

Beschreibung des Risseinleitungsverhaltens von warmfesten Stählen unter Kriechermüdnungsbeanspruchung

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

vorgelegt von
Dipl.-Ing. Geert Schellenberg, geboren in Cottbus

Hauptberichter:	PD Dr.-Ing. K. Maile
1. Mitberichter:	Prof. Dr.-Ing. U. Gampe
2. Mitberichter:	Prof. Dr.-Ing. E. Roos
Tag der mündlichen Prüfung:	10.05.2002

2002

Staatliche Materialprüfungsanstalt (MPA), Universität Stuttgart

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter der Staatlichen Materialprüfungsanstalt der Universität Stuttgart. Dem Direktor, Prof. Dr.-Ing. E. Roos, danke ich für die Möglichkeit zur Durchführung der Untersuchungen, die Übernahme des Mitberichtes sowie die wohlwollende Förderung.

Bei Herrn Professor Dr.-Ing. U. Gampe, Institut für thermische Energiemaschinen und -anlagen der TU Dresden, bedanke ich mich für die Übernahme der Mitberichterstattung.

Insbesondere möchte ich dem Leiter der Abteilung Werkstoffverhalten, Herrn PD Dr.-Ing. K. Maile für Motivation und fachliche Unterstützung danken.

Weiterhin gilt mein Dank den Mitgliedern der Projektgruppe „Kriechrissverhalten“ der Arbeitsgemeinschaft für warmfeste Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe für die mehrjährige gute Zusammenarbeit. Ihrem Vorsitzenden, Herrn Dr. J. Ewald, sei besonders herzlich für seine stete Bereitschaft zur Diskussion sowie für wesentliche inhaltliche Impulse zum Entstehen dieser Arbeit gedankt.

Der Abteilung Hochtemperaturwerkstoffe des Instituts für Werkstoffkunde der TU Darmstadt, vertreten durch den Leiter Dr.-Ing. J. Granacher sowie die Herren Dr.-Ing. M. Tramer und Dr.-Ing. J. Kostenko danke ich für die mehrjährige Zusammenarbeit und den Gedankenaustausch.

Allen Mitarbeitern der MPA Stuttgart, insbesondere Herrn Dr.-Ing. K. Bothe, danke ich für ihre tatkräftige Mithilfe bei der Durchführung der Untersuchungen.

Der Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschung (AiF) und dem Verein Deutscher Eisenhüttenleute (VDEh) wird für die finanzielle Förderung der Arbeit gedankt. Teilweise ist die vorliegende Arbeit Bestandteil des AiF-Forschungsprogrammes „Rissverhalten typischer warmfester Kraftwerksbaustähle im Kriechermüdungsbereich“.

Ich versichere, dass ich die vorliegende Arbeit selbständig und nur unter Verwendung der angegebenen Hilfen durchgeführt habe.

Stuttgart, im Mai 2002

Inhalt

Formelzeichen und Abkürzungen	4
1 Einleitung	8
2 Stand des Wissens	10
2.1 Kriechrisseinleitung	10
2.2 Ermüdungsrisseinleitung	21
2.3 Kriechermüdungsrisseinleitung	26
2.4 Bewertungsverfahren	28
3 Aufgabenstellung	40
4 Versuchsdurchführung	42
4.1 Versuchswerkstoffe	42
4.2 Zyklisches Festigkeitsverhalten	44
4.3 Zeitstandverhalten	45
4.4 Probenentnahme für Kriechermüdungsrisssversuche	48
4.5 Versuchsdurchführung	49
5 Versuchsergebnisse	51
5.1 Ermüdungsrisseinleitung	51
5.2 Schwellwert für zyklische Rissausbreitung	58
5.3 Kriechrisseinleitung	61
5.4 Kriechermüdungsrisseinleitung	69
6 Diskussion der Versuchsergebnisse	80
6.1 Beschreibung des Risseinleitungsverhaltens	80
6.2 Beispiel für die Bewertung von Gussfehlstellen mit Hilfe des Zwei-Kriterien-Verfahrens	91
6.3 Anwendungsgrenzen des Zwei-Kriterien-Verfahrens für Kriechermüdungsbeanspruchung	97
7 Zusammenfassung	102
Literatur	104
Anhang	114

Formelzeichen

a	(mm)	Gesamtrisslänge
a_0	(mm)	Anfangsrisslänge
a_A	(mm)	größenabhängige Anrisslänge, Definition technischer Anriss
a_R	(mm)	Kriechrisslänge
\dot{a}	(mm/h)	Kriechrissgeschwindigkeit
A		Konstante des Norton'schen Kriechgesetzes
A_U	(%)	Zeitbruchdehnung
A_V	(J)	Kerbschlagarbeit
B	(mm)	Probenbreite
B_N	(mm)	Breite einer seitengekerbten CT-Probe im Kerbquerschnitt; Nettobreite
C		Werkstoffkonstante
C^*	(N/mmh)	Kriechbruchmechanikparameter, zeitabhängiges Wegintegral
C_t	(N/mmh)	Kriechbruchmechanikparameter
$C(t)$	(N/mmh)	Kriechbruchmechanikparameter
$(C_t)_{avg.}$	(N/mmh)	Kriechbruchmechanikparameter
D		Schädigungsanteil
E	(MPa)	Elastizitätsmodul für ESZ
E'	(MPa)	Elastizitätsmodul für EDZ
f	(Hz)	Frequenz
$f(t)$		zeitabhängige Funktion
$f(a/W)$		Geometriefunktion für K_I
F	(N)	Prüfkraft
g		geometrieabhängige Funktion zur Berechnung von C^*
h		geometrieabhängige Funktion zur Berechnung von C^*
J	(J/m ²)	Bruchmechanikparameter J-Integral
K_I	(MPa√m, N/mm ^{3/2})	Spannungsintensitätsfaktor für Rissöffnungsmodus I
$K_{I A}$	(MPa√m, N/mm ^{3/2})	Spannungsintensitätsfaktor für Kriechrisseinleitung
K_t		Formzahl
ΔK	(MPa√m, N/mm ^{3/2})	Schwingbreite der Spannungsintensität
ΔK_{th}	(MPa√m, N/mm ^{3/2})	Schwellwert zyklischer Rissausbreitung
L_W	(mm)	axiale Lage
n		Spannungsexponent des Norton'schen Kriechgesetzes

N		Zykluszahl
P		Prüfkraft, äußere Last in englischsprachiger Literatur
$P_{\bar{0}}$	(%)	Überlebenswahrscheinlichkeit
Q		Aktivierungsenergie
r_c	(mm)	Radius der wechselnd plastisch verformten Zone
r_p	(mm)	Radius der monoton plastisch verformten Zone
r_W	(mm)	radiale Lage
R		allgemeine Gaskonstante
R		Spannungsverhältnis bei zyklischer Beanspruchung
R_K		Risspitzenverhältnis im Zwei-Kriterien-Diagramm, $R_K = K_{I, id} / K_{IA}$
$R_{m, t, \vartheta}$	(MPa)	Zeitstandfestigkeit
R_{mk}	(MPa)	Kerbzeitstandfestigkeit
$R_{p1, t, \vartheta}$	(MPa)	Zeitdehngrenze
R_{σ}		Nennspannungs-(Ligament-)verhältnis im ZKD, $R_{\sigma} = \sigma_{n0} / R_{mt}$
s	(mm)	Wandstärke
t	(h)	Beanspruchungsdauer
t_1	(h)	Übergangszeit zur Gültigkeitsabschätzung
t_A	(h)	Anrissdauer
t_H	(h)	Haltezeit bei F_{max} für Kriechermüdungsrissversuche
t_m, t_{mk}	(h)	Bruchzeit glatte bzw. gekerbte Probe
t_R	(s)	Rampenlaufzeit zwischen F_{min} und F_{max}
t_{Zyk}	(h)	Zykluszeit
T	(K)	absolute Temperatur
T		Streuspanne
T_i		Zugspannungsvektor
u_i		Verschiebungsvektor
\dot{u}_i		Verschiebegeschwindigkeitsvektor
U	(Nm)	Potentielle Energie
v	(mm)	Verschiebung
\dot{v}	(mm/h)	Verschiebungsgeschwindigkeit
V		Risspitzen-/Fernfeld-Beanspruchungsverhältnis
W	(mm)	Probenweite
\tilde{W}	(N/mm ²)	Formänderungsenergie
W^*	(N/mm ² s)	Dehnungsenergiegeschwindigkeitsdichte

Z		Plastifizierungsfaktor
Z _u	(%)	Zeitbrucheinschnürung
α		Werkstoffkonstante
β		Konstante, für EDZ $\beta = 1,455$; für ESZ $\beta = 1,071$
γ		Exponent der Spannungsabhängigkeit für ΔK_{th}
γ_k		Kerbzeitstandfestigkeitsverhältnis
Γ		Integrationsweg
ϵ_p	(%)	bleibende Dehnung
$\dot{\epsilon}_{p\min}$	(s ⁻¹)	minimale Kriechgeschwindigkeit
η		Geometriefunktion
ϑ	(°C)	Prüftemperatur
ν		elastische Querkontraktionszahl
ρ	(mm)	Kerbradius
σ_n, σ_{n0}	(MPa)	Nennspannung
σ_{net}	(MPa)	Nettospannung
σ_{ref}	(MPa)	Referenzspannung
$\sigma_{v\pi\lambda}$	(MPa)	Spannung nach vollplastischer Umlagerung im Ligament
ϖ	(mm)	Breite der plastischen Zone

Indices

0	Anfangswert, bei Versuchsbeginn
I	Rissöffnungsmode I, symmetrische Öffnung der Rissufer unter Zugspannung, Rissverlauf vorwiegend senkrecht zur Zugspannung
A	Anriss
c	Kriechen (creep)
cl	Schließen (closure)
C	kritisch (critic)
D	Schädigung (damage)
eff	Effektivwert
equi	Equivalent
f	Ermüdung (fatigue)
i, j	Zählvariablen
k	Kerbe
K	Kriechbeanspruchung
KE	Kriechermüdungsbeanspruchung
max	Maximalwert
min	Minimalwert
net	Nettowert
op	Open, Öffnen
ref	Referenzspannungs-Konzept (Reference stress)
s	statisch
t	zeitabhängiger Kennwert
t	Gesamt (total)
th	Schwellwert (threshold)
x, y, z	Hauptspannungsrichtungen
y	Fließgrenze (general yield)
zul	zulässig
Z	zyklische Beanspruchung
ϑ	temperaturabhängiger Kennwert

Abkürzungen

AGW	Arbeitsgemeinschaft für Warmfeste Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe im VDEh
ASTM	American Society for Testing and Materials
ASME	American Society of Mechanical Engineers
C	CNT- Probe
CCT	Center Cracked Tension
CNT	Center Notched Tension
COD	Crack Opening Displacement
Cs	CT- Probe mit Seitenkerbe
CT	Compact Tension
D	DENT-Probe
DENT	Double Edge Notched Tension
EDZ	ebener Dehnungszustand
ESZ	ebener Spannungszustand
FE-	Finit- Element-
HRR	Spannungsfeld, bezeichnet nach Hutchinson, Rice und Rosengren
IfWD	Institut für Werkstoffkunde der TU Darmstadt
KBM	Kriechbruchmechanik
kfz	kubisch flächenzentriert
krz	kubisch raumzentriert
KER	Kriechermüdriss
LCF	Low cycle fatigue
MFI	Mannesmann Forschungsinstitut
MPAS	Staatliche Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart
PGB	Persistentes Gleitband
REM	Rasterelektronenmikroskop
RT	Raumtemperatur
S	SENT-Probe
SENT	Single Edge Notched Tension
SEW	Stahl-Eisen-Werkstoffblatt
TEM	Transmissions-Elektronenmikroskop(ie)
VDEh	Verein Deutscher Eisenhüttenleute e.V.
WB	Werkstoffblatt
WZV	Warmzugversuch
zfP	zerstörungsfreie Prüfung
ZKD	Zwei-Kriterien-Diagramm

1 Einleitung

Die Beanspruchung von Hochtemperaturkomponenten im Kraftwerks- und Anlagenbau — z.B. Behälter, Gehäuse, Rohrleitungen, Turbinenwellen — resultierend aus Innen- druck- bzw. Fliehkraft ist während des Betriebes vielfach zeitlich konstant. Bei Rohrleitungen und Druckbehältern können überlagerte variable Zusatzkräfte aus Dehnungsbehinderungen bzw. ungleichmäßiger Temperaturverteilung über dem Querschnitt infolge thermischer Schichtung hinzukommen [1]. Während Anfahrten (Kalt-, Warm- oder Heißstart) oder Last- änderungen ergeben sich vor allem Spannungen aus behinderter Wärmedehnung, verursacht durch Temperaturgradienten, siehe schematisch in Bild 1-1.

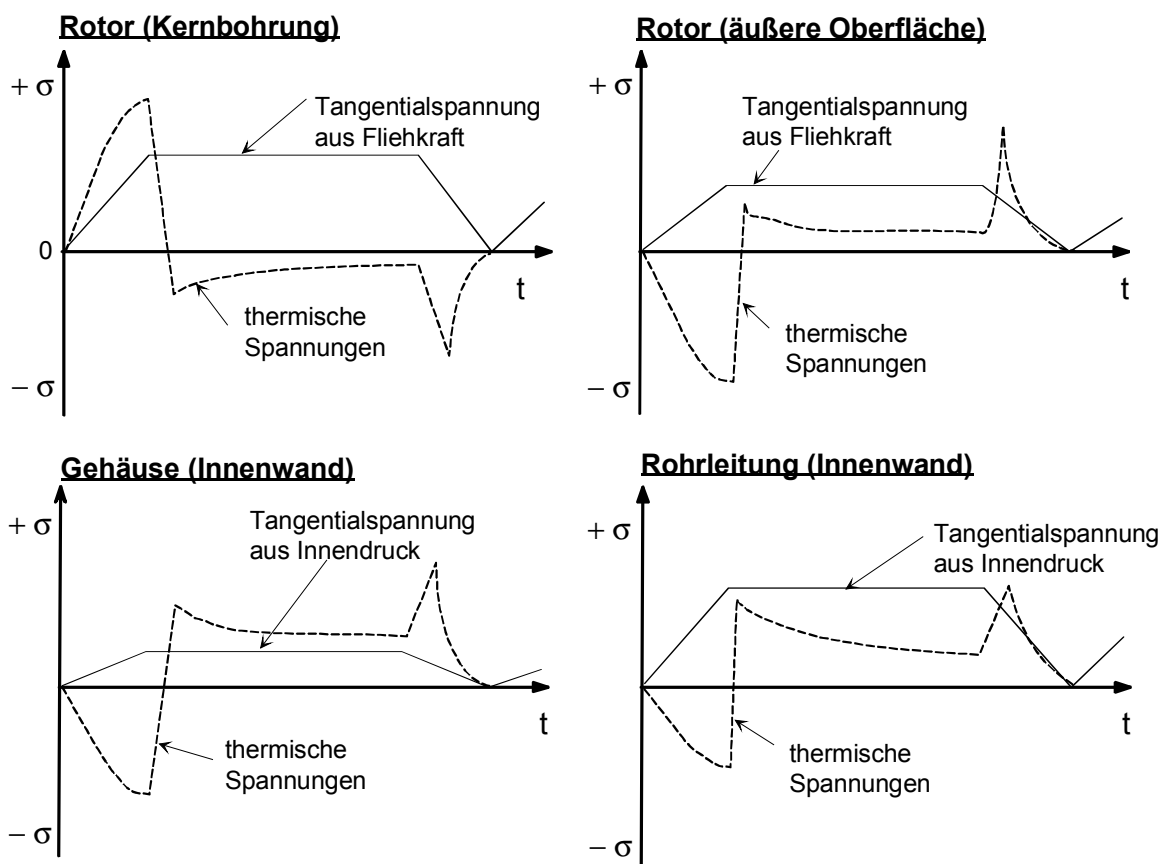


Bild 1-1: Beispiele für die Ausbildung von Primär- und Sekundärspannungen während Belastungszyklen in Dampfturbinenkomponenten, schematisch nach [5]

Die Gesamtbeanspruchung resultiert damit aus einer thermischen Wechselbeanspruchung und einer Kriechbeanspruchung während des stationären Betriebes, und wird als Kriechermüdung bezeichnet. An Spannungskonzentrationsstellen, beispielsweise konstruktiven Kerben wie Scheibenübergängen im Turbinenläufer, Stutzenausschnitten in Behältern und Rohrleitungen oder herstellungsbedingten Fehlstellen in Gehäusen und Schmiedewellen, treten während der betrieblichen Last- und Temperaturänderungen Spannungsspitzen auf,

die zu einer Risseinleitung führen können. Bei hohen Temperaturen und stationären Beanspruchungsanteilen werden diese Spannungsspitzen durch örtliche Kriechprozesse abgebaut, es bilden sich lokal Bereiche mit hoher Schädigungsakkumulation heraus, die ebenfalls anrissgefährdet sind.

Diese systemimmanenten Werkstoffprobleme werden durch äußere ökonomische und gesellschaftliche Faktoren verschärft. Durch zunehmenden Wettbewerb auf dem Strommarkt [4] und verschärfte Umweltaforderungen steigt der ökonomische Zwang zu einer Betriebsweise des Kraftwerksparks, die möglichst optimal an die zeitliche Lastverteilung angepasst ist. Das hat vor allem Auswirkungen auf kleinere Einheiten wie Steinkohlen- oder Gaskraftwerke, die mit Teillastbetrieb und Nachtabschaltungen sehr viel flexibler arbeiten, als u.U. bei der Projektierung vorgesehen. Aber auch Braunkohlenanlagen, mit typischerweise sehr großen Blockabmessungen, werden aus dem Grundlast- in den Mittellastbereich gedrängt. Diese Erhöhung der Zahl der Anfahrvorgänge pro Zeiteinheit (bis zu 600 im Jahr im Spitzenlastbetrieb) führt zu einer überproportionalen Erhöhung des zyklischen Belastungsanteils bei gleichzeitiger Verminderung der statischen Belastungsdauer.

Der Nachweis der Bauteilintegrität erfordert die Ermittlung einer zulässigen Fehlergröße bzw. die Abschätzung eines Abstandes gegenüber Versagen dieser hoch beanspruchten Bauteile. Die Werkstoffforschung zum Kriechermüdigungsrisssverhalten schließt eine Lücke zwischen den seit Jahren etablierten Forschungsgebieten zum statischen bzw. rein zyklischen Hochtemperatur-Rissverhalten. Auf dem dort geschaffenen wissenschaftlichen Fundament werden experimentelle Untersuchungen zunehmend stärker an den realen Betriebsbedingungen ausgerichtet, was die Komplexität der Beanspruchungen und die Versuchsdauer betrifft. Diese Aktivitäten sind weltweit zu erkennen, wie die laufenden bzw. geplanten internationalen Verbundforschungen im Rahmen von VAMAS und HIDA zeigen [2, 3].

2 Stand des Wissens

Als Ausgangspunkt der Beschreibung des Risseinleitungsverhaltens unter Kriechermüdungsbeanspruchungen sollen im Folgenden die zu Grunde liegenden werkstoffmechanischen Schädigungsvorgänge erläutert werden. Dabei wird zuerst hinsichtlich der beiden „Grenzzustände“, einerseits statische Beanspruchung und andererseits zyklische Beanspruchung, unterschieden. Besondere Beachtung erfährt die Rissinitiierung an Spannungskonzentrationsstellen. Ferner werden die wichtigsten Verfahren zur phänomenologischen Beschreibung vorgestellt. Der Abschnitt 2.4 - Bewertungsverfahren enthält einen Überblick über bereits vorhandene internationale Standards und industrielle Anwendungsrichtlinien zur Absicherung betrieblicher Komponenten gegenüber Kriechermüdungsrisseinleitung.

2.1 Kriechrisseinleitung

Im Lebenszyklus von Hochtemperaturbauteilen unter weitgehend statischer Beanspruchung nimmt die Phase der Risseinleitung einen nicht unerheblichen Anteil an der gesamten Lebensdauer ein. Dabei kommt es in der Mikrostruktur des Werkstoffes im Vorfeld der Rissinitiierung zu Kriechschädigungsprozessen. Vereinfacht lassen sich diese Vorgänge für einachsige Beanspruchung nach [1] folgendermaßen darstellen.

Reversible Schädigungsentwicklung:

Der Bereich I des unter Kriechbeanspruchung zu messenden zeitlichen Verformungsverlaufes (Bild 2-1) ist gekennzeichnet durch eine Zunahme der Versetzungsdichte, während sich in der sekundären Kriechphase (Bereich II) ein Gleichgewicht von Ver- und Entfestigungsvorgängen einstellt.

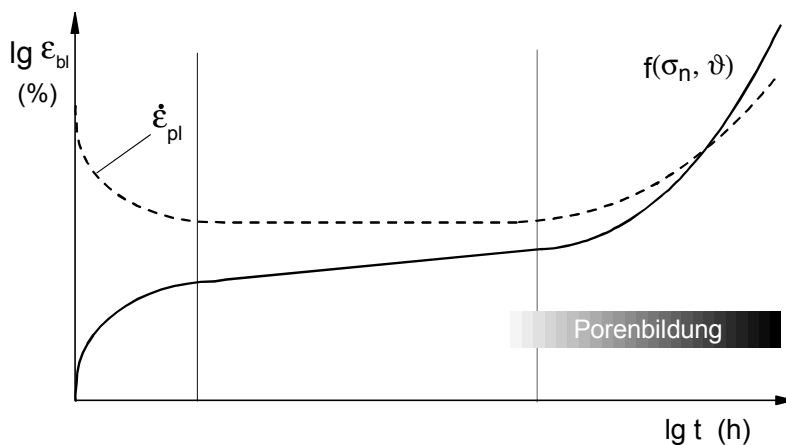


Bild 2-1:
Zeitlicher Verlauf von
Verformung und Verfor-
mungsgeschwindigkeit im
Kriechversuch, schema-
tisch [6]

Damit einher gehen Änderungen in der Subkorngröße und der chemischen Zusammensetzung (Ausscheidung von Legierungsatomen, Bildung von Karbiden mit den Legierungselementen Molybdän, Wolfram und Vanadium, dadurch Verlust der Mischkristallverfestigung) sowie Ordnungsprozesse (beispielsweise Koagulation von feinverteilten Ausscheidungen). Diese Prozesse sind durch eine neuerliche Wärmebehandlung rückgängig zu machen.

Irreversible Schädigungsentwicklung:

Irreversible Kriechschädigung äußert sich durch, zuerst orientierungslose, Kriechporenbildung, vorwiegend auf Korngrenzen bzw. bei niedriger Beanspruchung an größeren Ausscheidungen infolge Versetzungsaufstau. In den warmfesten martensitischen Stählen treten darüberhinaus Poren an den ehemaligen Austenit-Korngrenzen sowie an Subkorn Grenzen auf. Porenbildung und -wachstum sind durch Werkstoff, Temperatur und Beanspruchungshöhe bestimmt. Insbesondere an Korngrenzen mit Vorzugsorientierung gegenüber der angreifenden äußeren Belastung kommt es zur Porenvergrößerung und zur Bildung von Porenketten aus denen sich, unterstützt durch Spannungserhöhung infolge Verringerung des tragenden Querschnittes, Mikrorisse entwickeln. Bei der Betrachtung des Verhaltens an Spannungskonzentrationsstellen ist zu berücksichtigen, dass diesen Prozessen eine Spannungsumlagerung vorgeschaltet ist, bei der ein Teil der geometrisch bedingten Spannungserhöhung durch Versetzungsbewegung, verbunden mit plastischer Formänderung, abgebaut wird.

Die Schädigungsentwicklung stellt somit einen zeitabhängigen Prozess von lokal unterschiedlicher Intensität dar. Das Ereignis Risseinleitung ist jedoch für das gesamte Bauteil zutreffend und verlangt nach einer Quantifizierung. Physikalisch kann unter der Risseinleitung die Vereinigung von Porenketten zu Mikrorissen verstanden werden. Diese Definition ist aus technischer Sicht wenig relevant, da derartige Risslängen nur mit speziellen zerstörungsfreien Prüfverfahren an der Bauteiloberfläche, nicht jedoch im Volumen feststellbar sind.

Deshalb sind Anrisskriterien einzuführen, die von einer konstanten, auch am Bauteil messbaren Risslänge ausgehen (beispielsweise $a_A = 0,5 \text{ mm}$ in [7]). Zur Übertragung von an Proben ermittelten Anrissdaten auf Bauteile hat sich die Festlegung einer technischen Kriechanrisslänge a_A in Abhängigkeit von der Probengröße bewährt [8-11]: $a_A = 0,004 \cdot W$ für CT-Proben bzw. $a_A = 0,01 \cdot W$ für D-Proben. Dieses größenabhängige Kriterium hat gegenüber der Verwendung einer Konstantrisslänge bei der Auswertung kriechbruchmechanischer Untersuchungen folgende Vorteile: das Verhältnis von Anrissdauer zur Gesamtlebensdauer für große und kleine Proben ist näherungsweise konstant, weiterhin ist die Änderung von Ligament-

zu Probengröße ebenfalls in erster Näherung konstant, so dass gleiche Bedingungen für die messtechnische Bestimmung der Risslänge mittels Potentialsondentechnik vorliegen.

Ziel der (Kriech-)Bruchmechanik ist die Beschreibung der Rissinitiierungsdauer t_A sowie der Rissausbreitungsgeschwindigkeit da/dt an konstruktionsbedingten Spannungskonzentrationsstellen (Kerben, Wellenabsätze) oder herstellungsbedingten Fehlstellen in Abhängigkeit von Temperatur, Werkstoff und Beanspruchungshöhe. Dabei lassen sich im Hochtemperaturbereich vor allem zwei, auf unterschiedliche Parameter gegründete Konzepte, unterscheiden:

- ▶ das Spannungsintensitäts-Konzept mit dem Parameter K
- ▶ sowie das C^* -Konzept.

Erstgenanntes **K-Konzept** ist aus der linear-elastischen Bruchmechanik hergeleitet, der Spannungsintensitätsfaktor charakterisiert nach *Irvin* [12] die Intensität eines linear-elastischen Spannungsfeldes unmittelbar vor der Risspitze, in dem die Spannungen entsprechend der Nennspannungstheorie eine mathematische Singularität aufweisen. Die vor dem Innenriss einer zugbeanspruchten Platte unendlicher Ausdehnung wirkende Spannungsintensität wird für den Spezialfall einer Rissöffnung senkrecht zur angreifenden Belastung (Modus I) durch

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi a} \cdot f(a/W) \quad (2-1)$$

beschrieben. Endliche Bauteilabmessungen, Biegespannungen, Geometrie und Plastizität erfordern risslängenabhängige Korrekturfaktoren $f(a/W)$. Im Kriechbereich ist das K_I -Konzept, außer bei Werkstoffen mit extrem geringen Bruchverformungswerten im Zeitstandversuch, im physikalischen Sinn aufgrund der auftretenden zeitabhängigen plastischen Verformungen nicht anwendbar. Da die in die Berechnung eingehenden Größen am Bauteil jedoch leicht bestimmt werden können sowie Korrekturfunktionen für viele Geometrie- und Beanspruchungsfälle vorhanden sind, wird der Parameter K_I in der Kriechbruchmechanik oft über seinen eigentlichen Gültigkeitsbereich hinaus verwendet. Das gilt z.B. für kriechduktile Werkstoffe, wenn sich das Bauteil überwiegend linear-elastisch verhält und lediglich an der Risspitze eine gegenüber den Bauteilabmessungen kleine plastische Zone ausgebildet wird. Der Spannungsintensitätsfaktor gilt dann als fiktiv-elastischer, ideeller Parameter, meist bezeichnet mit $K_{I, id}$ [z.B. 13]. Geometriefunktionen für unterschiedliche Bruchmechanikproben sind im Gleichungsverzeichnis angegeben. Weitere Grundlagen zur Verwendung von K_I als Parameter der Kriechbruchmechanik sind in [8, 14] enthalten.

Ist die plastische Zone um die Risspitze nicht mehr vernachlässigbar klein, kann der **Parameter C^*** zur Beschreibung herangezogen werden. Dieser hat seinen Ursprung im J-Integral der elastisch-plastischen Bruchmechanik. In Form einer Energieinterpretation kann das J-

Integral als die auf die Probenbreite B bezogene Differenz der potentiellen Energie zweier gleich belasteter, bis auf einen Unterschied in der Risslänge identischer Körper veranschaulicht werden. Im plastisch verformten Bereich vor der Risspitze wird dabei ein asymptotisches Spannungsdehnungsfeldes (HRR-Feld nach *Hutchinson, Rice* und *Rosengren* [15, 16]) ausgebildet. *Rice* und *Riedel* [17] zeigten, dass ein derartiges asymptotisches Feld auch bei zeitabhängigem plastischem Werkstoffverhalten entstehen kann und für einen stabil wachsenden Riss bei Ausbildung einer großen Zone überwiegend inelastischer Dehnung gültig bleibt [18]. Dieses zeitabhängige Wegintegral wird mit C^* bezeichnet und lautet

$$C^* = \int_{\Gamma} \left(W^* \cdot dy - T_i \cdot \frac{\partial \dot{u}}{\partial x} \cdot ds \right) . \quad (2-2)$$

Bei Gültigkeit des Norton'schen Kriechgesetzes

$$\dot{\epsilon}_{p \min} = A \cdot \sigma^n \quad (2-3)$$

kann für kriechbruchmechanische Untersuchungen eine Näherungslösung verwendet werden:

$$C^* = \dot{v} \cdot \sigma_{\text{net}} \cdot g(a/W, n, \beta) . \quad (2-4)$$

Für unterschiedliche Probengeometrien und die Grenzfälle ebener Dehnungszustand (EDZ) bzw. ebener Spannungszustand (ESZ) sind Geometriefunktionen im Gleichungsverzeichnis angegeben.

Bei der Bewertung der Übertragbarkeit von Laborergebnissen auf Bauteile bleibt festzuhalten, dass die in Gleichung (2-4) verwendete Lastangriffspunktverschiebung v an Proben leicht zu messen ist, am Bauteil unter Langzeitbeanspruchung jedoch kaum bestimmt werden kann. Abhilfe kann eine numerische Berechnung mit Hilfe der Methode der Finiten Elemente schaffen: C^*_{FE} [20, 21]. Aufgrund der zu empfehlenden 3D-Berechnung ist das Verfahren jedoch aufwendig. Welcher der o.g. Parameter unter den jeweiligen Belastungsbedingungen und im zu betrachtenden Zeitbereich gültig ist, kann anhand einer von *Riedel* [19] vorgeschlagenen Übergangszeit t_1 abgeschätzt werden:

$$t_1 = \frac{K_I^2}{C^* \cdot (n+1) E'} . \quad (2-5)$$

Hierbei gilt $E' = E$ für ESZ und $E' = E/(1-\nu^2)$ für EDZ mit dem Elastizitätsmodul E und der Querkontraktionszahl ν . Liegt die Dauer der Beanspruchungszeit t deutlich unterhalb t_1 , gilt das Spannungsintensitätskonzept, für $t \gg t_1$ ist der Parameter C^* gültig.

Daneben existieren in der wissenschaftlichen Literatur eine Reihe weiterer Parameter zur Beschreibung des Rissverhaltens im Kriechbereich, die teilweise von den beiden oben genannten abgeleitet wurden, beispielsweise:

- ▶ $C(t)$ wird auf einem Integrationsweg näher an der Riss Spitze berechnet und beschreibt damit auch das Kleinbereichs- und Übergangskriechen, für sekundäres Kriechen stimmt $C(t)$ mit C^* überein [22, 23],
- ▶ C_t gültig für den Übergangsbereich zwischen J-Integral (zeitunabhängiges Materialverhalten) und C^* (nichtlinear-viskoses Verhalten), für Kriechen im sekundären Bereich gilt $C_t = C^* = C(t)$, für Kleinbereichskriechen ist $C_t \neq C(t)$ [23, 72 - 75],
- ▶ $(C_t)_{avg}$ korreliert auch Ergebnisse der Kriechermüdungsbeanspruchung und beschreibt das zyklen- und haltezeitabhängige Risswachstum [76],
- ▶ σ_n, σ_{ref} Nenn- bzw. Referenzspannungen, gültig für dünnwandige Strukturen und kleine Kerbtiefen, vollständige Spannungsumlagerung durch Kriechverformung wird vorausgesetzt [35, 36].

Die Beschreibung des Risseinleitungsverhaltens kann als Funktion eines singulären, die Beanspruchung an der Riss Spitze beschreibenden, Kriechbruchmechanikparameters K_I oder C^* erfolgen. In Abhängigkeit von der Fehler- und Bauteilgeometrie kann auch die Verwendung der Nennspannung als Belastungsparameter (Nennspannungskonzept) oder zur Berücksichtigung der Fernfeldbeanspruchung (Zwei-Kriterien-Diagramm) sinnvoll sein.

Im Folgenden werden an experimentellen Ergebnissen zum Risseinleitungsverhalten unter statischer Beanspruchung die Anwendbarkeit bzw. Anwendungsgrenzen der wichtigsten Konzepte der Kriechbruchmechanik dargestellt. Diese Ergebnisse sind den Forschungsvorhaben und Publikationen [8 - 10, 66] entnommen. Darüber hinausgehende experimentelle Ergebnisse, die die Grundlagen für die Bewertung des Verhaltens unter Kriechermüdungsbedingungen darstellen, werden in Abschnitt 5.3 vorgestellt.

In einer Gemeinschaftsforschung des IfW Darmstadt und der MPA Stuttgart wurde (und wird) seit 1985 das Kriechrisseinleitungs- und Kriechrissausbreitungsverhalten warmfester Stähle umfangreich erforscht. Bisher wurden eine Reihe von bainitischen und martensitischen Stählen der Typen 1%CrMoV, 9%CrMo(WNb)V und 12%CrMoV als Guss- und Schmiedevarianten geprüft. Diese Untersuchungen zeigten, dass eine Überprüfung der Anwendbarkeit kriechbruchmechanischer Ansätze auf Bauteile nur anhand von praxisnahen Langzeitversuchen auf niedrigen Spannungshorizonten unter Variation der Probengröße und Probenform erfolgen kann.

Besonders umfangreiche Versuche wurden am Werkstoff 30CrMoNiV4-11 durchgeführt. Der Werkstoff wurde in Form einer Turbinenwelle von den Industriepartnern der Projektgruppe W14 der Arbeitsgemeinschaft für Warmfeste Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe zur Verfügung gestellt. Um unterschiedliche Fehler-/Ligament-Größenverhältnisse sowie den Einfluss einer überlagerten Biegebeanspruchung betrachten zu können, wurden Proben der Typen **Compact Tension (CT)**, **Double Edge Notched Tension (D)** sowie **Center Notched Tension** entnommen (C). Zur Bestimmung eines evtl. Größeneinflusses wurden die einzelnen Probentypen jeweils in verschiedenen Abmessungen bis hin zu Großproben vom Typ D60 und CT100 geprüft, siehe Bild 2-2. Angaben zur Probengeometrie und zu den Abmessungen sind in den Bildern A1 bis A5 im Anhang enthalten.

Probenform

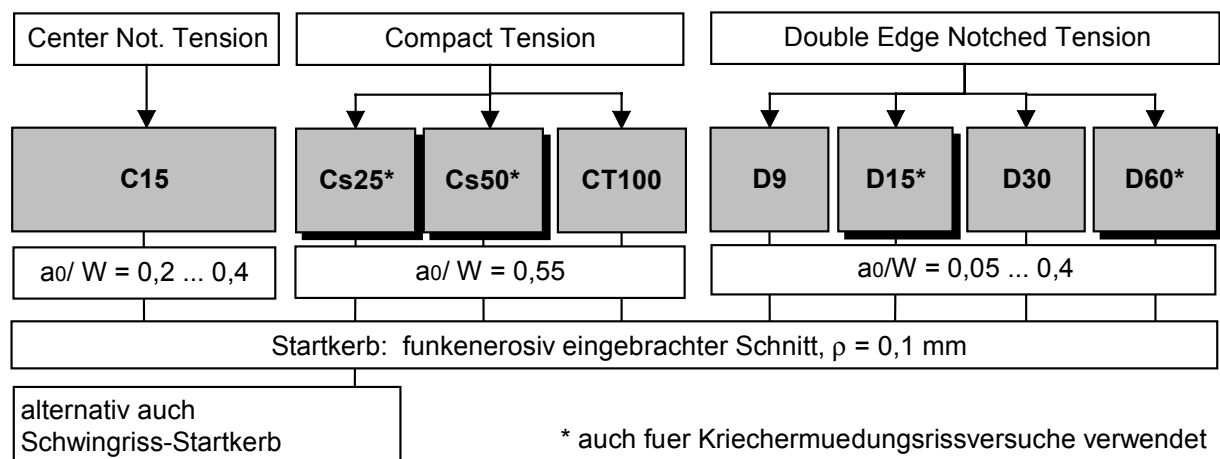


Bild 2-2: Übersicht der in [8-11] für Kriech- und Kriechermüdungsversuche verwendeten Probentypen und -größen

Für die D-Proben wurde das Startriszlängenverhältnis zwischen $a_0/W = 0,05$ und $0,4$ variiert, wodurch unterschiedliche Verhältnisse Fehlertiefe / Bauteilabmessung nachgebildet wurden. Die Rissstartkerben wurden meist erodiert (Kerbradius $0,1 \text{ mm}$), für einige Stichprobenversuche wurden auch Cs25-Proben mit angeschwungener Rissstartkerbe verwendet. Experimentell abgesichert sind bisher Versuchszeiten zwischen $10\,000$ und $40\,000 \text{ h}$ wobei die Anrisszeiten zwischen $5\,000$ und $24\,000 \text{ h}$ liegen.

K_I-Konzept: in Bild 2-3 sind die Ergebnisse von Kriechrissversuchen als Funktion der Anrissdauer t_A über der Spannungsintensität K_{I0} dargestellt. Mit dem Index 0 wird im Folgenden die aus der Belastung bei Versuchsbeginn errechnete Spannungsintensität gekennzeichnet (keine Beachtung der Vergrößerung von K_I aufgrund des Risswachstums). Als Anriss gilt das Erreichen einer größenabhängigen Kriechrislänge, $a_A = 0,004 \cdot W$ für CT-Proben bzw. $a_A = 0,01 \cdot W$ für D-Proben.

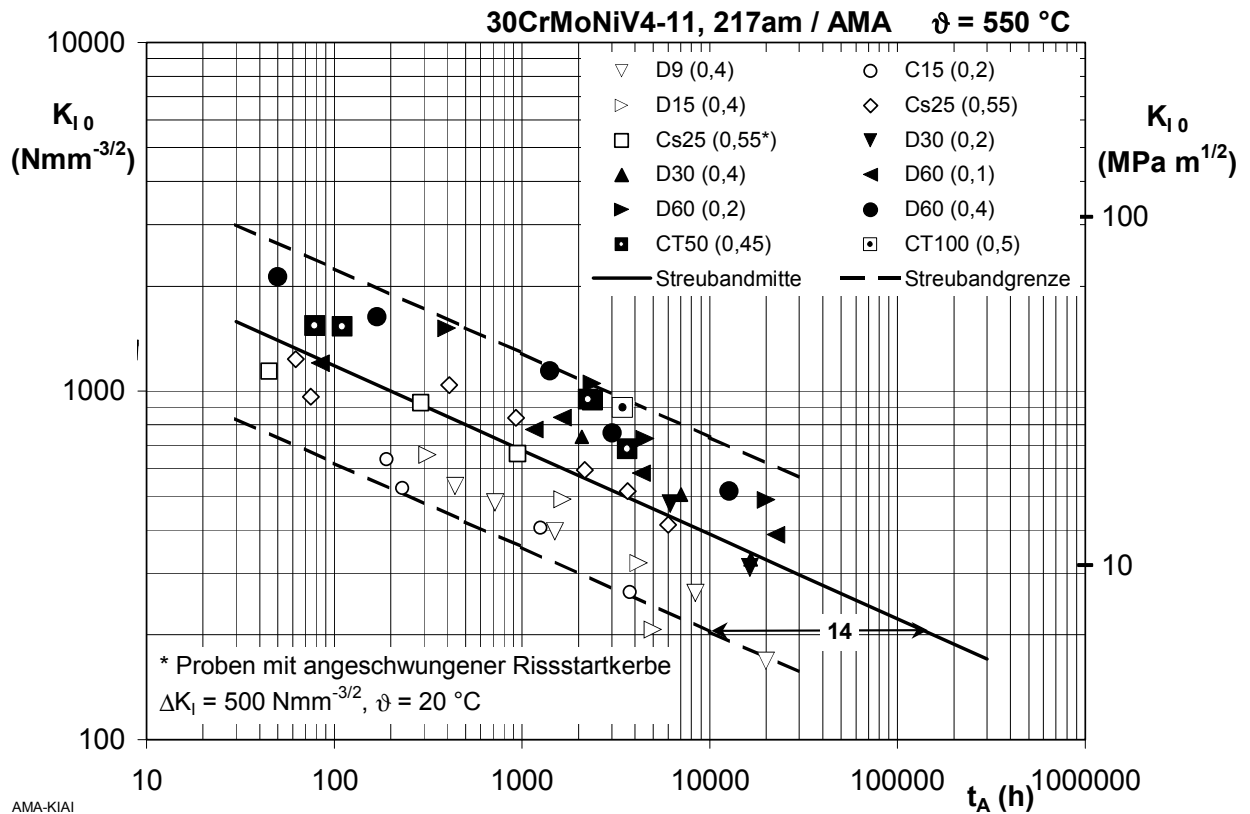


Bild 2-3: Spannungsintensitätsfaktor in Abhängigkeit von der Kriechrisseinleitungsdauer t_A für technischen Anriss für eine Vielzahl von Probestypen

Trotz der Verwendung dieses größenabhängigen Anrisskriteriums ergeben die Ergebnisse ein breites Streuband mit einem Streubandfaktor von ca. 14 in t_A -Richtung. Bei der Anordnung der Einzelergebnisse im Streuband ist folgende Systematik erkennbar: im unteren Streubandbereich liegen Ergebnisse der Kleinproben vom Typ D9, D15 und C15, im oberen Streubandbereich diejenigen der Großproben D60, CT50 und CT100, siehe schematische Darstellung in Bild 2-4.

Für die Anrissdauer t_A im Kriechbereich ist bei gleicher nomineller Spannungsintensität an der Risspitze die Höhe der Nennspannungsbeanspruchung im Fernfeld maßgeblich [13, 26]. Das kann durch ein Verhältnis der jeweiligen Beanspruchungsparameter ausgedrückt werden:

$$V = K_{I0}/\sigma_{n0}. \quad (2-6)$$

K_{I0} kennzeichnet dabei die Beanspruchung an der Risspitze, σ_{n0} die Beanspruchung im Fernfeld. Das Verhältnis V ist qualitativ vergleichbar mit der für Betriebsfestigkeitsuntersuchungen bei zyklischen Beanspruchungen eingeführten Formzahl K_t .

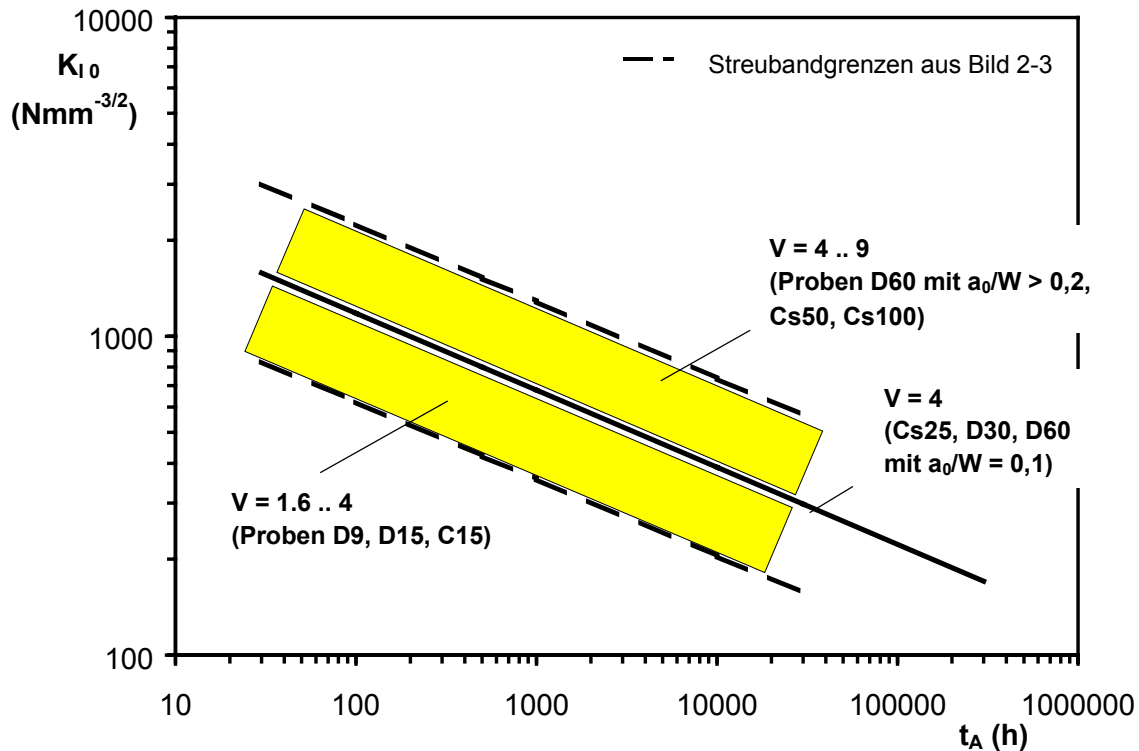


Bild 2-4: Einfluss des Risspitzen-/Fernfeldbeanspruchungsverhältnis' $V = K_{I0}/\sigma_n$ auf die Anrissdauer t_A , schematisch

Der Einfluss der Fernfeldbeanspruchung auf das Anrissverhalten soll anhand des folgenden Beispiels erläutert werden. In [Bild 2-5](#) sind die Beanspruchungsverhältnisse an beidseitig gekerbten Proben mit geometrischer Ähnlichkeit ($B, a/W = \text{const.}$) aber unterschiedlicher Größe W dargestellt. Bei gleicher Spannungsintensität $K_{I_{\max}}$ ist die berechnete Nennspannung in der Großprobe (rechts) kleiner als in der Kleinprobe (links). Für eine Beanspruchung bei niedrigen Temperaturen ist das auf den Rissfortschritt ohne Bedeutung. Im Kriechbereich ist jedoch die Festigkeit des Werkstoffes wegen der zeitabhängig ablaufenden Schädigungsvorgänge variabel, was in der Verwendung der Kennwerte $R_{p1, t, \vartheta}$ und $R_{m, t, \vartheta}$ statt $R_{p0,2}$ und R_m zum Ausdruck kommt. Damit ergibt sich für die links dargestellte Geometrie aufgrund der höheren Spannung im Fernfeld hinter der Risspitze eine höhere Zeitstandserschädigung. Der Kriechriss läuft demnach in ein vorgeschädigtes Gebiet, das führt zu höherer Rissausbreitungsgeschwindigkeit und zu verkürzter Zeitdauer bis zum Erreichen einer technisch relevanten Anrissgröße. Das stellt, neben der Ausbildung einer plastischen Zone verbunden mit einem Abbau der Spannungsspitzen an der Risspitze, eine weitere Grenze der Anwendung des Parameters K_I im Kriechbereich dar. Diese Einschränkung ist jedoch zu umgehen, wenn gleichzeitig Risspitzen- und Fernfeldbeanspruchung (K_I und σ_n) betrachtet werden. Das ist im Zwei-Kriterien-Diagramm realisiert, siehe Abschnitt 2.4 - Bewertungsverfahren.

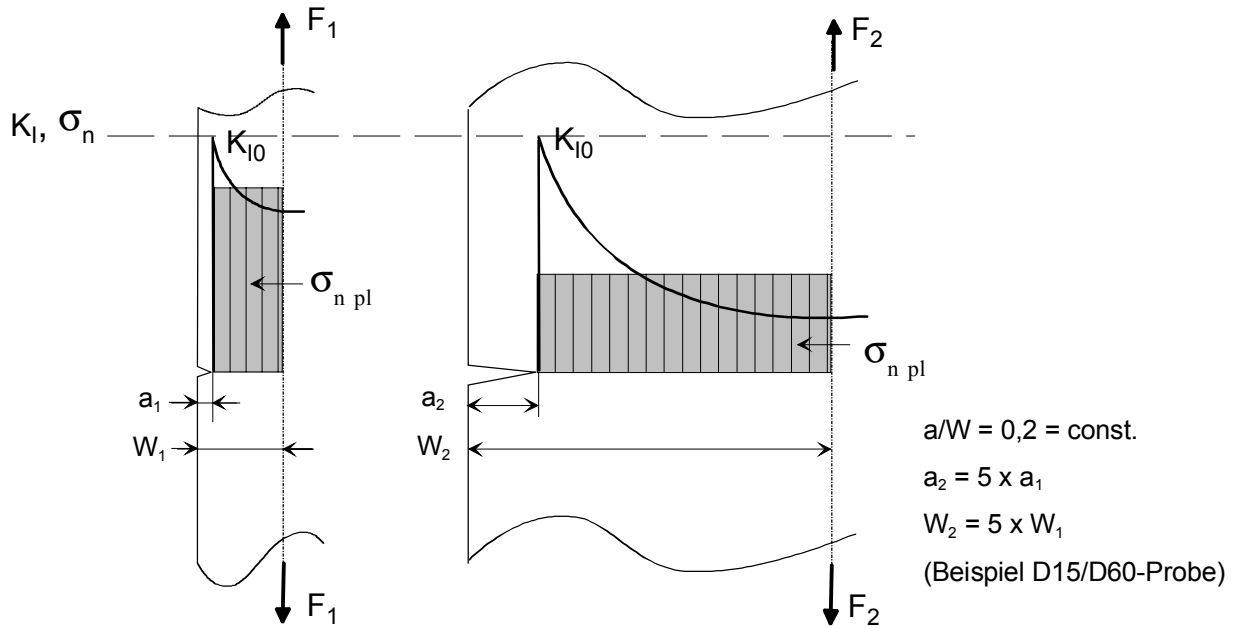


Bild 2-5: Analytischer Verlauf von Nennspannung und Spannungsintensität in Abhängigkeit von der Probengeometrie, schematisch

Für die Berechnung des Spannungszustandes muss von einer einheitlichen Bewertung der verschiedenen Probentypen ausgegangen werden. Bei symmetrisch beanspruchten Proben (z.B. DENT-Proben) wird als Nennspannung eine vollständig umgelagerte Zugspannung (Nettospannung) im Ligament benutzt,

$$\sigma_n = \sigma_{npl} = \frac{F}{2B(W-a)}. \quad (2-7)$$

Für Proben mit überlagertem Biegeanteil (CT-Proben) muss demnach der Biegeanteil, der nach ASTM E616-82 linear-elastisch zur Zugspannungskomponente addiert wird

$$\sigma_{nASTM} = \frac{F}{B \cdot (W-a)} \left(1 + 3 \frac{W+a}{W-a} \right), \quad (2-8)$$

ebenfalls als völlig umgelagerte Spannung angesetzt werden. Nach *Siebel* [67] kann dazu der lineare Biegespannungsanteil durch 1,5 (maximale Stützziffer für Biegung) dividiert werden

$$\sigma_{npl} = \frac{F}{B \cdot (W-a)} \left(1 + 2 \frac{W+a}{W-a} \right). \quad (2-9)$$

Die so erhaltene Spannung wird als $\sigma_{n,pl}$ bezeichnet.

Nach einem Vorschlag von *Ewald* [27] wurde versucht, Proben bzw. Fehler mit kleiner Kerbtiefe und kleiner Ligamentbreite (Verhältnis Risspitzen-/Fernfeldbeanspruchung $V \leq 2$) mit Hilfe eines **Nennspannungskonzeptes** zu beschreiben. Diese Fehlertypen lassen sich ausreichend genau über die Nennspannung σ_{n0} im Ligament charakterisieren, ohne die Beanspruchungshöhe an der Risspitze beachten zu müssen. In Bild 2-6 sind die Ergebnisse von Bruchmechanikproben mit $V \leq 2$ hinsichtlich der Anrissdauer t_A den Zeitstandergebnissen glatter Proben gegenübergestellt (gleiche Werkstoffcharge).

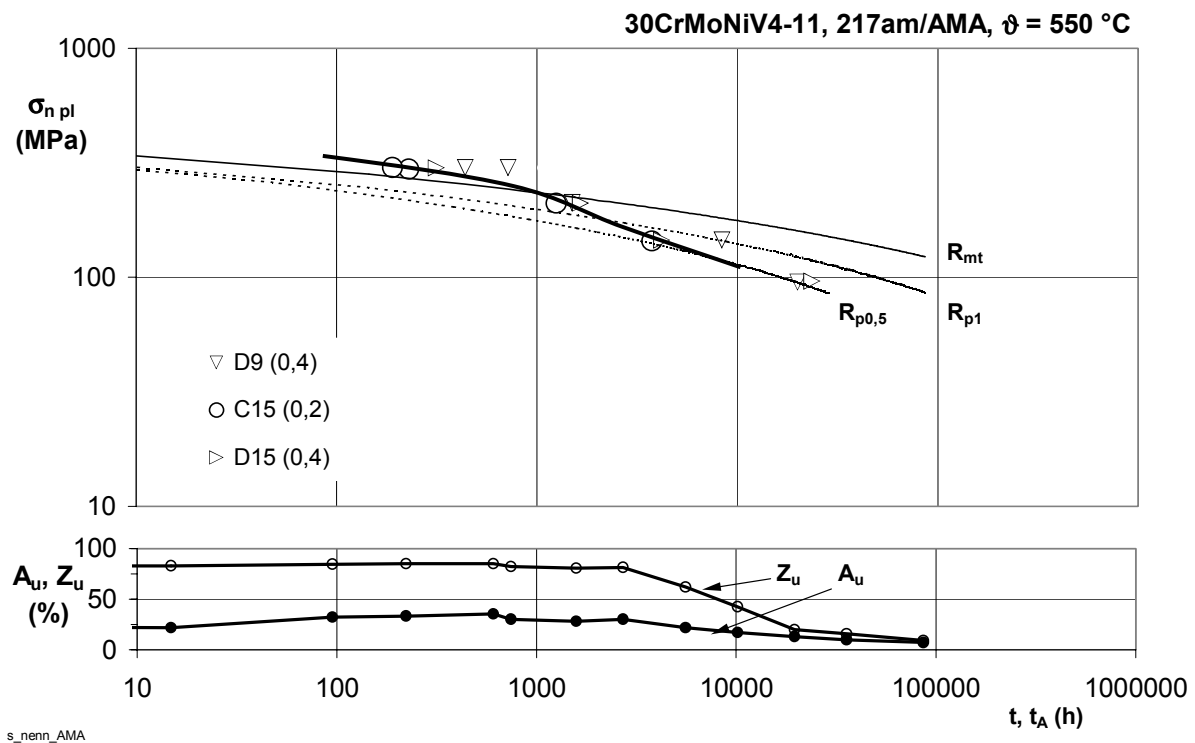


Bild 2-6: Bewertung der Anrissdauer von Fehlern mit dominanter Ligamentschädigung ($V \leq 2$) anhand der 0,5% Zeitdehngrenze $R_{p0,5}$ glatter Proben

Die Ergebnisse der gekerbten Bruchmechanikproben liegen im Bereich $t < 1000$ h oberhalb der Bruchwerte für glatte Rundproben (durchgezogene Kurve R_{mt}). Mit beginnender Verringerung der Verformungsfähigkeit ab ca. 1.000 h Beanspruchungsdauer liegen die Anrisspunkte der Bruchmechanikproben auf bzw. oberhalb der 0,5% Zeitdehnlinie der glatten Rundprobe mit der Tendenz, diese zu unterschreiten. Dabei weist der untersuchte Werkstoff eine für 1% CrMoV-Stähle typische geringe Zeitstandkerbversprödung auf, wie anhand des Abfalls der Verformungskennwerte A_u und Z_u ersichtlich ist. Es ist kein systematischer Unterschied hinsichtlich der Probentypen erkennbar. Wird dieses Verhalten anhand weiterzuführender Forschung für längere Beanspruchungszeiten bestätigt, können Fehler mit einem Risspitzen-/Fernfeldbeanspruchungsverhältnis $V \leq 2$ (Ligamentschädigung) allein mit der

Nennspannung bewertet werden, wohingegen Fehler mit $V > 2$ über eine zwei-Parameter-Beschreibung mit K_I und σ_n bewertet werden sollten (Misch- bzw. Rissspitzenschädigung).

Auch bei Bewertung des Anrissverhaltens mit Hilfe des **Parameters C^*** ist ein Einfluss der Probengröße auf den Zusammenhang zwischen äußerer Beanspruchung und Anrisszeitpunkt festzustellen, wodurch eine rechnerische Vorhersage erschwert wird. Als Beispiel für diesen Größeneinfluss sind in Bild 2-7 Ergebnisse von D-Proben mit geometrisch ähnlichen Risskonfigurationen $a_0/W = 0,4$ aber unterschiedlicher Ligamentbreite W dargestellt [10].

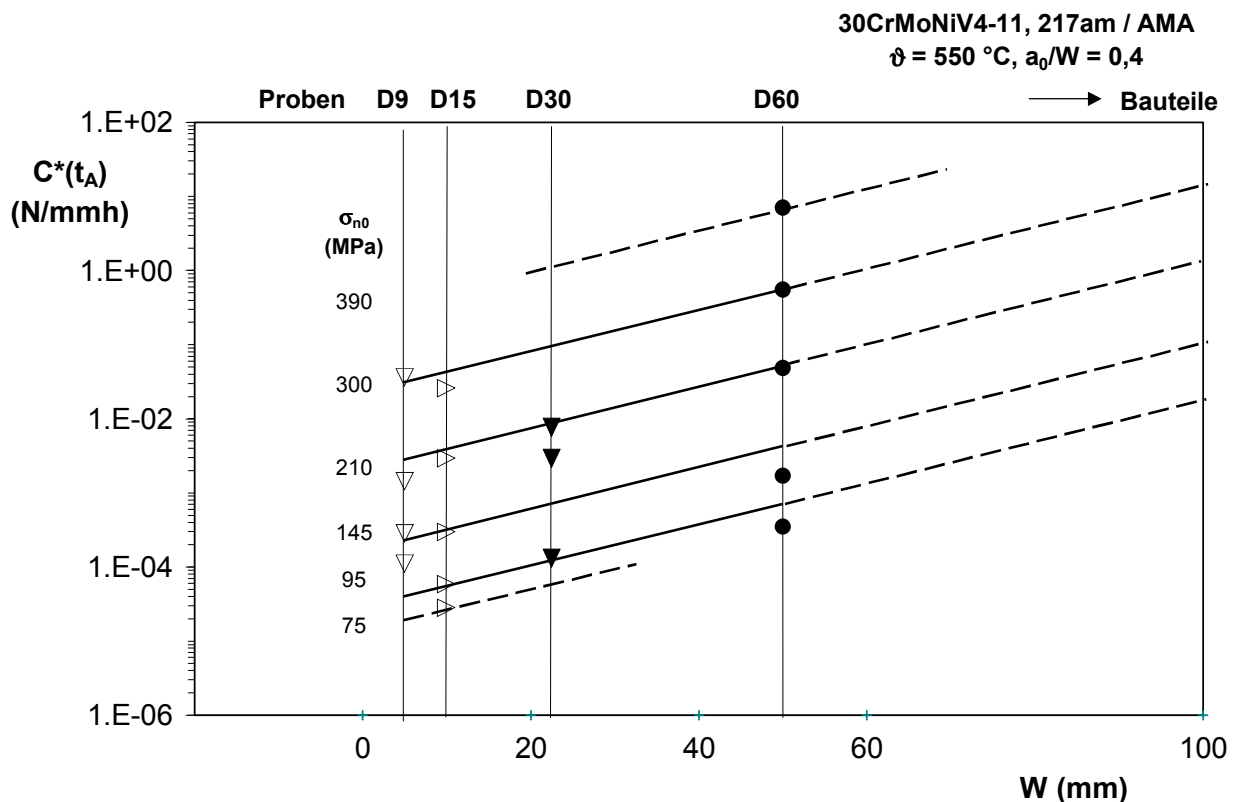


Bild 2-7: Einfluss der Ligamentbreite W auf den Parameter C^* für geometrisch ähnliche D-Proben mit $a_0/W = 0,4$ bei konstanter Nennspannung σ_{n0}

C^* ist für die jeweilige proportionale Anrisstiefe a_A berechnet. Für Proben mit gleicher Nennspannung kann linear über der Ligamentbreite W interpoliert werden. Es wird erwartet, dass diese Linien in Richtung größerer Bauteilabmessungen extrapolierbar sind. Für eine gegebene Nennspannungsbelastung im Bauteil ist damit der Beanspruchungsparameter C^* zu bestimmen, der bei geometrisch ähnlicher Fehlerkonfiguration gerade zum Anriss führt. Bisher ist eine solche Extrapolation nicht abgesichert. Ein Nachteil eines solchen analytischen Konzeptes für Risseinleitung ist, dass die Bestimmung von C^* -Werten an Bauteilen in den meisten Fällen kaum möglich ist und dazu numerische Verfahren benötigt werden, die immer noch sehr zeitaufwendig sind.

2.2 Ermüdungsrisseinleitung

Nachfolgend werden die Vorgänge, die unter zyklischer Beanspruchung zur Ausbildung eines Anrisses führen, beschrieben. Um das Verständnis der Vorgänge an Kerben zu erleichtern, werden zuerst die Vorgänge zur Mikrorissinitiierung anhand der Modellvorstellung des defektfreien, idealen Gitters **ohne äußere Spannungskonzentration bei Raumtemperatur** beschrieben. Als maßgeblich für die Rissinitiierung wird die Bildung von Ex- und Intrusionen auf der Oberfläche erachtet. Zusammengefasst laufen dabei folgende Vorgänge ab:

- ▶ Versetzungsbewegung in einer Gleitebene, die unter 45° zur Zugrichtung liegt, sofern die kritische Fließspannung überschritten ist [95].
Erfolgt der Austritt dieser Versetzung an einer freien Oberfläche, wird eine Stufe gebildet. Die Stufenbildung an der Oberfläche ist dabei aber noch reversibel. Unter der Wirkung äußerer Spannungen erfolgt auch die Bildung neuer Versetzungen. Die im Werkstoff homogen ausgebildete Versetzungs-Sättigungsstruktur ist bestrebt, weitere Verformungen auf einige wenige Gitterbereiche zu verlagern [95].
- ▶ Aktivierung parallel liegender Gleitebenen.
Der Verformungsprozess wird irreversibel, da Schraubenversetzungen ihre Gleitebene verlassen und eine parallel laufende Gleitebene aktivieren, Hypothese von *Wood* (1958) [79]. Diese aufeinander folgende Bewegung auf den parallel verlaufenden Gleitebenen eines Kristalls während der Zug- und Druckverformung eines Dehnungswechsels führt dazu, dass das umschlossene Volumen um die Distanz eines Burgersvektors parallel verschoben wird. Diese Verschiebung manifestiert sich in Form der Extrusion auf der Werkstoffoberfläche.
- ▶ Bildung persistenter Gleitbänder.
Die Anhäufung dieser Leerstellen während der Ermüdungsbeanspruchung führt zu einer Volumenzunahme [40, 81], weiterhin behindert sie die Versetzungsbewegung und erzwingt damit die Aktivierung benachbarter Gleitebenen, die Teil des gleichen Gleitbandes sind [79]. Diese bevorzugten Gleitbänder werden als persistente Gleitbänder, PGB, bezeichnet und weisen eine Leiterstruktur auf, die aus scharf abgegrenzten Wänden hoher Versetzungsdichte neben versetzungsarmen Bereichen besteht.

In Vielkristallen bzw. Realwerkstoffen sind zusätzlich Gitterdefekte und Oxidationsprozesse zu beachten. Die Gleitband- sowie Extrusionsbildung bleibt durch die Querdehnungsbegrenzung der umliegenden Matrix auf eine freie Oberfläche begrenzt. Die Ermüdungsrisseinleitung findet am Interface zwischen PGB und Matrix statt. Dieser Bereich weist hinsichtlich Dichte und Versetzungsstruktur einen Sprung auf. Die lokalen Dehnungen sind dabei

sehr inhomogen über das PGB verteilt, mit einem Maximum an der Phasengrenze PGB / Matrix. Ein wesentliches Charakteristikum der Ermüdungsrissentstehung ohne äußere Spannungskonzentration ist demnach die Rissbildung an der Oberfläche, während bei reiner Kriechbeanspruchung die zum Versagen führende Rissbildung meist im Inneren stattfindet.

An äußeren Spannungskonzentrationsstellen kann bereits bei elastischer Beanspruchung des Ligaments lokal die Fließgrenze überschritten werden. Eine zyklische Beanspruchung, auch wenn diese nur positive Zugspannungen beinhaltet, führt bei lokaler Überschreitung der Fließgrenze im Kerbgrund zur Ausbildung eines wechselnd plastisch verformten Bereiches. In Bild 2-8 ist das Verhalten an der Risspitze unter Zugschwellbelastung ($R > 0$) schematisch dargestellt. Bei erstmaliger Zugbelastung wird im Kerbgrund die Fließgrenze überschritten, eine teilweise Entlastung führt aufgrund der elastischen Rückfederung des Ligaments zu der dargestellten Spannungsverteilung. Obwohl im Fernfeld nur Zugschwellbeanspruchung vorliegt, wird im Kerbgrund ein wechselnd plastisch verformter Bereich der Tiefe r_c ausgebildet. Der Bereich $r_c < x < r_p$ wird nur bei der ersten Belastung plastisch, danach ausschließlich elastisch verformt [10 auf S. 56, 22, 79 auf S. 305].

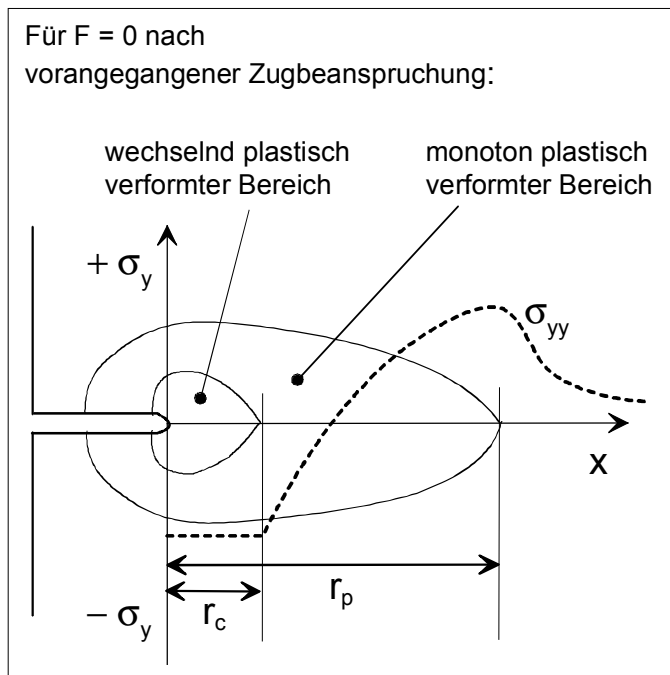


Bild 2-8:
Ausbildung einer wechselnd plastisch verformten Zone unter Zugschwellbeanspruchung, nach [79]

Die äußere Spannung bzw. die sich daraus ergebende Schwingbreite der Spannungsintensität ΔK_I kontrolliert die Größe der zyklisch plastischen Zone r_c . Nach [79] gilt:

$$r_c = \frac{1}{\pi} \left[\frac{\Delta K_I}{2\sigma_y} \right]^2 \quad (2-10)$$

Bei Vernachlässigung des Risschließens sind die Größe des plastisch verformten Bereiches sowie die Spannung, Dehnung und Verschiebung nur von ΔF , nicht von F selbst abhängig. Dadurch sind sowohl die zur Rissbildung führenden Vorgänge als auch die Ermüdungsrissausbreitung gekennzeichnet.

Die Wechselverformung innerhalb der zyklischen plastischen Zone ist für die Ermüdungsrissausbreitung verantwortlich [22, 79], die Geschwindigkeit der Rissausbreitung da/dN ist eine Funktion der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK , wie von *Paris, Gomez* und *Anderson* 1961 sowie von *Paris* und *Erdogan* 1963 nachgewiesen wurde [24, 77], Bild 2-9:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (2-11)$$

Zur Berücksichtigung des Spannungsverhältnisses wird häufig die von *Forman* entwickelte Beziehung

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \frac{(\Delta K)^m}{(1-R)} \quad (2-12)$$

benutzt.

Im Bereich mittlerer ΔK -Werte (Bereich II in Bild 2-9) beträgt die Größe der plastischen Zone an der Risspitze mehrere Korndurchmesser eines Ingenieurwerkstoffes. Ein sogenannter *duplex slip mechanism* (simultan oder alternativ erfolgt die Abgleitung auf zwei Gleitebenen, *Forsyth* 1962) erzeugt einen Mode I Bruch mit einem Risspfad normal zur maximalen Zugbeanspruchung im Fernfeld. Das ist auf der Bruchfläche als Schwingstreifen sichtbar.

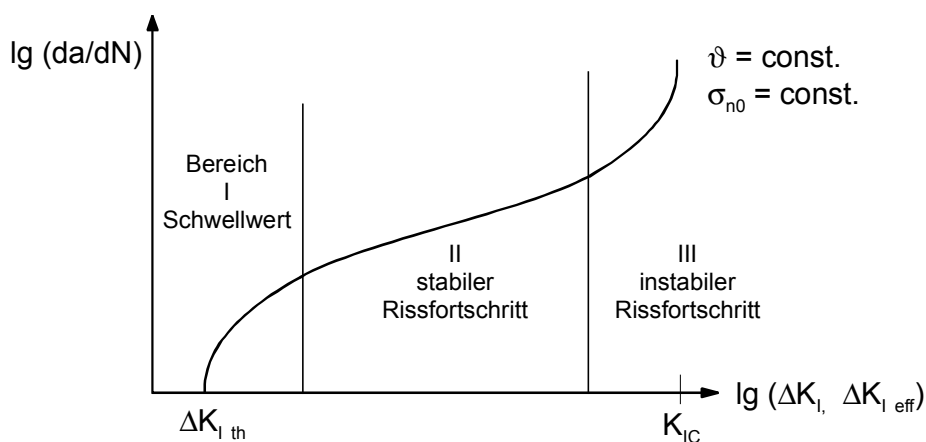


Bild 2-9:
Verlauf der Rissausbreitungsgeschwindigkeit da/dN über ΔK_I , schematisch

Eine minimale Rissausbreitungsgeschwindigkeit tritt auf, da die vorgegebene Beanspruchung das Material nicht mehr plastisch sondern nur noch elastisch oder reversibel-plastisch verformt. Der Schwellwert wird damit vom E-Modul und der Reversibilität des Gleitens (Mikrostruktur) bestimmt [14, 25]. Über die Korngröße nimmt die Mikrostruktur ebenfalls Einfluss, da ein Gleitband an der Rissspitze sich bis zur nächsten Korngrenze ausbreitet [10, 14, 79].

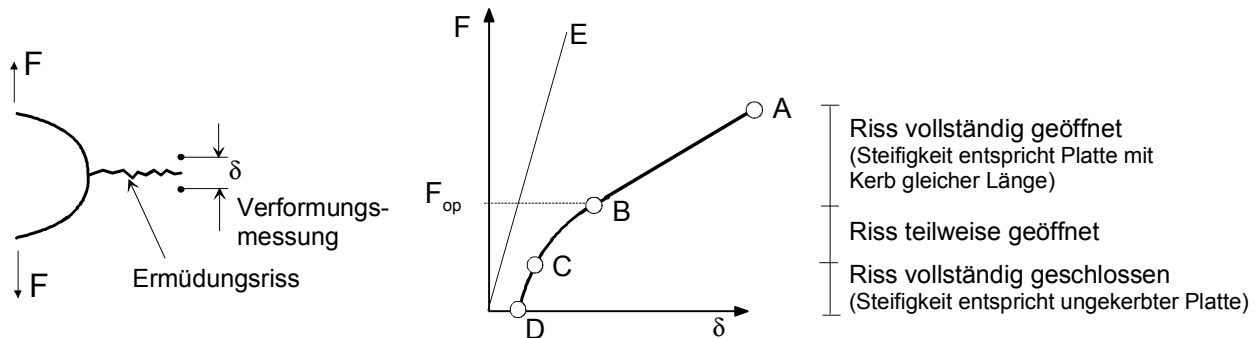


Bild 2-10: Erscheinungsform des Risschließeffektes, links Anordnung der Verformungsmessung, rechts Zusammenhang Kraft-Rissöffnung bzw. Spannungsintensität-Rissöffnung, schematisch nach [79]

Als treibende Größe für die zyklische Rissausbreitungsgeschwindigkeit wurde ΔK_I in Gleichung (2-11) gekennzeichnet. Im ideal-elastischen Zustand ist der Riss bei $F \leq 0$ geschlossen und öffnet sich bei $F > 0$. Wirken **Risschließmechanismen**, ist der Riss jedoch erst bei $F_{op} > 0$ (op ... open, cl ... closure) vollständig geöffnet, wie anhand des Kraft-Verformungs-Diagramms erkennbar ist, Bild 2-10. Bei Entlastung kommt es bei $F_{cl} \approx F_{op}$ zur ersten Berührung der Rissufer. Zwischen den Punkten B und C sind die Rissufer teilweise, zwischen C und D vollständig geschlossen.

Diese Vorgänge wurden erstmalig von *Elber* (1970) beschrieben [105]. Dieser argumentierte, dass die Rissausbreitung nur in dem Anteil des Ermüdungszyklus' fortschreitet, in dem der Riss geöffnet ist, und definierte eine effektive Spannungsintensität $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op}$. K_{op} kann experimentell [79] oder analytisch [106] bestimmt werden. Damit wird eine Korrelation zwischen $da/dN - \Delta K_{eff}$ angenommen.

Die wesentlichen Risschließmechanismen sind:

- ▶ Verformungsinduziertes Risschließen,
- ▶ Oxidbildung auf den Bruchflächen,
- ▶ Inkompatibilität der Bruchflächen infolge Rauigkeit,
- ▶ Fluidfüllung des Ermüdungsrisses,
- ▶ spannungs- oder dehnungsinduzierte Phasenumwandlung an der Rissspitze.

Obwohl es in den meisten Fällen unmöglich ist, den individuellen Anteil dieser Mechanismen an der Ermüdungsrisssausbreitung zu bestimmen, erscheint doch die Wirkung der beiden Erstgenannten für den Einsatz unter Kriechermüdungsbeanspruchung sehr viel interessanter, sodass diese näher erläutert werden sollen.

Verformungsinduziertes Rissschließen: *Elber* führte in seiner Arbeit den Rissschließeffekt auf die Ausbildung einer plastischen Zone vor der Rissspitze zurück [105], die zur Verzögerung der Rissausbreitung führt. Nach vorausgegangener Zugbeanspruchung und Entlastung befindet sich die plastische Zone im Ligament hinter der Rissspitze in einem Druckeigenstresszustand. Bei erneuter Zugbelastung werden die mit negativem Vorzeichen versehenen Eigenspannungen zunächst durch die positiven Zugspannungen im Ligament kompensiert, bevor bei weitergehender Belastung ein positiver Spannungstensor ausgebildet wird [79, 106], der zur Öffnung der Rissufer führt.

Oxidinduziertes Rissschließen: Oxidation von Metallen auf neu gebildeten Bruchflächen führt zu Oxidationsprodukten mit größerem Volumen und verringert dadurch die effektive Schwingbreite von ΔK_I . Die Oxidschichtdicke liegt dabei bei kleinen R-Werten im schwellwertnahen ΔK -Bereich in der Größenordnung der Rissöffnungsverschiebung.

Über die oxidinduzierte Veränderung von $K_{I, \text{eff}}$ ist auch das Vorhandensein unterschiedlicher Schwellwerte $\Delta K_{I, \text{th}}$ der zyklischen Rissausbreitung in oxidierenden und inerten Medien sowie bei RT und erhöhten Temperaturen für kleine R-Werte erklärbar. Allgemein gilt: Rissschließen tritt bei kleinen ΔK - und kleinen R-Werten ausgeprägter auf. Grund dafür ist die geringe zyklische Rissuferverschiebung bei kleinen ΔK -Werten, die automatisch anfällig für eine „äußere“ Blockierung ist (Oxidbildung, Rauigkeit, Fluide etc.) [79]. Die Abhängigkeit vom R-Wert wird durch das Verhältnis von K_{min} zu K_{cl} gesteuert: ist $K_{\text{min}} < K_{\text{cl}}$ für kleine R tritt Rissschließen auf, für $K_{\text{min}} \geq K_{\text{cl}}$, oberhalb eines Wertes R_{crit} , werden Rissschließeffekte unbedeutend [110].

Die da/dN - ΔK -Kurve, Bild 2-9, ist im Bereich niedriger ΔK -Werte durch eine mit ΔK stark abfallende Rissgeschwindigkeit und einen Schwellwert $\Delta K_{I, \text{th}}$ charakterisiert, unterhalb dessen keine Rissausbreitung stattfindet. Dieser **Schwellwert der Ermüdungsrisssausbreitung** $\Delta K_{I, \text{th}}$ wird gewöhnlich bei $da/dN = 1 \cdot 10^{-8}$ mm/LW definiert. Das gilt jedoch nur für „lange Risse“. Als lang werden Risse bezeichnet, wenn die sich ausbreitende plastische Zone vor der Rissspitze klein ist im Vergleich zur Risslänge, $r_{\text{pl}} < a/50$. „Kurze Risse“ lassen sich nicht mehr kontinuumsmechanisch beschreiben, da der Einfluss von mikrostrukturellen Parametern des Werkstoffes (z.B. Korngröße, Eigenspannungen in den Kristalliten, Aufbau der Korngrenzen) auf die Rissausbreitung zunimmt. Deshalb sind kurze Risse bei ΔK -Werten

kleiner als $\Delta K_{I_{th}}$ ausbreitungsfähig und es besteht keine eindeutige Beziehung zwischen ΔK und der Rissgeschwindigkeit. Die Ursachen sind bis heute nicht eindeutig geklärt. Sie werden einerseits in der Grenze der Anwendbarkeit der linearelastischen Bruchmechanik mit ΔK als Belastungsparameter gesehen, andererseits werden Unterschiede in den Abschirmmechanismen, z.B. Riss schließen, Rissverzweigung vermutet [109]. Diese Abschirmmechanismen können sich erst mit zunehmender Risslänge entwickeln bzw. auswirken [110]. Vertiefend wird beispielsweise in [79, 110] auf die Kurzrisssproblematik eingegangen.

Der **Einfluss erhöhter Beanspruchungstemperatur** äußert sich bei den hier betrachteten warmfesten Stählen in einer Beschleunigung der Anrissbildung. Unter sauerstoffhaltigen Umgebungsbedingungen wird bei hohen Temperaturen auf der Oberfläche ein werkstoffeigener Oxidationsschutz, z.B. eine Magnetitschicht, ausgebildet. Diese reißt bei Ermüdungsbeanspruchung auf, das stellt einen aktiven Pfad für eine Weiterkorrosion dar [79].

Reversible Extrusionsbildung, also ein Abgleiten bei Zugbelastung und Zurückgleiten bei Entlastung bzw. eine entgegengesetzte Abgleitung in der Druckphase ist nur im Vakuum bzw. unter inerten Bedingungen möglich. Sauerstoffhaltige oder aggressive Umgebungsmedien führen zu einer Chemiesorption bzw. Oxidschichtbildung auf der neu geschaffenen Oberfläche, die ein Zurückgleiten auf der gleichen Gleitebene erschwert oder verhindert [79]. Dadurch erfolgt eine stärkere Oberflächenaufrauung bzw. eine Versprödung entlang der PGB, was zu beschleunigter Anrissbildung führt.

Für die Prüfung von Bruchmechanikproben mit erodiertem Startkerb tritt Riss schließen bis zur physikalischen Rissinitiierung nicht auf, da die Breite des Ausgangskerbs zu groß ist. Für den Lebensdauerbereich zwischen physikalischer Rissinitiierung und dem Erreichen des technischen Anrisskriteriums sind diese Prozesse jedoch nicht zu vernachlässigen.

2.3 Kriechermüdigungsrisseinleitung

Kriechermüdigungsrisseinleitung an Spannungskonzentrationsstellen ist bislang experimentell wenig untersucht worden. Für experimentelle Ergebnisse zum Anriss- und Rissfortschrittsverhalten im Kriechermüdigungsbereich an unterschiedlichen warmfesten Werkstoffen im Temperaturbereich von 400 °C bis 850 °C sei auf [5, 7, 46, 54, 56, 80, 82, 86 - 88] verwiesen. Variiert wurden in diesen Untersuchungen die Versuchsfrequenz f oder die Haltezeit t_H bei maximaler bzw. minimaler Last und teilweise auch die Zykluszeiten, ferner das Mittelspannungsverhältnis R sowie die Probenform. In [90] wurden an den warmfesten Stählen 13CrMo4-4 und 28CrMoNiV5-9 zyklische Risswachstumsuntersuchungen an CT-Proben und C-Proben durchgeführt, wobei auch der Einfluss einer Zeitstand- bzw. einer Glühvor-

beanspruchung des Versuchswerkstoffes auf das Ermüdungsrisswachstum im überelastischen Bereich untersucht wurde. Der Rissfortschritt wurde in Abhängigkeit von Probenform, Temperatur, Spannungsverhältnis, Versuchsfrequenz und Haltezeiten bestimmt. Ausgehend von einer Zeitstandvorbeanspruchung bei 560 °C bis zu einer plastischen Dehnung von 2 % konnte bei anschließenden Ermüdungsrissversuchen an CT-Proben keine Auswirkung auf die Rissfortschrittsrate gefunden werden.

Die Wechselwirkung von Kriech- und Ermüdungsrissfortschritt wird in [5, 83 - 85] als abhängig von der Belastungshöhe, der Temperatur, der Belastungsfrequenz, der Be- und Entladungsdauer, der Haltezeit, der Mittelspannung und dem Spannungsverhältnis R charakterisiert. Vereinzelt wurde experimentell versucht, diese Einflüsse durch eine Hintereinanderschaltung von statischer und zyklischer Belastung abzuschätzen. Bei statischer Anfangsbelastung wird sich zeitabhängig eine plastisch verformte Kriechzone ausbilden. Ist die Kriechzone größer als die durch eine nachfolgende Ermüdungsbelastung entstehende wechselnd plastisch verformte Zone, wird der Ermüdungsriss in dem durch Kriechen beanspruchten Werkstoff wachsen, was zu einer Veränderung gegenüber dem Ermüdungsrissfortschritt im nicht vorbeanspruchten Werkstoff führt. Ist hingegen die zyklisch plastische Zone größer als die Kriechzone, wird keine Beeinflussung des Ermüdungsrissfortschritts durch die Kriechzone erfolgen [86]. Bei zyklischer Anfangsbelastung wird die zyklisch plastische Zone eher kleiner sein als die sich entwickelnde Kriechzone und das Risswachstum vorwiegend durch die Zeitstandschädigung bestimmt. Einige Screening Tests an ferritischen Werkstoffen wurden dazu in [9] durchgeführt. Sie ermöglichen zwar grundsätzliche Problemeinblicke, lassen aber keine wirklichkeitsnahe Beschreibung des Rissverhaltens bei periodischer Überlagerung von Kriechen und Ermüden zu. An austenitischen Werkstoffen wurden in [87, 88] ebenfalls hintereinander geschaltete Beanspruchungen untersucht. Bei gleicher Maximallast in einer Kriechriss- und einer darauf folgenden Ermüdungsrisswachstumssequenz wurde aufgrund der vorangegangenen überelastischen Verformungen eine Beeinflussung des Ermüdungsrisswachstums gefunden. Der Schwellwert ΔK_{th} wurde zu höheren Werten verschoben, womit auch der Anfangsbereich der Paris-Geraden beeinflusst wurde [89].

Ein wesentliches Merkmal der vorstehend genannten Untersuchungen besteht darin, dass eine Bauteilübertragbarkeit der Laborergebnisse im Hinblick auf den Größen- und Formeinfluss nicht abgesichert ist. Ferner sind keine gesicherten Erkenntnisse über den Einfluss langer Haltezeiten sowie betriebsnaher niedrigere Beanspruchungen im Bereich des Schwellwertes ΔK_{th} vorhanden. Auch über den Einfluss zyklischer Vorbeanspruchung auf die Initiierung von Kriechrissen liegen nur wenige Ergebnisse vor. Ferner sind die Untersuchungen zur Extrapolation des Kriechermüdungsrissverhaltens aus vorhandenen statischen und zyklischen Ergebnissen unvollständig.

Da Kriechermüdungsbelastungen für eine Reihe von Hochtemperaturbauteilen die dominierende Beanspruchungsart darstellen, sind eine Reihe von Methoden zur Fehlerbewertung entwickelt worden, die auch Eingang in Regelwerke gefunden haben. Die Betrachtung der Kriechermüdrungsrisseinleitung erfolgt häufig über eine Addition zyklischer und statischer Schädigungen, wobei deren Wechselwirkung oft vernachlässigt wird. Im Folgenden werden die in der offenen Literatur zugänglichen Bewertungsverfahren (assessment procedures) für Fehler in Hochtemperatur-Komponenten des Kraftwerksanlagenbaus untersucht.

2.4 Bewertungsverfahren

Es wurden diejenigen Bewertungsverfahren ausgewählt, die gleichzeitig

- ▶ Temperaturen im Kriechbereich ($T > 0,4 T_S$),
- ▶ zyklische Belastungen,
- ▶ Grundwerkstoffe (ungeschweißte Strukturen),
- ▶ elastische bzw. vereinfachte inelastische Fehleranalyse,
- ▶ Rissinitiierung an Spannungskonzentrationsstellen

in fossilen bzw. nuklearen Kraftwerksanlagen umfassen. Das betrifft die folgenden Dokumente:

- ▶ ASME Boiler and Pressure Vessel Code (USA), Section III - Design, Subsection NH – Class 1 Components in Elevated Temperature Service [61],
- ▶ RCC-MR (Frankreich) [58] bzw. den darin enthaltenen Appendix 16 [57],
- ▶ R5-Code der Nuclear Electric Ltd. (Großbritannien) [55],
- ▶ Published Document PD6539:1994 der British Standard Institution (Großbritannien) [53],
- ▶ Zwei-Kriterien-Diagramm (Deutschland) [13, 62].

Ein allgemeiner Überblick über einige der o.g. Assessment-Verfahren ist in [54] enthalten. Dort werden die Verfahren hinsichtlich der betrachteten Beanspruchungsarten, Ausgangs- und Werkstoffdaten, Nutzerfreundlichkeit, Fehlerabschätzungen etc. verglichen. An dieser Stelle soll untersucht werden, mit welchen Methoden und Kriterien der Werkstoffmechanik (angenommene) zyklische und statische Belastungen an Spannungskonzentrationsstellen quantifiziert werden, wie die analytische Schädigungsakkumulation erfolgt und auf welche Werkstoffkennwerte Bezug genommen wird. Soweit möglich, wird zum besseren Verständnis für alle Dokumente die gleiche Nomenklatur verwendet. Der Überblick orientiert sich dabei an der Struktur der Fehlerbewertung, eine vollständige Darstellung der einzelnen Schritte ist nicht beabsichtigt.

2.4.1 ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Subsection NH

Aus historischer Sicht stellt diese Bewertungsrichtlinie [61] die Grundlage für die nachfolgend erläuterten europäischen Regeln dar [54]. Als Design Code sind in dem Dokument Regeln zur Auslegung von Komponenten nuklearer Anlagen angegeben. Es wird das Versagen infolge Kriechermüdnungsbeanspruchung ausgeschlossen, dabei werden Rissinitiierung und – fortschritt nicht betrachtet. Als Kriterium für die Werkstoffbeanspruchungen werden Dehnungen benutzt.

In einem ersten Verfahrensschritt werden für die gesamte Struktur die auftretenden inelastischen Dehnungen unter rein statischer Beanspruchung begrenzt. Bei der elastischen Berechnung kann zwischen mehreren Verfahren gewählt werden, beispielsweise werden die maximal auftretenden Primär- und Sekundärspannungen je Zyklus über eine Normierung auf die Fließgrenze der jeweiligen Anwendungstemperatur $\sigma_{y, \vartheta}$ der 1,25fachen Zeitstandfestigkeit $R_{m, \vartheta}$ für 10^5 h gegenübergestellt. Primär- und Sekundärspannungen ergeben sich beispielsweise aus Innendruck, behinderter thermischer Ausdehnung, äußeren Kräften und Momenten etc., nicht jedoch aus geometrischen Spannungskonzentrationen. Über eine vereinfachte inelastische Analyse wird eine Kriechspannung σ_c mittels eines Plastifizierungsfaktors Z bestimmt. Die zugehörige Kriechdehnung ε_c wird für jeden Zeit-Temperatur-Block aus den isochronen Spannungs-Dehnungs-Kurven bestimmt. Die Summe der Kriechdehnungsanteile über der betrachteten Lebensdauer muss unterhalb 1% (Grundwerkstoff) bleiben.

Der zweite Verfahrensschritt beinhaltet den Ausschluss des Versagens unter Kriechermüdnungsbeanspruchungen. Dazu wird eine Schädigungssumme D additiv aus zyklischem (D_f) und statischem Schädigungsanteil (D_c) errechnet:

$$D = D_f + D_c = \sum_{i=1}^p \left(\frac{N}{N_D} \right)_i + \sum_{j=1}^q \left(\frac{\Delta t}{t_m} \right)_j \quad (2-13)$$

mit:

N_D = Lastwechselzahl bei Versagen im einachsigen LCF-Versuch,

Δt = Zeitanteil für konstante Beanspruchung im Zyklus,

t_m = Zeit für Versagen im einachsigen Zeitstandversuch.

Für den zyklischen Anteil der Schädigung wird eine Equivalentdehnung $\Delta \varepsilon_{equi}$ aus den Dehnungs- und Schiebungsanteilen in den unterschiedlichen Hauptnormalspannungsrichtungen ε_{xi} , ε_{yi} , ε_{zi} , γ_{xyi} , γ_{xzi} , γ_{yzi} bestimmt. Die Wirkung der geometrischen Spannungskonzentration wird

über einen Faktor K , die Mehrachsigkeit über einen Faktor K_v betrachtet. Zusätzlich wird ein Kriechdehnungsanteil ε_c während der Zyklushaltezeit addiert:

$$\varepsilon_t = K_v \Delta \varepsilon_{\text{mod}} + K \Delta \varepsilon_c \quad (2-14)$$

Aus der so bestimmten Gesamtdehnung ε_t wird die erwartete Bruchlastspielzahl N_D anhand von LCF-Daten ermittelt.

Der Kriechschädigungsanteil wird aus dem Zeitanteil der Belastungsdauer Δt zur Bruchdauer im Zeitstandversuch t_m glatter Proben bestimmt. Die zur Bestimmung der Bruchdauer benötigte Spannung wird aus ε_t sowie der isochronen Spannungs-Dehnungs-Kurve bestimmt, Spannungsrelaxation und Mehrachsigkeit werden ebenfalls über Faktoren berücksichtigt. Die für die geplante Beanspruchungsdauer ermittelte Schädigungssumme D wird mit dem in [Bild 2-11](#) dargestellten Diagramm verglichen, wobei außerhalb der werkstoffabhängigen Hüllkurve mit Versagen zu rechnen ist.

Zeitabhängige Änderungen der Werkstoffeigenschaften werden nicht berücksichtigt, Reihenfolgeeffekte und Korrosion ebenfalls nicht.

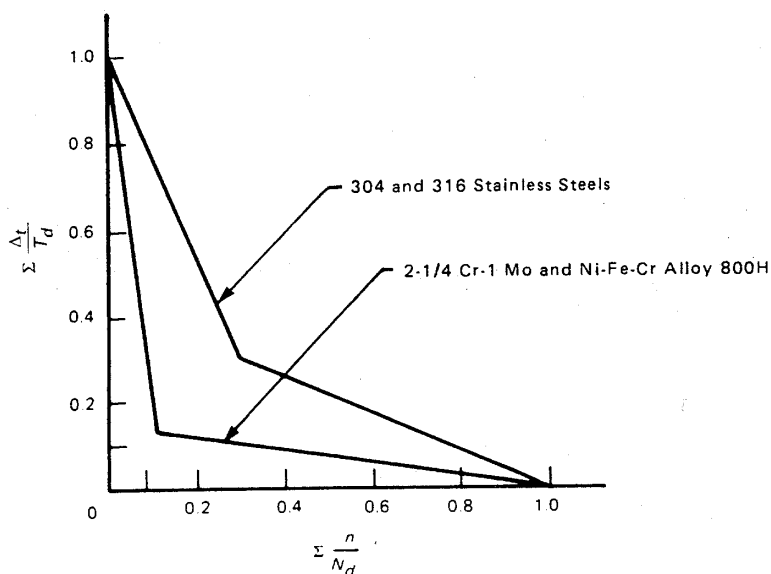


Bild 2-11:

Schädigungsdiagramm nach [61] enthält zyklische Schädigungssumme D_f (Abszisse) und statische Schädigungssumme D_c (Ordinate), der Werkstoffeinfluss wird durch unterschiedliche Bruchgrenzkurven berücksichtigt.

2.4.2 Assessment Procedure R5

Der von Nuclear Electric Ltd. für Komponenten nuklearer Kraftwerke entwickelte Bewertungsmodus [55] baut inhaltlich, insbesondere bei der dehnungskontrollierten Beschreibung der Schädigung, auf den ASME Code auf. Es wird ebenfalls vom defektfreien Zustand ausgegangen. Im Gegensatz zum ASME Code gilt hier als Versagenskriterium die Initiierung von Kriechermüdungsrissen an glatten Oberflächen und Spannungskonzentrationsstellen. Es

wird die Anzahl der Zyklen bestimmt, nach der ein Anriss mit einer Tiefe von $20\mu\text{m}$ vorliegt. Aus dem Spannungs-Dehnungs-Zusammenhang (Ramberg-Osgood-Funktion) wird für jeden Zyklus aus der Differenz der Extremwerte der Spannung ein Wert $\Delta\varepsilon_t$ bestimmt. Aus der LCF-Funktion glatter Probestäbe $\Delta\varepsilon_t-N_A^*$ wird für die höchste Temperatur im Zyklus die Anrisslastwechselzahl N_A^* bestimmt. Stimmt das Anrisskriterium im Experiment mit dem hier zu Grunde liegenden $a_A = 20\ \mu\text{m}$ überein, ist $N_A^* = N_A$, anderenfalls wird N_A über eine Interpolation angepasst. Aus

$$D_f = \sum_{i=1}^p \left(\frac{N}{N_A} \right)_i \quad (2-15)$$

wird der zyklische Schädigungsanteil bestimmt. Für eine konservative Abschätzung der Materialstreuung wird die Verwendung der 98%-Grenze (*lower bound confidence interval*) bei logarithmischer Normalverteilung der experimentellen Werte empfohlen. Die Verringerung der Anrisslastwechselzahl bei Vorhandensein von Schweißnähten, unterhalb von 0,1 Hz liegenden Lastwechselfrequenzen und Temperaturschwankungen wird teilweise über Abminderungsfaktoren (*fatigue strength reduction factors*) betrachtet.

Der statische Schädigungsanteil wird über die Kriechgeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}$ bestimmt. Diese wird mit Hilfe von Kriechgleichungen für die Haltezeit-Anteile integriert:

$$D_c = \sum_{j=1}^q \left(\int_{t=0}^{t_H} \dot{\varepsilon} / \varepsilon_f(\dot{\varepsilon}) dt \right)_j \quad (2-16)$$

Als Schädigungskriterium wird die Bruchdehnung ε_f des einachsigen Zeitstandversuches verwendet, wobei die Abnahme der Verformungsfähigkeit mit zunehmender Standzeit berücksichtigt wird. Mehraxiale Schädigung, Überlast- und Reihenfolgeeffekte sowie Temperaturzyklen werden nicht betrachtet.

Der Einfluss der Spannungsumlagerung während Kriechphasen auf den zyklisch verformten Werkstoff (Ausheilung, Erholung) wird ebenfalls nicht betrachtet.

Wird für die Gesamtschädigung zum Assessment-Zeitpunkt

$$D = D_c + D_f \leq 1 \quad (2-17)$$

erfüllt, gilt das Bauteil als anrissfrei.

2.4.3 Published Document PD 6539

PD 6539 stellt ebenfalls einen Assessment Code für fossile Kraftwerke unter hohen Temperaturen im Kriechbereich dar, wobei von einem Einzelfehler der Tiefe a_0 und Länge l_0 ausgegangen wird. Bei Betrachtung eines hypothetischen Fehlers kann das Regelwerk auch zur Auslegung neuer Komponenten verwendet werden. Dabei werden statische und unter Einschränkungen zyklische Belastungen betrachtet. Eine Rissinitiierungsdauer wird nur betrachtet wenn

- ▶ der Code zur Auslegung (Design) neuer Komponenten verwendet wird,
- ▶ ausschließlich statische Beanspruchungen auftreten.

Die akkumulierte Kriechschädigung D_c zum Bewertungszeitpunkt wird bestimmt, indem Perioden gleicher Belastung (Spannungen aus Innendruck, Lasten, Eigen- und Temperaturspannungen, Temperaturen) zu Lastblöcken zusammengefasst werden und für diese die Dauer und charakteristische Spannungen σ_{ref} bestimmt werden. Der Schädigungsanteil wird als Zeitanteil der Belastungsdauer zur Bruchdauer im Zeitstandversuch glatter Proben bestimmt:

$$D_{c_i} = \frac{\Delta t}{t_m(\sigma_{ref_i})} \quad (2-18)$$

Diese einzelnen Schädigungsanteile werden entsprechend Gleichung (2-18) aufsummiert. Als sicher gegenüber Kriechbruch gilt $D_c < 1$.

Für eine geplante Betriebsbelastung nach dem Assessment-Zeitpunkt wird von einem wachstumsfähigen Fehler ausgegangen. Für eine angenommene Beanspruchung σ_{ref2} wird über den Parameter C^* die Risswachstumsgeschwindigkeit \dot{a}_c bestimmt. Aus der geplanten Belastungsdauer Δt kann die Rissverlängerung $\Delta a = \dot{a}_c(C^*) \cdot \Delta t$ berechnet werden. Anhand der absoluten Risslänge $a = a_0 + \Delta a$ wird die Sicherheit gegen unmittelbaren Bruch sowie, anhand von D_c , gegen Kriechbruch während der geplanten Beanspruchung bestimmt. Über die Bestimmung der Kriechdehnungen ϵ_{ci} während der Lastblöcke unter Berücksichtigung einer Dehnungsverfestigungsregel wird sichergestellt, dass ein mit dem C^* -Integral beschreibbarer Kriechverformungszustand an der Risspitze vorliegt, anderenfalls wird eine höhere Rissausbreitungsgeschwindigkeit unterstellt.

Treten zyklische Belastungen auf, wird \dot{a}_c um den zyklischen Anteil $(da/dN)_f$ erhöht, sofern die rein zyklische Risswachstumsgeschwindigkeit größer als ein Zehntel der statischen Risswachstumsgeschwindigkeit \dot{a}_c ist. Dazu wird $(da/dN)_f$ aus der Paris-Funktion bestimmt.

Falls starke Zeitstandschädigung vorliegt ($D_c > 0.8$), wird $(da/dN)_f$ mit einem Korrekturfaktor erhöht. Die Rissausbreitungsgeschwindigkeit unter Kriechermüdungsbedingungen wird durch Addition beider Anteile errechnet, nachdem die statische Rissausbreitung pro Zyklus durch Bezug auf die Lastwechselfrequenz bestimmt wurde:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_c = \frac{\dot{a}_c}{3600 \cdot f} \quad (2-19)$$

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{cf} = \left(\frac{da}{dN}\right)_c + \left(\frac{da}{dN}\right)_f \quad (2-20)$$

Mittels der berechneten Risslänge wird wiederum Sicherheit gegenüber unmittelbaren oder Kriechbruch überprüft. Werden zyklische Lastwechsel unterstellt, wird auch für die Auslegung neuer Komponenten (angenommener Fehler) keine Rissinkubationsperiode berücksichtigt, es sei denn, es liegen konkrete Werkstoffdaten mit gegenteiligem Inhalt vor.

2.4.4 RCC-MR, Anhang 16

Der Anhang 16 stellt die Fehler-Bewertungsrichtlinie zum Auslegungscode RCC-MR [57] für austenitische Stähle in Reaktoren vom Typ Schneller Brüter unter der Wirkung von Kriechermüdungsbeanspruchung dar. Die Anwendung von A16 ist allerdings formal begrenzt auf Komponenten, welche entsprechend des RCC-MR Codes ausgelegt wurden und ist deshalb nicht auf Proben oder allgemeine Bauteilfälle anwendbar.

Die auftretende lokale Kriechermüdungsschädigung wird ebenso additiv aus zyklischem und statischem Schädigungsanteil berechnet. Anhand des Vergleiches der Schädigungssummen D_c und D_f mit einem Schädigungsdiagramm ähnlich Bild 2-11 ist erkennbar, ob mit Anriss zu rechnen ist. Die Schädigungssumme für Kriechermüdungsrissinitiierung im Diagramm ist dabei nicht werkstoffabhängig.

Die während der (Kriech)Phasen stationärer Beanspruchung auftretende Schädigung wird über eine resultierende Spannung σ_{Kdi} im Abstand $d = 50 \mu\text{m}$ vom Defekt bestimmt. Dazu wird mit $\Delta\epsilon_i$ der Schnittpunkt $\Delta\sigma^*$ mit der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve für ϑ_{\max} bestimmt. Für den Beginn der Zughalteperiode t_H gilt:

$$\sigma_{Kdi} = 0,5 \cdot \Delta\sigma^*. \quad (2-21)$$

Weiter wird vorgeschlagen, diese Spannung während der Haltezeit als konstant zu betrachten. Für eine weniger pessimistische Annahme kann auch eine Spannungsrelaxation be-

stimmt werden. Die Initiierungsdauer t_A wird unter Verwendung von σ_{Kdi} aus der Zeitstandbruchkurve glatter Proben bestimmt, der zugehörige Kriechschädigungsfaktor aus der Anzahl der Zyklen

$$D_c = \frac{N \cdot t_H}{t_a}. \quad (2-22)$$

Die rein zyklische Schädigung ergibt sich aus der zyklischen Anrisskurve $\Delta\varepsilon-N_A$ für den jeweiligen Wert der elastisch-plastischen Gesamtdehnung $\Delta\varepsilon_i$ des Schwingspiels und einen additiven Kriechanteil $\Delta\varepsilon_c$ (über σ_{Kdi} und t_H aus dem Kriechgesetz) analog zu Gleichung 2-21. Die Dehnungsschwingbreite $\Delta\varepsilon_i$ des Kriechermüdungszyklus' wird über die Cräger- und Neuberfunktion aus der Schwingbreite der Spannungsintensität ΔK_I berechnet. Die Cräger-Formel ergibt dabei den elastischen Spannungsanteil $(\Delta\sigma_d)_e$, aus dem über den E-Modul die elastische Dehnungsschwingbreite berechnet wird. Der Schnittpunkt der zyklischen Fließkurve mit der aus der Primärlast berechneten Referenzspannung ergibt die zugehörige resultierende plastische Dehnung. Der Kerbeinfluss wird mit Hilfe der Neuber-Prozedur bewertet. Weiterhin wird der Grad der Mehrachsigkeit über eine Korrektur berücksichtigt, sowie ein empirischer Sicherheitsbeiwert verwendet.

Der Einfluss von Rissschließeffekten kann über einen Korrekturfaktor in ΔK_I betrachtet werden. Berechnungsbeispiele zur Risseinleitung sind in [59], zur Rissausbreitung in [58] enthalten.

2.4.5 Zwei-Kriterien-Verfahren

Das in [13] vorgestellte und in [20, 26, 60, 64] ausführlich beschriebene Zwei-Kriterien-Diagramm ist bisher nur für statische Beanspruchungen kriechduktiler Werkstoffe gültig und besitzt momentan den Status einer internen Richtlinie der Siemens AG Bereich Energieerzeugung KWU [62]. Das Verfahren nutzt den Spannungsintensitätsfaktor K_I der linear-elastischen Bruchmechanik zur Bestimmung des Anrisszeitpunktes bzw. der zulässigen Fehlergrößen bei gegebener Belastung. Für die Anwendung von K_I sind die in Abschnitt 2.1 bereits genannten Einschränkungen hinsichtlich der Gültigkeit zu treffen, die in der Bezeichnung als K_{lid} (fiktiv-elastisch in ideeller Darstellung) zum Ausdruck kommen.

Im Temperaturbereich unterhalb relevanter Kriechverformung sind σ und a zum Erhalt eines bestimmten, die Beanspruchung kennzeichnenden, K_I -Wertes beliebig gegenein-

ander austauschbar (die Vernachlässigung der Ausbildung einer plastischen Zone vor der Rissspitze vorausgesetzt). Die Spannungen in einiger Entfernung von der Rissspitze liegen im elastischen Bereich und spielen für die Rissentwicklung keine Rolle. Für Temperaturen oberhalb ca. 400 °C, respektive im Kriechgebiet, sind jedoch zeitabhängige Werkstoffkennwerte wie Zeitdehngrenze $R_{p1,t,\vartheta}$ oder Zeitstandfestigkeit $R_{m,t,\vartheta}$ zu berücksichtigen. Die Schädigungsentwicklung im Ligament hinter der Rissspitze ist in diesem Fall von der Beanspruchungshöhe, ausgedrückt durch die Nennspannung σ_n , abhängig.

Das Zwei-Kriterien-Verfahren überwindet diese Einschränkungen, indem gleichzeitig die Beanspruchungssituation an der Rissspitze durch den Parameter K_I und die Höhe der Nennspannungen im Ligament bzw. im Fernfeld eines Risses über σ_n betrachtet werden. Aus der Normierung der äußeren Beanspruchung σ_n bzw. K_I an der Fehlstelle oder der Rissstartkerbe auf die Werkstoffkennwerte für Zeitstandfestigkeit $R_{m,t,\vartheta}$ und statische Kriechrisseinleitung $K_{IA} = f(t_A)$ ergeben sich die beiden Beanspruchungsparameter

$$\text{Nennspannungsverhältnis } R_\sigma = \sigma_n / R_{mt} \quad (2-23)$$

und

$$\text{Rissspitzenverhältnis } R_K = K_I / K_{IA} . \quad (2-24)$$

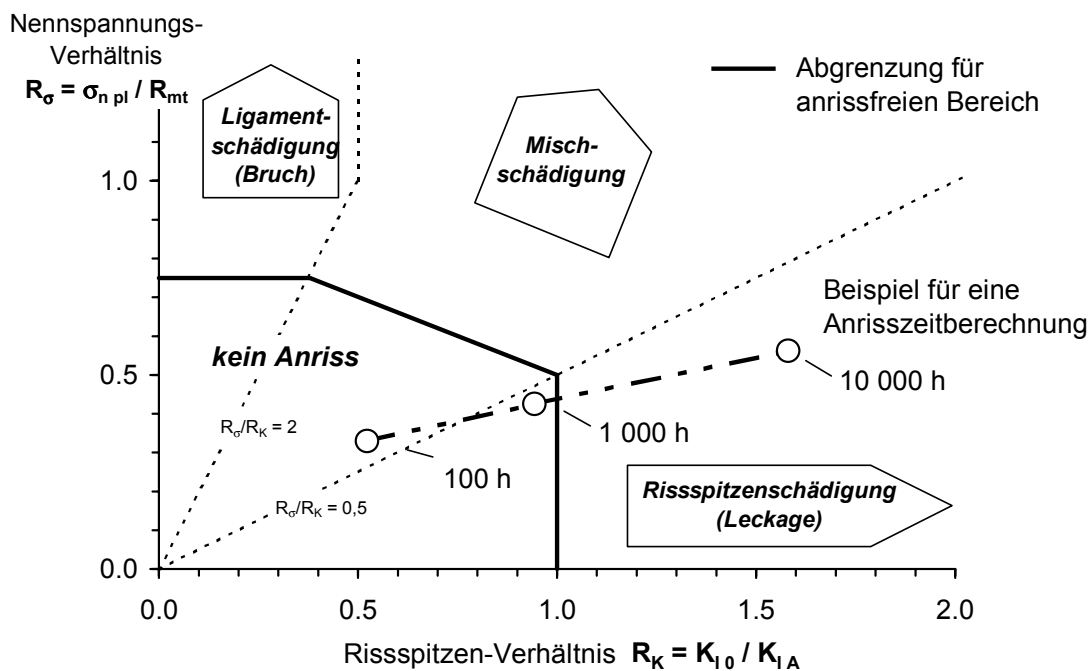
Der Werkstoffkennwert gegen statische Kriechrisseinleitung K_{IA} wird an Proben hoher Rissspitzenbeanspruchung, vorzugsweise Cs25-Proben, bestimmt. Im Zwei-Kriterien-Diagramm sind vier Bereiche zu unterscheiden:

- ▶ Ligamentschädigung ($R_\sigma/R_K \geq 2$), Rissspitzenschädigung ($R_\sigma/R_K < 0,5$),
- ▶ Mischschädigung,
- ▶ anrissfreier Bereich,

die durch Verhältnislinien R_σ/R_K abgegrenzt werden. Mit Hilfe dieser Bereiche kann abgeschätzt werden, welche Versagensart für eine konkrete Geometrie und Belastung zu erwarten ist, Bild 2-12.

Mit Ligamentschädigung ist zu rechnen, wenn die Nennspannung hoch ist bzw. keine ausgeprägte Spannungsintensität vorliegt (beispielsweise bei kleiner Risslänge im Verhältnis zur Ligamentgröße). Dabei läuft der Kriechriss in ein kriechvorgeschädigtes Ligament ein, das weite Bereiche des Bauteils umfasst. Das Kriechrissswachstum wird somit beschleunigt und es kann ein globales Bauteilversagen auftreten. Mit Rissspitzenschädigung ist zu rechnen, wenn R_σ klein ist, die Spannungsintensität K_I jedoch in der Größenordnung des Werkstoffkennwertes K_{IA} liegt oder darüber. Der Riss läuft in ein räumlich begrenztes geschädigtes Ligament, wird aber infolge einer hohen geometrisch bedingten Spannungsintensität durch das Bauteil getrieben und es ist lokales Leckvor-

Bruch-Versagen zu erwarten. Beispiele dafür sind Proben oder Bauteile mit langem Riss im Vergleich zum Ligament bzw. Bauteilquerschnitt. Zwischen diesen beiden Grenzbereichen existiert ein Bereich der Mischschädigung. Für niedrigere Belastungen existiert ein anrissfreier Bereich, innerhalb dieses Bereiches ist nur mit zunehmender Schädigung zu rechnen. Im Bereich der Ligamentbeanspruchung wird dieser Bereich beispielsweise für Wellenstähle durch $R_\sigma = 0,75$ begrenzt, Schädigungskriterium ist dabei das Erreichen von 1% bleibender Dehnung bei $\sigma \approx 0,75 \cdot R_{mt,\vartheta}$. Diese Begrenzung gilt nur für kriechduktilen Werkstoffe.



Beispiel für eine Anrisszeitberechnung	t [h]	$\sigma_{n pl}$ [Nmm ⁻²]	$R_{mt,\vartheta}$ [Nmm ⁻²]	R_σ	K_{I0} [Nmm ^{-3/2}]	K_{IA} [Nmm ^{-3/2}]	R_K
	100	100	304	0.33	680	1300	0.52
	1 000		235	0.43		720	0.94
	10 000		178	0.56		430	1.58

ZKD Schema

Bild 2-12: Zwei-Kriterien-Diagramm (nach [13]) und Beispiel für eine Anrisszeitberechnung.

Die Anwendung des Zwei-Kriterien-Verfahrens erlaubt eine Abschätzung, ob Kriechrisseinleitung an einer Komponente aufgrund ihrer Kerbgeometrie und Belastung zu erwarten ist. Als Kerben sind dabei beispielsweise Herstellungsfehler und betrieblich entstandene Anrisse aus zyklischer Beanspruchung anzusehen, jedoch nicht Anrisse, die infolge Kriecherschöpfung entstanden sind. Die Ergebnisse einer Beispielrechnung sind in Bild 2-12 eingetragen. Für die fiktiven Beanspruchungswerte der Komponente

$\sigma_{n,pl} = 100 \text{ Nmm}^{-2}$ und $K_{I0} = 680 \text{ Nmm}^{-3/2}$ wird das Verhältnis zu den jeweiligen Werkstoffkennwerten $R_{mt,\vartheta}$ und K_{IA} gebildet. Für $t_1 = 100 \text{ h}$ befindet sich die Komponente im anrissfreien Bereich. Nach realer bzw. fiktiver Beanspruchungszeit $t_2 \dots t_n$ sind diese Rechnungen zu wiederholen, wobei die Zeitabhängigkeit der Kennwerte $R_{mt,\vartheta}$ und K_{IA} berücksichtigt werden muss. Aus Bild 2-12 ist graphisch zu entnehmen, das mit Anrissbildung zwischen 1 000 h und 10 000 h Beanspruchungsdauer zu rechnen ist, eine rechnerische Interpolation ergibt $t_A = 1\,340 \text{ h}$. Aufgrund der dominierenden Spannungsintensität ist mit einer Rissspitzenschädigung zu rechnen.

Das Zwei-Kriterien-Verfahren hat den Vorteil, dass die bauteilbezogenen Beanspruchungsparameter σ_n und K_{I0} und die experimentellen Ergebnisse der Bezugskleinproben, also von Zeitstandproben und Cs25-Proben, einfach zu ermitteln sind. Es lässt sich so ein relativ einfaches Abschätzverfahren zur Kriechrisseinleitung für zahlreiche Werkstoffe bereitstellen. Anwendungen des Zwei-Kriterien-Diagramms auf 1%CrMoV und 9-12%CrMo(WNb)V-Stähle verschiedener Probestypen haben gezeigt [10], dass das Risseinleitungsverhalten von Großproben und damit vermutlich auch von Bauteilen teilweise sehr konservativ abgeschätzt wird.

2.4.6 Vergleich der Bewertungsrichtlinien

In den o.g. Dokumenten werden elastische und vereinfachte inelastische Analysemethoden vorgeschlagen, die eine konservative Abschätzung ermöglichen und die Anzahl der mit aufwändigen Verfahren numerisch zu untersuchenden Spannungskonzentrationsstellen am Bauteil begrenzen. Auf die Notwendigkeit der Durchführung einer inelastischen Analyse zur quantitativen Bewertung vorhandener Spannungen und Dehnungen beim Auftreten signifikanter Kriechverformungen wird jedoch in den meisten Dokumenten verwiesen. Alle Verfahren sind phänomenologischer Natur.

In allen Prozeduren werden am Probestab ermittelte Werkstoffkennwerte als Basisdaten verwendet (Warmstreckgrenze und Zeitstandfestigkeit – spannungskontrolliert; Anriss- oder Bruchlastspielzahl – dehnungskontrolliert). Die Regelwerke unterscheiden sich hinsichtlich der angewandten Methoden, um die im Bauteil vorherrschenden Spannungen und Dehnungen zu bestimmen. Darüber sind sowohl der bis 1000fache Größenunterschied zwischen Standardprobe und Bauteil zu berücksichtigen als auch die Wirkung von Spannungskonzentrationsstellen und wechselnden äußeren Beanspruchungen.

Die vorstehend genannten Prozeduren wurden im Rahmen eine Beispielrechnung für ein Referenzbauteil [56] auf die gleichen Ausgangsdaten angewandt. Es ergaben sich deutlich voneinander abweichende Ergebnisse. Die experimentell bestimmte Initiierungsdauer eines Kriechermüdungsrissses der Länge 50 μm betrug $t_A = 35$ h. Mit den unterschiedlichen Verfahren wurden Anrisszeiten zwischen 0,5 und 610 h vorhergesagt! Daran ist weiterer Handlungsbedarf erkennbar. Einerseits sind Schädigungsmechanismen und deren Extrapolationsmöglichkeiten bisher nicht vollständig bekannt, andererseits enthält jede Richtlinie Vereinfachungen und über Sicherheitsbeiwerte abgesicherte Annahmen.

Tabelle 2-1: Gegenüberstellung der Bewertungsmethoden

Bewertungsrichtlinie	ASME-Code	R5	PD-6539	A16 RCC-MR	ZKD
Bewertungsmethode enthalten zu:					
Rissinitiierung					
im defektfreien Bereich	—	x	—	—	—
an Spannungskonzentrationsstellen	—	x	(x)	x	x
Risswachstumsgeschwindigkeit					
Kriechriss	—	x	x	x	—
Ermüdungsrisss	—	x	x	x	—
Kriechermüdungsrisss	—	x	x	x	—
bruchmechanische Defektbewertung					
Berechnung von K_I	—	x	x	x	x
Berechnung von C^*	—	x	—	x	—
Schädigungsakkumulation					
Schädigungssumme für unterschiedliche Belastungshöhe	x	x	x^1	x	x
Schädigungssumme für unterschiedliche Belastungsarten	x	x^2	—	x	—

¹⁾ nur Kriechbruch betrachtet,

²⁾ für zyklische Dehnungen großer Amplitude modifiziert

Im Zwei-Kriterien-Diagramm, sowie in A16, R5 und PD6539 wird auf bruchmechanische Verfahren zurückgegriffen, siehe Tabelle 2-1. Meist wird die Rissausbreitungsgeschwindigkeit damit korreliert, im Zwei-Kriterien-Verfahren die Risseinleitung. Mit Hilfe bruchmechani-

scher Parameter (K_I , C^* bzw. deren Modifikationen) kann ein mathematischer Zusammenhang zwischen Beanspruchung, realer oder fiktiver Fehlergröße und einem Werkstoffkennwert, der den Werkstoffwiderstand gegenüber Rissausbreitung kennzeichnet, hergestellt werden [65]. Damit ist eine form- und größeninvariante Beschreibung des Schädigungsverhaltens möglich.

3 Aufgabenstellung

Das Risseinleitungs- und Rissausbreitungsverhalten unter Kriechermüdungsbeanspruchungen soll mit Hilfe experimenteller Untersuchungen charakterisiert werden. Die Festlegung der Anzahl der Versuche bzw. deren Belastungshöhe richtet sich nach der Anforderung, praxisübertragbare Ergebnisse zu erzielen.

Werkstoffe:

Mit dem bainitischen Stahl 30CrMoNiV4-11 sowie dem martensitischen Rohrwerkstoff X10CrMoVNb9-1 soll jeweils ein Vertreter der bewährten, seit Jahrzehnten im Einsatz befindlichen warmfesten Stähle vom Typ 1%CrMoV sowie der modernen martensitischen Hochleistungsstähle bei ihren jeweiligen oberen Einsatztemperaturen geprüft werden. Diese Werkstoffe bzw. Werkstoffe des gleichen Legierungstyps werden in der Kraftwerkstechnik, in der Petrochemie sowie in anderen Zweigen des Anlagenbaus verarbeitet. In eingeschränktem Maße wird eine Übertragbarkeit der Versuchsergebnisse auf den Stahlguss für Turbinen- und Ventilgehäuse des gleichen Legierungstyps erwartet.

Probengrößen:

Anhand der Erfahrungen aus den Kriechrissuntersuchungen werden für die Prüfung des Kriechermüdungsrissverhaltens die Probentypen CT (Compact tension) mit Seitenkerben und D (Double edge notched tension) in den Größen Cs25 und Cs50 sowie D15 und D60 ausgewählt. Mit der Prüfung von zwei verschiedenen Probentypen in jeweils zwei Größen wird dem im Kriechrissverhalten beobachteten Probengrößeneinfluss Rechnung getragen. Bauteilähnliche Großproben stellen sicher, dass beim Vergleich von Bauteil- und Probenbelastung ähnliche Geometrie- und Versagensverhältnisse vorliegen.

Versuchsparameter:

Mit langzeitigen Versuchen bis ca. 8 000 h bzw. 30 000 LW sollte ein niedriges Beanspruchungsniveau untersucht werden. Das ist notwendig, da nur so die Überbewertung von Kurzzeiteffekten verhindert werden kann. Damit wird die Grundlage für eine Übertragbarkeit auf die noch tiefer liegenden betrieblichen Beanspruchungen bei projektierten Anlagenlaufzeiten von 200 000 h gelegt. Mit den o.g. Lastwechselzahlen wird der praxisrelevante LCF-Bereich erfasst, der an Kraftwerksanlagen im Mittel- und Spitzenlastbereich zu erwarten ist.

Mit Haltezeiten zwischen 0,1 h und 10 h ist der besonders interessierende Bereich der Interaktion zyklischer und statischer Schädigung im Kriechbereich abzudecken. Bei längeren Haltezeiten ist nur noch geringer Einfluss zyklischer Schädigung zu erwarten. Eine Staffe-

lung dazwischen liegender Haltezeiten bietet die Möglichkeit zur Interpolation der Ergebnisse.

Der Grenzfall der Kriechermüdungsbeanspruchung bei Haltezeit Null (Ermüdungsrisseinleitung) ist ebenfalls durch experimentelle Ergebnisse abzusichern. Durch diese rein zyklischen Versuche im Hochtemperaturbereich ist eine Grundlage für die Beschreibung der Prozesse bei Kriechermüdungsbeanspruchung zu schaffen. Verfügbare Ergebnisse im LCF- bzw. HCF-Bereich beziehen sich überwiegend auf glatte Proben und sind deshalb nur bedingt auf Proben/Bauteile mit Spannungskonzentrationsstellen übertragbar. Zum Grenzfall Kriechriss mit sehr großen Haltezeiten und einmaligem Lastwechsel liegen bereits eine große Anzahl von Ergebnissen, zumindest am 1%CrMoV-Stahl, vor, so dass dieser Bereich als bekannt vorausgesetzt werden kann.

Tabelle 3-1: Versuchsmatrix der geplanten Ermüdungs- und Kriechermüdungsrisssversuche

		Werkstoff 30CrMoNiV4-11			
Frequenz (10⁻³ Hz)	Haltezeit (h)	Zykluszahl geplant (10³ LW)			
		1	3,2	10	32
500	-	Probentyp			Cs25* D15, D60
3	0,1				Cs25
0,9	0,3				Cs25, Cs50 D15, D60
0,3	1,0	Cs25		Cs25, D60	
0,09	3,2	Cs25, Cs50 D15, D60			
0,03	10,0	Cs25, D60	* .. Startkerb erodiert oder angeschwungen		
		Werkstoff X10CrMoVNb9-1			
Frequenz (10⁻³ Hz)	Haltezeit (h)	Zykluszahl geplant (10³ LW)			
		1	3,2	10	32
500	-	Probentyp			Cs25
3	0,1				Cs25
0,9	0,3				Cs25, D60
0,3	1,0	Cs25		Cs25, D60	
0,09	3,2	Cs25 D15, D60			

Die in Tabelle 3-1 dargestellte Versuchsmatrix fasst die o.g. Zielstellungen zusammen und ist Grundlage der hier vorgestellten Arbeiten.

Zur Beschreibung des Risseinleitungsverhaltens soll das bisher für statische Beanspruchungen untersuchte Zwei-Kriterien-Verfahren hinsichtlich Kriechermüdungsbeanspruchungen modifiziert werden.

4 Versuchsdurchführung

4.1 Versuchswerkstoffe

Die hier vorgestellten Untersuchungen wurden an den Werkstoffen 30CrMoNiV4-11, 217am / AMA und X10CrMoVNb9-1, 219g / AXO durchgeführt. Neben der DIN-Werkstoffbezeichnung ist die Prüfnummer der Arbeitsgemeinschaft Warmfeste Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe im VDEh angegeben, die der Kennzeichnung der Charge dient und weitere Angaben zu Erschmelzung und Wärmebehandlung ermöglicht. Beide Stähle wurden auf dem industriell üblichen Weg erzeugt und zu Kraftwerkskomponenten verarbeitet. Der Werkstoff 30CrMoNiV4-11 wurde in Form einer Turbinenwelle von den Industriepartnern der Projektgruppe W14 der AGW zur Verfügung gestellt. Die Abmessungen der Welle sind in [8] dargestellt. Dieser bainitische Stahl wird im vergüteten Zustand im Turbinenbau für Läufer, Schrauben, Bolzen, Flansche sowie für Formteile und große Schmiedestücke verwendet. Er ist bis zu einer Betriebstemperatur von 550 °C einsetzbar und unter Werkstoff-Nr. 1.6946 in SEW 555 [52] genormt. Chemische Zusammensetzung und Wärmebehandlung der Versuchswerkstoffe sind in Tabelle 4-1 und Tabelle 4-2 angegeben.

Tabelle 4-1: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle, Herstellerangaben der Schmelzenanalyse

Werkstoff / lfd. Nr.	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	V	Nb	N
	Masse %											
30CrMoNiV4-11 217am/AMA	0.3	0.24	0.73	0.009	0.018		1.04	0.58	1.05	0.3		
X10CrMoVNb9-1 219g/AXO	0.1	0.3	0.46	0.015	0.003	0.019	8.3	0.17	0.94	0.21	0.07	0.049

Um für den 30CrMoNiV4-11 eine große Homogenität der Werkstoffeigenschaften zu erreichen, wurde er der in Tabelle 4-2 angegebenen Zweitwärmebehandlung unterzogen. Durch Arbeiten im Rahmen verschiedener Forschungsvorhaben [8 - 10] wurde durch Gefügeuntersuchungen, Kerbschlagbiegeprüfungen, Zugversuche und Zeitstanduntersuchungen die Gleichmäßigkeit der Werkstoffeigenschaften nachgewiesen. In Tabelle 4-2 sind ebenfalls die wesentlichen mechanisch-technologischen Kurzzeiteigenschaften zusammengestellt, auf die Ergebnisse der Zeitstanduntersuchungen wird anschließend eingegangen.

Tabelle 4-2: Erzeugnisform, Wärmebehandlung und mechanische Kurzzeiteigenschaften der untersuchten Stähle

Werkstoff/lfid. Nr.	Erzeugnisform, Abmessungen	Wärmebehandlung				
30CrMoNiV4-11 217am/AMA	Welle, $\varnothing_{\max} = 790$ mm, Länge $l = 4\ 610$ mm	200 °C/16h, 950 °C/7 h/Luft, 930 °C/7h/Öl				
X10CrMoVNb9-1 219g/AXO	Rohr, $\varnothing_a = 492$ mm $\varnothing_i = 332$ mm Länge $l = 2000$ mm	1050 °C / 10 min / Luft, 750 °C / 70 min / Luft				
Mechanische Eigenschaften						
Werkstoff/lfid. Nr	ϑ (°C)	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A_u (%)	Z_u (%)	E-Modul (GPa)
30CrMoNiV4-11 217am/AMA	RT 530	610 444	748 508	20 21	65 77	155
X10CrMoVNb9-1 219g/AXO	RT 600	575 342	733 386	20 31	91	165

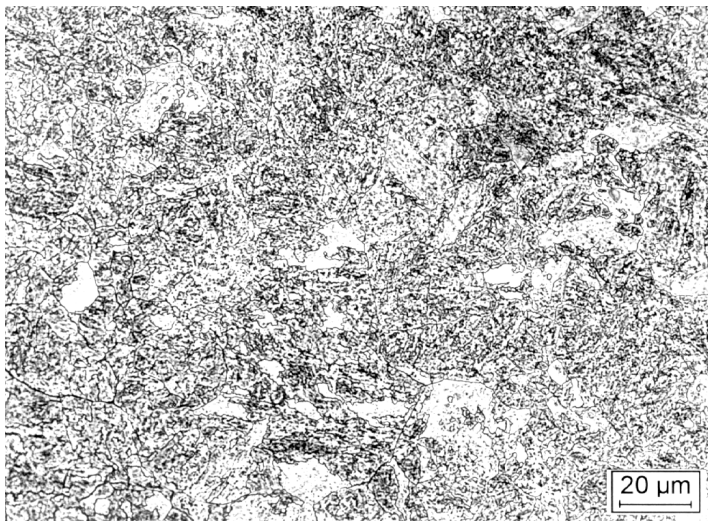


Bild 4-1:
Gefüge des Werkstoffes
30CrMoNiV4-11 im Ausgangszu-
stand

Der Werkstoff X10CrMoVNb9-1 (Werkstoff-Nr. 1.4903) wurde in Form eines nahtlosen Rohrsegmentes mit dem Außendurchmesser $\varnothing_a = 492$ mm und einer Wandstärke $s = 85$ mm geliefert. Bei diesem Werkstoff handelt es sich um einen in den 70iger Jahren in den USA entwickelten martensitischen Stahl, der nunmehr auch in Europa den bis dahin verwendeten Stahl X20CrMoV12-1 im Bereich der Frischdampf- und HZÜ-Rohrleitungen und –Formstücke (bzw. als G-X22CrMoV12-1 für Turbinen- und Ventilgehäuse) ersetzt [49 - 51, 97]. Interessant ist vor allem die gegenüber X20CrMoV12-1 um ca. 50% höhere Zeitstandfestigkeit (600 °C, 10^5 h) [29]. Angaben zur chemischen Zusammensetzung, der Wärmebehandlung

und den mechanisch-technologischen Eigenschaften des Versuchswerkstoffes sind in Tabelle 4-1 und Tabelle 4-2 enthalten. Auch bei diesem Versuchswerkstoff war aufgrund von Vorprüfungen eine ausreichende Gleichmäßigkeit anzunehmen [11].

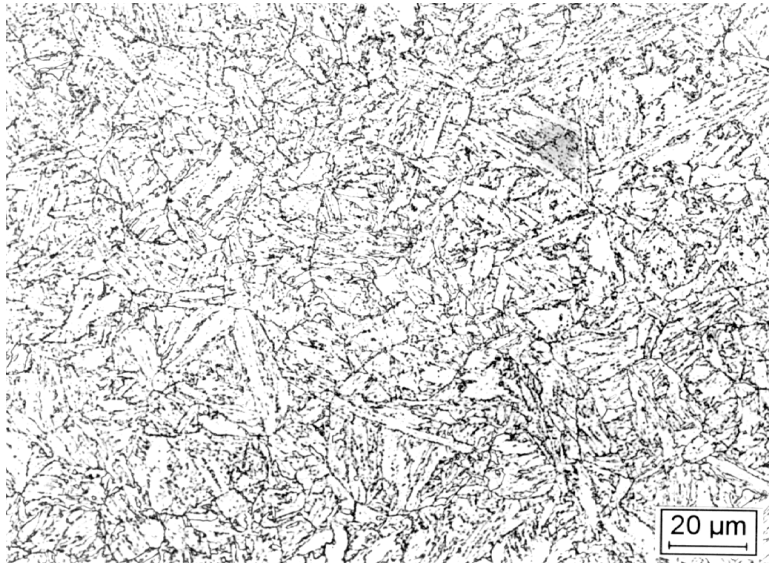


Bild 4-2:
Gefüge des Werkstoffes
X10CrMoVNb9-1 im Aus-
gangszustand

4.2 Zyklisches Festigkeitsverhalten

Beide Werkstoffe zeigen unter einachsiger dehnungskontrollierter zyklischer Beanspruchung ein entfestigendes Verhalten. Diese Abnahme der resultierenden Spannung ist auf Entfestigungsprozesse im Werkstoff zurückzuführen und quantitativ von der Dehnungsschwingbreite abhängig.

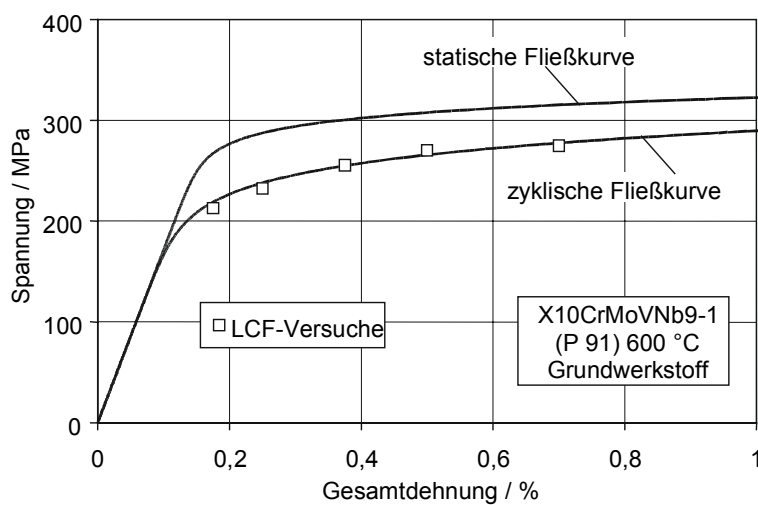


Bild 4-3:
Entfestigungsverhalten des
Werkstoffes X10CrMoNiV9-1
bei $\vartheta = 600 \text{ }^\circ\text{C}$, Kennwerte
der zyklischen Versuche be-
stimmt bei $N_A/2$ [115]

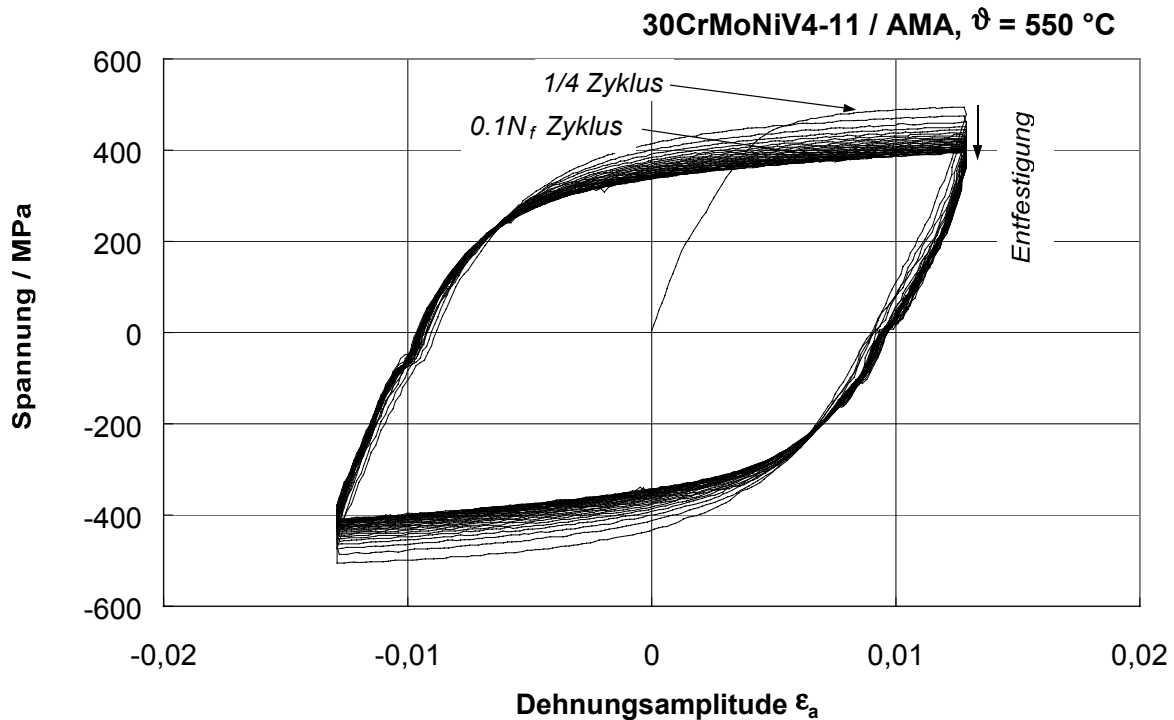


Bild 4-4: Entfestigungsverhalten des Werkstoffes 30CrMoNiV4-11 bei $\vartheta = 550\text{ °C}$ [104]

Für X10CrMoVNb9-1 ist anhand des Vergleiches von statischer und zyklischer Fließkurve in Bild 4-3 ein entfestigendes Verhalten zu erkennen, die zyklische resultierende Spannung wurde im stabilisierten Zustand bei $N_A/2$ bestimmt. In Bild 4-4 ist die Verringerung der resultierenden Spannung unter zyklischer Beanspruchung zwischen dem ersten Halbzyklus und dem stabilisierten Zustand bei $N_f/10$ für 30CrMoNiV4-11 dargestellt.

4.3 Zeitstandverhalten

Das Zeitstandverhalten wurde an beiden Stählen umfangreich untersucht [8 - 11]. Da die Zeitstandeigenschaften eine wesentliche Einflussgröße des Kriechermüdrissverhaltens darstellen, sollen an dieser Stelle die Ergebnisse kurz zusammengefasst werden.

An der Charge 217am / AMA des 30CrMoNiV4-11 wurden jeweils glatte und gekerbte Proben entsprechend DIN 50 118 bzw. Euronormentwurf prEN 10291 untersucht. Die bisher erreichten Versuchszeiten betragen ca. 100 000 h, Bild 4-5. Allgemein liegen die Mittelwerte der glatten Proben der untersuchten Charge oberhalb der Mittelwerte aus SEW 555 (1984) [52].

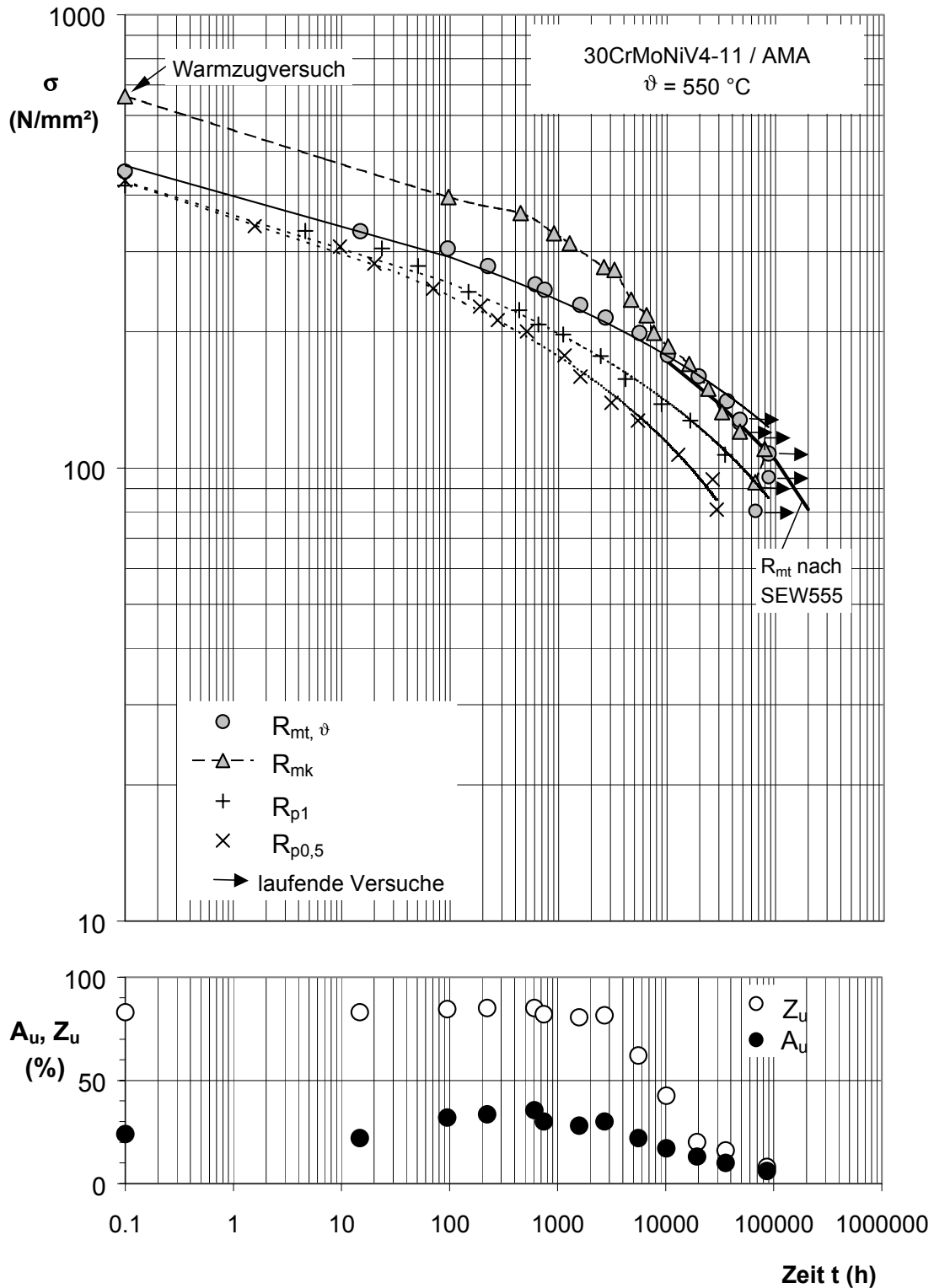


Bild 4-5: Ergebnisse der Zeitstanduntersuchungen am Werkstoff 30CrMoNiV4-11 bei 550 °C

Anhand der Ergebnisse der gekerbten Proben wird deutlich, dass der Werkstoff in einem leicht kerbzähigkeitsgeminderten Zustand vorliegt. Das ist anhand des Kerbzustandfestigkeitsverhältnisses $\gamma_k = R_{mk} / R_{mt}$ in Bild 4-6 zu erkennen, welches ab ca. 18 000 h Beanspruchungsdauer leicht unterhalb von eins liegt. Der Rückgang der Verformungsfä-

higkeit ist auch am zeitlichen Verlauf der entsprechenden Kennwerte (Zeitbruchdehnung A_u , -einschnürung Z_u) der glatten Proben in Bild 4-5 abzulesen.

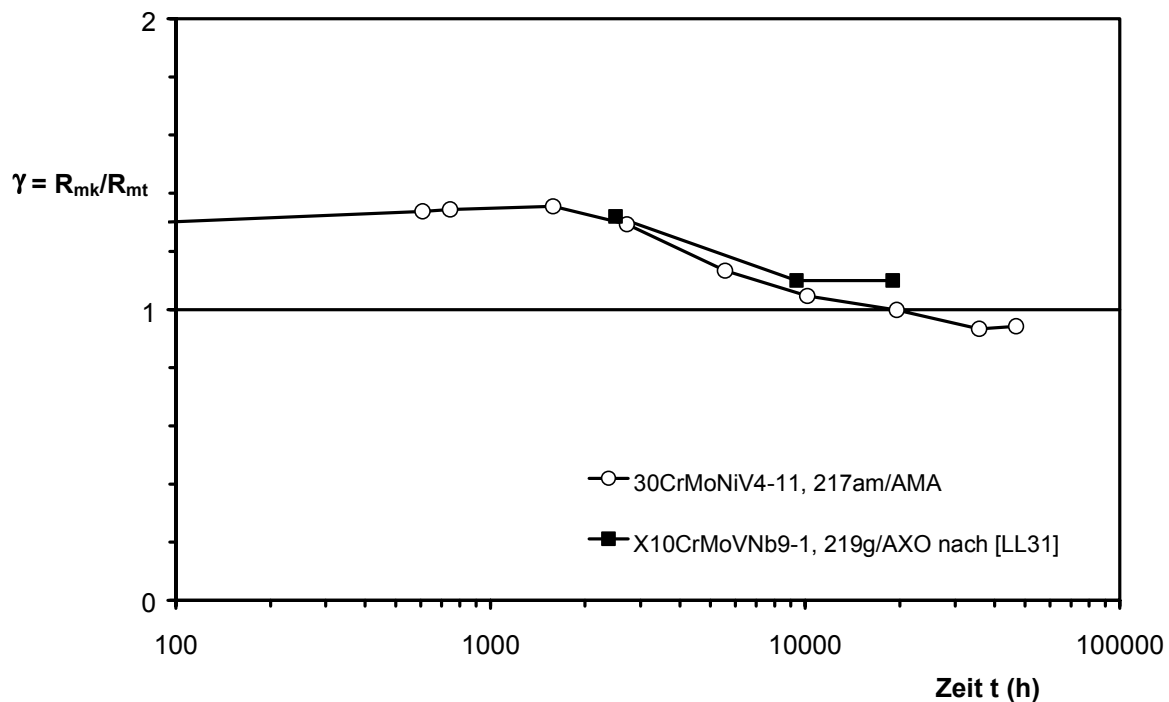


Bild 4-6: Bezogenes Kerbzeitstandverhältnis der untersuchten Werkstoffe

Die Abhängigkeit der Zeitstandeigenschaften von Radius und Länge der untersuchten Turbinenwelle wurde in umfangreichen Homogenitätszeitstandversuchen in [8] bestimmt. Dazu wurden glatte Proben auf Spannungshorizonten entsprechend 1 000 h Bruchzeit geprüft, aus der tatsächliche Bruchzeit wurde die Gleichmäßigkeit bewertet. Hinsichtlich radialer Lage, Winkellagen- und Axialitätseinfluss liegen die Ergebnisse im Bereich der üblichen Streuungen.

Zur Ermittlung des Zeitstandverhaltens des 9% CrMoVNb-Stahles 219g / AXO wurden in [11] ebenfalls Zeitstandversuche an glatten Proben durchgeführt, die Ergebnisse bis ca. 15 000 h sind in [Bild 4-7](#) dargestellt. Eine Unterschreitung gegenüber den Vorgaben aus WB 435 R ist aufgrund der bisherigen Ergebnisse nicht zu erwarten. Die Prüfung gekerbter Proben wurde in [31] durchgeführt. Erwartungsgemäß ergab sich aufgrund der Legierungszusammensetzung keine Kerbzeitstandsversprödung. Die Homogenitätsuntersuchung an 15 glatten Proben ergab keinen systematischen Einfluss der Entnahmeposition (radiale Lage, Axiallage, Winkellage) auf die Zeitstandeigenschaften.

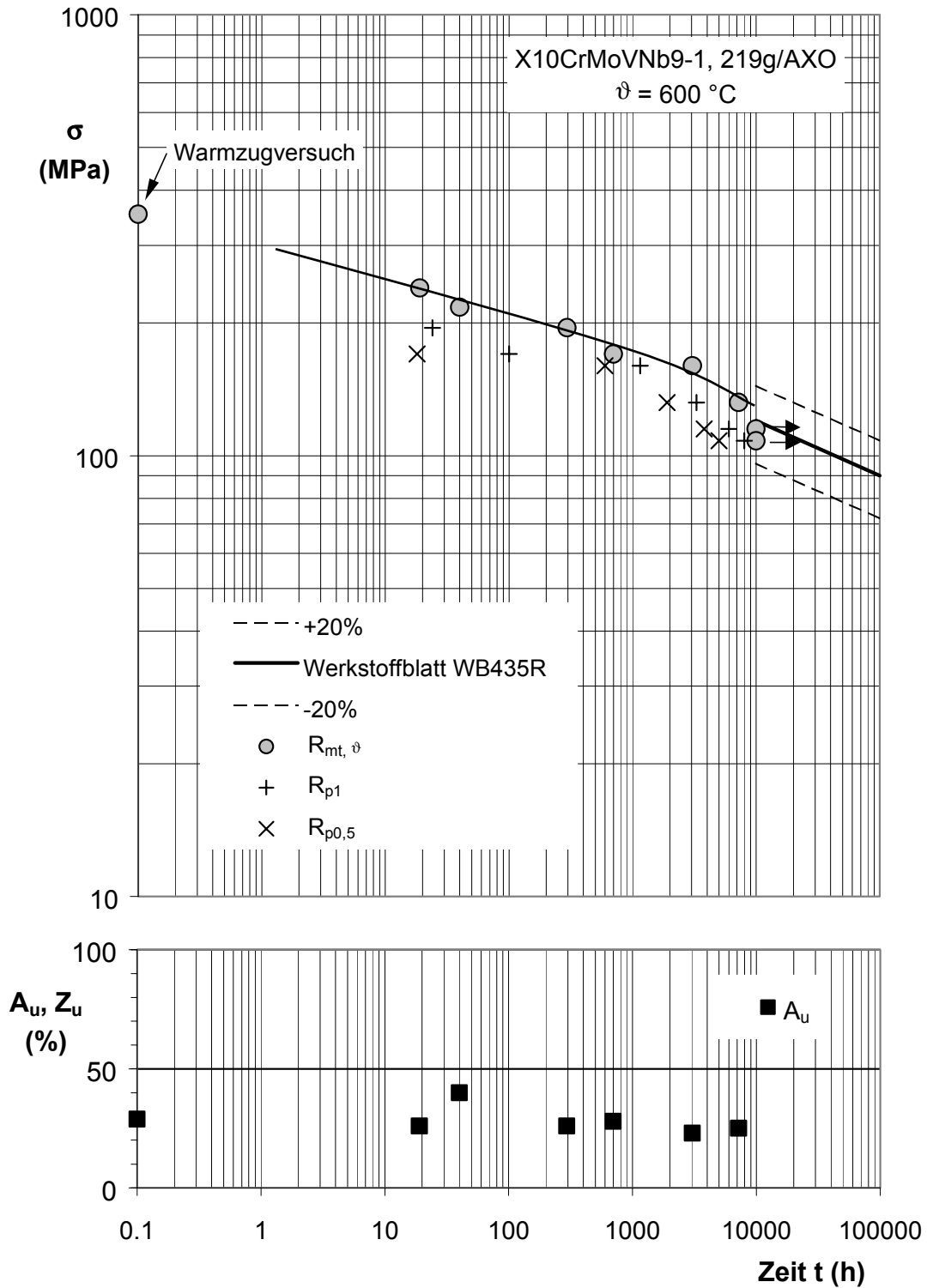


Bild 4-7: Ergebnisse der Zeitstanduntersuchungen am Werkstoff X10CrMoVNb9-1 bei 600°C

4.4 Probenentnahme für Kriechermüdungsversuche

Alle Proben des Werkstoffes 30CrMoNiV4-11 wurden ausschließlich Wellensegmenten entnommen, die durch begleitende Homogenitätszeitstandversuche ausreichend untersucht wurden. Entsprechend der betrieblichen Beanspruchung ist eine Entnahme der Proben ent-

sprechend tangentialer Belastung zu bevorzugen. Das wurde nur an Kleinproben des Werkstoffes X10CrMoVNb9-1 konsequent verwirklicht. Großproben mussten aufgrund der begrenzten Wandstärke von 85 mm an diesem Werkstoff entsprechend axialer Beanspruchung entnommen werden. Ebenfalls entsprechend axialer und radialer Belastung wurden die Proben am 30CrMoNiV4-11 entnommen, da diese Variante der Probenentnahme materialsparender ist und infolge der Gleichmäßigkeit der Eigenschaften keine Nachteile zu erwarten sind [8].

4.5 Versuchsdurchführung

Alle Kriechermüdungsrisssversuche an Großproben sowie die Versuche unter rein zyklischer Beanspruchung wurden an der MPA Stuttgart mit einer kontinuierlichen Messdatenerfassung durchgeführt. Planmäßige Versuchsunterbrechungen waren jeweils nur für einzelne Großproben zur Anfertigung von Replikaabdrücken vorgesehen. Zur Bestimmung der Risslänge a_R während des Versuches sowie des Zeitpunktes der Risseinleitung t_A wurde die Wechselstrompotentialsondentechnik verwendet. Die Prüftechnik ist detailliert in [46] beschrieben. Das Verfahren beruht auf der Widerstandsänderung der elektrischen Leitfähigkeit bei Rissausbreitung. Diese Widerstandsänderung führt zu einer Änderung des an der Kerbspitze abzugreifenden Spannungsabfalls, die Potentialänderung ist dabei proportional der Rissverlängerung. Nach Versuchsende wurde der zeitliche Verlauf des Potentialsondensignals mit der Endrisslänge auf der freigelegten Bruchfläche kalibriert.

Ferner wurde bei allen Proben die Lastangriffspunktverschiebung v während des Versuches gemessen. Hierzu wurden kapazitive Hochtemperatur-Wegaufnehmer verwendet, die mittels Punktschweißung direkt auf die Probenoberfläche über der Rissstartkerbe appliziert wurden. Vor dem Einsatz der Geber wurden diese thermisch ausgelagert sowie eine geberspezifische Kennlinie für den nicht linearen Zusammenhang zwischen Kapazität und Weg erstellt. Zusätzlich wurden Härteeindrücke als Messmarken auf den Stirnseiten und entlang des Rissweges eingebracht, um die während des Versuches gemessene Verformung zu überprüfen.

An den D60-Proben wurden in Versuchspausen teilweise der Rissfortschritt über Gefügeabdrücke an den Außenseiten der Kerben kontrolliert. Dazu wurden die Proben entlastet, abgekühlt und die Öfen geöffnet. Diese Replikaabdrücke dienten ebenfalls zur Kalibrierung des Potentialsondensignals, wobei die Krümmung der Rissfront über der Probenbreite zu berücksichtigen war.

Alle Kriechermüdungsrissversuche wurden unter kraftkontrollierter Zugschwellbelastung durchgeführt. Die Versuchsserien unterscheiden sich durch die Länge der Haltezeiten t_H und die absolute Belastungshöhe. Nach Durchlaufen der Haltezeit wurde auf F_{\min} entlastet und ohne Pause wieder belastet. Das Belastungsverhältnis von $R = F_{\min}/F_{\max} = 0,1$ wurde für alle Versuche konstant gehalten, ebenfalls die Rampenlaufzeit $t_R = 10$ s. Die Sollwertvorgabe der verwendeten servohydraulischen Prüfmaschinen mit Lastkapazitäten zwischen 100 und 2 500 kN sowie die Messdatenerfassung erfolgte mittels PC. Die Durchführung der Kriechrissversuche, auf die teilweise Bezug genommen wird, erfolgte analog bei statischen Lasten, Erläuterungen siehe [8-10].

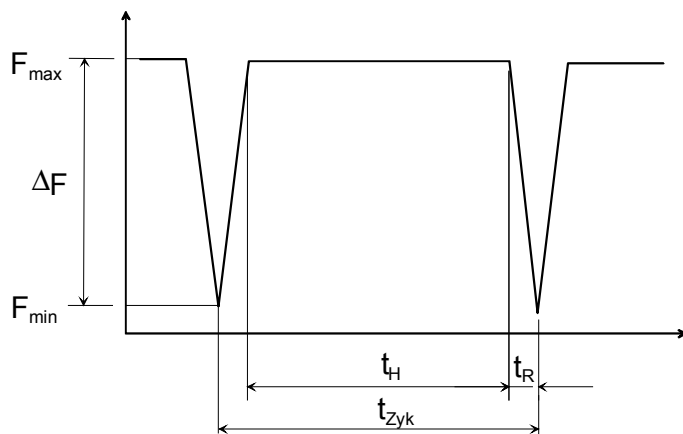


Bild 4-8:
Belastungszyklus im Kriechermüdungsrissversuch, schematisch

Alle Kriechermüdungsrissversuche an Kleinproben wurden im IfW Darmstadt als unterbrochene Versuche durchgeführt. Auf die Unterschiede in der Prüfmethodik soll kurz eingegangen werden. Die Technik der unterbrochenen Versuche am IfWD ist in [8, 9] ausführlich beschrieben worden. Für jeden Beanspruchungsfall wurde jeweils eine Serie von bis zu 15 Proben gleicher Geometrie unter gleichen Prüfbedingungen in Zeitstandvielprobenprüfmaschinen geprüft. Nach gestaffelten Zeitanteilen der geschätzten Bruchzeit wurde der Versuch unterbrochen, an allen Proben die Lastangriffspunktverschiebung $v(t)$ gemessen sowie eine Probe entnommen und zur Bestimmung der Risslänge a_R aufgebrochen. Aus der stärker belegten $v(t)$ -Kurve wurde über einen Zusammenhang $a_R - v$ die $a_R(t)$ -Kurve durch weitere Interpolationspunkte ergänzt. Bei dieser Versuchsart liegt die Streuung der Kriechrissdaten gewöhnlich in der Größenordnung derer der Zeitstanddaten, sodass ein werkstoffbedingter Einfluss betrachtet wird [28, 47].

5 Versuchsergebnisse

5.1 Ermüdungsrisseinleitung

Die wesentlichen Ergebnisse der Ermüdungs- und Kriechermüdungsversuche sowie die zugehörigen Belastungen sind im Anhang in Tabelle A1 bis A5 dargestellt.

Zuerst wird das Anrissverhalten am **Werkstoff 30CrMoNiV4-11** unter rein zyklischer Beanspruchung betrachtet. Die Prüfungen wurden an Bruchmechanikproben durchgeführt und die Ergebnisse in Form einer Kerbproben-Wöhlerlinie dargestellt. Die Anrisslastspielzahlen dieser bei 550 °C durchgeführten Versuche sind in Bild 5-1 dargestellt, wobei die Schwingbreite der Spannungsintensität ΔK_{I_0} als Beanspruchungsparameter gewählt wurde. Die Mittelwertlinie ist Ergebnis einer linearen Regressionsrechnung. ΔK_{I_0} kennzeichnet die Spannungsintensität bei der Risstiefe a_0 . Als Schädigungskriterium gilt Anrissbildung, wobei für die Bestimmung des Anrisszeitpunktes das Proportionalkriterium der technischen Rissinitiation zur Anwendung kommt, wie bei den statischen Kriechrissversuchen in Abschnitt 2 erläutert. Im Fall der Cs25-Proben ist der Initiierungszeitpunkt entsprechend $a_A = 0,004 \cdot W$ für eine Risslänge von $a_R = 0,2$ mm definiert.

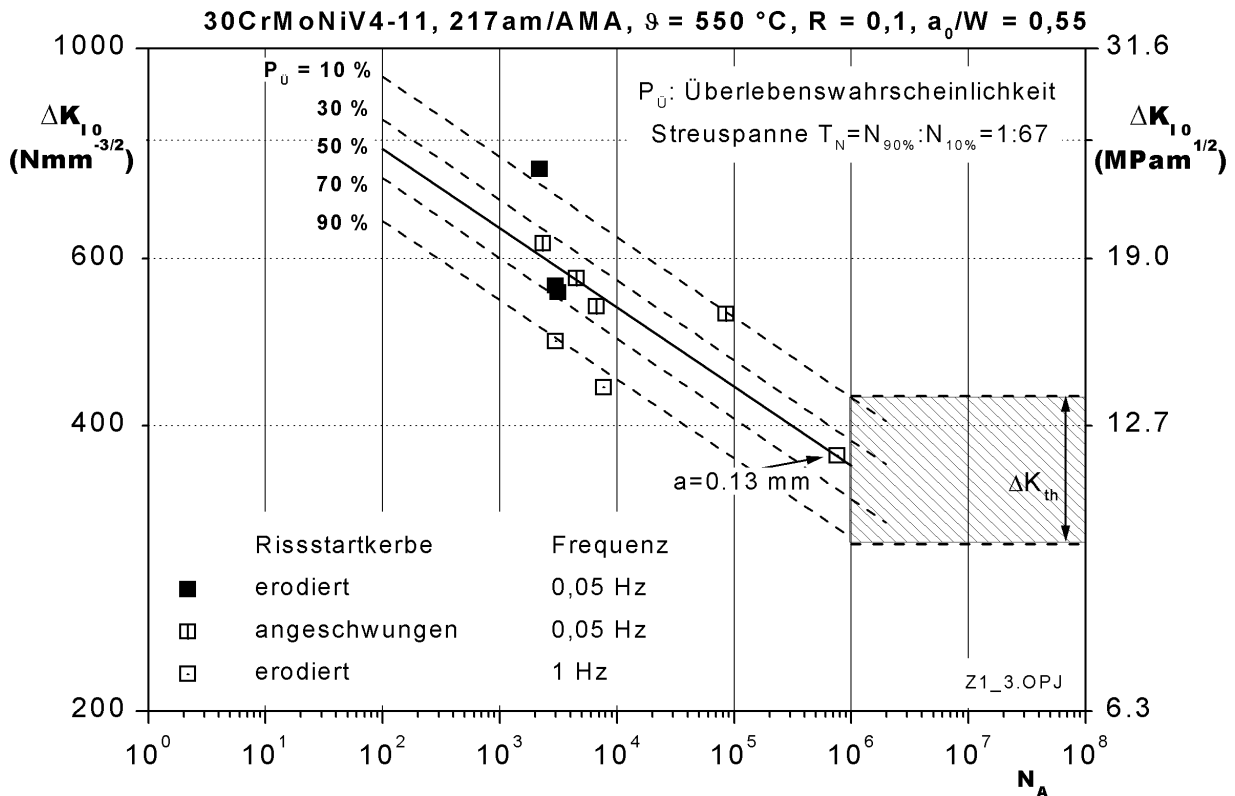


Bild 5-1: Anrisslastspielzahl N_A als Funktion der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK_I für Cs25-Proben, Werkstoff 30CrMoNiV4-11

Der Schwerpunkt der experimentellen Arbeiten lag im Bereich von 1 000 bis 10 000 Anrisslastwechseln entsprechend den Anforderungen des Kraftwerksanlagenbaus mit Präferenz im LCF-Bereich. Anhand dieser Versuche sollte der Einfluss verschiedener Faktoren, beispielsweise Prüffrequenz und Form des Startkerbes, herausgearbeitet werden. Zur Stabilisierung der Wöhlerlinie wurden einzelne Versuche auf niedrigeren Lastniveaus durchgeführt. Der Versuch mit $\Delta K_{I_0} = 370 \text{ Nmm}^{-3/2}$ wurde nach $7,6 \cdot 10^5 \text{ LW}$ abgebrochen. Die Risslänge in der Probe betrug zu diesem Zeitpunkt 0,13 mm und liegt damit knapp unterhalb der Definition technischer Anrisses mit $a_A = 0,2 \text{ mm}$. Nach der Zeitfestigkeitsgeraden schließt sich ein Bereich an, in dem die Beanspruchung unterhalb des Schwellwertes zyklischer Rissausbreitung ΔK_{th} liegt, der anhand der Ergebnisse aus [42] abgeschätzt wurde. Da ΔK_{th} frequenz- und zeitabhängig ist, kann kein exakter Wert dieser „Dauerfestigkeit“ definiert werden, im Abschnitt 5.2 wird darauf näher eingegangen.

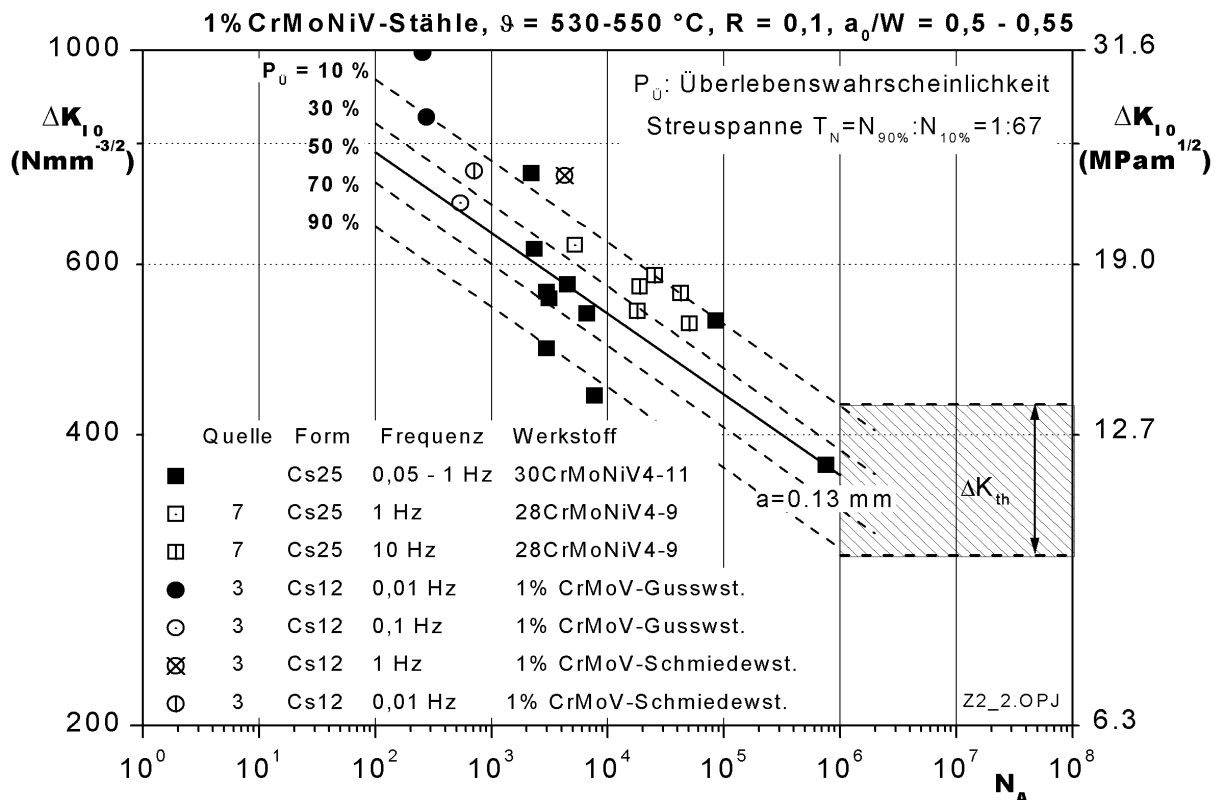


Bild 5-2: Risseinleitungsdaten für zyklischer Beanspruchung an 1%CrMoV-Stählen

Um eine ausreichende Datenbasis zur Bewertung des Kriechermüdungsrisserhaltens zu gewinnen, wurden die vorliegenden Daten mit Ergebnissen von Zugschwellversuchen an Bruchmechanikproben für 1% CrMo(Ni)V-Stählen aus der Literatur ergänzt, Bild 5-2. Alle hier berücksichtigten Versuche wurden ebenfalls mit einem Spannungsverhältnis von $R = 0,1$ durchgeführt. Zum ersten betrifft das Ergebnisse des COST-Programmes [7] am Werkstoff 28CrMoNiV4-9. Die dort veröffentlichten Versuche wurden an Cs25-Proben bei 1 Hz bzw. 10 Hz Prüffrequenz durchgeführt, allerdings bei niedrigerer Prüftemperatur von $530 \text{ }^\circ\text{C}$.

Die Ergebnisse ordnen sich gut in die vorhandenen ein, obwohl als Rissinitiierungskriterium eine Risslänge von $a_A = 0,5$ mm gewählt war, gegenüber $a_A = 0,2$ mm der eigenen Versuche an Cs25-Proben. Dadurch enthält die Anrissdauer N_A bzw. t_A der Literaturergebnisse einen größeren zeitlichen Anteil für Rissausbreitung, die Daten liegen deshalb im oberen Bereich des Streubandes.

Bild 5-2 enthält darüber hinaus Ergebnisse aus einem weiteren europäischen Verbundprogramm HIDA, High Temperature Defect Assessment, [3] an 1% CrMoV-Guss- und Schmiedestählen. Die Ergebnispunkte wurden auf der Grundlage der vorhandenen Messdaten entsprechend dem Vorgehen von IfW und MPA neu ermittelt. Die Versuche des HIDA-Programmes wurden ebenfalls bei 530 °C durchgeführt. Es kamen Versuchsfrequenzen von 0,01 Hz bis 1 Hz zur Anwendung und vorrangig wurden Cs12-Proben untersucht. Diese Daten unterstützen die Risseinleitungskurve im Bereich kleiner Anrisslastwechselzahlen. Signifikante Unterschiede zwischen Guss- und Schmiedestahl sowie hinsichtlich der unterschiedlichen Versuchsfrequenzen lassen sich nicht erkennen.

Der **Einfluss der Rissstartkerbe** beim Vergleich von Proben mit Ermüdungsrisss und Erosivkerb kann auch bei rein zyklischer Beanspruchung, wie zuvor in Abschnitt 2.1 - Kriechrisseinleitung dargestellt, weitgehend vernachlässigt werden. Das deutet darauf hin, dass die physikalische Anrissbildung im Mikrobereich unter zyklischer Beanspruchung nach sehr kleinem Lebensdaueranteil stattfindet (möglicherweise bereits während des ersten Lastwechsels), unabhängig von der Kerbschärfe der Proben. In der Zeitfestigkeitsgeraden kommen dann lediglich lastniveaubedingte Unterschiede in der Rissausbreitungsgeschwindigkeit während der Phase der Mikrorissausbreitung bis zum technischen Anriss zum tragen. Eventuell spielt auch der Prozess des *bluntings* der Rissspitze und die damit verbundene Abstumpfung eines scharfen Kerbs bei hoher Temperatur – niedriger Festigkeit – eine Rolle.

Ein systematischer **Einfluss der Versuchsfrequenz** ist zwischen 0,05 und 1 Hz nicht erkennbar bzw. liegt im Rahmen der hier vorliegenden Streuungen. Standardmäßig wurden Versuche mit 0,05 Hz durchgeführt. Diese, für Proben mit angeschwungenen sowie erodierten Rissstartkerben verwendete Prüffrequenz entspricht der bei den Versuchen mit Haltezeit verwendeten Rampenfrequenz, d.h. die Dauer eines Entlastungszyklus bei den Kriechermüdungsrisssversuchen zwischen den Halteperioden stimmt mit der Dauer eines Zyklus im Ermüdungsversuch überein. Zusätzlich wurden Versuche mit höherer Belastungsfrequenz ($f = 1$ Hz) durchgeführt. Der vernachlässigbare Einfluss der Prüffrequenz auf die Ermüdungsrisseinleitungsdauer bzw. Ermüdungsrissswachstumsgeschwindigkeit ist plausibel, da kein Einfluss zeitabhängiger Schädigungsprozesse vorliegt. Dieses Fazit stimmt mit Ergebnissen aus [5, 7] überein.

Das Streumaß für die vorhandenen Daten beträgt $T_N = N_{10\%} / N_{90\%} \approx 67$, für $P_U = 50\%$ wird die Funktion durch

$$\log \Delta K_I = 3,07 - 0,085 \log(N_A) \quad (5-1)$$

für ΔK_{I_0} in $(\text{Nmm}^{-3/2})$ beschrieben.

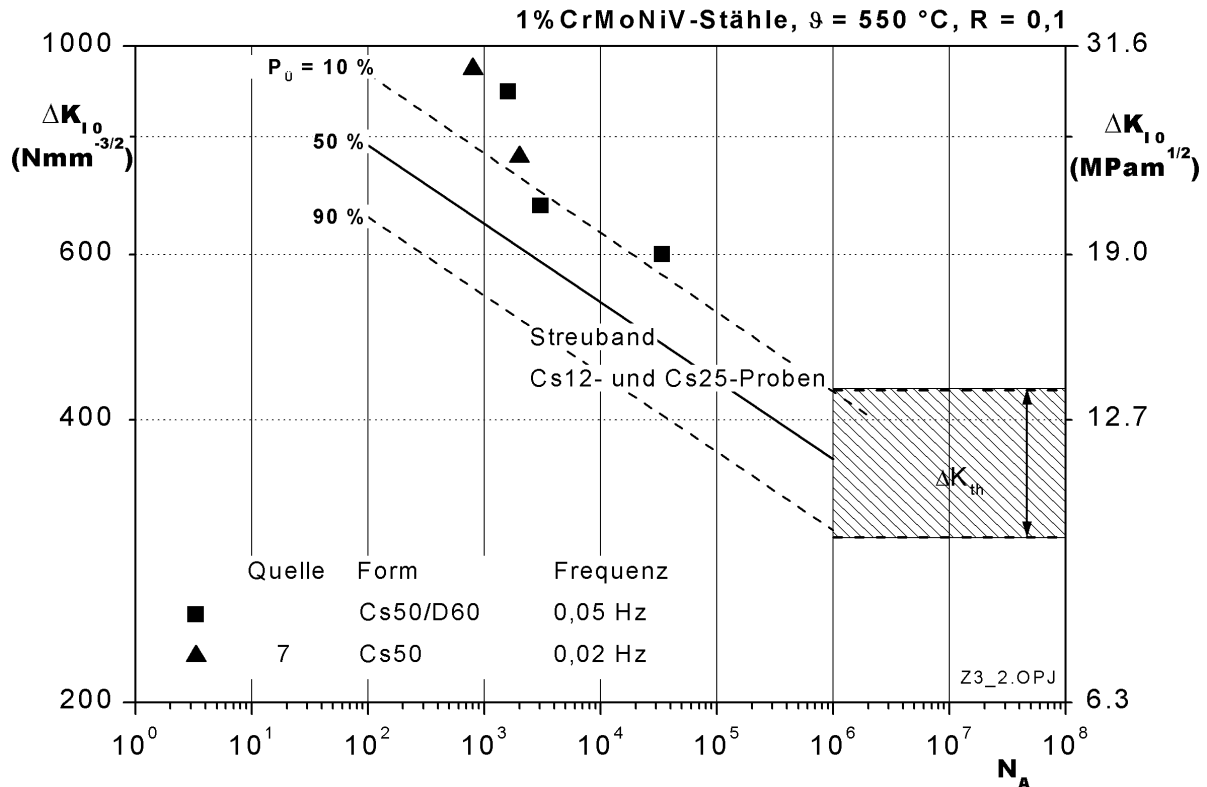


Bild 5-3: Vergleich der Anrisslastwechselzahlen von Großproben mit dem Streuband der Ergebnisse an Cs25-Proben

Zur Bestimmung einer eventuellen **Größenabhängigkeit** des Risseinleitungszeitpunktes wurden drei Versuche an Großproben vom Typ D60 und Cs50 durchgeführt. Die Anrisszeitpunkte dieser Proben sind zu höheren Lastwechselzahlen N_A verschoben und liegen auf bzw. über der $P_U = 10\%$ -Linie der Cs25-Proben, siehe [Bild 5-3](#). Die der Quelle [7] entnommenen Cs50-Ergebnisse aus 530 °C -Versuchen mit $f = 0,017\text{ Hz}$ bestätigen die eigenen Versuche und ordnen sich ebenfalls an der oberen Streubandgrenze ein.

In [Bild 5-4](#) sind die Ergebnisse der kleinen Flachzugproben vom Typ D15 mit einem Start-
risse-längenverhältnis von $a_0/W = 0,2$ den Cs25-Ergebnissen gegenübergestellt. Diese Daten liegen auf bzw. unterhalb der unteren Streubandgrenze. Das Resultat eines Versuches an einer C9-Probe (**C**enter **N**otched **T**ension, Breite 9 mm, $\vartheta = 530\text{ °C}$ [3]) mit vergleichbaren Abmessungen bestätigt diese Tendenz.

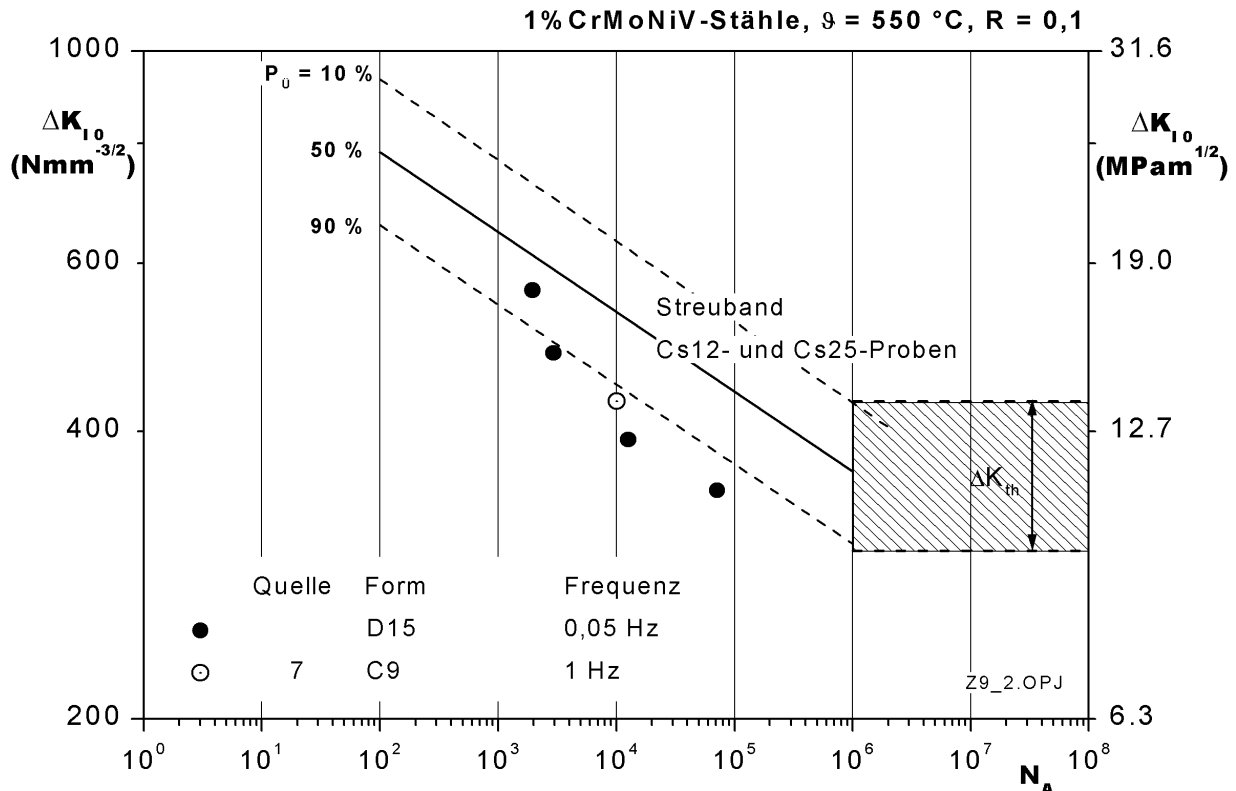


Bild 5-4: Vergleich der Anrisslastwechselzahlen der Kleinproben vom Typ C9 und D15 mit dem Streuband der Ergebnisse an Cs25-Proben

Die längere Laufzeit der Großproben (D60 bzw. Cs50) bzw. kürzere Laufzeit der Kleinproben (C9 bzw. D15) bis zum Anriss ist teilweise durch die Verwendung des proportionalen Anrisskriteriums erklärbar. Für die Cs50-Proben ist zum Beispiel eine Anrisslänge von 0,4 mm und für die D60-Proben eine solche von 0,5 mm definiert, demnach ist der zeitliche Anteil der Rissausbreitung, der im Anrisszeitpunkt N_A enthalten ist, größer als an Cs25-Proben. Für kleinere Proben vom Typ D15 bzw. C9 gilt das äquivalent. Aufgrund dessen wurde versucht, die Streubandbreite durch die Verwendung einer einheitlichen Anrisslänge von 0,5 mm für alle Proben zu verringern (hier nicht dargestellt, [11]). Das war nicht erfolgreich, sodass das verwendete Anrisskriterium also nur zum Teil als Ursache in Frage kommt.

In der Literatur [36] wird hinsichtlich des Größeneinflusses lediglich darauf verwiesen, dass bei zyklischer Beanspruchung aufgrund der geringen Plastifizierung die Ausbildung eines ebenen Spannungszustandes auf die Proben-Seitenflächen begrenzt bleibt. Damit stimmt das Verhalten von Klein- und Großproben trotz unterschiedlicher Querdehnungsbehinderung hinsichtlich des Spannungszustandes überein. Das ist ein wesentlicher Unterschied gegenüber dem Anrissverhalten unter statischer Beanspruchung, siehe Abschnitt 2.1.

Der experimentell beobachtete Größeneinfluss kann jedoch durch die Höhe der Mittelspannung erklärt werden. Aufgrund der Unterschiede der Kerbgeometrie und damit verbundenen unterschiedlichen Formzahlen K_t treten bei gleicher nomineller Spannungsintensität unter-

schiedliche Nennspannungen im Nettoquerschnitt auf. Das kann auch über ein **Rissspitzen-/Fernfeld-Beanspruchungsverhältnis** $V = K_I/\sigma_{no}$ quantifiziert werden, siehe Bild 2-5 in Abschnitt 2-1. Bei Betrachtung von $\Delta K_I = \text{const.}$ ist die vergleichsweise mild gekerbte D15-Probe mit der höchsten Nennspannung konfrontiert. Das steht in Übereinstimmung mit dem beobachteten früheren Anriss der D15-Proben, bezogen auf die Cs25-Ergebnisse. Insbesondere im schwellwertnahen Bereich (Bereich I der Paris-Funktion aus Bild 2-9) ist die Höhe der Mittelspannung für die Rissausbreitungsgeschwindigkeit maßgeblich. Analog gilt die Betrachtung für Cs50- und D60-Proben mit größerer Formzahl und daraus resultierendem späteren Anriss. Deshalb wird für die Versuchsauswertung an dieser Stelle weiterhin ein größenabhängiges Anrisskriterium benutzt. Das bietet zusätzlich bei der Auswertung im Kriechermüdungsbereich Vorteile, da dort Kriechschädigungsprozesse auftreten und damit in jedem Fall eine Größenabhängigkeit der Rissinitiierungswerte bei der Darstellung als Funktion von K_I bzw. ΔK_I besteht.

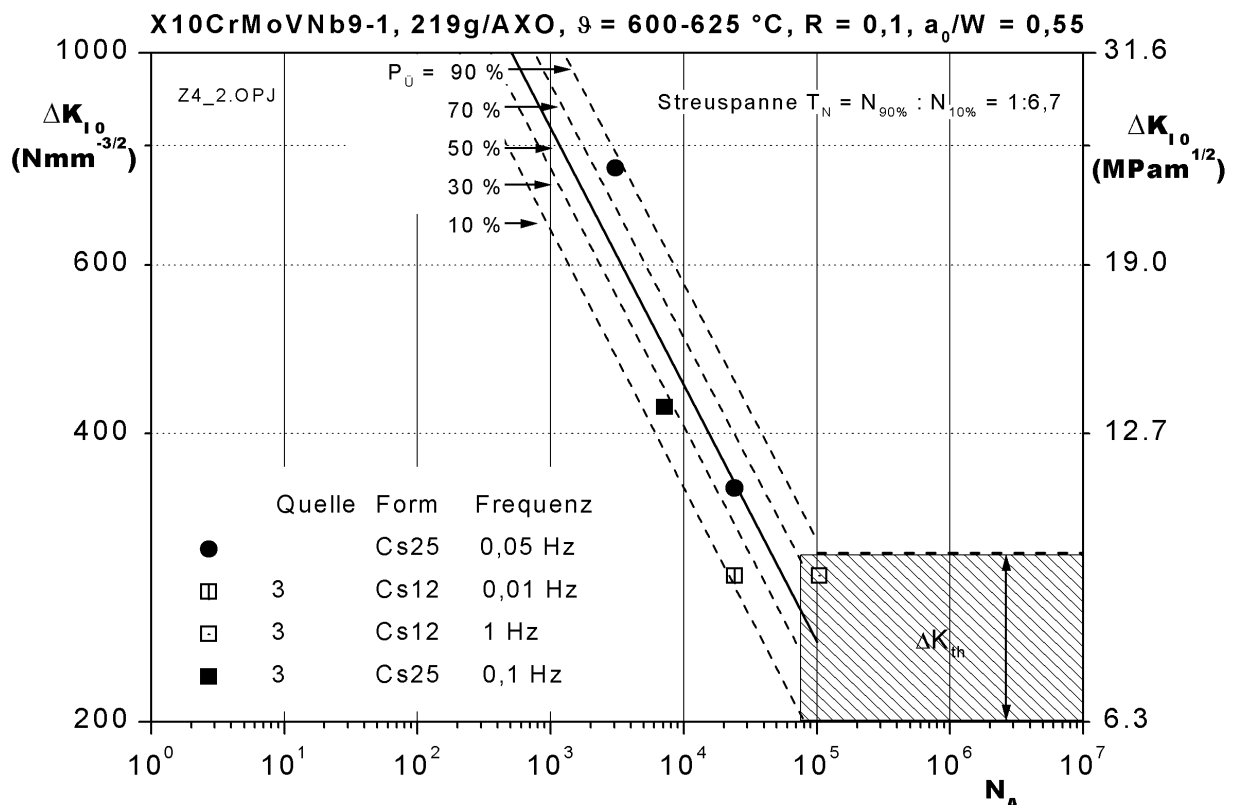


Bild 5-5: Risseinleitungsdaten unter zyklischer Beanspruchung am Werkstoff X10CrMoVNb9-1

Bild 5-5 zeigt das Streuband der Cs25-Proben für den bei 600 °C geprüften martensitischen **Werkstoff X10CrMoVNb9-1** aus eigenen Untersuchungen sowie Ergebnisse von Cs12- und Cs25-Proben aus [3]. Letztgenannte Untersuchungen wurden bei 625 °C durchgeführt. Für die Literaturergebnisse ist also zu erwarten, dass sie tendenziell aufgrund der höheren Versuchstemperatur bei niedrigeren Anrisslastwechselzahlen liegen.

Bei den Ergebnissen aus [3] deutet sich eine geringe Frequenzabhängigkeit an, zu erkennen an den Ergebnissen der Cs12-Proben bei 0,01 Hz und 1 Hz. Zurückzuführen ist das auf eine Ausbildung statischer Schädigungsprozesse zusätzlich zu der vorhandenen zyklischen Schädigung bei niedrigen Prüffrequenzen und dementsprechend längeren Zyklusdauern. Allerdings kann aus diesen Einzelergebnissen noch kein allgemeingültiger Zusammenhang abgeleitet werden, da die Streubreite der Ergebnisse hierfür erheblich zu groß ist. Das wird auch in Bild 5-6 deutlich, wenn zusätzlich die Ergebnisse von D- und S-Proben (**D**ouble und **S**ingle Edge Notched Tension) betrachtet werden. Insbesondere die Streuung der D15-Ergebnisse ist recht groß.

An diesem Werkstoff konnte nur eine Großprobe vom Typ D60 untersucht werden, das Ergebnis ist deshalb ebenfalls wenig aussagekräftig, unterstützt aber die für 1% CrMoV-Stähle genannte Mittelspannungsabhängigkeit.

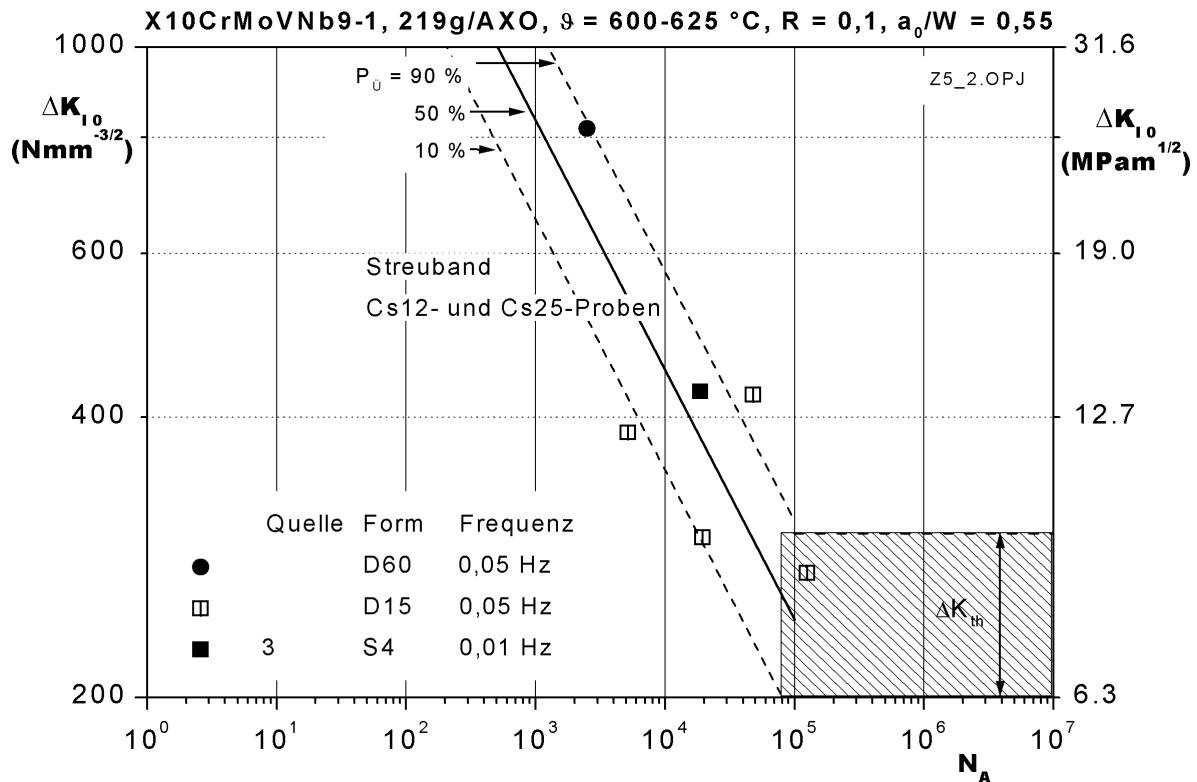


Bild 5-6: Vergleich der Ergebnisse von Klein- und Großproben mit dem Streuband der Ergebnisse an Cs25-Proben

Die Ausgleichsfunktion für Cs25-Proben und ΔK_{I_0} in (Nmm^{-3/2}) lautet:

$$\log(\Delta K_{I_0}) = 3,73 - 0,269 \log(N_A), \quad (5-2)$$

das Streumaß der vorhandenen Daten beträgt $T_N = N_{10\%} / N_{90\%} = 6,7$.

5.2 Schwellwert für zyklische Rissausbreitung

Wird die zyklische Rissausbreitungsgeschwindigkeit da/dN als Funktion von ΔK_I , betrachtet, Bild 5-7, besteht zwischen äußerer Beanspruchung und Werkstoffverhalten im Bereich II ein linearer Zusammenhang. Im Bereich I nähert sich ΔK_I einem Schwellwert, bei dem die zugehörige Risswachstumsgeschwindigkeit sehr klein wird. Der Schwellwert ΔK_{th} der zyklischen Rissausbreitung ist per Definition der höchste Wert für ΔK_I bei dem gilt: $da/dN \leq 10^{-7}$ mm/LW. Für kleinere Rissausbreitungsgeschwindigkeiten ist die zeitliche Zuordnung nicht mehr eindeutig, weiterhin kann die Rissausbreitung nicht mehr kontinuumsmechanisch durch die Spannungsintensität beschrieben werden.

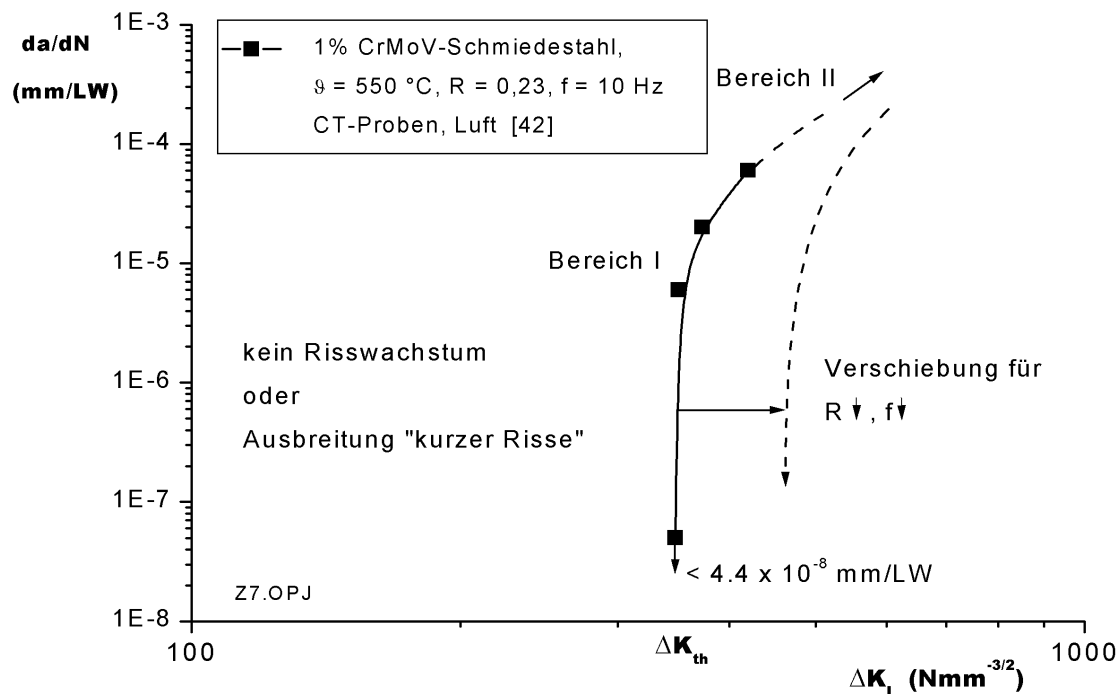


Bild 5-7: Zusammenhang zwischen Rissausbreitungsgeschwindigkeit und Spannungsintensität im schwellwertnahen Bereich

Aus der Untergrenze der Rissausbreitungsgeschwindigkeit im Schwellwertbereich kann formal eine Anrissdauer bestimmt werden. Für eine definierte Risstiefe a_A bei Risseinleitung ist die mittlere Rissausbreitungsgeschwindigkeit aus Bild 5-7 proportional einer Anrisszyklenzahl N_A :

$$\frac{da}{dN} \sim \frac{a_A}{N_A} \quad (5-3)$$

Für diese Proportionalität wird ausgenutzt, dass unter zyklischer Beanspruchung keine nennenswerte Inkubationszeit für die Bildung eines Mikrorisses an der Oberfläche angenommen

wird. D.h. der mit „kein Risswachstum“ bezeichnete Bereich in Bild 5-7 lässt sich in eine Darstellung $\Delta K_I - N_A$ (ähnlich einer Wöhlerkurve) überführen, siehe Bild 5-8. Dort sind Anrisszyklenzahlen N_A für $a_A = 0,2 \text{ mm}$ berechnet. Der Schwellwert $\Delta K_{th} = 353 \text{ Nmm}^{-3/2}$, gültig für Versuche mit $R = 0,23$ und $f = 10 \text{ Hz}$ bei $\vartheta = 550 \text{ °C}$ an 1% CrMoV-Stählen, ist der Literatur [42] entnommen.

Es wird eine Anriss-Grenzkurve gebildet (dick ausgezogene Linie), unterhalb bzw. links von der kein Erreichen einer technischen Anrisslänge möglich sein sollte. Diese Grenzkurve verläuft bei größeren Lastwechselzahlen zunächst horizontal, da für kleine Änderungen in ΔK_I eine starke Änderung von da/dN beobachtet wird. Oberhalb des Schwellwertes ΔK_{th} bedeuten höhere Rissausbreitungsgeschwindigkeiten geringere Lastwechselzahlen bis zum Anriss, deshalb steigt die Anriss-Grenzkurve an. Diese Darstellung gilt nur für konstante ΔK_I -Verhältnisse sowie eine bestimmte Probenform und -größe.

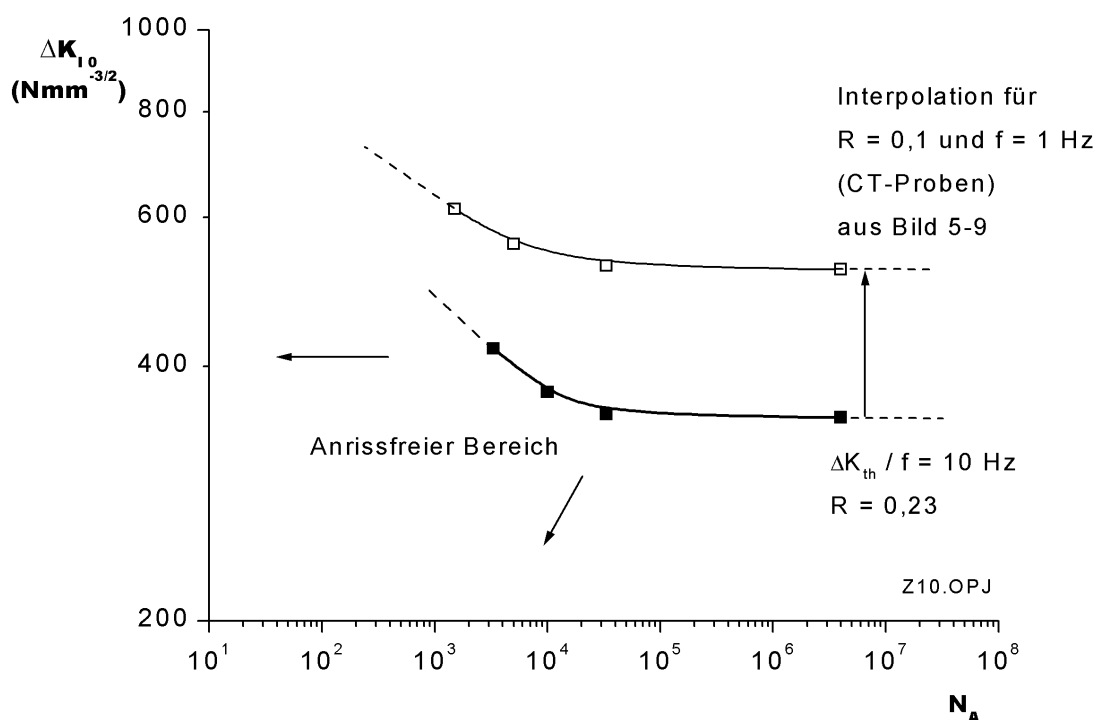


Bild 5-8: Anrissfreier Bereich, berechnet aus dem Schwellwert zyklischer Rissausbreitung

Nach [14, 42, 43] ist der Zusammenhang $da/dN - \Delta K_I$ im Bereich I und damit der Schwellwert ΔK_{th} temperatur-, frequenz- und mittelspannungsabhängig. Wie verläuft die Anriss-Grenzkurve für die experimentell untersuchten Belastungsbedingungen $R = 0,1$ und $f = 1 \text{ Hz}$? Aus Bild 5-9 kann ein solcher Schwellwert ΔK_{th} interpoliert werden. Daraus kann die zugehörige Anriss-Grenzkurve (dünn ausgezogene Linie in Bild 5-8) berechnet werden.

Da der Bereich II der $da/dN - \Delta K_I$ - Kurve weitgehend unabhängig von R ist, laufen beide Anriss-Grenzkurven bei kleinen Lastwechselzahlen $N < 1000$ zusammen.

In Bild 5-9 ist auch die Frequenzabhängigkeit von ΔK_{th} zwischen 0,01 und 10 Hz dargestellt. Diese ist auf Riss-schließeffekte infolge Oxidation der Rissufer zurückzuführen [5]. Bei langen Zykluszeiten entsteht eine dickere Zunderschicht, dadurch wird ΔK_I auf ΔK_{eff} verringert. Aus dem Vergleich zwischen der berechneten Anriss-Grenzkurve für 0,1 Hz und 1 Hz und den dazugehörigen experimentellen Daten in Bild 5-10 ist erkennbar, dass auch Beanspruchungen, die 20 % unterhalb dem in der Literatur genannten Schwellwert liegen, zum Anriss führen. Mögliche Ursachen dafür sind:

- ▶ Werkstoffbedingte Unterschiede; der hier verwendete 30CrMoNiV4-11 weist ein bainitisches Gefüge auf, wohingegen der zur Bestimmung der Schwellwerte verwendete 1% CrMoV-Stahl nach [43] aufgrund langsamerer Abkühlung ein ferritisch-perlitisches Gefüge aufwies,
- ▶ bei einigen Proben wurden Erodierkerben statt Ermüdungsrisse als Rissstarter verwendet, bei diesem Kerbradius von 0,1 mm entfällt anfangs das oxidationsbedingte Riss-schließen,
- ▶ versuchsbedingte Streuungen.

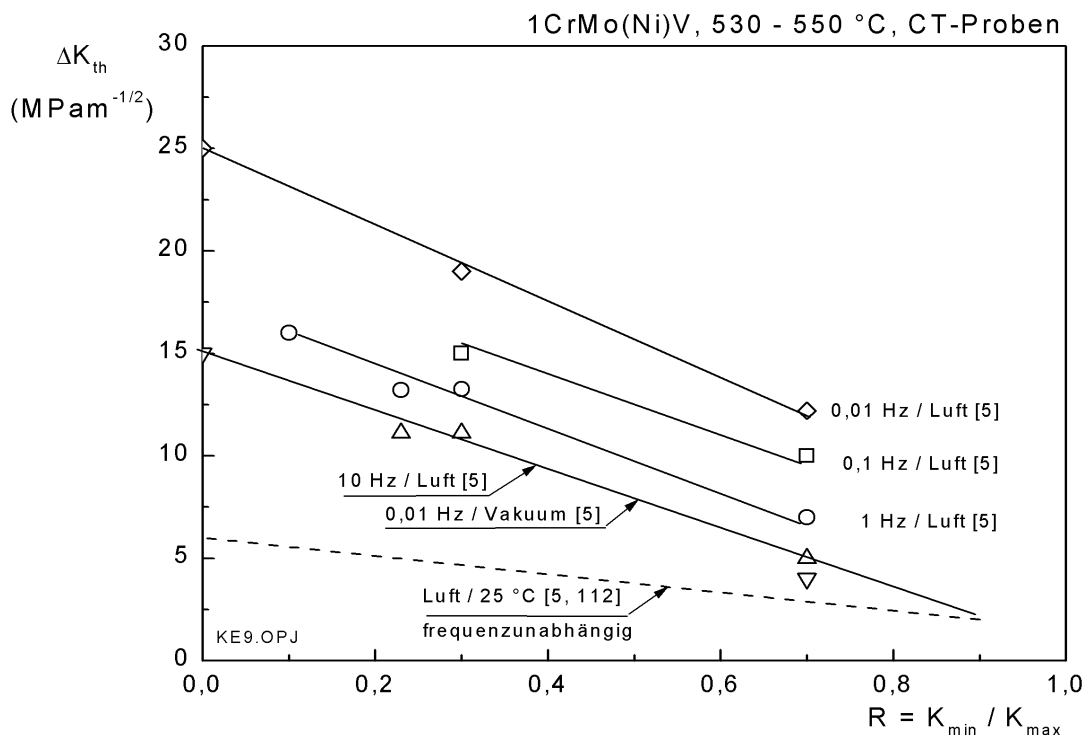


Bild 5-9: Einfluss von Frequenz und Umgebungsatmosphäre auf den Schwellwert zyklischer Rissausbreitung, nach [5, 112]

Die experimentellen Ergebnisse der Anrisslastspielzahl deuten im Bereich niedriger Beanspruchung auf die Existenz eines Schwellwertes hin, dieser liegt jedoch für den untersuchten Werkstoff tiefer, als aus der Literatur bekannt.

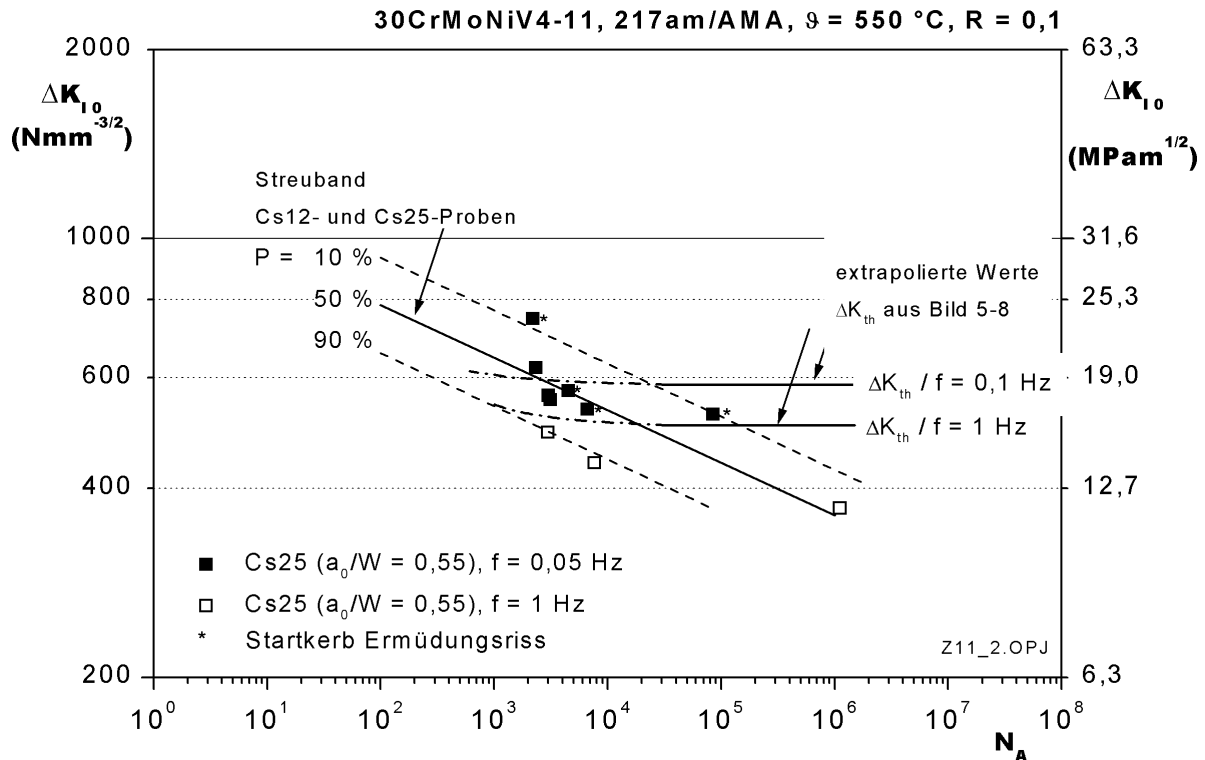


Bild 5-10: Vergleich von berechneter Anriss-Grenzkurve und experimentellen Ergebnissen

5.3 Kriechrisseinleitung

Eine Kriechermüdungsrissbeanspruchung ist gekennzeichnet durch das Wechselwirken statischer und zyklischer Belastungsanteile. Die Kenntnis des Rissverhaltens unter statischer Beanspruchung im Kriechbereich stellt somit ein Fundament der Beschreibung und Bewertung des Risseinleitungsverhaltens dar.

Eingangs wurde bereits auf Ergebnisse zum Kriechrissverhalten als Resultat der Gemeinschaftsarbeit zwischen dem Institut für Werkstoffkunde der TU Darmstadt und der Staatlichen Materialprüfungsanstalt, Universität Stuttgart [8 - 10] hingewiesen, sowie allgemeine Gesetzmäßigkeiten erläutert. An dieser Stelle werden die zur Beschreibung des Kriechermüdungsrissverhaltens benötigten funktionalen Zusammenhänge beschrieben, wobei nur die Stähle 30CrMoNiV4-11 und X10CrMoVNb9-1 betrachtet werden. Die Auswertung konzentriert sich dabei auf den Parameter K_I der Kriechbruchmechanik. Für den Werkstoff **30CrMoNiV4-11, 217am/AMA** liegen an drei Probentypen unterschiedlicher Abmessungen

und Startrisslängenverhältnisse Versuchsergebnisse für Beanspruchungszeiten bis 30 000 h vor. Diese Untersuchungen sind gegenüber den in der offenen Literatur publizierten Arbeiten sehr vollständig, da unterschiedliche Probengeometrien und -größen vergleichend bewertet werden sowie die verwendeten Nennspannungen bereits in einem für die betriebliche Praxis interessanten Bereich liegen.

In Bild 2-3 in Abschnitt 2.1 wurden bereits die Anrisszeitpunkte t_A aller Probentypen des Werkstoffes 30CrMoNiV4-11 als Funktion des Spannungsintensitätsfaktors K_{I0} gemeinsam dargestellt. Auf die Ursachen der Größenabhängigkeit der Anrissdaten wurde an der Stelle ebenfalls ausführlich eingegangen.

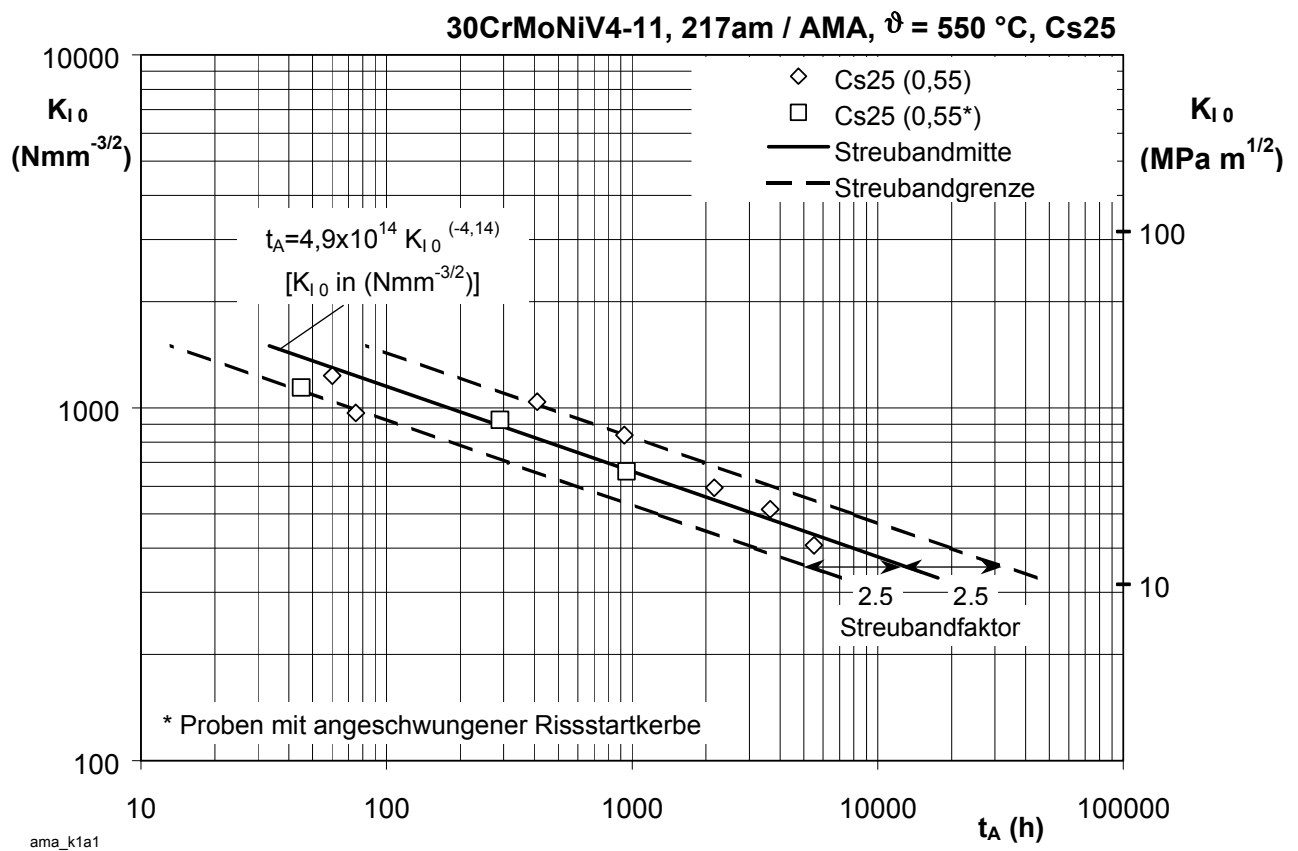


Bild 5-11: Ergebnisse der Kriechrisseinleitungsversuche an Cs25-Proben des Stahles 30CrMoNiV4-11

Für den Vergleich mit Kriechermüdungsergebnissen ist es sinnvoll, die Risseinleitungspunkte unter statischer Kriechrissbeanspruchung für zwei charakteristische Probentypen, Cs25 und D60, zu separieren. Für Cs25-Proben mit erodiertem Startkerb sind diese Daten in [Bild 5-11](#) als Funktion der Spannungsintensität K_I über der Anrissdauer t_A aufgetragen. Für diese Proben wird der Zeitpunkt technischer Risseinleitung bei einer Anrissstiefe von $a_A = 0,2\text{ mm}$ bestimmt. Die Darstellung wird ergänzt durch Ergebnisse von Cs25-Proben mit Ermüdungsris-

Startkerb. Diese zeigen aufgrund der größeren Kerbschärfe eine tendenziell kleinere Anrissdauer, was mit Beobachtungen in [28] übereinstimmt. Bei hohen Prüftemperaturen tritt jedoch aufgrund von Spannungs- und Dehnungsumlagerungen stets eine Rissspitzenausrundung (*blunting*) auf. Die Spannungsunterschiede in angeschwungenen und erodierten Proben senkrecht zur Rissfläche in einem Abstand von 0,05 mm vor der Rissspitze werden mit $\approx 3\%$ angegeben [98]. Die ermittelte Streubandbreite (Faktor 2,5) entspricht den Erfahrungen aus bisherigen Untersuchungen [113]. Die Mittelwertkurve dieses Probentyps wird durch die Funktion $t_A = 4,9 \cdot 10^{14} \cdot K_{I0}^{-4,14}$ beschrieben. Die Einzelergebnisse sind in Tabelle A5 im Anhang dargestellt.

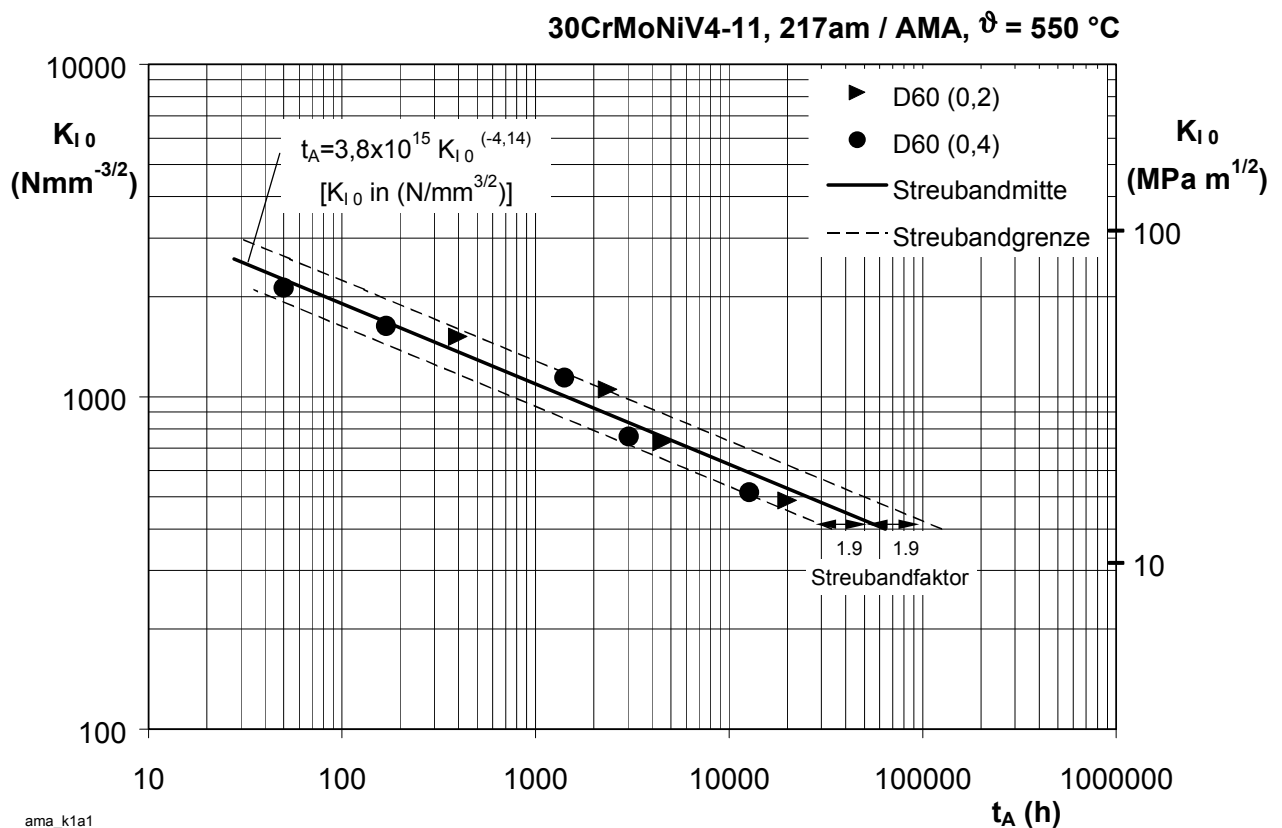


Bild 5-12: Ergebnisse der Kriechrisseinleitungsversuche an D60-Proben mit unterschiedlichem a_0/W -Verhältnis, Werkstoff 30CrMoNiV4-11

Auch die Ergebnisse der D60-Proben mit Startriszlängenverhältnissen von $a_0/W = 0,2$ und $0,4$ sind in Bild 5-12 separat mit Streubandgrenzen dargestellt. Die Differenzen der Risseinleitungszeitpunkte sind auf die unterschiedlichen Startriszlängenverhältnisse und die daraus entstehenden Unterschiede für das Rissspitzen-/Fernfeld-Beanspruchungsverhältnis V zurückzuführen. Die Ausgleichsfunktion $t_A = 3,8 \cdot 10^{15} \cdot K_{I0}^{-4,14}$ beschreibt den Mittelwert der Risseinleitungsfunktion für diese Probenform (Einzelergebnisse siehe Tabelle A5 im Anhang). Der ermittelte Streubandfaktor ist mit $F = 1,9$ etwas kleiner als an Cs25-Proben.

Die zur Beschreibung des Kriechermüdungsverhaltens am Werkstoff **X10CrMoVNb9-1, 219g/AXO** benötigten Grundlagen zum statischen Risswachstum wurden auf zwei Versuche an Cs25-Proben bei $\vartheta = 600 \text{ °C}$ beschränkt. Die Ergebnisse sind in Bild 5-13 dargestellt. Das Ergebnis für $K_I = 280 \text{ Nmm}^{-3/2}$ wurde mit $t_A = 10\,000 \text{ h}$ extrapoliert, nachdem in der Probe nach Beendigung des Versuches bei $8\,500 \text{ h}$ eine Kriechrissverlängerung von ca. $0,1 \text{ mm}$ festgestellt wurde. Zur Absicherung der Anrisskurve kann auf einige Literaturergebnisse aus dem o.g. HIDA-Versuchsprogramm [3] zurückgegriffen werden. Dort wurden Cs12-, Cs25- und S4-Proben untersucht, der Vergleich der Anrisszeitpunkte der unterschiedlichen Probenarten erfolgt wieder auf der Basis des technischen Anrisskriteriums. Da diese Versuche bei 625 °C durchgeführt wurden, ist eine Extrapolation auf die hier interessierende Prüftemperatur von 600 °C notwendig. Für die Rissausbreitung lässt sich nach einem Vorschlag von *Tscheuschner* und *Krompholz* [63, 69] mit Hilfe einer Arrhenius-Gleichung ein Zusammenhang zwischen Temperatur und Kriechrisswachstumsgeschwindigkeit auf der Basis von K_I formulieren:

$$\dot{a} = C \cdot K_I^n \cdot e^{\frac{-Q}{RT}} . \quad (5-4)$$

Es kann im untersuchten Spannungsbereich ein mittlerer Norton-Exponent von $n = 9$ verwendet werden, für das Verhältnis von Aktivierungsenergie Q zu Gaskonstante R ergibt sich nach [63] ein Wert von $Q/R = 30\,000$. T ist die absolute Temperatur. Zur Bestimmung der Anrissdauer wird \dot{a} durch die Differenzen $\Delta a/\Delta t$ ersetzt; Δa , K_I und Q/R werden konstant gehalten, sodass sich eine Proportionalität zwischen Δt und T ergibt. Die Gültigkeit dieser Extrapolation ist bisher an Versuchen bis 20 K Temperaturdifferenz überprüft worden [8, 63]. Die Ergebnisse der 625 °C -Versuche in Bild 5-13 sind auf diese Weise angepasst worden. Als Ergebnis der höheren thermischen Aktivierungsenergie ergibt sich eine Verkürzung der Anrissdauer um den Faktor 2,6.

Es ist eine ausgezeichnete Übereinstimmung aller Ergebnisse an Cs25-Proben zu erkennen, die Anrissdauer kann durch eine Ausgleichsfunktion $t_A = 2 \cdot 10^{14} \cdot K_{I0}^{-4,21}$ berechnet werden. Das Verhalten der kleineren Cs12-Proben und der S4-Proben stimmt ebenfalls hinsichtlich der an 1%CrMoNiV-Stähle festgestellten Verkürzung der Anrisszeit überein. Grund dafür ist das kleinere Beanspruchungsverhältnis V in diesen Proben, siehe Abschnitt 2.1, Bild 2-5, welches zu höherer Ligamentbeanspruchung und daraus resultierend stärkerer Zeitstandschädigung und früherer Risseinleitung führt.

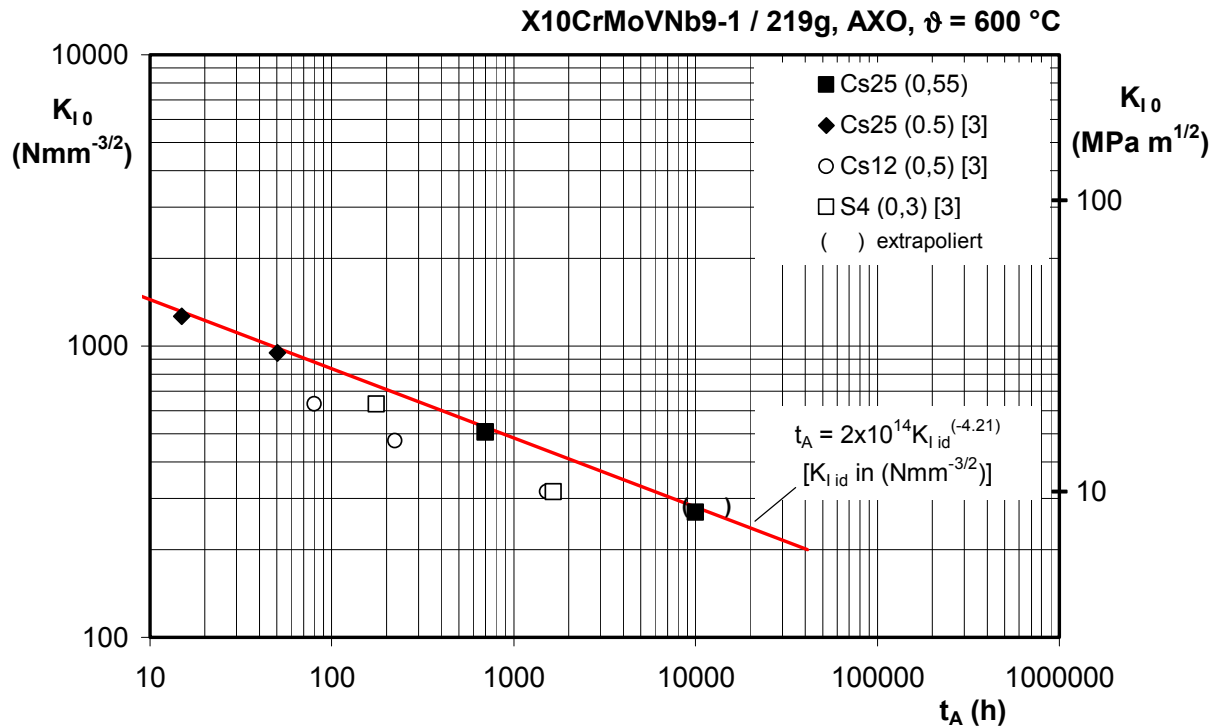


Bild 5-13: Kriechrisseinsleitungsdauer t_A als Funktion des Spannungsintensitätsfaktors für unterschiedliche Kleinproben, Werkstoff X10CrMoVNb9-1

Da bisher keine Großproben an diesem Werkstoff im statischen Versuch geprüft wurden, soll nachfolgend eine Abschätzung des Größeneinflusses aus bekannten Ergebnissen des ebenfalls bei 600 °C geprüften Werkstoffes X12CrMoWVNb10-1-1 / AXN erfolgen. Beide Werkstoffe gehören zur Gruppe der ferritisch-martensitischen Stähle mit 9-12 % Chrom und unterscheiden sich hinsichtlich der chemischen Zusammensetzung lediglich im höheren Chrom- und Wolfram-Anteil beim Werkstoff X12CrMoWVNb10-1-1 / AXN.

Für die Abschätzung sind zwei Punkte wesentlich:

- ▶ Zwischen dem Kriechverformungsvermögen, speziell der Bruchdehnung der einachsigen Probe, und der Tiefe der plastischen Zone d_{pl} in der gekerbten Probe besteht nach *Ewald* ein Zusammenhang [31], der für 1%CrMoNiV- und 12%CrMoV-Stähle sowie auch für den Werkstoff AXN nachgewiesen ist, siehe [Bild 5-14](#). Darin wird ebenfalls die Verringerung des Verformungsvermögens unter Langzeitbeanspruchungen (Kerbzeitstandversprödung infolge Veränderung des Gefüge- und Ausscheidungszustandes) erfasst.
- ▶ Die Tiefe der plastischen Zone kann nach [33] aus dem Verhältnis von Spannungsintensität zum Festigkeitskennwert, im Kriechbereich zeitabhängig $R_{mt,\vartheta}$, abgeschätzt werden,

$$d_{pl} = 2r_{pl} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{I0}}{R_{mt,\vartheta}} \right)^2. \quad (5-5)$$

Das bedeutet, dass für einen unbekanntem Werkstoff die Spannungsintensität für Kriechrisseinleitung, gleiches Verformungsvermögen vorausgesetzt, aus Ergebnissen eines bekannten Werkstoffes über das Verhältnis der Zeitstandfestigkeiten beider Werkstoffe abgeschätzt werden kann.

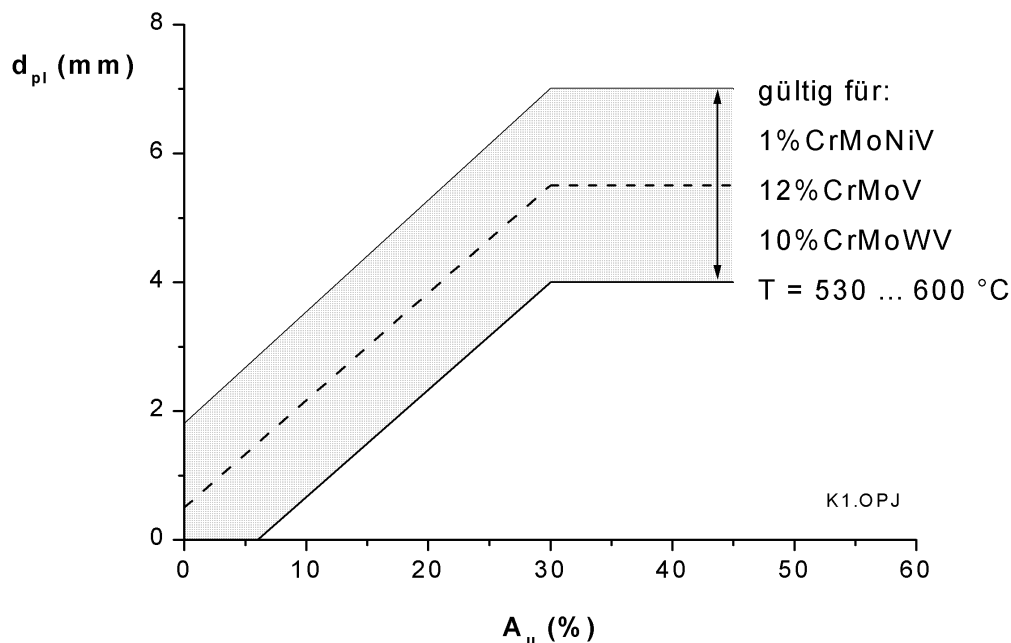


Bild 5-14: Zusammenhang zwischen Tiefe der plastischen Zone zum Anrisszeitpunkt und der Zeitstand-Bruchdehnung glatter Proben, nach [32, 62]

In Bild 5-15 sind Zeitstandfestigkeit und Bruchdehnung beider Werkstoffe gegenübergestellt. Die Darstellung enthält Ergebnisse aus Arbeiten von MPAS und IfWD [10, 11, 31] und wird ergänzt durch Ergebnisse aus dem **Mannesmann Forschungs Institut MFI** [29] am Werkstoff X11CrMoWVNbN9-1 / E911 der weitestgehend dem hier betrachteten AXN entspricht. Die Zeitstandeigenschaften beider Wolfram-modifizierter Stähle unterscheiden sich nicht, die Zeitstandfestigkeit des X10CrMoVNb9-1 liegt dagegen deutlich tiefer. Der extrapolierte 10^5 h-Zeitstandfestigkeitswert von E911 für 600°C liegt mit 108 MPa um einen Faktor $f \approx 1,2$ höher als für X10CrMoVNb9-1 / AXO. Da hinsichtlich der Verformungskennwerte A_u und Z_u keine Unterschiede zwischen den Werkstoffen erkennbar sind, kann die Spannungsintensität für Kriechrisseinleitung aus der Differenz der Zeitstandfestigkeit beider Werkstoffe abgeschätzt werden.

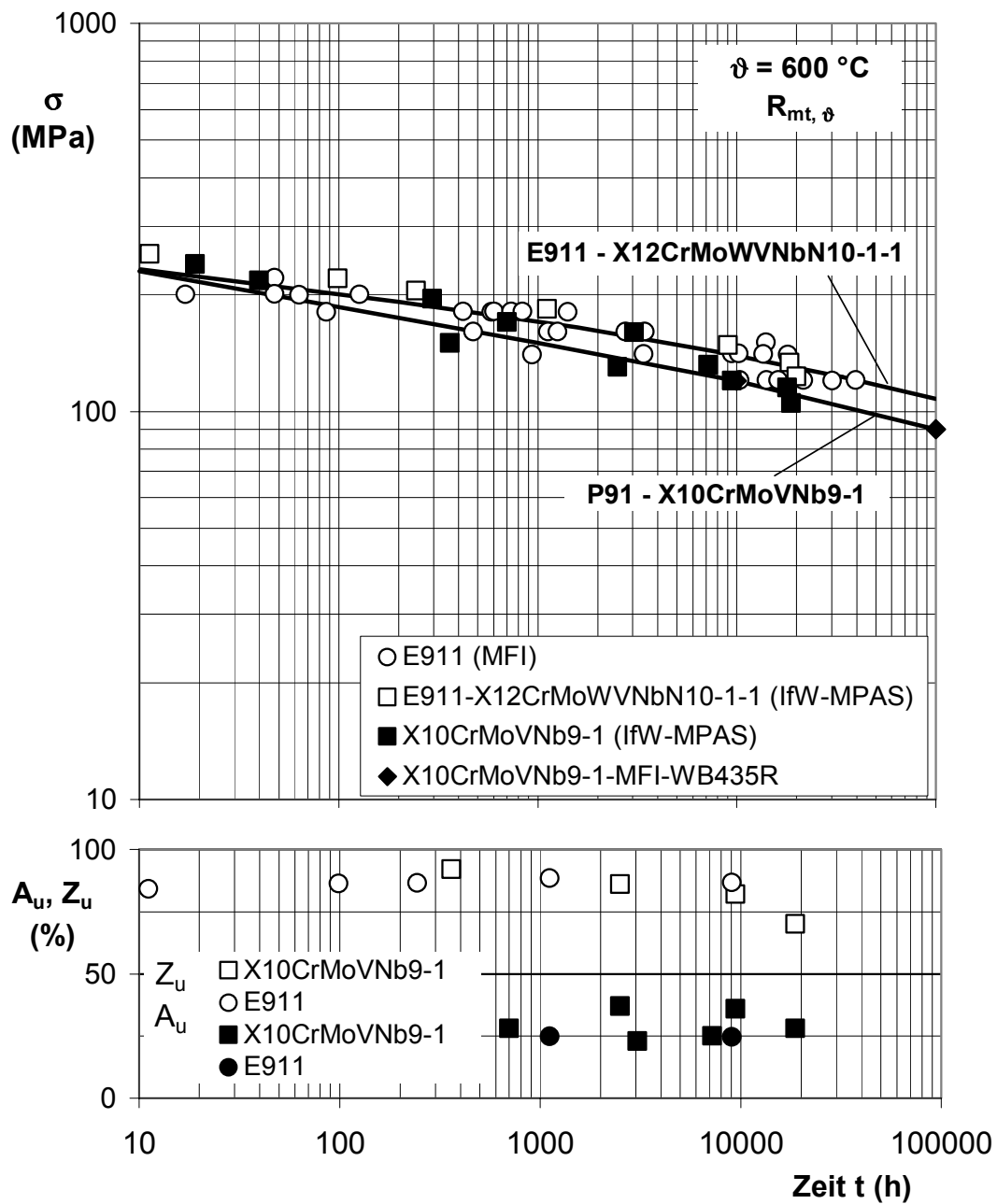


Bild 5-15: Zeitstandergebnisse der Werkstoffe X12CrMoWVNb10-1-1 und X10CrMoVNb9-1, ergänzt durch Ergebnisse am E911

Für die Großprobenergebnisse am Werkstoff AXN wurde eine Ausgleichsfunktion bestimmt, die sich in der Steigung an den Ergebnissen der Cs50-Proben orientiert, in der Höhe aber mit dem Mittelwert der interessierenden D60-Probe übereinstimmt, siehe [Bild 5-16](#). Die extrapolierte Funktion für Kriechrissinitiation für D60-Proben des Werkstoffes X10CrMoVNb9-1 liegt entsprechend der Differenz der Zeitstandfestigkeit bei 20 % niedrigerer Spannungsin-
tensität und kann durch $t_A = 5,8 \cdot 10^{15} \cdot K_{10}^{-4,21}$ beschrieben werden.

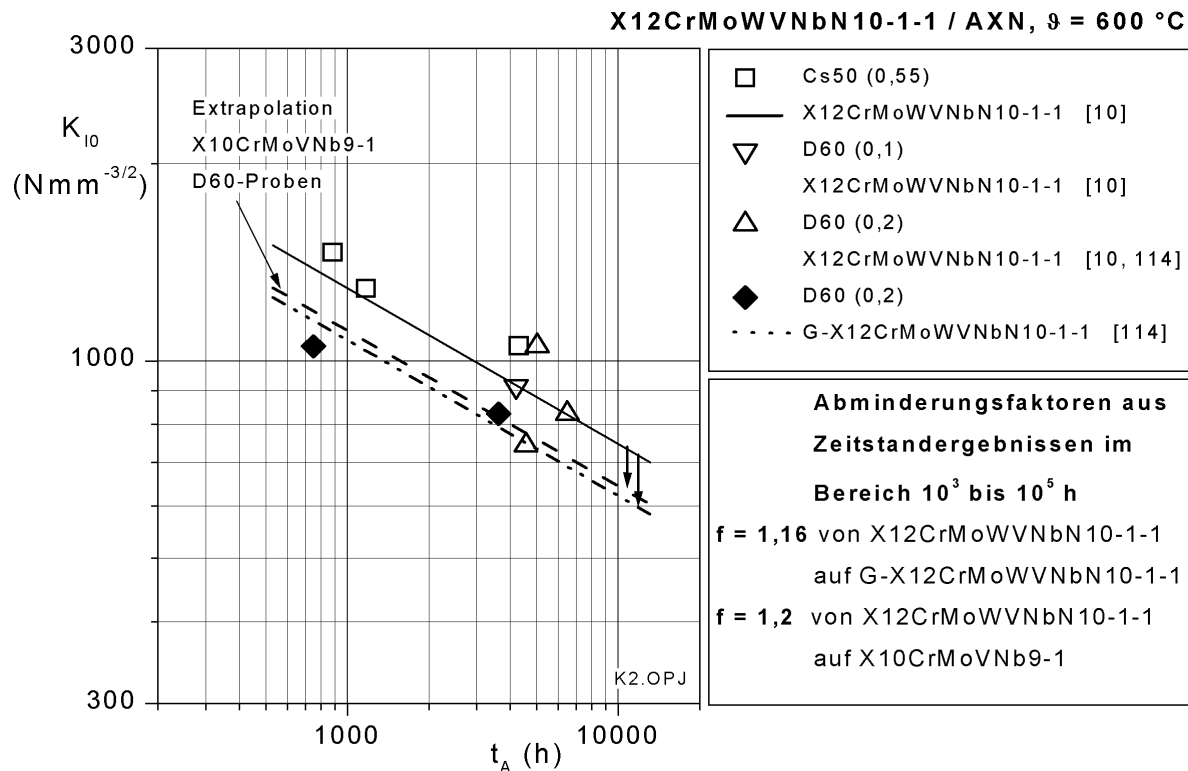


Bild 5-16: Extrapolation einer Anrissfunktion für D60-Proben des Werkstoffes X10CrMoVNb9-1 über das Verhältnis der Zeitstandfestigkeiten aus Versuchsergebnissen des Werkstoffes X12CrMoWVNbN10-1-1 / AXN

Zur Überprüfung der Abschätzung dieser Risseinleitungsfunktion mit Hilfe des Zeitstandfestigkeitsverhältnisses sind noch Risseinleitungsergebnisse der Gussvariante G-X12CrMoWVNbN10-1-1 herangezogen. Im Bereich zwischen 10^3 und 10^5 h liegen die Zeitstandfestigkeitsergebnisse dieses Stahles um einen Faktor $f \approx 1,16$ tiefer als beim Schmiedestahl. Beim Vorliegen ähnlichen Zähigkeitskennwerte müssten demnach die Risseinleitungsergebnisse um diesen Faktor 1,16 tiefer liegen, was in erster Näherung mit den Ergebnissen in Bild 5-16 übereinstimmt.

Die postulierte Abschätzung der unbekanntenen Risseinleitungsfunktion aus der Differenz der Zeitstanddaten kann damit für den betrachteten Zeitbereich als zulässig gelten, die Risseinleitungsfunktion für D60-Proben wird im Folgenden zur Bewertung der Kriechermüdigungsbeanspruchung herangezogen.

5.4 Kriechermüdrisseinleitung

Gegenüber statischer Kriechrisssausbreitung ist unter Kriechermüdrungsbeanspruchung als dominierendes Merkmal eine Beschleunigung der Rissausbreitung erkennbar. In Bild 5-17 ist beispielhaft die Rissausbreitungsgeschwindigkeit da/dt für Cs25-Proben mit Zughaltezeiten zwischen 0,1 und 10 h am **Werkstoff 30CrMoNiV4-11, 217am/AMA** dargestellt. Gegenüber statischer Rissausbreitung (entsprechend Streubandmitte und Vergleichsversuch) ist bei langen Zughaltezeiten nur eine geringe Beschleunigung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit \dot{a} erkennbar. Mit abnehmender Zughaltezeit t_H steigt die Rissausbreitungsgeschwindigkeit an und liegt für $t_H = 0,1$ h bereits deutlich oberhalb der Streubandgrenze (gültig für Probentypen mit $25 < B < 100$ mm, vergl. Abschnitt 2.1).

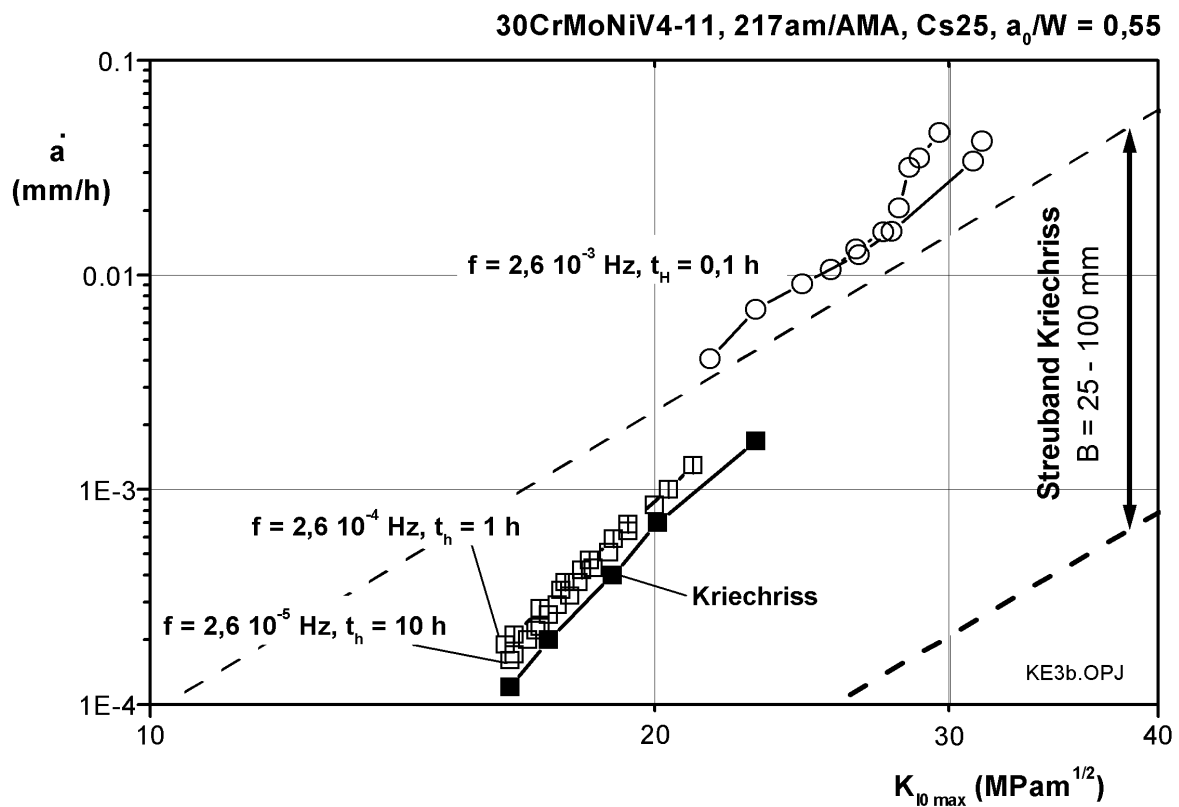


Bild 5-17: Einfluss unterschiedlicher Beanspruchungsfrequenzen auf die Rissausbreitungsgeschwindigkeit da/dt am Beispiel von Cs25-Proben

Zu erwarten ist natürlich auch eine Frequenzabhängigkeit des Anrissverhaltens, die im Folgenden detailliert hinterfragt werden soll. Im Anrisschaubild in Bild 5-18 sind die experimentell ermittelten Risseinleitungsdaten der Kleinproben D15 und Cs25 als $K_{I0 \max} = f(t_{A(KE)})$ der statischen Anrisskurve $K_{I0} = f(t_{A(K)})$ gegenübergestellt. Risseinleitungsdaten als Ergebnis statischer Kriechrisversuche werden im Folgenden mit einem Index K gekennzeichnet, Ergebnisse der Kriechermüdrisssversuche hingegen mit Index KE. Weiterhin werden für die

Kriechermüdungsrissversuche jeweils ΔK_{I0} und $K_{I0 \max}$ ausgewiesen. Letzterer wird für F_{\max} berechnet, kennzeichnet also die während der Haltezeit anliegende nominelle Spannungsintensität und ist so für den Vergleich mit statischen Ergebnissen geeignet.

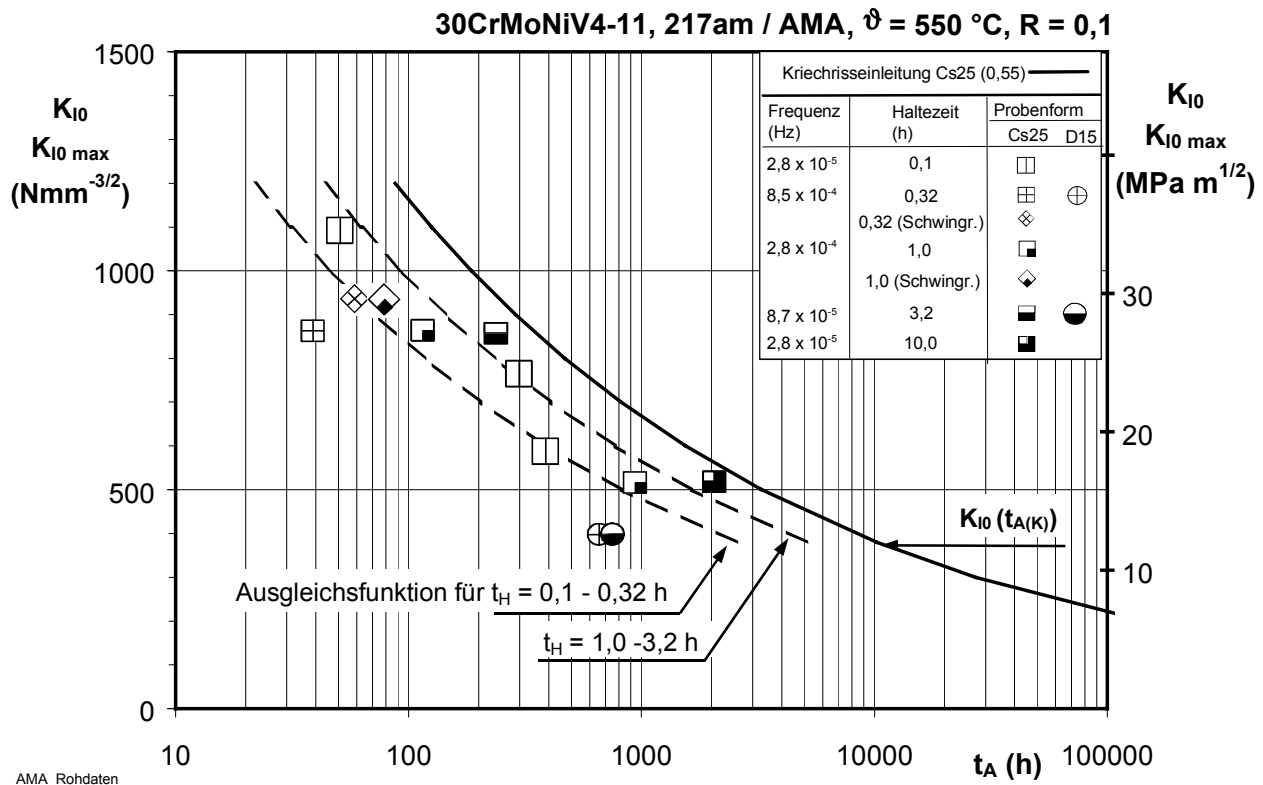


Bild 5-18: Zeitdauer bis zur Risseinleitung unter Kriechermüdungsbeanspruchung und Vergleich mit der statischen Anrissfunktion $K_{I0} = f(t_{A(K)})$, D15- und Cs25-Proben

Für Kriechermüdungsrissversuche ist eine deutliche Verringerung der Anrissdauer mit zunehmender Beanspruchungsfrequenz gegenüber statischer Beanspruchung erkennbar. Die Zeit bis zur technischen Risseinleitung beträgt z.B. für Versuche mit $t_H = 3,2$ h ca. 70 % der statischen Anrissdauer, für Versuche mit $t_H = 0,32$ h nur ca. 10 – 30 %. Ein systematischer Einfluss einer angeschwungenen oder erodierten Rissstartkerbe auf das Anrissverhalten ist nicht erkennbar. Aufgrund der unvermeidbaren Ergebnisstreuung ist eine Differenzierung anhand der Beanspruchungsfrequenz nicht ausnahmslos möglich, die vorliegenden Ergebnisse für Cs25-Proben können durch Ausgleichsfunktionen für Versuche mit $t_H = 0,1$ bis $0,32$ h und für Versuche mit $t_H = 1$ bis $3,2$ h beschrieben werden. Die Lage der Ausgleichsfunktionen wurde dabei numerisch über eine Fehlerquadratfunktion bestimmt. Für D15-Proben gleicher Beanspruchungsfrequenz erfolgt der Anriss deutlich frühzeitiger als für Cs25-Proben. Allerdings wurden an diesem Probentyp nur zwei Vergleichsversuche durchgeführt, Aussagen zur Geometrieabhängigkeit können deshalb an dieser Stelle nicht verallgemeinert werden. Ferner erscheint ein Einfluss des Risspitzen-/Fernfeldverhältnisses der

Beanspruchung, wie für statische Risseinleitung untersucht, auch unter Kriechermüdungsbeanspruchungen mit statischen Schädigungsanteilen plausibel.

Das Verhalten der Großproben, Bild 5-19, entspricht hinsichtlich der relativen Verringerung der Anrissdauer unter Beanspruchungen unterschiedlicher Frequenzen dem der Kleinproben. Allerdings ist die Anrissdauer absolut gesehen größer als die der Kleinproben, was wiederum mit Beobachtungen zur statischen Risseinleitung übereinstimmt. Die Einflussfaktoren dieser Größenabhängigkeit wurden bereits unter Abschnitt 2 beschrieben und sind offensichtlich auch unter Kriechermüdungsbeanspruchungen wirksam.

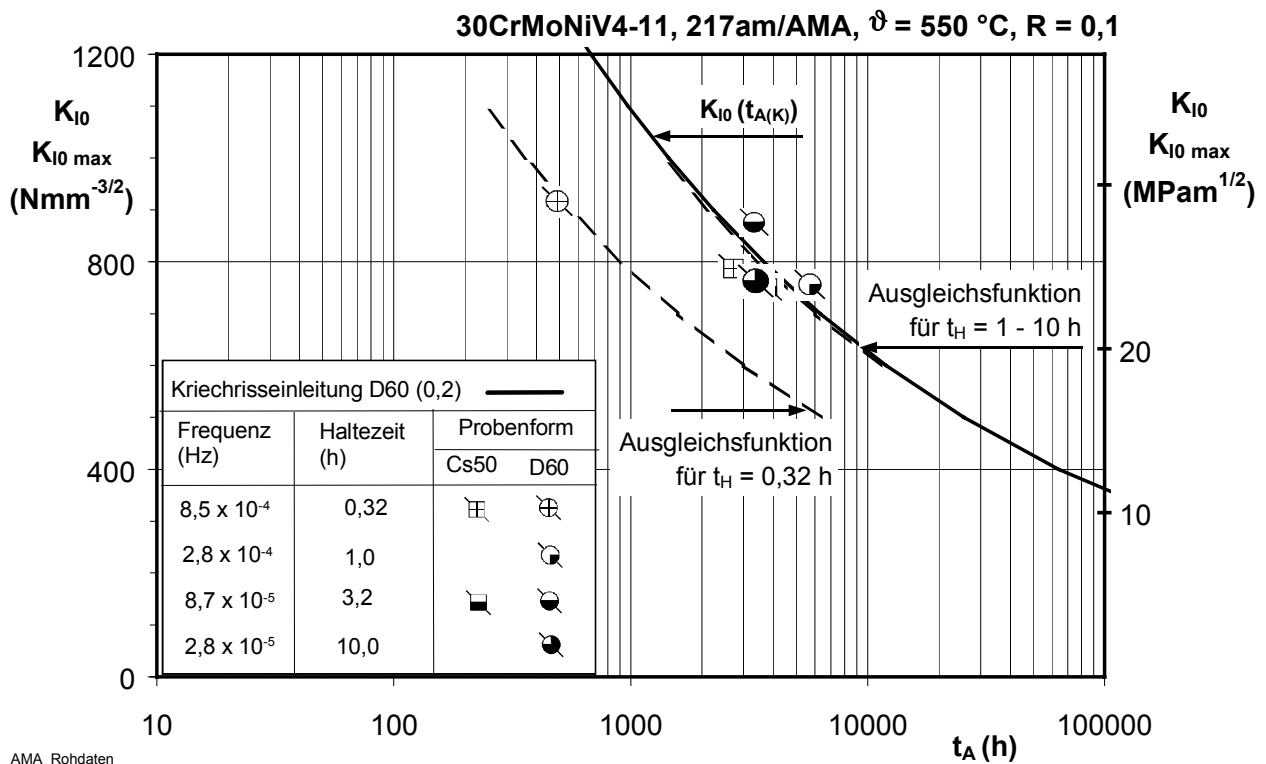


Bild 5-19: Zeitdauer der Kriechermüdungsrisseinleitung für Großproben vom Typ D60 und Cs50 und Vergleich mit statischer Risseinleitungskurve

In Bild 5-20 ist die Frequenzabhängigkeit der Risseinleitungsdauer von Groß- und Kleinproben des Werkstoffes 30CrMoNiV4-11 verdeutlicht. Für konstantes $\Delta K_{I, \max}$ wird die für die jeweilige Ausgleichsfunktion berechnete Anrissdauer unter Kriechermüdungsbeanspruchung $t_{A(KE)}$ auf die für den Probentyp zutreffende statische Anrissdauer $t_{A(K)}$ bezogen. Mit zunehmender Haltezeit wird die Differenz in der Anrissdauer zwischen beiden Versuchsarten verringert. Die bisher vorliegenden Ergebnisse deuten jedoch insbesondere bei Cs25-Proben darauf hin, dass für sehr niedrige Lastwechselfrequenzen (respektive Zughaltezeit $t_H \geq 3,2$ h) der Einfluss der überlagerten zyklischen Beanspruchung noch nicht vollständig aufgehoben ist. Dabei ist jedoch auch die Abweichung der Einzelergebnisse gegenüber der Streuband-

mitte zu berücksichtigen, die in Bild 5-20 durch den „statischen“ Streubandfaktor von 2,5 angedeutet ist. Über die Wahl der statischen Bezugsfunktion wird die Größenabhängigkeit der statischen Schädigungsanteile bei Großproben vom Typ Cs50 und D60 einbezogen.

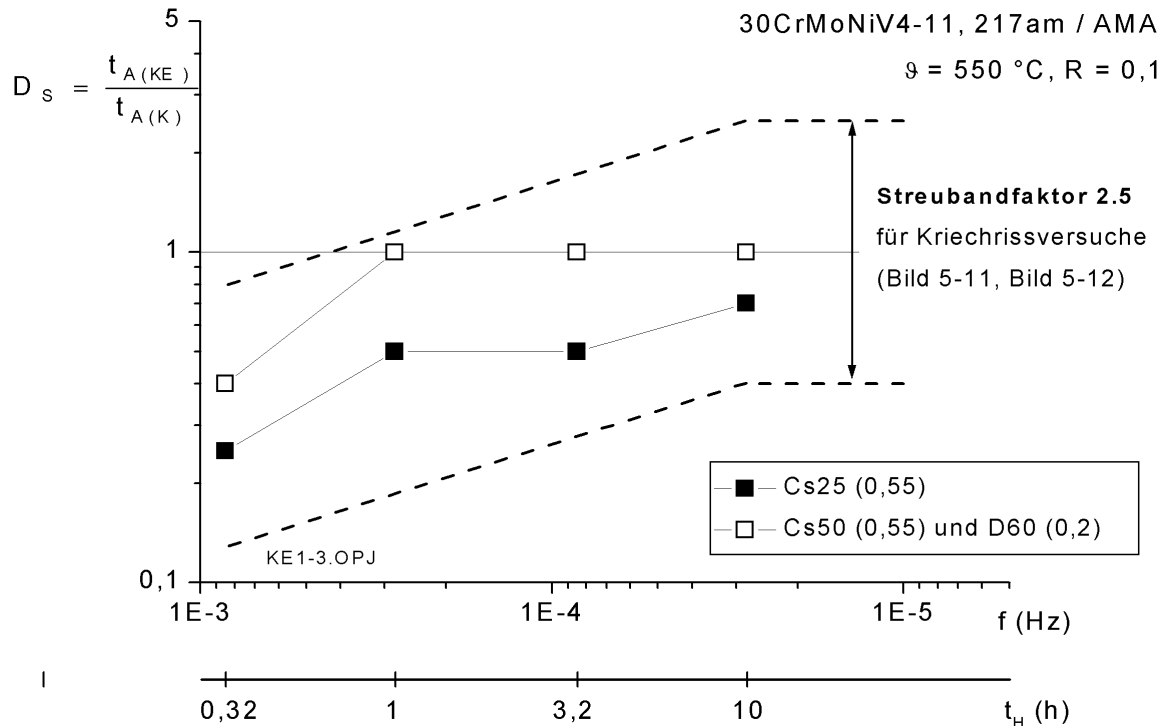


Bild 5-20: Statisches Anrissdauerverhältnis als Funktion der Beanspruchungsfrequenz unter Kriechermüdungsbeanspruchung, Werkstoff 30CrMoNiV4-11

Zur Abschätzung der Streubreite der Ergebnisse aus Kriechermüdungsrissversuchen wurde ein Vergleich mit Literaturdaten [3] durchgeführt. In [Bild 5-21](#) sind Ergebnisse von Versuchen mit einer Beanspruchungsfrequenz $f = 8,3 \cdot 10^{-4} \text{ Hz}$ ($t_H = 20 \text{ min}$) zusammengefasst, das Spannungsverhältnis betrug einheitlich $R = 0,1$. Die Anrissbildung ist bei dieser Beanspruchungsfrequenz durch statische Schädigung dominiert, wie später noch erläutert wird. Das erlaubt, die Literaturergebnisse aus Versuchen mit $\vartheta = 530 \text{ °C}$ entsprechend der Arrhenius-Funktion in Gleichung (5-4) auf die hier interessierende Temperatur von 550 °C umzurechnen. Auswertungsbedingte Unterschiede zwischen Literatur- und eigenen Ergebnissen sind für die Streubreite nicht verantwortlich zu machen, da die Anrisszeitpunkte der Literaturdaten mit dem gleichen Verfahren ebenfalls aus den vorliegenden Rohdaten $a(t)$ - und $v(t)$ bestimmt wurden.

Es ist damit eine Übereinstimmung mit der statischen Risseinleitung gegeben (Faktor 2,5 nach Abschnitt 5.3, Bild 5-11). Als Ursachen für die Streubreite (Faktor 2 ohne Betrachtung des Ausreißers) kommen einerseits die Versuchsdurchführung in Betracht, andererseits Streuungen innerhalb der Werkstoffeigenschaften, beispielsweise der Zeitstandfestigkeit. Signifikante Unterschiede im Anrissverhalten zwischen 1%CrMoV-Guss- und Schmiedewerkstoff sind nicht zu erkennen.

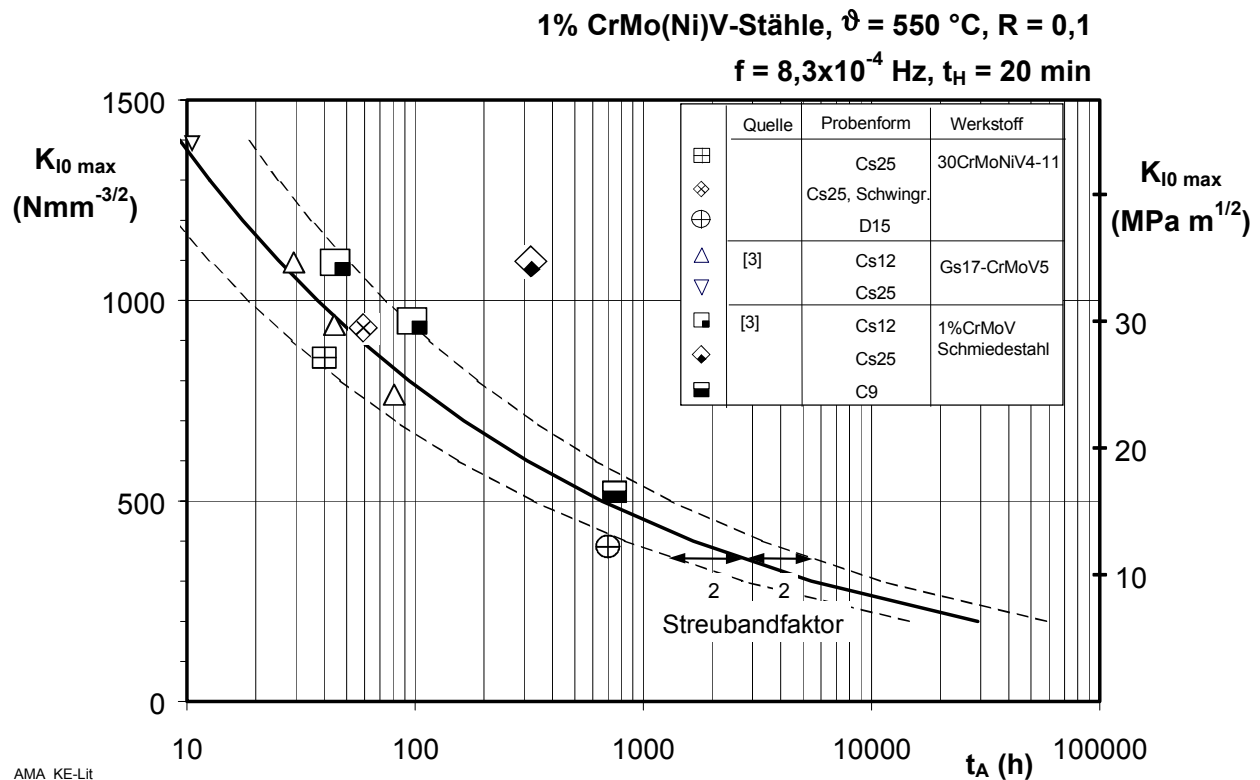


Bild 5-21: Streubreite der Versuchsergebnisse an Kleinproben, Beanspruchungsfrequenz $8,3 \cdot 10^{-4}\text{ Hz}$ und $t_H = 20\text{ min}$

Die Ergebnisse der Kriechermüdigkeitsrisseinleitungsversuche am martensitischen Schmiedestahl X10CrMoVNb9-1, 219g/AXO sind in [Bild 5-22 bis 5-24](#) dargestellt. Alle Einzelergebnisse der experimentellen Versuche in der Form $K_{I\text{ max}}$ als Funktion der Anrissdauer $t_{A(\text{KE})}$ wurden mit Hilfe von Ausgleichsfunktionen, deren Steigung sich an der statischen Anrissfunktion $K_{I0} = f(t_{A(\text{K})})$ orientiert, für eine weiterführende Auswertung beschrieben. Hinsichtlich der Systematik der frequenzabhängigen Verringerung der Anrissdauer unter Kriechermüdigkeitsbeanspruchung sowie des Größeneinflusses sind keine wesentlichen Unterschiede zu erkennen, die Differenzen resultieren bei den unterschiedlichen Versuchstemperaturen aus der absoluten Beanspruchungshöhe.

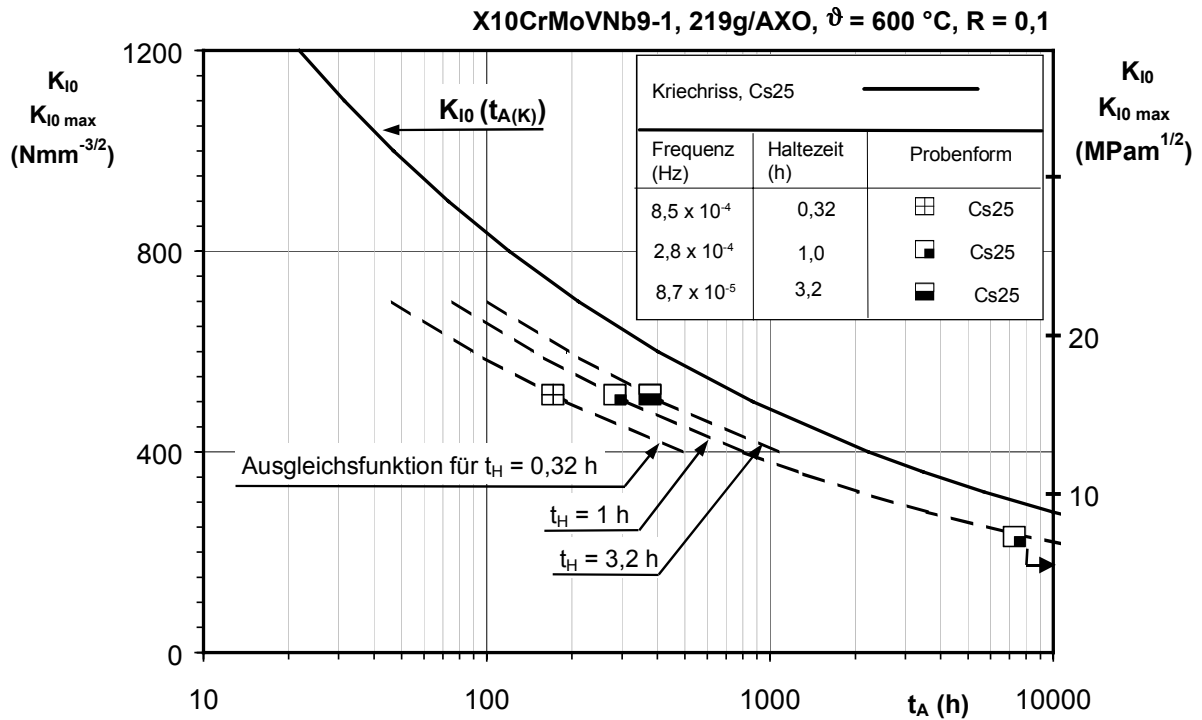


Bild 5-22. Kriechermüdrisseinleitung am Werkstoff X10CrMoVNb9-1, Cs25-Proben

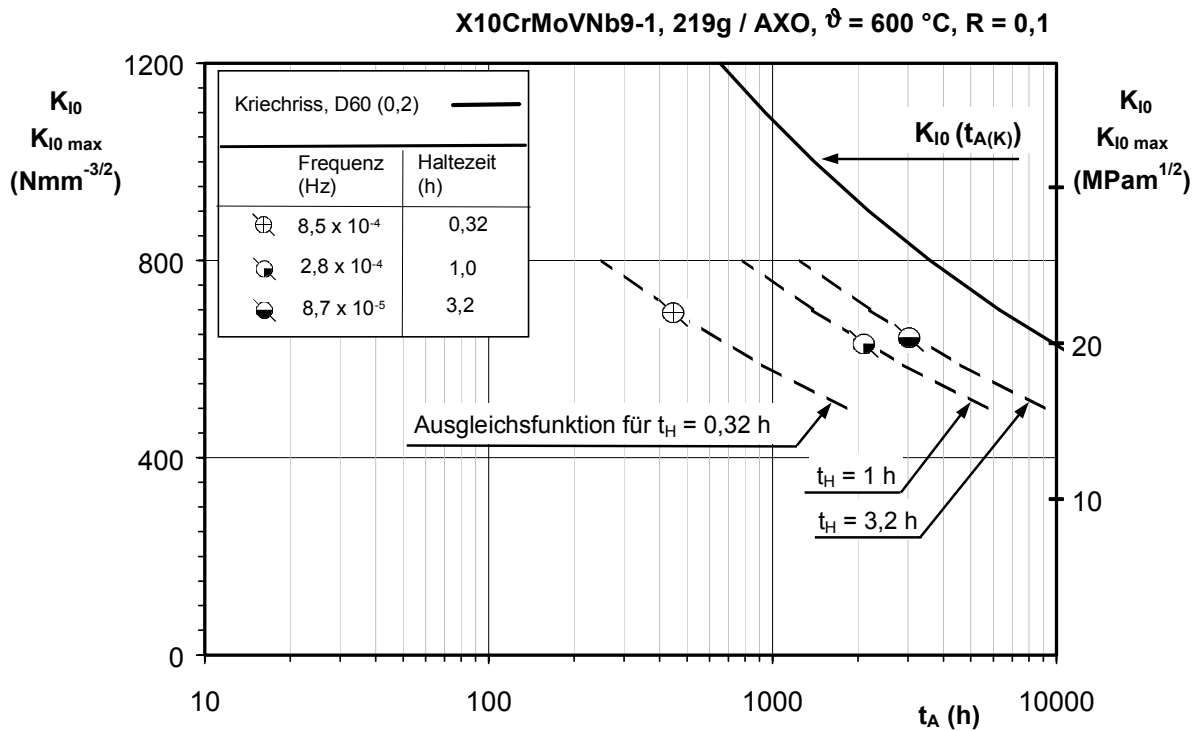


Bild 5-23: Risseinleitungsdauer unter Kriechermüdrisbeanspruchung an Großproben vom Typ D60, Werkstoff X10CrMoVNb9-1

Die frequenzabhängige Verringerung der Anrissdauer unter statisch-zyklischer Beanspruchung, bezogen auf Kriechrissergebnisse aus Abschnitt 5.3, ist anhand des statischen Schädigungsanteils D_S deutlich zu erkennen, Bild 5-24. Die geringe Differenz des Anrissdauerverhältnisse von Cs25- und D60-Proben deutet darauf hin, dass die unter Abschnitt 5.3 vorgenommene Abschätzung der Kriechrisseinleitung für D60-Proben korrekt ist. Aufgrund der zu geringen statistischen Belegung wurde für X10CrMoVNb9-1 in Bild 5-24 die am 1%CrMoV-Stahl bestimmte Streubandbreite verwendet.

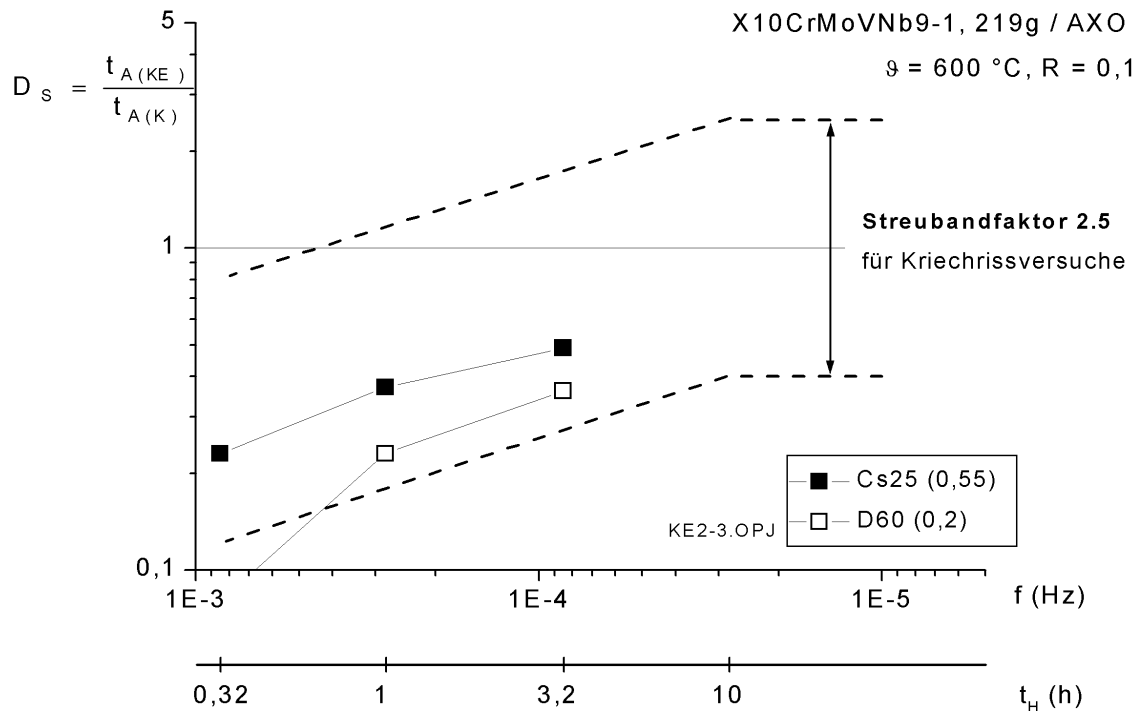


Bild 5-24: Frequenzabhängiger Verlauf des statischen Anrissdauerverhältnisses unter Kriechermüdungsbeanspruchung mit Haltezeiten, Werkstoff X10CrMoVNb9-1

Eine bekannte Tatsache stellt die transkristalline Rissausbreitung bei zyklischer Beanspruchung dar; statische Rissausbreitung erfolgt hingegen interkristallin. Die Ursachen dafür wurden in Abschnitt 2 erläutert. Da dieser Wechsel im Schädigungsmechanismus bei der phänomenologischen Beschreibung des Risseinleitungsverhaltens zu berücksichtigen ist, wurden umfangreiche metallografische und fraktografische Untersuchungen durchgeführt, um einen Zusammenhang zwischen der Beanspruchungsfrequenz und der jeweils dominierenden Schädigungsart herstellen zu können.

Die nachfolgend aufgezeigten Ergebnisse sind allerdings nicht nur eine strenge Funktion der Beanspruchungsfrequenz, sondern auch von den jeweils unterschiedlichen Versuchslaufzeiten und Spannungen beeinflusst. Um die langzeitigen Schädigungsmechanismen, beispielsweise die Bildung von Kriechporen, gut erfassen zu können, wurden schwerpunktmä-

ßig Cs25-Proben möglichst langer Versuchslaufzeit und entsprechend niedriger Beanspruchung untersucht (die entsprechenden Versuchsdaten sind in Tabelle 5-1 enthalten).

Die Risse wurden im Querschliff präpariert und lichtoptisch untersucht. Zusätzlich wurden bei den hinsichtlich der Übergangsfrequenz interessantesten Bruchflächen fraktografische Untersuchungen im Rasterelektronenmikroskop durchgeführt (zyklische Versuche und Versuche mit Haltezeiten von 0,1, 0,32 und 1 h Haltezeit). Eine fraktografische Untersuchung der Bruchflächen im Ausgangszustand ist dabei durch die starke Zunderschichtbildung unmöglich. Deshalb wurde versucht, die Oxidschicht abzulösen. Das verwendete Verfahren beruht auf der anodischen Wasserstoffbildung am Übergang Grundwerkstoff / Oxid, durch die vorhandene Schichten abgesprengt werden. Insbesondere die porösen und lockeren Oxidschichten am 30CrMoNiV4-11 lassen sich jedoch nur schlecht beseitigen. Einige repräsentative Ergebnisse sind in den nachfolgenden Bildern im Text dargestellt, das gesamte Spektrum der durchgeführten Untersuchungen ist im Anhang in Bild A6 bis A18. Für die hier durchgeführten Konstantlastversuche ergibt sich mit zunehmender Risslänge eine Erhöhung der Nennspannung bzw. Spannungsintensität vor der Risspitze. Die den jeweiligen Bildausschnitten zuzuordnenden fiktiv-elastischen Spannungsintensitätswerte sind angegeben.

Tabelle 5-1: Versuche mit erweiterter metallografischer Analytik

Werkstoff	Belastungsfrequenz f (Hz)	Nennspannung σ_n (MPa)	Versuchsdauer t (h)	Bild Nr.
30CrMoNiV4-11	0,05	195	572	5-25, A6
X10CrMoVNb9-1	0,05	130	489	A7
30CrMoNiV4-11	$2,6 \cdot 10^{-3}$	208	412	A8
X10CrMoVNb9-1	$2,6 \cdot 10^{-3}$	190	1196	5-26, A9
30CrMoNiV4-11	$2,6 \cdot 10^{-4}$	148	8080	5-27, A10
30CrMoNiV4-11	$2,6 \cdot 10^{-4}$	173	8004	A11
X10CrMoVNb9-1	$2,6 \cdot 10^{-4}$	126	7504	A12
X10CrMoVNb9-1	$8,2 \cdot 10^{-4}$	170	1600	A13
X10CrMoVNb9-1	Kriechriss	170	1600	A14

An beiden Werkstoffen ist bei rein zyklischer Belastung ($f = 0,05 \text{ Hz}$, $t_H = 0 \text{ h}$) ausschließlich transkristalliner Rissfortschritt ohne erkennbare Korngrenzenschädigung sichtbar, siehe [Bild 5-25](#). Lediglich bei sehr großer Risstiefe werden, durch die bei kleinem Restquerschnitt an-greifende hohe Spannung, Nebenrisse erzeugt. Im Gefüge sind lichtoptisch keine Kriech-schädigungsmerkmale nachweisbar. Auf der Bruchfläche sind diese Rissverzweigungen als Plattenstruktur sichtbar. Schwingstreifen als Nachweis transkristalliner Rissausbreitung sind im Bereich hoher Rissfortschrittsgeschwindigkeit sichtbar. Deren Abstände stimmen gut mit berechneten Werten aus der Rissausbreitungs-geschwindigkeit überein.

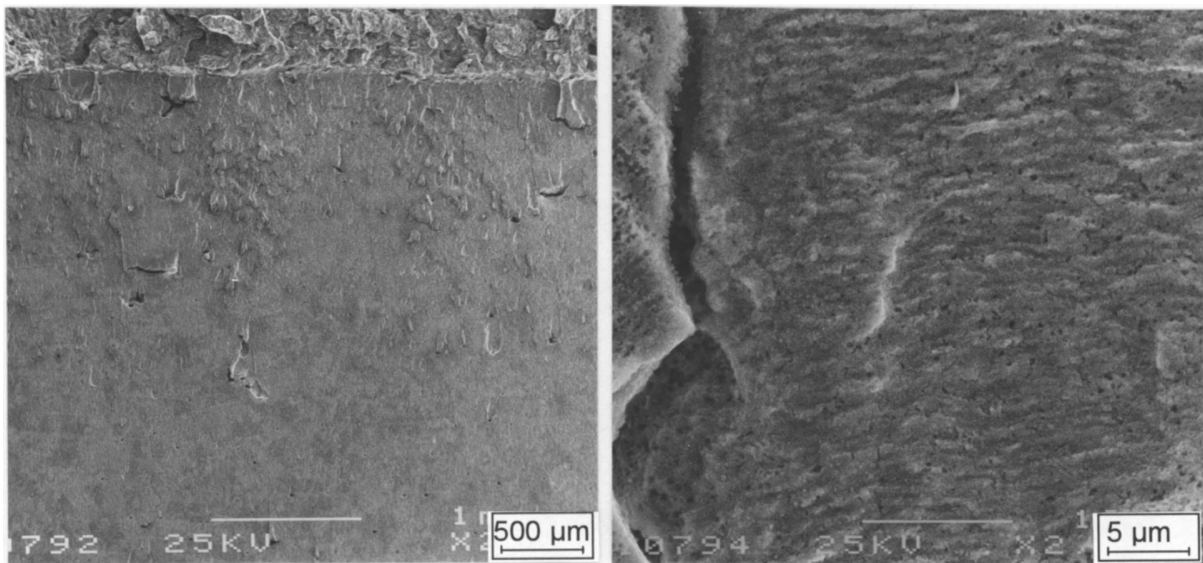


Bild 5-25: Transkristalline Rissausbreitung nach zyklischer Beanspruchung, 30CrMoNiV4-11, $\vartheta = 550 \text{ °C}$, $f = 5 \cdot 10^{-2} \text{ Hz}$, $t_{mk} = 51 \text{ h}$

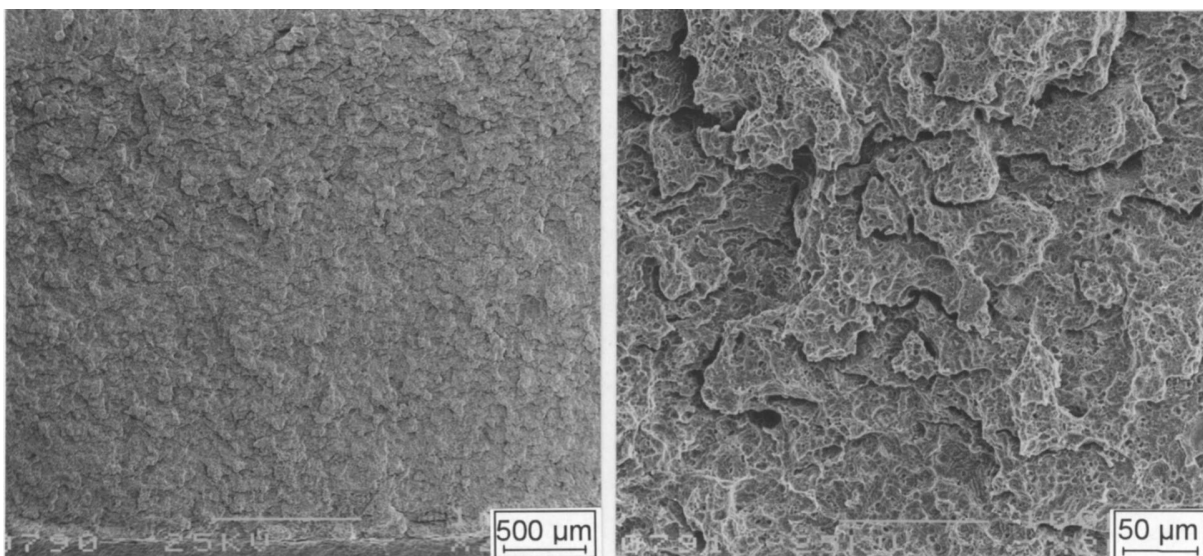


Bild 5-26: Überwiegend transkristalline Rissausbreitung an einer Cs25-Probe mit $t_H = 0,1 \text{ h}$, X10CrMoVNb9-1, $\vartheta = 600 \text{ °C}$, $t_{mk} = 2188 \text{ h}$

Am 9%-Cr-Stahl erfolgt die Rissausbreitung bei Einschub von Zughaltezeiten von $t_H = 0,1$ h nahezu unverändert gegenüber rein zyklischer Belastung. Transkristalline Rissausbreitung dominiert den Bruchfortschritt, vereinzelt treten Nebenrisse und sehr geringe interkristalline Bruchanteile auf. Allerdings ist die Tendenz zur Ausbildung von Nebenrisen verstärkt, die ersten Rissverzweigungen erfolgen bereits unmittelbar nach Rissinitiierung, wie anhand Rissquerschliff sowie fraktografischer Dokumentation in Bild 5-26 zu erkennen ist. Im Gegensatz dazu führt diese Belastungsfrequenz am Werkstoff 30CrMoNiV4-11 bereits zu einem Wechsel im Bruchmodus, siehe Bilder A8.1 bis A8.6 im Anhang. Der Rissfortschritt beginnt zwar transkristallin (Anrisszeit ca. 400 h) wechselt aber im Verlauf des Rissfortschrittes zu interkristalliner Rissausbreitung. Im Querschliff ist elektronenmikroskopisch eine stark fortgeschrittene Zeitstandschädigung mit Poren, Porenketten und Mikrorissen im Gefüge zu erkennen. Diese ist allerdings auf der Bruchfläche aufgrund der starken Belegung mit Oxiden nicht nachweisbar.

Dieser oben beschriebene Wechsel im Bruchmodus ist am 9%-Cr-Stahl erst bei niedrigerer Frequenz zu beobachten. Eine mit $t_H = 0,32$ h geprüfte Probe zeigt teilweise transkristalline Bruchanteile bei der REM-Untersuchung des polierten Querschliffs. Auf der Bruchfläche ist das als Relief unter der Oxidbelegung zwar erkennbar aber nicht zweifelsfrei nachzuweisen. Untersuchungen der Kriechermüdigungsbeanspruchung im Vakuum ermöglichen eine bessere fraktografische Zuordnung der Schädigungsarten, sodass diese Ergebnisse anhand der Versuche in [96] überprüft und ergänzt werden können.

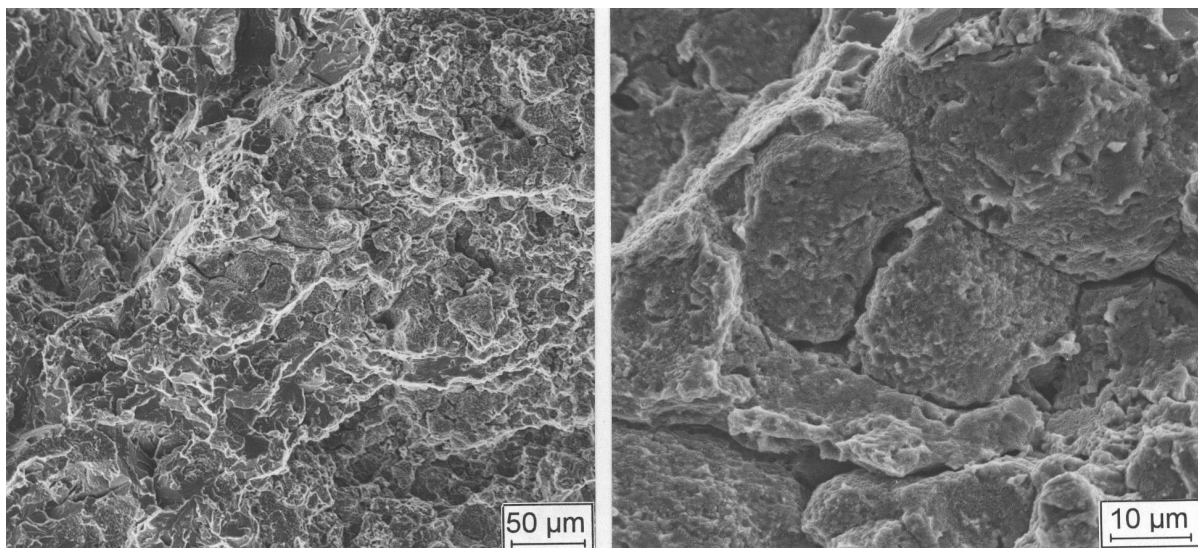


Bild 5-27: Interkristalline Rissausbreitung nach Kriechermüdigungsrisbeanspruchung mit $t_H = 1$ h, 30CrMoNiV4-11, $\vartheta = 550$ °C, $t_{mk} = 8080$ h

Bei niedrigeren Belastungsfrequenzen von $f < 8 \cdot 10^{-4}$ Hz ($t_H > 0,32$ h) erfolgt die Rissausbreitung nahezu vollständig interkristallin, wie anhand der untersuchten Proben nachgewiesen

wurde, Beispiel Bild 5-27. Die Gefüge zeigen an beiden Werkstoffen jeweils deutliche Kriechschädigungsanteile in Form von Einzelporen, Porenketten und Mikrorissen. Die Schädigungen sind vorwiegend auf Korngrenzen senkrecht zur maximalen Hauptnormalspannung lokalisiert. Der Rissfortschritt ist insbesondere am 30CrMoNiV4-11 durch die Bildung zahlreicher Nebenrisse gekennzeichnet. Zwischen Klein- (Cs25) und Großproben (D60) besteht kein Unterschied hinsichtlich des Rissausbreitungsverhaltens. Bei diesen niedrigen Belastungsfrequenzen sind lichtoptisch keine Unterschiede zwischen Kriechermüdungs- und Kriechriss zu erkennen. Die Ergebnisse der metallografischen Untersuchungen bestätigen die in Bild 5-21 über das Anrissdauer Verhältnis postulierte Dominanz statischer Schädigungsanteile bei langen Zughaltezeiten.

6 Diskussion der Versuchsergebnisse

6.1 Beschreibung des Risseinleitungsverhaltens

Das Zwei-Kriterien-Diagramm (ZKD) nach *Ewald* – vergl. Abschnitt 2.4.5 und [20, 26, 64] stellt ein Werkzeug zur Abschätzung des Anrisszeitpunktes und der Versagensart von Bauteilen auf der Basis experimenteller Standardversuche im Kriechbereich dar. Dazu sind im ZKD Grenzkurven zur Bemessung einer zulässigen Beanspruchung vorgegeben. Beanspruchungen innerhalb dieses Bereiches schließen die Initiierung eines Kriechanrisses mit technisch relevanten Abmessungen aus. Die Notwendigkeit der zweiparametrischen Beschreibung ergibt sich aus der Zeitabhängigkeit der Festigkeitskennwerte im Kriechbereich. Aufgrund dessen ist nicht nur die Risspitzenbeanspruchung über den fiktiv-elastischen Parameter K_I , sondern auch die Höhe der Ligamentbeanspruchung σ_n , für Anrisszeitpunkt und Schädigungsmodus verantwortlich. Aus der Normierung der rechnerischen Beanspruchung K_I und σ_n an der Fehlstelle auf die zugehörigen Werkstoffkennwerte Zeitstandfestigkeit R_{mt} und statische Kriechrisseinleitung $K_{I0} = f(t_{A(K)})$ ergeben sich der Nennspannungsparameter R_σ sowie der Risspitzenparameter R_K .

Die Gültigkeit des Zwei-Kriterien-Diagrammes ist bisher für statische Beanspruchungen durch Versuchsergebnisse an Bruchmechanikproben bis $t_A \approx 30\,000$ h sowie durch industrielle Schadensfälle abgesichert und in der in Bild 2-12 dargestellten Form auf Werkstoffe ohne ausgeprägte Zeitstandversprödung anwendbar.

Zur Erweiterung der Anwendbarkeit des ZKD über statische Beanspruchungen hinaus auf Kriechermüdungsbeanspruchungen ist eine Neuabsicherung des anrissfreien Bereiches durch experimentelle Daten notwendig. Dabei soll der Bezug auf statische Werkstoffkennwerte als grundsätzliche Konzeption des ZKD für Kriechermüdungsbeanspruchungen erhalten bleiben. Deshalb können nur Beanspruchungen mit statisch dominierter Schädigung im ZKD bewertet werden. Kriechermüdungsbeanspruchungen rufen allerdings neben dem dominierenden statischen auch einen zyklischen Schädigungsanteil im Werkstoff hervor, dessen Höhe durch eine Veränderung der Bezugskennwerte berücksichtigt werden muss.

Ein von statischer Schädigung dominiertes Versagensverhalten tritt bei Kriechermüdungsbeanspruchungen mit niedrigen Beanspruchungsfrequenzen, im Experiment durch Versuche mit langen Zughaltezeiten t_H vereinfacht, auf. Der Begriff „statische Schädigung“ kennzeichnet dabei eine Zeitstandschädigung unter konstanter Last, die zeit-, temperatur- und lasthöhenabhängig ist. Voraussetzungen für diesen Schädigungsmechanismus sind Temperaturen von $\vartheta > 0,4 \cdot T_S$ und relativ niedrige Belastungen $\sigma < R_{m\vartheta}$. Zeitstandschädigung wird für die

hier untersuchten ferritischen Werkstoffe durch Leerstellenkondensation, Versetzungsaufstau und Korngrenzengleitung charakterisiert, wodurch Porenbildung und -wachstum auf Korngrenzen induziert werden, was letztlich zu interkristalliner Werkstofftrennung und Rissausbreitung führt [91].

Für welche Beanspruchungsfrequenzen kann unter Kriechermüdungsbeanspruchung von dominierender statischer Schädigung ausgegangen werden? Um diese Fragestellung zu beantworten, wurden

- a) das Anrisslastwechsel-Verhältnis $N_{A(K\dot{E})}/N_{A(E)}$,
- b) die Rissausbreitungsgeschwindigkeit da/dN für konstante Spannungsintensität,
- c) und das metallografische bzw. fraktografische Schädigungsbild

zweier Werkstoffe im hier experimentell abgeprüften Beanspruchungsspektrum von $5 \cdot 10^{-2} \text{ Hz} < f < 2,6 \cdot 10^{-5} \text{ Hz}$ untersucht.

zu a):

Zur Sichtbarmachung eines statischen Schädigungsanteils ist es zuerst sinnvoll, die Kriechermüdungsrissergebnisse mit Ergebnissen rein zyklischer Versuche zu vergleichen. Dieser Vergleich kann auf der Basis der Anrisslastwechselzahl erfolgen. Zu erwarten ist, dass eine starke statische Schädigung, die während der Lasthaltephasen bei σ_{\max} auftritt, zu einer Verringerung der Anrisszyklenzahl führt. Umgekehrt müssen Proben mit vernachlässigbarer statischer Schädigung ein vergleichbares Niveau der Anrisszyklenzahl wie rein zyklisch beanspruchte Proben aufweisen, nur der Zerrüttungsanteil bestimmt in diesem Fall die Lebensdauer.

In Bild 6-1 sind am Beispiel der Cs25-Proben für $K_{I0 \max} = 500 \text{ Nmm}^{-3/2} = \text{const.}$ die Verhältnisse der Anrisslastwechselzahlen in Abhängigkeit von der Beanspruchungsfrequenz und der Zughaltezeit für beide Werkstoffe dargestellt

$$D_Z = \frac{N_{A(K\dot{E})}}{N_{A(E)}}. \quad (6-1)$$

Als Bezugs-Wöhlerlinie der zyklischen Versuche gilt die Mittelwertlinie entsprechend $P_{\dot{U}} = 50 \%$ (Bild 5-2 für 30CrMoNiV4-11 und Bild 5-5 für X10CrMoVNb9-1 aus Abschnitt 5.1). Für die Kriechermüdungsrissversuche werden die entsprechenden Ausgleichsfunktionen aus Bild 5-18 bzw. Bild 5-22 verwendet, mit $N_A = t_A / t_{\text{zykl}}$.

Für Beanspruchungen mit Frequenzen $> 2 - 5 \cdot 10^{-3} \text{ Hz}$ sind Ergebnisse im Bereich von $D_Z \approx 1$ zu erwarten. Mit abnehmender Lastwechselfrequenz (entsprechend zunehmender Haltezeit) ist eine deutliche, lineare Verringerung des Anrisslastwechselverhältnisses zu er-

kennen. Für die geprüften Großproben gelten diese Aussagen tendenziell gleichermaßen, im Einzelnen kommen Unterschiede durch den schwächeren Kerbfaktor unter zyklischer Beanspruchung und das vergrößerte Rissspitzen-/Fernfeld-Beanspruchungsverhältnis V zum Tragen.

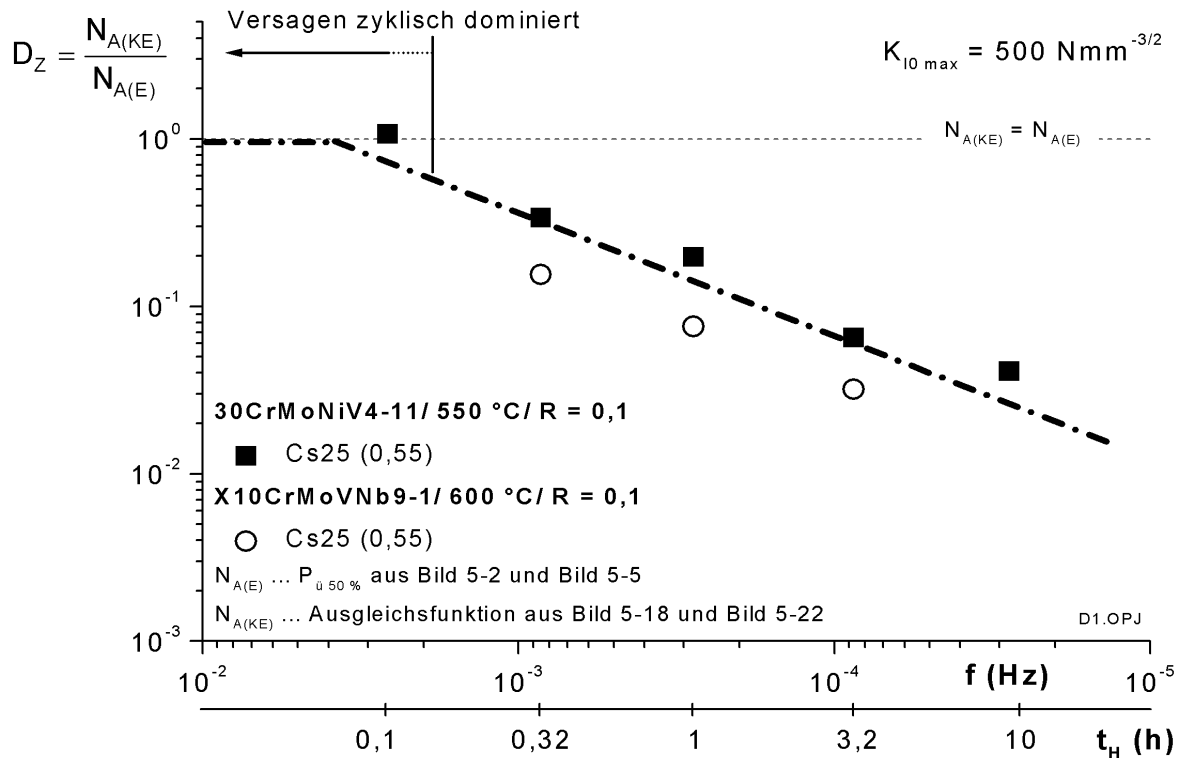


Bild 6-1: Zyklisches Anrisslastwechselverhältnis D_Z zur Bestimmung des dominierenden Schädigungsanteils

Als Schlussfolgerung aus Bild 6-1 sollte festgehalten werden, dass für Kriechermüdungsrisssversuche mit $t_H = 0,1 \text{ h}$ dominierende zyklische Schädigung vorliegt, für Beanspruchungen mit niedrigerer Lastwechselfrequenz statische Schädigungsanteile für die Lebensdauer zumindest nicht vernachlässigbar sind.

zu b):

Der Wechsel im Schädigungsmodus kann auch aus der Rissausbreitungsgeschwindigkeit da/dN abgeleitet werden. Dazu wird diese als Funktion der Beanspruchungsfrequenz für $\Delta K_I = \text{const.}$, siehe Bild 6-2 und 6-3, aufgetragen. Für Lastwechselfrequenzen $f > 10^{-2} \text{ Hz}$ ist die Rissausbreitungsgeschwindigkeit da/dN nahezu unabhängig von der Frequenz. Die Rissverlängerung und damit indirekt die Lebensdauer von Probe oder Bauteil wird von der Anzahl der Lastwechselzyklen bestimmt, nicht von deren Dauer. In dieser Aussage stimmen eigene und Literaturergebnisse [5] an 1%CrMoV-Rotorstählen überein.

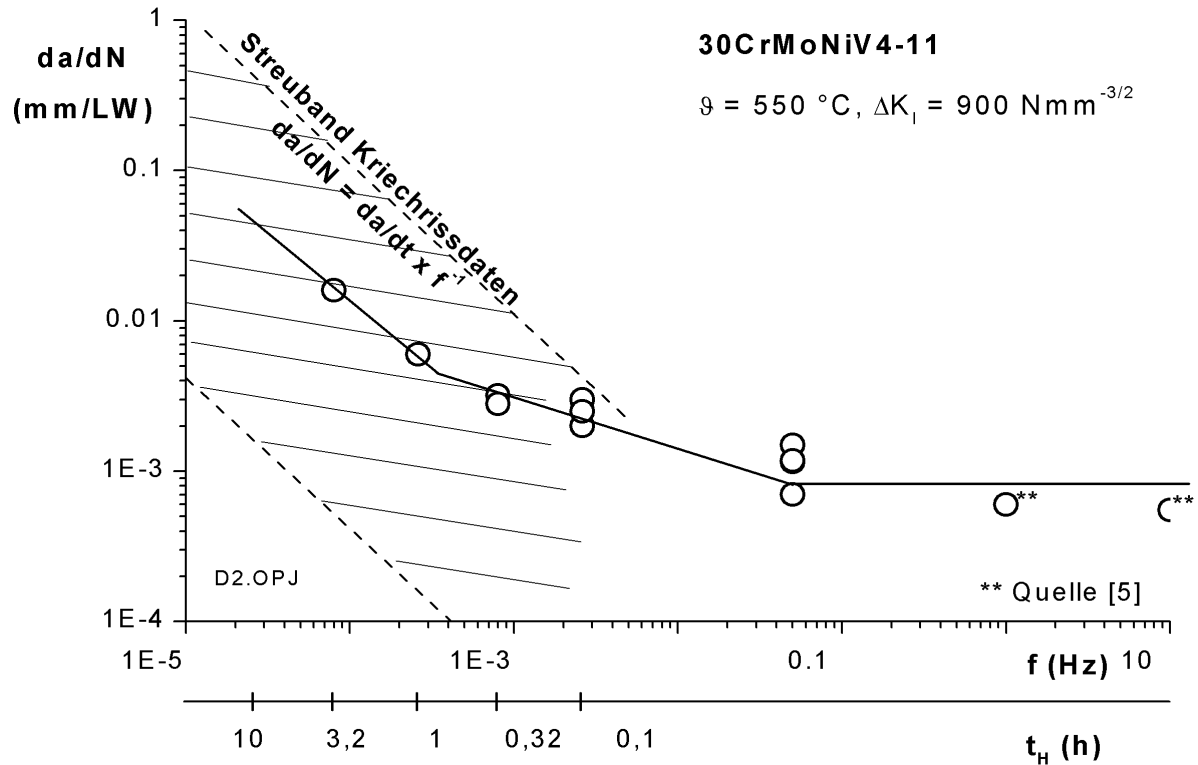


Bild 6-2: Rissausbreitungsgeschwindigkeit da/dN für $\Delta K_I = 900 \text{ Nmm}^{-3/2} = \text{const.}$ für Versuche unterschiedlicher Beanspruchungsfrequenz

Im Bereich $f < 10^{-4}$ Hz ist dagegen die Rissausbreitungsgeschwindigkeit durch die Zyklusdauer (bzw. die Dauer der Haltephasen t_H) bestimmt. Das wird durch den Vergleich mit Kriechrissergebnissen sichtbar. Dazu wird die Rissausbreitungsgeschwindigkeit $\dot{a} = da/dt$ analog zu Gleichung 2-24 in $da/dN = \dot{a}/f$ umgerechnet mit:

$$f = \frac{1}{t_{\text{zyk}}} \quad (6-2)$$

Die Kriechermüdrissergebnisse liegen für $f < 10^{-4}$ Hz alle im Streuband des statisch bestimmten Kriechrisserwachstums. Zwischen diesen Bereichen liegt für $10^{-4} \text{ Hz} < f < 10^{-2} \text{ Hz}$ ein Übergangsbereich, in dem sowohl statische als auch zyklische Schädigungsanteile auftreten.

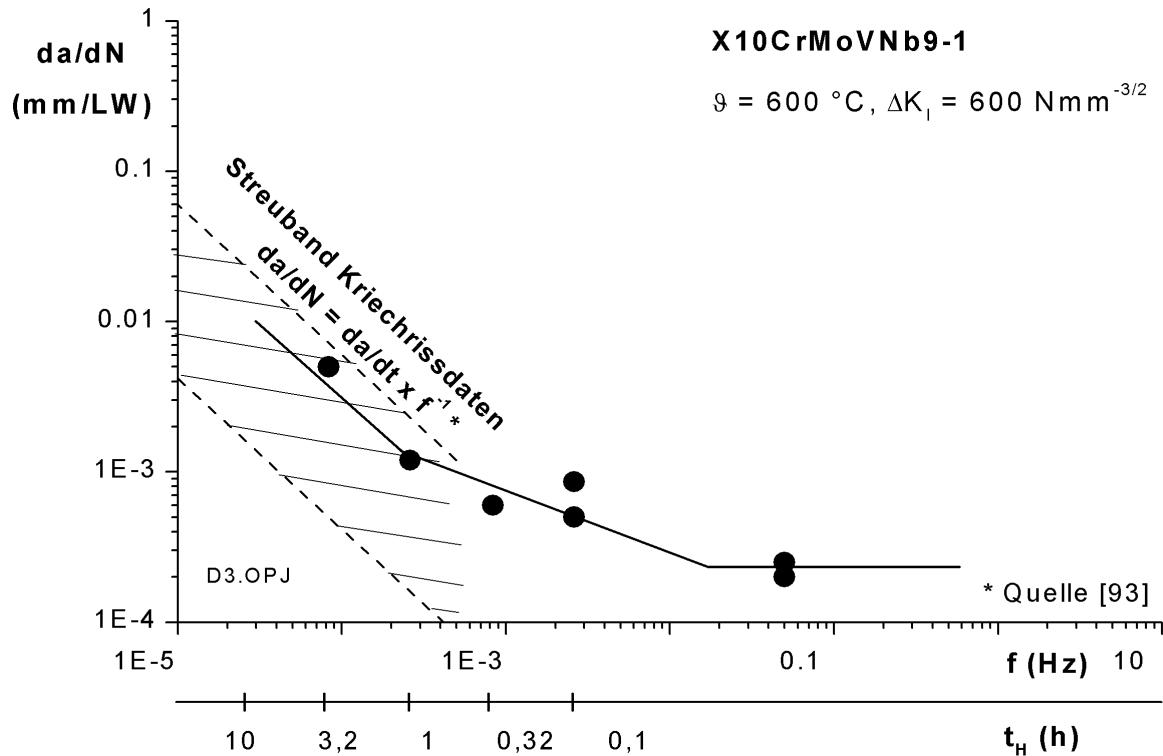


Bild 6-3: Entwicklung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit über der Zyklusfrequenz für $\Delta K_I = \text{const.}$

zu c):

Anhand qualitativer oder quantitativer metallografischer und fraktografischer Untersuchungen zum Anteil trans- oder interkristallinen Bruchverlaufes können ebenfalls Aussagen zum jeweils dominierenden Schädigungsprozess abgeleitet werden. In Abschnitt 5-4 wurde dazu ausgeführt, dass bei $f = 2,6 \cdot 10^{-3} \text{ Hz}$ teilweise, für $f \leq 8 \cdot 10^{-4} \text{ Hz}$ nahezu vollständig transkristalliner Bruchverlauf vorliegt.

Aus der Summe der in a) bis c) genannten Informationen wurde für die hier untersuchten Werkstoffe und Beanspruchungen eine Übergangsfrequenz von $f = 10^{-3} \text{ Hz}$ (bzw. $t_h \approx 0,3 \text{ h}$) abgeleitet. Beanspruchungen mit $f < 10^{-3} \text{ Hz}$ weisen demnach vorwiegend statische Schädigung auf und können im Zwei-Kriterien-Diagramm bewertet werden. Allerdings muss darauf hingewiesen werden, dass diese Übergangsfrequenz von Temperatur, Umgebungsmedium und Werkstoff abhängig ist [11, 92], ebenfalls, allerdings nur gering, von der absoluten Beanspruchungshöhe. Bei inneren Fehlstellen ohne Sauerstoffzutritt wird der Übergang zu interkristalliner Rissausbreitung für niedrigere Frequenzen ($\approx 10^{-4} \text{ Hz}$) erwartet [99].

Im Folgenden wird erläutert, wie die Erweiterung des Bewertungsverfahrens ZKD auf Kriechermüdungsbeanspruchungen durchgeführt wurde und durch welche experimen-

tellen Ergebnisse diese Hypothesen gestützt werden. Zuerst ist vereinfachend anzunehmen, dass eine Ligamentschädigung ohne Risswachstum infolge der zyklischen Belastungskomponente, im Gegensatz zur Kriechschädigung, nicht zu erwarten ist. Eine Erweiterung des Gültigkeitsbereiches des Zwei-Kriterien-Diagrammes bei Vorliegen eines (begrenzten) zyklischen Schädigungsanteils unter Kriechermüdungsbeanspruchung muss demnach am Risspitzenverhältnis R_K bzw. dem darin enthaltenen Werkstoffkennwert für Risseinleitung K_{IA} ansetzen [44]. Dieser Bezugswert soll mit einem Faktor im Sinne eines „Sicherheitsbeiwertes“ erweitert werden, um die neben der statischen Schädigung zusätzlich auftretenden zyklischen Schädigungsanteile abzudecken.

Die Höhe dieses Sicherheitsfaktors kann aus den experimentellen Ergebnissen abgeleitet werden. In Bild 6-4 sind auf der Abszisse die gemessene Anrissdauer unter Kriechermüdungsbeanspruchung $t_{A(KE)}$ aufgetragen, auf der Ordinate die Kriechrisseinleitungsdauer $t_{A(K)}$ für gleiche Spannungsintensität $K_{I0 \max}$. Im Gegensatz zur Darstellung in Bild 5-21 bzw. 5-24 erfolgt der Bezug diesmal ausschließlich auf die untere Streubandgrenze (konservativ) der Standardprobenform Cs25.

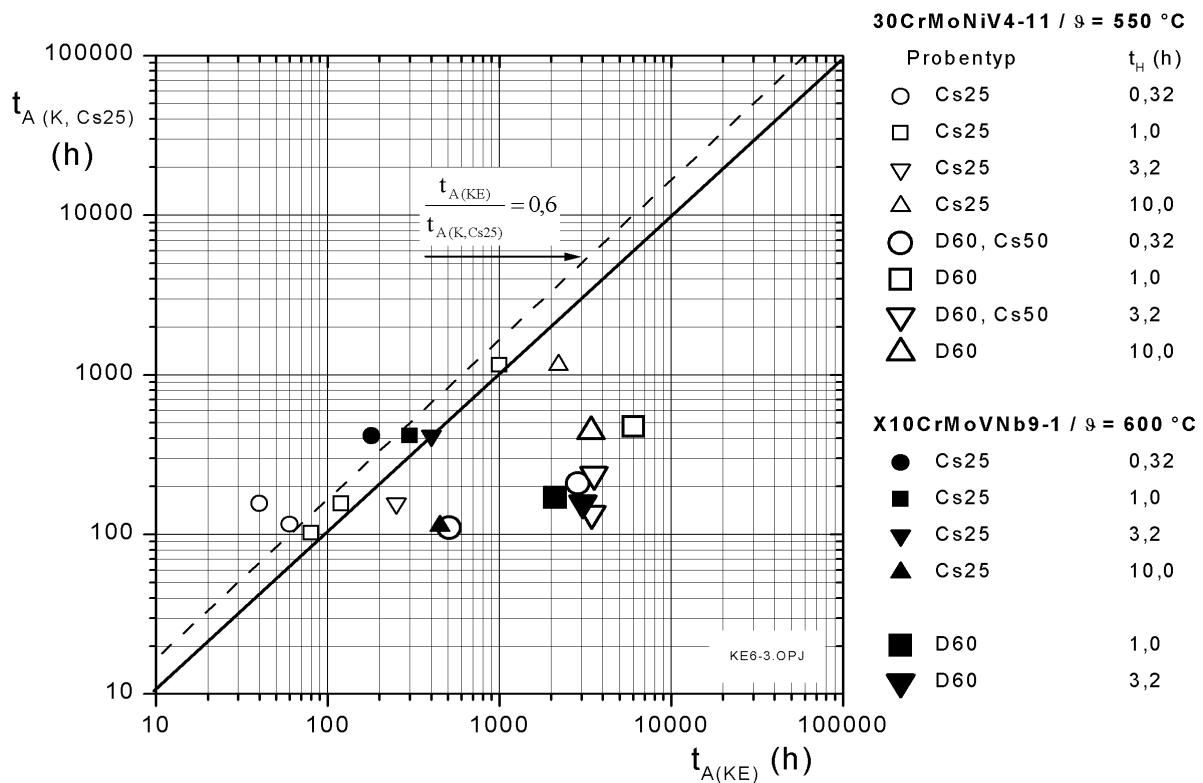


Bild 6-4: Anrissdauer kriechermüdungsbeanspruchter Proben und berechnete statische Anrissdauer auf Basis $K_{I0 \max}$ (t_A) für Cs25-Proben

Der Bezug auf diese Standardprobenform als Werkstoffkennwert im ZKD ist sinnvoll, da dem Größeneinfluss durch die Verwendung des zweiten Beanspruchungsparameters R_σ im ZKD

Rechnung getragen wird. Für Großproben tritt durch diesen Bezug eine deutliche Konservativität auf, das Anrissdauerverhältnis liegt deutlich über 1, resultierend aus dem mehrfach angesprochenen Größeneinfluss. D. h. der Anrisszeitpunkt ist für Großproben (große Bauteile) auch bei relativ hohem Zerrüttungsanteil (Haltezeiten $t_H = 0,32$ h) zu längeren Zeiten verschoben als der Kriechanriss der Standardprobe Cs25. Diese Belastungssituation ist also für die Bewertung mittels der Anrissdauerfunktion $K_{I0}(t_{A(K, Cs25)})$ unkritisch. Ebenfalls unkritisch sind Belastungen unterhalb eines Schwellwertes zyklischer Rissausbreitung ΔK_{th} für alle Proben- oder Bauteilgrößen, da bei diesen keine Verringerung der Anrissdauer gegenüber statischer Risseinleitung zu erwarten ist.

Für Kleinproben und Bauteile geringerer Ligamentabmessungen und Belastungen oberhalb ΔK_{th} kann jedoch die Beschleunigung der Anrissbildung durch die Überlagerung zyklischer Beanspruchung nicht vernachlässigt werden (Versuchspunkte links der Linie $t_{A(K)} = t_{A(KE)}$). Bild 6-4 lässt erkennen, dass zur sicheren und pauschalen Beschreibung aller Kriechermü- dungsbeanspruchungen die um den Faktor 10 verminderte statische Anrissfunktion verwendet werden könnte: $K_{I0} = f(0,1 \cdot t_{A(K)})$. Das stellt allerdings eine außerordentlich hohe Konservativität für betriebliche Beanspruchungen mit oft niedrigeren Frequenzen und größeren Bauteilabmessungen dar. Deshalb wurde nach einer Möglichkeit gesucht, diese Konservativität auf ein vernünftiges Maß zu beschränken. Diese wurde darin gefunden, ein höheres Anrissdauerverhältnis von $t_{A(KE)} / t_{A(K, Cs25)} = 0,6$ zu Grunde zu legen (gestrichelte Linie in Bild 6-4). Für die kritischste Beanspruchungskombination — kleine Probe / hohe Frequenz — wird ein bestimmter Anteil Rissausbreitung zugelassen, der über die bisherige Anrissdefinition von $a_A = 0,01 \cdot W$ bzw. $a_A = 0,004 \cdot W$ hinausgeht und dennoch nicht bauteilkritisch ist.

Das sei am Beispiel einer mit $t_H = 0,32$ h geprüften Cs25-Probe erläutert (Versuchspunkt links außen in Bild 6-5 für $f = 8,4 \cdot 10^{-4}$ Hz und Werkstoff 30CrMoNiV4-11, formal kritischster experimentell belegter Fall). Die Anrissdauer nach dem technischen Anrisskriterium beträgt für diesen Versuch $t_{A(KE)} = 40$ h bei $K_{I0 \max} = 837 \text{ Nmm}^{-3/2}$. Die statische Anrissdauer bei gleicher Spannungsintensität beträgt $t_{A(K)} = 156$ h, das Verhältnis $D_S = t_{A(KE)} / t_{A(K)} = 0,26$. Die Risslänge in der Probe beträgt zum Anrisszeitpunkt nach der Definition des technischen Anrisskriteriums $a_A = 0,2$ mm. Die über ein Anrissverhältnis $D_S = t_{A(KE)} / t_{A(K)} = 0,6$ errechnete Anrissdauer der KE-Probe würde 94 h betragen. Nach den während der Versuche aufgezeichneten Potentialsonden-Messwerten liegt zu diesem Zeitpunkt in der KE-Probe eine Gesamtrisslänge von $a_R \approx 0,4$ mm vor.

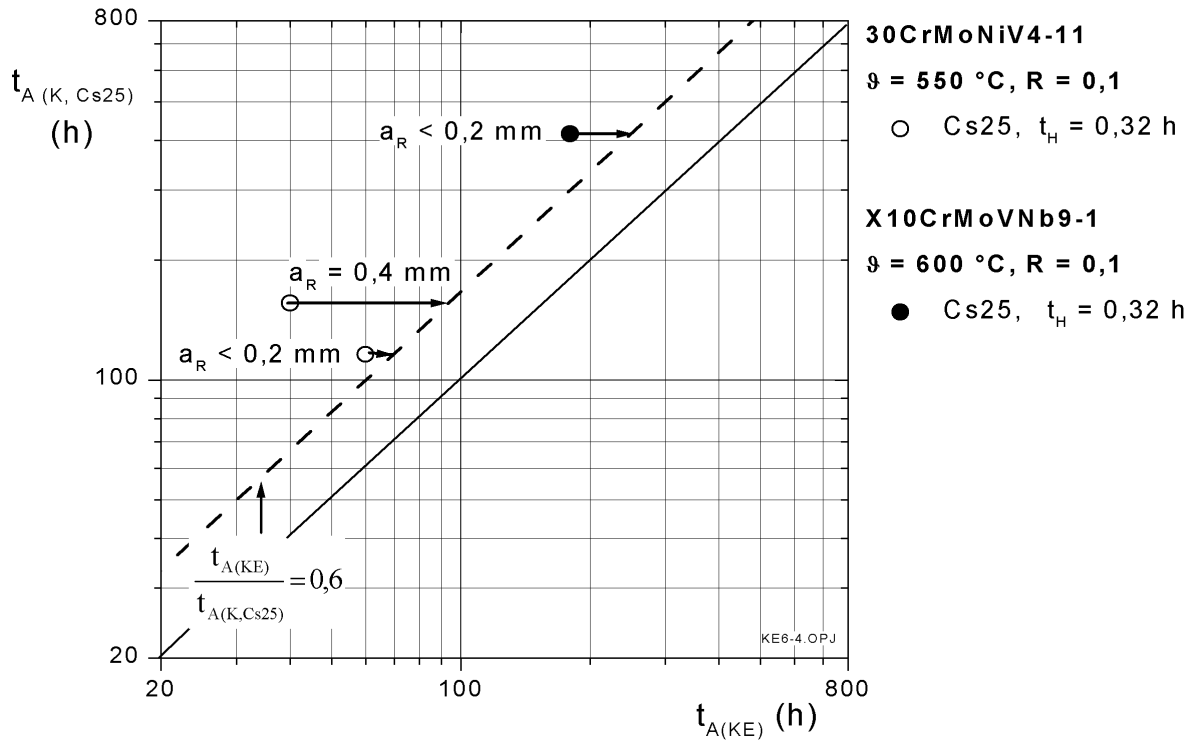


Bild 6-5: Ausschnitt aus Bild 6-4, Werte der Rissverlängerung a_R für Kleinproben für Anrissdaten (● bzw. ○) unterhalb $D_S = 0,6$

In gleicher Art und Weise wurden alle experimentellen Ergebnisse derjenigen Cs25-Proben untersucht, die unterhalb $D_S = 0,6$ liegen. Anhand der bisher vorliegenden Versuchsergebnisse kann festgestellt werden, dass für ein statisches Anrissdauerverhältnis von $D_S = 0,6$ die Gesamtrisslänge in den untersuchten Proben, auch unter Berücksichtigung des kritischsten Falles einer möglichen Streuung um den Faktor 2, jeweils deutlich unterhalb 1 mm bleibt und damit technisch (bis auf wenige Ausnahmen) akzeptabel ist. Die Beträge dieser berechneten Risswachstumsanteile a_R sind in Bild 6-5 dargestellt.

Für Proben oder Bauteile kleinerer Ligamentbreite ist diese Überprüfung momentan nicht durchzuführen, da die zwei stichprobenartig geprüften D15-Proben nicht aussagekräftig genug sind. In diesem Punkt besteht weiterer Forschungsbedarf.

Demnach ist, wie vorstehend erläutert, als Grenzkurve für die Bewertung gegen Risseinleitung die Funktion $K_{IAC} = f(t_{A(KE)})$ zu verwenden, die aus der an Cs25-Proben bestimmten statischen Anrisskurve $K_{IA} = f(t_{A(K)})$ abgeleitet und gegenüber dieser um 40 % in t_A -Richtung abgesenkt ist (aus $t_{A(KE)} / t_{A(K)} = 0,6$). Diese Bezugsfunktion als Werkstoffkennwert für beide Werkstoffe ist in [Bild 6-6](#) dargestellt. Alle weiteren Festlegungen zu Aufbau und Randbedingungen im ZKD bleiben bestehen, siehe Abschnitt 2.4.5 und [20, 26, 64].

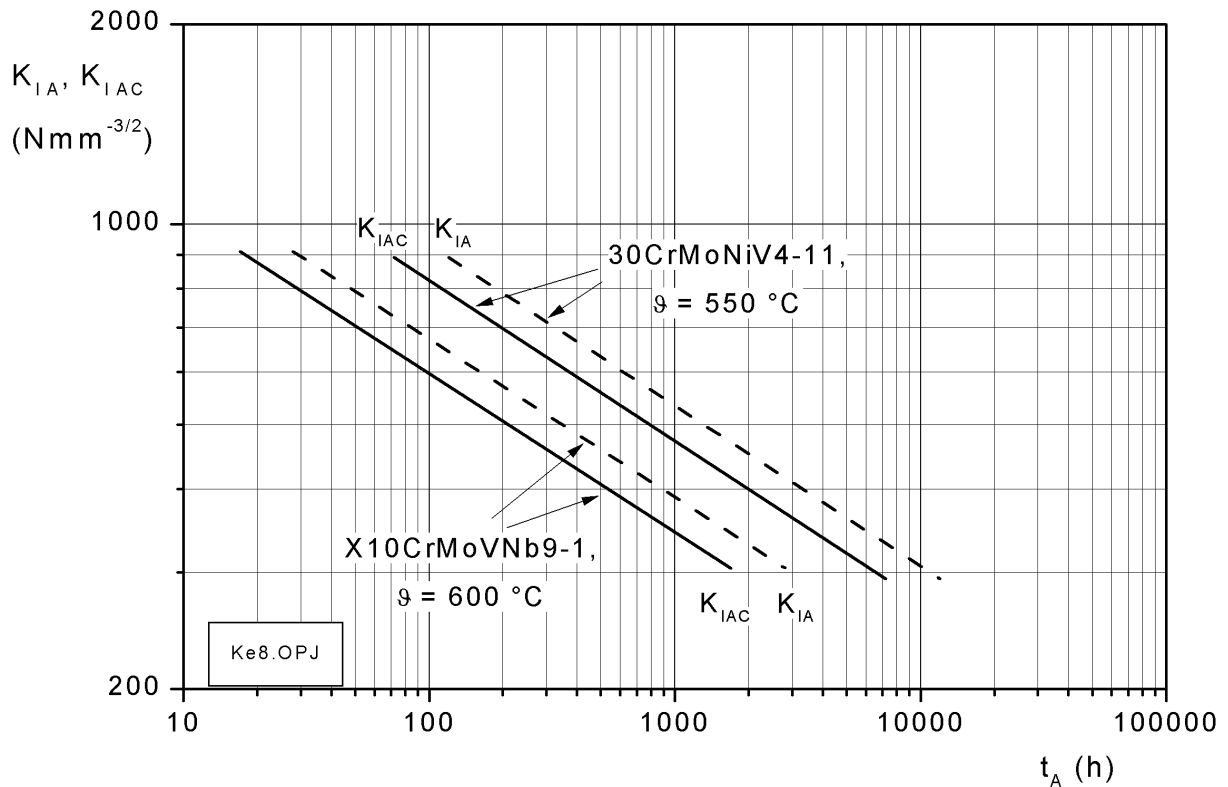


Bild 6-6: K_{IAC} – Werkstoffkennwert gegen Kriechermüdungsrisseinleitung im Zwei-Kriterien-Diagramm

In [Bild 6-7](#) und [Bild 6-8](#) sind die Zwei-Kriterien-Diagramme für die beiden untersuchten Werkstoffe zusammen mit den experimentell bestimmten Risseinleitungsdaten dargestellt. Anhand der Darstellung ist zu prüfen, ob die Vorhersage eines anrissfreien Bereiches mittels der oben getroffenen Annahmen durch die bisher vorliegenden experimentellen Daten bestätigt wird. Dazu sind für alle Versuche die aus der Anrissdauer bestimmten Verhältniszerte R_K und R_σ eingetragen. Die Übereinstimmung ist gut, alle Punkte liegen außerhalb diese Bereiches. Auch die Ergebnisse, bei denen ein geringer Anteil Rissausbreitung toleriert wurde ($D_S < 0,6$) liegen außerhalb der Begrenzungslinie des als „anrissfrei“ definierten Bereiches. Hinsichtlich der Probengröße ist eine gewisse Differenzierung zu erkennen. Ergebnisse von Kleinproben liegen in der Nähe der Grenzlinie. Für Großproben ist eine konservative Bewertung zu erkennen, die eingezeichneten Punkte entsprechen der experimentell bestimmten Zeitdauer bis zur Einleitung eines Kriechermüdungsrisse, anhand des ZKD (Überschreitung der Grenze des anrissfreien Bereiches) wird dieses jedoch bereits für kürzere Zeiten vorhergesagt. Für die Großproben mit größerem Verhältnis K_I/σ_n wird Risspitzen-schädigung vorausgesagt.

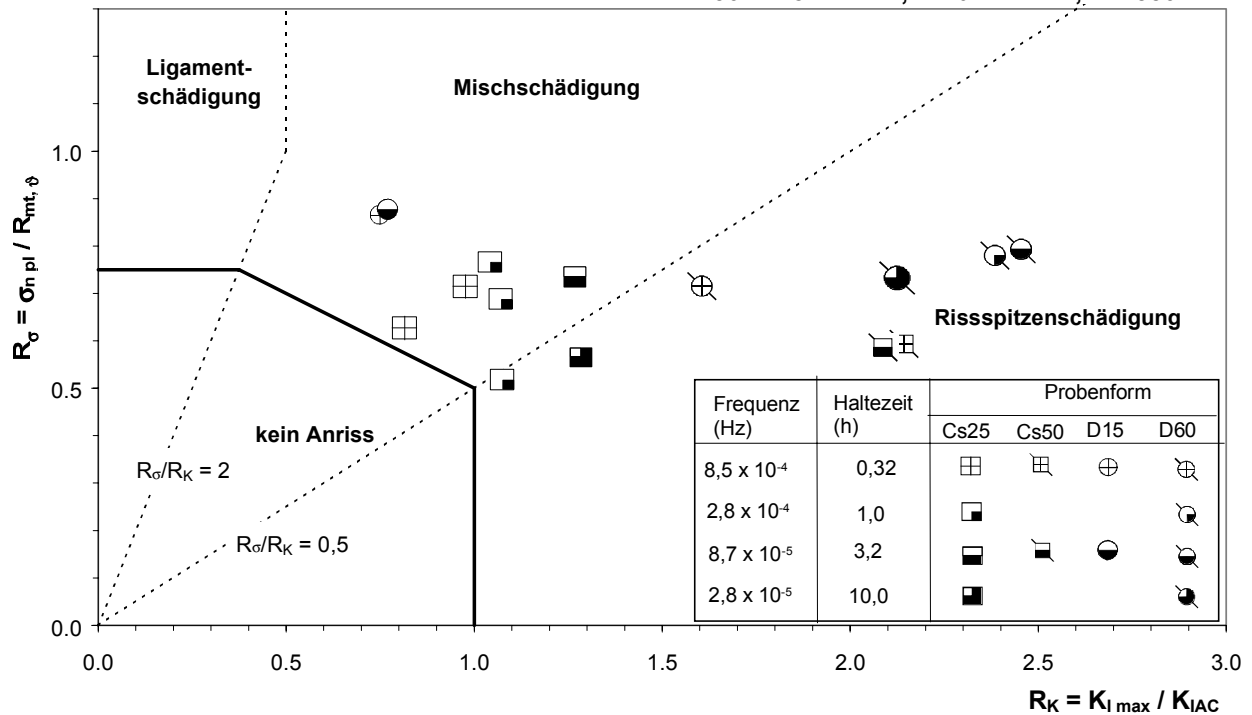


Bild 6-7: Zwei-Kriterien-Diagramm für Risseinleitung unter Kriechermüdungsbeanspruchung am Werkstoff 30CrMoNiV4-11

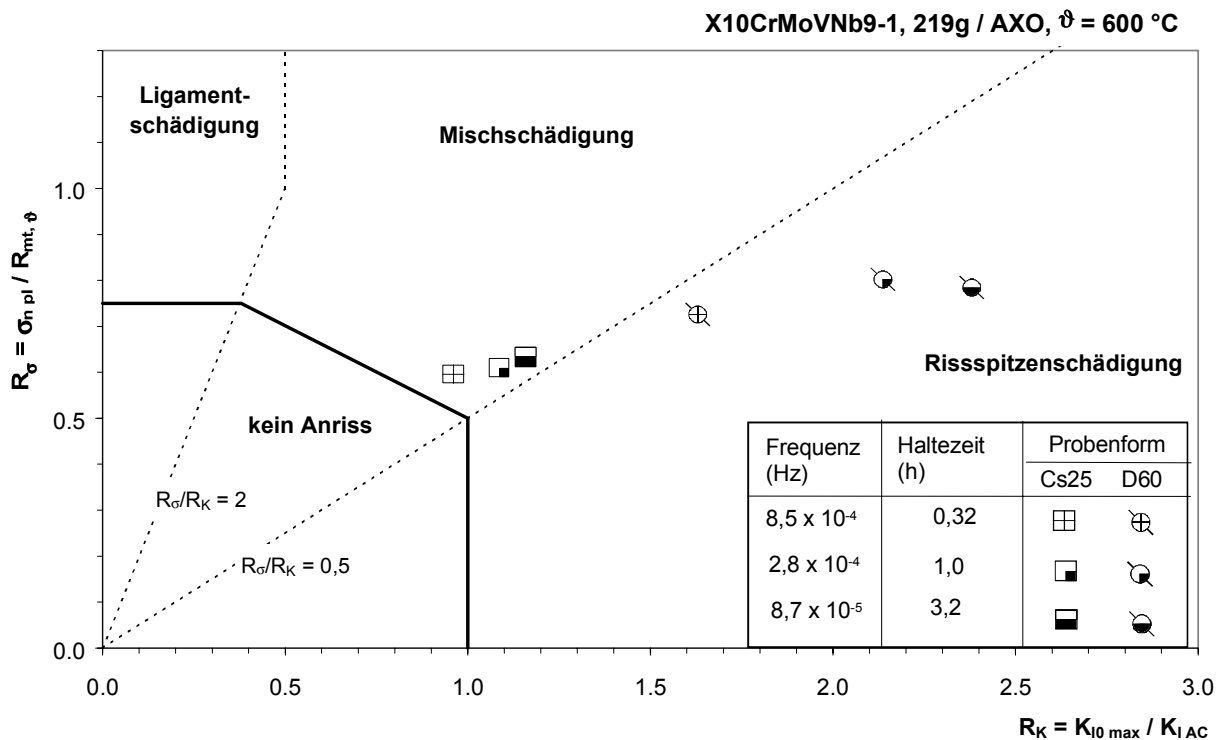


Bild 6-8: Zwei-Kriterien-Diagramm, Werkstoff X10CrMoVNB9-1

Einschränkend muss erwähnt werden, dass die Gültigkeit der oben getroffenen Annahmen und damit die Lage der gewählten Begrenzungslinien des anrissfreien Bereiches durch weitere Langzeituntersuchungen mit Kriechermüdungsbeanspruchungen auf praxistypisch nie-

derem Lastniveau abgesichert werden muss. Langzeitige Beanspruchungen bei Temperaturen oberhalb $0,4 \cdot T_S$ führen bei einer Reihe von Werkstoffen zu einer Verringerung der Verformungsfähigkeit und damit zu einem Absinken des Widerstandes gegen Risseinleitung. Das ist erkennbar an der Verringerung des „Sicherheitsabstandes“ zwischen experimentellem Risseinleitungsergebnis und der zur Bauteilbewertung dienenden Anriss-Grenzlinie.

Eine Zusammenfassung der Fehlerbewertung für Bauteile unter Kriechermüdingsbeanspruchung im modifizierten Zwei-Kriterien-Verfahren ist in Bild 6-9 dargestellt.

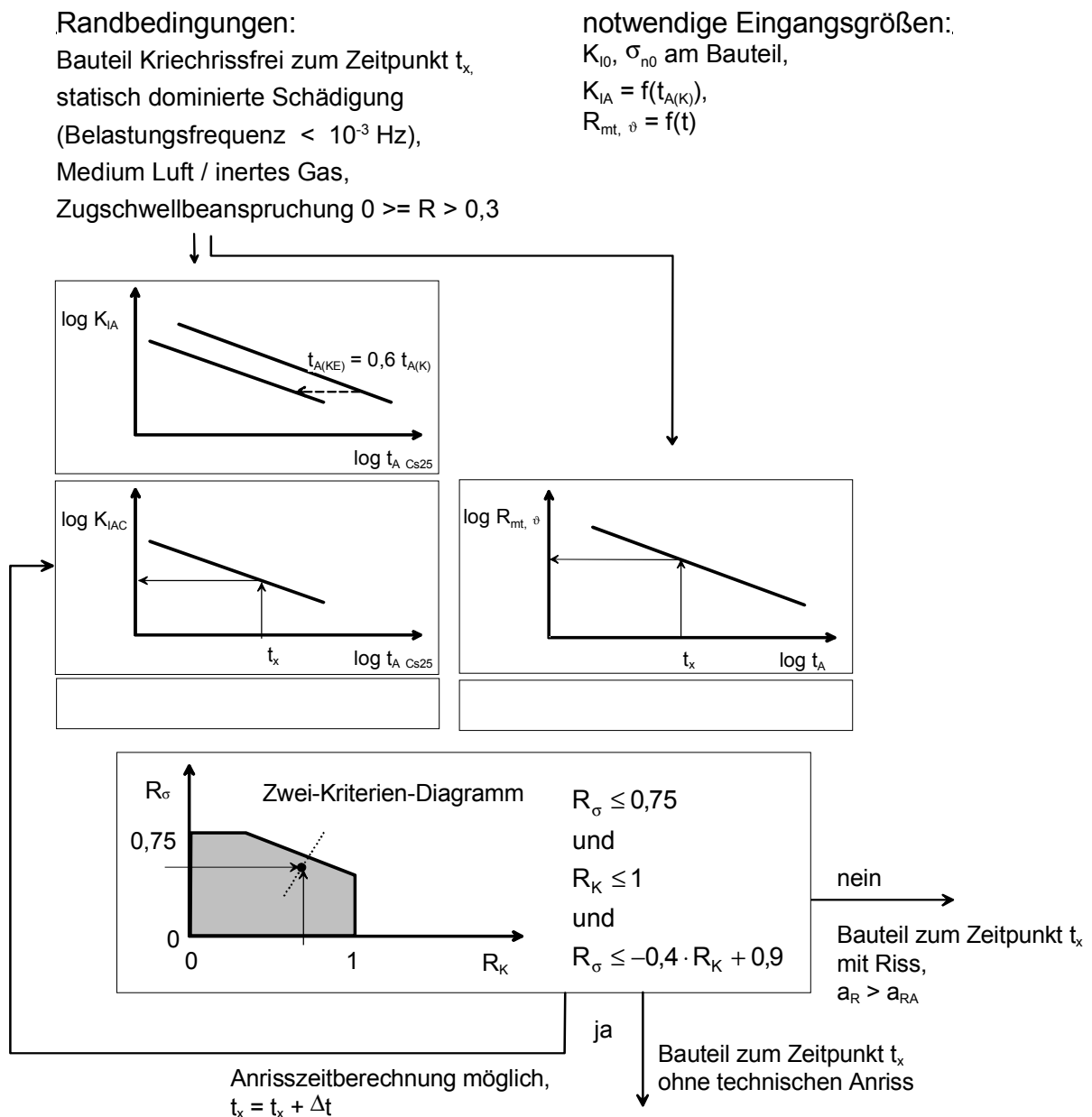


Bild 6-9: Ablauf einer Anrisszeitberechnung im Zwei-Kriterien-Diagramm, schematisch

6.2 Beispiel für die Bewertung von Gussfehlstellen mit Hilfe des Zwei-Kriterien-Verfahrens

Die erweiterte Anwendbarkeit des Zwei-Kriterien-Verfahrens auf Komponenten unter Kriechermüdungsbeanspruchung soll im Folgenden an einem Beispiel überprüft werden. Für diese Verifikation soll die Risseinleitungsdauer an einer natürlichen Fehlstelle unter definierter Beanspruchung bestimmt werden, wobei eine Komponente mit typischen Abmessungen warmgehender Kraftwerkskomponenten auszuwählen ist.

Eine Möglichkeit dazu ist in der bruchmechanischen Nachrechnung von Großproben mit herstellungsbedingten Gussfehlstellen gegeben. Diese wurden aus eigens abgegossenen, defektbehafteten Gussringkörpern von ca. 5 t Gewicht (vergleichbar mit Gussgehäusen für Ventile oder Turbinen von Dampfkraftwerken) aus dem warmfesten Werkstoff GS-17CrMoV5-11 entnommen [111]. Bei den Defekten handelt es sich im Wesentlichen um offene, teilweise oder vollständig ausgeheilte Warmrisse. Die Proben lassen sich folgendermaßen charakterisieren: Länge rd. 360 mm, Prüfquerschnitt quadratisch, rd. 40 x 40 mm, eine Seite im Gusszustand (Gusshaut).

Für das folgende Beispiel wurde eine Probe mit innenliegendem, teilweise ausgeheiltem Warmriss ausgewählt. Vor Beginn der Beanspruchung wurde die Probe zerstörungsfrei mittels Ultraschall und Magnetpulver-Oberflächenprüfung charakterisiert. Die senkrecht zur Belastungsrichtung orientierten Fehler (Eckenfehler und innenliegender elliptischer Fehler) wurden anhand des Ultraschallsignals ausgemessen.

Die Probe wurde einer Kriechermüdungsbeanspruchung bei 530 °C unterworfen [111]. Die Zugschwellbelastung war durch ein Spannungsverhältnis $R = 0,1$ und eine Zughaltezeit $t_H = 1 \text{ h}$ ($f = 2,8 \cdot 10^{-4} \text{ Hz}$) gekennzeichnet. Anhand der Fehlergröße wurde die Lasthöhe mit $\sigma_n = 156 \text{ N/mm}^2$ festgelegt. Nach 3 495 h wurde der Versuch für eine weitere zerstörungsfreie Untersuchung unterbrochen. Nach einer Versuchsdauer von 10 351 h wurde der Versuch bei einer bleibenden mittleren Dehnung von $\varepsilon_{pl} = 1,19 \%$ abgebrochen und die Fehlstellen durch einen spröden Gewaltbruch nach Tiefkühlung der Probe freigelegt.

Im REM wurde eine Zuordnung von Ausgangsriss und Risserweiterung und eine entsprechende Quantifizierung der Fehlerabmessungen vorgenommen. Statt des anhand des US-Signals vermuteten Einzel-Eckenfehlers wurden zwei dicht nebeneinander liegende Fehler, getrennt durch einen Bereich erstarrter Restschmelze identifiziert (Fehler A, B), siehe Bild 6-10.

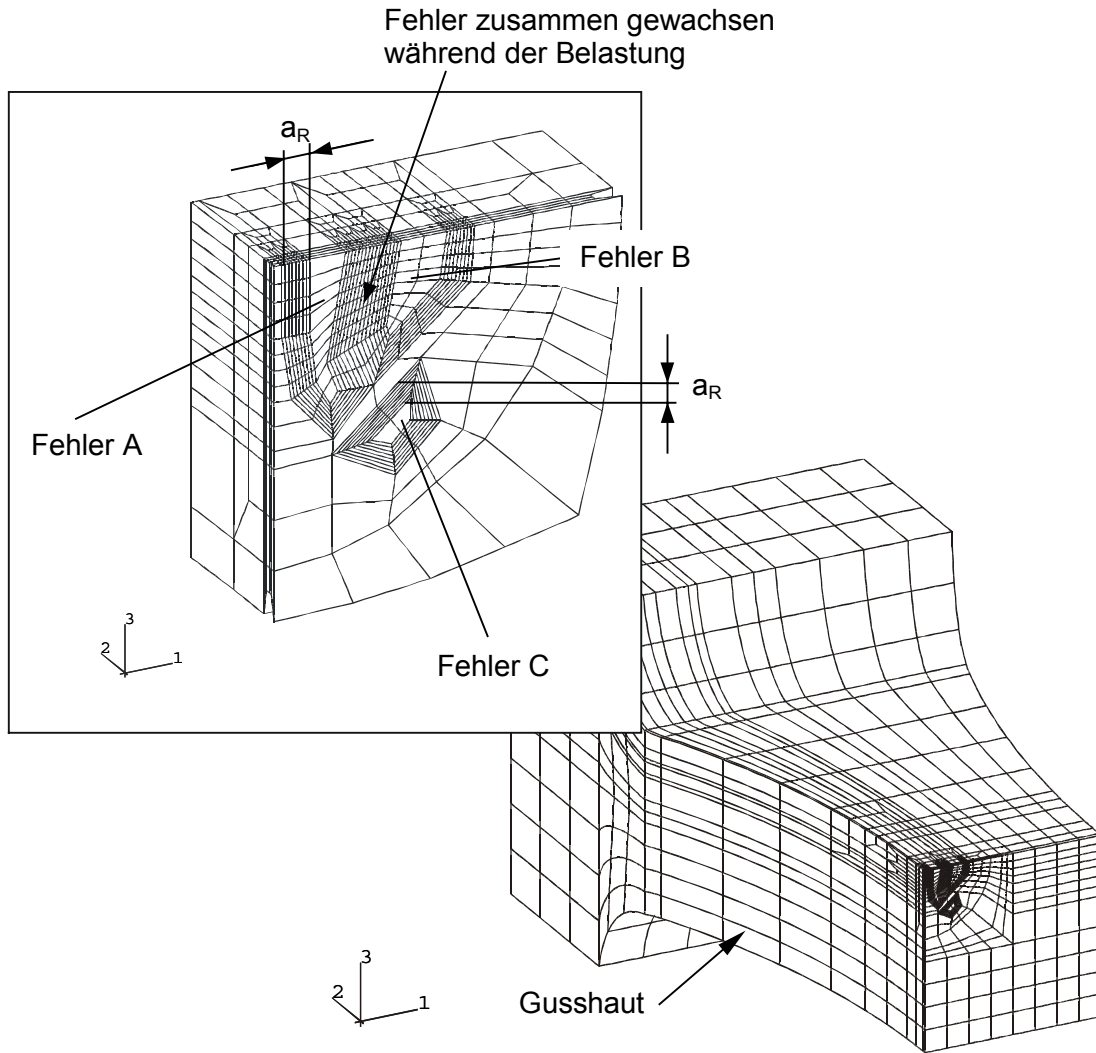


Bild 6-10: Darstellung der Fehlerlage und -orientierung in der Großprobe

Tabelle 6-1: Fraktografisch bestimmte Abmessungen der Fehlstellen vor und nach der Beanspruchung, errechnete äußere Beanspruchung

Fehler	Typ	vor Versuchsbeginn: (t 0 = h)				zu Versuchsende: (t = 10 351 h)	
		a ₀ * [mm]	c ₀ ** [mm]	σ _n (Nmm ⁻²)	K _{I0 (max.)} *** (Nmm ^{-3/2})	a ₁ * [mm]	c ₁ ** [mm]
A	Elliptischer	2,5	6,0	156	350	Fehler A und B verbunden	
B	Eckenfehler	4,2	5,0		220	9,1	6,4
C	Elliptischer Innenfehler	1,1	1,1		226	1,5	2,9

* ... Fehlerabmessung in Raumrichtung 1, Bild 6-10

** ... Fehlerabmessung in Raumrichtung 3, Bild 6-10

*** ... Maximum der analytisch berechneten Werte

Die Fehler A und B sind aufgrund ihres Kontaktes zur Oberfläche verzundert. Defekt C wurde durch die ZfP-Untersuchungen korrekt in Größe und Form beschrieben und stand nicht mit der Umgebungsatmosphäre in Kontakt, Bild 6-11 und 6-12. Nach der Beanspruchung wiesen alle Fehler eine deutliches Risswachstum auf. Die Einzelfehler A und B haben sich während der Beanspruchung vereinigt, der Riss ist durch den Bereich erstarrter Restschmelze gewachsen. Rings um Fehler C ist ebenfalls ein Risswachstum mit $a_R \approx 0,5 \dots 2 \text{ mm}$ zu erkennen.

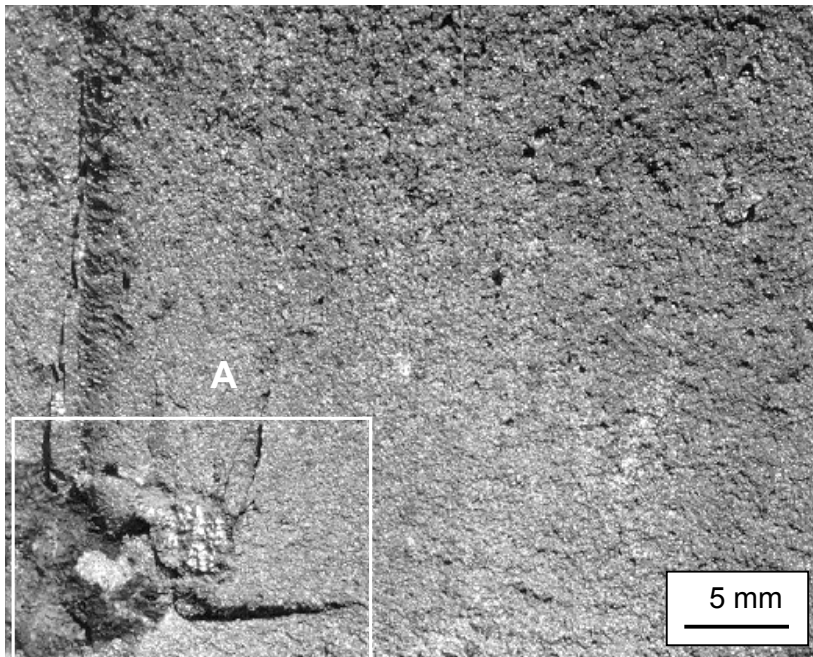


Bild 6-11:
Übersicht der Gewaltbruchfläche

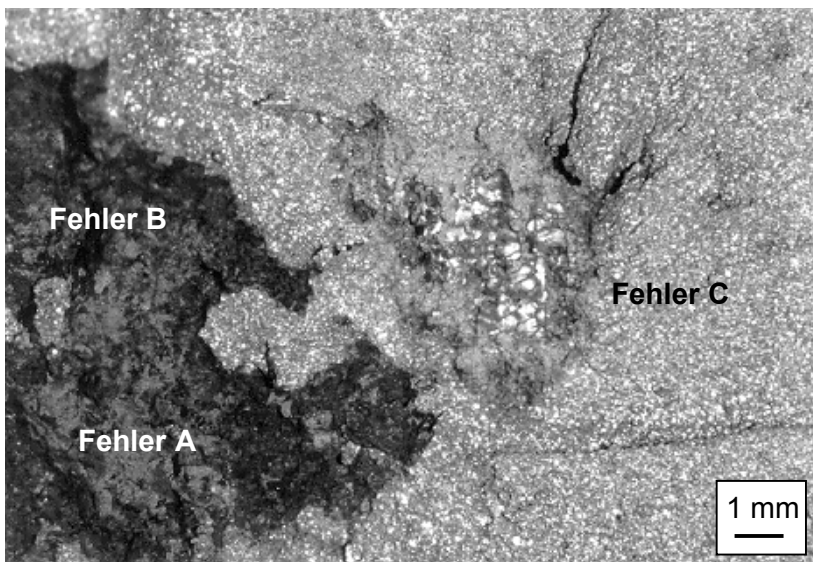


Bild 6-12:
Ausschnitt A aus Bild 6-11,
Fehler A,B mit Zunderbeleg,
Fehler C innere Fehlstelle

Einer der wesentlichen Vorteile der Verwendung des ZKD zur Anrissdauerbestimmung besteht darin, auf vorhandene analytische Näherungen zur Bestimmung der äußeren Beanspruchung (K_I , σ_n) zurückgreifen zu können. Zur Verbesserung der Auswertegenauigkeit

wurde für dieses Beispiel alternativ der Spannungsintensitätsfaktor linear-elastisch mit der Methode der Finite-Elemente (FE) bestimmt. Beide Verfahren zeigen gute Korrespondenz, wenn für die analytische Bewertung von elliptischer Fehlerform ausgegangen wird [116].

In Bild 6-10 ist die Modellierung der Fehlstellenkontur dargestellt. Aus der berechneten Spannungsverteilung (dargestellt in [111]) konnte ein gegenseitige Beeinflussung der Fehler A und B abgeleitet werden. Der vorgelagerte Riss C führt nicht zu einer deutlichen Spannungserhöhung vor Riss B. Der Spannungsintensitätsfaktor wurde entlang der Risskontur berechnet. In Tabelle 6-1 sind die jeweiligen Maxima für K_I enthalten.

Für die Bestimmung des Anrisszeitpunktes im Zwei-Kriterien-Diagramm [60] werden die jeweiligen zeitabhängigen Kennwerte des Werkstoffes für Zeitstandfestigkeit $R_{mt,\vartheta}$ und Kriechrisseinleitung K_{IAC} benötigt. Zeitstandfestigkeitswerte liegen aus Ergebnissen von parallel geprüften Rundproben der gleichen Werkstoffcharge bis ca. 20 000 h vor [111], Bild 6-13. Die Werte werden durch die Ausgleichsfunktion $\sigma = -21,943 \ln(t) + 364,19$ beschrieben.

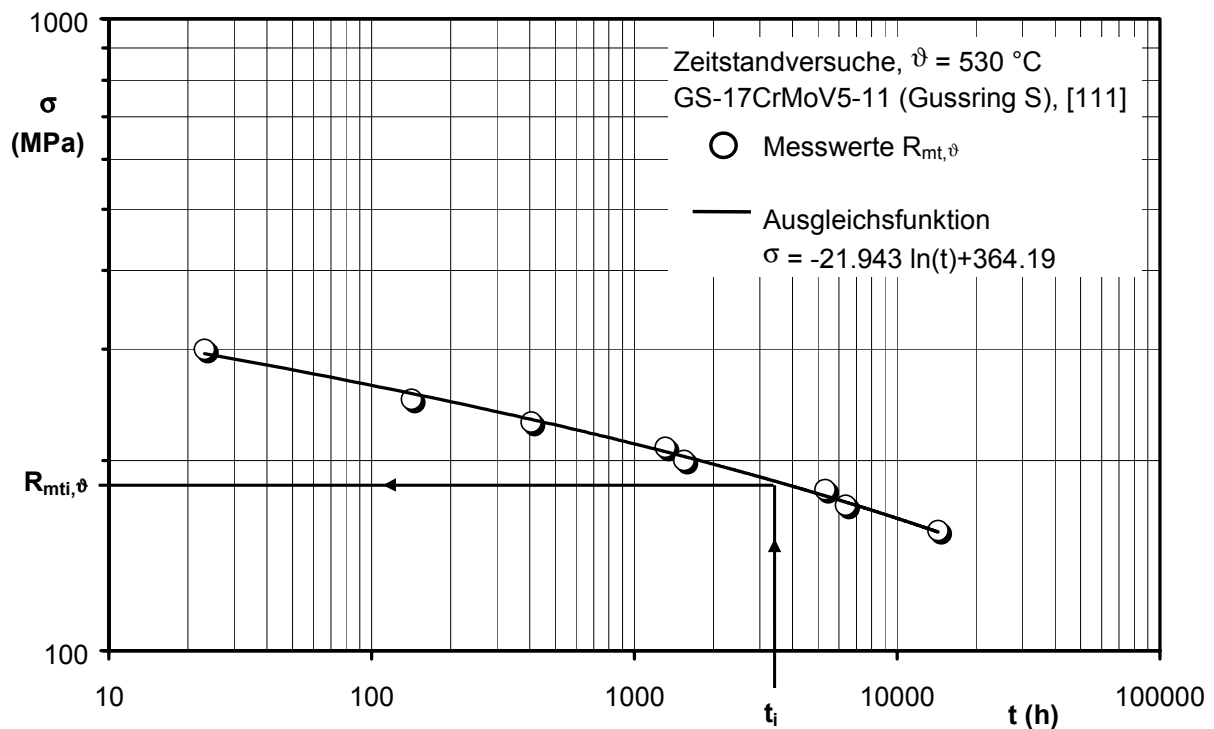


Bild 6-13: Zeitstandfestigkeit Werkstoff GS-17CrMoV5-11, Gussringkörper S

Ergebnisse zum Werkstoffwiderstand gegenüber statischer Kriechrisseinleitung wurden an Cs12- und Cs25-Proben der gleichen Werkstoffcharge in [3] ermittelt, Bild 6-14. Da nur Ergebnisse bis ca. 2 000 h existieren, ist eine Extrapolation notwendig. Für die Bewertung im Zwei-Kriterien-Diagramm wird konservativ die Streubanduntergrenze der Funktion K_{IA} (t_A) verwendet. Zur Berücksichtigung von Kriechermüdungsbeanspruchungen wird die statische

Risseinleitungsfunktion $K_{IA}(t_{A(K)})$ um 40 % in Zeitrichtung abgesenkt. Die so gewonnene Funktion $K_{IAC}(t_{A(KE)})$ kann durch $K_{IAC} = 4846 (t)^{-0.271}$ beschrieben werden.

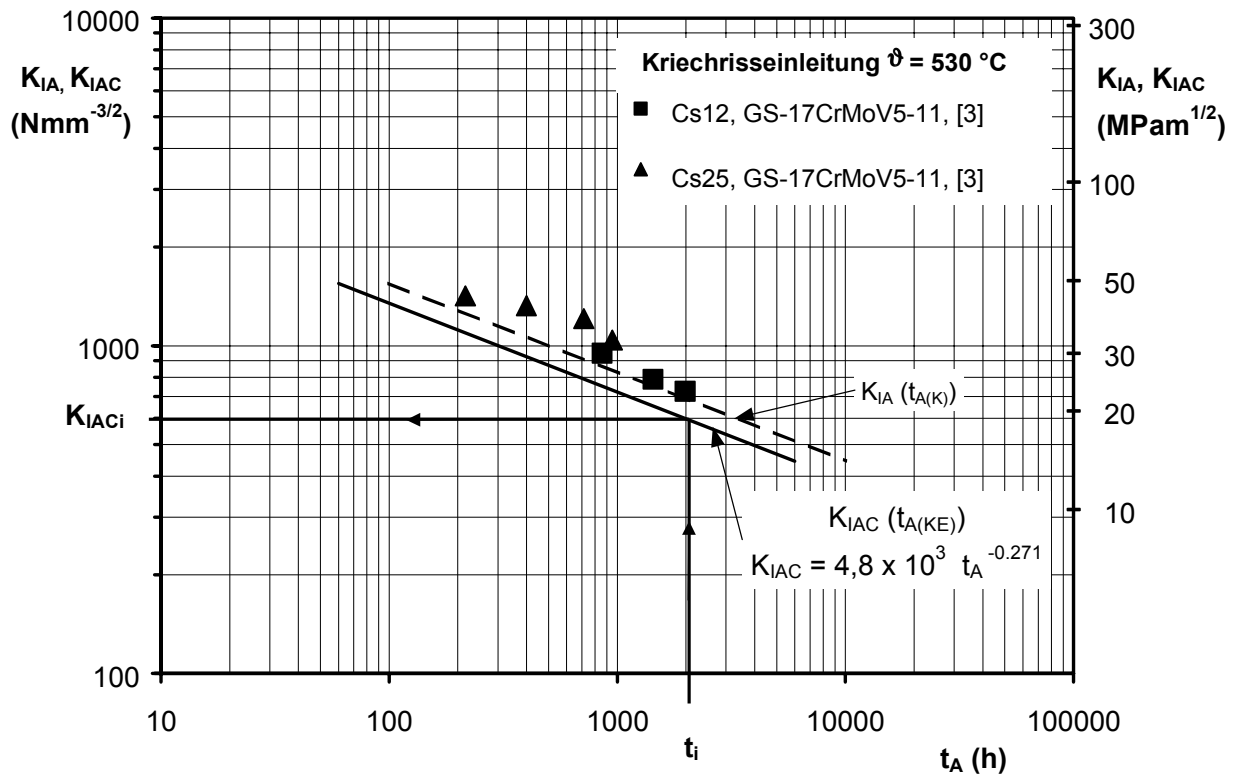


Bild 6-14: Ergebnisse von Risseinleitungsversuchen am Werkstoff GS-17CrMoV5-11 und Bestimmung der Risseinleitungskurve $K_{IAC}(t_{A(KE)})$ aus Ergebnissen statischer Risseinleitungsversuche am Werkstoff GS-17CrMoV5-11

Tabelle 6-2: Berechnung der Beanspruchungsverhältnisse für verschiedene Zeiten t_i

Zeit t (h)	Nennspannungsverhältnis R_σ			Rissspitzenverhältnis R_K						
	σ_n (Nmm ⁻²)	$R_{mt}(530\text{ °C})$ (Nmm ⁻²)	R_σ	$K_{I0}(\text{max.})^*$ (Nmm ^{-3/2})			$K_{IAC}(530\text{ °C})$ (Nmm ^{-3/2})	R_K		
			Fehler			Fehler				
			A	B	C	A B C				
10^2	156	263	0.59	350	220	226	1393	0.25	0.16	0.16
10^3		212	0.74					0.47	0.29	0.30
$5 \cdot 10^3$		177	0.88					0.72	0.46	0.47
10^4		162	0.96					0.87	0.55	0.56

* ... Spannungsintensität bei F_{max} während t_H

Die Verhältniszahlen R_σ und R_K sind für einige Beispielzeiten $t_i = 100, 1\ 000, 5\ 000$ und $10\ 000$ h berechnet (Tabelle 6-2), der daraus gebildete „Belastungspfad“ ist im Zwei-Kriterien-Diagramm dargestellt, Bild 6-15.

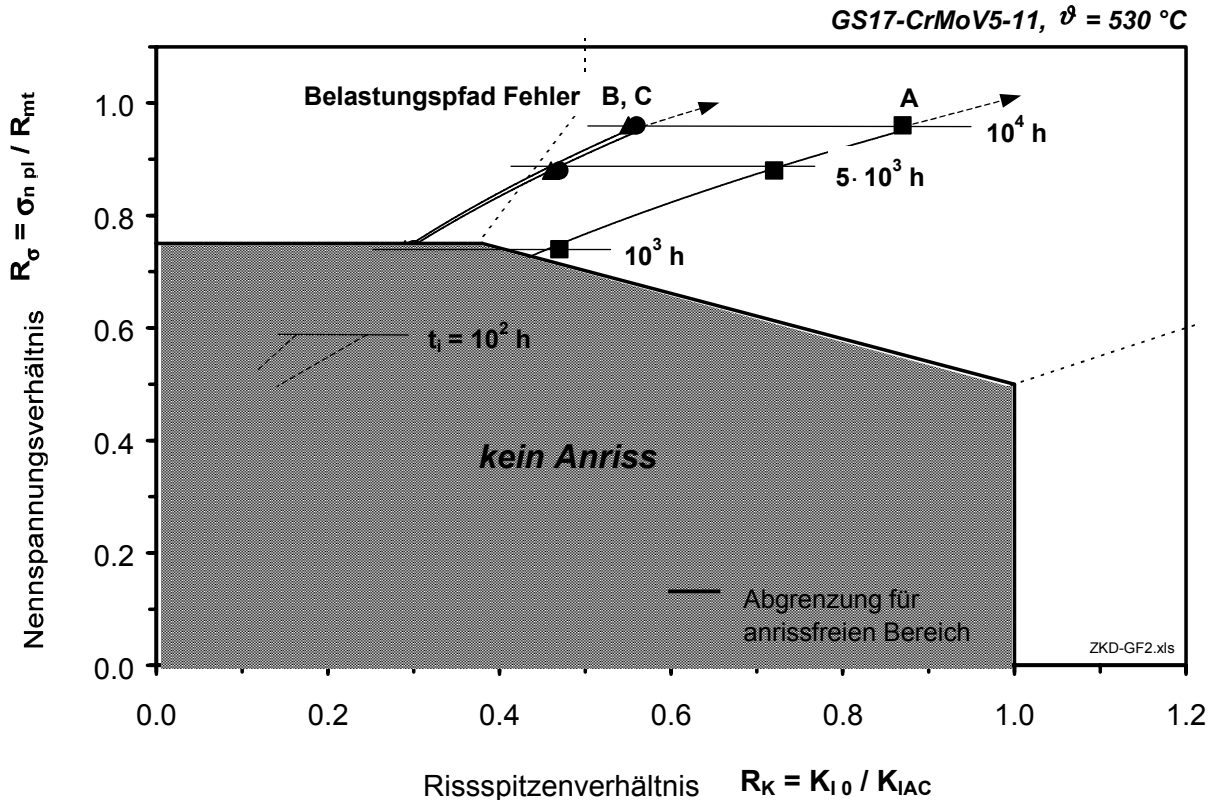


Bild 6-15: Belastungspfad der drei Fehlstellen im Zwei-Kriterien-Diagramm

Die berechneten Datenpaare von Nennspannungs- und Risspitzenverhältnis markieren für die drei Fehler Belastungspfade. Aufgrund von zeitlich abnehmender Festigkeit und Riss-einleitungswiderstand wird oberhalb von rd. 1 000 h die Abgrenzung des anrissfreien Bereiches überschritten.

Die jeweilige Anrisszeitpunkte der Fehler wurden aus den Schnittpunkten der drei Belastungspfade mit der Anrissgrenzkurve durch numerische Interpolation der Zeit ermittelt, Tabelle 6-3. Für diese Zeitpunkte wird das Vorhandensein eines Fehlers mit $\Delta a = 0,2$ mm vorausgesagt (Definition der Anrisskurve $K_{IAC}(t_{A(KE)})$). Diese Rechenergebnisse stimmen befriedigend mit den experimentellen Ergebnissen überein. Beim Zwischenausbau der Probe nach 3495 Belastungsstunden und zerstörungsfreier Prüfung wurden geringe Veränderungen des Ultraschallsignals festgestellt, die auf einen Anrissbeginn hindeuten, allerdings nur eine ungenügend genaue Korrelation zur Fehlergröße erlauben. Insgesamt wird bestätigt, dass das Zwei-Kriterien-Diagramm für größere Proben / Bauteile eine konservative Voraussage des Rissinitiationszeitpunktes liefert.

Für alle drei Fehler ist eine Mischschädigung zu erwarten. Für die betrachtete Beanspruchung (Ligamentschädigung ist vorhanden aber nicht dominierend) kann ein katastrophales Versagen (Bruch-vor-Leck-Verhalten) ausgeschlossen werden.

Tabelle 6-3: Ergebnisse der Anrisszeitberechnung mit dem Zwei-Kriterien-Diagramm

	Fehler		
	A	B	C
berechnete Anrissdauer t_A (h)	942	1441	1441

6.3 Anwendungsgrenzen des Zwei-Kriterien-Verfahrens für Kriechermü- dungsbeanspruchung

Das Kriechermüdrissverhalten ist an zwei Werkstoffen bei deren jeweiliger maximaler Anwendungstemperatur unter Zugschwellbeanspruchung mit $R = 0,1$ bis zu Versuchszeiten von ca. 8 000 h untersucht worden. Offene Fragen bestehen hinsichtlich der Einflüsse von

- ▶ Mittelspannung und Spannungsverhältnis
- ▶ Umgebungsatmosphäre
- ▶ schwellwertnaher Rissausbreitung
- ▶ langzeitiger Beanspruchung im Hinblick auf die Verringerung des Verformungsvermögens.

Im Folgenden soll auf einige bestehende Ansätze eingegangen werden sowie weiterer Forschungsbedarf skizziert werden.

Der **Einfluss des Spannungsverhältnisses** bei Zugschwellbeanspruchungen mit $R > 0,1$ führt durch die Verwendung von $K_{I0 \max}$ als Bezugsgröße zu einer konservativen Betrachtung des Anrissverhaltens. Für Spannungsverhältnisse $0,1 < R < 1$ wird bei $K_{I0 \max} = \text{const.}$ der zugehörige Wert ΔK_{eff} kleiner, die zyklische Schädigungskomponente der Kriechermüdrissausbreitung somit geringer. Für Beanspruchungen mit $R = 0$ sollte das o.g. Konzept ebenfalls anwendbar sein, da durch das Wirken von Riss-schließmechanismen die Werte für ΔK_{eff} zwischen $R = 0,1$ und $R = 0$ nur wenig differieren. Für $R < 0$ wird eine Zunahme der Rissausbreitungsgeschwindigkeit registriert [42, 79], es sollte ΔK_{eff} als Beanspruchungsparameter verwendet werden. Ein solches Konzept muss jedoch experimentell verifiziert werden, da der Zusammenhang zwischen ΔK und ΔK_{eff} beispielsweise von Werkstoff, Probengeometrie (Spannungszustand), Umgebungsmedium und relativer Risslänge a/W [79, 108] abhängig ist. Die von *Elber* [105] experimentell bestimmte und oft zitierte Korrekturfunktion

$$\Delta K_{\text{eff}} = (0,5 + 0,4R)\Delta K \quad (6-3)$$

ist nur für Versuche an der Aluminiumlegierung 2024-T3 für $-0,1 < R < 0,7$ vollständig gültig, davon existieren zahllose weitere Modifikationen für andere Werkstoffe.

Bisher ist im modifizierten Zwei-Kriterien-Verfahren eine einstufige Beanspruchung, wie sie beispielsweise aus An- und Abfahrten als kritischstem Beanspruchungsfall resultiert, berücksichtigt. Die Bewertung regelloser zyklischer Betriebsbeanspruchungen, beispielsweise Laständerungen wurde bisher nicht einbezogen.

Die **Umgebungsatmosphäre** und deren Einfluss auf das Anrissverhalten ist ebenfalls zu berücksichtigen. Aufgrund der Versuchsbedingungen ergibt sich zunächst nur eine Gültigkeit des Zwei-Kriterien-Verfahrens für Beanspruchungen an Laborluft. Alle anderen Medien müssen hinsichtlich ihrer schädigenden Wirkung auf die zu betrachtenden Stähle unterschieden werden.

Für alle Komponenten, die korrosiven Umgebungsmedien wie Dampf, Rauchgas, Asche o.ä. ausgesetzt sind, ist das o.g. Konzept nicht anwendbar, da durch die korrosive Beanspruchung eine Erhöhung der Risswachstumsgeschwindigkeit auftritt. Beispielsweise tritt eine Zerstörung und Neubildung der Oxidschicht an der Risspitze auf, die zeit- und zyklenzahlabhängig ist. Derartige Einflüsse sind bisher aufgrund der Vielzahl der in Frage kommenden Medien in der Literatur nicht ausreichend quantifiziert.

Von ebenso großem Interesse ist die Bewertung innerer Fehlstellen an Bauteilen ohne Sauerstoffzutritt. Für höhere Beanspruchungen führt das o.g. Konzept zu einer konservativen Bewertung, da für Fehlstellen ohne Sauerstoffzutritt die alternierende Zerstörung und Neubildung von Oxidschichten im Kerbgrund fehlt, d.h. es fehlt der überlagerte korrosive Schädigungsanteil. Demnach ist die Risswachstumsgeschwindigkeit da/dN verringert, wie in [42, 100, 101] an 0,5-1% CrMoV-Stählen mit Versuchen in inerter Atmosphäre oder Vakuum experimentell nachgewiesen wurde, Bild 6-16.

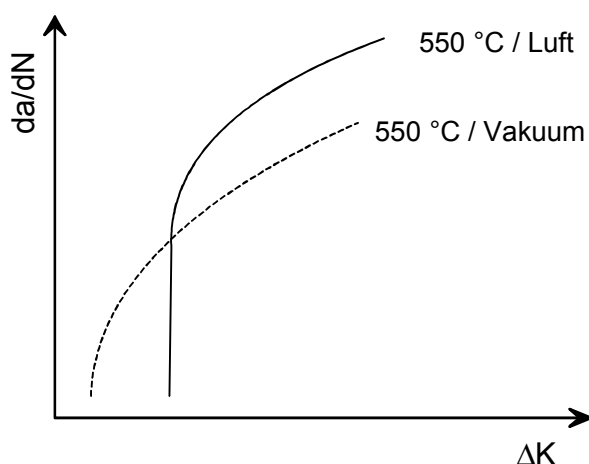


Bild 6-16:
Einfluss des Umgebungsmediums auf die Risswachstumsgeschwindigkeit da/dN und die Lage des Schwellwertes ΔK_{th} , schematisch nach [100]

Eine geringere Risswachstumsgeschwindigkeit führt bei gleicher Beanspruchung aber zu einem späteren Erreichen der technischen Anrisslänge, also zu einer Verlängerung der Anrissdauer. Das ist ebenfalls an glatten Proben nachzuweisen [102, 103].

Im Bereich schwelwertnaher Beanspruchung fehlt hingegen ohne Oxidation ein Bestandteil des Riss-schließmechanismus'. Für $\Delta K = \text{const.}$ als äußere Beanspruchung ergibt sich $\Delta K_{\text{eff (inert)}} > \Delta K_{\text{eff (oxid.)}}$. Für die Schwellwerte zyklischer Rissausbreitung gilt ferner $\Delta K_{\text{th (inert)}} < \Delta K_{\text{th (oxid.)}}$, wie ebenfalls in Bild 6-16 dargestellt. Der Nachweis der Gültigkeit des Zweikriterien-Verfahrens für innere Fehlstellen soll in einem laufenden Forschungsvorhaben zum Einfluss inerter Atmosphäre auf das Rissverhalten [96] geführt werden.

Das Interesse am Risseinleitungs- und Rissausbreitungsverhalten im Bereich eines **Schwellwertes zyklischer Beanspruchung** resultiert aus dem Gedanken, bei Kriechermü-dungsbeanspruchungen unterhalb ΔK_{th} auf eine Berücksichtigung zyklischer Schädigungs-anteile verzichten zu können.

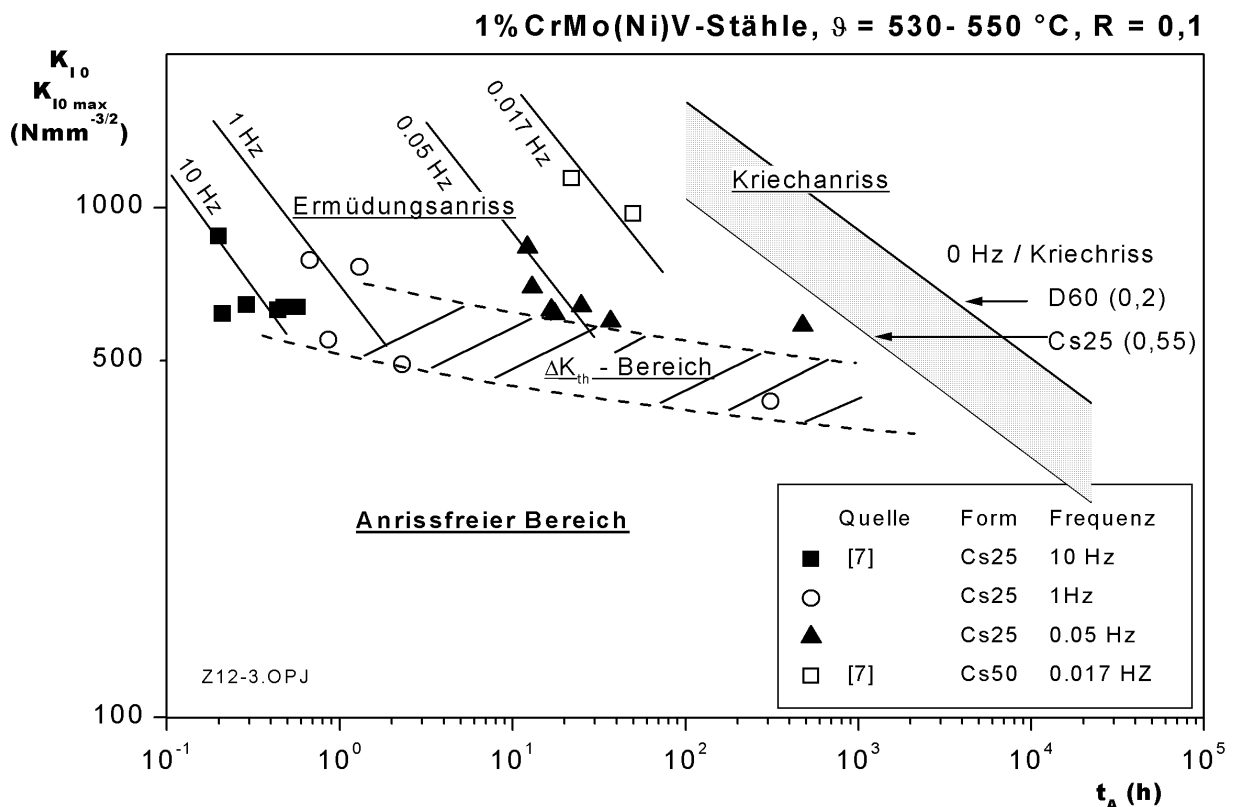


Bild 6-17: Ausbildung eines anrissfreien Bereiches unter Kriechermü-dungsbeanspruchung durch die Wirkung eines Schwellwertes zyklischer Rissausbreitung

Ist ein Schwellwert ΔK_{th} existent und seine Größe bzw. Belastungszeitabhängigkeit bekannt, kann die Auslegung und Bewertung von Bauteilen bei niedrigen Beanspruchungen gegen die

umfangreicher abgesicherte statische Risseinleitung erfolgen. Die bisher aus der Literatur und eigenen Untersuchungen vorliegenden experimentellen Ergebnisse im Kriechermüdungsbereich sind in Bild 6-17 zusammengefasst.

Dargestellt sind Anrissdaten aus Versuchen mit zyklischer Beanspruchung ohne Haltedauer bei unterschiedlichen Beanspruchungsfrequenzen zwischen 0,017 Hz und 10 Hz. Der Vergleich erfolgt auf Basis der Anrissdauer t_A , nicht der Anrisszyklenzahl N_A . Für Versuche gleicher Beanspruchungsfrequenz besteht zwischen $K_{I \max}$ und t_A ein Zusammenhang, der oberhalb ΔK_{th} als linear angenommen werden kann (ausgezogene Linien). Versuche unterschiedlicher Belastungsfrequenzen unterscheiden sich im Absolutbetrag von t_A , resultierend aus unterschiedlichen Zyklusdauern. Die Beanspruchung wird über $K_{I \max}$ ausgedrückt, um einen Vergleich mit statischen Ergebnissen zu ermöglichen. Diese Risseinleitungsergebnisse unter statischer Kriechbeanspruchung sind im rechten Teil des Diagramms dargestellt. Das Streuband der Kriechrissergebnisse enthält Werte von Cs25-Proben (linke Begrenzung) und D60-Proben mit $a_0/W = 0,2$ (rechte Begrenzung, jeweils Streubandmittelwerte) und berücksichtigt damit sowohl Größen- als auch Formeinfluss des Risseinleitungsverhaltens.

Im mittleren Bereich sind die aus der schwellwertnahen Rissausbreitungsgeschwindigkeit berechneten Anriss-Grenzkurven für $R = 0,1$ eingetragen (unterbrochene Linien). Unterhalb bzw. links von dieser Anriss-Grenzkurve sollte kein Erreichen einer technischen Anrisslänge möglich sein, vergleiche Abschnitt 5.2. Der zeitliche Zusammenhang zur Anrissdauer ist über

$$\frac{da}{dt} = \frac{da}{dN} \cdot f \quad (6-4)$$

mit $t_A = N_A \cdot f^{-1}$ gegeben.

Die Höhe der Schwellwerte zyklischer Rissausbreitung ist dabei deutlich frequenzabhängig.

Der Gedanke dieser Darstellung ist folgender: Bei einem Absenken der zyklischen Beanspruchung unterhalb eines Schwellwertes zyklischer Rissausbreitung tritt kein transkristalliner Ermüdungsanriss mehr auf, sondern Probe / Bauteil versagen erst infolge interkristalliner Kriechrissebildung auf Grund der akkumulierten Beanspruchungszeit [44, 117]. Anhand der experimentellen Ergebnisse wird diese plausible Darstellung unterstützt, eine Verlagerung zu deutlich längeren Anrisszeiten für Schwingversuche auf niedrigem Lastniveau ist zu erkennen. Bereits jetzt ist unterhalb von $K_{I \max} = 400 \text{ Nmm}^{-3/2}$ ein anrissfreier Bereich zu postulieren, in dem nur mit zunehmender Kriechschädigung zu rechnen ist und die nach endlicher Beanspruchungszeit zur Kriechrisseinleitung führt.

Weitere experimentelle Arbeit ist jedoch bei der Bestimmung der Schwellwerte ΔK_{th} notwendig. Insbesondere ist quantitativ und qualitativ die Frage einer Zeitabhängigkeit der Verminderung von ΔK_{th} zu klären. Ein zeitabhängiges Schwellwertverhalten ist zu erwarten, da die Dehnung, aufgetragen über der Zeit, bei langzeitigen Schwingversuchen mit Mittelspannung einer Kriechkurve ähnelt. Die Unterteilung in Sekundär- und Tertiärbereich lässt den Schluss zu, dass zeitabhängige Verformungs- und Schädigungsprozesse auftreten [118]. Weiterhin ist zu beachten, dass jeder Schwellwerte zyklischer Rissausbreitung abhängig vom Umgebungsmedium ist. Für innere Fehlstellen ohne Sauerstoffzutritt liegt ΔK_{th} niedriger, was auf den reduzierten Einfluss des Riss-schließmechanismus durch fehlende Oxidbeläge zurückzuführen ist [5, 100, 101], siehe auch Bild 6-16.

Die Abhängigkeit des Schwellwertes vom Lastverhältnis muss ebenfalls berücksichtigt werden, zudem besteht eine Werkstoffabhängigkeit. Eine Beschreibung experimenteller Befunde wird in [108] angegeben:

$$\Delta K_{th} = (1-R)^\gamma \cdot \Delta K_{th,R=0} \quad \text{für } R < R_t \quad (6-5)$$

$$\Delta K_{th} = \text{const.} \quad \text{für } R > R_t \quad (6-6)$$

mit $R_t = 0,5 \dots 0,7$, für ferritische Stähle ist $\gamma \approx 1$, für hochfeste martensitische Stähle ist der Schwellwert nur wenig vom Lastverhältnis abhängig $\gamma \rightarrow 1$.

Nach dem bisherigen Kenntnisstand kann demnach ein Schwellwert der zyklischen Rissausbreitung in Bewertungskonzepte zum Anrissverhalten unter rein zyklischer bzw. zyklisch-statischer Beanspruchung prinzipiell einbezogen werden, allerdings müssen genauere Angaben über die Höhe des zyklischen Schwellwertes vorliegen.

7 Zusammenfassung

An den warmfesten Kraftwerksstählen 30CrMoNiV4-11 und X10CrMoVNb9-1 wurde das Risseinleitungs- und Rissausbreitungsverhalten unter Kriechermüdungsbeanspruchung untersucht. Geprüft wurden Proben vom Typ CT und DENT in unterschiedlichen Abmessungen unter kraftkontrollierter Zugschwellbeanspruchung. Beanspruchungen mit Haltezeiten zwischen 0,1 h und 10 h decken den für die Versagensvorhersage besonders interessierenden Bereich der Interaktion zyklischer und statischer Schädigung ab.

Der 1%CrMoNiV-Stahl wurde bei 550 °C, der 9%CrMoVNb-Stahl bei 600 °C untersucht. Die Rissstartkerben wurden mit einem Kerbspitzenradius von 0,1 mm erodiert, einige Cs25-Proben wurden für Vergleichsversuche mit angeschwungener Rissstartkerbe hergestellt und geprüft.

Die Durchführung langzeitiger Versuche mit Laufzeiten bis ca. 8 000 h bzw. 30 000 LW bietet unter Berücksichtigung der zeitabhängigen Entfestigungsvorgänge im Kriechbereich eine notwendige Grundlage für die Übertragbarkeit der experimentellen Ergebnisse auf das Bauteilverhalten von Anlagen der Energieerzeugung mit projektierten Laufzeiten bis zu 300 000 h.

Ergänzend wurden Versuche zum Risseinleitungsverhalten unter rein zyklischer Beanspruchung an beiden Stählen bei den o. g. Temperaturen durchgeführt. Zusammen mit Ergebnissen aus Kriechrissversuchen unter zeitlich konstanter Beanspruchung aus der Literatur dienen sie als Basis der Bewertung der Frequenzabhängigkeit des Kriechermüdungsrisserhaltens.

Für Beanspruchungen mit Lastwechselfrequenzen $f > 0,01$ Hz ohne eingeschobene Zughaltezeiten ist kein Frequenzeinfluss auf das Risseinleitungsverhalten erkennbar. Der vor der Riss Spitze ausgebildete Spannungszustand ist bei zyklischer Beanspruchung weitgehend unabhängig von der Probengröße.

Für Beanspruchungen mit niedrigeren Lastwechselfrequenzen und eingeschobenen Zughaltezeiten ist ein zunehmender Einfluss statischer Schädigung zu erkennen, der, verglichen mit zyklischen Beanspruchungen, zu einer Verringerung der Anrisslastspielzahl N_A führt. Die Anrisslastspielzahl N_A bzw. die Risseinleitungsdauer t_A sind in diesem Bereich eine Funktion der Belastungsfrequenz f bzw. der Zughaltezeit t_H . Beanspruchungen mit sehr langen Haltezeiten bzw. Lastwechselfrequenzen $< 10^{-5}$ Hz lassen sich ausreichend genau durch statische Kriechrissergebnisse beschreiben. Anhand von metallografischen und fraktografischen Untersuchungen sowie durch Vergleich mit Referenzdaten wurde festgestellt, dass für

$f > 10^{-3}$ Hz transkristalline Rissausbreitung, für $f < 10^{-3}$ Hz interkristalline Rissausbreitung dominiert.

Mit Hilfe des Zwei-Kriterien-Verfahrens kann der Risseinleitungszeitpunkt sowie die Schädigungsart (Leck-vor-Bruch oder Bruch-vor-Leck) für Bauteile unter Kriechbeanspruchungen vorhergesagt werden. Dabei werden die Beanspruchungen an der Rissspitze (Parameter K_I) sowie im Fernfeld der Komponente (Nennspannung σ_n) auf den jeweiligen, zeitabhängigen Werkstoffkennwert K_{IA} bzw. $R_{mt,\vartheta}$ bezogen. Dieses, bisher nur für zeitlich konstante Belastungen überprüfte, Verfahren wurde auf Kriechermüdungsbeanspruchungen erweitert. Dazu wurde der Kennwert K_{IA} , der den Werkstoffwiderstand gegenüber Kriechrisseinleitung kennzeichnet, auf der Basis der Ergebnisse der vorliegenden Versuche modifiziert, sodass auch Zugschwellbeanspruchungen mit $f < 10^{-3}$ Hz sicher beschrieben werden können. Spannungsumlagerungsprozesse und Unterschiede in der Querdehnungsbehinderung führen im Kriechbereich zu einer Größenabhängigkeit der Rissinitiierungsdauer. Daraus resultiert bei Verwendung des Zwei-Kriterien-Verfahrens für große Proben / Bauteile eine konservative Voraussage des Rissinitiierungszeitpunktes.

Das wurde an einem ausgewählten Beispiel nachgewiesen. Dabei wurde die Risseinleitung an herstellungsbedingten natürlichen Fehlstellen unter definierter, anwendungstypischer Kriechermüdungsbeanspruchung mit $R = 0,1$ und $f = 2,8 \cdot 10^{-4}$ Hz untersucht. Die nach $\approx 10\ 300$ h Beanspruchung freigelegten Fehlstellen wurden ausgemessen und der Betrag der Kriechermüdungsrissenerweiterung bestimmt. Mit der analytisch anhand der Fehlerkontur berechneten Spannungsintensität wurde im Zwei-Kriterien-Diagramm ein Vergleich mit dem zeit- und werkstoffabhängigen Widerstand gegen Risseinleitung durchgeführt und auf diese Weise für jeden Fehler der zugehörige Anrisszeitpunkt t_A berechnet. Die ermittelten Werte liefern eine konservative Voraussage der Rissinitiierungsdauer, wie anhand von zerstörungsfreien Untersuchungen während der Versuchsdauer bestätigt wird.

Bedarf bei der Verbesserung der Vorhersagegenauigkeit der Risseinleitung unter Kriechermüdungsbeanspruchung besteht insbesondere bei der Untersuchung des Mittelspannungseinflusses sowie bei der Berücksichtigung eines (eventuell zeitabhängigen) Schwellwertes für zyklische Rissausbreitung. Durch Versuche bei praxistypisch niedrigen Belastungen ist die Erweiterung des Zwei-Kriterien-Verfahrens auf Kriechermüdungsbeanspruchungen im Bereich verringerter Verformungsfähigkeit weiter abzusichern.

Literatur

- 1 Maile, K.:
Fortgeschrittene Verfahren zur Beschreibung des Veformungs- und Schädigungsverhaltens von Hochtemperaturbauteilen im Kraftwerksbau. Habilitationsschrift der Universität Stuttgart. Shaker Verlag Aachen, 1999
- 2 TWA25: Creep/fatigue crack growth in components. The Versailles Project on Advanced Materials and Standards (VAMAS), <http://www.vamas.org/index.html>, 02/2000
- 3 Validation, Expansion and Standardisation of Procedures for High Temperature Defect Assessment. Brite-Euram BE1702, Contract No. BRPR-CT95-0128, 1996-1999
- 4 Dolben, G.:
Auswirkungen der Liberalisierung auf den Betrieb und die Einsatzplanung des Kraftwerksparks. Z. VGB Kraftwerkstechnik 79 (1999), 2, S. 32 - 37
- 5 Holdsworth, S.R.:
High Temperature Fatigue Crack Growth. In: High Temperature Crack Growth in Steam Turbine Materials, J. B. Marriott (Ed.) EUR 14678, Office for Official Publications of the European Communities, 1994
- 6 Kußmaul, K., K. Maile, Z. Li:
Beitrag zur Qualifizierung von Kriechschädigung und Kriechrischwachstum an warmfesten Stählen. VGB Kraftwerkstechnik 66 (1986), 9, S. 875-881
- 7 Ewald; J., C. Berger, H. Brachvogel:
Investigations on crack initiation and propagation under static, cyclic and combined loading of 1% CrMoNiV steels at 530 °C, Final Report COST 505-D20/D21, 1989
- 8 Kloos, K.H., J. Granacher, R. Tscheuschner, D. Blind, K. Maile, W. Eckert:
Kriechrisseinleitung und Kriechrischwachstum warmfester Kraftwerksstähle unter Berücksichtigung des Größeneinflusses. Schlussbericht zum AiF-FV Nr. 6038, Institut für Werkstoffkunde der TH Darmstadt und Staatliche Materialprüfungsanstalt, Universität Stuttgart, 1988
- 9 Kloos, K.H., J. Granacher, R. Tscheuschner, D. Blind, K. Maile, W. Eckert:
Rissverhalten warmfester Kraftwerksbaustähle im Kriech- und Kriechermüdungsbereich. Schlussbericht zum AiF-FV Nr. 7251, Institut für Werkstoffkunde der TH Darmstadt und Staatliche Materialprüfungsanstalt, Universität Stuttgart, 1992
- 10 Berger, C., J. Granacher, Y. Kostenko, E. Roos, K. Maile, G. Schellenberg:
Kriechrisssverhalten ausgewählter Kraftwerksstähle in erweitertem, praxisnahem Parameterbereich. Schlussbericht zum AVIF-FV Nr. A78, Institut für Werkstoffkunde der TU Darmstadt und Staatliche Materialprüfungsanstalt, Universität Stuttgart, 1999
- 11 Berger, C., J. Granacher, M. Tramer, E. Roos, K. Maile, G. Schellenberg:
Rissverhalten typischer warmfester Kraftwerksbaustähle im Kriechermüdungsbereich. Schlussbericht zum AVIF-FV Nr. 10 395, Institut für Werkstoffkunde der TU Darmstadt und Staatliche Materialprüfungsanstalt, Universität Stuttgart, 1999

- 12 Irwin, G.R. :
Analysis of stresses and strains near the end of a crack transversing a plate. J. Appl. Mech. 24 (1957), S. 361
- 13 Ewald, J.:
Beurteilung von Risseinleitung und Risswachstum im Kriechbereich mit Hilfe eines Riss-
spitzen-Fernfeld-Konzeptes. Mat.-wiss. u. Werkstofftechnik, 20, S. 195-206, 1989
- 14 Stanzl, S. E.:
Mechanismen der Rissausbreitung. In: Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe, D.
Munz (Hgb.) DGM Informationsgesellschaft, S. 107-128, 1985
- 15 Hutchinson, J.W:
Singular behaviour at the end of a tensile crack in a hardening material. J. Mech. Phys. So-
lids 16, 13 (1968) S. 13/31
- 16 Rice, J.R., G.F. Rosengren:
Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material. J. Mech. Phys.
Solids 16, 13 (1968) S. 1/12
- 17 Riedel, H., J.R. Rice:
Tensile cracks in creeping solids. ASTM STP700 (1980), S. 112/30
- 18 Riedel, H.:
Creep deformation at crack tips in elastic-visco-plastic solids. Materials Research Lab..
Brown University, Providence, 1979
- 19 Riedel, H.:
Fracture at high temperatures, Materials research and Engineering, B. Ilshner, N.J. Grant
(Hrsg.) Springer Verlag Berlin, Heidelberg, 1987
- 20 J. Ewald, R. Fischer, H. Luft, T. S. Mao:
Kriechrisseinleitung, Fallstudie mit dem 2- Kriterien - Diagramm und dem C^* - Parameter.
19. Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemeinschaft Warmfeste Stähle und Hochtemperat-
urwerkstoffe, VDEh-Tagungsband S. 8-23, Düsseldorf, 1996
- 21 Granacher, J., R. Tscheuschner, T.S. Mao, K. Maile, J. Bareiß:
Beschreibung des Kriechrisssverhaltens mit einem auf wirklichkeitsnahen Kriechgesetzen
beruhenden Parameter C^* . Tagungsband 18. Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemein-
schaft Warmfeste Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe, Düsseldorf, S. 135-51, 1995
- 22 Kuhnle, V. und H. Riedel:
Time dependent deformation and fracture of steel between 20°C and 400°C. International
Journal of Fracture 34(1987) S. 179-194
- 23 Saxena, A.:
Creep crack growth in high temperature ductile materials. Engineering Fracture Mechanics,
40 (1991) S. 721-736
- 24 Paris, P. C., M. P. Gomez, W. P. Anderson:
A rational analytic theory of fatigue. The Trend in Engineering 13, 9-14, 1961

- 25 Liaw, P.K., T.R. Leax, W.A. Logsdon:
Near threshold fatigue crack growth behaviour in metals. *Acta Metallurgica* 31, 1581-7, 1983
- 26 Ewald, J., K.H. Keienburg, K. Kussmaul:
Hinweise auf Mechanismen und Einflussgrößen zur Beurteilung des Bauteilverhaltens im Kriechbereich anhand von Kleinproben. VDI-Berichte Nr.354, S. 39-57, 1979
- 27 Ewald, J.:
Handlungsanweisung; Bauteilbezogene Kriechrissfortschritts-Betrachtung mit Hilfe des Zeitstandverhaltens. Anhang 3 zum Schlussbericht AVIF Nr. A78, Institut für Werkstoffkunde der TU Darmstadt und Staatliche Materialprüfungsanstalt, Universität Stuttgart, 1999, siehe auch [10]
- 28 Kloos, K.H., J. Granacher, R. Tscheuschner:
Anriss- und Rissfortschrittsverhalten zeitstandbeanspruchter warmfester Schmiedewerkstoffe. Schlussbericht DFG-FV KI300/30 und KI300/46-2, 1986 siehe auch [63]
- 29 Bendick, W., K. Haarmann, G. Kubla, M. Zschau:
Neue Werkstoffe für den Kessel- und Rohrleitungsbereich von Kraftwerken mit erhöhten Dampfparametern. 6. Werkstofftagung TU Graz 16. April 1999
- 30 Werkstoffblatt 435R, Warmfester CrMoVNb-Stahl mit 9% Chrom für Rohre, Ausgabe März 1993, Mannesmannröhren-Werke AG, Düsseldorf
- 31 Theofel, H., K. Maile:
Untersuchungen einer artgleichen Schweißverbindung für 9%Cr 1%Mo-Stähle unter besonderer Berücksichtigung des Langzeitkriechverhaltens. Schlussbericht AiF-FV 9300, Staatliche Materialprüfungsanstalt, Universität Stuttgart, 1997
- 32 Ewald, J., K. Keienburg, G. Röttger:
Beitrag zur Abschätzung der Kriechrisseinleitung in fehlerbehafteten Bauteilen. *Archiv für das Eisenhüttenwesen*, 55, Heft 11, S. 549-554, 1984
- 33 Knott, J. F.:
Fundamentals of Fracture Mechanics. Butterwords London, S. 66, 1973
- 34 Holdsworth, S.R.:
Initiation and early growth of creep cracks from preexisting defects. *Materials at High Temperatures* Vol 10 No 2, 1992
- 35 Penny, R. K., D. L. Marriott:
Design for Creep. 2nd Edition, Chapman & Hall London, 1995
- 36 Webster, G. A., R. A. Ainsworth:
High Temperature Component Life Assessment. Chapman & Hall London, First Edition, pp. 61-7, 1994
- 37 Werkstoffe für hochbeanspruchte Komponenten von fossilbefeuerten Kraftwerken mit hohem thermischen Wirkungsgrad und geringer Umweltbelastung. Europäisches Forschungsprogramm COST 501/ 3. Runde, 1993 - ¹⁹⁹⁵

- 38 Berger, C., K.H. Mayer, R.B. Scarlin:
Turbinenkonstruktionen mit neuen Stählen für hohe Dampfparameter, Teil 1: Ergebnisse der Werkstoffentwicklung. VGB Kraftwerkstechnik 74 (1994), Heft 4, S. 338 –³⁴⁵
- 39 Pohl, K., P. Mayr, E. Macherauch:
Persistent slip bands in the interior of a fatigued low carbon steel. Scripta Metallurgica 14, S. 1167-9, 1980
- 40 Polák, J.:
The effect of intermediate annealing on the electrical resistivity and shear stress of fatigued copper. Scripta Metallurgica 4, 761-4, 1970
- 41 Hunsche, A., P. Neumann:
Quantitative measurement of persistent slip band profiles and crack initiation. Acta Metallurgica 34, 207-17, 1986
- 42 Skelton, R.P., J.R. Haigh:
Fatigue crack growth and thresholds in steel under oxidising conditions. Materials Science and Engineering, 36, S. 17-25, 1978
- 43 Haigh, R.:
The growth of fatigue cracks at high temperatures under predominantly elastic loading. Engineering Fracture Mechanics, Vol. 7, S. 271-84, 1975
- 44 Ewald, J. :
Private Mitteilungen, 1997
- 45 Kumar, V., M. D. German, C. F. Shih:
An engineering approach for elastic-plastic fracture analysis, EPRI, NP-1931, Project 1237-1, 1981
- 46 Haigh, J.R., C.E. Richards:
Yield point loads and compliance functions of fracture mechanics specimens. Central Electricity Generating Board, RD/L/M 461, 1974
- 47 Kloos, K.H., J. Granacher, R. Tscheuschner:
Kriechrisverhalten des Stahles 28 CrMoNiV 4 9. Z. Werkstofftechnik, Heft 11, 1987
- 48 Li, Z.:
Beitrag zur Qualifizierung von Kriechschädigung und Kriechriswachstum an warmfesten Stählen. Technisch-wissenschaftlicher Bericht der Staatlichen Materialprüfungsanstalt Stuttgart, Heft 85-02, 1985
- 49 Husemann, R.U., O. Wachter, K. Zabelt:
Verarbeitung und Betriebseinsatz von neuen Werkstoffen im Kraftwerksbau, VGB 75, Heft 3, 1995
- 50 Arnsward, W., B. Kempkes, G. Wellnitz, M. Zschau:
Gegenwärtiger und zukünftiger Einsatz des 9%igen Chromstahles X10CrMoVNb9-1 im Kraftwerksbau. VGB 74, Heft 3, 1994
- 51 Bendick, W., K. Haarmann, G. Wellnitz, M. Zschau:
Eigenschaften der 9-12% Chromstähle und ihr Verhalten unter Zeitstandbeanspruchung. VGB 73, Heft 1, 1993

- 52 Stahl Eisen Werkstoffblatt 555: Stähle für größere Schmiedestücke für Bauteile von Turbinen- und Generatoranlagen. Verein Deutscher Eisenhüttenleute, 08/1984
- 53 PD6539:1994: Methods for the assessment of the influence of crack growth on the significance of defects in components operating at high temperatures. British Standard Institution, London, 1994
- 54 Ober, M.:
Evaluation of methods for defect assessment of power plant components at high temperatures. Report-No. ERBFMBICT961614. Imperial College of Science, Technology and Medicine, University of London, 1998
- 55 Ainsworth, R., R. Hales, P. Budden, D. Martin:
An Assessment Procedure for the High Temperature Response of Structures. R5, Issue 2, Nuclear Electric Ltd., 1996
- 56 Webster, G.A., K. M. Nikbin, M. R. Chorlton, N.J.C. Celard, M. Ober:
A comparison of high temperature defect assessment methods. Materials at High Temperatures, Vol. 15, S. 295-305, R.P. Skelton (Hrsg.) Science and Technology Letters Ltd., 1998
- 57 Association Française pour les Règles de Conception et de Construction des Matériels des Chaudières Électro-Nucléaires. Design and Construction Rules for Mechanical Components of FBR Nuclear Islands: RCC-MR. English Version, Paris, AFCEN, Association Française de Normalization, 1985
- 58 Association Française pour les Règles de Conception et de Construction des Matériels des Chaudières Électro-Nucléaires. Guide for Defect Assessment and Leak-Before-Break Analysis. Appendix A16. 3rd Draft, English Version. Commissariat à l'Énergie Atomique. Report Nr. DMT96.096, Saclay, France. In: [57]
- 58 Poussard, C., N. Celard, B. Drubay, D. Moulin:
Creep-fatigue crack growth in austenitic stainless steel centre cracked plates at 650 °C. Defect assessment according to the A16 document. Materials at High Temperatures, Vol. 15, S. 271-79, R.P. Skelton (Hrsg.) Science and Technology Letters Ltd., 1998
- 59 Chapuliot, S., B. Drubay, M.H. Lacire-Papin, C. Poette, H. Deschanel, B. Martelet:
A French guideline for defect assessment and leak before break analysis. Materials at High Temperatures, Vol. 15, S. 261-70, R.P. Skelton (Hrsg.) Science and Technology Letters Ltd., 1998
- 60 Ewald, J., S. Sheng, A. Klenk, G. Schellenberg:
Engineering guide to assessment of creep crack initiation on components by Two-Criteria-Diagram. 2nd International HIDA Conference „Creep and fatigue crack growth in high temperature plant“, Stuttgart, 04-06. Oktober 2000
- 61 ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Sektion III, Division 1, Subsektion NH – Class 1 Components in Elevated Temperature Service. The American Society of Mechanical Engineering, New York, 1998

- 62 Ewald, J.:
Handlungsanweisung zur Ermittlung der Zeit bis zur Kriechrisseinleitung. TW-TA M 022/02, Siemens AG-KWU, 1998. Ebenfalls in: Anhang 2 zum Schlussbericht AVIF Nr. A78, Institut für Werkstoffkunde der TU Darmstadt und Staatliche Materialprüfungsanstalt, Universität Stuttgart, 1999, siehe auch [10]
- 63 Tscheuschner, R.J.:
Anriss- und Rissfortschrittsverhalten zeitstandbeanspruchter warmfester Schmiedewerkstoffe. Dissertation FB Maschinenbau TH Darmstadt, 1988
- 64 Ewald, J. und S. Sheng:
The two criteria diagram for creep crack initiation and its application to an ip-turbine. Materials at High Temperatures, Vol. 15, S. 281-8, R.P. Skelton (Hrsg.) Science and Technology Letters Ltd., 1998
- 65 Blumenauer, H., G. Pusch:
Technische Bruchmechanik. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, Stuttgart, 1993
- 66 Granacher, J., K. Maile, R. Tscheuschner, W. Eckert:
Langzeitiges Kriechrisverhalten kennzeichnender Kraftwerksstähle. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 24(1993) S. 367-376
- 67 Hütte I, 28. Auflage, 6. Abschnitt: Festigkeitslehre, S. 847-851
- 68 Landes, J. D. und J. A. Begley:
A fracture mechanics approach to creep crack growth. In: Mechanics of Crack Growth, ASTM STP 590, S. 128-148, 1976
- 69 Krompholz, K., H. Huthmann, E. D. Grosser, J. B. Pierick:
Creep Crack Growth Behaviour in Air and Sodium for an unstabilised Austenitic Stainless Steel and Assesment of Evaluation Concepts. Engineering Fracture Mechanics, Vol. 16, Nr.6, S. 809-19, 1982
- 70 Munz, D.:
Bruchmechanische Bewertung von Ermüdungsrissen. In: Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe, D. Munz (Hgb.) DGM Informationsgesellschaft, S. 129-167, 1985
- 71 Schwalbe, K.H.:
Bruchmechanik metallischer Werkstoffe. Carl Hanser Verlag, 1980
- 72 Riedel, H. , V. Detampel:
Creep crack growth in ductile creepresistent steels. International Journal of Fracture 33 (1987) S. 239-262
- 73 Saxena, A.:
Fracture Mechanics: Microstructure and Micromechanisms. S. V. Nair (Hrsg.) S. 283-334, ASM International, 1989
- 74 Liaw, P.K. und A. Saxena:
Creep propagation behavior under creep conditions. International Journal of Fracture 54(1992), S. 329-34

- 75 Saxena, A., J.D. Landes und D.E. McCabe:
Creep crack behavior in service degraded 11/4Cr1/2Mo steel. International Conference on Creep Tokyo, Japan (Apr. 1986) S. 141
- 76 Groover, P.S. und A. Saxena:
Characterization of creep-fatigue crack growth behavior in 2.25Cr-1Mo steel using $(C_t)_{avg}$.
Int. Journal of Fracture 73 (1995), S. 273-286
- 77 Paris, P. C., F. Erdogan:
A critical analysis of crack propagation laws. Journal of Basic Engineering 85, 528-34
- 78 Mughrabi, H., F. Ackermann, K. Herz:
Persistent slip bands in fatigued face-centered and body-centered cubic metals. In: Fatigue Mechanisms, Special Technical Publication 675, S. 69-105, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1979
- 79 Suresh, S.:
Fatigue of materials, 2nd edition, Cambridge University Press, 1998
- 80 Skelton, R.P.:
Damage Factors During High Temperature Fatigue Crack Growth, Behaviour of Defects at High Temperatures, ESIS 15 (Edited by R.A. Ainsworth and R.P. Skelton) 1993, Mechanical Engineering Publications, London, pp. 191-218
- 81 Antonopoulos, J.G., L.M. Brown, A.T. Winter:
Vacancy dipoles in fatigued copper, Philosophical Magazine 34, 549-63, 1976
- 82 Lloyd, G. J.:
Predominantly Elastic Crack under Combined Creep-Fatigue Cycling, Met. Sci. Vol. 13, 1979, 1, S. 39 - 47.
- 83 Ewald, J.:
Creep Crack Initiation And Growth In Terms Of K, COST 505 Status Review, 1990.
- 84 Ewald, J., T. Hollstein, G.A. Webster, F. Djavanroodi, S.R. Holdsworth:
High-temperature crack growth in steam turbine materials, ed.: J.B. Marriott, Secretariat for COST 501 and COST 505, JRC, Petten Netherlands, 1994, EUR 14678 EN
- 85 Ohji, Kiyotsugu, S. Kubo:
Fracture Mechanics Evaluation of Crack Growth Behaviour under Creep and Creep-Fatigue Conditions, pp. 91-114, High Temperature Creep-Fatigue, Current Japanese Materials Research – Vol. 3, Elsevier Applied Science London and New York, 1988.
- 86 Pfaffelhuber, M., M. Rödig, F. Schubert, H. Nickel:
Risswachstum unter überlagerter Kriech- und Ermüdungsbelastung in X 10 NiAlTi 32 20 (Alloy 800), Berichte der Kernforschungsanlage Jülich – Nr. 2303, Aug. 1989.
- 87 Jaske, C.E.:
Damage Accumulation by Crack Growth under Combined Creep and Fatigue, Diss. Ohio State University, (Feb. 1985) 45 (8).
- 88 Jaske, C.E.:
A Crack-Tip Zone Interaction Model for Creep-Fatigue Crack Growth, in: Fatigue Eng. Mater. Struct. (1983) 6 (2), S. 159/66

- 89 Paris, P.C., Gomez, M.P., Anderson, W.F.:
A rational analytical theory of fatigue, in: Trend in Engineering, Seattle, 13. Jan. 1961.
- 90 Kullik, M.:
Risswachstum warmfester Werkstoffe unter überelastischer Verformung bei erhöhter Temperatur, Forschungsberichte Verbrennungskraftmaschinen, Vorhaben Nr. 324, AiF-Nr. 5940, Heft 420, 1988, s. a. – Maile, K. und M. Kullik: Risswachstum warmfester Werkstoffe unter überelastischer Wechselverformung bei erhöhter Temperatur, Steel Research 61, 1991, 4, S. 194 - 198.
- 91 Erscheinungsformen von Rissen und Brüchen in metallischen Werkstoffen. J. Flügge (Hrsg.), Verlag Stahleisen Düsseldorf, 1996
- 92 Ewald, J., J. Granacher, M. Tramer, K. Maile, G. Schellenberg:
Ermittlung und Berechnung des Kriechermüdrissverhaltens zweier Kraftwerksstähle. 22. Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemeinschaft Warmfeste Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe, Düsseldorf, 1999
- 93 Hollstein, T., R. Kienzler:
Fracture Mechanics Characterization of Crack Growth under Creep and Fatigue Conditions, Final Report COST 501-Project D10, Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik, 1987
- 94 Essmann, U., U. Gösele, H. Mughrabi:
A model of extrusions and intrusions in fatigued metals. Philosophical Magazine 44, 405-26, 1981
- 95 Bergmann, W.:
Werkstofftechnik. Carl Hanser Verlag München, 1989
- 96 Einfluss inerter Atmosphäre auf das Rissverhalten warmfester Stähle im Kriech- und Kriechermüdrissbereich. Forschungsvorhaben des IfW Darmstadt und der MPA Stuttgart, AiF-Nr. 11722 N, in Bearbeitung.
- 97 Orr, J., D. Burton:
Basic constitution of 9 to 11% Cr steels for elevated temperature service. EUR 15843, Office for Official Publications of the European Communities. Luxembourg, 1996
- 98 Drubay, B., L. Laiarinandrasana, C. Faidy:
Crack Initiation on CT25 Specimens under Creep and Creep-fatigue Conditions. ASME Pressure Vessels and Piping Conference; Denver, USA, 25.-29. July 1993
- 99 Viswanathan, R.:
Creep-Fatigue Life Prediction of Fossil Plant Components. ASME Pressure Vessels and Piping Conference, Denver, USA, 25-29. July 1993
- 100 Berger, C., T. Hollstein, K.H. Mayer, R.B. Scarlin:
Fatigue Behaviour of large Forgings containing natural defects. Conference „Fatigue '90“, Hawaii, USA, 15.-20.07.1990
- 101 Haigh, J.R. , R.P. Skelton, C.E. Richards:
Mater. Sci. Eng., 26 (1976), S. 167

- 102 Cailletaud, G., L. Levaillant:
Creep-fatigue life prediction: what about initiation?. Nuclear Engineering and Design 83 (1984), S. 279-292
- 103 Maile, K.:
Einfluss des Verformungsverhaltens, der Oxidation und der Temperatur auf das Langzeitdehnwechselverhalten der warmfesten Stähle. Dissertation, Universität Stuttgart, 1982
- 104 Verified approaches to life assessment and improved design of elevated temperature turbine equipment. Brite-Euram BE4285. Final report Staatliche Materialprüfungsanstalt, Universität Stuttgart, 1996
- 105 Elber, W.:
Materialprüfung 12, S. 189, 1970
- 106 Chen, D. L., B. Weiss, R. Stickler:
A model for crack closure. Engineering Fracture Mechanics 53, Nr. 4, S. 493-509, 1996
- 107 Batte, A. D.:
Creep fatigue life prediction. In: Fatigue at High Temperature, R. P. Skelton (Hrsg.), S. 365-401, Elsevier Science London, 1983
- 108 Schott, G.:
Werkstoffermüdung-Ermüdungsfestigkeit. 4. erw. Auflage, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie Stuttgart, 1997
- 109 Döker, H.:
Die Riss-schließproblematik bei kurzen und langen Rissen. Deutsch-Polnische Sommerschule „Bildung und Verhalten kleiner Risse unter veränderlichen Belastung“, Dresden, 13.-16.06.2000
- 110 Pippan, R.:
Riss-schließen von kurzen und langen Rissen. Deutsch-Polnische Sommerschule „Bildung und Verhalten kleiner Risse unter veränderlichen Belastung“, Dresden, 13.-16.06.2000
- 111 Theofel, H.:
Einfluss von Fehlstellen im warmfesten Stahlguss bei betriebsähnlichen Belastungen im Ermüdungs-, Kriech- und Kriechermüdungsbereich. Schlussbericht AiF-Nr 10 968 der Staatlichen Materialprüfungsanstalt, Universität Stuttgart, 05/2000
- 112 Berger, C., J. Foth, K.H. Mayer, W. Oberparleiter, R. B. Scarlin:
Einfluss von natürlichen Fehlstellen auf die Gebrauchseigenschaften der großen Schmiedestücke von Turbomaschinen. VGB Kraftwerkstechnik 67 (1987), 2, S. 177 - 190
- 113 Interne Mitteilungen, 29. Sitzung der Projektgruppe W14 der AG Warmfeste Werkstoffe und Hochtemperaturwerkstoffe, 13.10.00, MPA Stuttgart
- 114 Hochtemperaturrissverhalten der neuen 600°C-Stähle für Wellen und Gehäuse von Dampfturbinen. Forschungsvorhaben des IfW Darmstadt und der MPA Stuttgart, AVIF A 127/2 (DT3), in Bearbeitung

- 115 Bothe, K., K. Maile:
Bewertung der Auswirkung von sekundären Lasten auf das Versagensverhalten von Bauteilen unter Kriechermüdingsbeanspruchung, AiF-Nr. 11342N. Abschlussbericht der Staatlichen Materialprüfungsanstalt, Universität Stuttgart, 02/2001
- 116 Maile, K., H. Theofel, C. Weichert, K.H. Mayer, C. Gerdes, S. Sheng:
Untersuchungen zur Bewertung von Fehlstellen in Gussstücken. 23. Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemeinschaft für warmfeste Stähle und der Arbeitsgemeinschaft für Hochtemperaturwerkstoffe, VDEh-Tagungsband S. 76-92, Düsseldorf, 2000
- 117 Keil, E., G. Maier: Verhalten der hochwarmfesten Legierung X40CoCrNiW45-20 unter Zeitstand- und Schwingungsbeanspruchung. Z. Materialprüfung, Bd. 10, Nr. 4, S. 116-121
- 118 Bothe, K.:
Langzeitschwingfestigkeitsverhalten bei Temperaturen im Kriechgebiet. Abschlussbericht der Staatlichen Materialprüfungsanstalt, Universität Stuttgart zum AiF-Forschungsvorhaben 9348, 12/1996

Anhang

Gleichungsverzeichnis – allgemein

Geometriefunktionen und Anwendungen auf BM-Proben sind im probenspezifischen Gleichungsverzeichnis enthalten, siehe unten. Die Nummerierung in Klammern kennzeichnet den Aufruf im Text.

Beanspruchungsparameter

Spannungsintensitätsfaktor

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi a} \cdot f(a/W) \quad (2-1)$$

J-Integral

$$J = \int_{\Gamma} \left(\tilde{W} \cdot dy - T_i \cdot \frac{\partial u_i}{\partial x} \cdot ds \right) \quad (2-2)$$

$$\tilde{W} = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} \cdot d\varepsilon_{ij} \quad (2-3)$$

$$J = - \frac{dU}{da \cdot B} \quad (2-4)$$

C*-Integral

$$C^* = \int_{\Gamma} \left(W^* \cdot dy - \sigma \cdot \frac{\delta \dot{u}}{\delta x} \cdot ds \right) \quad (2-5)$$

$$W^* = \int_0^{\dot{\varepsilon}_{ij}} \sigma_{ij} \cdot d\dot{\varepsilon}_{ij} \quad (2-6)$$

$$C^* = - \frac{dU^*}{B da} \quad (2-7)$$

$$C^* = \dot{v} \cdot \sigma_{net} \cdot g(a/W, n, \beta) \quad (2-9)$$

Norton-Kriechgesetz

$$\dot{\varepsilon}_{pmin} = A \cdot \sigma^n \quad (2-8)$$

Übergangszeit zwischen Gültigkeitsbereich von K_I oder C^*

$$t_1 = \frac{K_I^2}{C^* \cdot (n+1) E'} \quad (2-10)$$

Effektive Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors

$$\Delta K_{eff} = (0,5 + 0,4R) \Delta K \quad (6-4)$$

Risspitzen-/Fernfeldbeanspruchungsverhältnis

$$V = K_{I0} / \sigma_n \quad (2-11)$$

Nennspannung

$$\sigma_n = \frac{F}{2B(W-a)} \quad (2-12)$$

$$\sigma_{nASTM} = \frac{F}{B \cdot (W-a)} \left(1 + 3 \frac{W+a}{W-a} \right) \quad (2-13)$$

$$\sigma_{npl} = \frac{F}{B \cdot (W-a)} \left(1 + 2 \frac{W+a}{W-a} \right) \quad (2-14)$$

Risswachstum

Radius der zyklisch plastischen Zone

$$r_c = \frac{1}{\pi} \left[\frac{\Delta K_I}{2\sigma_y} \right]^2 \quad (2-15)$$

Durchmesser der statischen plastischen Zone

$$d_{pl} = 2r_{pl} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{I0}}{R_{mt,\vartheta}} \right)^2 \quad (5-5)$$

Zyklische Risswachstumsgeschwindigkeit

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (2-16)$$

Modifikation nach Forman

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \frac{(\Delta K)^m}{(1-R)} \quad (2-17)$$

Zyklische Rissausbreitungsgeschwindigkeit

$$\left(\frac{da}{dN} \right)_c = \frac{\dot{a}_c}{3600 \cdot f} \quad (2-24)$$

Risswachstumsgeschwindigkeit unter Kriechermüdungsbeanspruchung

$$\left(\frac{da}{dN} \right)_{cf} = \left(\frac{da}{dN} \right)_c + \left(\frac{da}{dN} \right)_f \quad (2-25)$$

Temperaturabhängigkeit der Kriechrisswachstumsgeschwindigkeit

$$\dot{a} = C \cdot K_I^n \cdot e^{\frac{-Q}{RT}} \quad (5-4)$$

Belastungsfrequenz

$$f = \frac{1}{t_H + t_{Zyk}} \quad (6-2)$$

Statische Rissausbreitungsgeschwindigkeit

$$\frac{da}{dt} = \frac{da}{dN} \cdot f \quad (6-5)$$

Schädigungsparameter

Lineare Schädigungsakkumulation

$$D = D_f + D_c = \sum_{i=1}^p \left(\frac{N}{N_D} \right)_i + \sum_{j=1}^q \left(\frac{\Delta t}{t_m} \right)_j \quad (2-18)$$

$$D_f = \sum_{i=1}^p \left(\frac{N}{N_A} \right)_i \quad (2-20)$$

$$D_c = \sum_{j=1}^q \left(\int_{t=0}^{t_H} \dot{\epsilon} / \epsilon_f(\dot{\epsilon}) dt \right)_j \quad (2-21)$$

$$D_{c_i} = \frac{\Delta t}{t_m(\sigma_{ref_i})} \quad (2-23)$$

$$D_c = \frac{N \cdot t_H}{t_a} \quad (2-27)$$

$$D_Z = \frac{N_{A(KE)}}{N_{A(E)}} \quad (6-1)$$

$$D_S = \frac{t_{A(KE)}}{t_{A(K,Cs25)}} \quad (6-3)$$

Kriechdehnungsanteil $\varepsilon_t = K_v \Delta \varepsilon_{\text{mod}} + K \Delta \varepsilon_c \quad (2-19)$

Resultierende Spannung aus zyklischem Spannungs-Dehnungs-Diagramm $\sigma_{Kdi} = 0,5 \cdot \Delta \sigma^* \quad (2-26)$

Nennspannungsverhältnis im ZKD $R_\sigma = \sigma_n / R_{mt,\vartheta} \quad (2-28)$

Rissspitzenverhältnis im ZKD $R_K = K_I / K_{IA} \quad (2-29)$

Proportionalität zwischen Anrisszyklenzahl und Rissausbreitungsgeschwindigkeit $\frac{da}{dN} \sim \frac{a_A}{N_A} \quad (5-3)$

Schwellwertverhalten

Einfluss des Spannungsverhältnisses $\Delta K_{th} = (1-R)^y \cdot \Delta K_{th,R=0}$ für $R < R_t \quad (6-6)$

$\Delta K_{th} = \text{const.}$ für $R > R_t \quad (6-7)$

Experimentelle Ergebnisse

Zyklische Anrissfunktion für Kleinproben mit Biegeanteil $\log \Delta K_I = 3,07 - 0,085 \log(N_A) \quad (5-1)$

$\log (\Delta K_{I0}) = 3,73 - 0,269 \log(N_A) \quad (5-2)$

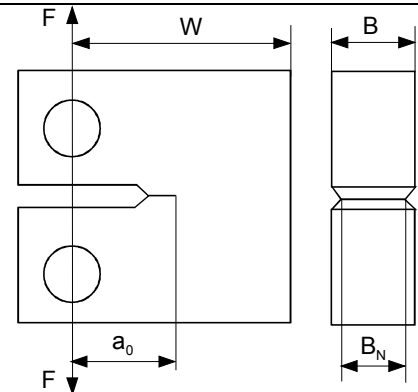
Gleichungsverzeichnis – Probenspezifisch

Allgemeingültige Formeln sowie Ursprungsfunktionen siehe Gleichungsverzeichnis – allgemein (oben).

Compact Tension

Bezeichnung mit Seitenkerben ... Cs [W],

ohne Seitenkerben CT [W],



Anrisslänge, nach größenabhängigem Kriterium

$$a_A = 0,004 \cdot W$$

Proportionalitätsfunktion nach ASTM E1457-92

$$B = 0,5 \cdot W$$

Effektive Breite seitengekerbter Proben

$$B_{\text{eff}} = B \cdot \frac{(B - B_N)^2}{B}$$

Nettospannung

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

Nennspannung mit linear-elastischem Biegeanteil

$$\sigma_n = \frac{F}{(W - a) \cdot \sqrt{B \cdot B_N}} \cdot \left(1 + 3 \cdot \frac{W + a}{W - a} \right)$$

Nennspannung nach vollplastischer Umlagerung der Biegespannung

$$\sigma_{n, \text{pl}} = \frac{F}{(W - a) \cdot \sqrt{B \cdot B_N}} \cdot \left(1 + 2 \cdot \frac{W + a}{W - a} \right)$$

Spannungsintensitätsfaktor, Mode I, Geometriefunktion

$$K_I = \frac{F}{B_{\text{eff}} \cdot \sqrt{W}} \cdot f(a/W) \text{ mit}$$

$$f(a/W) = (2 + (a/W)) \cdot \frac{0,886 + 4,64 \cdot (a/W) - 13,32 \cdot (a/W)^2 + 14,72 \cdot (a/W)^3 - 5,6 \cdot (a/W)^4}{1 - (a/W)^{3/2}}$$

C*-Integral

$$C_2^* = \dot{v} \cdot \sigma_{\text{net}} \cdot \frac{h_1}{h_3} \cdot \frac{W/a - 1}{\beta \cdot \eta} \quad [45]$$

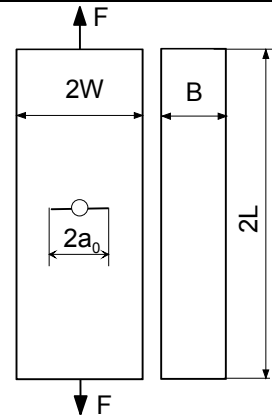
$h_1, h_3 = f(a_0/W, n)$ und aus [45] zu entnehmen, für β gilt:

$$\beta = 1,455 \text{ für EDZ}$$

$$\beta = 1,071 \text{ für ESZ}$$

Center Cracked Tension

Bezeichnung ... C [B],



Anrisslänge, nach größenabhängigem Kriterium

$$a_A = 0,01 \cdot W$$

Nenn-, Nettospannung

$$\sigma_n = \sigma_{\text{net}} = \frac{F}{2 \cdot B \cdot (W - a)}$$

Spannungsintensitätsfaktor, Mode1, Geometriefunktion

$$K_I = \frac{F}{B \cdot \sqrt{2W}} \cdot f(a/W) \text{ mit}$$

$$f(a/W) = 1,25(a/W)^{1/2} + 0,1605(a/W)^{3/2} - 0,3606(a/W)^{5/2} + 1,909(a/W)^{7/2}$$

C*-Integral für ESZ

$$C_2^* = \dot{v} \cdot \sigma_{\text{net}} \cdot \frac{h_1}{h_3} \cdot (1 - a/W)$$

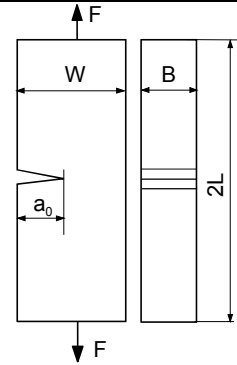
C*-Integral für EDZ

$$C_2^* = \dot{v} \cdot \sigma_{\text{net}} \cdot \frac{h_1}{h_3} \cdot (1 - a/W) \cdot (\sqrt{3/2})$$

$h_1, h_3 = f(a_0/W, n)$ und aus [45] zu entnehmen

 Single Edge Notched Tension

Bezeichnung ... SENT [B],



 Anrisslänge, nach größenabhän-
 gigem Kriterium

$$a_A = 0,01 \cdot W$$

Nettospannung

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

 Spannungsintensitätsfaktor, Mode1,
 Geometriefunktion

$$K_I = \frac{F}{B \cdot \sqrt{2W}} \cdot f(a/W) \text{ mit}$$

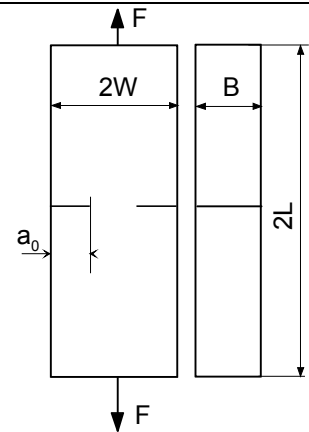
$$f(a/W) = 1,99(a/W)^{1/2} - 0,41(a/W)^{3/2} + 18,70(a/W)^{5/2} - 38,48(a/W)^{7/2} + 53,85(a/W)^{9/2} \quad [46]$$

C*-Integral für ESZ, EDZ

$$C^* = \frac{P\dot{v}}{B(W-a)} \left(1 - \frac{a}{W}\right) \cdot \frac{n}{n+1} \cdot \frac{1}{1-a/W}$$

Double Edge Notched Tension

Bezeichnung ... D [B],



Anrisslänge, nach größenabhängigem Kriterium

$$a_A = 0,01 \cdot W$$

Netto-, Nennspannung

$$\sigma_n = \sigma_{\text{net}} = \frac{F}{2 \cdot B \cdot (W - a)}$$

Spannungsintensitätsfaktor, Mode1, Geometriefunktion

$$K_I = \frac{F}{B \cdot \sqrt{2W}} \cdot f(a/W) \text{ mit}$$

$$f(a/W) = 1.4(a/W)^{1/2} + 0.2556(a/W)^{3/2} - 1.5(a/W)^{5/2} + 2.42(a/W)^{7/2}$$

C*-Integral für ESZ

$$C_2^* = \dot{v} \cdot \sigma_{\text{net}} \cdot \frac{h_1}{h_3} \cdot \sqrt{3/2}$$

C*-Integral für EDZ

$$C_2^* = \dot{v} \cdot \sigma_{\text{net}} \cdot \frac{h_1}{h_3} \cdot \frac{2 \cdot (W - a)}{0,72 \cdot W + 1,82 \cdot (W - a)}$$

$h_1, h_3 = f(a_0/W, n)$ und aus [45] zu entnehmen

Tabelle A1: Ergebnisse von Ermüdungsversuchen an Klein- und Großproben des Werkstoffes 30CrMoNiV4-11, 217am / AMA, $\vartheta = 550 \text{ }^\circ\text{C}$

Probe	Proben- typ	a_0/W	σ_{n0} (N/mm ²)	$\sigma_{n,pl}$ (N/mm ²)	$\Delta K_{I,0}$ (MPa \sqrt{m})	$\Delta K_{I,0}$ (N/mm ^{3/2})	f (Hz)	$t_A^{x)}$ (h)	$t_{mk}^{xx)}$ (h)	t_1 (ESZ) (h)	t_1 (EDZ) (h)
7A4C2 ^{z)}	Cs25	0,55	212,7	147,5	17,5	553	$5,0 \cdot 10^{-2}$	17,5	85	-	18,2
7A4C3 ^{z)}	Cs25	0,55	197,6	137,4	17,8	563	$5,0 \cdot 10^{-2}$	16,7	144	-	30,1
7A4C4 ^{z)}	Cs25	0,55	270,7	187,8	23,6	746	$5,0 \cdot 10^{-2}$	12,2	46	-	5,3
B33-1 ^{xxx), z)}	Cs25	0,57	193,5	134,1	16,6	525	$5,0 \cdot 10^{-2}$	475,0	572	55,4	50,5
B33-2 ^{xxx), z)}	Cs25	0,57	227,9	158,0	19,7	623	$5,0 \cdot 10^{-2}$	13,0	51	3,4	3,1
B33-3 ^{xxx), z)}	Cs25	0,58	212,0	147,0	18,1	572	$5,0 \cdot 10^{-2}$	25,0	111	6,1	4,0
B33-4 ^{xxx), z)}	Cs25	0,58	194,4	134,7	16,9	534	$5,0 \cdot 10^{-2}$	37,0	112	14,0	13,3
4-2-4 ^{z)}	Cs25	0,55	168,9	117,6	15,4	486	1	0,8	5	-	-
4-10-17 ^{z)}	Cs25	0,55	130,4	90,8	11,7	370	1	(311,1) ^{y)}	212	-	-
4-17-7 ^{z)}	Cs25	0,55	151,5	105,4	13,6	430	1	2,1	4	-	-
7A41C1 ^{z)}	Cs50	0,55	225,4	156,8	28,3	894	$5,0 \cdot 10^{-2}$	9,6	90	-	5,9
7A41C2 ^{z)}	Cs50	0,55	170,6	118,7	21,4	676	$5,0 \cdot 10^{-2}$	17,0	140	-	23,9
B31.2 ^{z)}	D15	0,20	190,1	190,1	12,4	392	$5,0 \cdot 10^{-2}$	54,0	70	0,3	0,1
B31.3 ^{z)}	D15	0,20	169,0	169,0	11,0	348	$5,0 \cdot 10^{-2}$	190,0	231	37,2	12,4
C31.3 ^{z)}	D15	0,20	264,4	264,4	17,8	563	$5,0 \cdot 10^{-2}$	6,0	22	12,0	4,8
C31.4 ^{z)}	D15	0,20	231,9	231,9	15,3	485	$5,0 \cdot 10^{-2}$	12,0	34	4,3	1,5
7ADG10 ^{z)}	D60	0,20	139,1	139,1	19,0	600	$5,0 \cdot 10^{-2}$	202,8	300	123,2	30,6

x) t_A für D-Proben für $a_A = 0,01 \text{ W}$, für CT-Proben für $a_A = 0,004 \text{ W}$

xx) Gesamtlauzeit des Versuches

xxx) angeschwungene Rissstartkerbe

y) extrapoliert

z) Einzelversuch mit kontinuierlicher Messwertfassung

Tabelle A2: Ergebnisse der Kriechermüdungsversuche an Klein- und Großproben des Werkstoffes 30CrMoNiV4-11, 217am / AMA, $\vartheta = 550 \text{ }^\circ\text{C}$

Probe	Proben- typ	a_0/W	σ_{n0} (N/mm ²)	$\sigma_{n,pl}$ (N/mm ²)	$\Delta K_{I,0}$ (MPa \sqrt{m})	$\Delta K_{I,0}$ (N/mm ^{3/2})	$K_{I,max}$ (MPa \sqrt{m})	$K_{I,max}$ (N/mm ^{3/2})	t_H (h)	f (Hz)	$t_A^{x)}$ (h)	$t_{mk}^{xx)}$ (h)
7A4C5 ^{z)}	Cs25	0,55	345,6	240,3	31,1	982	34,4	1080	0,1	$2,63 \cdot 10^{-3}$	53	164
7A4C6 ^{z)}	Cs25	0,55	239,5	166,7	21,8	689	24,1	756	0,1	$2,63 \cdot 10^{-3}$	317	838
7A4C8 ^{z)}	Cs25	0,55	208,4	145,0	16,8	530	18,5	580	0,1	$2,63 \cdot 10^{-3}$	412	2188
c551-565	Cs25	0,55	282,0	197,2	26,5	837	26,5	837	0,32	$8,53 \cdot 10^{-4}$	40	2000
c571-575 ^{y)}	Cs25	0,55	311,0	217,5	28,4	898	28,4	898	0,32	$8,53 \cdot 10^{-4}$	60	744
c501-512	Cs25	0,55	282,0	197,20	23,9	755	26,5	837	1,0	$2,76 \cdot 10^{-4}$	120	1994
c371-376 ^{y)}	Cs25	0,55	325,0	227,3	26,4	834	29,3	927	1,0	$2,76 \cdot 10^{-4}$	80	812
c351-362	Cs25	0,55	282,0	197,2	23,9	755	26,5	837	3,2	$8,67 \cdot 10^{-5}$	250	1576
c601-612	Cs25	0,55	173,0	121,0	14,7	465	16,3	516	1,0	$2,76 \cdot 10^{-4}$	1000	8010
c620-631	Cs25	0,55	173,0	121,0	14,7	465	16,3	516	10	$2,78 \cdot 10^{-5}$	2200	8010
dt401-415	D15	0,20	210,0	146,8	11,1	350	12,3	389	0,32	$8,53 \cdot 10^{-4}$	700	3205
dt451-465	D15	0,20	210,0	146,8	11,1	350	12,3	389	3,2	$8,67 \cdot 10^{-5}$	750	3205
7A41C3 ^{z)}	Cs50	0,55	174,8	121,7	22,4	708	24,8	779	0,3	$8,53 \cdot 10^{-4}$	2860	4418
7A41C4 ^{z)}	Cs50	0,55	171,4	120,0	21,7	686	24,1	756	3,2	$8,67 \cdot 10^{-5}$	3550	5200
7ADG8 ^{z)}	D60	0,30	161,0	161,0	23,5	742	27,6	866	3,2	$8,67 \cdot 10^{-5}$	3450	6843
7ADG9 ^{z)}	D60	0,20	179,4	179,4	25,5	806	28,9	910	0,32	$8,53 \cdot 10^{-4}$	510	568
7ADG11 ^{z)}	D60	0,20	147,5	147,5	20,4	645	23,8	752	1	$2,76 \cdot 10^{-4}$	6033	8080
7ADG12 ^{z)}	D60	0,20	148,7	148,7	20,7	654	24,1	762	10	$2,78 \cdot 10^{-5}$	3410	8258

x) t_A für D-Proben für $a_A = 0,01 W$, für CT-Proben für $a_A = 0,004W$

xx) Gesamtlauzeit des Versuches

y) angeschwungene Rissstartkerbe

z) Einzelversuch mit kontinuierlicher Messwertfassung

Tabelle A3: Ergebnisse der Ermüdungsversuche an Klein- und Grossproben aus dem Werkstoff X10CrMoVNB9-1, 219g/AXO, $\vartheta = 600 \text{ } ^\circ\text{C}$

Probe	Proben- typ	a_0/W	σ_{n0} (N/mm ²)	$\sigma_{n,pl}$ (N/mm ²)	$\Delta K_{I,0}$ (MPa \sqrt{m})	f (Hz)	$t_A^{x)}$ (h)	$t_{mk}^{x,xx)}$ (h)	t_1 (ESZ) (h)	t_1 (EDZ) (h)
XA23C3 ^{z)}	Cs25	0,55	132,7	92,2	10,9	$5,0 \cdot 10^{-2}$	94,4	489	0,8	0,8
XA23C4 ^{z)}	Cs25	0,55	280,9	195,3	24,0	$5,0 \cdot 10^{-2}$	17,0	88	-	0,1
6dt51 ^{z)}	D15	0,20	163,7	163,7	10,0	$5,0 \cdot 10^{-2}$	108,3	193	-	0,7
6dt52 ^{z)}	D15	0,20	156,1	156,1	9,4	$5,0 \cdot 10^{-2}$	108,2	190	-	0,4
6dt53 ^{z)}	D15	0,20	188,3	188,3	12,2	$5,0 \cdot 10^{-2}$	28,8	146	-	1,0
6dt54 ^{z)}	D15	0,20	139,1	139,1	8,6	$5,0 \cdot 10^{-2}$	700,0	2780	-	9,0
6dt55 ^{z)}	D15	0,20	220,5	220,5	13,4	$5,0 \cdot 10^{-2}$	267,0	467	-	3,4
X10A12D1 ^{z)}	D60	0,20	190,6	190,6	25,9	$5,0 \cdot 10^{-2}$	15,0	108	14,1	4,8

x) t_A für D-Proben für $a_{RA} = 0,01 \text{ W}$, für CT-Proben für $a_{RA} = 0,004 \text{ W}$

xx) Gesamtlauzeit des Versuches

z) Einzelversuch mit kontinuierlicher Messwertfassung

Tabelle A4: Ergebnisse der Kriechermüdungsversuche an Klein- und Großproben des Werkstoffes X10CrMoVNb9-1, 219g / AXO, $\vartheta = 600 \text{ }^\circ\text{C}$

Probe	Proben- typ	a_0/W	σ_{n0} (N/mm ²)	$\sigma_{n,pl}$ (N/mm ²)	$\Delta K_{I,0}$ (MPa \sqrt{m})	$\Delta K_{I,0}$ (N/mm ^{3/2})	$K_{I,max}$ (MPa \sqrt{m})	$K_{I,max}$ (N/mm ^{3/2})	t_H (h)	f (Hz)	$t_A^{x)}$ (h)	$t_{nk}^{xx)}$ (h)
XA23C8 ^{z)}	Cs25	0,55	189,5	131,8	16,8	530	18,8	590	0,1	$2,63 \cdot 10^{-3}$	310	1195
c101-115	Cs25	0,55	170,0	118,9	14,4	455	16,0	506	0,32	$8,53 \cdot 10^{-4}$	180	1600
c401-415	Cs25	0,55	170,0	118,9	14,4	455	16,0	506	1,0	$2,76 \cdot 10^{-4}$	300	1624
c301-315	Cs25	0,55	170,0	118,9	14,4	455	16,0	506	3,2	$8,67 \cdot 10^{-5}$	400	1600
c201-215	Cs25	0,55	75,0	52,5	6,3	200	7,0	221	1,0	$2,76 \cdot 10^{-4}$	kein Anriss	7984
dt1-15	D15	0,2	55,0	38,5	3,5	110	3,9	124	3,2	$8,67 \cdot 10^{-5}$	kein Anriss	3247
c1-6	Cs25	0,55	170,0	118,9			16,0	506	statisch		700	1614
c11-16	Cs25	0,55	90,0	63,0			8,5	268	statisch		kein Anriss	8002
X10A23D2 ^{z)}	D60	0,2	126,5	126,5	17,9	565	19,9	625	1,0	$2,76 \cdot 10^{-4}$	2110	7504
X10B12D3 ^{z)}	D60	0,3	130,4	130,4	19,7	622	21,9	688	0,32	$8,53 \cdot 10^{-4}$	450	902
X10B12D4 ^{z)}	D60	0,3	119,0	119,0	18,2	575	20,3	637	3,2	$8,67 \cdot 10^{-5}$	3050	5641

x) t_A für D-Proben für $a_{RA} = 0,01 \text{ W}$, für CT-Proben für $a_{RA} = 0,004 \text{ W}$

xx) Gesamtlauzeit des Versuches

z) Einzelversuch mit kontinuierlicher Messwertfassung

Tabelle A5: Ergebnisse der Kriechrissversuche an Klein- und Großproben des Werkstoffes 30CrMoNiV4-11, 217am / AMA, $\vartheta = 550 \text{ }^\circ\text{C}$

Probe	Prüf-temperatur ($^\circ\text{C}$)	Pro- bentyp	$a_{0/W}$	σ_{n0} (N/mm^2)	K_{I0} ($\text{N}/\text{mm}^{3/2}$)	n	A für σ_{n0}	$C_{2,0}$ ESZ	$t_{mk}^{x)}$ (h)	$t_A^{x)y)}$ (h)	t_A/t_{mk}	t_1 ESZ (h)
C64	550	Cs25	0,55	420	1249	12,1	$5,1 \cdot 10^{-34}$	$2,65 \cdot 10^{-1}$	(110)	53	(0,48)	$2,11 \cdot 10^0$
C65		Cs25	0,55	415	1234	12,1	$5,1 \cdot 10^{-34}$	$1,15 \cdot 10^{-1}$	(170)	27	(0,16)	$2,41 \cdot 10^0$
C67		Cs25	0,55	415	1234	12,1	$5,1 \cdot 10^{-34}$	$2,32 \cdot 10^{-1}$	(110)	35	(0,32)	$2,41 \cdot 10^0$
C62		Cs25	0,55	410	1219	12,1	$5,1 \cdot 10^{-34}$	$1,31 \cdot 10^{-1}$	(550)	126	(0,23)	$2,76 \cdot 10^0$
C68		Cs25	0,55	326	967	12,1	$5,1 \cdot 10^{-34}$	$5,84 \cdot 10^{-2}$	(350)	75	(0,21)	$3,61 \cdot 10^1$
C51 bis C55		Cs25	0,55	350	1041	12,1	$5,1 \cdot 10^{-34}$	$2,61 \cdot 10^{-2}$	(2 000)	410	(0,21)	$1,6 \cdot 10^1$
C9 vus C22		Cs25	0,55	282	837	10,2	$8,9 \cdot 10^{-30}$	$3,79 \cdot 10^{-3}$	3 860	930	0,24	$2,11 \cdot 10^2$
C101 bis C115		Cs25	0,55	200	594	7,5	$3,7 \cdot 10^{-23}$	$9,87 \cdot 10^{-4}$	10 077	2 160	0,21	$6,49 \cdot 10^2$
C201 bis C215		Cs25	0,55	173	516	6,1	$5,4 \cdot 10^{-20}$	$4,94 \cdot 10^{-4}$	13 961	3 650	0,26	$8,77 \cdot 10^2$
C301 bis C315		Cs25	0,55	137	408	4,8	$4 \cdot 10^{-17}$	$1,47 \cdot 10^{-4}$	(50 000)	(5 500)	(0,11)	$1,43 \cdot 10^3$
C411 bis C418 *)		Cs25	0,55	398	1141	12,1	$5,1 \cdot 10^{-34}$	$5,72 \cdot 10^{-2}$	237	45	0,19	$3,43 \cdot 10^0$
C461 bis C468 *)		Cs25	0,55	324	925	12,1	$5,1 \cdot 10^{-34}$	$1,52 \cdot 10^{-2}$	943	290	0,31	$3,4 \cdot 10^0$
C481 bis C488 *)		Cs25	0,55	232	661	8,9	$1,9 \cdot 10^{-26}$	$1,96 \cdot 10^{-3}$	3 562	950	0,27	$3,7 \cdot 10^2$
3.12	550	D60	0,40	389	2126	12,1	$5,1 \cdot 10^{-34}$	-	61	14	-	-
3.13		D60	0,40	389	2126	12,1	$5,1 \cdot 10^{-34}$	$1,3 \cdot 10^1$	61	50	0,83	$3 \cdot 10^{-1}$
3.60		D60	0,40	300	1634	11,2	$5,2 \cdot 10^{-32}$	$5,5 \cdot 10^{-1}$	900	169	0,19	$2,8 \cdot 10^0$
3.1		D60	0,40	209	1142	7,9	$4,3 \cdot 10^{-24}$	$4,8 \cdot 10^{-2}$	3 100	1 408	0,45	$1,9 \cdot 10^1$
3.17		D60	0,40	139	759	4,8	$4,0 \cdot 10^{-17}$	-	11 800	3 030	0,26	$6,5 \cdot 10^2$
3.50		D60	0,20	300	1512	11,2	$5,2 \cdot 10^{-32}$	$1,4 \cdot 10^0$	495	397	0,80	$1,6 \cdot 10^0$
3.29		D60	0,20	208	1050	7,9	$4,3 \cdot 10^{-24}$	$4,2 \cdot 10^{-3}$	3 900	2 354	0,60	$1,6 \cdot 10^2$
3.3		D60	0,20	144	728	5,0	$1,5 \cdot 10^{-17}$	$1,7 \cdot 10^{-3}$	11 568	4 523	0,39	$3 \cdot 10^2$
3.20		D60	0,10	300	1201	11,2	$5,2 \cdot 10^{-32}$	$3,1 \cdot 10^0$	216	84	0,39	$0,2 \cdot 10^1$
3.25		D60	0,10	209	838	7,9	$4,3 \cdot 10^{-24}$	$6,3 \cdot 10^{-2}$	2 873	1 641	0,57	$1,3 \cdot 10^0$
3.2		D60	0,10	193	774	7,5	$3,7 \cdot 10^{-23}$	$1,76 \cdot 10^{-2}$	1 639	1 162	0,71	$2,4 \cdot 10^1$
3.8		D60	0,10	145	580	5,0	$1,5 \cdot 10^{-17}$	$6,1 \cdot 10^{-3}$	11 568	4 334	0,37	$4,3 \cdot 10^1$

x) () extrapolierte Werte, y) t_A für D-Proben für $a_A = 0,01 \text{ W}$; t_A für Cs-Proben für $a_A = 0,004 \text{ W}$; *) Rissstärkerbe mit $\Delta K_I = 500 \text{ N}/\text{mm}^{3/2}$ rissvorbeansprucht erzeugt