

Einfluß des Niedertemperaturkriechens auf das Korrosionsrißwachstum ferritischer Stähle

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

vorgelegt von
Dipl.-Ing. René Schellenberger, geboren in Köln

Hauptberichter: Dr.-Ing. habil. Dieter Blind
Mitberichter: Prof. Dr. rer. nat. Alfred Schatz
Tag der mündlichen Prüfung: 25. Juni 1999

1999

Staatliche Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart

Illa res discenti magis necessaria est,
haec scienti; illa enim docet, haec admonet.

*Die gewöhnliche Darstellung
ist für den Studierenden notwendig,
der knappe Auszug für Wissende:
Jene belehrt, dieser begnügt sich mit Hinweisen.*

Seneca d.J.

Vorwort

Die vorliegende Arbeit wurde im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Staatlichen Materialprüfungsanstalt (MPA) der Universität Stuttgart erstellt.

Die Untersuchungen wurden durchgeführt mit Mitteln der VGB Technische Vereinigung der Großkraftwerksbetreiber e.V.-Kraftwerkstechnik GmbH, Essen.

Dem ehemaligen Direktor der Staatlichen Materialprüfungsanstalt (MPA), Herrn Professor Dr.-Ing. Dr. techn. E. h. Karl Kußmaul, und seinem heutigen Nachfolger, Herrn Professor Dr.-Ing. habil. Eberhard Roos, möchte ich an dieser Stelle für ihr großes Interesse an meiner Arbeit sowie die gewährte Unterstützung danken.

Ganz herzlich danke ich Herrn Dr.-Ing. habil. Dieter Blind, stellvertretender Direktor der Staatlichen Materialprüfungsanstalt (MPA), für die Übernahme des Hauptberichtes sowie die allzeitige und nie nachlassende Unterstützung bei meinen Untersuchungen. Darüber hinaus bin ich ihm wegen seiner richtungsweisenden und stets fördernden Mithilfe sowie der intensiven Durchsicht des Manuskriptes zu Dank verpflichtet.

Herrn Professor Dr. rer. nat. Alfred Schatz danke ich für das Interesse an meiner Arbeit und für die Übernahme des Mitberichtes.

Weiterhin gebührt Dank den Kollegen und Mitarbeitern der Staatlichen Materialprüfungsanstalt (MPA) für vielfältige Unterstützung. Besonders zu erwähnen sind hierbei die Kollegen der Fachgruppen Korrosion unter der Leitung von Herrn Dr.-Ing. Frank Hüttner und Wasserstofftechnik unter der Leitung von Herrn Dr. phil. Peter Deimel. Frau Beate Tezky, geb. Zentner, gebührt herzlicher Dank für die Übernahme der allfälligen Korrekturen am Manuskript.

Nicht zuletzt möchte ich mich auch bei meiner Frau Anke für das Verständnis, die Geduld und die Unterstützung während des Entstehens dieser Arbeit bedanken.

Stuttgart, im August 1999

René Schellenberger

INHALTSVERZEICHNIS

Inhaltsverzeichnis.....	I
Formelzeichen, Indizes, Abkürzungen.....	III
1 Einleitung und Zielsetzung	1
1.1 Kenntnisstand zu Beginn der Arbeit.....	1
1.2 Zum Ziel dieser Arbeit.....	6
1.3 Gliederung und Aufbau der Arbeit	8
2 Stand von Wissenschaft und Technik.....	10
2.1 Zum Fließ- und Kriechverhalten von Stählen.....	10
2.1.1 Vorbemerkungen.....	10
2.1.1.1 Begriffe	10
2.1.1.2 Wichtige metallkundliche Gesichtspunkte zum Fließverhalten	10
2.1.1.3 Wichtige Gesichtspunkte zum Kriechverhalten.....	13
2.1.2 Modellvorstellungen und ausgewählte Kenngrößen zur Beschreibung des Fließ- und Kriechverhaltens von Stählen im Bereich von Rißspitzen.....	19
2.1.2.1 Vorbemerkungen.....	19
2.1.2.2 Linear-elastische Bruchmechanik	21
2.1.2.3 Elastisch-plastische Bruchmechanik.....	23
2.1.2.4 Abschließende Bemerkungen zu den bruchmechanischen Kenngrößen	25
2.1.2.5 Zur Ausbildung und Veränderung plastischer Zonen vor Rißspitzen unterhalb der Rekristallisationstemperatur	26
2.1.3 Zum Stand der Untersuchungen über das Niedertemperaturkriechverhalten von ferritischen Stählen	36
2.1.3.1 Niedertemperaturkriechen an ungekerbten Zugproben in Luft.....	36
2.1.3.2 Niedertemperaturkriechen an gekerbten Proben in Luft.....	38
2.1.4 Zu möglichen Auswirkungen des Niedertemperaturkriechens in ferritischen Bauteilen unter Zutritt von sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser.....	40
2.2 Zum korrosionsgestützten Rißwachstum in sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser.....	42
2.2.1 Vorbemerkungen.....	42
2.2.2 Modellvorstellungen zum korrosionsgestützten Rißwachstum	43
2.2.3 Zum Kenntnisstand über die Neigung zur Korrosionsrißbildung von ferritischen Stählen in sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser.....	46
2.3 Abschließende Bemerkungen	56
3 Arbeitsprogramm	61
3.1 Niedertemperaturkriechversuche an den ferritischen Stählen 20 MnMoNi 5 5 und 15 MnNi 6 3.....	61
3.2 Finite-Elemente-Rechnungen zum Fließverhalten von Bruchmechanikproben aus den ferritischen Stählen 20 MnMoNi 5 5 und 15 MnNi 6 3.....	62

4	Charakterisierung der Versuchswerkstoffe und Probenherstellung	64
4.1	Ferritischer Rohrleitungs- und Behälterbaustahl 20 MnMoNi 5 5.....	64
4.2	Ferritischer Rohrleitungs- und Behälterbaustahl 15 MnNi 63.....	70
5	Niedertemperaturkriechversuche an Bruchmechanikproben	73
5.1	Probenform, Versuchsanlage und Versuchsmethodik.....	73
5.2	V Versuchsergebnisse	76
5.2.1	Ferritischer Stahl 20 MnMoNi 5 5	76
5.2.2	Ferritischer Stahl 15 MnNi 63	82
5.3	Zusammenfassung und Bewertung der Ergebnisse der Kriechversuche.....	85
6	Finite-Elemente-Rechnungen	92
6.1	Vorbemerkungen	92
6.2	Vorgehensweise und Arbeitsziel.....	93
6.3	Ergebnisse der Finite-Elemente-Rechnungen	97
6.3.1	Zum Aufweitungsverhalten.....	97
6.3.2	Zur Plastifizierung im Bereich der Rißspitze	100
6.3.3	Zur Abhängigkeit der Erstreckung plastischer Zonen vom Mehrachsigkeitsgrad des Spannungszustandes.....	105
6.4	Zusammenfassung und Bewertung der Ergebnisse der Finiten-Elemente- Rechnungen	110
7	Quantifizierende Darstellung des Dehnungsverhaltens im Bereich mechanisch belasteter Rißspitzen	111
7.1	Ausgangslage.....	111
7.2	Zusammenführung experimenteller und analytischer Ergebnisse.....	112
7.2.1	Analytische Methode nach British Standard 7448.....	112
7.2.2	Grundsätzliches zum Vorgehen bei Nutzung der Methode nach British Standard.....	114
7.2.3	Nutzung der Methode nach BS 7448 im Rahmen dieser Arbeit	116
7.2.4	Darstellung des zeitlichen Ablaufs der Kriechdehnungen an Rißspitzen nach Aufbringen einer konstanten äußeren mechanischen Belastung.....	121
7.2.4.1	Situation in Luftumgebung.....	121
7.2.4.2	Situation in Luft unter Berücksichtigung der Verhältnisse bei einsetzendem Korrosionsrißwachstum.....	122
7.2.4.3	Zur Entwicklung plastischer Zonen.....	125
7.2.5	Abschließende Bemerkungen.....	126
8	Zusammenfassung und Bewertung der Ergebnisse	127
9	Literatur	133

Formelzeichen

A	[mm ²]	Fläche
A _C	[—]	Konstante (Niedertemperaturkriechen)
A ₅	[%]	Bruchdehnung
a	[mm]	Abstand von Lastangriffslinie bzw. Probenstirnseite zur Rißspitze
α; α*	[—]	Konstante (Niedertemperaturkriechen)
α _K	[—]	Spannungsformzahl
a*	[µm]	Rißfortschritt ("Film-Induced-Cleavage" Mechanismus)
B	[mm]	Breite (Probe, Rißkanal, etc.)
B _C	[—]	Konstante (Niedertemperaturkriechen)
C	[mm]	Probtiefe
C*	[N/(mm·h)]	Konstante (Niedertemperaturkriechen)
c	[—]	Konstante (Niedertemperaturkriechen)
Δ	[—]	Differenz
d	[µm]	Dicke bzw. Schichtdicke
da/dt	[mm/s]	Rißwachstumsgeschwindigkeit
E	[N/mm ²]	Elastizitätsmodul
E _F	[N/mm ²]	Elastizitätsmodul oxidischer Schutzschichten
ε	[%]	Dehnung
ε _f	[%]	Bruchdehnung
$\dot{\epsilon}$	[1/s]	Kriech- bzw. Dehngeschwindigkeit
$\bar{\epsilon}_{ctL}$	[%]	Dehnung an der Rißspitze durch Lastaufgabe
$\bar{\epsilon}_{ctK}$	[%]	Dehnung an der Rißspitze im Zuge des Kriechens
J	[N/mm]	J-Integral
J _i	[N/mm]	J-Integral für Rißeinleitung
K _I	[MPa√m]	Spannungsintensitätsfaktor (Rißöffnungsmodus I)
K _{Ic}	[MPa√m]	Kritischer K _I -Wert für beginnendes sprödes Rißwachstums in Luft
K _{IJ}	[MPa√m]	K _I -Wert für Beginn des stabilen Rißwachstums in Luft
κ	[µS/cm]	elektrische Leitfähigkeit
l	[µm]	Rißlänge
l ₀	[µm]	Meßlänge, Bezugslänge
ν	[—]	Querkontraktionszahl oder Poisson-Zahl
p	[—]	Exponent (Niedertemperaturkriechen)
ppb	[µg/kg]	Parts per billion: 1 µg Substanz pro 1 kg Lösungsmittel
ppm	[mg/kg]	Parts per million: 1 mg Substanz pro 1 kg Lösungsmittel
R	[J/mol K]	allgemeine Gaskonstante
R _{eH}	[N/mm ²]	obere Streckgrenze
R _m	[N/mm ²]	Zugfestigkeit
R _{p0,2}	[N/mm ²]	0,2%-Dehngrenze
ρ	[g/cm ³]	Dichte (allgemein)
σ	[N/mm ²]	mechanische Spannung
S	[—]	Strukturparameter
T	[K]	Temperatur (in K)

T	[—]	Reißmodul (Tearing-Modul)
T _M	[K]	Schmelztemperatur (in K)
t	[s]	Zeit
t*	[1/s]	Konstante (Niedertemperaturkriechen)
t _f	[s]	Zeit bis zum mechanischen Bruch einer Oxidschicht
ϑ	[°C]	Temperatur (in °C)
W	[mm]	Probenweite
x	[mm]	Abstand zwischen Versetzungsquelle und Rißspitze, Koordinate
y	[mm]	Abstand Meßebene des Wegaufnehmers zur Probenstirnseite
z	[mm]	Dicke der Messerschneiden
Z	[%]	Brucheinschnürung

Indizes

0	Ausgangswert
bl	bleibend
c	kritischer Wert
creep	durch Kriechen verursacht
ct	an der Rißspitze (crack tip)
el	elastisch
ges	gesamt
K	im Zuge des Kriechens
krit	kritisch
L	durch Lastaufgabe
min	minimal
max	maximal
pl	plastisch
szw	Stretchzonenbreite (stretch zone width)
YS	Fließgrenze (Yield Strength)

Abkürzungen

ASTM	American Standard for Testing of Materials
CERT	Versuch mit konstanter Abzugsgeschwindigkeit (Constant Extension Rate Testing)
CMOD	Rißöffnungsverschiebung einer CT-Probe, gemessen an deren Stirnseite (Crack Mouth Opening Displacement)
ĊMOD	Verschiebungsgeschwindigkeit an der Stirnseite einer CT-Probe
COD	Rißöffnungsverschiebung einer CT-Probe, gemessen in deren Lastangriffslinie (Crack Opening Displacement)
ĊOD	Verschiebungsgeschwindigkeit in der Lastangriffslinie einer CT-Probe
CT-Probe	Compact Tension-Probe (Kompaktzugprobe)
CTOD	Rißspitzenverschiebung (Crack Tip Opening Displacement)
DMS	Dehnmeßstreifen
DRK	Dehnungsinduzierte Rißkorrosion
EDZ	ebener Dehnungszustand
ESZ	ebener Spannungszustand
kfz	kubischflächenzentriert

krz	kubischraumzentriert
LEBM	Linearelastische Bruchmechanik
MnS	Mangansulfid
RDB	Reaktordruckbehälter
REM	Rasterelektronenmikroskop
SICC	Strain Induced Corrosion Cracking
SpRK	Spannungsrißkorrosion
SWR	Siedewasserreaktor
SwRK	Schwingungsrißkorrosion
VGB	Vereinigung der Großkraftwerksbetreiber e.V. (Essen)

1 Einleitung und Zielsetzung

1.1 Kenntnisstand zu Beginn der Arbeit

Im Rahmen der Sicherheitsforschung auf dem Gebiet der Energietechnik wurden in der Vergangenheit zahlreiche Anstrengungen unternommen, um das Wachstumsverhalten korrosionsgestützter Rißbildungen in druckführenden Komponenten besser zu verstehen. Dies war mit dem Auffinden korrosionsgestützter Risse in ferritischen Reaktor-druckbehältern (RDB) und in sicherheitstechnisch wichtigen ferritischen Rohrleitungen überwiegend von Siedewasserreaktoren (SWR) verstärkt erforderlich geworden [1, 2]. Das Auftreten solcher korrosionsgestützter Rißbildungen in niedriglegierten ferritischen Baustählen in sauerstoffhaltigen Hochtemperaturwässern ist die Folge des komplexen Zusammenwirkens einer großen Anzahl unterschiedlicher Einflußfaktoren, Bild 1.1.

Die Untersuchungen konzentrierten sich zunächst auf die Frage der Initiierung und das Wachstum von Ermüdungsrissen in sauerstoffhaltigen Hochtemperaturwässern. Dieses Vorgehen hatte seinen Grund in dem Umstand, daß die oben erwähnten Risse in Reaktor-druckbehältern seinerzeit als Schwingungsrißkorrosion (SwRK) erkannt worden waren [3], Tabelle 1.1.

Parallel zu den Untersuchungen zur Schwingungsrißkorrosion wurde der Frage nachgegangen, ob auch im Nachgang zu zeitlich veränderlichen Belastungen mit Rißwachstum unter nachfolgender konstanter äußerer mechanischer Belastung, wie sie im Normalbetrieb solcher Anlagen im allgemeinen gegeben ist, ausgehend von schon vorhandenen Rissen langsames, aber langfristig anhaltendes und dadurch gefährliches Korrosionsrißwachstum möglich ist. In diesem Zusammenhang waren im weiteren zunächst die in Rohrleitungen von SWR insbesondere an Kerbstellen von Rundschweißnähten aufgetretenen Risse gründlich untersucht und der dehnungsinduzierten Rißkorrosion (DRK) zugeordnet worden [2, 4 - 6], Tabelle 1.1 und Tabelle 1.2. Hierbei handelt es sich definitionsgemäß um ein zeitlich begrenztes Rißwachstum. Dieses ist beschränkt auf die Zeiträume, in welchen an der Spitze von Rissen oder Kerben noch eine technisch relevante Dehngeschwindigkeit ($\dot{\epsilon}_{ct}$) herrscht, die zu lokaler Schutzschichtzerstörung und damit zu Korrosionsrißwachstum führen kann.

Die Frage der Initiierung und eines sich anschließenden, langfristigen Rißwachstums ausgehend von Rißspitzen mit intakter Schutzschicht unter konstanter äußerer mechanischer Belastung und unter kraftwerkstypischen Wasserbedingungen konnte bislang einvernehmlich noch nicht zufriedenstellend geklärt werden [7], obwohl national und international zahlreiche Forschungsprogramme durchgeführt worden sind [4, 7 - 15]. Bei diesen Untersuchungen ging es letztlich um die Frage, ob Rißwachstum infolge Span-

nungsrißkorrosion (SpRK) ausgehend von derartigen Rißspitzen unter realistischen betrieblichen Bedingungen initiiert werden kann, wobei zum Zeitpunkt der Rißinitiierung an diesen Rißspitzen keine technisch relevanten Dehngeschwindigkeiten wirksam sind, Tabelle 1.1. Im Hinblick auf die in diesem Zusammenhang relevanten Fließ- und Kriechvorgänge an Rißspitzen wurde der diesbezügliche Kenntnisstand durch weitere Untersuchungen an ferritischen und austenitischen Stählen konsequent ergänzt [16, 17]. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen haben an zwei ferritischen Rohrleitungs- und Behälterbaustählen in der vorliegenden Arbeit ihren Niederschlag gefunden.

Unbeschadet dieser Untersuchungen zum Fließ- und Kriechverhalten ist grundsätzlich festzustellen, daß für Rißwachstum infolge Spannungsrißkorrosion ausgehend von schon vorhandenen Rissen als auslösendes Moment praktisch ausschließlich ungünstige sauerstoffhaltige Hochtemperaturwässer mit Leitfähigkeiten deutlich oberhalb der für Siedewasserreaktoren festgeschriebenen Begrenzungen in Frage kommen [17.1].

Vor diesem Hintergrund wurde bereits mehrfach der Versuch unternommen, die international verfügbaren experimentellen Ergebnisse zum korrosionsgestützten Rißwachstum unter konstanter äußerer mechanischer Belastung zusammenzustellen, um eine etwaige Abhängigkeit der Wachstumsgeschwindigkeit der in solchen Versuchen erzeugten Risse von einzelnen Einflußgrößen besser zu erkennen. Ein Schwerpunkt lag dabei auf der Erkennung eines zweifelsfreien Zusammenhanges zwischen der Rißwachstumsgeschwindigkeit da/dt von der mechanischen Beanspruchung der Rißspitzen in Form des bruchmechanischen Spannungsintensitätsfaktors K_I .

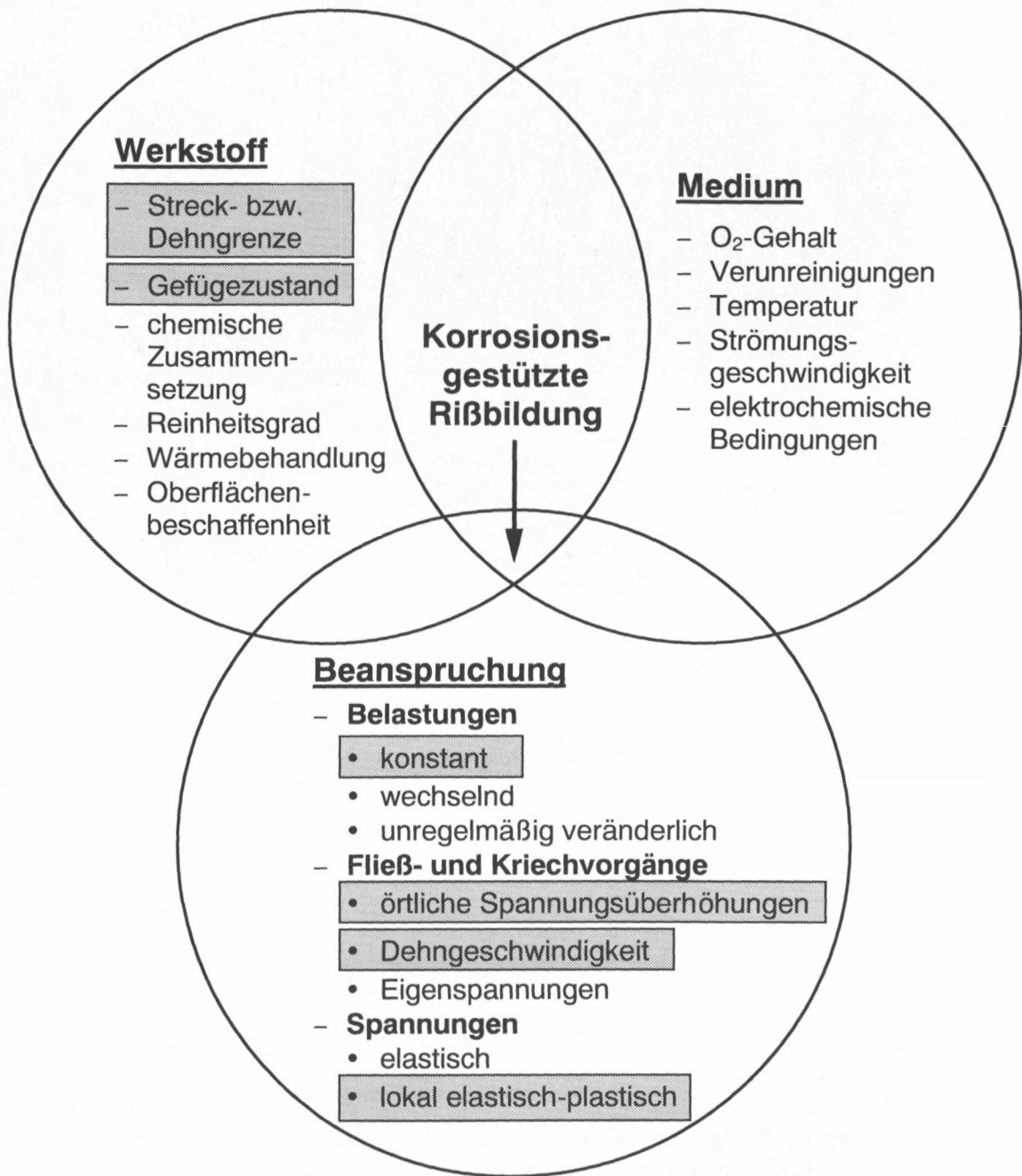


Bild 1.1: Einflußfaktoren auf die korrosionsgestützte Rißbildung unter Zutritt von sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser in ferritischen Komponenten von Siedewasserreaktoren (zu den hervorgehobenen Faktoren werden im Rahmen dieser Arbeit Untersuchungen durchgeführt)

Bei den entsprechenden Korrosionsversuchen in sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser werden über eine festgelegte Versuchszeit bruchmechanische Kompaktzugproben unter definierter konstanter äußerer mechanischer Belastung und z.T. auch keilvorgespannte Bruchmechanikproben unter konstanter Rißaufweitung geprüft. Nach Beendigung der Versuche werden die in flüssigem Stickstoff aufgebrochenen Proben im Rasterelektronenmikroskop fraktografisch auf korrosionsgestütztes Rißwachstum untersucht. Der arithmetische Mittelwert der über die Probenbreite ermittelten korrosionsgestützten Rißvertiefungen wird durch die gesamte Versuchszeit dividiert, um eine gemittelte Rißwachstumsgeschwindigkeit zu erhalten. Diese Vorgehensweise unterstellt mangels geeigneter Versuchsergebnisse ein kontinuierliches Rißwachstum während der gesamten Versuchszeit.

Bezeichnung		Art der mechanischen Belastung
Spannungs- rißkorrosion (klassisch)	SpRK SCC *)	konstant, Dehngeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{ct} = 0$ vor Beginn des Rißwachstums
Dehnungs- induzierte Rißkorrosion	DRK SICC *)	konstant, $\dot{\epsilon}_{ct} > 0$ (zeitlich begrenzt)
		konstant oder langsam zu- und abnehmend, $\dot{\epsilon}_{ct} \neq 0$ (dauernd)
Schwingungs- rißkorrosion	SwRK CF *)	zyklisch, mit hoher und niedriger Frequenz, $\dot{\epsilon}_{ct} > 0$

*) Englische Terminologie: $\dot{\epsilon}_{ct}$ = Dehngeschwindigkeit an der Rißspitze (ct = crack tip)
 SCC = Stress Corrosion Cracking
 SICC = Strain Induced Corrosion Cracking
 CF = Corrosion Fatigue

Tabelle 1.1: Definitionen und Terminologie zum korrosionsgestützten Rißwachstum in sinngemäßer Anlehnung an DIN 50 922 [18]

Bei Vergleich der Ergebnisse dieser experimentellen Untersuchungen zeigte sich zwischen den an der MPA Stuttgart ermittelten, [z.B. 7, 9 - 13], und international verfügbaren Rißwachstumsgeschwindigkeiten, [z.B. 14, 15], eine beträchtliche Streuung bis nahezu 4 Dekaden, Bild 1.2. Die weitere Klärung dieser Diskrepanz ist für die Frage der sicherheitstechnischen Bewertung wichtiger Kraftwerkskomponenten insofern von entscheidender Bedeutung, als mit niedrigen Rißwachstumsgeschwindigkeiten [z.B. 7, 9 - 13] ein langfristiger Betrieb von Kraftwerkskomponenten sichergestellt werden

kann, wohingegen die sehr viel höheren - mit den Betriebserfahrungen allerdings nicht übereinstimmenden - Rißwachstumsgeschwindigkeiten aus anderen Untersuchungen, z.B. [14, 15], einen ungestörten Betrieb wichtiger Kraftwerkskomponenten nicht im erforderlichem Umfang sicherstellen ließen.

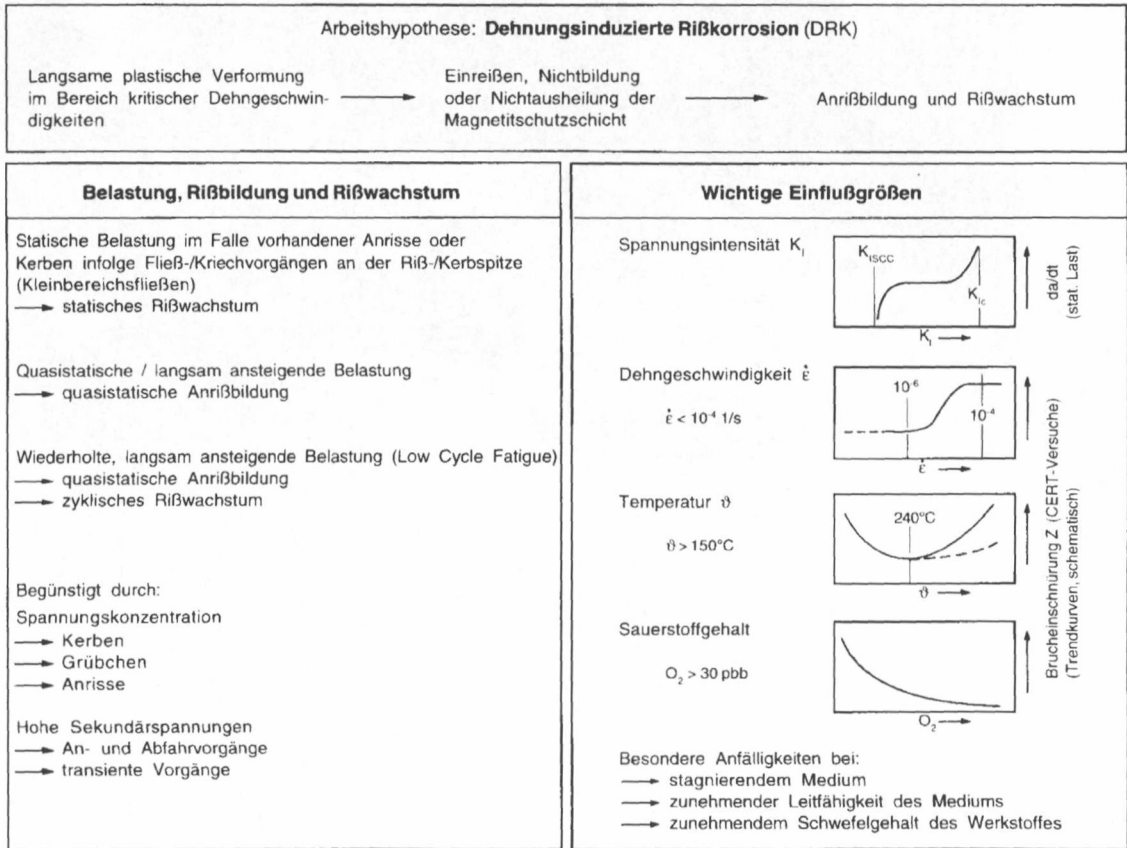


Tabelle 1.2: Dehnungsinduzierte Rißkorrosion als Ursache für korrosionsgestütztes Rißwachstum sowohl unter statischer, zügiger als auch unter zyklischer Belastung nach [4]

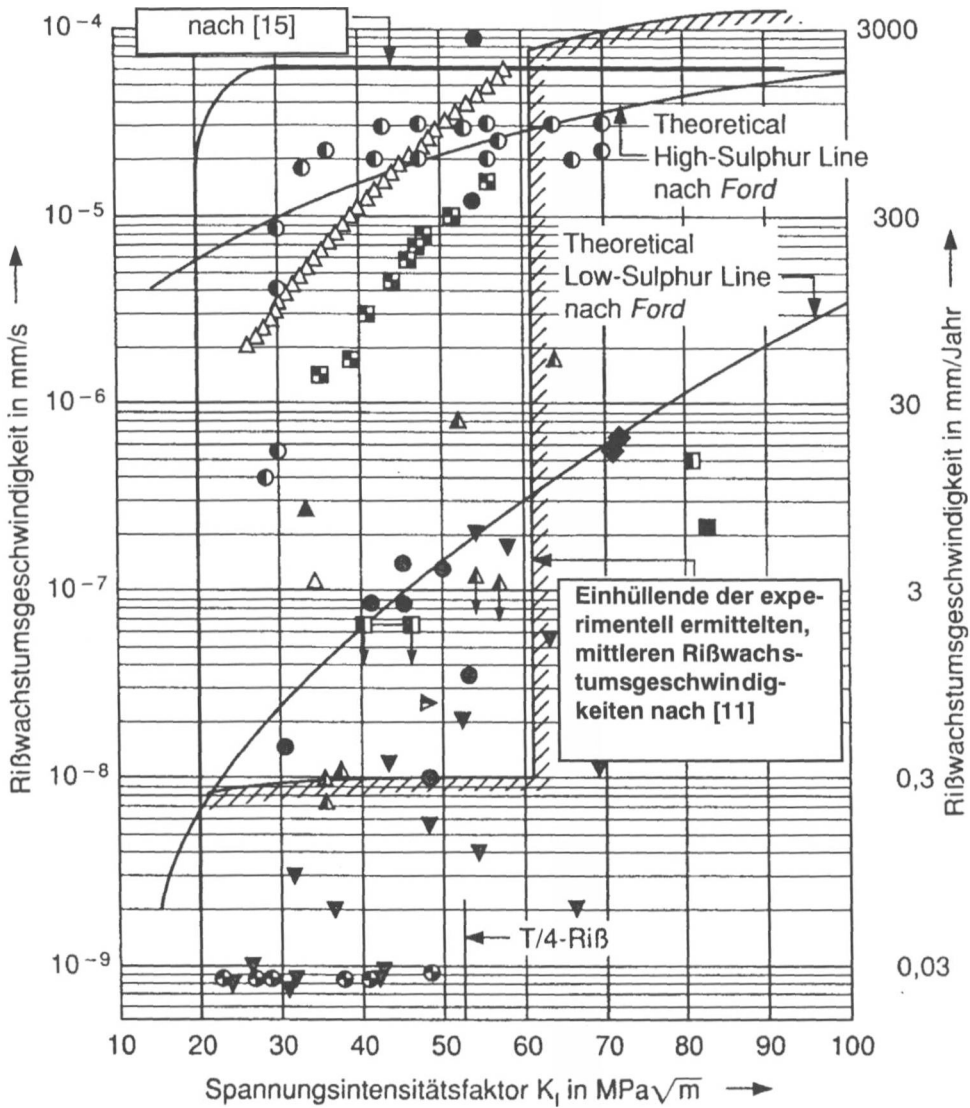


Bild 1.2: Internationale „SpRK“-Daten nach Ford [14] für niedriglegierte Stähle in sauerstoffhaltigem Deionat (0,2 und 8 ppm O_2 , 288°C). Miteingetragen sind die obere Einhüllende des in [15] angegebenen Streubandes sowie die sich aus Untersuchungen der MPA Stuttgart [z.B. 7, 10 - 13] ergebende Begrenzungslinie bzw. obere Einhüllende (T/4 = halbelliptischer Längsriß von $\frac{1}{4}$ Wandtiefe in Reaktordruckbehälter von Siedewasserreaktor)

1.2 Zum Ziel dieser Arbeit

Es soll gezeigt werden, daß und warum korrosionsgestütztes Rißwachstum, z.B. ausgelöst durch zeitlich veränderliche mechanische Beanspruchung, in nachfolgend unter konstanter äußerer mechanischer Belastung stehenden ferritischen Bauteilen von Siede-

wasserreaktoren unter für Anlagen realitätsnahen Bedingungen zum Stillstand kommt und demnach langfristiges und somit gefährliches Rißwachstum nicht zu befürchten ist.

Eine Bewertung der für korrosionsgestützte Rißbildung wichtigen Einflußfaktoren (vgl. Bild 1.1) zeigt mit Blick auf die vorangehenden Darlegungen, daß mit Blick auf „mechanische Beanspruchung“ die unter konstanter Belastung an der Spitze von Rissen in Kraftwerkskomponenten oder an Rissen von Bruchmechanikproben ablaufenden Fließ- und Kriechvorgänge von erheblicher Bedeutung sind.

Die prinzipielle Bedeutung dieser Vorgänge für die Initiierung und ein weiteres Wachstum von Korrosionsrissen ist seit langem bekannt. Der Umfang und der zeitliche Ablauf solcher Plastifizierungen sowie deren praktische Bedeutung für das korrosionsgestützte Rißwachstum sind aber erst ansatzweise untersucht worden. Dies ist wohl auch der maßgebliche Grund für die in der Fachwelt umstrittene Frage realistischer Rißwachstumsgeschwindigkeiten.

Es ist davon auszugehen, daß solche Fließ- und Kriechvorgänge, z.B. an Rißspitzen, herstellungstechnischen Ungängen und konstruktiven Kerben lokal elastisch-plastische Dehnungen hervorrufen, welche die gegen Korrosion schützende, chemisch stabile, aber spröde oxidische Schutzschicht im Bereich der Rißspitze lokal zerstören können. Dabei sind zwei Fälle möglich:

1. Von der Höhe der mechanischen Beanspruchung und damit vom Ausmaß und vom zeitlichen Ablauf der elastisch-plastischen Verformungsvorgänge im Bereich der Rißspitze hängt es ab, ob durch Repassivierung eine erneute, dauerhafte Schutzschichtbildung möglich ist, was den Stillstand des Rißwachstums mit sich brächte.
2. Unter der Wirkung erhöhter mechanischer Beanspruchung von druckführenden Komponenten bzw. bei Vorhandensein großer Risse kann es zu einer ständig wiederholten Schutzschichtzerstörung kommen mit der Folge mehr oder weniger kontinuierlichen, korrosionsgestützten Rißwachstums.

Diese beiden Abläufe korrosionsgestützten Rißwachstums sind dominierend abhängig von kurz- oder langfristig wirkenden plastischen Verformungsvorgängen an Rißspitzen und sind damit der Dehnungsinduzierten Rißkorrosion (DRK) zuzuordnen.

Die genannten zeitabhängigen plastischen Verformungsvorgänge, die in dieser Arbeit im Zeitraum nach Aufbringung der konstanten äußeren mechanischen Belastung für den für Siedewasserreaktoren wichtigen Temperaturbereich bis 300°C betrachtet werden, sind wohl dem sog. Niedertemperaturkriechen zuzuordnen. Dem Begriff Niedertempe-

raturkriechen (auch logarithmisches Kriechen genannt) werden Kriechvorgänge zugeordnet, die an den hier gewählten Versuchswerkstoffen bis etwa 400°C (Rekristallisationstemperatur) ablaufen können. In diesem Temperaturbereich sind Kriechvorgänge dadurch gekennzeichnet, daß ihre Geschwindigkeit abnimmt, bis sie schließlich meßtechnisch nur noch schwer erfaßt werden können und gegen einen technischen Nullwert gehen.

1.3 Gliederung und Aufbau der Arbeit

Vor dem aufgezeigten Hintergrund wurden experimentelle und analytische Arbeiten durchgeführt, die auf eine verbesserte Kenntnis des Ablaufes von Fließ- und Kriechvorgängen an Rißspitzen von druckführenden Komponenten aus ferritischen Stählen sowie auf eine quantifizierende Bewertung des Einflusses dieser Vorgänge auf das korrosionsgestützte Rißwachstum in kraftwerkstypischen Hochtemperaturwässern zielen. Die Experimente und Berechnungen wurden an den in deutschen Kernkraftwerken mit Siedewasserreaktoren eingesetzten ferritischen Behälter- und Rohrleitungsbaustählen 20 MnMoNi 5 5 (Zwischenstufengefüge) und 15 MnNi 6 3 (ferritisch-perlitische Gefüge) durchgeführt.

Bei den für die Experimente verwendeten und den entsprechenden Berechnungen zugrunde liegenden Proben handelt es sich um bruchmechanische nicht seitengekerbte Kompaktzugproben (CT-Proben) der Dimension CT 50 [19]. Diese Proben wurden in Luft bei einer Temperatur von 240°C unter konstanter äußerer mechanischer Belastung bei unterschiedlich hohen Spannungsintensitätsfaktoren K_I über 1000 h geprüft. Durch die Wahl zweier ferritischer Werkstoffe deutlich unterschiedlicher Streck- bzw. Dehngrenzen und entsprechend unterschiedlicher Werkstoffgefüge kann der Einfluß dieser Parameter auf die Niedertemperaturkriechvorgänge mit in die Untersuchungen einbezogen werden.

Entsprechende Belastungsversuche unter konstanter Last an CT-Proben aus den gleichen Werkstoffen wurden bereits früher in sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwässern bei 240°C durchgeführt

Da die Verformungsvorgänge an den im Rahmen dieser Arbeit in Luft belasteten CT-Proben im unmittelbaren Rißspitzenbereich meßtechnisch nicht direkt erfaßt werden können, mußte auf indirekte Meßmethoden zurückgegriffen werden. Die Aussagen über die Fließ- und Kriechvorgänge an Rißspitzen werden daher aus den über der Zeit regi-

strierten Rißöffnungsverschiebungen CMOD (Crack Mouth Opening Displacement) an der Stirnseite der Bruchmechanikproben abgeleitet.

Zur Charakterisierung des Spannungszustandes und der Größe plastischer Zonen an Rißspitzen von CT-Proben werden im Rahmen einer zweidimensionalen, elastisch-plastischen Finite-Elemente (FE)-Rechnung die beiden möglichen Grenzfälle ebener Dehnungszustand (EDZ) und ebener Spannungszustand (ESZ) untersucht. Dies zielt im wesentlichen auf eine verbesserte Kenntnis über die Erstreckung plastischer Zonen in dick- (EDZ) und dünnwandigen (ESZ) Strukturen bei gleicher Belastung. Im Falle der Probenaufweitung CMOD wird als globale Kontrolle der Rechnungen ein Vergleich zwischen den Rechenergebnissen und den im Experiment in Luft sowie im Korrosionsmedium gemessenen Probenaufweitungen durchgeführt. Darüber hinaus wird für den Bereich der Rißspitze die Vergleichsdehnung nach von Mises und der Mehrachsigenigkeitsgrad des Spannungszustandes berechnet. Die aus der FE-Rechnung für den Fall des EDZ ermittelte Größe der plastischen Zone wird mit analytischen Ansätzen verglichen.

Abschließend werden die experimentellen und rechnerischen Ergebnisse einander gegenübergestellt und hinsichtlich ihrer Bedeutung für die Verifikation der Modellvorstellung der dehnungsinduzierten Rißkorrosion (DRK) bewertet.

2 Stand von Wissenschaft und Technik

2.1 Zum Fließ- und Kriechverhalten von Stählen

2.1.1 Vorbemerkungen

2.1.1.1 Begriffe

Wird eine ungekerbte zylindrische Zugprobe aus einem plastisch verformbaren Stahl durch Zug beansprucht, so verhält sich der Werkstoff zunächst linear-elastisch. Übersteigt die Zugspannung jedoch einen bestimmten Wert, tritt Fließen in Form von deutlichen plastischen Verformungen auf. Dieser Übergang im Verformungsverhalten wird bei Stählen mit ausgeprägter Unstetigkeit im Bereich des Fließbeginns als Streckgrenze oder auch als Fließgrenze bezeichnet [20, 21]. Bei stetigem Übergang vom elastischen zum plastischen Bereich wird von einer Dehngrenze gesprochen. Diese wird bei ferritischen Stählen i.allg. bei 0,2% und bei austenitischen Stählen bei 0,2 oder 1,0% bleibender Dehnung festgelegt.

Der in der vorliegenden Arbeit untersuchte Stahl 20 MnMoNi 5 5 ist charakterisiert durch eine 0,2 %-Dehngrenze, während der zweite untersuchte Stahl 15 MnNi 6 3 gefügebbedingt eine ausgeprägte Streckgrenze mit schwachem Lüdersbereich aufweist.

Im Unterschied zum eher kurzfristigen und im wesentlichen auf den Zeitraum der Lastaufgabe beschränkten Fließen wird das Kriechen als längerfristiges, plastisches Weiterverformen unter konstanter Last definiert [21]. Diese Kriechvorgänge treten in einem technisch bedeutsamen Ausmaß in der Regel oberhalb der Kristallerholungstemperatur auf. Kann ein längerfristiges, plastisches Weiterverformen unter konstanter Last auch unterhalb der Kristallerholungstemperatur nachgewiesen werden, so liegt sog. Niedertemperaturkriechen vor. Bei den niedriglegierten ferritischen Stählen, die Gegenstand dieser Arbeit sind, liegt die Kristallerholungstemperatur im Bereich oberhalb von ca. 400°C.

2.1.1.2 Wichtige metallkundliche Gesichtspunkte zum Fließverhalten

Die Spannungsverteilung mechanisch belasteter Bauteile oder Proben ist in vielen Fällen inhomogen. Die Streck- bzw. Dehngrenzen der Werkstoffe werden bei Beachtung üblicher Berechnungsvorschriften im allgemeinen nur lokal in höher beanspruchten Bereichen überschritten. Im Bereich solcher plastisch verformten Zonen tritt neben einem elastischen Dehnungsanteil ϵ_{el} auch ein plastischer Dehnungsanteil ϵ_{pl} auf. Nach Aufbringen der mechanischen Belastung stellt sich in den plastifizierten Bereichen eine Ge-

samtdehnung $\epsilon_0 = \epsilon_{el} + \epsilon_{pl}$ ein. Mit Erreichen solcher belastungsabhängiger Gesamtdehnungen sind die lokal zulässigen Fließ- bzw. Verformungsvorgänge bei hinreichend begrenzter Belastung abgeschlossen.

Die genannten weitgehend zeitgleich mit der Aufbringung der mechanischen Belastung ablaufenden plastischen Fließvorgänge werden durch die wirkenden Schubspannungen ausgelöst, welche nach Überschreiten einer bestimmten Größe Versetzungen in technisch wirksamem Umfang in Gang setzen. Hier kann es sich um Stufen- und Schraubenversetzungen oder Kombinationen aus beiden handeln, Bild 2.1.

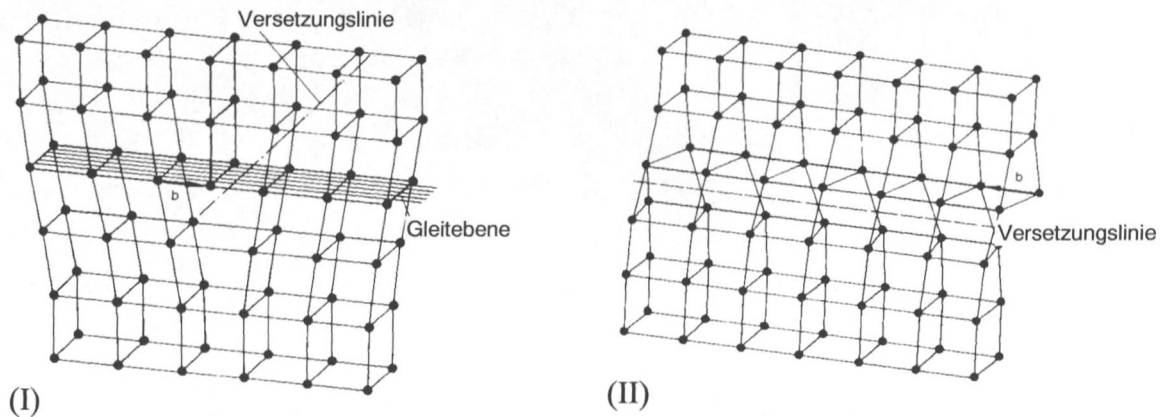


Bild 2.1: Schematische Darstellung einer Stufenversetzung (I) und einer Schraubenversetzung (II), (nach [22])

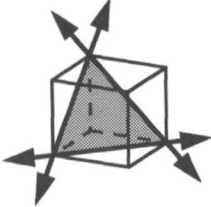
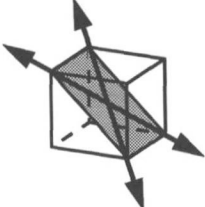
Das Ausmaß des möglichen plastischen Verformungsvermögens z.B. von ferritischen oder austenitischen Stählen hängt u.a. von der Anzahl der gegebenen Gleitmöglichkeiten ab [23]. Die Gleitmöglichkeiten ergeben sich aus der Zahl der Gleitebenen und der Gleitrichtungen. Gleitebenen sind die in dem betreffenden Gitter am dichtesten besetzten Gitterebenen, und bei den Gleitrichtungen handelt es sich um die dichtest besetzten Gitterrichtungen. Man bezeichnet die Kombination einer Gleitebene mit einer Gleitrichtung in dieser Ebene als Gleitsystem. Die Zahl der Gleitsysteme eines bestimmten Gittertyps ergibt sich somit als Produkt aus der Zahl der Gleitebenen und der Zahl der Gleitrichtungen in diesen Ebenen.

Die ferritischen Stähle mit kubischraumzentriertem (krz) Gitter weisen mit 6 Gleitebenen und 2 Gleitrichtungen ebenso wie die kubischflächenzentrierten (kfz) Austenite mit 4 Gleitebenen und 3 Gleitrichtungen insgesamt 12 Gleitsysteme auf, Bild 2.2. Aufgrund der gleich hohen Anzahl von Gleitsystemen wird deutlich, daß allein anhand der Anzahl der Gleitsysteme das Verformungsverhalten der beiden in verschiedener Hinsicht unter-

schiedlichen Stahllarten nicht ausreichend charakterisiert werden kann. Mit zunehmender Temperatur können auch andere oder weitere Gleitsysteme wirksam werden, was sich z.B. im Vergleich der Warmfestigkeit bzw. der Kriechneigung von perlitisch-ferritischen und austenitischen Stählen bei hohen Temperaturen zeigt. Gegenüber den austenitischen kfz-Metallen mit ihren 12 Gleitsystemen können bei perlitisch-ferritischen krz-Metallen mit steigender Temperatur insgesamt 48 Gleitsysteme wirksam werden [23].

Diese scheinbare Diskrepanz läßt sich bei Berücksichtigung weiterer Gesichtspunkte verstehen, die insbesondere das Verformungsvermögen von Stählen berühren. Weitere Einflußgrößen sind nachfolgend genannt:

So wirkt sich z.B. neben der Anzahl der Gleitsysteme auch die Orientierung der Gleitsysteme beträchtlich auf das plastische Verhalten der Werkstoffe aus [23]. Weiterhin kommt es darauf an, wie dicht die Gleitebenen mit Atomen besetzt sind. Da diese bei austenitischen Stählen dichter besetzt sind, besitzen diese Stähle im Bereich niedriger Temperaturen ein besseres plastisches Verformungsvermögen als die ferritischen Stähle. Auf weitere Einflußgrößen, wie z.B. Löslichkeit von Fremdatomen und Stapelfehler, soll hier nicht näher eingegangen werden.

Stahlart (Struktur)	Gleitsysteme	Anzahl der		
		Gleit- ebenen	Gleit- richtungen	Gleit- systeme
Austenit (kfz)		4	3	12
Ferrit (krz)		6	2	12



 Gleitebene kfz: kubischflächenzentriert
 Gleitrichtung krz: kubischraumzentriert

Bild 2.2: Schematische Darstellung der Gleitsysteme wichtiger Werkstoffgruppen (nach [22])

2.1.1.3 Wichtige Gesichtspunkte zum Kriechverhalten

Aufgrund der thermischen Aktivierung der Bewegung von Versetzungen bei höheren Temperaturen können nach Aufgabe einer mechanischen Belastung nach den belastungsbedingten Fließvorgängen weitere längerfristig wirkende plastische Verformung ausgelöst werden. Diese zeitabhängigen Vorgänge werden dem Kriechen zugeordnet. Finden diese Vorgänge bei Temperaturen unterhalb der Kristallerholungstemperatur statt, kommen die Kriechvorgänge nach einer gewissen Zeit zum Stillstand. Oberhalb der Kristallerholungstemperatur, die bei niedriglegierten ferritischen Stählen im Bereich oberhalb von ca. 400°C liegt, tritt zeitlich unbegrenztes Kriechen auf, welches jedoch erst bei weiter erhöhter Temperatur und/oder entsprechend erhöhter Belastung ein im technischen Sinne bedeutsames Ausmaß annimmt.

Zum besseren Verständnis wird auf das Kriechen zunächst etwas genereller eingegangen und hierauf basierend auf das für diese Arbeit wichtige logarithmische Kriechen bei Temperaturen unterhalb der Kristallerholungstemperatur.

Wie bei allen thermisch aktivierten Prozessen besteht auch beim Kriechen ein linearer Zusammenhang zwischen dem Logarithmus der Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$ (mit $\dot{\epsilon}$ als Ableitung der Dehnung ϵ nach der Zeit) und dem reziproken Wert der absoluten Temperatur T , der sich in einer Arrhenius-Beziehung ausdrücken läßt:

$$\ln \dot{\epsilon} = K - \frac{E_A}{R \cdot T} \quad (2.1)$$

Mit: $\dot{\epsilon}$ = Kriechgeschwindigkeit
 K = Werkstoffabhängige Konstante
 E_A = Aktivierungsenergie
 R = Allgemeine Gaskonstante
 T = Absolute Temperatur

Diese Kriechvorgänge werden nachfolgend näher erörtert. Bild 2.3 zeigt die Verhältnisse in schematisierter Form am Verhalten ungekerbter zylindrischer Zugproben:

- a) Bereich der elastisch-plastischen Anfangsdehnung ϵ_0 mit belastungsbedingten Fließvorgängen
- b) Primäres Kriechen mit zeitlich abnehmender Kriechgeschwindigkeit bis zur Dehnung ϵ_1
- c) Sekundäres Kriechen mit praktisch konstanter Kriechgeschwindigkeit bis zur Dehnung ϵ_2

- d) Tertiäres Kriechen mit erst allmählichem, dann zunehmend beschleunigtem Wiederanstieg der Kriechgeschwindigkeit bis zum Bruch bei der Bruchdehnung ε_B

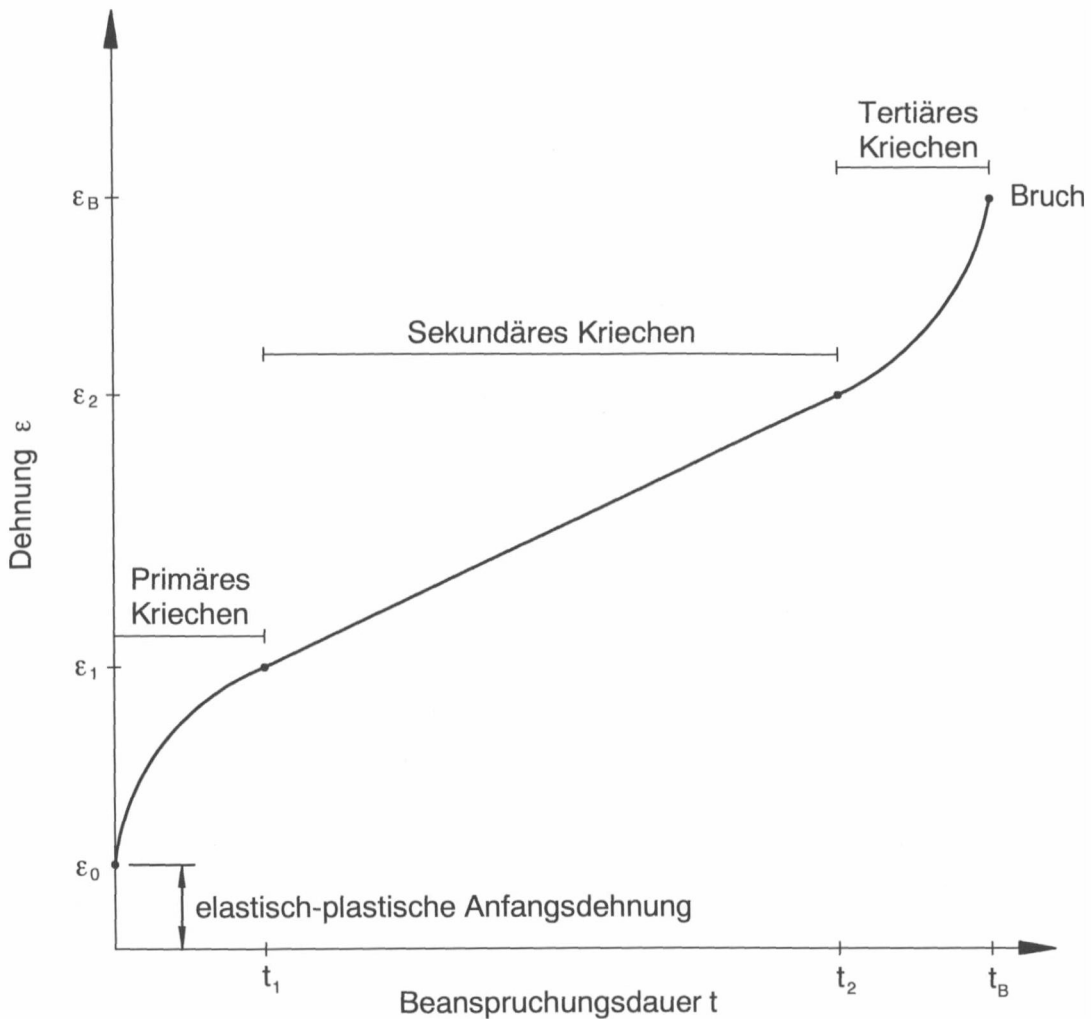


Bild 2.3: Schematische Darstellung einer Kriechkurve nach [22]

Die ausschlaggebende Kenngröße für die Beschreibung eines Kriechvorganges ist somit die Kriechgeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}$, die vorwiegend von der Temperatur T , der Höhe der aufgetragenen Spannung σ und dem jeweiligen Gefügestand des Werkstoffes (charakterisiert durch die Mikrostruktur bzw. den Strukturparameter S) abhängt:

$$\varepsilon(t) = \int \dot{\varepsilon}(T, \sigma, S) dt \quad (2.2)$$

Die Abhängigkeit der sekundären Kriechgeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}$ von der aufgetragenen Spannung σ wird in der Regel durch das sog. Norton'sche Potenzgesetz beschrieben:

$$\dot{\varepsilon} = A \cdot \sigma^n \quad (2.3)$$

Mit: A	=	Werkstoffkonstante
n	=	Spannungs- bzw. Kriechexponent
σ	=	Aufgebrachte Spannung

Der Kriechexponent n liegt bei einphasigen Werkstoffen vielfach zwischen 3 und 5. Mehrphasige Werkstoffe, wie z.B. die im Rahmen dieser Arbeit betrachteten warmfesten ferritischen Stähle, können auch Werte zwischen 7 und 9 und auch noch darüber hinaus aufweisen.

Generell sind bei einer differenzierteren Betrachtungsweise von Kriechvorgängen folgende Einflußgrößen zu betrachten:

- Bauteilgeometrie
- Bauteilbeanspruchung (Spannungshöhe, Spannungszustand, Temperatur, Zeit etc.)
- Werkstoffzustand bzw. Strukturparameter (Elastizitätsmodul, Diffusionskoeffizienten, Stapelfehlerenergie, Verteilung der Gefügebestandteile etc.)
- Riß-, Fehler- oder Kerbgeometrie

Anhand der schematischen Darstellung von Kriechkurven bei unterschiedlich hohen Beanspruchungen und Temperaturen in Bild 2.4 ist zu erkennen, daß nicht bei jeder Kombination von Beanspruchung und Temperatur alle Kriechbereiche durchlaufen werden. Je nach Höhe von Temperatur und/oder aufgebrachter Spannung kommt es während der Versuchszeit unter Umständen nur zur Ausbildung eines oder zweier der vorher beschriebenen Kriechbereiche. Bei hohen Temperaturen und/oder hohen aufgebrachten Spannungen geht die Kriechkurve in einem Wendepunkt vom Primärbereich direkt in den Tertiärbereich über, während bei niedrigen Temperaturen und/oder niedrigen aufgebrachten Spannungen lediglich ein Übergang vom Primärbereich in den Sekundärbereich stattfindet. Auch ein Verbleib lediglich im Primärbereich ist möglich.

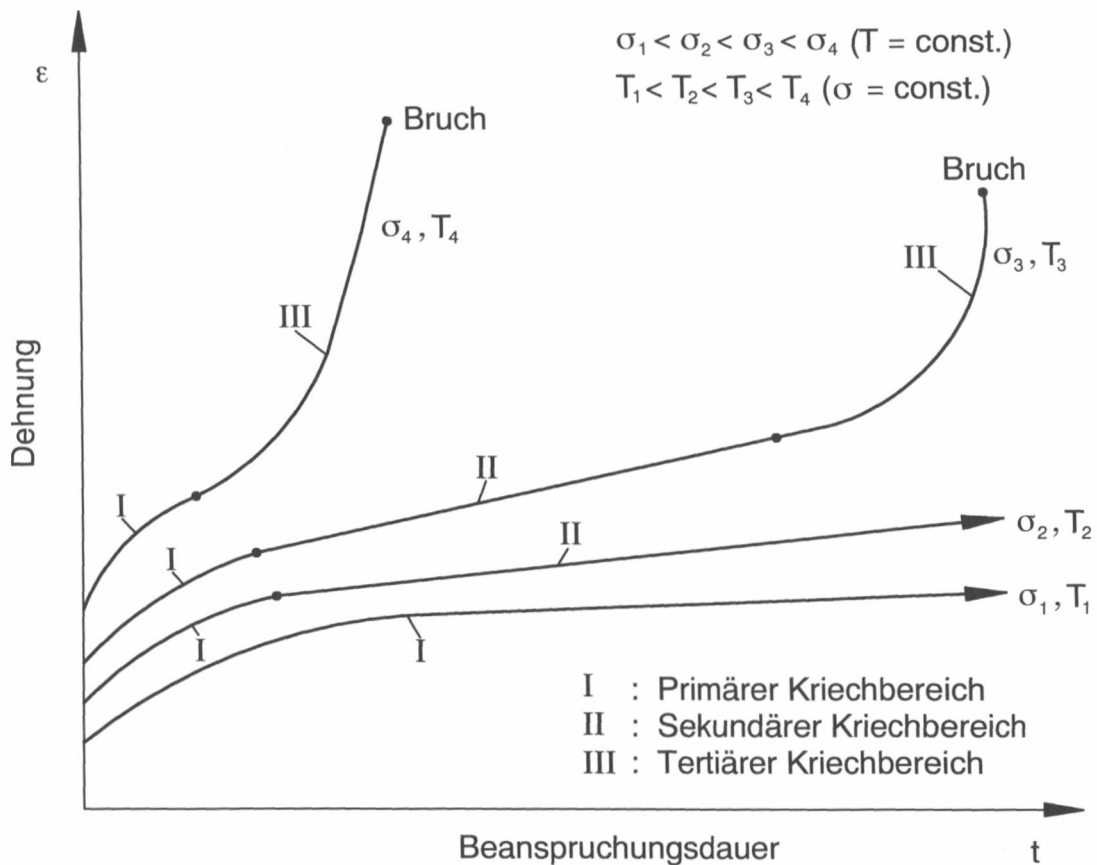


Bild 2.4: Schematische Darstellung von Kriechkurven bei unterschiedlich hohen Beanspruchungen und Temperaturen [22]

Wenn Bauteile oder Proben konstruktionsbedingte Kerben, rißartige Fehler oder andere Ungängen aufweisen, kann deren Festigkeit neben der Höhe der Primärspannung vom Werkstoffverhalten im Bereich solcher Spannungskonzentrationsstellen erheblich abhängen und damit auch von der Entstehung und dem Wachstum lokaler Kriechrisse. Dabei sind die Phasen

- Spannungsumlagerung (Primärbereich),
- Kriechrißeinleitung und stabiler Kriechrißfortschritt (Sekundärbereich)
- sowie instabiler Rißfortschritt (Bruch im Tertiärbereich)

von Wichtigkeit [24].

Im folgenden werden die Primär-, Sekundär- und Tertiärbereiche der Kriechkurve unter spezieller Berücksichtigung der werkstoffmechanischen Aspekte am Beispiel ungekerbter zylindrischer Proben detaillierter betrachtet:

Primärbereich der Kriechkurve:

Die primären Kriechvorgänge unmittelbar nach Aufbringung einer mechanischen Belastung sind durch eine über der Zeit abnehmende Kriechgeschwindigkeit gekennzeichnet. Dieses Kriechen wird auch Übergangskriechen genannt und in der englischsprachigen Literatur als „transient creep“ bezeichnet. Die Kriechgeschwindigkeit kann für diesen Bereich z.B. durch die folgende Gleichung beschrieben werden [25, 26]:

$$\dot{\epsilon}(t) = \alpha \cdot \sigma^p \cdot t^{-c} \quad (2.4)$$

Mit: $\dot{\epsilon}(t)$ = Kriechgeschwindigkeit der Probe
 t = Versuchsdauer, Zeit
 α, c, p = Temperatur- und zeitabhängige Konstanten nach [25, 27]

Bei Temperaturen, die unterhalb dem 0,3fachen der Schmelztemperatur T_S des Werkstoffes liegen [28 - 30], d.h. unterhalb der Kristallerholungstemperatur von Stahl ($T < 400^\circ\text{C}$), beobachtet man bei hinreichend kleiner Spannung σ , daß die Kriechgeschwindigkeit ständig und monoton abnimmt, bis sie schließlich meßtechnisch nur noch bedingt erfaßt werden kann. Diese Dehnungen folgen der Gleichung 2.4, wobei der Betrag des Exponenten c in dieser Gleichung den Wert 1 annimmt. Dies entspricht einem logarithmischen Zeitgesetz. Die entsprechenden Verformungsvorgänge werden daher gelegentlich auch als logarithmischen Kriechen bezeichnet. Aufgrund der relativ niedrigen Temperatur (unterhalb der Kristallerholungstemperatur von Stahl) wurde für diese Vorgänge in der Literatur der Begriff des Niedertemperaturkriechens eingeführt [25, 27, 28]. Diese Kriechvorgänge sind neben anderen Aspekten wichtiger Gegenstand dieser Arbeit.

Mit zunehmendem Abstand vom Schmelzpunkt in Richtung niederer Temperaturen wird das Kriechverhalten der Stähle zwar immer weniger ausgeprägt, kann aber bei den hier betrachteten Stählen selbst bei Raumtemperatur und insbesondere bei begrenzt erhöhten Temperaturen bis in den hier z.B. für Kernkraftwerke relevanten Bereich bis 300°C nicht grundsätzlich vernachlässigt werden.

Bei der Belastung eines Bauteils oder einer Probe im Bereich des Niedertemperaturkriechens von Stahl unterhalb der Kristallerholungstemperatur entstehen durch die hier ablaufende „Kaltumformung“ zusätzliche Versetzungen, die zu einer Verfestigung des Werkstoffes führen. Die Versetzungen können durch sich schneidende Gleitlinien, Ausscheidungen oder Korngrenzen blockiert werden und sich aufstauen. Diese Blockierung der Versetzungsbewegung hat zur Folge, daß der Werkstoff auch bei konstanter mecha-

nischer Belastung weitere plastische Verformung immer weniger zulassen kann, d.h. der Kriechprozeß kommt allmählich zum Stillstand.

Das Niedertemperaturkriechen kennzeichnet also einen Verformungsprozeß, bei dem die Erholung der Versetzungsanordnung aufgrund der relativ niedrigen Temperatur weitgehend unterdrückt ist [29] und somit vorrangig Verfestigungsvorgänge das Abklingen des Kriechprozesses bestimmen [31, 32]. Allerdings können sich auch bei Temperaturen $T < 0,3 \cdot T_S$ diese Versetzungen noch in begrenztem Umfang wieder umordnen und kleine weitere Verformungsschritte ermöglichen. Das Niedertemperaturkriechen beruht also auf der thermisch aktivierten Ablösung einzelner Versetzungen, bis der Vorrat an ablösefähigen Versetzungen erschöpft ist [29].

Darüber hinaus ist das Niedertemperaturkriechen (Primärkriechen) dadurch gekennzeichnet, daß auch nach langen Versuchszeiten eine zeitlich auf Null abklingende Dehngeschwindigkeit nicht zu erwarten ist. Damit ist aus wissenschaftlicher Sicht zwar ein definierter Übergangspunkt zum nachfolgend beschriebenen sog. Sekundärbereich der Kriechkurve nicht definierbar, aber unbeschadet dessen geht das Kriechen aus technischer Sicht praktisch gegen Null.

Sekundärbereich der Kriechkurve:

Der Sekundärbereich der Kriechkurve ist durch eine praktisch konstante Kriechgeschwindigkeit gekennzeichnet, so daß dieses Kriechen auch als stationäres Kriechen bzw. „steady-state creep“ bezeichnet wird. In diesem Sekundärbereich befinden sich die Verfestigungs- und Entfestigungsvorgänge in einem dynamischen Gleichgewicht, so daß für diesen Fall der Betrag des Exponenten c aus Gleichung 2.4 den Wert 0 annimmt und für die Kriechgeschwindigkeit gilt:

$$\dot{\epsilon}(t) = \text{const.} \quad (2.5)$$

Der verformungsbedingten Verfestigung des Werkstoffes wirken verschiedene Entfestigungsvorgänge entgegen. Dazu gehören zum einen die diffusionsgesteuerten, thermisch aktivierten Entfestigungsvorgänge (z.B. Klettern von Stufenversetzungen, Quergleiten von Schraubenversetzungen [23, 29, 33]), die Höhe der Stapelfehlerenergie, die Verteilung von Gefügebestandteilen und Subkorngrenzen sowie das spannungsinduzierte Versetzungsklettern [25].

Tertiärbereich der Kriechkurve:

Der Tertiärbereich der Kriechkurve ist durch einen erst allmählichen, dann beschleunigten Anstieg der Kriechgeschwindigkeit bis zum Bruch gekennzeichnet und wird daher in der englischsprachigen Literatur „accelerated creep“ genannt.

Das typische Verhalten im tertiären Kriechbereich ist begründet in einer Kriechschädigung, die in Form von Leerstellen (Poren) im Werkstoffgefüge sichtbar wird. Diese Poren bilden sich unter der Wirkung der durch die aufgebrachte Belastung hervorgerufenen Beanspruchungen und Verformungen. Die Poren entstehen bevorzugt an Korngrenzen, die senkrecht zur größten Zugspannung orientiert sind.

Die Koaleszenz von flächenhaft verteilten Einzelporen mit Folge der Bildung von Mikrorissen senkrecht zur größten wirkenden Zugspannung ruft im Verlauf des Kriechprozesses die entscheidende Schwächung des Werkstoffes hervor. Diese Mikrorisse führen zu lokal erhöhter Beanspruchung. Es bilden sich zunächst innere Einschnürstellen, so daß der tragende Restquerschnitt entsprechend kleiner wird und sich somit die wirkende Spannung ständig vergrößert. Schließlich geht die Probe bei stark zunehmender Dehngeschwindigkeit zu Bruch.

Neben der Kriechschädigung durch Porenbildung kann auch eine deutliche Zunahme der Kriechgeschwindigkeit infolge Ostwald-Reifung eintreten: Im Zuge der Ostwald-Reifung nimmt der Mittelwert der Teilchengröße zeitabhängig zu und führt infolge dadurch bedingtem verstärktem Versetzungskriechen zur Minderung der mechanischen Eigenschaften und dabei insbesondere der Kriechfestigkeit [29].

2.1.2 Modellvorstellungen und ausgewählte Kenngrößen zur Beschreibung des Fließ- und Kriechverhaltens von Stählen im Bereich von Rißspitzen

2.1.2.1 Vorbemerkungen

Das Bruchverhalten von Stählen läßt sich vereinfacht einteilen in spröde Brüche (ohne technisch relevante plastische Verformung) und in zähe Brüche. Die im Zuge von solchen Zähbrüchen ablaufenden plastischen Verformungen lassen sich - wie vor dem Hintergrund der vorangehenden Darlegungen verständlich ist - in Fließ- und Kriechvorgänge trennen.

Die Bruchmechanik stellt sich nun generell die Aufgabe, das Verhalten von Werkstoffen an Rißspitzen zu ermitteln und die mit Hilfe von Bruchmechanikproben gewonnenen

spröd- und zähbruchmechanischen Kennwerte (wie z.B. K_{Ic} - und K_{Ij} -Werte) auf beliebige Strukturen zu übertragen [34]. Sie beruht auf kontinuumsmechanischen Lösungsansätzen und geht von vereinfachten Modellgeometrien und idealisierten Werkstoffgesetzen aus.

Hinsichtlich der mathematischen Beschreibbarkeit der Beanspruchungsverhältnisse an Spannungskonzentrationsstellen, wie z.B. an Spitzen von Schwingrissen, spröden Anrissen, scharfen Kerben in Bauteilen oder an Rissen gekerbter Proben, gibt es verschiedene Lösungsansätze. Hierbei handelt es sich um unterschiedliche Bruchmechanikkonzepte, so z.B. auf der Basis einer elastischen Kenngröße wie dem Spannungsintensitätsfaktor K_I oder auf der Basis einer inelastischen Kenngröße wie dem wegunabhängigen J-Integral oder für Kriechvorgänge auf Basis der zeitabhängigen Wegintegrale C^* oder $(\Delta T)_C$.

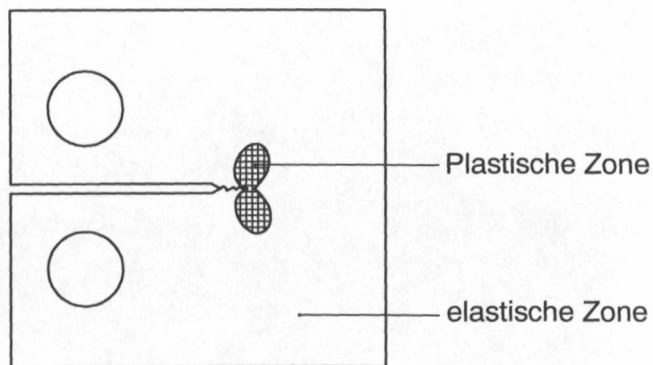
Die verschiedenen Bruchmechanikkonzepte zur Beschreibung kriechbeeinflusster Vorgänge basieren dabei auf folgenden Kennwerten:

- dem Spannungsintensitätsfaktor K_I
- dem modifizierten, d.h. zeitabhängigen J-Integral \tilde{J} bzw. C^*
- dem Wegintegral $(\Delta T)_C$ bzw. $(\dot{T})_C$

Die Anwendbarkeit dieser verschiedenen Parameter ist durch die Spannungsverteilung z.B. in einer Bruchmechanikprobe und die damit in Verbindung stehende Ausdehnung der Zone nennenswerter Fließ- oder Kriechdehnung zu sehen. Eine idealisierte Darstellung nach [35] für die oben genannten Fälle gibt Bild 2.5 wieder.

Für die im vorhergehenden Kapitel beschriebenen drei Bereiche der Kriechkurve wurden eine Reihe von Ansätzen zur mathematischen Beschreibung entwickelt. Sie sind aber in aller Regel aufgrund der Vielzahl der eingehenden Parameter nicht gleichzeitig auf alle drei Bereiche der Kriechkurve anwendbar. Beim gegenwärtigen Stand des Wissens liegt noch keine abgeschlossene und in allen Punkten ausgereifte Behandlung des Kriechrißeinleitungs- und Kriechrißfortschrittsproblems vor [24]. Es existieren zwar verschiedene Ansätze, die aber im einzelnen noch Fragen offen lassen.

Vom Spannungsintensitätsfaktor K_I kontrolliertes Fließ- und Kriechverhalten



Vom Kriechbruchmechanikparameter C^* kontrolliertes Fließ- und Kriechverhalten

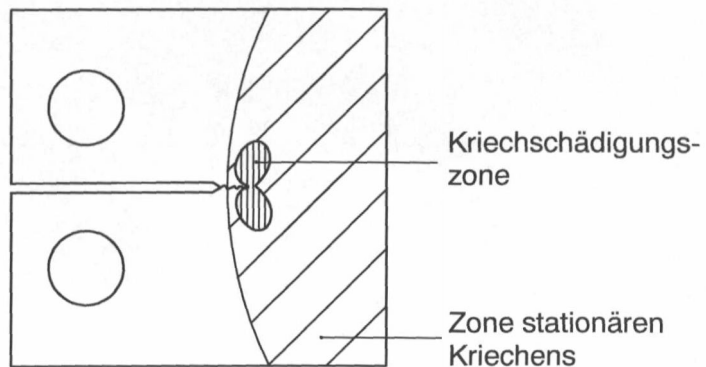


Bild 2.5: Zur Anwendbarkeit der unterschiedlichen Bruchmechanikparameter K_I und C^* für die Beschreibung des Kriechrißfortschritts nach [35]

2.1.2.2 Linear-elastische Bruchmechanik

Die linear-elastische Bruchmechanik (LEBM) dient der Berechnung der Tragfähigkeit rißbehafteter Bauteile aus Werkstoffen bei linear-elastischem Verhalten. Die Beanspruchung des Rißbereiches läßt sich generell mit den drei elementaren Belastungsmodi I (Zug), II (Schерung) und III (Torsion) charakterisieren und über die Spannungsintensitätsfaktoren K_I , K_{II} und K_{III} beschreiben, Tabelle 2.1. Der Modus I ist an Bauteilen am häufigsten anzutreffende und zugleich auch der kritischste.

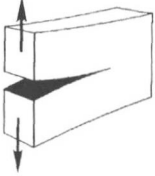
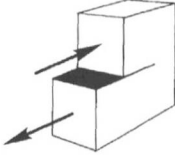
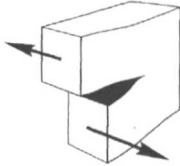
Rißaufweitungsmodus und Kennwerte [$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$]	Belastungsart
Modus I (Zug) Kennwert K_I	
Modus II (Scherung) Kennwert K_{II}	
Modus III (Torsion) Kennwert K_{III}	

Tabelle 2.1: Belastungsarten und die unterschiedlichen Rißaufweitungsmodi

Mit dem Spannungsintensitätsfaktor K_I wird definitionsgemäß die Spannungsintensität an der Rißspitze in einem elastischen Umfeld beschrieben. Der Spannungsintensitätsfaktor K_I wird für CT-Proben bestimmt nach:

$$K_I = \frac{F}{B \cdot \sqrt{W}} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (2.6)$$

Mit: F = Kraft auf die Probe

B = Probendicke

W = Probenbreite

$f(a/W)$ = Funktion zur Berücksichtigung von Proben-, Fehler- und Bauteilgeometrien

Die Größe K_I ist für die Beschreibung des Bruchverhaltens spröder Werkstoffe mit geringen Spannungsumverteilungen und verhältnismäßig kleiner, lokaler plastischer Zone geeignet. Erreicht K_I einen kritischen Wert K_{Ic} , so tritt Bauteilversagen durch instabile Rißerweiterung ein.

Für die Beschreibung des Kriechriß- oder Kriechrißfortschrittsverhaltens ist der Spannungsintensitätsfaktor K_I nur begrenzt geeignet. Allerdings ist K_I eine geeignete Hilfs-

größe zur Charakterisierung der Kerbschärfe im Anfangszustand und von Vorgängen im Zusammenhang mit der Initiierung von Kriechrisen [36].

2.1.2.3 Elastisch-plastische Bruchmechanik

Die Weiterentwicklung der linear-elastischen Bruchmechanik LEBM stellt die elastisch-plastische Bruchmechanik (EPBM) dar. Im Vergleich zu dem linear-elastischen Konzept der LEBM liegt der EPBM ein nichtlinear-viskoses Werkstoffgesetz zugrunde.

Ausgehend von der allgemeinen Form des Spannungsfeldes an der Rißspitze - nach den Autoren Hutchinson, Rice und Rosengren [37, 38] auch „HRR“-Feld genannt - wurden die Spannungsfelder für die Grenzfälle kurzer und langer Einwirkungszeiten äußerer Kräfte abgeleitet [39]:

$$\sigma_{ij} = \left[\frac{C(t)}{I_n \cdot A \cdot r} \right]^{1/(n+1)} \cdot \bar{\sigma}_{ij}(n, \Theta) \quad (2.7)$$

- Mit: σ_{ij} = Allgemeine Form des Spannungsfeldes
 $C(t)$ = Kraft- und zeitabhängige Amplitude des Spannungsfeldes
 $I_n, \bar{\sigma}_{ij}$ = Von n bzw. n und Θ abhängige, tabellierte Funktionen [37]
 A, n = Werkstoffkonstante A und Kriechexponent n des Norton'schen Kriechgesetzes
 r, Θ = Polarkoordinaten

Für den Kurzzeitgrenzfall kleinplastischer Verformungen ergibt sich:

$$C(t) = \frac{K_I^2 / E'}{(n+1) \cdot t} \quad (2.8)$$

- Mit: K_I = Spannungsintensitätsfaktor für Bruchmodus I
 E' = $E/(1-\nu^2)$ für den ebenen Dehnungszustand und $E'=E$ für den ebenen Spannungszustand (mit der Querkontraktionszahl ν und dem Elastizitätsmodul E)
 n = Kriechexponent
 t = Versuchsdauer, Zeit

Für den Langzeitgrenzfall mit großen Kriechverformungen ergibt sich:

$$C(t \rightarrow \infty) = C^* \quad (2.9)$$

Das C^* -Integral läßt sich mit Hilfe der Mehrprobentechnik oder dem Einprobennäherungsverfahren bestimmen, da das wegunabhängige, aber zeitabhängige Linienintegral C^* im wesentlichen die Form des J-Integrals hat. Dem Wunsch, eine quantitative, bauteilrelevante Bewertung vornehmen zu können, kommt die elastisch-plastische Bruchmechanik, im speziellen das J-Integral entgegen [38]. Die Definition dieses Linienintegrals ist aber zur Messung von J nicht geeignet, da es streng genommen nur bis zum Einsetzen des stabilen Rißwachstums gültig ist und auf der Annahme beruht, daß zu keinem Zeitpunkt und an keiner Stelle der Probe oder des Bauteils eine Entlastung eintritt. Alternativ wurde daher eine auch für nichtlinear-elastische Materialien äquivalente Gleichung angegeben. Damit ist das J-Integral als die auf die Probenbreite B bezogene Änderung der gesamten bei der Auslenkung des Lastangriffspunktes um die Strecke q aufgenommenen Energie U mit der Änderung der Ausgangsrißlänge a_0 einer Messung zugänglich. Es beschreibt die Spannungs-Dehnungs-Verhältnisse an der Rißspitze. Der aus der J_R -Kurve, d.h. dem Zusammenhang J - Δa zu ermittelnde Wert J_i des J-Integrals, wird als charakteristisch für die Rißinitiierung und den Beginn des stabilen Rißfortschrittes angesehen [40, 41]:

$$J = - \frac{1}{B} \cdot \left(\frac{\partial U}{\partial a_0} \right)_q \quad (2.10)$$

Beim C^* -Integral sind die Dehnungen und Verschiebungen des J-Integrals durch die jeweils zugehörigen Dehnungs- und Verschiebungsgeschwindigkeiten ersetzt [39, 42, 43], so daß sich folgende Formulierung ergibt:

$$C^* = \int_{\Gamma} \left(W^* dy - \bar{t} \cdot \frac{\partial \bar{u}}{\partial x} ds \right) \quad (2.11)$$

- Mit: Γ = Integrationsweg um die Rißspitze, der das untere Rißufer im positiven Umlaufsinn mit dem oberen verbindet
 W^* = Zeitliche Änderung der Formänderungsarbeit, definiert durch
 $W^* = \int \sigma_{ij} d\dot{\epsilon}_{ij}$
 \bar{t} = Spannungsvektor
 \bar{u} = Vektor der Verschiebungsgeschwindigkeit längs des Integrationsweges
 ds = Wegelement von Γ
 σ_{ij} = Spannungstensor
 $\dot{\epsilon}_{ij}$ = Tensor der Verzerrungsgeschwindigkeit

Das solchermaßen modifizierte C^* -Integral eignet sich in erster Linie für Kriechvorgänge, die mit einer Kriechschädigungszone vor der Rißspitze verbunden sind und vermag so insbesondere das Kriechrißwachstumsverhalten von Stählen zu charakterisieren.

Eine Abwandlung des Spannungsintensitätsfaktors K_I wird in [44] beschrieben. Üblicherweise liegt beim Parameter K_I ein vorwiegend elastisches Werkstoffverhalten mit zeitabhängigem Rißwachstum vor. Es wird nun ein Parameter K_I^* mit gleicher Dimension wie der Parameter C^* vorgeschlagen. Der Parameter K_I^* entsteht aus der zeitlichen Ableitung des elastischen Anteils des J-Integrals und konnte im speziellen Fall eine im Vergleich zum Parameter K_I deutlich verbesserte Beschreibung der Kriechrißgeschwindigkeit geben.

Eine Abdeckung der beiden Kenngrößen K_I und C^* durch ein einziges, wegunabhängiges Vektorintegral $(\Delta T)_C$ konnte sich nicht durchsetzen [35]. Das Vektorintegral $(\Delta T)_C$ bzw. die abgeleitete Größe $(\dot{T})_C$ war als ein Maß für die Größe des HRR-Rißspitzenfeldes definiert worden, so daß auch instationäre Kriechvorgänge vom Ansatz her beschrieben werden konnten.

Grundsätzlich kann das Kriechrißwachstum bei Temperaturen oberhalb von 450°C mit Hilfe von C^* gut beschrieben werden. Entsprechende Untersuchungen belegen, daß bei 450°C am Werkstoff X 12 CrNiMo 12 2 das Kriechrißverhalten mit Hilfe des Spannungsintensitätsfaktors K_I besser beschrieben wird als mit C^* [24].

Daraus wurde der Schluß abgeleitet, daß für die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Stähle bei 240°C und ebenso für die für Leichtwasserreaktoren typischen Betriebstemperaturen von rund 300°C der Spannungsintensitätsfaktor K_I das Werkstoffverhalten am besten beschreibt. Daher wird die Kenngröße C^* in die weiteren Betrachtungen nicht einbezogen.

2.1.2.4 Abschließende Bemerkungen zu den bruchmechanischen Kenngrößen

Zusammenfassend läßt sich feststellen, daß aus der kontinuumsmechanischen Spannungsanalyse der Schluß gezogen werden kann, daß das Kriechrißwachstum durch den Spannungsintensitätsfaktor K_I dann bestimmt wird, wenn sich Proben (oder Bauteile) außer in kleinen rißnahen Kriechzonen elastisch verhalten und daß das C^* -Integral bestimmend ist, wenn das Rißwachstum von ausgedehntem Kriechen in der ganzen Probe begleitet wird [43].

Hinsichtlich der Gültigkeit der einzelnen Kriechbruchmechanikparameter unter Berücksichtigung verschiedener Werkstoffe, Probenformen und -größen sowie unterschiedlicher Beanspruchungsverhältnisse (Temperatur, Beanspruchungsdauer, Belastung) zeigt sich demnach in der Literatur kein einheitliches Bild. Die bisher konzipierten Kriechbruchmechanikparameter (z.B. C^* , K_I^* oder $(\Delta T)_C$) liefern demnach bislang keine in allen Einzelheiten vollständig größen- und forminvariante Beschreibung des Kriechrißverhaltens [24].

Da die Verformungsvorgänge im unmittelbaren Rißspitzenbereich im Rahmen dieser Arbeit weder mittels gängiger mathematischer Modellierung noch meßtechnisch direkt erfaßt werden können, muß zu deren Bestimmung auf indirekte Meßmethoden zurückgegriffen werden. Die Aussagen über die Fließ- und Kriechvorgänge an Rißspitzen werden daher aus den über der Zeit registrierten Rißöffnungsverschiebungen CMOD (Crack Mouth Opening Displacement) an der Stirnseite in Verbindung mit metallografischen Untersuchungen zur Ermittlung der realen CTOD (Crack Tip Opening Displacement)-Werte der Bruchmechanikproben abgeleitet.

2.1.2.5 Zur Ausbildung und Veränderung plastischer Zonen vor Rißspitzen unterhalb der Rekristallisationstemperatur

a) Ausbildung und Größe plastischer Zonen infolge Fließens bei einmaliger Belastung

Die räumliche Erstreckung inhomogener Spannungszustände vor Rißspitzen (ebener Spannungszustand ESZ oder ebener Dehnungszustand EDZ) und in Verbindung damit die Größe der plastischen Zone und deren Veränderung über der Probenbreite ist seit langem Gegenstand zahlreicher Untersuchungen. So wurden bereits 1964 Berechnungen vorgestellt, welche die plastische Zone vor Rißspitzen in einer räumlichen Darstellung zeigten [45]. Diese plastische Zone wird wegen ihrer Form auch als „Hundeknochen“ (dog-bone) bezeichnet, Bild 2.6.

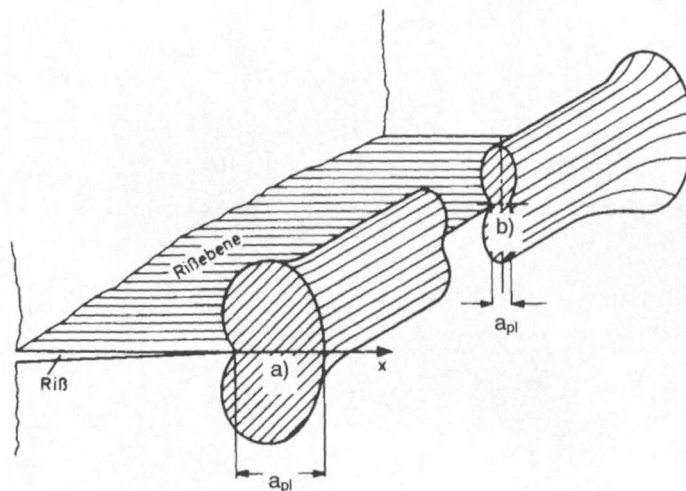


Bild 2.6: Ausbildung und Erstreckung der plastischen Zone a_{pl} im Bereich der Rißspitze (Hundeknochen-Modell) für a) den ebenen Spannungszustand (ESZ) und b) den ebenen Dehnungszustand (EDZ), (nach [45])

Zahlreiche theoretische und praktische Arbeiten zur Bestimmung der Größe plastischer Zonen infolge Fließens vor Rißspitzen folgten nach. Die wenn auch z.T. unterschiedlichen Ergebnisse haben bezüglich der Ausdehnung der plastischen Zone a_{pl} vor der Rißspitze doch weitgehend übereinstimmend folgenden Zusammenhang ergeben [46]:

$$a_{pl} \approx \frac{1}{2\pi} \cdot \left(\frac{K_I}{\sigma_S} \right)^2 \quad (2.12)$$

Mit: a_{pl} = Größe der plastischen Zone (vgl. Bild 2.6)
 K_I = Spannungsintensitätsfaktor
 σ_S = Fließgrenze

Dieser Ansatz wurde von McClintock-Irwin mit Blick auf dreiachsige Spannungszustände weiterentwickelt [47] und wird im Rahmen dieser Arbeit in Kapitel 6 (Finite-Elemente-Rechnungen, vgl. Gleichung 6.2) wieder aufgegriffen.

Die bei der Ausbildung der plastischen Zonen bevorzugten Ebenen der makroskopischen Abgleitung sind nach [48] in Bild 2.7 dargestellt. Die Abgleitvorgänge in Ebenen unter 45° zu den seitlichen Oberflächen, Bild 2.7a, sind charakteristisch für 2achsige Spannungszustände (ESZ) und führen zu den auch optisch sichtbaren Erscheinungen des Einfallens der Oberfläche in Verlängerung von Rissen. Plastische Gelenke, wie in

Bild 2.7b dargestellt, bilden sich unter Wirkung dreiachsiger Spannungszustände an dicken Proben.

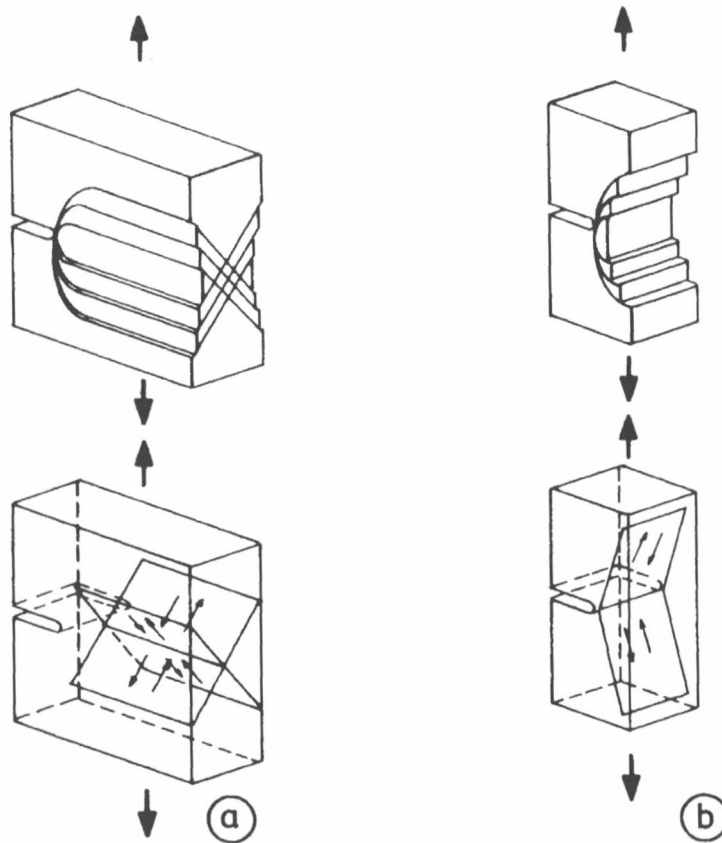


Bild 2.7: Ausbildung der plastischen Zone a_{p1} durch Abgleiten in spannungsmäßig vorgegebenen Ebenen und Richtungen für a) den ebenen Spannungszustand (ESZ) und b) den ebenen Dehnungszustand (EDZ, plastisches Gelenk), (nach [48])

Unter dem Gesichtspunkt der unterschiedlichen Ergebnisse rechnerischer Abschätzungen zur Ausbildung plastischer Fließzonen lieferten experimentelle Untersuchungen, wie sie sich bereits in [49, 50] finden, wichtige die Rechnungen generell bestätigende Anhaltspunkte.

Im Zusammenhang mit den hier angesprochenen Fließvorgängen an Kerb- oder Rispspitzen ist eine Bemerkung zum Niedertemperaturkriechen im Bereich von Spannungskonzentrationen angebracht. Hier ist es nur mit deutlich höherem Aufwand möglich, die Veränderung plastischer Zonen vor Rispspitzen im Falle von Kriechvorgängen zu beschreiben [51, 52]. Dies gilt insbesondere auch für die im Bereich von Rispspitzen oder

scharfen Kerben nach Aufbringung der mechanischen Belastung noch ablaufenden, durch lokales Kriechen verursachten Dehngeschwindigkeiten.

b) Bemerkungen zur Frage der Auswirkungen von Plastifizierungen infolge Fließens bei erstmaligen und wiederholten Be- und Entlastungen auf gekerbte oder rissige Strukturen

Die Sicherstellung der Integrität von Bauteilen aus ferritischen Stählen beruht wesentlich auf Vermeidung von Sprödbbruch und Zähbruch sowie unkontrolliertem Ermüdungsrißwachstum z.B. [53 - 55]. Diese Schadensabläufe nehmen ihren Ausgang i. allg. von konstruktiven Kerben oder Herstellungs- und Betriebsrissen.

Zum besseren Verständnis der an den üblicherweise zähen Konstruktionen an Riß- oder Kerbproben ablaufenden plastischen Verformungsvorgängen sollen folgende vereinfachende Darlegungen dienen:

Wie bereits eingangs erwähnt, ist die Spannungsverteilung in Bauteilen oder auch an Proben in vielen Fällen örtlich inhomogen, so daß bei mechanischer Belastung die Dehngrenze im allgemeinen nur an den höchst beanspruchten Stellen überschritten wird. Bei Beachtung der Auslegungsvorgaben gängiger Regelwerke halten sich diese Überschreitungen und die damit verbundenen plastischen Verformungen in vertretbaren Grenzen. Das Fließen der Werkstoffe an den genannten hochbeanspruchten Stellen wird durch die benachbarten, elastisch beanspruchten Bereiche insofern aufgefangen, als diese dadurch stärker zum Mittragen herangezogen werden und so eine Stützwirkung auf die überelastisch beanspruchten Zonen ausüben [56]. Die damit einhergehenden Veränderungen der Spannungsverteilungen führen zu einer Erhöhung der Belastbarkeit von Bauteilen über den rein elastischen Zustand hinaus. Mit zunehmender Belastung (bei Überschreitung der Regelwerksvorgaben und damit auch der zulässigen Primärspannung) können die plastischen Verformungen, ausgehend von höher beanspruchten Stellen, weitere Gebiete erfassen, bis schließlich auch der vollplastische Zustand erreicht werden kann.

Mit Blick auf den aufgezeigten Hintergrund sollen auf Basis von [56] anhand des Modellfalles einer auf Zug beanspruchten gekerbten Flachprobe die bei einfacher und wiederholt aufgebrachtener statischer Be- und Entlastung ablaufenden drei wichtigen Fälle des Belastungs- und Verformungsverhaltens an der höchstbeanspruchten Stelle (Fälle 1, 2 und 3) betrachtet werden. Den nachfolgenden Beschreibungen der Belastungs- und korrespondierenden Verformungsvorgänge liegen einige einschränkende Voraussetzungen zugrunde. So wird angenommen, daß sich der Werkstoff ideal-plastisch verhält, keine

Wechselverfestigung oder -entfestigung auftritt und der Spannungszustand an der höchstbeanspruchten Stelle (Kerbgrund) einachsrig ist. Auch wenn diese Voraussetzungen unter realen Gegebenheiten nur eingeschränkt gegeben sind, bleiben die wesentlichen Grundaussagen der nachfolgend aufgezeigten drei Belastungs- und Verformungsfälle (Fälle 1 bis 3) praktisch uneingeschränkt.

Fall 1:

Hier wird der Fall einmaliger elastischer Belastung ($P = P_F$) mit elastischer Entlastung einer gekerbten Zugprobe betrachtet, Tabelle 2.2. Die Linie 0-1-2 kennzeichnet als Vergleichsbasis für die weiteren Betrachtungen das Dehnungsverhalten für den ungestörten Spannungszustand einer ungekerbten Zugprobe. Es existiert über dem Probenquerschnitt eine konstante Spannung gemäß $\sigma_n = P / F$. Die Linie 0-1-2 ist auch in Tabelle 2.3 (Fall 2) und Tabelle 2.4 (Fall 3) als Vergleichsbasis mit eingezeichnet.

Im Falle der gekerbten Zugprobe stellen sich die Belastungs- und Spannungsverläufe entsprechend der Linie 0-A dar. Die Linie 0-A gibt die Verhältnisse für die Stelle höchster Beanspruchung ($\sigma_{\max} = \alpha_k \cdot \sigma_n$) im Kerbgrund der betrachteten gekerbten Zugprobe wieder. Solange die Spannung σ_{\max} im Kerbgrund die Streckgrenze σ_F nicht überschreitet, treten keine bleibenden Formänderungen im Kerbgrund auf. Die Belastung (durchgezogene Linie) wird in diesem Bereich linear-elastisch aufgenommen und die korrespondierende Spannung (gestrichelte Linie) verhält sich in gleicher Weise. Bei Entlastung gehen beide Linien entsprechend den Belastungslinien wieder auf ihren Ausgangswert 0 zurück. Auch bei weiteren gleichen Belastungs- und Entlastungsverläufen stellen sich praktisch die gleichen linear-elastischen Belastungs- und Spannungsverläufe ein.

		Elastischer Bereich Elastische Rückverformung	
Belastungs-Dehnungs-Diagramm $P = f(\epsilon)$ ————— Spannungs-Dehnungs-Diagramm $\sigma = f(\epsilon)$ - - - - -			
		P	σ
Verlauf der äußeren Kraftwirkung P und der Spannung σ an der höchstbeanspruchten Stelle bei	erstmaliger Belastung	0-A	0-A
	Entlastung	A-0	A-0
	wiederholter Belastung	0-A-0	0-A-0

Tabelle 2.2: Fall 1: Einmalige Be- und Entlastung im elastischen Bereich ($P_{max} \leq P_F$); schematische Darstellung am Beispiel einer rundgekerbten Flachzugprobe anhand des Belastungs-Dehnungs-Diagrammes $P = f(\epsilon)$ und des Spannungs-Dehnungs-Diagrammes $\sigma = f(\epsilon)$

Fall 2:

Hier wird die Belastung P über die Fließlast P_F hinaus gesteigert ($P_F < P < 2 P_F$), so daß an der höchstbeanspruchten Stelle im Kerbgrund die Fließdehnung ϵ_F überschritten wird, Tabelle 2.3. Ab Punkt A biegt das Belastungs-Dehnungs-Diagramm 0-A-B von

seinem linearen Anstieg bei immer noch zunehmendem Lastanstieg (Stützwirkung) langsam ab. Das Spannungs-Dehnungs-Diagramm 0-A-C nimmt ab Punkt A einen waagerechten Verlauf ein (ideal-plastisches Verhalten).

Bei der Entlastung geht das Belastungs-Dehnungs-Diagramm parallel zum Verlauf während des elastischen Anstiegs bis zur Last $P = 0$ zurück (Linie B-B'). Die sich ergebende bleibende Dehnung ϵ_{bl} entspricht der Strecke 0-B'. Der Rückgang des Spannungs-Dehnungs-Verlaufs (C-C') ergibt sich ebenfalls parallel zum elastischen Teil der Anstiegsgeraden (Linie O-A). Die auch hier sich darstellende bleibende Dehnung ϵ_{bl} entspricht derjenigen aus dem Belastungs-Dehnungs-Verlauf. Demnach ergibt sich nach der Entlastung an der höchstbelasteten Stelle eine Druckeigenspannung in Höhe von $-\sigma_E$. Bei wiederholten gleichen Belastungen wird für die weiteren Betrachtungen für das Belastungs-Dehnungs-Diagramm vom Verlauf B'-B-B' und für das Spannungs-Dehnungs-Diagramm vom Verlauf C'-C-C' ausgegangen.

Bei Belastungen zwischen der einfachen und doppelten Fließlast P_F (Fall 2) ergeben sich bei der ersten Belastung die wesentlichen plastischen Verformungen. Nachfolgende Be- und Entlastungen werden vom Werkstoff weitgehend elastisch aufgenommen. Dieser als „shake-down“ bezeichnete Einspielvorgang ist eine Folge der Spannungsumlagerung, die bei der ersten plastischen Verformung stattgefunden hat. Die bei den o.g. „nachfolgenden“ Belastungen insbesondere an rissigen Proben noch möglichen weiteren begrenzten plastischen Verformungen werden im Rahmen dieser Darlegungen nicht weiter berührt.

Fall 3:

Hier wird bei weiter erhöhter Belastung der elastisch-plastische Bereich mit elastisch-plastischer Rückverformung betrachtet, Tabelle 2.4. Die Belastung wird über den Betrag der doppelten Fließlast $2 P_F$ hinaus gesteigert (Kurve 0-A-B). Bei der anschließenden Entlastung können sowohl Belastung als auch Dehnung nur entsprechend einer Entlastungsspanne von $2 P_F$ bzw. $2 \sigma_F$ linear-elastisch zurückgehen. Da aber die Ausgangsbelastung über der doppelten Fließlast $2 P_F$ lag, tritt im Zuge der Restentlastung (D', B') zwingend Rückverformung ein.

		Elastisch-plastischer Bereich Elastische Rückverformung	
Belastungs-Dehnungs-Diagramm $P = f(\epsilon)$ ————— Spannungs-Dehnungs-Diagramm $\sigma = f(\epsilon)$ - - - - -			
		P	σ
Verlauf der äußeren Kraftwirkung P und der Spannung σ an der höchstbeanspruchten Stelle bei	erstmaliger Belastung	0-A-B	0-A-C
	Entlastung	B-B'	C-C'
	wiederholter Belastung	B'-B-B'	C'C-C'

Tabelle 2.3: Fall 2: Einmalige Be- und -Entlastung im teilplastischen Bereich ($1 P_F \leq P_{max} \leq 2 P_F$); schematisch dargestellt am Beispiel einer rundgekerbten Flachzugprobe anhand des Belastungs-Dehnungs-Diagrammes $P = f(\epsilon)$ und des Spannungs-Dehnungs-Diagrammes $\sigma = f(\epsilon)$

Im Spannungs-Dehnungs-Diagramm zeigt sich bei erstmaliger Belastung der erwartete Verlauf 0-A-E-C. Die von dort durchgeführte Entlastung äußert sich in einem linearen Rückgang der Spannung σ von C bis zur Druckfließgrenze ($-\sigma_F$) bei C', und die plastische Rückverformung läuft ab längs der in diesem Bereich konstanten Druckfließgrenze

von C' nach E', während die äußere Last auf 0 absinkt (D' - B'). Das Niveau der Druckeigenstressungen hat sich bis zum Wert der Druckflußgrenze erhöht (E'-Punkt).

Dieser Belastungs-/Dehnungsablauf im Bereich der Kerbe wiederholt sich bei nachfolgenden gleichartigen Be- und Entlastungen solange keine Veränderungen von Werkstoffeigenschaften im Bereich der stattgefundenen Plastifizierungen eintreten. Hierzu können zählen Verfestigung oder Entfestigung des Werkstoffes durch plastische Wechselverformung oder durch Alterungsvorgänge (auch schon in einmalig mechanisch belasteten Rißspitzen- oder Kerbbereichen) z.B. infolge Nachausscheidungen. Solche Veränderungen des Wechselverformungsverhaltens im Bereich von teilplastifizierten Kerben oder Rißspitzen sind allerdings praxisgerechten Messungen nur sehr begrenzt zugänglich.

Für den im Rahmen dieser Arbeit zu betrachtenden Fall der mit einem Schwingriß versehenen Kompaktzug (CT)-Probe kann davon ausgegangen werden, daß die „Formzahl“ α_k deutlich über 2 liegt, so daß die im Kerbgrund wirkende Maximalspannung von Hause aus um deutlich mehr als das Doppelte über der Dehngrenze liegt. Dies bedeutet, daß bei wiederholten Be- und Entlastungsvorgängen an solchen Rißspitzen mit schädigenden plastischen Wechselverformungen im Mikrobereich zu rechnen ist, die - obwohl meßtechnisch häufig nicht nachweisbar - bei entsprechender Anzahl von Belastungszyklen zu Beginn von Ermüdungsrißwachstum und in Verbindung mit korrosivem Medium zu Korrosionsrißwachstum führen können.

		Elastisch-plastischer Bereich Elastisch-plastische Rückverformung	
Belastungs-Dehnungs-Diagramm $P = f(\epsilon)$ ————— Spannungs-Dehnungs-Diagramm $\sigma = f(\epsilon)$ - - - - -			
		P	σ
Verlauf der äußeren Kraftwirkung P und der Spannung σ an der höchstbeanspruchten Stelle bei	erstmaliger Belastung	0-A-B	0-A-E-C
	Entlastung	B-D'-B'	C-C'-E'
	wiederholter Belastung	B'-D-B-D'-B'	E'-E-C-C'-E'

Tabelle 2.4: Fall 3: Einmalige Be- und Entlastung im teilplastischen Bereich ($P > 2 P_F$); schematische Darstellung am Beispiel einer rundgekerbten Flachzugprobe anhand des Belastungs-Dehnungs-Diagrammes $P = f(\epsilon)$ und des Spannungs-Dehnungs-Diagrammes $\sigma = f(\epsilon)$

c) Ausbildung und Größe plastischer Zonen infolge Kriechens

In Bild 2.8 ist der Risßspitzenbereich einer belasteten CT-Probe dargestellt. In der oberen Bildhälfte ist eine rechnerisch ermittelte Erstreckung der Kriechzone für den ebenen Dehnungszustand (EDZ) im Probeninneren dargestellt, während sich in der unteren

Bildhälfte die rechnerisch ermittelte Kriechzone für den ebenen Spannungszustand (ESZ) an der Probenoberfläche findet [57, 58].

Die Ausprägung der hier gezeigten Kriechzonen zeigen nicht unerwartet eine prinzipielle Ähnlichkeit mit Fließzonen bei Temperaturen unterhalb der Kristallerholungstemperatur, so z.B. gemäß Bild 2.6 oder entsprechend in [49, 50].

Dementsprechend sind bei Überlagerung von Fließ- und Kriechvorgängen keine signifikant anderen Ausprägungen der von plastischen Verformungen befallenen Zonen zu erwarten.

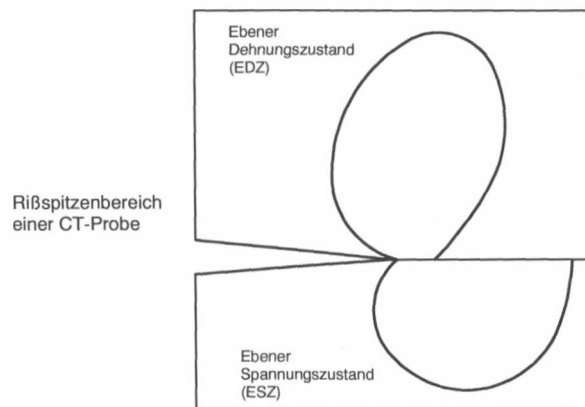


Bild 2.8: Prinzipielle Darstellung der Erstreckung der Kriechzonen für den ebenen Dehnungszustand (EDZ) und den ebenen Spannungszustand (ESZ) nach [57, 58])

2.1.3 Zum Stand der Untersuchungen über das Niedertemperaturkriechverhalten von ferritischen Stählen

2.1.3.1 Niedertemperaturkriechen an ungekerbten Zugproben in Luft

Aus einer Durchsicht der nationalen und internationalen Literatur wird ersichtlich, daß das Verhalten von ferritischen Stählen unter zeitlich konstanter Belastung im Temperaturbereich unterhalb von ca. 400°C, d.h. im Bereich des Niedertemperaturkriechens, nur in begrenztem Umfang untersucht wurde. Im folgenden sind eine Reihe wichtiger Aspekte zum Kenntnisstand über niedriglegierte ferritische Stähle dargelegt.

Über das Kriechverhalten von Stahl unter zeitlich konstanter Belastung bei Raumtemperatur in Luft wurde bereits 1911 berichtet [59]. Diese Versuche oberhalb der Streckgrenze zeigten, daß die Kriechgeschwindigkeit auch nach 25 Stunden nicht auf Null

zurückgegangen war. Weitere Untersuchungen bei Raumtemperatur - zumeist oberhalb der Streckgrenze - in den Jahren 1941 und 1943 [60, 61] bestätigten, daß Kriechvorgänge über lange Zeiten bei ruhenden Belastungen, wie sie bis dahin an Stahl nur bei Temperaturen oberhalb 300°C bekannt waren, auch bei Raumtemperatur auftreten können. Erst diese Untersuchungen widerlegten die bis dahin allgemein bestehende Auffassung, daß die im üblichen Zugversuch ermittelten Festigkeitswerte uneingeschränkt vollständige Aussagen zum Verformungsverhalten von Stählen unter langzeitiger ruhender Belastung bei Raumtemperatur liefern.

Unbeschadet dieses Faktums ist es gängige und sachlich begründete Praxis, Niedertemperaturkriechphänomene im Rahmen gängiger Festigkeitsberechnungen im Bereich unterhalb der Rekristallisationstemperatur nicht zu berücksichtigen.

Die Niedertemperaturkriechphänomene sollten aber z.B. bei Überlegungen zur Frage korrosionsgestützter Ribbildungen und zu deren Vermeidung im Betrieb von Anlagen der Energietechnik sehr wohl beachtet werden, z.B. [62].

Die Untersuchungsergebnisse aus [60, 61] wurden in [63] erneut aufgegriffen und unter dem eben genannten Gesichtspunkt der Korrosion das Kriechverhalten unter konstanter Belastung unterhalb der Streckgrenze an niedrig- und mittelfesten, unlegierten Stählen bei Raumtemperatur untersucht. Sinngemäß ähnliche Untersuchungen zum Relaxationsverhalten von Stahldrähten bei Raumtemperatur wurden in [64] vorgestellt. Als Ergebnis dieser mehr grundlegenden Untersuchungen wurde festgehalten, daß das Kriechverhalten eines Werkstoffes in besonderem Maß von dessen Mikrostruktur und damit von der Wärmebehandlung und der dabei eingestellten Korngröße abhängt. Ergebnisse zur Abhängigkeit der Kriechgeschwindigkeit von der Art und Konzentration der Legierungselemente werden in [63, 65] beschrieben.

Die in der Literatur aufgefundenen Untersuchungen zum Niedertemperaturkriechen im Temperaturbereich $< 400^{\circ}\text{C}$ sind in der Regel konventionelle Zeitstandversuche, die an ungekerbten Rund- oder Flachzugproben durchgeführt wurden. Den Schwerpunkt der Untersuchungen bilden hierbei die niedriglegierten ferritischen Stähle, wie sie z.B. in [32, 63, 65 - 67] geprüft wurden.

Der Primärbereich des Niedertemperaturkriechens wird mit der bereits erläuterten Gleichung 2.4 (Exponent $c = 1$) beschrieben, die sich auch in zahlreichen Arbeiten wiederfindet [28, 29, 32, 33, 63, 67, 68]:

$$\varepsilon(t) = \alpha^* \cdot \lg\left(1 + \frac{t}{t^*}\right) \quad (2.13)$$

Mit: $\varepsilon(t)$ = Dehnung der Probe
 t = Versuchsdauer, Zeit
 α^* , t^* = Werkstoff- und temperaturabhängige Konstanten

Das prinzipielle Werkstoffverhalten konnte aufgrund dieser Arbeiten relativ gut beschrieben werden. Bereits frühzeitig wurde erkannt, daß sich bei unlegiertem und niedriglegiertem Kesselbaustahl je nach Betriebsdauer und Temperatur Kriechdehnungen einstellen, so daß bei Bauteilen mit hohen Anforderungen an die Formbeständigkeit in jedem Falle Zeitdehngrenzen zur Verfügung stehen sollten [66].

Vor dem Hintergrund der aus der Literaturdurchsicht abgeleiteten Situation wurde klar, daß eine Übertragung der an ungekerbten Zugproben gewonnenen grundsätzlichen Erkenntnisse auf komplexere auch angerissene Bauteilgeometrien oder Proben nicht ohne weiteres möglich ist. Dies ließ erkennen, daß Versuche zum Niedertemperaturkriechen nötig sind. Hierzu bieten sich insofern Bruchmechanikproben an, als die in Kraftwerken beobachteten Korrosionsrißbildungen fast ausnahmslos von scharfen Kerben oder von Herstellungsrissen ihren Ausgang nahmen und die entsprechenden Korrosionsversuche ebenfalls an Bruchmechanikproben durchgeführt wurden.

Hierauf wird im folgenden näher eingegangen.

2.1.3.2 Niedertemperaturkriechen an gekerbten Proben in Luft

Untersuchungen zum Niedertemperaturkriechen gekerbter Proben liegen nur vereinzelt vor. Derartige Untersuchungen wurden schon vor längerem in Luft bei Raumtemperatur an den ferritischen Werkstoffen 22 NiMoCr 3 7 und 15 MnNi 6 3 durchgeführt, z.B. [69, 70]. Im Rahmen dieser Arbeiten sind Versuche längerer Dauer unter konstanter Last und auch „Kurzzeitversuche“ unter zügiger Lastaufgabe durchgeführt worden. Es stellte sich heraus, daß die im Kurzzeitversuch unter zügig aufgebrachter Last ermittelten Rißinitiierungskennwerte (z.B. K_{Ic} und K_{II}) keine vollständige zeitunabhängigen Werkstoffkennwerte darstellen. Dies werteten die Verfasser in der Art, daß die Bedeutung unter zeitlich konstanter Belastung gewonnener Rißinitiierungskennwerte zur Beurteilung des Langzeitverhaltens von rissigen Bauteilen neu überdacht werden sollte. Diese Sicht ist ähnlich der Bewertung von Ergebnissen anderweitiger bruchmechanischer Untersuchungen in Luft bei Raumtemperatur an den Werkstoffen 20 MnMoNi 5 5 und 15 MnNi 6 3 [71]. Auch dort wurde festgestellt, daß Rißeinleitungskennwerte aus weggesteuerten Kurzzeitversuchen zu einer Überschätzung des Rißwiderstandsverhaltens von angerissenen Bauteilen im Falle längerfristiger statischer Belastungen führen

können. Dies ist insofern verständlich, als die weggesteuerten Versuche den häufig anzutreffenden betrieblichen Belastungsfall unter zeitlich konstanter Belastung nur partiell widerspiegeln.

In einer weiteren Arbeit wurde der Werkstoff 15 NiCuMoNb 5 5 (WB 36) in Luft im Temperaturbereich von Raumtemperatur bis 400°C unter zunehmender Last untersucht [72]. Im Einklang mit weiteren Arbeiten [73, 74] wird über eine merkliche Abnahme des J-Integrals (bis 30%) in Abhängigkeit von Kriecheinflüssen im Temperaturbereich von Raumtemperatur bis 300°C berichtet. Logarithmisches Kriechen und stabiles Rißwachstum unter zeitlich konstanter Belastung wurden an diesem Werkstoff ebenfalls beobachtet. Darüber hinaus wird angemerkt, daß die Berechnung eines Kriechbruchmechanikparameters (hier C_t genannt) zwar an Bruchmechanikproben prinzipiell möglich sei und bei Temperaturen oberhalb von 300°C auch eine gute Korrelation mit der Kriechrißwachstumsgeschwindigkeit gegeben ist, aber der Nutzen aufgrund der mit großen Streuungen behafteten Vorhersagen für das Bauteilverhalten begrenzt ist.

Im Rahmen von [4] sind vergleichbare Untersuchungen begrenzten Umfangs zum Niedertemperaturkriechen an einer CT 50-Probe aus dem Werkstoff 17 MnMoV 6 4 in Luft bei einer Temperatur von 240°C durchgeführt worden. Die bei Lastniveaus von 69 und 81 MPa \sqrt{m} durchgeführten Messungen ließen mit der verfügbaren Einrichtung Kriechvorgänge über einen Zeitraum von 17 bzw. 40 Stunden im Anschluß an die Lastaufgabe erkennen, die dem Niedertemperaturkriechen zuzuordnen sind.

In [12] wurden mit Blick auf die Frage des Niedertemperaturkriechens am Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 Konstantlastversuche langer Dauer in Luft bei 240°C durchgeführt. Der Schwerpunkt lag auf der Abschätzung der Abklingzeiten der Kriechvorgänge und der sich einstellenden Probenaufweitungen. Diese Meßgrößen wurden als Basis für eine Bewertung des Dehnungsverhaltens an Rißspitzen und somit auch für das mechanische Bruchverhalten der gegen Korrosion schützenden Magnetitschicht und letztlich für das Korrosionsrißwachstum als wesentlich erachtet.

Als Konsequenz aus diesen Vorversuchen wurde für die vorliegende Arbeit abgeleitet, daß weitere experimentelle Untersuchungen und Überlegungen zur Abschätzung von Dehnungen und Dehngeschwindigkeiten an Rißspitzen durchgeführt werden müssen.

2.1.4 Zu möglichen Auswirkungen des Niedertemperaturkriechens in ferritischen Bauteilen unter Zutritt von sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser

Finden sich bereits zu Niedertemperaturkriechvorgängen in Luft nur wenige aussagekräftige Untersuchungen, so verschlechtert sich die Situation bei Untersuchungen, die sich mit dem Zusammenhang von Niedertemperaturkriechen und korrosionsgestütztem Rißwachstum in sauerstoffhaltigen Hochtemperaturwässern beschäftigen. Dies ist insofern verständlich, als sich für die Beschreibung des Werkstoffverhaltens in sauerstoffhaltigen Hochtemperaturwässern weitere Besonderheiten ergeben. So kann es aufgrund von Kriechvorgängen zum Einreißen der sich im sauerstoffhaltigen Hochtemperaturwasser bildenden, vor Korrosion schützenden Magnetitschicht kommen. Dies tritt fast ausnahmslos an Kerben oder schon vorhandenen Rissen auf. Hierdurch kann es zu korrosionsgestütztem Rißwachstum kommen. Nach [14, 68, 75 - 78] werden unter konstanter mechanischer Belastung infolge korrosionsgestützten Rißwachstums im Rißspitzenbereich kontinuierlich neue Versetzungsquellen aktiviert. Vor diesem Hintergrund wird bei diesen Arbeiten im weiteren davon ausgegangen, daß die Dehngeschwindigkeit an der Rißspitze nach abgeschlossener Aufgabe z.B. einer betrieblichen Belastung oder einer Belastung auf Proben mit Rissen nicht mit der Zeit abnimmt, wie in Gleichung 2.4 beschrieben. Vielmehr wird, ähnlich wie im sekundären Kriechbereich, ein dynamisches Gleichgewicht postuliert zwischen der Aktivierung und dem Verlust von Versetzungsquellen. Demnach wird die Dehngeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{ct}$ an der Spitze einer Rißbildung generell als zeitlich konstant angenommen.

Im weiteren wird die Höhe der effektiven Rißspitzendehngeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{ct}$ als von der gemittelten Rißwachstumsgeschwindigkeit $\overline{da/dt}$ und vom Abstand zwischen Rißspitze und der Versetzungsquelle (x^*) abhängig angesehen. Ein vorgeschlagener, analytischer Ansatz nach [78 - 80] lautet:

$$\dot{\epsilon}_{ct} = A \cdot \dot{\epsilon}_{cr.} + B \cdot \left(\frac{\overline{da/dt}}{x^*} \right) \quad (2.14)$$

- Mit: $\dot{\epsilon}_{ct}$ = Effektive Rißspitzendehngeschwindigkeit (in Verbindung mit Korrosion)
 A, B = Konstanten
 $\dot{\epsilon}_{cr.}$ = Rißspitzendehngeschwindigkeit infolge von Kriechvorgängen
 $\overline{da/dt}$ = Mittlere korrosionsgestützte Rißwachstumsgeschwindigkeit
 x^* = Abstand der Rißspitze zur Versetzungsquelle

Eine Quantifizierung der Gleichung 2.14 mit Hilfe mathematisch geschlossener oder theoretisch abgeleiteter Beziehungen ist bislang nicht bekannt geworden, weil wohl eine

Reihe von Parametern aufgrund von fehlenden experimentellen Vergleichsdaten allenfalls abgeschätzt werden kann. Basierend auf solchen Annahmen ist eine überschlägige Abschätzung von effektiven Dehngeschwindigkeiten an einer Rißspitze $\dot{\epsilon}_{ct}$ am Beispiel einer mit vielen Rissen behafteten ungekerbten Zugprobe, der eine konstante Dehngeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{app.}$ aufgeprägt wurde, formuliert worden [78 - 80]:

$$\dot{\epsilon}_{ct} = 10 \cdot \dot{\epsilon}_{app.} \quad \text{für transkristallinen Rißfortschritt bei Ferriten} \quad (2.15)$$

Auch für den Fall einer zeitlich konstanten Belastung wird eine Abschätzung angegeben, die auf einer empirischen Abschätzung des Einflusses der Probenbelastung (hier durch den Spannungsintensitätsfaktor K_I charakterisiert) auf die Rißspitzendehngeschwindigkeit beruht:

$$\dot{\epsilon}_{ct} = 4,80 \cdot 10^{-13} \cdot K_I^4 \quad \text{für Ferrite} \quad (2.16)$$

Der Spannungsintensitätsfaktor K_I wird in diesem Fall in der Dimension $[Ksi\sqrt{in}]$ eingesetzt, so daß sich bei Verwendung der in Deutschland üblichen Dimension $[MPa\sqrt{m}]$ folgende Gleichung für $\dot{\epsilon}_{ct}$ in $[s^{-1}]$ ergibt [78, 79]:

$$\dot{\epsilon}_{ct} = 3,29 \cdot 10^{-13} \cdot K_I^4 \quad \text{für Ferrite} \quad (2.17)$$

Die Autoren dieser Zusammenhänge weisen allerdings darauf hin, daß diese Abschätzungen zwar unter Umständen eine befriedigende Übereinstimmung zwischen den experimentellen Ergebnissen und der Theorie ergeben, aber nicht aufgrund durchgreifender Kenntnisse über die dynamischen Vorgänge an der Rißspitze, sondern aufgrund empirischer Beobachtungen.

Eine vertiefte und kritische Auseinandersetzung mit der Modellvorstellung nach Ford [78 - 80] wurde schon vor geraumer Zeit in [12] vorgelegt. Hier hatte sich gezeigt, daß anhand von empirischen Beobachtungen viele Einflüsse in eine mathematische Modellierung zwar integriert werden können, ohne daß die grundlegenden Mechanismen damit quantifiziert und so die praktischen Erfahrungen hinlänglich wiedergegeben werden.

Die Bedeutung des Einflusses einer lokalen Zerstörung der Magnetitschutzschicht an der Rißspitze durch Niedertemperaturkriechvorgänge auf die Rißwachstumsgeschwindigkeit da/dt läßt sich aus folgender Tatsache ableiten: Die durch den lokalen Bruch der Magnetitschutzschicht entstandene freie Metalloberfläche ist sehr viel kleiner als der durch die intakte Magnetitschicht geschützte restliche Oberflächenbereich. Aus der Flächenregel der Korrosion resultieren hieraus für die freie Metalloberfläche hohe lokale

Stromdichten, die infolge starker Metallauflösung zu erheblichen Eindringgeschwindigkeiten von Rissen in den Werkstoff führen können.

Dieser Einfluß von sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser auf die Widerstandsfähigkeit gegen Initiierung und Wachstum von Korrosionsrissen an ferritischen Werkstoffen in Verbindung mit Schutzschichtschädigungen ist seit langem bekannt. In [5, 81, 82] finden sich exemplarische Beispiele entsprechender Rißbildungen an den ferritischen Werkstoffen 15 Mo 3, 15 MnNi 6 3, 17 MnMoV 6 4 und 20 MnMoNi 5 5. Die genannten Arbeiten dokumentieren den starken Einfluß der Korrosion unter den jeweils gegebenen Bedingungen.

2.2 Zum korrosionsgestützten Rißwachstum in sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser

2.2.1 Vorbemerkungen

Der Begriff Korrosion wird am zweckmäßigsten definiert als die von der Oberfläche ausgehende unerwünschte Zerstörung eines Werkstoffes durch chemische oder elektrochemische Reaktion mit einem angrenzenden Medium. Bei der Korrosion von Stählen in kraftwerkstypischem Hochtemperaturwasser wird unterschieden zwischen ebenmäßiger Korrosion mit gleichmäßigem Flächenabtrag und lokalen Korrosionsarten. Die lokalen Korrosionsarten können unter ungünstigen Umständen zu relativ schnell wachsender Rißbildung führen.

Die vor dem Hintergrund der mechanischen Belastung zwingend notwendige Unterscheidung in verschiedene Arten korrosionsgestützter Rißbildung wurde bereits in Tabelle 1.1 dargestellt. In der Literatur wird allerdings häufig nicht konsequent unterschieden, ob die wirkenden mechanischen Belastungen zeitlich konstant oder zeitlich veränderlich sind. So wird der „entsprechende“ Ausdruck „Stress Corrosion Cracking“ (SCC) (vgl. Tabelle 1.1) im internationalen (englischen) Schrifttum häufig für die Benennung von Rissen benutzt, welche unter der Wirkung von zeitlich konstanten und auch veränderlichen mechanischen Spannungen (Stress) und Korrosionseinwirkung (Corrosion) entstehen und wachsen. Dieses „Stress Corrosion Cracking“ erweist sich demnach immer wieder als unscharfer Sammelbegriff für korrosionsgestützte Rißbildungen, entstanden unter in ihrem zeitlichen Abstand unterschiedlichen mechanischen Beanspruchungen. Dieser Umstand dürfte auch einer der Gründe sein für die sich aus Bild 1.2 ergebenden extremen Streuungen der Rißwachstumsgeschwindigkeiten, ermittelt in Autoklavenversuchen.

Das korrosionsgestützte Rißwachstum an niedriglegierten ferritischen Feinkornbaustählen in sauerstoffhaltigen Hochtemperaturwässern ist die Folge eines komplexen Zusammenwirkens einer großen Anzahl von verschiedenen Einflüssen, Bild 1.1. Die Zusammenhänge sind bislang noch nicht vollständig geklärt.

Bei einem der wichtigen, bisher nicht konsequent verfolgten Gesichtspunkt handelt es sich um die im vorigen schon angesprochene Frage nach dem Einfluß von Kriechvorgängen an Rißspitzen und dem damit zusammenhängenden Fragenkomplex, ob und wann ein initiiertes Rißwachstum unter konstanter und mechanischer Belastung dauerhaft weiterwächst oder zu einem Stillstand kommt.

2.2.2 Modellvorstellungen zum korrosionsgestützten Rißwachstum

Zur Beschreibung von korrosionsgestütztem Rißwachstum wurde eine Reihe von z.T. kontrovers diskutierten Modellvorstellungen entwickelt. Im folgenden wird eine kurze Übersicht über einige wichtige nachfolgend zusammenstellte Modellvorstellungen gegeben, vgl. auch [12]:

a. Film-Rupture-Mechanismus

- Niedertemperaturkriech-Mechanismus
- Slip-Dissolution-Mechanismus
- Stress-Assisted-Intergranular-Corrosion-Mechanismus

b. Tunnel-Mechanismus

c. Active-Path-Corrosion-Mechanismus

d. Environmentally-Assisted Cleavage

- Film-Induced-Cleavage-Mechanismus
- Adsorption-Induced-Fracture-Mechanismus
- Wasserstoffversprödungs-Mechanismus

Erschwerend für die praktische Nutzung zur Lösung von technischen Fragestellungen ist neben der nicht geringen Anzahl verfügbarer Modellvorstellungen auch der Umstand, daß sich einzelne Mechanismen überlagern können. Welcher Mechanismus im Einzelfall das Systemverhalten dominiert, kann im allgemeinen nicht von vornherein beantwortet werden, so daß neben eher theoretischen Betrachtungen insbesondere experimentelle Untersuchungen nötig sind.

Im folgenden werden die oben aufgeführten Modellvorstellungen und die zugrunde liegenden Mechanismen kurz dargestellt:

a. Film-Rupture-Mechanismus

Der Film-Rupture-Mechanismus [83, 84] ist einer der wichtigsten Modellvorstellungen zur Beschreibung korrosionsgestützten Rißwachstums. Er findet seine Anwendung sowohl für ferritische als auch austenitische Stähle.

Grundvoraussetzung für diesen Schädigungsmechanismus ist das Vorhandensein einer schützenden Oxidschicht. Der Mechanismus geht wesentlich auf Überlegungen zurück, wonach die in Hochtemperaturwässern sich auf Stahlkomponenten bildende und vor Korrosion schützende Magnetitschicht lokal zerstört werden muß, um einen korrosionsgestützten Rißfortschritt auslösen zu können [84]. Die Zerstörung der Magnetitschicht wurde dabei zunächst auf Anrißbildungen im Metall unmittelbar unter der Oxidschicht zurückgeführt. Später wurde erkannt [85], daß nicht der Stahlwerkstoff anreißen muß, sondern begrenzte plastische Verformungen im Stahl ausreichen. Diese Verformungen übertragen sich auf die spröde Schutzschicht, was frühzeitig zu einer Überschreitung der Bruchdehnung der Magnetitschicht führt [62], so daß korrosionsgestütztes Rißwachstum bei Eintritt von Fließ- oder Kriechvorgängen weit unterhalb der Zugfestigkeit duktiler Werkstoffe erklärbar wurde.

Nachfolgend einige Erläuterungen zu den drei dem Film-Rupture-Mechanismus zuzuordnenden Detailvorstellungen:

– Niedertemperaturkriech-Mechanismus:

Finden die erwähnten Kriechvorgänge in einem Temperaturbereich unterhalb des 0,3fachen der Schmelztemperatur T_S des Werkstoffes statt, liegt Niedertemperaturkriechen vor (vgl. Kapitel 2.1). Die grundlegenden Vorstellungen zu diesem Prozeßablauf finden sich in [77, 79, 86]. Die Prozesse der Schutzschichtzerstörung können sowohl fortwährend als auch schrittweise in größeren zeitlichen Abständen erfolgen.

Die lokale Zerstörung der Oxidschicht erfolgt durch eine mechanische Belastung infolge Fließens und Niedertemperaturkriechens. Ist die Metalloberfläche freigelegt und somit ungeschützt, kann anodische Metallauflösung stattfinden, die zu einer Initiierung und nachfolgend korrosionsgestütztem Rißwachstum führt. In Abhängigkeit von der Höhe der mechanischen Belastung bzw. Intensität der Fließ- und auch der Kriechvorgänge an der Rißspitze und der Korrosivität des umgebenden sauerstoffhaltigen Hochtemperaturwassers kann es zu einer erneuten Oxidschichtbildung (Re-

passivierung) kommen, die dazu führt, daß der Korrosionsangriff nur begrenzte Zeit andauert. Im anderen Fall setzt sich das korrosionsgestützte Rißwachstum fort.

– Slip-Dissolution-Mechanismus:

Dieser Mechanismus geht davon aus, daß Gleitstufen infolge von Versetzungsbewegungen an die Stahloberfläche austreten und so den mechanischen Bruch der Magnetschicht verursachen können. Weite Verbreitung hat diese Modellvorstellung vor allem in den USA gefunden [77, 87].

– Stress-Assisted-Intergranular-Corrosion:

Untersuchungen ergaben, daß das Wachstum von Oxidschichten bevorzugt an Gefügeinhomogenitäten stattfindet und diese Stellen bereits bei geringen mechanischen Belastungen aufbrechen können. Solche Gefügeinhomogenitäten stellen z.B. auch Korngrenzen dar und bilden eine bevorzugte Stelle für einen Korrosionsangriff. Dieser Mechanismus hat daher unter dem Namen Stress-Assisted-Intergranular-Corrosion Eingang in die Literatur gefunden [77, 88].

Der Vollständigkeit halber seien einige weitere Schädigungsmechanismen hier deshalb nur skizziert, da sie für die Frage der Rißbildungen in ferritischen Komponenten von Siedewasserreaktoren im Verhältnis zum Film-Rupture-Mechanismus nur vergleichsweise geringe Bedeutung haben:

b. Tunnel-Mechanismus

Beim Tunnelmechanismus ist im Gegensatz zum Film-Rupture-Mechanismus der Korrosionsangriff noch lokaler ausgeprägt. Während beim Film-Rupture-Mechanismus die Schutzschichtverletzung durch austretende Gleitstufen über größere Werkstoffbereiche hinweg stattfindet, bilden sich beim Tunnelmechanismus durch lokalen Austritt von Versetzungen bevorzugt Korrosionsgrübchen. Wachsen diese Grübchen in den Werkstoff hinein, bilden sich Tunnel, die dem Mechanismus seinen Namen gegeben haben [89, 90]. Bricht das zwischen den Tunnelröhren verbleibende Ligament, so entsteht ein makroskopischer korrosionsgestützter Rißfortschritt.

c. Active-Path-Corrosion-Mechanismus

Dieser Mechanismus war Basis eines der ersten Modelle zur qualitativen Beschreibung von interkristallinem korrosionsgestütztem Rißwachstum und stützt sich bei der Beschreibung des korrosionsgestützten Rißwachstums auf die chemische Aktivität der Korngrenzen. Bedingt durch die Atomanordnung sind die Korngrenzen elektrochemisch

unedler als das angrenzende Korn und unterliegen somit einer stärkeren Metallauflösung. Dieses korrosionsgestützte Rißwachstum tritt also entlang eines vorgezeichneten, elektrochemisch aktiven Weges (active path) auf und weist als Schädigungsbild einen interkristallinen Rißfortschritt auf [91, 87].

d. Environmentally-Assisted Cleavage

Dieser Korrosionsmechanismus gliedert sich in drei Untergruppen:

- Der Film-Induced-Cleavage-Mechanismus ist eine Kombination aus dem Film-Rupture-Mechanismus und einem Sprödbbruchmechanismus. Die Risse im Metall zeigen demzufolge einen ausschließlich transkristallinen Rißfortschritt [92].
- Das besondere Kennzeichen des Adsorption-Induced-Fracture-Mechanismus ist die Art der Modellierung des Rißfortschrittes. Bei den bisher beschriebenen Modellvorstellungen beruht der Rißfortschritt auf einer anodischen Auflösung des metallischen Werkstoffes. Beim Adsorption-Induced-Fracture-Mechanismus hingegen wird angenommen, daß durch an der Werkstoffoberfläche adsorbierte Fremdelemente die Bindungsenergie zwischen den Metallatomen herabgesetzt wird [83, 92, 93] und so korrosionsgestützter Rißfortschritt entsteht.
- Der Wasserstoffversprödungs-Mechanismus stellt ein Schädigungsmodell für spröde Rißbildungen dar. Die Schädigung wird dabei durch in das Metallgitter eindiffundierten Wasserstoff ausgelöst. Die Wasserstoffatome können innerhalb des Metallgitters an Unstetigkeitsstellen zu molekularem Wasserstoff rekombinieren, der einen örtlichen Hohlraum (Pore) bildet und somit zu einer lokalen Werkstofftrennung führt. Eine andere Variante geht davon aus, daß die Wasserstoffatome im Kristallgitter zu Fehlstellen mit maximaler freier Energie wandern. Durch die Einlagerung der Wasserstoffatome werden die Versetzungsbewegungen behindert, so daß die Verformungsfähigkeit des Metallgitters abnimmt [87, 92].

2.2.3 Zum Kenntnisstand über die Neigung zur Korrosionsrißbildung von ferritischen Stählen in sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser

a. Zur Ausgangssituation

Die ferritischen Stähle 20 MnMoNi 5 5 und 15 MnNi 6 3, die Gegenstand dieser Arbeit sind, sind gemäß der gültigen Regeln für den Bau druckführender Komponenten und Systeme von Kernkraftwerksanlagen einzusetzen. In diesen Anlagen können diese

Komponenten je nach Betriebszustand oder Kraftwerkstyp auch mit sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser in Berührung kommen. Dies gilt auch für eine Reihe wichtiger ferritischer Behälter und Rohrleitungen von Kernkraftwerken mit Siedewasserreaktor. Frühzeitig in solchen Systemen aufgetretene Rißbildungen wurden mit Blick auf die systembedingten Sauerstoffgehalte schon bald als Korrosionsrisse erkannt (z.B. [1] bis [5]).

Neben intensiven Nachuntersuchungen dieser Rißbildungen wurden mit der Einführung der Bruchmechanik und deren Nutzung bei Sicherheitsbetrachtungen für rissige druckführende Komponenten auch Korrosionsversuche an Bruchmechanikproben in Hochdruckautoklaven durchgeführt. Hierbei werden die Proben infolge sauerstoffhaltigen Hochtemperaturwassers korrosiv und durch über der Zeit konstante Belastung zusätzlich mechanisch beansprucht, Bild 2.9. Der Schwerpunkt dieser Versuche lag auf dem Einfluß sauerstoffhaltiger Hochtemperaturwässer auf das Korrosionsrißwachstum. Die hierbei an Bruchmechanikproben unter konstanter Last international ermittelten Rißwachstumsgeschwindigkeiten zeigten, wie eingangs schon erläutert, extreme Streuungen, Bild 1.2. Daher wurde mehrfach der Versuch unternommen, die experimentellen Ergebnisse zur Wachstumsgeschwindigkeit korrosionsgestützter Risse konsequent im Hinblick auf die beeinflussenden Parameter zu bewerten. Zunächst ging es hierbei im Schwerpunkt um die Reduzierung der nicht akzeptablen Streuungen und um die Frage des Einflusses der Höhe der mechanischen Belastung, wie sie an den Bruchmechanikproben durch den an der Rißspitze wirkenden Spannungsintensitätsfaktor K_I [MPa \sqrt{m}] zum Ausdruck kommt. Trotz dieser Bemühungen gelang es nicht, die mit bis zu 4 Zehnerpotenzen (vgl. Bild 1.2) beträchtlichen Streuungen aufzuklären und ein allgemein akzeptiertes Verständnis herbeizuführen.

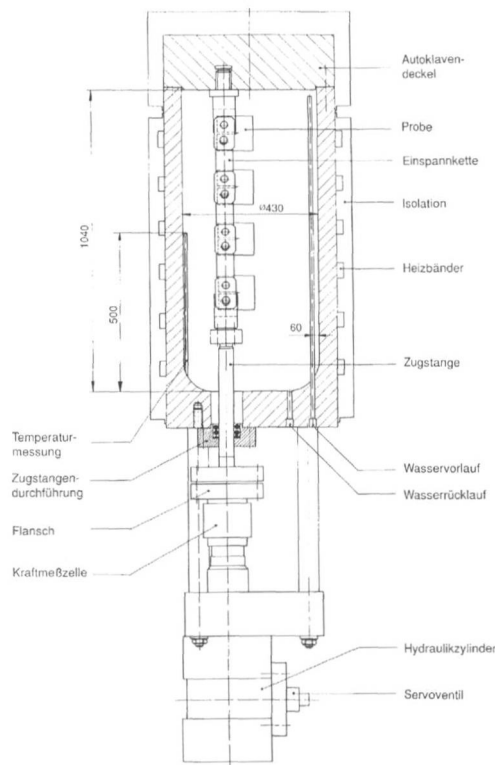


Bild 2.9: Schnittdarstellung eines Autoklaven mit CT 50-Probenkette zur Durchführung von Untersuchungen unter konstanter und wechselnder mechanischer Belastung unter simulierten realistischen Kraftwerksbedingungen

b. Weitere Versuche

Da die im Raum stehenden hohen Rißwachstumsgeschwindigkeiten gemäß Bild 1.2 die Frage des sicheren Anlagenbetriebs immer wieder in Diskussion brachten, wurden weitere über [4, 8, 10] hinausgehende umfangreiche Untersuchungen durchgeführt [7, 11].

Die Einzelergebnisse und die Einhüllende der in diesem Vorhaben ermittelten Rißwachstumsgeschwindigkeiten zeigen gemäß Bild 2.10 wie bereits erwähnt für den technisch wichtigen Bereich bis zu K_I -Werten von $\leq 60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ im Vergleich zu [14, 15] um nahezu 4 Zehnerpotenzen niedrigere Rißwachstumsgeschwindigkeiten, Bild 1.2.

Im einzelnen stellt sich die Situation anhand von Bild 1.2 wie folgt dar:

Das Bild zeigt eine in Anlehnung an Ford [14] wiedergegebene Zusammenstellung internationaler Daten zur Rißwachstumsgeschwindigkeit ferritischer Stähle in sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser (0,2 und 8 ppm O_2 , 288°C) in Abhängigkeit von der Spannungsintensität. Miteingetragen sind zwei von Ford vorwiegend auf theoretischer

Basis entwickelte Beziehungen zur Abhängigkeit der Rißwachstumsgeschwindigkeit vom bruchmechanischen K_I -Wert für übliche (Low-Sulphur-Line) und verschärfte (High-Sulphur-Line) Korrosionsbedingungen [14, 94]. Eingezeichnet ist weiterhin die obere Einhüllende eines in [15] angegebenen Streubandes für Wachstumsgeschwindigkeiten von Korrosionsrissen an niedriglegierten ferritischen Rohrleitungs- und Behälterstählen eines anderen Experimentators.

Im weiteren sind zu Bild 2.10 folgende Bemerkungen wichtig:

Im Bereich 1 mit K_I - Werten $\leq 60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ist festzustellen, daß keine signifikante Abhängigkeit der hier ermittelten sehr niedrigen korrosionsgestützten Rißwachstumsgeschwindigkeiten vom Spannungsintensitätsfaktor K_I , dem Sauerstoffgehalt des Mediums oder dem Schwefelgehalt des Werkstoffes erkennbar ist.

Im Bereich 2 mit K_I - Werten zwischen 60 und $75 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, steigen die mittleren korrosionsgestützten Rißwachstumsgeschwindigkeiten deutlich an. Die Risse wachsen während der gesamten Versuchszeit (hier max. 1000 h), wobei die Rißwachstumsgeschwindigkeiten während der Versuchszeit allerdings kontinuierlich abnehmen. Es ist anzumerken, daß die Anwendungsgrenze der linear-elastischen Bruchmechanik gemäß ASTM E 399-90 [19] für die in Bild 2.10 betrachteten Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 und 22 NiMoCr 3 7 im Bereich von $64 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ liegt. Dieser Wert fällt praktisch mit der Grenze des Anstiegs von niedrigen zu hohen Rißwachstumsgeschwindigkeiten zusammen.

Im Bereich 3 mit K_I - Werten $\geq 75 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ steigt die korrosionsgestützte Rißwachstumsgeschwindigkeit auf sehr hohe Werte an. In diesem Bereich ergibt sich auch eine gute Übereinstimmung der Versuchsdaten mit den international verfügbaren Ergebnissen und den begleitenden Rechnungen zum Rißwachstum, vgl. Bild 1.2.

Die in Bild 2.10 im Bereich 3 eingezeichneten horizontalen Balken bei den einzelnen Versuchsergebnissen kennzeichnen mit ihren linken Begrenzungspunkten den jeweiligen K_I -Wert zu Versuchsbeginn und mit den rechten Begrenzungspunkten den jeweiligen K_I -Wert am Ende des Versuches. Die Zunahme des K_I -wertes während des Versuches begründet sich mit dem einsetzenden Korrosionsrißwachstum. Wurde der Versuch vorzeitig beendet, so ist die erreichte Stundenzahl in Klammern vermerkt. Ist die Probe während des Versuches gebrochen, so wurde auch dies unter Angabe der erreichten Stundenzahl in Klammern vermerkt.

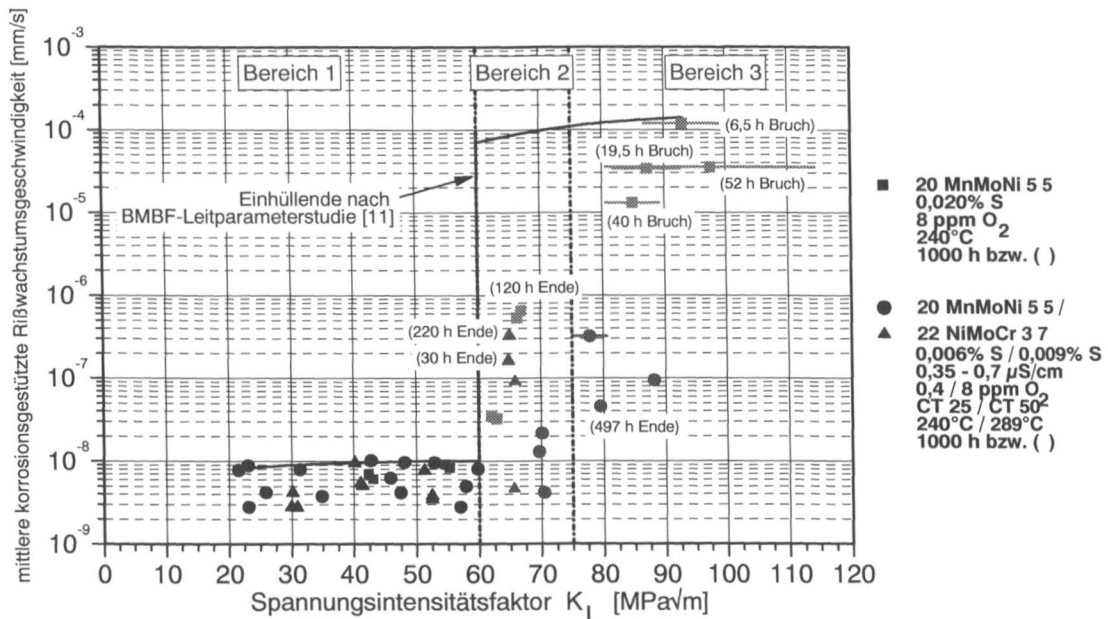


Bild 2.10: Darstellung der mittleren korrosionsgestützten Rißwachstumsgeschwindigkeiten in sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser in Abhängigkeit von der Spannungsintensität K_I für die Werkstoffe 20 MnMoNi 55 und 22 NiMoCr 3 7 unter konstanter äußerer mechanischer Belastung an CT-Proben (Versuchszeiten bis $K_I \leq 60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 1000 h oder soweit kürzer auf 1000 h normiert) [7, 11]

c. Vergleich der Ergebnisse anderweitiger Untersuchungen mit den Ergebnissen gemäß

Bild 2.10

Vorab sollte erneut darauf hingewiesen werden, daß die drei Haupteinflussfaktoren Werkstoff, Medium und mechanische Beanspruchung auf das Korrosionsrißwachstum sich in weitere Einzeleinflußgrößen untergliedern lassen. Zwei dieser dem Faktor mechanische Beanspruchung zuzuordnenden Einzeleinflußgrößen sind Fließ- und Kriechvorgänge, wie sie bei der Belastung und zeitlich begrenzt im Dauerbetrieb von Anlagen oder von Proben bei Belastung und unter konstanter mechanischer Belastung auftreten können. Die Frage der Bedeutung dieser Plastifizierungen mit Blick auf korrosionsgestützte Rißbildung ist durch die Arbeiten gemäß [7, 11] erneut ins Gespräch gekommen und so Gegenstand dieser Arbeit.

Wie bekannt ist, wird davon ausgegangen, daß solche Fließ- und Kriechvorgänge z.B. an Rißspitzen, herstellungstechnischen Ungängen und konstruktiven Kerben lokal Dehnungen hervorrufen, welche die gegen Korrosion schützende, chemisch stabile, aber

spröde Schutzschicht lokal zerstören können. Dieser Sachverhalt war prinzipiell schon lange bekannt, wie schon entsprechende Arbeiten aus den 60iger Jahren zeigen [95 - 98]. Vom Ausmaß und vom zeitlichen Ablauf dieser elastisch-plastischen Verformungsvorgänge (anfängliches Fließen und anschließendes Kriechen) im Bereich der Rißspitze hängt es ab, ob durch Repassivierung eine erneute, dauerhafte Schutzschichtbildung möglich ist und Rißstillstand eintritt oder ob und unter welchen Bedingungen es zu einer ständig wiederholten Schutzschichtzerstörung kommt mit der Folge von mehr oder weniger kontinuierlichem, korrosionsgestütztem Rißwachstum bis hin zum Bruch von Proben.

Die weiteren eingangs schon genannten Untersuchungen beziehen sich auf Konstantlastversuche an CT 25- und CT 50-Proben aus ferritischen Stählen. Diese Proben wurden unter Siedewasserbedingungen bei 240-290°C unter abgestufter mechanischer Belastung bei K_I -Werten von 25 bis 75 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ durchgeführt. Das an diesen Proben festgestellte, während der Versuchszeit eingetretene gemittelte Rißwachstum wurde - soweit nicht ohnehin 1000 h-Versuche vorlagen - einheitlich auf 1000 h Versuchszeit normiert und jeweils mit der Einhüllenden der Ergebnisse von [7] (vgl. Bild 2.10) verglichen. Die Normierung auf 1000 h Versuchsdauer erfolgte derart, daß die aus Versuchen mit Versuchszeiten < 1000 h ermittelten Rißwachstumsgeschwindigkeiten um den Quotienten aus tatsächlicher Versuchszeit und der Normversuchszeit (1000 h) korrigiert wurden.

Im folgenden wird eine Reihe dieser Untersuchungen zusammenfassend dargestellt:

Untersucht wurde schon frühzeitig der Werkstoff 17 MnMoV 6 4 (WB 35, Werkstoff-Nr. 1.8817), Bild 2.11 [5, 6]. Dieser ferritisch-perlitische Rohrleitungswerkstoff war von Interesse, weil er in Rohrleitungen deutscher Siedewasserreaktoren in erheblichem Umfang eingesetzt worden war. An diesen Rohrleitungen wurde eine Reihe von DRK-Rißbildungen aufgefunden, die praktisch ausschließlich als Umfangsrisse von Rundschweißnähten ihren Ausgang nahmen. Die dominierende Ursache dieser Risse lag praktisch ausschließlich in schweißtechnischen Verarbeitungsmängeln (z.B. Kantenversatz, Wurzeldurchhang, Kerben) [2, 99 - 103].

Die für den Werkstoff 17 MnMoV 6 4 ermittelten Rißwachstumsgeschwindigkeiten, Bild 2.11, ordnen sich bei konservativ aber anlagennaher Leitfähigkeit des Autoklavenwassers der Einhüllenden gemäß Bild 2.10 ein. Geringfügig höhere Rißwachstumsgeschwindigkeiten ergaben sich bei einer auf $1,0 \mu\text{S}/\text{cm}$ erhöhten Leitfähigkeit.

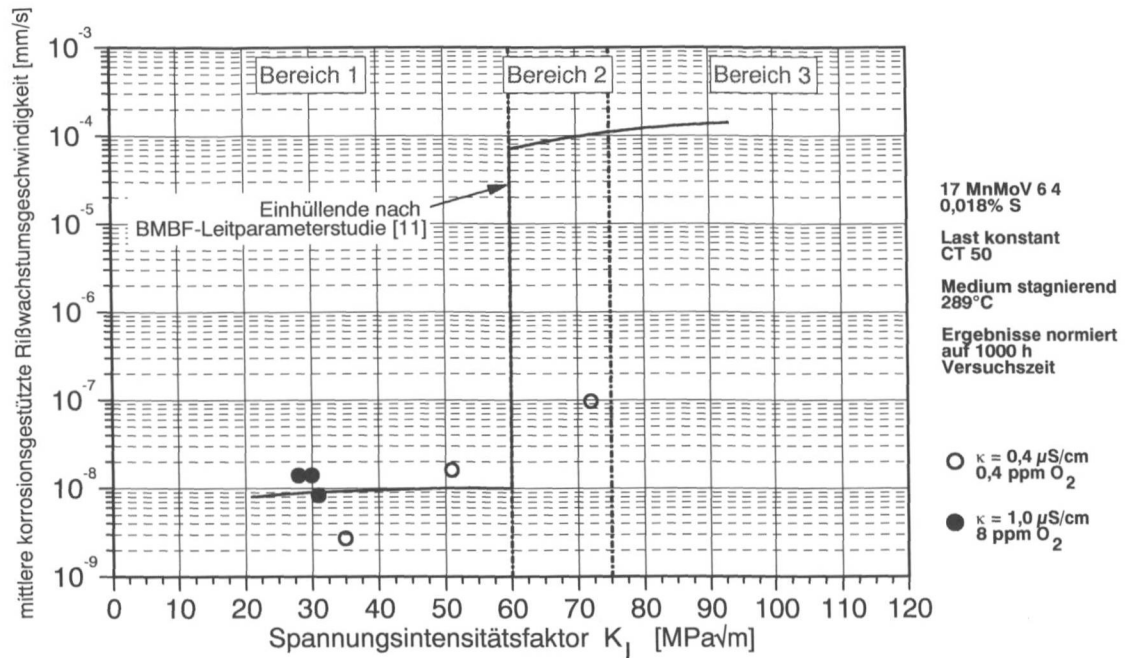


Bild 2.11: Darstellung der mittleren korrosionsgestützten Rißwachstumsgeschwindigkeiten in sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser in Abhängigkeit von der Spannungsintensität K_I für den Werkstoff 17 MnMoV 64 unter konstanter äußerer mechanischer Belastung an CT 50-Proben [4 - 6]

Bei den vorgenannten Rißbildungen am Werkstoff 17 MnMoV 64 und an vergleichbaren Werkstoffen konnte - wie bereits erwähnt - die dehnungsinduzierte Rißkorrosion als Schadensursache nachgewiesen werden, z.B. [98 - 100]. Übergreifende Auflistungen solcher Schadensfälle, die auf dehnungsinduzierte Rißkorrosion zurückzuführen sind, finden sich in [104] für konventionelle Kraftwerke und in [105] für Kernkraftwerke.

Auch einige der zahlreichen aus den USA bekannt gewordenen Versuchsergebnisse von Autoklavenversuchen [106], deren Parameter zwar nicht vollständig bekannt sind, aber nach den Kriterien gemäß [13 und 106] als gültig erachtet werden konnten, ordnen sich - bis auf eine mehrfach belastete keilvorgespannte Probe - ebenfalls in das Streuband nach [11] ein, Bild 2.12.

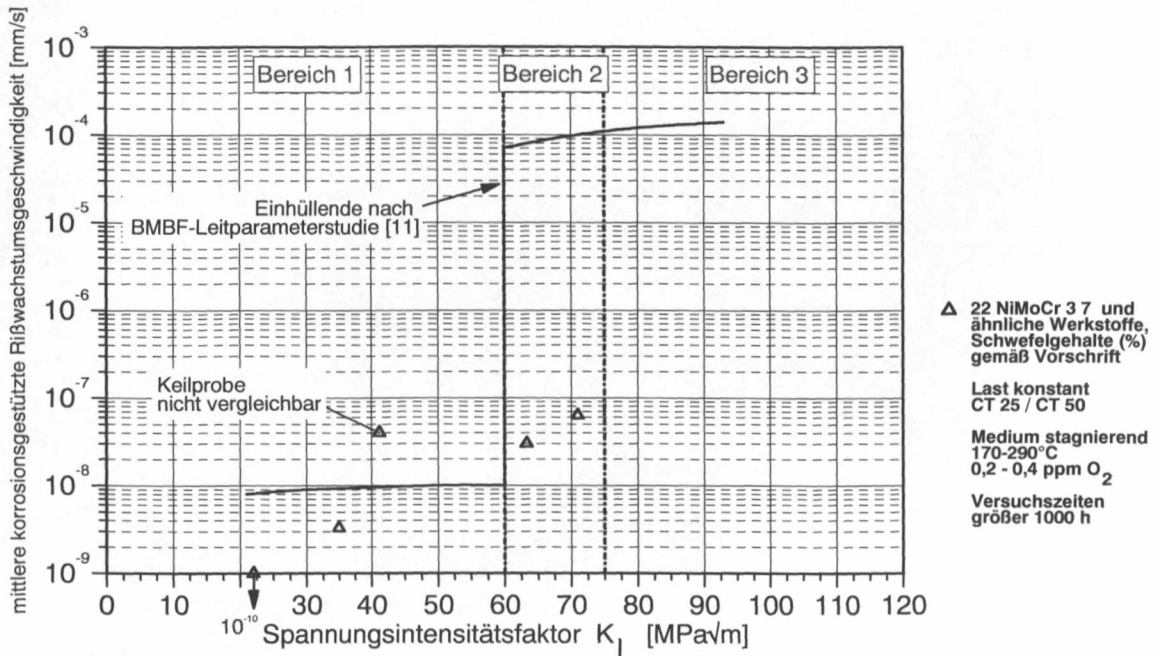


Bild 2.12: Darstellung übertragbarer USA-Werte für mittlere korrosionsgestützte Rißwachstumsgeschwindigkeiten in sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser in Abhängigkeit von der Spannungsintensität K_I für den Werkstoff 22NiMoCr37 und von der Festigkeit her vergleichbare andere unter konstanter äußerer mechanischer Belastung [106]

In einem externen Laboratorium wurde unter definierten Versuchsbedingungen der Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 untersucht [107]. Auch diese Ergebnisse zur mittleren Rißwachstumsgeschwindigkeit (gekennzeichnet mit *) liegen unterhalb der oberen Einhüllenden gemäß Bild 2.10 bzw. [7, 11], Bild 2.13.

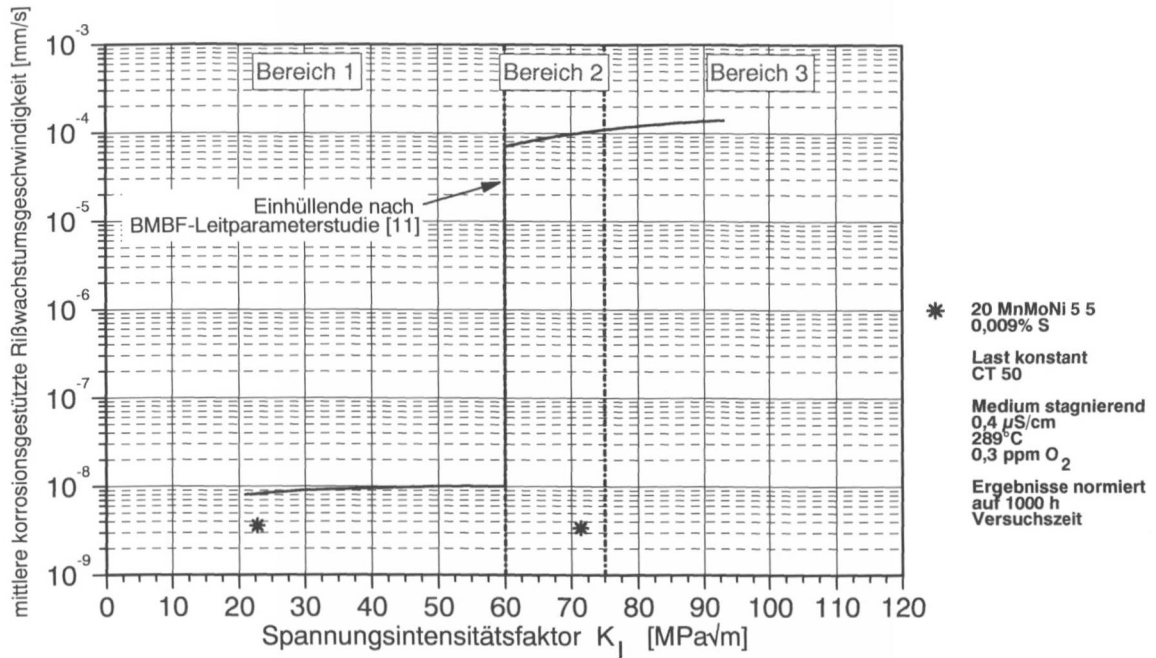


Bild 2.13: Darstellung der mittleren korrosionsgestützten Rißwachstumsgeschwindigkeiten in sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser in Abhängigkeit von der Spannungsintensität K_I für den Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 (0,009% S) unter konstanter äußerer mechanischer Belastung an CT 50-Proben [107]

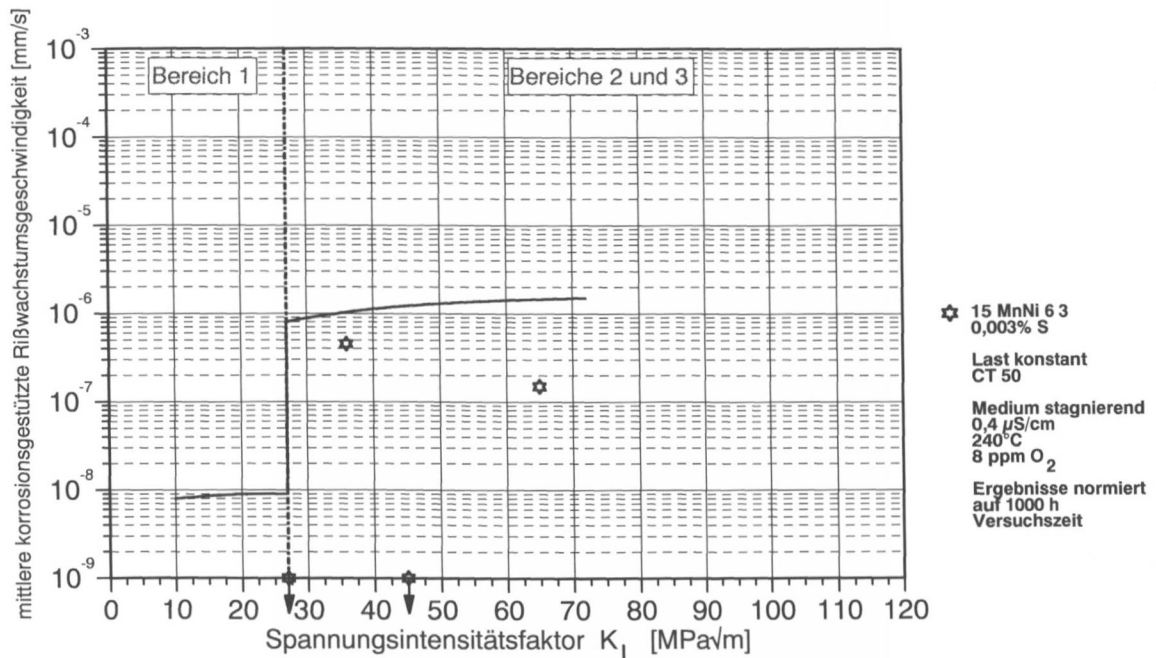


Bild 2.14: Darstellung der mittleren korrosionsgestützten Rißwachstumsgeschwindigkeiten in sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser in Abhängigkeit von der Spannungsintensität K_I für den Werkstoff 15 MnNi 6 3 (Schwefelgehalt 0,003 %) unter konstanter äußerer mechanischer Belastung an CT 50-Proben [9] (bei den Werten mit nach unten gerichteten Pfeilen handelt es sich um Proben mit Null-Rißwachstum)

Entsprechende Untersuchungen (gekennzeichnet mit *) am niedrigerfesten ferritischen Werkstoff 15 MnNi 6 3 [9] erfolgten in Hochtemperaturwasser (240°C, 8 ppm O₂) unter konstanter äußerer mechanischer Belastung im Bereich von $K_I = 28$ bis $65 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, Bild 2.14. Die Ergebnisse lassen bei vorsichtiger Bewertung den Übergang von niedrigen Rißwachstumsgeschwindigkeiten zwischen Bereich 1 und 2 bzw. zu deutlich höheren Rißwachstumsgeschwindigkeiten bei etwa $K_I = 28 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ erwarten. Dieser Übergangswert liegt deutlich unter dem Schwellenwert der signifikant höherfesten Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 und 22 NiMoCr 3 7 von $60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, vgl. auch Bild 1.2 oder 2.10 und [11]. Dieses Ergebnis ist insofern nicht unerwartet, als der niedrigste Werkstoff 15 MnNi 6 3 bei sonst vergleichbaren Umständen bei gleichen K_I -Werten erheblich ausgeprägteres Fließen und wohl auch Kriechen zeigen dürfte als z.B. der höherfeste Werkstoff 20 MnMoNi 5 5. Demnach ist für den Werkstoff 15 MnNi 6 3 wohl auch erst bei deutlich unter $60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ liegenden K_I -Werten mit dem Übergang von hohen zu niedrigen Rißwachstumsgeschwindigkeiten zu rechnen.

Auch für diese Beobachtung wird sich anhand der Ergebnisse der im Rahmen dieser Arbeit durchzuführenden Niedertemperaturkriechversuche ein konsistentes Verständnis entwickeln lassen.

Abschließend ist zu Teil c des Abschnitts 2.2.3 festzustellen, daß die in diesem Abschnitt geschilderten im Rahmen einer Reihe anderweitiger Versuchsprogramme unter für Siedewasserreaktorbedingungen realistischen aber konservativen Bedingungen erhaltenen Ergebnisse zur Wachstumsgeschwindigkeit von Korrosionsrissen sich ausnahmslos der Einhüllenden der sog. „Leitparameterstudie“ [11] zuordnen.

d. Bewertung von Korrosionsversuchen unterschiedlicher Versuchszeit

Wie bereits dargelegt wurde, wird bei sicherheitsgerichteten Betrachtungen z.B. für Reaktordruckbehälter (RDB) ein halbelliptischer, ein Viertel (T/4) der Wanddicke (T) durchdringender in Längsrichtung orientierter Auslegungsriß postuliert [6]. Diese Rißkonfiguration führt unter Normalbetriebsbedingungen der Reaktordruckbehälter von Siedewasserreaktoren zu einem Spannungsintensitätsfaktor K_I von $52 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Vor diesem Hintergrund wurden in sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser an Bruchmechanikproben unter einer Konstantlast entsprechend $52 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ Korrosionsversuche durchgeführt [7, 11]. Diese Versuche erfolgten bei sonst gleichen Bedingungen aber bei zeitlich abgestuften Versuchsdauern zwischen 0,1 und 1000 h. Trägt man die ermittelten Rißwachstumsgeschwindigkeiten in Abhängigkeit von der Versuchsdauer in

doppeltlogarithmischer Darstellung auf, so ergibt sich ein linearer Zusammenhang, Bild 2.15.

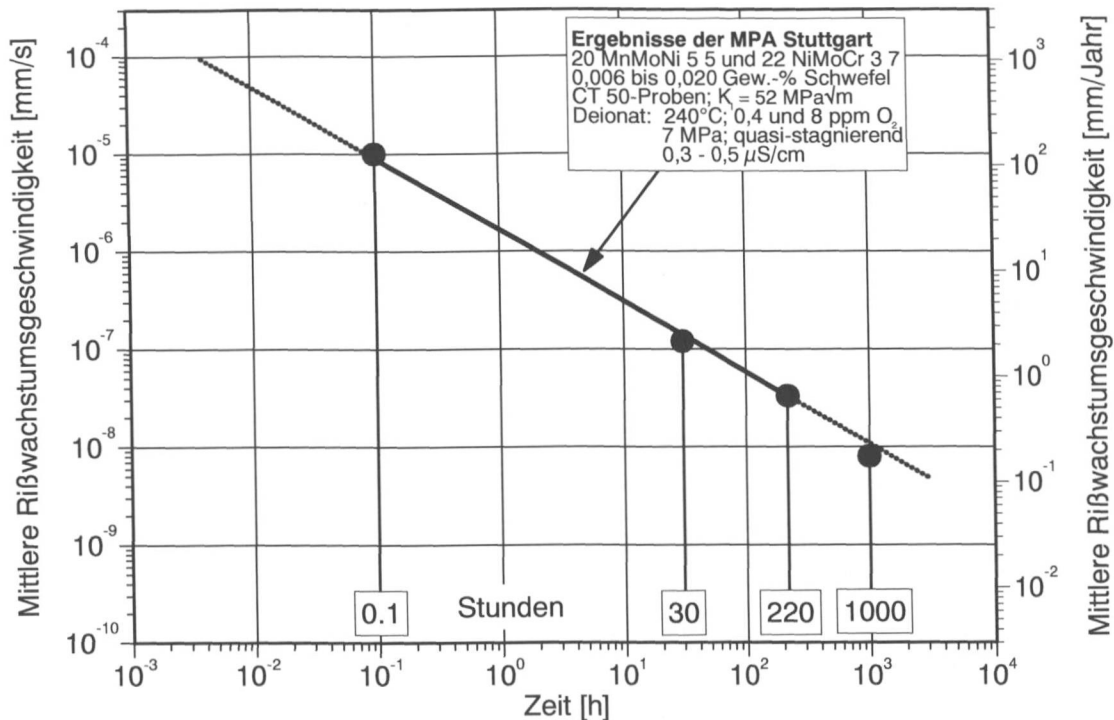


Bild 2.15: Doppeltlogarithmische Darstellung der mittleren Rißwachstumsgeschwindigkeit über der Versuchszeit [11]

Die in Bild 2.15 eingetragenen mittleren Rißwachstumsgeschwindigkeiten ergeben sich als Quotient aus dem gemittelten korrosionsgestützten Rißwachstum und der jeweiligen Versuchszeit. Weiter ist zu berücksichtigen, daß die in diesen Proben im Rasterelektronenmikroskop ermittelten Korrosionsfortschritte ab Versuchszeiten > 30 h sich aus technischer Sicht praktisch zu null ergeben. Vor diesem Hintergrund bietet sich als einleuchtende Erklärung für die Abnahme der Rißwachstumsgeschwindigkeit über der Versuchszeit gemäß Bild 2.15 an, daß der an den Proben unter Konstantlast sich einstellende Korrosionsrißfortschritt über der Zeit rasch abklingt und somit auch unter konservativen aber noch anlagennahen Bedingungen gemäß [7] die Rißwachstumsgeschwindigkeit nach Lastaufgabe innerhalb einiger zehn Stunden praktisch auf null absinkt.

2.3 Abschließende Bemerkungen

Der in Kapitel 2 dargelegte Sachstand liegt, abgesehen von einigen Nebenaspekten, dem Vorgehen im Rahmen dieser Arbeit zugrunde. Wie bereits in den Vorbemerkungen zu Kapitel 2.2 erläutert, wird der deutsche Begriff „Spannungsrißkorrosion“ im internationalen (englischen) Schrifttum durch den Terminus „Stress Corrosion Cracking“ (SCC)

häufig summativ für die Benennung von Rissen benutzt, welche unter der Wirkung von mechanischer Spannung (Stress) und Korrosionseinwirkung (Corrosion) entstehen und wachsen. Dieses „Stress Corrosion Cracking“ erweist sich daher als unscharfer Sammelbegriff für unterschiedliche korrosionsgestützte Rißbildungen. So wird z.B. immer wieder nicht unterschieden, ob die wirkenden mechanischen Belastungen zeitlich konstant oder veränderlich sind. Die vor dem Hintergrund der unterschiedlichen zeitlichen Abläufe mechanischer Belastungen zwingend notwendige Unterscheidung in verschiedene Arten korrosionsgestützter Rißbildung wurde bereits eingangs dargestellt, Tabelle 1.1. Den offensichtlichen Unterschied zwischen den beiden Korrosionsmechanismen Dehnungsinduzierte Rißkorrosion (mechanische Zerstörung der Magnetitschutzschicht) und Spannungsrißkorrosion (chemische Zerstörung der Magnetitschutzschicht) verdeutlicht Bild 2.16. Hier soll gezeigt werden, daß bei ordnungsgemäßer Qualität von Hochtemperaturwässern - annähernd entsprechend den Vorgaben für Speisewasser und Reaktorwasser von Siedewasserreaktoren gemäß [17.1] - wie sie heute in Laboratorien realisierbar sind, nicht mit Auftreten von SpRK gerechnet werden muß. Dies gilt naturgemäß für Kraftwerke umso mehr, als deren Hochtemperaturwässer die Qualität der Hochtemperaturwässer diejenigen von Autoklavenanlagen insgesamt noch übertreffen.

Die in [17.1] genannten ionalen Reinheiten und Sauerstoffgehalte von Reaktorspeisewasser und Reaktorwasser in Siedewasserreaktoren - die Gegenstand dieser Arbeit sind - werden für den Dauerbetrieb wie folgt begrenzt:

Für das Reaktorspeisewasser liegt der Normalbetriebswert der Leitfähigkeit bei $\kappa \leq 0,06 \mu\text{S}/\text{cm}$. Der Normalbetriebswert für den Sauerstoffgehalt des Reaktorspeisewassers wurde mit 20 - 200 ppb festgelegt, wie er wegen der korrosionsinhibierenden Wirkung der sich bildenden Magnetitschutzschicht in hochreinem und salzfreiem Wasser als erwünscht kommentiert wird.

Die ionale Reinheit des Reaktorwassers wird im Vergleich zum Reaktorspeisewasser für den Dauerbetrieb mit einem höheren Niveau von $\leq 0,15 \mu\text{S}/\text{cm}$ begrenzt. Für den Sauerstoffgehalt des Reaktorwassers wird kein Normalbetrieb angegeben. Die tatsächlichen Betriebswerte für Sauerstoff liegen üblicherweise über dem des Reaktorspeisewassers. Dieser Zuwachs an Sauerstoff im Reaktorwasser wird durch die im Reaktorbetrieb stattfindende Radiolyse des Wassers hervorgerufen. Im Rahmen dieser Arbeit werden die beiden Begriffe Reaktorspeisewasser und Reaktorwasser unter dem Begriff des sauerstoffhaltigen Hochtemperaturwassers zusammengefaßt.

In den sauerstoffhaltigen Hochtemperaturwässern von Autoklavenanlagen werden die o.g. Leitfähigkeitswerte und Sauerstoffgehalte gemäß [17.1] konservativ abgedeckt. Dies gilt für Sauerstoffgehalte begrenzt über dem Normal-Betriebswert (z.B. Versuche bei 400 ppb), aber auch für deutlich erhöhte Sauerstoffgehalte von z.B. 8000 ppb, wie sie in Rohrleitungen vorkommen können [5].

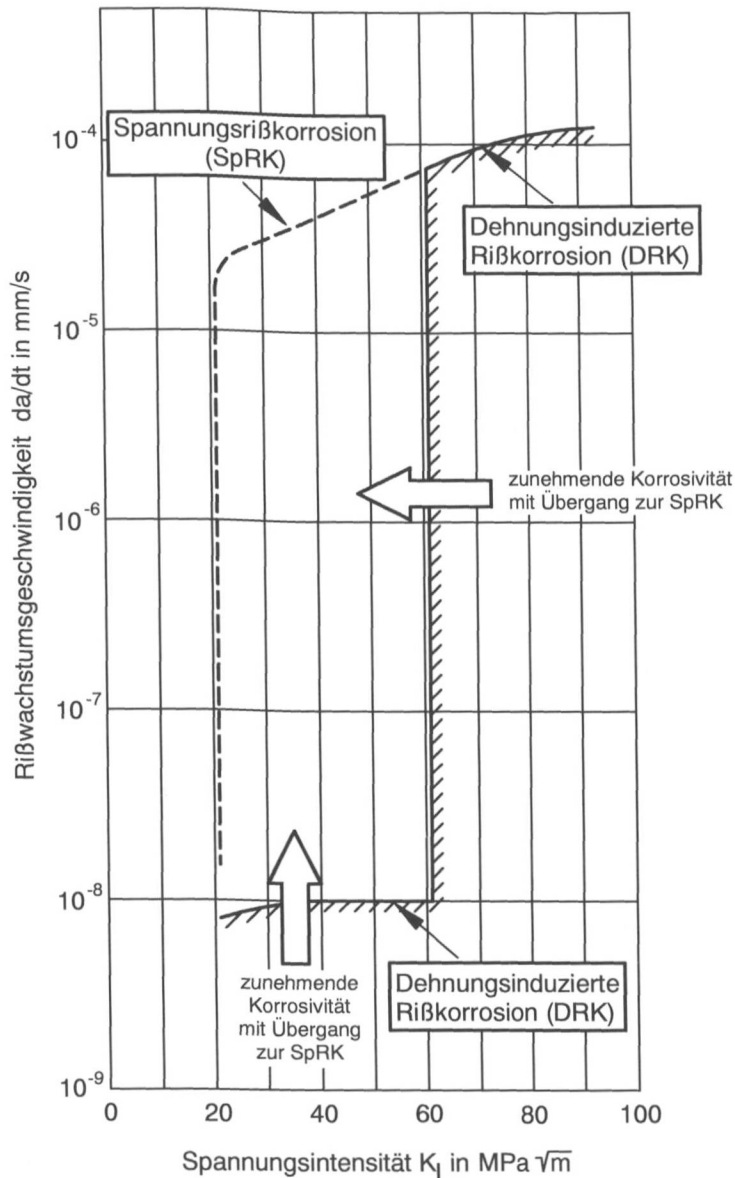


Bild 2.16: Vorstellungen zum Einfluß der Korrosivität auf die Rißwachstumsgeschwindigkeiten da/dt in Abhängigkeit von der Spannungsintensität K_I für die beiden Korrosionsmechanismen dehnungsinduzierte Rißkorrosion (DRK) und Spannungsrisskorrosion (SpRK) für ferritische Rohrleitungs- und Behälterbaustähle mit Dehngrenzen $R_{p0,2}$ bei 240°C im Bereich von 400 N/mm^2 (Basis [11] bzw. Bild 2.10)

Sind schlechtere Leitfähigkeiten κ [$\mu\text{S/cm}$] in sauerstoffhaltigen Hochtemperaturwässern von Autoklaven gegeben, können sich auch signifikant erhöhte Rißwachstumsgeschwindigkeiten einstellen. Dies zeigt **Bild 2.17** durch Vergleich von Rißwachstumsgeschwindigkeiten aus Vorhaben [11] mit $\kappa = 0,35 - 0,7 \mu\text{S/cm}$ mit Vorhaben [10] mit $\kappa = 0,33 - 1,1 \mu\text{S/cm}$.

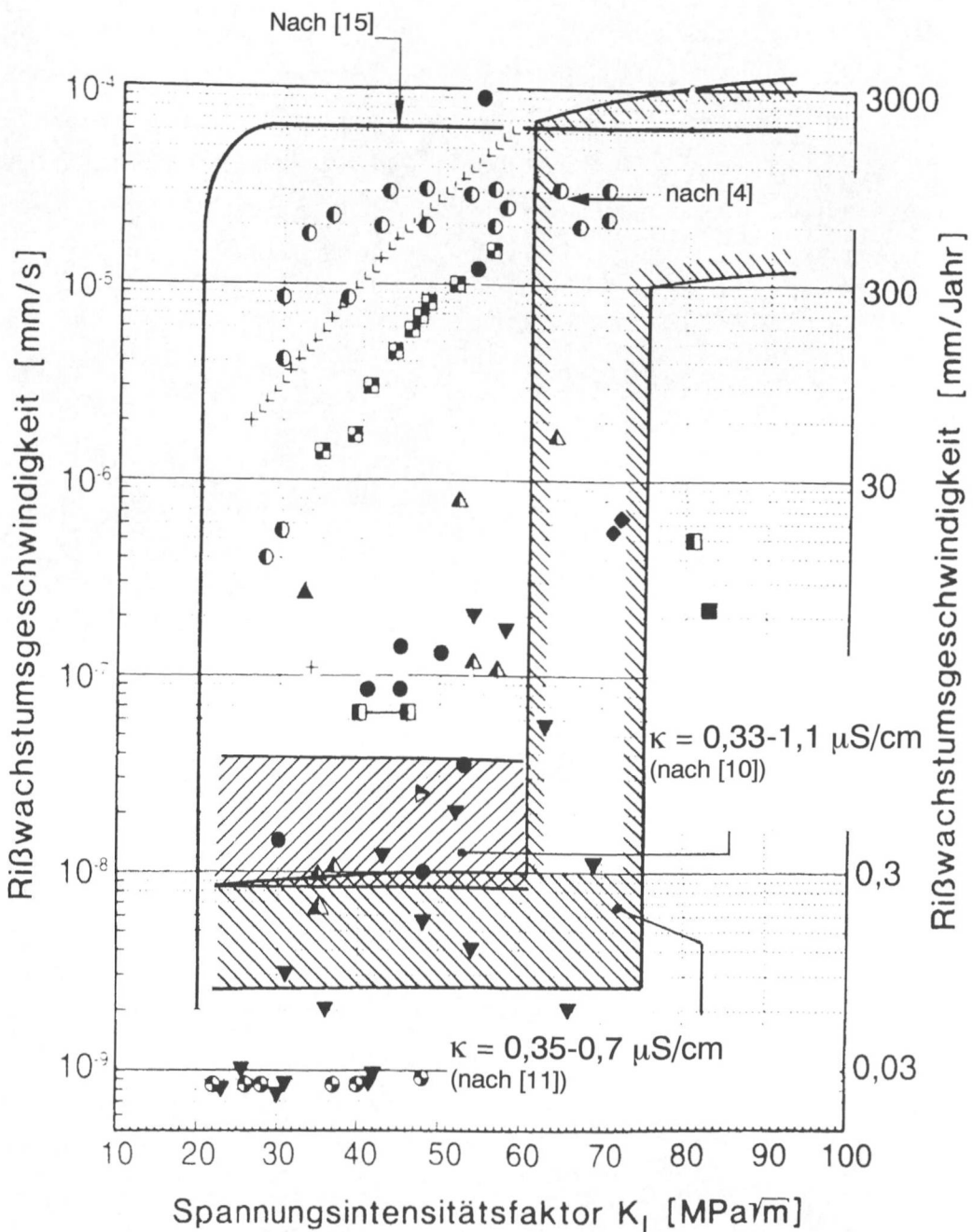


Bild 2.17: Internationale Daten zum korrosionsgestützten Rißwachstum in Anlehnung an Ford [14] für niedriglegierte Stähle in sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser (0,2 und 8 ppm O_2 , 288°C). Miteingetragen sind die obere Einhüllende des in [15] angegebenen Streubandes sowie die sich aus Untersuchungen der MPA Stuttgart [7 - 12] ergebenden Begrenzungslinien bzw. oberen Einhüllenden

Bei noch deutlich höheren Leitfähigkeiten können sich auch noch weiter erhöhte Rißwachstumsgeschwindigkeiten ergeben, Bild 2.17. Diese Situation demonstriert vom Grundsatz her den durch verschlechterte Qualität von Hochtemperaturwasser gesteuerten Übergang von Dehnungsinduzierter Rißkorrosion zur Spannungsrißkorrosion. Dies zeigen prinzipiell auch die im Modell nach Ford [14] dargelegten Besonderheiten. Hier-nach kann es in Kraftwerkskomponenten zu stark erhöhten Rißwachstumsgeschwindigkeiten kommen, wenn deutlich erhöhte Leitfähigkeiten vorliegen (vgl. High-Sulphur-Line, Bild 1.2).

Mit den Untersuchungen der vorliegenden Arbeit soll aufgezeigt werden, ob im Bereich $K_I < 60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ nach der Lastaufgabe die Dehngeschwindigkeiten an den Rißspitzen im Verlauf der dort wirkenden Niedertemperaturkriechvorgänge kontinuierlich abnehmen und infolge dessen das Rißwachstum bei anlagenrelevanten Bedingungen zum Stehen kommt.

Als Konsequenz für die vorliegende Arbeit ergibt sich die Notwendigkeit, mit Hilfe von optimierten Kriechversuchen ein klares Verständnis zu gewinnen für den Umstand, daß bei Konstantlastversuchen an den höherfesten Stählen 20 MnMoNi 5 5 und 22 NiMoCr 3 7 bis $K_I < 60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ Rißwachstum infolge Dehnungsinduzierter Rißkorrosion (DRK) zum Stillstand kommt, wie das auch mit der praktischen Betriebserfahrung in Übereinstimmung steht z.B. [2, 5 - 7]. Im weiteren soll am Beispiel des niedrigfesten Werkstoffes 15 MnNi 6 3 gezeigt werden, daß der Übergang von niedrigen zu hohen Rißwachstumsgeschwindigkeiten sich hier zu entsprechend niedrigeren K_I -Werten bewegen sollte.

3 Arbeitsprogramm

3.1 Niedertemperaturkriechversuche an den ferritischen Stählen 20 MnMoNi 5 5 und 15 MnNi 6 3

Im Rahmen des Forschungsvorhabens [11] wurden zum korrosionsgestützten Rißwachstum niedriglegierter Stähle Bruchmechanikproben unter konstanter äußerer mechanischer Belastung in sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser geprüft. Die obere Einhüllende der im Rahmen dieser umfangreichen Untersuchungen ermittelten mittleren Rißwachstumsgeschwindigkeiten ist in den Bildern 1.2 und 2.10 eingezeichnet. In [11] zeigte sich demnach für die beiden Versuchswerkstoffe 20 MnMoNi 5 5 und 22 NiMoCr 3 7 - die praktisch gleiche Dehngrenzen, Zugfestigkeiten und weitgehend vergleichbare Gefügestrukturen aufweisen - daß bei Versuchen von 1000 h Dauer und bei Spannungsintensitäten bis $60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (dies entspricht etwa der Grenze der linear-elastischen Bruchmechanik nach ASTM für diese Werkstoffe) nur geringfügige, mittlere korrosionsgestützte Rißvertiefungen zwischen $2 \mu\text{m}$ und $35 \mu\text{m}$ auftreten. Dieses Rißwachstum sowie die hieraus ermittelten Rißwachstumsgeschwindigkeiten ließen bei der mit 240°C gewählten Prüftemperatur in diesem K_I -Bereich keine signifikante Abhängigkeit vom Sauerstoffgehalt des Mediums, vom Schwefelgehalt der Stähle, von der Breite der CT-Proben (1 Zoll und 2 Zoll) erkennen.

Diese in [11] für die Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 und 22 NiMoCr 3 7 festgestellten Sachverhalte wurden seinerzeit zum Anlaß genommen, beispielhaft für den Werkstoff 20 MnMoNi 5 5, im K_I -Bereich unter- und oberhalb von $60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ an CT-Proben erste tastende Beanspruchungsversuche unter konstanter Last in Luft durchzuführen. Ziel dieser Versuche war es, das Zusammenspiel zwischen werkstoffmechanischen Vorgängen an Rißspitzen und der Korrosionseinwirkung in Abhängigkeit von der Höhe des Spannungsintensitätswertes zunächst ansatzweise zu verstehen. Die Ergebnisse der Versuche ließen vermuten, daß die nach Aufbringung der Belastung noch zu beobachtende Aufweitung der Proben und die damit zusammenhängenden Rißspitzendehnungen im Laufe der Zeit zum Stillstand kommen.

Im Rahmen dieser Arbeit wird neben dem Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 auch der niedrigste Werkstoff 15 MnNi 6 3 anhand von Kriechversuchen an Luft bei 240°C untersucht. Diese Werkstoffwahl bietet die Möglichkeit, den zu vermutenden Einfluß unterschiedlich hoher Streck- bzw. Dehngrenzen im Zusammenhang mit dem damit verbundenen ebenfalls unterschiedlichen Verfestigungsverhalten und unterschiedlicher Stahlgefüge (Zwischenstufe 20 MnMoNi 5 5, ferritisch-perlitisches Gefüge 15 MnNi 6 3) auf Ausmaß und zeitlichen Ablauf des Kriechens an Rißspitzen besser zu erkennen. Damit er-

geben sich auch verbesserte Möglichkeiten, den Umfang korrosionsgestützten Rißwachstums für im Vergleich zum Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 höher- und niedrigfestere ferritische Stähle besser abzuschätzen.

Die im Rahmen dieser Arbeit bei den Untersuchungen an ferritischen Werkstoffen für Kriechversuche verwendeten nicht seitengekerbten Compact-Tension (CT)-Bruchmechanikproben der Dimension CT 50 werden in einer hebelbelasteten Versuchsanlage in Luft bei einer Temperatur von 240°C unter zeitlich konstanter äußerer Last bei unterschiedlich hohen Spannungsintensitätsfaktoren K_I geprüft. Da die Verformungsvorgänge im unmittelbaren Rißspitzenbereich meßtechnisch nicht direkt erfaßt werden können, wird auf indirekte Meßmethoden zurückgegriffen werden. Die Aussagen zu den Fließ- und Kriechvorgängen werden dabei aus der über der Zeit registrierten Rißöffnungsverschiebung CMOD (Crack Mouth Opening Displacement) an der Stirnseite der Bruchmechanikproben gewonnen.

Auf Basis der geschilderten Gegebenheiten wurde die Versuchsmatrix gemäß Tabelle 3.1 festgelegt:

	20 MnMoNi 5 5 (0,020% S)	15 MnNi 6 3 (0,004% S)
mechanische	90 MPa \sqrt{m}	45 MPa \sqrt{m}
Belastung	86 MPa \sqrt{m}	—
der CT 50-	74 MPa \sqrt{m}	28 MPa \sqrt{m}
Proben	54 MPa \sqrt{m}	20 MPa \sqrt{m}

Tabelle 3.1: Experimente zum Niedertemperaturkriechen unter konstanter Last an den Werkstoffen 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S) und 15 MnNi 6 3 (0,004% S) bei 240°C an CT 50-Proben in Luft

3.2 Finite-Elemente-Rechnungen zum Fließverhalten von Bruchmechanikproben aus den ferritischen Stählen 20 MnMoNi 5 5 und 15 MnNi 6 3

Mit Hilfe einer geeigneten CAE-Software [108] wird eine geometrisch idealisierte CT 50-Probe in finite Elemente diskreditiert. Im Rahmen einer zweidimensionalen, elastisch-plastischen Finite-Elemente (FE)-Rechnung mittels des FE-Programmes

ABAQUS [109] werden für die beiden Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 und 15 MnNi 6 3 die beiden möglichen Grenzfälle ebener Dehnungszustand (EDZ) und ebener Spannungszustand (ESZ) untersucht. Im Falle der Probenaufweitung CMOD wird ein Vergleich zwischen den Rechenergebnissen für den ebenen Dehnungszustand und den im Experiment in Luft sowie im Korrosionsmedium im Rahmen von z.B. [11] gemessenen Probenaufweitungen durchgeführt. Darüber hinaus wird die Vergleichsdehnung nach von Mises und der Mehrachsigkeitsquotient berechnet. Die aus der FE-Rechnung für den Fall des EDZ ermittelte Erstreckung plastischer Zonen wird mit dem analytischen Ansatz von McClintock-Irwin verglichen.

Die Berechnung der Größe der plastischen Zonen an der Rißspitze einer CT-Probe mit Hilfe der FE-Rechnung wird durchgeführt, um deren Größe mit den gemessenen korrosionsgestützten Rißvertiefungen vergleichen zu können. Weiterhin ist von erheblichem Interesse, die Unterschiede der plastischen Zonen (Form und Ausdehnung) bei ebenem Dehnungs- bzw. ebenem Spannungszustand für den konkreten Fall im Detail zu kennen.

4 Charakterisierung der Versuchswerkstoffe und Probenherstellung

4.1 Ferritischer Rohrleitungs- und Behälterbaustahl 20 MnMoNi 5 5

Bei dem verwendeten Versuchswerkstoff 20 MnMoNi 5 5 handelte es sich um einen höherfesten niedriglegierten ferritischen Vergütungsstahl, mit einem relativ hohen Schwefelgehalt von 0,020 Gewichts-Prozent. Der Stahl 20 MnMoNi 5 5 wird im Kraftwerksbau bis zu Temperaturen von 375°C eingesetzt. Beim vorliegenden Halbzeug handelte es sich um einen geschmiedeten und vergüteten Stab mit den geometrischen Abmessungen Breite x Höhe x Länge = 270 mm x 130 mm x 2700 mm.

In Tabelle 4.1 ist die chemische Zusammensetzung des Versuchswerkstoffes 20 MnMoNi 5 5 mit den Vorgaben gemäß VdTÜV-Werkstoffblatt 401/3 07.83 verglichen. Der Versuchswerkstoff unterschreitet bezüglich des Silizium- und Mangangehaltes die Mindestwerte unerheblich. Der Schwefelgehalt wurde gezielt oberhalb des im VdTÜV-Werkstoffblatt angegebenen oberen Grenzwertes eingestellt, um in den begleitenden Korrosionsversuchen an bruchmechanischen CT-Proben im Vergleich zu Halbzeugen mit dem vorgeschriebenen, deutlich niedrigeren Schwefelgehalt konservative Versuchsergebnisse zu erhalten z.B. [11, 12].

Der Schwefelabdruck nach Baumann gemäß [110] ließ eine über den gesamten Stabquerschnitt feindisperse, homogene Schwefelverteilung erkennen. Bei der Probenentnahme waren gezielte Maßnahmen demnach nicht nötig.

Angaben zur Wärmebehandlung des Werkstoffes 20 MnMoNi 5 5 finden sich in Tabelle 4.2 und sind dort den Vorgaben des VdTÜV-Werkstoffblattes 401/3 07.83 gegenübergestellt. Besonderheiten ergeben sich nicht.

20 MnMoNi 5 5		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V
Vorgaben nach VdTÜV-Werkstoffblatt 401/3 07.83	min.	0,15	0,10	1,15	-	-	-	0,40	0,45	-
	max.	0,25	0,35	1,55	0,012	0,012	0,20	0,55	0,85	0,02
Stückanalyse		0,20	0,09	1,04	0,010	0,020	0,09	0,49	0,78	0,01

Tabelle 4.1: Chemische Zusammensetzung des Werkstoffes 20 MnMoNi 5 5 in Gewichtsprozent (Emissionsspektrometer, Typ Quantovac) im Vergleich zu den Vorgaben gemäß VdTÜV-Werkstoffblatt 401/3 07.83

20 MnMoNi 5 5	Vergüten					
	Härte- temperatur	Halte- zeit	Abkühl- medium	Anlaß- temperatur	Halte- zeit	Abkühl- medium
	[°C]	[h]		[°C]	[°C]	
Wärmebehandlungsvorgaben nach VdTÜV-Werkstoffblatt 401/3 07.83	870 - 940	1)	Wasser	630 - 680	1)	ruhende Luft bzw. im Ofen
Wärmebehandlung	910 - 920	4,75	Wasser	640 - 645	9	Luft

1) Die Haltedauer ist in Abhängigkeit von den Bauteilabmessungen und der chemischen Zusammensetzung vom Hersteller und Verarbeiter so festzulegen, daß die mechanisch-technologischen Eigenschaften für den Endzustand des Gesamtbauteiles eingehalten werden

Tabelle 4.2: Wärmebehandlung des Werkstoffes 20 MnMoNi 5 5 im Vergleich zu den Vorgaben nach VdTÜV-Werkstoffblatt 401/3 07.83

Zur Charakterisierung der Werkstoffeigenschaften wurden Zug- und Kerbschlagbiegeversuche durchgeführt. Die Proben wurden der Bramme gemäß Bild 4.1 entnommen. Zugproben und Kerbschlagbiegeproben wurden in Quer (T-L)- und Längsrichtung (L-T) entnommen. Die Entnahme der für die Kriechversuche vorgesehenen nicht seitengekerbten CT 50-Bruchmechanikproben erfolgte nur in der Standardprüfrichtung T-L, Bild 4.1. Es wurden Proben nach ASTM E399-90 eingesetzt.

Die Zugversuche bei Raumtemperatur nach DIN 50 145 [111] wurden an genormten Rundzugproben B10x50 nach DIN 50 125 [112] mit einer servohydraulischen Werkstoffprüfmaschine vom Typ PLR 0005 der Firma Schenck, Darmstadt, durchgeführt. Die Zugversuche bei Raumtemperatur wurden bis zum Erreichen der Dehngrenze kraftgesteuert, anschließend weggesteuert mit konstanter Querhauptgeschwindigkeit durchgeführt.

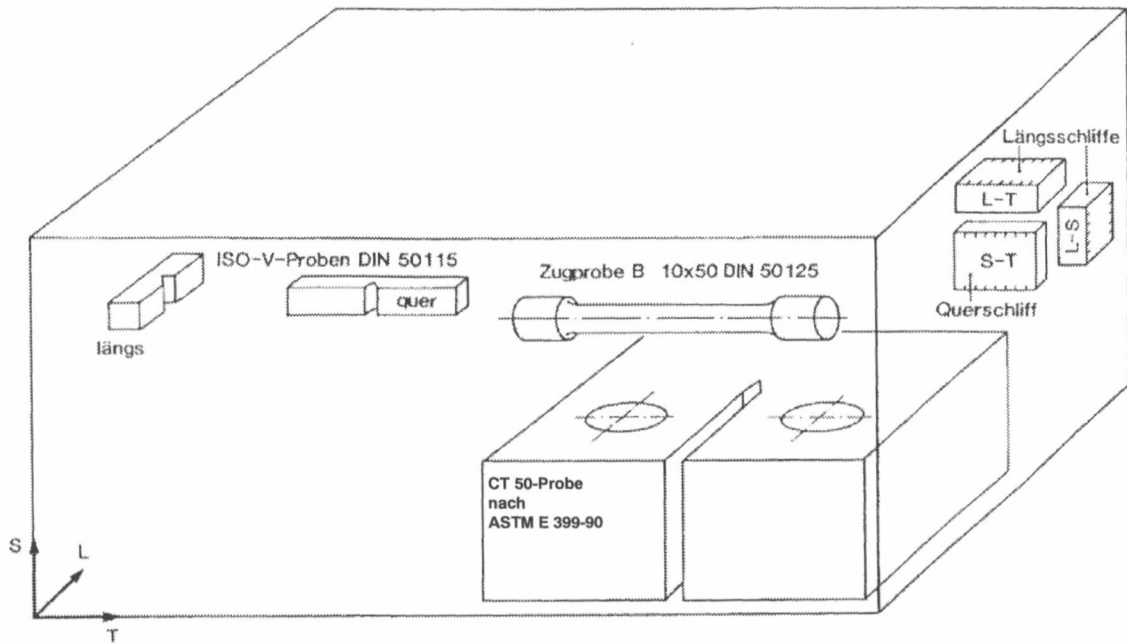


Bild 4.1: Probenentnahme zur Ermittlung der mechanisch-technologischen und bruchmechanischen Kennwerte für die ferritischen Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S) und 15 MnNi 6 3 (0,004 % S)

Die Warmzugversuche (240°C), Bild 4.2, wurden ebenfalls an Rundzugproben durchgeführt. Die Prüftemperatur wurde durch zwei am Probenende angebrachte Ni/CrNi-Thermoelemente gemessen und deren Konstanz mit $\pm 2^\circ\text{C}$ geregelt. Bis zum Erreichen der Dehn- bzw. Streckgrenze wurden die Warmzugversuche kraftgesteuert durchgeführt. Bei Erreichen der Dehngrenze bzw. $R_{p0,2}$ -Dehngrenze erfolgte eine weggesteuerte Weiterführung der Versuche.

Sowohl die durchgeführten Normzugversuche bei Raumtemperatur als auch die Warmzugversuche bei 240°C dienen der Ermittlung der Streckgrenze R_{eH} bzw. der Dehngrenze $R_{p0,2}$, der Zugfestigkeit R_m , des Elastizitätsmoduls E , der Bruchdehnung A_5 und der Brucheinschnürung Z . Die technischen Fließkurven der beiden Versuchswerkstoffe (Bild 4.2) sind die Eingangsgrößen für die Finite Elemente (FE)-Rechnungen (vgl. Kapitel 6).

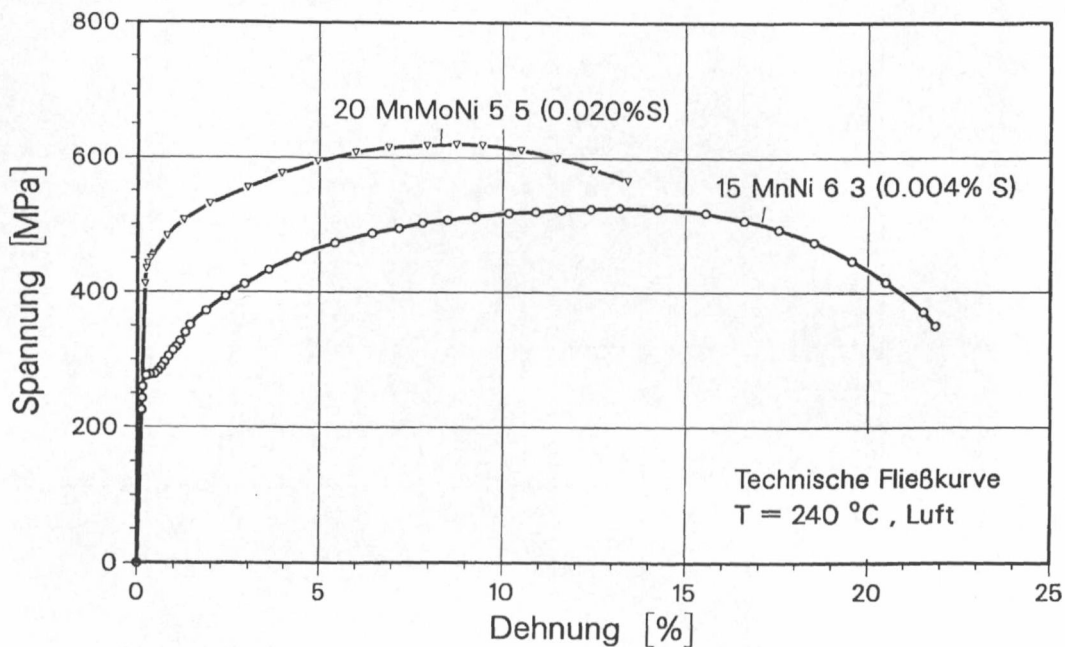


Bild 4.2: Technische Fließkurve des Werkstoffes 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S) bei 240°C (im Vergleich mit der technischen Fließkurve des Werkstoffes 15 MnNi 6 3 (0,004% S) bei 240°C, vgl. Kapitel 4.2)

Die Ergebnisse der mechanisch-technologischen Werkstoffprüfung am Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 sind in Tabelle 4.3 zusammengestellt und mit den Vorgaben des VdTÜV-Werkstoffblattes verglichen. Der Werkstoff erfüllt die Anforderungen bis auf die Brucheinschnürung A_5 des 240°C-Warmzugversuches. Diese technisch nicht relevante Abweichung konnte erwartet werden aufgrund des gezielt erhöhten (über der Spezifikation liegenden) Schwefelgehaltes, vgl. Tabelle 4.2.

Die an Längs- und Querproben ermittelten Kerbschlagarbeit-Temperatur (A_V -T)-Kurven sind in Bild 4.3 zusammengestellt. Die A_V -Werte bei der Versuchstemperatur der Kriechversuche von 240°C liegen für die Längsprobe bei 145 J und bei der Querprobe bei 50 J. Die gegebene Anisotropie entspricht im Rahmen der vorliegenden Erfahrungen dem vorliegenden erhöhten Schwefelgehalt und der starken Längsverformung des Halbzeuges.

20 MnMoNi 5 5	Schwefel- Gehalt	Prüf-tem- peratur	Dehn- grenze $R_{p0,2}$	Zugfestig- keit R_m	Bruch- dehnung A_5	Bruchein- schnürung Z	Kerbschlag- arbeit (ISO-V) A_V
	[Gew.-%]	[°C]	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[%]	[%]	[J]
Mindestwert nach VdTÜV-Werkstoff- blatt 401/3 07.83		RT	≥ 390	560 - 700	≥ 19	≥ 45	≥ 41 MW ¹⁾ ≥ 34 EW ²⁾
Warmzugversuch		240	≥ 356 ³⁾	≥ 505	≥ 16	-	-
Ergebnisse aus MPA-Untersuchungen	0,020	RT	466	596	23	51	60 ⁴⁾
		240	454	620	15	37	50 ⁵⁾

1) MW = Mittelwert von 3 Proben

2) EW = Kleinster Einzelwert

3) Linear interpoliert zwischen T=200°C und T=300°C

4) Wert gültig für T=22°C

5) Wert gültig für T=300°C

Tabelle 4.3: Mechanisch-technologische Kennwerte des Werkstoffes 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S, Probenlage: T-L)

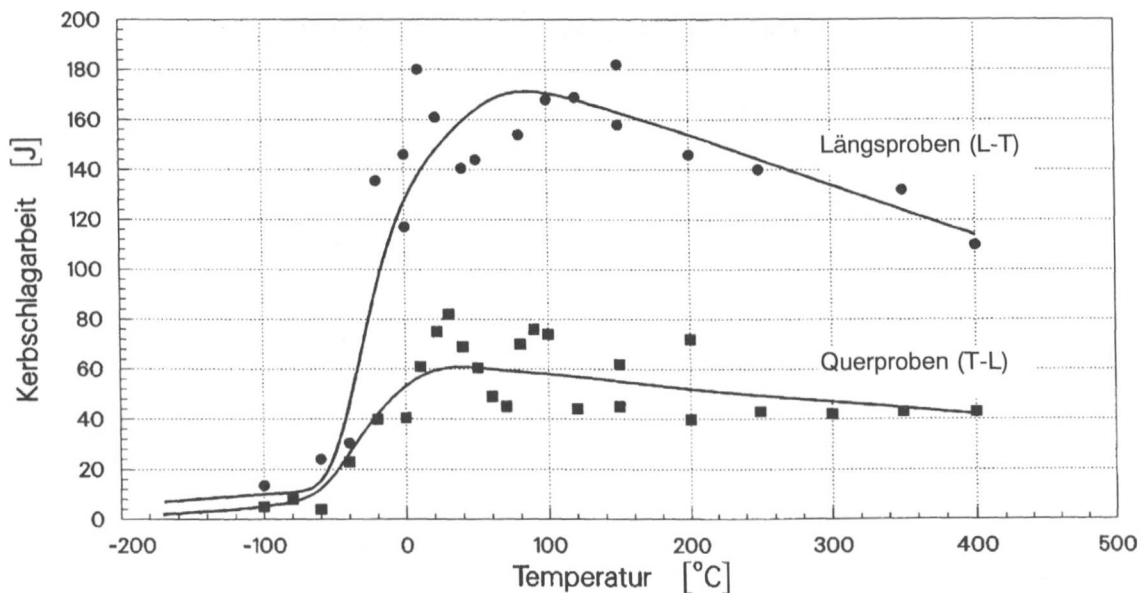


Bild 4.3: Kerbschlagarbeit-Temperatur (A_V -T)-Kurven für ISO-V-Quer- und Längsproben aus dem Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S)

Die lichtmikroskopischen Gefügeuntersuchungen des Werkstoffes 20 MnMoNi 5 5, Bild 4.4, ließen erwartungsgemäß bainitisches Gefüge mit einer Korngröße von

rd. 20 μm erkennen. Die Härte liegt im Mittel bei 196 HV 10. Der Elastizitätsmodul bei 240°C ergab sich zu 204500 N/mm².

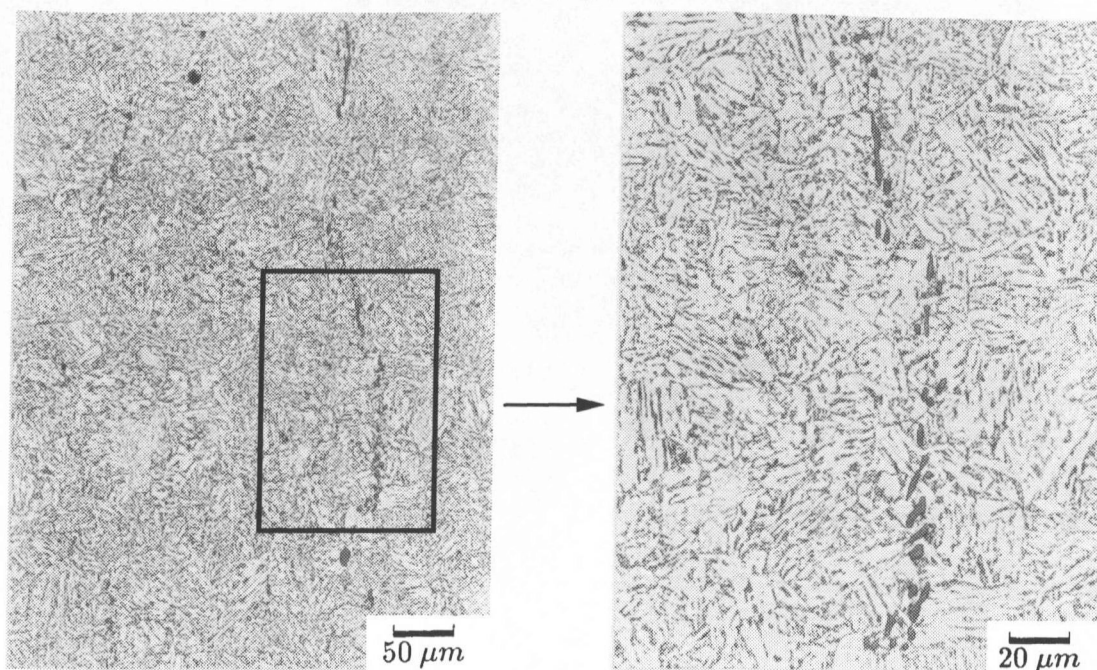


Bild 4.4: Geätzter Längsschliff des Werkstoffes 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S), lichtmikroskopische Aufnahme des bainitischen Gefüges mit Schlackenzeile

Abschließend ist festzustellen, daß der Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S) die Anforderungen an die mechanischen Kennwerte gemäß VdTÜV-Werkstoffblatt 401/3 07.83 praktisch erfüllt. Die lediglich im Zugversuch aufgetretenen, geringfügigen Abweichungen gehen auf den gezielt erhöhten Schwefelgehalt zurück, der aufgrund angestrebter konservativer Versuchsergebnisse aus den begleitenden Korrosionsversuchen gewählt wurde.

Eine wichtige bruchmechanische Größe zur Charakterisierung von Werkstoffen ist der Grenzwert zwischen linear-elastischer und elastisch-plastischer Bruchmechanik, wie er nach ASTM E 399 gemäß [19] bestimmt wird. Bis zu diesem Grenzwert $K_{I, \text{LEBM}}$ (LEBM: Linear-elastische Bruchmechanik) bleibt die Größe der plastischen Zone hinreichend klein gegenüber dem Ligament. Hierdurch wird sichergestellt, daß geometrieunabhängige linear-elastische K_I -Werte wirksam sind und im Ligament aus technischer Sicht ein überwiegend dreiachsiger elastischer Spannungszustand vorliegt. Dieser Grenzwert der linear-elastischen Bruchmechanik ergibt sich gemäß Formel (4.1) für

CT 50-Proben (TL), Bild 4.5, beim Versuchswerkstoff 20 MnMoNi 5 5 bei 240°C zu $64 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

$$K_{I, \text{LEBM}} = R_{p0,2} \cdot \sqrt{\frac{B}{2,5}} \quad (4.1)$$

Mit: $R_{p0,2}$ = Dehngrenze (bei Prüftemperatur)
 B = Probendicke

Der bruchmechanische Kennwert K_{II} , der den Beginn eines zähen Rißwachstums charakterisiert, beträgt $91 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ bei 240°C [11].

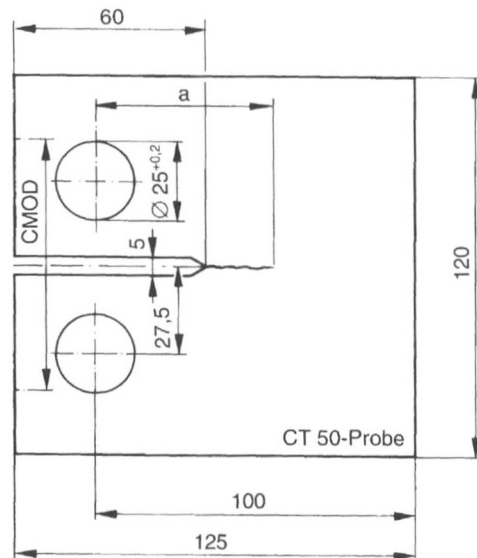


Bild 4.5: Geometrie CT 50-Probe nach ASTM E 399-90, Probendicke 50 mm

4.2 Ferritischer Rohrleitungs- und Behälterbaustahl 15 MnNi 63

Bei dem zweiten Versuchswerkstoff handelte es sich um den niedriglegierten mittelfesten Werkstoff 15 MnNi 63 mit einem niedrigen Schwefelgehalt von 0,004 Gewichtsprozent. Der Werkstoff lag als normalgeglühtes gewalztes Blech vor. Die Hauptverformungsrichtung (Längsrichtung) lag parallel zur Hauptwalzrichtung.

In Tabelle 4.4 ist die mittels Spektralanalyse (Emissionsspektrometer, Typ Quantovac) erhaltene Stückanalyse zusammengestellt und mit den Vorgaben gemäß VdTÜV-Werkstoffblatt 427/1 03.84 verglichen. Der Versuchswerkstoff liegt innerhalb der Spezifikation.

15 MnNi 63		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V
Anforderungen nach VdTÜV-Werkstoffblatt 427/1 03.84	min.	0,10	0,15	1,15	-	-	-	-	0,50	-
	max.	0,20	0,37	1,70	0,017	0,007	0,20	0,05	0,90	0,02
Stückanalyse		0,18	0,30	1,55	0,014	0,004	0,04	0,03	0,75	<0,01

Tabelle 4.4: Chemische Zusammensetzung in Gewichtsprozent des Werkstoffes 15 MnNi 63 (0,004% S)

Zur Charakterisierung der Werkstoffeigenschaften wurden Zugversuche sowie Kerbschlagbiegeversuche an entsprechenden Proben durchgeführt. Dabei wurden die Proben dem Blech sinngemäß entsprechend Bild 4.1 entnommen. Die Zugversuche bei Raumtemperatur als auch die Warmzugversuche wurden analog wie beim Versuchswerkstoff 20 MnMoNi 55 durchgeführt, Bild 4.2.

Die mechanischen Kennwerte für den Werkstoff 15 MnNi 63 sind in Tabelle 4.5 mit den Vorgaben des VdTÜV-Werkstoffblattes verglichen. Die Anforderungen sind erfüllt.

15 MnNi 63	Schwefel- Gehalt	Prüf-temperatur	Streck- grenze R_{eH}	Zugfestig- keit R_m	Bruch- dehnung A_5	Bruchein- schnürung Z
	[Gew.-%]	[°C]	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[%]	[%]
Mindestwert nach VdTÜV-Werkstoff- blatt 427/1 03.84		RT	≥ 330	490 - 610	≥ 22	≥ 45
Warmzugversuch		240	≥ 252 ¹⁾	≥ 430	-	-
Ergebnisse aus MPA-Untersuchungen	0,004	RT	377	564	33	78
		240	278	524	21	72

¹⁾ Linear interpoliert zwischen T=200°C und T=250°C

Tabelle 4.5: Mechanische Kennwerte aus dem Zugversuch für den Werkstoff 15 MnNi 63 (0,004% S, Probenlage: T-L)

Die lichtmikroskopischen Gefügeuntersuchungen, Bild 4.6, ließen ferritisch-perlitisches Gefüge mit einer Härte von 160 HV 10 erkennen. Der Elastizitätsmodul beträgt bei

240°C 193300 N/mm². Die Kerbschlagarbeit A_V liegt für Querproben in der Hochlage aufgrund des niedrigen Schwefelgehaltes mit 250 J sehr hoch.

Die Grenze der linear-elastischen Bruchmechanik (LEBM) $K_{I,LEBM}$ bestimmt sich gemäß Gleichung 4.1 für CT 50-Proben bei 240°C zu 39 MPa \sqrt{m} und der bruchmechanische Kennwert K_{IJ} beträgt 180 MPa \sqrt{m} .

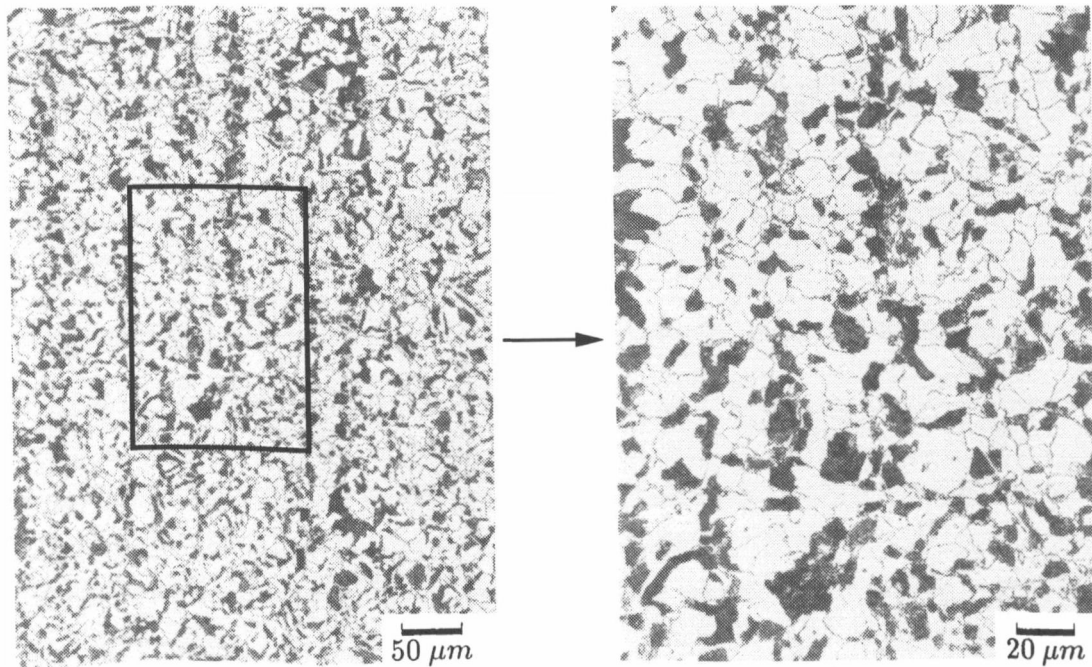


Bild 4.6: Geätzter Querschliff des Werkstoffes 15 MnNi 6 3 (0,004% S), lichtmikroskopische Aufnahme des ferritisch-perlitischen Gefüges

5 Niedertemperaturkriechversuche an Bruchmechanikproben

5.1 Probenform, Versuchsanlage und Versuchsmethodik

Zur Durchführung der Kriechversuche wurden nicht seitengekerbte durch Ermüdungsbeanspruchung mit Schwingriß versehene Compact-Tension (CT)-Bruchmechanikproben der Dimensionen CT 50 verwendet, Bild 4.5. Die Entnahme der CT-Proben aus den ferritischen Halbzeugen erfolgte entsprechend Bild 4.1. Es handelt sich hierbei um Querproben (T-L-Orientierung) nach ASTM E 399-90 [19].

Die Prüfung der Proben erfolgte in Luft bei einer Temperatur von 240°C unter konstanter äußerer mechanischer Belastung bei abgestuften Spannungsintensitätsfaktoren K_I . Für die Durchführung dieser Versuche stand eine hebelbelastete Einzelprüfmaschine mit einer Maximallast von 100 kN zur Verfügung, Bild 5.1. Bei der gewichtsbelasteten Maschine wird die Versuchslast durch Auflegen von Gewichtscheiben innerhalb von 60 bis 90 Sekunden aufgebracht.

Da die Verformungsvorgänge im unmittelbaren Rißspitzenbereich meßtechnisch nicht direkt erfaßt werden können, mußte auf indirekte Meßmethoden zurückgegriffen werden. Die Auswirkungen der Fließ- und Kriechvorgänge wurden daher aus der über der Zeit registrierten Rißöffnungsverschiebung CMOD (Crack Mouth Opening Displacement, vgl. Bild 4.5) an der Stirnseite der Bruchmechanikproben ermittelt.

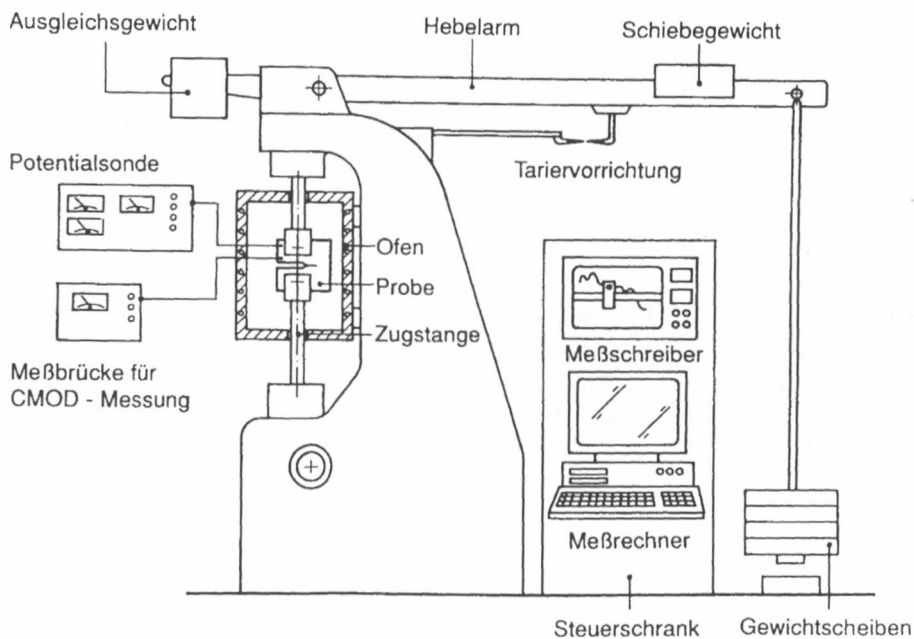


Bild 5.1: Schema der Versuchsanlage für Kriechversuche unter konstanter äußerer Last in Luft bei erhöhten Temperaturen

Die während der Lastaufgabe auftretenden CMOD-Vergrößerungen sowie die zugehörigen Verformungen an der Rißspitze sind ganz überwiegend auf Fließvorgänge zurückzuführen, Bild 5.2. Das nach der Lastaufgabe zu beobachtende deutlich kleinere - je nach Höhe des K_I -Wertes mehr oder weniger ausgeprägte - CMOD-Wachstum ist auf Kriechvorgänge zurückzuführen, Bild 5.2. Ein vergrößerter Ausschnitt A des Kriechprozesses gemäß Bild 5.2 ab Ende Lastaufgabe bis 50 h Versuchszeit findet sich in Bild 5.3. Aus dem hier ausschnittsweise dargestellten Verlauf der Rißöffnungsverschiebungen ΔCMOD infolge Kriechens nach Beendigung der Lastaufgabe werden für die geprüften Proben die zeitlichen Ableitungen von ΔCMOD gebildet, Bild 5.4.

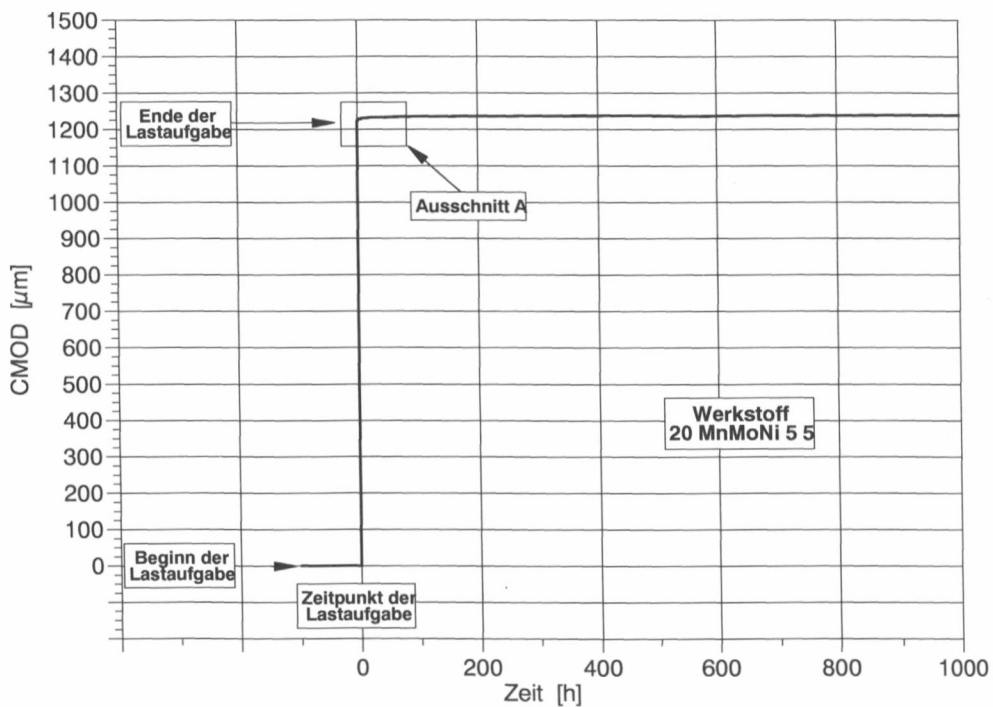


Bild 5.2: Zeitlicher Verlauf der stirnseitigen Probenaufweitung CMOD für in Luft bei 240°C geprüfte CT 50-Proben (prinzipielles Fallbeispiel)

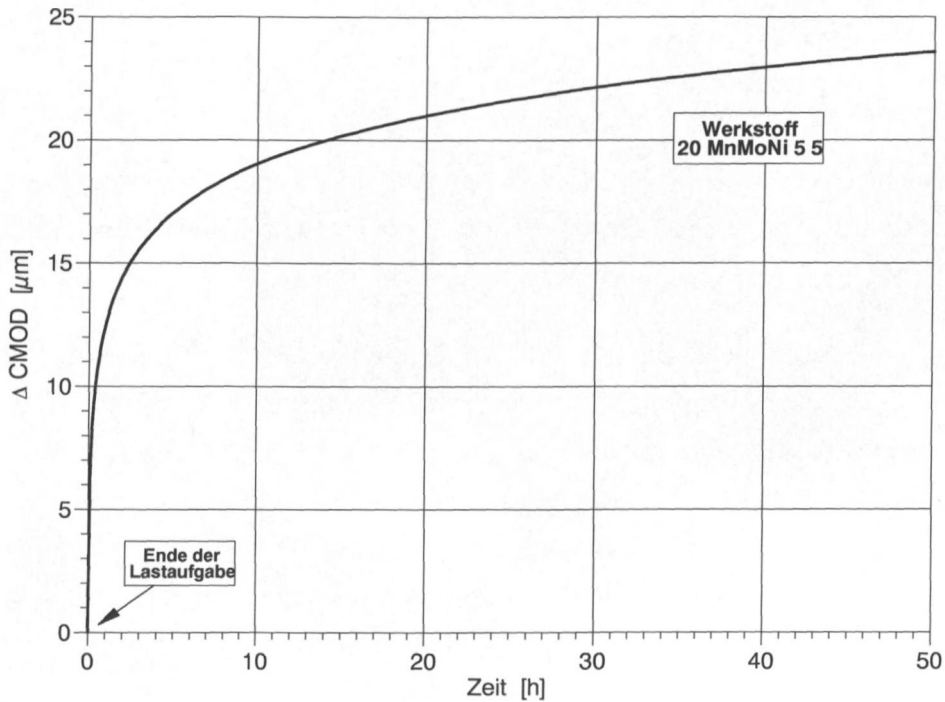


Bild 5.3: Ausschnitt A aus Bild 5.2: Zeitlicher Verlauf der stirnseitigen Probenaufweitungsänderung ΔCMOD unmittelbar ab Beendigung der Lastaufgabe im Zeitbereich bis 50 h für die in Luft bei 240°C geprüften CT 50-Proben (prinzipielles Fallbeispiel)

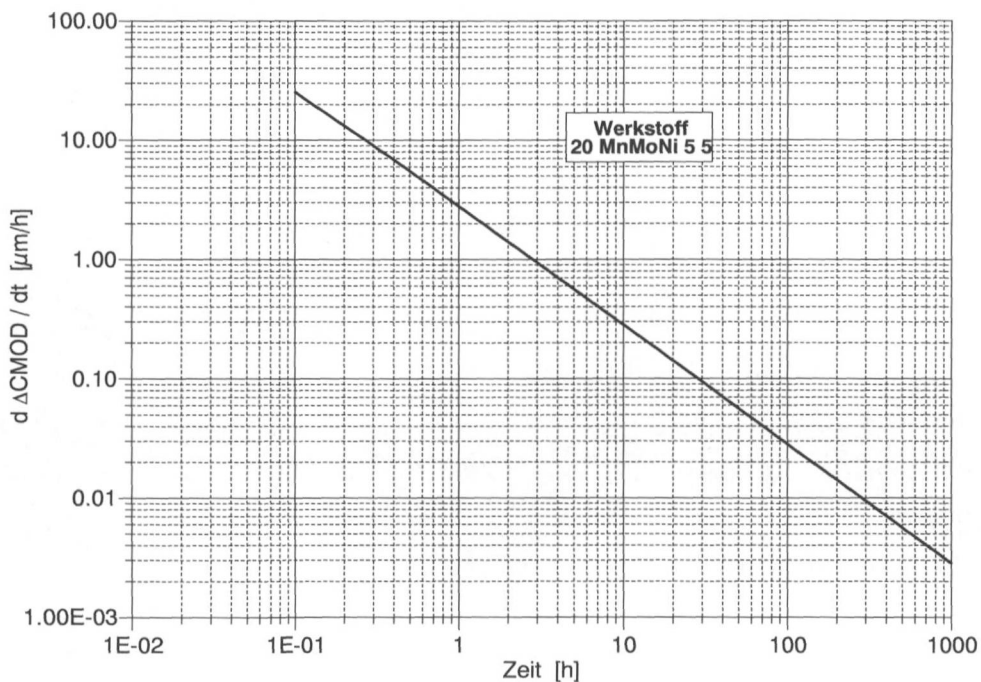


Bild 5.4: Zeitliche Ableitung ΔCMOD der durch eine logarithmische Funktion approximierten stirnseitigen Probenaufweitungsänderung ΔCMOD (aus Bild 5.4) unmittelbar nach Beendigung der Lastaufgabe über der Versuchszeit für die in Luft bei 240°C geprüften CT 50-Proben (prinzipielles Fallbeispiel)

5.2 Versuchsergebnisse

5.2.1 Ferritischer Stahl 20 MnMoNi 5 5

Am ferritischen Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S) wurden insgesamt 4 Versuche mit abgestuften K_I -Werten von 54, 74, 86 und 90 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ bei einer Versuchstemperatur von 240°C in Luft durchgeführt.

In Bild 5.5 sind die Probenaufweitungen CMOD von drei der vier Proben über der Versuchszeit (ab Belastungsbeginn bis Versuchsende) aufgetragen. Die Probenaufweitung 0 μm kennzeichnet hier den unbelasteten Zustand der Proben vor Lastaufgabe. Da im Falle des Versuches bei 86 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ dieser Nullzustand nicht erfaßt wurde, mußte auf die grafische Darstellung dieses Versuches in Bild 5.5 verzichtet werden. Der Versuch ist unbeschadet dessen für alle weiteren Auswertungen zum Kriechverhalten nutzbar, da die Meßwerte im Kriechbereich unmittelbar nach Abschluß der Lastaufgabe wieder erfaßt werden konnten.

Die Versuchsergebnisse zeigen erwartungsgemäß, daß die Probenaufweitung CMOD bei Lastaufgabe mit steigendem K_I -Wert infolge Fließens deutlich überproportional zunimmt, Bild 5.5. Nach Abschluß der Lastaufgabe zeigt sich auf Basis der Meßprotokolle für die K_I -Werte 86 und 90 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ auch noch nach 1150 h ein weiterer, wenn auch geringfügiger Anstieg der Probenaufweitung infolge von Kriechvorgängen. Bei den K_I -Werten von 54 und 74 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ kann aufgrund der Meßprotokolle allein bezüglich der Probenaufweitungen keine klare Aussage über die Kriechvorgänge gemacht werden.

Um einen detaillierteren Einblick in die Vorgänge in einem begrenztem Zeitraum nach Beendigung der Lastaufgabe zu erlangen, wird der Zeitbereich nach Abschluß der Lastaufgabe bis 50 h entsprechend vergrößert dargestellt, Bild 5.6. Um die Aufweitungen der einzelnen Proben untereinander besser vergleichbar zu machen, wird hier nicht die absolute Probenaufweitung sondern die relative Probenaufweitungsänderung ΔCMOD ab Ende der Aufgabe der konstanten Belastung dargestellt. Als Nullpunkt wird hier diejenige Probenaufweitung definiert, bei der erstmalig alle Gewichtscheiben aufliegen. Es können somit die der Lastaufgabe folgenden Probenaufweitungsänderungen ΔCMOD für alle Proben besser vergleichbar gemacht werden. Da zu diesem Zeitpunkt die Fließvorgänge des Werkstoffes im Bereich der Rißspitze infolge der Lastaufgabe abgeschlossen sind, kann nun auf dieser Basis eine detailliertere Betrachtung des Kriechverhaltens der Versuchswerkstoffe erfolgen.

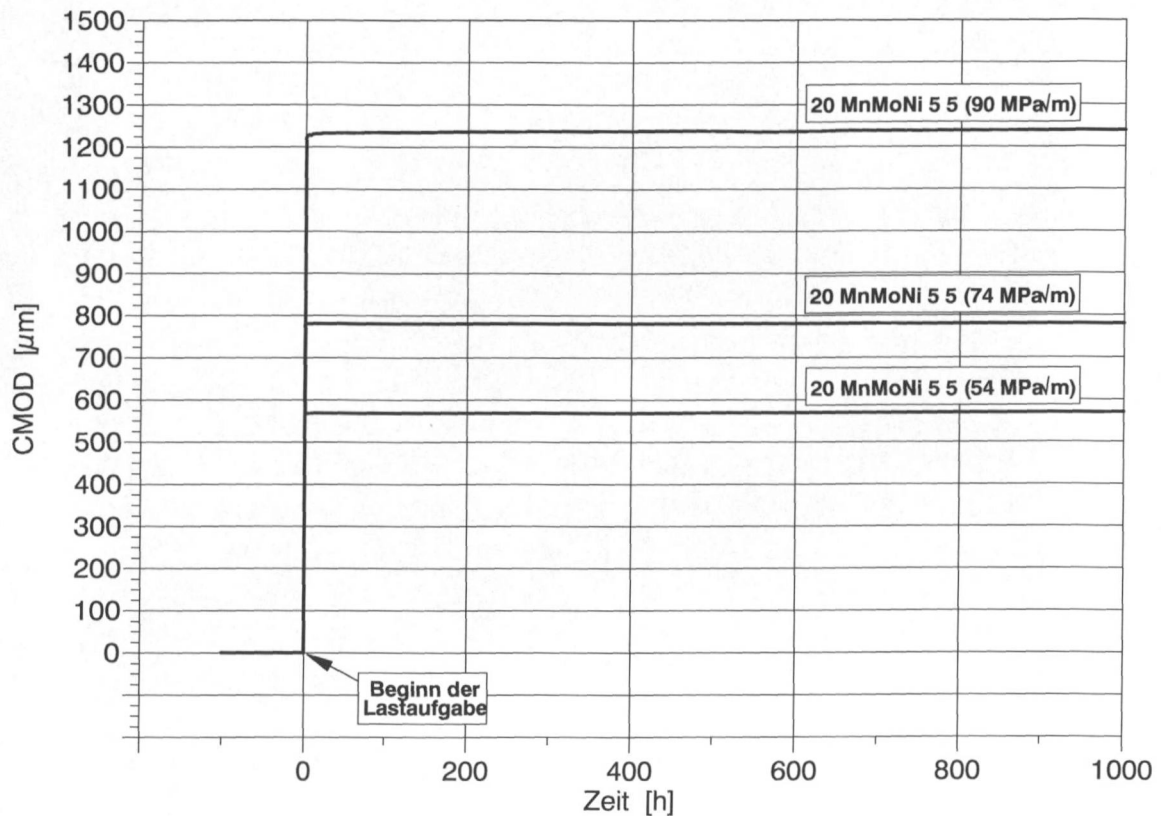


Bild 5.5: Zeitlicher Verlauf der stirnseitigen Probenaufweitung CMOD für die in Luft bei 240°C und unterschiedlich hohen Spannungsintensitätsfaktoren K_I geprüften CT 50-Proben aus dem Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S)

Bild 5.6 zeigt neben dem gemessenen zeitlichen Verlauf der stirnseitigen Probenaufweitung ΔCMOD ab Beendigung der Lastaufgabe im Zeitbereich bis 50 h für die vier bei unterschiedlich hohen Spannungsintensitätsfaktoren K_I geprüften CT 50-Proben (ausgefüllte Kreise) auch die durch eine logarithmische Funktion approximierten Kurvenverläufe (durchgezogene Linien). Wie bereits erwähnt, konnte diese Darstellung auch für den Versuch am Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 mit $86 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ durchgeführt werden. Anhand der komplettierten Meßwerte bis 50 h zeigt sich nun deutlicher, daß am Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 bei $K_I \leq 74 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ die Probenaufweitung ΔCMOD schon im Bereich von einigen 10 Stunden zu einem technischen Stillstand im Sinne einer innerhalb dieses Zeitintervalls meßtechnisch nicht mehr erfassbaren Verformung kommen, während sich bei K_I -Werten oberhalb dieser Grenze die Probenaufweitung ΔCMOD über längere Zeiträume fortsetzt. Der o.g. „Stillstand“ der Probenaufweitung ist vermutlich auf eine Kombination aus Reibungseinflüssen innerhalb der Versuchsanordnung und dem Erreichen der Auflösungsgrenze des Meßverfahrens zurückzuführen. Die Gültigkeit der Beschreibung des Niedertemperaturkriechphänomens wird hierdurch aber nicht berührt.

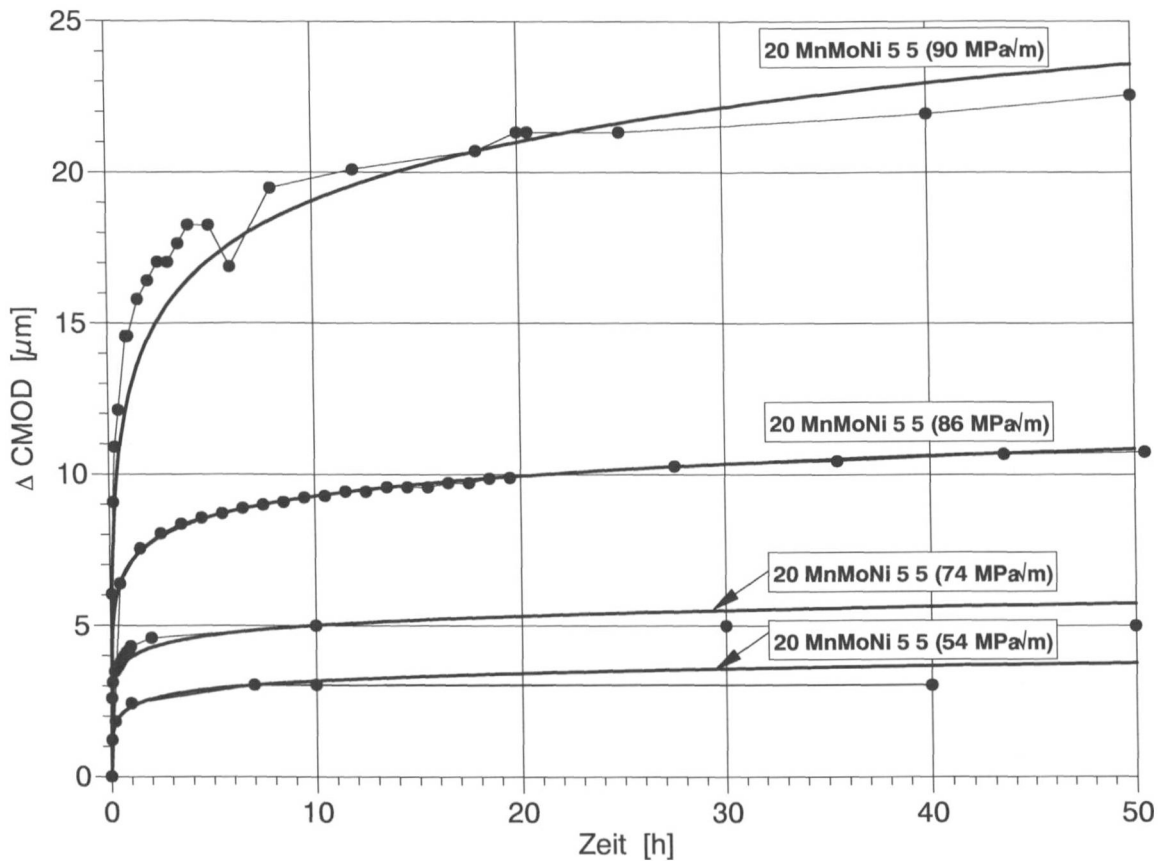


Bild 5.6: Zeitlicher Verlauf der stirnseitigen Probenaufweitungsänderung ΔCMOD unmittelbar nach Beendigung der Lastaufgabe im Zeitbereich bis 50 h für die in Luft bei 240°C und unterschiedlich hohen Spannungsintensitätsfaktoren K_I geprüften CT 50-Proben aus dem Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S). Neben den Meßwerten (ausgefüllte Kreise) sind auch die durch eine logarithmische Funktion approximierten Kurvenverläufe eingetragen.

Es ist weiterhin festzustellen, daß die Werte der logarithmischen Approximationen bei 54 und $74 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ für den Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 ab der o.g. Zeitspanne über den tatsächlichen Meßwerten liegen und demnach der technische Stillstand der Kriechvorgänge mit Hilfe der hier gewählten mathematischen (logarithmischen) Approximation nicht mehr den technischen Gegebenheiten entsprechend dargestellt werden kann.

Die durch eine logarithmische Funktion erhaltene Approximation dient im wesentlichen als mathematisches Hilfsmodell insbesondere zur Beschreibung des anfänglichen Kriechverhaltens. Unter diesem Gesichtspunkt sind auch die [Bilder 5.7 und 5.8](#) zu sehen.

In [Bild 5.8](#) finden sich die zeitlichen Ableitungen $\dot{\Delta\text{CMOD}}$ dieser durch logarithmische Funktionen erhaltenen Approximationen, aufgetragen über der Versuchszeit, im dop-

peltlogarithmischen Koordinatensystem. In den sich ergebenden Geraden mit der Steigung -1 liegt der Nachweis dafür, daß es sich bei den zu betrachtenden Kriechvorgängen um sogenanntes logarithmisches Kriechen oder Niedertemperaturkriechen handelt.

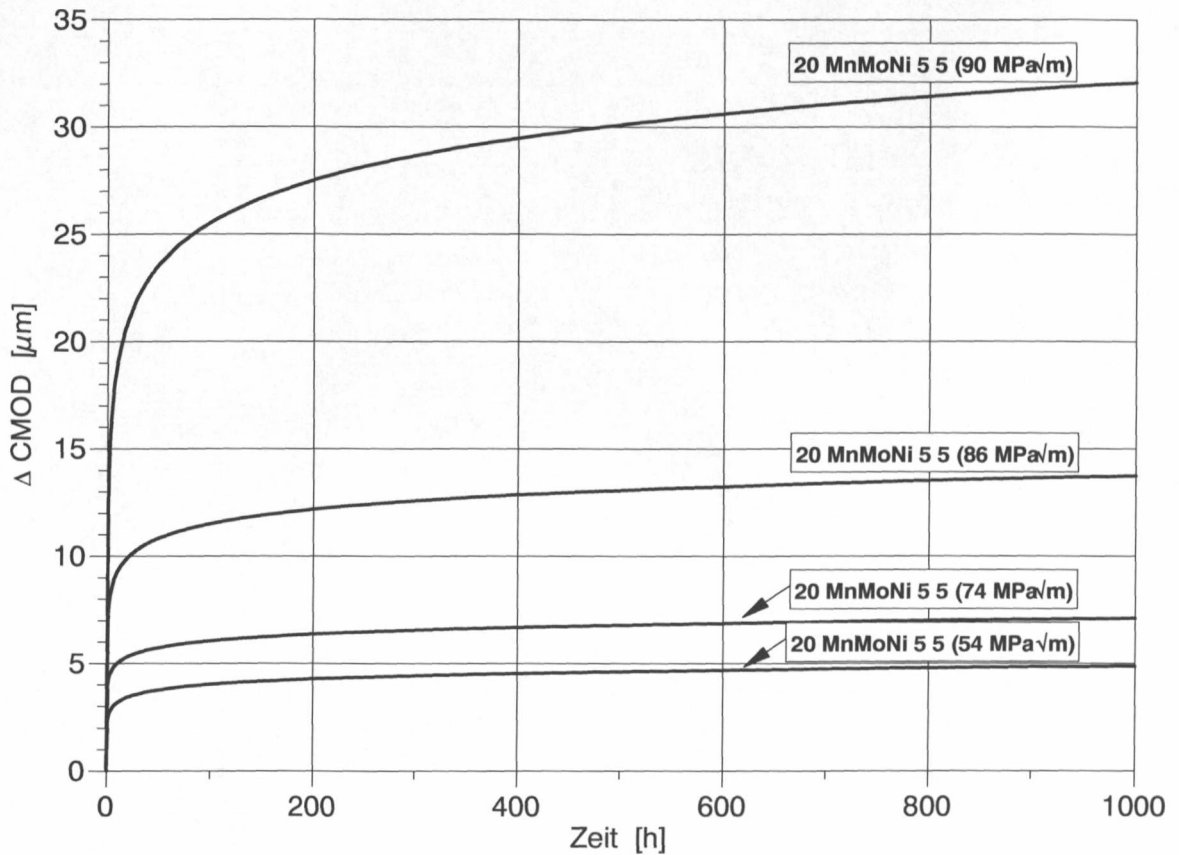


Bild 5.7: Zeitlicher Verlauf der durch eine logarithmische Funktion approximierten stirnseitigen Probenaufweitungsänderung ΔCMOD unmittelbar nach Beendigung der Lastaufgabe im Zeitbereich bis 1000 h für die in Luft bei 240°C und unterschiedlich hohen Spannungsintensitätsfaktoren K_I geprüften CT 50-Proben aus dem Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S)

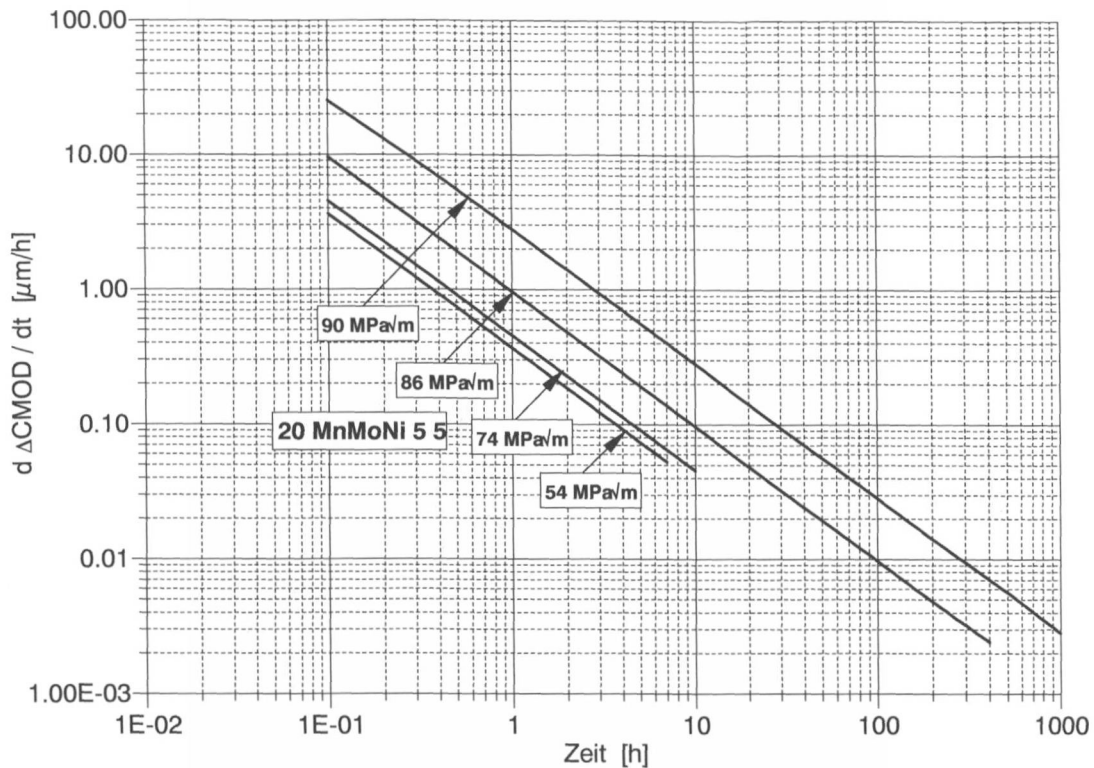


Bild 5.8: Zeitliche Ableitung $\dot{\Delta\text{CMOD}}$ der durch eine logarithmische Funktion approximierten stirnseitigen Probenaufweitungsänderung ΔCMOD unmittelbar nach Beendigung der Lastaufgabe über der Versuchszeit für die in Luft bei 240°C geprüften CT 50-Proben aus dem Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S)

Exemplarisch sind in Bild 5.9 und 5.10 der polierte Mittelebenenschliff im Bereich der Rißspitze und eine rasterelektronenmikroskopische Aufnahme (REM) des Rißspitzenbereiches (nach Aufbrechen der Probe in flüssigem Stickstoff) am Beispiel der mit $74 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ belasteten 20 MnMoNi 5 5-Probe gezeigt.

Der Mittelebenenschliff (Bild 5.9) zeigt keine Auffälligkeiten, wie z.B. durch den Belastungsversuch erzeugte Anrisse. Dies gilt in gleicher Weise auch für die anderen drei (ebenfalls metallografisch untersuchten) Proben mit K_{I} -Werten von 54, 86 und $90 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Dies ist insofern bemerkenswert, als insbesondere die Proben mit K_{I} -Werten von 86 und $90 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ nahe dem mit $91 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ermittelten Initiierungskennwert für stabiles (zähes) Rißwachstum K_{II} liegen.

Die REM-Aufnahme, (Bild 5.10) läßt zwischen dem spröden Laborbruch (erzeugt beim Aufbrechen bei der Temperatur des flüssigen Stickstoffs) und dem bei der Herstellung

der CT-Probe eingebrachten Schwingriß unterscheiden. Die Spuren der bei der Probenbelastung an der Rißspitze eingetretenen - lokal unterschiedlich ausgeprägten - plastischen Verformungen das sog. "blunting" sind ebenfalls zu erkennen, Bild 5.10.

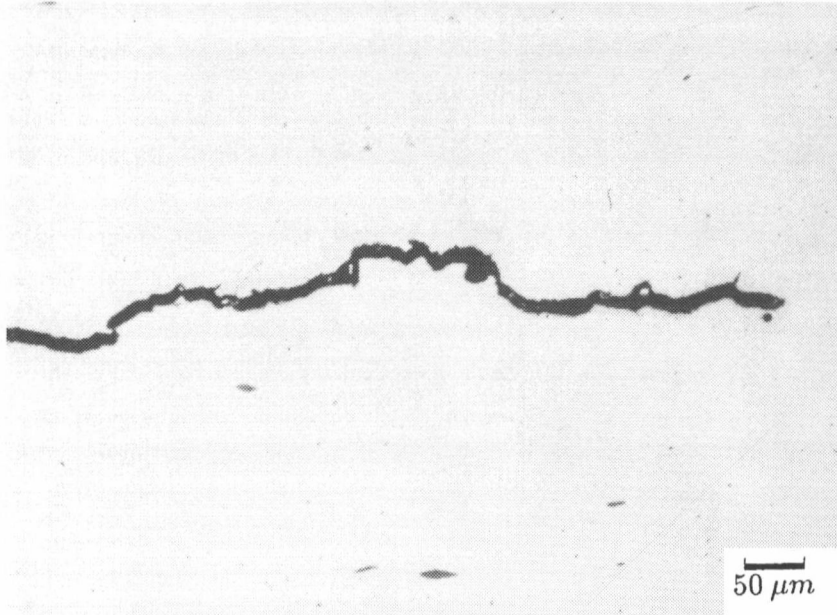


Bild 5.9: Polierter Mittel ebenenschliff der mit $74 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ belasteten CT 50-Probe aus dem Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S)

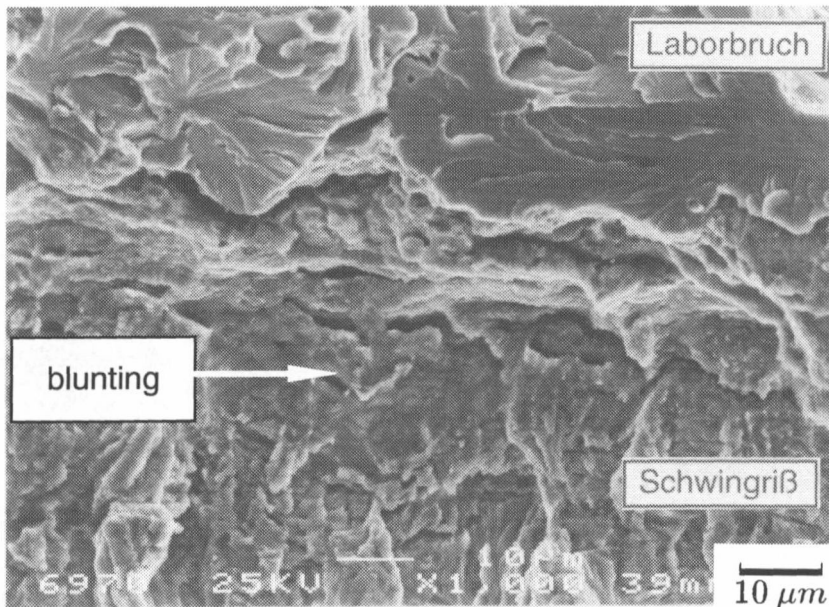


Bild 5.10: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme aus dem Bereich der Rißspitze der mit $74 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ belasteten CT 50-Probe aus dem Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S)

5.2.2 Ferritischer Stahl 15 MnNi 63

Am ferritischen Werkstoff 15 MnNi 6 3 (0,004 % S) wurden insgesamt 3 Versuche bei unterschiedlichen K_I -Werten von 20, 28 und 45 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ in Luft bei einer Versuchstemperatur von 240°C durchgeführt. In Bild 5.11 sind die Probenaufweitungen CMOD der drei Proben über der Versuchszeit dargestellt.

Auch beim Werkstoff 15 MnNi 6 3 zeigt sich ähnlich wie beim Werkstoff 20 MnMoNi 5 5, daß die Probenaufweitung CMOD im Zuge der Lastaufgabe mit steigendem K_I -Wert überproportional zunimmt.

Nach Abschluß der Lastaufgabe zeigt sich unter konstanter Last auf Basis der Versuchsdaten des Werkstoffes 15 MnNi 6 3 bei 45 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ auch noch nach 1000 h ein weiterer Anstieg der Probenaufweitung. Schon aufgrund dieser Beobachtung ist deutlich zu erkennen, daß der Werkstoff 15 MnNi 6 3 aufgrund seiner niedrigen Dehngrenze und aufgrund der ausgeprägteren Kriechfreundlichkeit seines ferritisch/perlitischen Gefüges (im Vergleich zum Zwischenstufengefüge des Werkstoffes 20 MnMoNi 5 5) insgesamt ein deutlich ausgeprägteres Verformungsvermögen aufweist als der Werkstoff 20 MnMoNi 5 5.

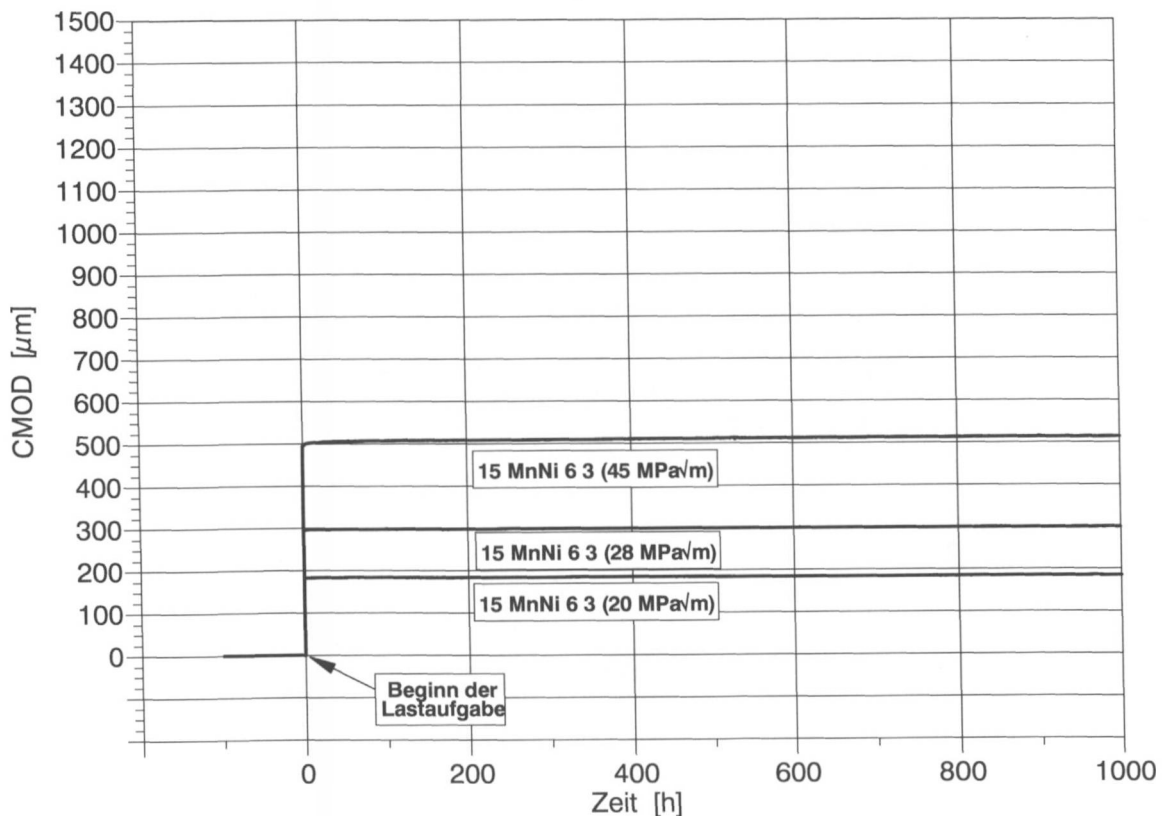


Bild 5.11: Zeitlicher Verlauf der stirnseitigen Probenaufweitung CMOD für die in Luft bei 240°C und unterschiedlich hohen Spannungsintensitätsfaktoren K_I geprüften CT 50-Proben aus dem Werkstoff 15 MnNi 6 3 (0,004% S)

Bei den K_I -Werten von 20 und 28 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ zeigt der Werkstoff 15 MnNi 6 3 im Vergleich zum K_I -Wert von 45 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ deutlich reduzierte Kriechvorgänge, die bei 1000 h Belastungsdauer technisch abgeklungen sind, Bild 5.12 und 5.13.

Um einen besseren Überblick über die Kriechverläufe im ersten Zeitabschnitt nach der Lastaufgabe zu erlangen, wird der Zeitbereich von der Lastaufgabe bis 50 h vergrößert dargestellt, Bild 5.12. Neben den Meßwerten (ausgefüllte Kreise) sind auch die auf Basis einer logarithmischen Funktion approximierten Kurvenverläufe als durchgezogene Linien eingetragen. Anhand der Meßwerte zeigt sich nun deutlicher, daß am Werkstoff 15 MnNi 6 3 bei 20 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ eine Probenaufweitungsänderung schon deutlich vor 50 h meßtechnisch nicht mehr nachweisbar ist.

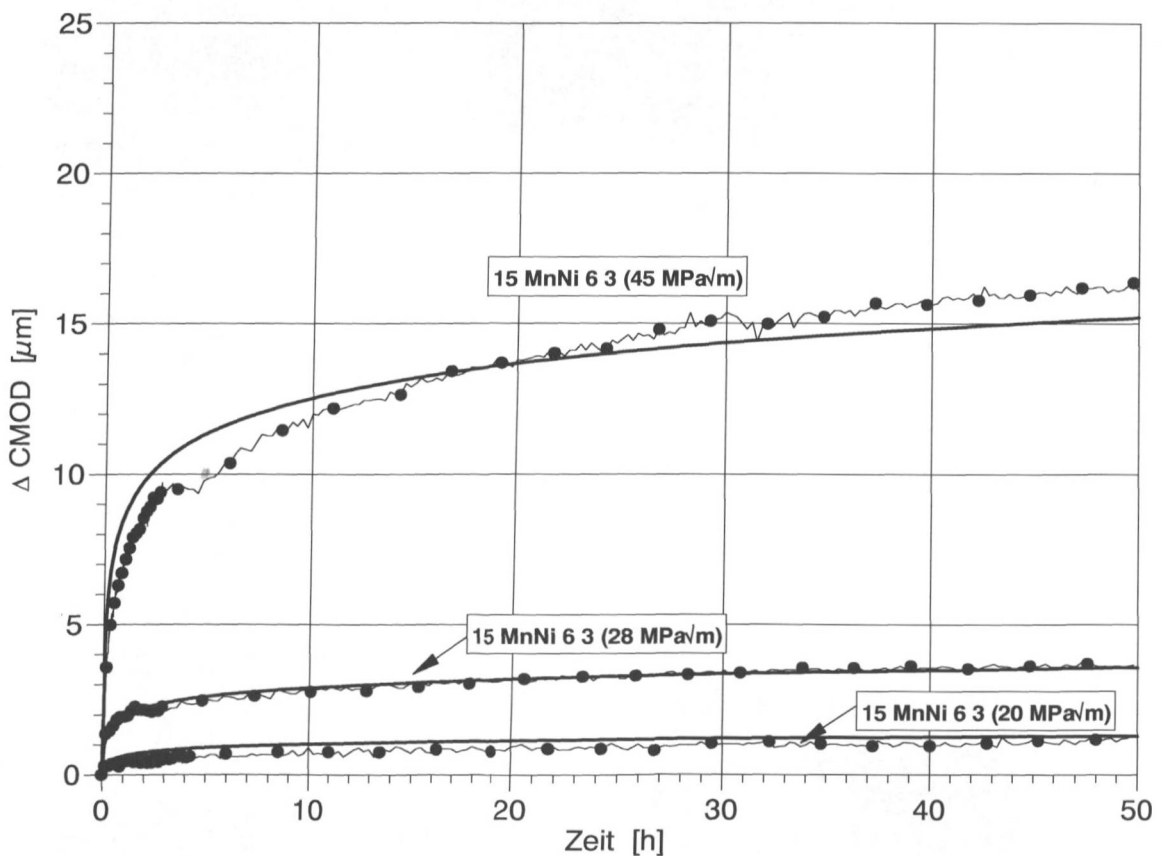


Bild 5.12: Zeitlicher Verlauf der stirnseitigen Probenaufweitungsänderung ΔCMOD unmittelbar nach Beendigung der Lastaufgabe im Zeitbereich bis 50 h für die in Luft bei 240°C und unterschiedlich hohen Spannungsintensitätsfaktoren K_I geprüften CT 50-Proben aus dem Werkstoff 15 MnNi 6 3 (0,004% S). Neben den Meßwerten (ausgefüllte Kreise) sind auch die durch eine logarithmische Funktion approximierten Kurvenverläufe eingetragen.

An der 15 MnNi 6 3-Probe, belastet mit $K_I = 28 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, zeichnet sich die Nachweisgrenze der Probenaufweitung im Bereich von 50 h ab.

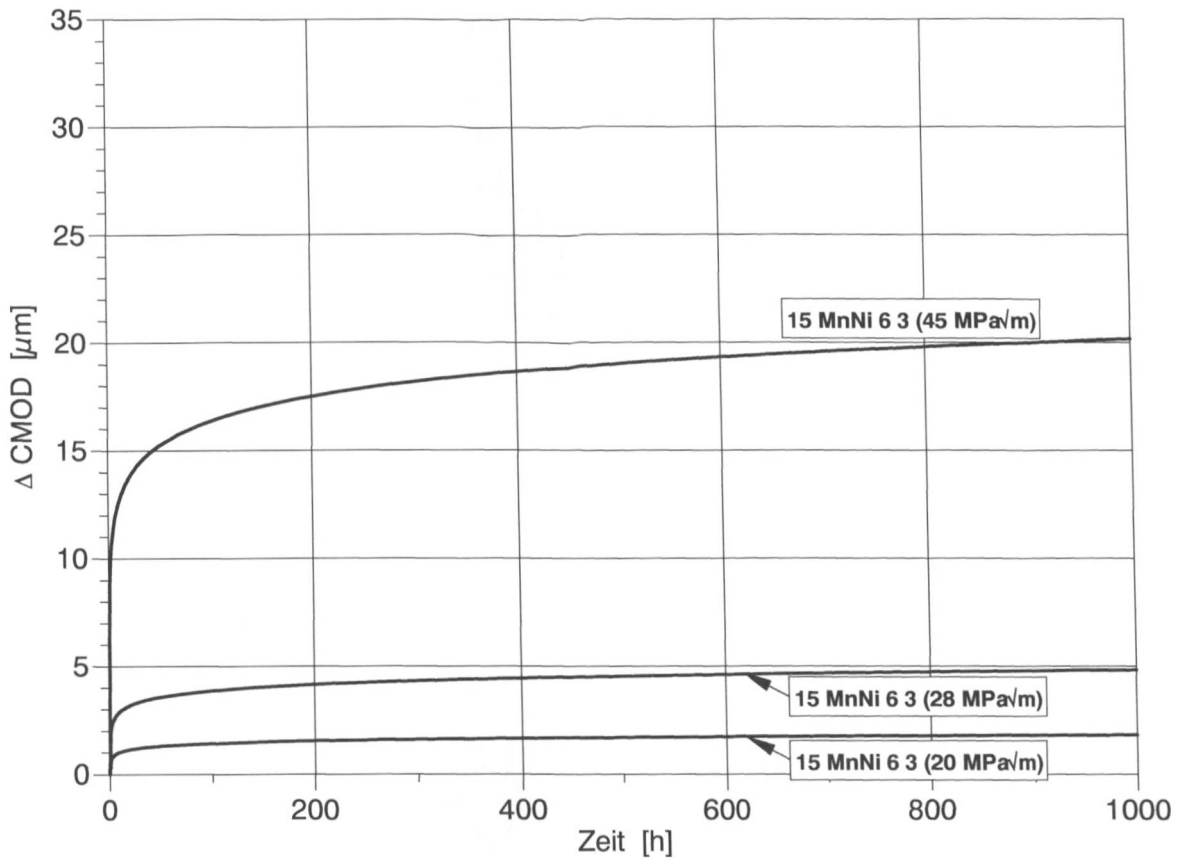


Bild 5.13: Zeitlicher Verlauf der durch eine logarithmische Funktion*approximierten stirnseitigen Probenaufweittingsänderung ΔCMOD unmittelbar nach Beendigung der Lastaufgabe im Zeitbereich bis 1000 h für die in Luft bei 240°C und unterschiedlich hohen Spannungsintensitätsfaktoren K_I geprüften CT 50-Proben aus dem Werkstoff 15 MnNi 6 3 (0,004% S)

Es ist darauf hinzuweisen, daß die ΔCMOD -Werte, erhalten auf Basis der logarithmischen Approximation für die Probenbelastung von $45 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ am Werkstoff 15 MnNi 6 3 Abweichungen von den tatsächlichen Meßwerten zeigen. Diese Beobachtung dürfte mit dem Stop der Probenaufweitung ($\Delta\text{CMOD} \approx 0$) im Zeitraum zwischen 3 und 5 Stunden im Zusammenhang stehen. Die Gründe für diese Versuchsstörung konnten nicht eindeutig geklärt werden, was auf die Feststellung, daß logarithmisches Kriechen vorliegt ohne Einfluß ist. Die durch eine logarithmische Funktion erhaltene Approximation dient daher als mathematisches Hilfsmodell zur Beschreibung insbesondere des anfänglichen Kriechverhaltens. Unter diesem Gesichtspunkt sind auch die Bilder 5.13 und 5.14 zu sehen. Bild 5.13 zeigt die durch logarithmische Funktionen erhaltenen Approximationen für die verschiedenen Versuche bis 1000 h.

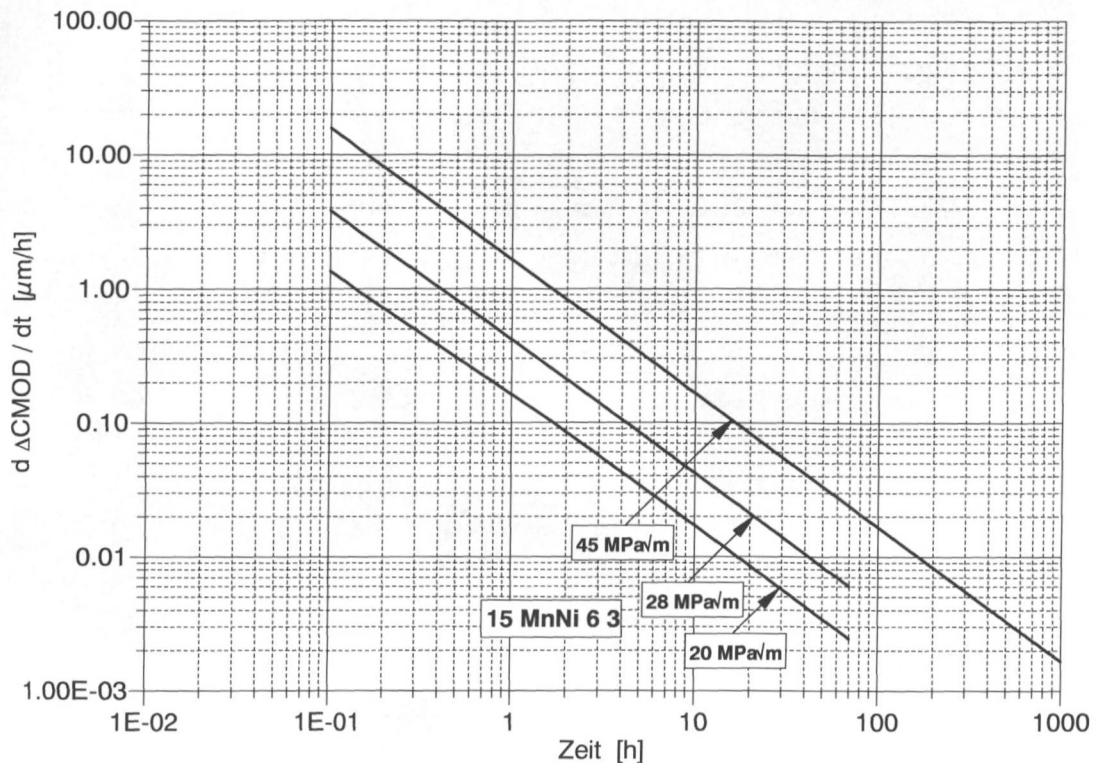


Bild 5.14: Zeitliche Ableitung ΔCMOD der durch eine logarithmische Funktion approximierten stirnseitigen Probenaufweitungsänderung ΔCMOD unmittelbar nach Beendigung der Lastaufgabe über der Versuchszeit für die in Luft bei 240°C geprüften CT 50-Proben aus dem Werkstoff 15 MnNi 6 3 (0,004% S)

In Bild 5.14 finden sich die zeitlichen Ableitungen ΔCMOD der durch logarithmische Approximationen erhaltenen Kriechkurven im doppeltlogarithmischen $\Delta\text{CMOD}/\text{Zeit}$ -Koordinatensystem. Aufgrund der sich daraus ergebenden Geraden mit der Steigung -1 darf darauf geschlossen werden, daß das Kriechverhalten des Werkstoffes 15 MnNi 6 3 ebenfalls dem sogenannten logarithmischen Kriechen oder Niedertemperaturkriechen zuzuordnen ist.

5.3 Zusammenfassung und Bewertung der Ergebnisse der Kriechversuche

Die wichtigen Ergebnisse der an den beiden ferritischen Stählen 20 MnMoNi 5 5 und 15 MnNi 6 3 in Luft durchgeführten Belastungsversuche sind nachfolgend zusammengestellt:

a. Zur Frage des Kriechfließens

Im Zuge der Aufgabe der zeitlich konstanten Last auf die CT 50-Proben (Belastungszeit zwischen 60 und 90 Sekunden) nehmen die Probenaufweitungen CMOD infolge der Fließvorgänge an den Rißspitzen gemessen an den vorgegebenen K_I -Werten überproportional zu. Nach Abschluß der Lastaufgabe nimmt die Probenaufweitung CMOD bei konstanter Versuchslast unter der Wirkung der abklingenden Kriechvorgänge nur noch erheblich langsamer und von den Beträgen her sehr begrenzt zu. Die entsprechenden Kriechkurven von 0 bis 50 Stunden sind in Bild 5.15 für beide Werkstoffe zusammengestellt. Die generell gute Übereinstimmung der Meßwerte mit den logarithmischen Approximationen bestätigt, daß logarithmisches Kriechen vorliegt.

Im Einzelnen ist festzustellen: Für den ferritischen Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 wurde in Luft bei 240°C gezeigt, daß eine längerfristige (> 10 h) technisch relevante Probenaufweitung CMOD, bedingt durch Niedertemperaturkriechvorgänge für Spannungsintensitätsfaktoren $K_I \leq 74 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ meßtechnisch nicht nachweisbar war, Bild 5.6 und 5.15. Bei den K_I -Werten von 86 und 90 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ setzt sich das Kriechfließen auf Basis der Meßprotokolle und gemäß Bild 5.6 bzw. Bild 5.7 bis rd. 1000 h ($K_I = 86 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) bzw. auch noch über 1000 h hinaus fort ($K_I = 90 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$), Bild 5.15.

Für den ferritischen Werkstoff 15 MnNi 6 3 wurde in Luft bei 240°C gezeigt, daß bei $K_I = 45 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ auch noch nach 1000 h begrenztes Kriechfließen wirksam ist, während bei $K_I = 28$ und 20 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ spätestens bei rd. 1000 h ein Kriechfließen meßtechnisch nicht mehr nachweisbar ist, vgl. Bild 5.12 und Bild 5.13.

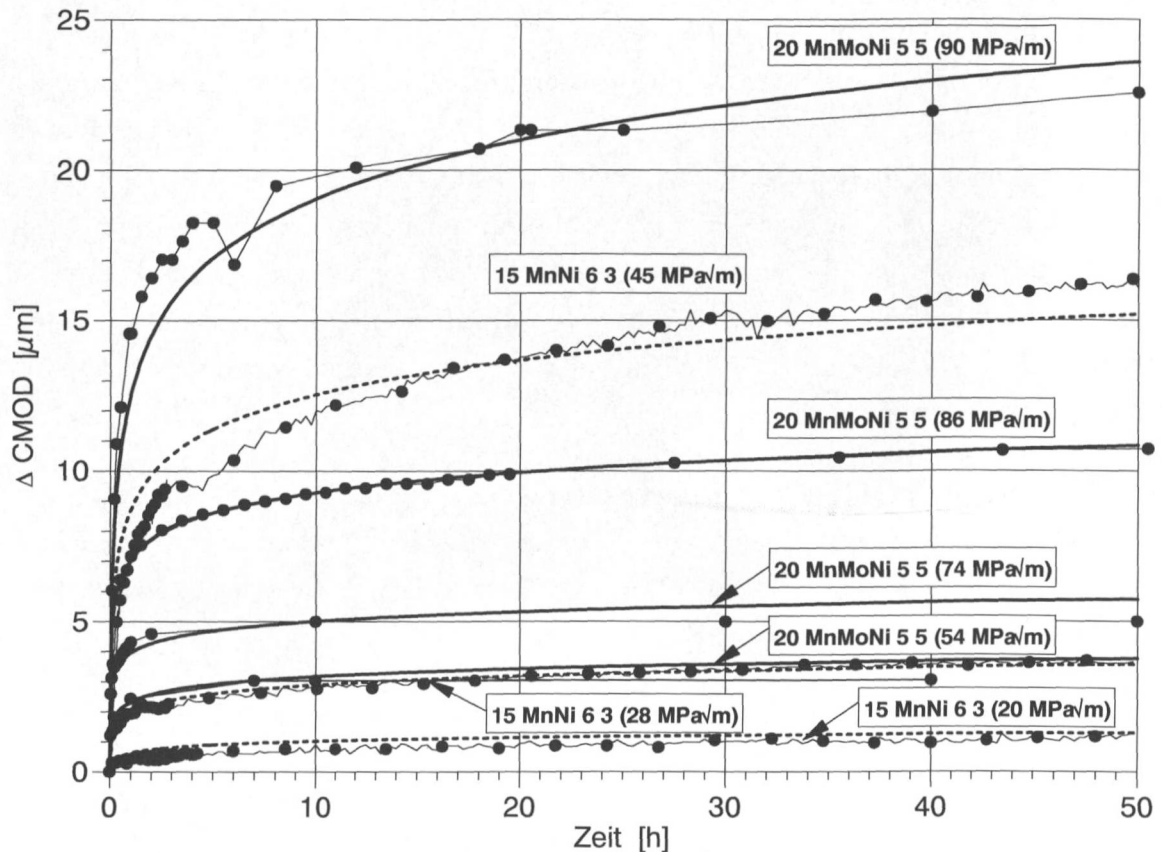


Bild 5.15: Zeitlicher Verlauf der stirnseitigen Probenaufweitung ΔCMOD unmittelbar nach Beendigung der Lastaufgabe im Zeitbereich bis 50 h für die in Luft bei 240°C und unterschiedlich hohen Spannungsintensitätsfaktoren K_I geprüften CT 50-Proben aus den Werkstoffen 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S) und 15 MnNi 6 3 (0,004% S). Neben den Meßwerten (ausgefüllte Kreise) sind auch die durch eine logarithmische Funktion approximierten Kurvenverläufe eingetragen.

b. Zum Einfluß des Kriechfließens auf das Korrosionsrißwachstum in sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser

Wie eingangs schon festgestellt, handelt es sich bei den nach Ende der Lastaufgabe an den Rißspitzen ablaufenden Verformungsvorgängen um Niedertemperaturkriechen, welches über der Zeit abklingt.

Die gemäß [14] durchgeführten rechnerischen Abschätzungen zur Wachstumsgeschwindigkeit von Korrosionsrissen in sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser basieren nicht auf über der Zeit abklingenden, sondern auf der Vorstellung von über der Zeit konstanten Kriechvorgängen. Diese Sicht der Dinge führte gemäß Bild 1.2 für den technisch wichtigen K_I -Bereich bis $60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ auf Basis eines mechanistischen Riß-

wachstumsmodelles für $K_I = 60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ zu Rißwachstumsgeschwindigkeiten von max. 9 mm/Jahr (Low-Sulfur Line für reduzierte Korrosivität) bzw. max. 900 mm/Jahr (High-Sulfur Line für erhöhte Korrosivität), Bild 2.1. Die z.T. extremen Unterschiede zwischen den in [14] aufgeführten rechnerischen Rißwachstumsgeschwindigkeiten (High/Low-Sulphur Line) und der in [11], Bild 1.2, genannten experimentell ermittelten Wachstumsgeschwindigkeiten von korrosionsgestütztem Rißwachstum dürften neben anderen Aspekten in erheblichem Umfang von den oben geschilderten, deutlich unterschiedlichen Vorstellungen zum Ablauf von Niedertemperaturkriechvorgängen im Bereich von Rißspitzen herrühren.

Die Ergebnisse aus [11] haben erkennen lassen, daß unter realistischen - bezüglich realer Wasserbedingungen in Siedewasserreaktoren - begrenzt konservativen Autoklavenbedingungen bei K_I -Werten $< 60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ mit schnellem korrosionsgestütztem Rißwachstum nicht zu rechnen ist, Bild 2.10.

Der in Bild 2.10 markierte Übergang zwischen schnellem (Bereich 2) und sehr langsamem (nicht kontinuierlichem) Rißwachstum (Bereich 1) ist gegeben durch die konkurrierende Wirkung von Schutzschichtzerstörung an Rißspitzen infolge Fließ- und Kriechvorgängen und dem Repassivierungsvermögen des Korrosionssystems, also der Fähigkeit, gestörte Schutzschichten auszuheilen.

Bei den Werkstoffen 20 MnMoNi 5 5 und 22 NiMoCr 3 7 wird unter den oben genannten Wasserbedingungen offensichtlich bis zu einem K_I -Wert von rund $60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ das korrosionsgestützte Rißwachstum durch ausreichendes Repassivierungsvermögen und hinreichend begrenzte Kriechvorgänge auf sehr kleine Rißfortschritte beschränkt, Bild 1.2. Oberhalb dieses Grenzwertes nimmt der Umfang der Kriechvorgänge ein solches Ausmaß an, daß es zu ständig sich wiederholenden Schutzschichtzerstörungen kommt, die einen Rißstillstand verhindern können. Resultierend aus dieser Situation kann es zu makroskopischem korrosionsgestütztem Rißwachstum auch bis hin zum Bruch der Proben kommen.

Die Höhe des Grenzwertes des Spannungsintensitätsfaktors K_I , der den Gleichgewichtszustand zwischen Schutzschichtzerstörung und Repassivierung bzw. den Übergang zu schnellem Rißwachstum darstellt, ist in erster Näherung von der Höhe der Dehngrenze des jeweiligen Werkstoffes und vom Repassivierungsvermögen des Korrosionssystems und damit auch von der Qualität des Hochtemperaturwassers abhängig. Im Rahmen künftiger Forschung sollte neben der Probenform auch die Höhe der Nennspannung im Fernfeld (von Rissen) in entsprechende Überlegungen einbezogen werden [113].

c. Zur Abhängigkeit des Kriechverhaltens vom Werkstoffzustand

Das Ausmaß von Niedertemperaturkriechvorgängen ist bei den hier untersuchten ferritischen Stählen wesentlich vom Werkstoffzustand abhängig. Das bedeutet ist erster Linie, daß bei niedrigerer Dehngrenze eines Werkstoffes auch die Grenze noch auftretender korrosionsrelevanter Kriechvorgänge schon bei entsprechend niedrigerer äußerer zeitlich konstanter Beanspruchung liegt.

Im Falle des zusätzlich zum Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 untersuchten ferritisch-perlitischen Werkstoffes 15 MnNi 6 3 ist die Streckgrenze bei 240°C um rd. 40 % niedriger als die Dehngrenze des Zwischenstufenstahles 20 MnMoNi 5 5. Tatsächlich erniedrigt sich aber beim Werkstoff 15 MnNi 6 3 die Beanspruchung für das Auftreten von gleichem Niedertemperaturkriechen nicht nur im Verhältnis der Dehn- bzw. Streckgrenzen, sondern noch weiterhin. Dies ist insofern erklärbar, als der Werkstoff 15 MnNi 6 3 nicht nur infolge des im Zugversuch ermittelten niedrigen Fließbeginnes, sondern darüber hinaus auch aufgrund seiner ferritisch-perlitischen Gefügestruktur (ausgeprägte Streckgrenze) merklich kriechfreundlicher ist als der Zwischenstufenstahl 20 MnMoNi 5 5.

Demnach ist verständlich, daß bei Werkstoffen mit niedrigeren Dehngrenzen naturgemäß auch bei K_I -Werten deutlich unterhalb der Grenze von $60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (wie sie sich aus den Korrosionsversuchen nach [11, 12] für den Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 ergeben hat) noch mit einem ausgeprägten und auch längerfristigen korrosionsgestützten Rißwachstum zu rechnen ist.

Betrachtet man die in Bild 5.16 für die Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 und 15 MnNi 6 3 zusammengefaßten doppeltlogarithmisch dargestellten CMOD-Verläufe über der Versuchszeit, wird deutlich, daß sich das Kriechverhalten des Werkstoffes 15 MnNi 6 3 bei $K_I = 28 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (zwischen dem Kriechverhalten des Werkstoffes 20 MnMoNi 5 5 bei $K_I = 54$ und $74 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) einordnet.

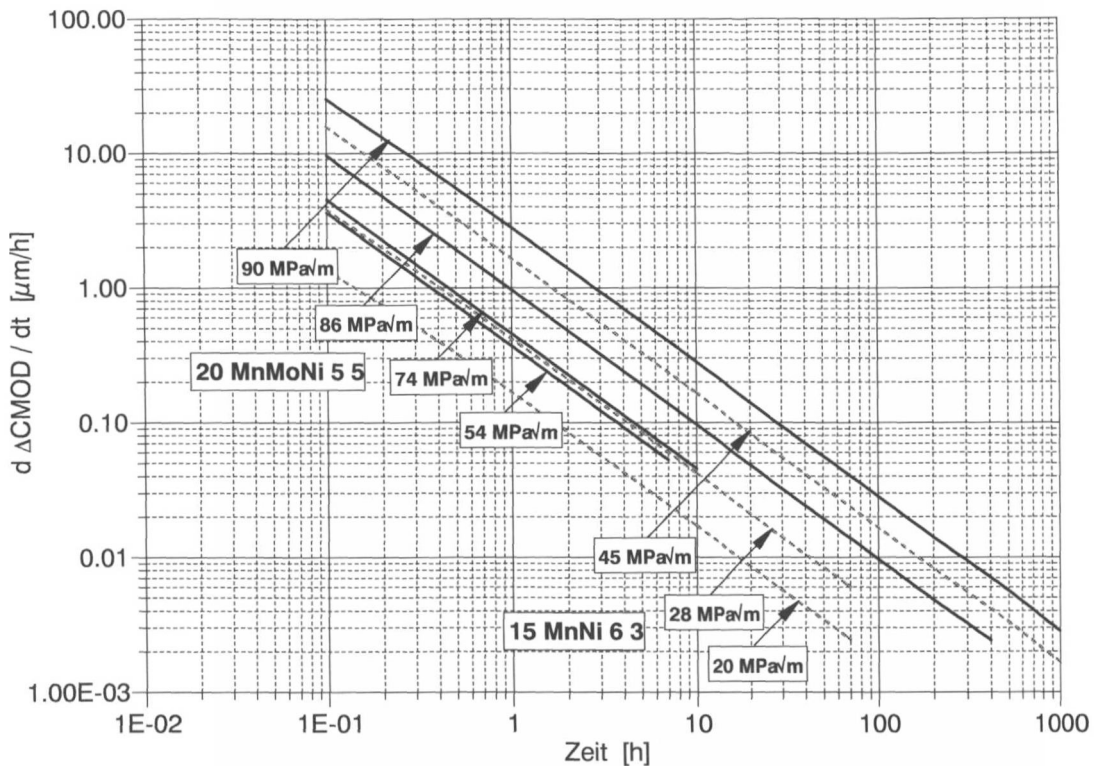


Bild 5.16: Zeitliche Ableitung ΔCMOD der durch eine logarithmische Funktion approximierten stirnseitigen Probenaufweitungsänderung ΔCMOD unmittelbar nach Beendigung der Lastaufgabe über der Versuchszeit für die in Luft bei 240°C geprüften CT 50-Proben aus den Werkstoffen 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S) und 15 MnNi 6 3 (0,004% S)

Demnach entspricht aus technischer Sicht das Kriechverhalten des Werkstoffes 20 MnMoNi 5 5 bei $60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ dem Kriechverhalten des Werkstoffes 15 MnNi 6 3 bei $K_I \approx 28 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Es ist nun davon auszugehen, daß bei sonst praktisch gleichen, das Korrosionsrißwachstum beeinflussenden Bedingungen das (Fließ- und) Kriechverhalten den dominierenden Einfluß auf Korrosionsrißwachstum infolge Dehnungsinduzierter Rißkorrosion ausübt. Daher ist zu erwarten, daß am Werkstoff 15 MnNi 6 3 der Übergang von hohen zu niedrigen Rißwachstumsgeschwindigkeiten bei rd. $28 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ liegt, **Bild 5.17**. Diese Vorstellung erscheint anhand der in Bild 2.14 dargestellten Ergebnisse von sachlich vergleichbaren Korrosionsversuchen am Werkstoff 15 MnNi 6 3 als realistisch.

Diese Situation ist wohl - bei gleichem wirkendem Korrosionsmechanismus - auch auf ferritische Werkstoffe anderer Fließ- bzw. Dehngrenzen aber vergleichbarer metallogra-

fischer Gefüge vom Grundsatz her übertragbar und stellt somit bei vergleichbarer Qualität des Hochtemperaturwassers eine „Master-Curve“ dar.

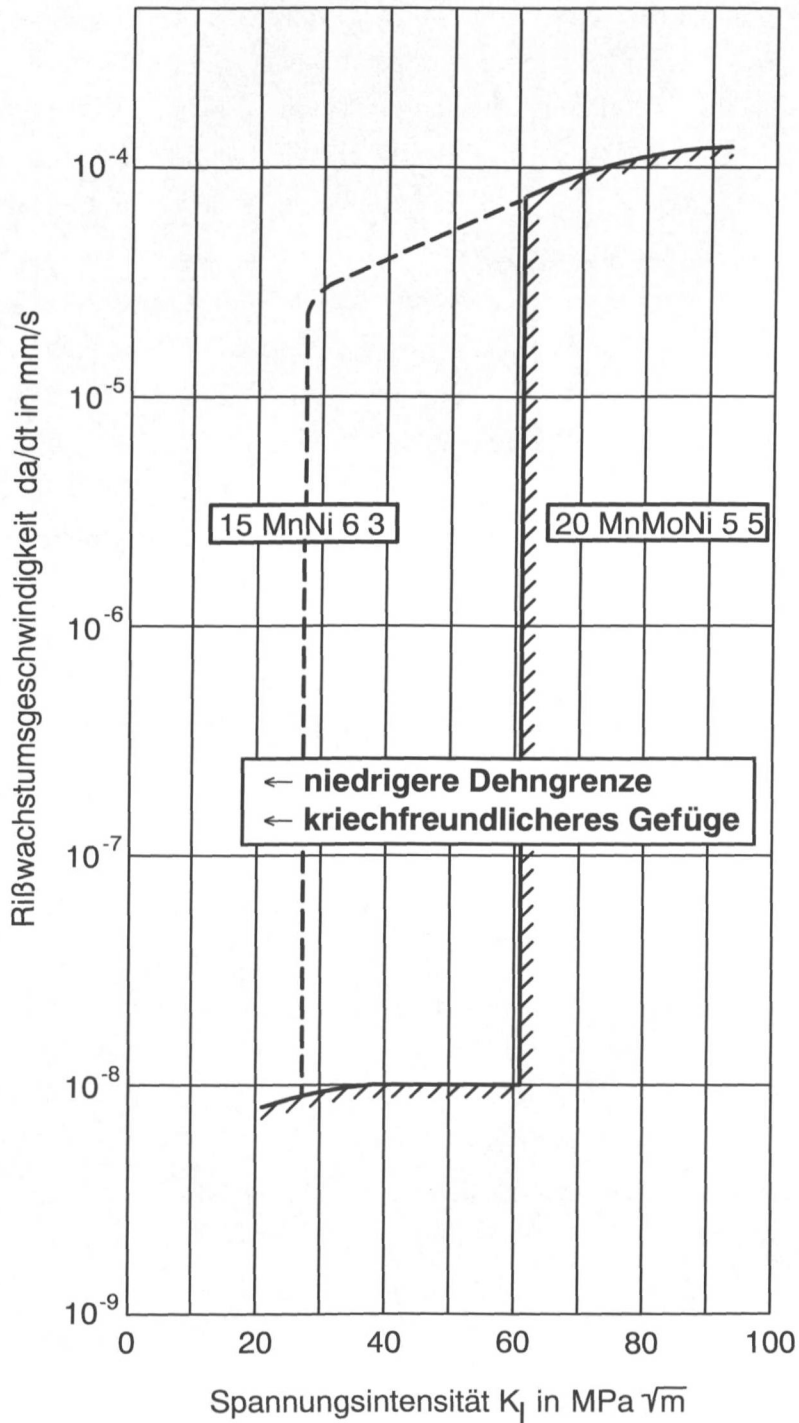


Bild 5.17: Schematische Darstellung des Einflusses einer niedrigeren Dehngrenze auf die korrosionsgestützte Rißwachstumsgeschwindigkeit (vgl. auch Bild 2.10 [11] und Bild 2.13 [9])

6 Finite-Elemente-Rechnungen

6.1 Vorbemerkungen

Die Methode der finiten Elemente basiert auf der grundlegenden Vorstellung, daß jedes Tragwerk aus einer Anzahl von geometrisch einfachen, kleinen Elementen aufgebaut wird. Diese Elemente sind an ihrer Berandung durch Knotenpunkte miteinander verbunden. Anstelle des realen Bauteils wird also ein idealisiertes Modell betrachtet, das aus einer endlichen Anzahl diskreter Elemente besteht. Kennt man die elastischen und gegebenenfalls auch die plastischen Eigenschaften des zu modellierenden Werkstoffes und setzt man die Elemente unter Beachtung dieser Werkstoffgesetze zum gesamten Tragwerk zusammen, so kann man das statische und je nach Bedarf auch das dynamische Verhalten dieses Tragwerkes rechnerisch ermitteln. Eine solche Berechnung von Konstruktionen oder Proben mit Hilfe der Methode der finiten Elemente (FE) läßt sich auf zwei Arten durchführen und zwar nach der Kraft- und nach der Verschiebungsmethode. Die Verschiebungsmethode ist vielseitiger anwendbar und für die numerische Rechnung vorteilhafter. Bei der Verschiebungsmethode sind die Verschiebungen in den Verbindungsstellen der Elemente (den Knotenpunkten) die gesuchten Unbekannten. Aus ihnen lassen sich die Dehnungen und Spannungen errechnen [114].

Diese Elementverschiebungen sind mit den Elementkräften und Elementmomenten verknüpft durch die Beziehung:

$$P_{(j)} = k_{(j)} \cdot \rho_{(j)} \quad (6.1)$$

Mit: $P_{(j)}$ = Vektor der Elementkräfte
 $k_{(j)}$ = Steifigkeitsmatrix
 $\rho_{(j)}$ = Vektor der Elementverschiebung } für das Element j

Die Steifigkeitsmatrix $k_{(j)}$ läßt sich aus den geometrischen Gegebenheiten des jeweiligen Elementes und seinen elastischen Materialdaten errechnen. Die Aufstellung der Steifigkeitsmatrix bildet das Kernstück der Finite-Elemente-Methode.

Eine Bauteilberechnung mittels FE-Rechnung beginnt mit der Idealisierung des Bauteils, also der Aufteilung der zu untersuchenden Struktur in elementare Bausteine, die finiten Elemente. Eine sachgerechte Idealisierung ist für die Genauigkeit der Ergebnisse von entscheidender Bedeutung. Dazu gehört als erstes die Auswahl der entsprechenden Elementtypen, von denen je nach Anwendungsfall unterschiedliche verfügbar sind. Die

Auswahl richtet sich nach der Geometrie, der Beanspruchungsart und der zu erwartenden Spannungs- und Dehnungsverteilung. Als Grundsatz bei der Elementauswahl gilt, daß möglichst einfache Elemente mit möglichst wenigen Knotenpunkten verwendet werden sollten, damit der Rechenaufwand niedrig gehalten werden kann.

Von großer Bedeutung ist auch die Wahl der relativen Elementgröße. In Bereichen, die keine großen Beanspruchungsgradienten erwarten lassen, kann mit verhältnismäßig großen Elementen grob idealisiert werden. Im Gegensatz dazu muß in den Bereichen, in denen hohe Beanspruchungsgradienten und hohe Spannungskonzentrationen zu erwarten sind, entsprechend fein idealisiert werden.

Nicht zuletzt sollten die Resultate von FE-Rechnung einer kritischen Durchsicht und Bewertung unterzogen werden. Es ist zu prüfen, ob die Idealisierungen der Bauteile zweckmäßig gewählt wurde. Dies erfolgt am zweckmäßigsten durch Prüfung der Plausibilität der Ergebnisse und durch Kontrolle der errechneten Größen auf ausreichende Übereinstimmung mit Meßwerten an realen Bauteilen.

6.2 Vorgehensweise und Arbeitsziel

Für die FE-Rechnung wird eine CT 50-Probe, wie sie auch für die geschilderten Konstantlastversuche bei 240°C verwendet wurden, mit einer Rißlänge a von 61,5 mm ($a/W = 0,615$) zugrunde gelegt. Aufgrund der Symmetrie im Rißligament brauchte nur eine Probenhälfte geometrisch idealisiert und in finite Elemente diskreditiert zu werden. Das zweidimensionale FE-Netz besteht aus 2543 Elementen und 7746 Knotenpunkten, wobei zur Modellierung der Umgebung der Rißspitze eine Kantenlänge der Elemente von 0,125 mm gewählt wurde. Die Gesamtansicht der Modellierung der CT 50-Probenhälfte zeigt Bild 6.1. Die im Rißspitzenbereich verfeinerte Modellierung zeigt eine Ausschnittsvergrößerung in Bild 6.2.

In der FE-Rechnung wird eine zügige Lastaufgabe unterstellt und die auf Fließen zurückgehenden plastischen Verformungen erfaßt. Die unter längerfristig konstanter Belastung ablaufenden Kriechvorgänge werden nicht berücksichtigt. Die aus der FE-Rechnung für den Fall des EDZ ermittelte Erstreckung der (durch Fließvorgänge hervorgerufenen) plastischen Zone wird mit dem analytischen Ansatz von McClintock-Irwin [47] verglichen.

Mit Hilfe der CAE-Software P3 / PATRAN [108] wurde die Bruchmechanikprobe gemäß Bild 4.5 geometrisch idealisiert und in finite Elemente diskreditiert. Die Struktur-

analyse dieser für Kriech- und Korrosionsversuche eingesetzten Probe wurde mit dem FE-Programm ABAQUS [109] auf dem Vektorrechner CRAY des Rechenzentrums der Universität Stuttgart durchgeführt.

Im Rahmen einer zweidimensionalen, elastisch-plastischen FE-Rechnung wurden die beiden möglichen Grenzfälle mechanischer Beanspruchung nämlich ebener Dehnungszustand (EDZ) und ebener Spannungszustand (ESZ) untersucht [16]. Im Falle der Probenaufweitung CMOD wird ein Vergleich zwischen den Rechenergebnissen und den im Experiment in Luft sowie im Korrosionsmedium [11] gemessenen Probenaufweitungen durchgeführt. Darüber hinaus wird die Vergleichsdehnung ε_V nach von Mises und der Mehrachsigenquotient q rechnerisch ermittelt.

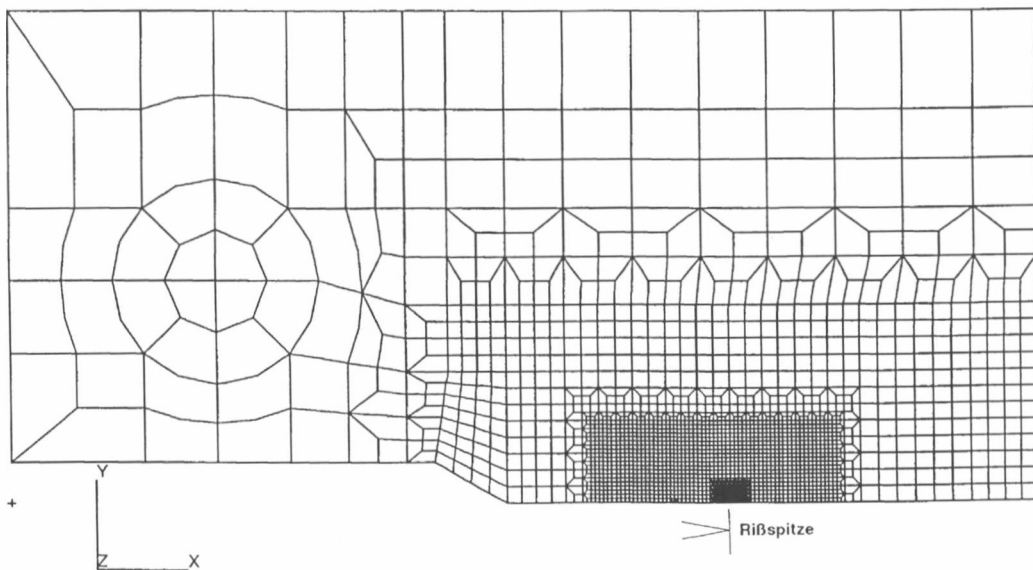


Bild 6.1: Zweidimensionale FE-Idealisierung der CT 50-Probenhälfte mit 2543 Elementen und 7746 Knotenpunkten

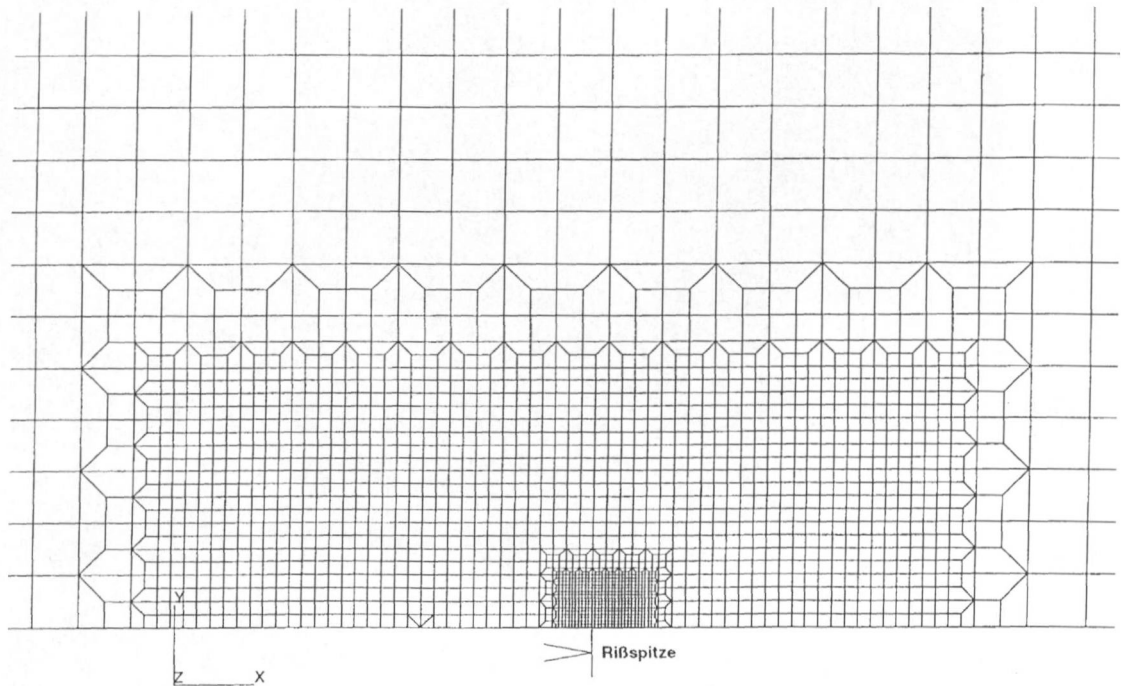


Bild 6.2: Ausschnittsvergrößerung aus Bild 6.1 um die Rißspitze der zweidimensionalen FE-Idealisierung der CT 50-Probenhälfte mit 2543 Elementen und 7746 Knotenpunkten

Die in den FE-Rechnungen benutzten wahren Fließkurven zur Beschreibung des mechanischen Werkstoffverhaltens bei 240°C sind zusammen mit den jeweiligen technischen Fließkurven in [Bild 6.3](#) für den Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S) und in [Bild 6.4](#) für den Werkstoff 15 MnNi 6 3 (0,004% S) dargestellt. Im Bereich der Gleichmaßdehnung wird die wahre Fließkurve unter der Annahme von Volumenkonstanz aus der technischen Fließkurve ermittelt. Im Gebiet der Probeneinschnürung wird die wahre Fließkurve mit Hilfe der Ramberg-Osgood-Approximation ermittelt.

Erste kleine elastische bzw. plastische Verformungen sind nur mit entsprechend abgestuften feinen Netzen zu erfassen. Es wurden daher entsprechend den eingangs gemachten Bemerkungen die Bereiche mit hohen Beanspruchungsgradienten und hohen Beanspruchungen (wie im vorliegenden Fall im Bereich von Rißspitzen) mit entsprechend feinen Elementen modelliert, vgl. Bild 6.2. Es wurden Kurven konstanter Vergleichsdehnung ϵ_V von 0,005% ausgedruckt. Diese Kenngröße basiert auf der normgerechten $R_{p0,005}$ -Dehngrenze. Bei 240°C liegt für den Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 die $R_{p0,005}$ -Dehngrenze bei 417 N/mm² und für den Werkstoff 15 MnNi 6 3 bei 253 N/mm².

Bei allen nachfolgenden Berechnungen wird das Erreichen der $R_{p0,005}$ -Dehngrenze als Beginn der plastischen Verformung zu Grunde gelegt.

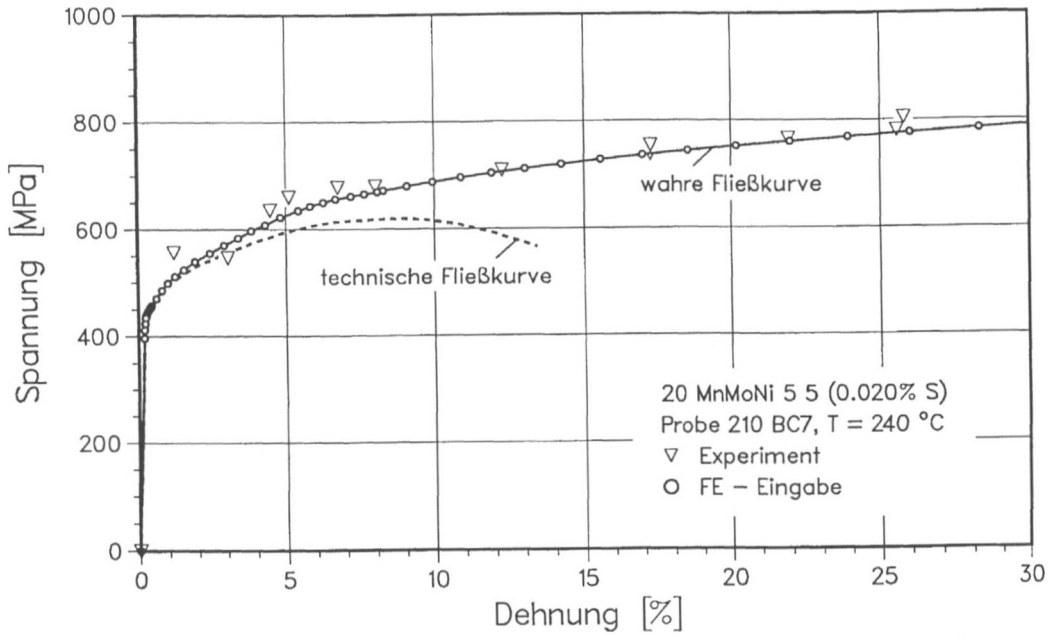


Bild 6.3: Wahre und technische Fließkurve des Werkstoffes 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S) bei 240°C

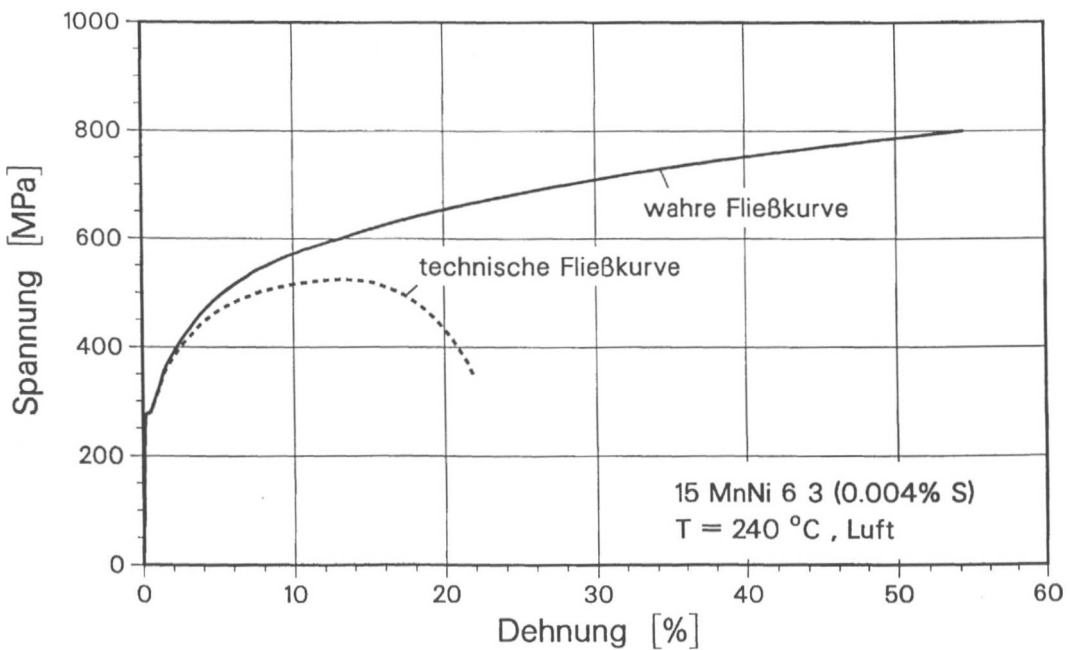


Bild 6.4: Wahre und technische Fließkurve des Werkstoffes 15 MnNi 6 3 (0,004% S) bei 240°C

6.3 Ergebnisse der Finite-Elemente-Rechnungen

6.3.1 Zum Aufweitungsverhalten

In Bild 6.5 ist das Last-Aufweitungsdiagramm für die beiden Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S) und 15 MnNi 6 3 (0,004% S) am Beispiel der CT 50-Probe in Luft bei 240°C dargestellt. Es wird deutlich, daß sich bis ca. $35 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ die beiden Werkstoffe nur unwesentlich unterscheiden. Oberhalb dieses K_I -Wertes zeigt sich bei gleicher Belastungshöhe die stärkere Plastifizierung des Werkstoffes 15 MnNi 6 3 in einer deutlichen Abweichung des Last-Aufweitungsdiagrammes von der Linearität. Dieses Verhalten konnte aufgrund der im Vergleich zum Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 niedrigeren Dehngrenze des Werkstoffes 15 MnNi 6 3 auch erwartet werden. Der Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 zeigt im dargestellten Bereich praktisch noch lineares Verhalten, was auf noch weitgehend elastische Verformung der Probe hindeutet.

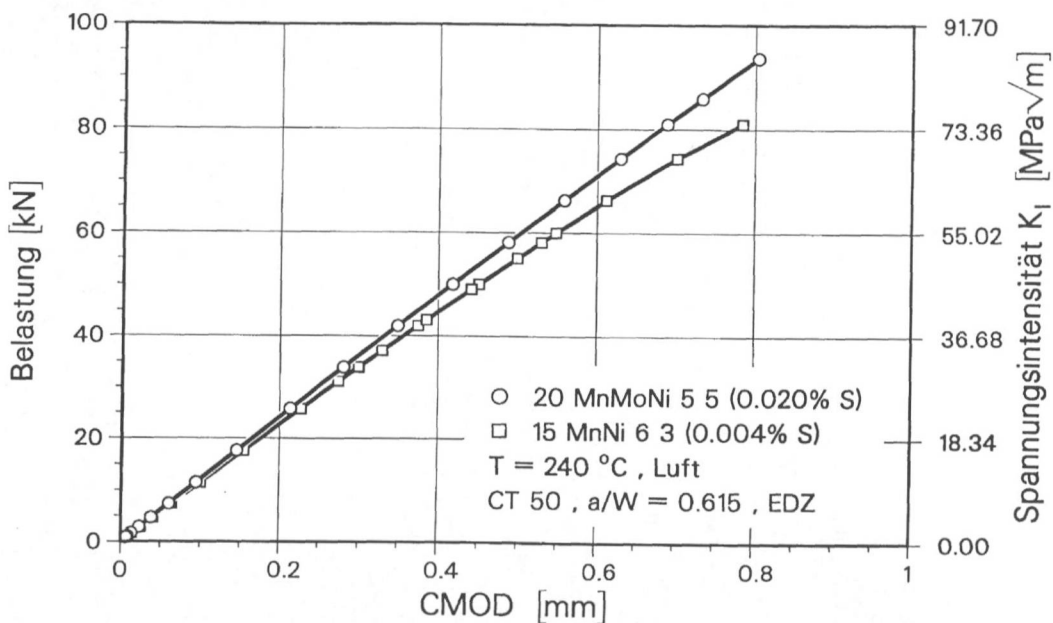


Bild 6.5: Probenaufweitung CMOD in Abhängigkeit von der Belastung (Last-Aufweitungsdiagramm) für den Fall des EDZ der FE-Rechnung für die Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S) und 15 MnNi 6 3 (0,004% S) bei 240°C

In Bild 6.6 ist für den Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 die anhand der FE-Rechnung ermittelte Probenaufweitung CMOD in Abhängigkeit von der Belastung für den ebenen Dehnungszustand (EDZ) dargestellt. Vergleichsweise werden die in 1000 h-Versuchen in Luft (siehe Kapitel 5) bei K_I -Werten von 54 und 74 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ ermittelten CMOD-Werte miteingezeichnet. Diese CMOD-Werte beinhalten die Aufweitungen im Zuge der Last-

aufgabe und die vergleichsweise kleinen zusätzlichen Aufweitungen durch Kriechvorgänge. Die FE-Rechnung zeigt im Vergleich zu den eingetragenen experimentellen CMOD-Werten das erwartete strukturmechanische Verhalten: Die Berechnung ergibt unter der Annahme eines ebenen Dehnungszustandes EDZ (höhere Steifigkeit) bei gleicher mechanischer Belastung, daß die berechneten ΔCMOD -Werte generell eher kleiner sind als die im Experiment gemessenen Werte.

Der tatsächliche Spannungszustand einer CT-Probe ist zwischen den beiden Grenzfällen des EDZ in der Probenmitte und des ESZ an der Probenoberfläche angesiedelt. Bei der Berechnung der Probenaufweitung wird der strukturmechanisch steifere EDZ-Zustand als durchgängig über den gesamten Probenquerschnitt angenommen. In den Proben selbst kommen aber steifere EDZ- und weichere ESZ-Zustände gemeinsam vor, woraus sich die größeren Aufweitungen in den Experimenten im Vergleich zu den Ergebnissen der EDZ-Rechnungen erklärt.

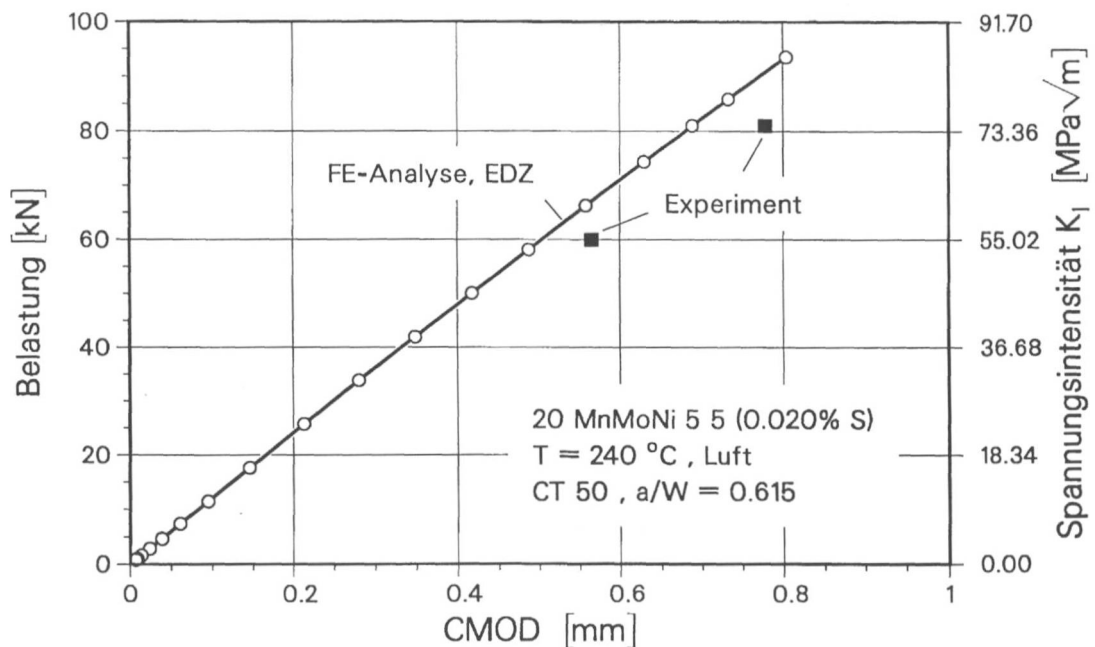


Bild 6.6: Vergleich der Probenaufweitung CMOD in Abhängigkeit von der Belastung für den Fall des EDZ der FE-Rechnung mit den experimentellen Werten aus den Kriechversuchen in Luft bei K_I -Werten von 54 und 74 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ für den Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S) bei 240°C

In **Bild 6.7** ist für den Werkstoff 15 MnNi 6 3 die Probenaufweitung CMOD in Abhängigkeit von der Belastung für den Fall des EDZ der FE-Rechnung mit den experimentellen Werten aus den Kriechversuchen in Luft bei K_I -Werten von 20, 28 und 45 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ eingetragen. Die FE-Rechnung zeigt in gleicher Weise wie beim Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 im Vergleich mit den eingetragenen experimentellen CMOD-Werten

das erwartete strukturelle Verhalten. Unbeschadet dessen zeigt sich auch hier generell eine gute Übereinstimmung zwischen den experimentellen und rechnerischen Ergebnissen.

Aufgrund der vor diesem Hintergrund prinzipiell hinreichend guten Übereinstimmung zwischen den experimentellen und errechneten CMOD-Werten kann der Grenzfall EDZ der FE-Rechnung als Einhüllende für die experimentellen CMOD-Werte genutzt werden. Auch wird deutlich, daß bei hohen Belastungen infolge der zunehmenden Plastifizierung des Werkstoffes der Abstand der gemessenen Δ CMOD-Werte zu den errechneten größer wird. Unabhängig davon kann aufgrund der hinreichend großen Probendicke der normgerechten CT 50-Proben im Probeninneren von einem überwiegend ebenen Dehnungszustand ausgegangen werden [115].

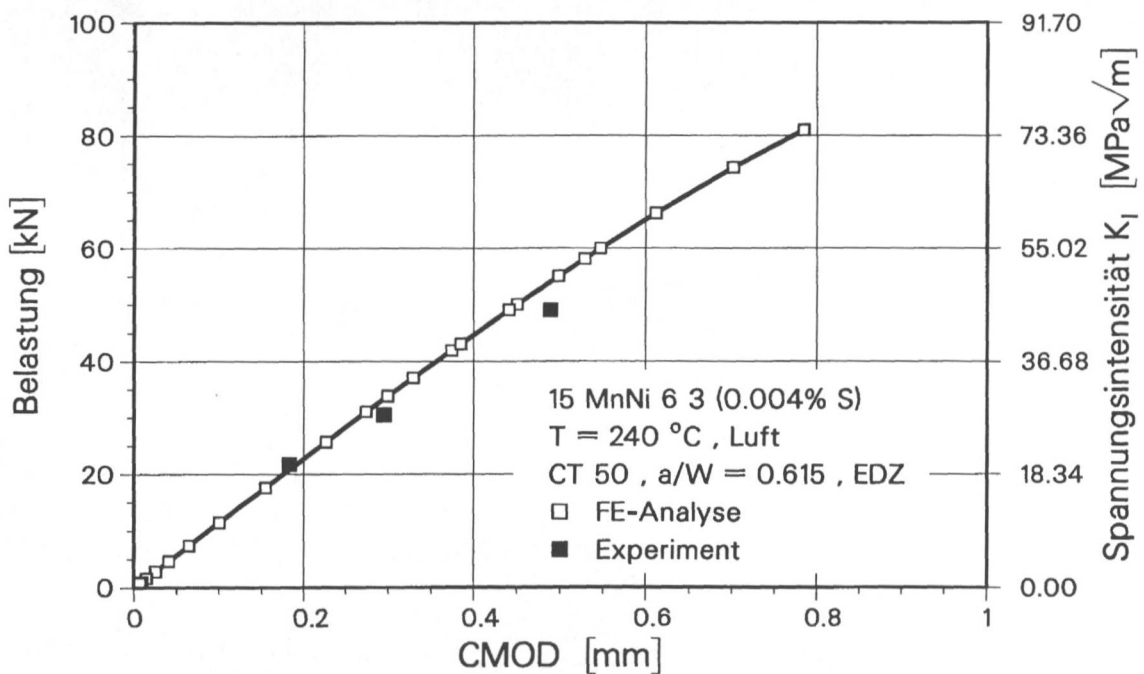


Bild 6.7: Vergleich der Probenaufweitung CMOD in Abhängigkeit von der Belastung für den Fall des EDZ der FE-Rechnung mit den experimentellen Werten aus den Kriechversuchen in Luft bei K_I -Werten von 20, 28 und 45 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ für den Werkstoff 15 MnNi 6 3 (0,004% S) bei 240°C

In Kapitel 5 wurden die entsprechenden experimentellen Untersuchungen in Luft für die beiden ferritischen Werkstoffen vorgestellt. Für den Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 sind nun in **Bild 6.8** die Probenaufweitungsdifferenzen Δ CMOD in Abhängigkeit von der Spannungsintensitätsdifferenz ΔK_I für den ebenen Dehnungszustand (EDZ) der FE-Rechnung aufgetragen. Die mittels FE-Rechnung ermittelten Werte wurden mit den experimentellen Werten aus den Korrosionsversuchen im Hochtemperaturwasser [11]

bei 240°C verglichen. Erwartungsgemäß ergeben sich auch hier für gleiche ΔK_I -Werte in den Korrosionsexperimenten im Vergleich zur FE-Rechnung höhere Aufweitungen (ΔCMOD -Werte). Aufgrund der unterschiedlich tiefen Anschlagrisse der einzelnen Proben ergibt sich kein exakt linearer Zusammenhang zwischen ΔK_I und ΔCMOD , was aber den Vergleich zwischen den experimentell und rechnerisch ermittelten Werten nicht beeinträchtigt.

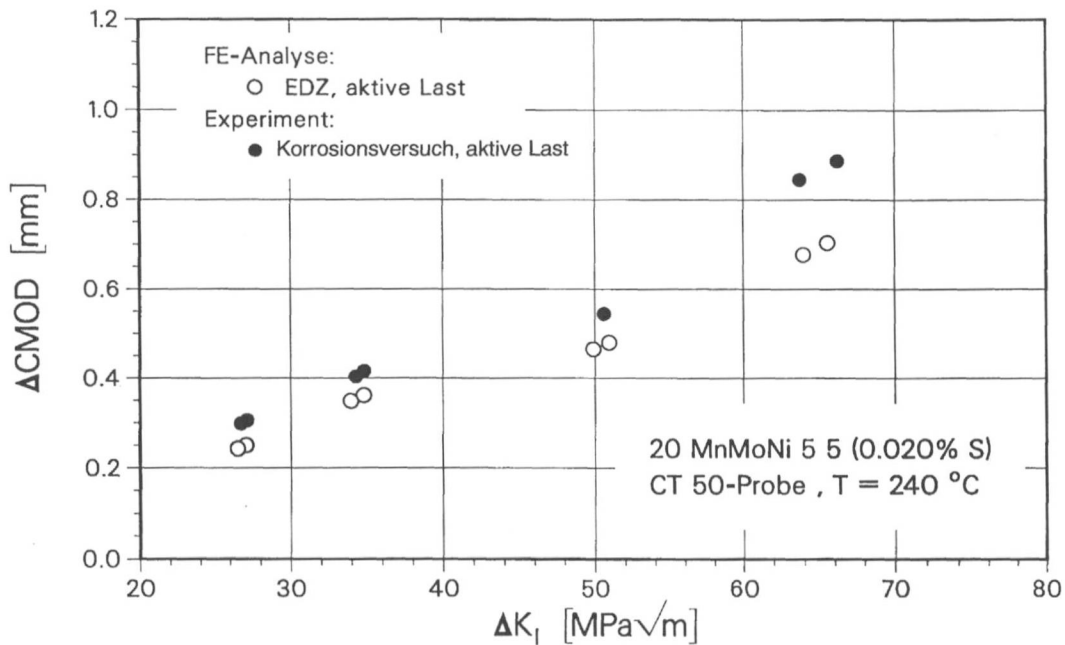


Bild 6.8: Rißöffnungsverschiebungsdifferenz ΔCMOD als Funktion der Spannungsintensitätsdifferenz ΔK_I mit ΔK_I gleich K_I reduziert um den aus der Wirkung des Autoklaveninnendruckes auf die Zugstange resultierenden Beitrag zu K_I [11]

6.3.2 Zur Plastifizierung im Bereich der Rißspitze

Für den Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 ist in Bild 6.9 die Ausbreitung der berechneten plastischen Zonen im Rißspitzenbereich für den Fall des EDZ bei drei unterschiedlich hohen Spannungsintensitätsfaktoren von 55, 74 und 86 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ dargestellt. Wie bereits erwähnt, wird die Grenze der plastischen Zone mit dem Erreichen der $R_{p0,005}$ -Dehngrenze festgelegt. Es wird ersichtlich, daß die plastische Zone senkrecht zum Ligament (Ebene X-Z) sich sehr viel stärker ausweitet als parallel zu diesem. Dies ist auf den der Berechnung zugrunde liegenden dreiachsigen Spannungszustand zurückzuführen (vgl. Bild 2.7b).

Bild 6.10 zeigt den gleichen Sachverhalt für den Werkstoff 15 MnNi 6 3 bei K_I -Werten von 28,5 und 34 sowie 55 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.

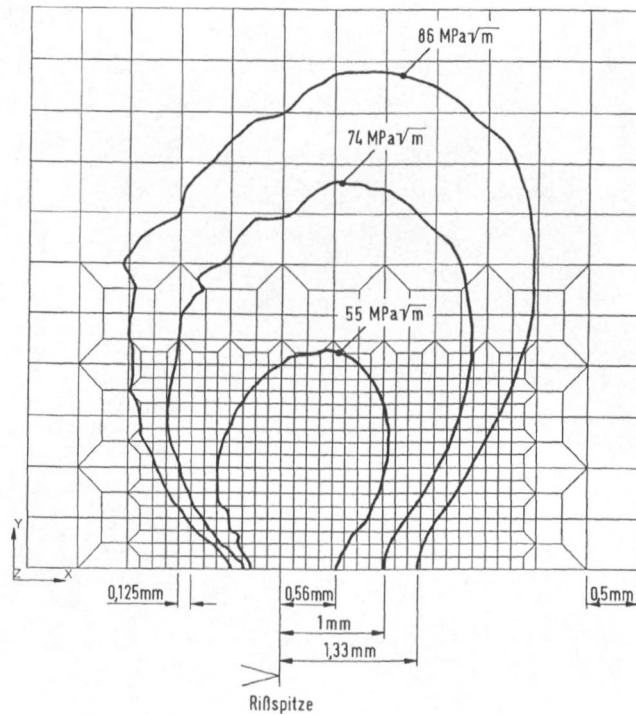


Bild 6.9: Vergleichende Zusammenstellung von Ausbildung und Ausbreitung der berechneten plastischen Zonen (bei Erreichen der $R_{p0,005}$ -Dehngrenze) für drei Spannungsintensitäten für den Fall des EDZ (entsprechend dem dreiachsigen Spannungszustand) für den Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 bei 240°C in Luft

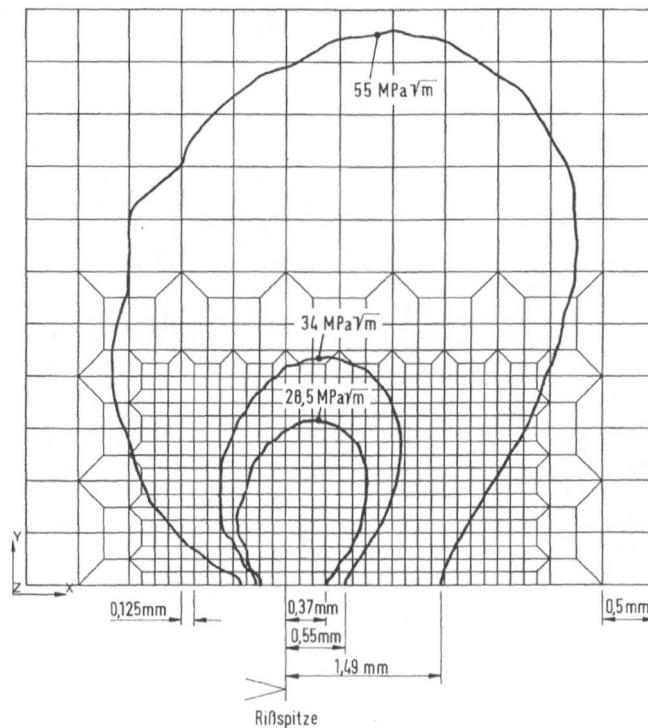


Bild 6.10: Vergleichende Zusammenstellung von Ausbildung und Ausbreitung der berechneten plastischen Zonen (bei Erreichen der $R_{p0,005}$ -Dehngrenze) für drei Spannungsintensitäten für den Fall des EDZ (entsprechend dem dreiachsigen Spannungszustand) für den Werkstoff 15 MnNi 6 3 bei 240°C in Luft

Für einen K_I -Wert von $55 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ sind in Bild 6.11 für den Fall des EDZ die berechneten plastischen Zonen für die beiden Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 und 15 MnNi 6 3 einander gegenübergestellt. Die Erstreckung der plastischen Zone am Werkstoff 15 MnNi 6 3 ist z.B. im Ligament in Richtung X-Achse um einen Faktor 2,66 größer als am Werkstoff 20 MnMoNi 5 5.

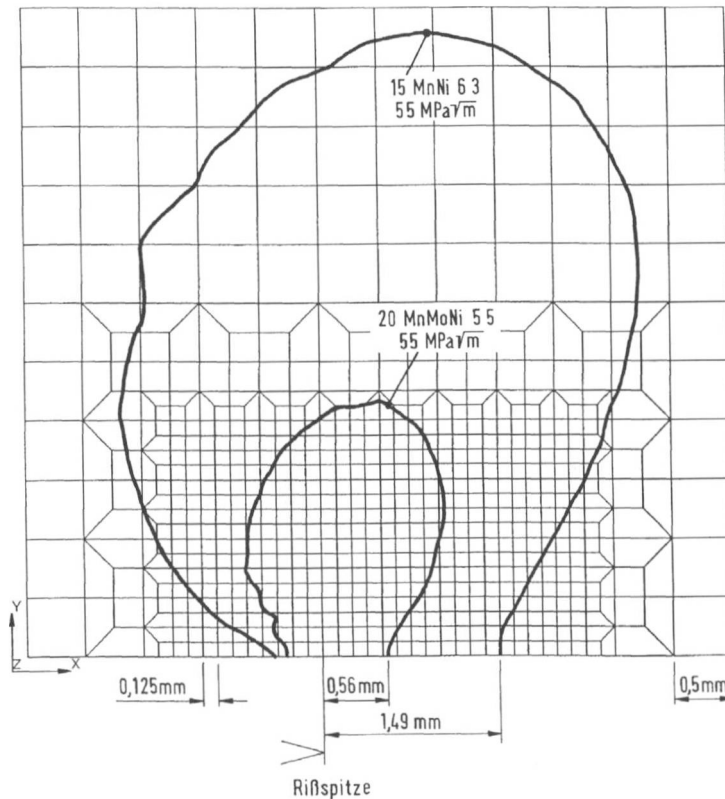


Bild 6.11: Vergleichende Zusammenstellung der Ausbildung und Ausbreitung der berechneten plastischen Zonen (bei Erreichen der $R_{p0,005}$ -Dehngrenze) für einen K_I -Wert von $55 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ für den Fall des EDZ (entsprechend dem dreiachsigen Spannungszustand) für die Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 und 15 MnNi 6 3 bei 240°C in Luft (vgl. Bilder 6.9 und 6.10)

In Bild 6.12 weisen die plastischen Zonen der beiden Werkstoffe hinsichtlich Größe und Form eine weitgehende Deckungsgleichheit auf. Dies ist der Fall, wenn die K_I -Werte ein Verhältnis von $34/55 = 0,618$ aufweisen. Betrachtet man die Werte für die Dehn- bzw. Streckgrenze der beiden Werkstoffe, so ergibt sich erwartungsgemäß ein praktisches gleiches Verhältnis von $253/417 = 0,607$.

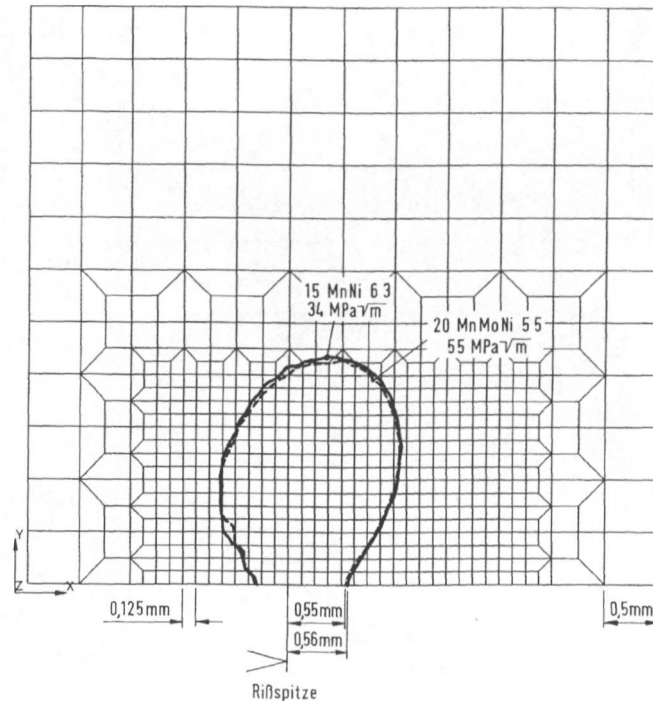


Bild 6.12: Vergleichende Zusammenstellung der Erstreckung der berechneten plastischen Zonen (bei Erreichen der $R_{p0,005}$ -Dehngrenze) für den Fall des EDZ (entsprechend dem dreiachsigen Spannungszustand) für einen K_I -Wert von $55 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ am Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S) und für einen K_I -Wert von $34 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ am Werkstoff 15 MnNi 6 3 (0,004% S) bei 240°C in Luft (vgl. Bilder 6.9 und 6.10)

Die Größe der plastischen Zone im Ligament kann auch mit Hilfe des analytischen Ansatzes von McClintock-Irwin [47] für den Fall des EDZ abgeschätzt werden, **Bild 6.13:**

$$a_{pl} = \frac{K_I^2}{2\pi \cdot \sigma_{ys}^2} \cdot (1 - 2\nu)^2 \quad (6.2)$$

- Mit: a_{pl} = Erstreckung der plastischen Zone in der Ligamentebene X-Z in X-Richtung
 K_I = Spannungsintensitätsfaktor
 σ_{ys} = Dehngrenze bei einachsiger Zugbelastung (hier $R_{p0,005}$)
 ν = Querkontraktionszahl

Berechnet man für die beiden Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 und 15 MnNi 6 3 bei z.B. $55 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ die Größe der plastischen Zonen nach Gleichung 6.2, so ergeben sich Werte gemäß **Tabelle 6.1**. Setzt man die Größen der plastischen Zonen für den Fall der FE-Rechnung und der Berechnung nach McClintock-Irwin zueinander ins Verhältnis, so ergeben sich erwartungsgemäß praktisch identische Werte von 2,66 und 2,716. Dieser Sachverhalt zeigt die eindeutige Abhängigkeit der Größe der plastischen Zonen von den Dehngrenzen der Werkstoffe.

Werkstoff	Dehn- bzw. Streckgrenze	Größe der plastischen Zone im Ligament	
		FE-Rechnung	McClintock-Irwin
15 MnNi 6 3 (0,004% S)	253 N/mm ²	1,49 mm	1,203 mm
20 MnMoNi 5 5 (0,020% S)	417 N/mm ²	0,56 mm	0,443 mm
Verhältnis der Erstreckung der plastischen Zonen a_{pl} im Ligament		2,66	2,716

Tabelle 6.1: Dehn- bzw. Streckgrenze sowie Erstreckung der plastischen Zone im Ligament nach McClintock-Irwin und FE-Rechnung für die beiden Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S) und 15 MnNi 6 3 (0,004% S) bei 240°C für $K_I = 55 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

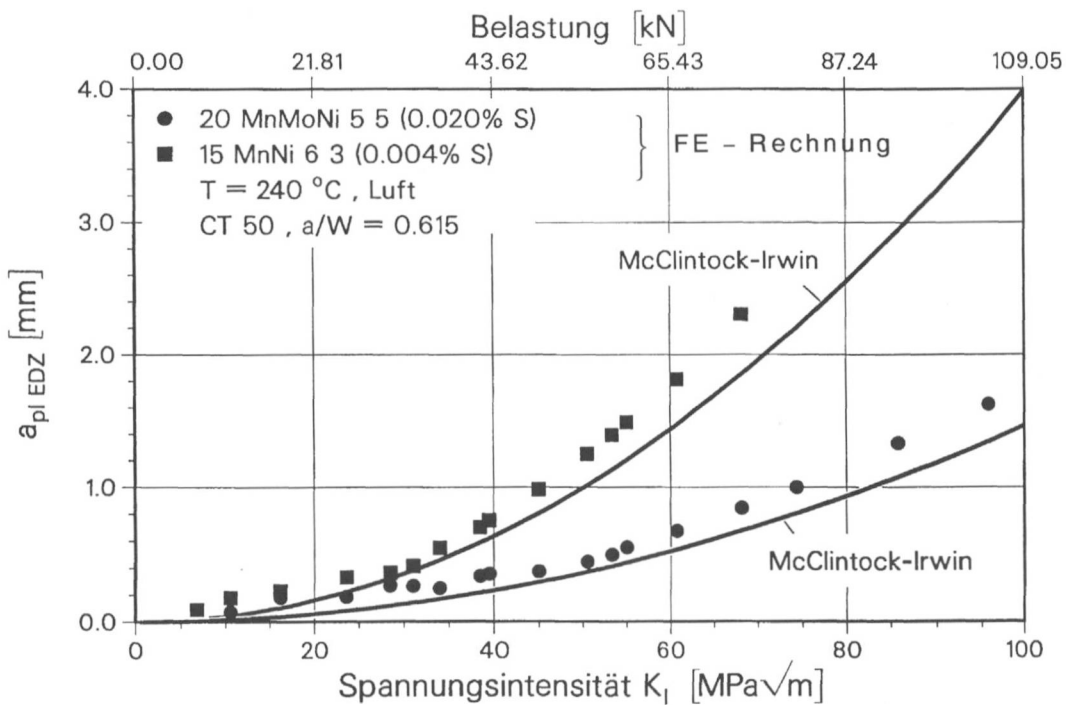


Bild 6.13: Vergleichende Zusammenstellung der Erstreckung der plastischen Zonen a_{pl} in Ligamentrichtung (vgl. Bild 2.6), errechnet mittels FE-Analyse (bei Erreichen der $R_{p0,005}$ -Dehngrenze) und analytisch berechnet nach McClintock-Irwin [47] für die beiden Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S) und 15 MnNi 6 3 (0,004% S) bei 240°C in Luft (die Unschärfen der FE-Ergebnisse im Bereich $K_I = 10 - 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ sind bedingt durch die Annäherung der Erstreckung der plastischen Zonen an die Größe der FE-Elemente)

6.3.3 Zur Abhängigkeit der Erstreckung plastischer Zonen vom Mehrachsigsigkeitsgrad des Spannungszustandes

In Bild 6.14 findet sich eine grafische Darstellung der durch FE-Rechnung ermittelten Erstreckung plastischer Zonen im Ligament für den ebenen Dehnungszustand (EDZ) am Beispiel des Werkstoffes 20 MnMoNi 55. Wie bereits erwähnt, kann aus praktischer Sicht aufgrund der hinreichend großen Probendicke der hier zugrundegelegten CT 50-Proben (gilt praktisch auch noch für CT 25-Proben) von einem überwiegend ebenen Dehnungszustand im Probeninneren ausgegangen werden.

Zum Vergleich ist in Bild 6.14 auch der an der Probenoberfläche gegebene rechnerisch ermittelte ebene Spannungszustand ESZ eingetragen worden. Dieser ebene Spannungszustand findet gemäß [115, 116] in der Modellierung von nicht seitengekerbten CT 10- und CT 15-Proben seine Anwendung. Die in Bild 6.14 für $K_I = 60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ eingezeichnete waagerechte Linie bei einer Größe der plastischen Zone von 0,625 mm zeigt deutlich, daß sich bei einem EDZ-Zustand (z.B. CT 50-Probe) bei $K_I = 60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ die gleiche plastische Zone ausprägt wie bei einem ESZ-Zustand (z.B. CT 10-Probe) bei $K_I = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Dies zeigt auch, daß eine mit einem K_I -Wert von $60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ belastete CT 10-Probe eine rd. 8fach größere plastische Zone aufweist als die entsprechende CT 50-Probe. Dies verdeutlicht in anschaulicher Weise die Wichtigkeit einer wohlüberlegten Probenauswahl bei der Durchführung von Korrosionsversuchen in Hochtemperaturwasser und deren Übertragung z.B. auf dickwandige Komponenten.

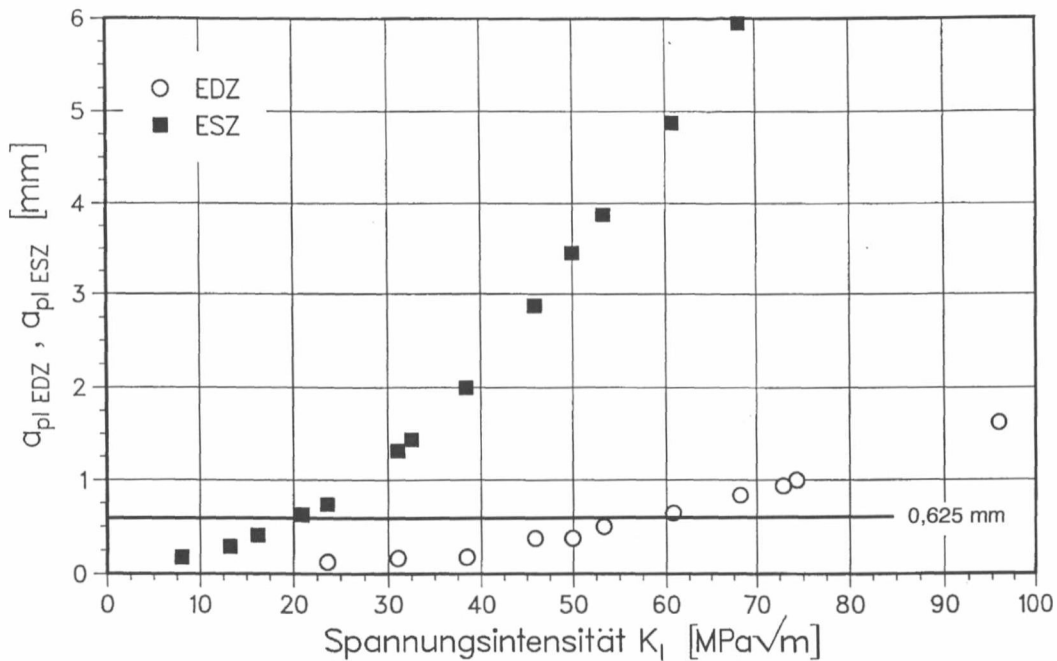


Bild 6.14: Vergleichende Zusammenstellung der Erstreckung der mittels FEM berechneten plastischen Zonen a_{pl} (bei Erreichen der $R_{p0,005}$ -Dehngrenze) im Ligament für die beiden Grenzfälle EDZ und ESZ für den Werkstoff 20 MnMoNi 55 (0,020% S) bei 240°C in Luft (die Unschärfen der FE-Ergebnisse im Bereich $K_I = 10 - 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ sind bedingt durch die Annäherung der Erstreckung der plastischen Zonen an die Größe der FE-Elemente)

Trägt man die bei einem K_I -Wert von $74 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ errechnete Vergleichsdehnung ε_{Vges} nach von Mises über dem Ligament für die beiden Grenzfälle EDZ und ESZ für den Werkstoff 20 MnMoNi 55 (0,020% S) bei 240°C in Luft auf, [Bild 6.15](#), so wird deutlich, daß hohe Werte für die Vergleichsdehnung nur in einem kleinen, lokal begrenzten Bereich des Ligamentes an der Spitze von Rissen auftreten. Dies gilt naturgemäß insbesondere für den EDZ, das heißt für dickwandige Proben mit weitgehend dreiaxsigem Spannungszustand.

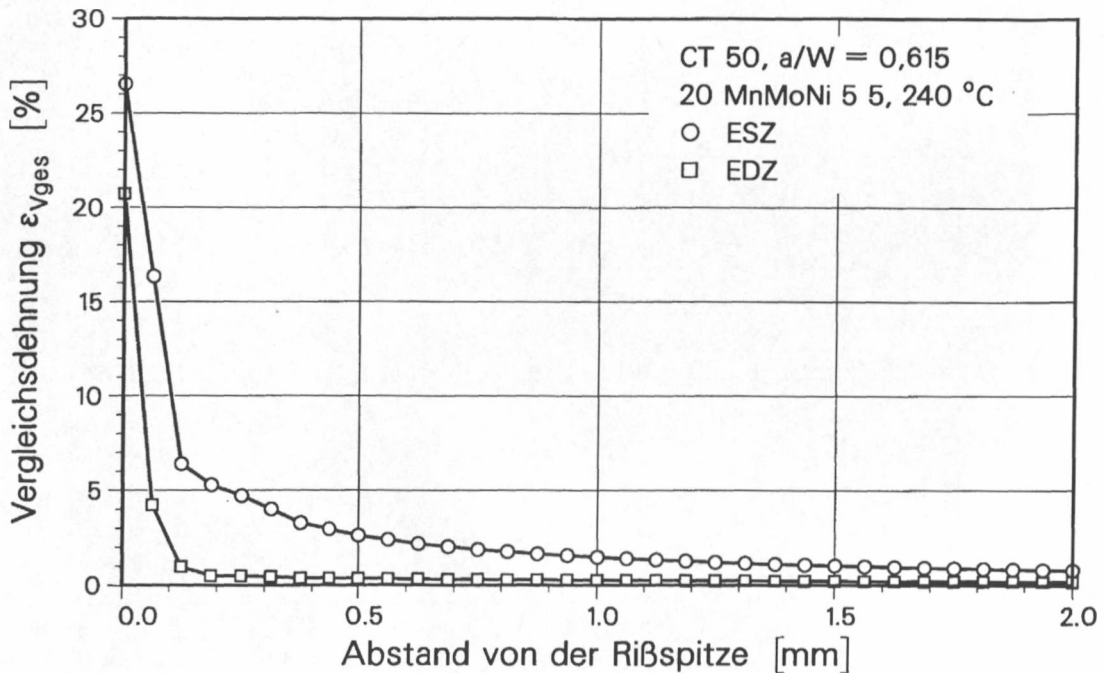


Bild 6.15: Verteilung der Vergleichsdehnung ε_{Vges} nach von Mises im Ligament für die beiden Grenzfälle EDZ und ESZ der FE-Rechnung für den Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S) bei 240°C in Luft bei einem K_I -Wert von $74 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

In Bild 6.16 ist der Mehrachsigsigkeitsquotient q in Abhängigkeit vom Abstand von der Rißspitze für den Fall des EDZ für den Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 aufgetragen. Der Mehrachsigsigkeitsquotient q wird definiert als Verhältnis aus der Vergleichsspannung σ_V nach von Mises und der hydrostatischen Spannung σ_0 :

$$q = \frac{\sigma_V}{\sqrt{3} \cdot \sigma_0} \quad (6.3)$$

Mit: q = Mehrachsigsigkeitsquotient
 σ_V = Vergleichsspannung nach von Mises
 σ_0 = Hydrostatische Spannung $(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3$

Der Mehrachsigsigkeitsquotient q quantifiziert den Spannungszustand z.B. im Bereich der Rißspitzen. Da es aber im wesentlichen auf den Spannungszustand ankommt, ob ein Werkstoff noch eine relevante plastische Verformungsfähigkeit aufweist oder ob aufgrund ungünstiger Spannungszustände Spröbruch zu befürchten ist, kann der Mehrachsigsigkeitsquotient somit eine erste Abschätzung über diesen Zustand geben. Im vorliegenden Fall deutet der niedrige Mehrachsigsigkeitsquotient auf eine Verformungsbehinderung im Rißspitzenbereich hin, wie sie aufgrund des ebenen Dehnungszustandes EDZ auch zu erwarten ist.

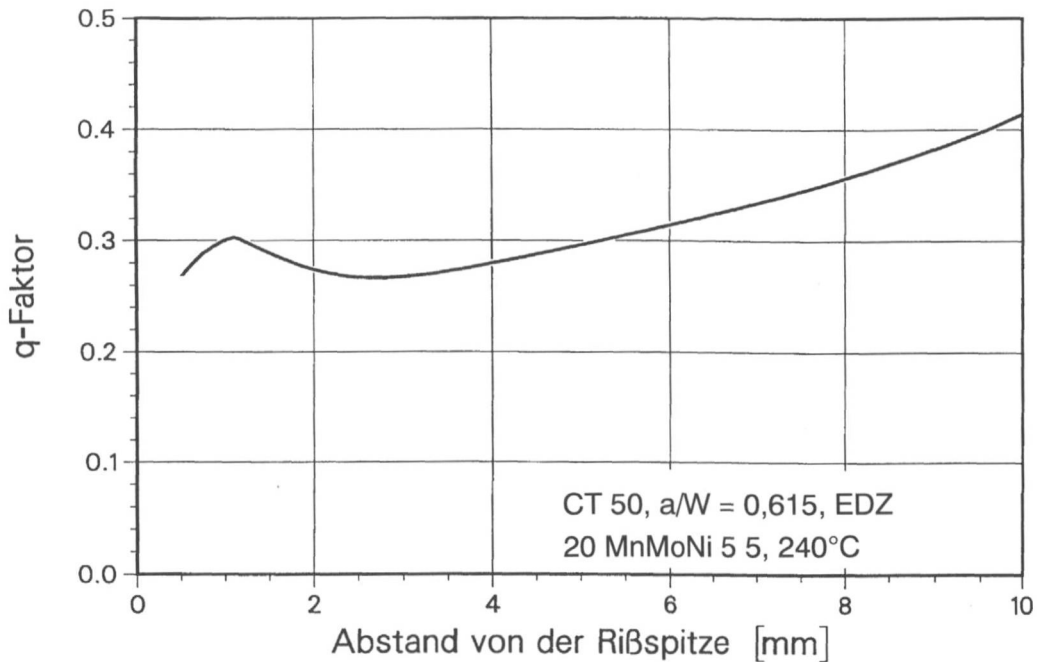
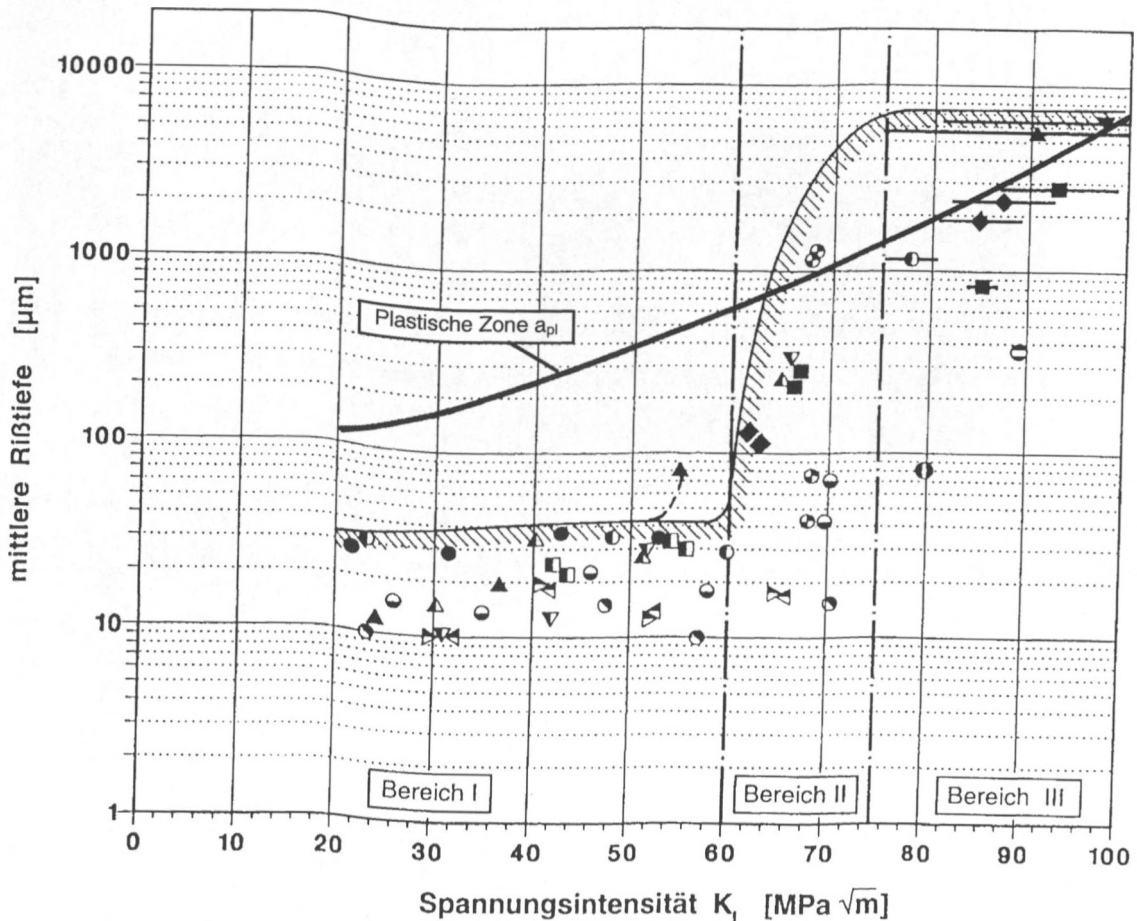


Bild 6.16: Mehrachsigeigkeitsquotient q im Ligament in Abhängigkeit vom Abstand von der Rißspitze für den Fall des EDZ für den Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S) bei 240°C in Luft

Bild 6.17 zeigt zum einen die obere Einhüllende der experimentell in [11] schwerpunktmäßig am Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 fraktografisch ermittelten, mittleren korrosionsgestützten Rißtiefen in Abhängigkeit von der Spannungsintensität K_I . Ebenfalls eingezeichnet ist die Größe der plastischen Zone a_{pl} (Bild 2.6) für den ebenen Dehnungszustand.

Aus dem Bild wird ersichtlich, daß im K_I -Bereich unter $60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ die Größe der plastischen Zone vor allem bei sich von unten gegen $K_I = 60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ nähernden K_I -Werten erheblich größer als die korrosionsgestützte Rißtiefe ist. Der korrosionsgestützte Rißfortschritt kommt also innerhalb der plastisch verformten und damit teilverfestigten Zone zum Stillstand. Oberhalb von $60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ kann die mittlere korrosionsgestützte Rißtiefe deutlich zunehmen, bis sie schließlich die Größe der plastischen Zone erreicht, und dauerhaftes Rißwachstum eintritt bis hin zum Bruch von Proben.



Experimentelle Ergebnisse:

Deionat: 240°C und 289°C
 $\kappa = 0,15$ bis $0,70 \mu\text{S}/\text{cm}$
 quasi-stagnierend

20 MnMoNi 5 5:

- 0,009%S; 8ppm O₂; 1073,3 h
- ▼ 0,020%S; 8ppm O₂; 51,2 h
- 0,020%S; 8ppm O₂; 120,4 h
- ◆ 0,020%S; 8ppm O₂; 1007,5 h
- 0,009%S; 0,4ppm O₂; 1002 h
- 0,009%S; 0,4ppm O₂; 497,3 h
- 0,009%S; 0,4ppm O₂; 1095,8 h
- 0,009%S; 0,4ppm O₂; 917,8 h; CT25
- 0,009%S; 0,4ppm O₂; 170 h; Cl⁻ ¹⁾
- 0,009%S; 0,4ppm O₂; 1028,7 h; 289°C
- 0,020%S; 0,4ppm O₂; 1003,8 h

22 NiMoCr 3 7:

- ◄ 0,006%S; 0,4ppm O₂; 1006,9 h
- ▼ 0,006%S; 0,4ppm O₂; 1007,7 h; dF/dt ²⁾
- 0,006%S; 0,4ppm O₂; 30 h
- ▲ 0,006%S; 0,4ppm O₂; 219,3 h

17 MnMoV 6 4:

- ▲ 0,017%S; 8ppm O₂; 349,8 h
- ¹⁾ erhöhter Chloridgehalt im Rücklauf
²⁾ zügige Lastaufbringung (dF/dt = 11,68 kN/min)

Bild 6.17: Fraktografisch ermittelte, mittlere korrosionsgestützte Rißtiefe infolge dehnungsinduzierter Rißkorrosion in Abhängigkeit von der Spannungsintensität K_I [11]. Miteingetragen ist die Erstreckung der plastischen Zone a_{pl} (bei Erreichen der $R_{p0,005}$ -Dehngrenze) in Ligamentrichtung für den Fall des EDZ der FE-Rechnung für den Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 (0,020% S) bei 240°C

6.4 Zusammenfassung und Bewertung der Ergebnisse der Finiten-Elemente-Rechnungen

Im Rahmen einer zweidimensionalen, elastisch-plastischen Finite-Elemente (FE)-Rechnung wurden die beiden möglichen Grenzfälle ebener Dehnungszustand (EDZ) und ebener Spannungszustand (ESZ) untersucht. Ein Vergleich der Rechenergebnisse für den ebenen Dehnungszustand mit den im Experiment in Luft sowie im Korrosionsmedium gemessenen Probenaufweitungen CMOD zeigte eine gute Übereinstimmung. Darüber hinaus wurde die Vergleichsdehnung nach von Mises und der Mehrachsigkeitsquotient ermittelt. Die aus der FE-Rechnung für den Fall des EDZ ermittelte Erstreckung der plastischen Zone ergab eine gute Übereinstimmung mit den analytischen Berechnungen nach McClintock-Irwin. Die Größe plastischer Zonen ist dominierend von der Höhe der Dehn- bzw. Streckgrenze des Werkstoffes und der mechanischen Belastung abhängig.

Der Spannungszustand (EDZ oder ESZ) im Risßspitzenbereich einer Probe ist von großem Einfluß auf die Größe der plastischen Zone. Die Berechnungen zeigen, daß bei gleichem K_I -Wert die Größe der plastischen Zone im ESZ-Zustand um den Faktor 8 über der des EDZ-Zustandes liegen kann. Dies zeigt, daß gültige und belastbare Ergebnisse aus Korrosionsversuchen nur mit hinreichend breiten Bruchmechanikproben gewährleistet werden können. Die Bruchmechanikproben, z.B. nach [19], weisen eine hinreichende Breite und einen weitgehend ebenen Dehnungszustand über der Probenbreite auf. Dies bringt die zu fordernde hinreichende Übertragbarkeit der Versuchsergebnisse von bruchmechanischen Versuchen in Luft oder in korrosivem Medium auf entsprechende dickwandige Komponenten mit sich.

Die Tiefe des Korrosionsrißfortschrittes ist beim Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 unterhalb von $60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ erheblich kleiner als die Erstreckung der plastischen Zone. Dies bedeutet, daß der korrosionsgestützte Rißfortschritt in diesem K_I -Bereich innerhalb der plastisch verformten Zonen im Risßspitzenbereich zum Stillstand kommt.

7 Quantifizierende Darstellung des Dehnungsverhaltens im Bereich mechanisch belasteter Rißspitzen

7.1 Ausgangslage

Um einen Zusammenhang zwischen Art und Ausmaß von Fließ- und Kriechvorgängen an Rißspitzen und einem korrosionsgestützten Rißwachstum ausgehend von Rißspitzen (unter der Wirkung von sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser) ableiten zu können, ist die Kenntnis der unter mechanischer Belastung im Rißspitzenbereich auftretenden Dehnungen und der Dehngeschwindigkeiten von dominierender Bedeutung.

Vor diesem Hintergrund ergeben sich auf Basis von Bild 7.1 generell folgende Aufgaben und Fragen:

- Formulierung eines Zusammenhanges zwischen Rißöffnungsverschiebungen an Rißspitzen CTOD und den hieraus an Rißspitzen (crack tip = ct) resultierenden Dehnungen ϵ_{ct} bzw. Dehngeschwindigkeiten $\dot{\epsilon}_{ct}$. Dies erweist sich im Hinblick auf eine quantifizierende rechnerische Darstellung der lokalen Dehnungen aufgrund der notwendigen Kenntnis bzw. der Festlegung einer praktikablen Bezugs- oder Anfangsmeßlänge zunächst als nicht ohne weiteres möglich.
- Für Bruchmechanikproben ist zwar mittels der in [117] gemachten Vorgaben ein die Verhältnisse vereinfachender Zusammenhang zwischen der Rißöffnungsverschiebung an der Stirnseite der Proben (CMOD), welche meßtechnisch erfaßt werden kann, und der Rißöffnungsverschiebung an der Rißspitze (CTOD) mit Blick auf die dort im Zuge der Lastaufgabe ablaufenden Fließvorgänge in groben Zügen darstellbar. Anders verhält es sich aber im Falle des der Lastaufgabe folgenden unter der Wirkung zeitlich konstanter Belastung ablaufenden Niedertemperaturkriechens. Diese Vorgänge sind bislang an gekerbten oder rissigen Proben weder konsequent experimentell untersucht noch analytisch quantifiziert worden. Dementsprechend ist in der Literatur eine beschreibende Darstellung des Zusammenhangs zwischen den Rißöffnungsverschiebungen an der Stirnseite und den Verformungsverhältnissen an der Spitze von Rissen nicht verfügbar.

In dem aufgezeigten Umfeld ist der dominierende Teil der Problematik die Beantwortung der Frage, ob und gegebenenfalls wann ein im Zuge der Lastaufgabe ausgehend von Rißspitzen initiiertes Korrosionsrißwachstum in Abhängigkeit vom zeitlichen Ablauf des (nach Aufbringung einer konstanten mechanischen Belastung an der Rißspitze wirksam werdenden) Niedertemperaturkriechens zum Stehen kommt.

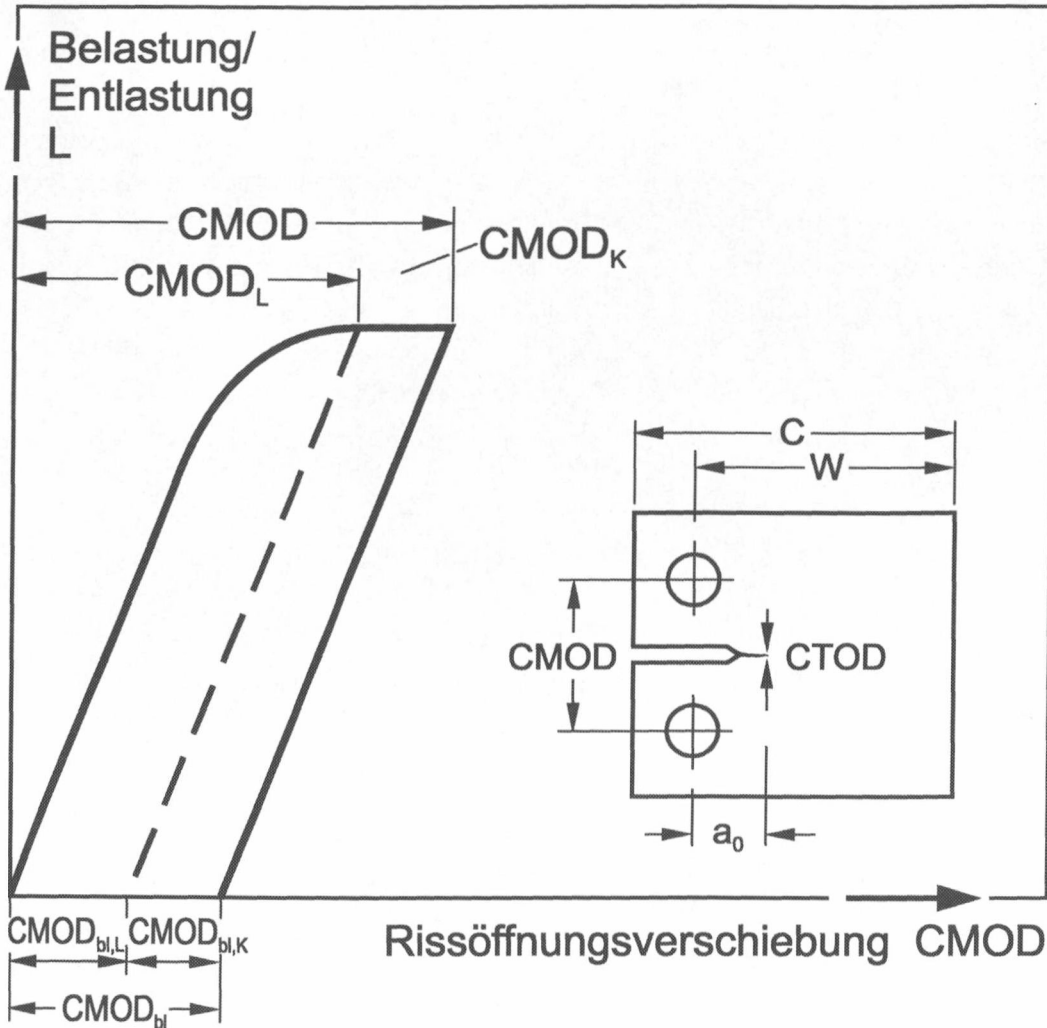
7.2 Zusammenführung experimenteller und analytischer Ergebnisse

7.2.1 Analytische Methode nach British Standard 7448

Diese Methode [117] bietet sich zunächst als sinnvoller Ansatz für die weitere Betrachtung an. Hier wurde für die in dieser Arbeit verwendeten CT 50-Proben (Bild 4.5) zwischen der bleibenden Rißöffnungsverschiebung an der Stirnseite der Proben ($CMOD_{bl}$) und der Rißöffnungsverschiebung an der Rißspitze ($CTOD_{bl}$) folgende Beziehung hergeleitet:

$$CTOD_{bl} = K_I^2 \cdot \frac{1 - \nu^2}{2 \cdot \sigma_{ys} \cdot E} + \frac{0,46 \cdot (W - a_o) \cdot CMOD_{bl}}{0,46 \cdot W + 0,54 \cdot a_o + (C - W) + z} \quad (7.1)$$

Mit: $CTOD_{bl}$	=	Nach der Entlastung verbleibende Rißöffnungsverschiebung an der Rißspitze (<u>C</u> rack <u>T</u> ip <u>O</u> pening <u>D</u> isplacement)
K_I	=	Spannungsintensitätsfaktor für Bruchmodus I
ν	=	Querkontraktionszahl
σ_{ys}	=	Fließgrenze
E	=	Elastizitätsmodul
W	=	Probenweite
a_o	=	Abstand der Lastangriffslinie zur Rißspitze
$CMOD_{bl}$	=	Nach der Entlastung verbleibende Rißöffnungsverschiebung an der Stirnseite der Proben (<u>C</u> rack <u>M</u> outh <u>O</u> pening <u>D</u> isplacement)
C	=	Probentiefe ($C = 1,25 \cdot W$)
z	=	Dicke der Messerschneiden (in dieser Arbeit keine Messerschneiden gegeben, daher $z = 0$)



- Mit: $CMOD_L$ = Rißöffnungsverschiebung an der Stirnseite der Proben (Crack Mouth Opening Displacement) infolge der Aufgabe der Belastung (Index: L)
- $CMOD_K$ = Rißöffnungsverschiebung an der Stirnseite der Proben infolge Kriechens unter konstanter Last (Index: K)
- $CMOD$ = $CMOD_L + CMOD_K$
- $CMOD_{bl,L}$ = Nach der Entlastung verbleibende Rißöffnungsverschiebung an der Stirnseite der Proben durch die Aufgabe der Belastung (Index: L)
- $CMOD_{bl,K}$ = Nach der Entlastung verbleibende Rißöffnungsverschiebung an der Stirnseite der Proben durch Kriechen (Index: K)
- $CMOD_{bl}$ = $CMOD_{bl,L} + CMOD_{bl,K}$

Bild 7.1: Schematische Darstellung der Rißöffnungsverschiebungen an der Stirnseite von CT-Proben (CMOD) in Abhängigkeit von der aufgetragenen Belastung bzw. Entlastung (für die Rißöffnungsverschiebungen an der Rispitze CTOD stellen sich die Verhältnisse sinngemäß gleich dar).

7.2.2 Grundsätzliches zum Vorgehen bei Nutzung der Methode nach British Standard

Die Basis für die Darstellung einer Ingenieurlsung zur Beschreibung des plastischen Verformungs- und Dehnungsverhaltens im Bereich von Kerben oder von Rißspitzen sind im weiteren vom Grundsatz her die Vorstellungen, welche der Gleichung 7.1 zugrunde liegen. Zur Formulierung eines Zusammenhanges zwischen den Verschiebungen an Rißspitzen und den sich daraus ergebenden Dehnungen an Rißspitzen ϵ_{ct} ist eine geeignete Bezugslige notwendig. Die nachfolgenden Darlegungen sollen einem besseren Verständnis einer solchen, rechnerischen Darstellung von Rispitzendehnungen ϵ_{ct} dienen. Diese werden abgeleitet aus der Änderung der Rißöffnungsverschiebung an der Rißspitze $\Delta CTOD$, wie es in Bild 7.2 halbschematisch dargestellt ist:

Bild 7.2a zeigt einen Riß mit spitzem Auslauf (CTOD nahe Null). Ein solcher spröder Riß kann an einer Konstruktion aus ferritischem Stahl infolge Wasserstoffbeladung und lokalen Eigenspannungen entstehen. Risse mit vergleichbar spitzen Ausläufen können aber z.B. auch durch Ermüdungsbeanspruchung bei entsprechend niedrigem Beanspruchungsniveau oder durch Korrosionsrißwachstum unter niedrigen schwingenden oder statischen Belastungen entstehen.

Nach Beseitigung des Wasserstoffes aus dem genannten ferritischen Werkstoff, z.B. durch Wasserstoffeffusionsglhung, gewinnt dieser Werkstoff seine von Hause aus gegebene Zähigkeit zurück.

Nach Bild 7.2b kommt es an Rißspitzen gemäß Bild 7.2a bei zähem Werkstoffzustand durch begrenzte mechanische Teilbelastung zu einer entsprechenden Rißspitzenabstumpfung $CTOD_0$.

Eine weitere Erhöhung der Belastung der Probe auf einen (z.B. für einen Korrosionsversuch vorgesehenen) K_I -Wert führt zu entsprechend weiterer Rißspitzenabstumpfung $\Delta CTOD$, Bild 7.2c.

Bei nochmaliger Erhöhung der Belastung käme es letztlich zur Initiierung eines Anrisses bei Erreichen von $CTOD_i$, Bild 7.2d. Beim zugeordneten bruchmechanischen Kennwert handelt es sich um den K_{II} -Wert, der den Beginn stabilen Rißwachstums in Luft charakterisiert.

In Bild 7.2e sind die Teilbilder a bis d in den Zusammenhang zwischen den verschiedenen Rispitzenabstumpfungen $CTOD$ und den wirkenden Spannungsintensitätsfaktoren K_I (z.B. anhand einer Bruchmechanikprobe) eingeordnet. Vergleichbar läßt sich die Situation für angerissene Bauteile unter mechanischer Belastung darstellen. Die aufgezeigten Zusammenhänge können bei Beanspruchungsversuchen z.B. an CT-Proben oder an angerissenen Bauteilen qualitativ und quantitativ dargestellt werden.

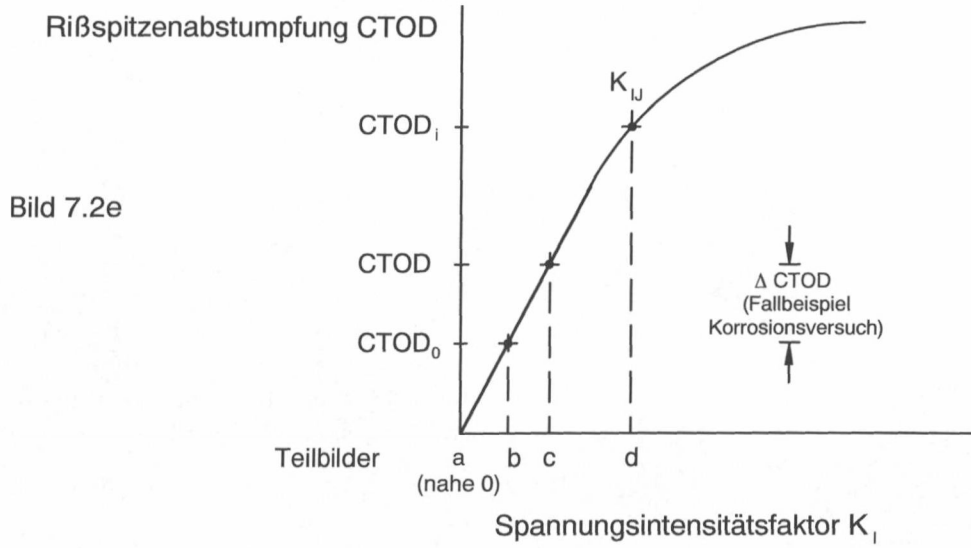
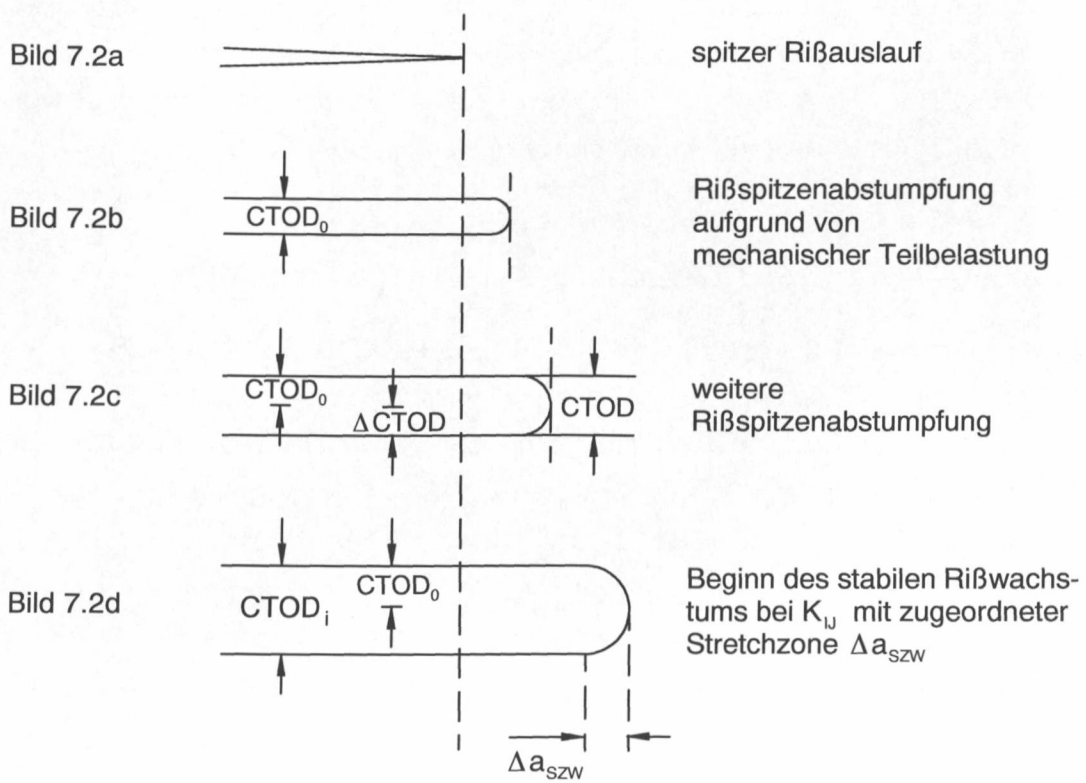


Bild 7.2: Halbschematische Darstellung der Verhältnisse an Rißspitzen (Teilbilder a bis d) und des Zusammenhanges zwischen Spannungsintensitätsfaktor K_I und der Rißspitzenaufweitung CTOD (Teilbild e)

Ausgehend von der im vorigen aufgezeigten Situation - welche auch dem Vorgehen in [117] zu Grunde liegt - können, basierend auf den meßtechnisch erfafbaren CMOD-Werten, die sich an den Rißspitzen einstellenden CTOD-Werte im Rahmen eines ingenieurmfigen Vorgehens ermittelt und bewertet werden, worauf im folgenden näher eingegangen wird.

7.2.3 Nutzung der Methode nach BS 7448 im Rahmen dieser Arbeit

Aufgrund praktischer Erfahrungen, [z.B. 10 - 12 und 118, 119] sind Unterschiede zwischen den realen $CTOD_{bl}$ -Werten und nach [117] ermittelten zu erwarten. Hier ist an Einzeleinflüsse zu denken, wie die Festigkeit, das plastische Verformungsvermögen und die Fliekurvencharakteristik von Werkstoffen. Vor diesem Hintergrund wurden die an den im Rahmen dieser Arbeit belasteten CT-Proben (Aufgabe der Belastung (Index: L) und Konstantlastphase mit 1000stndigem Kriechen (Index: K)) tatsächlich eingetretenen $CTOD_{bl}$ -Werte für die Proben beider Versuchswerkstoffe experimentell ermittelt. Hierzu wurden in den Symmetrieebenen der Proben metallografische Schliffe angefertigt und aus diesen die realen bleibenden $CTOD_{bl,Schliff}$ -Werte entnommen, Tabelle 7.1 und in Bild 7.3 grafisch dargestellt. Dem metallografischen Schliff kann ein $CTOD_{bl,Schliff}$ entnommen werden, das sich aus der Summe der im Zuge der Lastaufgabe (L) eingetretenen Probenaufweitungen $CTOD_L$ und der im Zuge der 1000 h-Kriechversuche (K) eingetretenen Probenaufweitungen $CTOD_K$ zusammensetzt ($CTOD_L + CTOD_K = CTOD$). Die Anteile $CTOD_L$ und $CTOD_K$ können auf Basis der Analogie mit den gemessenen $CMOD_L$ - und $CMOD_K$ -Werte errechnet und so separiert werden, gemf

$$CTOD_{bl,L,Schliff} = CTOD_{bl,Schliff} \cdot \frac{CMOD_L}{CMOD_L + CMOD_K} \quad (7.2)$$

Wie oben schon angedeutet erwiesen sich die realen (aus metallografischen Schliffen ermittelten) $CTOD_{bl,Schliff}$ -Werte von den nach British Standard [117] ermittelten als mit zunehmendem K_I -Wert deutlich abweichend; während die Unterschiede bei niedrigen K_I -Werten nahe 0 liegen, ergeben sich die CTOD-Werte für die höchsten K_I -Werte nach British Standard um Faktoren von rd. 1,5 höher als die $CTOD_{bl,Schliff}$ -Werte.

Der Schritt von den aus metallografischen Schliffen ermittelten CTOD-Werten zu einer praxisorientierten Ermittlung der an den Rißspitzen sich einstellenden Dehnungen ϵ_{ct} bedarf der früher schon erwähnten Bezugsgrfe. Diese Bezugsgrfe ($CTOD_0$) kann aus praktischer Sicht diejenige Rispitzenkonfiguration sein, die sich z.B. an unter niedriger mechanischer Beanspruchung (langsame Ermüdung oder konstante Last) entstandenen

Korrosionsrissen einstellt [11, 12, 99 - 103, u.a.]. In Frage käme auch die Rißspitzenabstumpfung infolge geringer statischer mechanischer Vorbeanspruchung (wie vor Beginn von Korrosionsversuchen an Proben häufig gegeben) in Höhe von z.B. $K_I = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (vgl. Bild 7.3).

Vor dem aufgezeigten Hintergrund wird die Bezugsgröße CTOD_0 für die nachfolgenden Berechnungen für beide Versuchswerkstoffe einheitlich mit $3 \mu\text{m}$ als praxisgerechter Wert angesetzt, Bild 7.3.

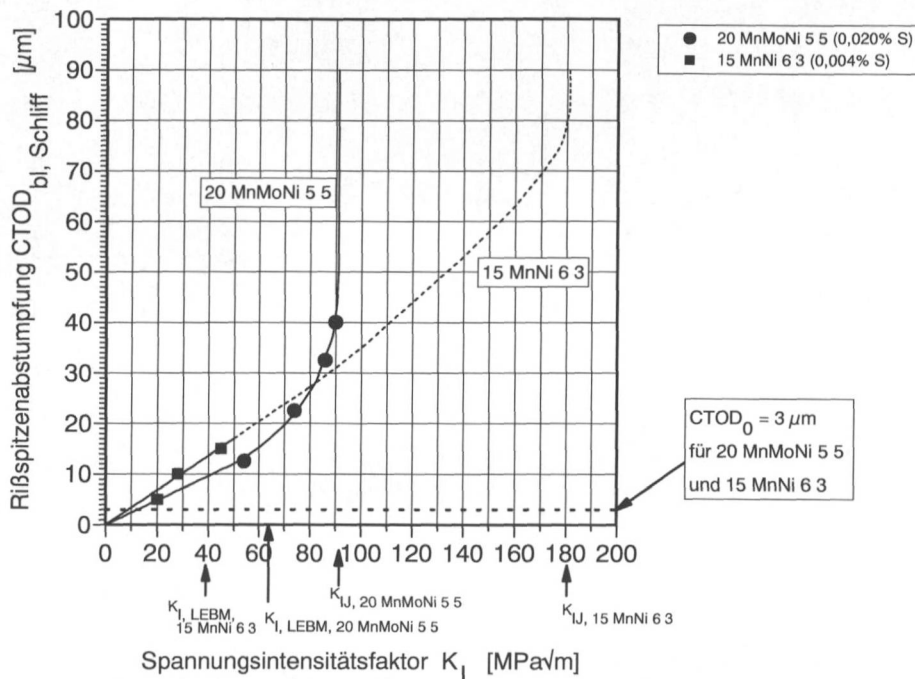


Bild 7.3: Metallografisch ermittelte $\text{CTOD}_{\text{bl,Schliff}}$ -Werte ($\text{CTOD}_{\text{bl,Schliff}} = \text{CTOD}_{\text{bl,L,Schliff}} + \text{CTOD}_{\text{bl,K,Schliff}}$) an den im Rahmen dieser Arbeit beanspruchten CT 50-Proben (Belastung (L) und Kriechen während Konstantlastphase (K)) für die Versuchswerkstoffe 20 MnMoNi 5 5 und 15 MnNi 6 3 aufgetragen über dem Spannungsintensitätsfaktor K_I

In Tabelle 7.1 Teil 1 finden sich die für die Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 und 15 MnNi 6 3 nach Lastaufgabe und nach Entlastung gemessenen CMOD_L - und CMOD_{bl} -Werte und in Teil 2 die gemäß Gleichung 7.1 errechneten zugehörigen $\text{CTOD}_{\text{bl,BS7448}}$ -Werte.

In Teil 3 von Tabelle 7.1 finden sich weiterhin die $\text{CTOD}_{\text{bl,L,Schliff}}$ -Werte, die über den oben beschriebenen Zusammenhang $\text{CTOD}_{\text{bl,L,Schliff}} = \text{CTOD}_{\text{bl,Schliff}} - \text{CTOD}_{\text{bl,K,Schliff}}$ aus den Schliffbildern bestimmt wurden. Der wie oben beschrieben festgelegte CTOD_0 -Wert wird mit $3 \mu\text{m}$ als Bezugsgröße CTOD_0 in die Tabelle eingeführt. Die auf Basis von [117] errechneten CTOD_{bl} -Werte werden mit den aus den Schliffbildern bestimm-

ten CTOD_{bl}-Werten verglichen. Es ergeben sich die bereits oben benannten Unterschiede von praktisch null bis zu einem Faktor von rd. 1,5 bei den höchsten K_I-Werten.

K _I	Teil 1 (Versuch)		Teil 2	Teil 3 (Metallografie) ¹⁾			
	Im Zuge der Lastaufgabegemessenes	Nach der Entlastung bleibende Probenaufweitung	Nach [117] ermitteltes	Aus Schliffbildern ermittelt	(1) CTOD _{bl,L,Schliff} = CTOD _{bl,Schliff} - CTOD _{bl,K,Schliff} (siehe auch Gleichung 7.2)	(2) Erfahrungsorientiert festgelegtes CTOD ₀	aus (1) und (2) ermitteltes ΔCTOD _{bl,L,Schliff} = CTOD _{bl,L,Schliff} - CTOD ₀
MPa √m	[μm]	[μm]	[μm]	[μm]	[μm]	[μm]	[μm]
20 MnMoNi 5 5							
54	570	1,0	14,5	12,5	12,413	3,0	9,413
74	775	20,0	30,2	22,5	22,327	3,0	19,327
90	1225	137,0	58,6	40,0	39,106	3,0	36,106
15 MnNi 6 3							
20	280	4,5	4,2	5	4,965	3,0	1,965
28	300	17,5	9,6	10	9,836	3,0	6,836
45	510	36,0	23,0	15	14,434	3,0	11,434

¹⁾ Zur Bestimmung der Kenngrößen aus den Schliffbildern siehe 1. Absatz von Kapitel 7.2.3 sowie Gleichung 7.2.

Tabelle 7.1: Vergleich der nach British Standard [117] errechneten CTOD_{bl,BS7448}-Werte (Teil 2 dieser Tabelle) mit den auf Basis der Schliffbilder bestimmten ΔCTOD_{bl,L,Schliff}-Werten (L : Lastaufgabe; K : Kriechen; nach Belastungsversuch bei 240°C; Teil 3 dieser Tabelle) für die Werkstoffe 20 MnMoNi 5 5 und 15 MnNi 6 3

Auf Basis der wie oben festgelegten Bezugsgröße CTOD₀ lassen sich die infolge zusätzlich aufgebrachtener Riffnungen (ΔCTOD) einstellenden Dehnungen an Rißspitzen $\bar{\epsilon}_{ct}$ (als Mittelwerte über der gebunteten Rißspitze) wie folgt darstellen:

$$\bar{\epsilon}_{ct} = \frac{\Delta CTOD}{CTOD_0} = \frac{CTOD - CTOD_0}{CTOD_0} \tag{7.3}$$

Für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Belastungsversuche an CT 50-Proben aus den Werkstoffen 20 MnMoNi 5 5 und 15 MnNi 6 3 sind

- a. die auf Basis des eben dargelegten CTOD₀-Wertes von 3 µm im Zuge der Lastaufgabe (L) sich im Rißspitzenbereich einstellenden gemittelten Dehnungen $\bar{\epsilon}_{ct,L}$ [%] in der Tabelle 7.2 und
- b. die im Zuge der 1000 h-Kriechversuche (K) sich im Rißspitzenbereich einstellenden gemittelten Dehnungen $\bar{\epsilon}_{ct,K}$ [%] in Tabelle 7.3

zusammengestellt.

K _I -Wert [MPa·√m]	(1)	(2)	aus (1) und (2) ermitteltes	$\bar{\epsilon}_{ct,L} = \frac{\Delta CTOD_{bl,L,Schliff}}{CTOD_0} \cdot 100$ [%]
	CTOD _{bl,L,Schliff} = CTOD _{bl,Schliff} - CTOD _{bl,K,Schliff} [µm]	Erfahrungs- orientiert festgelegtes CTOD ₀ [µm]	ΔCTOD _{bl,L,Schliff} = CTOD _{bl,L,Schliff} - CTOD ₀ [µm]	
20 MnMoNi 5 5				
54	12,413	3,0	9,413	313,7
74	22,327	3,0	19,327	644,2
90	39,106	3,0	36,106	1203,5
15 MnNi 6 3				
20	4,965	3,0	1,965	65,5
28	9,836	3,0	6,836	227,9
45	14,434	3,0	11,434	381,1

¹⁾ Zur Bestimmung der Kenngrößen aus den Schliffbildern siehe 1. Absatz von Kapitel 7.2.3

Tabelle 7.2: Ermittlung der gemittelten Dehnungen $\bar{\epsilon}_{ct,L}$ (Basis Gleichung 7.3) aus den im Zuge der Lastaufgabe (L) eingetretenen und metallografisch bestimmten realen CTOD_{bl}-Werten

K_I	1000 h Kriechen				
	Gemesse- nes $CMOD_K$ über 1000 h	Aus Schliff- bildern ermittel- tes $CTOD_{bl,Schliff}$	$CTOD_{bl,K,Schliff}$ = $CTOD_{bl,Schliff}$ - $CTOD_{bl,L,Schliff}$	$CTOD_{bl,L,Schliff}$ = $CTOD_{bl,Schliff}$ - $CTOD_{bl,K,Schliff}$	$\bar{\epsilon}_{ct,K} = \frac{CTOD_{bl,K,Schliff}}{CTOD_{bl,L,Schliff}} \cdot 100$
$[MPa\sqrt{m}]$	$[\mu m]$	$[\mu m]$	$[\mu m]$	$[\mu m]$	$[\%]$
20 MnMoNi 5 5					
54	4	12,5	0,087	12,413	0,7
74	6	22,5	0,173	22,327	0,8
90	28	40,0	0,894	39,106	2,3
15 MnNi 6 3					
20	2	5	0,035	4,965	0,7
28	5	10	0,164	9,836	1,7
45	20	15	0,566	14,434	3,9

¹⁾ Zur Bestimmung der Kenngrößen aus den Schliffbildern siehe 1. Absatz von Kapitel 7.2.3

Tabelle 7.3: Ermittlung der gemittelten Dehnungen $\bar{\epsilon}_{ct,K}$ (gemäß Gleichung 7.3) aus den im Zuge der 1000 h-Kriechversuche (K) eingetretenen $CTOD_K$ -Werten abgeleitet auf Basis der metallografischen Nachuntersuchungen

Wie aus den Tabellen 7.2. und 7.3 entnommen werden kann, sind die bei der Belastung (L) der in dieser Arbeit untersuchten Proben an den Rißspitzen entstehenden gemittelten Dehnungen $\bar{\epsilon}_{ctL}$ im Vergleich zu denen durch Kriechen (K) in 1000 h-Versuchen entstehenden Dehnungen $\bar{\epsilon}_{ctK}$ um Größenordnungen höher. Im nach technischer Beurteilung linearelastischen Belastungsbereich liegen die Faktoren $\bar{\epsilon}_{ctL}/\bar{\epsilon}_{ctK}$ maximal bei rd. 140 (15 MnNi 6 3) und bei rd. 800 (20 MnMoNi 5 5).

7.2.4 Darstellung des zeitlichen Ablaufs der Kriechdehnungen an Rißspitzen nach Aufbringen einer konstanten äußeren mechanischen Belastung

7.2.4.1 Situation in Luftumgebung

Gemäß Kapitel 7.2.3 wurden (auf Basis metallografisch bestimmter realer $CTOD_{bl,L,Schliff}$ -Werte und $CTOD_{bl,K,Schliff}$ -Werte) gemittelte Rispitzendehnungen $\bar{\epsilon}_{ctL}$ und $\bar{\epsilon}_{ctK}$ ermittelt, Tabelle 7.2 und 7.3. Die hierzu als Basis notwendigen Probenaufweitungen $CMOD_L$ und $CMOD_K$ waren während der Versuchszeit kontinuierlich erfaßt und aufgezeichnet worden, z.B. Bild 5.2 und 5.3 (prinzipielles Fallbeispiel).

Auf Basis der Methode nach British Standard [117] zugrunde liegenden Vorstellungen (Gleichung 7.1) ist davon auszugehen, daß die $CMOD$ -Werte, die im Zuge der Belastungsaufgabe ($CMOD_{bl,L}$) und im Zuge der Kriechphase ($CMOD_{bl,K}$) eintreten, in gleicher Weise auf die Verhältnisse an Rißspitzen übertragen werden ($CTOD_{bl,K}$). Dies ist auch insofern gegeben, als Spannungszustände und Verformungsablaufe in den plastifizierten Zonen im Bereich der Rißspitzen für beide Fälle (Fließen und Kriechen) praktisch die gleichen sind, wie ein Vergleich von Bild 2.6 mit Bild 2.8 deutlich macht.

Dies bedeutet, daß man - wie schon für die $CMOD$ -Werte geschehen - auch die Rispitzendehnungen infolge Kriechens über der Zeit in vergleichbarer Weise darstellen kann. Unterzieht man die Rispitzendehnungen nun der gleichen Prozedur wie vorher die Probenaufweitungen $CMOD$ (bilden der zeitlichen Ableitung, Darstellung im doppelt-logarithmischen Koordinatensystem), so stellen sich die Rispitzendehngeschwindigkeiten $\dot{\epsilon}_{ct}$ über der Zeit ebenfalls als Geraden dar, Bild 7.4.

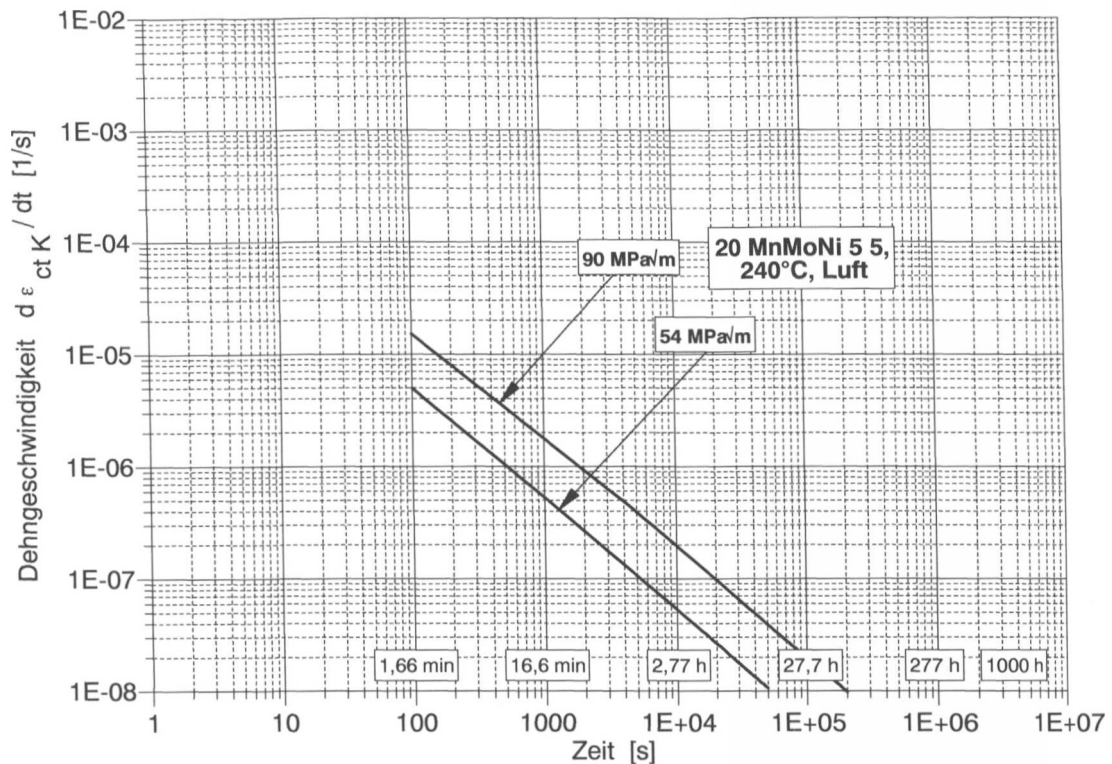


Bild 7.4: Dehngeschwindigkeit $d\epsilon_{ctK}/dt = \dot{\epsilon}_{ctK}$ an der Rißspitze als zeitliche Ableitung der durch eine logarithmische Funktion approximierten, modifizierten Rißspitzendehnung $\bar{\epsilon}_{ctK}$ nach Beendigung der Lastaufgabe über der Versuchszeit für zwei in Luft bei 240°C geprüfte CT 50-Proben aus dem Werkstoff 20 MnMoNi 5 5, vgl. Bild 5.8, (Ende der Lastaufgabe bei $t = 0$ Sekunden, Beginn der Gewinnung verlässlicher Meßwerte ab $t \geq 1,66$ min)

7.2.4.2 Situation in Luft unter Berücksichtigung der Verhältnisse bei einsetzendem Korrosionsrißwachstum

Wie für rein mechanische Beanspruchung gezeigt wurde, können auf Basis der Methode nach British Standard [117] Dehnungen und demnach auch Dehngeschwindigkeiten an der Rißspitze in quantifizierender Weise ermittelt werden. Wie der Vergleich mit den metallografisch ermittelten CTOD-Werten zeigt, liefert die Methode nach [117] für die untersuchten Werkstoffe und für die gewählten K_I -Werte im Rahmen des zu Erwartenden realistische Ergebnisse.

In sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser überlagern sich mechanische und korrosive Beanspruchung. Daraus resultieren betrachtenswerte Besonderheiten, auf die im folgenden eingegangen wird.

Nach [11] tritt während der Lastaufbringung (L) einschließlich der Kriechphase (K) erst bei Belastungen von $K_I \geq 40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ entlang der gesamten Rißfront korrosionsgestütztes Rißwachstum auf. (Die Reinheit des Hochtemperaturwassers in [11] war deutlich konservativ im Vergleich zu normalen Kraftwerksbedingungen.) Bei geringeren mechanischen Lasten ($K_I < 40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) wurde nur an einzelnen Stellen der Rißfront Korrosionsrißwachstum beobachtet. Bis zu mechanischen Belastungen von etwa $60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (Bereich 1) betrug das korrosionsbedingte Rißwachstum innerhalb von 1000 h über der Probenbreite gemittelt maximal $40 \mu\text{m}$. Nach geraumer Zeit war das Kriechen an der Rißspitze aus technischer Sicht abgeklungen, so daß das Rißwachstum unter Last zum Stehen kam.

Die mechanische Rißspitzenabstumpfung (blunting) beträgt für den Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 bei dem o.g. K_I -Wert von $40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, ab dem auf der gesamten Rißfront Korrosionsrißwachstum einsetzt, etwa $10 \mu\text{m}$ (vgl. Bild 7.3). Beim Übergang zu einer solchen korrosionsgestützten Rißbildung ändern sich die Verformungsverhältnisse an der Rißspitze. Ausgehend von der mechanisch abgestumpften Rißspitze wächst der Korrosionsriß als Kanal infolge anodischer Metallauflösung in den Werkstoff hinein. Aus den praktischen Erfahrungen von [12, 14, 99 - 103, u.a.] läßt sich eine mittlere Kanalbreite des Korrosionsrisses im Bereich der Rißspitzen von etwa $3 \mu\text{m}$ ableiten. Somit verengt sich der Rißkanal während der Lastaufgabe von ca. $10 \mu\text{m}$ auf etwa $3 \mu\text{m}$.

Ab diesem Zeitpunkt verteilen sich die Rißspitzenverformungen nicht mehr auf $10 \mu\text{m}$, sondern nur noch auf $3 \mu\text{m}$ Bezugslänge bzw. Rißöffnung. Dadurch erhöhen sich an der Rißspitze die Dehngeschwindigkeiten. Die Erhöhung entspricht etwa der Verengung des Rißkanals. Im hier behandelten Beispiel erhöht sich $d\epsilon/dt$ also um den Faktor $10 \mu\text{m}/3 \mu\text{m} = 3,3$. Folglich kann davon ausgegangen werden, daß die Dehngeschwindigkeiten an der Rißspitze bei Korrosionsrißwachstum während der Lastaufbringung etwa 3,3mal so hoch sind wie in Luft. Deshalb beginnt auch das Niedertemperaturkriechen nach Beendigung der Lastaufbringung bei Korrosionseinfluß mit einem 3,3mal höheren Wert von $\dot{\epsilon}_{\text{ctk}}$. Der Abklingvorgang unter konstanter Last benötigt dadurch ebenfalls einen 3,3mal längeren Zeitraum wie bei rein mechanischer Belastung, Bild 7.5. Dabei bleibt bei dieser Art der Betrachtung ein etwaiges kriechbedingtes Korrosionsrißwachstum unberücksichtigt.

Das Abklingen des Korrosionsrißwachstums bei Konstantlast infolge der Verringerung des Kriechens im K_I -Bereich $\leq 60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (vgl. Bild 2.15) wird durch diese Zusammenhänge nicht in Frage gestellt. Wie leicht einzusehen ist, klingt das Niedertemperaturkriechen auch ab bei Korrosionsrissen mit einem CTOD-Wert von $3 \mu\text{m}$, wenn die Lastaufgabe beendet ist. Bei überlagertem Korrosionseinfluß klingt das Niedertemperaturkriechen jedoch nicht mit der Steigung $-1/t$ ab (wie bei Luftversuchen), sondern entsprechend etwas verzögert. Hört das Korrosionsrißwachstum allerdings auf, dann klingt das noch wirksame Niedertemperaturkriechen wiederum mit der Charakteristik $-1/t$ ab.

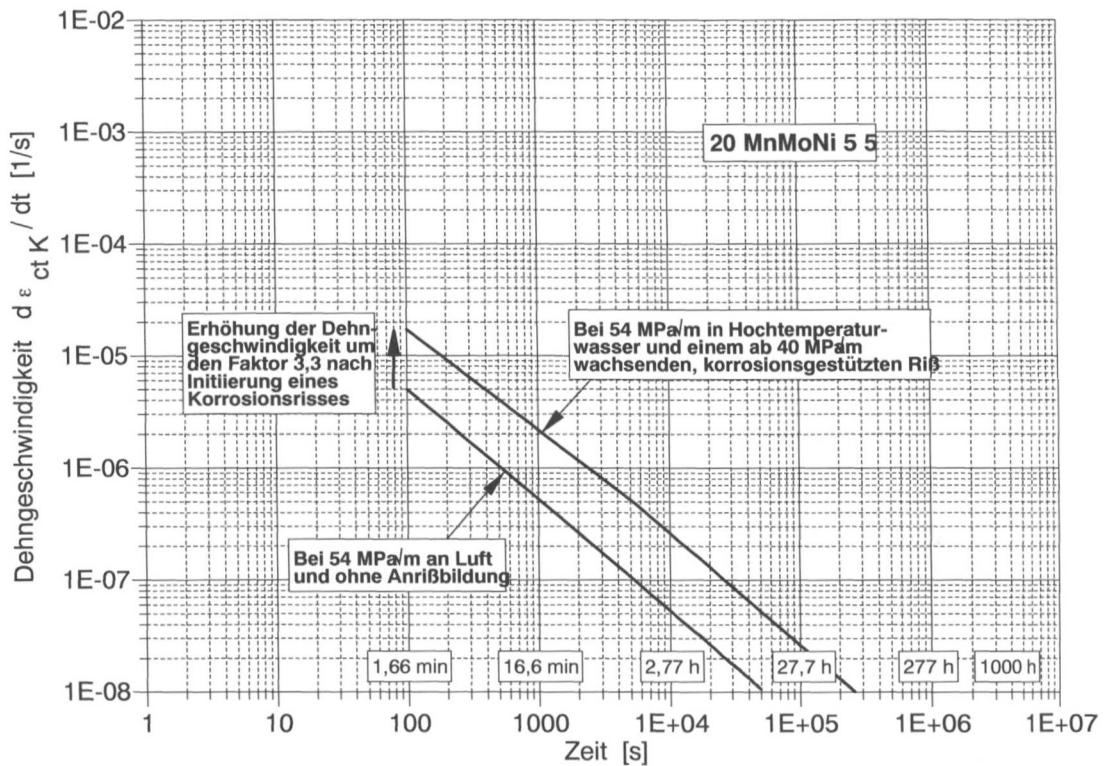


Bild 7.5: Dehngeschwindigkeit $d\varepsilon_{ctK}/dt = \dot{\varepsilon}_{ctK}$ an der Rißspitze infolge Kriechens als zeitliche Ableitung der durch eine logarithmische Funktion approximierten Rißspitzendehnung ε_{ctK} vom Zeitpunkt unmittelbar nach Beendigung der Lastaufgabe über der Versuchszeit für eine in Luft bei 240°C geprüfte CT 50-Probe aus dem Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 (Modifikation von Bild 7.4) im Vergleich mit einer in Hochtemperaturwasser bei 240°C geprüften CT 50-Probe aus dem Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 bei Berücksichtigung des Einflusses einer Korrosionsrißbildung

7.2.4.3 Zur Entwicklung plastischer Zonen

Zum Korrosionsrißwachstum und zu dessen Einfluß auf die Entwicklung plastischer Zonen vor sich bewegendenden Rißspitzen wachsender Risse und entlang der Riufer solcher Risse sollen nachfolgend einige Bemerkungen gemacht werden. Zugrunde gelegt werden korrosive Bedingungen gem [11], welche bezüglich dem Anlagenbetrieb diejenigen von Siedewasserreaktoren konservativ abbilden.

Unter der Wirkung eines eben initiierten Korrosionsrisses bei einem K_I -Wert von $40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ändern sich die Verformungsverhltnisse an der Rißspitze bei weiterer zügiger Erhöhung der mechanischen Belastung auf $K_I = 60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ durch Erhöhung von $\dot{\epsilon}_{cl}$. Die globale Belastungssituation für Proben oder Bauteile ändert sich bei begrenztem Rißwachstum (z.B. $< 40 \mu\text{m}$) praktisch nicht. Im Zuge der Erhöhung der Beanspruchung bzw. des K_I -Wertes von 40 auf $60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ entstehen gem [11] rd. 50 % des nach Abschluß der 1000 h-Versuche fraktografisch ermittelten Rißwachstums, welches in [11] im Durchschnitt über alle geprüften Proben bei nur $20 \mu\text{m}$ lag. Den im Zuge der Lastaufgabe also im Mittel entstehenden $10 \mu\text{m}$ Rißwachstum stehen bei den in [11] im Vergleich zu realen Siedewasserreaktoren konservativen Wasserbedingungen demnach etwa $10 \mu\text{m}$ Rißwachstum im Zuge des unter Konstantlast ablaufenden Kriechfließens gegenüber [120, 121].

Die vorangehenden Bemerkungen zeigen, daß bei einem im Zuge der Belastungsaufgabe wachsenden Korrosionsri die jeweilige plastische Zone sich mit der Rißspitze der wachsenden Korrosionsrisse von der ursprünglichen Blunting-Zone (bei obigem Beispiel bei $40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) weg bewegt. Die plastische Verformung bis zum Erreichen der Endlast verteilt sich somit entlang der im Belastungszeitraum eingetretenen Riverlngerung. Eine ausgeprägte Blunting-Zone, wie sie z.B. bei Endlast von $K_I = 60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ohne Korrosionsrißbildung entstanden wäre, kann sich somit vor der Spitze eines im Wachsen befindlichen Korrosionsrisses lokal nicht ausbilden.

Anders verhält sich dies, wenn ein Rißwachstum ausgehend von der Blunting-Zone sich z.B. erst kurz vor Erreichen der Endlast von $60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ oder gar erst im Verlauf des anschließenden Kriechfließens (bei konstanter Last) zu bilden beginnt. In diesem Fall bildet sich eine deutliche Blunting-Zone aus, an deren Grund sich gegebenenfalls erste Spuren der Initiierung einer Korrosionsrißbildung finden.

Aus diesen Gegebenheiten läßt sich ableiten, daß bei Proben oder Bauteilen mit Korrosionsri ohne erkennbares Blunting im Bereich der Initiierung der Korrosionsrißbildung

davon auszugehen ist, daß die Rißbildung überwiegend oder ganz schon frühzeitig während der Aufbringung der mechanischen Belastung initiiert wurde.

Verhält sich dies umgekehrt, ist also deutliches Blunting zu erkennen in Verbindung z.B. mit einem eben initiierten Korrosionsri, ist davon auszugehen, daß der Korrosionsri erst kurz vor Beendigung der Aufbringung der mechanischen Belastung oder im Zuge des anschließend abklingenden Kriechfließens entstanden ist.

7.2.5 Abschließende Bemerkungen

Es wurde gezeigt, daß es durch eine praxisorientierte Weiterentwicklung der Vorgaben nach British Standard [117] möglich ist, die Verformungsverhltnisse an Kerben bzw. Rißspitzen im Zuge der Aufbringung von mechanischer Belastung (Fließen) und bei anschließender Konstantlast (Kriechen) realitätsnah zu ermitteln und darzustellen. Dies bezieht sich sowohl auf die an Rikerbspitzen sich einstellenden absoluten Dehnungsbetrge als auch im Falle des Kriechfließens auf das Abklingverhalten der lokalen Dehngeschwindigkeiten an Rißspitzen, welche sich entsprechend dem CMOD-Verhalten dem Abklinggesetz des Niedertemperaturkriechens zuordnen.

8 Zusammenfassung und Bewertung der Ergebnisse

International bestehen unterschiedliche Experimentaldaten und Vorstellungen zum Ablauf und zur Geschwindigkeit von korrosionsgestütztem Rißwachstum in ferritischen Komponenten von Kernkraftwerken mit Siedewasserreaktoren.

Vor diesem Hintergrund ist es von Bedeutung aufzuzeigen, daß Rißwachstum, welches im Zuge der Aufbringung einer konstanten äußeren mechanischen Belastung, ausgehend von schon bestehenden Rissen, auftreten kann, unter den vorgegebenen Bedingungen nach geraumer Zeit wieder zum Stehen kommt. Ein solches Rißwachstumsverhalten kann angenommen werden aufgrund der positiven Betriebserfahrungen und vor dem Hintergrund der Ergebnisse entsprechender Laboratoriumsversuche, welche unter betriebsnahen Bedingungen durchgeführt wurden. Einer der unter den gegebenen Randbedingungen dominierenden Einflußfaktoren auf das Korrosionsrißwachstum sind Fließvorgänge im Zuge des Aufbringens mechanischer Belastungen und Kriechvorgänge, welche an der Spitze von Rissen nach Aufbringen der konstanten mechanischen Belastung ablaufen. Klingen diese Kriechvorgänge nach geraumer Zeit auf ein vernachlässigbares Maß ab, sollte es zum Stillstand des Korrosionsrißwachstums kommen.

Vor diesem Hintergrund wurden im Rahmen dieser Arbeit entsprechende experimentelle und analytische Arbeiten durchgeführt mit dem Ziel eines verbesserten Verständnisses des Ablaufes von Fließ- und Niedertemperaturkriechvorgängen an Rißspitzen von unter konstanter äußerer mechanischer Belastung stehenden angerissenen Proben oder Bauteilen aus ferritischen Stählen. Die Experimente und Berechnungen wurden an den in deutschen Kernkraftwerken mit Siedewasserreaktoren eingesetzten ferritischen Rohrleitungs- und Behälterbaustählen 20 MnMoNi 5 5 und 15 MnNi 6 3 durchgeführt.

Die für die Experimente verwendeten und den begleitenden Berechnungen zugrunde liegenden bruchmechanischen Kompaktzugproben (CT 50-Proben) waren bereits früher unter sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser [z.B. 7, 10] in Hochdruckautoklaven bei einer Temperatur von 240°C unter konstanter äußerer mechanischer Belastung bei unterschiedlich hohen Spannungsintensitätsfaktoren K_I eingesetzt worden. Durch die Wahl eines mittel- und eines höherfesten ferritischen Stahles wurde es in dieser Arbeit möglich, auch den Einfluß unterschiedlich hoher Streck- bzw. Dehngrenzen und unterschiedlicher Werkstoffgefüge auf das Niedertemperaturkriechen in die weitergehenden Überlegungen mit einzubeziehen.

Da die elastisch-plastischen Verformungsvorgänge im unmittelbaren Rißspitzenbereich meßtechnisch nicht direkt erfaßt werden können, mußte auf indirekte Meßmethoden zurückgegriffen werden. Aussagen zu den Fließ- und Kriechvorgängen im Bereich der

Rißspitze konnten dabei aus der über der Zeit registrierten Rißöffnungsverschiebung CMOD (Crack Mouth Opening Displacement) gewonnen werden.

Die wichtigsten für die beiden ferritischen Werkstoffe erhaltenen Untersuchungsergebnisse einschließlich jetzt ableitbarer Erkenntnisse zum Korrosionsverhalten sind nachfolgend zusammengestellt:

- Die Versuche in Luft zeigten erwartungsgemäß, daß im Zuge der Aufgabe der Last Probenaufweitungen CMOD entsprechend den gewählten Lasten eintreten, die an den Rißspitzen Fließvorgänge hervorrufen. Nach Abschluß der Lastaufgabe kommt es zu einer weiteren, aber deutlich geringeren Zunahme der CMOD-Werte infolge von Kriechvorgängen, welche bei den gewählten nicht zu hohen K_I -Werten abklingen. Die zeitlichen Ableitungen der logarithmisch approximierten CMOD-Verläufe stellten sich im doppeltlogarithmischen Koordinatensystem als Geraden mit der Steigung $1/t$ dar, wodurch gezeigt ist, daß das Werkstoffverhalten dem logarithmischen bzw. Niedertemperaturkriechen zuzuordnen ist. Hiermit konnte klargestellt werden, daß diese Kriechvorgänge an den Werkstoffen 20 MnMoNi 5 5 und 15 MnNi 6 3 nach der Lastaufgabe bei technisch relevanten K_I -Werten in Luft schnell abklingen.
- Somit wird deutlich, daß ein unter kraftwerkstypischer korrosiver Umgebung im Zuge und auch nach Lastaufgabe initiiertes korrosionsgestütztes Anriß zum Stehen kommen kann. Ein solcher technischer Rißstillstand in korrosiver Umgebung konnte für den Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 und vergleichbare weitere Werkstoffe, wie z.B. den Werkstoff 22 NiMoCr 3 7, für den K_I -Bereich $\leq 60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ auf Basis einer größeren Anzahl von Versuchen nachgewiesen werden [10, 11]. Hierbei sind die Mediumsbedingungen mit Leitfähigkeiten von $\kappa = 0,35 - 0,7 \mu\text{S/cm}$ zwar als hochrein, aber im Vergleich mit SWR-Bedingungen noch als deutlich konservativ anzusehen.
- Bei der Arbeitshypothese der dehnungsinduzierten Rißkorrosion wird davon ausgegangen, daß Verformungsvorgänge an Rißspitzen im Hochtemperaturwasser eine lokale Zerstörung der spröden Oxidschutzschicht hervorrufen können, so daß ein korrosionsgestütztes Rißwachstum auftreten kann. Ist das Repassivierungsvermögen des Gesamtsystems hoch genug, um die Zerstörungen der Schutzschicht durch Fließ- und Kriechvorgänge zu kompensieren, kommt das korrosionsgestützte Rißwachstum nach geraumer Zeit zum Stehen.

- Hierbei kommt es beim Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 und vergleichbaren Werkstoffen ähnlicher Festigkeit bis zu K_{I} -Werten $\leq 60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ unter realistisch konservativen Bedingungen im Rahmen von 1000 h-Versuchen zum Stillstand korrosionsgestützten Rißwachstums infolge Repassivierung, wobei der Rißfortschritt auf $< 40 \mu\text{m}$ beschränkt bleibt, vgl. Bild 6.17. Dieser K_{I} -Wert von $60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ fällt praktisch mit der oberen Gültigkeitsgrenze der linear-elastischen Bruchmechanik zusammen. Zudem deckt der K_{I} -Wert mit $60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ den am Grunde des halbelliptischen T/4-Auslegungslängsrisses in einem Siedewasserreaktorbehälter wirkenden K_{I} -Wert von $52 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ab, vgl. Bild 1.2. Oberhalb des Grenzwertes $K_{I} = 60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ kann das zunehmende Ausmaß der Kriechvorgänge unter den gegebenen deutlich konservativen korrosiven Wasserbedingungen zu sich wiederholenden Schutzschichtzerstörungen und daraus resultierend zu einem korrosionsgestützten Rißwachstum auch bis hin zum Bruch der Proben führen.
- Die Höhe des Grenzwertes des Spannungsintensitätsfaktors K_{I} , bei welchem sich der Gleichgewichtszustand zwischen Schutzschichtzerstörung und Repassivierung einstellt, ist in erster Näherung von der Höhe der Dehngrenze der hier betrachteten ferritischen Werkstoffe und im weiteren vom Repassivierungsvermögen des Korrosionssystems abhängig. Für den Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 liegt dieser Grenzwert unter den genannten konservativen Wasserbedingungen nach heutigem Kenntnisstand wie oben erwähnt bei $60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und bei dem deutlich niedrigerfesten Werkstoff 15 MnNi 6 3 kann von einem Wert von rund $28 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ausgegangen werden. Dies ist zum einen dadurch erklärbar, daß die beiden Werkstoffe entsprechend unterschiedliche Streck- bzw. Dehngrenzen aufweisen und zum anderen haben die beiden Werkstoffe auch unterschiedliche Gefügestrukturen. Dies führt dazu, daß der Werkstoff 15 MnNi 6 3 neben seiner niedrigeren Streckgrenze sich auch aufgrund seiner ferritisch-perlitischen Gefügestruktur als verformungs- und kriechfreundlicher erweist als der bainitische Werkstoff 20 MnMoNi 5 5. Wichtig ist es anzumerken, daß ein korrosionsgestütztes Rißwachstum trotz noch andauerndem - sich aber verlangsamendem Niedertemperaturkriechen - unterhalb einer kritischen Dehngeschwindigkeit am Rißgrund zum Stillstand kommt.
- Das korrosionsgestützte Rißwachstum an ferritischen Werkstoffen in Siedewasserreaktoren kann für technisch realistische Bedingungen (Werkstoff, Medium, Belastung) mit Hilfe der Modellvorstellung der dehnungsinduzierten Rißkorrosion (Magnetit-zerstörung durch mechanische Beanspruchung und anschließende Repassivierung) eindeutig beschrieben werden. Unter konservativen, aber realistischen Bedingungen,

kommt es durch Repassivierung zum technischen Rißstillstand. Spannungsrißkorrosion (SpRK), die durch chemische Zerstörung der Magnetitschutzschicht ausgelöst wird, liegt demnach nicht vor.

- Andere Modellvorstellungen, die ein über die gesamten Versuchs- oder Betriebszeiten kontinuierliches Rißwachstum unterstellen [z.B. 14 und 15], spiegeln im K_I -Bereich $\leq 60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ das Proben- und vor allem das Bauteilverhalten offensichtlich nicht realistisch wider. Zudem bestätigen die vielen praktischen Erfahrungen aus Energieerzeugungsanlagen die Modellvorstellung der dehnungsinduzierten Rißkorrosion. Die in der internationalen Literatur aufzufindenden im Vergleich zu den Ergebnissen der MPA Stuttgart [7, 11] um bis zu 4 Dekaden höheren Rißwachstumsgeschwindigkeiten im K_I -Bereich unter $60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ sind demnach vermutlich auf Unzulänglichkeiten in der Versuchstechnik (Wasserqualität, Art der Belastung, Probenform u.a.) zurückzuführen [106].
- Am Beispiel der Leitfähigkeit des Mediums, die ein integrales Maß für die ionale Reinheit des sauerstoffhaltigen Hochtemperaturwassers darstellt, wird der Einfluß der Wasserqualität auf den Umfang des korrosionsgestützten Rißwachstums bzw. der Rißwachstumsgeschwindigkeit deutlich, Bild 2.17. Ist die Wasserqualität nicht ausreichend kontrolliert bzw. ist gegenüber SWR-Bedingungen eine zu hohe Leitfähigkeit gegeben [4], liegen die Rißwachstumsgeschwindigkeiten der Korrosionsrisse zumeist im oberen Bereich und weisen große Streuungen auf. Liegt die Leitfähigkeit in einem Bereich von 0,33 bis $1,1 \mu\text{S}/\text{cm}$ [10], so verringern sich die Streuungen erheblich und auch die absolute Höhe der Rißwachstumsgeschwindigkeit der Korrosionsrisse fällt signifikant ab. Eine weitere Verbesserung zu niedrigeren korrosionsgestützten Rißwachstumsgeschwindigkeiten erhält man, wenn wie in [11] die Leitfähigkeitswerte in einem noch engeren Streuband zwischen 0,35 und $0,7 \mu\text{S}/\text{cm}$ liegen. Es ist daher zu erwarten, daß sich die Reduzierung der korrosionsgestützten Rißwachstumsgeschwindigkeiten weiter fortsetzt, wenn die Qualität der Autoklavenwsser weiter verbessert wird und Leitfähigkeitswerte im Rücklauf von $0,2 \mu\text{S}/\text{cm}$ und besser erreicht werden [122]. Erste Ergebnisse dieser Art liegen zwischenzeitlich vor.
- Zur Charakterisierung der Spannungszustände und der plastischen Zonen im Bereich von Rißspitzen - hier dargestellt am Beispiel von CT-Proben - wurden im Rahmen einer zweidimensionalen, elastisch-plastischen Finite-Elemente (FE)-Rechnung für die beiden möglichen Grenzfälle ebener Dehnungszustand (EDZ) und ebener Spannungszustand (ESZ) für abgestufte K_I -Werte untersucht. Ein Vergleich der Rechenergebnisse für den ebenen Dehnungszustand mit den im Experiment in Luft sowie im

Korrosionsmedium gemessenen Probenaufweitungen CMOD zeigte eine technisch realistische Übereinstimmung. Darüber hinaus wurde die Vergleichsdehnung nach von Mises und der Mehrachsigenquotient berechnet. Die aus der FE-Rechnung für den Fall des EDZ ermittelte Erstreckung der plastischen Zone ergab eine gute Übereinstimmung mit den analytischen Berechnungen nach McClintock-Irwin. Die Größe der plastischen Zone ist von der Höhe der Dehngrenze des Werkstoffes abhängig.

- Der Spannungszustand (EDZ oder ESZ) im Rißspitzenbereich einer Probe ist von großem Einfluß auf die Größe der plastischen Zone. Die Berechnungen zeigen, daß bei gleichem K_I -Wert die Größe der plastischen Zone im ESZ-Zustand um den Faktor 8 über der des EDZ-Zustandes liegen kann. Dies bedeutet, daß gültige und belastbare Ergebnisse aus Korrosionsversuchen für dickwandige Bauteile nur mit hinreichend breiten Bruchmechanikproben, z.B. nach [19], gewährleistet werden können.
- Die Tiefe des Korrosionsrißfortschrittes ist beim Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 unterhalb von $60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ erheblich kleiner als die Erstreckung der plastischen Zone. Dies bedeutet, daß der korrosionsgestützte Rißfortschritt innerhalb der plastisch verformten Zone zum Stillstand gekommen ist.

Die Versuchs- und Rechenergebnisse verdeutlichen,

- daß bei Belastung von CT 50-Proben aus dem Werkstoff 20 MnMoNi 5 5 in Luft bei 240°C bis hin zu K_I -Werten von $60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und bei ausreichend hohen K_{II} -Werten auch erheblich darüber hinaus die Probenaufweitungsgeschwindigkeiten CMOD gegen Null gehen und
- daß, solange die Bedingungen bezüglich der Wasserqualität, des Werkstoffes und der K_I -Werte noch als begrenzt konservativ zu betrachten sind, Rißstillstand bei im Medium geprüften CT 50-Proben aus 20 MnMoNi 5 5 bei $K_I \leq 60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ eintritt.
- Sinngemäß vergleichbar stellen sich die Verhältnisse für den Werkstoff 15 MnNi 6 3 dar.

Abschließend ist festzuhalten, daß korrosionsgestütztes Rißwachstum an ferritischen Stählen unter Siedewasserreaktor-Bedingungen in seinem Initiierungs-, Wachstums- und Abklingverhalten neben den Wasserbedingungen auch wesentlich durch Fließ- und Kriechvorgänge gesteuert wird. Die der Aufbringung mechanischer Belastungen zuzuordnenden Fließvorgänge können Korrosionsrißbildungen, z.B. ausgehend von schon vorhandenen Rissen oder Kerben, auslösen. Nach Aufbringung der mechanischen Bela-

stung sind Fließvorgänge als rißtreibende Kraft nicht mehr wesentlich wirksam. Das jetzt an Rißspitzen wirksame Niedertemperaturkriechen klingt unter konstanter mechanischer Belastung rasch ab. Infolge dessen kommt es auch bei konservativen Wasserbedingungen und auch noch bei vergleichsweise hohen bruchmechanischen K_I -Werten durch Schutzschichtbildung an der Rißspitze zum Rißstillstand. Dies gilt offensichtlich auch schon, solange noch begrenztes Kriechen an Rißspitzen wirkt, welches von der Repassivierungswirkung an der Rißspitze überwogen wird.

9 Literatur

- [1] NEDE-21821-A Class III:
Boiling Water Reactor Feedwater Nozzle/Sparger Final Report, General Electric Company, San Jose, California, Februar 1980.
- [2] Hickling, J. and D. Blind:
Strain-Induced Corrosion Cracking of Low-Alloy Steels in LWR Systems - Case Histories and Identification of Conditions Leading to Susceptibility. Nuclear Engineering and Design 91 (1986), pp. 305-330.
- [3] Tomkins, B. et al.:
International Cooperative Group on Cyclic Crack Growth (ICCGR), Tenth Anniversary Report.
Int. J. Pres. Ves. & Piping 40 (1989).
- [4] Iskluth, B.:
Beitrag zur Spannungsrißkorrosion am Beispiel eines niedriglegierten warmfesten Feinkornbaustahles in sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser.
Dissertation, Universität Stuttgart, 1989.
- [5] Blind, D.:
Zur Korrosionsrißbildung in druckführenden Kraftwerkskomponenten infolge Einwirkung von Hochtemperaturwasser.
Habilitationsschrift, MPA Stuttgart, 1993.
- [6] Blind, D.:
Aktuelle Fragen für die Sicherheit wichtiger Bauteile von Hochleistungs-Dampfkraftwerken.
Ingenieur-Kolloquium, MPA Stuttgart, 12.02.1993.
- [7] Kußmaul, K., Blind, D. and V. Läßle:
New Observations on the Crack Growth Rate of Low Alloy Nuclear Grade Ferritic Steels under Constant Active Load in Oxygenated High Temperature Water.
Nuclear Engineering and Design 168 (1997), pp. 53-75.
- [8] Buller, P., Rein, G., v. Varendorff, K., Blind, D., Deimel, P. und B. Iskluth:
BMFT-Forschungsvorhaben 1500 304 B. Korrosionsuntersuchungen.
Forschungsvorhaben Komponentensicherheit (Phase II).
Abschlußbericht, MPA Stuttgart, 1990.

- [9] Iskluth, B., Leonhard, H. und P. Deimel:
Experimenteller Beitrag zur Frage betrieblicher Korrosionsrißbildung in
SWR-Anlagen am Beispiel der Werkstoffe 17 MnMoV 6 4 und
15 MnNi 6 3.
BMU-Vorhaben SR 156/2, Einzelprojekt 5, MPA Stuttgart, 1989.
- [10] Schellenberger, R., Klenke, K. und P. Deimel:
BMFT-Forschungsvorhaben 1500 804.
Grundlagenuntersuchung zum Korrosionsverhalten ferritischer Bauteile in
Hochtemperaturwasser unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung
bei statischer und zügiger äußerer mechanischer Beanspruchung.
Abschlußbericht, MPA Stuttgart, Juli 1993.
- [11] Läßle, V., Hoffmann, M., Klenke, K., Zies, G. und P. Deimel:
BMFT-Forschungsvorhaben 1500 826.
Korrosionsuntersuchungen an niedriglegierten Feinkornbaustählen für
Kraftwerksanlagen.
Abschlußbericht, MPA Stuttgart, Dezember 1995.
- [12] Läßle, V.:
Untersuchungen zum korrosionsgestützten Rißwachstum ferritischer
Stähle in sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser.
Dissertation, Universität Stuttgart, 1996.
- [13] Blind, D. und V. Läßle:
Internationaler Vergleich von Ergebnissen zur Wachstumsgeschwindigkeit
korrosionsgestützter Risse in ferritischen Stählen unter Siedewasserbedin-
gungen.
BMU-Vorhaben SR 2065, Technischer Bericht 4.13, Mai 1995.
- [14] Ford, F. P. and P. L. Andresen:
Stress Corrosion Cracking of Low-Alloy Pressure Vessel Steels in 288°C
Water.
Corrosion-89, Paper No. 498, pp. 498/1-498/19, New Orleans, 1989.
Publ.: NACE, Houston, Texas.
- [15] Speidel, M. O. und R. M. Pedrazzoli:
Ursachen und Geschwindigkeit des umgebungsabhängigen Bruches in
metallischen und nichtmetallischen Werkstoffen.
Aus: Umgebungsabhängiges Bruchverhalten, M. Schaper und J. Barthel
(Dresden), DGM-Informationsgesellschaft, Oberursel, 1991, S. 1-42.
- [16] Experimentelle Untersuchungen zum Kriechfließen an Rißspitzen bei
240°C in ferritischen Stählen.
(Forschungsvorhaben bei MPA Stuttgart).

- [17] Experimentelle Untersuchungen zum Kriechfließen an Rißspitzen bei 288°C in austenitischen Chrom-Nickel-Stählen.
(Forschungsvorhaben bei MPA Stuttgart).
- [17.1] Staudt, U.; Essen und M. Lasche, Gundremmingen:
Die VGB-Richtlinie für die Chemie in SWR-Anlagen (aktueller Stand, Tabelle 2 in VGB-R. 4017 neu).
VGB-Konferenz „Chemie im Kraftwerk 1995“.
- [18] DIN 50 922:
Korrosion der Metalle: Untersuchung der Beständigkeit von metallischen Werkstoffen gegen Spannungsrißkorrosion.
Ausgabe Oktober 1985, Beuth-Verlag, Berlin.
- [19] ASTM E 399-90
Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials.
American Society for Testing and Materials, Philadelphia, April 1991.
- [20] DIN EN 10002, Teil 1:
Metallische Werkstoffe: Zugversuch.
Ausgabe April 1991, Beuth-Verlag, Berlin.
- [21] Wellinger, K. und E. Krägeloh:
Lueger - Lexikon der Technik, Band 3: Werkstoffe und Werkstoffprüfung.
Deutsche Verlags-Anstalt, Stuttgart 1961.
- [22] Gräfen, H.:
Lexikon Werkstofftechnik.
VDI-Verlag, Düsseldorf, 1993.
- [23] Dietmann, H.:
Werkstofftechnik.
Vorlesungsmanuskript, Lehrstuhl für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre, Universität Stuttgart, 1996.
- [24] Kloos, K. H., Blind, D., Granacher, J., Maile, K., Tscheuschner, R., Eckert, W. und J. Bareiß:
Rißverhalten warmfester Kraftwerksbaustähle im Kriech- und Kriechermüdungsbereich.
Schlußbericht AIF-Nr. 7251 des Instituts für Werkstoffkunde der TH Darmstadt und der Staatlichen Materialprüfungsanstalt der Universität Stuttgart, 1992.
- [25] Van Bueren, H. G.:
In: Imperfections in Crystals, Chapter XII: Creep.
Amsterdam, 1960, pp. 229-239.

- [26] Krolop, S.:
Das Wachstum von Ermüdungsrissen im Kriechbereich aus zähbruchmechanischer Sicht.
Technisch-wissenschaftlicher Bericht, Heft 84-05, MPA Stuttgart, 1984.
- [27] Seeger, E.:
Kristallplastizität.
In: Handbuch der Physik, Band VII/2 (1958), S. 193-208.
- [28] Garofalo, F.:
Fundamentals of Creep and Creep-Rupture in Metals.
The MacMillan Company, New York, 1965.
- [29] Ilchner, B.:
Hochtemperaturplastizität.
Springer Verlag, Berlin - Heidelberg, 1973, S. 76ff.
- [30] N. N.:
Microkinetics of Stress Corrosion Cracking in Steam Turbine Disk Alloys.
EPRI-Report NP 3005, Research Project 1929-8, Interim Report, 1983, pp. 3/6-3/9.
- [31] Evans, J. T. and R. N. Parkins:
Creep induced by load cycling in a C-Mn steel.
Acta Metallurgica 24 (1976), pp. 511-515.
- [32] Schmidt, W.:
Der Einfluß einer ruhenden oder zeitlich veränderlichen Beanspruchung auf die mechanischen Eigenschaften von Stählen bei erhöhten Temperaturen und korrosiven Medien.
Thyssen Edelstahl Technischer Bericht 16 (1990), S. 67-81.
- [33] Weertman, J. and J. R. Weertman:
In: Cahn, R. W.: Physical Metallurgy, 1965, pp. 983-1010.
Chapter 16: Mechanical Properties Strongly Temperature Dependent.
- [34] Krägeloh, E.:
Bruchmechanik - werkstoffmechanisch betrachtet.
VGB-Kraftwerkstechnik 9 (1981), S. 782-799.
- [35] Stonesifer, R. B. and S. N. Atluri:
Moving Singularity Creep Crack Growth Analysis with the $(\Delta T)_C$ and C^* Integrals.
Engineering Fracture Mechanics 16 (1982), No. 6, pp. 769-782.

- [36] Ewald, J., Maile, K. und H. Tscheuschner:
Beurteilung des Rißwachstums im Kriechbereich mit Hilfe eines Rißspitzen/Fernfeld-Konzeptes.
13. MPA-Seminar, 1987, Stuttgart, Vortrag 43.
- [37] Hutchinson, J. W.:
J. Mech. Phys. Solids 16 (1968), pp. 13-31, 337-347.
- [38] Rice, J. R. and G. F. Rosengren:
J. Mech. Phys. Solids 16 (1968), pp. 1-13.
- [39] Riedel, H. and J. R. Rice:
in: Fracture Mechanics: 12th Conference, ASTM STP 700, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1980, pp. 112-130.
- [40] DVM-Merkblatt 002:
Ermittlung von Rißinitiierungswerten und Rißwiderstandskurven bei Anwendung des J-Integrals.
Ausgabe Juni 1987, Deutscher Verband für Materialprüfung e.V., Berlin.
- [41] Roos, E.:
Grundlagen und notwendige Voraussetzungen zur Anwendung der Rißwiderstandskurve in der Sicherheitsanalyse angerissener Bauteile.
Habilitationsschrift, MPA Stuttgart, 1992.
- [42] Landes, J. D. and J. A. Begley:
A Fracture Mechanics Approach to Creep Crack Growth.
in: Mechanics of Crack Growth: ASTM STP 590, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1976, pp. 128-148.
- [43] Riedel, H.:
Creep Crack Growth.
in: Fracture Mechanics: Perspectives and Directions, 20th Symposium, ASTM STP 1020, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1989, pp. 101-126.
- [44] Sadananda, K. and P. Shahinian:
Parametric Analysis of Creep Crack Growth in Austenitic Stainless Steel.
ASTM STP 803, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1983, Vol. 1, pp. 690-707.
- [45] Liu, H. W.:
Applied Materials Research (1965).
- [46] Heckel, K.:
Einführung in die technische Anwendung der Bruchmechanik.
Carl Hanser Verlag, München, 1983.

- [47] McClintock, F. A. and G. R. Irwin:
Plasticity aspects of fracture mechanics.
ASTM STP (1965), pp. 84-113.
- [48] Hahn, G. T. and A. R. Rosenfield:
Acta Metallurgica 13 (1965), p. 293.
- [49] Wellinger, K. und D. Blind:
Spannungszustand und Verformungsverhalten von gekerbten Biegeproben.
Materialprüfung 10 (1968), S. 303-310.
- [50] Wellinger, K. und D. Blind:
Die Plastifizierung von gekerbten Biegeproben.
Archiv für das Eisenhüttenwesen 39 (1968), S. 935-944.
- [51] Mao, T.:
Beschreibung des Kriechrißverhaltens mit einem auf wirklichkeitsnahen
Kriechgesetzen beruhenden Parameter C^* .
Dissertation, Technische Hochschule Darmstadt, 1996.
- [52] Rechnerische und experimentelle Arbeiten zum Fließ- und Kriechverhalten
bei 300°C an Rissen in Bauteilen aus warmfesten Behälterbaustählen.
(Forschungsvorhaben bei MPA Stuttgart).
- [53] Kußmaul, K., Roos, E. und J. Föhl:
Forschungsvorhaben Komponentensicherheit (FSK) -
Ein wesentlicher Beitrag zur Komponentensicherheit.
23. MPA-Seminar, 1. - 2.10.1998, Tagungsband 1, Beitrag 2, S. 2.1 - 2.21.
- [54] Kußmaul, K. und E. Roos:
Mehrachsigkeitszahlen und deren Nutzbarkeit in der Festigkeitsberechnung.
Mat.-wiss. und Werkstofftech. 22, 245 - 251 (1991).
- [55] Kußmaul, K.:
Festigkeitsverhalten von Stählen bei wechselnder überelastischer Beanspruchung.
Dissertation, TH Stuttgart, 1963.
- [56] Wellinger, K. und H. Dietmann:
Bestimmung von Formdehngrenzen.
Materialprüfung 4 (1962), Nr. 2, S. 41-47.
- [57] Riedel, H. and W. Wagner:
The Growth of Macroscopic Cracks in Creeping Materials.
in: Advances in Fracture Research: 5th Conference on Fracture (ICF 5),
Cannes, France, 1981, pp. 683-698.

- [58] Riedel, H.:
Crack-Tip Stress Fields and Crack Growth Under Creep-Fatigue Conditions.
in: Elastic-Plastic Fracture: 2nd Symposium, Vol. I (Inelastic Crack Analysis), ASTM STP 803, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1983, pp. 505-520.
- [59] Cassebaum, H.:
Ann. Phys. Leipzig (4), 34 (1911), S. 106.
- [60] Krisch, A.:
Dauerstandversuche an Stahl bei Raumtemperatur.
Archiv für das Eisenhüttenwesen 15 (1941/42), S. 539-542
(Werkstoffaussch. 590).
- [61] Pomp, A. und A. Krisch:
Mitteilungen des Kaiser-Wilhelm-Instituts für Eisenforschung 26 (1943),
S. 59-69.
- [62] Lehr, K.:
Zur spannungsinduzierten Korrosion wasserberührter Kesselteile.
Technisch-wissenschaftlicher Bericht, Heft 69-02, MPA Stuttgart, 1969.
- [63] Jänische, W. und G. Thiel:
Kriechen von Stahl unter statischer Beanspruchung bei Raumtemperatur.
Archiv für das Eisenhüttenwesen 21 (1950), S. 105-118.
- [64] Krisch, A.:
Kriechversuche an Stahldraht bei Raumtemperatur.
Archiv für das Eisenhüttenwesen 22 (1951), Nr. 9/10, S. 313-316.
- [65] Nemeč, J.:
Rigidity and Strength of Steel Parts.
Academia Publishing House of the Czechoslovak Academy of Sciences,
Prag, 1966, pp. 360-405.
- [66] Keil, E., Müller, E. O. und P. Bettzieche:
Zeitabhängigkeit der Festigkeits- und Verformbarkeitswerte von warmfesten Stählen im Temperaturbereich unter 400°C.
Archiv für das Eisenhüttenwesen 43 (1972), S. 757-762.
- [67] Josefsson, A. and G. Lagerberg:
Creep Test on Mild Steels at Room Temperature.
Jernkont Ann. 142 (1985), pp. 570-584.
- [68] Scully, J. C.:
Stress Corrosion Crack Propagation: A Constant Charge Criterion.
Corrosion Science 15 (1975), pp. 207-224.

- [69] Schulze, H. D.:
Stable Crack Growth Under Sustained Load.
SMIRT, 1977.
- [70] N. N.:
Stabiles Rißwachstum unter konstanter Belastung.
Forschungsberichte der Vereinigung der Technischen Überwachungs-
Vereine e.V., 1984.
- [71] Memhard, D. und W. Dahl:
Auswirkung von quasistatischer und statischer Versuchsführung auf das
Verformungs- und Rißwiderstandsverhalten von Stählen bei Raumtempe-
ratur.
Tagung: 18. Sitzung „Bruchvorgänge“, Aachen, 18.-19.02.1986, Deutscher
Verband für Materialprüfung e.V., 1986, S. 241-253.
- [72] Kuhnle, V. and H. Riedel:
Time-Dependent Deformation and Fracture of Steel between 20°C and
400°C.
Int. Journal of Fracture 34 (1987), pp. 179-194.
- [73] Östensson, B.:
The Fracture Toughness of Pressure Vessel Steel at Elevated Temperatu-
res.
IAEA International Symposium on Application of Reliability Technology
to Nuclear Power Plants, Vienna, 10.-13.10.1977, pp. 303-315.
- [74] Amar, E. and A. Pineau:
Interpretation of Ductile Fracture Toughness Temperature Dependence of a
Low Strength Steel in Terms of a Local Approach.
Engineering Fracture Mechanics 22 (1985), pp. 1061-1071.
- [75] Vermilyea, D. A. and R. B. Diegle:
Concerning Strain Enhanced Corrosion Mechanisms of SCC.
Corrosion 32 (1976), No. 1, pp. 26-29.
- [76] Scully, J. C.:
The Interaction of Strain Rate and Repassivation Rate in Stress Corrosion
Crack Propagation.
Corrosion Science 20 (1980), pp. 997-1016.
- [77] Gerber, T. L. and Y. S. Garud:
An Engineering Approach for Predicting BWR Piping IGSCC Damage.
EPRI-Report NP-2184-LD, Research Project T118-12-1, Interim Report,
December 1981.

- [78] Ford, F. P.:
Modelling of Environmentally-Assisted Cracking of Structural Steels in Water.
17. Metalltagung, Dresden, 29.-31. Oktober 1990.
- [79] Ford, F. P., Taylor, D. F., Andresen, P. L. and R. G. Ballinger:
Corrosion-Assisted Cracking of Stainless and Low-Alloy Steels in Light-Water Reactor Environments.
EPRI-Report NP-5064M, Research Project 2006-6, Final Report, February 1987.
General Electric Corporate Research and Development Center, Schenectady, New York 12301.
- [80] Ford, F. P.:
Quantitative prediction of environmentally assisted cracking.
Corrosion 52 (1996), pp. 375-395.
- [81] Smith, E.:
The Effect of an Aggressive Environment on the J_R Curve for a Ductile Material.
Res Mechanica 18 (1986), pp. 125-130.
- [82] Schellenberger, R. and P. Deimel:
 J_R -Curves of the Low-Alloy Steel 20 MnMoNi 5 5 with Two Different Sulphur Contents in Oxygen Containing High Temperature Water of 240°C.
Nuclear Engineering and Design 151 (1994), pp. 449-461.
- [83] Craig, B. D.:
Fundamental Aspects of Corrosion Films in Corrosion Science.
Plenum Publishing Corporation, New York 1990.
- [84] Mears, R. B., Brown, R. H. and E. H. Dix:
Symposium on Stress-Corrosion Cracking of Metals.
ASTM / AIME (1944), pp. 323-344.
- [85] Logan, H. L.:
Film-Rupture Mechanism of Stress Corrosion.
Journal of Research of the National Bureau of Standards 48 (1952), No.2, pp. 99-105.
- [86] Vermilyea, D. A.:
A Film Rupture Modell of Stress Corrosion Cracking.
Proc. Int. Conf. on Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys, Firminy (France) 1973, pp. 208-217.

- [87] Ford F. P.:
Mechanisms of Environmental Cracking in Systems Peculiar to the Power-
Generation Industry.
EPRI-Report NP-2589, Final Report (1982), Research Project 1332-1.
- [88] Staehle, R. W.:
Predictions and Experimental Verification of the Slip Dissolution Modell
for Stress Corrosion Cracking of Low Strength Alloys.
Proc. Int. Conf. on Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittle-
ment of Iron Base Alloys, Firminy (France) 1973, pp. 180-207.
- [89] Robertson, W. D. and R. Bakish:
Stress Corrosion Cracking and Embrittlement.
John Wiley & Sons, New York, 1956, pp. 32-47.
- [90] Dean, M. F., Beck, F. H. and R. W. Staehle:
Tunnel Formation in Iron-Nickel-Chromium Alloys.
Corrosion 23 (1967), pp. 192-201.
- [91] Hickling, J.:
Dehnungsinduzierte Rißkorrosion: Spannungsrißkorrosion oder Schwin-
gungsrißkorrosion?
Der Maschinenschaden 55 (1982), Nr.2, S. 95-105.
- [92] Pugh, E. N.:
Progress Towards Understanding the Stress Corrosion Problem.
Corrosion 41 (1985), No.9, pp. 517-526.
- [93] Weber, J.:
Spannungsrißkorrosion und Werkstoffversprödung.
Material und Technik 2 (1976), S. 87-97.
- [94] Ford, F. P. and P. L. Andresen:
Corrosion Fatigue of A 533 B/A 508 Pressure Vessel Steels in 288°C Wa-
ter.
Proceedings of the 3rd IAEA Specialists' Meeting on Subcritical Crack
Growth, NUREG/CP-0112, Vol. 1, Moskau, 14.-17. Mai 1990, pp. 105-
124.
- [95] Wellinger, K. und K. Kußmaul:
Stähle im Kesselbau.
Brennstoff-Wärme-Kraft 19 (1967), Nr. 2, S. 53-65.
- [96] Kußmaul, K.:
Beobachtungen an Hochleistungs-Kesseltrommeln.
Mitteilungen der VGB 49 (1969), Nr. 2, S. 113-122.

- [97] Wellinger, K. und K. Kußmaul:
50 Jahre Werkstofftechnologie im Kraftwerksbau und -betrieb.
Mitteilungen der VGB, Heft 5 (1970), S. 356-362.
- [98] Kußmaul, K.:
Verfügbarkeits- und Sicherheitsaspekte bei geschweißten Bauteilen mit
größeren Wanddicken für Energieerzeugungsanlagen.
Der Maschinenschaden 45 (1972), Nr. 6, S. 231-242.
- [99] Kußmaul, K., Blind, D. and J. Jansky:
Cracking in Feedwater Pipework of Light Water Reactors: Causes and
Remedies.
Int. J. Pres. Ves. & Piping 17 (1984), pp. 83-104.
- [100] Kußmaul, K., Blind, D., Jansky, J. and R. Rintamaa:
Formation and Growth of Cracking in Feedwater Pipes and RPV Nozzles.
IAEA International Symposium on Reliability of Reactor Pressure Com-
ponents, 21-25 March 1983, Stuttgart (FRG) sowie:
Nuclear Engineering and Design 81 (1984), pp. 105-119.
- [101] Kußmaul, K. and D. Blind:
In-Service Crack Formation in Low-Alloy Ferritic Piping of Boiling Water
Reactors in FRG.
ACRS-Meeting, Schloß Ringberg/Tegernsee 1984.
- [102] Jansky, J., Blind, D. and G. Katzenmeier:
Investigation of Piping Failure in the HDR Test Plant under Operational
Conditions and the Influence of Oxygen Content.
Nuclear Engineering and Design 91 (1986), pp. 345-358.
- [103] Mikkola, T. P. J.; Diem, H., Blind, D. and G. Katzenmeier:
Failure Behaviour of a Piping System with a Circumferentially Orientated
Flaw - Analytical and Experimental Investigations.
9th Int. Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology
(SMiRT 9).
Lausanne, 1987; Paper GF 4/2.
- [104] Effertz, P. H.; Forchhammer, P. und J. Hickling:
Spannungsrißkorrosionsschäden an Bauteilen in Kraftwerken - Mechanis-
men und Beispiele.
VGB Kraftwerkstechnik 62 (1982), Nr. 5, S. 390-408.
- [105] Scott, P. M.:
A Review of Environment-Sensitive Fracture in Water Reactor Materials.
Corrosion Science 25 (1985), No. 8/9, pp. 583-606.

- [106] Technischer Bericht KWU E 121 vom 17.12.1990:
SpRK-Anfälligkeit von niedriglegierten Stählen unter SWR-Bedingungen:
Werkstoffkundliche Betrachtung von Versuchsdaten.
- [107] Vergleichsversuche zur Frage einer Gefährdung durch SpRK von
(RDB)-Stählen in Siedewasserreaktoranlagen (SWR).
TB 3.6, BMU-Vorhaben SR 2248, MPA Stuttgart, Mai 1998
- [108] Software P3 / PATRAN Release 1.4-2.
PDA Engineering.
- [109] ABAQUS / Standard User's Manual.
Hibbit, Karlsson & Sorenson Inc., 1994.
- [110] ISO 4968:
Steel - Macrographic examination by sulphur print (Baumann method).
International Organization for Standardization, Genf, 1979.
- [111] DIN 50 145:
Prüfung metallischer Werkstoffe: Zugversuche.
Ausgabe Mai 1975, Beuth-Verlag, Berlin.
- [112] DIN 50 125:
Prüfung metallischer Werkstoffe: Zugproben.
Ausgabe April 1991, Beuth-Verlag, Berlin.
- [113] Ewald, J.:
Beurteilung des Rißwachstums im Kriechbereich mit Hilfe eines Rißspitzen/Fernfeld-Konzeptes.
Mat.-wiss. u. Werkstofftechnik (20), S. 195-206, 1989.
- [114] Dietmann, H.:
Methoden der elastisch-plastischen Festigkeitsberechnung.
Staatliche Materialprüfungsanstalt, Universität Stuttgart.
- [115] Link, T.:
Optimierung und Anwendung des Key-Curve-Verfahrens zur Ermittlung
dynamischer Rißwiderstandskurven.
Technisch-wissenschaftlicher Bericht, Heft 96-06, MPA Stuttgart, 1996.
- [116] Demler, T.:
Untersuchungen zum Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit auf das
Festigkeits- und Zähigkeitsverhalten von Feinkornbaustählen.
Dissertation, Universität Stuttgart, 1990.

- [117] British Standard BS 7448.
Fracture Mechanics Testing, Part 1.
Method for Determination of K_{IC} , Critical CTOD and Critical J-Values of Metallic Materials.
British Standards Institution, London, 1991.
- [118] Eisele, U.:
Entwicklung und Überprüfung von Methoden zur experimentellen Bestimmung zähbruchmechanischer Kennwerte an bauteilähnlichen Proben.
Technisch-wissenschaftlicher Bericht, Heft 88-04, MPA Stuttgart, 1988.
- [119] Ohji, K., Otsuka, A. and H. Kobayashi:
Evaluation of Several J_{IC} Testing Procedures Recommended in Japan.
Elastic-Plastic Fracture: Second Symposium, Volume II - Fracture Resistance Curves and Engineering Applications, ASTM STP 803, C. F. Shih and J. P. Gudas, Eds., American Society for Testing and Materials, 1983, pp. II-398 - II-419.
- [120] Blind, D., Hüttner, F. und A. Wünsche:
Konstantlastversuche an CT-Proben aus höherfesten ferritischen Stählen in Autoklaven unter simulierten SWR-Bedingungen - Aufteilung des Gesamtrißwachstums auf Lastaufgabe und Konstantlastphase.
MPA-Kurzbericht Dr.Bl/Ng vom 19.08.1998, (V 214).
- [121] Aktennotiz MPA Stuttgart vom 28.04.1998.
Niederschrift zur Abschätzung der bei den Versuchen „Leitparameterstudie“ im Zuge der Belastung und damit auch im Zuge des Kriechfließens entstandenen Anteile von Gesamtkorrosionsrißbildungen, (V 213).
- [122] Einfluß von Probengeometrie und Belastungsart auf das korrosionsgestützte Rißwachstum niedriglegierter ferritischer Stähle unter SWR-Bedingungen.
(Forschungsvorhaben bei MPA Stuttgart VGB-Nr. 944 703 700).