

# Auswirkungen eines dreiachsigen Spannungszustandes auf das Verformungsverhalten und das Rissinitiierungsverhalten von Gruppenfehlstellen

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

vorgelegt von  
Dipl.-Ing. Christina Weichert aus Stuttgart

Hauptberichter:	Prof. Dr.-Ing. habil. E. Roos
Mitberichter:	Prof. Dr.-Ing. G. Pusch
Tag der mündlichen Prüfung:	6. Februar 2004

2004  
Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart

## **Vorwort**

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

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

Herrn Professor Dr.-Ing. Gerhard Pusch 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 Kolleginnen und Kollegen der MPA und des IMWF Stuttgart möchte ich mich für die angenehme und gute Zusammenarbeit sowie für die interessanten Fachdiskussionen bedanken. Mein spezieller Dank gilt dabei Herrn Dr.-Ing. Andreas Klenk für sein Interesse und seine Unterstützung bei der Erstellung der Arbeit.

Ein wesentlicher Teil der Untersuchungen wurde mit finanzieller Unterstützung der Arbeitsgemeinschaft der Eisen und metallverarbeitenden Industrie und der Forschungsvereinigung Verbrennungskraftmaschinen durchgeführt. Dem betreuenden Arbeitskreis „Gruppenfehlstellen“ unter der Leitung von Herrn Dr.-Ing. Claus Gerdes sowie den beteiligten Industrieunternehmen gebührt mein Dank für die Unterstützung.

Ganz besonders möchte ich mich bei meinen Eltern und meinen Geschwistern für die Unterstützung sowie das große Verständnis während der Fertigstellung der Arbeit bedanken.

Christina Weichert

Unterriexingen, Februar 2004

# **Inhaltsverzeichnis**

## **Wichtige Bezeichnungen**

<b>Zusammenfassung</b>	<b>1</b>
<b>Abstract</b>	<b>4</b>
<b>1. Einleitung</b>	<b>7</b>
1.1 Problemstellung	7
1.2 Zielsetzung und Lösungsweg	9
<b>2. Stand des Wissens</b>	<b>12</b>
2.1 Erfassung und Beurteilung von Fehlstellen	12
2.2 Risseinleitungs- und Rissfortschrittsverhalten von Fehlstellen bei zyklischer Beanspruchung	16
2.3 Methoden der rechnerischen Fehlstellenbewertung hinsichtlich Risseinleitung und -wachstum	17
2.4 Analytische Lösungen elliptischer Fehlstellen	24
2.5 Verhalten von Fehlstellen unter Interaktion	30
2.6 Verhalten von Fehlstellen unter Vakuum bzw. Luft	33
2.7 Kurzrisseffekt	35
<b>3. Ergänzende Auswertungen von Proben aus dem Vorhaben „Fehlstelleneinfluss II“</b>	<b>38</b>
3.1 Auswertung der B3-Probe	38
3.2 Auswertung der 1D3-Probe	44
3.3 Auswertung der E7-Probe	47
<b>4. Experimentelle Untersuchungen</b>	<b>52</b>
4.1 Werkstoffcharakterisierung	53
4.2 Vorgehensweise experimenteller Untersuchungen	54

4.3	Ergebnisse der zerstörungsfreien Prüfung des Schmiedestücks BS und der Zugschwellprobe BS1	55
4.4	Beschreibung des Versagensverhaltens der BS1-Probe	56
4.5	Ergebnisse der zerstörungsfreien Untersuchung des Schmiedestücks G1 und der Zugschwellprobe G1	65
4.6	Beschreibung des Versagensverhaltens der G1-Zugschwellprobe	65
4.7	Ergebnisse der zerstörungsfreien Prüfung des Schmiedestücks G2 und der Zugschwellprobe G2	72
4.8	Beschreibung des Versagensverhaltens der Zugschwellprobe G2	73
4.9	Beschreibung des Versagensverhaltens der Schleuderprobe G2	78
<b>5.</b>	<b>Numerische Untersuchungen</b>	<b>80</b>
5.1	Nachrechnung der S1-Probe	80
5.2	Vergleich wahre Fehlergeometrie mit elliptischer Näherung	87
5.3	Abstandsvariation (3D)	90
5.4	Abstandsvariation (2D)	96
5.5	Berechnung einer fehlerfreien Schleuderprobe	102
5.6	Berechnung einer Schleuderprobe mit Fehlstellen	104
<b>6.</b>	<b>Wechselwirkungskriterium</b>	<b>114</b>
6.1	Grenzwertbestimmung des Spannungsintensitätsfaktors $K_I$	114
6.2	Erstellung einer Wechselwirkungsfunktion	119
6.3	Übertragung der Wechselwirkungsfunktion auf die Bruchmechanik	126
6.4	Vergleich verschiedener Wechselwirkungs-codes	129
<b>7.</b>	<b>Schlussfolgerungen</b>	<b>131</b>
	<b>Literatur</b>	<b>133</b>
	<b>Anhang</b>	<b>140</b>

## Wichtige Bezeichnungen

Es werden nur die wichtigsten Formelzeichen angegeben. Weitere, nur an einer Stelle verwendete Zeichen werden im Text definiert.

ASTM	-	American Society for Testing and Materials
$A_5$	%	Bruchdehnung
$Al_2O_3$		Aluminiumoxid
a-Richtung		Axialrichtung
$a_i$	mm	kleine Halbachse der Ausgangsfehlstelle
$a_0$	mm	Anfangsrisslänge
$a_e$	mm	kleine Halbachse der Endfehlergröße
B	mm	Probendicke
$c_i$	mm	große Halbachse der Ausgangsfehlstelle
$c_e$	mm	große Halbachse der Endfehlergröße
C	-	Konstante der Paris-Geraden
$C_t$ bzw. $C^*$	N/mmh	Kriechbruchmechanikparameter, zeitabhängiges Wegintegral
d	mm	Abstand zwischen Fehlstellenrand zu Fehlstellenrand
da / dN	m/LW	Rissfortschrittsrate
ESZ	-	ebener Spannungszustand
EDZ	-	ebener Dehnungszustand
E	-	Einzelanzeige
E-Modul	MPa	Elastizitätsmodul
$\varepsilon$	%	Dehnung
$\varepsilon_{bl}$	%	bleibende Dehnung
F	N	Kraft
GA	-	auflösbare Gruppenanzeige
GN	-	nichtauflösbare Gruppenanzeige
HD		Hochdruckwelle
J	N/mm	Fließbruchmechanikparameter, J-Integral
KSR	-	Kreisscheibenreflektor

$KSR_{max}$	-	maximaler Kreisscheibenreflektor
$K_v$	J	Kerbschlagarbeit
$\Delta K_I$	$MPa\sqrt{m}$	Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors
$\Delta K_{I0}$	$MPa\sqrt{m}$	Schwingbreite des Schwellwerts für Rissausbreitung
$\Delta K_{I,i}$	$MPa\sqrt{m}$	Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors der Ausgangsfehlstelle
$\Delta K_{I,e}$	$MPa\sqrt{m}$	Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors der Endfehlergröße
$\Delta K_{I,max}$	$MPa\sqrt{m}$	maximale Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors
$\Delta K_{I,min}$	$MPa\sqrt{m}$	minimale Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors
$\Delta K_{I,brutto}$	$MPa\sqrt{m}$	Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors, bezogen auf die gesamte Bruchfläche
$\Delta K_{I,netto}$	$MPa\sqrt{m}$	Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors, bezogen auf die gesamte Bruchfläche abzüglich der Fläche der jeweiligen Fehlstelle
$\Delta K_{I,netto-Gefüge}$	$MPa\sqrt{m}$	Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors, bezogen auf die gesamte Bruchfläche abzüglich der Fläche aller Fehlstellen
$K_{Ic}$	$MPa\sqrt{m}$	Bruchzähigkeit für instabile Rissausbreitung
$K_{I,Gruppe}$	$MPa\sqrt{m}$	Spannungsintensitätsfaktor zwischen zwei Fehlstellen
$K_{I,Einzel}$	$MPa\sqrt{m}$	Spannungsintensitätsfaktor des größeren Fehlers
$K_{I,FE}$	$MPa\sqrt{m}$	numerisch ermittelter Spannungsintensitätsfaktor
$K_{I,id}$	$MPa\sqrt{m}$	fiktiv elastischer (ideeller) Spannungsintensitätsfaktor
MD		Mitteldruckwelle
m	-	Exponent des Gesetzes von Paris
$\mu$	-	Querkontraktionszahl
N	-	Lastwechsel
q	-	Mehrachsigkeitsquotient
R	-	Spannungsverhältnis
$R_{p0,2}$ bzw. $R_e$	MPa	(Ersatz-) Streckgrenze
$R_m$	MPa	Zugfestigkeit

$R_K$	-	Risspitzen- (Spannungsintensitäts-) verhältnis
$R_\sigma$	-	Fernfeld- (Nennspannungs-) verhältnis
r-Richtung		Radialrichtung
$\sigma$	MPa	Normalspannung
$\sigma_a$	MPa	Axialspannung
$\sigma_m$	MPa	Mittelspannung
$\sigma_n$	MPa	Nennspannung
$\sigma_{net}$	MPa	Nettospannung
$\sigma_{n,pl}$	MPa	Nennspannung unter der Annahme vollplastischer Biegespannungsumlagerung für CT- und Cs-Proben
$\sigma_r$	MPa	Radialspannung
$\sigma_{Steg}$	MPa	kleinste Spannung im Wechselwirkungsbereich zwischen zwei Fehlstellen
$\sigma_t$	MPa	Tangentialspannung
$\sigma_{\ddot{u}}$	MPa	Spannung beim Übergang vom linearelastischen und plastischem Werkstoffverhalten
$\sigma_v$	MPa	Vergleichsspannung nach von Mises
$\sigma_x$	MPa	Spannung in x-Richtung
$\sigma_y$	MPa	Spannung in y-Richtung
$\sigma_z$	MPa	Spannung in z-Richtung
t	h	Zeit
t-Richtung		Tangentialrichtung
T	°C	Temperatur
$\tau$	MPa	Schubspannung
US-Prüfung		Ultraschallprüfung
$v_{pl}$	mm	plastischer Anteil der Lastangriffspunktverschiebung
W	mm	Probenweite
WEFG	mm	wahre Ersatzfehlergröße
Z	%	Brucheinschnürung
ZfP	-	zerstörungsfreie Werkstoffprüfung

## Zusammenfassung

Während des Erstarrungsprozesses von großen Schmiedestücken ist die Entstehung von Fehlstellen (nichtmetallische Einschlüsse) und Inhomogenitäten nicht vollständig vermeidbar. Daher ist es erforderlich, Kriterien zur Beurteilung der Zulässigkeit von Fehlstellen zu erarbeiten. Zum Auffinden und zur Größenbestimmung der Fehlergrößen im Inneren der Schmiedestücke wird die Ultraschallprüfung angewandt. Zur Ermittlung von Oberflächenfehlern dient die Magnetpulverrissprüfung. Das Ziel dieser Arbeit war die Untersuchung von Gruppenfehlstellen hinsichtlich ihrer gegenseitigen Beeinflussung in Abhängigkeit der jeweiligen Fehlstellengrößen und des Fehlstellenabstandes, sowie die Erstellung eines Wechselwirkungskriteriums zur Charakterisierung und Bewertung der Fehlstellen.

Zunächst wurden drei bereits in [1] einachsig geprüfte fehlerbehaftete glatte Kleinproben (30 mm Schaftdurchmesser) aus 2%NiCrMoV- und 3,5%NiCrMoV Stählen aus Ausschussschmiedestücken der siebziger Jahre sowohl rasterelektronenmikroskopisch nachausgewertet als auch bruchmechanisch analysiert. Neben der Ermittlung der Spannungsintensitätsfaktoren wurde das im Rasterelektronenmikroskop gemessene Risswachstum mit dem nach dem Gesetz von Paris bestimmten Risswachstum verglichen. Dabei zeigte sich, dass die im Rasterelektronenmikroskop gemessenen Risswachstumsraten häufig oberhalb der Paris-Geraden lagen. Wie auch in [2] an Bruchmechanikproben ermittelt, wurde bei diesen Auswertungen kein Unterschied im Risswachstumsverhalten zwischen Oberflächen- und Innenfehlern festgestellt. Des Weiteren konnten die Versagensprozesse der Proben beschrieben und erläutert werden.

Neben der Nachauswertung der Kleinproben wurden experimentelle Untersuchungen an Großproben (70 mm Schaftdurchmesser) der Stähle 26NiCrMoV14-5 und 30CrMoNiV5-11 mit Gruppenanzeigen durchgeführt. Die Proben stammen von Ausschussschmiedestücken, die mittels moderner Erschmelzungstechnologie in den 90iger Jahren hergestellt wurden. Eine Probe wurde mehrachsig (Schleuderprobe), die übrigen wurden einachsig beansprucht. Parallel zu den Versuchen erfolgten zerstörungsfreie Prüfungen, die Aussagen über die Lage der Fehlstellen und den Beginn des Risswachstums ermöglichten. Nach Erreichen von signifikanten zerstörungsfreien Prüfsignalen wurden die Proben kalt (spröde) aufgebrochen und die Fehlstellen rasterelektronenmikroskopisch untersucht. Wesentliche Schwerpunkte bildeten dabei die Untersuchung der Fehlstellen hinsichtlich ihrer gegenseitigen Beeinflussung sowie die Planimetrierung der Fehlstellengrößen und deren Risswachstum. Weiterhin wurden bruchmechanische Analysen durchgeführt und die durch die Fehlstellen verursachten Versagensvorgänge beschrieben. Die Untersu-



chungen an den Proben der Ausschussschmiedestücke der 90iger Jahren führten zu Ergebnissen, die sich deutlich von den Ergebnissen der untersuchten Schmiedestücken der 70iger Jahre unterscheiden. Auffallend war vor allem der höhere Reinheitsgrad im Restquerschnitt der Zugschwellproben und die deutlich höhere Belastbarkeit im Zugschwellversuch. Die an diesen Großproben durchgeführten zerstörungsfreien, metallographischen und bruchmechanischen Untersuchungen sind von großer Bedeutung für die Bewertung der Ultraschallanzeigen von Schmiedestücken moderner Fertigungstechnologie.

Parallel zu den experimentellen Arbeiten wurden umfangreiche numerische Untersuchungen durchgeführt. Dabei wurde zunächst eine einachsig beanspruchte fehlerstellenbehaftete Probe betrachtet. An dem dreidimensionalen Modell wurden neben linearelastischen Simulationen auch Berechnungen unter Verwendung des Kriechgesetzes von Norton-Bailey durchgeführt und die Ergebnisse dargestellt. Dabei wurden die Fehlerstellen elliptisch angenähert. Zur Verifizierung dieser Näherung wurde in Anlehnung an eine bereits experimentell untersuchte Probe die wahre Fehlergeometrie modelliert. Erwartungsgemäß zeigte der Vergleich beider Rechnungen eine sehr gute Übereinstimmung zwischen der wahren Fehlerform und der elliptischen Näherung. Daher wurden die Rechnungen mit der elliptischen Fehlergeometrie durchgeführt.

Zur Untersuchung des Einflusses des Fehlerstellenabstandes wurden verschiedene dreidimensionale Rechnungen mit gleichen Fehlergrößen durchgeführt, wobei der Abstand zwischen den Fehlerstellen variiert wurde. Hierzu war es erforderlich, für jede Rechnung ein neues Netz zu generieren. Da diese Rechnungen sehr aufwändig sind, wurden vereinfachend zweidimensionale Rechnungen durchgeführt. Es zeigte sich, dass die 3D-Rechnungen zu ähnlichen Ergebnissen wie die 2D-Rechnungen führen. Basierend auf diesem Resultat wurden weitere unterschiedliche Fehlerstellengrößen und -abständen zweidimensional simuliert.

Neben der Nachrechnung von fehlerbehafteten einachsig beanspruchten Proben, wurden auch mehrachsig beanspruchte fehlerfreie und fehlerbehaftete Proben untersucht. Die Fehleranordnung basierte auf Ergebnissen der zerstörungsfreien Werkstoffprüfung einer Schleuderprobe. Es wurde eine Fehlerstellenkonfiguration mit dem Fehlerabstand von  $d = 2,6 \text{ mm}$  modelliert. Dabei zeigte sich bei der Nachrechnung des Raumtemperaturversuchs eine gute Übereinstimmung zwischen den unter dreiachsiger Beanspruchung ermittelten Spannungsintensitäten und den analytisch unter einachsiger Beanspruchung bestimmten Spannungsintensitäten. Eine Wechselwirkung der Fehlerstellen konnte in der numerischen Simulation nicht identifiziert werden. Dieses Ergebnis wurde durch den Schleuderversuch bestätigt. Bei der Auswertung der linearelastischen und der mit dem Kriechgesetz von Norton-Bailey erfolgten

Rechnungen, wurden vorwiegend die Spannungs- und Dehnungsverteilungen betrachtet. Die Untersuchung des Einflusses der Mehrachsigkeit wurde basierend auf dem Mehrachsigkeitsquotienten  $q$  durchgeführt. Dabei zeigte sich insbesondere bei den Kriechrechnungen sowohl bei einachsiger als auch bei mehrachsiger Beanspruchung im Bereich der Fehlstellenränder eine signifikante Zunahme der Mehrachsigkeit. Während das Risseinleitungsverhalten bei einachsiger und mehrachsiger Beanspruchung von dem Mehrachsigkeitsquotienten  $q$  unabhängig ist, wird dieser bei spontaner Risserweiterung beeinflusst.

Ausgehend von diesen numerischen Analysen wurde eine Wechselwirkungsfunktion  $f(d/2a_1, a_1/a_2)$  erstellt, welche den Grad der gegenseitigen Beeinflussung zwischen zwei benachbarten Fehlstellen beschreibt. Die Wechselwirkungsfunktion ist dabei von dem Fehlergrößenverhältnis und dem auf die größere Fehlerachse bezogenen Abstand abhängig. Durch Einbeziehung der experimentellen Ergebnisse konnte ein Wechselwirkungsbereich definiert werden. Innerhalb dieses Bereichs ist mit einer gegenseitigen Beeinflussung zwischen zwei in einer Ebene liegenden Fehlstellen zu rechnen. Im Weiteren wurde die Wechselwirkungsfunktion auf die Bruchmechanik übertragen, so dass der zwischen den Fehlstellen auftretende Spannungsintensitätsfaktor abgeschätzt werden kann.

Weiterhin wurden die zur Anwendung des Wechselwirkungskriteriums an die zerstörungsfreie Werkstoffprüfung gestellten Anforderungen erläutert. Aus den in dieser Arbeit durchgeführten experimentellen und numerischen Finite-Elemente-Untersuchungen ist es nun möglich, das Verhalten von Gruppenfehlstellen zu charakterisieren und bruchmechanisch zu bewerten.

## **Abstract**

The development of natural defects (non-metallic inclusions) and inhomogeneities during coagulation in large forgings is not avoidable. Therefore, it is necessary to evolve criterias to assess the permissibility of natural defects. Non-destructive methods with regard to forgings are used to detect and to determine the size of internal defects. Magnetic particle inspection is used in order to analyse flaws afflicting the surface. The aim of this project is to examine multiple defects concerning their mutual interaction as a function of size-ratio and distance between the flaws. Additionally an interaction criteria was created to characterize and assess the defects.

The starting point was the electron microscopic analysis and fracture mechanics investigation of three defective small scale tensile specimens (diameter of the shaft: 30 mm) made of rejected forged materials of the seventies (2%NiCrMoV and 3,5%NiCrMoV). Beside the investigation of the stress intensity-factors, the crack growth determined by using the electron microscope was compared to the crack growth calculated by the Paris law. The crack growth, detected via electron microscopy, turned out to be frequently above the Paris line. As it was also shown on fracture mechanics specimens, no difference in the crack growth behaviour of surface flaws and internal flaws could be observed. Furthermore the damage processes of the specimens were described and explained.

In addition to the analysis of small scale specimens, experimental work was done on large scale specimens (diameter of the shaft: 70 mm). The materials of these specimens were multiple defective steels of 26NiCrMoV14-5 and 30CrMoNiV5-11. These specimens originate from rejected forged materials which were produced with modern melting technologies of the nineties. One specimen was tested under multi-axially stress state (spin-test), whereas the remaining specimens were tested under uniaxial loading. In parallel with the experimental tests, non-destructive investigations were carried out to determine the location of the defects and the start of the crack growth. After obtaining significant non-destructive signals, the specimens were cold fractured in liquid nitrogen in order to analyse the flaws with the electron microscope. The main emphasis was put on the analyses of the defects with regard to their mutual interaction and their measurements of size and growth. Furthermore fracture mechanical analyses were made and the damage series, caused by the defects, were described. The result showed a significant difference between the investigations of the rejected forged materials of the nineties and those of the seventies. The degree of purity in the remaining cross-section of the specimens was striking as well as the load capacity of the cyclical tensile loaded specimens which was explicitly

better in case of the materials of the nineties. The non-destructive testings, the metallographic and the fractographic examinations of the large scale specimens are of great importance for the assessment of ultrasonic signals of forged materials which are produced with modern technologies.

Parallel to the experimental investigations, this project focussed on a broad variety of numerical analyses. Doing this, an uniaxially loaded specimen afflicted with flaws was recalculated three-dimensionally. In a first step, linear-elastic material behaviour was used for the simulation. In a second step, the calculations were based on the law of Norton-Bailey. The results are presented in this report. In the first case, the defects were approximated by elliptical splines. To verify this approximation, the true geometry of a specimen experimentally investigated was modelled. The comparison of both defect modellings showed an excellent match of the true geometry and the elliptical approximation. Therefore further calculations were conducted with the elliptical geometry.

To investigate the influence of the distance between two similar sized flaws, several different three-dimensional calculations were carried out. The distance between the flaws was varied for each calculation. Therefore it was necessary to generate a new net for each simulation. Due to high efforts, two-dimensional calculations were also carried out. As expected the results of the three- and two-dimensional simulations were similar. Therefore, further two-dimensional analyses were conducted, varying in defect size and distance.

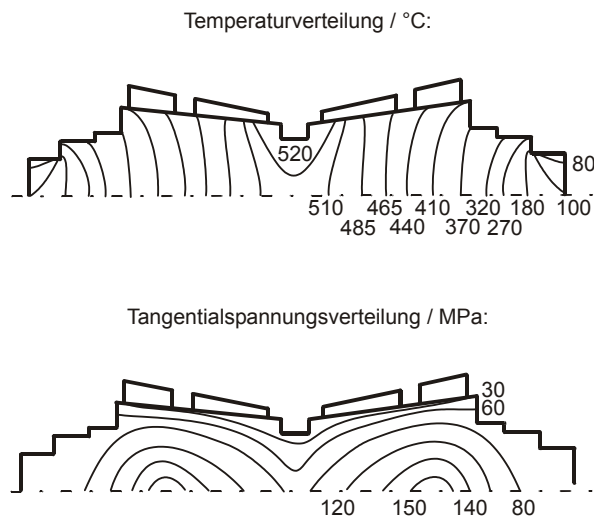
In addition to the recalculation of defective uniaxial loaded specimens, defective and flawless specimens under multiaxial stress state were simulated, too. The configuration of the flaws was based on results of the non-destructive testings of a spin-test specimen. The results of the calculations, based on room temperature, for the modelled configuration of defects with a distance of  $d = 2,6 \text{ mm}$  showed a good match of the stress intensity factors of the three axial loaded spin-test specimen and the stress intensity factors analytically determined under uniaxial load. By using numerical analyses, an interaction of the defects could not be identified. This result was confirmed by the spin test. When evaluating the linear-elastic calculations and those simulated according to the creep law of Norton-Bailey, stress and strain distributions were the main matter of interest. The investigation of the influence of the multiaxiality was based on the coefficient of multiaxiality  $q$ . Particularly the creep calculations for both uniaxial and multi-axial loadings showed a significant increase of the multiaxiality along the borders of the defect. The coefficient of multiaxiality is independent of the crack initiation behaviour, but it is influenced by the spontaneous crack growth.

Based on the numerical analyses an interaction function  $f(d/2a_1, a_1/a_2)$  was developed which describes the degree of the interaction between two adjacent defects. The interaction function depends on the ratio of the defect sizes and the distance, which refers to the larger defect axis. By including the experimental results, an interaction area could be defined. Within this area an interaction between two defects situated in a common plane is expected. Furthermore the interaction function is applied to fracture mechanics so that the stress intensity factor between the flaws can be estimated.

Furthermore, the necessary requirements demanded on the non-destructive testing methods which are needed for the interaction function were explained. With the experimental and numerical results of this work it is possible to characterize and to evaluate the behaviour of multiple defects by using fracture mechanics.



Turbine dargestellt [3,7]. Die im Volllastbetrieb auftretenden Temperaturen im vom Dampf beaufschlagten Bereich von MD- und HD-Turbinen mit Dampfeintrittstemperaturen von maximal 540 °C bewegen sich dabei zwischen ca. 30 °C bis 540 °C.



**Bild 1.2:** MD-Welle: Tangentialspannung und Temperaturverteilung im thermisch stabilen Zustand nach [7]

Bei An- und Abfahrvorgängen hingegen können im Bereich der Wellenmitte Axialspannungen von bis zu 440 MPa auftreten, die zum Rand hin in Druckspannungen übergehen. Die Temperaturen liegen dort zwischen etwa 30 °C im Bereich der Wellenmitte bis ungefähr 290 °C am Wellenrand.

Die im Laufe der Jahre gestiegenen Betriebsanforderungen an die Turbinen erfordern Maßnahmen in Bezug auf Optimierung der Bauteilgeometrie und Verbesserung der Qualität der eingesetzten Werkstoffe zur Anhebung der Festigkeit und Bruchzähigkeit sowie der weitestgehenden Reduktion von natürlichen Fehlstellen. Durch den heutigen Stand der Herstellungstechnologie können diese Anforderungen in der Regel realisiert werden.

Aufgrund physikalischer und chemischer Abläufe während des Herstellungsprozesses sind Inhomogenitäten und natürliche Fehlstellen (nichtmetallische Einschlüsse) bei der Herstellung von hochbeanspruchten Schmiedestücken nicht völlig ausschaltbar [8,9]. Die natürlichen Fehlstellen können an der Oberfläche oder im Inneren des Bauteils zu einer potentiellen Anrissstelle werden. Aus ökonomischen Gründen ist es erforderlich, dass im Bauteil sicherheitstechnisch unbedenkliche Herstellungsfehler belassen werden. Für den sicheren Nachweis von Fehlern und der Bestimmung deren Abmessungen und Lage im Bauteil ist es neben dem Einsatz der Ultraschallprüfung notwendig Methoden zu entwickeln, die eine Bewertung nachgewiesener

Fehler auf ihre Zulässigkeit ermöglichen. Zur Ermittlung der Risseinleitung und deren Fortschritt ist insbesondere eine zuverlässige quantitative Beschreibung erforderlich.

Während die Analyse von Einzelfehlern mit Hilfe einer bruchmechanischen Bewertung problemlos möglich ist, müssen im Falle von Gruppenanzeigen Annahmen getroffen werden. Diese beziehen sich einerseits auf die Festlegung der entsprechenden Lage und Größe aus der US-Prüfung, andererseits auf das bruchmechanische Verhalten hinsichtlich möglicher Wechselwirkungen der Fehlstellen.

Die in Regelwerken enthaltenen Vorgehensweisen für Fehleranhäufungen beruhen meist auf der Bildung eines die Einzelfehler ganz oder teilweise einhüllenden Gesamtfehlers. Damit ergeben sich teilweise deutliche Überschätzungen der tatsächlich stattfindenden Wechselwirkungen. In [10,11] findet sich eine Zusammenstellung zur Behandlung von Wechselwirkungen zwischen benachbarten Fehlern. In [1,12] wurde eine Vielzahl von Schwingversuchen an fehlerbehafteten Kleinproben mit Einzel- und Gruppenanzeigen unter einachsiger Beanspruchung durchgeführt und diese Proben rasterelektronenmikroskopisch analysiert. Die Untersuchungen bestätigten, dass mittels bruchmechanischer Rechenverfahren das Risswachstum von Fehlstellen unter betriebsrelevanten Beanspruchungen von Wellen und Scheiben gut beschrieben werden kann. Dabei konnte jedoch die Wechselwirkung zwischen den Fehlstellen nur pauschal miterfasst werden.

Bei der Bewertung dieser Ansätze ist festzustellen, dass die zugrundegelegten Belastungsbedingungen die realen Betriebsbedingungen im Sinne einer mehrachsigen Beanspruchung nicht widerspiegeln, da ein mehrachsiger Werkstoffzustand nicht eingestellt werden konnte.

## **1.2 Zielsetzung und Lösungsweg**

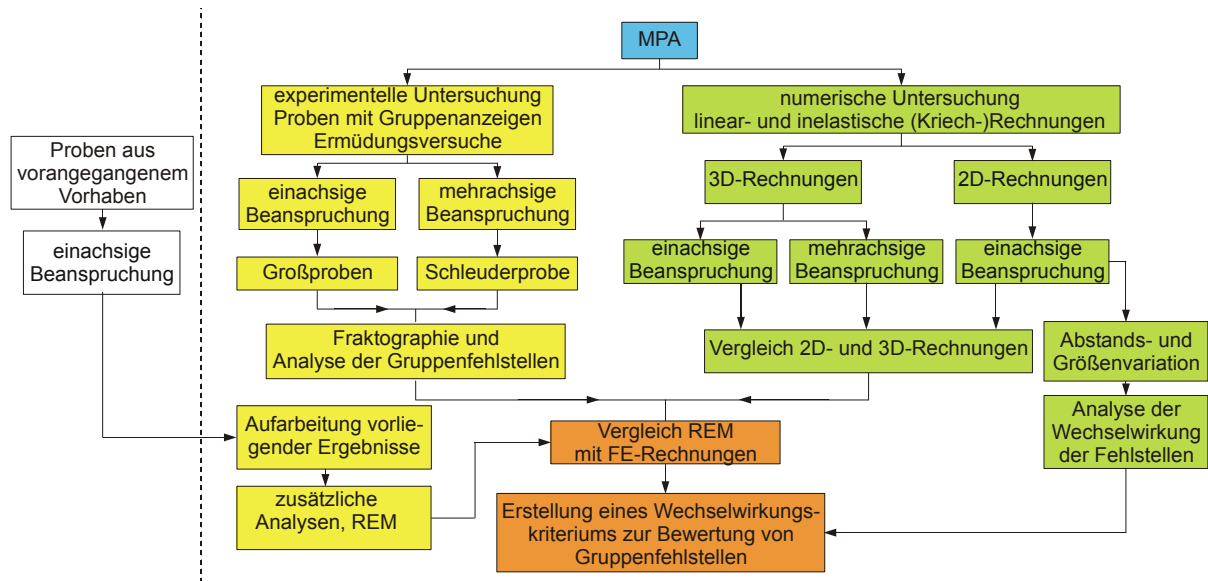
Für den Einsatz großer Schmiedeteile in Dampfkraftwerken ist es notwendig, beim Auftreten eventueller vorhandener natürlicher Herstellungsfehler die Bauteile hinsichtlich Risseinleitung und –ausbreitung auf der Basis moderner US-Prüfung in Verbindung mit den spezifischen Bauteilbeanspruchungen sowie den vorliegenden Werkstoffeigenschaften abzusichern. Das Ziel dieser Arbeit ist die Schaffung eines abgesicherten Kenntnisstandes über das Ausbreitungsverhalten von Gruppenfehlstellen unter praxisnahen Bedingungen.

Die unbekannte Größe ist hierbei die Interaktion der einzelnen Fehlstellen zueinander im Sinne eines möglichen Zusammenwachsens und damit die Vergrößerung der bruchmechanisch aktiven Fehlergröße. Ein Ansatz besteht in der umhüllenden Beschreibung der gesamten Fehlerfläche. Bei verhältnismäßig großen Abständen zwi-



schen den Fehlstellen führt dieser jedoch in vielen Fällen zu sehr konservativen Bewertungen. Ziel dieser Arbeit ist es, weitere Aufschlüsse über das Verhalten von Gruppenfehlern unter praxisähnlichen Belastungen zu erhalten, die dazu benutzt werden können, die erwähnten konservativen Ansätze auf ein wirtschaftlich vertretbares und sicherheitstechnisch unbedenkliches Maß zu begrenzen. Hierbei steht vor allem die Ermittlung des Zusammenhangs zwischen der äußeren Belastung, der Fehlstellenanordnung (Art, Verteilung, Größe) und dem Werkstoffverhalten unter ein- und mehrachsiger Beanspruchung im Vordergrund. Dabei ist die genaue Kenntnis der Versagensvorgänge fehlerbehafteter Groß- und Kleinproben erforderlich. Ein weiterer Schwerpunkt dieser Untersuchungen ist die Analyse des Zusammenhangs zwischen dem Verformungsverhalten bei einem dreiachsigen Zugspannungszustand und dem Zusammenwachsen von Fehlstellen.

In Bild 1.3 ist eine Skizze des Lösungsweges dargestellt. Dabei sind im Rahmen dieser Arbeit zunächst ergänzende rasterelektronenmikroskopische und bruchmechanische Untersuchungen an Bruchflächen von Proben aus dem Projekt „Gruppenanzeigen“ [10] notwendig, um das Versagensverhalten beschreiben zu können. Weiterhin werden Großprobenversuche unter ein- und mehrachsiger Beanspruchung durchgeführt, die anschließend fraktographisch, metallographisch und bruchmechanisch analysiert werden. Neben den experimentellen Untersuchungen an Großproben mit Gruppenfehlstellen zur Ermittlung und Beurteilung von Inkubationszeiten sowie zur Abschätzung des Kurzrischwachstumsverhaltens werden umfangreiche dreidimensionale und zweidimensionale linearelastische und inelastische Finite-Elemente-Rechnungen durchgeführt. Dabei werden unter anderem Fehlergrößen- und Abstandsvariationen durchgeführt, um verschiedene Fehlerkonfigurationen zu simulieren. Diese sollen Aufschluss über das Verformungsverhalten bzw. über den Spannungszustand in der Probe und an den Fehlstellen geben und eine Zuordnung zur Rissinitiierung an Einzelfehlern ermöglichen. Anschließend erfolgt eine Umsetzung der Ergebnisse in eine bruchmechanische Fehlergröße unter besonderer Berücksichtigung der Möglichkeit des verformungsbedingten Zusammenwachsens von Einzelfehlstellen. Durch Vergleich der numerischen Ergebnisse mit den experimentellen Ergebnissen wird ein Kriterium zur Bewertung der Wechselwirkungen von Gruppenfehlstellen entwickelt.



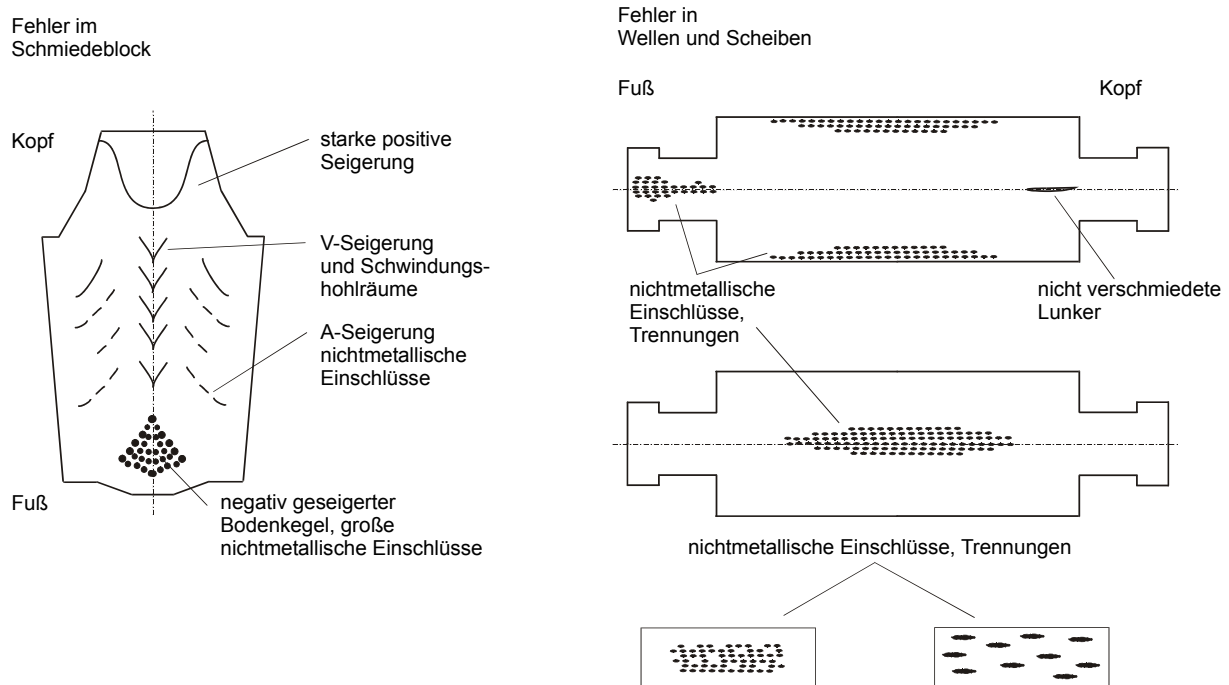
**Bild 1.3:** Skizze des Lösungsweges

Die in dieser Arbeit durchzuführenden Untersuchungen stellen eine notwendige Ergänzung zu früheren Arbeiten im Hinblick auf die besondere Bedeutung von Gruppenfehlstellen bei der bruchmechanischen Integritätsanalyse dar.

## 2. Stand des Wissens

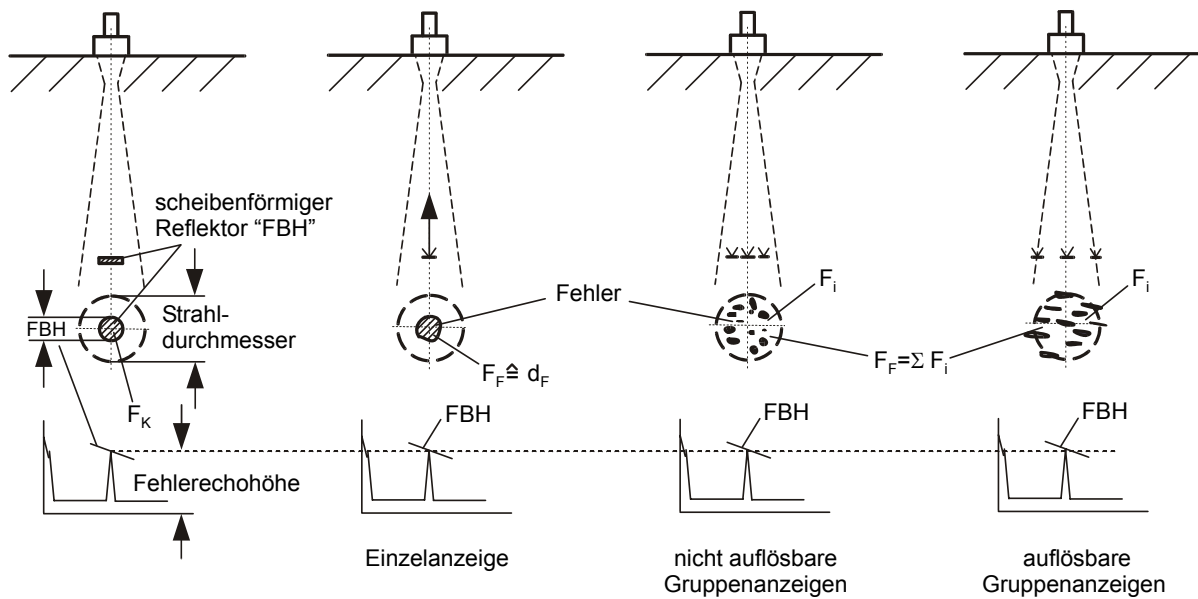
### 2.1 Erfassung und Beurteilung von Fehlstellen

Die Entstehung von Fehlstellen in Schmiedeteilen ist durch den Herstellungsprozess nicht vollständig vermeidbar. Bereits am Rohling können verschiedene Fehlerarten wie beispielsweise Lunker, Flocken- und Seigerungsrisse, nichtmetallische Einschlüsse, Schmiederisse sowie Fremdkörper (Ofensteine oder unvollständig verschweißte Rührstangen) auftreten, die durch Beeinflussung der Werkstoffeigenschaften und der Beanspruchungsverhältnisse die Betriebssicherheit beeinträchtigen, [13]. In Bild 2.1 sind die unterschiedlichen Fehlerformen und Verteilungen in Schmiedestücken beispielhaft dargestellt.



**Bild 2.1:** Typische Fehlererscheinungen bei der Herstellung von Schmiedestücken

Zur Beurteilung und Charakterisierung der Fehlstellen auf ihre Zulässigkeit werden unterschiedliche zerstörungsfreie Prüfverfahren verwendet, [14]. Dabei wird das Ultraschallprüfverfahren und das Magnetpulververfahren eingesetzt. Bei den Ultraschallprüfverfahren sind die auf Reflexionsanzeigen basierenden Verfahren häufig verwendete Methoden zur Fehlergrößenbestimmung. Neben den Abtastverfahren wird die Reflektivitätsdiagramm-Methode AVG [15,16] eingesetzt, siehe Bild 2.2.

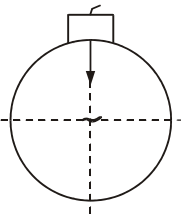
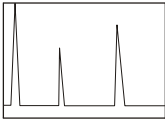
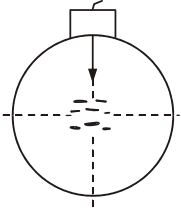
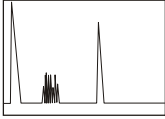
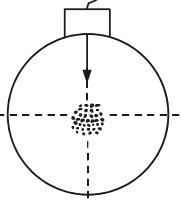
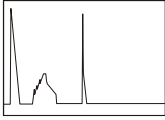


**Bild 2.2:** Reflektivitätsdiagramm-Methode AVG

Bei der AVG-Methode wird die Abhängigkeit der Echohöhe von kreisscheibenförmigen Reflektoren von der Entfernung des Reflektors zum Schwinger beschrieben, [17]. Dabei werden die Reflexionen der natürlichen Fehlstellen mit dem Reflexionsverhalten von ebenen kreisscheibenförmigen Reflektoren verglichen. Die maximale Reflexionsanzeige wird gesucht und ausgewertet.

Dabei können deutliche Abweichungen zwischen wahrer Fehlergröße und der mittels der AVG-Methode bestimmten Ersatzfehlergröße auftreten. Die Abweichungen zwischen der rasterelektronenmikroskopisch oder metallographisch ermittelten Breite und dem Durchmesser des äquivalenten Kreisscheibenreflektors kann bis zu einem Faktor von ca. 3 betragen. Die wahre Fehlergröße kann dabei unterschätzt werden. In der Regel können Schmiedestückfehler ab Fehlergrößen von etwa  $1\text{mm}^2$  nachgewiesen werden.

Charakteristische Anzeigen von Ultraschallprüfverfahren sind Einzelanzeigen und Gruppenanzeigen. Dabei werden solche Anzeigen als auflösbare Gruppenanzeigen bezeichnet, wenn die einzelnen Fehlstellen im Fehlergebiet durch das Ultraschallsignal deutlich voneinander getrennt wahrgenommen werden können und damit der Abstand zwischen den Fehlstellen ermittelbar ist. Andernfalls liegen nichtauflösbare Gruppenanzeigen vor. Diese können in sogenannten A-scans, siehe [Bild 2.3](#) identifiziert werden.

Fehlerart	A-scan	Fehleranzeige	Symbol
		Einzelanzeige	EE
		auflösbare Gruppenanzeige	GA
		nicht auflösbare Gruppenanzeige	GN

**Bild 2.3:** Anzeigentypen der Ultraschallprüfverfahren

Bei der Ultraschallprüfung kann bei kleinen Fehlern nur eine Aussage über die Größe der Fehlerfläche getroffen werden. Daher wird der Ultraschallbefund als Durchmesser eines Kreises mit einer Reflektivität angegeben, bei der die Kreisfläche der Fehlerfläche entspricht. Dieser Durchmesser wird als Kreisscheibenreflektor (KSR) bezeichnet. In verschiedenen Untersuchungen wurde ermittelt, wie die zerstörungsfrei bestimmten KSR bei optimaler senkrechter Anschallung in eine wahre Ersatzfehlergrößen (WEFG) überführt werden können. Dabei wurden in [18] folgende Korrekturfunktionen für die Flächengleichheitsrelation festgelegt:

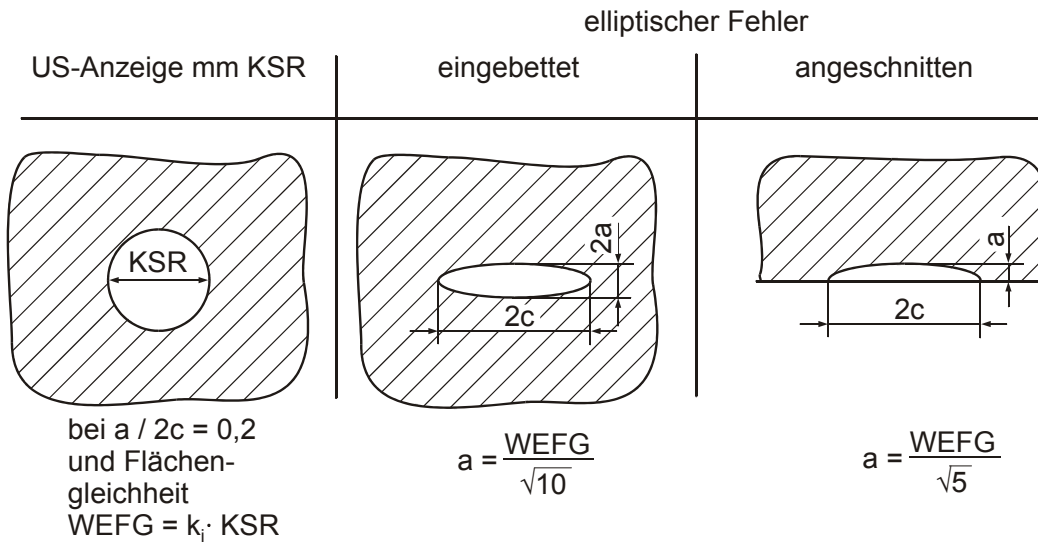
$$\text{WEFG} = k_1 \cdot \text{KSR}, \quad k_1 = 3 \quad \text{für } \text{KSR} < 1,5$$

$$\text{WEFG} = (k_1 - k_2 \cdot \text{KSR}) \cdot \text{KSR}, \quad k_1 = 3,78, \quad k_2 = 0,52 \quad \text{für } 1,5 < \text{KSR} < 4 \quad (2.1)$$

$$\text{WEFG} = k_1 \cdot \text{KSR}, \quad k_1 = 1,7 \quad \text{für } \text{KSR} > 4.$$

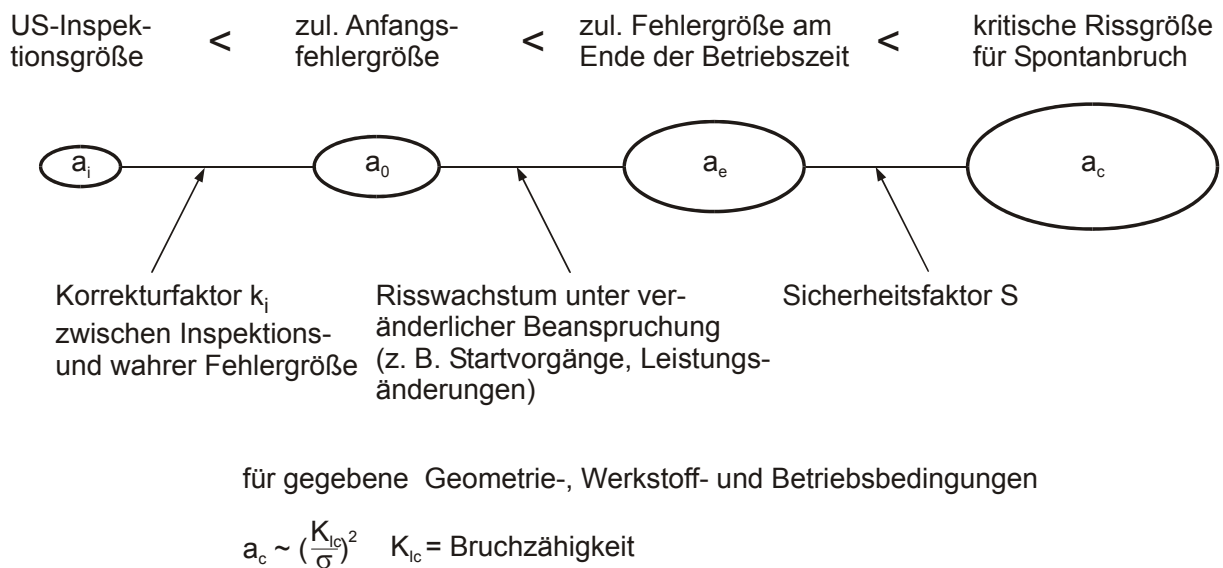
In [19] wurde nachgewiesen, dass der aus der US-Prüfung ermittelte KSR (bis KSR 4) in die WEFG mit einem Korrekturfaktor von 2 direkt umgerechnet werden kann. Zwischen  $4 < \text{KSR} < 5$  wurde die WEFG durch die Beziehung  $\text{WEFG} = -0,3 \cdot (\text{KSR} - 4) + 2$  festgelegt. Für  $\text{KSR} > 5$  gilt  $\text{WEFG} = 1,7 \cdot \text{KSR}$ .

Zur Ermittlung einer realistischen Fehlergeometrie wurde in [20] der Durchmesser WEFG auf die elliptische Form der rechnerischen Rissgröße umgerechnet, siehe Bild 2.4. Hierzu wurde die für eine bruchmechanische Auslegung ungünstigste Fehlerform  $a/2c = 0,2$  herangezogen. Dabei wird unterschieden, ob der Fehler in das Material eingebettet oder angeschnitten ist.



**Bild 2.4:** Umrechnung vom Durchmesser der US-Reflektorgröße auf die Risslänge

Bei bruchmechanischen Untersuchungen ist es erforderlich, eine Mindestsicherheit zwischen den bestimmten Endfehlergrößen nach Risswachstum und der kritischen Fehlergröße einzuhalten, siehe Bild 2.5, [6].



**Bild 2.5:** Auslegung kritischer Fehlergrößen

Hierzu werden neben den erwähnten Korrekturfaktoren meist Sicherheitsfaktoren z.B.  $S=2,25$  herangezogen, [19]. Im Weiteren ist es notwendig, das aufgrund zykli-

scher Beanspruchung gemäß Betriebslastungskollektiv auftretende Risswachstum in die Auslegung einzubeziehen.

## 2.2 Risseinleitungs- und Rissfortschrittsverhalten von Fehlstellen bei zyklischer Beanspruchung

Der Versagensbeginn von Schwingbeanspruchungen kann durch die im dehnungskontrollierten Versuch ermittelte Anrisskennlinie bzw. durch die im spannungskontrollierten Versuch ermittelte Wöhlerkurve bestimmt werden [21]. Dabei entstehen aufgrund der zyklischen Beanspruchung unter  $45^\circ$  an der Oberfläche Intrusionen und Extrusionen, die zu einem mikroskopischen Anriss führen. Der zunächst eintretende mikroskopische Anriss verläuft über einzelne Körner hinweg in der Wirkungsebene der größten Schubspannung. Sein weiterer Verlauf nach Erreichen einer gewissen, makroskopischen Größe erfolgt dann unter  $90^\circ$  zur Wirkungsrichtung der maximalen Hauptspannung. Ab dieser Größe müssen bruchmechanische Beziehungen zur Bewertung herangezogen werden.

Bis zu einem kritischen Schwellwert  $\Delta K_{I0}$  tritt an makroskopischen Rissen oder Fehlstellen kein Risswachstum auf. Der Grenzwert und die Rissgeschwindigkeit sind im Wesentlichen von der Mikrostruktur des Werkstoffs, von der Mittelspannung und vom umgebenden Medium abhängig. Überschreitet der Spannungsintensitätsfaktor den Schwellwert  $\Delta K_{I0}$ , so tritt zyklisches Risswachstum (Bereich II) auf. Bild 2.6 zeigt schematisch die Risswachstumskurve in doppeltlogarithmischer Darstellung. Dabei sind die Rissfortschrittsraten pro Lastwechsel im Bereich II näherungsweise proportional zur Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors.

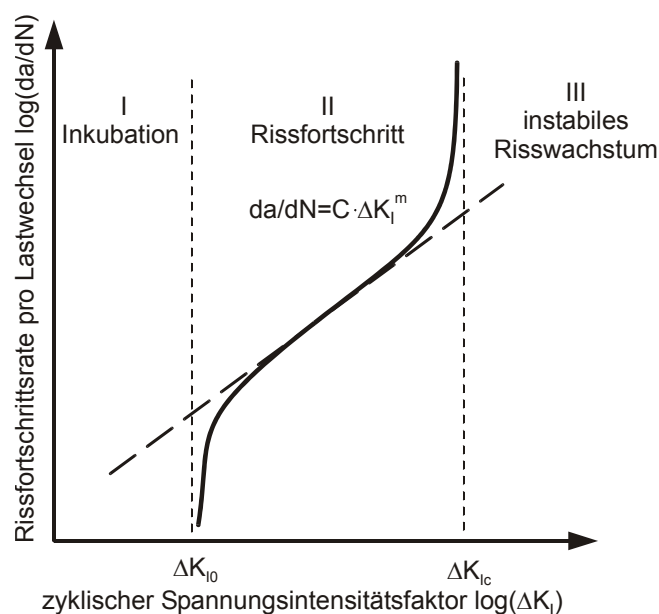


Bild 2.6: Risswachstumskurve in Abhängigkeit des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K_I$

Das Risswachstum des Bereichs II kann mit Hilfe verschiedener Gesetze angenähert werden. Das am häufigsten eingesetzte Verfahren zur Berechnung des zyklischen Risswachstums in diesem Bereich ist das Gesetz von Paris, [22]:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K_I^m . \quad (2.2)$$

Dabei sind C und m werkstoff- und beanspruchungsabhängige Konstanten. Für typische warmfeste Kraftwerksbaustähle können die Konstanten mit  $10^{-15} \leq C \leq 10^{-13}$  ( $\Delta K_I$  in  $\text{N}/\text{mm}^{3/2}$ ) und  $2,0 \leq m \leq 4,0$  angenommen werden, [23]. Neben dem Gesetz von Paris findet auch das Gesetz von Foreman seine Anwendung. Dieses Gesetz berücksichtigt neben den Materialkonstanten C und m auch die Bruchzähigkeit  $K_{IC}$ .

$$\frac{da}{dN} = \frac{C \cdot (\Delta K_I)^m}{(1-R) \cdot K_{IC} - \Delta K_I} \quad (2.3)$$

Der Beginn des instabilen Rissfortschritts (Bereich III) tritt ein, wenn der Spannungsintensitätsfaktor  $K_{I,max}$  die Bruchzähigkeit  $K_{IC}$  des Werkstoffs erreicht. Mit Hilfe des Spannungsverhältnisses  $R = \sigma_u / \sigma_o$  lässt sich die kritische Spannungsintensitätsschwingbreite folgendermaßen abschätzen:

$$(\Delta K_I)_c = (1-R) \cdot K_{IC} . \quad (2.4)$$

### **2.3 Methoden der rechnerischen Fehlstellenbewertung hinsichtlich Risseinleitung und -wachstum**

Für die sicherheitstechnische Überprüfung von fehlerbehafteten Komponenten wird in der Regel auf bruchmechanische Berechnungsmethoden zurückgegriffen. Mit Hilfe der Bruchmechanik ist eine quantitative Aussage über das Risseinleitungs- und das Risswachstumsverhalten von Fehlstellen sowie der kritischen Zustände (Rissgröße, Beanspruchung) möglich. Dabei werden im Allgemeinen verschiedene bruchmechanische Konzepte herangezogen. Als wesentlichste Methoden zur rechnerischen Bewertung von Fehlstellen haben sich folgende Parameter bewährt:

- das Kerbgrundkonzept,
- das Spannungskonzept,
- die Spannungsintensität  $K_I$ ,
- das J-Integral



- und das C\*-Integral.

Die Anwendung der Parameter hängt in der Regel von dem Materialverhalten (linearelastisch, Kriechprozesse) in der Umgebung der Rissspitze ab. Diese Verfahren werden im Folgenden näher erläutert.

### 2.3.1 Kerbgrundkonzept

Das Kerbgrundkonzept beruht auf der Berechnung der an Kerben örtlich auftretenden Spannungen und Dehnungen und anschließender Bewertung mittels der Wöhlerkennlinie des ungestörten Werkstoffes, [24]. Eine wichtige Einflussgröße zur Ableitung der Kerbformzahl nach Neuber bildet der Kerbradius. In [25] wurden für verschiedene Beanspruchungsfälle in Abhängigkeit des Kerbradius die Kerbformzahlen hergeleitet.

Bei zyklischen Beanspruchungen wird in [26] angemerkt, dass die Bewertung nach den Methoden der Kerbspannungslehre problematisch ist, da bei dem Schädigungsverhalten an den Spannungskonzentrationsstellen die wirkenden Stützeffekte eine Rolle spielen. Daher wird in [26] ein weiteres Konzept, basierend auf den gemittelten Beanspruchungen über ein bestimmtes strukturabhängiges Volumen vorgestellt und die Ergebnisse dieser Methode aufgezeigt. Kriterien bezüglich der kritischen Rissgrößen sind mit diesem Konzept jedoch nicht möglich.

### 2.3.2 Spannungskonzepte

Das Nettospannungskonzept basiert nach [27] auf der Korrelation zwischen der am Bauteil wirkenden Spannung mit der Kriechgeschwindigkeit unter Annahme von elastischem Materialverhalten. Die Nettospannung wird aus der Kraft  $F$ , der Probenstärke  $B$ , der Probenweite  $W$  und der Risstiefe  $a$  ermittelt.

$$\sigma_{\text{net}} = \frac{F}{B \cdot (W - a)} \quad (2.5)$$

Dabei ist die Anwendung des Gesetzes bei kleinen Fehlergrößen und kleinen Rissfortschritten nicht geeignet, das Risswachstumsverhalten zu beschreiben, da die Nettospannung der Nennspannung gleichgesetzt werden kann.

Zur Berechnung der Nennspannung in Bruchmechanikproben (CT- und Cs-Proben) wird zu der Nettospannung ein weiterer geometrischer Ausdruck multipliziert [28].

$$\sigma_n = \sigma_{\text{net}} \cdot \left( 1 + 3 \cdot \frac{W + a}{W - a} \right) \quad (2.6)$$

### 2.3.3 Spannungsintensität $K_I$

Der Spannungsintensitätsfaktor wird verwendet, wenn sich das Bauteil vorwiegend elastisch in der Risspitzenumgebung verhält. Lediglich an der Risspitze kann sich eine gegenüber den Bauteilabmessungen kleine plastische Zone ausbilden. Die Herleitung des Spannungsintensitätsfaktors beruht auf der Betrachtung des Spannungsfeldes eines homogenen isotropen Körpers in unmittelbarer Umgebung der Risspitze. Der Radius an der Risspitze ist sehr klein gegenüber der Risslänge ( $r \ll a$ ). Für eine unendlich ausgedehnte Scheibe (Rissbreite  $2a$ ) gilt für den Rissmodus I, siehe Bild 2.7, unter der Annahme eines ebenen Dehnungszustandes (EDZ) an der Risspitze der Spannungszustand nach Gleichung 2.7, [29]. Die Spannungen werden dabei unter Verwendung der Polarkoordinaten  $r$  und  $\varphi$  ausgedrückt.

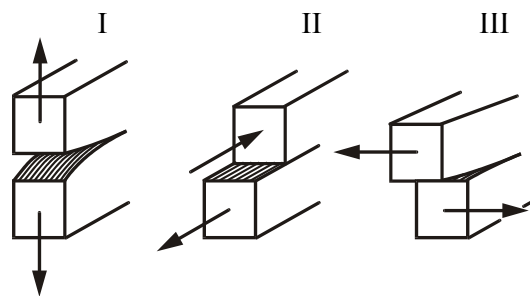


Bild 2.7: Rissmoden bruchmechanischer Berechnungen

$$\begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{pmatrix} = \frac{\sigma\sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \begin{pmatrix} \cos \frac{\varphi}{2} \cdot \left(1 - \sin \frac{\varphi}{2} \cdot \sin \frac{3\varphi}{2}\right) \\ \cos \frac{\varphi}{2} \cdot \left(1 + \sin \frac{\varphi}{2} \cdot \sin \frac{3\varphi}{2}\right) \\ \sin \frac{\varphi}{2} \cdot \cos \frac{\varphi}{2} \cdot \cos \frac{3\varphi}{2} \end{pmatrix} \quad (2.7)$$

Dabei wurde von Irwin [30] der Ausdruck  $\sigma\sqrt{\pi a}$  als Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  bezeichnet, da er ein Maß für die Spannungskonzentration an der Risspitze darstellt. Zur Ermittlung des Spannungsintensitätsfaktors für endliche Geometrien wird der Spannungsintensitätsfaktor durch einen Formfaktor  $f(a/W)$  erweitert. Dieser berücksichtigt die Abmessungen und die Rissgeometrie der Probe. Der Spannungsintensitätsfaktor berechnet sich damit zu

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi a} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right). \quad (2.8)$$

Versagen durch Bruch tritt nach dem  $K_I$ -Konzept auf, wenn der Spannungsintensitätsfaktor die Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  des Werkstoffes erreicht.

Nach [30,31] ist die Anwendung des  $K_I$ -Konzeptes auch für kleine Werkstoffplastifizierungen an der Risssspitze möglich. Es wird vorausgesetzt, dass der Fließbereich gegenüber den Rissabmessungen klein und die ausgebildete plastische Zone kreisförmig ist. Die Größe der plastischen Zone an der Risssspitze ergibt sich nach Gleichung (2.9) unter der Annahme elastisch-idealplastischen Werkstoffverhaltens.

$$a_{pl} = \xi \cdot \frac{K_I^2}{2\pi R_e^2} \text{ für } \xi = 1 \text{ ESZ bzw. } \xi = (1 - 2\mu)^2 \text{ EDZ} \quad (2.9)$$

Bei schwingenden Beanspruchungen wird der Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  als Schwingbreite  $\Delta K_I$  ausgedrückt. Dieser berechnet sich aus der Differenz zwischen dem maximalen und dem minimalen Spannungsintensitätsfaktor der Schwingbeanspruchung zu  $\Delta K_I = \Delta K_{I,max} - \Delta K_{I,min}$ .

### 2.3.4 J-Integral

Das J-Integral findet dann seine Anwendung, wenn der Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  nicht mehr gültig ist. Dies ist dann der Fall, wenn sich das Bauteil überwiegend plastisch verhält. Nach [32] stellt das J-Integral für ebene Probleme ein geschlossenes Linienintegral längs eines Weges  $\Gamma$  um die Risssspitze dar, siehe Bild 2.8.

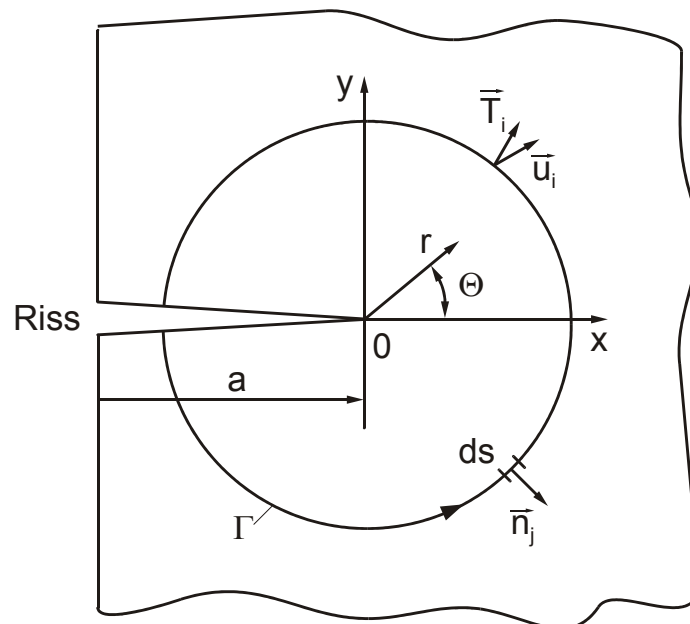


Bild 2.8: Linienintegral nach Rice

Das J-Integral ist unter Verwendung der Formänderungsenergie  $\tilde{W}$  und dem Zugspannungsvektor  $\bar{T}_i$  für den ebenen Fall definiert zu

$$J = \int_{\Gamma} \left( \tilde{W} \cdot dy - \bar{T}_i \cdot \frac{\partial \bar{u}_i}{\partial x} \cdot ds \right). \quad (i = 1,2) \quad (2.10)$$

Dabei beträgt die Formänderungsenergie  $\tilde{W}$  je Volumenelement:

$$\tilde{W} = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} \cdot d\varepsilon_{ij} \quad (i, j = 1, 2) \quad (2.11)$$

Dabei ist das J-Integral bei nichtlinear-elastischem Werkstoffverhalten unabhängig vom Integrationsweg, da bei beliebig geschlossenen Integrationswegen die Summe der Integrale den Wert Null annimmt. Dabei wird vorausgesetzt, dass die Funktionen und deren partielle Ableitungen im Integrationsbereich stetig sind und keine Singularitäten auftreten. Bei elastisch-plastischer Verformung ist dies dann erfüllt, wenn ein eindeutiger Zusammenhang zwischen Spannungen und Dehnungen existiert, d.h. wenn lokal keine Entlastungen auftreten.

Dabei kann das J-Integral unter Anwendung einer Energieinterpretation als Differenz der potentiellen Energien an einer rissbehafteten Struktur infolge der Risserweiterung betrachtet werden, [33].

$$J = - \frac{\partial U}{\partial A} \quad (2.12)$$

Bei linearelastischem Materialverhalten existiert eine proportionale Abhängigkeit zwischen dem J-Integral und der Spannungsintensität  $K_I$ .

$$J_{el} = \frac{K_I^2}{E'}$$

mit  $E' = E$  ESZ

$$E' = \frac{E}{1 - \mu^2} \quad \text{EDZ} \quad (2.13)$$

Bei elastisch-plastischem Materialverhalten wird neben dem elastischen Anteil  $J_{el}$  ein plastischer Anteil  $J_{pl}$  ermittelt. Damit berechnet sich das J-Integral zu

$$J = J_{el} + J_{pl} \quad (2.14)$$

Die Ermittlung des J-Integrals erfolgt in der Regel auf der Grundlage von numerischen Berechnungsmethoden, beispielsweise über die Finite-Elemente-Methode [34].

### 2.3.5 C-Integral

Das C-Integral wird angewandt, wenn größere Bereiche um die Risspitze stationär kriechen. Die Kriechschädigung selbst ist dabei auf eine gegenüber dem Bauteil kleine Zone an der Risspitze beschränkt.

Für kurze Zeiten kann nach [35] die Größe  $C(t)$  und damit das Spannungsfeld mit Hilfe des Spannungsintensitätsfaktors  $K_I$  ausgedrückt werden.

$$C(t) = \frac{K_I^2}{(n+1) \cdot E' \cdot t} \quad (2.15)$$

Bei langen Zeiten und beim stationären Kriechen hingegen, wird das  $C(t)$ -Integral entsprechend dem J-Integral durch ein wegunabhängiges Integral, dem  $C^*$ -Integral ersetzt, siehe Bild 2.9.

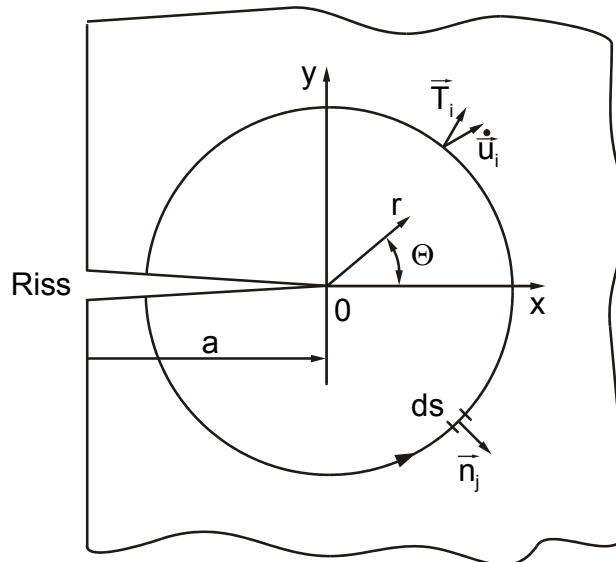


Bild 2.9: Definition des Integrals  $C^*$

Eine allgemeine mathematische Beziehung des  $C^*$ -Integrals ist durch folgende Gleichung gegeben:

$$C^* = \int_{\Gamma} \left( \tilde{W}^* \cdot dy - \bar{T}_i \cdot \frac{\partial \dot{u}_i}{\partial x} \cdot ds \right). \quad (2.16)$$

Der Unterschied zwischen dem  $C^*$ -Integral und dem J-Integral liegt darin, dass der Verschiebungsvektor  $\partial \bar{u}_i$  beim  $C^*$ -Integral nach der Zeit abgeleitet wird.

Wie auch beim J-Integral kann für das  $C^*$ -Integral auch eine Energiebetrachtung durchgeführt werden. Der Parameter  $C^*$  ergibt sich daraus aus der Differenz der po-

tentiellen Energieänderungsgeschwindigkeit  $dU^*$  bezogen auf die Fläche der Risserweiterung.

$$C^* = - \frac{\partial U^*}{\partial A} \quad (2.17)$$

Unter Verwendung des Nortonschen Kriechgesetzes,  $\dot{\varepsilon} = A \cdot \sigma^n$ , kann das  $C^*$ -Integral im Gebiet des stationären Kriechens durch analytische Näherungsgleichungen angegeben werden [36,37].

$$C_1^* = a \cdot A \cdot \sigma_{\text{net}}^{n+1} \cdot g_1(a/W, n) \quad (2.18)$$

$$C_2^* = \dot{v} \cdot \sigma_{\text{net}} \cdot g_2(a/W, n) \quad (2.19)$$

$$C_3^* = \frac{\dot{v}^{(n+1)/n}}{(a \cdot A)^{1/n}} \cdot g_3(a/W, n) \quad (2.20)$$

Dabei sind  $g_1$ ,  $g_2$  und  $g_3$  dimensionslose Geometriefunktionen und werden nach folgenden Beziehungen berechnet.

$$g_1 = \frac{h_1 \cdot (W/a - 1)}{(\beta \cdot \eta)^{n+1}} \quad (2.21)$$

$$g_2 = \frac{h_1 \cdot (W/a - 1)}{h_3 \cdot \beta \cdot \eta} \quad (2.22)$$

$$g_3 = \frac{h_1 \cdot (W/a - 1)}{h_3^{(n+1)/n}} \quad (2.23)$$

Die Formfunktionen  $h_1$ - $h_3$  sowie die von der Probengeometrie und Risslänge abhängige Geometriefunktion  $\eta$  sind in [38] tabellarisch dargestellt. Die Konstante  $\beta$  hat nach [38] für ESZ den Wert 1,071, für EDZ den Wert 1,455.

Die Anwendungsbereiche der  $C^*$ -Integrale  $C_1^*$ ,  $C_2^*$  und  $C_3^*$  sind in [39] und [40] beschrieben.

Als Grenze zwischen der Anwendung des für kurze Zeiten gültigen  $K_I$ -Konzeptes und des für lange Zeiten gültigen  $C^*$ -Konzeptes wird in [36] eine sogenannte Übergangszeit  $t_1$  definiert, sie lautet:

$$t_1 = \frac{K_I^2}{C^* \cdot (n+1) \cdot E'} \quad (2.24)$$

Weiterhin wird als Übergangskriterium  $t_2$  zwischen den Parametern  $J$  und  $C^*$  in [36] folgendes Kriterium angegeben,

$$t_2 = \frac{J}{C^* \cdot (n+1)} \quad (2.25)$$

welches durch Versuchsergebnisse bestätigt wurde.

In Bild 2.10 werden die an einer CT-Probe ermittelten Anwendungsgrenzen zwischen den einzelnen Parametern  $K_I$ ,  $J$  und  $C^*$  dargestellt. Dabei wird die Zeit  $t$  über der Nettospannung  $\sigma_{\text{net}}$  doppeltlogarithmisch aufgetragen.

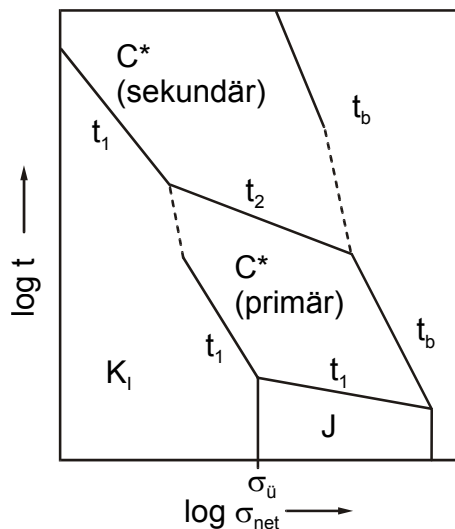


Bild 2.10: Schematische Darstellung der Anwendungsgrenzen der Parameter  $K_I$ ,  $J$  und  $C^*$  nach [36]

Diese Bereichseinteilung zeigt, dass ab einer gewissen Spannung  $\sigma_{\ddot{u}}$  kein linearelastisches Verhalten mehr auftritt sondern kleine plastische Verformungen. Daher wird statt der Anwendung des  $K_I$ -Konzeptes das  $J$ -Integral herangezogen. Bei dieser Spannung treten nach Überschreiten der Zeit  $t_1$  erste Kriecheffekte im primären Bereich, nach Überschreitung der Zeit  $t_2$  Kriecheffekte im sekundären Bereich auf. Nach der Zeit  $t_b$  ist mit Bruch zu rechnen.

## 2.4 Analytische Lösungen elliptischer Fehlstellen

Neben der zerstörungsfreien Untersuchung und Charakterisierung von Fehlstellenanzeigen ist die Kenntnis analytischer Berechnungsverfahren zur bruchmechanischen Bewertung von Fehlstellen von besonderer Bedeutung. Dabei ist es notwendig, je nach Fehlerlage entsprechende Gleichungen heranzuziehen, welche die evtl. auftretenden Randeinflüsse erfassen. Da die Nachrechnung der exakten Fehlergeometrie mit analytischen Beziehungen nicht möglich ist, werden die natürlichen Fehl-

stellen durch Ellipsen angenähert. Zur Bewertung der Fehlstellen wird der Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  herangezogen, da dieser auch für kompliziertere Bauteilgeometrien in analytische Beziehungen angegeben ist. Im Folgenden werden die analytischen Gleichungen der wichtigsten Fehlerkonfigurationen (Oberflächenfehler, Innenfehler) aufgeführt. Der Spannungsintensitätsfaktor entlang der Rissfront ist dabei nicht konstant sondern eine Funktion des Winkels  $\varphi$ , siehe Bild 2.11.

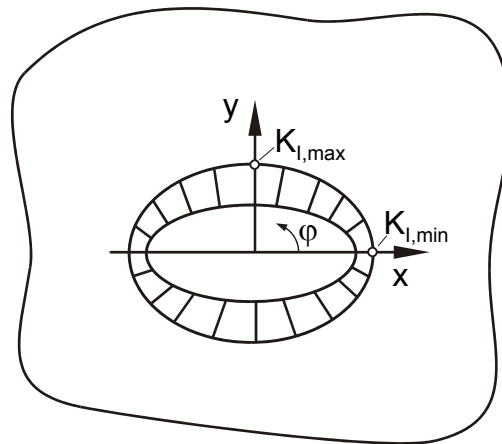


Bild 2.11: Darstellung des Verlaufs der Spannungsintensitäten in einem Innenriss

Für  $\varphi = 0$  ist der Spannungsintensitätsfaktor im Allgemeinen minimal, während er für  $\varphi = 90^\circ$  seinen maximalen Wert erreicht.

#### 2.4.1 Elliptischer Innenriss unter Zugbeanspruchung

Zunächst wird ein elliptischer Innenriss mit den Halbachsen  $a$  und  $c$  in einem unendlich ausgedehnten Körper betrachtet, siehe Bild 2.12. Die Fehlertiefe wird dabei nicht berücksichtigt. Der Fehler ist senkrecht zur Fehlerfläche unter Zug beansprucht.

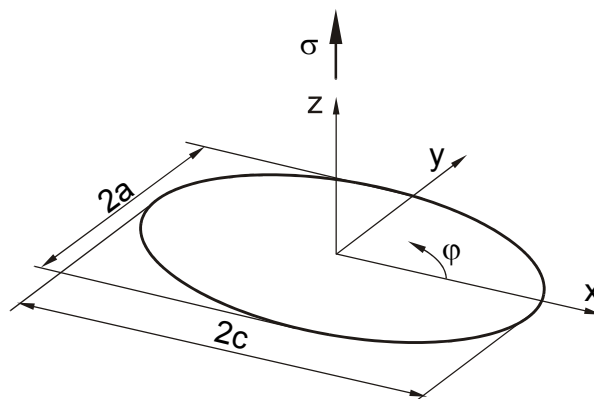


Bild 2.12: Elliptischer Innenfehler im unendlichen Körper unter Zugbeanspruchung

Nach [41] berechnet sich der Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  für den Mode I nach folgender Beziehung:



$$K_I = \frac{\sigma\sqrt{\pi a}}{E(k)} \cdot F_\varphi\left(\frac{a}{c}, \varphi\right). \quad (2.26)$$

Dabei ist  $F_\varphi$  eine winkelabhängige und fehlergrößenabhängige Formfunktion, für die gilt

$$F_\varphi = 4\sqrt{\sin^2 \varphi + \left(\frac{a}{c}\right)^2 \cos^2 \varphi} \quad (2.27)$$

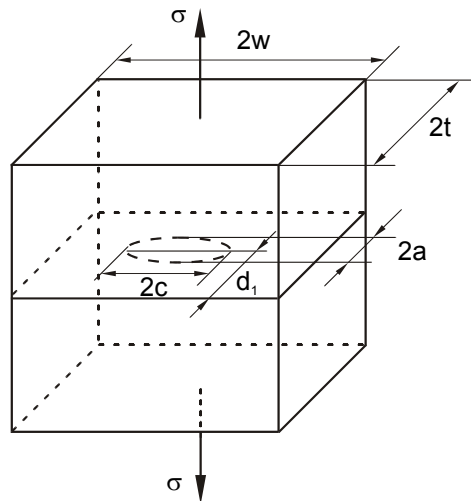
und  $E(k)$  ist das elliptische Integral. In [42] können die elliptischen Integrale in Abhängigkeit des Winkels  $\varphi$  in tabellarischer Form ermittelt werden.

$$\begin{aligned} E(k) &= \int_0^{\frac{\pi}{2}} \left(1 - k^2 \sin^2 \varphi\right), & k &= \sqrt{1 - \left(\frac{a}{c}\right)^2} & \text{für } \frac{a}{c} \leq 1 \\ E(k) &= \frac{a}{c} \cdot E(k_1) & k_1 &= \sqrt{1 - \left(\frac{c}{a}\right)^2} & \text{für } \frac{a}{c} > 1 \end{aligned} \quad (2.28)$$

Zur einfacheren Berechnung der elliptischen Integrale sind in [41] analytische Näherungsgleichungen aufgeführt.

$$\begin{aligned} E(k) &\cong \sqrt{1 + 1,464 \cdot \left(\frac{a}{c}\right)^{1,65}} & \text{für } \frac{a}{c} \leq 1 \\ E(k) &\cong \sqrt{1 + 1,464 \cdot \left(\frac{c}{a}\right)^{1,65}} & \text{für } \frac{a}{c} > 1 \end{aligned} \quad (2.29)$$

Diese Gleichungen sind für die Berechnung von Spannungsintensitäten an großen Körpern mit sehr kleinen Fehlstellen geeignet. Da in dieser Arbeit vorwiegend Proben mit Gruppenanzeigen untersucht werden, deren Einzelfehler nicht als klein gegenüber der Probenfläche anzusehen sind, muss die endliche Probengeometrie berücksichtigt werden. Hierzu wird eine endliche Platte unter Zug betrachtet, siehe Bild 2.13.



**Bild 2.13:** Innenliegender Fehler in einer endlichen Platte unter Zugbeanspruchung

Der Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  berechnet sich nach [41] unter Berücksichtigung der Probengeometrie in einer endlichen Platte zu:

$$K_I = \frac{\sigma \sqrt{\pi a}}{E(k)} \cdot F_e \left( \frac{a}{c}, \frac{a}{t}, \frac{c}{W}, \varphi \right). \quad (2.30)$$

$F_e$  ist die geometrie- und winkelabhängige Formfunktion und wird durch folgende Beziehungen beschrieben.

$$F_e = \left( M_1 + M_2 \cdot \left( \frac{a}{t} \right)^2 + M_3 \cdot \left( \frac{a}{t} \right)^4 \right) \cdot g \cdot f_\varphi \cdot f_w \quad (2.31)$$

mit:  $M_1 = 1$  für  $\frac{a}{c} \leq 1$ ,

$$M_1 = \sqrt{\frac{c}{a}} \quad \text{für } \frac{a}{c} > 1 \quad (2.32)$$

$$M_2 = \frac{0,05}{0,11 + \left( \frac{a}{c} \right)^2} \quad M_3 = \frac{0,29}{0,23 + \left( \frac{a}{c} \right)^2} \quad (2.33)$$

$$g = 1 - \frac{\left( \frac{a}{t} \right)^4}{1 + 4 \left( \frac{a}{c} \right)} \cos \varphi \quad (2.34)$$

$$f_w = \sqrt{\frac{1}{\cos\left(\frac{\pi \cdot c}{2W} \cdot \sqrt{\frac{a}{t}}\right)}} \quad (2.35)$$

$$f_\varphi = \left( \left( \frac{a}{c} \right)^2 \cos^2 \varphi + \sin^2 \varphi \right)^{\frac{1}{4}} \quad \text{für } \frac{a}{c} \leq 1$$

$$f_\varphi = \left( \left( \frac{a}{c} \right)^2 \sin^2 \varphi + \cos^2 \varphi \right)^{\frac{1}{4}} \quad \text{für } \frac{a}{c} > 1 \quad (2.36)$$

Die Gleichungen (2.30) bis (2.36) sind gültig, wenn die Bedingungen  $0 \leq a/c \leq \infty$ ,  $a/W < 0,5$  und  $-\pi \leq \varphi \leq \pi$  erfüllt sind. Als weitere Bedingungen für die Anwendbarkeit müssen folgende Beziehungen gelten:

$$\frac{a}{t} < 1,25 \cdot \left( \frac{a}{c} + 0,6 \right) \quad \text{für } 0 \leq \frac{a}{c} \leq 0,2,$$

$$\frac{a}{t} < 1 \quad \text{für } 0,2 \leq \frac{a}{c} \leq \infty. \quad (2.37)$$

#### 2.4.2 Elliptischer Oberflächenriss unter Zugbeanspruchung

Bei Oberflächenrissen sind die Gleichungen für einen innenliegenden Fehler nicht mehr gültig. Ab einem Verhältnis von  $a/d_1 > 0,8$ , vgl. Bild 2.13 wird nach [40] angenommen, dass der Fehler eine Verbindung zur Oberfläche hat. Die Berechnung der Spannungsintensitätsfaktoren von Oberflächenfehlern, siehe Bild 2.14 erfolgt nach den unten aufgeführten Beziehungen, [41].

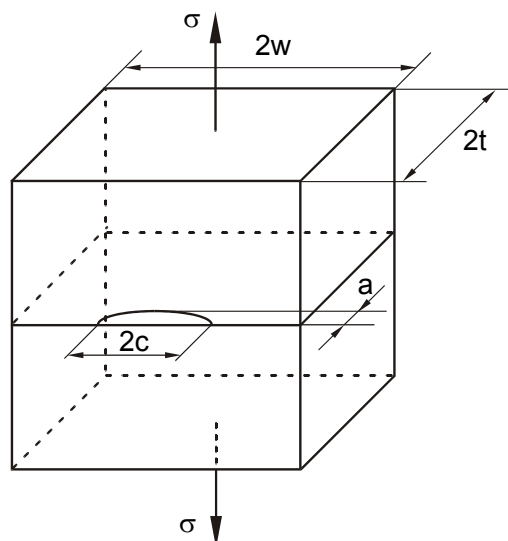


Bild 2.14: Oberflächenfehler in einer endlichen Platte unter Zugbeanspruchung

$$K_I = \frac{\sigma\sqrt{\pi a}}{E(k)} \cdot F_s\left(\frac{a}{c}, \frac{a}{t}, \frac{c}{W}, \varphi\right) \quad (2.38)$$

Für die geometrie- und winkelabhängige Formfunktion  $F_s$  gelten folgende Gleichungen:

$$F_s = \left( M_1 + M_2 \cdot \left(\frac{a}{t}\right)^2 + M_3 \cdot \left(\frac{a}{t}\right)^4 \right) \cdot g \cdot f_\varphi \cdot f_w \quad (2.39)$$

mit:  $M_1 = 1,13 - 0,09 \cdot \left(\frac{a}{c}\right) \quad \text{für } \frac{a}{c} \leq 1$

$$M_1 = \sqrt{\frac{c}{a}} \cdot \left(1 + 0,04 \cdot \frac{c}{a}\right) \quad \text{für } \frac{a}{c} > 1 \quad (2.40)$$

$$M_2 = -0,54 + \frac{0,89}{0,2 + \left(\frac{a}{c}\right)} \quad \text{für } \frac{a}{c} \leq 1$$

$$M_2 = 0,2 \cdot \left(\frac{c}{a}\right)^4 \quad \text{für } \frac{a}{c} > 1 \quad (2.41)$$

$$M_3 = 0,5 - \frac{1}{0,65 + \frac{a}{c}} + 14 \cdot \left(1 - \frac{a}{c}\right)^{24} \quad \text{für } \frac{a}{c} \leq 1$$

$$M_3 = -0,11 \cdot \left(\frac{c}{a}\right)^4 \quad \text{für } \frac{a}{c} > 1 \quad (2.42)$$

$$g = 1 + \left(0,1 + 0,35 \cdot \left(\frac{a}{t}\right)^2\right) \cdot (1 - \sin \varphi)^2 \quad \text{für } \frac{a}{c} \leq 1$$

$$g = 1 + \left(0,1 + 0,35 \cdot \left(\frac{c}{a}\right) \cdot \left(\frac{a}{t}\right)^2\right) \cdot (1 - \sin \varphi)^2 \quad \text{für } \frac{a}{c} > 1. \quad (2.43)$$

Für die Beziehungen der Faktoren  $f_\varphi$  und  $f_w$  gelten die Gleichungen (2.35) und (2.36). Bei der Anwendung der Gleichungen ist zu beachten, dass neben den Bedingungen  $0 \leq a/c \leq 2$ ,  $a/W < 0,5$  und  $0 \leq \varphi \leq \pi$  auch die Gleichung (2.37) erfüllt sein muss.

## 2.5 Verhalten von Fehlstellen unter Interaktion

In der Regel treten in einem Bauteil nicht nur Einzelfehler sondern eine Vielzahl von Fehlstellen auf, die miteinander in unterschiedlicher Weise in Wechselwirkung stehen können. Zur Berechnung der jeweiligen Spannungsintensitätsfaktoren in der Wechselwirkungszone zwischen den flächig ausgedehnten, kreisförmigen oder elliptischen Fehlstellen liegen jedoch nur eine sehr begrenzte Zahl von Arbeiten vor. Häufig sind für spezielle Fehlerkonfigurationen endlicher Geometrien keine analytischen Beziehungen zur Berechnung der Interaktion vorhanden.

Das Verhalten zweier sich gegenseitig beeinflussender Oberflächenfehler kann nach [43-46] anhand experimenteller Untersuchungen in folgende Bereiche unterteilt werden, siehe Bild 2.15.

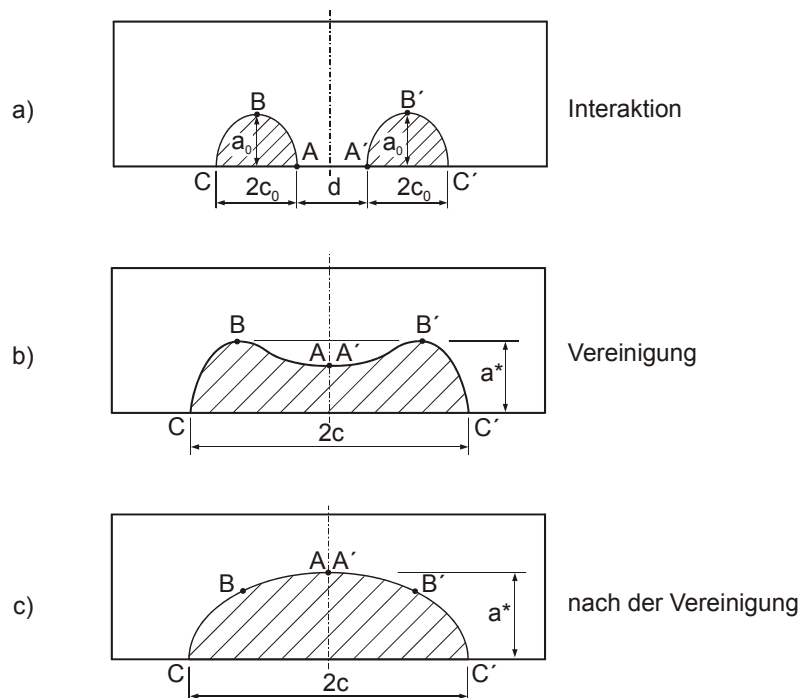


Bild 2.15: Schematische Darstellung des Zusammenwachsens zweier Oberflächenfehler

Der Vorgang des Zusammenwachsens von Fehlstellen kann generell in drei Bereiche unterteilt werden: der Phase der Interaktion (a), der Phase der Vereinigung (b) und der Phase nach der Vereinigung (c). Die Phase der Interaktion bedeutet das Wachstum beider Fehler und ihrer gegenseitigen Beeinflussung. In der Phase der Vereinigung wachsen beide Fehler zu einem zusammen. Als letzte Phase wächst der zusammengewachsene Fehler als ein Einzelfehler weiter.

In [43] wird die Vorgehensweise der numerischen Berechnung von zwei nebeneinanderliegenden halbelliptischen Oberflächenfehlstellen dargestellt und die Ergeb-

nisse aufgezeigt. Dabei wird das Risswachstum mittels des Gesetzes von Paris bestimmt und die neue Position der Rissfront in das FE-Modell eingearbeitet. Es hat sich gezeigt, dass während der Phase der Vereinigung von Fehlstellen das Verhältnis der Spannungsintensitätsfaktoren  $K_{I,max} / K_{I,min}$  sich verändert, siehe Bild 2.16. Dabei entspricht  $K_{I,max} / K_{I,min}$  den Bezugspunkten  $K_{I,(AA')} / K_{I,(BB')}$  aus Bild 2.15.

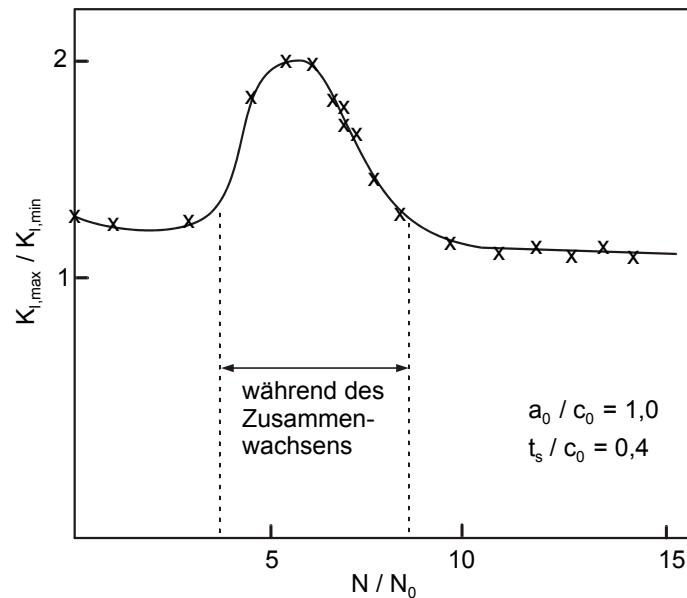


Bild 2.16: Veränderung des Verhältnisses  $K_{I,max} / K_{I,min}$  entlang der Rissfront von zwei nebeneinanderliegenden elliptischen Fehlern während der Phase der Vereinigung

Es wurde festgestellt, dass die Spannungsintensitätsfaktoren entlang der Rissfront auch nach Berührung der beiden Rissspitzen zunehmen. Das Maximum wird während der Vereinigungsphase erreicht, wenn beide Fehlstellen zu einem zusammenwachsen.

In [11] wurde ebenso das Verhalten halbelliptischer Oberflächenfehler unter Zug- bzw. Biegebeanspruchung untersucht. Dabei wurden verschiedene Fehlerkonfigurationen und –abmessungen analysiert und die jeweiligen Spannungsintensitätsfaktoren an charakteristischen Stellen der Fehler bestimmt. Insbesondere im Bereich der Wechselwirkung zwischen den Fehlstellen zeigte sich eine starke Erhöhung der Spannungsintensitätsfaktoren. Eine Aufstellung von analytischen Gleichungen zur Berechnung der Spannungsintensitätsfaktoren von mehreren nebeneinanderliegenden Fehlstellen ist in [41] aufgeführt. In [47] werden zwei bzw. drei nebeneinanderliegende Fehlstellen untersucht und Gleichungen zur Berechnung der Spannungsintensitätsfaktoren sowohl im Bereich der Wechselwirkung als auch an den unbeeinflussten Seiten angegeben. In [48] werden die rechnerischen Ergebnisse an Einzel Fehlern und an drei nebeneinanderliegenden Fehlstellen aufgeführt und mit den ex-

perimentellen Ergebnissen verglichen. Den Effekt des Zusammenwachsens von zwei Fehlstellen wurde in [49] mittels der Monte-Carlo-Simulation nachgerechnet. Dieses Verfahren zur Simulation der Wechselwirkungsmöglichkeiten ist in der Literatur bisher nur vereinzelt zu finden.

Weitere Kriterien zur Beschreibung der Wechselwirkung zwischen benachbarten Fehlstellen sind in [50] aufgeführt. Dabei tritt eine Wechselwirkung zwischen zwei koplanaren und nichtverbundenen Fehlern auf, wenn der Abstand  $d$  zwischen den Fehlstellen kleiner oder gleich der kleineren Achse ( $2a$ ) des größeren Fehlers ist. Diese Bedingung gilt nach [50] auch für mehrere nebeneinanderliegende Fehlstellen. In [51,52] werden verschiedene internationale Standards für verschiedene Fehleranordnungen aufgeführt und verglichen, siehe Tabelle 2.1.

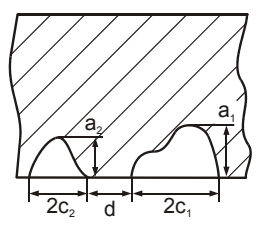
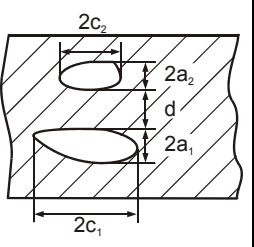
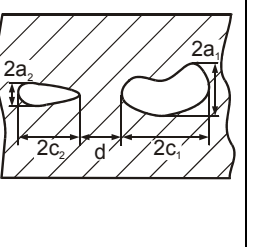
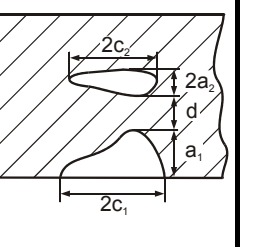
Code				
R6 (BS7910)	$a_1/c_1 > 1$ oder $a_2/c_2 > 1$ :			
	$d \leq 2c_2$	$d \leq a_1 + a_2$	$d \leq 2c_2$	$d \leq a_1 + a_2$
	$a_1/c_1 < 1$ oder $a_2/c_2 < 1$ , $c_2 < c_1$ :			
	$d = 0$	$d \leq a_1 + a_2$	$d = 0$	$d \leq a_1 + a_2$
ASME Sec. XI	$d \leq a_1$ $(a_2 < a_1)$	$d \leq 2a_1$ $(2a_2 < 2a_1)$	$d \leq 2a_1$ $(2a_2 < 2a_1)$	$d \leq a_1$ $(a_2 < 2a_1)$
JSME S NA1-2000	$d \leq a_1$ $(a_2 < a_1)$	$d \leq 2a_1$ $(2a_2 < 2a_1)$	$d \leq 2a_1$ $(2a_2 < 2a_1)$	$d \leq a_1$ $(a_2 < 2a_1)$
WES 2805	$d \leq \eta \cdot c_2^*)$ $(c_2 < c_1)$	$d \leq \eta \cdot a_2^*)$ $(a_2 < a_1)$	$d \leq \eta \cdot c_2^*)$ $(c_2 < c_1)$	$d \leq \eta \cdot a_2^*)$ $(a_2 < a_1)$
API 579	$d \leq c_1 + c_2$	$d \leq a_1 + a_2$	$d \leq c_1 + c_2$	$d \leq a_1 + a_2$
A16	$d < c_1 + c_2$	$d < a_1 + a_2$	$d < c_1 + c_2$	$d < \frac{2a_2 + a_1}{2}$

Tabelle 2.1: Vergleich verschiedener Wechselwirkungskriterien

\*) mit  $\eta = 0,25$  für Ermüdungsrissbeanspruchung,  $\eta = 1,0$  bei Sprödbrechauswertung

Die in Tabelle 2.1 aufgeführten Regeln verwenden für das Kriterium der Wechselwirkung ausschließlich den Abstand  $d$  zwischen den Fehlstellen und die Fehlerabmessungen  $a$  bzw.  $c$ . Hierbei wird wiederum der größere Fehler mit dem Indize 1, der kleinere Fehler mit dem Indize 2 gekennzeichnet.

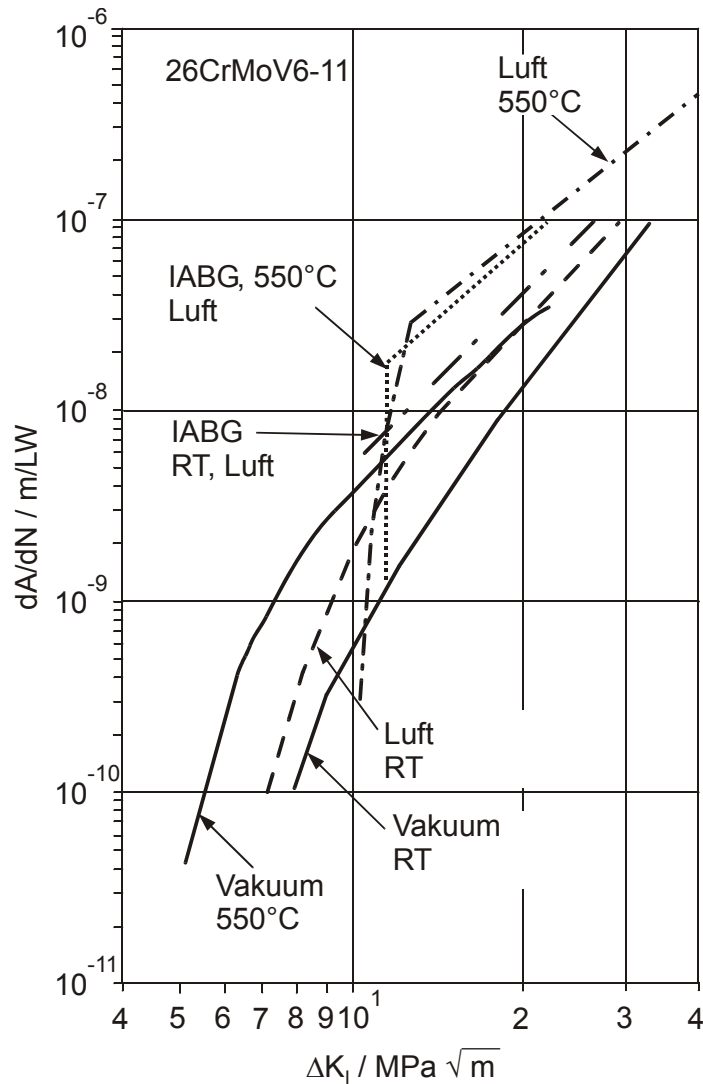
Je nach Fehleranordnung treten in den Regelwerken geringe Unterschiede auf. Während der ASME- und der JSME Standard nur die Fehlertiefe  $a$  mit dem Abstand  $d$  vergleichen, wird bei den anderen Regelwerken in Abhängigkeit von der Anordnung der Fehlstellen sowohl die Fehlertiefe  $a$  als auch die Fehlerbreite  $c$  mit dem Abstand  $d$  verglichen.

## **2.6 Verhalten von Fehlstellen unter Vakuum bzw. Luft**

In einer Reihe von Arbeiten [53, 54] wurde das Rissausbreitungsverhalten an Bruchmechanikproben in unterschiedlichen Umgebungsbedingungen untersucht. Dabei ist die Rissstartkerbe ein künstlicher Fehler, der entweder angeschwungen oder funkenerosiv eingebracht wird, um das Risswachstum gezielt zu untersuchen. Während Versuche unter inerter Atmosphäre (z.B. Vakuum) das Verhalten von Innenfehlern einer Probe widerspiegeln, kann das Verhalten von Oberflächenfehlern durch Versuche unter Luft beschrieben werden.

In den Publikationen [53,54] wurde insbesondere das Verhalten unter inerter (sauerstofffreier) Umgebungsatmosphäre und unter Luft analysiert. Es wurde festgestellt, dass die Rissausbreitungsgeschwindigkeit  $da/dN$  im Bereich der Paris-Geraden bei konstanter Temperatur unter inerter Atmosphäre kleiner als unter Luft ist. Während der Einfluss der Temperatur auf die Rissausbreitungsrate gering ist, tritt eine starke Temperaturabhängigkeit unter Luft auf. Eine Reduzierung der Belastungsfrequenz bewirkt in der Regel eine Beschleunigung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit. Dieser Effekt ist unter inerter Atmosphäre geringer als unter Luft. Als mögliche Ursachen für diese Effekte wurde in [53] unter anderem die Wasserstoffversprödung aus der Anwesenheit von Wasserdampf, die Verzögerung der Rissbildung durch das im Vakuum beobachtete Kaltverschweißen der Rissufer, die Bildung eines geringeren Verformungswiderstandes der Oxidschichten an der Risspitze aufgrund geringerer Bruchzähigkeit sowie die Reduzierung des tragenden Querschnittes durch Oxidbildung aufgeführt. Ein weiterer Unterschied zwischen Luft und inerter Atmosphäre liegt beim Schwellwert der zyklischen Rissausbreitung. Dieser ist sowohl vom Werkstoff, der Beanspruchungstemperatur, -zeit und -frequenz abhängig als auch von dem Spannungsverhältnis  $R$  und dem umgebenden Medium. In [Bild 2.17](#) sind die unterschiedlichen Schwellwerte und die Rissausbreitungskurven für verschiedene Temperaturen und Umgebungsbedingungen dargestellt.





**Bild 2.17:** Vergleich der Risswachstumskurven an Laborluft und Vakuum, Werkstoff 26CrMoV6-11 nach [54]

Dabei ergeben sich für die Versuche unter Laborluft bei 550 °C höhere Schwellwerte als bei den Versuchen in Vakuum. Dieser Unterschied in den Schwellwerten ist bei den Versuchen unter Raumtemperatur zwischen Luft und Vakuum kleiner. In [54] wird dieser Effekt, der auch als oxidinduzierter Risssschließmechanismus bezeichnet wird, auf die Bildung von Korrosionsprodukten im Rissspitzenbereich zurückgeführt die verhindern, dass an der Rissspitze die gesamte Spannungsamplitude wirkt. Das Risswachstum im Bereich der Paris-Geraden ist unter inerter Atmosphäre kleiner als unter Laborluft.

In [2,55] wurde der Einfluss inerter Atmosphäre auf das Rissverhalten warmfester Stähle bei Kriech-, Kriechermüdungs- und Ermüdungsbeanspruchungen an verschiedenen Werkstoffen und Temperaturen untersucht. Zur Erzielung einer sauerstofffreien Umgebung wurden die Versuche mit dem Schutzgas Argon mit 3% Wasserstoff durchgeführt. Für die unter anderem betrachteten 1%Cr-Stähle

(30CrMoNiV4-11/AMA, 17CrMoV5-11/BAR) zeigte sich zwischen den Versuchen bei Luft und Schutzgas kein Unterschied in der Kriechrisseinleitung, während die Ermüdungsrisseinleitung unter Schutzgas und unter Vakuum später erfolgte als unter Luft. Für die Versuche mit Kriechermüdungsbeanspruchungen wurde in den bisherigen experimentellen Untersuchungen mit relativ hohen Beanspruchungen festgestellt, dass die Risseinleitung unter Schutzgas (deutlich) früher als an Luft erfolgte. Wie bei den Beanspruchungen unter Luft, wurde ein halbezeitabhängiger Einfluss auf die Risseinleitung ermittelt. Im Kriechrisssfortschrittsverhalten konnte für die 1%Cr-Stähle kein Unterschied zwischen den in Luft und den unter Schutzgas durchgeführten Versuchen festgestellt werden. In momentan laufenden Arbeiten wird das Risswachstumsverhalten unter Schutzgas noch genauer untersucht. Hingegen ist die Ermüdungsrisssfortschrittsrate unter Schutzgas und unter Vakuum kleiner als bei Luft. Auch bei den Kriechermüdungsbeanspruchungen konnte ein Unterschied im Rissfortschrittsverhalten ermittelt werden. Bei diesen Versuchen ist die Rissfortschrittsrate unter Schutzgas (deutlich) größer als an Luft. Ein geringer halbezeitabhängiger Einfluss auf den Rissfortschritt liegt unter Schutzgas wie unter Luft vor.

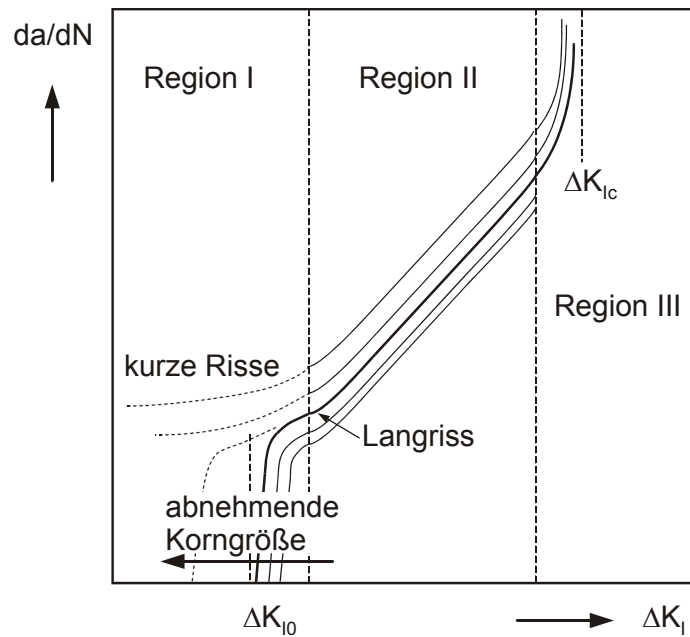
## 2.7 Kurzrisseffekt

Bei sehr kleinen Fehlstellen stößt die linearelastische Bruchmechanik an ihre Gültigkeitsgrenzen. Diese sogenannten kurzen Risse können schon unterhalb des Schwellwertes  $\Delta K_{I0}$  mit deutlich höheren Rissfortschrittsraten wachsen, siehe Bild 2.18. Mit diesem Verhalten ist nach [1,56] bei einer Rissgröße zwischen 1 bis 10 mal der entsprechenden Strukturgröße zu rechnen. Dabei kann als Strukturgröße die Korngröße, die Gleitlänge oder die Einschlussgröße zählen. In Gleichung (2.44) ist  $l_2$  die kritische Risslänge, bei der mit Kurzrisssverhalten zu rechnen ist.

$$l_2 \leq (1 \div 10) \cdot d_{\text{Korn}} \quad (2.44)$$

Im Anhang 2.1 sind exemplarisch für 1%Cr-Stähle verschiedene kritische Risslängen angegeben.

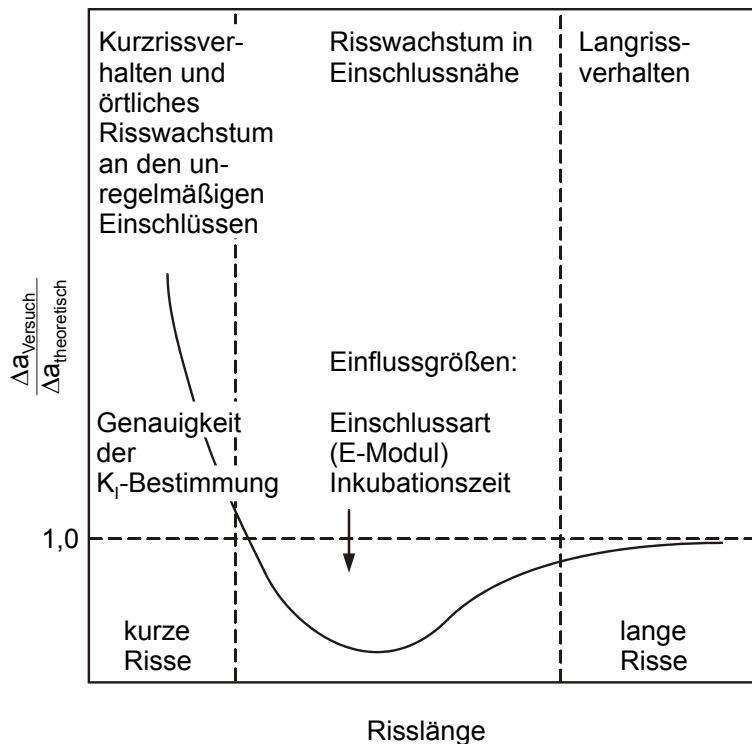
In [57] werden Berechnungsformeln zur Ermittlung der Schwellwerte kleiner Risse angegeben. Hierzu ist je nach Werkstoff eine Ersatzstrukturlänge erforderlich, deren Zusammenhang mittels experimenteller Untersuchungen in [57] an gekerbten Proben ermittelt wurde.



**Bild 2.18:** Vergleich des Ausbreitungsverhaltens kurzer und langer Risse

In der Region I tritt mikrostrukturelles Risswachstum und damit die Ausbreitung kurzer Risse auf. Dabei nimmt die Rissgeschwindigkeit zunächst ab und erreicht ein Minimum, wenn der Riss an die Korngrenze stößt [58]. Nach dem Überwinden der Korngrenze wird er wieder schneller. Ab einer bestimmten Länge mündet der Riss in das stabile Risswachstum des Bereichs II des langen Risses ein. Im Bereich III ist mit instabilem Rissfortschritt zu rechnen.

Ein Vergleich zwischen experimentellen und theoretischen Untersuchungen vom Übergang von Kurzrissen zu Langrissen ist in Bild 2.19 dargestellt [1]. Dabei ist das im Versuch gemessene Risswachstum  $\Delta a_{\text{Versuch}}$  bezogen auf das theoretisch ermittelte Risswachstum  $\Delta a_{\text{theoretisch}}$  über der Risslänge aufgetragen. Die Zeit, die vom Übergang von den Kurzrissen zu den Langrissen benötigt wird, wird als Inkubationszeit bezeichnet.



**Bild 2.19:** Schematische Darstellung des gemessenen und berechneten Risswachstums

In dem mittleren Bereich (Inkubationsbereich) sind nach [1] Wechselwirkungseffekte zwischen der Matrix und den nichtmetallischen Einschlüssen dominierend.

Als wesentliche Ursachen für das unterschiedliche Verhalten von kurzen und langen Rissen kann das unterschiedliche Rissöffnungsverhalten bzw. Riss-schließverhalten (Verhältnis Riss-spitzengeometrie / Fehlergröße) im Vergleich zu großen Fehlern angeführt werden [59]. Infolge der Duktilität des Werkstoffs beim Riss-schließen ergeben sich an der Riss-spitze inelastische Verformungen, die Druckspannungen hervorrufen und die der äußeren Belastung entgegenwirken. Eine weitere Ursache des Kurzriss-verhaltens ist nach [47,59, 60, 61] der Einfluss der Plastizität, der insbesondere bei der hohen Beanspruchung von 90% der (Ersatz-) Streckgrenze auftritt. Wenn die Risse in der Größenordnung der Gefügebestandteile sind, muss aufgrund der Beeinflussung der Risse durch Korn- und Phasengrenzen, der Orientierung der Körner und der Einschlüsse mit einer größeren Rissgeschwindigkeit gerechnet werden.

### 3. Ergänzende Auswertungen von Proben aus dem Vorhaben „Fehlstelleneinfluss II“

In [1] wurden zahlreiche glatte, fehlerbehaftete Proben mit einem Schaftdurchmesser von 30 mm unter einachsiger Beanspruchung geprüft. Bei diesen Untersuchungen versagten drei Proben spontan während des Schwingversuchs. Da die Ursache für dieses Versagen in [1,10] nicht geklärt werden konnte, wurde im Rahmen dieser Arbeit ergänzende Untersuchungen und Auswertungen durchgeführt. Die drei Proben stammen von drei verschiedenen Ausschussschmiedestücken, deren chemische Zusammensetzung in Tabelle 3.1 aufgeführt ist (Angaben in Gewichts-%).

Schmiedestück	C	Si	Mn	P	S	Al Ges.
B	0,29	0,23	0,46	0,009	0,014	0,003
D	0,28	0,12	0,22	0,008	0,011	0,015
E	0,26	0,07	0,24	0,008	0,012	0,013
Schmiedestück	Cr	Mo	Ni	V	As	Sn
B	1,15	0,46	1,90	0,10	0,007	0,005
D	1,061	0,43	3,50	0,10	0,014	0,006
E	1,34	0,40	2,05	0,096	0,019	0,006

Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung der Ausschussschmiedestücke B, D und E

Die Schwefelgehalte sind bei allen drei Schmiedestücken hoch, ebenso die Aluminiumgehalte der Schmiedestücke D und E. Diese Werte stehen in Übereinstimmung mit der Fertigungstechnologie, die zur Zeit der Herstellung der Schmiedestücke in den 70iger Jahren vorherrschte. Mit einer derartigen Qualität kann man zum Teil heute noch konfrontiert werden, wenn Schmiedestücke aus Ländern bezogen werden, die noch keine fortschrittliche Erschmelzungstechnologie besitzen.

Daher werden in diesem Kapitel ergänzende Untersuchungen durchgeführt und die Versagensvorgänge der einzelnen Proben beschrieben.

#### 3.1 Auswertung der B3-Probe

Die Probe B3 wurde aus einer Ausschusswelle (Werkstoff 28NiCrMoV7-4) gefertigt. Charakteristisch für diese Welle sind eine Vielzahl von Einzel- und nicht auflösbaren Gruppenanzeigen bis zu einem KSR von 3 mm, eine nicht ausreichende Verschmie-

ung und eine niedrige Brucheinschnürung bis auf einen kleinsten Wert von 19%. Die Probe B3 wurde im Zugschwellversuch ( $R=0,1$ ) bei Raumtemperatur mit  $\sigma_0 = 560$  MPa beansprucht, bis sie nach 5616 Lastwechseln spontan versagte. Die Bruchfläche ist etwa  $30^\circ$  gegenüber der Längsachse geneigt und weist eine stark zerklüftete Oberfläche auf (Merkmale eines „Holzfaserbruches“). In Bild 3.1a ist die Bruchoberfläche der Probe B3 sowie in Bild 3.1b eine schematische Einteilung der Probe in signifikante Bereiche dargestellt.

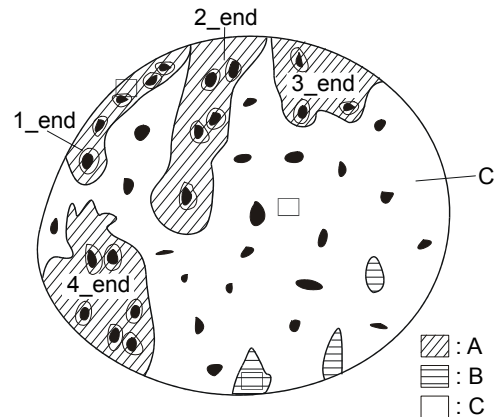
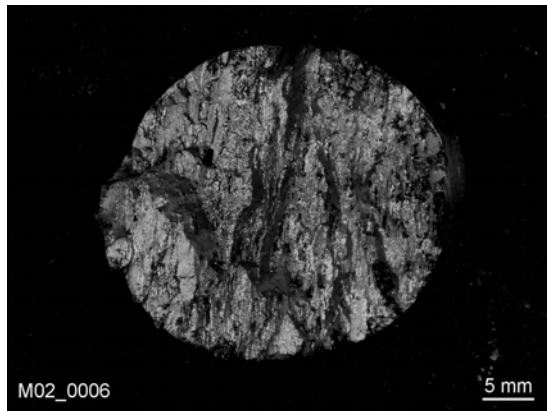


Bild 3.1a/b: Übersicht der Bruchfläche B3 und schematische Einteilung der Probe  
Bereich A: duktiler Bereich, Fehlstellen mit Risswachstum  
Bereich B: spröder Bereich  
Bereich C: Restbruch mit duktiler Wabenstruktur und einer Vielzahl von Mikrolunkern

Die Bereiche A sind hinsichtlich der Untersuchung von Fehlstellen mit Risswachstum von besonderem Interesse. Diese Bereiche sind durch Schwingbruchflächen mit kleinen MnS-Einschlüssen gekennzeichnet. Die lokalen Fehlstellen weisen hier in der Regel örtliches Risswachstum auf. Bild 3.2 zeigt das typische Fehlstellenverhalten in diesem Bereich mit der Bezeichnung der einzelnen Fehlstellen.

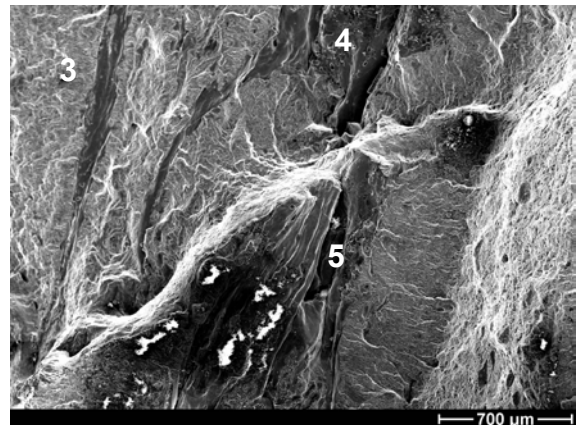
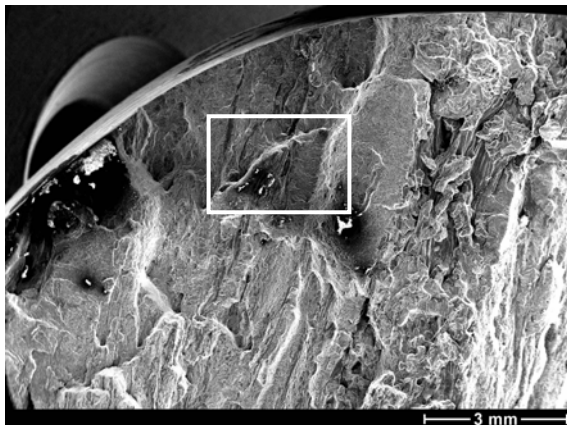


Bild 3.2: Bereich mit vorwiegend Schwingbruchanteilen (A), Probe B3

Die genaue Ausplanimetrierung der Fehlstellen der Bereiche A, vgl. Bild 3.2 ergeben Fehlerflächen zwischen  $0,112 \text{ mm}^2$  und  $0,668 \text{ mm}^2$ . Eine übersichtliche Darstellung der damit verbundenen Spannungsintensitätsfaktoren ist in Tabelle 3.2 für die Ausgangsfehlstellen, in Tabelle 3.3 für die Endabmessungen der Fehler dargestellt. Dabei werden jeweils drei Spannungsintensitätsfaktoren für  $\Delta K_{li}$  und  $\Delta K_{le}$  berechnet.  $\Delta K_{li,brutto}$  bezieht sich auf die gesamte Bruchfläche,  $\Delta K_{li,netto}$  bezieht sich auf die gesamte Bruchfläche abzüglich der Fläche der Fehlstelle und  $\Delta K_{li,netto-Summe}$  bezieht sich auf die gesamte Bruchfläche abzüglich aller Fehlstellenflächen, siehe Bild 3.3. Diese Fehlergrößen sind für den gesamten Bereich A repräsentativ.

Nr.	Typ	$a_i$ / m/10 <sup>3</sup>	$c_i$ / m/10 <sup>3</sup>	$\Delta K_{li,brutto}$ /MPa√m	$\Delta K_{li,netto}$ /MPa√m	$\Delta K_{li,netto-Summe}$ /MPa√m
3	I	0,05104	0,7	6,32	6,32	6,34
4	I	0,2596	0,8077	13,00	13,02	13,04
5	I	0,2915	0,729	13,26	13,28	13,30

Tabelle 3.2: Ausgangsabmessungen der Fehlstellen, Probe B3, Bereich A  
Typ I: Innenfehler

Nr.	Typ	$a_e$ / m/10 <sup>3</sup>	$c_e$ / m/10 <sup>3</sup>	$\Delta K_{le,brutto}$ /MPa√m	$\Delta K_{le,netto}$ /MPa√m	$\Delta K_{le,netto-Summe}$ /MPa√m
3	I	0,175	0,7802	11,14	11,15	12,68
4	I	0,5192	1,3269	17,78	17,83	20,22
5	I	0,8165	*)			

Tabelle 3.3: Endabmessungen der Fehlstellen, Probe B3, Bereich A  
Typ I: Innenfehler

\*) : Endfehler in c-Richtung nicht ausmessbar (Ebene weggebrochen)

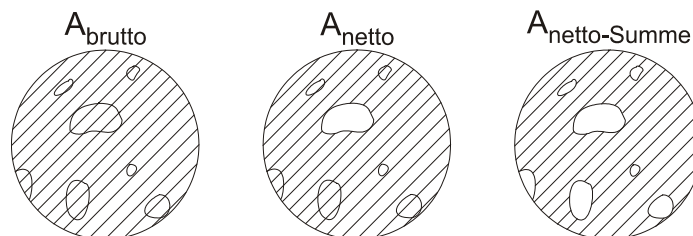


Bild 3.3: Schematische Darstellung der Flächen  $A_{brutto}$ ,  $A_{netto}$  und  $A_{netto-Summe}$

Auffällig ist, dass kein wesentlicher Unterschied zwischen den Spannungsintensitätsfaktoren  $\Delta K_{li,brutto}$  und  $\Delta K_{li,netto}$  existiert. Dies ist auf die kleine Fehlerfläche zurückführbar. Während der Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K_{li,netto-Summe}$  der Aus-

gangsabmessungen im Vergleich zu den anderen beiden gleich ist, ist ein etwas größerer Unterschied bei den Endabmessungen erkennbar. Ursache hierfür ist die größere zu berücksichtigende Fehlerfläche nach dem Fehlerwachstum.

Ein Vergleich zwischen den im Rasterelektronenmikroskop bestimmten Risswachstumsraten und den nach dem Gesetz von Paris bestimmten Risswachstumsraten ist in Bild 3.4 dargestellt. Dabei werden die Konstanten C und m des Paris-Gesetzes von dem Werkstoff (28NiCrMoV7-4) mit  $C = 3,94 \cdot 10^{-12} \text{ mm/LW}$  und  $m = 3,2$  (Werte von Versuchen an Luft ermittelt,  $\Delta K_{I,i}$  in  $\text{N/mm}^{3/2}$ ) aus [1] verwendet.

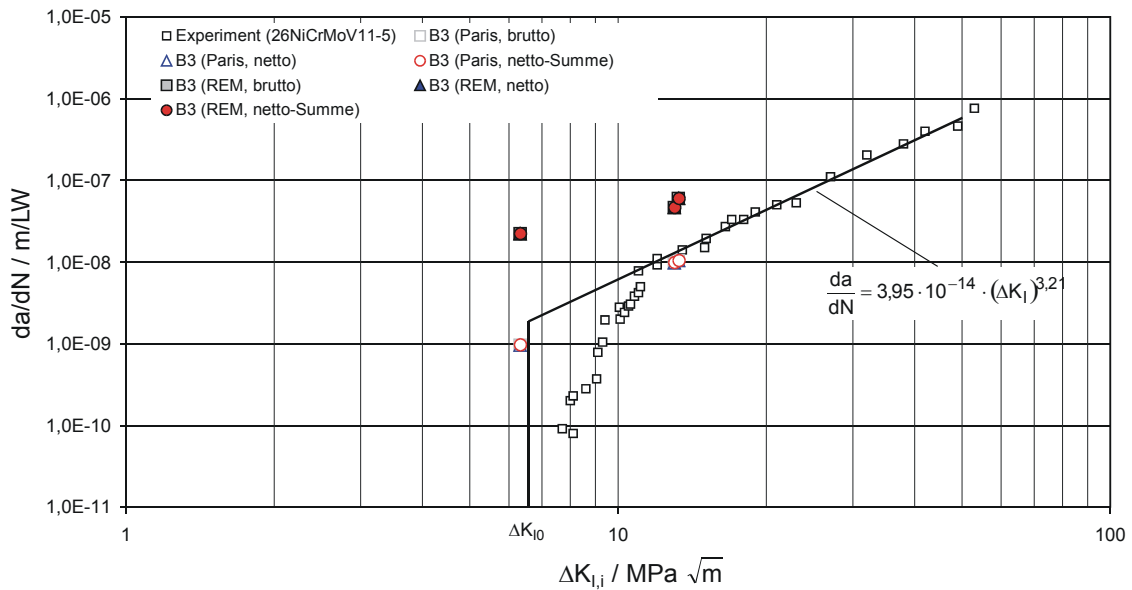


Bild 3.4: Vergleich der Risswachstumsraten, Probe B3, Werkstoff 28NiCrMoV7-4

In diesem Bild ist der geringe Unterschied zwischen den unterschiedlichen Spannungsintensitäten ersichtlich. Dabei liegen die Risswachstumsraten für  $\Delta K_{I,i,brutto}$ ,  $\Delta K_{I,i,netto}$  und  $\Delta K_{I,i,netto-Summe}$  aufeinander. Die im Rasterelektronenmikroskop bestimmten Risswachstumsraten pro Lastwechsel sind jedoch etwas größer als die mittels dem Gesetz von Paris bestimmten Risswachstumsraten pro Lastwechsel. Ein signifikanter Unterschied der Risswachstumsraten von Innen- und Oberflächenfehlern ist nach bisherigen Erkenntnissen bei Raumtemperatur nicht zu erwarten, vgl. Kapitel 2.6. Jedoch werden oberflächennahe Fehlstellen wegen der höheren Spannungsintensitäten eher zu wachsen beginnen.

Die Endfehlergröße der zusammengewachsenen Fehlstellen besitzt die in Bild 3.1b dargestellte schräg schraffierte Form. In Tabelle 3.4 sind die ausplanimetrierten Endfehlergrößen mit den berechneten Spannungsintensitätsfaktoren eingetragen. Der Anteil der Fehlerfläche bezogen auf die gesamte Bruchfläche beträgt 27,8%.



Bereich	Typ	$a_e$ / m/10 <sup>3</sup>	$c_e$ / m/10 <sup>3</sup>	$\Delta K_{Ie,brutto}$ / MPa $\sqrt{m}$	$\Delta K_{Ie,netto}$ / MPa $\sqrt{m}$	$\Delta K_{Ie,netto-Summe}$ / MPa $\sqrt{m}$
1_end	III	2,38	7,145	43,41	45,06	60,16
2_end	III	14,76	1,905	42,59	45,32	59,02
3_end	III	7,14	4,525	53,01	56,97	73,46
4_end	III	8,095	6,43	59,20	66,67	82,05

Tabelle 3.4: Endabmessungen der zusammengewachsenen Fehlerbereiche, siehe Bild 3.1b,  $K_{Ic,RT} = 46 \text{ MPa}\sqrt{m}$  (unterer Grenzwert nach [62])  
Typ III: Oberflächenfehler

Bei der Berechnung der Endfehlergrößen ist wiederum der relativ kleine Unterschied zwischen den Spannungsintensitätsfaktoren  $\Delta K_{Ie,brutto}$  und  $\Delta K_{Ie,netto}$  erkennbar. Im Vergleich zu  $\Delta K_{Ie,netto-Summe}$  ist dieser jedoch größer. Der Grund hierfür liegt in der größeren Gesamtfehlerfläche, die zu einer Reduzierung der Nettofläche und damit zu einer Erhöhung der Spannung bzw. des Spannungsintensitätsfaktors führt.

Die Spannungsintensitätsfaktoren der zusammengewachsenen Fehlstellen in den Bereichen A sind teilweise größer als die Mindestbruchzähigkeit des Werkstofftyps bei Raumtemperatur ( $K_{Ic,RT} = 46 \text{ MPa}\sqrt{m}$ ). Als Ursache für das Versagen der Probe sind daher die zusammengewachsenen Fehlstellenbereiche in A anzusehen, deren Spannungsintensitätsfaktoren zu einer deutlichen Überschreitung der kritischen Mindestbruchzähigkeit geführt haben.

In Tabelle 3.5 ist ein Vergleich der einzelnen Nennspannungen mit der Ersatzstreckgrenze  $R_{p0,2}$  und der Zugfestigkeit für die zusammengewachsenen Bereiche dargestellt.

Bereich	Typ	$\sigma_{brutto}$ /MPa	$\sigma_{netto}$ /MPa	$\sigma_{netto-Summe}$ /MPa	$R_{p0,2}$ /MPa	$R_m$ /MPa
1_end	III		523			
2_end	III		536			
3_end	III	504	542	698	708-750	804-877
4_end	III		567			

Tabelle 3.5: Vergleich der Nennspannungen mit der Ersatzstreckgrenze  $R_{p0,2}$   
Typ III: Oberflächenfehler

Dabei zeigt sich, dass die Nennspannung  $\sigma_{netto-Summe}$  der zusammengewachsenen Fehlstellenbereiche A nahe der Ersatzstreckgrenze  $R_{p0,2}$  liegen. Lokales Fließen kommt daher als Versagensursache auch in Betracht.

Die Bereiche B aus Bild 3.1b weisen vereinzelt Sprödbbruchanteile auf. Ein typischer Ausschnitt ist in Bild 3.5 dargestellt. Die Flächen der Sprödbbruchanteile liegen zwischen  $5,6 \text{ mm}^2$  und  $7,9 \text{ mm}^2$ . Der prozentuale Anteil der Sprödbbruchflächen beträgt etwa 2,8%.

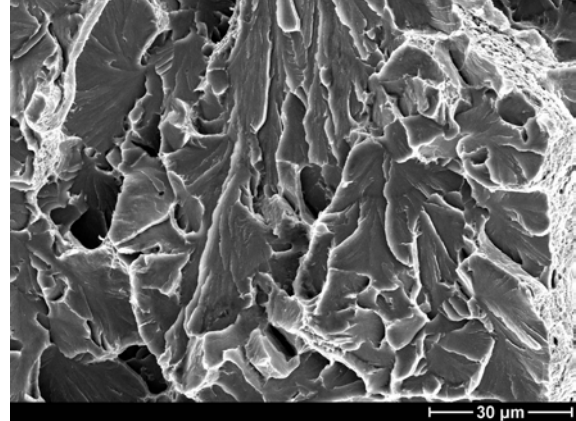
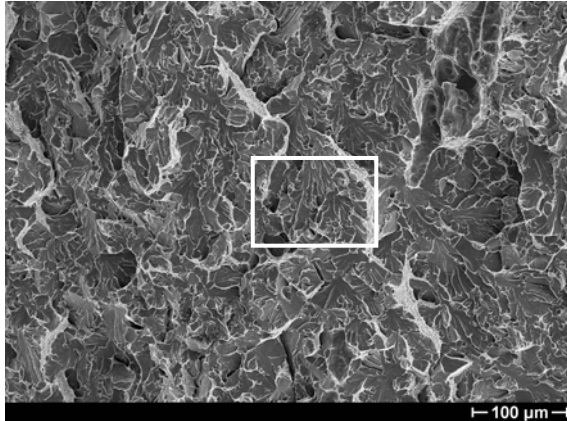


Bild 3.5: Bereich B mit Sprödbbruchanteilen, Probe B3

Die restliche Bruchfläche (Bereiche C) ist mit Lunkern durchsetzt, die kein örtliches Risswachstum aufweisen, siehe Bild 3.6. Die Halbachsen der Fehlstellen liegen zwischen  $2c = 0,053 \text{ mm}$  und  $2c = 0,324 \text{ mm}$ .

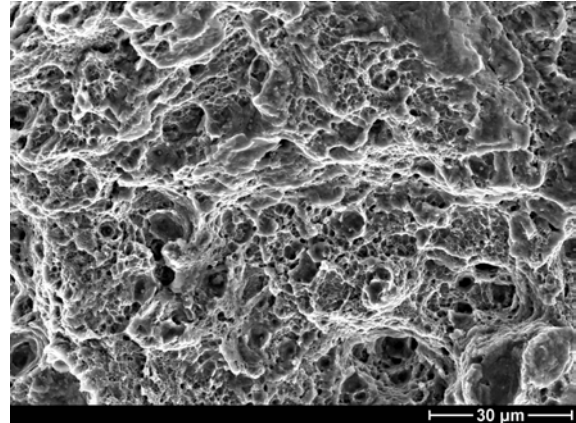
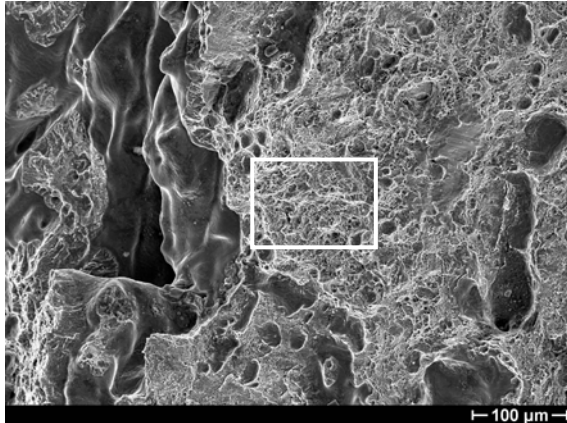


Bild 3.6: Bereich C (zäher Gewaltbruch), Probe B3

Aus diesen Ergebnissen kann der Versagensablauf der Probe B3 folgendermaßen beschrieben werden:

In der Probe entstanden zunächst örtliche Rissausbreitungen an den vereinzelt auftretenden MnS-Einschlüssen der Bereiche A. Dabei müssen sich die in der Nähe der Oberfläche liegenden Fehlstellen infolge der höheren Spannungsintensitäten zu „rund-sichelförmigen“ Gebieten (Bereiche 1\_end - 4\_end, siehe Bild 3.1b) ausgebreitet haben. Diese Gebiete sind so lange gewachsen, bis die Spannungsintensitäten dieser Bereiche die Mindestbruchzähigkeit des Werkstoffs  $K_{Ic} = 46 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  im

kleineren Restquerschnitt überschritt. Gleichzeitig hat sich die Nennspannung der Streckgrenze genähert, so dass es lokal (Rissspitzen) zu starken Fließen kam. Die Bruchnennspannung liegt bei ca. 83% der Zugfestigkeit und bei ca. 96% der  $R_{p0,2}$ -Grenze des fehlerfreien Stahles. Bei dieser Berechnung sind die zahlreichen Mikrolunker, die auch zu einer weiteren Reduktion der Restbruchfläche führen, nicht berücksichtigt. Zusätzlich wurde die restliche Probenfläche durch die örtlichen MnS-Einschlüsse im Bereich C weiter geschwächt. Die Kombination aus dem Zusammenwachsen der Fehlstellen im Bereich A mit vorwiegend Schwingbruchanteilen und den örtlichen Fehlstellen (C) führte nach 5616 Lastwechseln zum Versagen der Probe durch einen „Holzfaserbruch“. Mit diesen Bruchmerkmalen ist der spontane Bruch der Probe B3 während des Schwingversuchs nachvollziehbar. In größeren Bauteilen käme es zu keiner bzw. nur zu einer geringfügigen Erhöhung der Nennspannung, die Spannungsintensität  $K_I$  bliebe also niedriger, nämlich unter  $K_{Ie,brutto}$ .

### 3.2 Auswertung der 1D3-Probe

Die Probe 1D3 wurde einer Ausschussscheibe (Schmiedestück D) aus dem Werkstoff 28NiCrMoV14-5 entnommen. Die zum Ausschuss geführten Ultraschallanzeigen waren Einzel- und auflösbare Gruppenanzeigen mit einer maximalen Echohöhe von 4 mm KSR. Wie in Tabelle 3.1 dargestellt, weist das Schmiedestück D hohe S- und Al-Gehalte auf. Die Probe 1D3 wurde im Zugschwellversuch ( $R = 0,1$ ) bei Raumtemperatur mit 770 MPa beansprucht, bis sie nach 10380 Lastwechseln spontan versagte. Bild 3.7 zeigt die Bruchfläche der Probe.

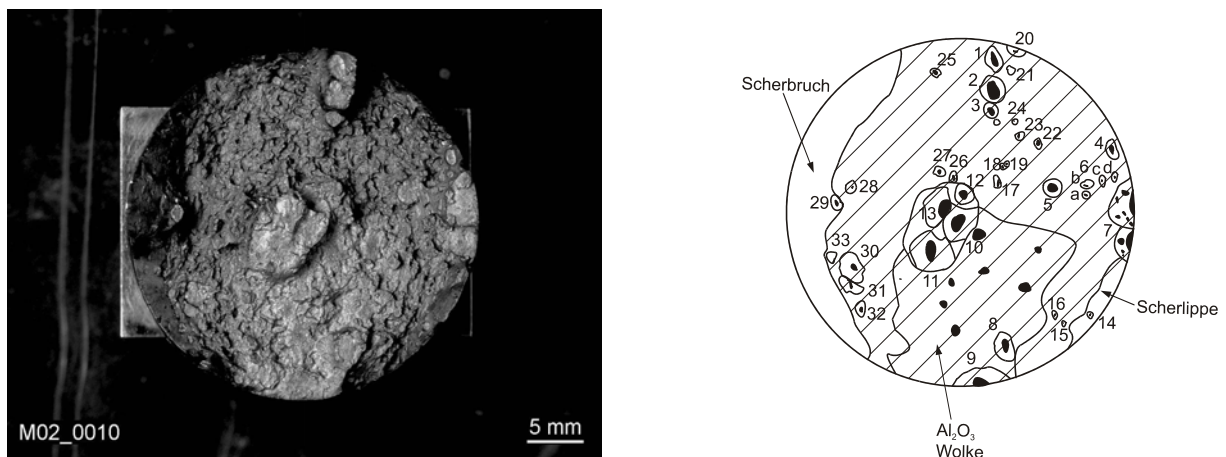


Bild 3.7: Übersichtsaufnahme der Probe 1D3, Werkstoff: 28NiCrMoV14-5

Auf der Bruchfläche konnten insgesamt 33 Fehlstellen aus  $Al_2O_3$ -Einschlüssen bestimmt werden. Im Anhang 3.1 und Anhang 3.2 sind die ermittelten Ausgangs- bzw. Endfehlergrößen und die nach Murakami berechneten Spannungsintensitätsfaktoren eingetragen. Wiederum wurden die drei Spannungsintensitätsfaktoren  $\Delta K_{Ii,brutto}$ ,  $\Delta K_{Ii,netto}$  und  $\Delta K_{Ii,netto}$ -Summe bestimmt. Dabei liegen die Spannungsintensitäts-

faktoren der Ausgangsfehlstellen relativ eng beieinander, während sie bei den Endkonfigurationen etwas stärker abweichen. Je größer der Spannungsintensitätsfaktor ist, desto größer wird die Differenz zwischen  $\Delta K_{I_i, netto}$  und  $\Delta K_{I_i, netto-Summe}$ .

Eine anschauliche Darstellung der experimentell ermittelten und der nach Paris berechneten Risswachstumsraten der Probe 1D3 zeigt Bild 3.8. Dabei wurden die Rissausbreitungen pro Lastwechsel über den Ausgangsspannungsintensitätsfaktoren aufgetragen. Die für diesen Werkstoff gültigen Konstanten  $C = 4,2 \cdot 10^{-14}$  mm/LW und  $m = 3,19$  wurden aus [1] verwendet ( $\Delta K_I$  in  $N/mm^{3/2}$ ).

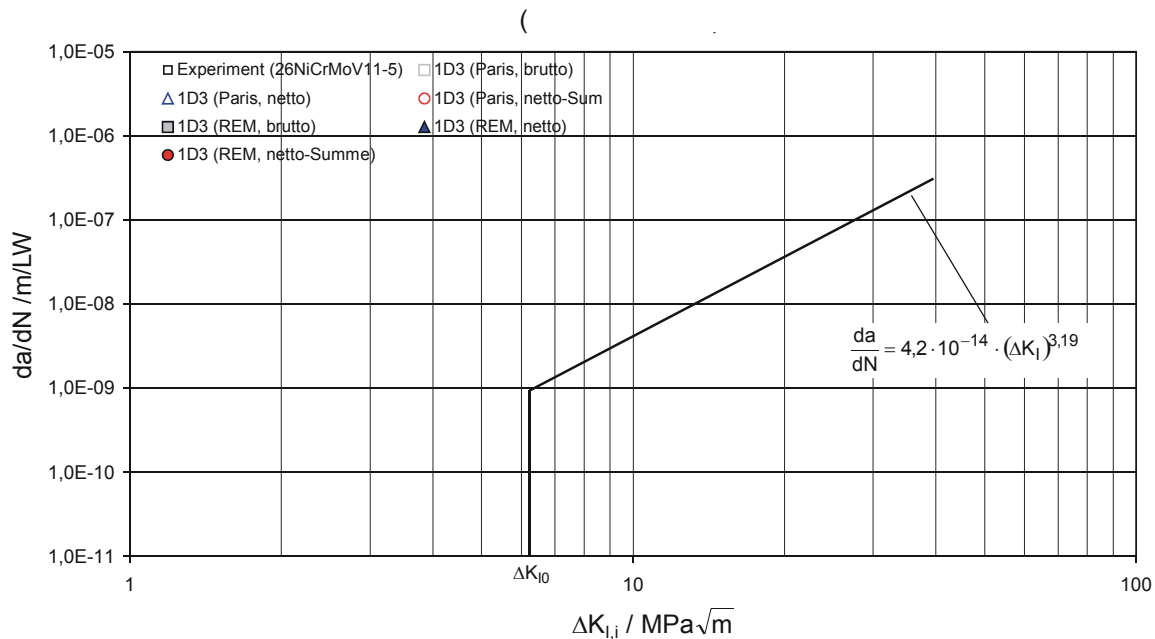


Bild 3.8: Risswachstumskurve, Probe 1D3, Werkstoff: 28NiCrMoV14-5

Es zeigt sich, dass die im Rasterelektronenmikroskop bestimmten Risswachstumsraten im Bereich der nach dem Gesetz von Paris berechneten Rissausbreitungen liegen. Dabei ist auffällig, dass bei höheren Spannungsintensitäten die im REM bestimmten Werte zum Teil unterhalb der mit Hilfe des Paris-Gesetzes bestimmten liegen, bei kleinen Spannungsintensitätsfaktoren tendentiell etwas oberhalb. In diesem Bild wird der etwas größere Unterschied zwischen den Spannungsintensitätsfaktoren  $\Delta K_{I_i, brutto}$ ,  $\Delta K_{I_i, netto}$  und  $\Delta K_{I_i, netto-Summe}$  deutlich.

Ein Vergleich der Spannungsintensitätsfaktoren mit der Mindestbruchzähigkeit eines aus der Literatur [62] verwendeten Werkstoffs ( $K_{Ic} = (120 \div 133) MPa\sqrt{m}$ ) zeigt, dass die in Tabelle 3.6 berechneten Spannungsintensitätsfaktoren unterhalb der Mindestbruchzähigkeit liegen. Auch ist hier der Spannungsintensitätsfaktor der zusammengewachsenen Fehlstelle aus den Einzelfehlern 10,11 und 13 deutlich kleiner als die Mindestbruchzähigkeit. Dies liegt daran, dass der aus der Literatur entnommene

Wert nicht den  $K_{Ic}$ -Wert des mit  $Al_2O_3$ -Wolken verunreinigten Werkstoffs entspricht.

Fehler	Typ	$a_e$ /m/10 <sup>3</sup>	$c_e$ /m/10 <sup>3</sup>	$\Delta K_{Ie,brutto}$ /MPa $\sqrt{m}$	$\Delta K_{Ie,netto}$ /MPa $\sqrt{m}$	$\Delta K_{Ie,netto-Summe}$ /MPa $\sqrt{m}$	$K_{Ic,RT}$ /MPa $\sqrt{m}$
10, 11, 13	I	3,2	5,0	53,62	58,04	66,41	120-133

Tabelle 3.6: Spannungsintensitätsfaktoren der zusammengewachsenen Fehlstelle in der Probe 1D3  
Typ I: Innenfehler

Der Vergleich der Nennspannungen mit der Ersatzstreckgrenze  $R_{p0,2}$  ist in Tabelle 3.7 dargestellt. Hieraus ist zwischen der Netto- und Bruttospannung nur ein geringer Unterschied erkennbar, während er im Vergleich zur Spannung  $\sigma_{netto-Summe}$  größer ist. Das Verhältnis zwischen der Ersatzstreckgrenze  $R_{p0,2}$  und der Spannung  $\sigma_{netto-Summe}$  ist lediglich 1,06. Ein Vergleich der einzelnen Spannungen des zusammengewachsenen Fehlers mit der Ersatzstreckgrenze  $R_{p0,2}$  ist in Tabelle 3.8 aufgezeigt. Dabei reduziert sich das Verhältnis ( $R_{p0,2} / \sigma_{netto-Summe}$ ) auf 1,03.

Fehler	Typ	$\sigma_{brutto}$ /MPa	$\sigma_{netto}$ /MPa	$\sigma_{netto-Summe}$ /MPa	$R_{p0,2}$ /MPa	$R_m$ /MPa
2	I	693	695,0	834	884-964	999-1096
7	III		719,7			
8	I		697,8			
9	III		709,7			
10	I		702,5			
11	I		706,5			
13	I		703,6			
20	III		694,7			
30	I		696,2			

Tabelle 3.7: Vergleich der Nennspannungen signifikanter Fehlstellen der Probe 1D3 mit der Ersatzstreckgrenze  $R_{p0,2}$

Fehler	Typ	$\sigma_{\text{brutto}}$ /MPa	$\sigma_{\text{netto}}$ /MPa	$\sigma_{\text{netto-Summe}}$ /MPa	$R_{p0,2}$ /MPa	$R_m$ /MPa
10, 11, 13	I	693	750,1	858	884-964	999-1096

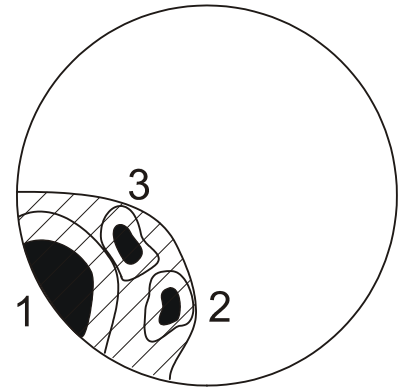
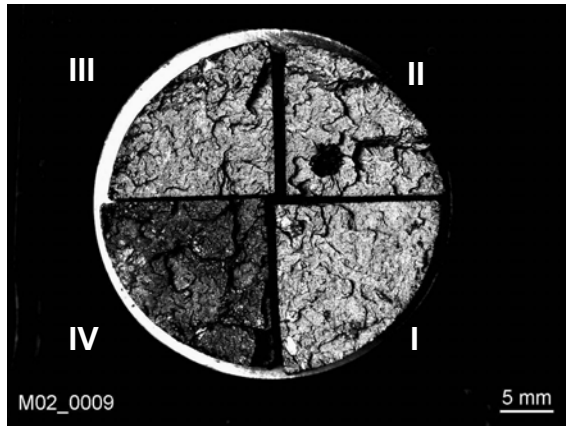
Tabelle 3.8: Vergleich der Nennspannungen des zusammengewachsenen Fehlers in der Probe 1D3 mit der Ersatzstreckgrenze  $R_{p0,2}$

Das Versagen der Probe wurde zunächst durch die lokalen Rissausbreitungen in der Probenmitte und am Probenrand bzw. in Nähe des Probenrandes eingeleitet. Durch eine bis hin zur Oberfläche reichende  $Al_2O_3$ -Wolke neben dem zentralen Fehlerfeld in der Probenmitte wurde das Material zusätzlich geschwächt. Die während des Er-schmelzungsprozesses auftretenden Verunreinigungen (nichtmetallische Ein-schlüsse) verursachten neben der Vielzahl von kleinen Fehlstellen eine weitere Schwächung des Werkstoffs. Dies wird auch durch das kleine Verhältnis zwischen der Ersatzstreckgrenze  $R_{p0,2}$  und der Spannung  $\sigma_{\text{netto-Summe}}$  deutlich. Die Span-nung  $\sigma_{\text{netto-Summe}}$  erreicht nahezu die Ersatzstreckgrenze  $R_{p0,2}$ . Nach 10380 Lastwechseln war der Querschnitt derart geschwächt, dass die Probe spontan durch einen Verformungsbruch ohne makroskopische Einschnürung versagte.

Die Probe war mit  $\sigma_n / R_{p0,2} \approx 0,8$  bereits sehr hoch beansprucht. Durch das beginnende Risswachstum erhöhte sich die Nennspannung weiter, bis es zum Probenbruch im nun kleinen Restquerschnitt kam. Aufgrund dieser Befunde ist auch das frühzeitige Versagen dieser Probe nachvollziehbar. In einem Bauteil tritt diese Nennspannungserhöhung nicht bzw. nur geringfügig auf, so dass dort mit keinem Risswachstum zu rechnen ist.

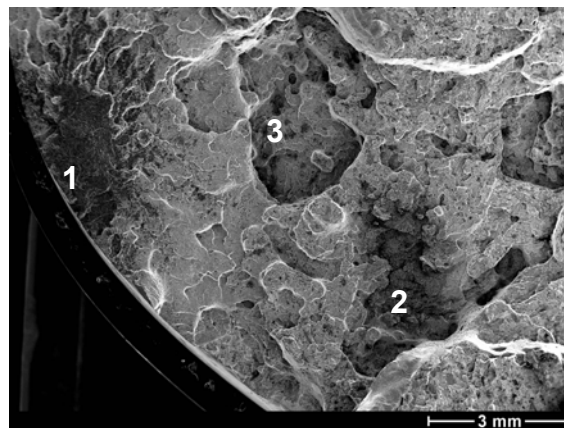
### 3.3 Auswertung der E7-Probe

Die Probe E7 wurde einer Ausschussscheibe (Schmiedestück E) aus dem Werkstoff 26NiCrMo8-5 entnommen, die wie in Tabelle 3.1 ausgewiesen, mit relativ hohen S- und Al-Gehalten erschmolzen wurde. Zum Ausschuss führten Einzelanzeigen bei der Ultraschallprüfung bis max. 4 mm KSR. Die Probe E7 wurde im Zugschwellversuch ( $R = 0,1$ ) bei Raumtemperatur mit 550 MPa beansprucht, bis sie nach 3315 Lastwechseln spontan versagte. Bild 3.9 zeigt die Bruchfläche der Probe sowie eine schematische Darstellung des Hauptfehlergebietes.



**Bild 3.9:** Übersichtsaufnahme der Probe E7

Die drei charakteristischen Fehlstellen der Probe bestehen vorwiegend aus  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Einschlussnestern, siehe Bild 3.10. Fehler 1 ist ein Oberflächenfehler, während Fehler 2 und Fehler 3 als Innenfehler anzusehen sind.



**Bild 3.10:** Bereich der drei Ausgangsfehlstellen

Die Ausplanimetrierung der Fehlstellen ergab die in Tabelle 3.9 und Tabelle 3.10 dargestellten Ausgangs- bzw. Endfehlergrößen. Weiterhin sind in den Tabellen die berechneten Spannungsintensitätsfaktoren  $\Delta K_{I,brutto}$ ,  $\Delta K_{I,netto}$  und  $\Delta K_{I,netto-Summe}$  eingetragen, wobei keine signifikanten Unterschiede zwischen den Spannungsintensitätsfaktoren feststellbar sind.

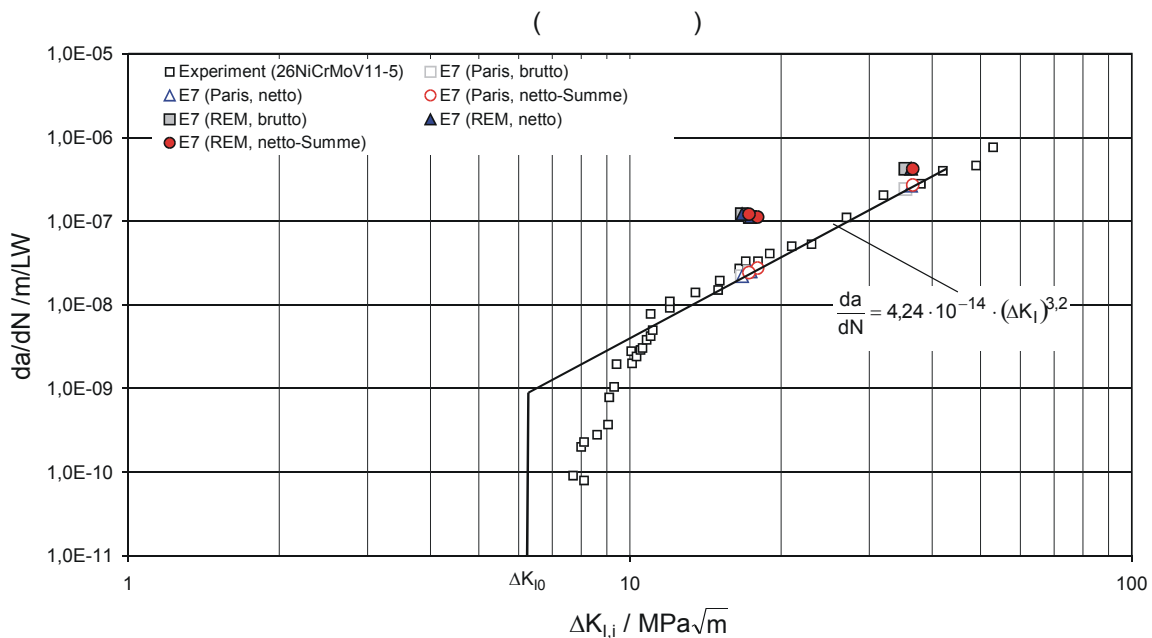
Nr.	Typ	$a_i$ / m / $10^3$	$c_i$ / m / $10^3$	$\Delta K_{I,brutto}$ / $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$	$\Delta K_{I,netto}$ / $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$	$\Delta K_{I,netto-Summe}$ / $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
1	III	2,93	3,62	35,37	36,35	36,59
2	I	0,51	1,32	17,35	17,41	17,95
3	I	0,55	1,03	16,69	16,74	17,27

**Tabelle 3.9:** Ausgangsabmessungen von Fehlstellen in der Probe E7

Nr.	Typ	$a_e$ / m/10 <sup>3</sup>	$c_e$ / m/10 <sup>3</sup>	$\Delta K_{Ie,brutto}$ / MPa $\sqrt{m}$	$\Delta K_{Ie,netto}$ / MPa $\sqrt{m}$	$\Delta K_{Ie,netto-Summe}$ / MPa $\sqrt{m}$
1	III	4,32	5,86	45,18	48,31	49,24
2	I	0,88	2,09	22,40	22,62	24,42
3	I	0,95	1,72	21,73	21,92	23,69

**Tabelle 3.10:** Endabmessungen von Fehlstellen in der Probe E7

In **Bild 3.11** sind die Rissausbreitungen der Einzelfehlstellen pro Lastwechsel über den Ausgangsspannungsintensitätsfaktoren aufgetragen. Dabei ist eine relativ gute Übereinstimmung zwischen den im Rasterelektronenmikroskop bestimmten Rissausbreitungen und den mittels dem Gesetz nach Paris bestimmten Rissausbreitungsarten zu erkennen.



**Bild 3.11:** Risswachstumskurven, Probe E7, Werkstoff: 26NiCrMo8-5

Dabei liegen die nach dem Gesetz von Paris bestimmten Rissausbreitungen bei dieser Probe generell oberhalb der im Rasterelektronenmikroskop ermittelten Rissausbreitungen.

In **Tabelle 3.11** wird die Endfehlergröße der zusammengewachsenen Einzelfehlstellen und die nach [41] berechneten Spannungsintensitätsfaktoren dargestellt. Dabei wird deutlich, dass die Werte unterhalb der aus [62] bestimmten Mindestbruchzähigkeit von  $K_{IC} = 95 \text{ MPa}\sqrt{m}$  liegen. Ähnliches zeigt auch der Vergleich der Spannungsintensitätsfaktoren der Endabmessungen der Einzelfehlstellen mit der Bruchzähigkeit, vergleiche Tabelle 3.10. Dabei wird wie bei der 1D3-Probe deutlich, dass der



aus der Literatur entnommene  $K_{Ic}$ -Wert nicht den  $K_{Ic}$ -Wert des stark verunreinigten Werkstoffs widerspiegelt.

Nr.	Typ	$a_e$ / m/10 <sup>3</sup>	$c_e$ / m/10 <sup>3</sup>	$\Delta K_{Ie,brutto}$ / MPa $\sqrt{m}$	$\Delta K_{Ie,netto}$ / MPa $\sqrt{m}$	$\Delta K_{Ie,netto-Summe}$ / MPa $\sqrt{m}$
1,2,3	III	6,59	8,56	54,64	64,71	64,71

Tabelle 3.11: Zusammengewachsene Fehlstelle in der Probe E7

Die sich in der Probe ergebenden Spannungen sowie die Ersatzstreckgrenze  $R_{p0,2}$  sind in Tabelle 3.12 angeführt. Auch hier zeigt sich, dass die Spannungen deutlich kleiner als die Ersatzstreckgrenze  $R_{p0,2}$  sind. Das Verhältnis zwischen der Ersatzstreckgrenze  $R_{p0,2}$  und der Spannung  $\sigma_{netto-Summe}$  ist etwa 1,33.

Bereich	Typ	$\sigma_{brutto}$ /MPa	$\sigma_{netto}$ /MPa	$\sigma_{netto-Summe}$ /MPa	$R_{p0,2}$ /MPa	$R_m$ /MPa
1	III		529,2			
2	I	495,0	499,7	539,4	699-791	800-881
3	I		499,1			
1,2,3	III	495,0	578,2	578,2	699-791	800-881

Tabelle 3.12: Vergleich der Nennspannungen mit der Ersatzstreckgrenze (Probe E7)

Für das spontane Versagen nach 3315 Lastwechseln sind neben den drei beschriebenen großen Fehlstellen im Quadranten IV, die sich unter der Schwingbeanspruchung zu einer größeren Rissfläche vereinigten und zu einer zusätzlichen Biegespannung führten, die allgemeine Schwächung des Werkstoffs durch die auf der Probe verteilten  $Al_2O_3$ -Einschlüsse maßgebend. Der prozentuale  $Al_2O_3$ -Anteil im ersten Quadranten (vgl. Bild 3.9) beträgt ca. 30 %, im zweiten, dritten und vierten Quadranten beträgt er jeweils etwa 20 %. Aufgrund dieser starken Verunreinigungen wurde die Festigkeit des Werkstoffs herabgesetzt. Durch das Zusammenwachsen der drei Fehlstellen wurde der Querschnitt der Probe zusätzlich geschwächt, so dass die Probe nach 3315 Lastwechseln spontan durch einen Wabenbruch versagte. Die mikrographische Bruchflächenstruktur der Restbruchfläche ist in [10] dargestellt. Unter diesen Gegebenheiten ist auch das frühzeitige Versagen der Probe E7 im Schwingversuch verständlich.

Die Reduzierung der Festigkeit infolge von starken Verunreinigungen an diesem Werkstoff wurde durch weitere Untersuchungen in [1] bestätigt. Aus dem Schmiedestück E wurden in [1] insgesamt 6 Proben mit ähnlichen Fehlstellen entnommen. 5 Proben wurden mit zum Teil höheren Nennbeanspruchungen (bis 600 MPa) bei

Lastwechseln oberhalb von 10000 beendet und bei tiefer Temperatur „aufgebrochen“. Allerdings versagten normale Zugproben bei Raumtemperatur zum Teil mit verminderter Bruchverformung. Auch eine bei Raumtemperatur in [1] zerrissene 30 mm Probe brach bei einer Nennspannung von 750 MPa, d.h. unter der Ersatzstreckgrenze  $R_{p0,2}$ . Die Bruchfläche dieser Probe wies Gebiete mit körnigen  $Al_2O_3$ -Teilchen auf. Die aus dem Blockfuß stammende Scheibe war aufgrund zahlreicher Anzeigen bis KSR 4 Ausschuss und würde auch heute nicht zum Einsatz kommen.