genaue Verteilung der Bruchzähigkeitswerte bei Instabilität zugrunde liegen, können zwei Datensätze statistisch daraufhin getestet werden, ob die beiden Stichproben gleichwertig sind. Dafür ist der Rangsummentest geeignet, auch Mann-Whitney oder Wilcoxon-Test genannt [58].

Hierbei wird die Hypothese der Gleichwertigkeit der Stichproben abgelehnt, wenn die Abweichung der Summe der Rangzahlen nicht mehr als zufällig betrachtet werden kann. Dafür wird ein p-Wert bestimmt und mit einem vorgegebenen Signifikanzniveau verglichen.

Wenn man den NIST-Datensatz gegen den IWM-Datensatz testet, ergibt sich p = 0,683, d.h. die Gleichwertigkeit der Stichproben ist mit 68 % bestätigt. Der Test des MPA-Datensatzes gegen die beiden zusammengefassten anderen beiden Datensätze führt zu p = 0.00081 und damit zu einem Signifikanzniveau von unter 1 % für die Gleichwertigkeit der Stichproben.

Trotz Einhaltung der Randbedingungen der Norm und einer zufälligen Verteilung der zu prüfenden Proben auf die Labore deutet dies auf eine systematische Abweichung bei den MPA-Versuchen. Die abweichenden Ergebnisse der MPA für die im Round-Robin untersuchten SE(B)-Proben sind jedoch für die Ergebnisse des Vorhabens nicht relevant, da für die Untersuchungen im Vorhaben C(T)-Proben verwendet wurden.

Dies wird noch unterstützt durch die engere Verteilung der ermittelten Werte gegenüber den anderen beiden Serien.

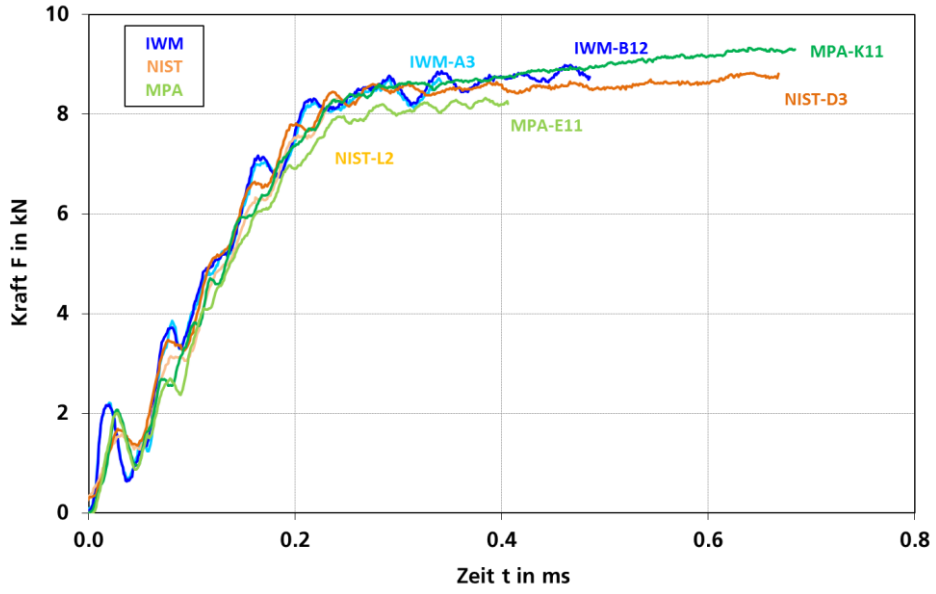


Bild 11-2
Vergleich ausgewählter Kraft-Zeit-Kurven

SE(B)10/10
T = 0 °C
$\dot{K} = 3x10^5$ MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}

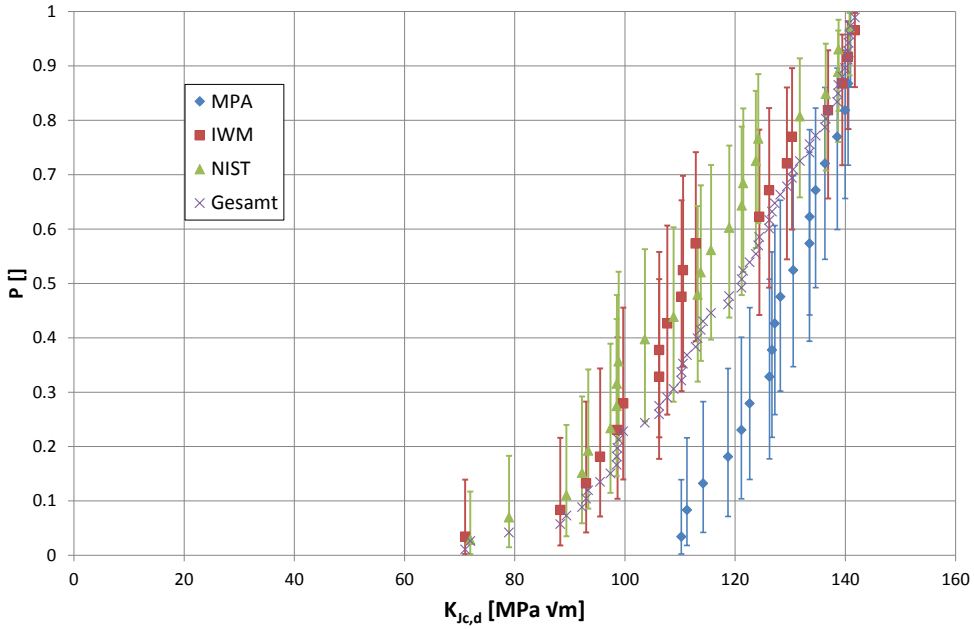


Bild 11-3
Direkter Vergleich der einzelnen Bruchzähigkeitskennwerte und deren Verteilung

SE(B)10/10
T = 0 °C
$\dot{K} = 3x10^5$ MPa√m s^{-1}

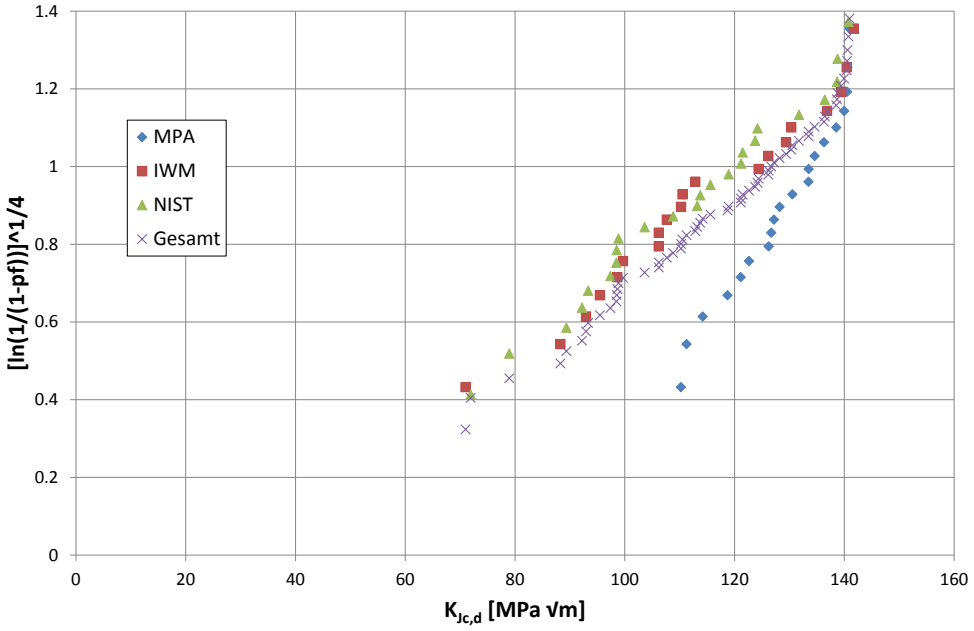


Bild 11-4
Kumulative Versagenshäufigkeit in linearisierter Form

1 2
Fraktographische Untersuchungen der SE(B)-Proben

Ziel der fraktographischen Untersuchungen war es, an geeigneten Bruchflächen die versagensauslösenden Mechanismen am Bruchursprung zu identifizieren, und Unterschiede des duktilen Risswachstums bzgl. Probengeometrie und Rissbeanspruchungsrate zu untersuchen. Dazu wurden geeignete SE(B)40/20 Proben der Versuchsreihen mit Rissbeanspruchungsraten von 10^3 und 10^5 MPa√m/s bei 0 °C ausgewählt und verwendet. Hinsichtlich des Vergleichs der Probengeometrien wurde die SE(B)10/10 Versuchsserie mit 10^5 MPa√m/s bei 0 °C herangezogen.

Bei dem benutzten Analysegerät handelt es sich um ein Rasterelektronenmikroskop der Firma Hitachi (S-3400 N). Die folgenden Aufnahmen wurden mit Sekundärelektronen bei senkrechtem Einfall des Primärelektronenstrahls bei 25 kV durchgeführt. Vor der Analyse erfolgte eine Bruchflächenreinigung mit Aceton und Ethanol in einem Ultraschallbad.

12.1 Duktiles Risswachstum

Im spröd-duktilen Übergangsbereich geht an der Rissspitze duktiles Risswachstum dem Spaltbruch voraus. Als duktiles Risswachstum wird in diesem Zusammenhang nach Bild 12-1 die Summe der Rissaufweitung (Stretchzone) und dem stabilen Risswachstum verstanden, welches anhand des vorgestellten Verfahrens quantifiziert wird. Die Risswiderstandskurve des Untersuchungswerkstoffs wurde an fünf Stellen der Rissfront für die ausgewählten Versuchsserien ermittelt, siehe Bild 12-1. Die ermittelte Risswiderstandskurve ist in Bild 12-2 dargestellt. Für die SE(B)40/20 Proben ist kein Einfluss der Rissbeanspruchungsrate im hier untersuchten Bereich der Rissbeanspruchungsraten und unter Berücksichtigung der Auswertegenauigkeit auf das duktile Risswachstum zu erkennen. Beim Vergleich dieser Ergebnisse mit der Risswiderstandskurve der kleineren SE(B)10/10 Proben ist tendenziell größeres duktiles Risswachstum bei gleicher Rissbelastung zu erkennen. Verglichen mit Risswiderstandskurven aus quasistatischen Untersuchungen (Hohe et al. [46]) ergeben sich keine signifikanten Unterschiede. Die Risswiderstandskurve der SE(B)40/20 Proben wurde für die adäquate Berücksichtigung des duktilen Risswachstums bei den numerischen Untersuchungen verwendet.

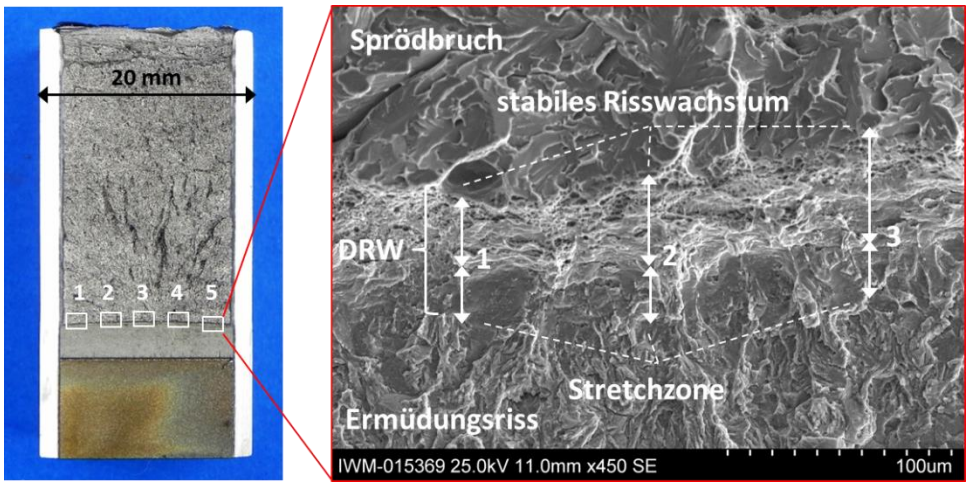


Bild 12-1
Vorgehen bei der Ermittlung des duktilen Risswachstums anhand einer SE(B)40/20 Probe. An fünf Stellen der Rissfront wird jeweils drei Mal stabiles Risswachstum und Stretchzone gemessen

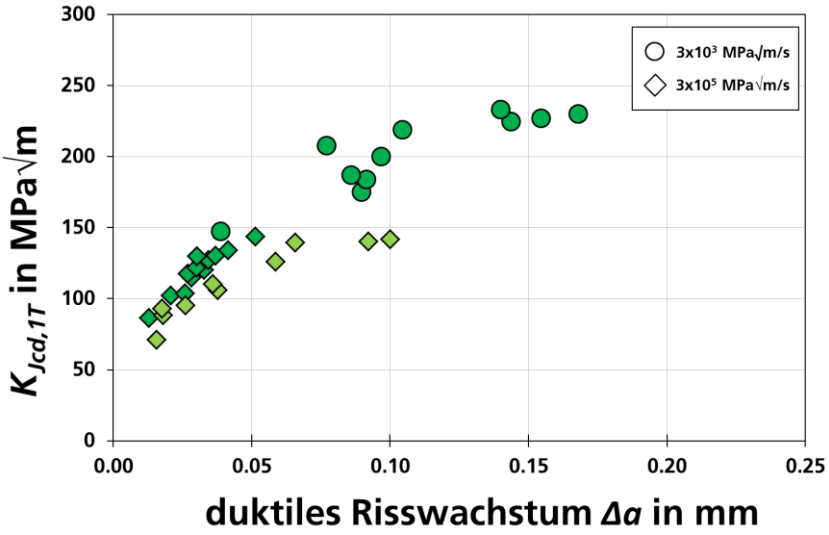


Bild 12-2
Risswiderstandskurve von SE(B)40/20 und SE(B)10/10 Biegeproben für ausgewählte Versuchsserien

Prüftemperatur T = 0 °C

12.2 Versagensauslösende Mechanismen

Grundsätzlich ist im spröd-duktilen Übergangsbereich der Bruchmechanismus bei ferritisch-bainitischen Stählen auf Mikrodefektentstehung durch Karbidbruch an Korngrenzen zurückzuführen. Unter quasistatischen Bedingungen ist diese Beobachtung zutreffend, wenn auch die exakte Lokalisierung des Bruchursprungs nicht immer zweifelsfrei abgeschlossen werden kann (Hohe et al. [46]). Da es jedoch bei statistischen Untersuchungen im Vorgängerprojekt [4] des aktuellen Vorhabens Hinweise auf die Existenz eines möglichen zweiten versagensauslösenden Mechanismus bei dynamischen Belastungen gab, soll dieser Verdacht fraktographisch analysiert werden. Dabei stehen nichtmetallische Einschlüsse (MnS und Al_2O_3) oder auch duktile Waben als Ausgang von Spaltbruchinitiierung im Vordergrund. Andere Autoren konnten beispielsweise MnS in einigen Fällen (z.B. Kerbschlagproben ohne Ermüdungsriss bei sehr hohen Dehnungen) mit der Spaltbruchinitiierung in Verbindung bringen, wenn auch nicht immer mit klarem systematischen Zusammenhang (Baker [48], Tweed and Knott [49], Rossoll [50]).

Auf den Bruchflächen zeigte sich, dass nichtmetallische Einschlüsse (MnS und Al_2O_3) in statistisch relevanter Anzahl im Material vorhanden sind. Unterschiede bzgl. des globalen Bruchverhaltens ausgehend von Karbiden und Mangansulfiden ist aus theoretischer Sicht einleuchtend, da sich deutliche physikalische Unterschiede ergeben. Letztere neigen aufgrund des höheren Wärmeausdehnungskoeffizienten und geringeren Grenzflächenspannung oft zur Ablösung (auch schon während des Abkühlvorgangs auf Versuchstemperatur) von der ferritischen Matrix, und nicht zum Bruch (Brooksbank et al. [51]). Zudem existiert ein signifikanter Größenunterschied von Faktor 10 bis 100 beim Durchmesser.

Bei den Untersuchungen dieses Vorhabens konnte in allen Fällen ein Spaltbruchversagen unter transkristallinen Bedingungen beobachtet werden. MnS-Einschlüsse bzw. die daraus resultierenden Hohlräume konnten in einigen wenigen Fällen (ohne Systematik) in der Umgebung (100-200 µm) der Spaltbruchursprünge gefunden werden. Bild 12-3 zeigt dabei beispielhaft die unterschiedlichen MnS-Geometrien und Größenordnungen. Eine eindeutige Zuordnung zur Bruchauslösung konnte jedoch nur in einem einzigen Fall erfolgen (Bild 12-4), wo eine Ansammlung von MnS beobachtet wurde. Es handelt sich dabei um die Probe ABP-86 (10^5 MPa√ms^{-1}, 184 MPa√m) mit der höchsten Bruchzähigkeit der Serie. Da solche MnS-Ansammlungen in diesem Material äußerst selten sind, und bei dieser Probe noch drei andere bruchauslösende Orte identifiziert werden konnten, kann ausgeschlossen

werden, dass eine Spaltbruchinitiierung aufgrund von MnS die statistische Verteilung der Bruchzähigkeiten verändert. Weiter konnte bei keiner Probe Al_2O_3-Einschlüsse oder ausgeprägte duktile Wabenausbildung in der Nähe der Initiierungen beobachtet wurden. Dem gegenüber scheint der Initiierungsmechanismus unter dynamischen Belastungssituationen sich nicht wesentlich von dem bei quasistatischen Bedingungen zu unterscheiden (siehe Bild 12-5).

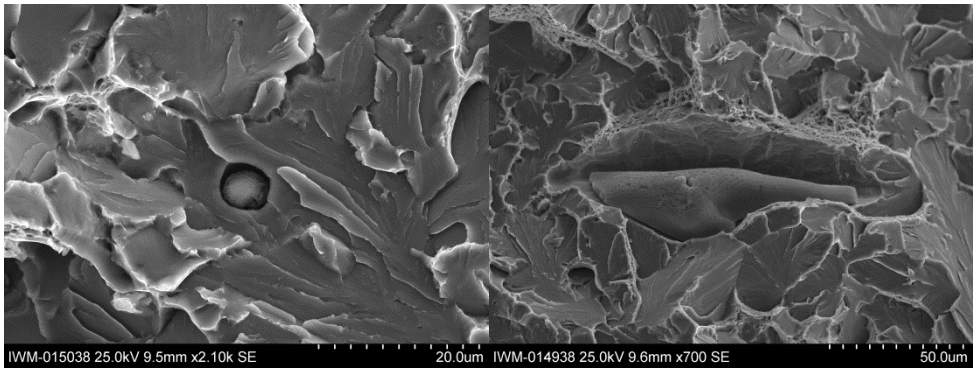


Bild 12-3
Globularer kleiner sowie gestreckter langer MnS-Einschluss

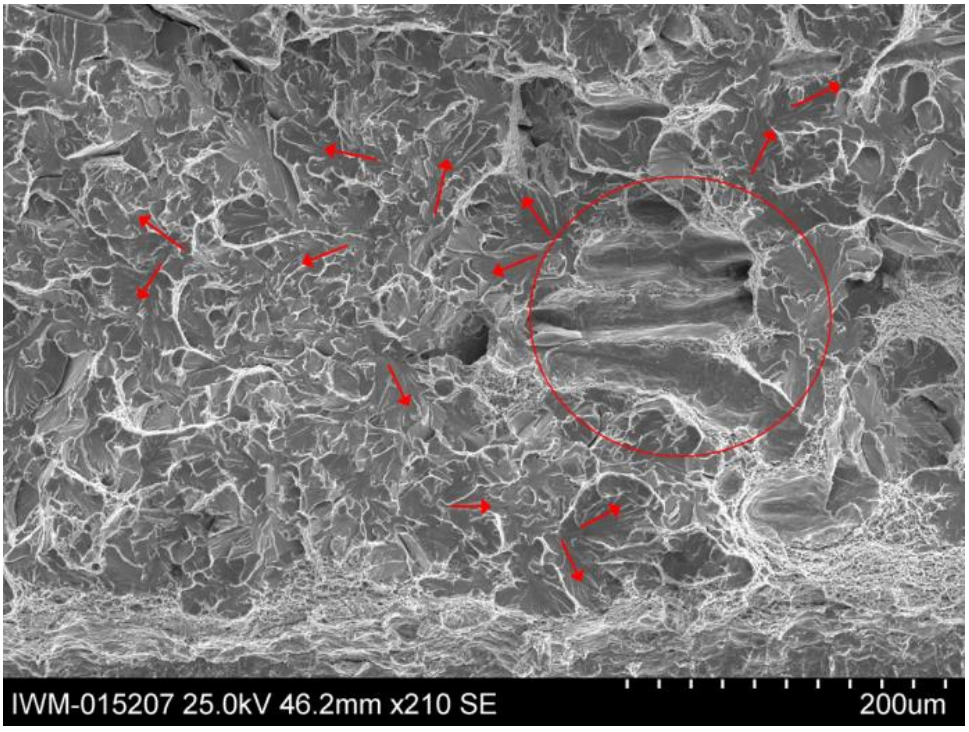


Bild 12-4
Spaltbruchinitiierung findet an MnS-Cluster statt

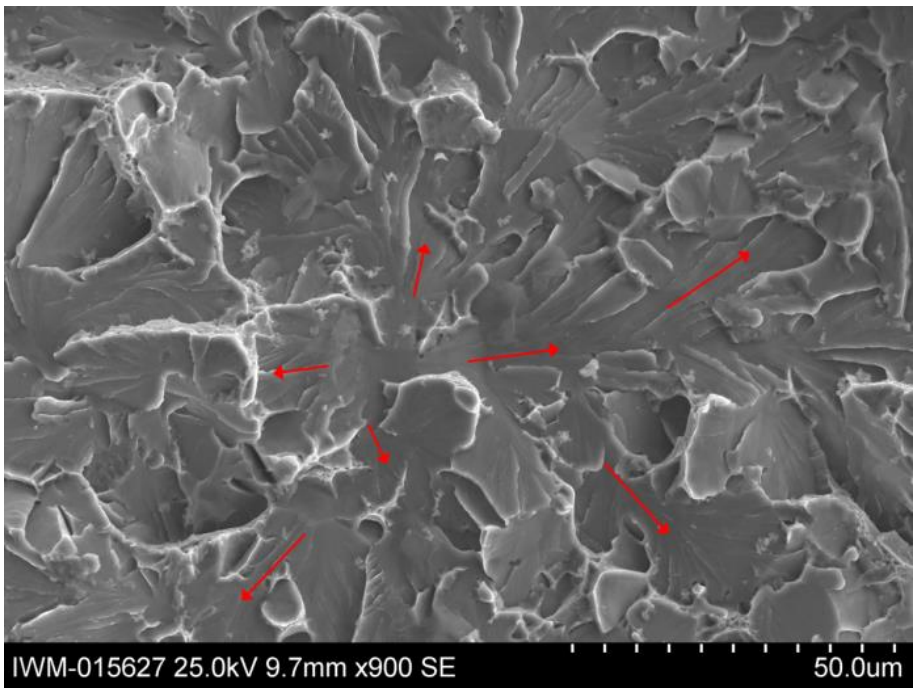


Bild 12-5
Spaltbruchinitiierung findet im Bereich benachbarter Körner (vermutlich Karbidbruch) mit sehr großer Orientierungsdifferenz statt, und setzt sich instabil fort

12.3 Lokale Rissarrestereignisse

Auf den untersuchten Bruchflächen zeigte sich eindeutig die hohe Relevanz von lokalen Arrestereignissen im Bereich der Rissfront (Bild 12-7 bis Bild 12-9). Ein initiierter Spaltbruch führt nicht zum globalen Versagen der Probe, da die Matrix den instabilen Riss aufhalten kann, und es zu einer weiteren Laststeigerung kommt. Unter quasistatischen Bedingungen werden solche lokalen Spaltbruchinseln nur selten beobachtet, da vor allem die Prüftemperaturen zu gering sind. Bei den hier untersuchten Bruchflächen wurden entlang der Rissfront bei den meisten Proben solche lokalen Arrestereignisse beobachtet. Offensichtlich ist die lokale Arrestwahrscheinlichkeit bei dynamischen Bedingungen und den erhöhten Temperaturen deutlich erhöht, was aufgrund der resultierenden Bruchverzögerung zu dem steileren Verlauf der Masterkurve passt. In dem parallel laufenden Vorhaben Tlatlik [47] werden diese fraktographischen Analysen anhand einer vergrößerten Datenbasis detaillierter und mit einer statistischen Auswertung durchgeführt.

Auf den Bruchflächen der SE(B)10/10 Proben bei einer Rissbeanspruchungsrate von 10^5 MPa√m/s bei 0 °C wurde punktuell die Anzahl der Spaltbruchinseln auf den individuellen Bruchflächen gezählt und über der Bruchzähigkeit aufgetragen, Bild 12-6. Es zeigt sich eindeutig, dass bei fast jeder Probe der lokale Rissarrest eine Rolle als relevanter Mechanismus spielt, und, dass auch genau die Proben mit höheren Bruchzähigkeiten häufiger lokale Arrestereignisse zeigen.

Im Gegensatz zu pop-in-Ereignissen bei quasistatischer Belastung, bei denen nicht notwendigerweise Spuren auf der Bruchfläche zu finden sind [53], sind bei den dynamischen Versuchen die Bereiche häufig durch die sofortige Weiterbelastung durch duktile Säume gekennzeichnet.

Mehr REM-Aufnahmen von beobachteten Spaltbruchinseln sind im Anhang Teil C einsehbar.

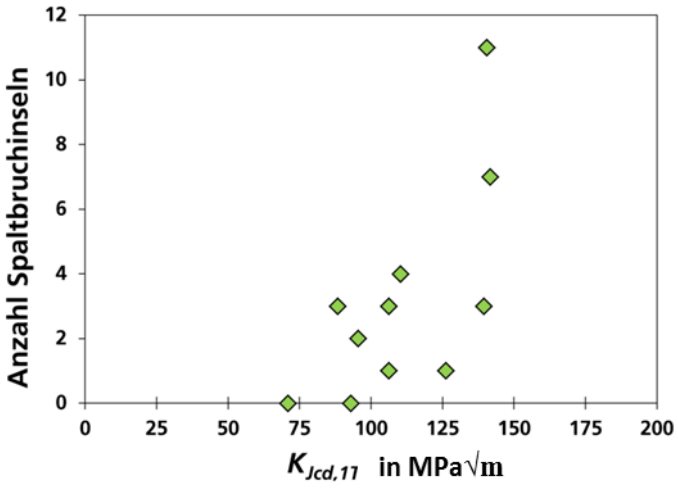


Bild 12-6
Anzahl der Spaltbruchinseln für jede untersuchte Probe (SE(B)10/10) als Funktion der Bruchzähigkeit.

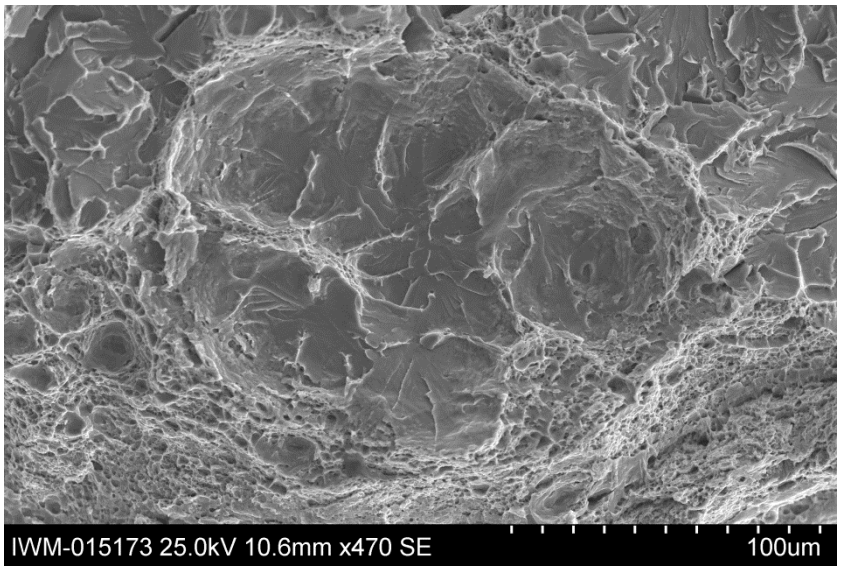


Bild 12-7
Lokale Spaltbruchinsel hinter der Ermüdungsrissfront und dem duktilen Risswachstum.

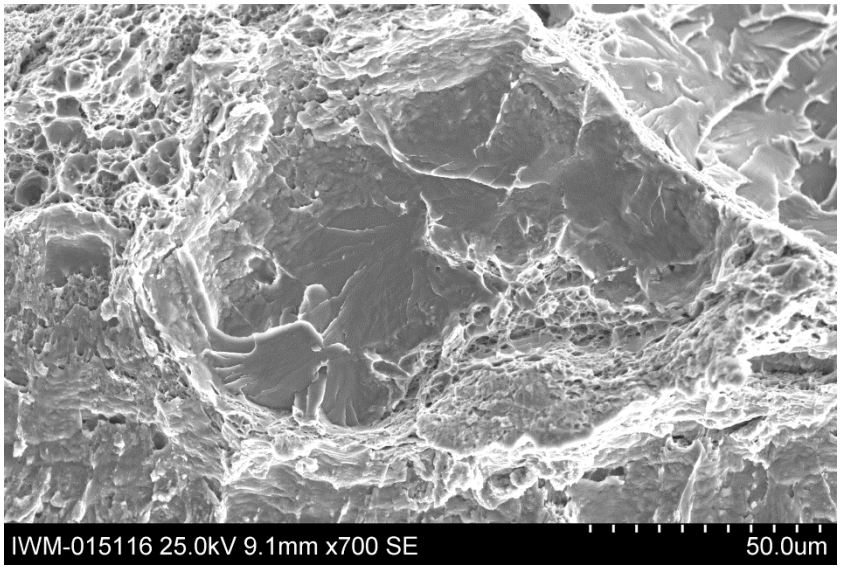


Bild 12-8
Lokale Spaltbruchinsel in der duktilen Rissfront

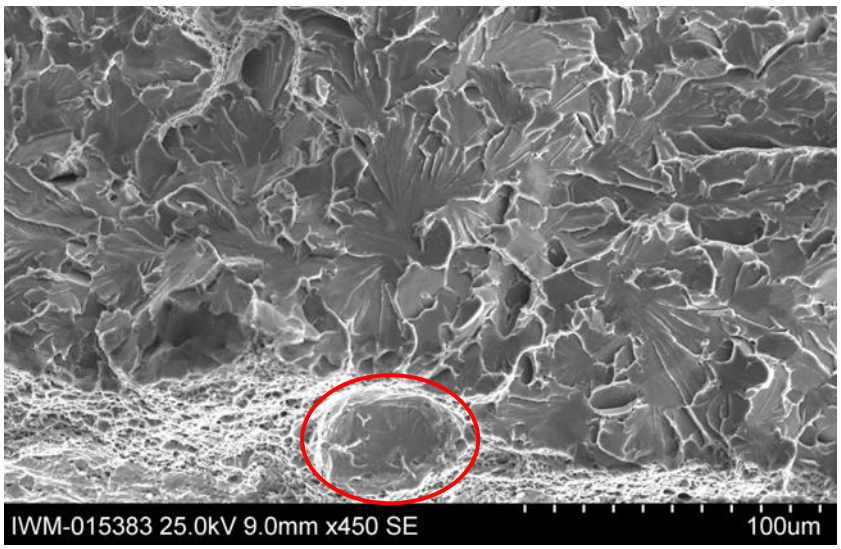


Bild 12-9
Lokale Spaltbruchinsel hinter der Ermüdungsrissfront und dem duktilen Risswachstum.

1 3
Bewertung und Diskussion

Die durchgeführten bruchmechanischen Untersuchungen bei erhöhten Rissbeanspruchungsraten zeigen, dass die ermittelten dynamischen Bruchzähigkeitskennwerte $K_{Jc,d}$ nicht hinreichend genau mit dem Masterkuvenkonzept nach ASTM E1921 beschrieben werden. Zum einen ergibt sich eine steilere Bruchzähigkeits-Temperatur-Kurve als bei quasistatischer Belastung. Zum anderen weisen statistische Analysen der Kennwerte der Prüfserien mit mindestens jeweils zehn Versuchen bei einer Prüftemperatur auf eine Verteilung hin, die von der angenommenen Weibullverteilung mit einem Formparameter b = 4 und einem Mindestwert von K_{min} = 20 MPa$\sqrt{m}$ abweicht. In diesem Kapitel sollen die festgestellten Unterschiede der Ergebnisse bei quasistatischer und dynamischer Belastung analysiert und diskutiert werden. Abschließend werden geeignete Vorschläge zur verbesserten Bestimmung von Masterkurven für dynamische Belastungen vorgestellt, die auch zur Modifikation der ASTM Norm verwendet werden können.

13.1 Masterkurvenform

Wie bereits in Kapitel 8 dargelegt, passen die ermittelten Kennwerte der unter dynamischer Belastung durchgeführten Bruchmechanik-Versuche besser zu Masterkurven mit einem angepassten Exponenten p = 0.03 /°C. Im Unterschied zu den unter quasistatischen Bedingungen ermittelten Bruchzähigkeitswerten, bei denen eine übliche Masterkurvenform mit p = 0.019 /°C (ASTM E1921) sehr gut passt, liegen die Prüftemperaturen der dynamischen Versuche deutlich höher. Wie aus den fraktografischen Untersuchungen hervorgeht, haben im höheren Temperaturbereich lokale Spaltbruchinseln einen erheblichen Einfluss auf die Bruchzähigkeit. Zusätzlich erhöht sich lokal die Temperatur in Rissspitzennähe auf Grund lokaler Erwärmung in der plastischen Zone. Bei den kurzen Versuchszeiten kann diese Wärme nicht komplett abfließen und hat somit auch einen Einfluss auf die lokalen Initiierungsbedingungen vor der Rissspitze. Eine Anpassung der Masterkurvenbestimmung unter Verwendung der lokalen Temperatur ergab nur eine Annäherung an die Masterkurvenform mit p = 0,019 /°C, da auch die Wahrscheinlichkeit des lokalen Rissarrests bei höheren Temperaturen, der zusätzlich zu höheren Bruchzähigkeitswerten führt, noch berücksichtigt werden müsste.

Neben der Formänderung der dynamischen Masterkurve zeigt die statistische Analyse der einzelnen Kennwerte eine Verschiebung zu höheren Kennwerten, welche mit einer Anpassung des Weibull-Formparameters und/oder des Mindestwertes berücksichtigt werden kann. Diese Verschiebung ist auch konsistent mit dem vermuteten Einfluss von lokalem Rissarrest, da der Rissarrest als eine zusätzliche Sicherheitsreserve in die Bruchzähigkeitsverteilung einfließt und somit den weakest-link Ansatz mit zunehmender Temperatur aufhebt.

13.2 Rissinitiierung

Bei den hier durchgeführten dynamischen Bruchmechanikversuchen war auf der Bruchfläche unmittelbar nach dem Ermüdungsanriss und der Stretchzone überwiegend Rissinitiierung durch Spaltbruch zu erkennen. Bei den Versuchen mit Rissbeanspruchungsraten höher als 10^5 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1} waren lediglich bei der höchsten gewählten Versuchstemperatur von 20 °C geringe duktile Risserweiterung Δa von maximal 200 µm festzustellen. Sowohl für die Versuche mit C(T)25 - Proben, als auch mit SE(B) 40/20 - Proben, wurden mit der sogenannten Spaltbruchmethode,[25], durch

Zuordnung des aus dem auf der Bruchfläche ermittelten duktilen Rissfortschritts zum $J_{c,d}$ bzw. $K_{Jc,d}$ bei Instabilität Risswiderstandskurven erstellt. Einen Vergleich der durch diese Mehrprobenmethode bei 20 °C ermittelten Punkte für J-Δa zeigen Bild 13-1 und Bild 3-2. Wegen des geringen maximalen Rissfortschritts von 200 µm ist der für die Charakterisierung in der Hochlage übliche Potenzfit nicht sinnvoll. Die J-Δa-Punkte für die SE(B) 40/20 - Versuche liegen etwas höher als die von den C(T)25 - Versuchen. Die Abweichungen liegen jedoch in einem Bereich, der durch geringe systematische Abweichungen bei derΔa -Bestimmung in der Größenordnung von etwa 50 µm bei den beiden Instituten bedingt sein kann.

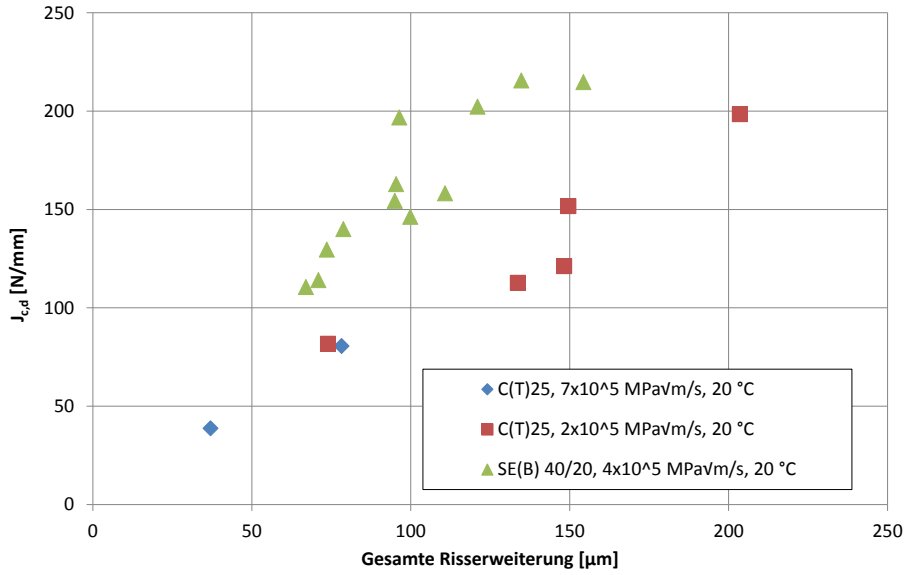


Bild 13-1
J-Δa-Kennwerte

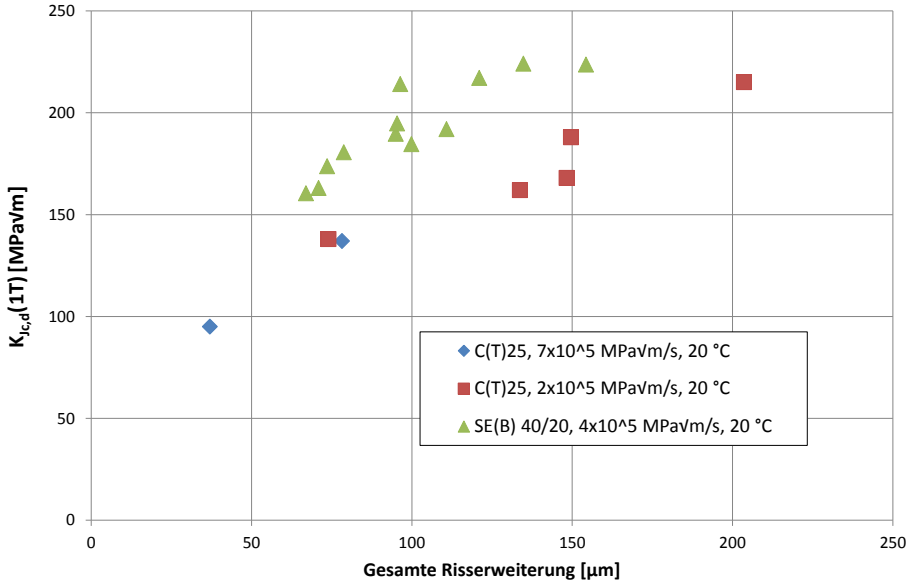


Bild 13-2
$K_{IJd(1T)}$ über der gemessenen Risserweiterung

Auch bei den SE(B) 40/20 Proben liegt die maximale gesamte Risserweiterung maximal beim doppelten Wert der auftretenden Stretchzonenbreite. Insgesamt ist bei allen dynamischen Bruchmechanikversuchen mit Rissbeanspruchungsraten höher als 10^5 MPa√m s^{-1} die duktile Risserweiterung vor Einsetzen des instabilen Spaltbruchs mit

weniger als 200 µm sehr gering und damit ist das instabile Versagen bei diesen Versuchen der für die Sicherheitsbewertung relevante Versagensmodus und die Auswertung der Instabilitätswerte nach ASTM E1921 zielführend.

13.3 Kennwerte und untere K_{IR}-Grenzkurve

Tabelle 13-1 zeigt die gesamte Datenbasis der ausgewerteten Bruchmechanik-Versuche beider Institute (Fraunhofer IWM und MPA Universität Stuttgart), die für die Bewertung herangezogen wurden. Die ermittelten Kennwerte und die dazugehörenden Versuchsbedingungen für Mehrtemperaturauswertungen sind in Tabelle 13-2 aufgelistet.

Probentyp	Prüfmaschine	Institut	Prüftemperatur	Rissbeanspruchungsrate		Bruchzähigkeit	MC-Referenztemperatur (Einzeltemperatur)		Versuchsanzahl	Gültigkeit ASTM E1921		
										$t_f \geq t_W$	50 K ≤ ($T-T_{0,X}$) ≤ 50 K	$K_{Jc,d} \leq K_{Jc,d,limit}$
			T	dK/dt	log (dK/dt)	$K_{Jc,med(1T)}$	$T_{0,ASTM}$ bzw. $T_{0Q,ASTM}$	$T_{0,p=0.03}$	n	1)	2)	3)
C(T)25	SZM	MPA	-20	2.E+05	5.2	66.1	15	2	8	ja	ja	(8/8)
C(T)25	SZM	MPA	0	2.E+05	5.3	101.1	-1	0	14	ja	ja	(14/14)
C(T)25	SZM	MPA	20	2.E+05	5.3	157.7	-12	0	14	ja	ja	(14/14)
C(T)25	SZM	MPA	-20	7.E+05	5.8	59.4	26	9	8	nein	ja	(8/8)
C(T)25	SZM	MPA	0	7.E+05	5.8	69.7	30	19	8	nein	ja	(8/8)
C(T)25	SZM	MPA	20	7.E+05	5.8	116.9	9	13	11	nein	ja	(11/11)
*SE(B)10/10**	*SZM*	*IWM*	*-20*	*1.E+03*	*3.2*	*149.1*	-	-	*12*	*ja*	-	*(4/12)*
SE(B)10/10	PSW	IWM	-20	3.E+05	5.5	68.2	12	0	14	ja	ja	(14/14)
SE(B)10/10	PSW	IWM	-10	3.E+05	5.5	91.2	-3	-5	10	ja	ja	(10/10)
SE(B)10/10	PSW	IWM	0	3.E+05	5.5	112.5	-8	-5	20	ja	ja	(18/20)
SE(B)10/10	PSW	MPA	0	3.E+05	5.5	126.1	-16	-10	20	ja	ja	(16/20)
SE(B)10/10	PSW	NIST	0	3.E+05	5.5	110.0	-7	-4	24	ja	ja	(22/24)
SE(B)10/10	SZM	IWM	-20	2.E+06	6.3	68.7	12	0	6	nein	ja	(6/6)
SE(B)40/20	SZM	IWM	-40	3.E+03	3.4	78.6	-21	-28	9	ja	ja	(9/9)
SE(B)40/20	SZM	IWM	-20	3.E+03	3.4	108.6	-26	-24	11	ja	ja	(11/11)
SE(B)40/20	SZM	IWM	0	3.E+03	3.4	190.5	-43	-27	12	ja	ja	(12/12)
SE(B)40/20	SZM	IWM	-20	2.E+04	4.2	100.3	-20	-20	10	ja	ja	(10/10)
SE(B)40/20	SZM	IWM	0	2.E+04	4.2	134.7	-21	-13	9	ja	ja	(9/9)
SE(B)40/20	SZM	IWM	20	2.E+04	4.2	249.5	-40	-18	10	ja	ja	(10/10)
SE(B)40/20	SZM	IWM	-20	4.E+05	5.6	65.7	16	3	11	nein	ja	(11/11)
SE(B)40/20	SZM	IWM	0	3.E+05	5.5	113.6	-9	-6	12	nein	ja	(12/12)
SE(B)40/20	SZM	IWM	20	4.E+05	5.6	172.8	-17	-4	12	nein	ja	(12/12)

Tabelle 13-1 Kennwerte und Versuchsbedingungen der SE(B) und C(T) Versuche bei unterschiedlichen Rissbeanspruchungsraten und Prüftemperaturen inklusive der C(T)-Versuchsreihen der MPA Universität Stuttgart

1) … minimale Prüfdauer t_W für gültigen Versuch nach ASTM E1921/E1820
falls nein ($t_f < t_w$) wurde lokale Kraftmesstechnik eingesetzt
2) … Prüftemperatur liegt im Bereich ±50 K der Referenztemperatur $T_{0,X}$
3) … Anzahl der unzensierten Bruchzähigkeitskennwerte mit $a_0/W = 0,3$
*) … zu wenig gültige Versuche ($K_{Jc,d,limit}$) für Masterkurven-Auswertung

Probentyp	Institut	Rissbeanspruchungsrate		MC-Referenztemperatur	
		dK/dt	log(dK/dt)	$T_{0,multi,p=0.019}$	$T_{0,multi,p=0.03}$
C(T)25	MPA	2.E+05	5.3	-5	0
C(T)25	MPA	7.E+05	5.8	16	13
SE(B)10/10	IWM	3.E+05	5.5	-3	-4
SE(B)40/20	IWM	3.E+03	3.4	-35	-27
SE(B)40/20	IWM	2.E+04	4.2	-31	-17
SE(B)40/20	IWM	4.E+05	5.6	-10	-3

Tabelle 13-2 Auswertung der Masterkurven-Referenztemperatur nach der Mehrtemperatur-Methode

SE(B)- und C(T)-Serien

Neben der statistischen Unsicherheit zur Bestimmung einer Referenztemperatur fließen auch Unsicherheiten hinsichtlich der Messtechnik und des experimentellen Aufbaus mit ein. Während sich erstere mit einer größeren Anzahl von geprüften Proben reduzieren

lässt, so wird der experimentelle Aufbau pauschal mit einem konstanten Wert auf die Standardabweichung der T_0-Werte beaufschlagt. Nach ASTM E1921 kann die in den nachfolgenden Diagrammen eingezeichnete Standardabweichung mit folgender Formel abgeschätzt werden

$$\sigma = \sqrt{\frac{\beta^2}{r} + \sigma_{exp}^2}, \qquad (13.1)$$

mit β = 18 ($K_{Jc,med}$ > 83 MPa√m),
β = 18,8 °C (83 MPa√m < $K_{Jc,med}$ < 83 MPa√m) bzw. β = 20,1 °C (58 MPa√m < $K_{Jc,med}$ < 65 MPa√m) und
r … Anzahl der gültigen geprüften Proben und
σ_{exp} … Beitrag von Unsicherheiten auf Seiten des experimentellen Aufbaus (laut ASTM E1921 ist σ_{exp} = 4 °C).

Für die Darstellung der unteren Grenzkurve K_{IR} in Diagrammen mit MC-Referenztemperaturen wurde hier eine theoretische MC-Referenztemperatur $T_{0,logNorm,KIR}$, aus der ASME K_{IR}-Grenzkurve bestimmt. Dabei entspricht $T_{0,logNorm,KIR}$ der Referenztemperatur einer Masterkurve basierend auf einer Log-Normal-Verteilung mit σ = 0,18. Diese wurde so verschoben, dass die 5%-Fraktil-Kurve näherungsweise auf der $K_{IR}(RT_{NDT}$=20°C)-Kurve liegt und sie bei 150 MPa√m schneidet, siehe dazu Bild 13-3**Fehler! Verweisquelle konnte nicht gefunden werden.**. Dies entspricht dem Vorgehen bei der Justierung der K_{IC}-Kurve, wie Sie in [54] vorgeschlagen wurde.

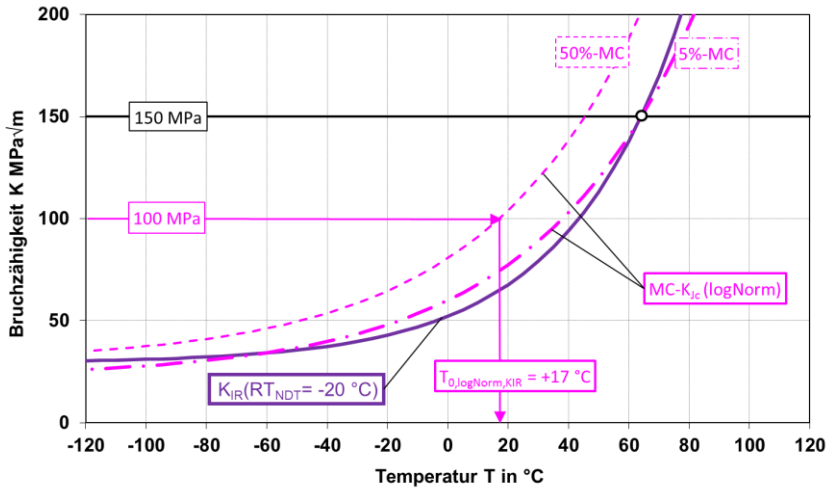


Bild 13-3
Definition einer theoretischen K_{IR}--Referenz-temperatur $T_{0,p=0.03,KIR}$

13.4 Einfluss der Rissbeanspruchungsrate

Bild 13-4 stellt eine Übersicht aller nach der ASTM E1921 mit p = 0.019 /°C ermittelten Referenztemperaturen $T_{0,X}$ und $T_{0,X,multi}$ der C(T)- und SE(B)- Versuche in Abhängigkeit von der Rissbeanspruchungsrate dar. Die K_{IR} Kurve ist hier als waagerechte Grenzlinie mit einer, wie oben hergeleiteten, Referenztemperatur $T_{0,logNorm,KIR}$ eingezeichnet. Wie im Diagramm zu sehen, weichen die MC-Referenztemperaturen $T_{0,X}$ für Serien bei ähnlicher Rissbeanspruchungsrate um mehr als 20 K voneinander ab.

Bild 13-5 zeigt die Referenztemperaturen für die geänderte MC-Form mit p = 0.03 /°C. Es zeigt sich eine deutliche Verringerung der Streubreite der einzelnen Referenztemperaturen $T_{0,X,p=0.03}$. Da die Prüftemperaturen teilweise oberhalb und unterhalb von $T_{0,X,multi}$ gewählt wurden, mitteln sich die Abweichungen zu $T_{0,X,multi}$ ungefähr aus, und es zeigen sich nur geringe Unterschiede zwischen den

Referenztemperaturen nach der Mehrtemperaturmethode $T_{0,X,multi,p=0.03}$ und den originalen ASTM-Referenztemperaturen $T_{0,X,multi}$.

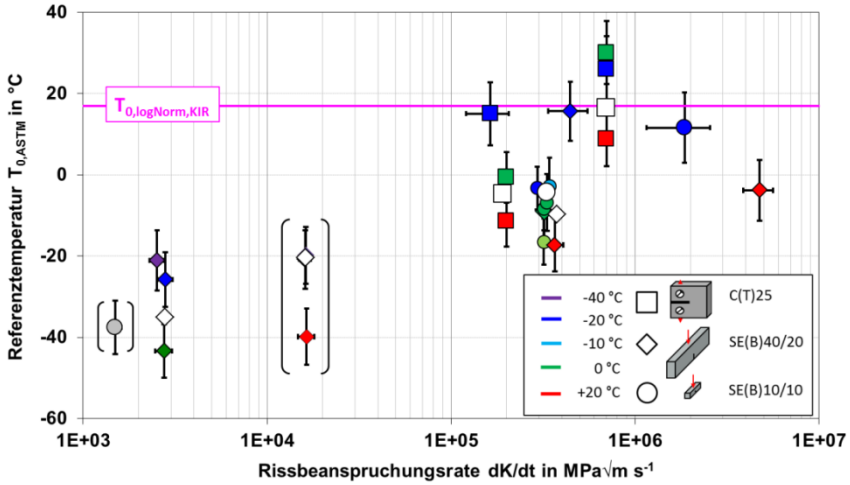


Bild 13-4
Masterkurven-Referenz-temperaturen für jeweils drei Serien nach der Mehrtemperatur-Methode $T_{0,X,multi}$ (offene Symbole) und entsprechende Referenztemperaturen nach der Ein-Temperatur-methode $T_{0,X}$ (farbige Symbole)

p = 0,019 /°C (ASTM E1921)

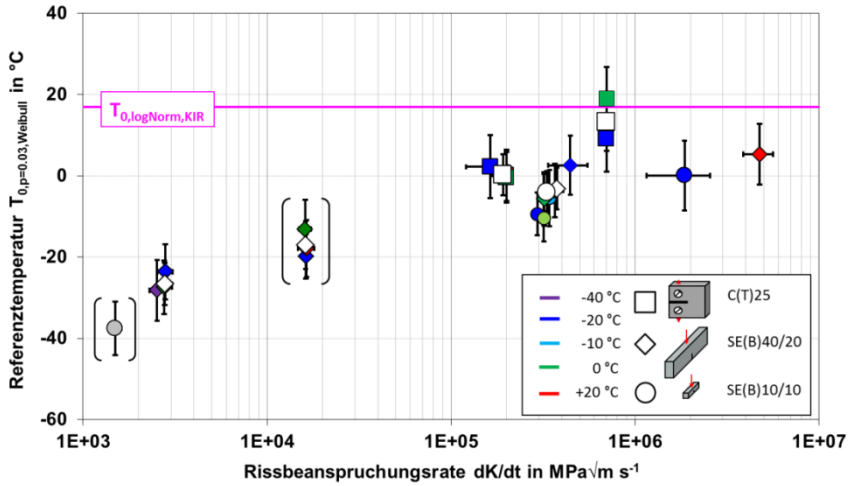


Bild 13-5
Masterkurven-Referenz-temperaturen für jeweils drei Serien nach der Mehrtemperatur-Methode $T_{0,X,multi,p=0.03}$ (offene Symbole) und entsprechende Referenztemperaturen nach der Ein-Temperatur-Methode $T_{0,X,p=0.03}$ (farbige Symbole)

p = 0,030 /°C

In ASTM E1921 ist in Kap. A1.4 eine empirische Formel für die Abschätzung der dynamischen Verschiebung der Referenztemperatur $T_{0,x}$ in Abhängigkeit von Rissbeanspruchungsrate und Streckgrenze angegeben:

$$T_{0,X}^{est}(\dot{K}) = \frac{(T_0 + 273{,}15)\cdot\Gamma}{\Gamma - \ln(\dot{K})} - 273{,}15$$

mit (13.2)

$$\Gamma = 9{,}9\cdot\exp\left[\left(\frac{T_0 + 273{,}15}{190}\right)^{1{,}66} + \left(\frac{\sigma_{ys}^{RT}}{722}\right)^{1{,}09}\right]$$

mit

σ_{ys}^{RT} … Fließgrenze bei Raumtemperatur in MPa
T_0 … quasistatische Masterkurven-Referenztemperatur in °C
$\dot{K}$ … Rissbeanspruchungrate in MPa√ms^{-1}

Die Formel entspricht hier der ursprünglichen Wallin-Formel [59], mit der Fließgrenze bei Raumtemperatur anstelle bei T_0. Eine diesbezügliche Änderung der ASTM E1921 Norm hat auf Vorschlag der Autoren [71] in der Revision der ASTM E1921 Einzug gehalten. Die Formel ist in ASTM E1921 zur Abschätzung einer geeigneten Prüftemperatur einer Serie nahe $T_{0,X}$ vorgesehen und sollte nicht als Prognose der dynamischen Versprödung verwendet werden. Die vorliegenden Ergebnisse in Bild 13-6 zeigen, dass sie für den hier untersuchten Werkstoff und Rissbeanspruchungsraten-Bereich zur Abschätzung geeignet ist.

Die in Bild 13-6 eingezeichnete Abschätzung für den $T_{0,X}$-Verlauf mit dieser Näherungsformel führt zu leicht niedrigeren $T_{0,X}$-Voraussagen als die ermittelten $T_{0,X,multi,p=0,03}$-Werte. Vor allem die C(T) Ergebnisse, die auch erwartungsgemäß auf Grund des größeren Constraint-Einflusses spröderes Verhalten zeigen als die SE(B)-Versuche, liegen etwas weiter entfernt von der $T_{0,X}$-Prognose. Während die Prognose eine stetige Zunahme der Referenztemperatur, also eine weitere Versprödung, mit ansteigenden Rissbeanspruchungsraten vorhersagt, zeigen vor allem die Ergebnisse der SE(B) Versuche in Bild 13-5 eine Sättigung der ratenabhängigen Versprödung, also eine mit zunehmender Rissbeanspruchungsrate allmähliche Annäherung an die K_{IR}-Temperatur $T_{0,logNorm,KIR}$. Eine Grenze der dynamischen Versprödung wird auch durch die die Hopkinson-Bar-Ergebnisse bestätigt, da die K_{IR}-Kurve auch bei den sehr hohen Rissbeanspruchungsraten eine untere Grenzkurve für signifikante Spaltbruchausbreitung darstellt.

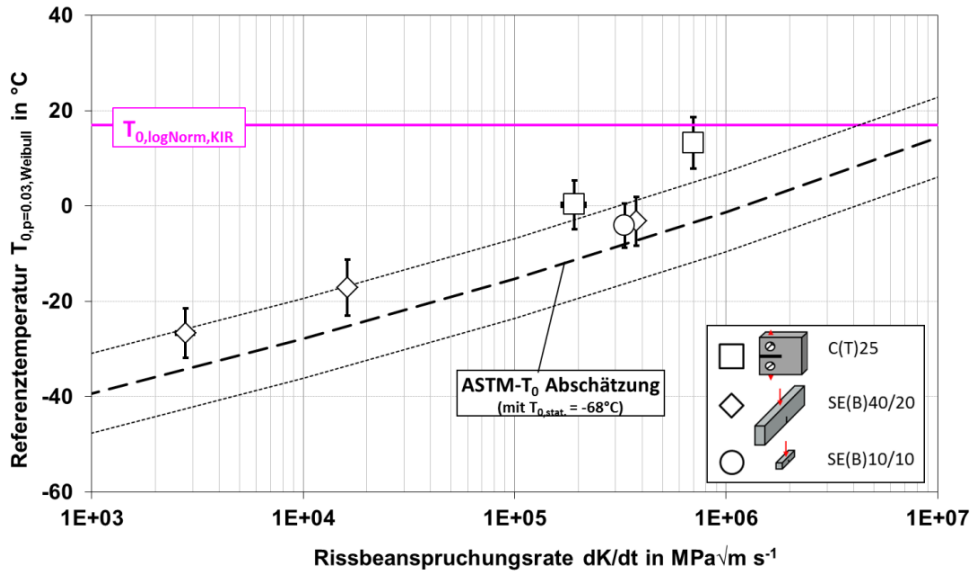


Bild 13-6
Masterkurven-Referenz-temperaturen für jeweils drei Serien nach der Mehrtemperatur-Methode $T_{0,X,multi,p=0.03}$ im Vergleich zur ASTM-Prognose-Formel

p = 0,03 /°C

13.5 Untere Grenzkurve

Wie in Bild 13-7 zu sehen, liegt die untere 5%-Grenzkurve der mit p = 0,03 /°C angepassten dynamischen Masterkurve vor allem im Bereich $T > T_{0,multi}$ weit unter den niedrigsten Bruchzähigkeits-Kennwerten, und ist somit in diesem Bereich noch sehr konservativ (magenta Fläche).

Diese Konservativität der Grenzkurve liegt darin begründet, dass neben der Formänderung der dynamischen Masterkurve, die einzelnen Serien eine Verschiebung der Bruchzähigkeitswerte zu höheren Werten aufweisen. Um die Verschiebung zu berücksichtigen, kann eine angepasste Log-Normal-Verteilung und/oder ein temperaturabhängiger Mindestwert verwendet werden.

Die Verschiebung ist auch konsistent mit dem vermuteten Einfluss von lokalem Rissarrest, da der Rissarrest als eine zusätzliche Sicherheitsreserve in die Bruchzähigkeitsverteilung einfließt und somit den weakest-link Ansatz mit zunehmender Temperatur aufhebt.

Wie in Kap. 10 dargelegt, lässt sich die statistische Verteilung der Kennwerte am besten mit einer Log-Normal-Verteilung und angepassten Streubreite darstellen. Im Folgenden soll deshalb die veränderte Verteilung bei den dynamischen Kennwerten mit einer angenommen Log-Normal-Verteilung ausgewertet und 0,1% Fraktil-Kurven bestimmt werden. Dazu finden sich in Tabelle 13-3 die ausgewerteten MC-Referenztemperaturen nach der Mehrtemperaturmethode, siehe ASTM E1221 X2.3.3 [8]. Da sich die Median-Werte der Weibull- und der Log-Normal-Verteilung nur geringfügig unterschieden, sind die ermittelten Referenztemperaturen jeweils fast identisch.

Dies wurde auch bereits für Werkstoffe, bei denen die quasistatische Referenztemperatur T_0 nahe bei T_{Kla} liegt, z.B. im neutronenversprödeten Zustand, für die quasistatische Bewertung vorgeschlagen, [55][56].

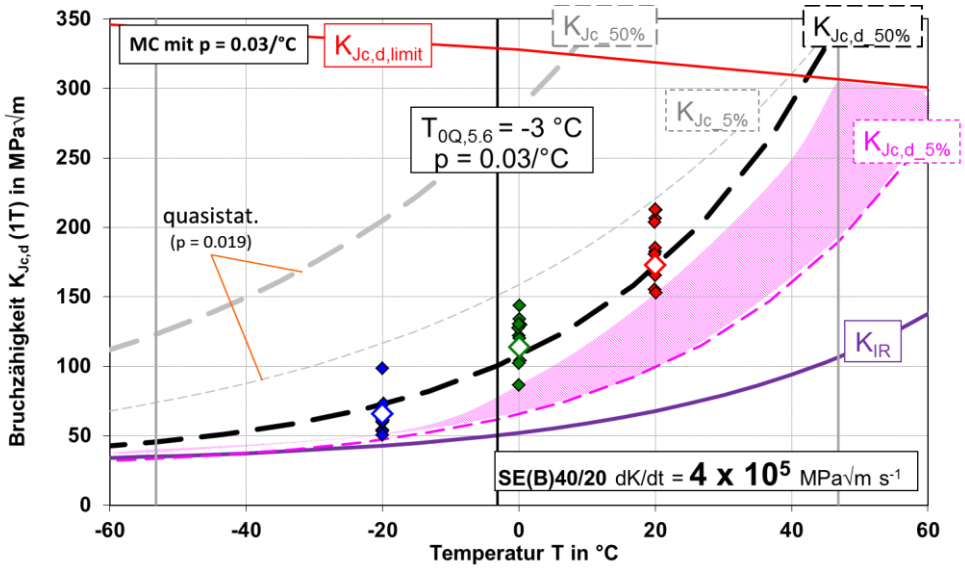


Bild 13-7
Mehrtemperatur-Auswertung der Bruchzähigkeitswerte $K_{Jc,d}(1T)$ für drei Prüftemperaturen

p = 0,03/°C

SE(B)40/20
T = -20 °C, 0 °C und 20 °C
$\dot{K}$= 4x10^5 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}

Probentyp	Institut	Rissbean-spruchungsrate		MC-Referenz-temperatur		MC-Referenz-temperatur logNormal σ = 0.2	
		dK/dt	log(dK/dt)	$T_{0,multi,p=0.019}$	$T_{0,multi,p=0.03}$	$T_{0,multi,p=0.019}$	$T_{0,multi,p=0.03}$
C(T)25	MPA	2.E+05	5.3	-5	0	-5	-1
C(T)25	MPA	7.E+05	5.8	16	13	14	11
SE(B)10/10	IWM	3.E+05	5.5	-3	-4	-2	-4
SE(B)40/20	IWM	3.E+03	3.4	-35	-27	-35	-28
SE(B)40/20	IWM	2.E+04	4.2	-31	-17	-31	-19
SE(B)40/20	IWM	4.E+05	5.6	-10	-3	-8	-4

Tabelle 13-3
Auswertung der Masterkurven-Referenztemperatur nach der Mehrtemperatur-Methode

Weibull- und Log-Normal-Verteilung im Vergleich

Bild 13-8 bis Bild 13-10 zeigen die Masterkurven-Auswertungen der SE(B)-Serien, Bild 13-11 und Bild 13-12 die der C(T)-Serien, mit einer angenommen Log-Normal-Verteilung mit $\sigma = 0{,}2$. Es zeigt sich, dass ab einem Temperaturbereich oberhalb von $T_{0,X}$ mit der nun höher liegenden 0,1%-Log-Normal-Fraktilkurve mit p = 0,03 /°C die Konservativität verglichen mit der Auswertung nach ASTM E1921 zunehmend abgebaut wird. Die 0,1 %-Fraktilkurve mit p = 0,03 /°C mit Log-Normalverteilung ist für alle Versuchsergebnisse konservativ und stimmt relativ gut mit der 5 %-Fraktilkurve mit p = 0,03 /°C mit Weibullverteilung überein.

In Kapitel 10 wurde nachgewiesen, dass Eine LogNomalverteilung die Streuung der dynamischen Bruchzähigkeitswerte besser beschreibt als die Weibullverteilung. Sie beschreibt für die Versuche bei erhöhter Beanspruchungsrate das reale Verhalten besser.

Daher stellt die 0,1 %-Fraktilkurve mit p = 0,03 /°C mit Log-Normalverteilung eine realistische untere Grenzkurve dar. Da sie eine geringere Ausfallwahrscheinlichkeit als eine korrespondierende 5 % Fraktilkurve mit Weibullverteilung vorhersagt, ist zusätzlich das damit erzielte Sicherheitsniveau deutlich höher.

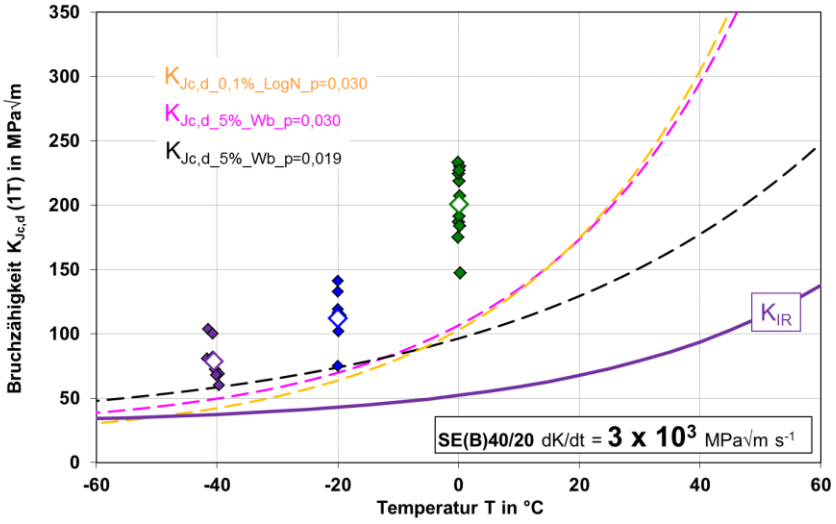


Bild 13-8
Mehrtemperatur-Auswertung der Bruchzähigkeitswerte $K_{Jc,d}$(1T) für drei Prüftemperaturen

p = 0,019 /°C, Weibull
p = 0,030 /°C, Weibull
p = 0,030 /°C, Log-Normal

SE(B)40/20
T = -40 °C, -20 °C und 0 °C
$\dot{K}$= 3x10³ MPa√m s⁻¹

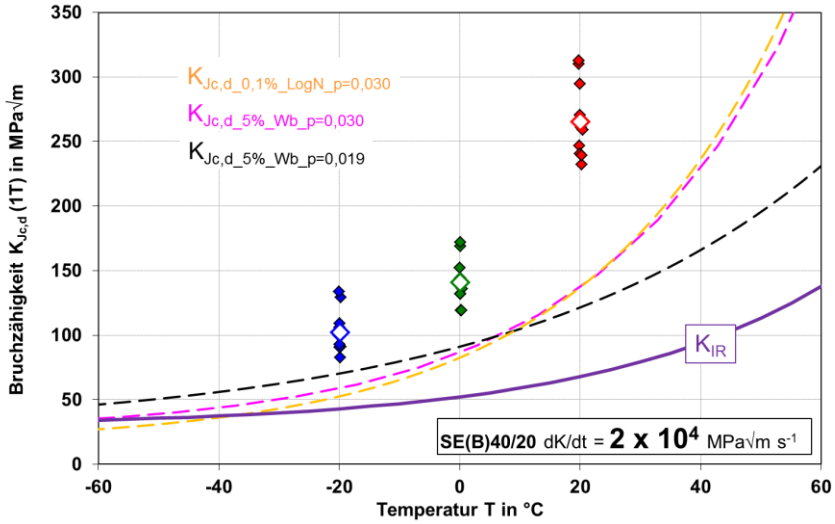


Bild 13-9
Mehrtemperatur-Auswertung der Bruchzähigkeitswerte $K_{Jc,d}$(1T) für drei Prüftemperaturen

p = 0,019 /°C, Weibull
p = 0,030 /°C, Weibull
p = 0,030 /°C, Log-Normal

SE(B)40/20
T = -20 °C, 0 °C und 20 °C
$\dot{K}$= 2x10⁴ MPa√m s⁻¹

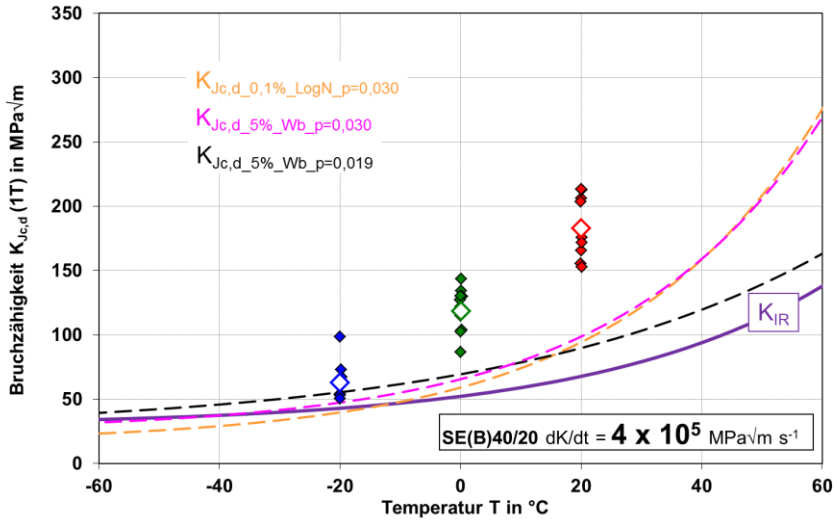


Bild 13-10
Mehrtemperatur-Auswertung der Bruchzähigkeitswerte $K_{Jc,d}$(1T) für drei Prüftemperaturen

p = 0,019 /°C, Weibull
p = 0,030 /°C, Weibull
p = 0,030 /°C, Log-Normal

SE(B)40/20
T = -20 °C, 0 °C und 20 °C
$\dot{K}$= 4x10⁵ MPa√m s⁻¹

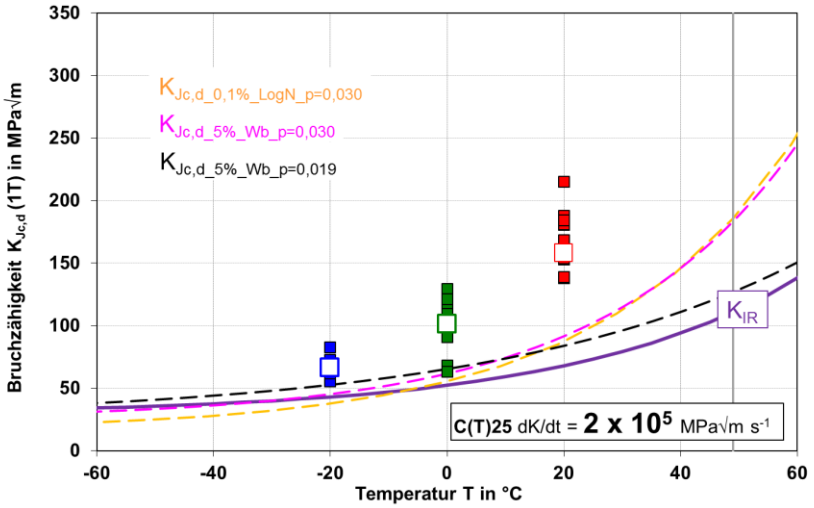


Bild 13-11
Ein- und Mehrtemperatur-Auswertung der Bruchzähigkeitswerte $K_{Jc,d}$(1T) für drei Prüftemperaturen

p = 0,019 /°C, Weibull
p = 0,030 /°C, Weibull
p = 0,030 /°C, Log-Normal

C(T)25
T = -20 °C, 0 °C und 20 °C
$\dot{K}$= 2x10⁵ MPa√m s⁻¹

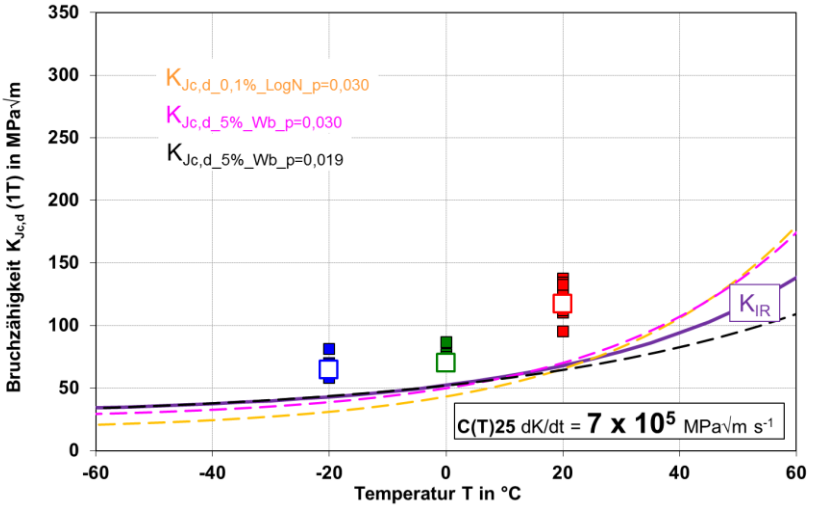


Bild 13-12
Ein- und Mehrtemperatur-Auswertung der Bruchzähigkeitswerte $K_{Jc,d}$(1T) für drei Prüftemperaturen

p = 0,019 /°C, Weibull
p = 0,030 /°C, Weibull
p = 0,030 /°C, Log-Normal

C(T)25
T = -20 °C, 0 °C und 20 °C
$\dot{K}$= 7x10⁵ MPa√m s⁻¹

13.6 Vorschläge für eine verbesserte Masterkurven-Auswertung

Zusammenfassend wurde eine Änderung der Form der dynamischen Masterkurven und der Verschiebung der Verteilung der Bruchzähigkeitskennwerte bei den einzelnen Versuchsserien festgestellt. Es lässt sich folgendes Vorgehen für eine verbesserte Masterkurven-Auswertung ableiten:

Bestimmung von konsistenten Referenztemperaturen $T_{0,X}$

- Verwendung eines adäquat angepassten Exponenten p, der aus den ermittelten Kennwerten bestimmt werden kann, siehe dazu Kap. 8.3. Für die Untersuchungen hier wurde ein mittlerer Wert von 0,03 /°C für den Werkstoff 22 NiMoCr 3 7 bei den untersuchten dynamischen Rissbeanspruchungsraten von dK/dt = $3x10^3$ bis $7x10^5$ MPa$\sqrt{m}s^{-1}$ ermittelt.

Ableitung von unteren Grenzkurven mit 0,1%-Fraktil-Kurven $K_{Jc,d,0,1\%}(T,dK/dt)$ anhand einer Log-Normalverteilung

- Masterkurven-Auswertung nach der Mehrtemperatur-Methode unter der Annahme von Log-Normal-verteilten Kennwerten wie in ASTM E1221 X2.3.3. Eine mittlere Streubreite kann aus den Kennwerten ermittelt werden, siehe Kap. 13.5 bzw. ASTM E1221 X2.3.4. In den Untersuchungen hier wurde anhand eines größeren Datansatzes von Versuchen mit SE(B)10/10 Proben eine Standardabweichung von σ = 0.2 ermittelt und für die Auswertungen verwendet.

13.7 Offene Fragen

Die im Rahmen des Vorhabens durchgeführten Untersuchungen konzentrierten sich auf den RDB-Werkstoff 22 NiMoCr 3 7 (Biblis C) und auf höhere Beanspruchungsgeschwindigkeiten. Einzelne, bei niedrigeren Beanspruchungsraten durchgeführte Versuche mit SE(B)-Proben deuten darauf hin, dass auch für Beanspruchungsraten von 10^2 MPa$\sqrt{m}$/s bis 10^4 MPa$\sqrt{m}$/s die Form der Masterkurve angepasst werden muss. Für die Bewertung postulierter auslegungsüberschreitender Störfälle ist die Übertragung der gewonnen Erkenntnisse auf niedrige bis mittlere Rissbeanspruchungsraten dringend erforderlich. Außerdem ist bisher offen, ob sich das Bruchverhalten unter dynamischer Beanspruchung auch für andere Werkstoffe und insbesondere Schweißgut mit derselben, hier abgeleiteten Methodik beschreiben lässt. Ebenso konnten mit der begrenzten Anzahl der Versuche nicht alle Fragen zur Statistik der Bruchzähigkeitswerte geklärt werden. Diese offenen Punkte sollen in weiterführenden Untersuchungen behandelt werden.

1 4
Zusammenfassung

Die Zielsetzung des Vorhabens bestand darin, durch gezielte Ergänzung der vorhandenen Datensätze mit Bruchmechanik-Versuchen bei erhöhten Belastungsgeschwindigkeiten von einigen Metern pro Sekunde bei mindestens zwei weiteren Temperaturen und mit einer größeren Anzahl von Versuchen eine statistisch besser abgesicherte Datenbasis zu schaffen und daraus ein verbessertes und statistisch abgesichertes Bewertungskonzepts für dynamische Belastung abzuleiten. Dazu wurden zahlreiche dynamische Bruchmechanik-Versuche mit unterschiedlichen Probentypen und -größen von Fraunhofer IWM (SE(B)-Proben) und von MPA Stuttgart (C(T)-Proben) durchgeführt und analysiert. Die Versuchsbedingungen variierten hinsichtlich der Prüftemperatur T zwischen -40 °C und +20 °C und die Rissbeanspruchungsrate $\dot{K}$ im einen Bereich von 10^3 bis 10^5 MPa$\sqrt{m}s^{-1}$.

Die ermittelten Bruchzähigkeitswerte wurden hinsichtlich des in ASTM E1921 festgelegten Masterkurven-Konzepts mit der Ein- und Mehrtemperatur-Auswertung überprüft und bewertet. Es zeigte sich, dass die ermittelten Bruchzähigkeitswerte bei allen untersuchten dynamischen Versuchsreihen, auch sogar bei den langsameren Versuchen mit einer Rissbeanspruchungsrate von $3 \cdot 10^3$ MPa$\sqrt{m}$ s^{-1}, generell einen deutlich steileren Verlauf aufweisen, als es nach der Masterkurve nach ASTM E1921 zu erwarten wäre. Dabei nimmt der Anstieg im Vergleich zur Masterkurve mit p = 0.019 /°C progressiv mit der Prüftemperatur zu. Eine Auswertung der Form der Masterkurve zeigt, dass die Kurve sich besser mit einem angepassten Exponenten p = 0,03 /°C beschreiben lässt. Mit dieser Anpassung des Exponenten lassen sich somit auch für erhöhte Rissbeanspruchungsraten konsistente Masterkurven-Referenztemperaturen ermitteln.

Der Einfluss der Rissbeanspruchungsrate im Bereich zwischen 2 bis 7×10^5 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1} auf die Referenztemperatur $T_{0,X}$ ist so hoch, dass es sich empfiehlt die Rissbeanspruchungsrate genauer als mit nur einer Stelle des Logarithmus von dK/dt anzugeben.

Die Beschreibung der Häufigkeitsverteilungen der ermittelten Instabilitätswerte konnte mit verschiedenen Ansätzen gegenüber der in ASTM E1921 angenommenen Weibull-Verteilung verbessert werden. Für eine Verallgemeinerung dieser Ansätze war die Datenbasis zwar noch zu gering, jedoch zeigt sich, dass eine Log-Normal-Verteilung wie bei der Rissarrest-Bewertung eine gute Approximation darstellt.

Die fraktografischen Untersuchungen zur Aufklärung des Versagensursprungs und Analyse der Bruchursprünge zeigten keinen prinzipiell anderen Mechanismus zwischen dynamisch und quasistatisch belasteten Proben. Zudem fanden sich keine Hinweise auf unterschiedliche Rissinitiierungsbedingungen zwischen quasistatischer und dynamischer Belastung. Das Vorhandensein von zwei versagensauslösenden Kollektiven ist demnach nicht wahrscheinlich. Jedoch konnten zwei Effekte als ursächlich für die Verschiebung zu höheren Bruchzähigkeiten identifiziert werden.

- Bei dynamischer Belastung kann bei den hier auftretenden Versuchszeiten die aus der Verformungsarbeit an der plastischen Zone entstandene Temperaturerhöhung nicht vollständig abgeleitet werden. Dies führt zu höheren Temperaturen in der Umgebung der Rissspitze und somit zu von quasistatischer Belastung abweichenden lokalen Initiierungs-Bedingungen: Bereiche vor der Rissfront, die bei der Ausgangsprüftemperatur sprödbruchauslösend wären, sind wärmer, so dass sich dadurch erst bei höheren Belastungen in rissferneren Bereichen bruchauslösende Bedingungen bei vergleichsweise geringeren Temperaturen einstellen. Dort setzt dann letztendlich Instabilität bei höheren Spannungen ein.

- Zum anderen gibt es Hinweise, dass auch die auf den Bruchflächen sichtbaren, lokalen durch Rissarrestereignisse entstehenden Spaltbruchinseln höhere Bruchzähigkeitswerte bewirken, als es auf Grund der dynamischen Versprödung zu erwarten wäre. Diese Inseln sind durch einen duktilen Saum eingeschlossene Spaltbruchbereiche, in denen ein initiierter Riss im Bereich von ca. 20 bis 200 µm wieder arretiert. Der lokale Arrest hat sich also vor dem Spaltbruchereignis, welcher globales Versagen verursachte, ereignet und verhindert ein vorzeitiges Versagen der Probe. Eine Analyse der Spaltbruchinseln ergab, dass die Anzahl der Inseln je Probe generell mit zunehmender Prüftemperatur und Bruchzähigkeit ansteigt, so dass davon ausgegangen werden kann, dass deren Existenz zusätzlich zu einer Erhöhung der Bruchzähigkeit führt.

Aus den Analysen der durchgeführten dynamischen Bruchmechanik-Versuche, der Fraktografie, der numerischen Berechnungen und HG-IR-Messungen lassen sich folgende Schlussfolgerungen ableiten:

- Die durchgeführten bruchmechanischen Untersuchungen bei mittleren und hohen Rissbeanspruchungsraten von $3 \cdot 10^3$ bis zu $2 \cdot 10^6$ MPa$\sqrt{m}$ s^{-1} bei mehreren Prüftemperaturen zwischen -40°C und +20°C und die bestimmten $K_{Jc,d}$-Kennwerte bestätigen grundsätzlich die Anwendbarkeit des Masterkurven-Konzepts auch für schnelle dynamische Belastungen, sofern lokale Hochgeschwindigkeits-Messtechniken wie die hier eingesetzten verwendet werden. Alle ermittelten dynamischen $K_{Jc,d}$-Werte liegen über der K_{IR}-Kurve, deren Konservativität damit auch für die hohen Rissbeanspruchungsraten bestätigt wird.

- Die aus den Bruchzähigkeitswerten ermittelten dynamischen Masterkurven zeigten im Vergleich zu quasistatischen Ergebnissen einen deutlich steileren Verlauf. Grundsätzlich führen höhere Temperaturen entsprechend dem Masterkurvenverlauf zur Anhebung der Bruchzähigkeitswerte. Dynamische Versuchsserien werden auf Grund der dynamischen Versprödung bei höheren Temperaturen geprüft um für die Masterkurvenauswertung ähnlich hohe Bruchzähigkeitswerte zu ermitteln. In diesem Temperaturbereich treten bereits mit signifikanter Wahrscheinlichkeit lokale Rissarrestereignisse auf. Durch die Temperaturerhöhung an der Rissspitze bei dynamischer Belastung erhöht sich die Arrestwahrscheinlichkeit nochmals zusätzlich.

- Mit angepasstem Exponenten p (hier p = 0.03 /°C) für dynamisch geprüfte Bruchmechanik-Proben im untersuchten Rissbeanspruchungsratenbereich von 10^3 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1} bis 10^5 MPa$\sqrt{m}$ s^{-1} lassen sich hinreichend konsistente Masterkurven-Referenztemperaturen innerhalb einer Rissbeanspruchungsrate bei mehreren Temperaturen bestimmen.

- Es zeigen sich Hinweise auf eine Änderung der Verteilungsfunktion hinsichtlich der Streubreite und eines Mindest-Bruchzähigkeitswerts abhängig von der Temperatur $K_{min}(T,\dot{K})$, mit einer geringeren Streubreite und unsymmetrischer Verteilung der Kennwerte bei dynamischer im Vergleich zur quasistatischen Belastung. Zwar war für allgemeine Aussagen die Versuchsanzahl je Versuchsserie mit n = 11 zu gering, jedoch legt auch die Analyse der Kennwerte aus den round-robin Versuchsserien mit einer deutlich höheren Anzahl von Versuchen (n = 41) den Schluss nahe, dass eine Log-Normal-Verteilung besser geeignet ist die Verteilung der Kennwerte zu beschreiben.

- Eine Analyse des zeitlichen Verlaufs von Dehnungen und Spannungen vor der Rissspitze zeigt, dass der zeitliche Verlauf der Weibullspannungen in Ergänzung zum Verlauf von $\dot{K}$ zur Charakterisierung der Rissbeanspruchungsrate herangezogen werden kann. Für eine genauere

Bestimmung der Parameter nach dem Modell von Petti und Dodds [52] ist eine noch umfangreichere Datenbasis erforderlich.

- Die veränderte Verteilungsfunktion und die Beobachtung von lokalen Rissarrestereignissen bestätigt, dass die Modell-Annahme mit „weakest link", also das Versagen der Probe bei erster Rissinitiierung, unter dynamischen Belastungen nicht mehr zutreffend ist. Weiter passt mit zunehmender Versuchstemperatur bzw. Bruchzähigkeitsniveau die in ASTM E1921 vorgeschlagene Weibull-Verteilungsfunktion schlechter zu den ermittelten Bruchzähigkeitswerten. Alternative Verteilungsfunktionen mit aus den Kennwerten ermittelten Streubreiten (z.B. log-normal) zeigen hier eine deutlich bessere Übereinstimmung mit den experimentellen Daten.

- Die Simulationen der dynamischen Bruchmechanik-Versuche mit Wärmerzeugung und -leitung wurden mit HG-Infrarot-Messtechnik verglichen. Die berechneten Temperaturprofile im Rissspitzenbereich bei unterschiedlichen Rissbeanspruchungsraten und Belastungsniveaus stimmen sehr gut mit den HG-Infrarot-Messungen überein. Weiterführende numerische Untersuchungen wie beispielsweise lokale Spaltbruchkonzepte können vor diesem Hintergrund bzgl. der lokalen Feldgrößen vertieft untersucht werden.

- Um den Einfluss der Risspitzenerwärmung in der Standard ASTM-Auswertung (p = 0.019 /°C) zu berücksichtigen, wurden für die MC-Auswertung die ermittelten Bruchzähigkeitskennwerte zu den numerisch bestimmten, lokalen Temperaturen am Spaltbruchursprung verschoben. Die nachfolgende Masterkurven-Auswertung mit Temperatur-verschobenen Kennwerten ergab deutlich plausiblere Kurven. Jedoch sind damit die Kennwerte trotzdem nicht vollständig beschrieben. Es bleibt eine restliche Differenz zwischen den verschobenen Kennwerten und der ASTM-Masterkurven, die mit zunehmender Temperatur größer wird. Diese Differenz korreliert mit der gleichzeitigen Zunahme von lokalen Rissarrestereignissen, die in einer solchen Auswertung noch nicht berücksichtigt werden konnten.

- Die in ASTM E1921 angenommene Weibullverteilung führt bei der Auswertung zu unteren Grenzkurven (hier 5 %-Fraktilkurven), die die ermittelten Kennwerte sehr konservativ abdecken. Eine Anpassung der Verteilungsfunktion mit angepasstem Mindestwert K_{min} bzw. Weibullparametern würde eine realistischere untere Grenzkurve in den Bereichen oberhalb der Referenztemperatur $T_{0,X}$ ermöglichen. Eine Auswertung unter der Annahme einer Log-Normal-Verteilung mit einer festen Standardabweichung von σ = 0,2 und p = 0,03 /°C wird empfohlen. Die Wahl von 0,1 %-Fraktilkurven baut dabei die starken Überkonservativitäten im Bereich $T>T_{0,X}$ ab. Im Vergleich zur Wahl von 5 %-Fraktilkurven bei Weibullverteilung mit p = 0,03 /°C bietet diese Methode auch eine verbesserte untere Grenzkurve, die auch besser zur statistischen Auswertung passt.

Unter Berücksichtigung der beschriebenen Schlussfolgerungen und Verbesserungsvorschläge in einem modifizierten Bewertungskonzept können kerntechnische Komponenten unter dynamischer Belastung deutlich realistischer bewertet werden. Offene Punkte sind jedoch die Übertragung der erzielten Erkenntnisse auf Schweißgut und andere, insbesondere höherfeste Werkstoffe sowie auf niedrige bis mittlere Rissbeanspruchungsraten, wie sie für die Bewertung postulierter auslegungsüberschreitender Störfälle vorliegen. Diese Fragestellungen und die weitere statistische Absicherung des Bewertungskonzepts mit einer erweiterten Datenbasis sind Ziele eines beantragten Folgevorhabens.

Während des Projekts wurden die Ergebnisse auf Tagungen vorgestellt bzw. in Zeitschriften veröffentlicht [60][61][62][63][64][65][66][67][68][69][70].

1 5
Literaturverzeichnis

[1] Nukleare Sicherheitsforschung, Neuorientierung an aktuellen energiepolitischen Rahmenbedingungen, Kompetenzverbund Kerntechnik, Kap. 4.1.1.2, Herausgeber: Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheit (GRS) mbH, Mai (2012). http://www.grs.de/sites/default/files/Evaluierungsbericht%20UTS1.pdf (abgerufen am 2. Mai 2013)

[2] Bekanntmachung der „Sicherheitsanforderungen an Kernkraftwerke“ vom 22. November 2012, Bundesanzeiger, BAnz AT 24.01.2013 B3 (2013)

[3] ASTM E1921-16, Standard test method for determination of reference temperature, T_0, for ferritic steels in the transition range, Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken (2016)

[4] Böhme, W., Mayer, U., Reichert, T., Offermanns, S., Allmendinger, K., Hug, M., Schüler, J., Siegele, D.: Überprüfung und Weiterentwicklung von Bewertungsmethoden für dynamische Rissinitiierung und Rissarrest, (Verification and further development of assessment methods for dynamic crack initiation and crack arrest), BMWi-Vorhaben Nr. 150 1368. Fraunhofer IWM Report 665 (2012)

[5] Böhme, W., Reichert, T., Mayer, U.: Assessment of Dynamic Fracture Toughness Values K_{Jc} and Reference Temperatures $T_{0,x}$ determined for a German RPV steel at elevated loading rates according to ASTM E1921, SMiRT-22, San Francisco, California, August 18-23 (2013)

[6] Viehrig, H.-W., Zurbuchen, C., Schindler, H.-J., Kalkhof, D.: Application of the Master Curve Approach to Fracture Mechanics Characterisation of Reactor Pressure Vessel Steel, Wissenschaftlich-Technische Berichte FZD-536, Forschungszentrum Dresden Rossendorf, Juni (2010)

[7] Schindler, H. and D. Kalkhof: "A Closer Look at Effects of the Loading Rate on Fracture Toughness in the Ductile-to-Brittle Transition Regime of a Ferritic Steel," Journal of Testing and Evaluation, Vol. 43, No. 3, pp. 507-516, (2015).

[8] ASTM E1221-12a: Standard Test Method for Determining Plane-Strain Crack-Arrest Fracture Toughness, KIa of Ferritic Steels, ASTM International, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken (2012)

[9] ASME Code Sec. XI, A-4200: Fracture Toughness, (2015)

[10] KTA 3201.2: KTA-Safety Standard, Components of the Reactor Coolant Pressure Boundary of Light Water Reactors, Part 2: Design and Analysis, June 1996, see: KTA-CD-ROM, February 2004, KTA-Geschäftsstelle (at: BfS), Salzgitter, Germany (1996)

[11] Böhme, W.: Impact testing and crack arrest, in: Comprehensive Structural Intergrity (CSI), Mechanical Characterisation of Materials, Elsevier, Oxford, Ed.: K.-H. Schwalbe, Online-Handbook, Volume 10.04, pp. 88-106 (2007)

[12] Kirk, M. T.: The Technical Basis for Application of the Master Curve to the Assessment of Nuclear Reactor Pressure Vessel Integrity, Division of Engineering Office of Nuclear Regulatory Research U.S. Nuclear Regulatory Commission, (2002)

[13] Experimentelle und theoretische Bruchanalyse mit numerischen Methoden zur Behandlung einer Innendruckbelastung mit überlagerter Thermoschockbeanspruchung an Reaktordruckbehältern. Forschungsvorhaben BMFT-FB 1500 618 RDB-Notkühlsimulation. Abschlussbericht MPA Stuttgart, Januar (1990)

[14] Experimentelle und numerische Untersuchungen zum Verhalten eines niedrigzähen Behälterwerkstoffs bei Risseinleitung, instabiler Rissausbreitung und Rissstopp bei überlagerten mechanischen und thermischen Belastungen. Forschungsvorhaben BMFT-FKZ 1500 787, Abschlussbericht MPA Stuttgart, Dezember (1992)

[15] Untersuchungen zu den Auswirkungen von Niederdrucktransienten bei simulierten Werkstoffzuständen. Forschungsvorhaben BMFT-FKZ 1500 946, Abschlussbericht MPA Stuttgart, Dezember (1996)

[16] NESC-II Final report, Brittle crack initiation, propagation and arrest of shallow cracks in a clad vessel under PTS loading, EC - JRC, EUR 20696 EN, March (2003)

[17] Wallin, K., Rintamaa, R., Nagel, G.: Conservatism of ASME KIR-reference curve with respect to crack arrest, 24. MPA-Seminar, Stuttgart, Oktober (1999)

[18] Eisele, U., Föhl, J., Bartsch, R., König, G., Nagel, G.: Bruchmechanische Kennwerte für RDB-Werkstoffe: Sprödbruchversagen, Rissinitiierung und Rissstopp. Beitrag zum Seminar „Gewährleistung von Sicherheit und Verfügbarkeit von Leichtwasserreaktoren", Ergebnisse aus MPA/VGB Forschungsvorhaben, Stuttgart, 13./14. Juni (2002)

[19] Beinert, J., Böhme, W., Kalthoff, J.F.: Messung dynamischer Bruchmechanik-Kennwerte für unterschiedliche Stähle, Kommission der Europäischen Gemeinschaften, Bericht EUR 11333 DR, EGKS-EWG- EAG, Brüssel, Luxemburg (1987)

[20] IAEA-TECDOC-1631: Master Curve Approach to Monitor Fracture Toughness of Reactor Pressure Vessels in Nuclear Power Plants, (2009)

[21] ASME Code Case N-830 Direct Use of Master Fracture Toughness Curve for Pressure-Retaining Materials of Class 1 Vessels Section XI, (September 2014)

[22] ASME Code Case N-851 Alternative Method for Establishing the Reference Temperature for Pressure Retaining Materials Section XI, Division 1, (November 2014)

[23] ASTM E 399-13: Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, ASTM International, American Society for Testing and Materials West Conshohocken (2013)

[24] ASTM E1820-17: Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, ASTM International, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken (2011)

[25] ISO 26843-2015: Metallic Materials - Measurement of fracture toughness at impact loading rates using precracked Charpy-type test pieces, International Organization for Standardization, (2015)

[26] BS 7448-3:2005, Fracture mechanics toughness tests, part 3: Method for determination of fracture toughness of metallic materials at rates of increase in stress intensity factor greater than 3.0 MPa$\sqrt{}$ms-1, BSI, (2007)

[27] Mayer, U.: Determination of Dynamic Fracture Toughness at High Loading Rates, Proceedings of the ASME 2012 International Mechanical Engineering Congress & Exposition, IMECE2012-85383, Houston, Texas, USA, November 9-15 (2012)

[28] Mayer, U., Offermanns, S.: Definition of Loading Rate and Effects on Determination of Dynamic Fracture Toughness and Transition Temperature T0,X according to ASTM E1921 at elevated Loading Rates, SMiRT-22, San Francisco, California, August 18-23 (2013)

[29] Hohe, J., Tanguy, B., Friedmann, V., Stöckl, H., Böhme, W., Varfolomeyeva, V., Hebel, J., Burdack, M., Fehrenbach, C., Schüler, J., Sguaizer, Y. und Siegele, D.: Kritische Überprüfung des Mastercurve-Ansatzes im Hinblick auf die Anwendung bei deutschen Kernkraftwerken, Abschlussbericht zum BMWi-Vorhaben 1501239, Bericht S8/2004, Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik, Freiburg (2005)

[30] Roos, E., Eisele, U., Lammert, R., Restemeyer, D., Schuler, X., Seebich, H.-P., Seidenfuß, M., Silcher, H. Stumpfrock, L.: Kritische Überprüfung des Masterkurve-Ansatzes im Hinblick auf die Anwendung bei deutschen Kernkraftwerken, Forschungsvorhaben BMWi-FKZ 1501240, Abschlussbericht MPA Stuttgart, Februar (2006)

[31] DIN EN 10002-1:2001: Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur; Deutsche Fassung EN 10002-1:2001, (2001)

[32] DIN EN ISO 6892-1:2017: Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur (ISO 6892-1:2016), Deutsche Fassung EN ISO 6892-1, (2016)

[33] ESIS P7: 2000: Procedure for Dynamic Tensile Tests, ESIS TC 5, Subcommittee on Dynamics, Testing at Intermediate Strain Rates, (2000)

[34] DIN EN ISO 148-1:2017: Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy - Teil 1: Prüfverfahren (ISO 148-1:2016); Deutsche Fassung EN ISO 148-1:2016, (2006)

[35] DIN EN ISO 148-2:2017: Metallische Werkstoffe - Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy - Teil 2: Überprüfung der Prüfmaschinen (Pendelschlagwerke) (ISO 148-2:2016); Deutsche Fassung EN ISO 148-2:2016, (2017)

[36] SEP 1230: Ermittlung mechanischer Eigenschaften an Blechwerkstoffen bei hohen Dehnraten im Hochgeschwindigkeitszugversuch, 1. Ausgabe, STAHL-EISEN-Prüfblätter (SEP) des Stahlinstitut VDEh, Düsseldorf, (2006)

[37] Böhme, W: FAT-Richtlinie: Dynamische Werkstoffkennwerte für die Crashsimulation, Zeitschrift Materialprüfung, Materials Testing, Carl Hanser Verlag, München, Vol. 50 (4), S. 199 – 205, (2008)

[38] DIN EN ISO 26203-2:2012: Metallische Werkstoffe - Zugversuch bei hohen Dehngeschwindigkeiten - Teil 2: Servohydraulische und andere Systeme (ISO 26203-2:2011); Deutsche Fassung EN ISO 26203-2:2011, (2011)

[39] DIN EN ISO 14556:2017: Metallische Werkstoffe - Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy (V-Kerb) - Instrumentiertes Prüfverfahren (ISO 14556:2015); Deutsche Fassung EN ISO 14556:2015, (2015)

[40] Hofer, G., Hung, C.C. und Güns, Ü.: Eine mathematische Funktion für die Beschreibung der Ergebnisse aus Kerbschlagbiegeversuchen, Z. Werkstofftech. 8, pp. 109-111, (1977)

[41] Sattari-Far, I., Wallin, K.: Application of Master Curve Methodology for Structural Integrity Assessments of Nuclear Components, SKI Report 2005:55, October (2005)

[42] Schmidt, T., Tyson, J., Galanulis, K., Full-Field Dynamic Displacement and Strain Measurement Using Advanced 3D Image Correlation Photogrammetry, Experimental Techniques, Vol.27, No.3, pp.41-44, May/June (2003)

[43] Böhme, W.: Experimentelle Untersuchung dynamischer Effekte beim Kerbschlagbiegeversuch, Dissertation, Technische Hochschule Darmstadt (1985).

[44] BS 7448-3:2005, Fracture mechanics toughness tests, part 3: Method for determination of fracture toughness of metallic materials at rates of increase in stress intensity factor greater than 3.0 MPa√ms-1, BSI, (2007)

[45] Wallin, K.: Fracture Toughness of Engineering Materials, EMAS Publishing, (2011)

[46] Hohe, J., Hardenacke, V., Friedmann, V., Sguaizer, Y., Burdack, M., Möser, M., Luckow, S. und Siegele, D.: Lokale probabilistische Konzepte zur Sprödbruchbewertung bei mehrachsiger äußerer Belastung, Abschlussbericht zum BMWi-Vorhaben 1501320, Bericht S9/2009, Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik, Freiburg, (2009)

[47] Tlatlik, J., Siegele, D.: Entwicklung und Validierung eines mikromechanisch basierten Spaltbruchmodells zur Beschreibung des Bruchverhaltens unter dynamischer Belastung, KEK-Vorhaben, BMWi-Vorhaben 1501495 Fraunhofer IWM, in Bearbeitung

[48] Baker, T.J., et al.: Effect of non-metallic inclusions on cleavage fracture, Materials Science and Technology, 2:576-582, (1986)

[49] Tweed, J.H. and Knott, J.F.: Micromechanics of failure in C-Mn weld metals, Acta Metallurgica 35(7), 1401-1414, (1987)

[50] Rossoll, A.: Bestimmung der Zähigkeit eines niedriglegierten Stahls aus dem instrumentierten Charpy-Versuch (Originaltitel in Französisch, Text auf Englisch), Dissertation École Centrale Paris, (1998)

[51] Brooksbank, D., Andrews, K.W.: Thermal expansion of some inclusions found in steels and relation to tesselated stresses, Journal of The Iron and Steel Institute, 206:595-599,(1968)

[52] Petti JP, Dodds Jr RH.: Coupling of the Weibull stress model and macroscale models to predict cleavage fracture, Engng Fract Mech 2004;71:2079–103, (2004)

[53] Hütter, G., Mühlig, U., Kuna, M.: Simulation lokaler Instabilitäten bei der Rissausbreitung im spröd-duktilen Übergangsbereich, 43.Tagung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge, DVM-Bericht 243, S. 235-244, (2011)

[54] Rosinski , S.T., Server, W.L.: Application of the Master Curve in the ASME Code, International Journal of Pressure Vessels and Piping 77, 591–598, (2000)

[55] Dixon, G., Cogswell, D., Swan, D., Williams, T.: Modification to the tail of the master curve toughness distribution (Micro-arrest model), IGRDM-12, Arcachon, France, 11-15 April, (2005)

[56] EricksonKirk, Marc, EricksonKirk, MarjorieAnn, Williams., T.: The Interrelationships of KIa, KIc and Jlc, and the Implications of these Relationships on Use of Fracture Models Over the Range of Hardening Observed in Ferritic Steels, PVP2006-ICPVT-11-93651 , Proceedings of PVP2006-ICPVT-11 2006 ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference, Vancouver, BC, Canada, July 23-27, (2006)

[57] K. Wallin, T. Saario & K. Törrönen: "Statistical model for carbide induced brittle fracture in steel", Metal Science Vol. 18, Iss. 1, (1984)

[58] Ross, S.M.: "Statistik für Ingenieure und Naturwissenschaftler", Spektrum Akademischer Verlag, Elsevier GmbH, 3.Auflage, (2006)

[59] Wallin, K.: Effect of Strain Rate on the Fracture Toughness Reference Temperature To for Ferric Steels, in Recent Advances on Fracture, R.K. Mahidhara, A.B. Geltmacher and K. Sadananda, eds., The Mineral, Metals & Materials Society, (1997)

[60] Mayer , U.: Considering the statistical distribution of dynamic fracture toughness data and the actual loading rate at fracture initiation when applying ASTM E1921 at elevated loading rates, Materials Performance and Characterization, Vol.5 No.3, 2016, pp338-351, http://DOI: 0.1520/MPC20150050. ISSN 2165-3992

[61] Reichert, T., Böhme, W., Tlatlik, J.: Zur Modifikation von Masterkurven für die Bruchzähigkeit bei erhöhten Belastungsraten, 48. Tagung des DVM-Arbeitskreises Bruchmechanik und Bauteilsicherheit, 16. und 17. Februar 2016, Freiburg, DVM-Bericht 248

[62] Mayer, U.: Analysis of the Distribution of Fracture Toughness Values measured with 1T C(T) Specimens at Loading Rates higher than dK/dt=105 MPa√m s-1, 21st European Conference on Fracture, ECF21, 20-24 June 2016, Catania, Italy, 2016, Procedia Structural Integrity, Volume 2, Pages 1569–1576

[63] Reichert, T., Böhme, W. and Tlatlik, J.: Modified Shape of Dynamic Master Curves due to Adiabatic Effects, 21st European Conference on Fracture, ECF21, 20-24 June 2016, Catania, Italy, 2016, Procedia Structural Integrity, Volume 2, Pages 1652-1659

[64] Tlatlik, J., Reichert, T.: Einfluss der Rissspitzenerwärmung auf das Sprödbruchverhalten unter dynamischer Belastung, 49. Tagung des DVM-Arbeitskreises Bruchmechanik und Bauteilsicherheit, 14. und 15. Februar 2017, Mittweida, DVM-Bericht 249

[65] Mayer, U.: Analyse der Verteilung von Bruchzähigkeitswerten bei Instabilität, ermittelt an CT25-Proben bei Belastungsraten höher als 105 MPa√m s-1, 49. Tagung des DVM-Arbeitskreises Bruchmechanik und Bauteilsicherheit, 14. und 15. Februar 2017, Mittweida, DVM-Bericht 249

[66] Mayer, U.: On the ductile to brittle transition of ferritic steel at high loading rates, 14th International Conference on Fracture (ICF 14), June 18-23 2017, Rhodes, Greece

[67] Reichert, T., Tlatlik, J.: Influence of Local Temperature and Local Crack Arrest Phenomena on Dynamic Fracture Toughness, 14th International Conference on Fracture (ICF 14), June 18-23, 2017, Rhodes, Greece

[68] Mayer, U., Reichert, T., Tlatlik, J.: Fracture Mechanics at Elevated Loading Rates in the Ductile to Brittle Transition Region, Proceedings of the ASME 2017 Pressure Vessels and Piping Conference, PVP2017-65358, July 16-20, 2017, Waikoloa, Hawaii, USA

[69] Mayer, U.: Analysis of 1T C(T) Tests in the Ductile to Brittle Transition Region at Elevated Loading Rates, 43. MPA-Seminar, 11.-12. Oktober 2017, Leinfelden-Echterdingen, Tagungsband

[70] Reichert, T., Tlatlik, J.: Statistical Analysis of Quasi-Static and Dynamic Fracture Toughness Data for 22 NiMoCr 3-7, 43rd MPA-Seminar 11.-12. October 2017, Leinfelden-Echterdingen, Tagungsband

[71] Böhme, W., Reichert, T., Tlatlik, J.: Statistical Distribution of Dynamic Fracture Toughness Values, Shape of Dynamic Master Curves and Crack Tip Loading Rates - Implications for a High Rate Appendix of ASTM E1921, Workshop on Fracture Toughness Testing and Evaluation at Elevated Loading Rates in the

Ductile-to-Brittle Transition Region of Ferritic Steels, ASTM E080706 Task Group on Ductile-Brittle Transition, May 17th, 2015, Anaheim, CA (2015)

[72] Böhme, W.: Impact Testing and Crack Arrest, in: in: Saleem Hashmi (editor-in-chief), Reference Module in Materials Science and Materials Engineering Reference, Oxford: Elsevier, pp 1-22, (2016)

1 6
Anhang

Parameter	Zeichen	Wert	Temperatur [°C]	Einheit
Steifigkeit	*E*	221235	-175	*MPa*
		220500	-150	*MPa*
		205500	100	*MPa*
		199500	200	*MPa*
		190000	500	*MPa*
Querkontraktion	*ν*	0.3	alle	-
thermische Ausdehnung (Referenz: 25 °C)	*α*	1.050E-05	-200	*/°C*
		1.230E-05	92	*/°C*
		1.360E-05	300	*/°C*
Wärmeleitung	*λ*	46.5	-20	*mJ/(s mm °C)*
		45.0	20	*mJ/(s mm °C)*
		42.4	92	*mJ/(s mm °C)*
		38.3	178	*mJ/(s mm °C)*
		36.7	293	*mJ/(s mm °C)*
		35.6	384	*mJ/(s mm °C)*
		33.4	490	*mJ/(s mm °C)*
spezifische Wärmekapazität	*C*	4.150E+08	-20	*mJ/(tonne °C)*
		4.350E+08	20	*mJ/(tonne °C)*
		4.700E+08	92	*mJ/(tonne °C)*
		5.100E+08	178	*mJ/(tonne °C)*
		5.500E+08	293	*mJ/(tonne °C)*
		5.800E+08	384	*mJ/(tonne °C)*
		6.400E+08	490	*mJ/(tonne °C)*
Dichte	*ρ*	7.840E-09	-20	$tonne/mm^3$
		7.825E-09	20	$tonne/mm^3$
		7.800E-09	92	$tonne/mm^3$
		7.770E-09	178	$tonne/mm^3$
		7.740E-09	293	$tonne/mm^3$
		7.710E-09	384	$tonne/mm^3$
		7.670E-09	490	$tonne/mm^3$
Wärmeumsetzung	-	0.9	alle	-

Tabelle 16-1 Übersicht der verwendeten physikalischen Eigenschaften für den Untersuchungswerkstoff (Einheitensystem in Anlehnung an MPa bzw. mm).

Teil A
Zeichnungen zur Proben-Entnahme (MPA und IWM)

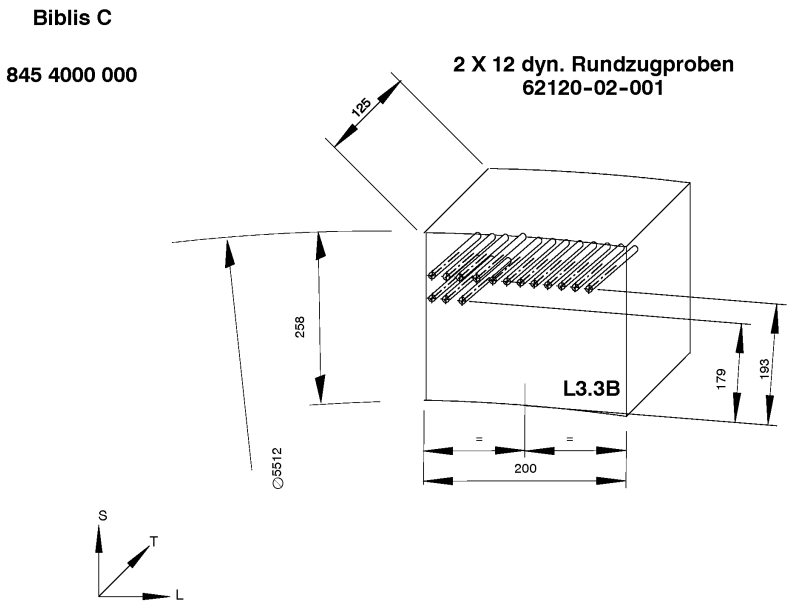


Bild 16-1

Dynamische Zugproben aus Segment L3.3B

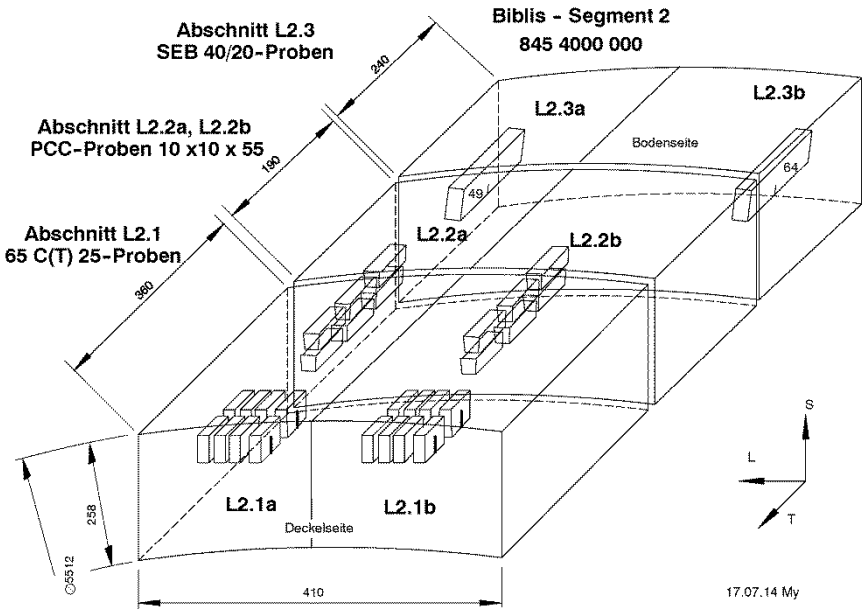


Bild 16-2

Übersicht Segment 2 mit C(T)25-Proben PCC-Proben und SE(B)40/20-Proben

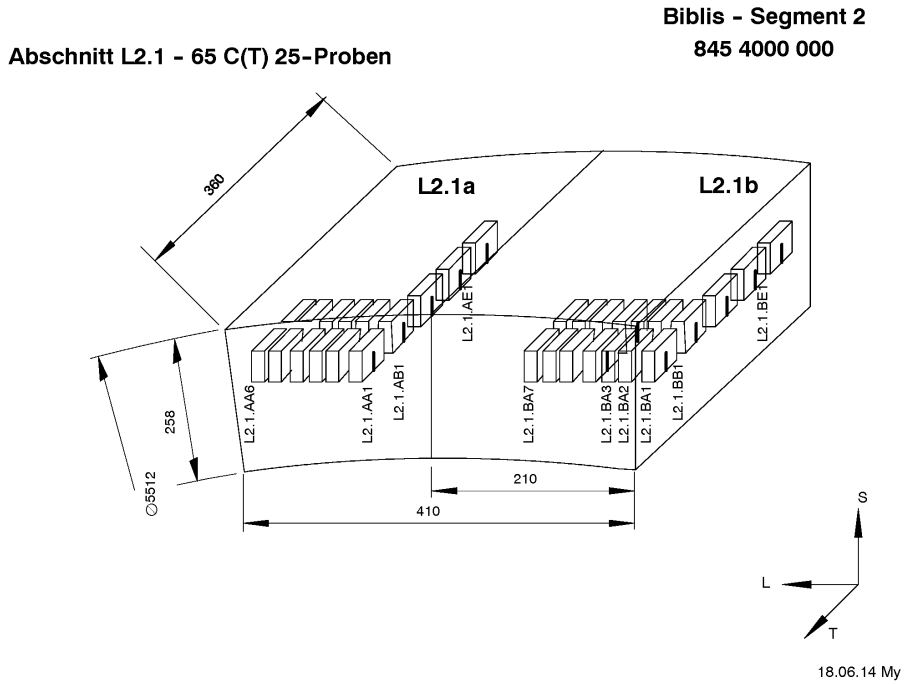


Bild 16-3

C(T)25-Proben aus den Segmenten L2.1a und L2.1b

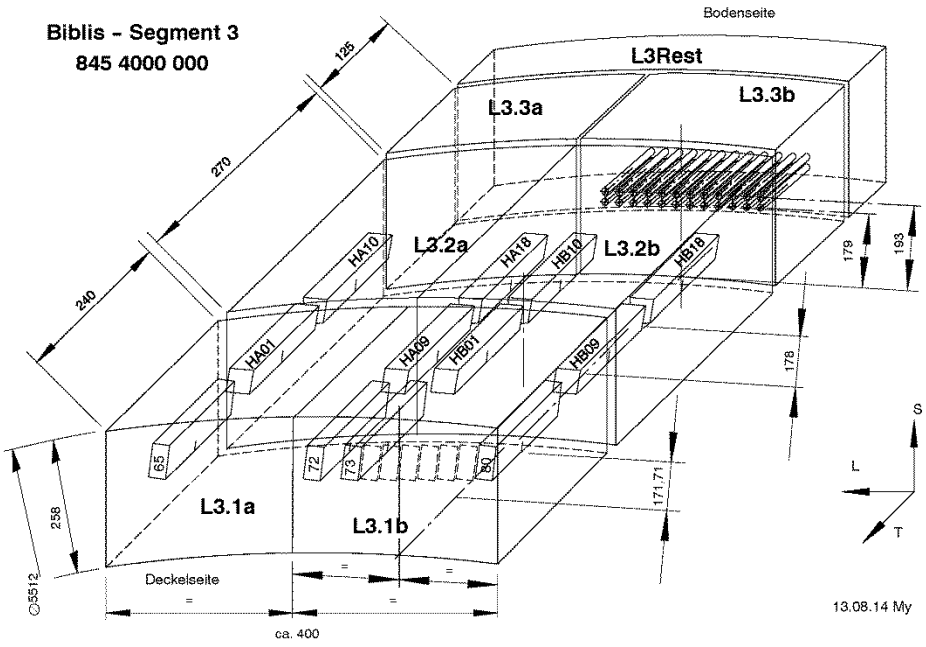


Bild 16-4

Übersicht Segment L3 mit SE(B) 40/20, SECT-Proben und Zugproben

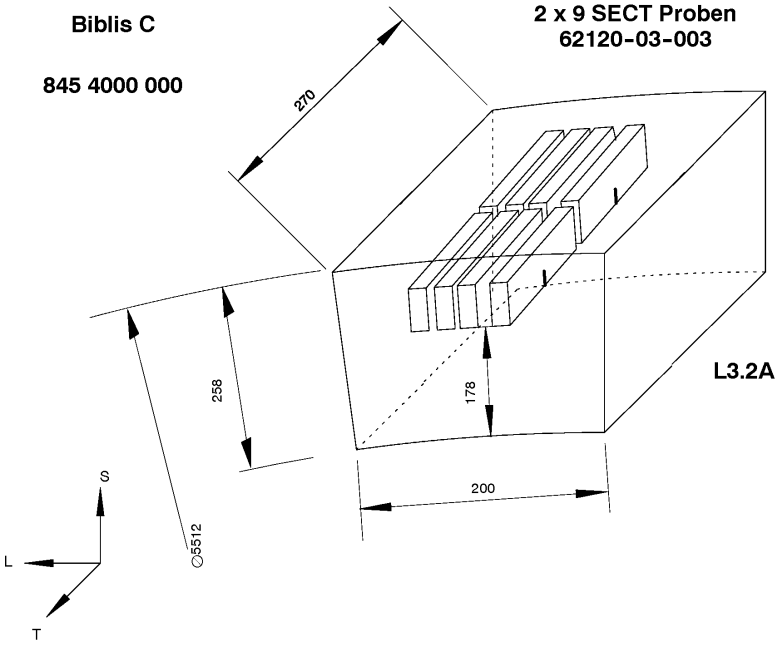


Bild 16-5

SECT-Proben für Hopkinson-Bar aus L3.2A

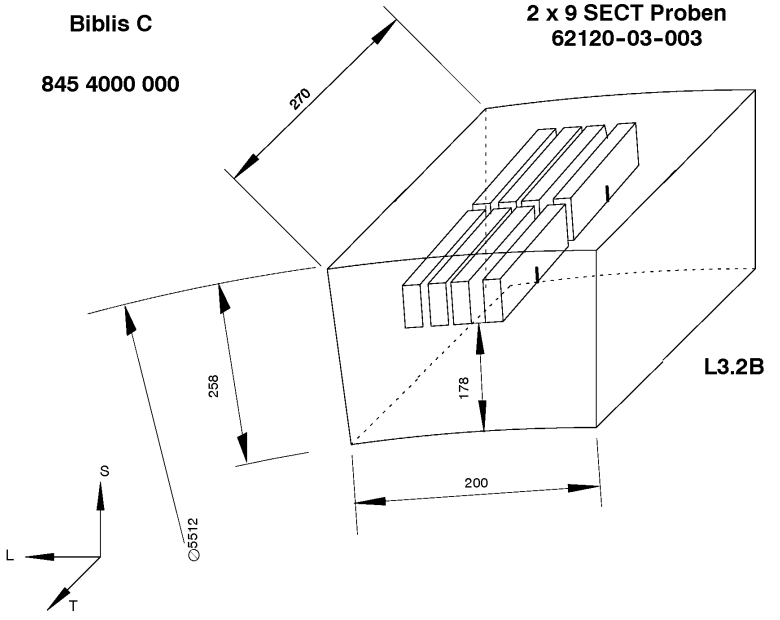


Bild 16-6

SECT-Proben für Hopkinson-Bar-Versuche aus L3.2B

Bild 16-7

Dynamische Zugproben aus Segment L3.3B

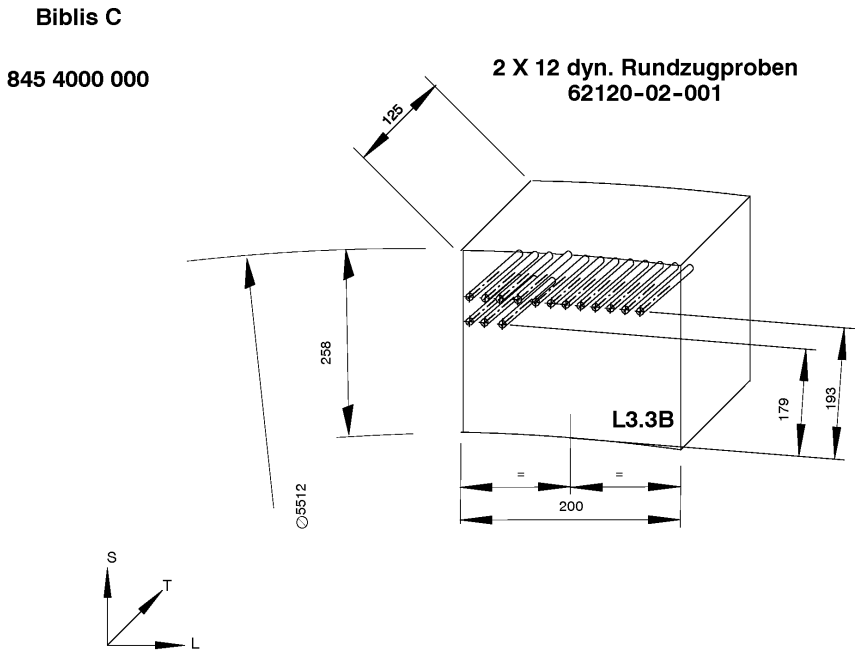
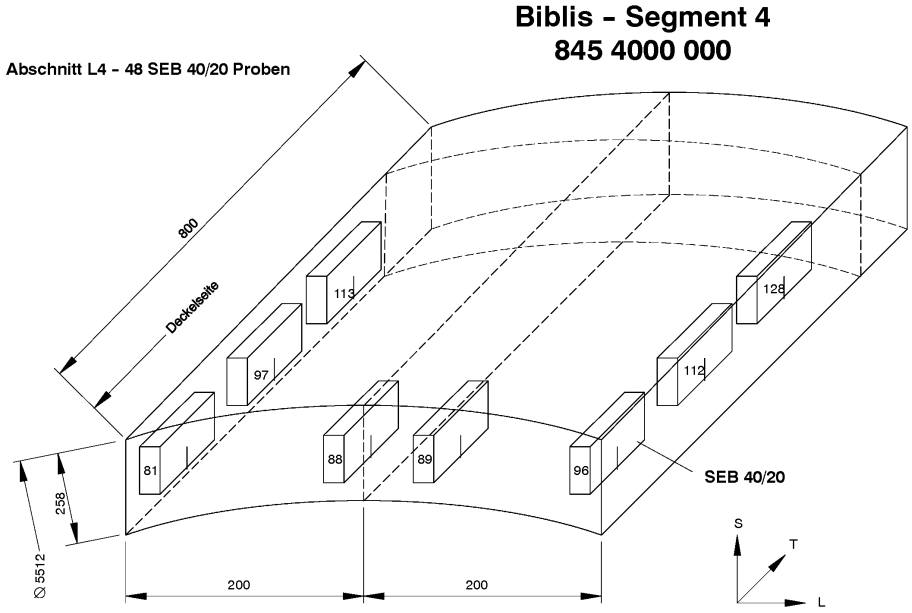


Bild 16-8

SEB 40/20 aus Segment L4



Teil B
Übersicht der Versuchsbedingungen und Kennwerte aller Bruchmechanik-Versuche

	v_0	T	dK_J/dt (BS)	W	B	B_N	a_0	S	K_{Id}	$K_{Jc,d}$	$K_{Jc,d(1T)}$
	[m/s]	[°C]	[MPa√m/s]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[MPa√m]	[MPa√m]	[MPa√m]
(3.4)-Tnom=-20°C SEB40 (SZM100/500,IWM)											
TN1-SEB40-01	*0.025*	*-20.0*	*2.7E+03*	*40.0*	*19.5*	*15.9*	*12.5*	*160.0*	*98.4*	*122.8*	*116.6*
TN1-SEB40-13	*0.025*	*-20.0*	*2.5E+03*	*40.0*	*20.0*	*16.2*	*13.1*	*160.0*	*98.3*	*117.0*	*111.7*
TN1-SEB40-21	*0.025*	*-20.0*	*2.7E+03*	*39.9*	*20.0*	*16.0*	*12.9*	*160.0*	*106.0*	*139.4*	*132.9*
TN1-SEB40-22	*0.025*	*-20.0*	*2.6E+03*	*39.9*	*20.0*	*16.1*	*12.9*	*160.0*	*110.1*	*147.9*	*141.0*
TN1-SEB40-23	*0.025*	*-20.0*	*2.5E+03*	*39.9*	*20.0*	*16.1*	*12.4*	*160.0*	*101.5*	*124.9*	*119.2*
TN1-SEB40-26	*0.025*	*-20.0*	*2.7E+03*	*39.9*	*20.0*	*16.0*	*12.6*	*160.0*	*97.1*	*114.5*	*109.3*
ABP-SEB40-17	0.025	-19.8	3.1E+03	40.0	19.9	15.9	12.3	160.0	97.6	115.3	110.0
ABP-SEB40-31	0.025	-19.9	3.1E+03	40.1	20.0	16.0	12.3	160.0	97.0	121.1	115.6
ABP-SEB40-38	0.025	-20.0	2.7E+03	40.1	20.0	16.0	12.3	160.0	76.5	78.0	74.9
ABP-SEB40-43	0.025	-19.9	3.2E+03	40.1	20.1	16.1	12.3	160.0	88.9	106.4	101.8
ABP-SEB40-48	0.025	-19.5	3.0E+03	40.0	19.9	16.0	12.3	160.0	97.9	120.0	114.5
Mittel		-19.9	2.8E+03	40.0	19.9	16.0	12.5	160.0	97.2	118.8	113.4
σ			2.6E+02	0.1	0.2	0.1	0.3	0.0	8.7	17.8	16.9
Anzahl		**11**									
(5.6)-Tnom=-20°C SEB40 (SZM100/500,IWM)											
TN1-SEB40-03	*2.5*	*-20.0*	*5.3E+05*	*39.9*	*20.0*	*16.1*	*12.3*	*160.0*	*50.5*	*55.9*	*54.0*
TN1-SEB40-05	*2.5*	*-20.0*	*4.1E+05*	*39.9*	*20.0*	*16.0*	*12.6*	*160.0*	*52.0*	*55.0*	*53.1*
TN1-SEB40-07	*2.5*	*-20.0*	*6.0E+05*	*39.9*	*20.0*	*16.0*	*13.2*	*160.0*	*61.5*	*61.9*	*59.6*
TN1-SEB40-09	*2.5*	*-20.0*	*4.3E+05*	*40.0*	*20.0*	*16.1*	*12.9*	*160.0*	*63.2*	*63.2*	*60.9*
TN1-SEB40-11	*2.5*	*-20.0*	*4.8E+05*	*39.9*	*20.0*	*16.0*	*13.1*	*160.0*	*65.6*	*65.6*	*63.1*
TN1-SEB40-15	*2.5*	*-20.0*	*5.3E+05*	*39.9*	*20.0*	*16.1*	*13.1*	*160.0*	*49.3*	*52.0*	*50.3*
TN1-SEB40-17	*2.5*	*-20.0*	*2.7E+05*	*39.9*	*20.0*	*16.0*	*13.1*	*160.0*	*100.6*	*103.0*	*98.5*
TN1-SEB40-19	*2.5*	*-20.0*	*4.1E+05*	*40.0*	*20.0*	*16.1*	*13.1*	*160.0*	*63.2*	*65.4*	*63.0*
ABP-SEB40-04	2.5	-19.7	3.9E+05	40.1	19.9	15.9	12.3	160.0	70.1	70.1	67.3
ABP-SEB40-13	2.5	-19.8	2.8E+05	40.1	19.9	15.9	12.3	160.0	76.3	76.3	73.1
ABP-SEB40-76	2.5	-19.9	5.5E+05	40.1	20.0	16.0	12.3	160.0	62.8	63.6	61.2
Mittel		-20.0	4.4E+05	40.0	20.0	16.0	12.7	160.0	65.0	66.5	64.0
σ			1.1E+05	0.1	0.1	0.1	0.4	0.0	14.4	13.9	13.2
Anzahl		**11**									
(6.7)-Tnom=20°C SEB40 (DGB,IWM)											
TN1-SEB40-02	*25*	*21.0*	*3.7E+06*	*40.0*	*20.0*	*16.0*	*12.5*	*160.0*	*116.0*	*162.4*	*154.7*
TN1-SEB40-04	*25*	*21.0*	*3.5E+06*	*39.9*	*20.0*	*16.1*	*12.6*	*160.0*	*110.6*	*155.6*	*148.3*
TN1-SEB40-08	*25*	*21.1*	*5.0E+06*	*39.9*	*20.0*	*15.9*	*12.7*	*160.0*	*127.4*	*172.1*	*163.8*
TN1-SEB40-10	*25*	*21.4*	*5.6E+06*	*39.9*	*20.0*	*16.2*	*12.3*	*160.0*	*117.1*	*157.0*	*149.6*
TN1-SEB40-12	*25*	*22.6*	*4.6E+06*	*40.0*	*20.0*	*16.2*	*12.4*	*160.0*	*125.2*	*174.7*	*166.3*
TN1-SEB40-16	*25*	*20.5*	*4.3E+06*	*40.0*	*20.0*	*16.1*	*12.5*	*160.0*	*95.7*	*128.1*	*122.3*
TN1-SEB40-18	*25*	*20.0*	*5.5E+06*	*39.9*	*20.0*	*16.1*	*12.6*	*160.0*	*135.4*	*188.5*	*179.4*
TN1-SEB40-20	*25*	*20.3*	*5.8E+06*	*40.0*	*20.0*	*16.0*	*12.2*	*160.0*	*93.8*	*121.7*	*116.2*
Mittel		21.0	4.8E+06	40.0	20.0	16.1	12.5	160.0	115.1	157.5	150.1
σ			8.8E+05	0.1	0.0	0.1	0.2	0.0	14.7	22.8	21.6
Anzahl		**8**									
(5.5)-Tnom=0°C SEB10 (PSW, IWM)											
ABP-SEB10-A3	1.2	0.5	3.1E+05	10.0	10.0	8.0	3.2	42.0	64.0	120.2	99.7
ABP-SEB10-A10	1.2	0.4	3.3E+05	10.0	10.0	8.0	3.2	42.0	63.3	115.0	95.5
ABP-SEB10-B6	1.2	0.3	3.1E+05	10.0	10.0	8.0	3.3	42.0	65.6	133.9	110.5
ABP-SEB10-B12	1.2	0.5	3.1E+05	10.0	10.0	8.0	3.2	42.0	66.6	158.7	130.3
ABP-SEB10-D14	1.2	-0.1	3.1E+05	10.0	10.0	8.0	3.2	42.0	65.8	157.6	129.4
ABP-SEB10-G15	1.2	0.5	3.0E+05	10.0	10.0	8.0	3.1	42.0	67.2	170.2	139.4
ABP-SEB10-H5	1.2	-0.1	3.1E+05	10.0	10.0	8.0	3.3	42.0	67.0	167.0	136.9
ABP-SEB10-K12	1.2	0.4	3.1E+05	10.0	10.0	8.0	3.2	42.0	64.4	118.9	98.6
ABP-SEB10-L4	1.2	0.0	3.1E+05	10.0	10.0	8.0	3.3	42.0	64.2	128.4	106.2
ABP-SEB10-L15	1.2	0.3	3.0E+05	10.0	10.0	8.0	3.1	42.0	65.4	111.8	93.0
ABP-SEB10-D9	1.2	-0.5	3.3E+05	10.0	10.0	8.0	3.2	42.0	65.9	151.3	124.4
ABP-SEB10-E16	1.2	0.5	3.5E+05	10.0	10.0	8.0	3.3	42.0	66.8	171.5	140.4
ABP-SEB10-H6	1.2	0.2	3.4E+05	10.0	10.0	8.1	3.3	42.0	65.9	130.3	107.7
ABP-SEB10-H14	1.2	0.3	3.2E+05	10.0	10.0	8.0	3.2	42.0	62.4	84.2	71.0
ABP-SEB10-L1	1.2	0.2	3.4E+05	10.0	10.0	8.0	3.1	42.0	66.2	173.1	141.7
ABP-SEB10-L9	1.2	-0.3	3.2E+05	10.0	10.0	8.0	3.3	42.0	66.0	136.8	112.9
ABP-SEB10-L12	1.2	-0.5	2.9E+05	10.0	10.0	8.1	3.3	42.0	66.6	105.9	88.3
ABP-SEB10-M3	1.2	0.6	3.4E+05	10.0	10.0	8.0	3.3	42.0	65.6	133.5	110.3
ABP-SEB10-N2	1.2	0.5	3.2E+05	10.0	10.0	8.0	3.2	42.0	64.8	128.5	106.2
ABP-SEB10-N13	1.2	-0.5	3.4E+05	10.0	10.0	8.1	3.3	42.0	66.2	153.6	126.2
Mittel		0.2	3.2E+05	10.0	10.0	8.0	3.2	42.0	65.5	137.5	113.4
σ			1.6E+04	0.0	0.0	0.0	0.1	0.0	1.3	24.7	19.6
Anzahl		**20**									

(5.5)-Tnom=0°C SEB10 (PSW,NIST)											
ABP-SEB10-A12	1.2				10.0					147.3	121.2
ABP-SEB10-A4	1.2				10.0					118.7	98.5
ABP-SEB10-B2	1.2				10.0					169.4	138.7
ABP-SEB10-D11	1.2				10.0					160.5	131.7
ABP-SEB10-D3	1.2				9.9					169.6	138.8
ABP-SEB10-D7	1.2				10.0					110.9	92.2
ABP-SEB10-E1	1.2				10.0					94.2	79.0
ABP-SEB10-E10	1.2				10.0					119.1	98.9
ABP-SEB10-E13	1.2				10.0					172.0	140.8
ABP-SEB10-G3	1.2				10.0					131.7	108.8
ABP-SEB10-G7	1.2				10.0					107.2	89.4
ABP-SEB10-H9	1.2				10.0					166.5	136.4
ABP-SEB10-K3	1.2				10.0					125.1	103.6
ABP-SEB10-K7	1.2				10.0					147.6	121.5
ABP-SEB10-L10	1.2				10.0					137.2	113.2
ABP-SEB10-L14	1.2				10.0					140.3	115.6
ABP-SEB10-L2	1.2				10.0					85.3	71.9
ABP-SEB10-M1	1.2				10.0					118.8	98.5
ABP-SEB10-M10	1.2				10.0					117.3	97.4
ABP-SEB10-M12	1.2				10.0					112.2	93.3
ABP-SEB10-M2	1.2				10.0					150.9	124.2
ABP-SEB10-M4	1.2				10.0					150.6	123.8
ABP-SEB10-N14	1.2				10.0					137.9	113.8
ABP-SEB10-N6	1.2				10.0					144.4	118.9
Mittel		0.0	3.3E+05		10.0					134.8	111.3
σ					0.0					24.3	19.3
Anzahl		**24**									
(5.5)-Tnom=-20°C SEB10 (PSW,IWM)											
ABP-SEB10-B10	1.200	-20.2	3.5E+05	10.0	10.0	8.0	3.3	42.0	66.5	92.1	77.3
ABP-SEB10-D4	1.200	-20.0	3.6E+05	10.0	10.0	8.0	3.1	42.0	52.8	58.3	50.4
ABP-SEB10-D12	1.200	-20.2	3.0E+05	10.0	10.0	8.0	3.3	42.0	62.6	89.9	75.6
ABP-SEB10-E2	1.200	-20.2	3.5E+05	10.0	10.0	8.0	3.2	42.0	64.6	83.3	70.4
ABP-SEB10-E6	1.200	-20.0	3.5E+05	10.0	10.0	8.0	3.2	42.0	54.6	64.6	55.5
ABP-SEB10-H7	1.200	-20.3	3.4E+05	10.0	10.0	8.0	3.2	42.0	65.1	96.4	80.7
ABP-SEB10-K1	1.200	-20.4	2.7E+05	10.0	10.0	8.0	3.2	42.0	59.1	75.5	64.1
ABP-SEB10-L3	1.200	-20.2	3.4E+05	10.0	10.0	8.0	3.2	42.0	58.0	72.1	61.4
ABP-SEB10-L6	1.200	-20.4	3.7E+05	10.0	10.0	7.8	3.2	42.0	53.0	66.7	57.1
ABP-SEB10-L11	1.200	-20.0	3.4E+05	10.0	10.0	8.0	3.1	42.0	57.1	68.5	58.5
ABP-SEB10-M8	1.200	-20.1	3.6E+05	10.0	10.0	7.9	3.2	42.0	65.0	92.7	77.8
ABP-SEB10-M14	1.200	-20.4	3.7E+05	10.0	10.0	7.9	3.2	42.0	63.9	80.2	67.8
ABP-SEB10-N4	1.200	-20.3	3.4E+05	10.0	10.0	8.0	3.2	42.0	66.5	110.9	92.3
ABP-SEB10-N10	1.200	-19.9	3.1E+05	10.0	10.0	8.0	3.3	42.0	64.6	93.6	78.5
Mittel		-20.2	3.4E+05	10.0	10.0	8.0	3.2	42.0	61.0	81.8	69.1
σ			2.8E+04	0.0	0.0	0.1	0.1	0.0	5.0	14.9	11.8
Anzahl		**14**									
(5.5)-Tnom=-10°C SEB10 (PSW,IWM)											
ABP-SEB10-A13	1.200	-10.4	3.5E+05	10.0	10.0	8.0	3.2	42.0	66.1	107.0	89.2
ABP-SEB10-G1	1.200	-10.0	3.1E+05	10.0	10.0	8.0	3.2	42.0	65.1	144.5	119.0
ABP-SEB10-G4	1.200	-10.3	3.5E+05	10.0	10.0	8.0	3.4	42.0	65.8	142.6	117.5
ABP-SEB10-G9	1.200	-10.0	3.5E+05	10.0	10.0	8.0	3.3	42.0	63.5	117.7	97.6
ABP-SEB10-G12	1.200	-9.9	3.7E+05	10.0	10.0	7.9	3.3	42.0	63.8	116.5	96.7
ABP-SEB10-H10	1.200	-9.8	3.0E+05	10.0	10.0	8.0	3.1	42.0	65.8	106.2	88.5
ABP-SEB10-K4	1.200	-9.9	3.5E+05	10.0	10.0	8.0	3.3	42.0	63.7	115.1	95.7
ABP-SEB10-K15	1.200	-10.4	3.6E+05	10.0	10.0	8.0	3.2	42.0	66.0	102.1	85.3
ABP-SEB10-M6	1.200	-9.8	3.2E+05	10.0	10.0	8.0	3.2	42.0	65.2	98.2	82.2
ABP-SEB10-N7	1.200	-10.4	3.6E+05	10.0	10.0	8.0	3.2	42.0	61.6	72.1	61.4
Mittel		-10.1	3.4E+05	10.0	10.0	8.0	3.2	42.0	64.7	112.2	93.3
σ			2.2E+04	0.0	0.0	0.0	0.1	0.0	1.5	21.1	16.8
Anzahl		**10**									
(3.2)-Tnom=-20°C SEB10 (SZM500,IWM)											
ABP-SEB10-A2	0.006	-20.0	1.5E+03	10.0	10.0	8.0	3.4	42.0	58.4	133.1	110.0
ABP-SEB10-A6	0.006	-20.0	1.2E+03	10.0	10.0	8.0	3.2	42.0	65.6	161.6	132.6
ABP-SEB10-A9	0.006	-20.0	1.6E+03	10.0	10.0	8.1	3.2	42.0	64.6	161.6	132.6
ABP-SEB10-B3	0.006	-20.0	1.5E+03	10.0	10.0	8.0	3.2	42.0	67.2	162.5	133.3
ABP-SEB10-D1	0.006	-20.0	1.5E+03	10.0	10.0	8.1	3.3	42.0	66.3	161.2	132.2
ABP-SEB10-E15	0.006	-20.0	1.6E+03	10.0	10.0	8.0	3.2	42.0	61.7	161.8	132.7
ABP-SEB10-H3	0.006	-20.0	1.4E+03	10.0	10.0	8.0	3.3	42.0	61.7	138.2	114.0
ABP-SEB10-K8	0.006	-20.0	1.5E+03	10.0	10.0	8.0	3.3	42.0	61.1	137.4	113.3
ABP-SEB10-L8	0.006	-20.0	1.5E+03	10.0	10.0	8.1	3.4	42.0	62.1	152.5	125.4
ABP-SEB10-M5	0.006	-20.0	1.5E+03	10.0	10.0	8.1	3.5	42.0	68.6	158.6	130.2
ABP-SEB10-M9	0.006	-20.0	1.4E+03	10.0	10.0	8.0	3.4	42.0	63.3	159.9	131.3
ABP-SEB10-N11	0.006	-20.0	1.7E+03	10.0	10.0	8.2	3.4	42.0	65.5	159.5	130.9
Mittel		-20.0	1.5E+03	10.0	10.0	8.1	3.3	42.0	63.8	154.0	126.6
σ			1.3E+02	0.0	0.0	0.1	0.1	0.0	3.0	11.1	8.8
Anzahl		**12**									

(6.3)-Tnom=-20°C SEB10 (SZM500,IWM)											
ABP-SEB10-B7	6	-19.4	1.4E+06	10.0	10.0	8.1	3.4	42.0	54.2	80.4	68.0
ABP-SEB10-B15	6	-19.4	1.6E+06	10.0	10.0	8.0	3.4	42.0	57.3	74.1	63.0
ABP-SEB10-D8	6	-20.1	1.9E+06	10.0	10.0	8.2	3.5	42.0	65.9	107.0	89.2
ABP-SEB10-E7	6	-20.0	2.7E+06	10.0	10.0	8.0	3.1	42.0	54.5	54.5	47.4
ABP-SEB10-H2	6	-20.1	8.8E+05	10.0	10.0	8.0	3.3	42.0	50.7	72.2	61.5
ABP-SEB10-K5	6	-20.2	2.6E+06	10.0	10.0	8.2	3.4	42.0	63.3	96.3	80.6
Mittel		-19.9	1.9E+06	10.0	10.0	8.1	3.3	42.0	57.7	80.7	68.3
σ			7.0E+05	0.0	0.0	0.1	0.1	0.0	5.8	18.6	14.8
Anzahl		**6**									
(5.5)-Tnom=0°C SEB40 (SZM500,IWM)											
ABP-SEB40-02	2.5	0.0	3.2E+05	40.1	19.9	15.9	12.5	160.0	104.8	120.4	114.8
ABP-SEB40-10	2.5	0.0	3.2E+05	40.1	19.9	15.9	12.7	160.0	107.8	128.1	122.1
ABP-SEB40-22	2.5	0.1	3.4E+05	40.0	19.9	15.9	12.3	160.0	113.2	140.8	134.0
ABP-SEB40-27	2.5	0.3	3.2E+05	40.1	19.9	15.9	12.5	160.0	112.1	136.5	130.0
ABP-SEB40-57	2.5	0.1	3.1E+05	40.2	20.0	16.0	12.5	160.0	108.0	126.0	120.2
ABP-SEB40-74	2.5	-0.1	3.7E+05	40.1	20.0	16.0	12.7	160.0	111.7	133.6	127.4
ABP-SEB40-83	2.5	0.2	3.1E+05	40.1	20.0	16.0	12.7	160.0	98.7	108.8	104.0
ABP-SEB40-86	2.5	0.1	3.1E+05	40.1	20.0	16.0	12.5	160.0	123.0	150.7	143.6
ABP-SEB40-88	2.5	0.0	3.1E+05	40.1	20.0	16.0	12.8	160.0	96.0	107.0	102.3
ABP-SEB40-96	2.5	0.0	3.1E+05	40.1	20.0	16.0	12.7	160.0	111.2	136.7	130.4
ABP-SEB40-99	2.5	0.0	2.9E+05	40.1	20.0	16.0	12.9	160.0	90.5	90.5	86.6
ABP-SEB40-107	2.5	0.3	3.5E+05	40.0	20.0	16.0	12.7	160.0	107.9	123.1	117.5
Mittel		0.1	3.2E+05	40.1	20.0	16.0	12.6	160.0	107.1	125.2	119.4
σ			2.1E+04	0.0	0.1	0.1	0.2	0.0	8.7	16.7	15.8
Anzahl		**12**									
(5.6)-Tnom=20°C SEB40 (SZM500,IWM)											
ABP-SEB40-05	2.5	20.0	4.3E+05	40.2	19.9	15.9	12.6	160.0	122.6	217.4	206.4
ABP-SEB40-14	2.5	20.0	3.5E+05	40.1	19.9	15.9	12.6	160.0	122.8	192.3	182.6
ABP-SEB40-20	2.5	20.1	3.9E+05	40.0	19.9	15.9	12.7	160.0	121.5	184.9	175.7
ABP-SEB40-28	2.5	19.9	4.1E+05	40.1	19.9	15.9	12.6	160.0	126.8	214.4	203.6
ABP-SEB40-32	2.5	20.0	3.1E+05	40.1	20.0	16.0	12.6	160.0	126.7	173.8	165.4
ABP-SEB40-40	2.5	20.0	3.9E+05	40.0	20.0	16.0	12.6	160.0	126.1	194.8	185.3
ABP-SEB40-44	2.5	19.9	4.1E+05	40.0	20.0	16.0	12.6	160.0	122.4	189.7	180.4
ABP-SEB40-51	2.5	20.1	3.4E+05	40.1	20.0	16.0	12.6	160.0	128.8	180.7	171.9
ABP-SEB40-55	2.5	19.9	3.2E+05	40.1	20.0	16.0	12.5	160.0	124.3	163.1	155.3
ABP-SEB40-70	2.5	20.1	3.8E+05	40.1	20.0	16.0	12.6	160.0	115.9	223.7	212.6
ABP-SEB40-73	2.5	20.1	3.2E+05	40.1	20.0	16.0	12.6	160.0	126.4	160.5	152.9
ABP-SEB40-104	2.5	20.0	3.6E+05	40.1	20.0	16.0	12.7	160.0	119.7	224.0	213.0
Mittel		20.0	3.7E+05	40.1	19.9	16.0	12.6	160.0	123.7	193.3	183.8
σ			4.1E+04	0.0	0.1	0.0	0.1	0.0	3.6	22.4	21.1
Anzahl		**12**									
(4.2)-Tnom=-20°C SEB40 (SZM500,IWM)											
ABP-SEB40-54	0.25	-20.0	1.6E+04	40.2	20.0	15.7	12.4	160.0	94.5	103.7	99.2
ABP-SEB40-69	0.25	-19.7	1.6E+04	40.1	20.1	15.8	12.6	160.0	94.0	103.8	99.3
ABP-SEB40-75	0.25	-19.9	1.7E+04	40.2	20.0	15.7	12.8	160.0	99.1	110.8	105.9
ABP-SEB40-77	0.25	-19.7	1.6E+04	40.2	20.0	16.1	12.6	160.0	88.9	95.0	91.0
ABP-SEB40-85	0.25	-19.8	1.6E+04	40.1	20.0	16.0	12.6	160.0	79.2	86.3	82.7
ABP-SEB40-92	0.25	-19.9	1.7E+04	40.1	20.1	15.7	12.7	160.0	98.3	114.2	109.1
ABP-SEB40-97	0.25	-19.7	1.6E+04	40.2	20.1	15.7	12.6	160.0	109.0	135.3	129.2
ABP-SEB40-102	0.25	-19.9	1.6E+04	40.1	20.1	15.9	12.6	160.0	87.5	94.7	90.7
ABP-SEB40-106	0.25	-19.9	1.6E+04	40.1	20.1	15.9	12.8	160.0	91.4	97.0	92.9
ABP-SEB40-112	0.00	-20.0	1.6E+04	40.1	20.1	15.8	12.8	160.0	112.5	139.9	133.5
Mittel		-19.9	1.6E+04	40.1	20.0	15.8	12.7	160.0	95.4	108.1	103.3
σ			3.9E+02	0.0	0.0	0.1	0.1	0.0	9.9	17.6	16.6
Anzahl		**10**									

(4.2)-Tnom=0°C SEB40 (SZM500,IWM)											
ABP-SEB40-01	0.25	0.0	1.7E+04	40.1	19.9	15.8	12.6	160.0	115.5	159.7	152.0
ABP-SEB40-11	0.25	0.2	1.6E+04	40.2	19.9	16.1	12.6	160.0	106.2	124.9	119.1
ABP-SEB40-36	0.25	0.1	1.4E+04	40.1	20.0	16.1	12.5	160.0	111.9	138.3	131.9
ABP-SEB40-37	0.25	0.1	1.8E+04	40.1	20.0	16.1	12.5	160.0	119.4	177.1	168.6
ABP-SEB40-53	0.25	0.3	1.5E+04	40.2	20.0	15.8	12.4	160.0	107.0	124.7	119.0
ABP-SEB40-59	0.25	0.1	1.8E+04	40.2	20.0	16.1	12.6	160.0	119.4	180.5	171.8
ABP-SEB40-89	0.25	0.1	1.7E+04	40.1	20.1	16.0	12.6	160.0	113.4	151.2	144.2
ABP-SEB40-95	0.25	0.4	1.5E+04	40.1	20.1	16.0	12.7	160.0	108.2	142.5	136.0
ABP-SEB40-109	0.25	0.1	1.7E+04	40.1	20.1	16.1	12.6	160.0	109.6	138.3	132.0
Mittel		0.2	1.6E+04	40.1	20.0	16.0	12.6	160.0	112.3	148.6	141.6
σ			1.2E+03	0.1	0.1	0.1	0.1	0.0	5.0	20.4	19.3
Anzahl		**9**									
(4.2)-Tnom=20°C SEB40 (SZM500,IWM)											
ABP-SEB40-07	0.25	19.9	1.5E+04	40.2	19.9	16.2	12.6	160.0	120.3	259.9	246.6
ABP-SEB40-19	0.25	20.0	1.5E+04	40.1	19.9	16.4	12.7	160.0	118.0	253.6	240.7
ABP-SEB40-30	0.25	20.2	1.3E+04	40.2	19.9	16.3	12.4	160.0	119.7	274.7	260.6
ABP-SEB40-34	0.25	19.8	1.8E+04	40.0	20.0	16.2	12.7	160.0	124.8	326.9	310.2
ABP-SEB40-41	0.25	20.3	1.6E+04	40.1	20.0	16.0	12.5	160.0	119.1	244.4	232.2
ABP-SEB40-79	0.25	20.3	1.7E+04	40.2	20.1	16.0	12.8	160.0	121.5	251.7	239.3
ABP-SEB40-91	0.25	20.0	1.9E+04	40.1	20.1	16.0	12.7	160.0	122.1	310.3	294.8
ABP-SEB40-98	0.25	20.0	1.7E+04	40.1	20.0	16.1	13.0	160.0	115.2	284.9	270.5
ABP-SEB40-100	0.25	19.8	1.7E+04	40.1	20.1	16.1	12.6	160.0	126.8	328.9	312.4
ABP-SEB40-101	0.25	20.4	1.7E+04	40.2	20.1	16.1	12.6	160.0	119.9	272.7	259.2
Mittel		20.1	1.6E+04	40.1	20.0	16.2	12.7	160.0	120.7	280.8	266.7
σ			1.7E+03	0.1	0.1	0.1	0.1	0.0	3.3	31.2	29.6
Anzahl		**10**									
(3.4)-Tnom=0°C SEB40 (SZM500,IWM)											
ABP-SEB40-06	0.025	0.3	2.8E+03	40.2	19.9	15.9	12.3	160.0	104.6	154.8	147.3
ABP-SEB40-09	0.025	0.0	3.0E+03	40.1	19.9	15.9	12.3	160.0	108.5	196.8	186.9
ABP-SEB40-15	0.025	-0.1	2.9E+03	40.1	19.9	15.9	12.3	160.0	107.3	210.7	200.1
ABP-SEB40-21	0.025	0.1	2.8E+03	40.1	20.0	16.0	12.3	160.0	106.1	230.3	218.8
ABP-SEB40-26	0.025	0.2	2.0E+03	40.2	19.9	16.0	12.3	160.0	108.8	218.3	207.4
ABP-SEB40-33	0.025	0.2	2.7E+03	40.1	20.0	16.0	12.3	160.0	108.7	242.0	230.0
ABP-SEB40-56	0.025	0.1	2.7E+03	40.1	20.0	16.0	12.3	160.0	107.9	201.2	191.3
ABP-SEB40-62	0.025	-0.1	3.1E+03	40.1	20.0	16.0	12.3	160.0	109.6	245.4	233.1
ABP-SEB40-65	0.025	0.0	2.7E+03	40.1	20.0	16.0	12.0	160.0	104.7	236.2	224.5
ABP-SEB40-72	0.025	0.2	2.9E+03	40.1	20.0	16.0	12.3	160.0	104.0	193.2	183.8
ABP-SEB40-80	0.025	-0.1	2.6E+03	40.1	20.0	16.0	12.3	160.0	105.7	184.0	175.1
ABP-SEB40-81	0.025	0.1	3.1E+03	40.1	20.0	16.0	12.3	160.0	107.1	238.9	227.0
Mittel		0.1	2.8E+03	40.1	20.0	16.0	12.3	160.0	106.9	212.6	202.1
σ			2.9E+02	0.0	0.1	0.0	0.1	0.0	1.9	27.7	26.3
Anzahl		**12**									
(3.4)-Tnom=-40°C SEB40 (SZM500, IWM)											
ABP-SEB40-03	0.025	-41.6	2.6E+03	40.2	19.9	16.1	12.7	160.0	79.0	84.4	80.8
ABP-SEB40-08	0.025	-41.4	2.6E+03	40.2	19.9	16.1	12.8	160.0	102.4	108.8	103.9
ABP-SEB40-12	0.025	-40.3	2.2E+03	40.1	19.9	16.2	12.6	160.0	75.5	75.5	72.4
ABP-SEB40-16	0.025	-39.7	2.7E+03	40.2	19.9	16.1	12.5	160.0	71.7	71.7	68.9
ABP-SEB40-24	0.025	-40.7	2.7E+03	40.1	19.9	16.5	12.5	160.0	93.2	104.8	100.1
ABP-SEB40-25	0.025	-40.7	2.8E+03	40.1	19.9	16.2	12.8	160.0	79.3	85.7	82.1
ABP-SEB40-25	0.025	-40.4	2.5E+03	40.2	19.9	16.0	12.5	160.0	78.0	83.5	80.0
ABP-SEB40-46	0.025	-40.1	2.3E+03	40.2	20.0	16.0	12.5	160.0	70.8	70.8	68.0
ABP-SEB40-90	0.025	-39.7	2.2E+03	40.1	20.0	15.9	12.9	160.0	62.2	62.2	59.9
Mittel		-40.5	2.5E+03	40.2	19.9	16.1	12.6	160.0	79.1	83.0	79.6
σ			2.3E+02	0.0	0.1	0.2	0.1	0.0	12.1	15.5	14.6
Anzahl		**9**									

Teil C
Fraktografie

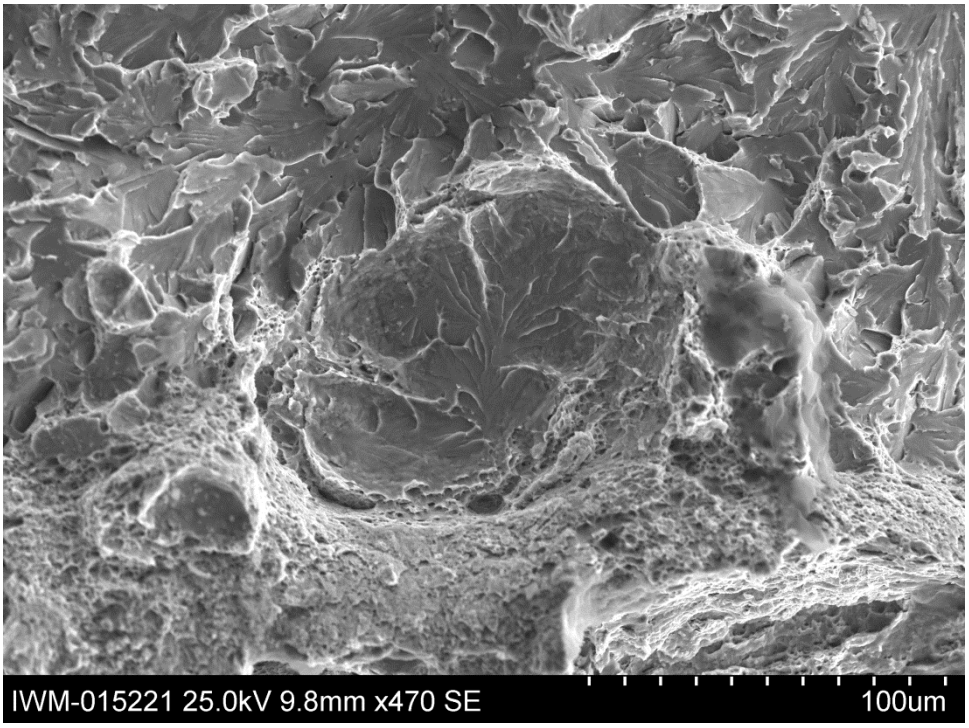


Bild 16-9

Spaltbruchinsel Probe ABP-80

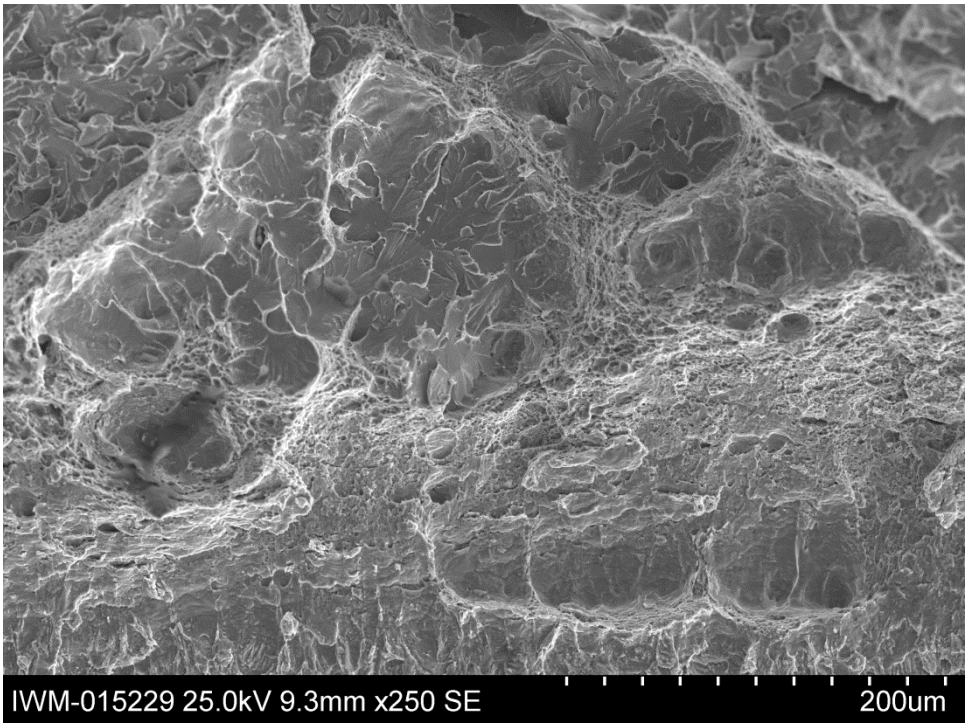


Bild 16-10

Spaltbruchinseln Probe ABP-72

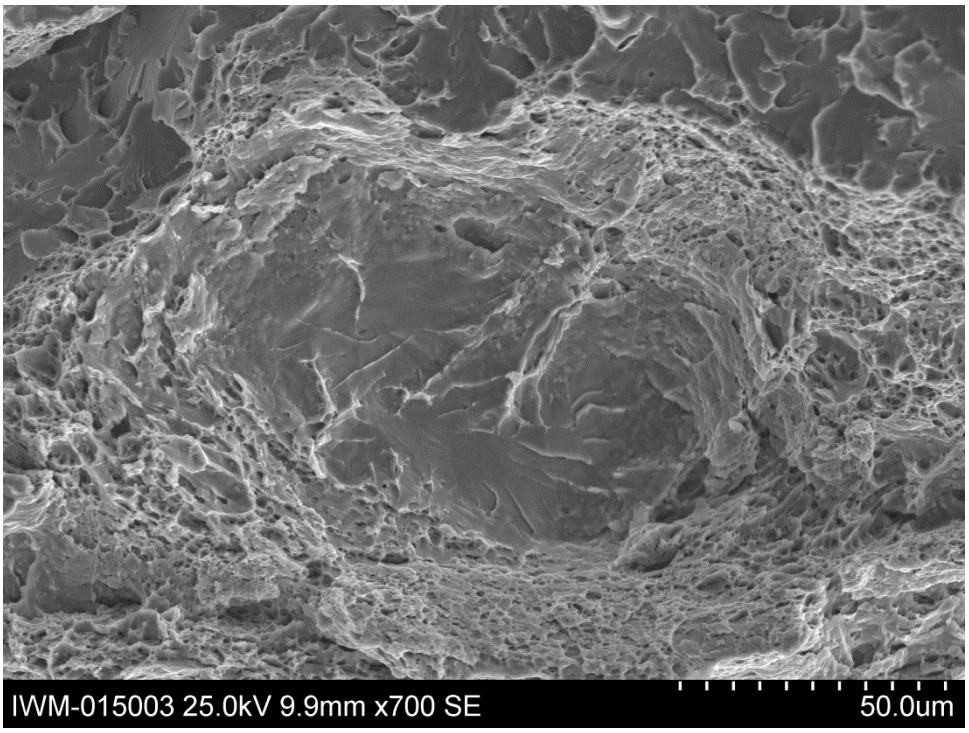


Bild 16-11

Spaltbruchinsel Probe ABP-20

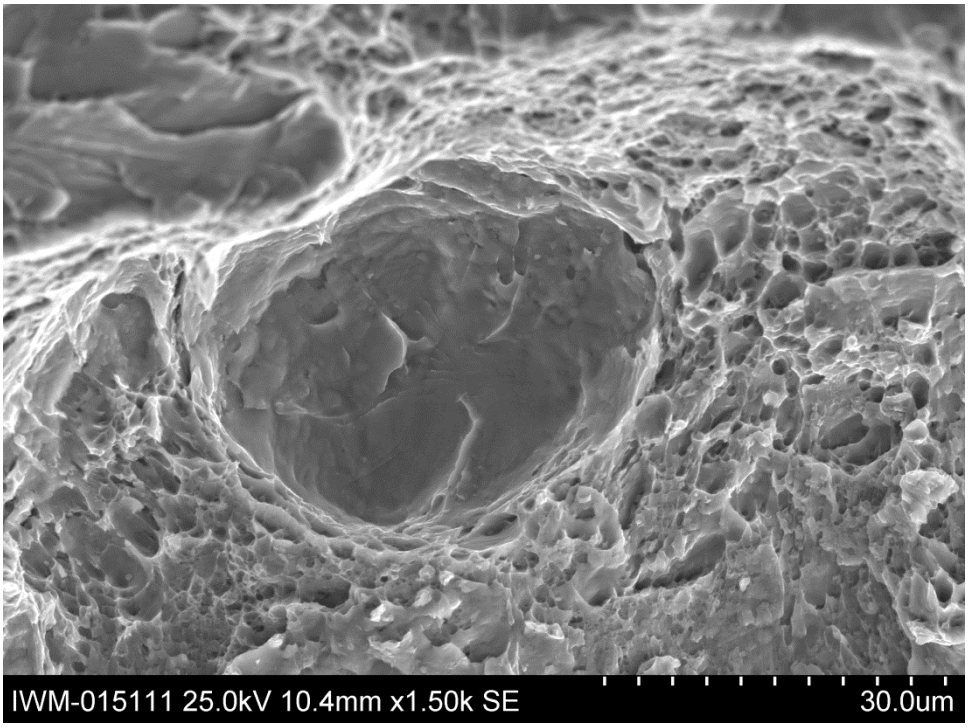


Bild 16-12

Spaltbruchinsel Probe TN1-20