

# **Bruchmechanische Bewertung von Rohrleitungskomponenten auf der Basis statistisch verteilter Werkstoffkennwerte**

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

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Peter Julisch, geboren in Stuttgart

Hauptberichter: Prof. Dr.-Ing. habil. Eberhard Roos

Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. Bernd Bertsche

Tag der mündlichen Prüfung: 10. März 2008

2007

Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart

## **Vorwort**

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart sowie am Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre (IMWF) der Universität Stuttgart.

Mein besonderer Dank gilt dem Direktor der MPA Universität Stuttgart Herrn Professor Dr.-Ing. habil. Eberhard Roos. Seine intensive Förderung und Unterstützung hat entscheidend zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen.

Herrn Professor Dr.-Ing. Bernd Bertsche danke ich sehr herzlich für die Übernahme des Mitberichts sowie Herrn Professor Dr.-Ing. Eberhard Göde für den Vorsitz bei der mündlichen Prüfung.

Bei meinen ehemaligen Kolleginnen und Kollegen der MPA Universität Stuttgart möchte ich mich für die angenehme und konstruktive Zusammenarbeit bedanken.

Nicht zuletzt danke ich auch meinen Eltern für die große Unterstützung während der Fertigstellung dieser Arbeit.

Die Untersuchungen im Rahmen dieser Arbeit wurden mit den Mitteln des Verbandes der Elektrizitätswirtschaft (VDEW) gefördert, wofür ich mich ebenfalls herzlich bedanke.

Ilfeld, März 2008

## INHALTSVERZEICHNIS

<b>FORMELSYMBOLE</b> .....	<b>5</b>
<b>ZUSAMMENFASSUNG</b> .....	<b>7</b>
<b>ABSTRACT</b> .....	<b>9</b>
<b>1 EINLEITUNG</b> .....	<b>11</b>
<b>2 PROBLEMSTELLUNG UND LÖSUNGSWEG</b> .....	<b>13</b>
<b>3 BRUCHBILDUNG UND BRUCHMECHANISCHE KONZEPTE</b> .....	<b>15</b>
3.1 Bruchbildungsmechanismen von Stählen .....	15
3.1.1 Bruch ferritischer Stähle in der Zähigkeitshochlage .....	15
3.1.2 Bruch ferritischer Stähle in der Zähigkeitstieflage .....	16
3.1.3 Bruch ferritischer Stähle im Übergangsbereich der Zähigkeit .....	16
3.1.4 Bruch austenitischer Stähle .....	17
3.2 Bruchmechanische Konzepte und Kennwertermittlung .....	18
3.2.1 Linear-elastische Bruchmechanik .....	18
3.2.2 Elastisch-plastische Bruchmechanik .....	18
3.2.3 Bruchmechanische Modelle im Übergangsbereich .....	20
3.2.4 Formale Überführung der J-Werte in K-Werte .....	21
3.2.5 Die Grenzlastmethode .....	22
3.2.6 Die R6-Methode .....	22
<b>4 WERKSTOFFE UND PROBEN</b> .....	<b>25</b>
4.1 Werkstoffkennwerte .....	25
4.1.1 Stückanalyse des Werkstoffs X10CrNiNb18-9 .....	25
4.1.2 Stückanalyse des Werkstoffs X10CrNiTi18-9 .....	25
4.1.3 Stückanalyse des Werkstoffs 10MnMoNi5-5 .....	26
4.1.4 Stückanalyse des Werkstoffs 22NiMoCr3-7 (MPA-Schmelze KS 01) .....	26
4.1.5 Stückanalyse des Werkstoffs 22NiMoCr3-7 (MPA-Schmelze KS 07) .....	27
4.1.6 Stückanalyse des Werkstoffs 17MoV8-4 .....	28

4.1.7	Anforderungen mechanisch-technologische Werkstoffkennwerte .....	28
4.2	Probengeometrie .....	29
4.3	Probenentnahme .....	29
<b>5</b>	<b>GRUNDLAGEN DER STATISTIK UND PROBABILISTIK.....</b>	<b>31</b>
5.1	Vorteil des probabilistischen Bewertungsansatzes .....	31
5.2	Statistische Maßzahlen.....	31
5.2.1	Der Erwartungswert .....	31
5.2.2	Die Standardabweichung .....	32
5.3	Statistische Verteilungsfunktionen.....	32
5.3.1	Die Normalverteilung .....	33
5.3.2	Die Lognormalverteilung .....	33
5.3.3	Die Weibullverteilung .....	34
5.4	$\chi^2$ -Test zur Bestimmung einer Wahrscheinlichkeitsverteilung .....	34
5.5	Die Monte-Carlo-Methode .....	35
5.6	Die Generierung von Zufallszahlen gemäß einer Wahrscheinlichkeitsverteilung .....	37
<b>6</b>	<b>STATISTISCHE UNTERSUCHUNG DER EINFLUSSGRÖSSEN.....</b>	<b>38</b>
6.1	Statistische Verteilung der Werkstoffkennwerte .....	38
6.1.1	Streckgrenze $R_e$ (bzw $R_{p0,2}$ ) .....	38
6.1.2	Zugfestigkeit $R_m$ .....	42
6.1.3	$J_I$ -Wert .....	45
6.1.4	$J_{Ic}$ -Wert .....	49
6.1.5	$K_{IJ}$ -Wert.....	51
6.1.6	$K_{Jc}$ -Wert .....	55
6.1.7	$K_{Jc}$ -Wert.....	57
6.1.8	$K_{IJ}$ -Wert des Übergangsgebiets .....	61
6.2	Statistische Maßzahlen der Werkstoffkennwerte .....	63

6.3	Richtungsabhängigkeit der wichtigsten Werkstoffkennwerte .....	65
6.4	Statistische Verteilung geometrischer Kennwerte .....	68
6.4.1	Außendurchmesser D der Versuchsrohre .....	68
6.4.2	Wanddicke t der Versuchsrohre .....	69
<b>7</b>	<b>UNTERSUCHUNG RISSBEHAFTETER VERSUCHSROHRE.....</b>	<b>71</b>
7.1	Auswahl und Beschreibung der untersuchten Versuchsrohre .....	71
7.2	Auslegung der fehlerfreien Rohre .....	72
7.3	Einflussgrößen der Berechnung der rissbehafteten Versuchsrohre .....	73
7.4	Vergleich von Experiment und deterministischer R6-Rechnung .....	73
7.5	Vergleich von deterministischer und probabilistischer R6-Rechnung mit der Monte-Carlo-Methode sowie der Auslegung gegen Fließen .....	74
7.6	Sensitivitätsanalyse der Initiierungswahrscheinlichkeit .....	76
7.6.1	Bewertungskriterium der Sensitivitätsanalyse .....	77
7.6.2	Sensitivitätsanalyse .....	78
<b>8</b>	<b>EINBINDUNG DER ZERSTÖRUNGSFREIEN WERKSTOFFPRÜFUNG IN DIE PROBABILISTISCHE BEURTEILUNG VON ROHRLEITUNGSKOMPONENTEN.....</b>	<b>81</b>
8.1	Erstellung von POD-Kurven in der ZfP .....	81
8.2	Auswahl des geeigneten ZfP-Verfahren durch die POD-Kurve .....	83
8.3	Auswahl des quantitativ besten Prüfverfahrens .....	85
<b>9</b>	<b>KORRELATIONEN ZUR BESTIMMUNG BRUCHMECHANISCHER WERKSTOFFKENNGRÖSSEN.....</b>	<b>86</b>
9.1	Korrelation von $J_I$ - und $J_{Ic}$ -Werten.....	86
9.2	Korrelation der $J_I$ - bzw. $J_{Ic}$ -Werte mit der Kerbschlagarbeit KV .....	90

9.3	Korrelation von $J_c$ -Wert, Kerbschlagarbeit KV und Zähigkeitkennwert .....	93
9.3.1	Bestimmung der Mittelwertfunktion für $J_c$ -Werte .....	94
9.3.2	Bestimmung der Mittelwertfunktion für $J_T$ -Werte .....	98
9.3.3	Beurteilung der Mittelwertkorrelationen.....	101
9.3.4	Bestimmung einer Funktion für die Standardabweichung der J-Werte .....	102
<b>10</b>	<b>LITERATUR .....</b>	<b>104</b>

**FORMELSYMBOLE**

a	mm	Risstiefe
$\alpha$	°	halber Risswinkel
A	%	Bruchdehnung
$A_I$	%	lokale Bruchdehnung (aus Z berechnet)
c	mm	halbe Risslänge
D	mm	Außendurchmesser einer Rohrleitungskomponente
E	MPa	Elastizitätsmodul
f	-	Dichtefunktion einer Wahrscheinlichkeitsverteilung
F	-	Wahrscheinlichkeitsfunktion (Integral der Dichte)
$F_k$	N	Plastische Grenzlast
$J_i$	N/mm	J-Wert bei Rissinitiierung (nach MPA)
$J_k$	N/mm	J-Wert bei Rissinitiierung (nach ASTM)
$K_{Ic}$	MPa m <sup>1/2</sup>	Bruchzähigkeit (Übergangsbereich)
$K_{IJ}$	MPa m <sup>1/2</sup>	Fiktive Bruchzähigkeit aus $J_i$ -Wert berechnet
$K_{Jk}$	MPa m <sup>1/2</sup>	Fiktive Bruchzähigkeit aus $J_k$ -Wert errechnet
$K_r'$	-	wirkender Spannungsintensitätsfaktor / Bruchzähigkeit
$K_r$	-	Koordinate der R6-Grenzkurve
KV	J	Kerbschlagarbeit (V-Kerbe)
$L_r'$	-	wirkende Last / Last bei Fließbeginn
$L_r$	-	Variable der R6-Grenzkurve
$M_b$	Nm	Biegemoment
$M_{bi}$	Nm	Biegemoment bei Initiierung
$M_{b,max}$	Nm	Biegemoment bei Fließbeginn für rissfreies Rohr
$\mu$		Erwartungswert
$\nu$	-	Querkontraktionszahl
P		Wahrscheinlichkeit
$P_d$	-	Detektionswahrscheinlichkeit des rissbehafteten Prüfabschnitts
$p_f$	-	Versagens- bzw. Initiierungswahrscheinlichkeit
$p_i$	bar (MPa)	Innendruck
$p_{\bar{u}}$	-	Überlebenswahrscheinlichkeit
POD	-	„Probability Of Detection“ eines ZiP-Verfahrens
$R_e$	MPa	Streckgrenze
$R_m$	MPa	Zugfestigkeit

$R_{p0,2}$	MPa	Ersatzstreckgrenze
$s, (s_X)$	(variabel)	Standardabweichung (von X)
$\sigma_{a,max}$	MPa	Maximale Axialspannung aus Innendruck und Biegung
$\sigma_{fl}$	MPa	Fließspannung
$\sigma_r$	MPa	Radialspannung
$\sigma_u$	MPa	Umfangsspannung
$t$	mm	Wanddicke einer Rohrleitungskomponente
$V_i$	-	Verstärkungsfaktor des i-ten Eingabeparameters
$X_i$	(variabel)	i-te Einflussgröße der R6-Rechnung
$\bar{X}$	(variabel)	Mittelwert von X
$Z$	-	Brucheinschnürung
ZF	(variabel)	Zielfunktion



## ZUSAMMENFASSUNG

Für sicherheitstechnisch relevante Bauteile ist zu gewährleisten, dass Versagen unter allen Bedingungen, auch bei Vorhandensein von Materialfehlern oder Rissen, sicher ausgeschlossen werden kann. Dazu sind zuverlässige bruchmechanische Berechnungsmethoden sowie zerstörungsfreie Prüfverfahren notwendig. Der Einsatz bruchmechanischer Berechnungsmethoden erfordert die vertrauenswürdige Kenntnis der Werkstoffkennwerte wie auch der Abmaße der geometrischen Verhältnisse des entsprechenden Bauteils. Um Informationen über die Lage und Geometrie eventuell vorhandener Risse zu bekommen, werden Methoden der zerstörungsfreien Werkstoffprüfung eingesetzt.

Das übergeordnete Ziel dieser Arbeit war es, die statistische Verteilungsfunktion der erforderlichen Werkstoffkennwerte bzw. geometrischen Abmessungen zu bestimmen und mit Hilfe von probabilistischen Methoden die Auswirkungen auf bruchmechanische Berechnungen darzustellen. Für die bruchmechanischen Berechnungen wurde die R6-Methode eingesetzt. Um die statistische Streuung der material- und geometriespezifischen Einflussgrößen für Bauteilberechnungen zu berücksichtigen, wurde die R6-Methode in einen Monte-Carlo-Algorithmus implementiert. Zur Validierung der Berechnungen wurden begleitende Bauteilversuche an Geradrohren mit Umfangsfehler an der Rohrinneenseite unter Innendruck und überlagerter äußerer Biegung durchgeführt. Die Bedeutung zerstörungsfreier Prüfmethoden für den Bewertungsprozess soll in diesem Zusammenhang dargestellt werden.

Zunächst wurden umfangreiche empirische Untersuchungen zur statistischen Verteilung von werkstoffmechanischen Kennwerten mit Relevanz für bruchmechanische Untersuchungen einiger ausgesuchter Stähle vorgenommen. Teilweise wurden ergänzend die geometrischen Abmaßen von Rohrleitungskomponenten statistisch erfasst. Jeder Einflussgröße der bruchmechanischen Berechnung wurde so eine experimentell, systematisch bestätigte statistische Verteilung zugeordnet. In den meisten Fällen stimmte diese mit einer allgemeinen Empfehlung aus der Literatur überein.

Mit Hilfe der für das R6-Verfahren benötigten Einflussgrößen wurden die Rissinitiierungsbiegemomente von 15 ausgewählten austenitischen Geradrohren mit Umfangsrisse unter Innendruck und überlagerter äußerer Biegung deterministisch berechnet

und mit den experimentell ermittelten Lasten verglichen, um so die Genauigkeit in Bezug auf die vorliegenden Geradrohre zu testen. Es ergaben sich teilweise merkliche Abweichungen. Bei einer großen Anzahl von Vorhersagen wird das Versuchsergebnis ungefähr so häufig über- wie unterschätzt. In guter Näherung ist die rechnerische Vorhersage des Initiierungsmomentes jedoch erwartungstreu.

Es wurden Sensitivitätsanalysen unter Berücksichtigung der Streuung der jeweiligen Einflussgrößen durchgeführt, um die Auswirkung auf die Initiierungswahrscheinlichkeit darzustellen. Von den Werkstoffkennwerten hat die Streckgrenze vor dem  $K_U$ -Wert und der Zugfestigkeit den größten Einfluss. Bei den geometrischen Einflussgrößen wirkt sich die Wanddicke sensitiver als der Durchmesser aus. Die Rissinitiierungswahrscheinlichkeit nimmt stark mit steigender Fehlerlänge und Fehlertiefe zu. Die Fehlertiefe ist sensitiver als die Fehlerlänge.

Die zerstörungsfreie Prüfung wurde anhand von mehreren Ultraschallverfahren durchgeführt. Es wurden Fehlerdetektionsraten (POD-Kurven) mit Hilfe von Arbeitsproben erstellt. Die POD-Kurven wurden für die Bewertung einer Auswahl der 15 Geradrohre verwendet, um auf diese Weise Aussagen über die Leistungsfähigkeit der Verfahren zu machen. Eine allgemeine Empfehlung zur Auswahl und Beurteilung des für einen bestimmten Anwendungsfall optimalen ZfP-Verfahrens war im Rahmen der Arbeit nicht darstellbar, an einigen Anwendungsfällen konnten jedoch wichtige Teilaspekte diskutiert werden.

Ergänzend dazu wurden im Rahmen dieser Arbeit Korrelationen zwischen verschiedenen bruchmechanischen Kennwerten untereinander sowie zwischen Kennwerten der Bruchmechanik, des Zug- und des Kerbschlagbiegeversuchs ermittelt. Die in der Regel aufwändig zu ermittelnden bruchmechanischen Werkstoffkennwerte sollten durch einfacher zu bestimmende Kennwerte aus dem Zugversuch bzw. dem Kerbschlagbiegeversuch abgeschätzt werden. Es konnte über eine detaillierte Auswertung umfangreicher Versuchsserien gezeigt werden, in welcher Weise die  $J_I$ -Werte mit den  $J_{Ic}$ -Werten korrelieren. Für niedriglegierte Stähle war es möglich, eine sehr gute Vorhersage der  $J_I$  sowie der  $J_{Ic}$ -Werte aus der Kerbschlagarbeit und der lokalen Bruchdehnung zu erhalten.

## ABSTRACT

Safety-relevant components have to be properly protected against failure by all means, even in the presence of material failures or cracks. Therefore, reliable fracture mechanics methods as well as non-destructive testing procedures (NDT) are required. Using methods of fracture mechanics confidential knowledge of material properties and geometry dimensions of the considered component are required alike. Methodes of NDT provide information about actual crack size and geometry.

The overall objective of this thesis was to determine the statistical distribution of the required material properties and dimensions and supported by methods of probabilistic calculus to view the influence on calculations of fracture mechanics. For calculations of fracture mechanics the R6-method was used. To take into account the statistical scattering of either material and geometry, the R6-method has been supported by a Monte-Carlo module. In order to corroborate these calculations, they have been attended by component tests on straight pipes under internal pressure and superimposed external bending moment. As a result of the tests, among others, it was planned to state minimum demands on non destructive testing methods. Another issue in this context is to show in how far interaction between NDT and fracture mechanics is actually possible.

In a first step extensive empirical investigations have been conducted in order to assign all material properties of selected steels relevant to be used in methods of fracture mechanics a statistical distribution. In parts statistical tests of component dimensions have additionally been carried out. Thus every parameter of fracture mechanics calculus has been classified in terms of statistical distributions. In most cases these distributions match a recommendation from literature.

Based on the required parameters bending moments for crack initiation of 15 selected straight austenitic pipes with circumferential flaws under internal pressure und superimposed external bending moment have been calculated and compared with the results of experimental tests in order to test the quality of R6-predictions with respect to the examined pipes. In some cases there where obvious discrepancies but anyhow it could be shown that the calculated moments were approximately unbiased.

Taking into account the scattering of each parameter, sensitivity studies on the probability of initiation have been performed. It was shown which parameters are significantly correlated with the probability of initiation and which ones can be considered to be constant, as they don't have dominant influence. Considering the material properties only, the yield stress has the most dominant influence followed by the  $K_{II}$ -value and the tensile strength. When comparing the geometrical parameters, the wall thickness appears to be more sensitive on the probability of initiation than the outer diameter of the pipes. The Crack depth is more sensitive than the crack length.

Non destructive testings were conducted by a couple of ultrasonic testing methods. Due to test coupons, POD-diagrams have been created which were used in the evaluation of some of the straight pipes in order to quantify the efficiency of the ultrasonic testing methods. A general recommendation of how to select the best method of investigation in a special testing situation could not be given within the thesis, however it was possible to discuss some important aspects.

Another objective of this thesis was to examine in how far correlations exist between the different material properties of fracture mechanics and between material properties of fracture mechanics, tensile testing and charpy impact testing. The purpose was to estimate material properties of fracture mechanics by means of those from charpy impact tests and tensile tests which can be determined by far less effort. Concerning low-alloyed steels, a promising correlation between the  $J_I$  - as well as the  $J_{IC}$  - values on the one side and the charpy energy and the local contraction at fracture on the other side, could be proved.

## 1 EINLEITUNG

Sicherheitstechnisch relevante Komponenten müssen gegen unterschiedliche Betriebs- und Störfallbedingungen ausgelegt werden, die meist hohe Drücke, extreme Temperaturen und Korrosion, einzeln oder kombiniert einschließen. Als Beispiele können der Reaktordruckbehälter und die Hauptkühlmittelleitungen in Kernkraftwerken genannt werden. Auch in der chemischen Verfahrenstechnik, wo kritische Medien unter extremen Bedingungen in Druckbehältern, Armaturen und Rohrleitungen verarbeitet, gelagert und transportiert werden müssen, treten vergleichbare sicherheitstechnische Problemstellungen auf.

Die Komponenten dieser Systeme müssen verschiedenen Betriebs-, Stör- und Notfallbedingungen standhalten. Außer einem hohen Grad an Verfügbarkeit muss dabei ein Höchstmaß an Sicherheit gewährleistet sein, um weder Mensch noch Umwelt zu gefährden. Höhe und Art der Beanspruchung sowie Werkstoffeigenschaften sind so aufeinander abzustimmen, dass katastrophales Versagen im Rahmen der geforderten Lebensdauer nach menschlichem Ermessen ausgeschlossen werden kann [1], [2]. Um Versagen zu vermeiden, sind qualitätssichernde Vorkehrungen zu treffen, wobei die Verwirklichung dieses Ziels von der Auswahl und Verarbeitung des Werkstoffs, der rechnerischen Auslegung der Bauteile wie auch der Überwachung durch zerstörungsfreie Prüfmethode ([3], [4], [5] und [6]) abhängig ist.

Für die Festigkeitsauslegung integrierender Komponenten kann auf einschlägige Regelwerke zurückgegriffen werden, in denen meist spannungsbasierte Konzepte vorgegeben sind, z. B. [7]. Sämtliche derartige Auslegungen erfolgen konservativ und mit teilweise hohen Sicherheitsbeiwerten. Aus diesem Grund resultieren daraus in der Regel auch keine sicherheitstechnischen Probleme.

Eine ganz andere Situation liegt vor, wenn Fehler oder Risse an Komponenten entweder herstellungsbedingt bei der Fertigung oder aber im späteren Betrieb beispielsweise infolge Ermüdung bzw. Korrosion entstehen. Neben unterstellten Problemen der Zuverlässigkeit und Genauigkeit der eingesetzten zerstörungsfreien Prüfverfahren stellt sich jetzt auch die Frage nach Berechnungsmethoden, die ein schadhaftes Bauteil zugrunde legen. In der Praxis sind meist Risse diejenigen mechanischen Fehler, von denen die größte Gefahr für die Komponenten ausgeht. Zu

ihrer Quantifizierung in der Festigkeitsberechnung kann auf eingeführte linear-elastische oder teilplastische bruchmechanische Berechnungsmethoden zurückgegriffen werden.

## 2 PROBLEMSTELLUNG UND LÖSUNGSWEG

Die Anwendung bruchmechanischer Berechnungsmethoden erfolgte in der Vergangenheit vorwiegend deterministisch. Bei diesen Methoden wird eine Aussage getroffen, ob ein rissbehaftetes Bauteil einer vorgegebenen Belastung standhält oder nicht. Es kann dabei sowohl gegen Bruch als auch nur gegen die Initiierung eines Risses gerechnet werden. Die Sicherheit wird durch einen hinreichend groß gewählten Sicherheitsfaktor gewährleistet. Der Nachteil dieser Vorgehensweise ist, dass das Bauteil zwar sicher, aber nicht immer wirtschaftlich ausgelegt werden kann, da nicht genau bekannt ist, wie groß die Unsicherheiten der Materialkennwerte, der geometrischen Abmessungen sowie der Belastungen aufgrund von Streuung sind und wie stark sie sich auf die Berechnung auswirken. Eine Quantifizierung dieser Unsicherheiten ist daher sinnvoll, um genauere Aussagen bezüglich des Bauteilversagens machen zu können.

In dieser Arbeit sollen bruchmechanische Basisuntersuchungen daher unter Berücksichtigung statistischer Aspekte durchgeführt werden. Dazu sind zahlreiche einfach durchführbare Versuche geeignet. Zu diesem Zweck werden 15 Geradrohre mit Umfangsriss unter Innendruck und überlagertem Biegemoment unter statistischer Berücksichtigung der Streuung der Einflussgrößen ausgewählt. Es wird zunächst bestimmt, welcher statistischen Verteilung die essentiellen Einflussgrößen unterliegen. Besonders ausführlich werden sämtliche erforderliche Werkstoffkennwerte untersucht; die Belastungen werden dagegen als konstant angenommen, da sie häufig entweder nur wenig streuen, oder ihre Streuung sehr schwer zu quantifizieren ist. Sensitivitätsstudien bezüglich der rechnerischen Vorhersage der Rissinitiierung sollen zeigen, die Streuung welcher Einflussgrößen die Berechnung am stärksten beeinträchtigen. Die Ergebnisse werden mit deterministischen Berechnungsergebnissen sowie mit Experimenten, die an der MPA Stuttgart durchgeführt wurden, verglichen, um die Aussagekraft einer probabilistischen Berechnung darzustellen.

Da ein Riss in der Praxis durch zerstörungsfreie Prüfung zunächst lokalisiert und bezüglich seiner Größe beurteilt werden muss, bevor eine bruchmechanische Festigkeitsrechnung erfolgen kann, soll auch diese Beurteilung bei der probabilistischen Betrachtung berücksichtigt werden. Verschiedene Ultraschallverfahren werden be-

züglich ihrer Auffindwahrscheinlichkeit (POD-Kurve) verglichen und an konkreten Beispielen beurteilt.

Abschließend wird ein Verfahren vorgestellt, wie die spezifischen Materialkenngrößen der Bruchmechanik anhand von einfacher bestimmbarer Materialkenngrößen aus dem Zugversuch und dem Kerbschlagbiegeversuch anhand eines werkstoffmechanischen Modells bestimmt werden können.



### **3 BRUCHBILDUNG UND BRUCHMECHANISCHE KONZEPTE**

Ausgangspunkt bruchmechanischer Betrachtungen und Berechnungen war ursprünglich das linearelastische Verhalten weitgehend spröder ferritischer Stähle. Später wurden die Anwendungen durch die Konzepte der elastisch-plastischen Bruchmechanik auf die Beurteilung von Ferriten mit teilplastischem Werkstoffverhalten erweitert.

In umfangreichen Versuchsserien (z. B. in [8]) wurde nachgewiesen, dass mit den eingeführten elastisch-plastischen bruchmechanischen Methoden auch Integritätsnachweise zum Trag-, Verformungs- und Bruchverhalten von Bauteilen aus austenitischen Werkstoffen zuverlässig erbracht und somit ein geschlossenes Sicherheitskonzept formuliert werden kann.

#### **3.1 Bruchbildungsmechanismen von Stählen**

##### **3.1.1 Bruch ferritischer Stähle in der Zähigkeitshochlage**

Bei Überschreiten einer bestimmten Temperatur erreichen ferritische Stähle ihre maximale Zähigkeit, die auch bei weiterer Temperaturzunahme nicht mehr steigt. Dieser Temperaturbereich wird als Zähigkeitshochlage bezeichnet.

Bei der Belastung in der Zähigkeitshochlage kommt es mit zunehmender Beanspruchung zur Plastifizierung durch das Abgleiten von Versetzungen aufgrund von Schubspannungen. Eine Abstumpfung der Riss Spitze ("blunting", Ausbildung einer "stretched zone") ist die Folge. Verbunden mit diesem Vorgang entstehen Hohlräume an mikroskopischen Fehlstellen wie z. B. Einschlüssen, Partikeln im hoch beanspruchten Werkstoffvolumen unmittelbar vor der Riss Spitze. Dieser Prozess setzt sich bei weiterer Belastungssteigerung fort, bis ein werkstoff- und temperaturabhängiges Verformungsmaß an der Riss Spitze erreicht ist und ein Zusammenwachsen der ursprünglichen Riss Spitze mit den ersten Hohlräumen im Ligament eintritt. Dieser Zeitpunkt des Versagensablaufs charakterisiert die Phase der Risseinleitung bzw. Rissinitiierung. Eine weitere Beanspruchungssteigerung führt zu einem langsamen Weiterreißen (stabile Rissausbreitung), gekennzeichnet durch die Bildung und das Zusammenwachsen neuer Hohlräume im Bereich der aktuellen Riss Spitze. In der letzten Phase, der instabilen Rissausbreitung, die durch nochmalige Steigerung der Last eingeleitet wird, bricht das noch vorhandene Ligament spontan.

Bei makroskopischer Betrachtung entsteht im Temperaturbereich der Zähigkeitshochlage ein typischer Verformungsbruch. Dieser ist durch makroskopisch sichtbare Deformationen des Werkstoffs gekennzeichnet. Die Bruchfläche ist matt und weist eine Wabenstruktur auf.

### **3.1.2 Bruch ferritischer Stähle in der Zähigkeitstieflage**

Bei Unterschreitung einer werkstoffspezifischen Temperatur weist ein Bruchvorgang bei ferritischen Stählen die Charakteristik der Zähigkeitstieflage auf. Die plastischen Verformungseigenschaften des Werkstoffs sind in der Zähigkeitstieflage stark eingeschränkt. Es kann dennoch unter diesen Bedingungen eine geringe plastische Zone im unmittelbaren Rissspitzenbereich (stretched zone) entstehen, die jedoch gegenüber den Probenabmessungen als vernachlässigbar gering eingestuft wird. Nach weitgehend linearelastischem Verlauf der Prüfkraft über der Rissöffnung kommt es zur spontanen Instabilität (Spröbruch) der Probe, sobald eine charakteristische Grenzbeanspruchung erreicht wird. Im Bereich der Zähigkeitstieflage führt also die Rissinitiierung zur sofortigen Instabilität.

Der Spröbruch ist makroskopisch verformungslos. Die Bruchfläche ist kristallin glänzend. Der Bruch wird auch als Trennbruch bezeichnet, da er senkrecht zur größten Normalspannung verläuft. Der Bruchverlauf kann sowohl trans- als auch interkristallin verlaufen.

### **3.1.3 Bruch ferritischer Stähle im Übergangsbereich der Zähigkeit**

Als Übergangsbereich der Zähigkeit wird in Bezug auf ferritische Stähle der Temperaturbereich zwischen dem Hochlagenbereich und dem Tieflagenbereich bezeichnet.

Es laufen die beschriebenen Vorgänge der Zähigkeitshochlage prinzipiell in derselben Weise ab, nur dass die maximale Verformung an der Rissspitze, bei der Rissinitiierung entsteht, kleiner ist. Der Betrag an stabiler Risserweiterung zwischen Risserweiterung und Maximallast wird mit abnehmender Temperatur ebenfalls geringer. Verursacht durch die temperaturbedingte Änderung der Plastizität des Werkstoffs ist eine Spannungsumlagerung durch Fließen immer weniger ausgeprägt. Hohe Mehrachsigsiggrade des Spannungszustandes werden nicht mehr abgebaut. Das Umschlagen von stabiler zu instabiler Risserweiterung findet unter diesen Voraussetzungen bei niedrigeren Beanspruchungen statt.

Bei makroskopischer Betrachtung entsteht somit im Übergangsbereich der Zähigkeit ein Bruch, der mit einem Zähbruch beginnt und je nach Spannungszustand und Temperatur bzw. Werkstoffzähigkeit in einem Spröbruch endet.

### **3.1.4 Bruch austenitischer Stähle**

Austenitische Stähle weisen nicht das ausgeprägte Übergangsverhalten der Zähigkeit ferritischer Stähle auf. Auch bei sehr tiefen Temperaturen sinkt die Duktilität nicht nennenswert. Die Bruchbildung austenitischer Stähle ist phänomenologisch mit der ferritischer Stähle in deren Zähigkeitshochlage vergleichbar.

## 3.2 Bruchmechanische Konzepte und Kennwertermittlung

### 3.2.1 Linear-elastische Bruchmechanik

Das linear-elastische Spannungsfeld in unmittelbarer Umgebung eines Risses lässt sich für den technisch interessantesten Fall reiner Zugbeanspruchung der Rissflanken (Rissöffnungsmodus I, [9]) durch den Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  beschreiben. Dieser Wert ist proportional zu der Spannung, die den Riss an der Risspitze nach Rissöffnungsmodus I öffnet. Der Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  hängt wesentlich von der Geometrie des Bauteils aber auch von der Lage, Orientierung und den Abmessungen des zugrundeliegenden Risses ab. Eine geschlossene mathematische Darstellung von  $K_I$  ist nur in einigen Sonderfällen möglich (siehe z. B. [10]). In vielen Fällen der Praxis muss die Bestimmung algorithmisch erfolgen. In jedem Fall liegen den mathematischen Formulierungen empirische Daten aus numerischen Spannungsuntersuchungen zugrunde.

In der linearelastischen Bruchmechanik erfolgt die Berechnung gegen Versagen. Hierbei wird die Bruchlast einer entsprechenden Probe zur Ermittlung der den Werkstoff qualifizierenden  $K_{Ic}$ -Werte herangezogen, wenn bestimmte, in den Normen [11], [12] oder [13] klar definierte Anforderungen eingehalten werden. Die wesentlichen Kriterien hierbei betreffen den in guter Näherung linearen Verlauf einer experimentell erstellten F-COD-Kennlinie (Kraft über der Rissöffnung) bis zum Bruch und das Einhalten einer Mindestprobendicke, um den Grenzfall des ebenen Dehnungszustandes (EDZ) zu gewährleisten. Sind diese Kriterien erfüllt, so wurden die ermittelten Kennwerte bisher als weitgehend unabhängig von der Probengröße und Geometrie angesehen [14]. Die auf diese Weise ermittelten Kennwerte bilden die Basis der Sprödbrechungsgrenzkurven nach KTA [15] oder nach ASME Code [16].

Bauteilversagen tritt ein, wenn der Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  im Bauteil den werkstoffspezifisch kritischen Wert  $K_{Ic}$  erreicht [17].

$$K_I = K_{Ic} \quad (3.1)$$

### 3.2.2 Elastisch-plastische Bruchmechanik

Für zähe Werkstoffe ist die Vorgehensweise des linear-elastischen Bruchmechanikkonzeptes aufgrund ihrer nichtlinearen Werkstofffließkurve nicht zulässig. Die Methode der elastisch-plastischen Bruchmechanik, die in diesem Fall Anwendung fin-

det, gibt als Belastungskennwert das J-Integral an. Das J-Integral ist ein Maß für die zur Rissausbreitung zur Verfügung stehende Energie. Ursprünglich wurde es von Rice [18] für eine zweidimensionale Betrachtung als Linienintegral ausgehend von der Oberfläche der ersten Rissflanke um die Risspitze herum bis zur Oberfläche der zweiten Rissflanke definiert.

Zur experimentellen Kennwertbestimmung wird in der elastisch-plastischen Bruchmechanik ebenfalls ein F-COD-Diagramm aufgezeichnet, welches die Grundlage für die Ermittlung einer Risswiderstandskurve ( $J_R$ -Kurve) Bild 3.1 darstellt.

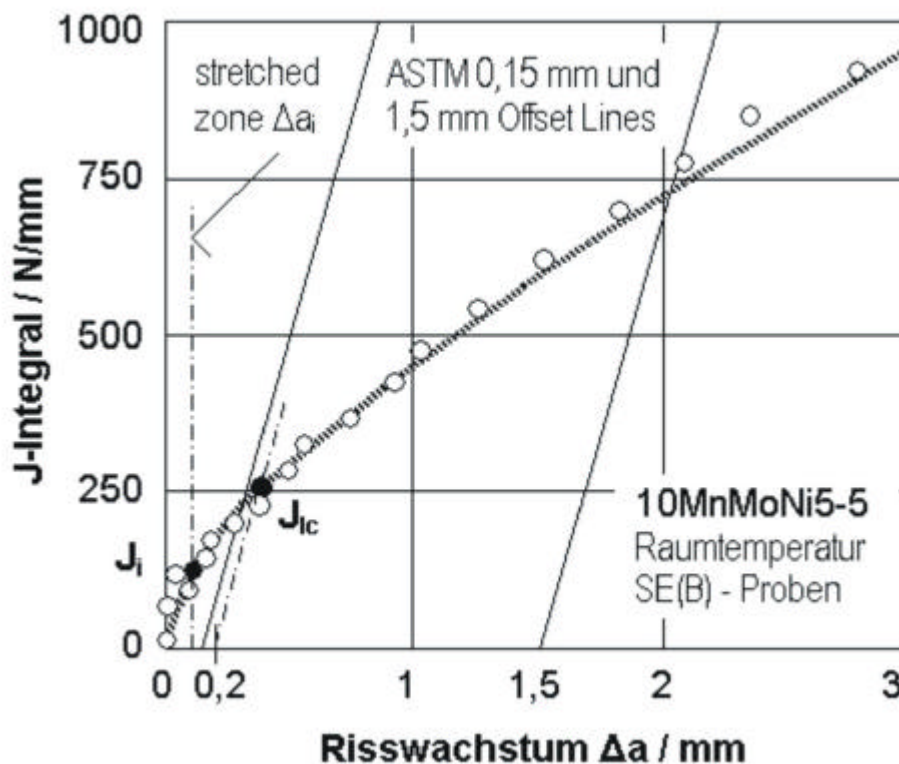


Bild 3.1: Risswiderstandskurve ( $J_R$ -Kurve) des Werkstoffs 10MnMoNi5-5

Aus der  $J_R$ -Kurve können Risseinleitungskennwerte nach vorgegebenen Kriterien abgeleitet werden. Es existieren hierzu verschiedene national und international entwickelte Normen, Regeln und Empfehlungen zur Ermittlung der bruchmechanischen Kennwerte, z. B. [13], [19], [20] und [21]. Nominell beschreiben alle Regeln einen Risseinleitungswert, d.h. den Wert, bei dem ein vorhandener Anriss bei weiterer Belastungssteigerung beginnt, weiterzuwachsen. Dabei bestehen Schwierigkeiten und Auffassungsunterschiede zum einen bei der Definition, was als Weiterwachsen eines vorhandenen Risses zu interpretieren ist und andererseits bzgl. der erforderlichen Auflösung der eingesetzten Messtechnik. Die unterschiedlichen Ansätze in den ver-

schiedenen Regeln definieren Kennwerte, die sich um Faktoren unterscheiden können und unterschiedlich zu interpretieren sind.

Vor diesem Hintergrund muss unterschieden werden zwischen qualifizierenden Kennwerten wie dem  $J_c$ -Wert nach ASTM E 1820 [19] und quantitativen, übertragbaren Werkstoffkennwerten, die in bruchmechanischen Sicherheitsanalysen eingesetzt werden können. Ein solcher quantitativer, übertragbarer Werkstoffkennwert ist der Wert  $J$  nach [13], [22] oder [23], welcher über die stretched zone bzw. die Potentialsonden-Aufzeichnung ermittelt wird. Beide Werte sind in Bild 3.1 qualitativ gegenübergestellt (siehe auch [24] und [25]).

Mit den Kennwerten der elastisch-plastischen Bruchmechanik können keine Aussagen zum Bruchversagen getroffen werden, da der Bruch der Probe von der Art der Versuchsdurchführung und der gewählten Probengeometrie und -größe abhängt [26]. Zur Ermittlung einer gültigen Risswiderstandskurve nach Norm darf die Probe nicht brechen, es muss ein geforderter Mindestbetrag an stabilem duktilem Risswachstum vor Entlastung der Probe auftreten. Gleichzeitig darf dabei der  $J$ -Integralwert ein wiederum von der Probengeometrie und der Werkstofffestigkeit geprägtes Maximum  $J_{\text{limit}}$  nicht überschreiten, weil sonst das  $J$ -Integral per Definition seine Gültigkeit verliert.

Die Risswiderstandskurve stellt ab Risswachstumsbeträgen größer als die Ausdehnung der "stretched zone" (da  $> \text{SZW}$  bzw.  $J > J_c$ ) keinen Kennwert und keine Werkstoffcharakteristik dar. Sie ist neben dem Werkstoffzustand stark geprägt von der Probengeometrie, der Probengröße und der Belastungsart, d.h. dem Mehrachsigsigkeitsgrad des Spannungszustandes.

Die Risswiderstandskurve ist einschließlich der Kennwerte, die im Risswachstumsbereich größer der SZW-Ausdehnung liegen, nicht auf andere Proben- oder Bauteilgeometrien übertragbar. Dafür ist eine Analyse der Mehrachsigsigkeit des Spannungszustandes in Probe und Bauteil erforderlich ([26] und [27]).

### **3.2.3 Bruchmechanische Modelle im Übergangsbereich**

Zur Ermittlung der Instabilitätswerte im Übergangsbereich der Zähigkeit sind verschiedene Normen und Richtlinien verfügbar. Zu nennen sind hier beispielhaft ESIS P2-92 [12], ASTM E 1921 [28], ISO 12135 [13]. Bei Betrachtung nach ASTM E 1921 wird der Kennwert  $J_c$  beim Bruch der Probe ermittelt. Neben einer Anzahl anderer Gültigkeitskriterien, z. B. betreffend die Rissgeometrie und die Belastung beim Erzeugen

des Ermüdungsrissses, muss die Bruchfläche überwiegend Spaltbruch aufweisen. In den Prüfnormen sind die Gültigkeitsbedingungen deshalb nicht an den makroskopischen Verformungskriterien, sondern an mikrofraktografischen Merkmalen orientiert. Der Kennwert  $J_c$  ist damit vom Spannungszustand, d. h. von Probengeometrie, -größe, Rissgeometrie, Belastungsart, Fließ- und Verfestigungsverhalten des Werkstoffs abhängig.

In der Norm ASTM E 1921, die nun dargestellt wird, wird der Einfluss der Rissfrontlänge (wird gleichgesetzt mit der Probendicke) unter statistischen Gesichtspunkten (Wahrscheinlichkeit der Bruchauslösung) berücksichtigt. Die ASTM-Norm E 1921-03 enthält eine Vorschrift zur Bestimmung einer Bezugstemperatur  $T_0$ . Sie beruht auf der Beschreibung der Instabilitätswerte ferritischer Stähle im Übergangsgebiet durch die Mastercurve nach [29]. Darin wird angenommen, dass die Bruchwahrscheinlichkeit mit einer dreiparametrischen Weibullverteilung (siehe Kap. 5.3.3) beschrieben werden kann. Der Temperaturverlauf der Mediankurve  $K_{J_c(\text{med})}(T)$  (aus  $J_c$  nach Kap. 3.2.4), der sogenannten Mastercurve, und der entsprechenden Fraktilen ist in der Norm festgelegt. Die Bezugstemperatur  $T_0$  wird durch Abgleich mit der Mastercurve entsprechend der Norm ermittelt. Verschiedene Werkstoffe können durch die Bildung der Temperaturdifferenz  $dT = T - T_0$  normiert und somit direkt verglichen werden.

Im Übergangsgebiet der Zähigkeit wird neben  $J_c$  der Rissinitiierungswert  $J_i$  ermittelt, der im Gegensatz zu  $J_c$  ein repräsentativer Werkstoffkennwert ist. Dieser Wert ist nicht von zusätzlichen Einflüssen wie Risserweiterung und Mehrachsigkeit des Spannungszustandes abhängig [27]. Eine Übertragbarkeit auf Bauteile ist somit möglich. Die Bestimmung des  $J$ -Wertes im Übergangsgebiet [30] sollte wie auch in der Hochlage durch den Schnitt der Risswiderstandskurve mit der stretched zone oder über das Potentialsondenverfahren erfolgen [31].

### 3.2.4 Formale Überführung der J-Werte in K-Werte

Der  $J$ -Wert wird nach der folgenden Formel unter der Voraussetzung eines ebenen Dehnungszustandes formal in einen  $K$ -Wert umgerechnet [8].

$$K = f(J) = \sqrt{\frac{J \cdot E}{1 - \nu^2}} \quad (3.2)$$

Auf diese Weise können z. B. folgende  $K$ -Werte als Funktionen  $f$  der zugrundeliegenden  $J$ -Werte angegeben werden

$$K_{Jc} = f(J_c) \quad (3.3)$$

$$K_{IJ} = f(J_i) \quad (3.4)$$

$$K_{Jlc} = f(J_{lc}) \quad (3.5)$$

### 3.2.5 Die Grenzlastmethode

Die Grenzlastmethode geht von der Annahme aus, dass sich bei zähen Werkstoffen lokale plastische Verformungen, z. B. an einer Rissspitze, über den ganzen Restquerschnitt ausbreiten können. Die Spannung im geschwächten Querschnitt des Bauteils wird unter Annahme von Verfestigungen ohne Berücksichtigung von Formzahlen einem Werkstoffkennwert gleichgesetzt, der zwischen Streckgrenze  $R_{p0,2}$  und Zugfestigkeit  $R_m$  liegt ([32] und [33]). Dieser Werkstoffkennwert, der auch als Fließspannung  $\sigma_{fl}$  bezeichnet wird, kann wie folgt berechnet werden [34].

$$\sigma_{fl} = (R_{p0,2} + R_m) / 2 \quad (3.6)$$

Die Fließspannung wird über den vorhandenen Restquerschnitt in die plastische Grenzlast  $F_k$  umgerechnet, die zum Versagen führt. Zur Validierung wurden an der MPA Stuttgart an ferritischen und austenitischen Geradrohren zahlreiche Innendruckversuche mit überlagerter äußerer Biegung durchgeführt. Begleitend wurden mit der Grenzlastmethode die Versuchsergebnisse unter Berücksichtigung tatsächlicher Trägheitsmomente der durch Umfangsfehler geschwächten Rohrquerschnitte verifiziert [35], [36]. Die Resultate waren stets realistisch und konservativ.

### 3.2.6 Die R6-Methode

In realen Bauteilen mit hohem plastischen Deformationsvermögen verläuft ein Bruch meist in mehreren Stufen, so dass weder ausschließlich die Berechnungsmethoden der Bruchmechanik (hier gegen Rissinitiierung) noch die der Grenzlastmethode, eine realistische Modellbildung erlauben. Die R6-Methode ([37] oder [38]), auch "Zwei Kriterienverfahren" genannt, berücksichtigt die Mechanismen beider Verfahren. Sie beschreibt das Versagensverhalten von Bauteilen vom linear-elastischen bis zum vollplastischen Zustand in einem geschlossenen Konzept.

Der Übergang vom linear-elastischen Versagen (Sprödbbruch) über das elastisch-plastische Versagen (Rissinitiierung) bis zum vollplastischen Versagen wird durch die



R6-Grenzkurve beschrieben. Es existieren verschiedene Verfahren für die Beschreibung der R6-Grenzkurve. Das Verfahren der Option 1 der R6-Methode wird in den weiteren Untersuchungen verwendet und daher im Folgenden näher beschrieben. Bezüglich der Optionen 2 und 3 sei sowohl auf [39], [40], [41] wie auch [42] verwiesen. Die R6-Grenzkurve (Option 1) wird nach folgenden Formeln bestimmt:

$$K_r = [1 - 0,14L_r^2][0,3 + 0,7 \cdot \exp(-0,65 \cdot L_r^6)] \text{ für } L_r \leq L_r^{\max} \quad (3.7)$$

$$K_r = 0 \text{ für } L_r > L_r^{\max} \quad (3.8)$$

$$\text{mit } L_r^{\max} = \sigma_{fl} / R_{p0,2} \quad (3.9)$$

Nach der R6-Methode ist ein Lastfall ( $K_r'$ ,  $L_r'$ ) sicher, wenn der Punkt ( $K_r'$ ,  $L_r'$ ) im  $K_r$ - $L_r$ -Koordinatensystem unterhalb der R6-Grenzkurve liegt (Bild 3.2).

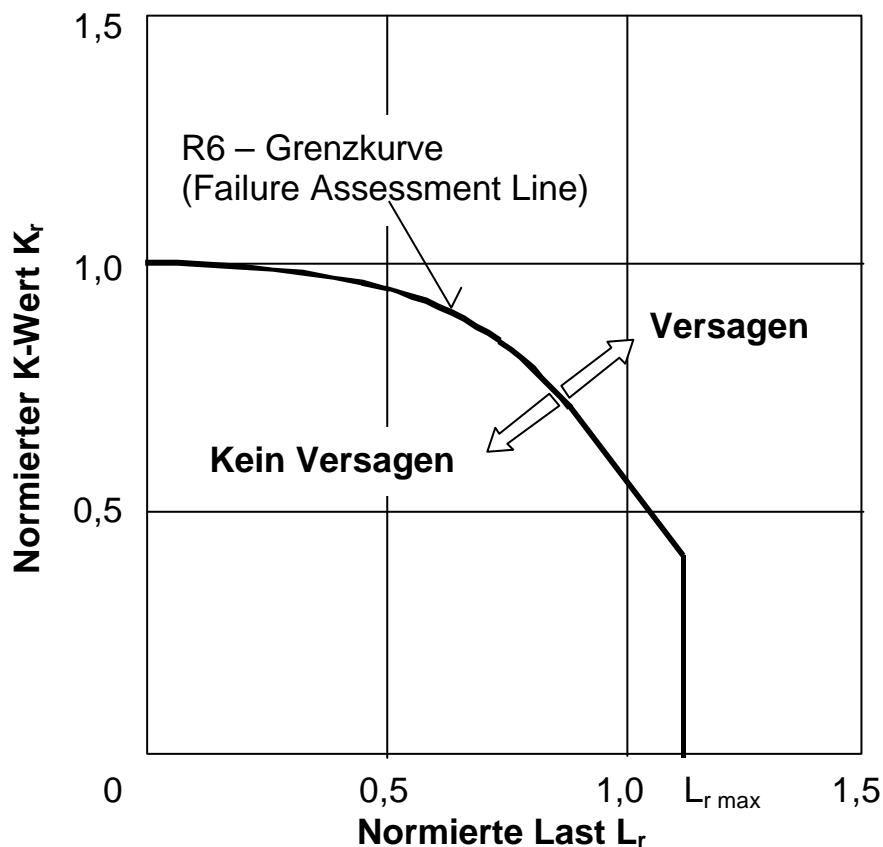


Bild 3.2: Schematische R6-Grenzkurve (Option 1)

Der Punkt des Lastfalles ( $L_r', K_r'$ ) wird wie folgt berechnet:

$$L_r' = \frac{\text{wirkende Last } F}{\text{plastische Grenzlast } F_k} \quad \text{mit } \sigma_{fl} = R_{p0,2} \quad (3.10)$$

$$K_r' = \frac{K_I}{K_{IJ}} \quad (3.11)$$

Zum Berechnen der plastischen Grenzlast  $F_k$  muss neben der Bauteilgeometrie die Geometrie und Lage des vorhandenen Risses berücksichtigt werden.

## 4 WERKSTOFFE UND PROBEN

Für die vorgenommenen statistischen und probabilistischen Auswertungen standen Ergebnisse aus Untersuchungen an den Stählen X10CrNiNb18-9, X10CrNiTi18-9, 10MnMoNi5-5, 22NiMoCr3-7 und 17MoV8-4 zur Verfügung. Aufgrund der Vielzahl an ausgewerteten Proben sind die Werkstoffkennwerte nicht tabellarisch angegeben, sondern werden in den folgenden Kapiteln nur in Diagrammform grafisch dargestellt. Zur übergeordneten Charakterisierung der Werkstoffe werden daher im Folgenden die Anforderungen (Gewährleistungswerte) nach den zum Zeitpunkt der Untersuchungen bekannten Spezifikationen zusammen mit Mittelwerten aus den chemischen Analysen angegeben.

### 4.1 Werkstoffkennwerte

#### 4.1.1 Stückanalyse des Werkstoffs X10CrNiNb18-9

Die Proben wurden nahtlos gezogenen, dickwandigen austenitischen Großrohren entnommen [43]. Die Stückanalyse im Vergleich zu den Angaben nach Spezifikation ist Tabelle 4.1 zu entnehmen.

Elemente in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Nb
Spezifikation*)								
max.	0,08	1,00	2,00	0,045	0,015	19	12	1
min.						17	9	
Stückanalyse***).....	0,053	0,48	1,46	0,036	0,011	17,20	10,36	0,66

\*) nach DIN 17440/85    \*\*) Mittelwerte

Tabelle 4.1: Stückanalyse des Werkstoffs X10CrNiNb18-9

#### 4.1.2 Stückanalyse des Werkstoffs X10CrNiTi18-9

Die Proben wurden nahtlos gezogenen, dickwandigen austenitischen Großrohren entnommen [44]. Die Stückanalyse im Vergleich zu den Angaben nach Spezifikation ist Tabelle 4.2 zu entnehmen.

Elemente in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Ti	
Spezifikation <sup>*)</sup>	max.	0,08	1,00	2,00	0,045	0,015	19	12	0,70
	min.						17	9	
Stückanalyse <sup>**).....</sup>	0,04	0,50	1,92	0,03	0,004	17,7	11,6	0,23	

<sup>\*)</sup> nach DIN 17440/85    <sup>\*\*)</sup> Mittelwerte

Tabelle 4.2: Stückanalyse des Werkstoffs X10CrNiTi18-9

#### 4.1.3 Stückanalyse des Werkstoffs 10MnMoNi5-5

Die Proben wurden einem formgeschweißten Großbauteil entnommen, das nach dem Schweißen 20 Stunden bei 520°C spannungsarmgeglüht wurde [45]. Nach der Wärmebehandlung lag der Werkstoff in ferritisch-bainitischem Gefüge vor. Aus Tabelle 4.3 ist die Stückanalyse im Vergleich zu den Angaben nach Spezifikation zu entnehmen.

Elemente in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	V	
Spezifikation <sup>*)</sup>	max.	0,13	0,30	1,50	0,012	0,010	0,10	0,60	1,10	0,040	0,015
	min.	0,08		1,00				0,45	0,80	0,010	
Stückanalyse <sup>**).....</sup>	0,1	0,15	1,29	0,007	0,004	0,06	0,58	0,94	0,02	0,01	

<sup>\*)</sup> nach KTA 3201.1    <sup>\*\*)</sup> Mittelwerte

Tabelle 4.3: Stückanalyse des Werkstoffs 10MnMoNi5-5

#### 4.1.4 Stückanalyse des Werkstoffs 22NiMoCr3-7 (MPA-Schmelze KS 01)

Der Werkstoff lag als Schmiedering vor, der für einen Leistungsreaktor vorgesehen war, aber aufgrund von Bedenken zur Relaxationsrissbildung zurückgezogen wurde [46]. Der Werkstoff besitzt ferritisch-bainitisches Gefüge. Die Stückanalyse [47] im Vergleich zu den Angaben nach Spezifikation ist Tabelle 4.4 zu entnehmen.

Elemente in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	V	
Spezifikation*)	max.	0,23	0,35	1,00	0,02	0,015	0,50	0,62	1,40	0,04	0,02
	min.	0,17	0,10	0,50	0,008	0,008	0,25	0,50	1,20	0,01	
Stückanalyse**)		0,25	0,24	0,71	0,009	0,022	0,41	0,75	0,95	0,046	0,012

\*) nach VDTÜV-Werkstoffblatt 366/1.74

\*\*) Mittelwerte

Tabelle 4.4: Stückanalyse des Werkstoffs 22NiMoCr3-7 (MPA-Schmelze KS 01)

#### 4.1.5 Stückanalyse des Werkstoffs 22NiMoCr3-7 (MPA-Schmelze KS 07)

Der Werkstoff lag als ausgeschmiedete Bramme vor und besitzt ferritisch-bainitisches Gefüge. Die Schmelze wurde als sog. Lower-Bound-Schmelze spezifiziert und weist, bedingt durch einen hohen Schwefelgehalt, starke Anisotropie auf [48]. Die Stückanalyse [49] im Vergleich zu den Angaben nach Spezifikation ist Tabelle 4.5 zu entnehmen.

Elemente in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	V	
Spezifikation*)	max.	0,23	0,35	1,00	0,02	0,015	0,50	0,62	1,40	0,04	0,02
	min.	0,17	0,10	0,50	0,008	0,008	0,25	0,50	1,20	0,01	
Stückanalyse**)		0,30	0,29	0,62	0,023	0,024	0,46	1,01	0,74	0,003	0,05

\*) nach VDTÜV-Werkstoffblatt 366/1.74

\*\*) Mittelwerte

Tabelle 4.5: Stückanalyse des Werkstoffs 22NiMoCr3-7 (MPA-Schmelze KS 07)

#### 4.1.6 Stückanalyse des Werkstoffs 17MoV8-4

Die Proben wurden aus einem hohlgeschmiedeten und wärmebehandelten Block entnommen [50]. Nach der Wärmebehandlung hat der Werkstoff bainitisches Gefüge. Die Stückanalyse im Vergleich zu den Angaben nach Spezifikation ist Tabelle 4.6 zu entnehmen.

Elemente in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	V
Spezifikation*)	max.	0,22	0,25	0,65	0,035	0,035	0,30	0,90	0,30	0,035
	min.	0,14								
Stückanalyse**)	0,17	0,31	0,63	0,010	0,014	0,34	1,07	0,25	0,1	0,35

\*) nach SEW 550

\*\*) Mittelwerte

Tabelle 4.6: Stückanalyse des Werkstoffs 17MoV8-4

#### 4.1.7 Anforderungen mechanisch-technologische Werkstoffkennwerte

In Tabelle 7.1 sind die mechanisch-technologischen Eigenschaften der verwendeten Werkstoffe nebst der zugehörigen Norm zusammengefasst.

Werkstoff		R <sub>p0,2</sub> / MPa	R <sub>m</sub> / MPa	A <sub>5</sub> / %	Z / %	Spezifikation nach
X10CrNiNb18-9	max.		740			DIN 17440/85
	min.	205	510	30		
X10CrNiTi18-9	max.		680			DIN 17440/85
	min.	180	460	30		
10MnMoNi5-5	max.		760			KTA 3201
	min.	500	620	20	65	
22NiMoCr3-7	max.		750			VDTÜV 366/1.74
	min.	430	580	19	45	
17MoV8-4	max.	600	850			SEW 550
	min.	500	650	12		

Tabelle 4.7: Anforderungen für Zugversuche bei Raumtemperatur

## 4.2 Probengeometrie

Die Geometrie der Zugproben ist in der Norm DIN 10002 festgelegt. Alle Bruchmechanikkennwerte wurden mit CT-Proben (Compact Tension) bestimmt Bild 4.1. Drei-punktbiegeproben TPB (Three Point Bending) wurden nicht verwendet.

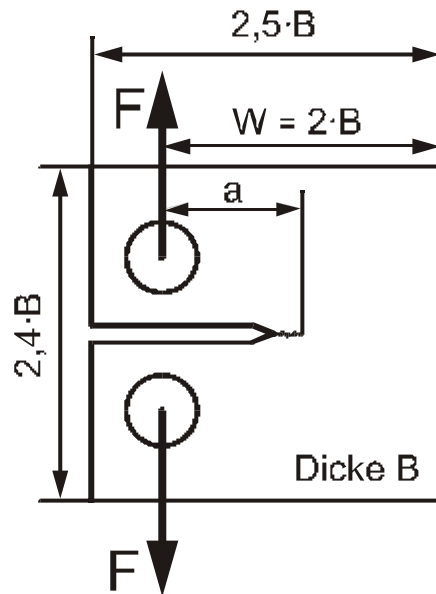


Bild 4.1: Schematische Darstellung einer CT-Probe

## 4.3 Probenentnahme

Werkstoffe können aufgrund des Fertigungsprozesses von Bauteilen ihre Isotropie verlieren, wenn es eine Vorzugsrichtung bei der Herstellung durch Umformung gibt. Dabei unterscheidet man nach [51] in Hauptumformrichtung oder Längsrichtung (L-Richtung) und die in zwei Querrichtungen (T- und S-Richtung).

Für Zugproben wird zur Kennzeichnung der Entnahmerichtung nur die Probenachsrichtung verwendet (z. B. L- oder T-orientiert). Bei Kerbschlagbiegeproben oder CT-Proben zur Bestimmung bruchmechanischer Werkstoffkennwerte setzt sich die Entnahmerichtung dagegen aus zwei Richtungssymbolen zusammen Bild 4.2.

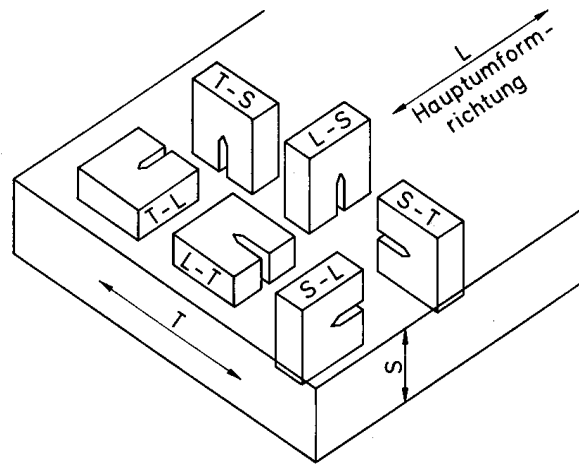


Bild 4.2: Entnahmerichtungen der CT-Proben



## 5 GRUNDLAGEN DER STATISTIK UND PROBABILISTIK

### 5.1 Vorteil des probabilistischen Bewertungsansatzes

Verwendet man bruchmechanische Verfahren zur deterministischen Berechnung, so werden die vorliegenden Einflussgrößen als konstante Werte vorgegeben und das bruchmechanische Verfahren liefert nur die Ja/Nein-Aussage, bezüglich der Integrität des Bauteils. Es kann zwar noch ein Sicherheitsbeiwert bezüglich der Belastung vorgegeben werden, der aber in der Regel ein Erfahrungswert ist und somit keine quantitative Aussage über die Sicherheit liefert.

In der Praxis tritt sehr häufig der Fall auf, dass mehrere Einflussgrößen aufgrund der Streuung nicht exakt angegeben werden können. Dagegen können Mittelwert und Standardabweichung bestimmt werden und meist kann auch die statistische Verteilung empirisch ermittelt werden. Deshalb bietet es sich an, diese Information, die bei deterministischer Rechnung nicht berücksichtigt wird, zu nutzen, um eine genauere Vorhersage machen zu können.

Mit Hilfe der Vorgabe der statistischen Verteilung jeder Einflussgröße wird eine Versagenswahrscheinlichkeit  $p_f$  berechnet. Die errechnete Versagenswahrscheinlichkeit einer Komponente für sich genommen hat nur begrenzte Aussagekraft, da eventuell neben den berücksichtigten noch weitere Einflussgrößen existieren können, die nicht oder nur unzureichend bekannt und somit nicht quantifizierbar sind. Auf diese Art und Weise entstünde ein Fehler bei der Bestimmung der Ausfallwahrscheinlichkeit. Die ursprüngliche Motivation des probabilistischen Ansatzes ist es, mehrere Komponenten nach einer Bewertung, die sämtliche vorhandene Information enthält, vergleichen zu können, um so die am meisten gefährdete Komponente zu identifizieren. Diese sollte mit der höchsten Priorität überwacht werden.

### 5.2 Statistische Maßzahlen

#### 5.2.1 Der Erwartungswert

Der Erwartungswert einer Zufallsvariablen  $X$  [52] gibt einen Wert an, der bei oftmaliger Wiederholung des Zufallsexperiments im Mittel erreicht wird. Er kann für diskrete Zufallsvariablen durch den Mittelwert einer Stichprobe abgeschätzt werden.

Für diskrete Zufallsvariablen:

$$\mu = \sum_{i=1}^n X_i P(X_i) \approx \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n X_i \quad (5.1)$$

Für kontinuierliche Zufallsvariablen:

$$\mu = \int_{-\infty}^{\infty} X f(X) dX \quad (5.2)$$

### 5.2.2 Die Standardabweichung

Die Standardabweichung  $s$  [52] ist ein Maß für die Streuung der Zufallsvariablen  $X$ .

Diskrete Zufallsvariablen:

$$s^2 = \sum_{\text{alle } i} (X_i - \mu)^2 P(X_i) \approx \frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (X_i - \mu)^2 \quad (5.3)$$

Kontinuierliche Zufallsvariablen:

$$s^2 = \int_{-\infty}^{\infty} (X - \mu)^2 f(X) dX \quad (5.4)$$

### 5.3 Statistische Verteilungsfunktionen

Eine statistische Verteilung einer Zufallsvariablen  $X$  kann analytisch durch ihre Dichtefunktion  $f(X)$  oder ihre Wahrscheinlichkeitsfunktion  $F(X)$ , die das Integral der Dichtefunktion ist, dargestellt werden [53]. In den Kapiteln 5.3.1 bis 5.3.3 wird nur auf die Dichtefunktion eingegangen, da diese später verwendet wird. Die Wahrscheinlichkeit  $P$ , dass sich die Zufallsvariable  $X$  mit der Dichte  $f(X)$  im Intervall  $[X_1, X_2]$  befindet, berechnet sich wie folgt:

$$P(X_1 \leq X \leq X_2) = \int_{X_1}^{X_2} f(X) dX = F(X_2) - F(X_1) \quad (5.5)$$

Da ferner die Summe der Wahrscheinlichkeiten aller Einzelereignisse gleich 1 sein muss, gilt Gl. (5.6)

$$P(-\infty \leq X \leq \infty) = \int_{-\infty}^{\infty} f(X) dX = 1 \quad (5.6)$$

Die Gleichungen (5.5) und (5.6) sind unabhängig von der Verteilung gültig.

### 5.3.1 Die Normalverteilung

Die Dichtefunktion  $f(X)$  der Normalverteilung [54] wird auch mit  $\varphi(X)$  bezeichnet und hat folgende Form:

$$f(X) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}\sigma} \exp\left[-0,5\left(\frac{X-\mu}{\sigma}\right)^2\right] \quad (5.7)$$

Durch die lineare Transformation in Gl. (5.8) kann jede Normalverteilung in die Standard-Normalverteilung Bild 5.1 überführt werden.

$$S = \frac{X-\mu}{\sigma} \quad (5.8)$$

Die neue Dichtefunktion ergibt sich nach Gl. (5.9).

$$f(S) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \exp[-0,5 \cdot S^2] \quad (5.9)$$

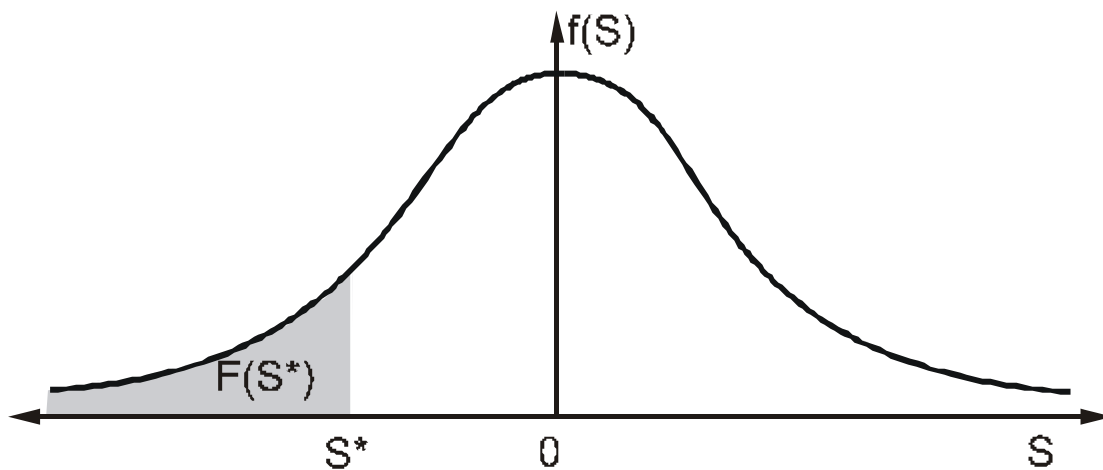


Bild 5.1: Schematische Dichtefunktion der Standardnormalverteilung

### 5.3.2 Die Lognormalverteilung

Eine Zufallsvariable ist lognormal-verteilt [54], wenn ihr Logarithmus normal-verteilt ist. Die Verteilung (in Bild 5.2 dargestellt) ist schiefsymmetrisch. Es gibt eine Schranke, die hier als "Startwert" bezeichnet wird, unterhalb derer die Dichte gleich Null ist.

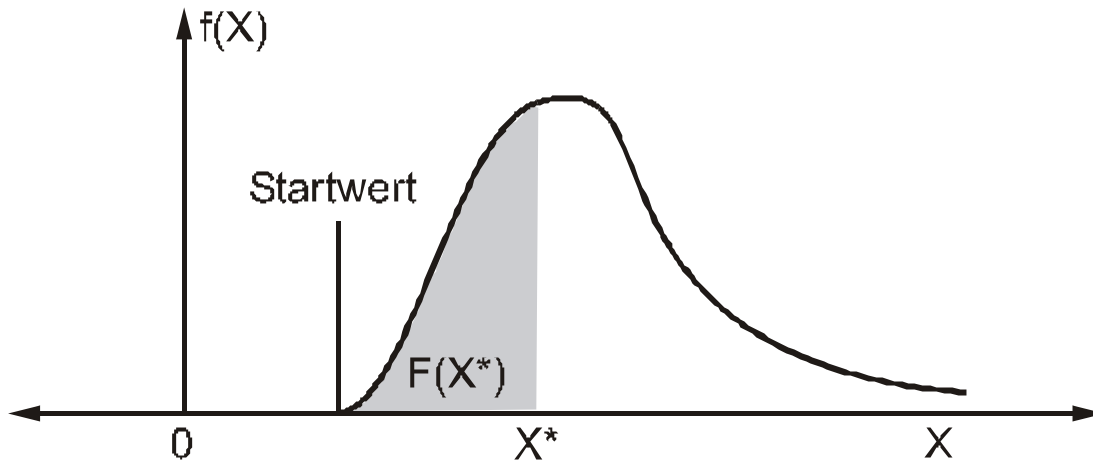


Bild 5.2: Schematische Dichtefunktion der Lognormalverteilung

### 5.3.3 Die Weibullverteilung

Die Weibullverteilung ([55], [56] und [57]) ist ebenfalls überwiegend schiefsymmetrisch. Ihre Dichtefunktion sieht vom Verlauf her der Lognormalverteilung ähnlich. In der Praxis wird fast ausschließlich die Wahrscheinlichkeitsfunktion  $F(x)$  verwendet; gegeben durch Gl. (5.10).

$$F(x) = 1 - e^{-\left(\frac{x-a}{b-a}\right)^m} \quad \text{für } x \geq a, \text{ sonst } F(x) = 0 \quad (5.10)$$

Die Wahrscheinlichkeitsfunktion  $F(x)$  hängt von den Weibullparametern  $a$  und  $b$  und dem Weibullmodul  $m$  ab. Diese Parameter können entweder empirisch durch Anpassung an einen Datensatz ermittelt werden oder sie werden aufgrund eines zugrundeliegenden theoretischen Modells abgeschätzt.

### 5.4 $\chi^2$ -Test zur Bestimmung einer Wahrscheinlichkeitsverteilung

Der  $\chi^2$ -Test [58] ist ein Verfahren, das einen Vergleich von einem Datensatz mit verschiedenen statistischen Verteilungen ermöglicht. Es werden  $r$  nicht überlappende Klassen  $k_i$  ( $r \geq i$ ) gebildet und die beobachteten Häufigkeiten pro Klasse  $B_i$  ermittelt. Nun werden die pro Klasse  $k_i$  zu erwartenden Häufigkeiten  $E_i$  berechnet.

Die Testgröße des  $\chi^2$ -Tests  $\chi_0^2$  zeigt Gl. (5.11):

$$\chi_0^2 = \sum_{i=1}^r \frac{(B_i - E_i)^2}{E_i} \quad (5.11)$$

Die Wahrscheinlichkeit  $p$ , dass der Datensatz einer bestimmten statistische Verteilung unterliegt, ist um so größer, je kleiner diese Testgröße ist. Die zugehörige Wahrscheinlichkeit ist z. B. in [59] in Abhängigkeit von  $r$  und  $\chi_0^2$  tabelliert.

Die Wahrscheinlichkeit, mit der eine unterstellte Verteilung nach dem  $\chi^2$ -Test zutrifft, hängt von dem Stichprobenumfang ab. Je größer der Stichprobenumfang ist, desto unwahrscheinlicher trifft eine Verteilung auf einen Datensatz zu. Das liegt daran, dass ein Datensatz in der Praxis nie genau einer der gängigen Verteilungen unterliegt, sondern immer nur näherungsweise. Bei wachsendem Stichprobenumfang müsste er jedoch, wenn er einer unterstellten Verteilung unterläge, nach dem Gesetz der großen Zahl [59] gegen diese konvergieren. Bei einer Abweichung wird in diesem Fall durch den  $\chi^2$ -Test eine schlechte Übereinstimmung prognostiziert. Die Wahrscheinlichkeit, dass diese Verteilung genau zutrifft, ist somit gering.

Theoretisch sind die Voraussetzungen, unter denen der  $\chi^2$ -Test exakt anwendbar ist, nur bei unendlich großen Stichproben gegeben. In der Praxis müssen die Häufigkeiten  $E_i$  deshalb eine gewisse Mindestgröße aufweisen, damit die Voraussetzungen näherungsweise erfüllt sind. Umfangreiche empirische Untersuchungen haben zu der Empfehlung geführt, dass die theoretisch pro Klasse zu erwartende Häufigkeit  $E_i > 4$  sein soll. Gegebenfalls müssen deshalb die Klassen iterativ angepasst werden oder der Bereich, in dem der Vergleich der Verteilung mit dem Datensatz vorgenommen wird, wird verkleinert. Eine quantitative Abschätzung des Fehlers in Abhängigkeit von der zu erwartenden Häufigkeit  $E_i$  ist sehr aufwendig und in der Praxis nicht üblich.

## 5.5 Die Monte-Carlo-Methode

Die Monte-Carlo-Methode [60] ist ein Verfahren, das auf empirischem Wege Wahrscheinlichkeiten für das Eintreten eines Ereignisses ermittelt, die entweder nicht oder aber nur mit erheblichem Aufwand analytisch bestimmbar sind. Das Verfahren basiert auf der wiederholten Durchführung von Zufallsexperimenten anhand von generierten Zufallszahlen. Jedes Zufallsexperiment wird auf das Eintreten des Ereignisses überprüft. Tritt das Ereignis in einem Zufallsexperiment ein, so wird ein Zähler um eins erhöht, andernfalls bleibt er unverändert. Auf diese Weise kann die gesuchte Wahrscheinlichkeit letztlich als Quotient aus dem Zähler durch die Anzahl der Zufallsexperimente dargestellt werden.

Die Methode soll anhand einer R6-Bewertung näher erklärt werden [61]. Dabei gelten die Bezeichnungen:

- n: Anzahl der R6-Rechnungen, wobei die Einflussgrößen als Zufallszahlen auf Basis ihrer zugrunde liegenden statistischen Verteilung generiert wurden.
- f: Anzahl der R6-Rechnungen, die zur Initiierung der Komponente geführt haben.

Damit ergeben sich für den Monte-Carlo-Algorithmus folgende Schritte:

- a)** Initialisierung:  $n = 0, f = 0$ .
- b)** Für sämtliche Einflussgrößen des R6-Verfahrens wird gemäß ihrer jeweils zugrunde liegenden statistischen Verteilung ein Zufallswert generiert. Das Verfahren wird in Kapitel 5.6 diskutiert.
- c)** Diese Zufallswerte werden für eine deterministische R6-Rechnung, wie in Kapitel 3 beschrieben, verwendet.
- d)**  $n = n+1$ .  
 Falls die R6-Rechnung auf Versagen schließen lässt, dann gilt  
 $f = f+1$ .  
 Falls die R6-Rechnung nicht auf Versagen schließen lässt, dann gilt  
 $f$  bleibt unverändert.  
 Ende.
- e)** Die Schritte b) bis d) müssen  $i$  mal wiederholt werden, wobei sich die Anzahl  $i$  durch die Näherungsformel nach [62] abschätzen lässt:

$$i = \frac{1 - p_f^*}{p_f^* \cdot (\text{Fehler}[\%] / 100)^2} \quad (5.12)$$

Dabei stellt  $p_f^*$  die Größenordnung der zu erwartenden Versagenswahrscheinlichkeit dar.

- f)** Die Versagenswahrscheinlichkeit  $p_f$  ergibt sich somit zu

$$p_f = \frac{f}{n} \quad (5.13)$$

## 5.6 Die Generierung von Zufallszahlen gemäß einer Wahrscheinlichkeitsverteilung

Zur Generierung einer Zufallszahl  $X$ , die einer statistischen Verteilung mit der Dichte  $f(X)$  und der Summenhäufigkeit  $F(X)$  folgt (z.B. Normalverteilung), werden folgende Teilschritte durchgeführt:

- a) Generierung einer gleichverteilten Zufallszahl  $Z$ , die im Intervall  $[0, 1]$  liegt.
- b) Gleichsetzen von  $Z$  mit der Wahrscheinlichkeitsfunktion  $F(X)$  der zu generierenden Zufallszahl  $X$  (vgl. auch mit Bild 5.1 und Bild 5.2).

$$Z = F(X) \tag{5.14}$$

- c) Auflösen der Gleichung (5.14) nach  $X$  ergibt die zugehörige Zufallszahl, die der Verteilung mit der Dichte  $f(X)$  unterliegt. Bei einigen gängigen Wahrscheinlichkeitsverteilungen, so z.B. bei der Normalverteilung, erfolgt dieser Schritt numerisch.

Auf diese Art und Weise können für beliebig viele unkorrelierte Parameter unabhängig voneinander Zufallszahlen generiert werden. Sollten die zu erzeugenden Parameter jedoch in bekannter Weise korreliert sein, so ergeben sich Abhängigkeiten, die die Vorgehensweise etwas komplizierter machen. In [61], [63] und [64] wird auf diese Thematik ausführlicher eingegangen.

## 6 STATISTISCHE UNTERSUCHUNG DER EINFLUSSGRÖSSEN

In diesem Kapitel werden die wesentlichen Einflussgrößen für nachfolgende R6-Berechnungen bezüglich ihrer Häufigkeitsverteilung untersucht. Für einige gut belegte Datensätze sind die Ergebnisse grafisch dargestellt, wobei eine temperaturabhängige Darstellung teilweise möglich ist. Wenn keine Temperatur angegeben ist, so sind sämtliche Werte aus dem Hochlagengebiet der Kerbschlagarbeit zusammengefasst. Zudem sind, soweit vorhanden, die Gewährleistungswerte nach Tabelle 4.7 zum Vergleich angegeben.

Die Datensätze werden mittels des  $\chi^2$ -Tests (siehe Kap 5) bezüglich ihrer Verteilung beurteilt. Auf diese Weise wird die Wahrscheinlichkeit  $p$  für das Zugrundeliegen der Normalverteilung als typischem Vertreter einer symmetrischen Verteilung und der Lognormalverteilung als typischem Vertreter einer schiefsymmetrischen Verteilung bestimmt. Diejenige Verteilung, die wahrscheinlicher zugrunde liegt, wird angenommen, die andere verworfen. Eine Weibullverteilung wird in dieser Untersuchung nur dann unterstellt, wenn sie aufgrund des Werkstoffmodells (Weakest-Link-Theorie) erwartet wird. Eine empirische Anpassung der Parameter wird jedoch nicht vorgenommen. Stattdessen werden die Parameter nach der Modellvorschrift bestimmt und mit den empirisch angepassten Verteilungen verglichen.

Bei einigen der untersuchten Werkstoffen sind trotz geringer Anzahl an Werten statistische Auswertungen vorgenommen worden. Um die aus der geringen Anzahl resultierenden Ungenauigkeiten bei der Bestimmung der statistischen Verteilung zu begrenzen, werden Werkstoffkennwerte, die auf der Klassengrenze zur Bestimmung der Häufigkeit liegen, jeweils zur Hälfte in der oberen bzw. unteren Klasse gezählt. Die Ergebnisse sind bei geringer Belegung der Datenbasis nur in Verbindung mit besser belegten Datensätzen zu interpretieren.

### 6.1 Statistische Verteilung der Werkstoffkennwerte

#### 6.1.1 Streckgrenze $R_e$ (bzw $R_{p0,2}$ )

In Bild 6.1 bis Bild 6.6 ist jeweils die Streckgrenze  $R_e$  bzw. die Ersatzstreckgrenze  $R_{p0,2}$  für einige ausgewählte Stähle aus Kap. 4 bei verschiedenen Temperaturen dargestellt.



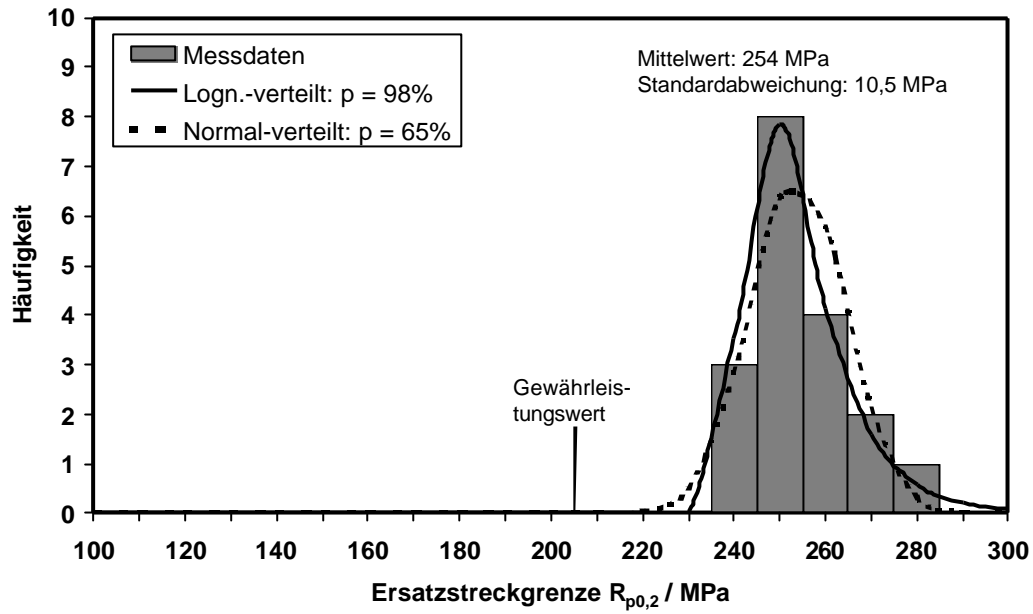


Bild 6.1: Lognormal-verteilte Streckgrenze des X10CrNiNb18-9 (L-orientiert) bei 20°C

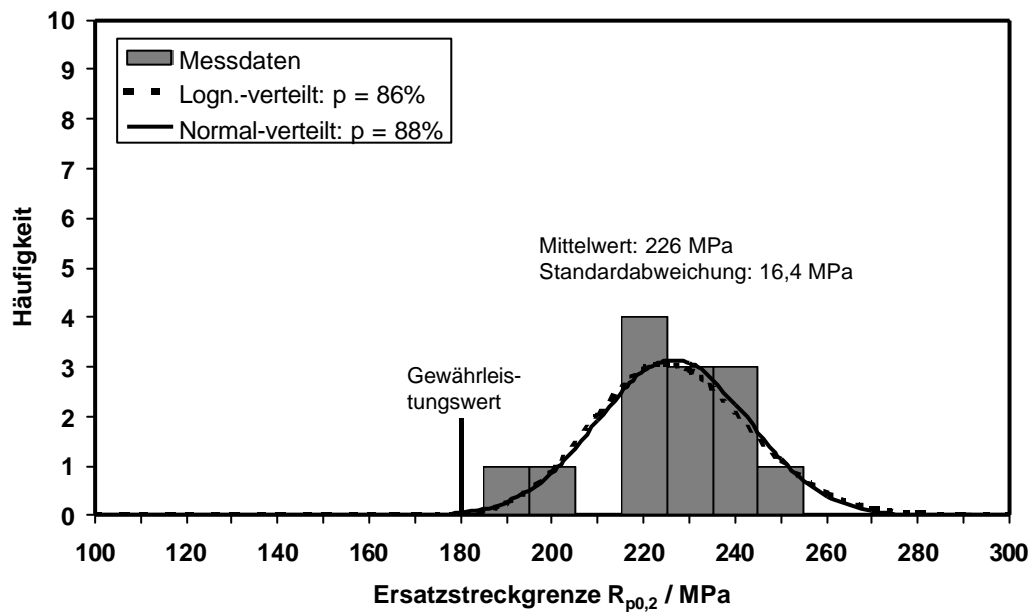


Bild 6.2: Normal-verteilte Streckgrenze des X10CrNiTi18-9 (L-orientiert) bei 20°C

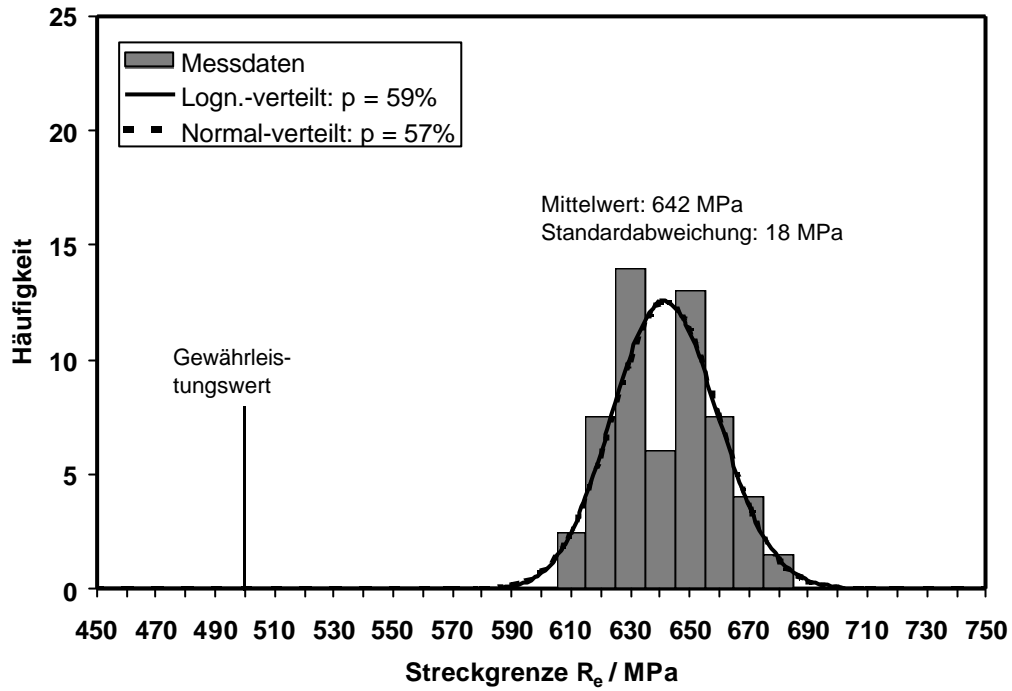


Bild 6.3: Lognormal-verteilte Streckgrenze des 10MnMoNi5-5 (T- und L-orientiert) bei 20°C

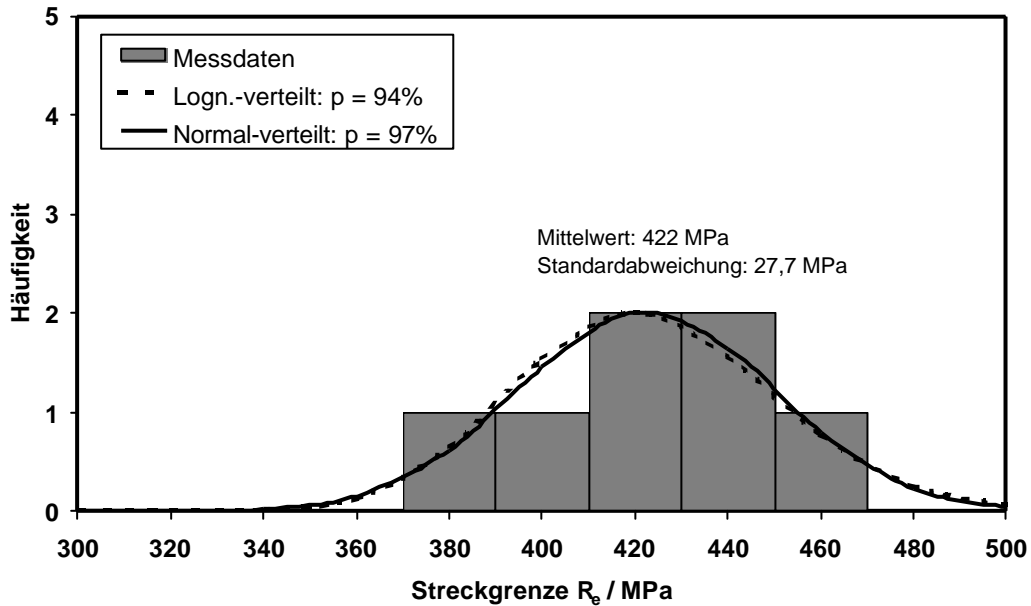
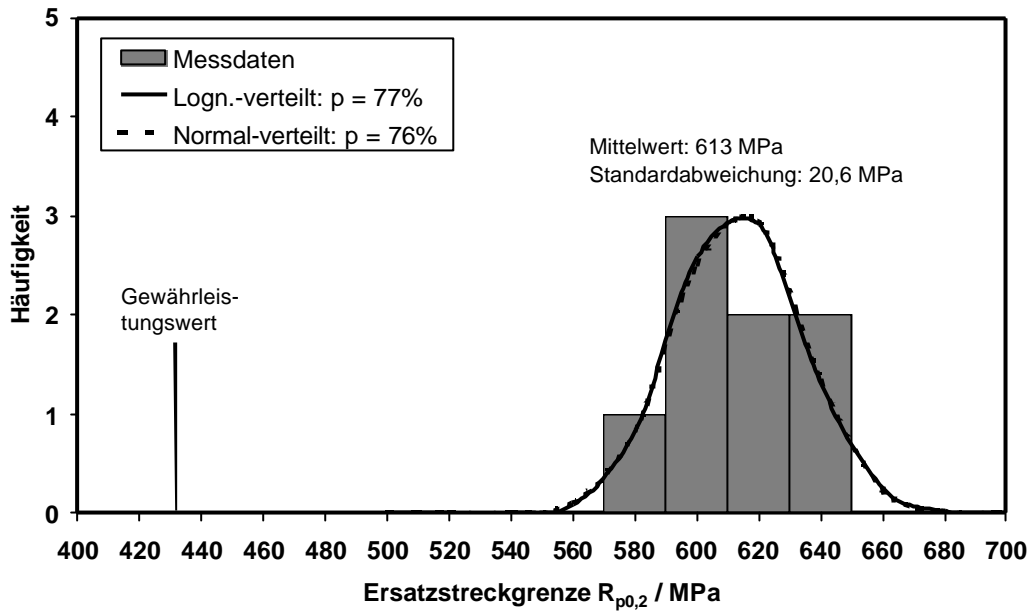
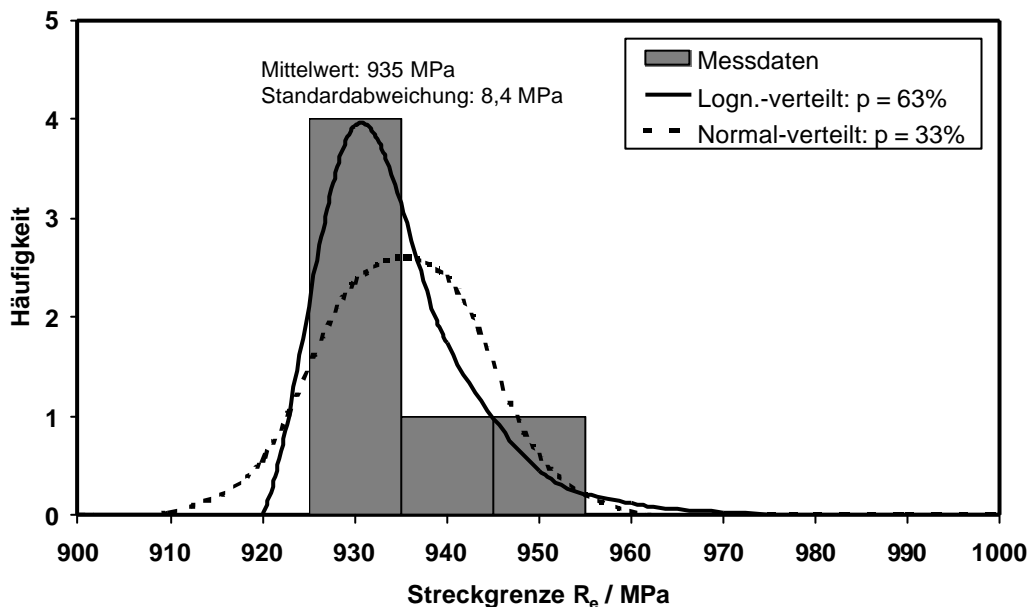


Bild 6.4: Normal-verteilte Streckgrenze des 22NiMoCr3-7 (T-orientiert) bei 280°C



**Bild 6.5:** Lognormal-verteilte Ersatzstreckgrenze des 22NiMoCr3-7 (T-orientiert) bei 20°C



**Bild 6.6:** Lognormal-verteilte Streckgrenze des 17MoV8-4 (T- und L-orientiert) bei 350°C

In vier von sechs Fällen ist eine Lognormal-Verteilung wahrscheinlicher als eine Normalverteilung. Es wird deshalb angenommen, dass die Streckgrenze statistisch lognormal-verteilt ist. Diese Annahme wird ebenfalls in [65] bzw. [66] empfohlen. In der Literatur konnte diese Verteilung anhand der Auswertungen von umfangreichen Experimenten belegt werden.

### 6.1.2 Zugfestigkeit $R_m$

In Bild 6.7 bis Bild 6.12 ist jeweils die Zugfestigkeit  $R_m$  für eine Auswahl der in Kap. 4 dargestellten Stähle bei verschiedenen Temperaturen wiedergegeben.

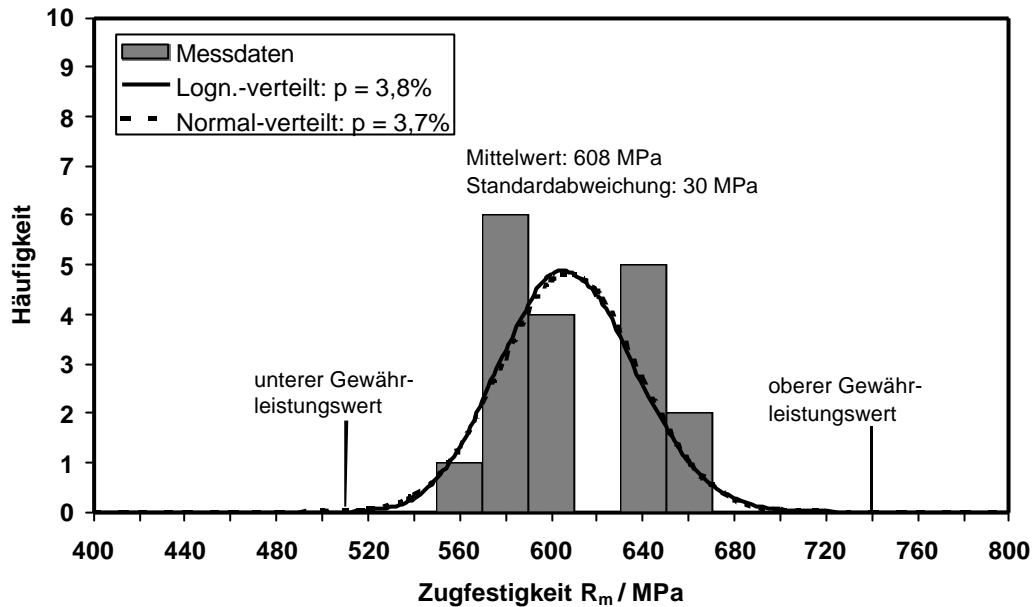


Bild 6.7: Lognormal-verteilte Zugfestigkeit des X10CrNiNb18-9 (L-orientiert) bei 20°C

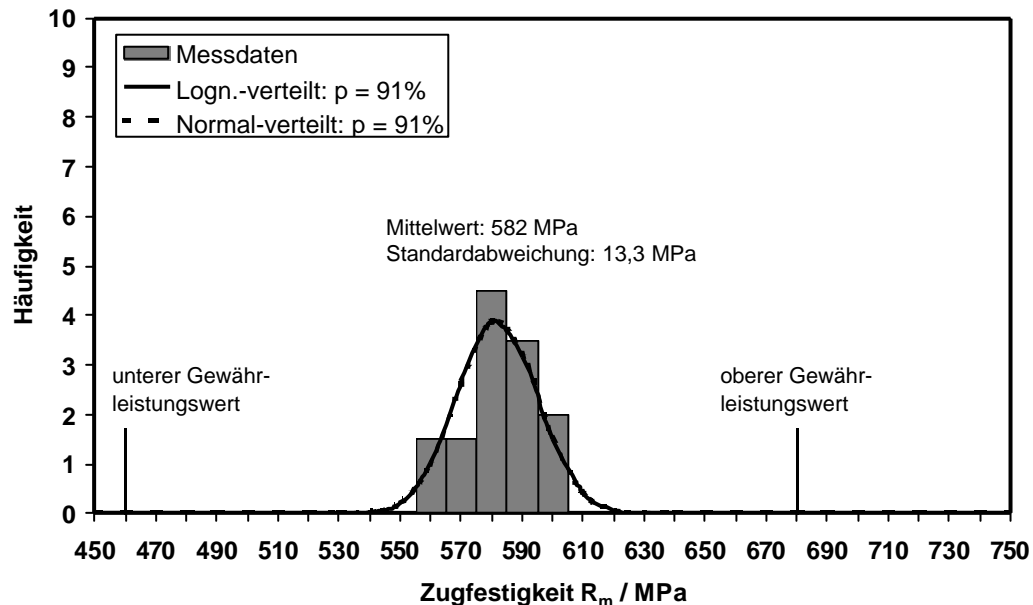


Bild 6.8: Lognormal- oder normal-verteilte Zugfestigkeit des X10CrNiTi18-10 (L-orientiert) bei 20°C

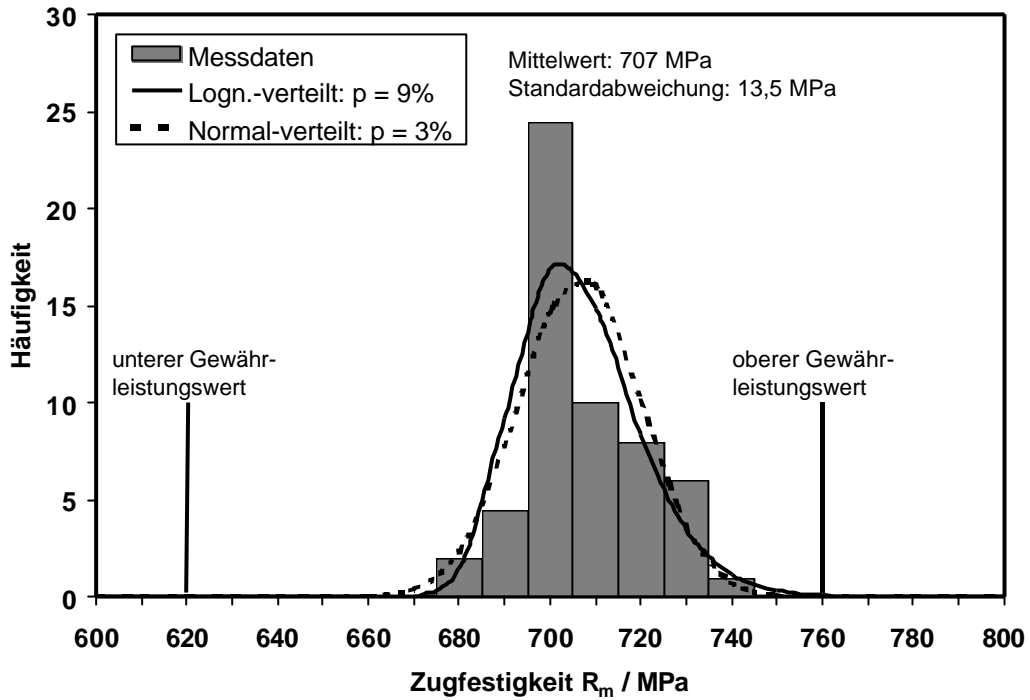


Bild 6.9: Lognormal-verteilte Zugfestigkeit des 10MnMoNi5-5 (T- und L-orientiert) bei 20°C

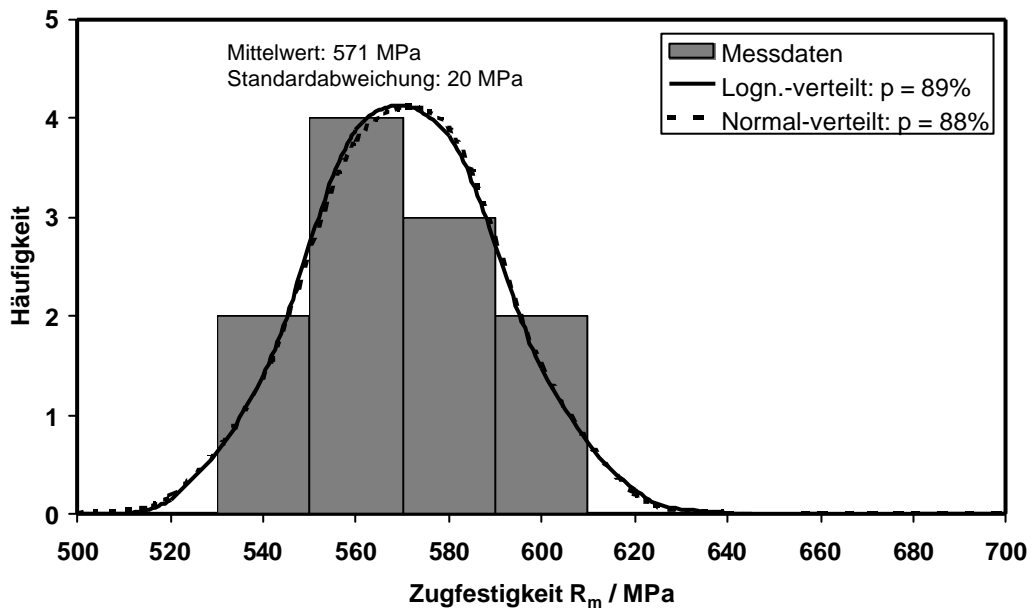


Bild 6.10: Lognormal-verteilte Zugfestigkeit des 22NiMoCr3-7 (T-orientiert) bei 280°C

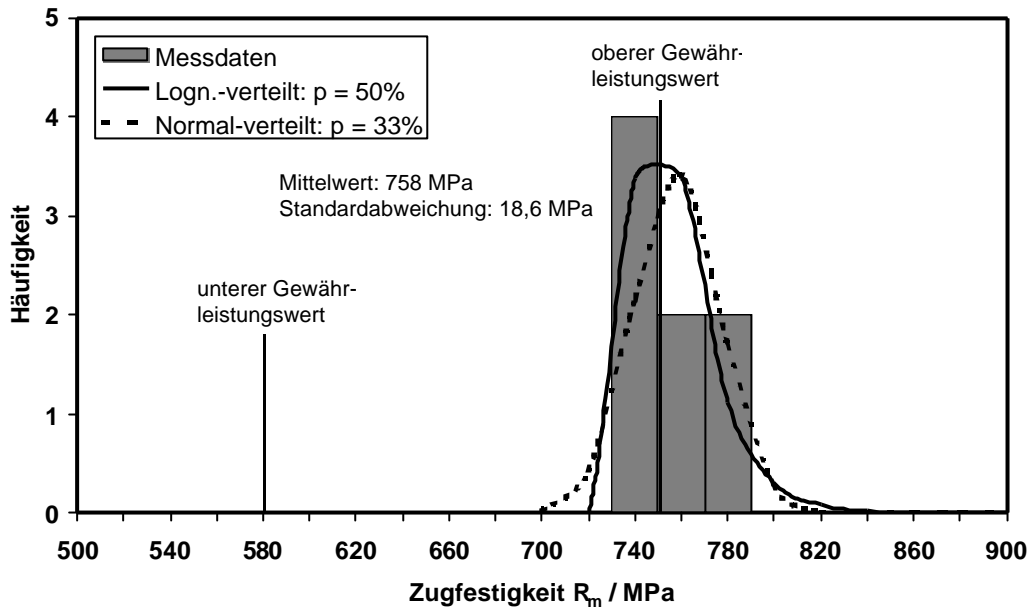


Bild 6.11: Lognormal-verteilte Zugfestigkeit des 22NiMoCr3-7 (T-orientiert) bei 20°C

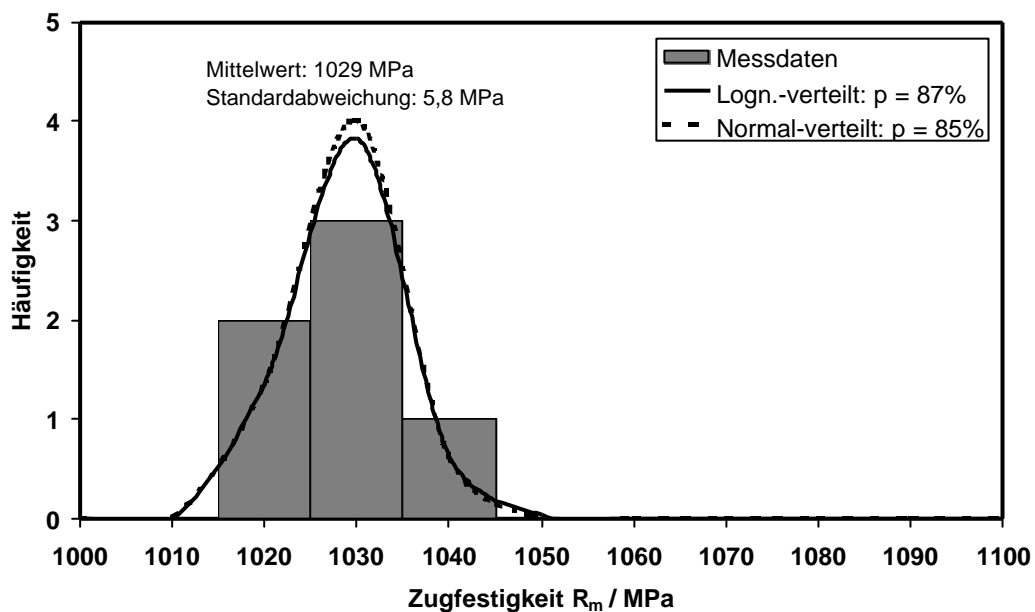


Bild 6.12: Lognormal-verteilte Zugfestigkeit des 17MoV8-4 (T und L-orientiert) bei 350°C

In fünf von sechs Fällen ist eine Lognormal-Verteilung wahrscheinlicher als eine Normalverteilung; in einem Fall sind beide Verteilungen gleich wahrscheinlich. Beide Verteilungen liegen nach [Bild 6.7](#) mit geringer Wahrscheinlichkeit zugrunde. Die Ursache kann nicht mit Sicherheit festgestellt werden. Möglicherweise ist der Datensatz nicht groß genug, so dass bei der Bildung von Intervallklassen durch Rundung eine

Werteklasse zufällig unbelegt geblieben ist, wie in Bild 6.7 zu sehen ist. Durch diese Tatsache wird der  $\chi^2$ -Test durch Vergleich mit der theoretischen Verteilung eine geringe Übereinstimmungswahrscheinlichkeit generieren. In Bild 6.9 sind ebenfalls die Wahrscheinlichkeiten einer Übereinstimmung mit einer der beiden Verteilungen sehr gering. Es sind jedoch keine Unregelmäßigkeiten erkennbar, da der Datensatz stark belegt ist. Wenn ein Datensatz mit einer theoretischen Verteilung verglichen wird, der er unterliegt, dann muss er bei sehr vielen Werten aufgrund des Gesetzes der großen Zahl gegen diese Verteilung konvergieren. Da aber kein experimentell ermittelter Datensatz exakt einer Verteilung unterliegt, wird die Wahrscheinlichkeit exakter Übereinstimmung  $p$  entsprechend gering ausfallen.

Da in den sechs Datensätzen jedoch eine eindeutige Tendenz erkennbar bleibt, wird angenommen, dass die Zugfestigkeit statistisch lognormal verteilt ist. Diese Annahme findet man in den Untersuchungen aus [65] bzw. [66] bestätigt.

### 6.1.3 $J_I$ -Wert

In Bild 6.13 bis Bild 6.19 ist jeweils der  $J_I$ -Wert für verschiedene Stähle bei verschiedenen Temperaturen dargestellt. Es wurden ausschließlich CT-Proben verwendet, die durch Anschwingen einen vom Kerbgrund ausgehenden Riss aufweisen.

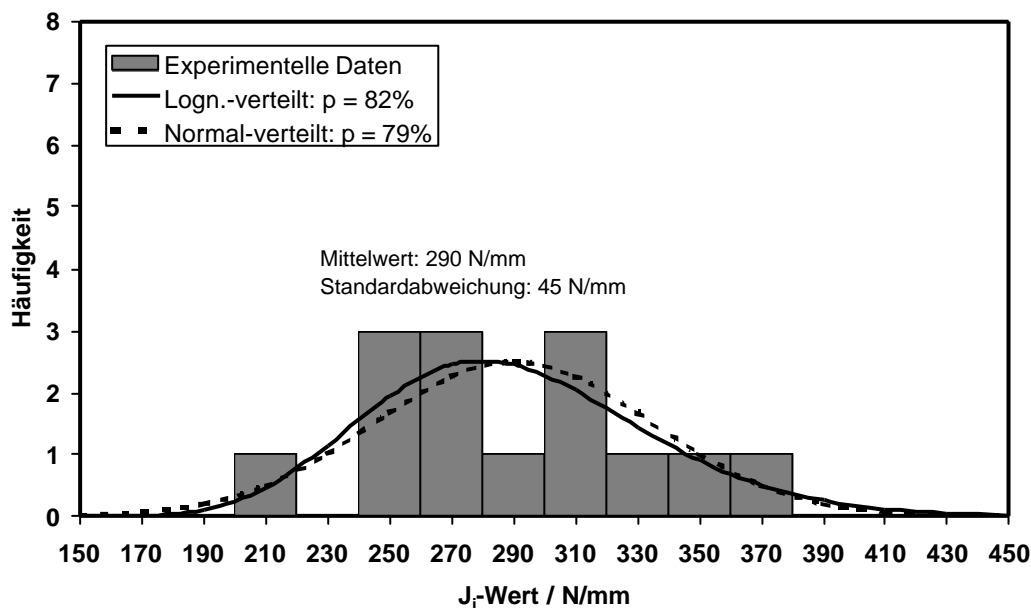


Bild 6.13: Lognormal-verteilte  $J_I$ -Werte des X10CrNiNb18-9 (L-orientiert) bei 20°C

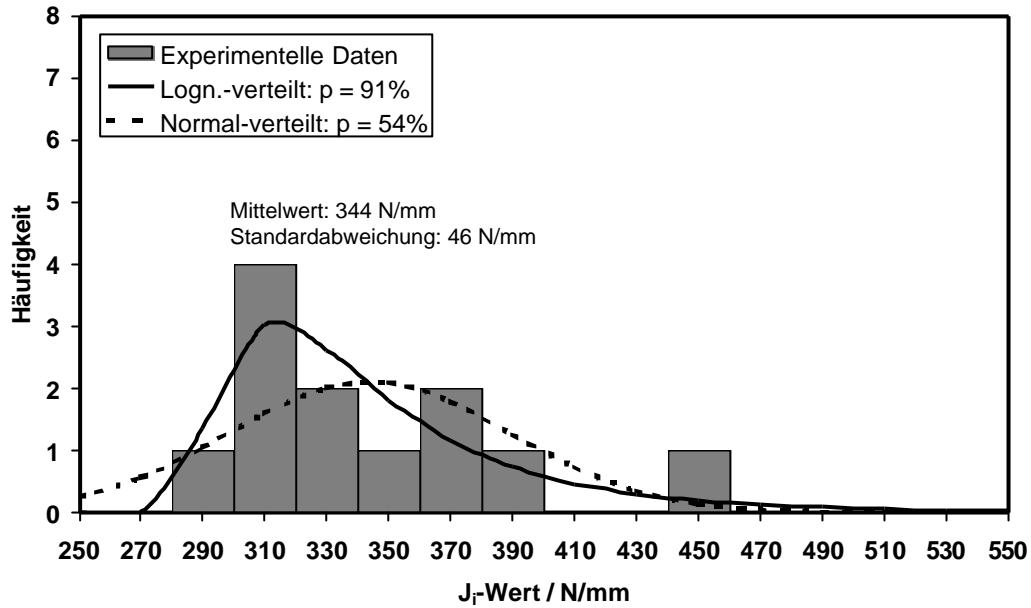


Bild 6.14: Lognormal-verteilte  $J_I$ -Werte des X10CrNiTi18-9 mit Startwert bei 270 N/mm (L-orientiert) bei 20°C

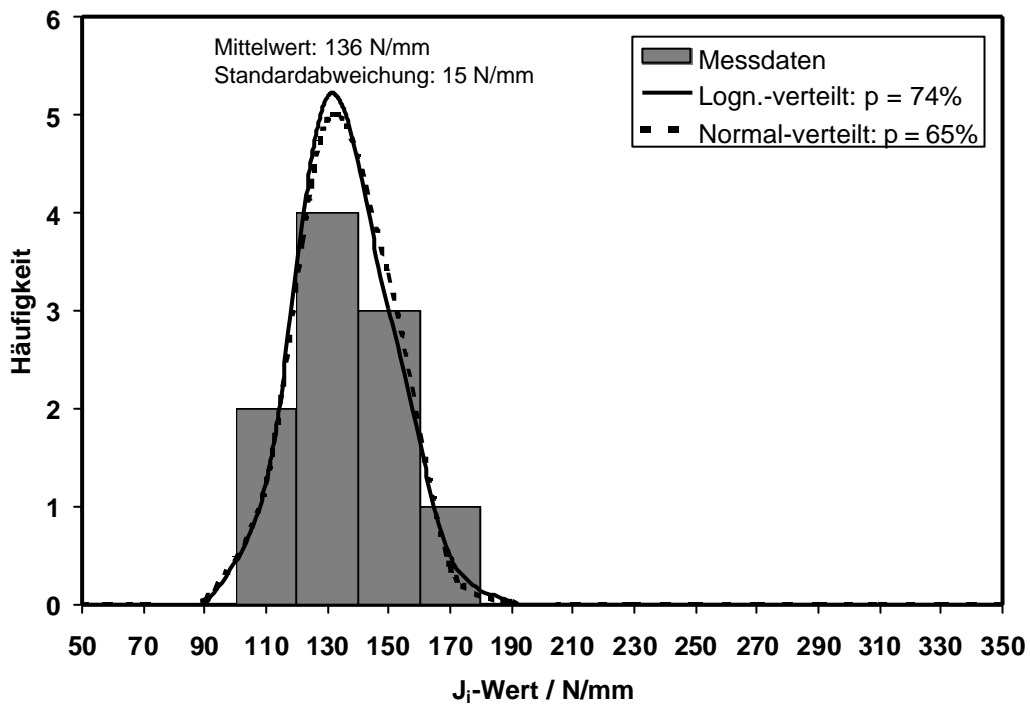


Bild 6.15: Lognormal-verteilte  $J_I$ -Werte des 10MnMoNi5-5 (L-S-orientiert) bei 20°C



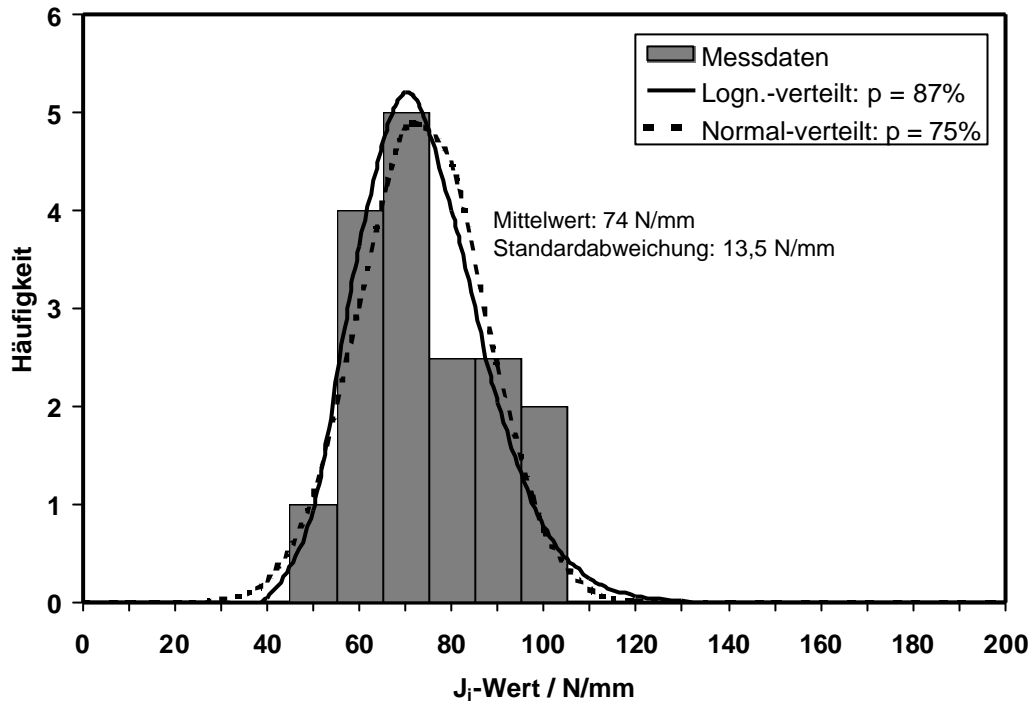


Bild 6.16: Lognormal-verteilte  $J_i$ -Werte des 22NiMoCr3-7 (T-orientiert) bei 65°C

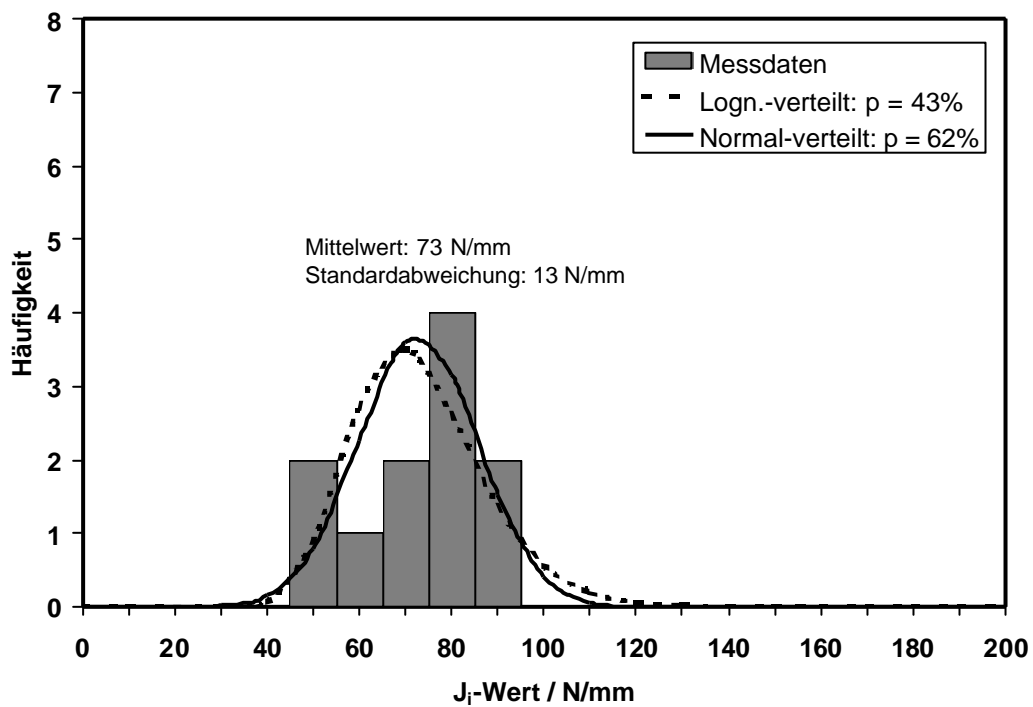


Bild 6.17: Normal-verteilte  $J_i$ -Werte des 22NiMoCr3-7 (T-orientiert) bei 150-300°C

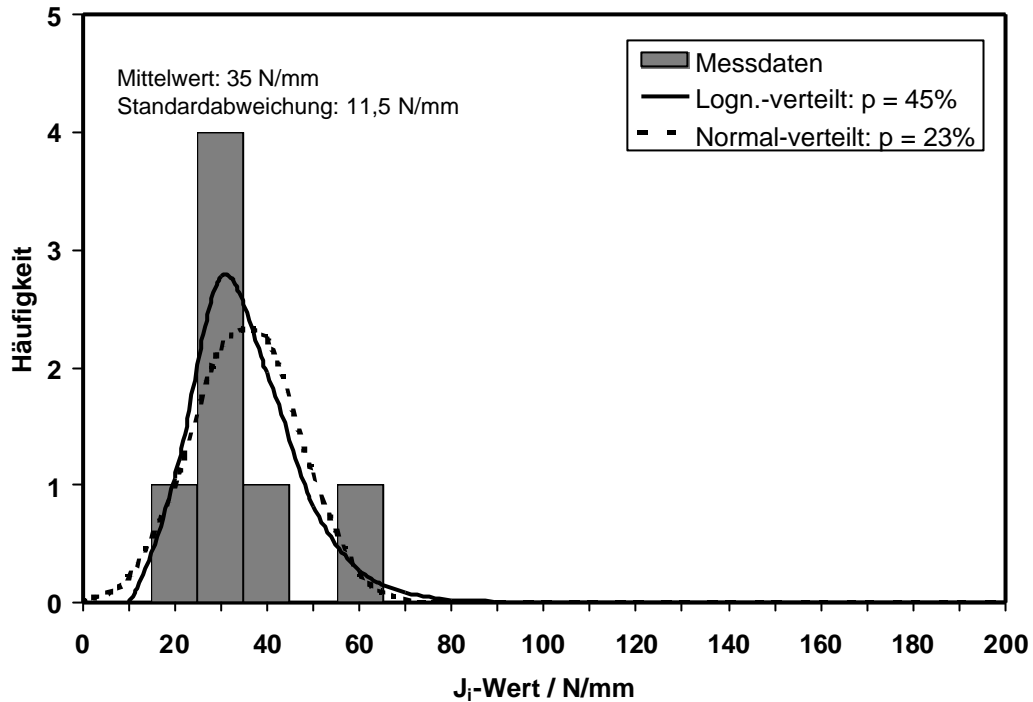


Bild 6.18: Lognormal-verteilte  $J_i$ -Werte des 22NiMoCr3-7 (T-orientiert) bei 80°C

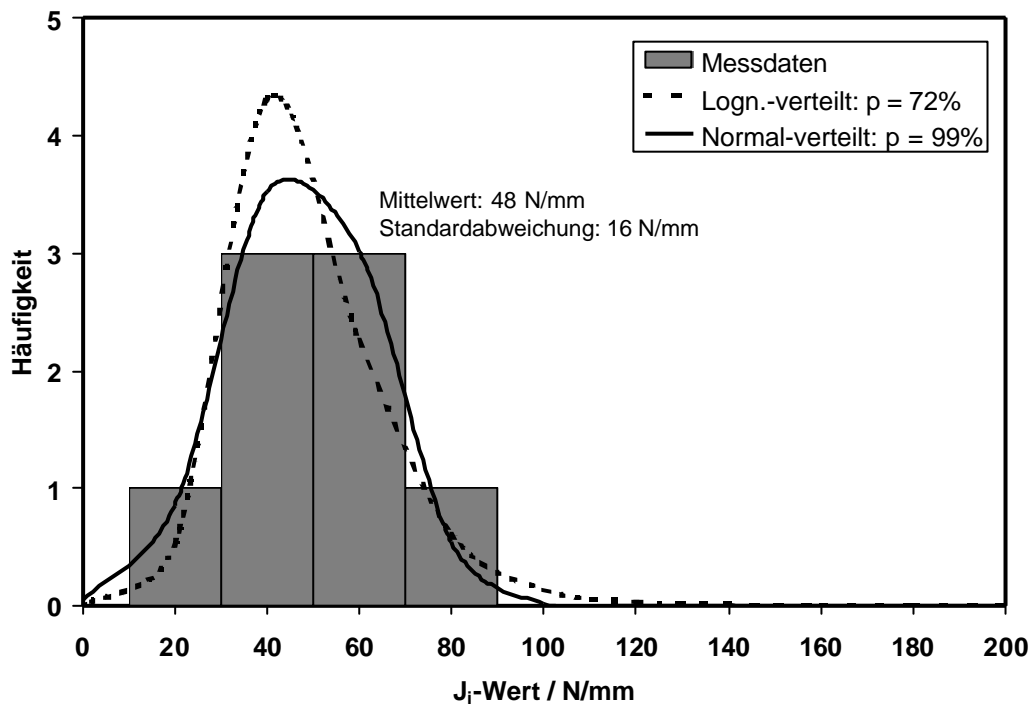


Bild 6.19: Normal-verteilte  $J_i$ -Werte des 17MoV8-4 (T-orientiert) bei 300-450°C

In fünf von sieben Fällen ist eine Lognormal-Verteilung wahrscheinlicher als eine Normalverteilung. Die Grafiken weisen keine besondere Anomalitäten auf. Es wird deshalb angenommen, dass die  $J_i$ -Werte statistisch lognormal-verteilt sind [65].

### 6.1.4 $J_{Ic}$ -Wert

In Bild 6.20 bis Bild 6.23 ist jeweils der  $J_{Ic}$ -Wert für verschiedene Stähle bei verschiedenen Temperaturen dargestellt. Es wurden ausschließlich CT-Proben verwendet, die durch Anschwingen einen vom Kerbgrund ausgehenden Riss aufweisen.

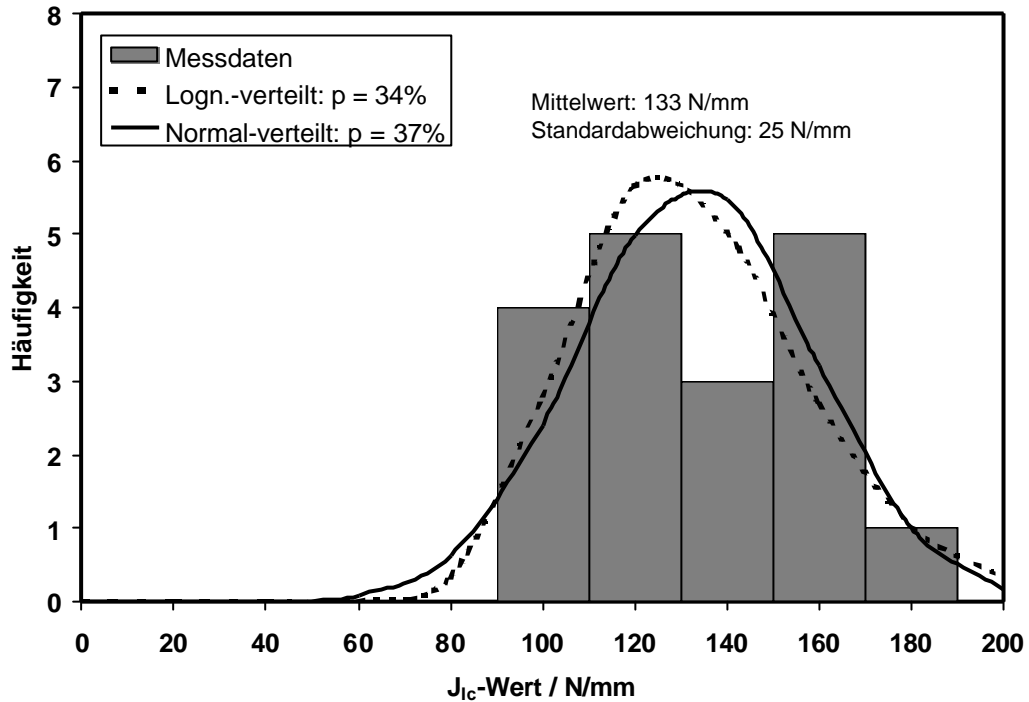


Bild 6.20: Normal-vertelte  $J_{Ic}$ -Werte des 22NiMoCr3-7 (T-orientiert) bei 65°C

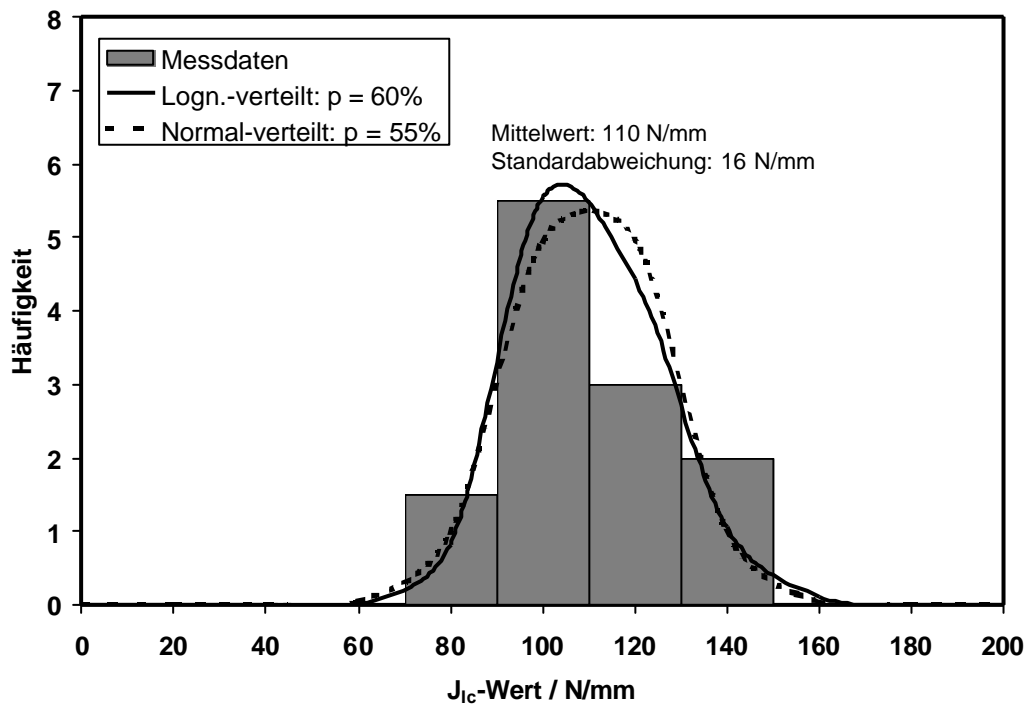


Bild 6.21: Normal-vertelte  $J_{Ic}$ -Werte des 22NiMoCr3-7 (T-orientiert) bei 150-300°C

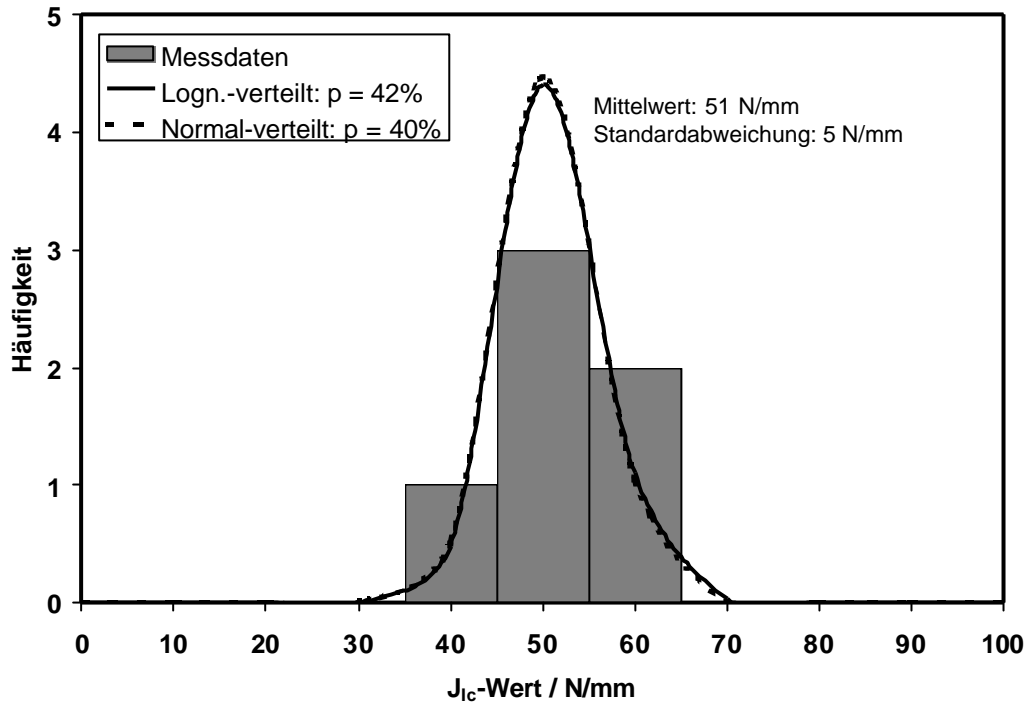


Bild 6.22: Normal-verteilte  $J_c$ -Werte des 22NiMoCr3-7 (T-orientiert) bei 80°C

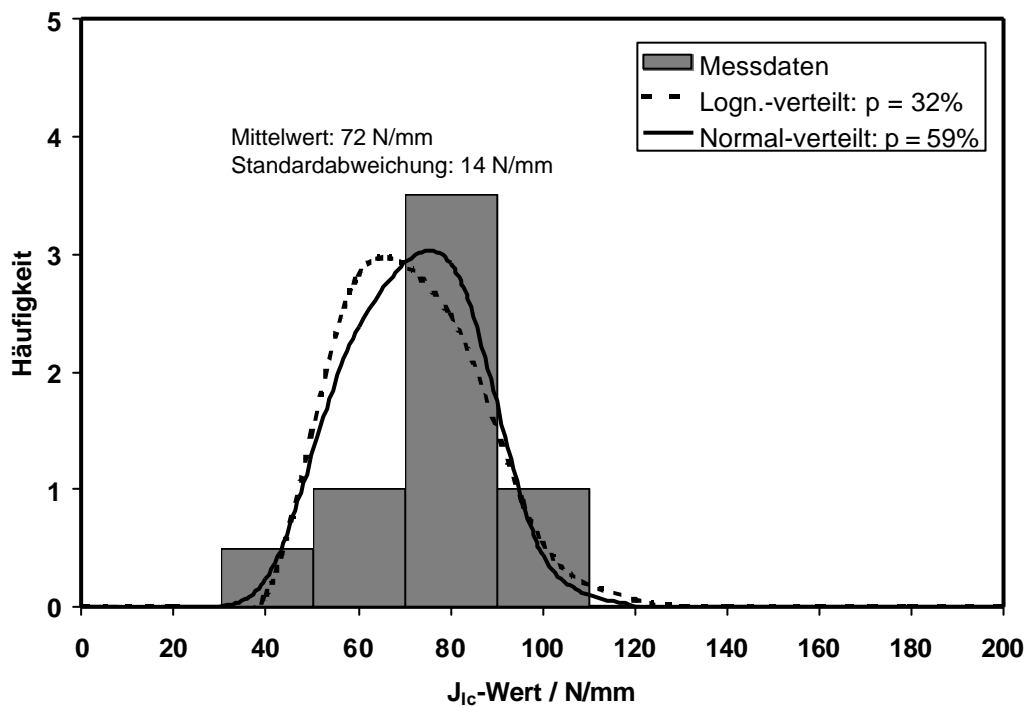
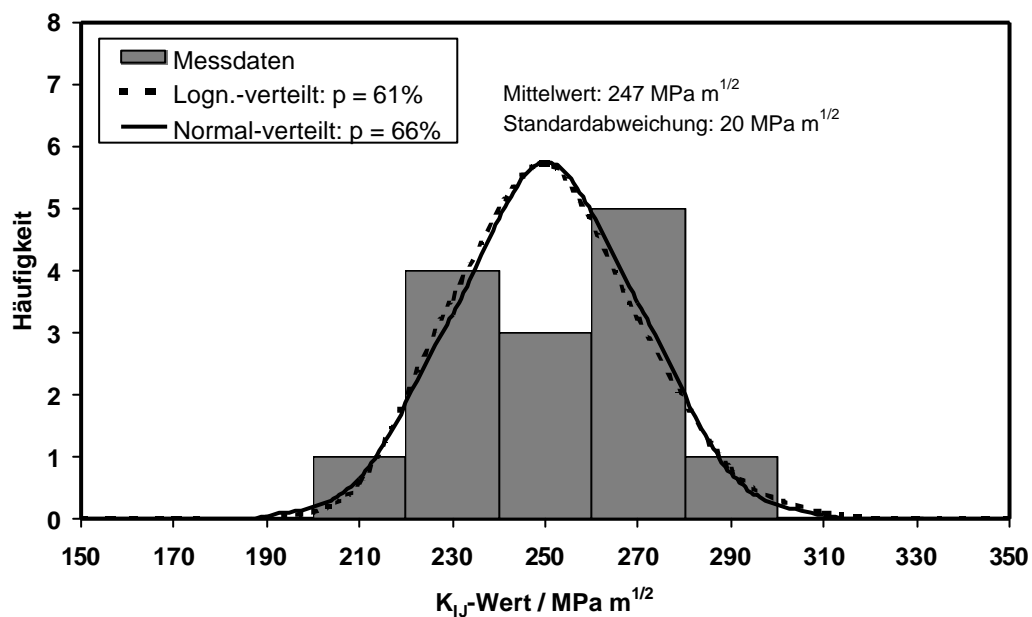


Bild 6.23: Normal-verteilte  $J_c$ -Werte des 17MoV8-4 (T-orientiert) bei 300-450°C

In zwei Fällen ist eine Lognormal-Verteilung wahrscheinlicher, in zwei weiteren die Normalverteilung. Es kann keine sichere Aussage über die zugrundeliegende Verteilung gemacht werden. Das kann darin begründet sein, dass nur vier Datensätze untersucht wurden, die zudem nur schwach belegt sind. Da der  $J_c$ -Wert im Gegensatz zum  $J_i$ -Wert keine reine Werkstoffkenngröße ist, sondern von der Probengeometrie abhängt, sind stets nur CT-Proben derselben Größe vergleichbar, was die Anzahl der auswertbaren Versuche stark einschränkt. Nach [65] sind  $J_c$ -Werte lognormal- bzw. weibull-verteilt.

### 6.1.5 $K_{IJ}$ -Wert

In [Bild 6.24](#) bis [Bild 6.30](#) sind die  $K_{IJ}$ -Werte dargestellt, die aus den  $J$ -Werten aus Kapitel 6.1.3 nach Gl. (3.2) berechnet sind.



[Bild 6.24](#): Normal-verteilte  $K_{IJ}$ -Werte des X10CrNiNb18-9 (L-orientiert) bei 20°C

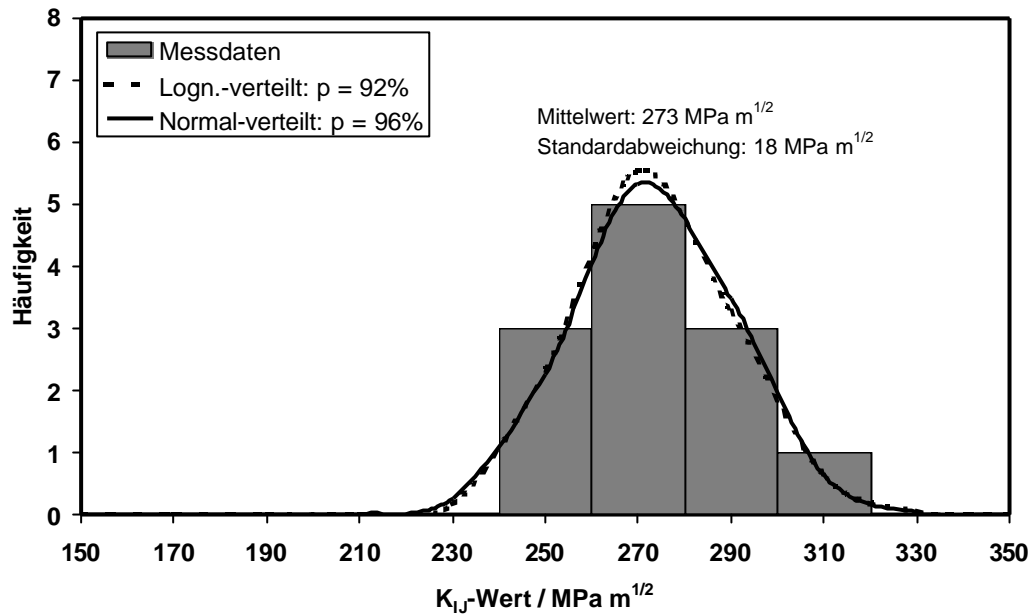


Bild 6.25: Normal-verteilte  $K_{IJ}$ -Werte des X10CrNiTi18-9 (L-orientiert) bei 20°C

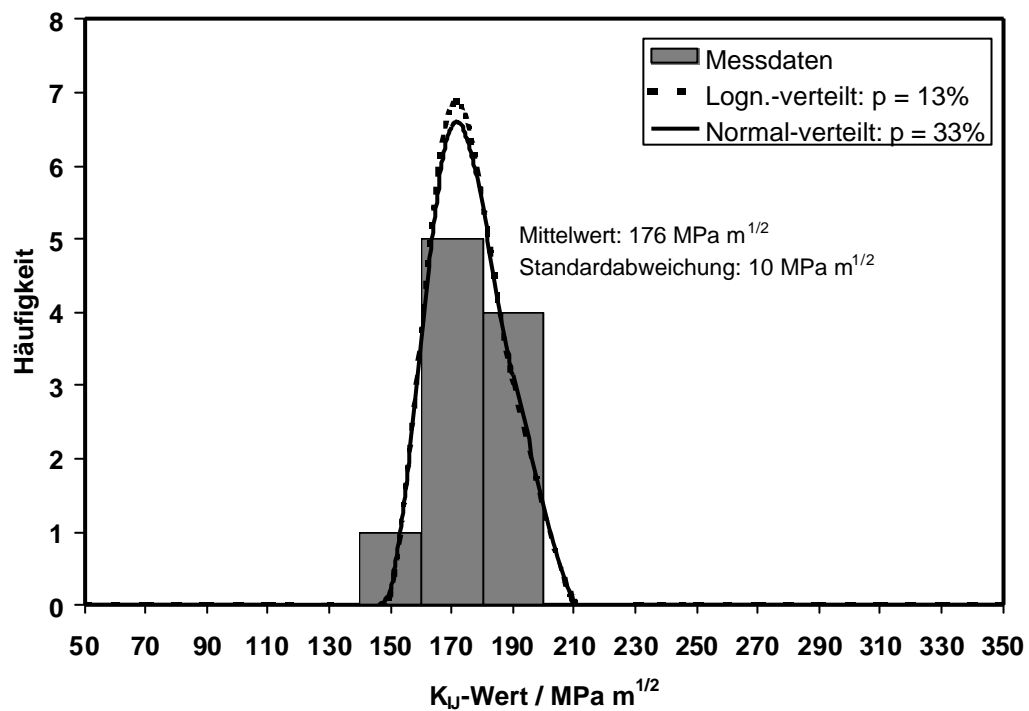


Bild 6.26: Normal-verteilte  $K_{IJ}$ -Werte des 10MnMoNi5-5 (T- und L-orientiert) bei 20°C

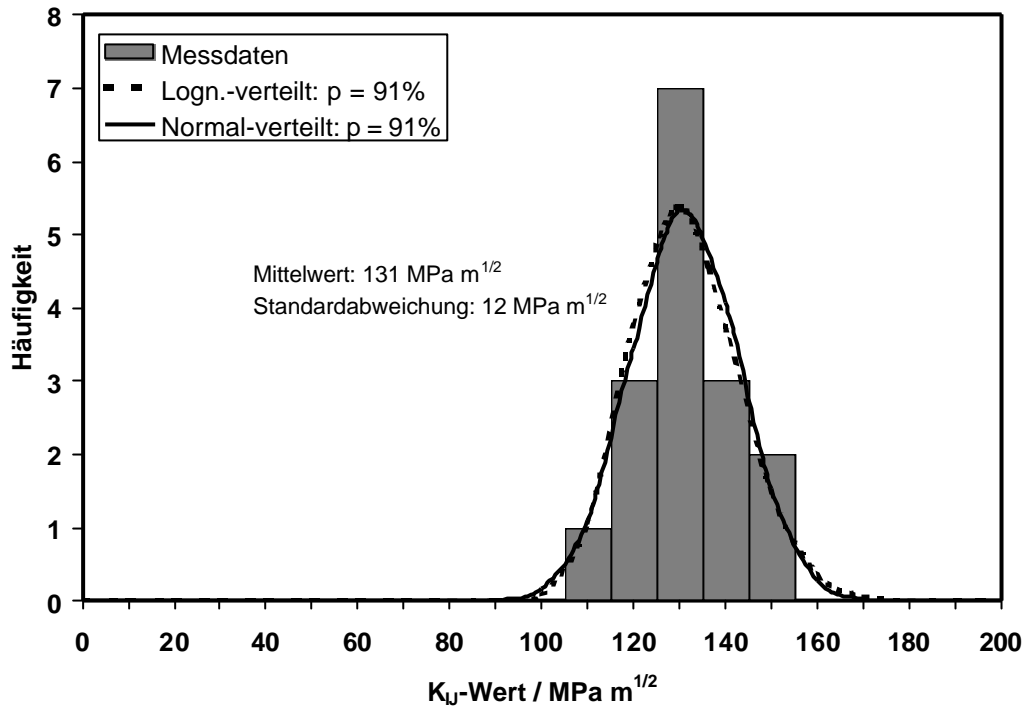


Bild 6.27: Normal- bzw. lognormal-verteilte  $K_{IJ}$ -Werte des 22NiMoCr3-7 (T-orientiert) bei 65°C

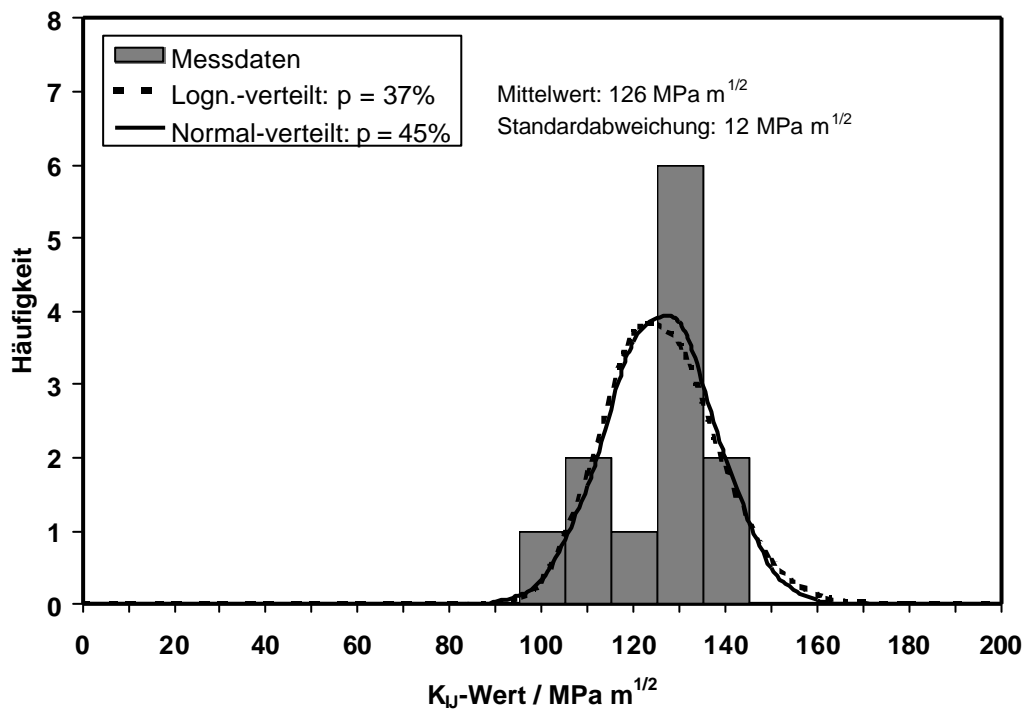


Bild 6.28: Normal-verteilte  $K_{IJ}$ -Werte des 22NiMoCr3-7 (T-orientiert) bei 150-300°C

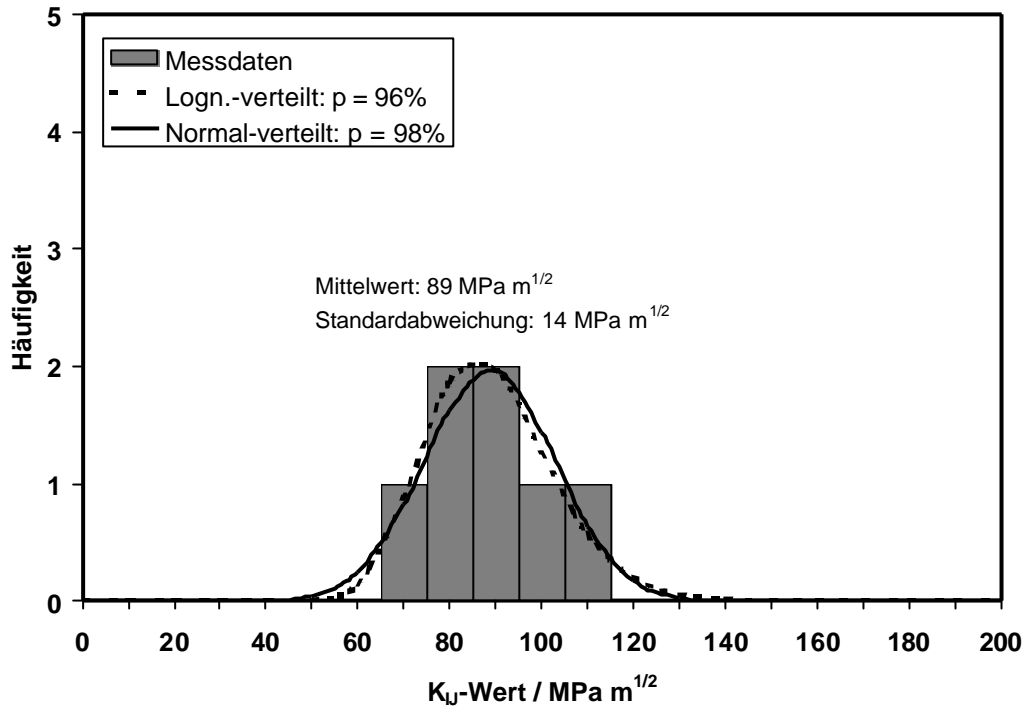


Bild 6.29: Normal-vertelte  $K_{IJ}$ -Werte des 22NiMoCr3-7 (T-orientiert) bei 80°C

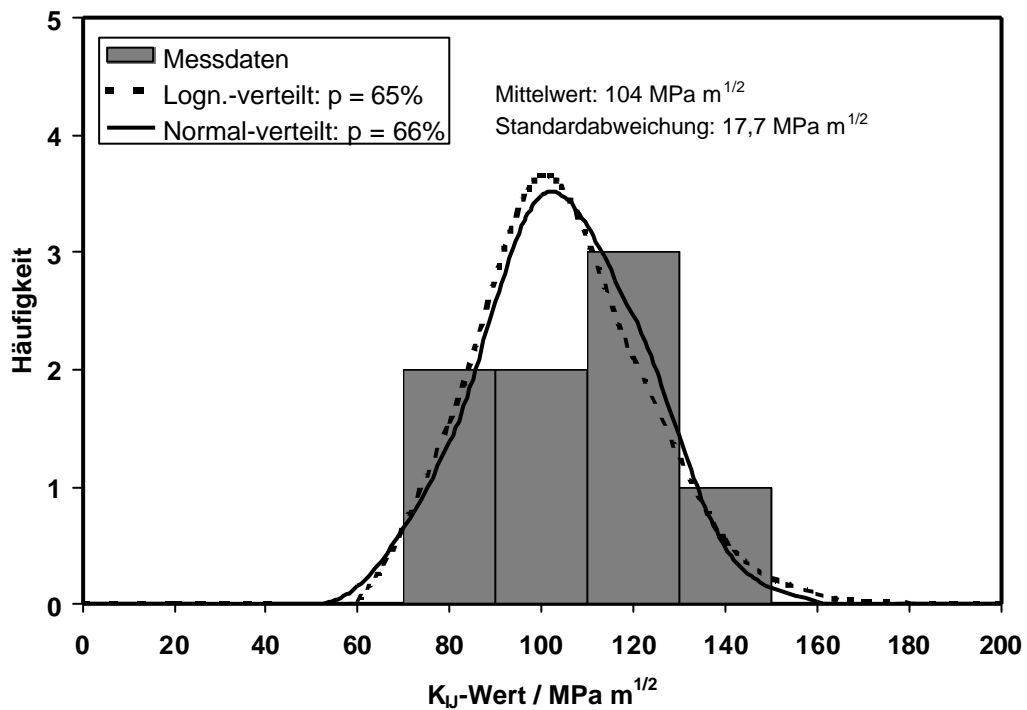


Bild 6.30: Normal-vertelte  $K_{IJ}$ -Werte des 17MoV8-4 (T-orientiert) bei 300-450°C

In sechs von sieben Datensätzen ist eine Normal-Verteilung wahrscheinlicher, im siebten Datensatz aus [Bild 6.27](#) ist keine Entscheidung möglich. Aus diesem Grund wird angenommen, dass die  $K_{IJ}$ -Werte normalverteilt sind. Da der Zusammenhang



aus Gl. (3.2) zwischen  $J_i$  und  $K_{J_i}$  nichtlinear ist, ist eine unterschiedliche Verteilung der beiden Kennwerte möglich.

### 6.1.6 $K_{J_{IC}}$ -Wert

In Bild 6.31 bis Bild 6.34 sind die  $K_{J_{IC}}$ -Werte dargestellt, die aus den  $J_{IC}$ -Werten aus Kapitel 5.5 berechnet sind.

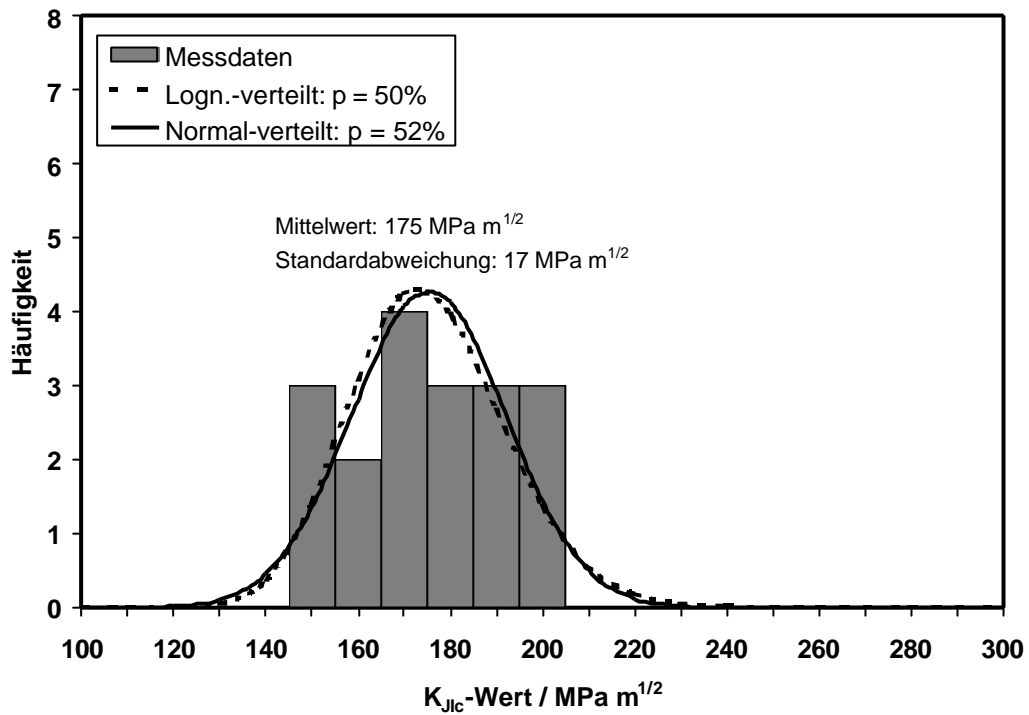


Bild 6.31: Normal-vertelte  $K_{J_{IC}}$ -Werte des 22NiMoCr3-7 (T-orientiert) bei 65°C

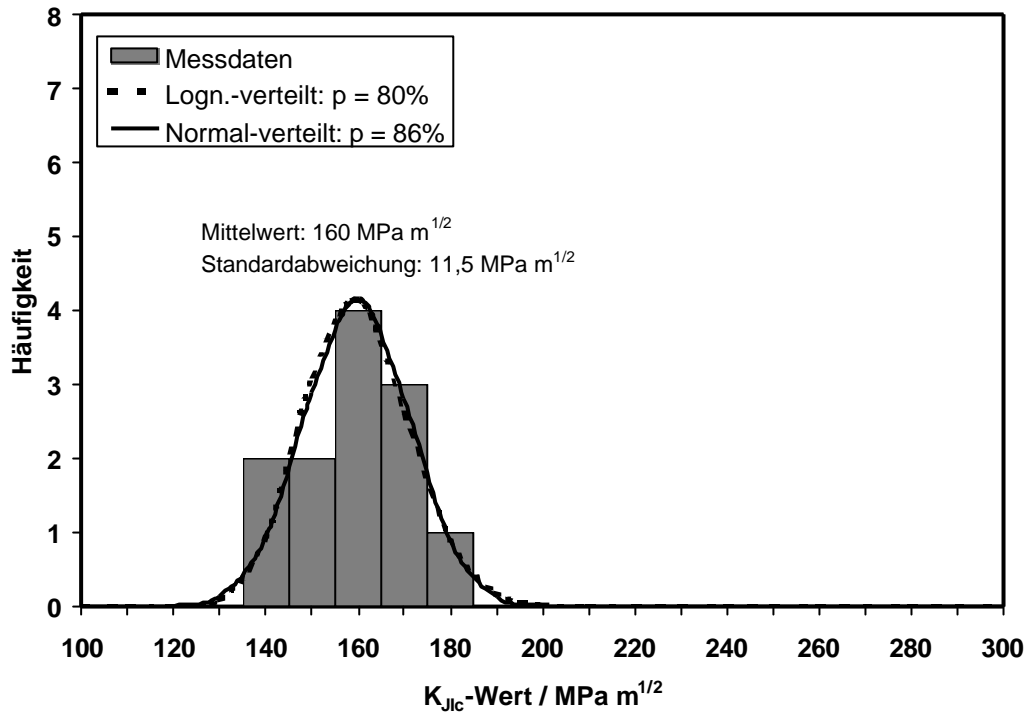


Bild 6.32: Normal-verteilte  $K_{Jc}$ -Werte des 22NiMoCr3-7 (T-orientiert) bei 150-300°C

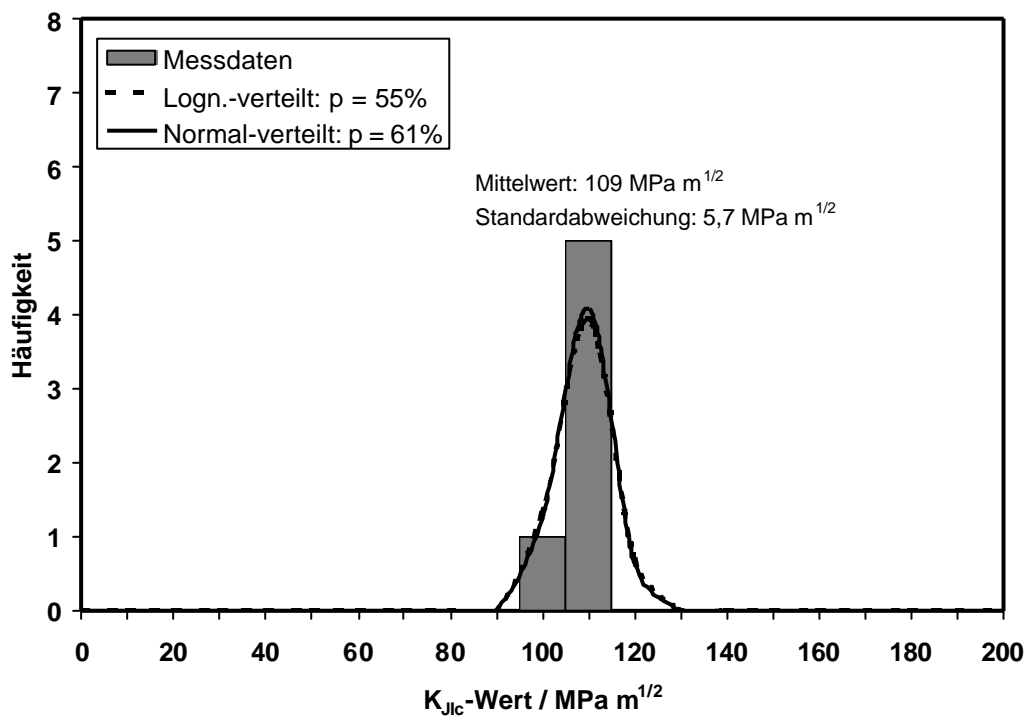


Bild 6.33: Normal-verteilte  $K_{Jc}$ -Werte des 22NiMoCr3-7 (T-orientiert) bei 80°C

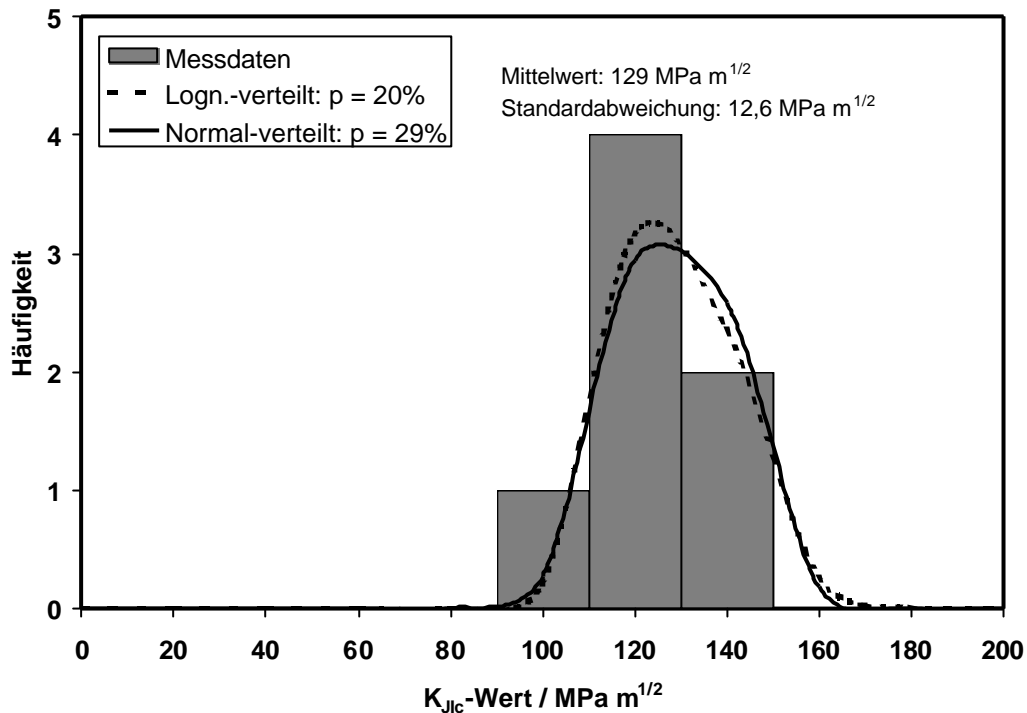


Bild 6.34: Normal-verteilte  $K_{Jc}$ -Werte des 17MoV8-4 (T-orientiert) bei 300-450°C

Bei sämtlichen Datensätzen ist eine Normal-Verteilung wahrscheinlicher als eine Lognormal-Verteilung. Der Datensatz aus Bild 6.31 scheint einer Gleichverteilung zu unterliegen, da die Häufigkeit in sämtlichen Klassen annähernd gleich groß ist. Da dies jedoch bei den anderen Datensätzen nicht der Fall ist, handelt es sich wahrscheinlich um einen Ausreißer. Die  $K_{Jc}$ -Werte werden als normalverteilt betrachtet.

### 6.1.7 $K_{Jc}$ -Wert

In Bild 6.35 bis Bild 6.39 sind die  $K_{Jc}$ -Werte des temperaturabhängigen Übergangsbereichs der Zähigkeit dargestellt. Sowohl Grundwerkstoffe als auch das Schweißgut einer großen Auswahl verschiedener Stähle sind auf die Temperatur  $T_0$  normiert und in  $T-T_0$ -Intervallen von 10 K zusammengefasst (siehe Kap. 3.2.3). Die Parameter der Weibullverteilung werden nicht empirisch angepasst, wie bei Normal- und Lognormalverteilung sondern nach [28] bestimmt.

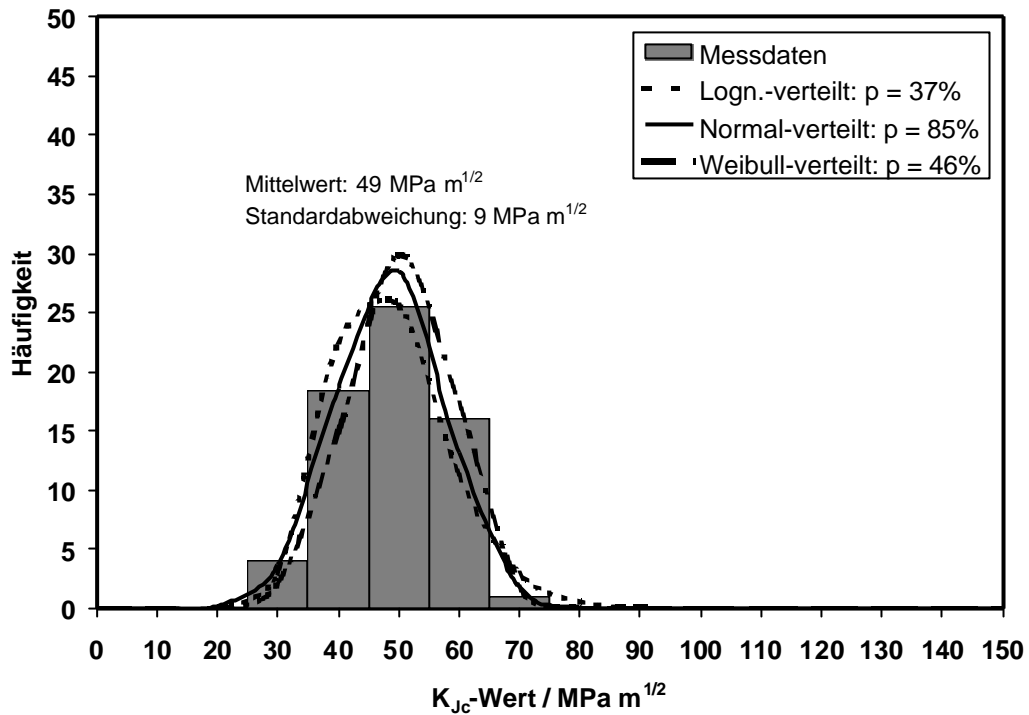


Bild 6.35: Normal-vertelte  $K_{Jc}$ -Werte bei  $dT = -70$  bis  $-60$  °C

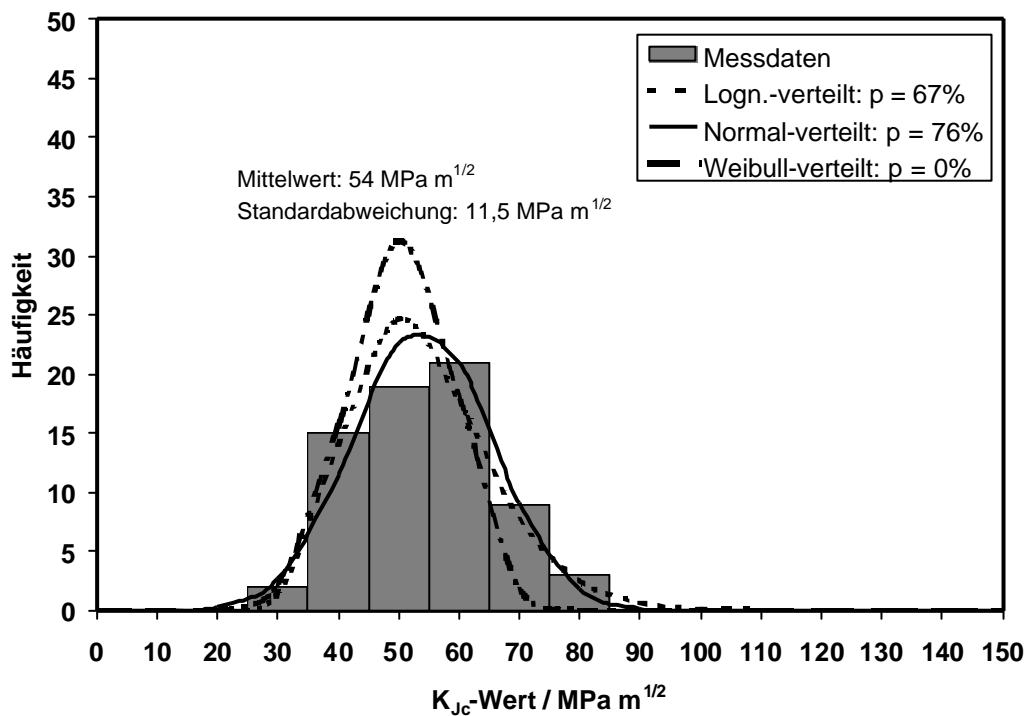


Bild 6.36: Normal-vertelte  $K_{Jc}$ -Werte bei  $dT = -60$  bis  $-50$  °C

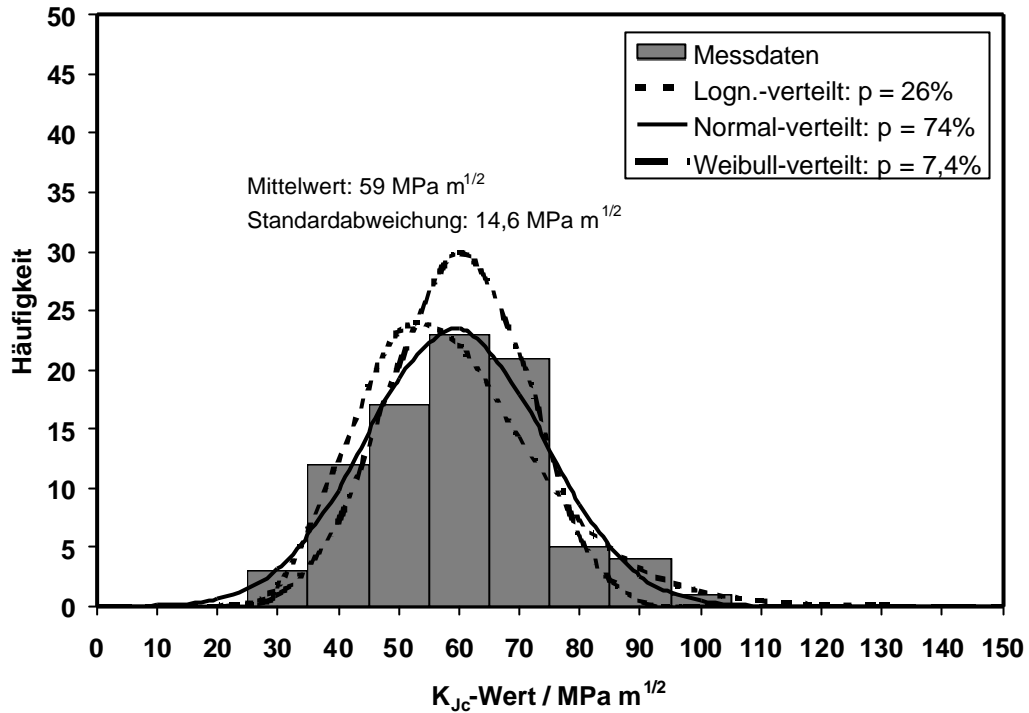


Bild 6.37: Normal-verteilte  $K_{Jc}$ -Werte bei  $dT = -50$  bis  $-40$  °C

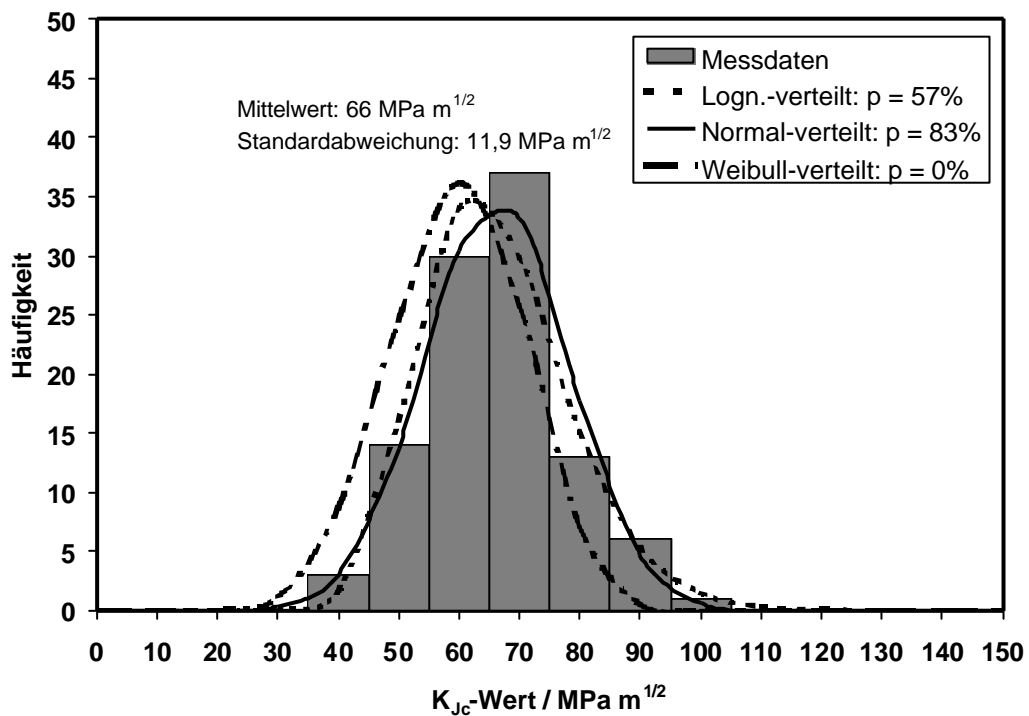


Bild 6.38: Normal-verteilte  $K_{Jc}$ -Werte bei  $dT = -40$  bis  $-30$  °C

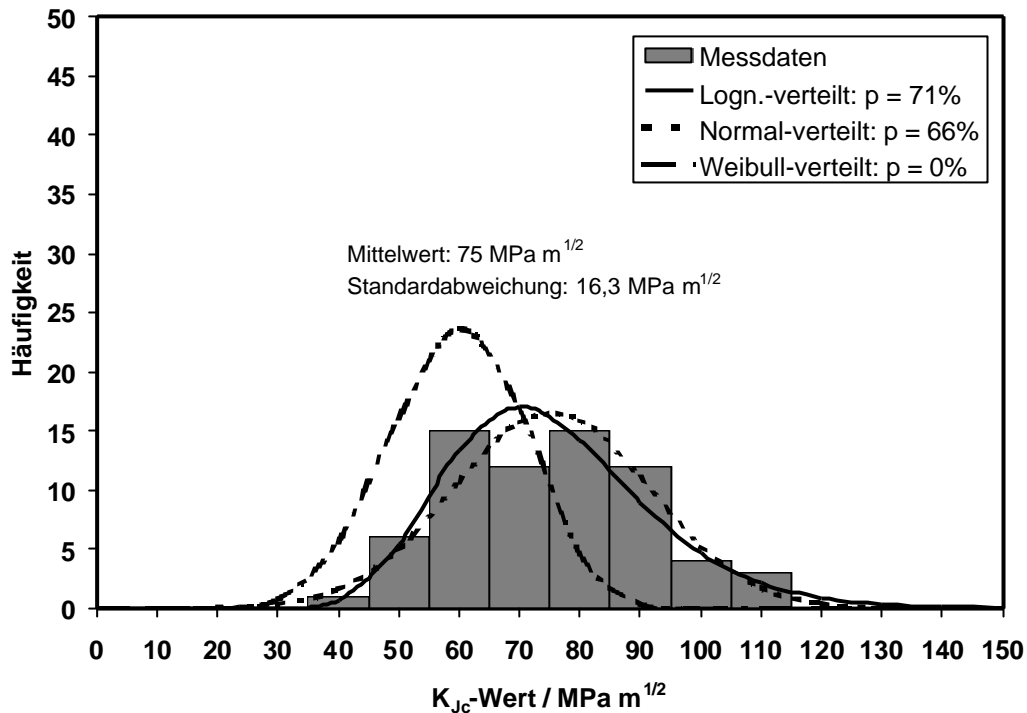


Bild 6.39: Lognormal-verteilte  $K_{Jc}$ -Werte bei  $dT = -30$  bis  $-20$  °C

Nach diesem Vorgehen zeigt sich, dass die Datensätze von Bild 6.35 bis Bild 6.38 am wahrscheinlichsten normalverteilt sind. Nur der Datensatz mit der größten Temperaturdifferenz  $\Delta T_0 = -30$  bis  $-20$  aus Bild 6.39 ist lognormal-verteilt. Daraus kann abgeleitet werden, dass eine empirisch angepasste Normalverteilung im unteren und mittleren Übergangsgebiet wahrscheinlicher als eine Lognormal-Verteilung ist. Im Übergangsgebiet höherer Temperaturen ist dagegen eine Lognormal-Verteilung zunehmend wahrscheinlicher.

Die unterstellte Weibull-Verteilung nach [28] liegt nur beim Datensatz aus Bild 6.35 mit einer vergleichsweise hohen Wahrscheinlichkeit von  $p=46\%$  vor. Sie ist damit sogar wahrscheinlicher als die Lognormal-Verteilung. Mit zunehmender Temperatur wird eine derartige Weibull-Verteilung jedoch unwahrscheinlicher Bild 6.35 – Bild 6.39. Natürlich wären die Wahrscheinlichkeiten für das Zutreffen der Weibullverteilung viel höher, wenn man die Parameter empirisch angepasst hätte. Man sieht aber dennoch, die zugrunde liegende Weakes-Link-Theorie bei tiefen Temperaturen relativ gut bestätigt. Bei höheren Temperaturen wie in Bild 6.39 sieht man auch optisch eine zunehmend schlechtere Übereinstimmung. Dies ist dadurch erklärbar, dass die Weakes-Link-Theorie nur für sprödes Werkstoffverhalten gilt, was im Übergangsbereich, der an die Hochlage anschließt, schon nicht mehr gewährleistet sein muss.

### 6.1.8 $K_{IJ}$ -Wert des Übergangsgebiets

In Bild 6.40 bis Bild 6.44 sind die  $K_{IJ}$ -Werte des Übergangsgebiets dargestellt. Auch hier ist eine große Auswahl verschiedener Werkstoffe auf eine Referenztemperatur  $T_0$  normiert und in  $T-T_0$ -Intervallen von 10 K zusammengefasst [67].

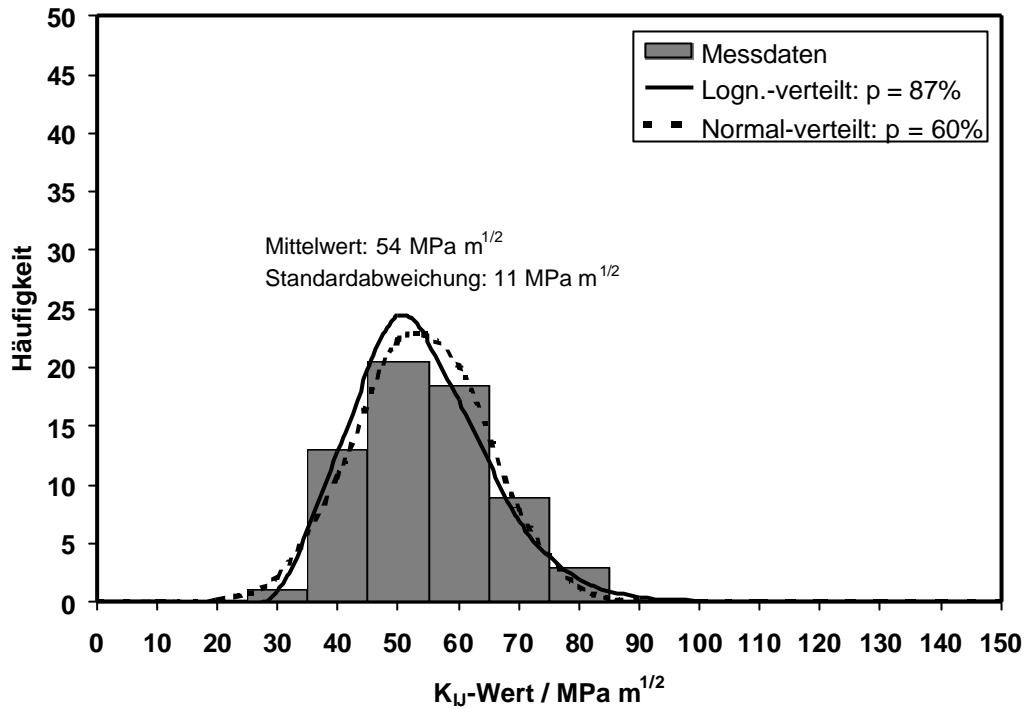


Bild 6.40: Lognormal-verteilte  $K_{IJ}$ -Werte im Übergangsgebiet bei  $dT = -70$  bis  $-60$  °C

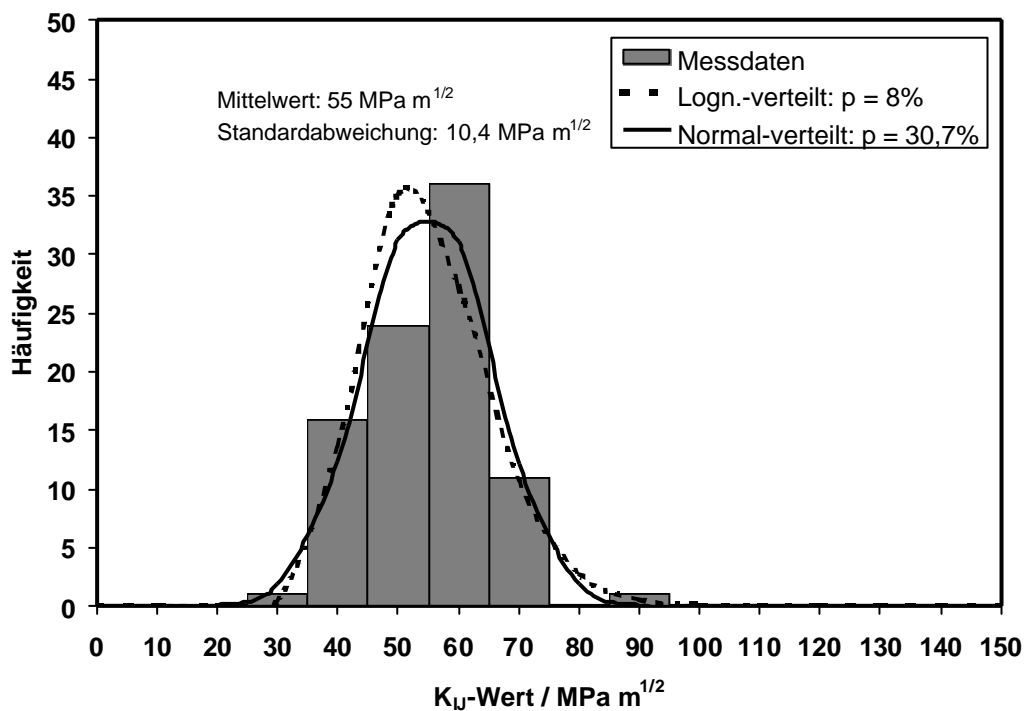


Bild 6.41: Normal-verteilte  $K_{IJ}$ -Werte im Übergangsgebiet bei  $dT = -60$  bis  $-50$  °C

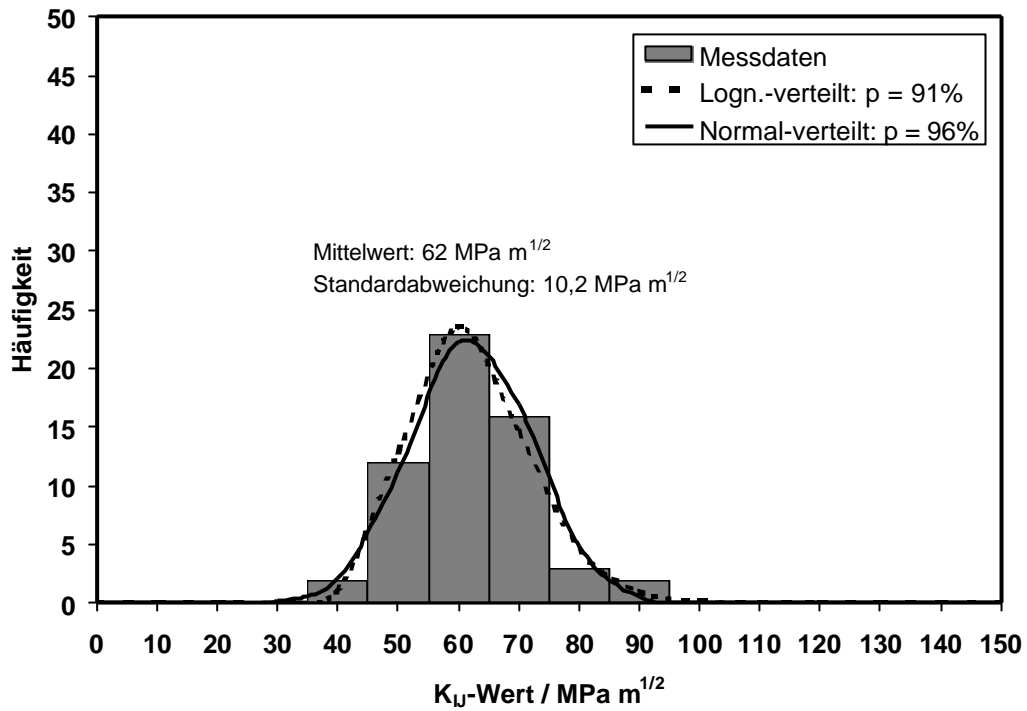


Bild 6.42: Normal-vertelte  $K_{IJ}$ -Werte im Übergangsgebiet bei  $dT = -50$  bis  $-40$  °C

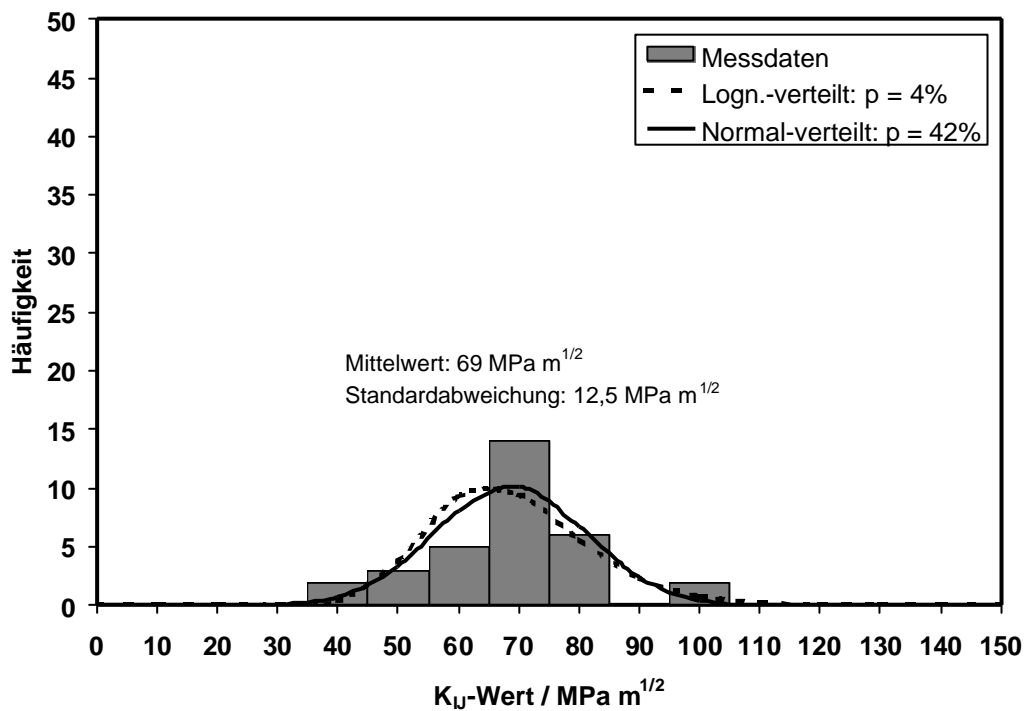


Bild 6.43: Normal-vertelte  $K_{IJ}$ -Werte im Übergangsgebiet bei  $dT = -40$  bis  $-30$  °C



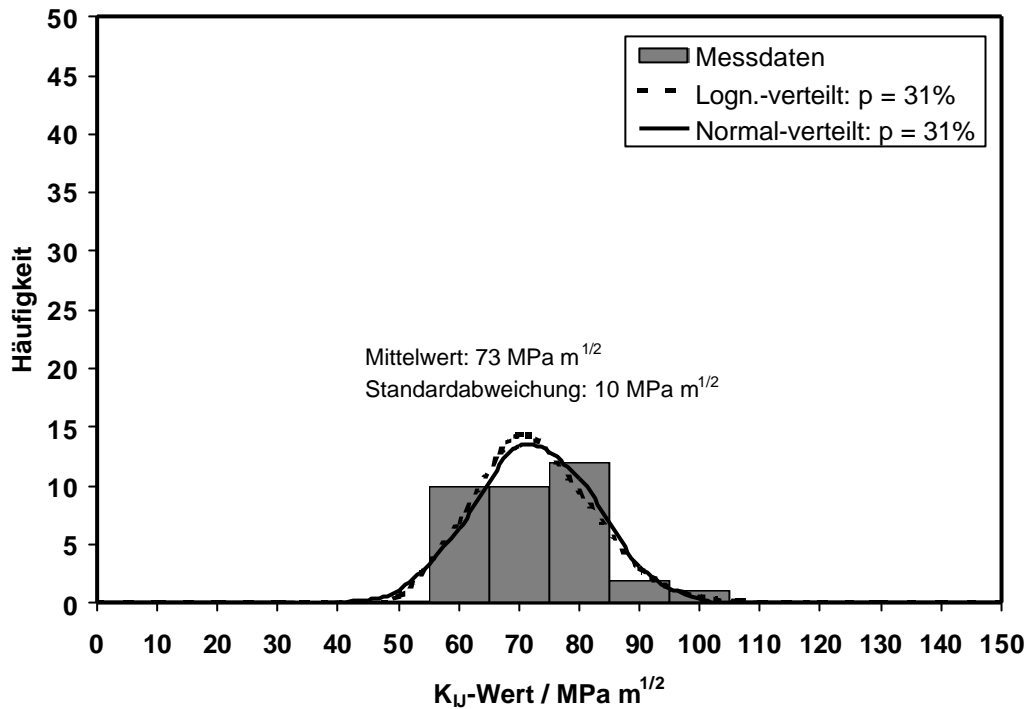


Bild 6.44: Normal-vertelte  $K_{IJ}$ -Werte im Übergangsgebiet bei  $dT = -30$  bis  $-20$  °C

Bei den  $K_{IJ}$ -Werten des Übergangsgebiets ist die Lognormal-Verteilung nur bei sehr tiefen Temperaturen (Bild 6.40) wahrscheinlicher als die Normalverteilung. In Bild 6.41 bis Bild 6.44 sind die Datensätze mit höherer Wahrscheinlichkeit normal-verteilt. Deshalb wird den  $K_{IJ}$ -Werten auch im Übergangsgebiet eine Normal-Verteilung unterstellt.

## 6.2 Statistische Maßzahlen der Werkstoffkennwerte

In Tabelle 6.1 sind die relevanten statistischen Maßzahlen der Werkstoffkennwerte dargestellt. Diese wurden durch Gewährleistungswerte (siehe auch Tabelle 4.7) ergänzt, sofern diese verfügbar waren.

Werkstoffkennwert	Mittelwert	Standardabweichung	Verteilung	Gewährleistungswert	Startwert (nur bei lognormal)
<b>X10CrNiNb18-9 bei 20 °C (L-orientiert)</b>					
$R_{p0,2}$ / MPa	254	10,5	lognormal	205	230
$R_m$ / MPa	608	29,5	lognormal	510-740	0
$J_i$ / N/mm	281	45,0	lognormal	-	0
$K_U$ / MPa $\sqrt{m}$	247	19,7	normal	-	-
<b>X10CrNiTi18-9 bei 20 °C (L-orientiert)</b>					
$R_{p0,2}$ / MPa	226	16,4	normal	180	-
$R_m$ / MPa	581	13,3	logn./norm.	430-680	-
$J_i$ / N/mm	344	46,0	lognormal	-	270
$K_U$ / MPa $\sqrt{m}$	273	17,7	normal	-	-
<b>10MnMoNi5-5 bei 20 °C (T- und L-orientiert)</b>					
$R_e$ / MPa	642	18,0	lognormal	500	0
$R_m$ / MPa	707	13,5	lognormal	620-760	640
$J_i$ / N/mm	136	15,0	lognormal	-	0
$K_U$ / MPa $\sqrt{m}$	176	10,0	normal	-	-
<b>22NiMoCr3-7 bei 65 °C (T-orientiert, KS01)</b>					
$R_e$ / MPa	419	1,4	lognormal	-	-
$R_m$ / MPa	565	6,0	lognormal	-	-
$J_i$ / N/mm	74	13,5	lognormal	-	-
$K_U$ / MPa $\sqrt{m}$	131	12,0	logn./norm	-	-
$J_{Ic}$ / N/mm	133	25,0	normal	-	-
$K_{J_{Ic}}$ / MPa $\sqrt{m}$	175	17,0	normal	-	-

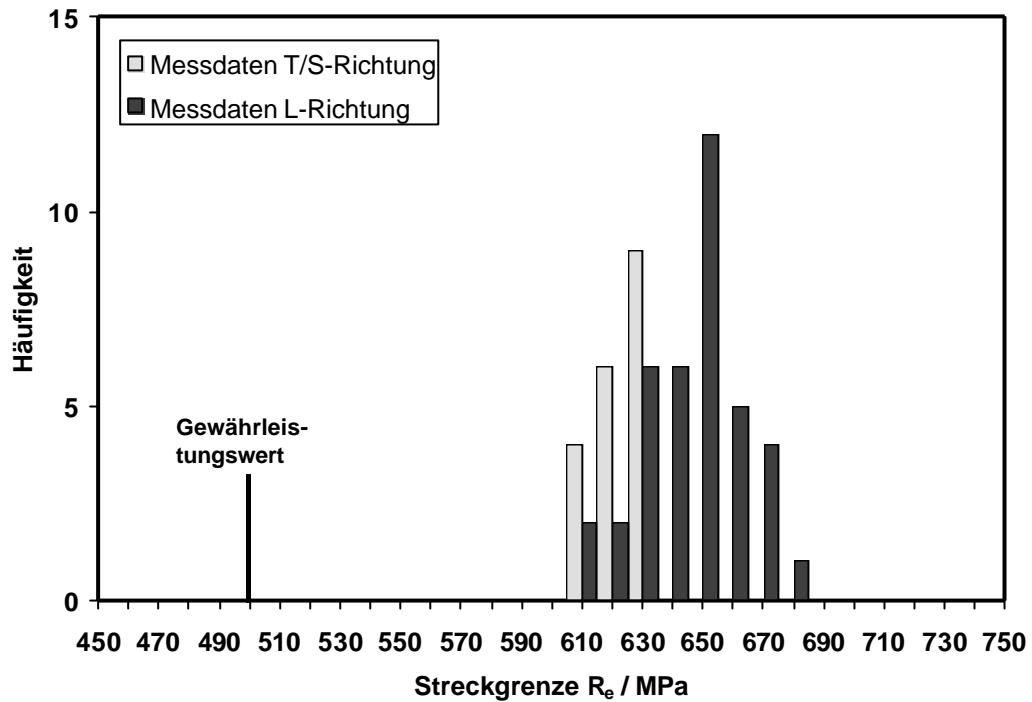
Tabelle 6.1-1: Statistische Maßzahlen der Werkstoffkennwerte

Werkstoffkennwert	Mittelwert	Standardabweichung	Verteilung	Gewährleistungswert	Startwert (nur bei lognormal)
<b>22NiMoCr3-7 bei 280 °C (T-orientiert, Schmelze KS01)</b>					
$R_e$ / MPa	422	27,7	normal	-	-
$R_m$ / MPa	571	20,0	lognormal	-	-
<b>22NiMoCr3-7 bei 150-300 °C (T-orientiert, Schmelze KS01)</b>					
$J_i$ / N/mm	73	13,0	normal	-	-
$K_U$ / MPa $\sqrt{m}$	126	12,0	normal	-	-
$J_c$ / N/mm	110	16,0	lognormal	-	-
$K_{Jc}$ /MPa $\sqrt{m}$	160	11,5	normal	-	-
<b>22NiMoCr3-7 bei 20 °C (T-orientiert, Schmelze KS07)</b>					
$R_e$ / MPa	613	20,6	lognormal	430	-
$R_m$ / MPa	758	18,6	lognormal	580-750	720
<b>22NiMoCr3-7 bei 80 °C (T-orientiert, Schmelze KS07)</b>					
$J_i$ / N/mm	35	11,5	lognormal	-	-
$K_U$ / MPa $\sqrt{m}$	89	14,0	normal	-	-
$J_c$ / N/mm	51	5,0	lognormal	-	-
$K_{Jc}$ /MPa $\sqrt{m}$	109	5,7	normal	-	-
<b>17MoV8-4 bei 350 °C (T-orientiert)</b>					
$R_e$ / MPa	935	8,4	logn./const	-	920
$R_m$ / MPa	1029	5,8	logn./const	-	-
<b>17MoV8-4 bei 300-450 °C (T-orientiert)</b>					
$J_i$ / N/mm	48	16,0	normal	-	-
$K_U$ / MPa $\sqrt{m}$	104	17,7	normal	-	-
$J_c$ / N/mm	72	14,0	normal	-	-
$K_{Jc}$ /MPa $\sqrt{m}$	129	12,6	normal	-	-

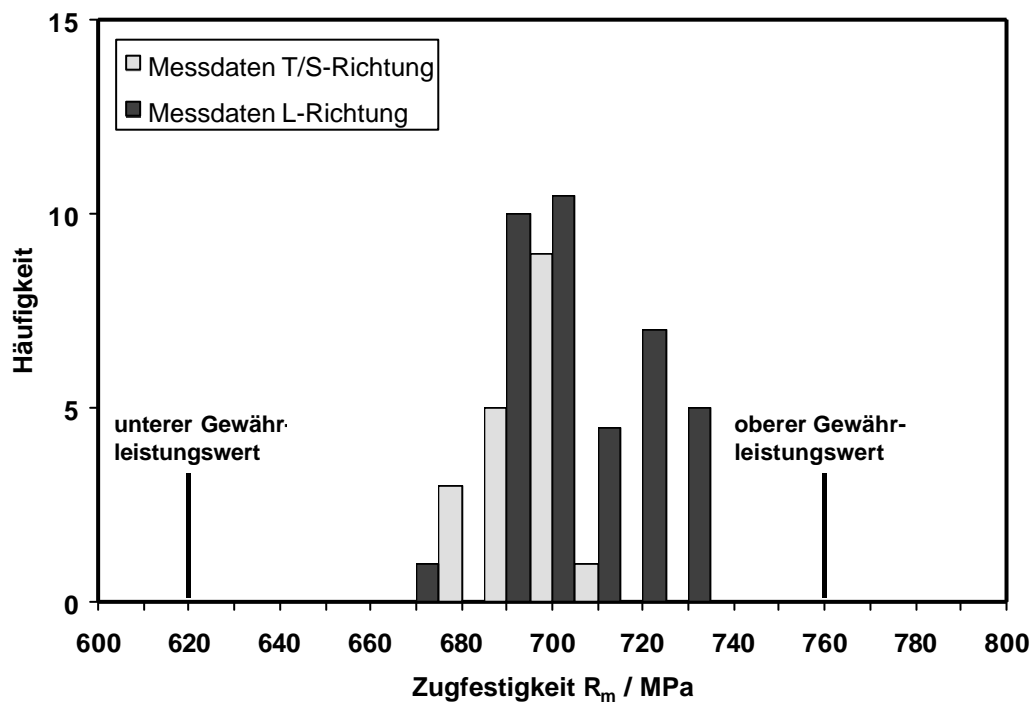
Tabelle 6.1-2: Statistische Maßzahlen der Werkstoffkennwerte

### 6.3 Richtungsabhängigkeit der wichtigsten Werkstoffkennwerte

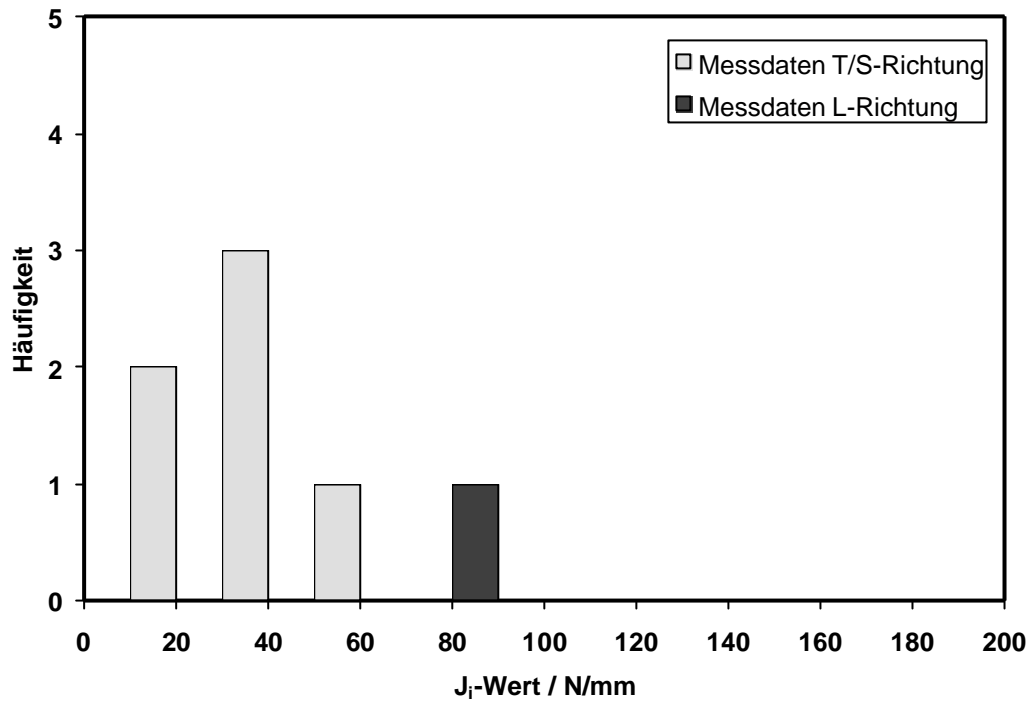
Der Umformprozess spielt bei den Werkstoffeigenschaften von Stählen eine wichtige Rolle. Einige Beispiele werden diskutiert.



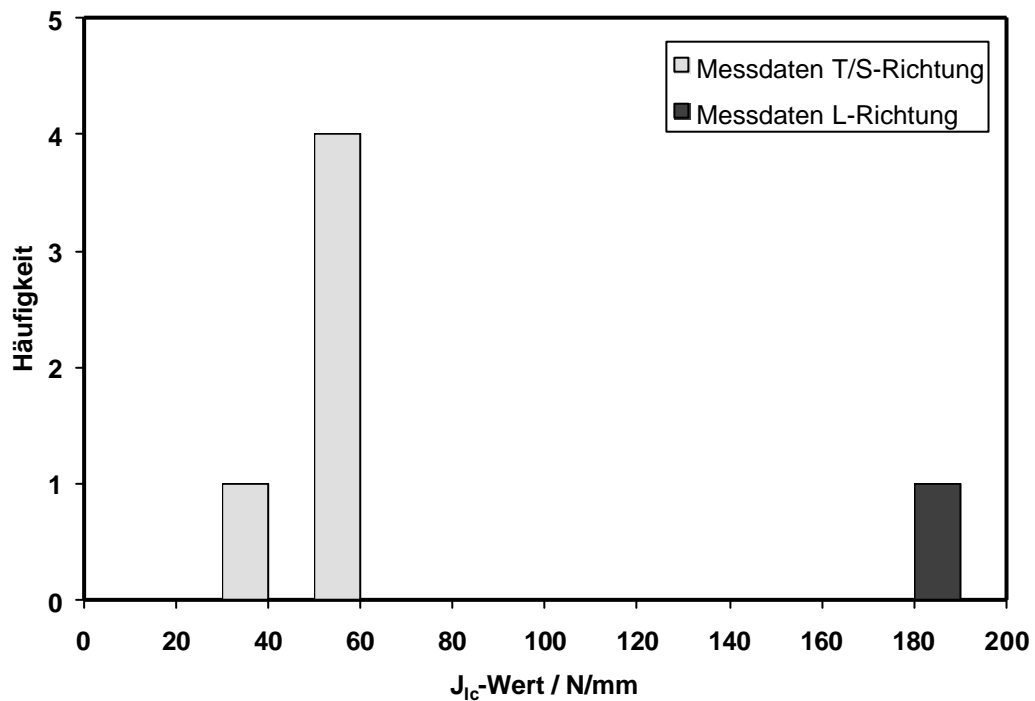
**Bild 6.45:** Vergleich der Streckgrenze des 10MnMoNi5-5 bei verschiedener Probenentnahmerichtung bei 20°C



**Bild 6.46:** Vergleich der Zugfestigkeit des 10MnMoNi5-5 bei verschiedener Probenentnahmerichtung bei 20°C



**Bild 6.47:** Vergleich der  $J_i$ -Werte des 22MnMoNi3-7 bei verschiedener Probenentnahmerichtung bei 80°C



**Bild 6.48:** Vergleich der  $J_c$ -Werte des 22MnMoNi3-7 bei verschiedener Probenentnahmerichtung bei 80°C

Aus Bild 6.45 wird deutlich, dass die Streckgrenze der Proben mit L-Orientierung im Mittel etwas höhere Werte aufweisen, als die mit T/S-Orientierung. Die Zugfestigkeit lässt jedoch in Bild 6.46 kaum einen systematischen Unterschied bei unterschiedlicher Orientierung der Probenentnahme erkennen.

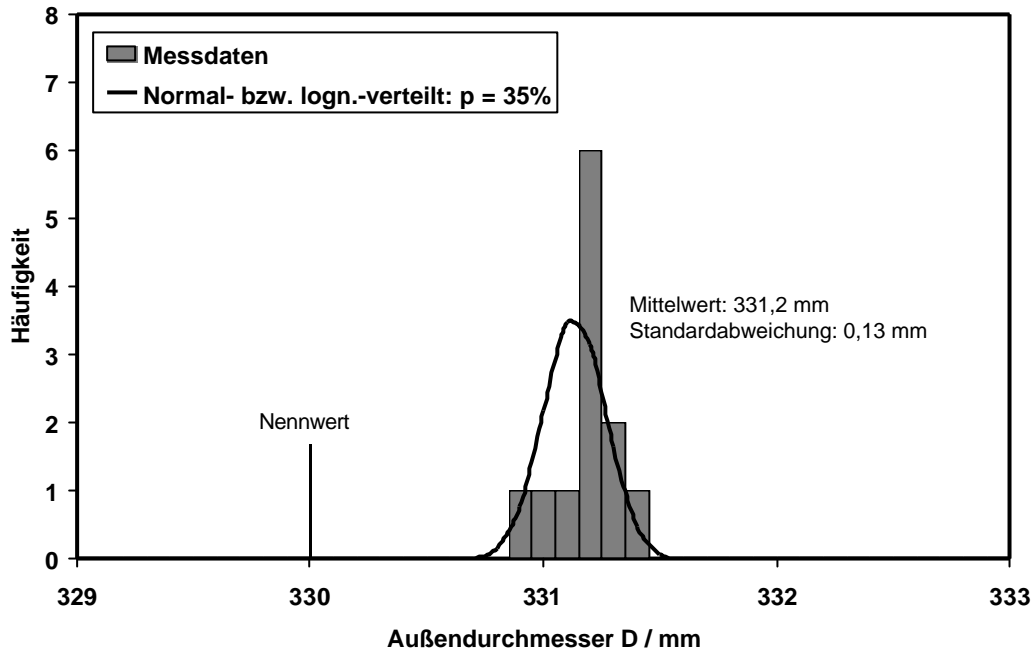
Bei den  $J_I$ - und  $J_c$ -Werten ist dagegen ein wesentlicher Einfluss der Probenentnahmerichtung erkennbar wie aus Bild 6.47 und Bild 6.48 ersichtlich. Die Werte der L-orientierten Proben sind deutlich größer als die der T-orientierten. Der  $J_c$ -Wert weist bei verschiedener Probenorientierung besonders signifikante Unterschiede auf. Weitere Versuche mit verschiedener Probenorientierung wären im Fall der J-Werte sinnvoll, um eine größere statistische Sicherheit zu erhalten.

## **6.4 Statistische Verteilung geometrischer Kennwerte**

### **6.4.1 Außendurchmesser D der Versuchsrohre**

Es ist relativ schwer die Verteilung des Außendurchmessers statistisch zu bestimmen, da ein Rohrquerschnitt oft gewisse Ovalität aufweist und somit nicht mit einem einzigen Durchmesser beschrieben werden kann. Es treten dann sehr viele Effekte gemeinsam auf, die nur mit einer großen Datenmenge quantifiziert werden können. Um dieses Problem zu lösen, sind an austenitischen Geradrohren [68] pro Querschnitt in mehreren Richtungen die Durchmesser gemessen und daraus jeweils der Mittelwert berechnet worden. Mehrere solcher Mittelwerte sind an verschiedenen, in axialer Richtung äquidistanten Stellen bestimmt worden und zusammen in Bild 6.49 dargestellt.

Mit der geringen Anzahl an vorliegenden Daten ist die Aussage der Statistik mit Unsicherheiten behaftet. Dennoch soll diese Auswertung hier gemacht werden.



**Bild 6.49:** Häufigkeitsverteilung des Außendurchmessers eines Versuchsrohrs

Die Daten sind nur näherungsweise normal- oder lognormalverteilt. Beide Verteilungen sind etwa gleich wahrscheinlich. Eine sichere Aussage kann nicht getroffen werden. Empirisch betrachtet unterliegt jedoch die Maßhaltigkeit vieler Fertigungsprozesse einer Normalverteilung [69]. Das soll auch für noch folgende R6-Rechnungen mit der Monte-Carlo-Methode angenommen werden.

#### 6.4.2 Wanddicke $t$ der Versuchsrohre

An denselben austenitischen Geradrohren wie aus Kap. 6.4.1 sind Wanddickenmessungen in axialer Richtung und in Umfangsrichtung durchgeführt worden.

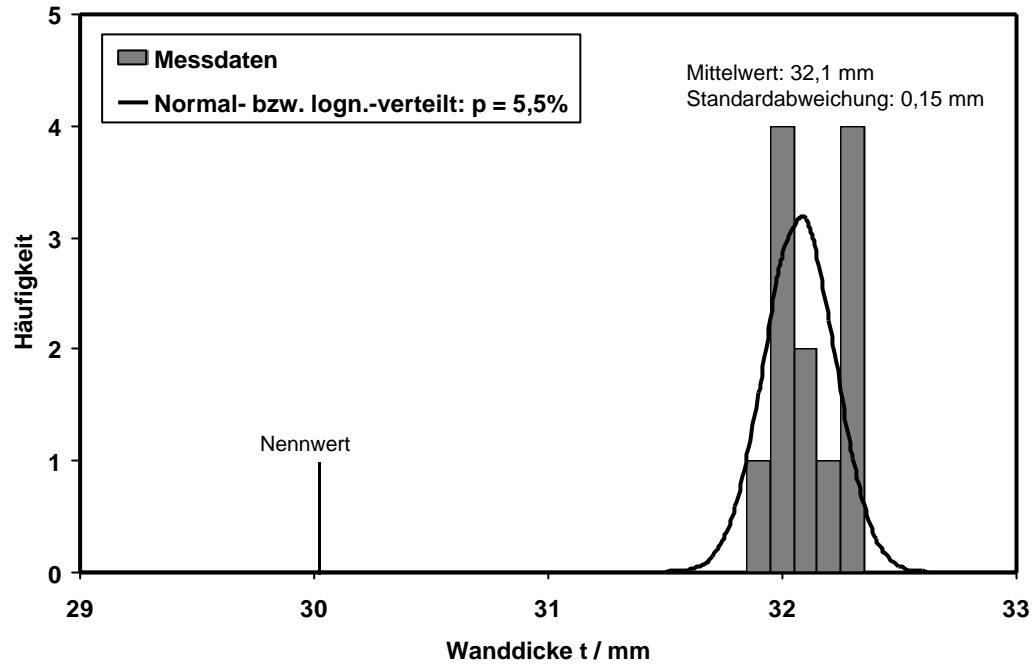


Bild 6.50: Häufigkeitsverteilung der Wanddicke eines Versuchsrohrs

Es zeigt sich auch hier, dass beide Verteilungen nicht besonders gut zutreffen. Eine größere Datenbasis würde eventuell genauere Schlussfolgerungen zulassen. Es wird jedoch das Zugrundeliegen einer Normalverteilung unterstellt.



## 7 UNTERSUCHUNG RISSBEHAFTETER VERSUCHSROHRE

### 7.1 Auswahl und Beschreibung der untersuchten Versuchsrohre

Um experimentell die Auswirkung verschiedener Einflussgrößen auf rissbehaftete Komponenten systematisch zu ermitteln, sollten möglichst viele ähnliche Komponenten unter vergleichbaren Versuchsbedingungen betrachtet werden. Zu diesem Zweck werden die 15 in Tabelle 7.1 aufgeführten austenitische Geradrohre [70] ausgewählt. Sie werden quasistatisch unter Innendruck und überlagertem Biegemoment beansprucht und bezüglich ihrer Rissinitiierung untersucht [71] (Tabelle 7.2). Dabei sind die Innendrucke fest vorgegeben während das Biegemoment bis zur Initiierung gesteigert wird. Die Materialeigenschaften sind in Tabelle 6.1 zu finden.

Geradrohr	Werkstoff	Mittelwert des $\bar{D}$ / mm	Standardabw. d. $s_D$ / mm	Mittelwert d. Wanddicke $\bar{t}$ / mm	Standardabw. der Wanddicke $s_t$ / mm	Winkel $2\alpha$ / °	Verhältnis $a/t$ / -
ABG 83	X10CrNiNb18-9	88,9		8,8		120	0.4
ABG 53		60,3		8,8		120	0.35
ABV 301		331,2	1,28	32,1	0,7	60	1
ABV 302		331,2	1,25	32,1	0,65	120	1
ABV 303		331,2	0,23	32,1	0,33	120	0.5
ABV 304		331,2	1,22	32,1	0,68	60	0.5
ABV 201	X10CrNiTi18-9	219,1	0,41	14,2	0,046	60	1
ABV 202		219,1		14,2		30	1
ABB 206		218,3		14,6		182.3	1
ABB 209		219,1		16		177.8	1
ABB 216		218		14,6		118.9	1
ABB 205		218,5		14,2		180	0.63
ABB 207		218,5		14,2		270	0.69
ABB 212		218,5		15,8		270	0.36
ABB 215		218,1		14,7		120	0.46

Tabelle 7.1: Abmessungen und Abweichungen der 15 Versuchsrohre

Die Risstiefe ist jeweils konstant über den Risswinkel von  $2\alpha$ . Das Risstiefen/Wanddickenverhältnis  $a/t$  variiert zwischen  $a/t=0,35$  und 1 (wanddurchdringender Schlitz). Bei den Rohren mit Schlitz wird Dichtheit durch ein von innen eingeklebtes der Rohrkontur angepasstes Blech realisiert. Die Rissgeometrie ist schematisch in Bild 7.1 dargestellt.

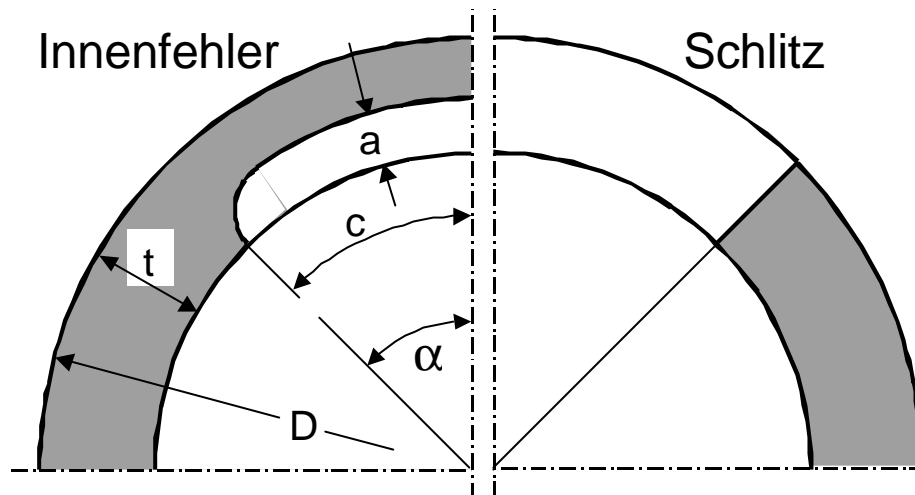


Bild 7.1: Rissgeometrie der 15 Versuchsrohre

## 7.2 Auslegung der fehlerfreien Rohre

Die Geradrohre werden zunächst ohne einen unterstellten Riss (integer) gegen Fließen ausgelegt. Die Bedingungen bei Fließbeginn werden für einen vorgegebenen Innendruck  $p_i$  und ein überlagertes Biegemoment ohne Sicherheitsbeiwert berechnet. Der Belastung durch den konstant vorgegebenen Innendruck  $p_i$  wird ein Biegemoment  $M_{b,max}$  überlagert, das derart zu bestimmen ist, dass Fließbeginn erreicht wird. Das Biegemoment wird nach den Formeln für dünnwandige Hohlzylinder [72] ohne Berücksichtigung einer Formzahl für den Riss bestimmt.

$$\sigma_r = -\frac{p_i}{2} \quad (7.1)$$

$$\sigma_u = \frac{p_i(D-2t)}{2t} \quad (7.2)$$

$$\sigma_{a,max} = \frac{p_i(D-2t)}{4t} + \frac{M_{b,max}}{W_b} \quad (7.3)$$

Umgeformt ergibt sich:

$$M_{b,max} = W_b \left( \sigma_{a,max} - \frac{p_i(D-2t)}{4t} \right) \quad (7.4)$$

Jetzt muss noch die axiale Spannung  $\sigma_{a,\max}$  bei Fließbeginn bestimmt werden. Anhand der Gestaltänderungsenergiehypothese kann die Fließbedingung wie folgt formuliert werden:

$$\sigma_v = R_e = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_{a,\max} - \sigma_u)^2 + (\sigma_{a,\max} - \sigma_r)^2 + (\sigma_r - \sigma_u)^2} \quad (7.5)$$

Damit ergibt sich  $\sigma_{a,\max}$  zu:

$$\sigma_{a,\max} = \frac{1}{2} \left( \sigma_u + \sigma_r + \sqrt{(\sigma_u + \sigma_r)^2 - 4(\sigma_u^2 + \sigma_r^2 + \sigma_u \sigma_r - R_e^2)} \right) \quad (7.6)$$

Die Ergebnisse dieser Berechnungen sind in Tabelle 7.2 aufgeführt und werden in Kap 7.5 mit den bruchmechanischen Ergebnissen verglichen.

### 7.3 Einflussgrößen der Berechnung der rissbehafteten Versuchsrohre

Den Einflussgrößen der R6-Berechnungen von den Geradrohren mit Umfangsriß liegen die statistischen Verteilungsfunktionen gemäß Tabelle 6.1 zugrunde.

•	Ersatzstreckgrenze $R_{p0,2}$	lognormalverteilt
•	Zugfestigkeit $R_m$	lognormalverteilt
•	Bruchzähigkeit $K_U$	normalverteilt
•	Außendurchmesser $D$ des Rohres	normalverteilt
•	Dicke $t$ des Rohres	normalverteilt
•	Risstiefenverhältnis $a/t$ des Risses	konstant
•	doppelter Risswinkel $2\alpha$	konstant
•	Biegemoment $M_b$ (optional)	konstant
•	Innendruck $p_i$ (optional)	konstant

Die Abmessungen der Rohre und der Risse werden als normalverteilt angenommen. Erwähnt sei, dass die statistischen Daten gewissen Unsicherheiten unterliegen (siehe Kap. 6.4.1 und 6.4.2). Die aufgebrachten Belastungen sind als konstant angenommen.

### 7.4 Vergleich von Experiment und deterministischer R6-Rechnung

Bei der deterministischen Rechnung wird das Biegemoment der Initiierung  $M_{bi}$  unter Angabe der anderen Einflussgrößen für die 15 Versuchsrohre berechnet. Ein Ver-

gleich mit den experimentell ermittelten Initiierungsmomenten kann Aufschluss über die Genauigkeit des R6-Verfahrens im vorliegenden Fall geben. Die prozentuale Abweichung ist in Bild 7.2 dargestellt.

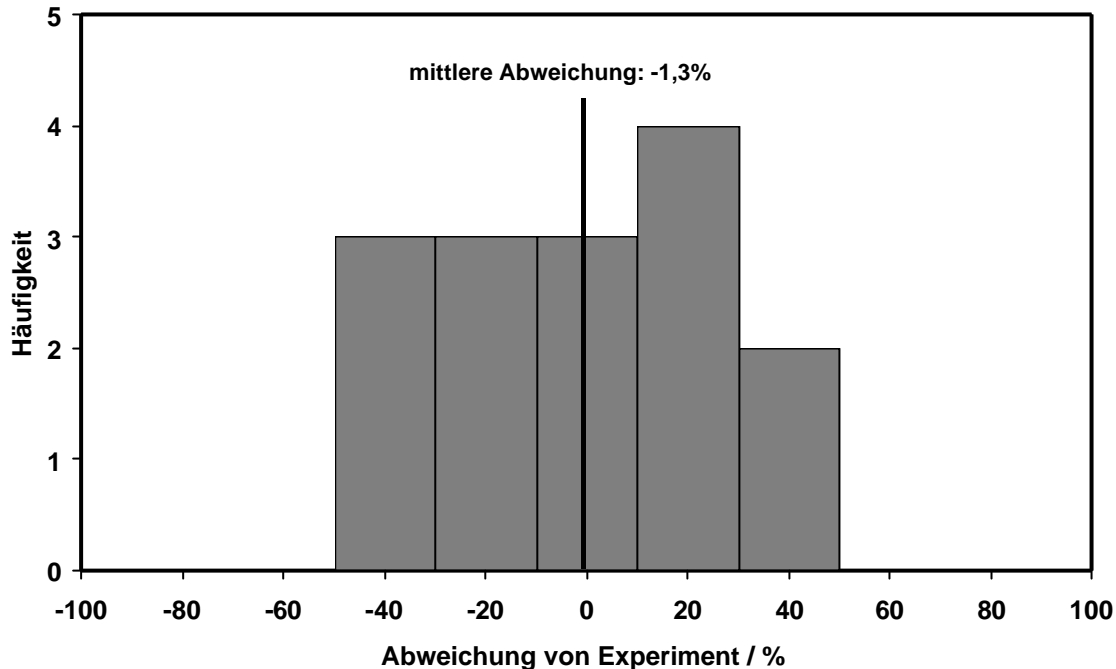


Bild 7.2: Abweichung des nach R6 errechneten Initiierungsmoments von den experimentell ermittelten an den 15 Versuchsrohren

Es entstehen in Einzelfällen Abweichungen bis zu 50 %. Das zeigt deutlich, dass die Einflussgrößen stark streuen, oder aber das R6-Verfahren keine genaueren Vorhersagen zulässt. Dass die mittlere Abweichung nur 1,3 % beträgt, deutet darauf hin, dass Streuung die wesentliche Ursache ist. Im Idealfall müssten es 0 % sein, was aber bei derart geringer Anzahl an Versuchen nicht zu erwarten ist. Es kann also festgehalten werden, dass zwar starke Streuungen vorliegen, die Vorhersage aber näherungsweise erwartungstreu [73] ist.

## 7.5 Vergleich von deterministischer und probabilistischer R6-Rechnung mit der Monte-Carlo-Methode sowie der Auslegung gegen Fließen

Aus Tabelle 7.2 geht hervor, dass die bei Fließbeginn maximal ertragbaren Biegemomente  $M_{b,max}$  bei manchen Versuchsrohren größer und bei anderen kleiner als die Biegemomente bei Rissinitiierung sind. Je geringer das  $a/t$ -Verhältnis, umso größer ist das Initiierungsmoment verglichen mit dem Biegemoment bei Fließbeginn. Die Ursache könnte die Stützwirkung des verbleibenden Querschnittes sein.

Nun muss die Frage geklärt werden, welche Aussage die Probabilistik in Fällen zulässt, für die bereits eine deterministische Versagensaussage getroffen wurde. Es soll dazu die Initiierungswahrscheinlichkeit der 15 Versuchsrohre unter der Bedingung, dass bei deterministischer Rechnung gerade Initiierung eintritt, in einem Häufigkeitsdiagramm dargestellt werden (Bild 7.3).

Es stellt sich heraus, dass die Initiierungswahrscheinlichkeit im Mittel von sämtlichen 15 Versuchsrohren ungefähr 0,5 beträgt. Das ist plausibel, da unter deterministischem Gesichtspunkt bei einer sehr kleinen Abweichung der Einflussgrößen von dem Wert, bei dem gerade Initiierung eintritt, zur sicheren Seite sofort keine Initiierung mehr auftritt. Bei einer kleinen Abweichung zur unsicheren Seite ist dagegen mit Initiierung zu rechnen. Im Mittel wird also ungefähr jedes zweite Versuchsrohr initiieren. Die Initiierungswahrscheinlichkeit ist somit ungefähr 0,5. Würde man diese Experimente unter ähnlichen Bedingungen wiederholen, so wäre es durchaus möglich, eine Initiierungswahrscheinlichkeit von 0,4 oder 0,6 zu bestimmen. Es bleibt jedoch festzuhalten, dass die Initiierungswahrscheinlichkeit in der Größenordnung von 0,5 liegt.

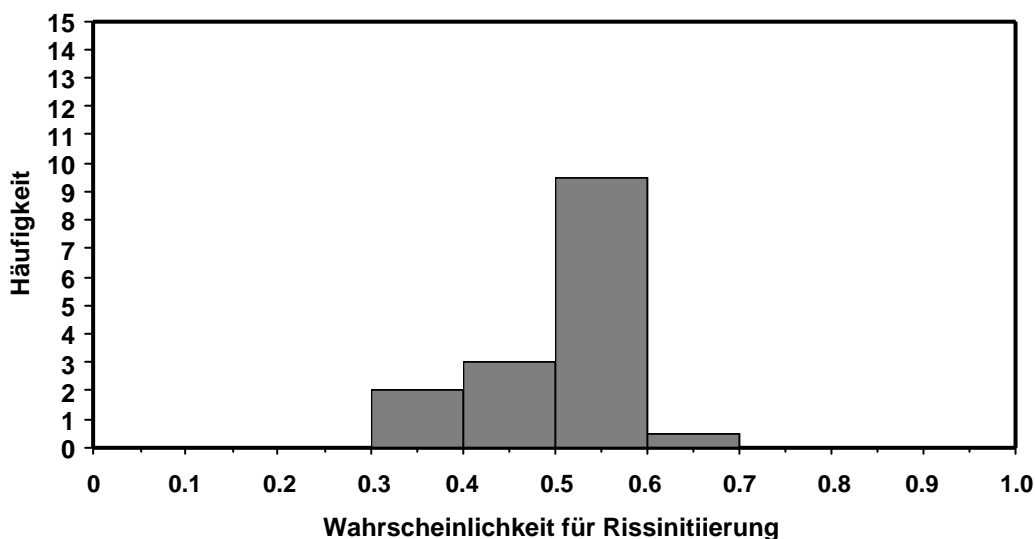


Bild 7.3: Initiierungswahrscheinlichkeit bei deterministisch errechneter Initiierung

In Tabelle 7.2 sind sowohl die experimentell ermittelten, als auch die nach der R6-Methode errechneten Initiierungsmomente nebst den zugehörigen Initiierungswahrscheinlichkeiten der 15 Versuchsrohre zusammengestellt, die in Bild 7.2 und Bild 7.3 dargestellt sind.

Bezeichnung	Werkstoff	Innen- druck  $p_i$ / MPa	Biegemomente			Initiierungswahrscheinlichkeit für $M_{bi,R6}$  $p_f$ / -
			Fließbeginn (ohne Riss)  $M_{b,max}$ / kNm	gemessen  $M_{bi}$ / kNm	nach R6  $M_{bi,R6}$ / kNm	
ABG 83	X10CrNiNb18-9	16	10,3	14	18,2	0,6
ABG 53		16	4,1	5,9	9,1	0,38
ABV 301		16	522	454	465	0,53
ABV 302		16	522	240	220	0,55
ABV 303		16	522	550	670	0,33
ABV 304		16	522	700	810	0,54
ABV 201	X10CrNiTi18-9	7	99,3	104	97	0,49
ABV 202		7	99,3	145	130	0,5
ABB 206		7	100,8	22	12,4	0,51
ABB 209		7	109,2	33,6	18,1	0,5
ABB 216		7	100,5	60	50,7	0,55
ABB 205		7	98,7	107	96,5	0,53
ABB 207		7	98,7	100	70	0,56
ABB 212		7	107,5	186	165	0,53
ABB 215		7	101,1	130	148	0,45

Tabelle 7.2: Vergleich der Rechnung nach R6 mit Experiment und Auslegung.

## 7.6 Sensitivitätsanalyse der Initiierungswahrscheinlichkeit

Die Änderung einer Einflussgröße aufgrund von Streuung hat eine Änderung der Initiierungswahrscheinlichkeit zur Folge. Eine Sensitivitätsanalyse soll zeigen, welche Einflussgrößen aufgrund ihrer Streuung die größte Abweichung der berechneten Initiierungswahrscheinlichkeit  $p_f$  zur Folge haben.

### 7.6.1 Bewertungskriterium der Sensitivitätsanalyse

Die Sensitivität  $S_i$  einer Zielfunktion ZF (hier ist ZF die Initiierungswahrscheinlichkeit  $p_f$ ) bezüglich ihrer  $i$ -ten Variablen (hier Einflussgröße  $\bar{X}_i$ ) wird gewöhnlich durch die partielle Ableitung der Zielfunktion nach dieser Variablen bestimmt:

$$S_i = \frac{\partial ZF}{\partial \bar{X}_i} \quad (7.7)$$

Diese Vorgehensweise eignet sich aus zwei Gründen nicht zur Untersuchung der Initiierungswahrscheinlichkeit  $p_f$  als Zielfunktion:

- Verringert man die Belastung kontinuierlich, so klingt die Initiierungswahrscheinlichkeit  $p$  exponentiell gegen 0 ab und damit wird auch  $S$  gegen null streben. Gemäß der Definition aus Gl. (7.7) würde ein Absinken der Initiierungswahrscheinlichkeit von  $10^{-4}$  auf  $10^{-5}$  in einem bestimmten Intervall für  $X$  eine deutlich höhere Sensitivität im Vergleich zum Absinken von  $10^{-5}$  auf  $10^{-6}$  in demselben Intervall für  $X$  bewirken. Das ist jedoch nicht sinnvoll, da in beiden Fällen eine Verringerung um den Faktor 10 stattgefunden hat, die gleich gewichtet werden sollte.
- Die Gefahr einer relativ hohen Sensitivität  $S_i$  von ZF bezüglich  $X_i$  kann dadurch relativiert werden, dass die Variable  $X_i$  praktisch keine statistische Streuung aufweist und dadurch nicht mit Schwankungen gerechnet werden muss. Umgekehrt kann eine nach obiger Betrachtung Variable  $X_i$ , die sich wenig sensitiv auf die Zielfunktion ZF auswirkt, derart stark streuen, dass trotzdem mit großen Schwankungen der Zielfunktion gerechnet werden muss.

Um diese beiden Probleme zu lösen, wird die Verstärkung  $V_i$  für die Einflussgröße  $X_i$  vorgeschlagen, die sich wie folgt berechnet:

$$V_i = \frac{p_f(\bar{X}_i \pm 2s_i, \bar{X}_j)}{p_f(\bar{X}_i, \bar{X}_j)} \quad \text{mit } j \neq i, p_f(\bar{X}_i, \bar{X}_j) \equiv 0,01 \quad (7.8)$$

Dabei bezeichnet  $\bar{X}_i$  den Mittelwert von  $X_i$  und  $s_i$  die zugehörige Standardabweichung, während  $\bar{X}_j$  die Mittelwerte von sämtlichen anderen Einflussgrößen  $X_j$  bezeichnen. Die Verstärkung gibt an, um welchen Faktor sich die Versagenswahrscheinlichkeit  $p_f$  erhöht, wenn die  $i$ -te Einflussgröße um seine doppelte Standardabweichung addiert bzw. subtrahiert wird, so dass dadurch eine Erhöhung der Versa-

genswahrscheinlichkeit resultiert. Um diesen Sachverhalt beispielhaft zu verdeutlichen sei erwähnt, dass das Biegemoment erhöht, die Streckgrenze dagegen abgesenkt werden muss um jeweils die Versagenswahrscheinlichkeit zu erhöhen.

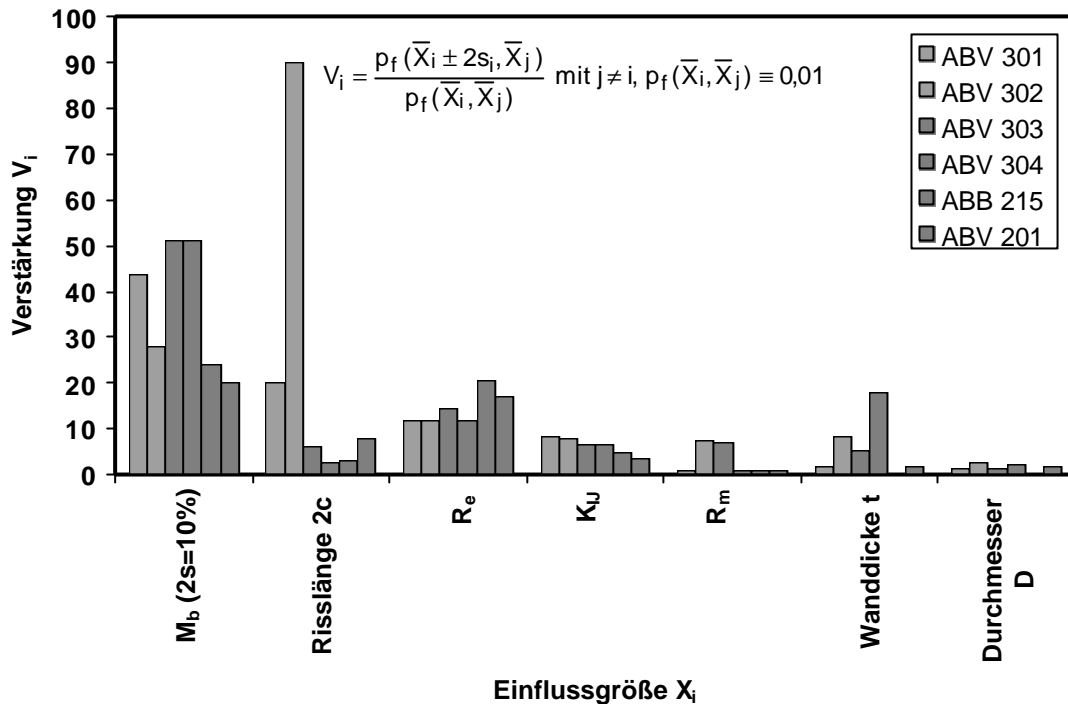
### 7.6.2 Sensitivitätsanalyse

Die Sensitivitätsanalyse soll an sechs ausgesuchten Versuchsrohren durchgeführt werden; siehe Bild 7.4, Tabelle 7.1 und Tabelle 7.2. Die Standardabweichung wesentlicher Einflussgrößen ist in Kap. 6 bereits untersucht worden. Für den Risswinkel  $2\alpha$  (Risslänge  $2c$ ) und das Biegemoment wird die Abweichung der doppelten Standardabweichung von  $2s = 10\%$  unterstellt.

Das Biegemoment hat unter diesen Voraussetzungen den dominierenden Einfluss. Von den Materialkenngrößen hat die Streckgrenze den vergleichsweise größten Einfluss dicht gefolgt vom Bruchmechanikkennwert und der Zugfestigkeit. Die Wanddicke verhält sich nach Bild 7.4 in manchen Rohr- und Rissgeometrien vergleichsweise sensitiv, der Rohrdurchmesser hat dagegen nur einen untergeordneten Einfluss. Es wäre deshalb möglich, ihn als konstant anzunehmen.

Die Sensitivität des Risswinkels  $2\alpha$  steigt mit zunehmender Rissgröße deutlich an. Dabei ist sowohl die Größe der Risstiefe  $a$  als auch die des Risswinkels  $2\alpha$  von Bedeutung. Das Versuchsrohr ABV 302 weist beispielsweise eine sehr hohe Sensitivität im Vergleich zu den anderen fünf Versuchsrohren auf. Das liegt daran, dass sein  $a/t$ -Verhältnis gleich 1 ist und außerdem der doppelte Risswinkel  $2\alpha = 120^\circ$  beträgt. Bei den anderen Versuchsrohren ist entweder  $a/t = 1$  und  $2\alpha < 60^\circ$  oder  $a/t < 0,5$  und  $2\alpha = 120^\circ$ .

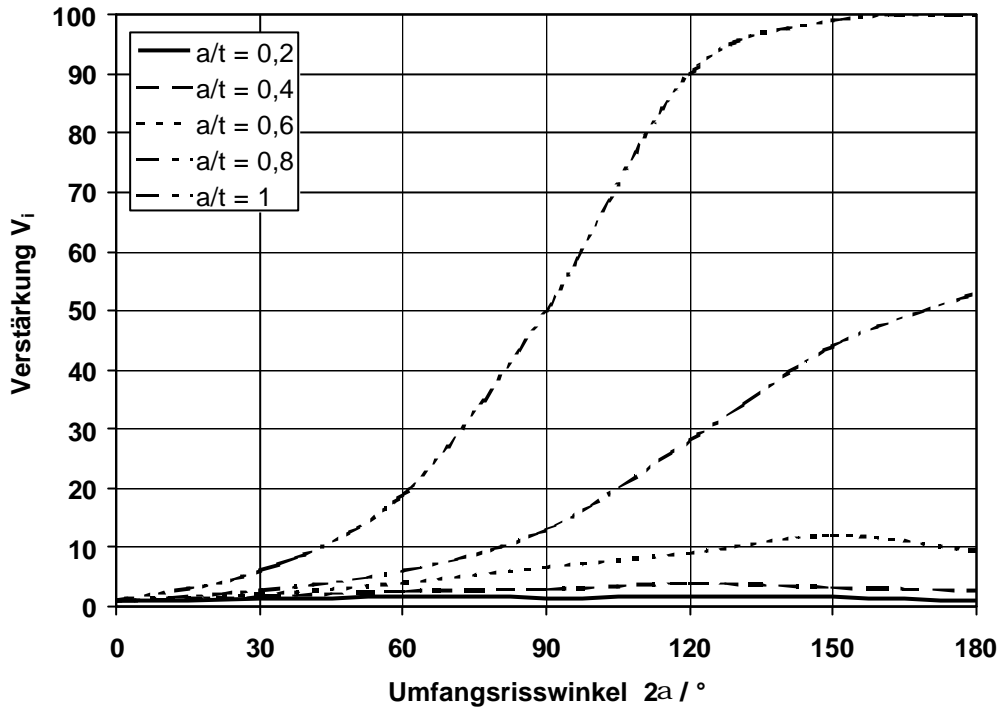




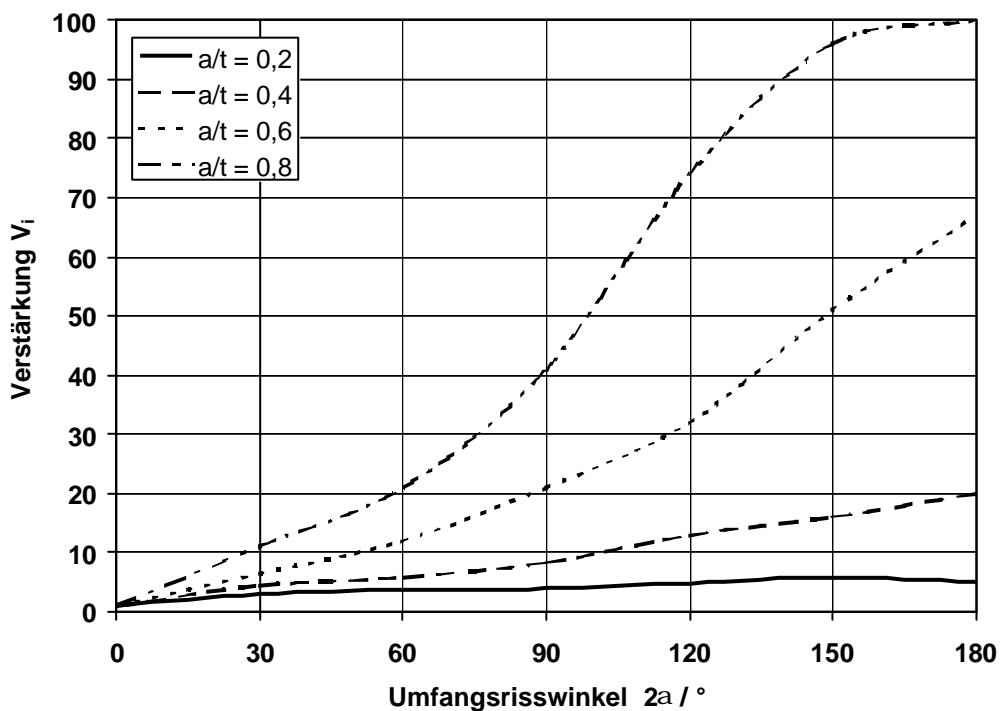
**Bild 7.4:** Verstärkung  $V_i$  der Initiierungswahrscheinlichkeit  $p_f=0,01$  nach R6 durch 2s-Abweichung der Einflussgröße  $X_i$  von ihrem Mittelwert

Um die geometrischen Einflüsse systematisch zu beschreiben, werden diese in einer Parameterstudie untersucht. Der Verstärkungsfaktor  $V_i$  wird als Indikator der Sensitivität über dem Risswinkel  $2\alpha$  (Risslänge  $2c$ ) aufgetragen. Das  $a/t$ -Verhältnis des Umfangsrisses dient als Parameter; siehe [Bild 7.5](#) und [Bild 7.6](#). In [Bild 7.6](#) wird der Parameter  $a/t$  nur bis 0,8 statt bis 1 variiert, da  $a/t = 1$  nicht mehr um 10% erhöht werden kann und somit nicht mit den anderen Kurven vergleichbar wäre. Der Risswinkel wird nur in einem Bereich von  $0^\circ$  bis  $180^\circ$  untersucht.

Anhand von [Bild 7.5](#) und [Bild 7.6](#) wird deutlich, dass sowohl die Zunahme des  $a/t$ -Verhältnisses als auch des Umfangsrisswinkels  $2\alpha$  zu einem größeren Verstärkungsfaktor  $V_i$  führen. Die Sensitivität ist demnach um so größer, je ausgedehnter bzw. tiefer der Riss ist. Weiterhin zeigen die Bilder, dass die Initiierungswahrscheinlichkeit sensitiver auf Abweichungen des Risstiefenverhältnisses reagiert, als auf Abweichungen des Risswinkels  $2\alpha$ .



**Bild 7.5:** Verstärkung  $V_i$  der Initiierungswahrscheinlichkeit  $p_f=0,01$  nach R6 durch Zunahme des Umfangsrisswinkels  $2\alpha$  um 10%



**Bild 7.6:** Verstärkung  $V_i$  der Initiierungswahrscheinlichkeit  $p_f=0,01$  nach R6 durch Zunahme des Risstiefenverhältnisses  $a/t$  um 10%

## **8 EINBINDUNG DER ZERSTÖRUNGSFREIEN WERKSTOFFPRÜFUNG IN DIE PROBABILISTISCHE BEURTEILUNG VON ROHRLEITUNGSKOMPONENTEN**

Mit der probabilistischen Berechnung kann bei unterstellten Rissen beurteilt werden, mit welcher Wahrscheinlichkeit eine Rohrleitungskomponente unter gewissen Belastungen versagt. Bevor dies möglich ist, muss jedoch zunächst die Lage und Geometrie der Risse bestimmt werden. Mit Hilfe der Methoden der zerstörungsfreien Werkstoffprüfung (ZfP) können diese Informationen gewonnen werden. In diesem Zusammenhang sei auch auf [74] verwiesen, wo die Interaktion der ZfP mit der Bruchmechanik erklärt wird.

### **8.1 Erstellung von POD-Kurven in der ZfP**

Zunächst ist die Leistungsfähigkeit der zur Verfügung stehenden ZfP-Verfahren z.B. über Labor-Experimente zu ermitteln. Dies kann durch Versuche an Testkörpern mit bekannter Fehlergeometrie erfolgen. Die Leistungsnachweise können sich auf einzelne oder mehrere ZfP-Verfahren, aber auch auf einzelne oder mehrere ZfP-Anwender beziehen.

Die zerstörungsfreien Prüfergebnisse werden aufgrund der abgegebenen Prüfberichte und Protokolle getrennt für die verschiedenen Prüfmanschaften [75] und/oder Prüfverfahren vom Auswerter in entsprechend der Prüfanweisung befundbehaftete oder befundfreie Auswerteabschnitte eingestuft. Dabei muss noch darauf geachtet werden, ob entsprechend der Prüfanweisung auch Werte der Fehlerabmessung anzugeben waren, oder ob es sich lediglich um Ja/Nein-Entscheidungen aufgrund der ZfP-Signale oder der ZfP-Muster handelte. Derartige Ja/Nein-Entscheidungen können z.B. "zulässig" oder "registrierpflichtig" sein, was aus einer Bruchmechanikanalyse resultieren kann.

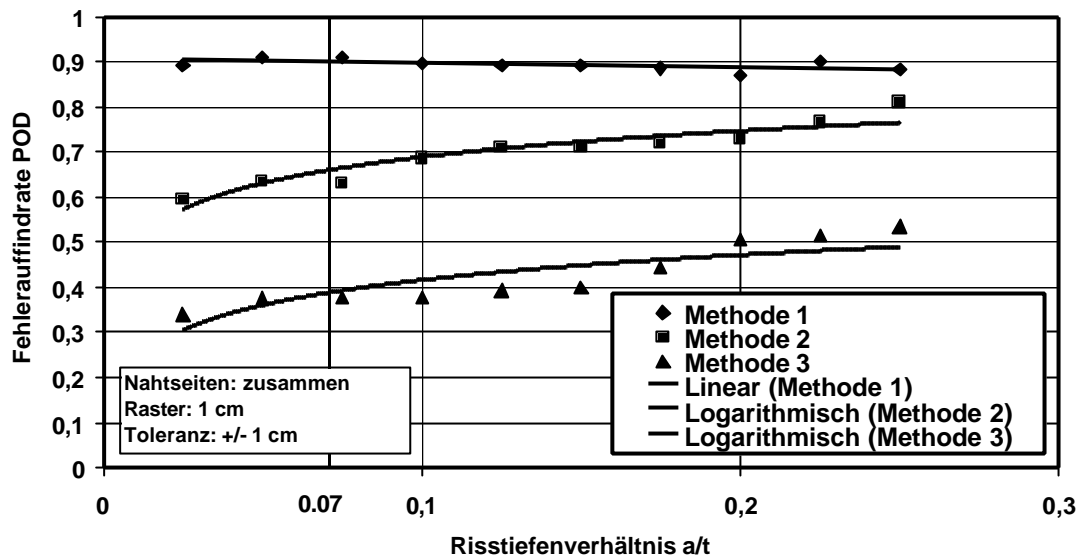
Nun werden die zerstörungsfrei geprüften Prüfkörper zerstörend geprüft, um Aufschluss über die Treffsicherheit der Vorhersage zu bekommen. Dazu werden die zerstörend untersuchten Prüfkörper (z.B. Schweißnähte) zunächst ebenfalls in Auswerteabschnitte unterteilt. Diese sollten von der Länge und Lage mit den bei der ZfP-Auswertung verwendeten Ergebnisabschnitten identisch sein. Sämtliche Befunde (Risse, Bundefehler usw.) ab einer absoluten Untergrenze von z.B. einer Tiefe  $a = 0,5$  mm werden erfasst, was ebenso wie beim ZfP-Ergebnis zu einer Aufteilung der Abschnitte in befundbehaftete Abschnitte und in befundfreie Abschnitte führt.

Aus den verschiedenen Ergebnissen werden durch geeignete Rechenmethoden die Werte der sogenannten "Fehlerauffindrate" gebildet, z.B. durch Division der Länge oder Anzahl aller richtig als "relevant" erkannten Befunde durch die Länge oder Anzahl aller aufgrund der Metallografie vom Auswerter als "relevant" definierten Bereiche. In der Regel werden solche Fehlerauffindraten in Abhängigkeit von den Fehlerabmessungen als Parameter gebildet.

Wenn Versuche in statistisch ausreichender Zahl ausgeführt werden, gelten die Ergebnisse unter der Voraussetzung, dass die ZfP-Randbedingungen nicht geändert werden, auch für die Zukunft. Begriffe wie "Fehlerauffindrate" oder "Fehlerauffindbarkeit" können dann durch den Begriff "Fehlerauffindwahrscheinlichkeit" (engl.: POD = Probability Of Detection) ersetzt werden [76]. Bei POD-Diagrammen wird die Fehlerauffindrate über der Fehlertiefe  $a$  (meist normiert auf die Wanddicke  $t$ ) dargestellt. In der Regel verlaufen POD-Kurven monoton steigend da eine zunehmende Fehlerauffindrate meist mit zunehmender Fehlertiefe einhergeht. Sie erreichen im Idealfall die 100%-POD-Horizontale bei einer endlichen Fehlertiefe oder schmiegen sich mit einer gewissen Streubreite an die 100%-POD-Horizontale an. Gelegentlich kommen im Zusammenspiel mit den physikalischen Gegebenheiten für große Fehlerabmessungen aber auch Sättigungseffekte bei einer  $POD < 100\%$ , und in Extremfällen sogar fallende Kurven vor.

Die Höhe des ZfP-Signals selbst ist allenfalls in Sonderfällen oder unter idealisierten Laborbedingungen monoton steigend mit der Fehlerabmessung korreliert und deshalb in der Regel nicht als POD-Parameter geeignet.

An der MPA Stuttgart wurden im Rahmen eines Ringversuchs an austenitischen Rohrleitungs-Rundschweißnähten POD-Kurven für verschiedene ZfP-Verfahren (Ultraschall- und Durchstrahlungsprüfung) bzw. für unterschiedliche ZfP-Techniken ermittelt. In Bild 8.1 sind die POD-Kurven für drei verschiedene Ultraschall-Prüftechniken [77] dargestellt.



**Bild 8.1:** Experimentell ermittelte POD-Kurven für drei verschiedene Ultraschall-Prüftechniken an austenitischen Rundschweißnähten

Die Arbeitsgruppe, die Methode 1 verwendete, prüfte mit hoher Empfindlichkeit (d.h. mit niedriger Registriergrenze) oder mit sensiblem Bewertungsmaßstab, so dass eine POD von ca. 90 % schon für kleine Fehlerabmessungen erreicht wurde. Bei Methode 2 kam ein Mehrkanal-Ultraschallgerät für mechanisierte Prüfungen mit Standardeinschalltechniken zum Einsatz. Die POD-Kurve stieg monoton und erreichte einen POD-Wert von ca. 80 % bei Fehlern mit einer Tiefe von ca. 30 % der Wanddicke. Im Gesamtsystem aus Gerät, Technik, Software, Auswertung und Bewertung wurden kleine Fehler weniger zuverlässig erkannt, als solche mit  $a/t > 0,2$ . Die Arbeitsgruppe, die Methode 3 benutzte, verwendete keine Standard-Einschalltechniken, sondern ein Wellenumwandlungs-Verfahren. Möglicherweise wurde zu unempfindlich geprüft. Grundsätzlich sollte das Wellenumwandlungsverfahren nur dann eingesetzt werden, wenn an den Prüfgegenständen entweder planparallele oder koaxiale Oberflächen vorhanden sind. Es ist im vorliegenden Fall von den drei Prüfmethoden die am wenigsten geeignete.

## 8.2 Auswahl des geeigneten ZfP-Verfahren durch die POD-Kurve

Für die folgende Studie wird das Versuchsrohr ABV304 betrachtet (siehe [Tabelle 7.1](#) und [Tabelle 7.2](#)). Es wird das Biegemoment von  $M_b=700$  Nm aufgebracht (Belastungsfall 1). Die Materialkennwerte und deren Verteilungsfunktionen sind in [Tabelle 6.1](#) aufgeführt. Unter Verwendung dieser Verteilungen ergibt sich der in [Bild 8.2](#) dar-

gestellte Einfluss des Risstiefenverhältnisses  $a/t$  auf die Initiierungswahrscheinlichkeit  $p_f$ . Die Berechnungen wurden für die Reduzierung Mittelwerte der Streckgrenze, der Zugfestigkeit und des  $J$ -Wertes um jeweils 10% wiederholt. Darüber hinaus wurde eine weitere Berechnung mit einem um den Faktor 1,8 erhöhten Biegemoment durchgeführt (Belastungsfall 2). Die sich daraus ergebenden Veränderungen der Kurvenverläufe sind ebenfalls in Bild 8.2 dargestellt.

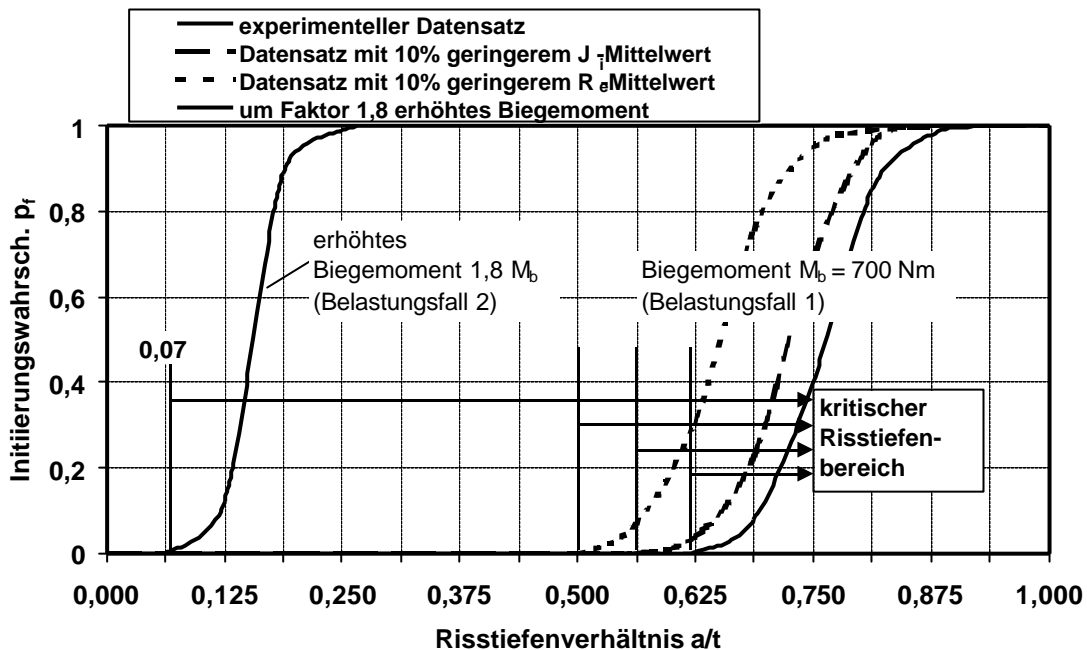


Bild 8.2: Einfluss der Risttiefe  $a$  auf die Initiierungswahrscheinlichkeit  $p_f$  für ein austenitisches Rohr ( $D_a = 331$  mm,  $t = 32$  mm)

Man erkennt, dass durch zehnpromtente Abnahme des Mittelwertes der Werkstoffkennwerte die Initiierungswahrscheinlichkeiten bei geringerer Risttiefe relevant werden. Die Abnahme der Streckgrenze hat dabei den größten Einfluss, die des  $J_f$ -Wertes ist deutlich geringer. Der Einfluss der Zugfestigkeit ist im vorliegenden Fall vernachlässigbar klein und deshalb im Bild 8.2 nicht dargestellt. Im Belastungsfall 1 nimmt die Initiierungswahrscheinlichkeit erst ab einem  $a/t$ -Verhältnis von ungefähr 0,625 erkennbar zu, d. h. ab hier steigt die Relevanz bezüglich Rissinitiierung signifikant an. Im Belastungsfall 2 verschiebt sich der Anstieg zu einem Risstiefenverhältnis von ca. 0,07.

In Bezug auf die POD-Kurven in Bild 8.1, die nur im  $a/t$ -Bereich unterhalb von drei dargestellt sind, bedeutet dies, dass im Belastungsfall 1 mit keinem der drei Prüfverfahren eine Aussage bezüglich der Fehlerrückfindwahrscheinlichkeit POD getroffen

werden kann. Im Belastungsfall 2 erlaubt das Prüfverfahren gemäß Methode 1 eine Fehlerauffindwahrscheinlichkeit von 90%; gemäß Methode 2 beträgt sie 66% und gemäß Methode 3 beträgt sie 38%.

### 8.3 Auswahl des quantitativ besten Prüfverfahrens

In vielen Fällen kann die Frage, welches ZfP-Verfahren in einem konkreten Risstiefenbereich am besten zur Detektion geeignet ist, nicht elementar beantwortet werden. In diesen Fällen muss zunächst ein Kriterium aufgestellt werden, nach dem eine Entscheidung getroffen wird. Eine Möglichkeit für ein solches Kriterium wird nachfolgend angeführt:

Die Wahrscheinlichkeit  $P_{\text{krit}}$ , dass ein Riss nicht gefunden wird und zusätzlich zum Versagen der Komponente führt, soll minimal sein.

Diese Wahrscheinlichkeit  $P_{\text{krit}}$  kann wie folgt berechnet werden.

$$P_{\text{krit}} = \int_0^{c_{\text{max}}} \int_0^t (1 - \text{POD}(a)) \cdot f(a) \cdot f(c|a) \cdot (1 - p_f(a,c)) \, da \, dc \quad (8.1)$$

Dabei kann die Risstiefe  $a$  in den Grenzen von 0 bis  $t$ , die Risslänge  $c$  in den Grenzen von 0 bis  $c_{\text{max}}$  variieren. Die Grenze  $c_{\text{max}}$  muss der Prüfsituation entsprechend angepasst werden. Die bedingte Dichte  $f(c|a)$  gibt für eine jeweilige Risstiefe  $a$  eine Häufigkeit der zugehörigen Risslängenverteilung an. Sie muss näherungsweise aus Erfahrungswerten bestimmt werden. Idealerweise könnte man die Dichte  $f(a)$  und die bedingte Dichte  $f(c|a)$  durch eine gemeinsame Dichte  $f(a,c)$  ersetzen. Das ist aber allenfalls in Fällen, in denen sehr umfangreiche Datenmengen vorhanden sind, möglich. Die Initiierungswahrscheinlichkeit  $p(a, c)$  muss dazu für sämtliche Kombinationen aus  $a$  und  $c$  in den jeweiligen Integrationsintervallen nach der probabilistischen R6-Methode berechnet werden.

## 9 KORRELATIONEN ZUR BESTIMMUNG BRUCHMECHANISCHER WERKSTOFFKENNGRÖSSEN

Bisher wurden die bruchmechanischen Betrachtungen für Proben und Bauteile aus Werkstoffen durchgeführt, von denen sämtliche Materialkennwerte vorhanden sind. Da die bruchmechanischen Kennwerte jedoch keine Abnahmewerte sind, ist nicht immer gewährleistet, dass sie zur Verfügung stehen. Die Durchführung der Versuche zu ihrer Bestimmung ist darüber hinaus sehr aufwändig. Um einen Überblick zu bekommen, in welchem Bereich die bruchmechanischen Kennwerte zu erwarten sind, ist deshalb eine Abschätzung mit einfacheren Mitteln wichtig. Aus diesem Grund sollen in diesem Kapitel Korrelationen zwischen verschiedenen Materialkennwerten erstellt werden.

Für die Untersuchungen wird die Auswahl der Werkstoffe aus Kap. 4 teilweise erweitert, um die Korrelationen für die übergeordnete Werkstoffklasse der niedriglegierten Stähle im Hochlagenbereich der Kerbschlagarbeit zu verallgemeinern.

Zunächst wird die Korrelation zwischen  $J$ - und  $J_{Ic}$ -Werten dargestellt. Dann wird der Zusammenhang beider Kennwerte mit der Kerbschlagarbeit aufgezeigt. Es wird dabei die Hochlage der Kerbschlagarbeit betrachtet. Darauf aufbauend wird eine verfeinerte Korrelation erstellt, die eine zusätzliche Abhängigkeit der  $J$ -Werte von der Bruchdehnung beinhaltet.

Für Korrelationen der  $K_{Ic}$ -Werte mit der Streckgrenze und der Kerbschlagarbeit sei auf [78] und [79] verwiesen. In [80], [81] und [82] ist eine Korrelation der  $K_{Ic}$ -Werte ausschließlich in Abhängigkeit von der Kerbschlagarbeit angegeben.

### 9.1 Korrelation von $J_I$ - und $J_{Ic}$ -Werten

In der Regel sind  $J_{Ic}$ -Werte häufiger verfügbar als  $J_I$ -Werte. Für bruchmechanische Sicherheitsanalysen sollten jedoch aufgrund der Geometrieunabhängigkeit bevorzugt die  $J_I$ -Werte verwendet werden. Deshalb ist es hilfreich, wenn bei Vorliegen von  $J_{Ic}$ -Werten daraus die zugehörigen  $J_I$ -Werte abgeschätzt werden können. Eine derartige Abschätzung ist für eine Klasse von Werkstoffen nur möglich, wenn ähnliche Voraussetzungen gegeben sind, unter denen dieselben Werkstoffgesetze gültig sind. Aufgrund der großen verfügbaren Datenbasis und der Relevanz für die technische Anwendung soll im Folgenden für die Hochlage der Kerbschlagarbeit eine Korrelation von  $J_{Ic}$ -Werten und  $J_I$ -Werten erstellt werden. Es sind dazu Datensätze aus Versuchen der MPA Stuttgart verwendet worden, für die mindestens vier gültige Wertepaa-



re vorliegen. Aus diesen Datensätzen wird jeweils der Mittelwert für  $J_I$  und  $J_{Ic}$  bei einer Temperatur gebildet. Dieses Wertepaar wird dann in den folgenden Bildern dargestellt. Außer der Legierung SG-X5CrNiNb19-9 sind sämtliche Stähle niedrig legiert. Dabei sind die Proben aus 15NiCuMoNb5 und aus SG-X5CrNiNb19-9 in Richtung LS oder LT entnommen. Proben aus den übrigen Materialien sind in Richtung TL oder TS entnommen. In Bild 9.1 sind für sämtliche Probengrößen im Bereich CT10-CT100 Wertepaare eingetragen.

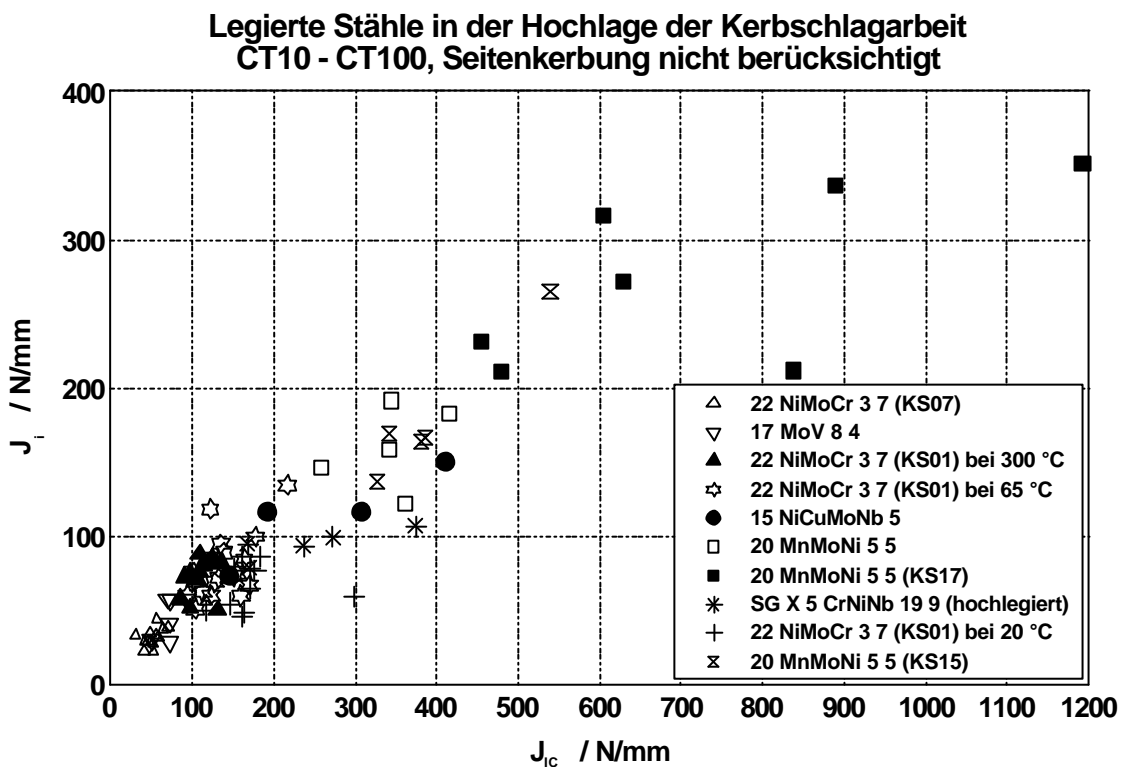


Bild 9.1: Korrelation von  $J_{Ic}$ - mit  $J_I$ -Werten bei verschiedenen Geometrien

Es ist ein deutlicher Trend zwischen  $J_I$  und  $J_{Ic}$ -Werten erkennbar, der von einer gewissen Streuung überlagert wird. Einige Wertepaare reißen jedoch aus dem Streuband sichtlich aus. Es zeigt sich, dass diese Differenzen auf unterschiedliche Probengrößen sowie unterschiedliche Seitenkerbung zurückzuführen sind.

In Bild 9.2 werden nur solche  $J_{Ic}$ - $J_I$ -Wertepaare dargestellt, die von CT25-Proben mit 20% Seitenkerbung stammen, um die Streuung nicht durch Geometrieinflüsse zu beeinflussen.

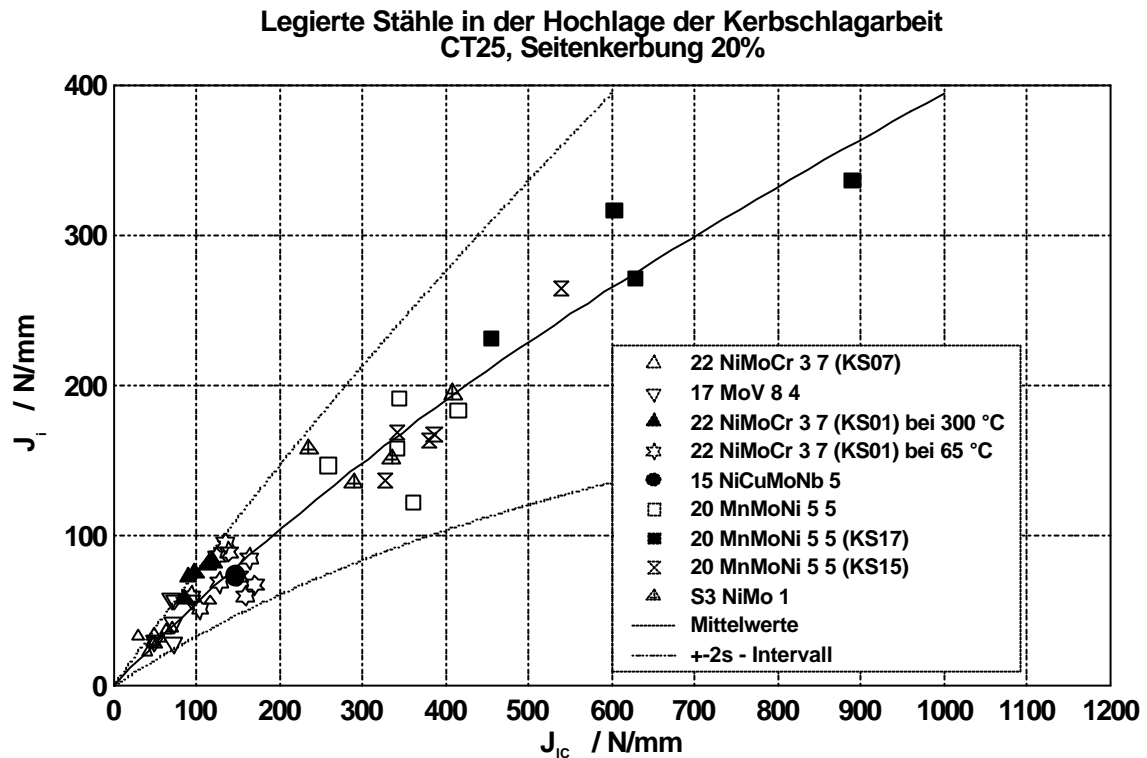


Bild 9.2: Korrelation von  $J_{IC}$ - mit  $J_I$ -Werten bei vergleichbaren Geometrien.

Auf empirischem Weg soll nun für Proben derselben Geometrie eine analytische Verteilungsfunktion ermittelt werden, die bei gegebenem  $J_{IC}$ -Wert die Wahrscheinlichkeit für das Auftreten des zugehörigen  $J_I$ -Wertes angibt. Die  $J_I$ -Werte bei konstantem  $J_{IC}$ -Wert werden als normalverteilt angenommen, was bei zähem Werkstoffverhalten für die meisten Materialkenngrößen eine gut bestätigte Näherung ist [65]. Die Dichtefunktion  $f$  der Normalverteilung ist durch Mittelwert und Standardabweichung eindeutig bestimmt. Deshalb müssen Mittelwert  $\mu_{J_I}$  und Standardabweichung  $s_{J_I}$  einer  $J_I$ -Verteilung als Funktion des (für eine  $J_I$ -Verteilung konstanten)  $J_{IC}$ -Wertes ermittelt werden.

Für die Mittelwertskurve  $\bar{J}_I(J_{IC})$  wird folgende Ausgleichsfunktion abgeleitet, die die Daten relativ gut annähert:

$$\bar{J}_I(J_{IC}) = -400 \text{ N/mm} + \sqrt{160000(\text{N/mm})^2 + 470(\text{N/mm}) * J_{IC}} \quad (9.1)$$

Eine Ausgleichsfunktion für die Standardabweichung wird wie folgt bestimmt:

- Die Wertepaare werden nach Werkstoffen in  $j$  möglichst enge  $J_{lc}$ -Intervalle  $I_j$  unterteilt ( $I_j \approx 50\text{-}100 \text{ N/mm}$ ).
- Pro Intervall wird der Mittelwert  $\bar{J}_{lc}(j)$  der  $J_{lc}$ -Werte gebildet.
- Es wird die Standardabweichung  $s_{J_i}(j)$  der  $J_i$ -Werte für jedes der  $j$  Intervalle gebildet.
- Nun wird  $s_{J_i}(j)$  über  $\bar{J}_{lc}(j)$  aufgetragen. Da die Wertepaare ungefähr linearen Verlauf haben, wird eine Regressionsgerade als Ausgleichsfunktion verwendet.

Die Ausgleichsfunktion  $s_{J_i}(J_{lc})$  hat folgende Form:

$$s_{J_i}(J_{lc}) = 0,107 * \bar{J}_{lc} \quad (9.2)$$

Nun kann die Dichtefunktion  $f$  der Zufallsvariablen  $J_i$ , die bei konstantem  $J_{lc}$  als normalverteilt angenommen wird, in Abhängigkeit von  $\bar{J}_i(J_{lc})$  und  $s_{J_i}(J_{lc})$  aufgestellt werden. Da die Dichte  $f$  außerdem als verkettete Funktion von  $J_{lc}$  abhängt, spricht man auch von der bedingten Dichte  $f(J_i | J_{lc})$  (Dichte von  $J_i$  bei vorgegebenem  $J_{lc}$ ):

$$f(J_i | J_{lc}) = \frac{1}{\sqrt{2\pi} s_{J_i}(J_{lc})} \exp\left(-\frac{1}{2} \left[ \frac{J_i - \bar{J}_i(J_{lc})}{s_{J_i}(J_{lc})} \right]^2\right) \quad (9.3)$$

Als nächster Schritt sollen die 2,2%-Fraktile  $J_{i(-2s)}(J_{lc})$  und die 97,8%-Fraktile  $J_{i(+2s)}(J_{lc})$  der Verteilung ( $\pm 2s$ -Intervall) ermittelt werden (Bild 9.2). Das erfolgt durch numerisches Auflösen der folgenden Gleichungen nach  $J_{i(\pm 2s)}(J_{lc})$ :

$$\begin{aligned} 0,022 &= \int_{-\infty}^a f(J_i | J_{lc}) dJ_i \quad \text{mit } a = J_{i(-2s)}(J_{lc}) \\ 0,978 &= \int_{-\infty}^a f(J_i | J_{lc}) dJ_i \quad \text{mit } a = J_{i(+2s)}(J_{lc}) \end{aligned} \quad (9.4)$$

Die Wahrscheinlichkeitsdichte  $f$  muss integriert und der Wahrscheinlichkeit  $0,022 = 2,2\%$  bzw.  $0,978 = 97,8\%$  gleichgesetzt werden.

Diese Berechnung kann nur dann durchgeführt werden, wenn für  $J_c$  ein numerischer Wert eingesetzt wird. Das Verfahren ermöglicht also die punktweise numerische Berechnung von  $J_{i(\pm 2s)}(J_c)$ .

## 9.2 Korrelation der $J_i$ - bzw. $J_{Ic}$ -Werte mit der Kerbschlagarbeit KV

Es wurden bereits Korrelationen zwischen  $J$  und KV an der MPA Stuttgart durchgeführt, für die sehr viele Werkstoffe aus dem Hochlagenbereich der Kerbschlagarbeit und teilweise auch aus dem oberen Übergangsgebiet verwendet wurden [83]. In Bild 9.3 ist die Korrelation dargestellt. Eine ähnliche Studie findet man in [84].

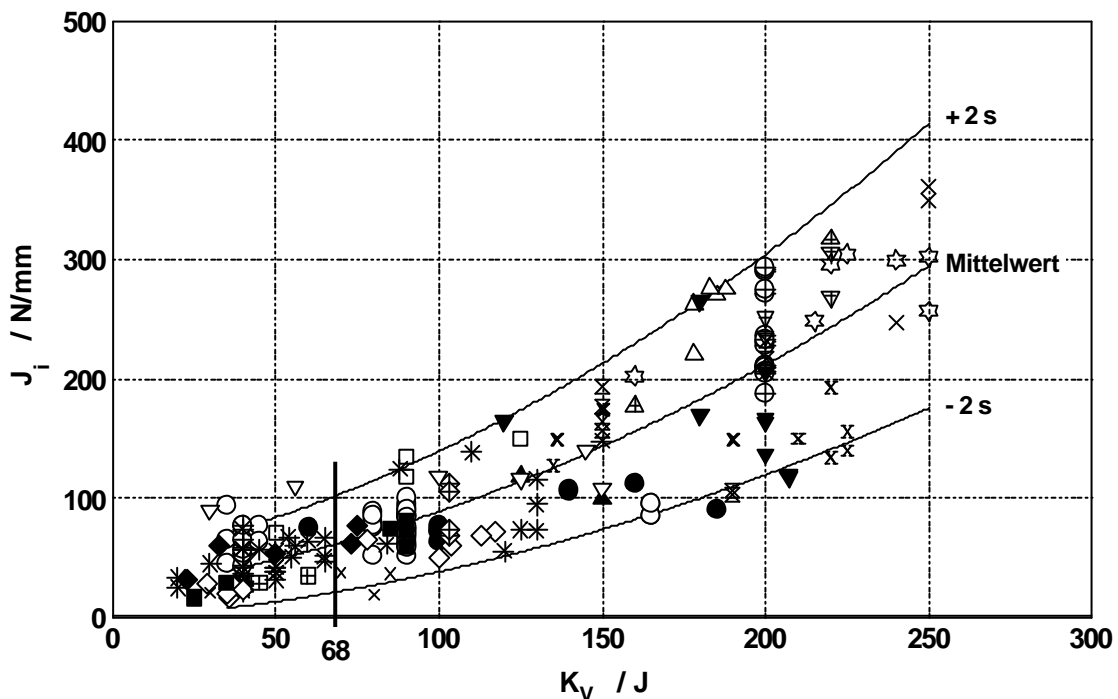


Bild 9.3: Korrelation der Kerbschlagarbeit mit  $J_i$ -Werten im Temperaturbereich der Hochlage und des Übergangsgebietes der Kerbschlagarbeit

Ein vergleichbarer Ansatz wird nun ausschließlich für die Hochlage von niedriglegierten Stählen durchgeführt. In Bild 9.4 bis Bild 9.7 sind für  $J_i$ - und  $J_c$ -Werte verschiedener Werkstoffe bzw. die zugehörigen Mittelwerte jeweils über der gemittelten Kerbschlagarbeit KV aufgetragen. Es sind Werte derselben Werkstoffe wie beim Vergleich von  $J_i$  mit  $J_c$  dargestellt.

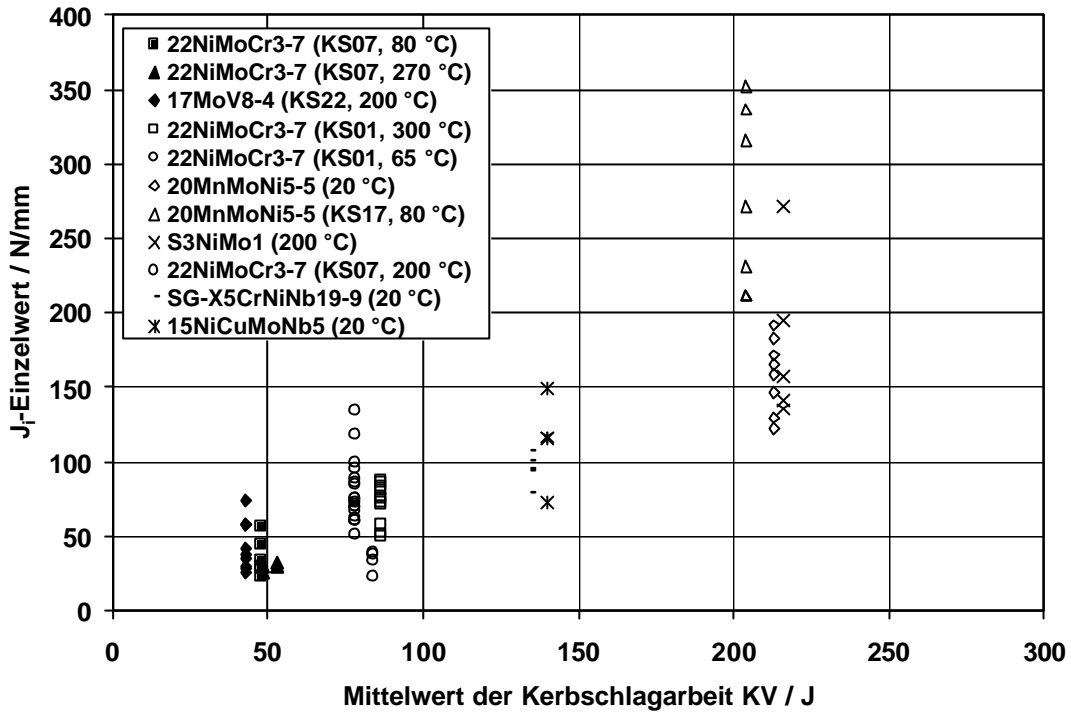


Bild 9.4: Korrelation von  $J_I$ -Einzelwerten mit Mittelwerten der Kerbschlagarbeit im Temperaturbereich der Hochlage der Kerbschlagarbeit

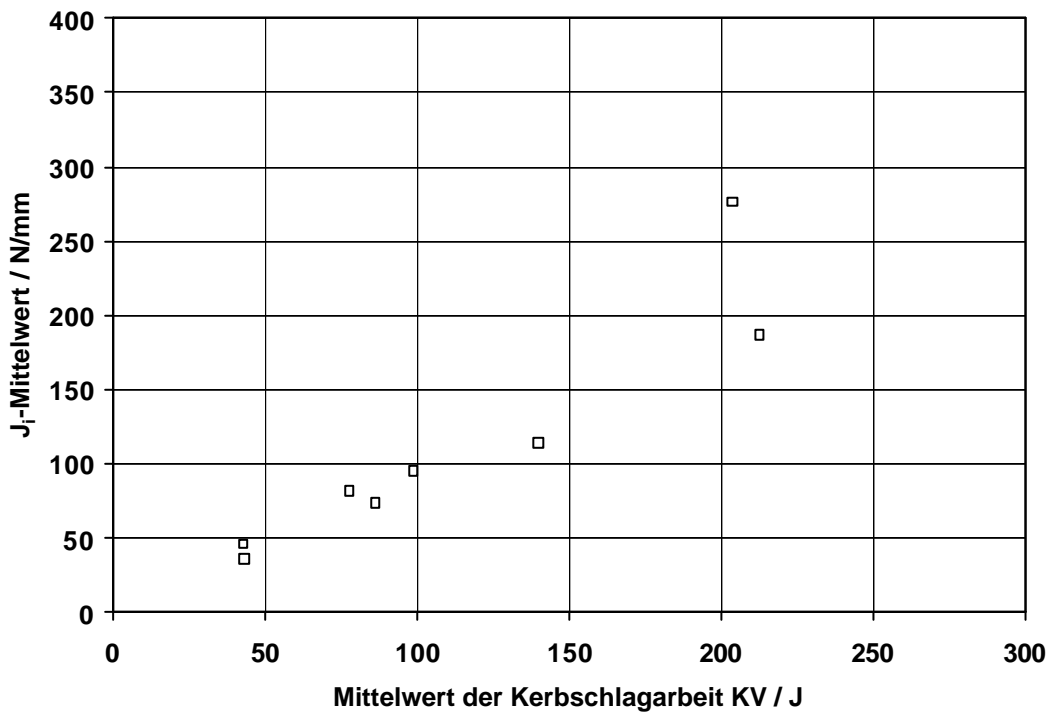


Bild 9.5: Korrelation von  $J_I$ -Mittelwerten mit Mittelwerten der Kerbschlagarbeit im Temperaturbereich der Hochlage der Kerbschlagarbeit

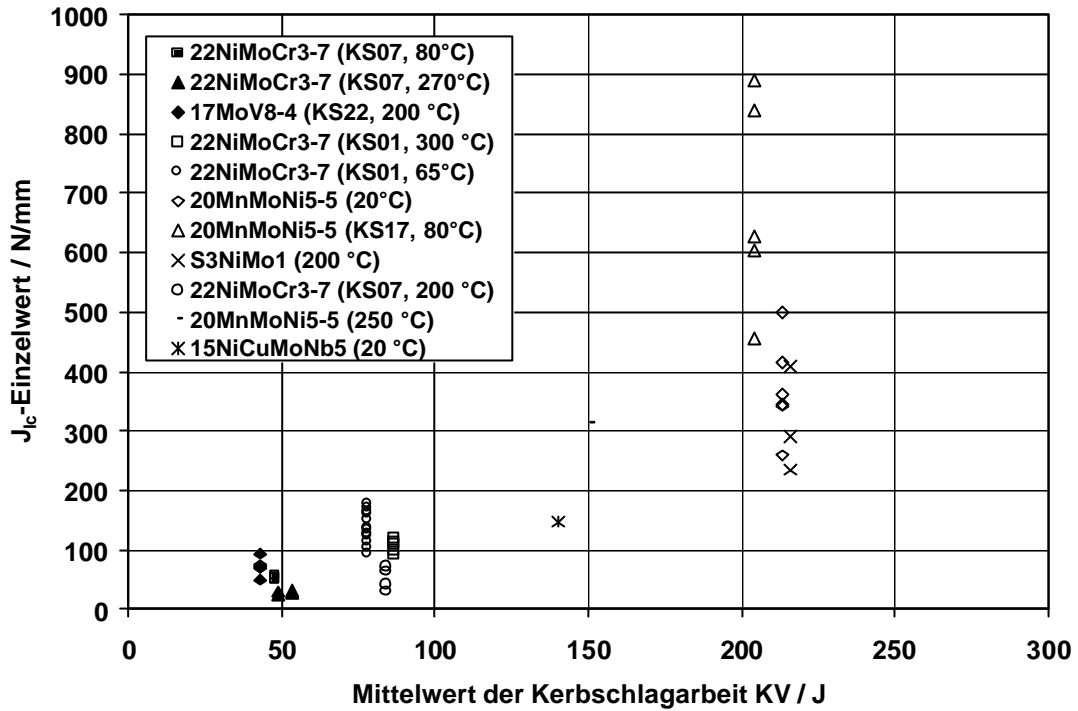


Bild 9.6: Korrelation von  $J_{IC}$ -Einzelwerten mit Mittelwerten der Kerbschlagarbeit im Temperaturbereich der Hochlage der Kerbschlagarbeit

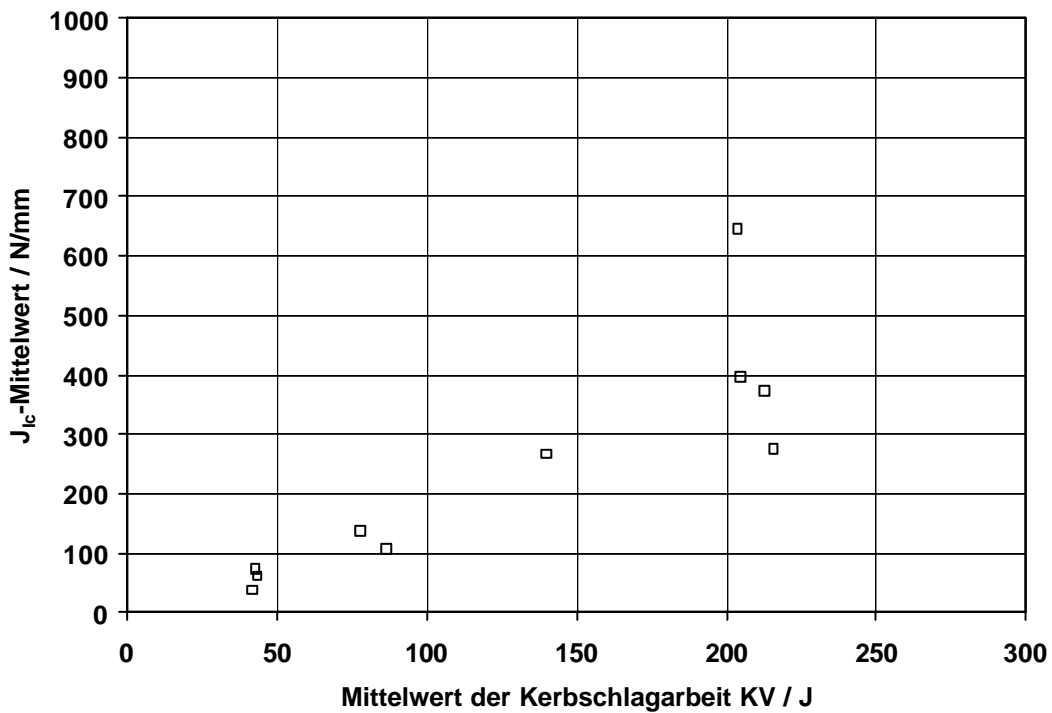


Bild 9.7: Korrelation von  $J_{IC}$ -Mittelwerten mit Mittelwerten der Kerbschlagarbeit im Temperaturbereich der Hochlage der Kerbschlagarbeit

Es zeigt sich, dass sämtliche Mittelwerte außer dem des 20MnMoNi5-5, dessen  $J$ - bzw.  $J_{lc}$ -Werte mit Abstand am höchsten sind, ungefähr auf einer Geraden liegen. Somit ist die Kerbschlagarbeit  $KV$  ein Parameter, der mit den  $J$ - bzw.  $J_{lc}$ -Werten sehr deutlich korreliert ist. Die Tatsache, dass ausgerechnet der Werkstoff von dem die meisten Versuchswerte vorliegen, der zudem die größte Zähigkeit von allen dargestellten aufweist, ein signifikanter Ausreißer ist, legt die Vermutung nahe, dass es einen weiteren korrelierten Parameter gibt, der möglicherweise die Zähigkeit charakterisiert.

### 9.3 Korrelation von $J_{lc}$ -Wert, Kerbschlagarbeit $KV$ und Zähigkeitkennwert

Die Kerbschlagarbeit, deren Zusammenhang mit den  $J$ -Werten in Kap. 9.2 gezeigt wurde, ist ein Maß dafür, welche Verformungsenergie der Werkstoff unter ungünstigen Umständen aufnehmen kann. Eine bestimmte Kerbschlagarbeit  $KV^*$  des Werkstoffes kann durch verschiedene Kombinationen aus Festigkeit und Zähigkeit erreicht werden, da  $KV^*$  das Integral der Kraft-Weg-Kurve darstellt. Die Kerbschlagarbeit  $KV^*$  kann sowohl bei sehr hoher Kraftmessung (Festigkeit) zusammen mit geringer Verformungsmessung (Zähigkeit), als auch als Kombination einer geringeren Kraft und eines hohen Verformungsweges entstehen. Da aus Bild 9.4 bis Bild 9.7 hervorgeht, dass bei konstanter Kerbschlagarbeit die  $J$ - bzw.  $J_{lc}$ -Werte dann am höchsten sind, wenn die Zähigkeit groß ist, wie beim 20MnMoNi5-5 der Fall, soll der Einfluss der Zähigkeit systematisch untersucht werden. Um das Verformungsvermögen des Werkstoffes für diese Korrelation sinnvoll beschreiben zu können, eignet sich die lokale Bruchdehnung, die im Zugversuch über den Probenquerschnitt gemittelt an der eingeschnürten Stelle beobachtet werden kann. Die lokale Bruchdehnung wird fortan mit  $A_l$  bezeichnet und kann über die Volumenkonstanz aus der Brucheinschnürung  $Z$  wie folgt berechnet werden:

$$A_l = \frac{Z}{1-Z} \quad (9.5)$$

Mit Hilfe der Mittelwerte der Kerbschlagarbeit und der lokalen Brucheinschnürung, die aus mindestens vier Einzelwerten ermittelt werden, kann auf probabilistischem Wege eine statistische Dichteverteilung der  $J$ - bzw.  $J_{lc}$ -Werte angegeben werden. Damit kann eine Wahrscheinlichkeit dafür berechnet werden, dass der bruchmechanische Kennwert größer als ein geforderter Mindestwert  $J_{min}$  ist. Die  $J$ - bzw.  $J_{lc}$ -Werte

unterliegen in guter Näherung einer Lognormal-Verteilung (siehe Kap. 5.3.2). Die bedingte Dichtefunktion  $f(J|\overline{KV}, \overline{A}_I)$  von  $J$ , hängt von den Mittelwerten  $\overline{KV}$  und  $\overline{A}_I$  ab.

$$f(J|\overline{KV}, \overline{A}_I) = \frac{\log(e)}{J \cdot \sqrt{2p} s_J(\overline{KV}, \overline{A}_I)} \exp\left(-\frac{1}{2} \left[ \frac{\log(J) - \log(\overline{J}(\overline{KV}, \overline{A}_I))}{s_J(\overline{KV}, \overline{A}_I)} \right]^2\right) \quad (9.6)$$

Bei dieser Funktion  $f$  taucht die Temperatur  $T$  nicht mehr explizit auf. Durch das Einsetzen der temperaturabhängigen Mittelwerte  $\overline{KV}(T)$ ,  $\overline{A}_I(T)$  ist die Dichtefunktion  $f$  jedoch temperaturabhängig.

Da die Mittelwerte  $\overline{J}_I$  und  $\overline{J}_{Ic}$  vom Mittelwert  $\overline{KV}$  der Kerbschlagarbeit und von  $\overline{A}_I$ , dem Mittelwert der lokalen Bruchdehnung  $A_I$  abhängen, muss eine eindeutige analytische Funktion  $\overline{J}(\overline{KV}, \overline{A}_I)$  aufgestellt werden, die eine sichere Vorhersage des Mittelwertes und der Standardabweichung der  $J$ -Werte erlaubt.

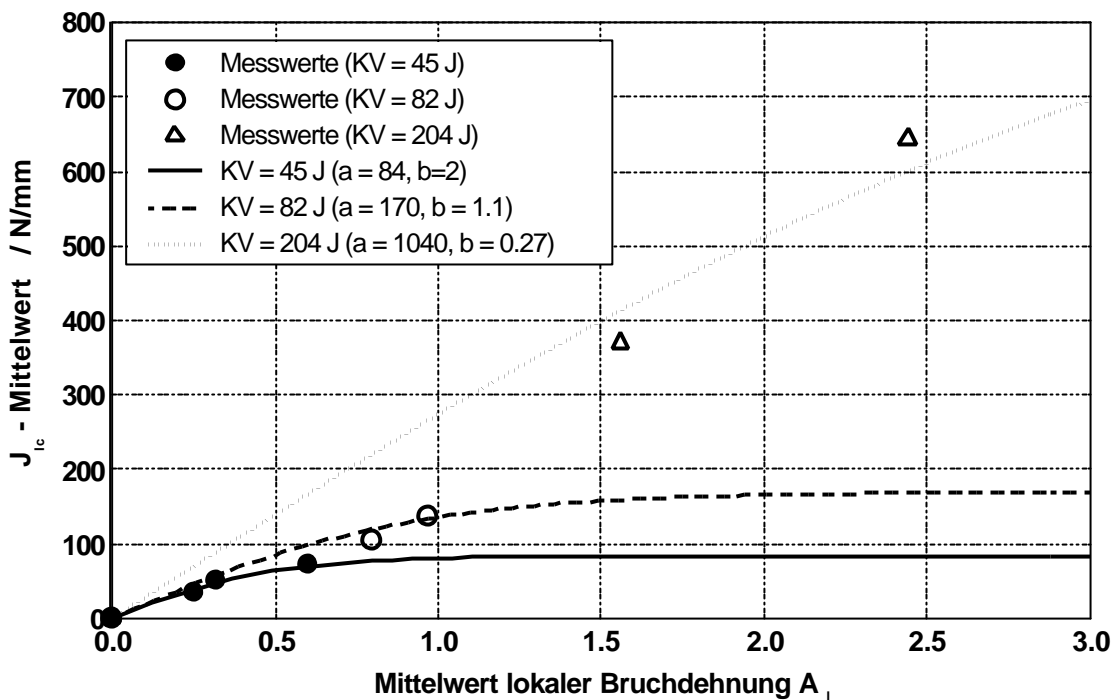
Für folgende Untersuchungen sind die  $J_{Ic}$ -Werte nur aus CT25-Proben mit 20 % Seitenkerbung aus dem Hochlagebereich der Kerbschlagarbeit ermittelt. Es liegen nur TL- und TS-Proben zugrunde.

### 9.3.1 Bestimmung der Mittelwertfunktion für $J_{Ic}$ -Werte

In Bild 9.8 sind die Korrelationen der Mittelwerte für niedriglegierte Stähle im Temperaturbereich der Hochlage der Kerbschlagarbeit dargestellt. Es zeigt sich, dass für einen Mittelwert der Kerbschlagarbeit  $\overline{KV} = 42 \text{ J}$  und  $\overline{KV} = 82 \text{ J}$  die folgende empirisch aufgestellte hyperbolische Ansatzfunktion der Mittelwerte die experimentellen Wertepaare gut abbildet:

$$\overline{J}_{Ic} = a \cdot \tanh(b \cdot \overline{A}_I) \quad (9.7)$$





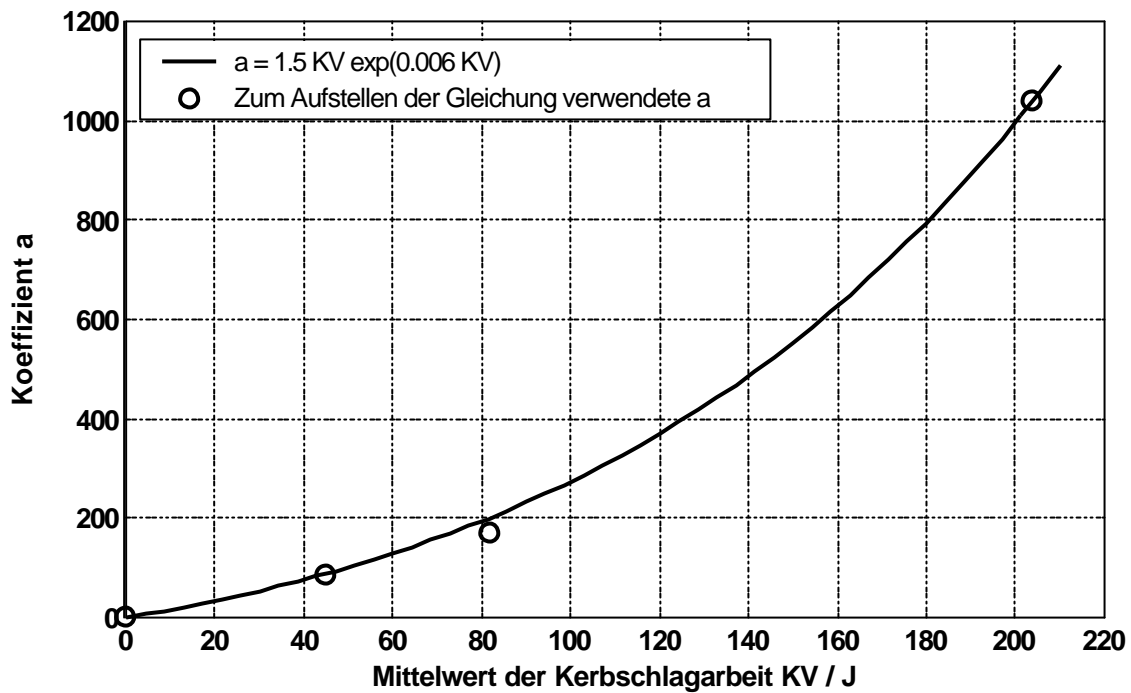
**Bild 9.8:** Korrelation von  $J_{1c}$ -Mittelwerten mit Mittelwerten der lokalen Bruchdehnung im Temperaturbereich der Hochlage der Kerbschlagarbeit

Die zugehörigen angepassten Koeffizienten  $a$  und  $b$  sind in **Bild 9.8** und in **Tabelle 9.1** dargestellt. Für den fiktiven Mittelwert  $\overline{KV} = 0$  sollte sich unabhängig von der lokalen Bruchdehnung  $A_1$  auch ein Mittelwert von  $J_{1c} = 0$  ergeben. Das bedingt, dass in diesem Fall  $a = 0$  ist.

Kerbschlagarbeit / J	Koeffizient a	Koeffizient b
0	0 (aus der Anschauung)	unbestimmt
42	84 (Anpassung an Exp.)	2 (Anpassung an Exp.)
82	200 (Anpassung an Exp.)	1 (Anpassung an Exp.)
204	1040	0,27

**Tabelle 9.1:** Anpassung der Koeffizienten an die Messwerte.

Für  $\overline{KV} = 204$  J sind auch andere Koeffizientenpaarungen denkbar. Um die angegebenen zu bestätigen, müssen sie gut in den im Folgenden zu ermittelnden Kurvenverlauf für die Koeffizienten  $a(\overline{KV})$  und  $b(\overline{KV})$  passen. Die Koeffizientenfunktion  $a$  wird in **Bild 9.9** dargestellt.



**Bild 9.9:** Aufstellen einer empirischen Funktion des Koeffizienten  $a$  der  $J_{K-AI}$ -Korrelation für den Temperaturbereich der Hochlage der Kerbschlagarbeit

Die in [Tabelle 9.1](#) durch Anpassung ermittelten Werte  $a$  liegen relativ genau auf einer Funktion der Form

$$a(\overline{KV}) = c_1 \overline{KV} \exp(c_2 \overline{KV}) \text{ mit } c_1 = 1,5 \text{ und } c_2 = 0,006 \quad (9.8)$$

Da nur 2 Konstanten festgelegt werden mussten ( $c_1$  und  $c_2$ ), jedoch 4 Wertepaare dafür verwendet wurden, war das Gleichungssystem zur Bestimmung der Konstanten überbestimmt. Die geringe Abweichung der Werte von der Ansatzfunktion belegt deren zweckmäßige Wahl. Die Koeffizientenfunktion  $b$  wird in [Bild 9.10](#) dargestellt.

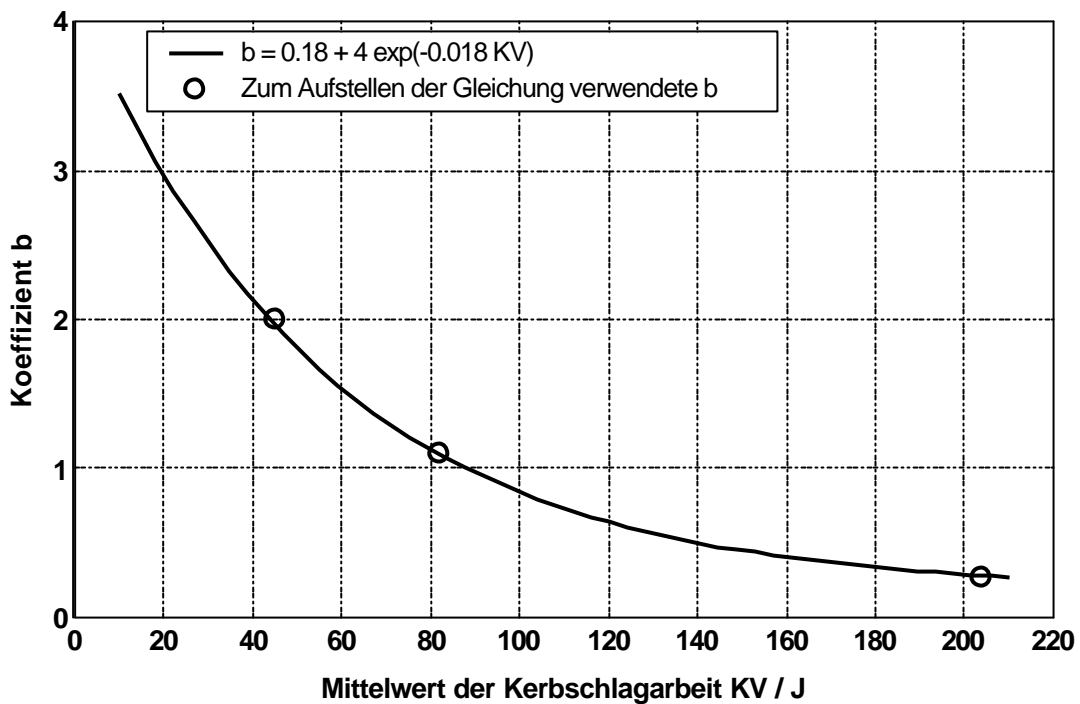


Bild 9.10: Aufstellen einer empirischen Funktion des Koeffizienten  $b$  der  $J_{Kc}$ - $A_I$ -Korrelation für den Temperaturbereich der Hochlage der Kerbschlagarbeit

In analoger Weise wird empirisch eine Koeffizientenfunktion  $b(\mu_{KV})$  ermittelt. Die Funktion lautet:

$$b(\overline{KV}) = c_3 + c_4 \exp(-c_5 \overline{KV}) \quad \text{mit } c_3 = 0,18, c_4 = 4, c_5 = 0,018 \quad (9.9)$$

Da nur von 3 Werkstoffen, die die erforderlichen Voraussetzungen erfüllen, ausreichend viele Versuchsdaten vorhanden waren, wurden aus 3 Wertepaaren 3 Koeffizienten angepasst.

Die empirisch ermittelte Abhängigkeit des  $J_{Kc}$ -Wertes von der Kerbschlagarbeit  $KV$  und der lokalen Bruchdehnung  $A_I$  ist in Bild 9.11 dargestellt.

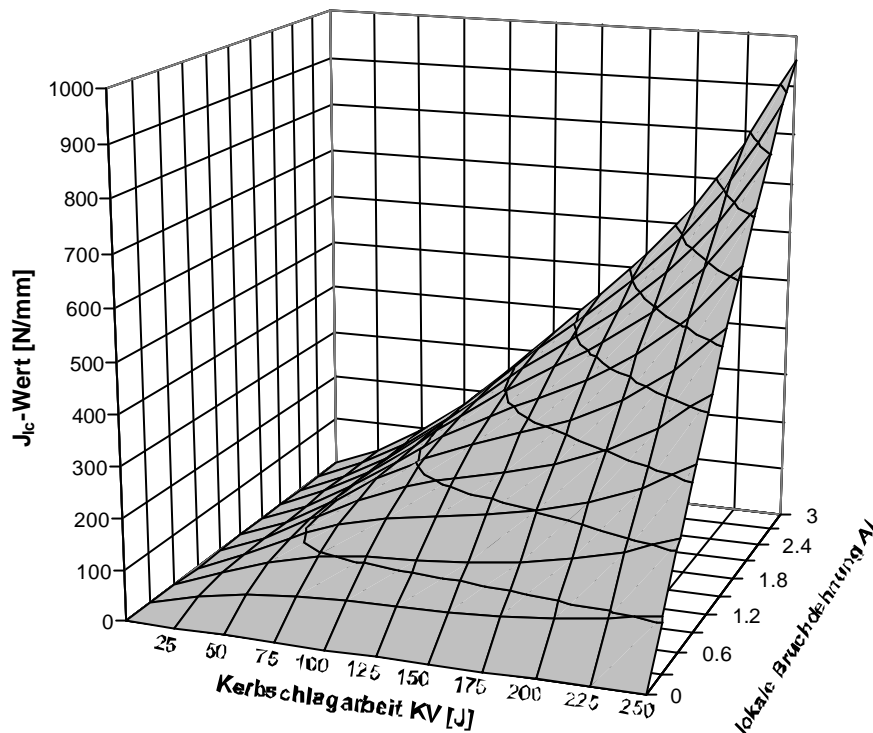


Bild 9.11: Korrelation der Werkstoffmittelwerte zur Bestimmung des  $J_{IC}$ -Wertes

### 9.3.2 Bestimmung der Mittelwertfunktion für $J_I$ -Werte

Analog zu der  $J_{IC}$ -Mittelwertkorrelation wird nun eine Mittelwertkorrelation der  $J_I$ -Werte mit den Mittelwerten der Kerbschlagarbeit sowie der lokalen Bruchdehnung bestimmt. Es werden dieselben Ansatzfunktionen wie in Kap 9.3.1 verwendet; nur die Parameter werden an die  $J_I$ -Werte aus den Experimenten angepasst, wie in Bild 9.12 dargestellt.

Es gelten folgende Gleichungen:

$$\bar{J}_I = a \tanh(b \bar{A}_I) \quad (9.10)$$

$$a(\bar{KV}) = c_1 \bar{KV} \exp(c_2 \bar{KV}) \quad \text{mit } c_1 = 0,93 \text{ und } c_2 = 0,0013 \quad (9.11)$$

$$b(\bar{KV}) = c_3 + c_4 \exp(-c_5 \bar{KV}) \quad (9.12)$$

$$\text{mit } c_3 = 0,44, c_4 = 3,6 \text{ und } c_5 = 0,012$$

In Bild 9.13 und Bild 9.14 sind die Koeffizientenfunktionen dargestellt. Es zeigt sich, dass auch bei den  $J_I$ -Korrelationen eine sehr gute Anpassung an die Gleichungen möglich ist.

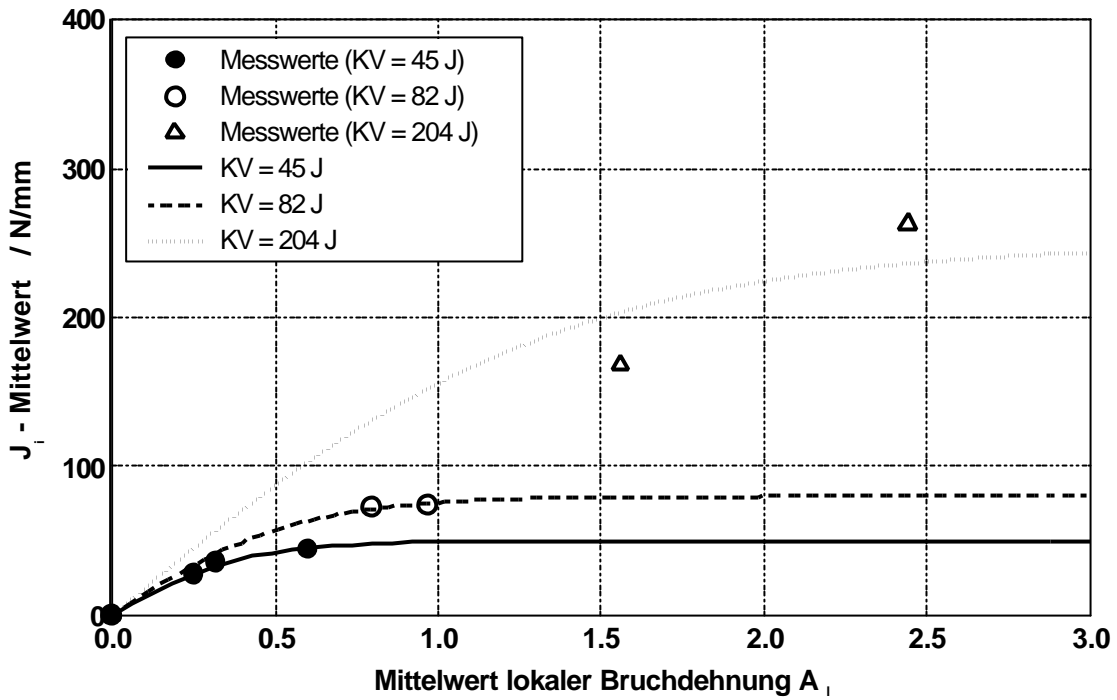


Bild 9.12: Korrelation von  $J_i$ -Mittelwerten mit Mittelwerten der lokalen Bruchdehnung im Temperaturbereich der Hochlage der Kerbschlagarbeit

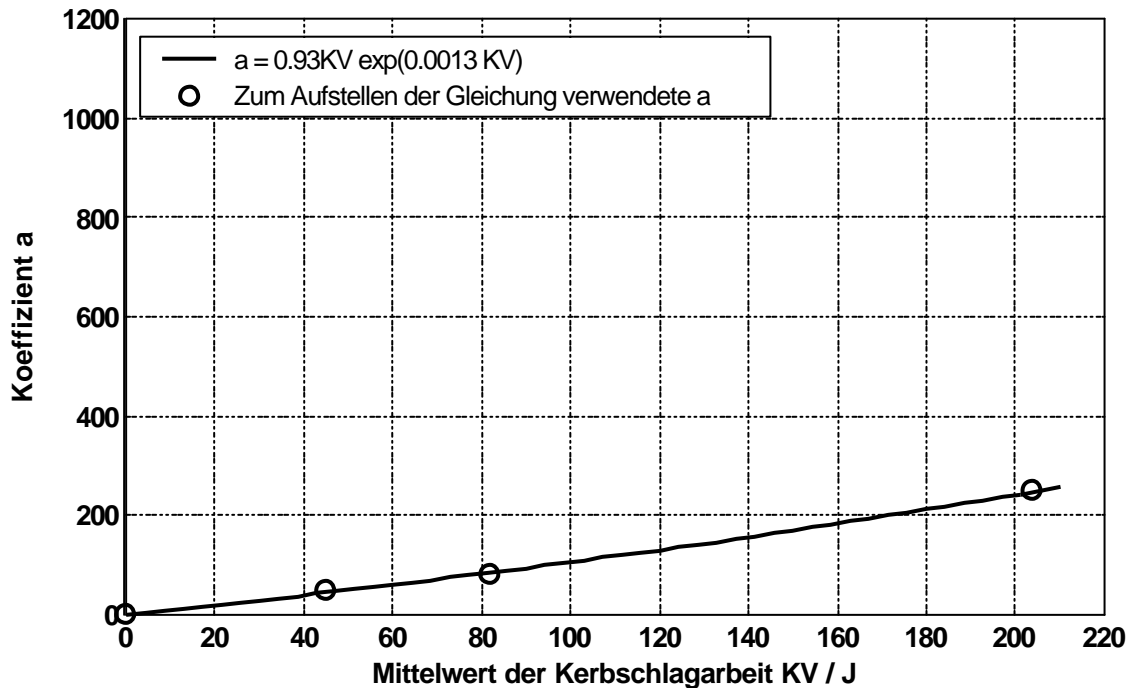


Bild 9.13: Aufstellen einer empirischen Funktion des Koeffizienten  $a$  der  $J_i$ - $A_1$ -Korrelation für den Temperaturbereich der Hochlage der Kerbschlagarbeit

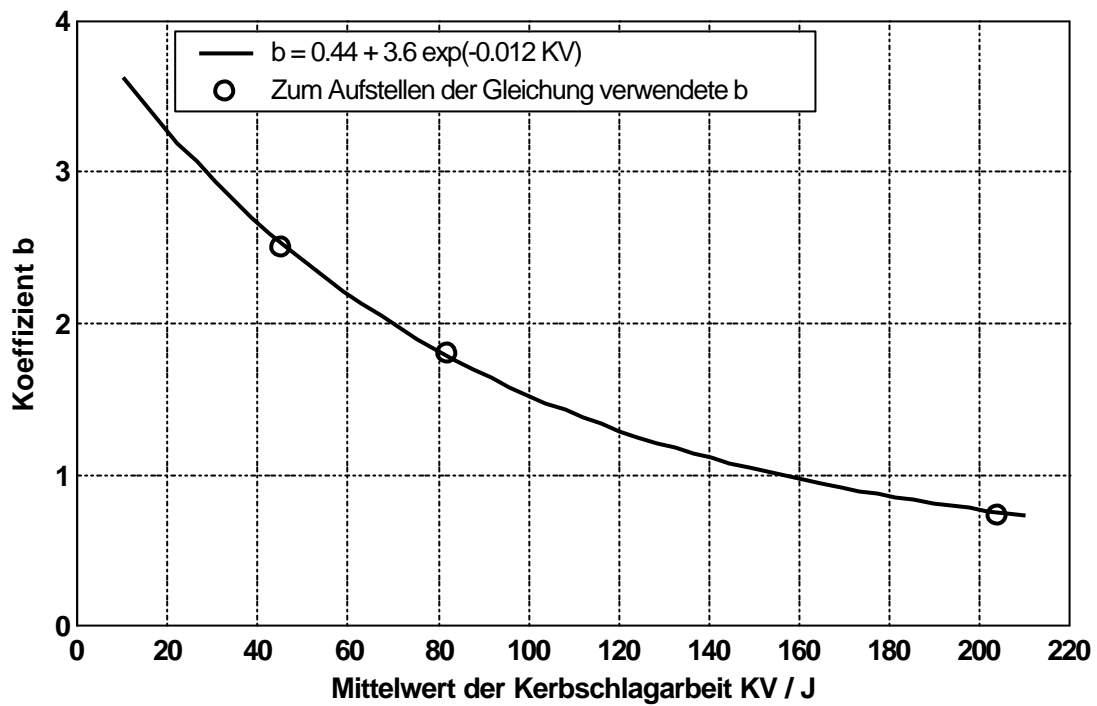


Bild 9.14: Aufstellen einer empirischen Funktion des Koeffizienten  $b$  der  $J_I$ - $A_I$ -Korrelation für den Temperaturbereich der Hochlage der Kerbschlagarbeit

Die empirisch ermittelte Abhängigkeit des  $J_I$ -Wertes von der Kerbschlagarbeit  $KV$  und der lokalen Bruchdehnung  $A_I$  ist in Bild 9.15 dargestellt.

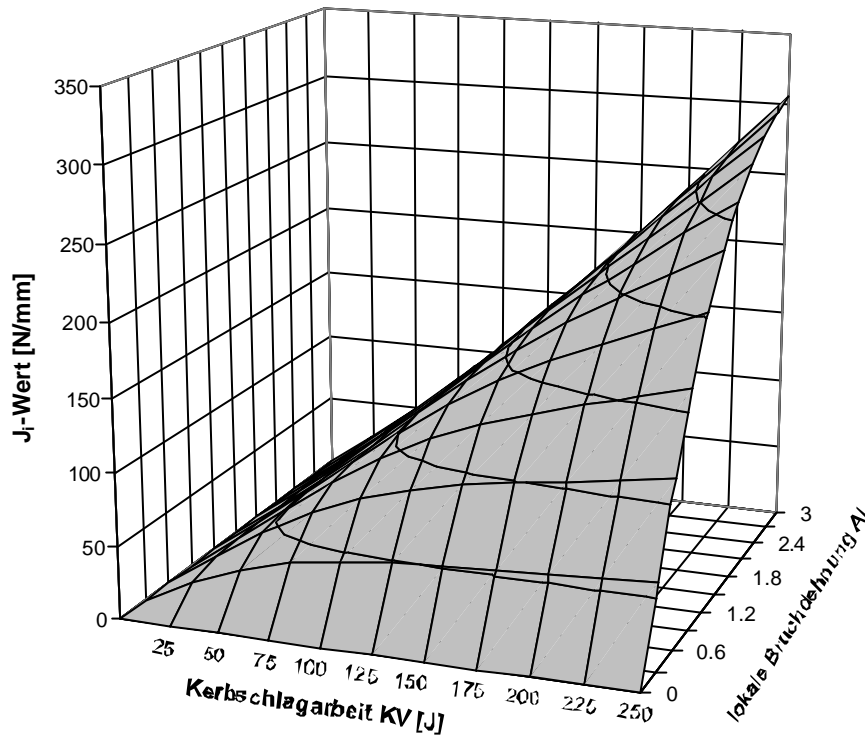


Bild 9.15: Korrelation der Werkstoffmittelwerte zur Bestimmung des  $J_I$ -Wertes

### 9.3.3 Beurteilung der Mittelwertkorrelationen

Folgende Ansatzfunktionen wurden sowohl für eine Korrelation der  $J_c$ - wie auch der  $J_I$ -Werte verwendet:

$$\bar{J} = a \tanh(b \bar{A}_I) \quad (9.13)$$

$$a(\bar{KV}) = c_1 \bar{KV} \exp(c_2 \bar{KV}) \quad (9.14)$$

$$b(\bar{KV}) = c_3 + c_4 \exp(-c_5 \bar{KV}) \quad (9.15)$$

Nun sollen die Gründe dargestellt werden, die für die verwendeten analytischen Funktionen zur Mittelwertkorrelation sprechen.

- Die Korrelationsfunktion wurde an 7 Messwerte angepasst, obwohl nur fünf Konstanten  $c_i$  anzupassen waren. Trotzdem weicht keiner der Messwerte signifikant von der Funktion ab.
- Bei konstanter Kerbschlagarbeit  $KV$  geht die Korrelationsfunktion mit zunehmender lokaler Bruchdehnung  $A_l$  monoton steigend in eine waagrechte Tangente über. Bei konstanter Kerbschlagarbeit können  $J_I$  und  $J_c$  nicht unbe-

grenzte Werte annehmen, wenn nur ihre Zähigkeit hoch genug ist. Diese Einschränkung ist aus praktischer Sicht sinnvoll.

- Für beliebige Kurvenschnitte der Korrelationsfunktion mit  $A_1 = \text{const}$  nimmt der J-Wert monoton mit KV zu.
- Für beliebige Wertepaare  $(KV, A_1)$  ist stets der  $J_c$ -Wert größer als der  $J_I$ -Wert. Das stimmt mit den experimentellen Versuchen der MPA überein.
- Die Parameterfunktion  $b(\overline{KV}) = c_3 + c_4 \exp(-c_5 \overline{KV})$  muss für beliebige KV positiv bleiben. Das heißt aus der Anpassung muss sich  $c_3 > 0$  ergeben, da andernfalls die J-Werte negativ werden. Der Parameter  $c_3$  erfüllt diese Bedingung.

Da die Korrelationsfunktion nicht nur die Wertepaare der Versuche gut annähert, sondern auch physikalisch korrekte Randbedingungen aufweist, ist mit ihrer Hilfe eine sinnvolle Vorhersage möglich.

### 9.3.4 Bestimmung einer Funktion für die Standardabweichung der J-Werte

Die Standardabweichung  $s_{J_{Ic}}$  ist mit dem Mittelwert  $\bar{J}_{Ic}$  korreliert, wie in Bild 9.16 dargestellt.

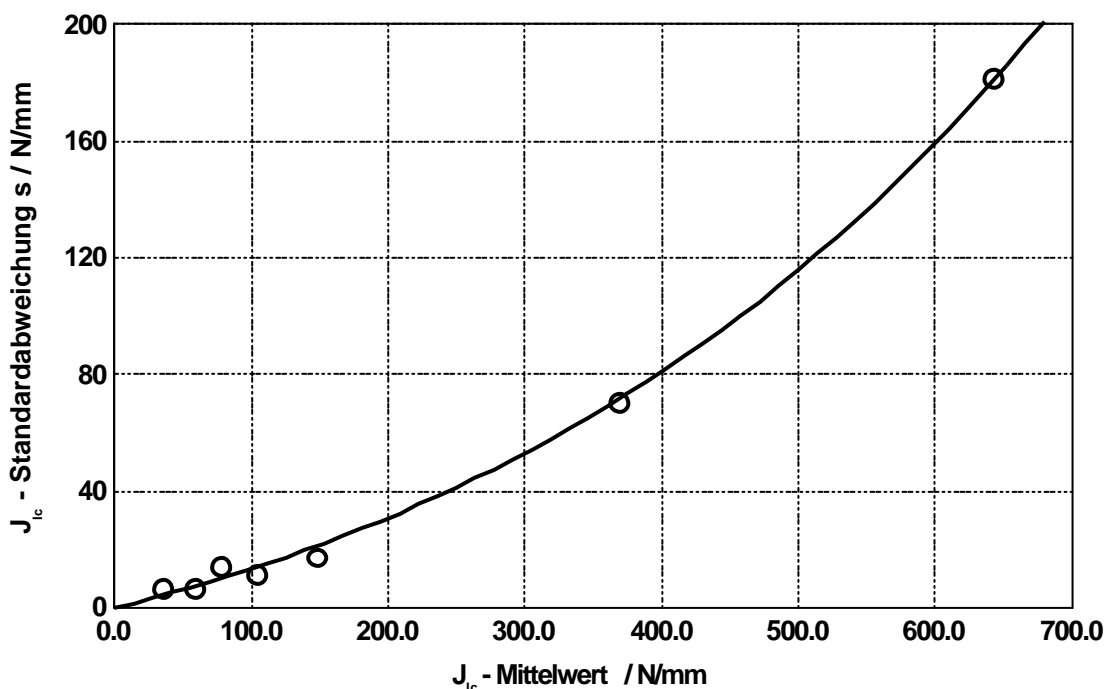


Bild 9.16: Korrelation zwischen Standardabweichung und Mittelwert von  $J_{Ic}$



Der Zusammenhang kann empirisch wie folgt beschrieben werden:

$$s_{J_{lc}} = 0.118 \bar{J}_{lc} \exp(0.00135 \bar{J}_{lc}) \quad \text{mit } \bar{J}_{lc} = \bar{J}_{lc}(\bar{KV}, \bar{A}_I) \quad (9.16)$$

Die Standardabweichung  $s_{J_i}$  des  $J_i$ -Wertes ist bereits in Kap. 9.1 nach folgender Formel bestimmt worden:

$$s_{J_i}(J_{lc}) = 0,107 * \bar{J}_{lc} \quad (9.17)$$

Damit sind nun sämtliche Funktionen bestimmt, die zur probabilistischen Vorhersage der  $J$ -Werte aus der lokalen Bruchdehnung  $A_I = Z/(1-Z)$  und der Kerbschlagarbeit  $KV$  benötigt werden.

## 10 LITERATUR

- [1] Sievers, J. und H.-G. Sonnenberg:  
Analysen und Bewertungen zur Reaktorsicherheit, GRS Jahresbericht 1999
- [2] Kußmaul, K.:  
Werkstoffe, Fertigung und Prüfung drucktragender Komponenten von Hochleistungsdruckkraftwerken. Vulkan-Verlag, Essen, 1981
- [3] Roos, E.:  
German Break Preclusion Criteria and Evaluation of LBB. Proceedings of the Indo-German Theme Meeting on Fatigue and Fracture Assessment of Pressure Retaining Components (Lecture Notes), Section 11, February 25 - March 1 (2002), Bhabha Atomic Research Centre, India.
- [4] Roos, E. and U. Eisele:  
Ductile Fracture Mechanics Evaluation Methods for Pressure Retaining Components. Proceedings of the Indo-German Theme Meeting on Fatigue and Fracture Assessment of Pressure Retaining Components (Lecture Notes), Section IV, February 25 - March 1 (2002), Bhabha Atomic Research Centre, India.
- [5] RSK-Leitlinien:  
DWR-Rahmenspezifikation Basissicherheit von druckführenden Komponenten, Stand 25. April 1979
- [6] Kussmaul, K.:  
Basis Safety Concept rules out possibility of catastrophic failure. Nuclear Engineering International 12 (1984, pp.41/46)
- [7] KTA 3201, Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren, 1996
- [8] Stadtmüller, W., W. Imhof, K. Hippelein, P. Julisch, W. Mayinger, D. Sturm und J. Wiedemann:  
Beitrag zur bruchmechanischen Absicherung von Rohrleitungen aus hochzähem Werkstoff, BMBF-Forschungsvorhaben 1500 964, Abschlussbericht MPA Stuttgart, Juni 1997.
- [9] Roos, E., K. Maile et al:  
Werkstoffkunde für Ingenieure, Springer Verlag, 2002
- [10] Murakami et al.:  
Stress Intensity Factors Handbook (Vol. 1 and 2), Pergamon Press, 1987
- [11] ASTM E 399-90:  
Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01, reapproved 1997

- [12] ESIS P2-92:  
Procedure for Determining the Fracture Behaviour of Materials, European Structural Integrity Society-ESIS, 1992
- [13] ISO 12135:  
Metallic Materials - unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness, 2002
- [14] Roos, E.:  
Grundlagen und notwendige Voraussetzungen zur Anwendung der Risswiderstandskurve in der Sicherheitsanalyse angerissener Bauteile. Fortschrittsberichte VDI-Reihe 18 Nr. 122, Düsseldorf, 1993
- [15] KTA 3201.2:  
Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren, Teil 2: Auslegung, Konstruktion und Berechnung, Fassung 6/96 Sicherheitstechnische Regeln des KTA
- [16] ASME Boiler and Pressure Vessel Code Section XI, The American Society of Mechanical Engineers, New York
- [17] Kienzler, K.:  
Konzepte der Bruchmechanik, Vieweg Verlag, 1993
- [18] Rice, J. R.:  
A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks, Journal of Applied Mechanics, Transactions of the ASME, 1968
- [19] ASTM E 1820-01:  
Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01
- [20] Siegele, D.:  
Validierung der  $RT_{T0}$  des ASME Code und Untersuchung der Gleichwertigkeit der Bruchzähigkeit aus  $K_{Ic}$  und  $K_{Jc}$  und der damit verbundenen Referenztemperatur  $T_0$ , Fraunhofer IWM, März 2004, V126/2004
- [21] ASTM E 813-89:  
Standard Test Method for  $J_{Ic}$ , A Measure of Fracture Toughness, Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01
- [22] Roos, E.:  
Erweiterte experimentelle und theoretische Untersuchungen zur Quantifizierung des Zähbruchverhaltens am Beispiel des Werkstoffs 20MnMoNi5-5, Dissertationsschrift, Universität Stuttgart, 1982
- [23] Eisele, U., E. Roos:  
Bestimmung bruchmechanischer Initiierungskenngrößen auf der Basis des  $J$  Integrals. Materialprüfung, Heft 10, 1989

- [24] Roos, E., U. Eisele:  
Determination of Material Characteristic Values in Elastic-Plastic Fracture Mechanics by Means of J-Integral Crack Resistance Curves
- [25] Roos, E., X. Schuler, U. Eisele, A. Udoh, M. Seidenfuß:  
Kennwerte der Bruchmechanik – kritisch bewertet, aus „MP Materialprüfung, Autoren-Fortdruck“, Carl Hanser Verlag, München, 2005
- [26] Roos, E., U. Eisele, H. Silcher:  
Effect of Stress State on the Ductile Fracture Behaviour of Large Scale Specimens. ASTM STP 1171, E: M. Hackett, K: H. Schwalbe and R. H. Dodds, Eds, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1993, pp. 41-63
- [27] Clausmeyer, H., K. Kussmaul, E. Roos:  
Influence of Stress State on the Failure Behaviour of Cracked Components Made of Steel. Appl. Mech. Rev. Vol. 44, No. 2, ASME, 1991
- [28] ASTM E 1921-97:  
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
- [29] Wallin, K., et al.:  
The VTT method for assessment of fracture resistance for structural steels from small material samples,  
ECF 11: Mechanisms and mechanics of Damage and failure of engineering materials and structures, 1996, Poitiers, France
- [30] Sun, G., U. Eisele und E. Roos:  
Ermittlung zähbruchmechanischer Werkstoffkennwerte an Drei-Punkt-Biegeproben im Übergangsbereich der Werkstoffzähigkeit, Materialwissenschaften und Werkstofftechnik 23, 250-259, 1992
- [31] Eisele, U., E. Roos, M. Seidenfuß und H. Silcher:  
Determination of J-Integral Based Crack Resistance Curves and Initiation Values for the Assessment of Cracked Large Scale Specimens.  
Fracture Mechanics: 22<sup>nd</sup> Symposium (Volume I) ASTM STP 1131, H. A. Ernst, A. Saxena and D. L. McDowell. Eds, American Society for Testing and Materials, pp. 37-59, Philadelphia, 1992.
- [32] Julisch P., D. Sturm, J. Wiedemann:  
Exclusion of Rupture for Welded Piping Systems of Power Stations of by Component Tests and Failure Approches. Nuclear Engineering and Design 158 (1995), pp. 191-201
- [33] Julisch P., S. Shen, W. Stadtmüller and D. Sturm:  
Life Assessment of Large Structures by Means of Elastic-Plastic Fracture Mechanics Concepts. Proceedings of the Third International Conference on Engineering Structural Integrity Assessment in Association with AEA Technology, Churchill College, Cambridge UK, September 1996

- [34] ASM Handbook:  
Mechanical testing and evaluation; "Testing of Pressure Vessels, Piping, and Tubing", Vol 8, 2000
- [35] Stadtmüller, W., U. Eisele, P. Julisch and D. Sturm:  
The Load Bearing Capacity of Large Pipes Containing Part-Circumferential Flaws under Tensile Loading. Nuclear Engineering and Design 137 (1992), pp. 405-417
- [36] Roos, E., K.-H. Herter, P. Julisch, G. Bartholomé und G. Senski:  
Bewertung von Großversuchen an fehlerbehafteten Rohrabschnitten mit Hilfe bruchmechanischer Nährungsverfahren hinsichtlich Leck-vor-Bruch-Verhalten. 13. MPA-Seminar am 08.09. Oktober 1987 in Stuttgart. Staatliche Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart, 1987
- [37] Milne, I., R. A. Ainsworth, A. R. Dowling, A. T. Steward:  
Assessment of the integrity of structures containing defects, R/H/R6, Rev. 3, Central Electricity Generating Board, 1986
- [38] Milne, I.:  
The R6 Method. The assessment of cracked components by fracture mechanics, EGF 4, Mechanical Engineering Publications, London, pp. 233/261, 1989
- [39] Larsson, L. H.:  
The assessment of cracked components by fracture mechanics, EGF Publication 4, 1987
- [40] Anderson, T. L.:  
Fracture mechanics. Fundamentals and applications, CRC Press, 2<sup>nd</sup> edition, 1995
- [41] Rastogi, R., V. Bhasin, H. S. Kushwaha:  
Comparison of safety margins for leak-before-break assessment of 500MWe PHWR straight pipes using contemporary technologies, BARC/1998/E004
- [42] Rastogi, R., V. Bhasin, K. K. Vaze and H. S. Kushwaha:  
Leak before break design of PHT elbows of Tarapur 3/4 PHWR, using R6-method, BARC/1999/E/034
- [43] Richter, K.:  
Untersuchungen an im Hinblick auf Besonderheiten bei der Schweißverarbeitung simulierten Werkstoff X10CrNiNb18-9, Prüfungsbericht Nr. 937 20/8, MPA, Stuttgart, 1982
- [44] Stadtmüller, W.:  
Austenitische Bauteilversuche BMBF (ABB) Vorhaben 1500 964, MPA/VGB/BMFT/KWU, 1998

- [45] Schoch, F. W.:  
Eigenschaften formgeschweißter Großbauteile Werkstoffuntersuchungen an einem Versuchskörper aus Schweißgut 10MnMoNi5-5, Dissertation, Staatliche Materialprüfanstalt - Universität Stuttgart, 1984
- [46] Sinz, R. u. a.:  
Forschungsvorhaben Komponentensicherheit, Werkstoffe und Schweißverbindungen, Abschlussbericht A, MPA Stuttgart, 1983
- [47] Sinz, R., L. Issler, H. Griesse:  
Techn. Wiss. Bericht TWB 1/1: Werkstoffe und Schweißverbindungen, MPA Stuttgart 1983
- [48] Föhl, J. u.a.:  
Forschungsvorhaben Komponentensicherheit, Einzelvorhaben EV 05, Bestrahlung, Versuchsschmelze mit niedriger Hochlagenenergie, KS07 B („Low Shelf Test Melt“) und Referenzwerkstoffe 22NiMoCr3-7 und 20MnMoNi5-5 KS13, unbestrahlter Ausgangszustand, TWB 5/1, MPA Stuttgart, 1981
- [49] Sturm, D., W. Stopper, K. Hippelein, P. Julisch, J. Muz und J. Schiedermaier:  
Phänomenologische Behälterversuche, Phase I, Forschungsvorhaben Nr. 150279, MPA Stuttgart, Juli 1985
- [50] Kuppler, D., R. Langer:  
Technisch wissenschaftlicher Bericht TWB 3/3: Wärmebehandlungsversuche am Werkstoff 17MoV8-4 zur Absenkung der Hochlagenzähigkeit, MPA Stuttgart, 1982
- [51] European Structural Integrity Society ESIS:  
Recommendations for Determining the Fracture Resistance of Ductile Materials ESIS P1-92, January 1992
- [52] Campbell, M. J.:  
Statistics at Square One, Ninth Edition, T D V Swinscow, University of Southampton
- [53] Smirnof:  
Wahrscheinlichkeitsrechnung und mathematische Statistik, Deutscher Verlag der Wissenschaften, 1987
- [54] Beyer, O.:  
Wahrscheinlichkeitsrechnung und mathematische Statistik, Teubner Verlag, 1999
- [55] Weibull, W.:  
A STATISTICAL THEORY OF THE STRENGTH OF MATERIALS, Royal Technical University of Stockholm, 1939

- [56] Weibull, W.:  
THE PHENOMENON OF RUPTURE IN SOLIDS, Royal Technical University of Stockholm, 1939
- [57] Bernauer, G.:  
Weibull-Analysen des Spaltbruchverhaltens im Übergangsbereich, IWM-Bericht T2/95, 1995
- [58] Rüger, B.:  
Test- und Schätztheorie, Bd. 2, Statistische Tests, Oldenbourg Verlag, 2002
- [59] Precht, M., R. Kraft und M. Bachmaier:  
Angewandte Statistik 1, 6. Auflage, Oldenbourg Verlag München Wien, 1999
- [60] Winkler, G.:  
Image Analysis, Random Fields and Markov Chain Monte Carlo Methods, 2<sup>nd</sup> edition, Springer Verlag Berlin, 2002
- [61] Rastogi, R., V., Bhasin, K.K. Vaze, H.S., Kushwaha and V.Chandra:  
Probabilistic fracture mechanics studies using R6 method, BARC/2000/E/012
- [62] Klingmüller, O., U. Bourgund:  
Sicherheit und Risiko im konstruktiven Ingenieurbau, Vieweg-Verlag, 1992
- [63] Bilodeau, M., D. Brenner:  
Theory of multivariate statistics - New York ; Berlin ; Heidelberg, Springer-Verlag, 1999
- [64] Mardia, K. V., J. T. Kent, J. M. Bibby:  
Multivariate analysis, 6. print. - London : Acad. Press, 1997
- [65] Dowling, N. E.:  
Mechanical Behaviour of Materials, Prentice Hall International, 1999
- [66] Dillström, P.:  
ProSINTAP – a probabilistic program implementing the SINTAP assessment procedure, Stockholm, 5.6.2000.
- [67] Schiedermaier, J., U. Eisele:  
Ermittlung von Bruchzähigkeitsgrenzkurven als Basis einer Sprödbbruchabsicherung von Reaktordruckbehältern unter Berücksichtigung des Bestrahlungseinflusses, MPA/VGB Forschungsvorhaben 5.5, 1999
- [68] Diem, H., E. Korbes, M. Mangold, W. Mayinger, H. Silcher, K. Turan:  
Bauteilversuche Austenit mit Analytik, MPA/VGB Forschungsvorhaben, Stuttgart, 1997
- [69] Klein, B.:  
Statistische Tolerierung; prozessorientierte Bauteil- und Montageoptimierung, Carl Hanser Verlag, 2002

- [70] Herter, K.-H., H. Diem, J. Bartonicek, A. Kessler, G. Nagel:  
Leak-before-break Behaviour of Piping Comparison of Testing with Calculation, aus "International Journal for Electricity and Heat Generation", Vol. 81, 11. 2001
- [71] Roos, E., K. H. Herter, P. Julisch, F. Otremba, X. Schuler:  
Probabilistic procedure to evaluate integrity of degraded pipes under internal pressure and bending moment, Smirt Conference Paper, 2003
- [72] Dietmann, H.:  
Einführung in die Elastizitäts- und Festigkeitslehre, Alfred Körner Verlag, 3. Auflage, 1992
- [73] Rüger, B.:  
Test- und Schätztheorie, Bd. 1, Grundlagen, Oldenbourg Verlag, 1999
- [74] Roos, E.:  
Die Verknüpfung von Werkstoffverhalten, Beanspruchung und ZfP bei der Definition von Bewertungskriterien, aus Berichtsband 65, Vorträge des Seminars "ZfP und Bruchmechanik" der deutschen Gesellschaft für zerstörungsfreie Prüfung e.V., Berlin, 11.1998
- [75] Spencer, F. W.:  
Field NDI reliability study designs to incorporate human factor issues, aus "European-American Workshop: Determination of reliability and validation methods of NDE", Berlin, 1997
- [76] Rummel, D.:  
Nondestructive evaluation capabilities data book, 3<sup>rd</sup> edition, 1997
- [77] Krautkrämer, J., H. Krautkrämer:  
Werkstoffprüfung mit Ultraschall, 4. Auflage, Springer Verlag, 1980
- [78] Wilkowski, G. M., W. A. Maxey, R. J. Eiber:  
Ductile fracture resistance of rising shelf controlled-rolled steels, aus "What does the Charpy energy really tell us?", ASM, 1978, pp 108-132
- [79] Roberts, R., C. Newton:  
Interpretive Report on Small-Scale Test Correlations with  $K_{Ic}$  Data, Material Research Center, Coxe Lab. At Lehigh University, Bethlehem, 1981
- [80] Barsom, J. M., S. T. Rolfe:  
Correlations between  $K_{Ic}$  and Charpy V-notch test results in the Transition-Temperature Range, aus "Impact testing of materials", ASTM STP 466, 1970
- [81] Dougan, J. R.:  
Relationships Between Charpy V-Notch Impact Energy and Fracture Toughness, Oak Ridge National Laboratory, 1982



- [82] Witt, F. J.:  
Relationships between  $K_{Ic}$  on the upper shelf and Charpy impact shelf values at the same temperature for reactor pressure vessel steels exhibiting a Charpy shelf energy greater than 35 FT-LBS, WESTINGHOUSE ELECTRIC CORPORATION, Pittsburgh Pennsylvania, 1981
- [83] Kussmaul, K., E. Roos:  
Statistische Ermittlung von zähbruchmechanischen Kennwerten auf der Grundlage des Kerbschlagbiegeversuchs, MPA Stuttgart, 10 MPA-Seminar, 1984
- [84] Bergmann, U., J. Böhmert, H. W. Viehrig:  
Bestimmung bruchmechanischer Kennwerte an Reaktordruckbehälterstählen mit der Einproben-Compliance-Methode und Korrelationen zur Kerbschlagarbeit, Forschungszentrum Rossendorf e. V. FZR-81, 1995