

Bewertung von Fehlstellen im Kriechbereich

Von der Fakultät Energie-, Verfahrens- und Biotechnik der Universität Stuttgart
zur Erlangung der Würde eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)
genehmigte Abhandlung

Vorgelegt von

Dipl.-Ing. Alexander Hobt

geboren in Tübingen

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

Mitberichter: Univ.-Prof. Dr. techn. G. Scheffknecht

Tag der mündlichen Prüfung: 26.03.2015

2014

Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre
(IMWF) Universität Stuttgart und der
Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre Universität Stuttgart (IMWF). Ein wesentlicher Teil der Untersuchungen wurde über die Forschungsvereinigung der Arbeitsgemeinschaft der Eisen und Metall verarbeitenden Industrie e.V. (AVIF) unter der Kennung A252 finanziert.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Professor Dr.-Ing. habil. Eberhard Roos. Seine Unterstützung und wertvollen Diskussionen haben wesentlich zum Gelingen der Arbeit beigetragen. Herrn Univ.-Prof. Dr. techn. G. Scheffknecht danke ich sehr herzlich für sein Interesse an dieser Arbeit und die Übernahme des Mitberichts.

Bei meinen Kolleginnen und Kollegen am Lehrstuhl sowie in den einzelnen Fachgruppen der Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart möchte ich mich besonders für die angenehme und konstruktive Zusammenarbeit und die zahlreichen Anregungen und Hinweise bedanken. Besonders hervorheben möchte ich an dieser Stelle die Unterstützung durch Herrn Dr.-Ing. Andreas Klenk, Frau Dr.-Ing. Magdalena Speicher, sowie Herrn Dr.-Ing. Jürgen Ewald als Mitglied des Arbeitskreises „W14“ der Arbeitsgemeinschaft für warmfeste Stähle, deren ständige Bereitschaft zur fachlichen Diskussion eine wertvolle Hilfe war. Darüber hinaus danke ich den Studierenden, die mich im Rahmen von Studien- und Diplomarbeiten tatkräftig unterstützt haben.

Stuttgart, im April 2015

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis	I
Abkürzungen und Formelzeichen	III
Kurzfassung	1
Abstract.....	3
1 Einleitung und Zielsetzung	5
2 Stand von Wissenschaft und Technik	11
2.1 Werkstoffmechanische Grundlagen.....	11
2.1.1 Werkstoffverhalten bei hoher Temperatur.....	11
2.1.2 Einflüsse der Mikrostruktur auf das Kriechverhalten	15
2.1.3 Einfluss der Spannungsmehrachsigkeit auf die Kriechverformung	21
2.2 Gängige Verfahren zur Bewertung der Rissinitiierung.....	24
3 Lösungsansatz – Dehnungsbasiertes Konzept	37
4 Experimentelle Untersuchungen an bauteilähnlichen Proben.....	39
4.1 Untersuchte Werkstoffe	39
4.1.1 1 %-Cr-Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA	41
4.1.2 10 %-Cr-Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A.....	45
4.1.3 Abbildung des Zeitstandverhaltens	50
4.2 Proben und Versuchsdurchführung	53
4.3 Versuchsergebnisse	55
4.3.1 1 %-Cr-Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA	55
4.3.2 10 %-Cr-Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A.....	57
4.4 Metallografische Untersuchungen	59

4.4.1	1 %-Cr-Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA	59
4.4.2	10 %-Cr-Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A.....	66
4.5	Bewertung der Experimente mit dem Zwei-Kriterien-Diagramm.....	77
5	Numerische Untersuchungen.....	79
5.1	Geometrie der Modelle für die Finite-Elemente-Simulation	79
5.2	Erweiterung des Werkstoffmodells durch Implementierung der Spannungsmehrachsigkeit.....	83
5.3	Überprüfung der Ergebnisse aus dem FE-Modell.....	85
5.4	Dehnungsbasierter Ansatz zur Bewertung der Rissinitiierung	88
5.4.1	Auswertung an der Stelle der maximalen Spannungsmehrachsigkeit	89
5.4.2	Validierung des lokalen Dehnungskonzeptes durch die Experimente.....	96
5.5	Bestimmung der Initiierungsrisslänge a_i	97
5.6	Einordnung der numerischen Ergebnisse in die bruchmechanische Bewertung.....	104
5.6.1	Betrachtung bruchmechanischer Parameter.....	104
5.6.2	Modifikation des Zwei-Kriterien-Diagramms anhand der numerische Ergebnisse	105
5.7	Beschreibung der Rissinitiierung mittels Schädigungsparameter	108
5.8	Verknüpfung von Schädigungsparameter D und der Mikrostruktur	114
6	Schlussfolgerungen und Fazit.....	119
7	Zusammenfassung und Ausblick	123
8	Literaturverzeichnis	127
9	Anhang.....	147

Abkürzungen und Formelzeichen

AVIF	Forschungsvereinigung der Arbeitsgemeinschaft der eisen- und metallverarbeitenden Industrie e. V.
C	Kohlenstoff
Cr	Chrom
C(T)-Probe	Compact-Tension Probengeometrie ohne Seitenkerbe
CTOD	Crack-Tip-Opening-Displacement, Rissspitzenöffnung
COD	Crack-Opening-Displacement, Rissöffnung
DENT-Probe	Double-Edge-Notched-Tension Probengeometrie ohne Seitenkerbe
EBSD	Electron-Back-Scatter-Diffraction
EDZ	Ebener Dehnungszustand
EFTEM	Energiegefilterte Transmissionselektronenmikroskopie
ESZ	Ebener Spannungszustand
FE	Finite-Elemente
FIB	Forceless-Ion-Beam (Methode zur zielgerichteten TEM-Probenpräparation)
mm	Millimeter
Mo	Molybdän
Nb	Niob
nm	Nanometer
FE(M)	Finite-Elemente-(Methode)
SENT-Probe	Single-Edge-Notched-Tension Probengeometrie
SIF	Spannungsintensitätsfaktor
TDFAD	Time- Dependent- Failure- Assessment- Diagram
TEM	Transmissionselektronenmikroskopie
V	Vanadium
ZKD	Zwei-Kriterien-Diagramm
ZSV	Zeitstandversuch

A_i ($i = 1,2$)	—/—	Anpassungsparameter im Kriechgesetz nach Graham-Walles (Primär- und Sekundärbereich)
A_{Di} ($i = 1,2$)	—/—	Anpassungsparameter im Kriechgesetz nach Graham-Walles (Tertiärbereich)
A_u	% bzw. —/—	Zeitbruchdehnung
a_0	mm	Anfangsrisstiefe
a_i	mm	Initiierungsrisssgröße
Δa	mm	Risserweiterung
α	-	Anpassungsparameter im Kriechgesetz nach Graham-Walles (Mehrachsigkeitseinfluss)
B	mm	Probenbreite
B_N	mm	Netto-Probenbreite
B_{eff}	mm	Effektivwert der Probenbreite
c	mm	Tiefe der Rundkerbe
C^*	N/(mm · h)	C^* -Parameter
C_{ref}^*	N/(mm · h)	C^* -Parameter auf Basis empirischer Berechnungsgleichungen
D	—/—	Schädigungsparameter
D bzw. D_a	mm	Außendurchmesser
D bzw. d_i	mm	Innendurchmesser
$d_{y(0)}$	mm	Umlagerungszone (0 = ohne Kriechanteil)
d_0	mm	Anfangsdurchmesser von Zeitstandproben
d_{u1} / d_{u2}	Mm	Durchmesser im beanspruchten Querschnitt von Zeitstandproben
δ	mm	Risspitzenöffnung, CTOD
E	MPa bzw. GPa	Elastizitätsmodul
ε	% bzw. —/—	Dehnung
ε_{cr}	% bzw. —/—	Kriechdehnung
$\varepsilon_{cr,i}$ ($i = I, II, III$)	% bzw. —/—	Kriechdehnungsanteile in den einzelnen Kriechbereichen
$\tilde{\varepsilon}$	% bzw. —/—	Schädigungsrelevante Referenzdehnung

ε_i ($i = 1,2,3$)	% bzw. -/-	Hauptdehnungen
ε_g	% bzw. -/-	Gleichmaßdehnung
$\varepsilon_{c,1}$	% bzw. -/-	1. Hauptkriechdehnung
ε_v	% bzw. -/-	Vergleichskriechdehnung
$\varepsilon_{v,lig}$	% bzw. -/-	Vergleichsdehnung in der Probenmitte im Ligament
$\dot{\varepsilon}$	%/s bzw. 1/s	Dehnrage
$\dot{\varepsilon}_{cr}$	%/s bzw. 1/s	Kriechdehnrage
$\dot{\varepsilon}_{min}$	%/s bzw. 1/s	Minimale Kriechdehnrage
J	J/mm	Streckenenergie, J-Integral
K	MPa	Anpassungsparameter in Ramberg-Osgood- Gl.
K_I	$MPa\sqrt{m}$	Spannungsintensitätsfaktor
$K_{I,id}$	$MPa\sqrt{m}$	Fiktiv linear-elastischer Spannungsintensitätsfaktor
$K_{I,A}$	$MPa\sqrt{m}$	Spannungsintensitätsfaktor für Anriss nach Zeit t_A
K_t	-	Formzahl von Kerben
L	mm	Länge
μ	-/-	Querkontraktionszahl
m	-/-	Anpassungsparameter in Ramberg-Osgood- Gl.
m_i ($i = 1,2$)	-/-	Anpassungsparameter im Kriechgesetz nach Graham-Walles (Primär- und Sekundärbereich)
m_{Di} ($i = 1,2$)	-/-	Anpassungsparameter im Kriechgesetz nach Graham-Walles (Tertiärbereich)
n	-/-	Nortonexponent
n_i ($i = 1,2$)	-/-	Anpassungsparameter im Kriechgesetz nach Graham-Walles (Primär- und Sekundärbereich)
n_{Di} ($i = 1,2$)	-/-	Anpassungsparameter im Kriechgesetz nach Graham-Walles (Tertiärbereich)
N_A	1/mm	Experimentell ermittelte Porendichte
p bzw. p_i	MPa	Druck bzw. Innendruck
q	-/-	Mehrachsigkeitsquotient
r_{pl}	mm	Abklinglänge

R_m	MPa	Zugfestigkeit
R_e	MPa	Streckgrenze
R_K	-/-	Rissspitzenparameter im ZKD
R_σ	-/-	Nennspannungsfaktor im ZKD
$R_{u/t/T}$	MPa	Zeitstandfestigkeit bei einer bestimmten Zeit (oft 10^5 h) und Temperatur
$R_{u/k/t/T}$	MPa	Kerbzeitstandfestigkeit bei einer bestimmten Zeit und Temperatur
$R_{p0,2}$	MPa	Ersatzstreckgrenze
$R_{p0,2/T}$	MPa	0,2 % Dehngrenze bei einer bestimmten Temperatur
$R_{p0,5/T}$	MPa	0,5 % Dehngrenze bei einer bestimmten Temperatur
$R_{p1/T}$	MPa	1 % Dehngrenze bei einer bestimmten Zeit und Temperatur
σ	MPa	Spannung
σ_{br}	MPa	Bruttolastspannung
σ_n	MPa	Nennspannung
σ_{npl}	MPa	vollständig umgelagerte Nennspannung
σ_{hyd}	MPa	Hydrostatische Spannung
$\sigma_i (i = 1,2,3)$	MPa	Hauptspannungen
σ_{okt}	MPa	Oktaedernormalspannung
σ_{vM}	MPa	Vergleichsspannung nach von Mises
σ_{ref}	MPa	Referenzspannung
T	°C	Temperatur
T_S	°C	Schmelztemperatur
t	h	Zeit
t_A	h	Zeit bis Erreichen des techn. Anrisskriteriums
$t_{0,1}$	h	Zeit bis Rissinitiierung (für $\Delta a = 0,1$ mm)
t_u	h	Zeit bis Bruch (im Zeitstandversuch)
τ_{okt}	MPa	Oktaederschubspannung

v	mm	Lastangriffspunktverschiebung
v_c	mm	Kriechanteil der Lastangriffspunktverschiebung
\dot{v}	mm/s	Lastangriffspunktverschiebegeschwindigkeit
W	mm	Probenweite
Z	%	Brucheinschnürung

Kurzfassung

Ein Minimum an Emissionen moderner Kraftwerke kann nur durch ein Optimum des Wirkungsgrades erreicht werden. Dies bedeutet in den meisten Fällen jedoch auch eine Steigerung der Bauteilbeanspruchung. Für eine intelligente Ausnutzung des Werkstoffes mit gleichzeitig hoher Betriebssicherheit sind Konzepte notwendig, welche das Werkstoffverhalten abbilden können und vorhandene Sicherheitsreserven richtig bewerten. Werden Bauteile bei hohen Temperaturen beansprucht, so werden über die gesamte Betriebsdauer inelastische Dehnungen akkumuliert. In der Regel werden bei Erreichen einer inelastischen Dehnung von maximal 1 % überwachende Maßnahmen eingeleitet. Für diese Bauteilbewertung werden Daten aus Zeitstandversuchen verwendet. Vorhandene innere und äußere Fehlstellen (Risse, Lunker, Kerben, etc.) müssen zusätzlich über kriechbruchmechanische Ansätze mit in die Bauteilbewertung einbezogen werden. Auftretende Kriechverformungen können an solchen Spannungskonzentrationsstellen mit der Einleitung und dem Wachstum von Kriechrissen bzw. Kriechermüdrissen verbunden sein und begrenzen dann die Bauteillebensdauer. Deren Beschreibung ist mit zusätzlichen Unsicherheiten behaftet.

Bisherige Untersuchungen lassen darauf schließen, dass es abhängig vom Verformungsvermögen des Werkstoffes eine minimale Fehlergröße beziehungsweise Rissgröße gibt, unterhalb der die Zeitspanne bis zum Beginn des Risswachstums (t_A) größer ist als die Zeitspanne nach welcher 1 % Kriechdehnung ($t_{1\%}$) in der fehlerfreien Komponenten akkumuliert ist. Für solche Risskonfigurationen ist ein vereinfachter Integritätsnachweis ausreichend.

Ziel der vorliegenden Arbeit war es zu klären, wie und wann bei bestimmter Werkstoffduktilität eine vereinfachte Beschreibung des Rissverhaltens unter Kriechbeanspruchung verwendet werden darf. Als Maß für die Duktilität des Werkstoffes wird die Zeitbruchdehnung A_u herangezogen, ermittelt in Zeitstandversuchen an glatten Proben. Dabei sollte die Frage beantwortet werden, bis zu welcher Rissgröße a_i , abhängig von der Werkstoffduktilität, ein vereinfachter, kriechbruchmechanischer Festigkeitsnachweis zulässig ist. Für die im Rahmen der Arbeit untersuchten Proben bedeutet dies, dass Rissinitiierung eben bei Erreichen von 1 % Kriechdehnung im Ligament beginnt. Wird die geforderte Ligamentdehnung reduziert, so kann bei gleicher Auslegungszeit die Risspitzenbeanspruchung zunehmen und somit auch ein größerer Fehler beziehungsweise Riss toleriert werden. Daher wurden auch Konfigurationen untersucht für Ligamentdehnungen von 0,5 % und 0,2 %.

Hierzu wurden Finite-Elemente-(FE-)Berechnungen durchgeführt, in denen für ausgewählte Probengeometrien aus Werkstoffen unterschiedlicher Werkstoffduktilität die

Zeiten bis zum Anriss ermittelt werden. Dabei werden Proben mit gestaffelt tiefen Rissen (Anfangsrislänge a_0) und unterschiedlich großem Ligament W betrachtet. Untersucht wurden die bainitischen Schmiedestähle 30CrMoNiV4-11 und 28CrMoNiV4-9 mit einem Chromgehalt von 1 % sowie der X12CrMoWVbN10-1-1 mit einem Chromanteil von 10 %. Die betrachteten Temperaturen entsprechen mit 550 °C bei den beiden 1 %-Cr-Werkstoffen sowie 600 °C beim 10 %-Cr-Werkstoff den typischen Einsatztemperaturen. Die Zeitbruchdehnungen liegen dabei zwischen 5 % und 24 %. Die Beschreibung der Rissinitiierung und somit des lokalen Werkstoffversagens basiert auf einem dehnungsbasierten Bewertungskonzept. Dem liegt die Vorstellung zugrunde, dass die lokale Werkstofftrennung unter Kriechbeanspruchung durch die maximale Verformungsfähigkeit des Werkstoffes begrenzt wird. Der in Finite-Elemente-Berechnungen bestimmte Verformungszustand wird einer aus der Zeitbruchdehnung abgeleiteten Grenzverformung gegenübergestellt und verglichen. Wird diese Grenzverformung erreicht, entspricht das dem Anriss. Der so definierte Anriss der berechneten Komponente oder Probe entspricht einer Risserweiterung von $\Delta a = 0,1$ mm im Experiment.

Zur Beschreibung der Kriechdehnungen wurde ein modifizierter Ansatz nach Graham und Walles verwendet. Innerhalb der mathematischen Kriechformulierung wird die Werkstoffschädigung, das heißt der Tertiärbereich des Kriechverhaltens, durch Implementierung eines Schädigungsparameters D berücksichtigt. Mittels der durchgeführten FE-Berechnungen kann untersucht werden, ob anhand des Schädigungsparameters D der Anriss der untersuchten Proben beschrieben werden kann. Dies ist möglich, wenn sich der Schädigungsparameter D mit der physikalisch auftretenden Werkstoffschädigung korrelieren lässt, beispielsweise in Form von Porenbildung oder mikrostrukturellen Veränderungen im Werkstoff. In der FE-Berechnung ist es dazu notwendig, den Einfluss eines mehrachsigen Spannungszustandes auf die Beschreibung der Kriechdehnungsentwicklung sowie der Schädigungsentwicklung werkstoffabhängig korrekt abzubilden. Dies konnte durch die Berechnung des Verformungszustandes von Zeitstandproben, speziell der Probeneinschnürung, erreicht werden und durch Berechnung von Proben mit unterschiedlichen Mehrachsighkeitsverhältnissen verifiziert werden.

Mittels der Ergebnisse der Arbeit konnte ein Beitrag zur verbesserten Bewertung von ab initio vorhandenen Fehlstellen in Bauteilen geleistet werden. In Abhängigkeit der Zeitbruchdehnung konnten Rissinitiierungskurven erstellt und der Einfluss von unterschiedlich hoher Zeitbruchdehnung auf bisherige Rissinitiierungsbewertungskonzepte am Beispiel des Zwei-Kriterien-Diagramms dargestellt werden.

Abstract

Reducing the emissions of fossil fired power plants is acquired by increasing the efficiency. In most cases, this goes ahead with an increase in the load acting on the components. For a maximum utilisation of the material of these components without a reduction of the operation reliability at the same time, the applied assessment framework must be able to represent the behaviour of the material and evaluate safety margins. Components under high temperature service conditions accumulate inelastic creep strain throughout the operation period. Generally if these creep strains reach a level of about 1%, inspection measures must be established. For the assessment of pre-existing internal material defects such as (micro-) cracks or cavities, the material behaviour under creep and creep-fatigue loading conditions must be available. The evaluation of the material response at such defects is afflicted with uncertainty.

Recent studies suggest that there is a limiting value a_i of the crack size required to propagate that crack within the operational period and thus to reduce the life time of the component compared to a defect free component. If the actual crack size is below a_i , a simplified fracture mechanics approach can be applied for the assessment of the component.

This study aims to determine under which conditions – dependent on the material's ductility, the rupture elongation gained from creep rupture tests - a simplified description of the creep crack behaviour can be used. Concerning for the investigated specimens this means that crack initiation starts at the same time when a strain of 1% is reached in the far field. With a reduction of strain to 0.5% in the ligament, the limiting crack size can be increased. In addition configurations of crack size and specimen size with a ligament strain of 0.2% have been investigated.

To achieve this objective, appropriate Finite-Element (FE)-Calculations have to be conducted using selected specimen geometries. Several materials with different ductility were examined, while the initial crack length and the dimension of the specimens have been systematically varied. This study covers the forged bainitic steels 30CrMoNiV4-11 and 28CrMoNiV4-9 with a chromium content of 1% and the 10-Cr-steel X12CrMoWVNbN10-1-1. The 1Cr-steels are usually applied at a temperature of about 550°C and the 10-Cr-steel is commonly used at a temperature of 600°C. To investigate the creep crack initiation a strain based criterion has been set up. The classical stress based criteria exhibit inaccuracies for describing very ductile materials. This concept is derived by the idea that the local material disrupting is governed by the materials ductility.

The deformation, calculated with the finite-element-model is then compared to a limit deformation deduced from the creep rupture strain.

To describe the creep strains, a modified approach proposed by Graham and Walles has been applied. Within this mathematical approach, the damage of the material has been described by a damage parameter, D . The conducted FE-calculations can be used to investigate local strains near the crack tip. Furthermore, a characteristic value for the damage parameter has been evaluated. In addition, if there is any correlation between the damage due to nucleation of creep cavities or changes in microstructure and the damage parameter D , this parameter can be applied to characterize the failure process and the time for crack initiation. Therefore the influence of a multiaxial state of stress depending on the materials behaviour must be implemented. This was done through the calculation of the state of deformation of creep test specimens with focus on the radial displacement. Verification could be achieved by the comparison of calculation results of specimens with different degree of the multiaxiality of the state of stress.

With the results of this work a contribution was given to an optimised description of pre-existing defects within components. As a function of creep rupture strain crack sizes for crack initiation could be set up and the influence of differing creep rupture strain on existing concepts for crack initiation, e.g. the Two-Criteria-Diagram, could be demonstrated.

1 Einleitung und Zielsetzung

Bauteile und Komponenten, welche im Hochtemperaturbereich eingesetzt werden, unterliegen zeitlich veränderlichen oder konstanten Beanspruchungen, die jeweils zu zeitabhängigen inelastischen Verformungen führen. Im Komponentendesign werden durch geeignete Werkstoffmodelle auftretende Kriechverformungen ermittelt und während des Betriebes auf einen maximal zulässigen Wert begrenzt. Diese Grenze der zulässigen Kriechdehnung liegt in der Regel zwischen 0,1 % und 1 %, [1]. Bei Erreichen dieser zulässigen Dehnungen muss durch Inspektionsmaßnahmen entschieden werden, ob die Komponente weiter betriebssicher ist. Zusätzlich werden ab diesem Zeitpunkt die Revisionsintervalle verkürzt. Dies entspricht einer reinen Zeitstandbewertung des (fehlerfreien) Bauteiles. Im Herstellungsprozess lassen sich jedoch innere und äußere Fehlstellen (besonders bei dickwandigen Komponenten) nicht vollständig vermeiden, [2], [3]. Diese Ungängen sowie konstruktiv bedingte Kerben führen zu Spannungserhöhungen. Auftretende Kriechverformungen können an Spannungskonzentrationsstellen in Bauteilen mit einer beschleunigten Einleitung und dem Wachstum von Kriechrisen bzw. Kriechermüdrissen verbunden sein und die Bauteillebensdauer begrenzen. Für die sichere Bauteilbewertung sind somit kriechbruchmechanische Methoden anzuwenden. Hierzu sind in den letzten 25 Jahren weltweit umfangreiche Untersuchungen zur Beschreibung von Kriechrisseinleitung und -wachstum durchgeführt worden, [4], [5]. In Deutschland wurden für elf im Kraftwerksbau verwendete Stähle Daten und Konzepte bereitgestellt, die die Bewertung des (An-)Rissverhaltens bei Anwendung von Extrapolationsmethoden bis 100.000 Stunden und darüber hinaus erlauben [6], [7], [8], [9], [10] und [11]. Zur Beschreibung wurden unter anderem das in Deutschland vorgeschlagene Zwei-Kriterien-Diagramm (ZKD), wie in [12], [13], [14], [15] und [16] beschrieben, sowie das später eingeführte Time-Dependent-Failure-Assessment-Diagramm (TDFAD), [17], [18], und das C*-Konzept, siehe [19], [20], [21], [22] entwickelt. Diese Konzepte werden detailliert in Abschnitt 2 diskutiert.

Auf der Seite der eingesetzten Werkstoffe zeigt sich, dass moderne 9 – 12 %-Cr-Stähle ein hohes Kriechverformungsvermögen, im Folgenden auch als Werkstoffduktilität bezeichnet, aufweisen. Dies wirkt sich auf das Risseinleitungsverhalten aus. Verändert sich die Werkstoffduktilität während der Betriebsdauer, so muss dieser Einfluss auf das Kriechrisseinleitungs- und fortschrittsverhalten berücksichtigt werden. Als Maß für die Duktilität des Werkstoffes dient die Zeitbruchdehnung A_u aus Zeitstandversuchen. In Bild 1.1 sind Beispiele für die zeitliche Entwicklung der Zeitbruchdehnung A_u von einigen warmfesten Stählen bei ihrer typischen Einsatztemperatur dargestellt. Die Werkstoffduktilität geht in die Berechnungen der angewandten klassischen Bruch-

mechanikparameter zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens im Bereich einer Fehlstelle formal nicht ein. Dieser Einfluss äußert sich nur in den Randbedingungen, die für die Auswertbarkeit der Versuchsergebnisse und die Auswahl des jeweiligen Parameters zur Bauteilbeschreibung zu beachten sind.

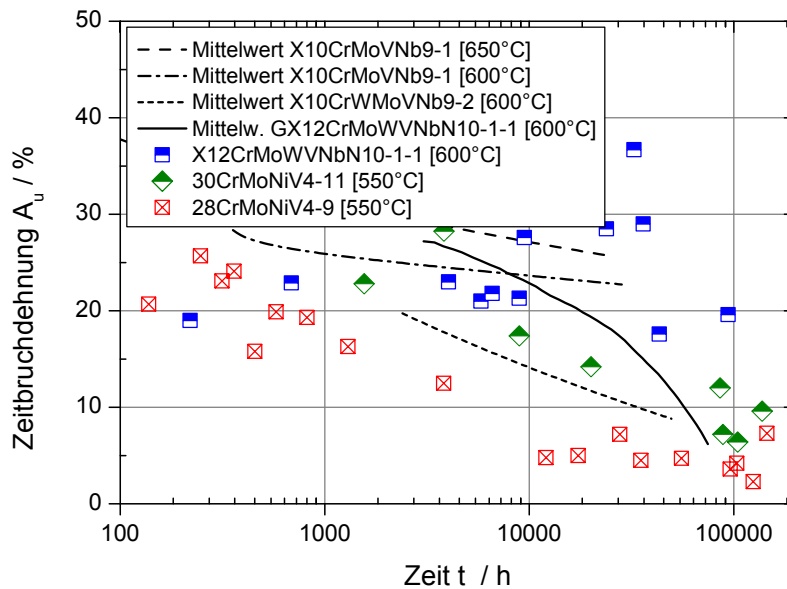


Bild 1.1: Zeitbruchdehnung A_u unterschiedlicher 1 – 10 %-Cr-Stähle in Abhängigkeit der Zeit, [23], [24].

Seit den 1940er Jahren ist aus Versuchen an Schraubenverbindungen bekannt, dass die Werkstoffduktilität bzw. das Spannungsumlagerungsverhalten bei der Auslegung zu beachten ist, [25], [26]. Der Einfluss der Werkstoffduktilität auf das Kriechrisssverhalten wurde bereits Ende der 1970er Jahre von Gooch et al., [27], empirisch und von Riedel, [28], [29], theoretisch beschrieben. Konzepte zur Berücksichtigung des Verformungsvermögens für die praktische Anwendung wurden von Webster und von Ewald vorgeschlagen. Bei dem Konzept von Webster, [20], handelt es sich um die Anwendung von Näherungslösungen, bei dem Konzept von Ewald, [11], [30] um die Modifikation des bereits erwähnten ZKD, siehe [Bild 1.2](#). Bei der Kriechrisseinleitung sind grundsätzlich zwei Schädigungsarten zu unterscheiden. Bei der Schädigungsart Rissspitzenschädigung dominiert die Beanspruchung an der Rissspitze. Dies tritt bei größeren Risstiefen auf. Bei kleineren Fehlergrößen wird das Versagen durch Kriechschädigung im Ligament (d. h. im Fernfeld) charakterisiert, was den Bereich der Ligamentschädigung darstellt. Die gesuchte Fehlergröße a_i , bei der eine geringere Rissspitzenbeanspruchung bei einer höheren Ligamentbeanspruchung gerade zur Rissinitiierung führt, stellt eine maximale Fehlergröße im Ligamentschädigungsgebiet dar. Unterhalb dieser kann zur Beschreibung des Versagensverhaltens eine Grenzdehnung im Ligament herangezogen werden. Damit

kann auf die Anwendung bruchmechanischer Konzepte zur Bauteilbewertung verzichtet werden.

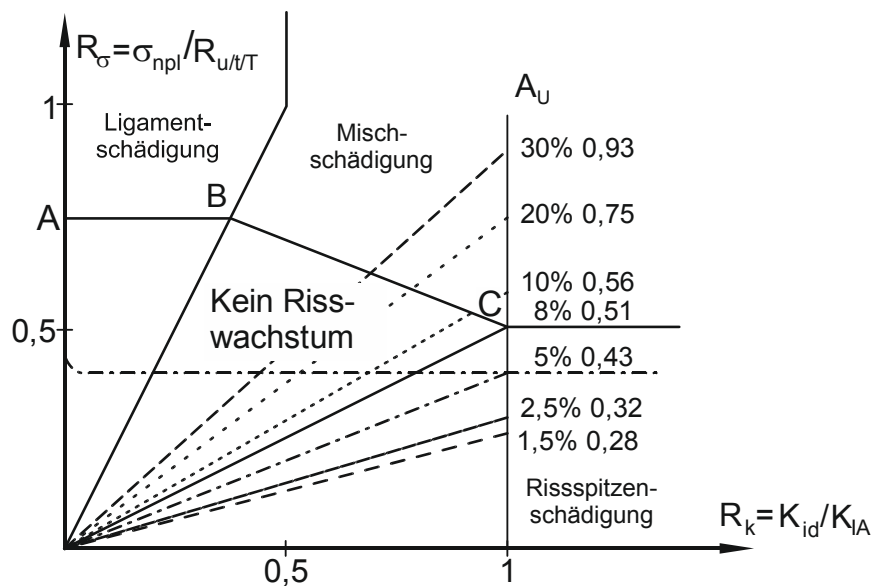


Bild 1.2: Modifikation des Zwei-Kriterien-Diagramms (ZKD) für unterschiedliches Verformungsvermögen des Werkstoffes, [30].

Sowohl das ZKD als auch das TDFAD unterscheiden die beiden Schädigungsmechanismen. Für das Gebiet der Rissspitzenschädigung liegen Ansätze vor, die den Einfluss der Duktilität auf die Kriechrisseinleitung quantifizieren, [19], [29], [30], [31]. Im Gebiet Ligamentschädigung wurde der Einfluss bisher nicht quantifiziert. Dies bedeutet, dass gerade in dem Gebiet, in dem sich die gesuchte Initiierungsfehlergröße a_i einordnet, die Anrisskonzepte unscharf sind. In [Bild 1.3](#) sind bruchmechanische Proben des Typs DENT (Double-Edge-Notched-Tension, mit Rissgrößen von 2-8,8 mm und Ligamentgrößen von 5-22 mm) zum jeweiligen Anrisszeitpunkt mit der Nennspannung im „Kerb“- Querschnitt, σ_{npl} aufgetragen. Vergleichend hierzu ist die Zeitstandfestigkeit $R_{u/t/T}$ und die 1 %-Dehngrenze R_{p1} von nicht gekerbten Proben dargestellt. Man erkennt, dass die Anrisszeitpunkte bis ca. 5.000 h oberhalb der 1 %-Dehngrenze der ungekerbten Zeitstandproben liegen. Dies ist der Zeitbereich, in dem die Bruchdehnungen A_u in den Zeitstandversuchen an ungekerbten Proben über 20 % für den dargestellten Werkstoff liegen. Bei größeren Zeiten und geringeren A_u -Werten liegen die Anrisszeiten unter der 1 %-Dehngrenzlinie, d. h. Rissspitzenschädigung dominiert.

Das Beispiel zeigt, dass die Definition einer Risslänge als Funktion der Werkstoffduktilität $a_i=f(\text{Duktilität})$ gefunden werden kann, für welche der Initiierungszeitpunkt und der Zeitpunkt für das Erreichen einer festgelegten Ligamentdehnung (bspw. 1 %) übereinstimmen. Die für die langzeitige praktische Anwendung not-

wendigen Versuchsvariationen und numerischen Langzeitsimulationen liegen aber nicht vor. Ein weiterer Einflussfaktor stellt die Probengröße dar, [6], [7], [8]. Vor der Risspitze laufen bis zur Risseinleitung Dehnungs- und Spannungsumlagerungen ab. Dabei wächst der Bereich der umgelagerten Spannungen mit steigender Verformungsfähigkeit des Werkstoffes. Parallel dazu rundet sich die Risspitze immer mehr aus, bis das Verformungsvermögen erschöpft ist und ein Anriss entsteht. Innerhalb der Arbeit werden FE-Berechnungen durchgeführt, bei denen neben der berechneten Probenlaufzeit zusätzlich eine Variation der Probengeometrie bezüglich Probenbreite B und Probenweite W erfolgt.

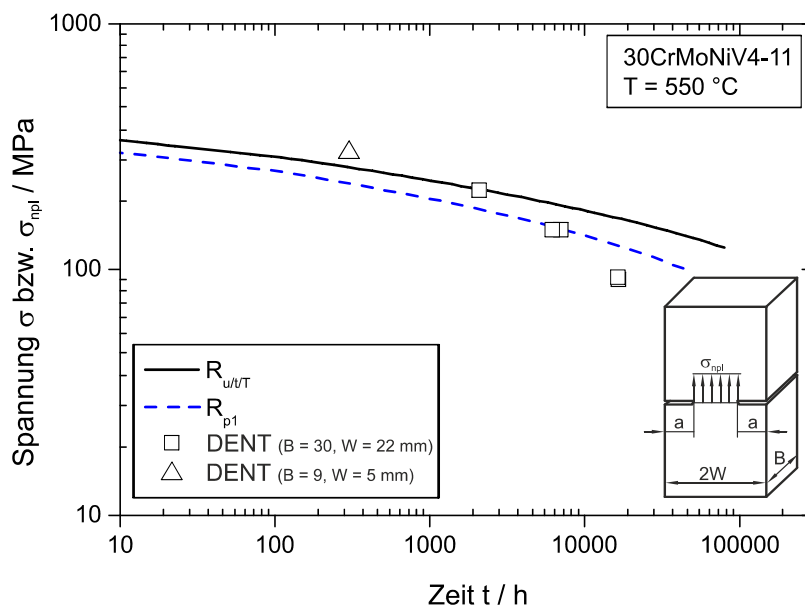


Bild 1.3: Anrisszeiten t_A der Bruchmechanikproben (aufgetragen mit der Nennspannung σ_{npl}) und Zeitstandverhalten nicht gekerbter Proben, 30CrMoNiV-4-11 / AMA, T=550 °C, aus [6].

Es hat sich anhand solcher Überlegungen gezeigt, dass das Potenzial höherer Duktilität zur Tolerierung von Anrissfehlertiefen a_i ohne die Notwendigkeit einer kriechbruchmechanischen Nachrechnung noch nicht quantifiziert und nutzbar gemacht wird. Anhand der Analyse von bereits durchgeführten Versuchen wird in einem ersten Schritt ein Verständnis für das lokale Werkstoffversagen im Bereich der Risspitze entwickelt. Hierfür ist die Betrachtung des Verformungszustandes unter Berücksichtigung der Spannungsmehrachsigkeit notwendig. Dies führt zu einem dehnungsbasierten Anrisskonzept, welches als Versagenskriterium für die berechneten Proben mit einer rechnerischen Probenlaufzeit von bis zu 200.000 h herangezogen werden kann.

Hieraus leitet sich die Zielsetzung der vorliegenden Arbeit ab, die Risskonfigurationen in Abhängigkeit der Werkstoffduktilität (Bruchverformungsvermögen) zu untersuchen, für welche Vereinfachungen bei der bruchmechanischen Beschreibung des Kriechrissverhaltens genutzt werden können. Dies drückt sich formal in einer Grenzwertbetrachtung (Gl. 1.1) als Beziehung zwischen der Zeit bis zum Anriss der betrachteten Komponente t_A sowie der Zeit bis zum Erreichen einer Grenzverformung im Ligament (bspw. 1 % Kriechdehnung, abgeleitet in [1]) $t(\varepsilon_{v,lig})$ aus.

$$t_A \geq t(\varepsilon_{v,lig}) \quad \text{Gl. 1.1}$$

Es wird vorgeschlagen, auf eine kriechbruchmechanische Behandlung zu verzichten, wenn die Risseinleitungsdauer gleich oder größer ist als die Zeit zum Erreichen von $\varepsilon_{v,lig}$. Maßgebend hierfür ist die Dehnung im ungeschädigten Fernfeld (unter der Nennspannung der Komponente). Der Grenzwert von $\varepsilon_{v,lig} = 1 \%$ beispielsweise wurde für die Festlegung von Inspektionsmaßnahmen beziehungsweise Restlebensdauerbetrachtungen in [1] definiert.

Komponenten, bei denen Formschlüssigkeit die entscheidende Rolle spielt, wie z. B. Turbinenwellen mit geringeren zulässigen Kriechdehnungen als 1 %, sollten von dem Konzept konservativ abgedeckt sein. Für diesen Fall kann die Risspitzenbeanspruchung für das gleiche Betriebsintervall – und damit auch die Anfangsrisstiefe – vergrößert werden. Daraus resultiert eine größere Initiierungsrissgröße a_i in Abhängigkeit von der Werkstoffduktilität. Die im Rahmen dieser Arbeit erstellten Ergebnisse ermöglichen eine vereinfachte Abschätzung der Initiierungsrissgröße a_i für Ligamentdehnungen zwischen 0,2 % sowie 1 %.

Die Bewertung der untersuchten Risskonfigurationen erfolgt vergleichend mit bisher angewandten Konzepten sowie einer im Rahmen dieser Arbeit entwickelten, dehnungsbasierten Beschreibung der Rissinitiierung. Diese ermöglicht die direkte Einbindung der Werkstoffduktilität. Der in der verwendeten Kriechformulierung enthaltene Schädigungsparameter soll als weitere Möglichkeit zur Bewertung der Lebensdauer untersucht werden. Gelingt dies, so kann eine bruchmechanische Bewertung von Bauteilen mit Fehlstellen durch die Betrachtung des Schädigungsparameters ersetzt werden. Dazu ist es erforderlich, die mikrostrukturellen Zusammenhänge der Werkstoffschädigung zu untersuchen und mit dem Schädigungsparameter zu korrelieren.

2 Stand von Wissenschaft und Technik

2.1 Werkstoffmechanische Grundlagen

In diesem Kapitel sollen die notwendigen werkstoffmechanischen Zusammenhänge und eine Grundcharakterisierung der untersuchten Werkstoffe dargestellt sowie ein Überblick über die mikrostrukturellen Grundlagen gegeben werden.

2.1.1 Werkstoffverhalten bei hoher Temperatur

Kriechvorgang

Bei hohen Temperaturen weisen Bauteile und Proben unter Last ein zeitabhängiges Verformungsverhalten auf, welches in der Werkstoffkunde als Kriechen bezeichnet wird. Technisch relevant werden die Kriechverformungsraten ab einem Temperaturniveau auf Höhe der Rekristallisationstemperatur des entsprechenden Werkstoffes. Diese beginnt bei etwa $0,4 T_s$ (wobei T_s die Schmelztemperatur des Werkstoffes bezeichnet), [32], [33], [34]. Zur Beschreibung des Kriechverhaltens werden Zeitstandversuche durchgeführt, in denen bei konstanter Temperatur eine konstante Kraft aufgebracht und die Verlängerung der Probe bis zum Bruch ermittelt wird. Die sich aus der Last ergebende Prüfspannung stellt die Zeitstandfestigkeit für die entsprechende Zeit dar. Der zeitliche Verlauf der ermittelten Dehnung kann in drei Bereiche gegliedert werden, siehe Bild 2.1:

- Primärer Kriechbereich (I): Übergangskriechen
- Sekundärer Kriechbereich (II): stationäres Kriechen
- Tertiärer Kriechbereich (III): beschleunigtes Kriechen

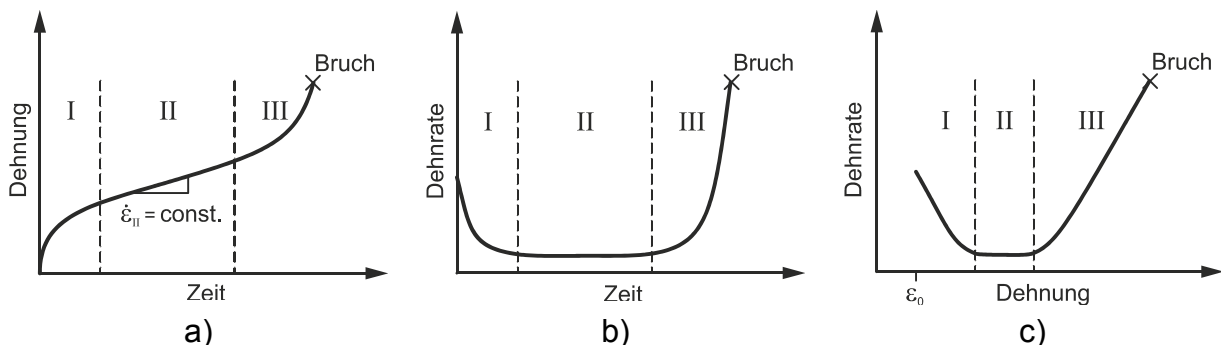


Bild 2.1: Schematische Einteilung der Kriechkurve in Bereiche, [35].

Wie in Bild 2.1 dargestellt, werden im Zeitstandversuch hauptsächlich der Betrag der Kriechdehnung sowie die Dehnraten ausgewertet. Die zeitliche Änderung des Werkstoffverhaltens im Zeitstandversuch kann durch Vorgänge auf mikrostruktureller Ebene begründet werden.

Im Bereich des Übergangskriechens (Bereich I) treten durch Versetzungsbewegung verfestigende Effekte auf, was zu einer sinkenden Kriechrate führt, [33], [36]. In [36] wird davon ausgegangen, dass sich eine Gleichgewichtsverteilung der Versetzungsdichte einstellen muss.

Im sekundären Kriechen (Bereich II) werden Versetzungen und Leerstellen neu gebildet. Der Ort der Versetzungsquellen ist je nach Beanspruchung und Temperatur unterschiedlich, [29]. Verfestigungs- sowie Entfestigungseffekte befinden sich in einem dynamischen Gleichgewicht, was zu einer konstanten Kriechdehnrate führt. Die Verfestigung wird durch Versetzungsaufstau und deren gegenseitige Bewegungseinschränkung verursacht. Durch Quergleiten von Schraubenversetzungen sowie das Klettern von Stufenversetzungen unter Schubbeanspruchung kommen Entfestigungseffekte zustande. Dieser Bereich nimmt den größten Teil der Bauteillebensdauer ein. Im Sekundärbereich beginnen bereits Porenbildung und -wachstum, [32], [33].

Im Tertiärbereich (Bereich III) steigt die Kriechdehnrate deutlich an, bis der Zeitstandbruch eintritt. Durch Entfestigungsvorgänge aufgrund von Änderungen der Mikrostruktur sowie Zusammenwachsen von Poren und Porenketten zu Mikrorissen nimmt die Kriechdehnung exponentiell zu, [33]. Der zeitliche Verlauf der Porenbildung über die Dauer des Zeitstandversuches ist in Bild 2.2 dargestellt.

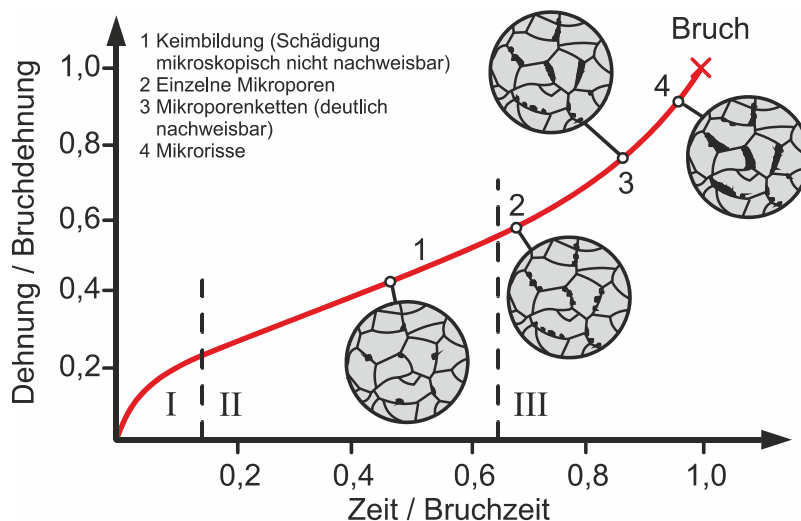


Bild 2.2: Stadien des Porenwachstums, schematisch, [37].

Die makroskopisch auftretende Verformung ist auf Versetzungsbewegungen sowie Diffusionsvorgänge zurückzuführen, [29], [38], [39]. Diese Verformungsmechanismen treten entweder im Korninneren oder an den Korngrenzen auf. Je nach Temperatur und Beanspruchungshöhe ist die Bildung von Hohlräumen durch Versetzungsbewegungen im Korninneren oder durch Diffusionsvorgänge an den Korngrenzen domi-

niert, [40]. Dabei ist die Bildung von Poren in einem bevorzugten Winkel bezüglich der Beanspruchungsrichtung abhängig von der Korngröße, [41], [42]. Bei weniger duktilen Werkstoffen, wie beispielsweise den im Rahmen dieser Arbeit untersuchten 1 %-Cr-Werkstoffen kann ausgeprägte Porenbildung nachgewiesen werden. Dies wird auch anhand der innerhalb der Arbeit durchgeführten metallografischen Untersuchungen bestätigt. Bei modernen hochduktilen warmfesten Stahllegierungen tritt hingegen kein Porenwachstum auf oder teilweise erst sehr weit im Tertiärbereich. Dies ist durch einen sehr steilen Anstieg der Dehnungsrate gekennzeichnet, wodurch Porenwachstum weiter beschleunigt wird, [40], [43]. Grafisch wird dieser Zusammenhang in den Verformungskarten nach Ashby, [44] sowie Ashby und Frost, [45], [43] beschrieben und ist beispielhaft in Bild 2.3 dargestellt. Die hier betrachtete Diffusion ist stets dominiert durch mechanische Spannungen. Für die Diffusionsprozesse gibt es eine untere Grenzspannung, unterhalb derer keine technisch relevanten Diffusionsraten auftreten. Diese wurde unter anderem in [46] beschrieben. Sie ist last- und temperaturabhängig, [47], [48], [49]. In [29], [46], [49] und [50] wurden warmfeste Stahllegierungen untersucht und für die Grenzspannung Werte von etwa 50 MPa in gestuften Relaxationsversuchen ermittelt.

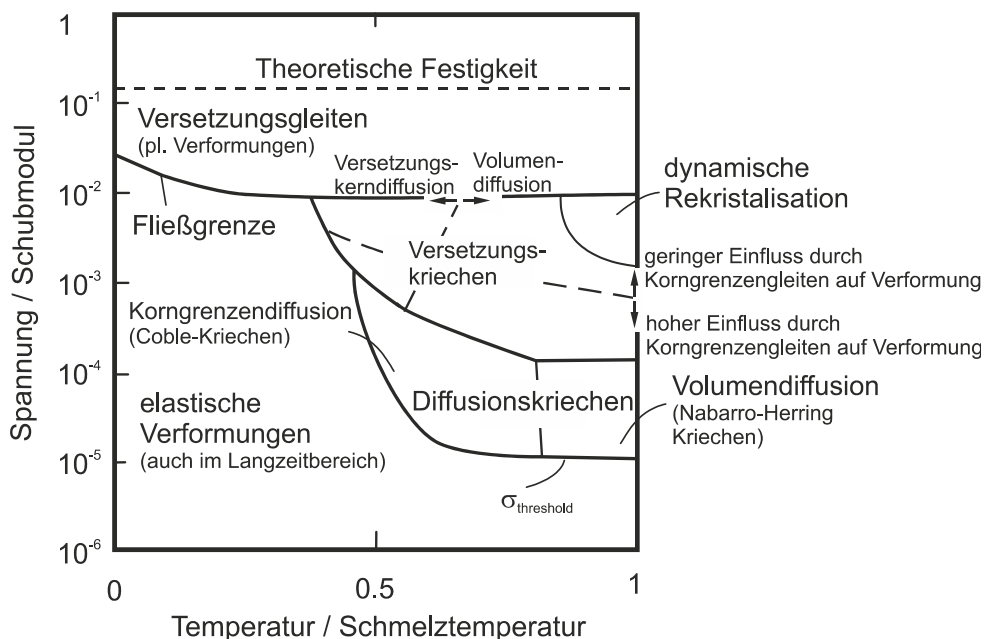


Bild 2.3: Einteilung der Art der Kriechverformung nach Ashby, [29], [44].

Neben dem Verformungsverhalten sind auch die Festigkeitseigenschaften zur Bauteilauslegung notwendig. In Bild 2.4 sind typische Kennwerte über der Temperatur aufgetragen. In der Festigkeitsberechnung wird der Effekt des Kriechens durch Anwendung der zeitabhängigen Kennwerte erst ab dem Schnittpunkt von Warmstreckgrenze $R_{p0,2/T}$ und Zeitstandfestigkeit $R_{m/10^5/T}$ bzw. der 1 %-Dehngrenze $R_{p1/10^5/T}$ sowie

der entsprechenden Sicherheiten, [37], berücksichtigt. Dies wird klassisch als Zeitstandauslegung bezeichnet und ist für Bauteile ohne Fehlstellen (wie beispielsweise Risse) anwendbar.

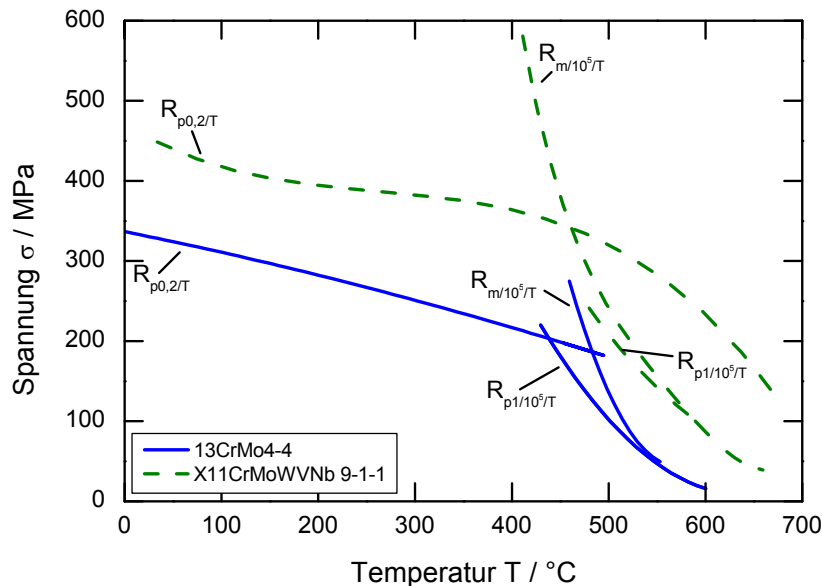


Bild 2.4: Typische Festigkeitskennwerte in Abhängigkeit der Temperatur. Die 1 %- Dehngrenze sowie die Zeitstandfestigkeit sind jeweils für 100.000 h dargestellt, [51].

Kriechschädigung

Das Verformungsverhalten im Tertiärbereich der Kriechkurve wird durch Kriechschädigungseffekte sowie (bei ausreichend duktilen Werkstoffen) durch eine Einschnürung der glatten Zeitstandproben beeinflusst. Unter dem Begriff der Kriechschädigung wird im Allgemeinen (auch gleichzeitig stattfindende)

- die Bildung von (interkristallinen) Kriechporen und damit eine Zunahme der Beanspruchung (bei kraftkontrollierter Belastung) durch Reduktion des tragenden Querschnittes
- eine Gefügeveränderung, welche sich nachteilig auf das Festigkeits- und Verformungsverhalten auswirkt,

zusammengefasst, [52]. Die Werkstoffschädigung durch korrosive Einflüsse wird im Rahmen dieser Arbeit nicht betrachtet. Das Auftreten von Poren und die sich daraus bildenden interkristallinen Risse wird als Kriterium zur Bewertung der Kriechschädigung herangezogen, [34], [53], [54], [55], [56]. Zusätzlich können Gefügeveränderungen wie die Bildung und Vergrößerung von Ausscheidungen sowie Veränderungen in der Versetzungsdichte- und -verteilung eine Reduktion des Kriechwiderstandes bewir-

ken, [57]. Auf den Einfluss der Mikrostrukturänderungen soll in Abschnitt 2.1.2 näher eingegangen werden. Sind Grenzwerte (Dehnungen, Porenanzahl- und -dichte) für einen kritischen Schädigungszustand zu definieren, so muss beachtet werden, dass dieser stark vom verwendeten Werkstoff, aber auch von der Art der Beanspruchung (Grad der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes, siehe Abschnitt 2.1.3) abhängig ist, [53], [56], [57], [58]. Analytisch wurden Schädigungseffekte des Werkstoffes aufgrund von Porenbildung von Kachanov und Rabotnov beschrieben, [59], [60]. Die Modelle beschreiben eine Spannungserhöhung durch Reduktion des tragenden Querschnittes durch Porenbildung und Einschnürung. Die hierdurch effektiv wirkende Nennspannung σ_{eff} ist definiert als, [60]:

$$\sigma_{\text{eff}} = \frac{\sigma_n \cdot \exp(e)}{1 - \omega} \quad \text{mit der Verformung } e = \ln \frac{l}{l_0} \quad \text{Gl. 2.1}$$

Hierbei stellt ω den Flächenanteil der Hohlräume im betrachteten Querschnitt dar. Dieses Modell fand Eingang in der verwendeten Kriechformulierung, siehe Abschnitt 4.1.3.

2.1.2 Einflüsse der Mikrostruktur auf das Kriechverhalten

Für 9 - 12 %-Chromwerkstoffe wurden verschiedene Untersuchungen zum Einfluss der Mikrostruktur auf die Kriecheigenschaften durchgeführt. Beispielhaft sei hier auf [61], [62], [63], [64] und [65] verweisen. Zentraler Aspekt stellt dabei der Ausscheidungszustand der Werkstoffe - vor und während der Hochtemperaturbeanspruchung - dar. Unterschiedliche Modelle, welche einen Bezug zwischen mikrostrukturellen Änderungen, der Kriechdehnung und des Kriechverhaltens herstellen, verwenden dabei Beschreibungen über Bildung und Größenänderung der einzelnen Ausscheidungen, [62], [66], [67], [68] und [69]. Bei höher legierten, oxidationsbeständigen Stählen beschleunigen die höheren Diffusionsraten die Bildung von Ausscheidung bzw. die Vergrößerung von intermetallischen Phasen.

Die Mischkristallverfestigung sowie die Wechselwirkung von Versetzungen mit Ausscheidungen (hinsichtlich Anzahl und Größe) stellen wesentliche Einflussfaktoren auf die Kriechfestigkeit dar. Nach jetzigem Stand des Wissens wirken sich viele kleine Ausscheidungen (jedoch nicht kleiner als 2 nm) günstiger auf die Kriechfestigkeit aus als wenige große Partikel. Durch viele kleine Partikel wird eine Versetzungsbewegung stärker behindert, [70]. Chromkarbide sowie -nitride werden insbesondere im Wärmebehandlungsprozess, während der Bauteilfertigung, vorrangig an den Korngrenzen ausgeschieden. Diese verringern das Versetzungskriechen und das Korngrenzgleiten, die beiden dominierenden Verformungsmechanismen im typischen Lastbereich warmgehender Bauteile, [29], [44]. Andere Phasen, welche die Werkstoffeigenschaften

unter Betriebsbedingungen verschlechtern können, werden oft während des Betriebes ausgeschieden. Eine Übersicht über typische Phasen in 9 - 12 %-Cr Stählen ist in Tabelle 2.1 zusammengestellt.

Tabelle 2.1: Typische Ausscheidungen in 9 - 12 %-Cr-Stählen, [71], [72], [73], [74]

Phase	Stöchiometrie	Kristallstruktur	Form	Größe	Bildungszeitpunkt	Vorhanden ab T / °C	Bildungsort	Vergrößerungsverhalten
MX	V(C,N) Nb(C,N)	kfz	plattenförmig, faserähnlich, rechteckig	10 nm bis 500 nm	Primärkarbide (V) nach Erstarrung	Je nach Leg. 700°C- 1000°C	Versetzungen innerhalb von vorherigen Bainitlatten	stabil
M ₂₃ C ₆	Cr ₂₃ C ₆ (Fe, Cr, Mo) ₂₃ C ₆	kfz	äquiaxial (feinkristallin), irregulär	0,1-0,2 µm Durchmesser	ausgeschieden während des Anlassens aus M ₃ C bzw. M ₇ C ₃	unterhalb 900°C	ehemalige Austenit-KG, Latten-KG	kann schnell vergrößern
M ₂ X	Mo ₂ C (Cr,Fe,V,W)	hexagonal	nadelförmig	Länge: 200nm Breite: 20nm	ausgeschieden während des Anlassens nach längeren Zeiten	-	an Lattengrenzen, an M ₃ C und Enden von MC (H-Karbid)	bei längerem Anlassen kann vergrößern oder sich auflösen
Laves-Phase	(Fe,Cr) ₂ (Mo,W)	hexagonal	Sphäroide, irregulär	grob	ausgeschieden während der Kriechbeanspruchung	Je nach Leg. > 500°C	An Martensitlattengrenzen, ehem. Austn. Korngrenzen, innerhalb der Latten	kann schnell vergrößern
Z-Phase	Cr(V,Nb)N	tetragonal	Plattenförmig	grob	ausgeschieden während der Kriechbeanspruchung	Je nach Leg. > 500°C	An Martensitlattengrenzen, ehem. Austn. Korngrenzen, innerhalb der Latten	kann schnell vergrößern

Bei diesen Stählen mit einem Chromanteil bis 12 % besteht die Mikrostruktur nach dem Fertigungsprozess aus (angelassenem) Martensit. Dieser entsteht nach dem Normalglühen bei 1050 - 1150 °C und Abschrecken in Luft. Der angeschlossene Anlassvorgang, bei Temperaturen zwischen 680 °C und 780 °C, sorgt für eine teilweise Wiederherstellung der Verformungsfähigkeit (Zähigkeit) des Werkstoffes. Dabei kann, je nach Betriebsanforderung, durch tiefe Anlasstemperaturen eine höhere Zugfestigkeit und bei höheren Anlasstemperaturen eine höhere Zähigkeit erreicht werden, [75], [76], [77]. Die Grenzflächen zwischen ehemaligen Austenitkörnern, Subkorngrenzen und Martensitlattengrenzen bei martensitischen und bainitischen Stählen weisen durch eine geringe Bildungsenergie eine höhere Affinität zur Ausscheidungsbildung auf. Zusätzlich sind die Grenzflächen zwischen Ausscheidung und Matrix sowie Ausscheidung und Ausscheidung zu berücksichtigen. Bei Austenitisierungstemperaturen um 1050 °C lösen sich, bis auf die primären MX-Teilchen mit hohem Niob-Anteil, die Ausscheidungen auf. Nach dem Abschreckvorgang haben sich neben der Martensitstruktur erste M₂₃C₆-Ausscheidungen gebildet. Bei der anschließenden An-

lassbehandlung scheiden sich $M_{23}C_6$ und MX bzw. M_2X bevorzugt an den Martensitlattengrenzen und Subkorgrenzen aus. Dieser Vorgang wird durch die Höhe der Anlass-temperatur beeinflusst, [61]. In Bild 2.5 ist eine schematische Darstellung der bevorzugten Orte der Bildung dieser Ausscheidungen nochmals zusammengefasst.

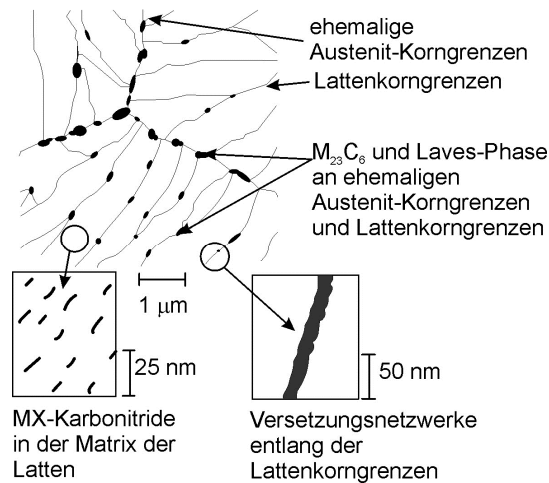


Bild 2.5: Schematische Übersicht über die Nukleationsorte von typischen Ausscheidungen eines 9 - 12 %-Cr Stahls, [78].

$M_{23}C_6$

Diese Karbidausscheidungen mit kubisch flächenzentriertem Raumgitter sind in 9 - 12 %-Cr-Stählen sowie ebenfalls in 1 %-Cr-Stählen bereits nach der Wärmebehandlung vorhanden. Sie bilden sich hauptsächlich an ehemaligen Austenitkorgrenzen sowie Martensitlattengrenzen aus, [79]. In der Bezeichnung steht M für Metallatome, in chromreichen Stählen vor allem für Chrom. Die $M_{23}C_6$ -Ausscheidungen tragen nicht direkt zur Erhöhung des Kriechwiderstandes bei, [80]. Positiv auf den Kriechwiderstand kann sich die Verzögerung in der Gefügevergrößerung durch Stabilisierung der Martensitlattengrenzen auswirken. Die Form solcher Ausscheidungen ist in Bild 2.6 dargestellt.

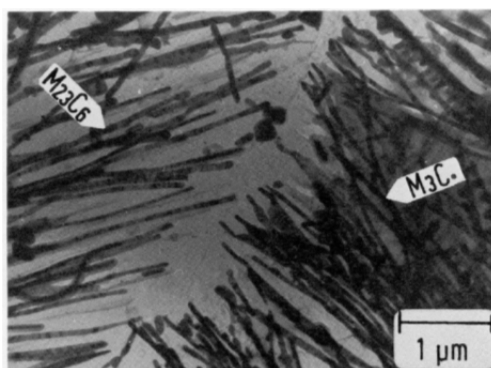


Bild 2.6: $M_{23}C_6$ - und M_3C - Ausscheidungen, Extraktionsreplika, [81].

MX

Ausscheidungen in der Form MX scheiden sich in 9 - 12 %-Cr-Stählen als Niob-Karbonitrid oder Vanadiumnitrid bzw. Vanadium-Karbonitrid mit kubischflächenzentriertem Gitter aus. Bestandteile können auch Eisen, Molybdän, Wolfram sowie Chrom sein. MX-Partikel treten in abgeschreckten Stählen vor allem als feine, sphäroidale Ausscheidungen auf, [82]. Vor allem die Vanadium-reichen Ausscheidungen steigern die Kriechfestigkeit erheblich durch ihre feine Verteilung und kleine Größe, siehe Bild 2.7.

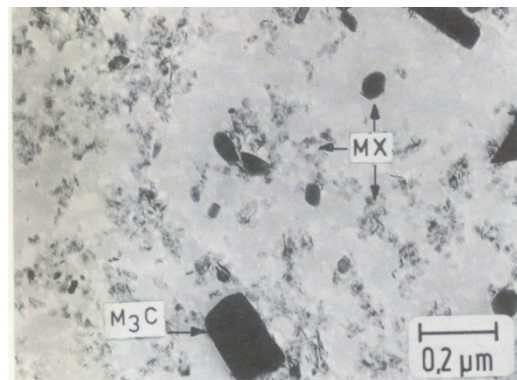


Bild 2.7: MX- und M₃C- Ausscheidungen, Extraktionsreplika, [81].

M₂X

Die M₂X-Partikel scheiden sich nadelförmig an Martensitlattengrenzen aus und können feinverteilt eine Steigerung der Kriechfestigkeit bewirken. Nachteilig ist, dass sich diese Phase zugunsten der M₂₃C₆-Phase schnell auflöst. Durch Wärmebehandlungen können die M₂X-Partikel stabilisiert werden. Aus den Elementen der M₂X-Partikel kann sich auch der für die Kriecheigenschaften ungünstige δ -Ferrit bilden.

Laves-Phase

Die Laves-Phase stellt eine intermetallische Gleichgewichtsphase dar und ist durch Fe₂M {Cr, Mo, W} gekennzeichnet. Diese kommt in Wolfram- und molybdänhaltigen Chromwerkstoffen vor. Nach [83] wirkt sich die Laves-Phase durch ihre Grobkörnigkeit sowie durch den Entzug von Wolfram und Molybdän aus der Matrix nachteilig auf das Zeitstandverhalten aus. Bei Kriechbeanspruchungen bei Temperaturen ab 600 °C scheiden sich W und Mo in der Laves-Phase (Fe, Cr)₂(Mo, W) aus. Sie entsteht ebenfalls an ehemaligen Korngrenzen sowie Martensitlattengrenzen. Nach [84] steigert die Laves-Phase, welche sich an den ehemaligen Austenitkorngrenzen ausscheidet, die Kriechfestigkeit. Die Wachstumsrate der Teilchen ist jedoch sehr hoch, [85]. Daher ist anzunehmen, dass der festigkeitssteigernde Effekt nicht bei langer Beanspruchungs-

dauer anhält. In [86] wurden jedoch Untersuchungen zum 9 %- Chromstahl P92 vorgestellt, welche zeigen, dass die Laves-Phase trotz hohem W Gehalt stabil vorlag.

Z-Phase

Die Z-Phase bzw. modifizierte Z-Phase in der Form Cr(V, Nb)N wurde bereits 1986 in dem Stahl X19CrMoVNbN-11-1 nachgewiesen, [87]. Nach langzeitiger Kriechbeanspruchung kann die Z-Phase an ehemaligen Austenitkorngrenzen gefunden werden, [66], [88]. Die Modifikation der Z-Phase, welche in 9 - 10%-Cr-Stählen zu finden ist, ergibt sich durch teilweise Ersetzen von Nb durch V, [89].

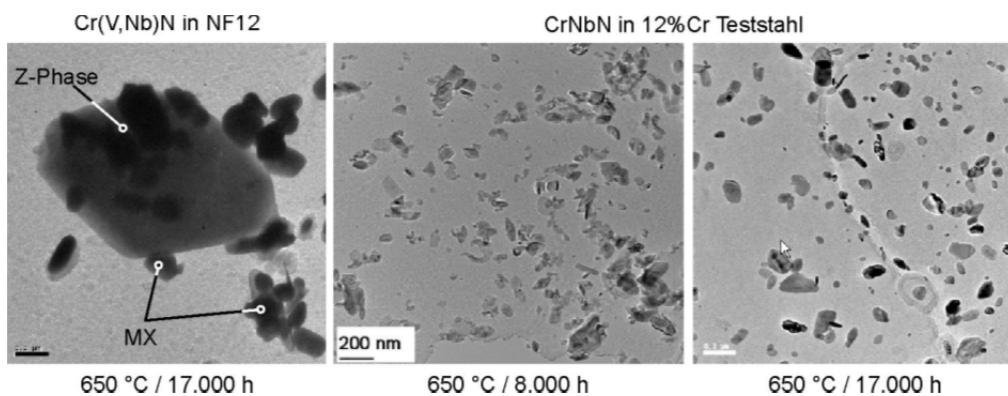


Bild 2.8: Z-Phase in martensitischen Werkstoffen, TU Dänemark, [90].

Bild 2.8 zeigt eine elektronenmikroskopische Aufnahme der Z-Phase in martensitischen Stählen. Die Bildung der Z-Phase beeinflusst die Zeitstandfestigkeit nachteilig, [75], [90], [91], [92], [93], [94], [95], [96]. Dies ist mit der Auflösung der festigkeitssteigernden, fein verteilten M_2X -Ausscheidungen und MX-Karbonitride begründet, [67], [97]. Die chemische Zusammensetzung der Z-Phase ändert sich während der Kriechbeanspruchung nicht, weshalb man die Z-Phase als eine Gleichgewichtsphase (für $T < 750 \text{ °C}$) bezeichnen kann, [88].

In ferritischen warmfesten CrMoV-Stählen mit einem Chromgehalt von 1 %, welche ebenfalls im Rahmen dieser Arbeit untersucht wurden, ist die Legierungszusammensetzung sowie eine dem Ausscheidungsverhalten angepasste Wärmebehandlung maßgeblich für Art, Menge und Verteilung der entstehenden Karbide. Diese sind, neben der Mischkristallverfestigung, für die Aushärtung des Werkstoffes verantwortlich und somit für die Zeitstandfestigkeit. Bei den 1 %-CrMoV-Stählen treten, neben den M_2X -Ausscheidungen und MX-Karbonitriden sowie den $M_{23}C_6$ -Ausscheidungen, noch weitere charakteristische intermetallische Phasen auf, welche in Tabelle 2.2 zusammengefasst sind. Weitere Ausscheidungen, die in geringeren Mengen vorkommen können, sind Nitride CrN, VN oder Cr_2N . Der Anteil an Karbiden liegt jedoch im Vergleich zu Nitriden um mehrere Größenordnungen höher, [73].

Tabelle 2.2: Typische Ausscheidungen in 1 %-CrMoV-Stählen, [73], [74].

Phase	Stöchiometrie	Kristallstruktur	Form	Größe	Bildungszeitpunkt	Vorhanden ab T / °C	Bildungsort	Vergrößerungsverhalten
M ₇ C ₃	Cr ₇ C ₃ , (Cr,Fe) ₇ C ₃	hexagonal	wie M ₂₃ C ₆	k.A.	selten nach dem Anlassen	700 °C- 800°C	wie M ₂₃ C ₆	k.A.
M ₃ C (Zementit)	Fe ₃ C, (Mo,Fe,Mn) ₃ C	orthorhombisch	stab- bzw. bandförmig, auch spheroideal nach Auslagerung	Länge: 1-2 µm Breite: 200nm	ausgeschieden während des Anlassens	700 °C- 800°C	in der Matrix, an ehemaligen Austenit-KG	bei längerem Anlassen kann vergrößern, zerfällt
M ₆ C	Mo ₆ C Fe ₃ Mo ₃ C	kfz	wie M ₂₃ C ₆	k.A.	ausgeschieden während des Anlassens	k.A.	an M ₂₃ C ₆ , an ehemaligen Austenit-KG, Latten-KG	k.A.

Das Gefüge dieser 1 %-Cr-Stähle ist durch einen kohlenstoffarmen α -Mischkristall und den bainitischen Ferrit, in nadeliger oder plattenförmiger Form gekennzeichnet. Durch die Umwandlung aus dem Austenit wird eine hohe Versetzungsdichte erzeugt (10^{11} bis 10^{12} cm^{-2}). Außerdem liegen hier fein verteilte Karbide vor, entweder zwischen Nadeln des bainitischen Ferrits oder innerhalb der Platten (oberer oder unterer Bainit). Zusätzlich können Martensit- und Restaustenitanteile auftreten, [98]. Im Unterschied zur Martensitbildung ist die Bainitumwandlung diffusionsbehaftet und mit Karbidausscheidungen sowie einer geringeren Versetzungsdichte verbunden. Im Vergleich zu Martensit bleibt weniger Kohlenstoff in Zwangslösung und die Härte ist niedriger, [99].

Die vergüteten Stähle erhalten ihre Zeitstandfestigkeit durch Dispersion von Karbiden (und -Nitriden) der Elemente Cr, Mo, W, V und Nb sowie aus deren gelöstem Rest. Die inkohärenten harten Teilchen können von Versetzungen nicht geschnitten werden. Das diffusionsabhängige Überklettern dieser Hindernisse erfordert Zeit, woraus eine Bremswirkung für die Verformung entsteht. Das Ausgangsgefüge bleibt aber im Betrieb nicht erhalten. Teilchendurchmesser und -abstand vergrößern sich durch Ostwald-Reifung, was zusätzlich durch die Kriechverformung beschleunigt wird. Dabei kann die Kriechverformung die Keimbildung der Neuausscheidung erleichtern. Eine Ausscheidung auf Korngrenzen hemmt zwar die Korngrenzengleitung, begünstigt jedoch die Poren- und Rissbildung. Die Versetzungen bewegen sich bevorzugt an ausscheidungsfreien Korngrenzensäumen. Dies führt zu einer Dehnungslokalisierung, worunter die Duktilität leidet, [99]. Für die Karbidhärtung kommen die sogenannten Sonderkarbide mit Mo, V und Cr in Frage. Als Sonderkarbide treten die Typen MC (M = V, Ti), M₂C (M = Mo) und M₂₃C₆ (M = Cr, Fe, Mo) auf. Besonders das Vanadium-Karbid neigt wenig zur Vergrößerung. Dies liegt an der geringen Diffusionsgeschwindigkeit des geschwindigkeitsbestimmenden Elements V im Ferrit, welche geringer ist als die von Mo und W, [98]. Bei der Karbidbildung sind die kohlenstoffreicheren Karbi-

de günstiger als die kohlenstoffärmeren, da Letztgenannte bei langzeitiger thermischer Beanspruchung zur Koagulation neigen und ihre festigkeitssteigernde Wirkung verlieren. Bei der Mischkristallverfestigung spielt Mo bereits in geringeren Mengen (0,5 %) eine wichtige Rolle. Der Nickelgehalt der Schmiedestähle fördert die Durchhärbarkeit und Zähigkeit, [100].

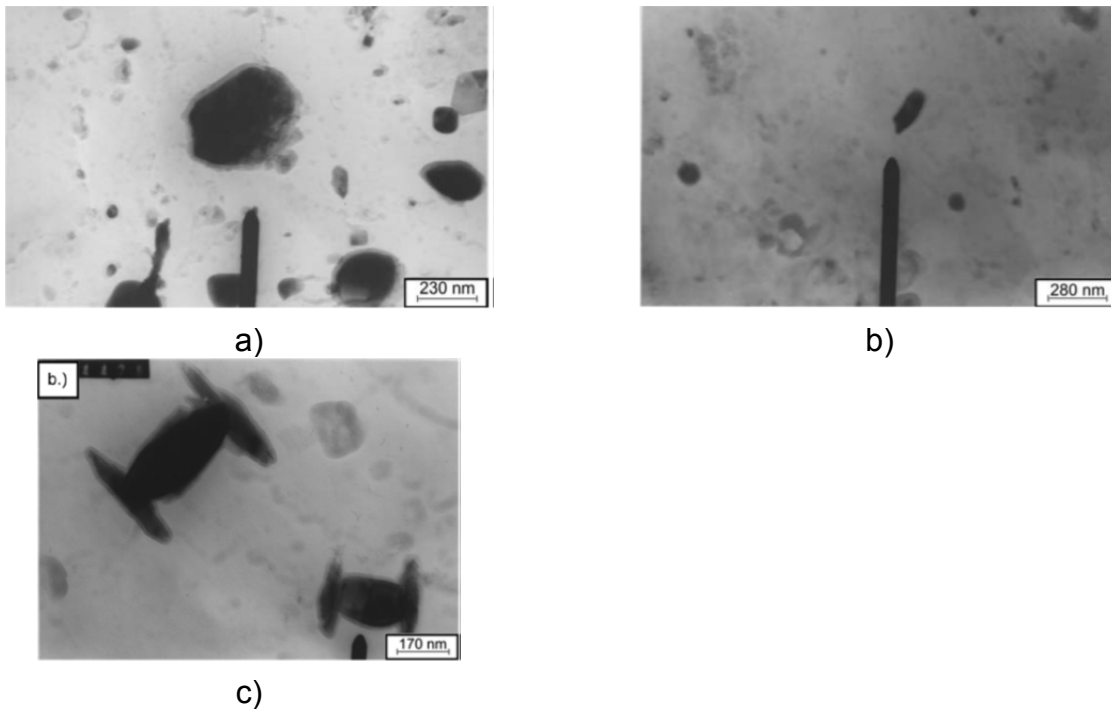


Bild 2.9: Karbide im L21HMF-Stahlguss (G21CrMoV4-6), a) M_7C_3 , b) M_2C , c) H-Karbide, TEM-Aufnahme, Extraktionsreplika, [73].

In Bild 2.9 sind TEM-Aufnahmen von Ausscheidungen in einem CrMoV-Werkstoff nach Betriebsbeanspruchung dargestellt. Die TEM-Proben wurden einem Innengehäuse aus dem Stahlguss (L21HMF: G21CrMoV4-6) einer Dampfturbine nach einer Betriebszeit von 186.000 h bei 540 °C entnommen. Interessant ist das Auftreten der sogenannten „H-Karbide“, die aus vertikal angeordneten M_2X -Teilchen und horizontal ausgerichteten MX-Teilchen bestehen. Eine mögliche Erklärung dieser Konstellation ist, dass die MX-Karbide während des Betriebs ungleichmäßig mit Molybdän angereichert werden, [73], [74]. Die Stellen mit höherer Mo-Konzentration (siehe Bild 2.9) dienen als Nukleationsort für die nadelförmigen M_2X -Karbide, die sich zu einem späteren Zeitpunkt bilden. Diese Bildung kann nach [73] bzw. [74] zur Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften führen.

2.1.3 Einfluss der Spannungsmehrachsigkeit auf die Kriechverformung

Die Verformung wird durch die Mehrachsigkeit des Spannungszustandes beeinflusst. Dabei bleiben die oben beschriebenen Schädigungsstadien während eines einachsigen

beanspruchten Zeitstandversuches weiterhin bestehen. Durch eine Erhöhung des Mehrachsigsigkeitsgrades ist jedoch damit zu rechnen, dass sich die Beanspruchungsdauer bis zum Bruch der Probe reduziert, siehe Bild 2.10, [53], [54], [56] und [58]. Hierfür wird vorausgesetzt, dass

- im versagensrelevanten Bereich die gleiche Vergleichsspannung nach von Mises herrscht und
- Porenbildung den schädigungsrelevanten Mechanismus darstellt.

Durch die Verformungsbehinderung eines mehrachsigen Spannungszustandes wird die Bildung von Poren und Hohlräumen aufgrund der durch die Temperatur und Spannungsgradienten verursachten Diffusion sowie dem Effekt des Korngrenzengleitens begünstigt. Nach bisherigem Kenntnisstand ist nur der Tertiärbereich des Kriechens durch die Mehrachsichtigkeit des Spannungszustandes beeinflusst, [101].

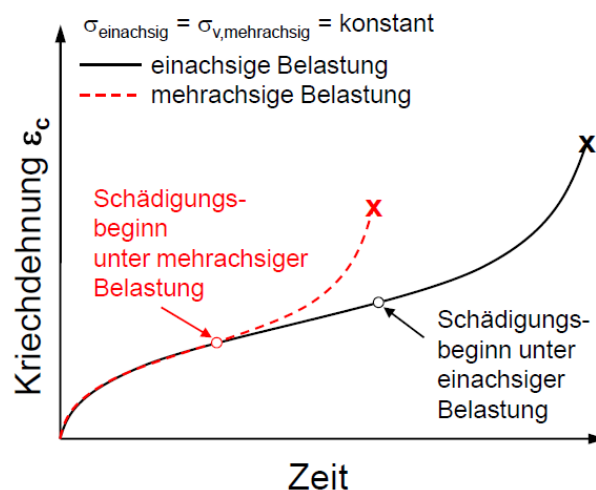


Bild 2.10: Einfluss eines mehrachsigen Spannungszustandes auf das Kriechverhalten, [102].

Mehrsigkeitsquotient nach Clausmeyer

Eine Möglichkeit, den Einfluss der Mehrachsichtigkeit zu quantifizieren, stellt der Mehrachsichtigkeitsquotient q nach Clausmeyer dar, [103], siehe Bild 2.11. Er wird in der im Rahmen der Arbeit eingesetzten Kriechformulierung verwendet. Hierauf soll im Kapitel 5.1 näher eingegangen werden.

Mathematisch lässt sich für q ein Zusammenhang zwischen der von Mises Vergleichsspannung sowie der hydrostatischen Spannung σ_{hyd} wie folgt definieren:

$$q = \frac{\tau_{\text{okt}}}{\sigma_{\text{okt}}} = \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{\sigma_{\text{vM}}}{\sigma_{\text{hyd}}} \quad \text{Gl. 2.2}$$

Dabei sind die eingesetzten Größen nach Gl. 2.3 und Gl. 2.4 definiert:

$$\sigma_{vM} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \quad \text{Vergleichs-} \quad \text{Gl. 2.3}$$

spannung nach von Mises

$$\sigma_{hyd} = \frac{1}{3} \cdot (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad \text{Hydrostatische Spannung} \quad \text{Gl. 2.4}$$

τ_{okt} = Oktaederschubspannung, σ_{okt} – Oktaederspannung,

σ_i – Hauptspannungen

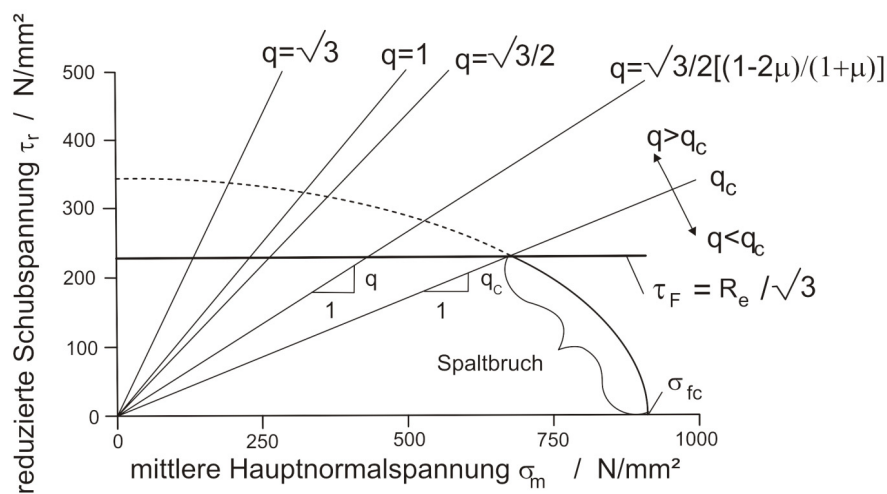


Bild 2.11: Mehrachsigenquotient q nach Clausmeyer, [103].

Um eine Anwendbarkeit des in Kapitel 5.4 vorgestellten Bewertungskonzeptes mit anderen Kriechgesetzen zu gewährleisten, wird der Einfluss der Spannungsmehrachsigen über einen Faktor in Abhängigkeit des Mehrachsigengrades nach erfolgter Berechnung des Verformungszustandes berücksichtigt. Dieses Vorgehen ist in der industriellen Praxis gängig und erprobt.

Mehrachsigenparameter nach Cocks und Ashby

Zur Beschreibung der Duktilitätsreduktion bei mehrachsiger Beanspruchung gibt es verschiedene Ansätze. Diese beziehen die Bruchverformung bei einachsiger Beanspruchung auf den entsprechenden Wert bei mehrachsigen Spannungszuständen. Die im Rahmen der Arbeit verwendete Beschreibung wurde von Cocks und Ashby [104], [105] formuliert. Ursprünglich wurde von Cocks und Ashby mit dem Ansatz der Einfluss der Mehrachsigen auf die Bildungsrate von Kriechporen beschrieben. Die Ausbildung von Kriechporen hat jedoch einen Einfluss auf die Entwicklung der Kriechdehnung, da zum einen die Spannung durch Reduktion des tragenden Querschnittes erhöht wird, zum anderen eine Volumenänderung und damit eine Verformung des Korngefüges

hervorgerufen wird. Der Zusammenhang zwischen Kriechdehnung bei einachsiger Belastung ε_{cr} und Kriechdehnung unter mehrachsiger Beanspruchung ε_{cr}^* wird in Gl. 2.5 in Abhängigkeit des Mehrachsigsigquotienten q und den Norton-Exponenten n in [105] definiert als:

$$\varepsilon_{cr}^* = \varepsilon_{cr} \frac{\operatorname{sinhyp}\left(\frac{2}{3}\left(\frac{n-0,5}{n+0,5}\right)\right)}{\operatorname{sinhyp}\left(2\left(\frac{n-0,5}{n+0,5}\right)\frac{1}{\sqrt{3}\cdot q}\right)} \quad \text{Gl. 2.5}$$

2.2 Gängige Verfahren zur Bewertung der Rissinitiierung

Zur Auslegung und Überwachung von Bauteilen unter Kriechbeanspruchung müssen Methoden und Konzepte zur Bewertung von Risseinleitung und Rissfortschritt bereitgestellt werden. Als wesentliche Anhaltspunkte für die Auslegung und betriebliche Überwachung thermisch beanspruchter Bauteile an rissgefährdeten Stellen werden die Kriechrisseinleitungsdauer und Kriechrissgeschwindigkeit benötigt und ermittelt. Dabei kann das Rissverhalten in grundsätzlich drei Phasen unterteilt werden:

- Einleitung des Risses
- stabiler Rissfortschritt mit langsamem Risswachstum
- instabiler Rissfortschritt mit schnellem Durchreißen des Ligaments, d. h. der verbleibenden tragenden Fläche durch einen duktilen oder spröden Restbruch.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde nur die eigentliche Rissinitiierung untersucht. Da die Bestimmung des physikalischen Rissinitiierungspunktes messtechnisch nicht trivial ist, wurde eine gewisse Risserweiterung Δa zugelassen. In [9], [106], [107] und [108] wurden verschiedene Kriterien, teils mit fester Risserweiterung Δa oder mit einem probengrößenabhängigen Δa definiert. Um eine Vergleichbarkeit zwischen größeren und kleineren Proben zu erhalten, wurde bei den untersuchten Geometrien ein Risswachstum von $\Delta a = 0,1$ mm als technischer Anriss definiert. Die Beschreibung des Rissverhaltens beruht dann auf analytischen und numerischen Bruchmechanikkonzepten. Diese müssen berücksichtigen, dass das Risseinleitungs- und Rissfortschrittsverhalten abhängig ist von der Geometrie und Größe des Bauteils einschließlich seiner Riss- oder Fehlergeometrie. Weiter ist die Abhängigkeit von Höhe, Art und Dauer der mechanischen und thermischen Beanspruchung sowie vom Werkstoffzustand und dessen Veränderung bei Langzeitbeanspruchung zu berücksichtigen, [6], [7], [8]. Die Wahl der Bewertungsmethode ist durch die jeweiligen Gültigkeitsgrenzen eingeschränkt möglich und somit abhängig vom Beanspruchungs- und Verformungszustand. Dabei können vier grundsätzliche Bewertungskonzepte unterschieden werden:

- K_I -Konzept: Verhält sich das Bauteil überwiegend linear-elastisch und ist lediglich an der Risspitze eine kleine plastische Zone oder Kriechzone ausgebildet, wird der Spannungsintensitätsfaktor K_I bevorzugt, [109], siehe Bild 2.12 a
- J-Konzept: Bei überwiegend elastoplastischem Bauteilverhalten und einer nur kleinen Kriechzone an der Risspitze wird das J-Integral eingesetzt. Das J-Integral beschreibt die Änderung der potenziellen Energie einer Probe bei sich verändernder Risslänge, [109], [110].
- C^* -Konzept: Das C^* -Integral wird bevorzugt angewandt, wenn das ganze Bauteil stationär (mit konstanter Kriechdehnrage) kriecht. Die Kriechschädigung muss dabei auf eine kleine Zone an der Risspitze beschränkt sein. Der Parameter C^* wird analog hergeleitet wie der Parameter J, [29], [111], siehe Bild 2.12 b.
- Nennspannungskonzept: Die Nennspannung σ_n kennzeichnet die Beanspruchung im Ligament der Probe (Fernfeld). Ist bei einer Kriechbeanspruchung die Schädigungszone über das gesamte Ligament verteilt, so kann der Versagens- und Schädigungsprozess durch die Nennspannung σ_n beschrieben werden. Dies ist in Bild 2.12 c dargestellt.

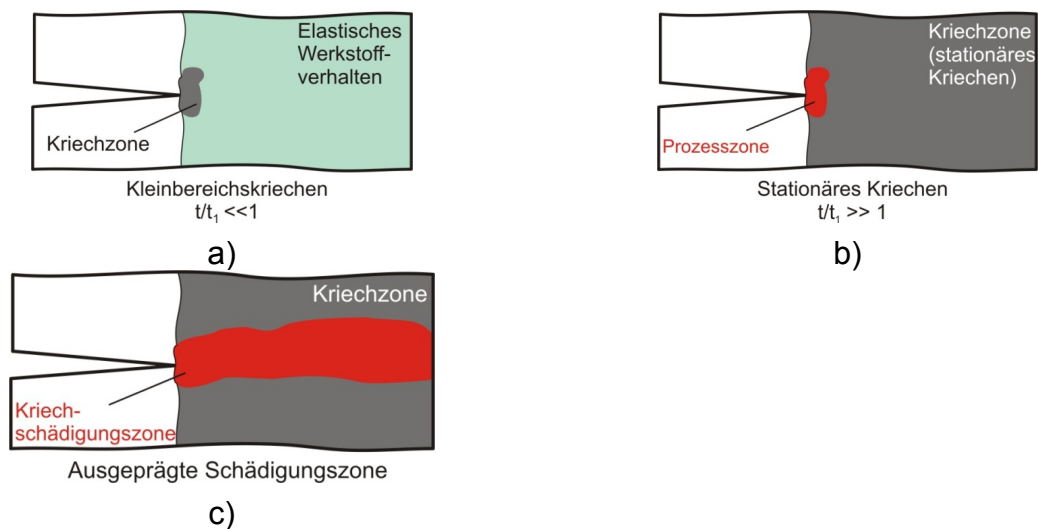


Bild 2.12: Ausbildung der Kriechzone sowie des Schädigungsbereiches.

Anhand der Übergangszeit t_1 kann eine Einordnung des anzuwendenden Bewertungskonzeptes erfolgen:

$$t_1 = \frac{K_I^2}{C^* (n+1) E'} \quad \text{Gl. 2.6}$$

Der Spannungsintensitätsfaktor K_I sowie der C^* -Parameter werden in nachfolgenden Abschnitten beschrieben. E' entspricht im Grenzfall des ebenen Spannungszustandes

dem E-Modul, für den Grenzfall des ebenen Dehnungszustandes ist $E' = E/(1-\mu^2)$, mit der Querkontraktionszahl μ . Weiter ist n der Nortonexponent.

Als Grundlage dienen im Allgemeinen Versuche, durchgeführt an standardisierten Proben unterschiedlicher Größe und Geometrie, [16]. Dies sind z. B. Compact-Tension (CT)-, Single-Edge-Notched-Tension (SENT)- oder Double-Edge-Notch-Tension (DENT)-Proben, siehe [Bild 2.14](#) bis [Bild 2.16](#). Im Folgenden soll ein Überblick über weitverbreitete bruchmechanische Bewertungsverfahren sowie deren Anwendungsgrenzen und Gültigkeitsgrenzen gegeben werden. Es werden sowohl einzelne Parameter beschrieben als auch Zwei-Kriterien-Verfahren, welche die Nennspannung und den Spannungsintensitätsfaktor K_I verwenden.

Spannungsintensitätsfaktor K_I

Der Spannungsintensitätsfaktor (SIF) K_I wurde für linear-elastisches Werkstoffverhalten abgeleitet, [112], [113]. Aufgrund der Herleitung des SIF für linear-elastisches Werkstoffverhalten ist er zur Beschreibung des Anrissverhaltens eigentlich nicht einsetzbar. Dies gilt besonders, wenn sich innerhalb der Probe eine große Kriechzone ausbildet. Daher wird für K_I auch $K_{I,id}$ (ideell linear-elastisch) geschrieben. Der SIF wird dennoch häufig als Funktion der Anrisszeit für bruchmechanische Proben aufgetragen, siehe beispielhaft [Bild 2.13](#). Da der SIF hier über dem Anrisszeitpunkt der Proben aufgetragen ist, wird auch er auch als $K_{I,A}$ (SIF bei Anriss) geschrieben.

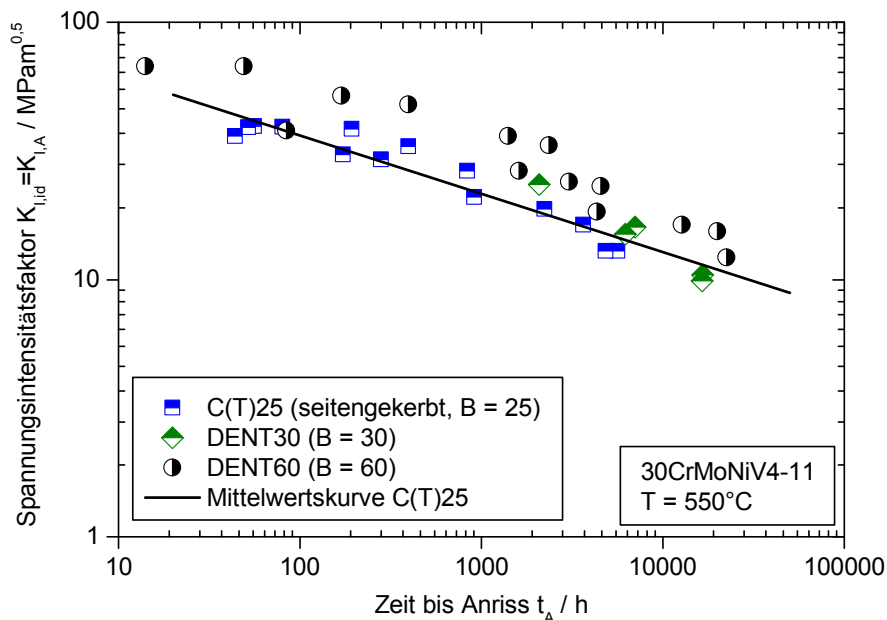


Bild 2.13: Beschreibung des Anrissverhaltens mittels des Spannungsintensitätsfaktors $K_{I,id}$, [114].

Die allgemeine Formulierung des SIF lautet:

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot f\left[\frac{a}{W}\right] \quad \text{Gl. 2.7}$$

mit der Bruttospannung σ im ungestörten Fernfeld, der Risslänge a sowie der Formfunktion f , welche als Funktion Risslänge a sowie Probenweite W definiert ist und von der Geometrie der Probe abhängt. Die Nennspannung sowie die Formfunktion sind geometriespezifisch abgeleitet. Eine Übersicht ist in [115] zusammengestellt. Für die untersuchten Probentypen sind die verwendeten Formfunktionen im Folgenden dargestellt.

Für die DENT-Proben, schematisch dargestellt in Bild 2.14, gilt:

$$K_I = \frac{F}{B \cdot \sqrt{2 \cdot W}} \cdot f\left[\frac{a}{W}\right] \quad \text{Gl. 2.8}$$

mit $f\left[\frac{a}{W}\right] = 1,4 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^{1/2} + 0,2556 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^{3/2} - 1,5 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^{5/2} + 2,42 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^{7/2}$

Mit der Probenbreite B , der Belastung F sowie der Probenweite W .

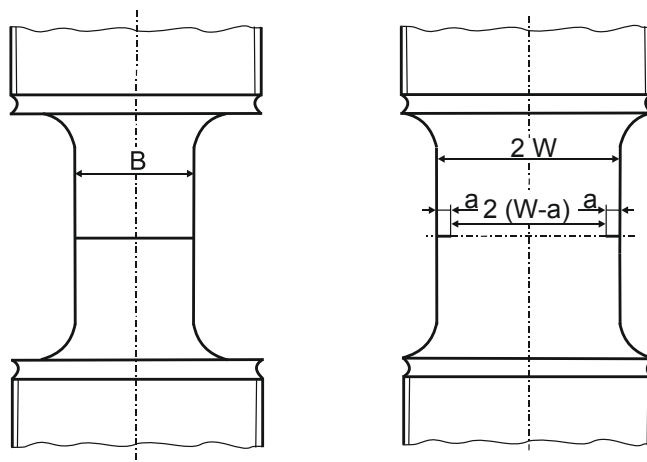


Bild 2.14: Schematische Darstellung der Geometrie der DENT-Proben

Für die C(T)-Probe mit Seitenkerbe (Cs-Probe), siehe Bild 2.15, gilt:

$$K_I = \frac{F}{\sqrt{B \cdot B_N \cdot W}} \cdot \left(2 + \left(\frac{a}{W}\right)\right) \cdot f\left[\frac{a}{W}\right] \quad \text{Gl. 2.9}$$

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

Dabei ist B_N die Netto-Breite im Querschnitt der Seitenkerbe.

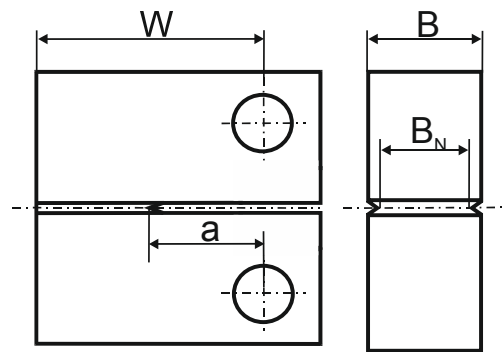


Bild 2.15: Schematische Darstellung der Geometrie der seitengekerbten C(T)-Proben

Für die SENT-Probe, welche mit einer Rissstartkerbe in einer Seitenkerbe versehen ist, siehe **Bild 2.16**, gilt nach [115]:

$$K_I = \sigma_n \cdot \sqrt{\pi \cdot (c+a)} \cdot f\left[\frac{a}{W}\right] \tag{Gl. 2.10}$$

mit
$$f\left[\frac{a}{W}\right] = \frac{1}{\sqrt{1 - \frac{c+a}{W}}} \cdot \left[1,122 - 0,561 \cdot \frac{c+a}{W} - 0,362 \cdot \left(\frac{c+a}{W}\right)^2 + 0,785 \cdot \left(\frac{c+a}{W}\right)^3 - 0,347 \cdot \left(\frac{c+a}{W}\right)^4 \right]$$

Dabei entspricht c der Radientiefe der Seitenkerbe der SENT-Probe.

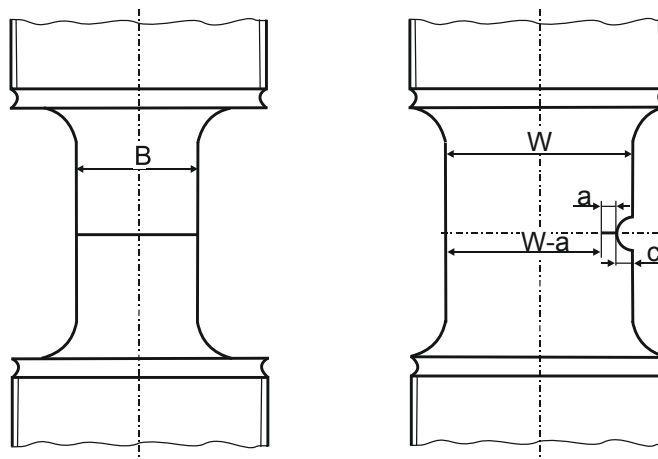


Bild 2.16: Schematische Darstellung der Geometrie der SENT-Proben

Parameter C*

Der Parameter C* erwies sich zur Abschätzung einer Anrisszeit t_A für technisch definierte Größen der Anrissdefinition als gut geeignet, [9], [106], [107], [108] und [116]. Hierbei ist eine einfache Beziehung der Art in Gl. 2.11,

$$t_A = c_3 \cdot C^{*\alpha_3} \quad \text{Gl. 2.11}$$

mit den Werkstoffkonstanten c_3 und α_3 anwendbar.

Die Konzepte für Risseinleitung (ZKD) und Risswachstum (bei tieferen Rissen) mit dem Spannungsintensitätsfaktor K_I erfordern relativ wenig numerischen Aufwand. Im Gegensatz hierzu ist der auf Kriechgesetzen basierenden aus dem J-Integral abgeleitete Parameter C* nur mit erheblichem Rechenaufwand für die Praxis anwendbar. Ohne die Anwendung von empirisch belegten Näherungslösungen ist die Ermittlung nur über die Anwendung von FE-Methoden möglich. Eine mögliche Näherungslösung, welche ohne FE-Berechnungen erfolgen kann, ist nach [18], [19]:

$$C_{\text{ref}}^* = \sigma_{\text{ref}} \cdot \dot{\epsilon}_{\text{ref}} \cdot \left(\frac{K_I}{\sigma_{\text{ref}}} \right)^2 \quad \text{Gl. 2.12}$$

K_I ist dabei der Spannungsintensitätsfaktor, σ_{ref} die Referenzspannung sowie $\dot{\epsilon}_{\text{ref}}$ die Referenzkriechdehnrate, die nach [18] und [117] wie folgt definiert werden:

$$\sigma_{\text{ref}} = \frac{F}{F_{\text{vpl}}} \cdot R_{p0,2} \quad \text{Gl. 2.13}$$

$$\dot{\epsilon}_{\text{ref}} = A \cdot \sigma_{\text{ref}}^n$$

A und n sind Konstanten des Norton'schen Kriechgesetzes, $R_{p0,2}$ die Streckgrenze und F_{vpl} die plastische Grenzlast.

Weitere Beziehungen, welche für die C*-Ermittlung auf Basis von Versuchsdaten entwickelt wurden, sind nach [118] zusammengestellt in Gl. 2.14 bis Gl. 2.16:

$$C_{\text{ref}}^* = A \cdot a \cdot \left(\frac{F}{B_N \cdot (W - a)} \right)^{(n+1)} \cdot h_1 \cdot \frac{W/a - 1}{(\beta \cdot \eta)^{(n+1)}} \quad \text{Gl. 2.14}$$

$$\text{Mit } \eta = \left[\left(2 \cdot \frac{a}{W - a} \right)^2 + \left(4 \cdot \frac{a}{W - a} \right) + 2 \right]^{1/2} - \left(2 \cdot \frac{a}{W - a} + 1 \right)$$

und nach [119]:

$$C_{\text{ref}}^* = 2 \cdot \dot{v}_c \cdot \frac{F}{B \cdot (W - a)} \quad \text{Gl. 2.15}$$

sowie nach [120]:

$$C_{\text{ref}}^* = \dot{v}_c \cdot \frac{F}{B \cdot (W - a)} \frac{n}{n+1} \cdot \left(2 + 0.522 \frac{W - a}{W} \right) \quad \text{Gl. 2.16}$$

Verwendet werden hierfür eine Konstante β , der Kriechanteil der Lastangriffspunktverschiebungsgeschwindigkeit \dot{v}_c sowie eine Geometriefunktion h_1 . B_N stellt die Proben-nettbreite bei seitengekerbten Proben dar.

Nennspannung

Für die untersuchten Proben wird in [13], [121] ein Ansatz nach Siebel für die Nennspannung als zweckmäßig erachtet, welcher eine Spannungsumlagerung berücksichtigt. Damit ergeben sich folgende Zusammenhänge:

- Für C(T)-Proben mit Seitenkerbe:

$$\sigma_{n,pl} = \frac{F}{B_{\text{eff}} \cdot (W - a)} \left(1 + 2 \cdot \frac{W + a}{W - a} \right) \quad \text{Gl. 2.17}$$

mit $B_{\text{eff}} = \sqrt{B \cdot B_N}$

- Für DENT-Proben entspricht $\sigma_{n,pl}$ der Nennspannung im Kerbquerschnitt:

$$\sigma_{n,pl} = \sigma_n = \frac{F}{2 \cdot B_N \cdot (W - a)} \quad \text{Gl. 2.18}$$

NSW-Modell

Das *Nikbin-Smith-Webster-Model* (NSW-Modell) basiert auf dem C^* -Parameter und wurde zur Beschreibung der Rissfortschrittsrate entwickelt [20], [21]. Der C^* -Parameter wird dafür mit der Risswachstumsgeschwindigkeit da/dt korreliert. Wird der technische Anriss für eine sicher zu messende kleine Risserweiterung Δa_A definiert und nimmt man eine konstante Rissfortschrittsrate bis zum Erreichen von Δa_A an, so kann die Zeit bis zum Anriss über das NSW-Modell abgeschätzt werden, siehe Bild 2.17, [122]. Die Zeit t_A bis zum Erreichen der Kriechrissgröße Δa_A wird mit Gl. 2.19, [20], beschrieben:

$$t_A = \frac{\Delta a_A}{da/dt} = \frac{\Delta a_A \cdot A_U^*}{3 \cdot (C^*)^{0.85}} \quad \text{Gl. 2.19}$$

A_U^* ist dabei die Kriechduktilität (ESZ - Ebener Spannungszustand: $A_U^* = A_U$, EDZ - Ebener Dehnungszustand: $A_U^* = A_U/30$, [20]). Der Unterschied, welcher zwischen den

Grenzfällen für ebenen Dehnungs- bzw. Spannungszustand durch das Modell beschrieben wird, macht den Näherungscharakter dieses Modells deutlich.

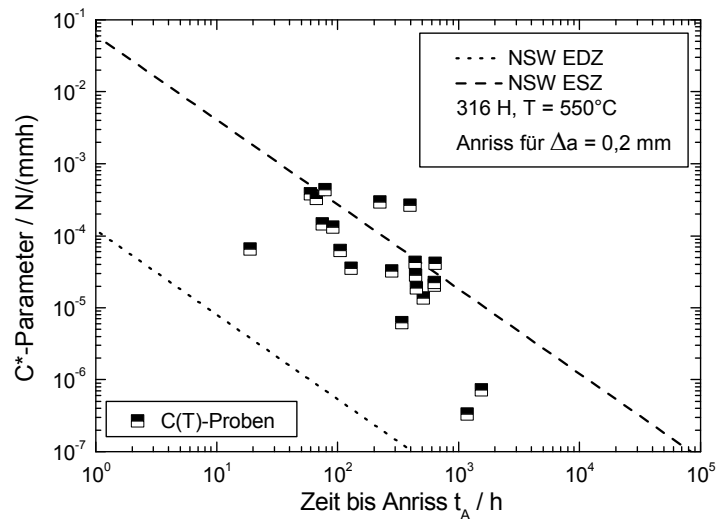


Bild 2.17: Anwendung des NSW-Modells für Kriechrisseinleitung, [123], [124].

Neben den oben dargestellten Methoden zur Beschreibung des Anrissverhaltens durch den linear-elastisch definierten Spannungsintensitätsfaktor K_I , den C*-Parameter sowie deren Anwendung in empirisch abgeleiteten Modellen gibt es Zwei-Kriterien-Verfahren, welche sich auf diese Parameter stützen. Die für diese Arbeit notwendigen Zusammenhänge sollen im Folgenden kurz zusammengefasst werden.

Zwei-Kriterien-Verfahren

Zwei-Kriterien-Verfahren wie beispielsweise das Zwei-Kriterien-Diagramm (ZKD) oder das Time-Dependent-Failure-Assessment-Diagramm (TDFAD), [125], verwenden zur Ermittlung von Kriechrisseinitiation und -wachstum Nennspannung und Spannungsintensitätsfaktor. Beide Zwei-Kriterien-Verfahren, sowohl das ZKD als auch das TDFAD, schätzen das Kriechrisseinitiationsverhalten zum Teil sehr konservativ ab, [126], [127]. An dieser Stelle soll lediglich näher auf das ZKD eingegangen werden. Die Bestimmung der Kriechrisseinitiation eines Bauteils für technischen Anriss wird beim Zwei-Kriterien-Diagramm mit elastischen Parametern realisiert, [12], [13], [128]. Dabei wird die Nennspannung σ_{npl} im Bauteil bzw. in der Probe auf die Zeitstandfestigkeit $R_{u/t/T}$ bezogen und als Nennspannungsfaktor R_σ über einem Rissspitzenparameter $R_K = K_{I,id} / K_{I,A}$ aufgetragen, siehe **Bild 2.18**. Dieser bezieht die Spannungsintensität $K_{I,id}$ (für fiktiv linear-elastisches Werkstoffverhalten bestimmt) an der Rissspitze auf einen Wert $K_{I,A}$ für Kriechrisseinitiation an C(T)25-Proben. Dem zweiparametrischen Ansatz liegt die Vorstellung zugrunde, dass nicht nur die Spannungsintensität, sondern auch die Beanspruchung im Li-

gament bzw. im Fernfeld mit in die Bewertung einbezogen werden muss. Der Anriss ist außerhalb einer Grenzlinie durch Rissspitzen-, Misch- oder Ligamentschädigung zu erwarten. Bei Rissspitzenschädigung konzentriert sich die Schädigung bis zur Risseinleitung auf das Gebiet an der Risspitze, während das Fernfeld relativ niedrig belastet (kaum geschädigt) wird. Dabei ist der Rissfortschritt nur durch die hohe Spannungsintensität bedingt. Der Riss wächst dabei in ein relativ niedrig geschädigtes Ligament hinein.

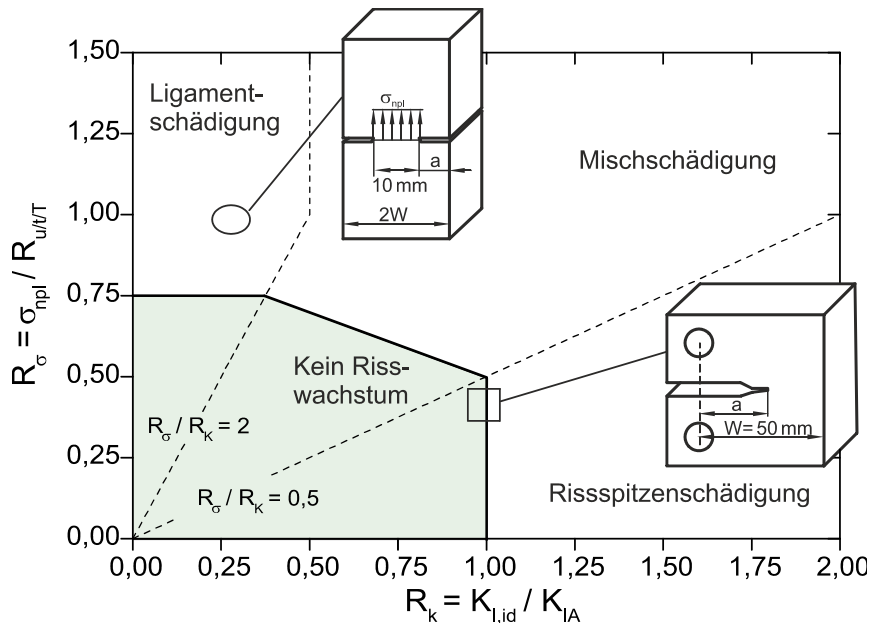


Bild 2.18: Zwei-Kriterien-Diagramm nach [13].

Bei Ligamentschädigung ist das Fernfeld durch eine höhere Nennspannung höher beansprucht als im Fall der Rissspitzenschädigung. Die Schädigung an der Risspitze ist so gering, dass die Nennspannung das Bauteilverhalten dominiert. In diesem Fall erfolgt die Kriechrisseinleitung später. Der Riss wächst dabei jedoch in einen höher geschädigten Ligamentbereich. Versagen tritt im gesamten Ligament durch Zeitstandbruch ein. Deshalb wird im Ligamentschädigungsgebiet die Dehnung im Fernfeld des Risses auf $\leq 1\%$ Kriechdehnung begrenzt. Dies geschieht durch Zulassen einer Nennspannung σ_{npl} in Höhe von 75 % der Zeitstandfestigkeit $R_{u/t/T}$; $R_\sigma \leq 0,75$, [129]. Dieser Wert für σ_{npl} entspricht der $R_{p1/T}$ -Grenze für 100.000 h für die 1 %-Cr-Stähle mit einer Zeitbruchdehnung von rund 8 %, für welche das ZKD zuerst angewandt wurde, [13], [129]. Im Mischschädigungsgebiet überlagern sich die beiden vorher beschriebenen Schädigungsarten. Das ZKD hat den Vorteil, dass die bauteilbezogenen Beanspruchungsparameter σ_{npl} und $K_{l,id}$ und die experimentellen Ergebnisse der Bezugsproben einfach zu ermitteln sind. Dabei wird eine bestimmte Rissgeometrie durch die fiktiv elastische Spannungsintensität $K_{l,id}$ des Anfangsrisses a_0 und die Spannung im Fernfeld (Ligament) σ_{npl} beschrieben. $K_{l,id}$

und σ_{npl} können eine Rissgeometrie so bewerten, dass ein Vergleich von Probe (zur Kennwertermittlung) zu Bauteil (zu bewerten) möglich ist. Das ZKD in Bild 2.18 gilt eigentlich nur für Werkstoffe ohne Kerbzeitstandversprödung mit Zeitbruchdehnungswerten A_u von etwa 8 %. Mit der Änderung der Verformungsfähigkeit ändert sich die Form des ZKD. Dies ist für den Einfluss auf die Grenze zum Rissspitzen-schädigungsbereich in Bild 1.2 dargestellt.

Bei größeren Bauteilen und Probengeometrien ist duktilitätsabhängig ein Bereich zu berücksichtigen, welcher unmittelbar durch den Riss beeinflusst ist. In diesem finden Spannungsumlagerungen statt und dieser umfasst nicht das gesamte Ligament. Die Tiefe des Bereichs umgelagerter Spannungen wird nach Ewald [30] und [129] auch als Abklinglänge r_{pl} bezeichnet, siehe Bild 2.19.

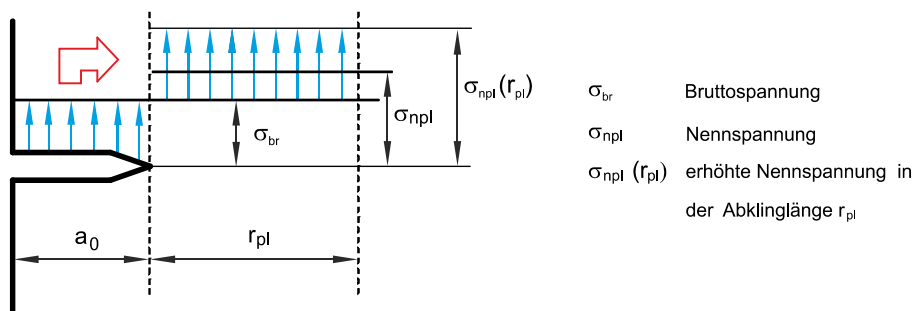


Bild 2.19: Definition der Abklinglänge, [30].

Sind die Risslänge a_0 und r_{pl} etwa von gleicher Größe, und ist das Ligament dazu vergleichsweise groß (bspw. im Bauteil und bei $K_{l,id} / \sigma_{npl} < 3$), so wird in [30] und [129] vorgeschlagen, im ZKD die Nennspannung in der Abklinglänge $\sigma_{npl}(r_{pl})$ zu verwenden. Die Bewertung der Rissinitiierung mit dem ZKD kann sonst zu einer nicht-konservativen Beschreibung führen, [129]. In [30] wurde diese nach Gl. 2.20 abgeschätzt:

$$\sigma_{npl}(r_{pl}) = \left(1 + \frac{a}{r_{pl}} \right) \sigma_{br} \quad \text{Gl. 2.20}$$

mit der Anrisstiefe a , Bruttospannung im Fernfeld (ohne Berücksichtigung der Abklinglänge) σ_{br} und Abklinglänge r_{pl} .

Finite-Elemente-Methoden (FE)

Für eine Lebensdauerbetrachtung ist bei Bauteilen unter Hochtemperaturbeanspruchung die Berechnung von Kriechverformungen notwendig. Dies kann für eine beliebig komplexe Geometrie mittels der FE-Methode erfolgen. Die Grundlage bilden Werkstoffmodelle, welche das Materialverhalten auch unter mehrachsiger Beanspruchung

abbilden können und somit einen Zusammenhang zwischen Spannung, Dehnung und Zeit herstellen, [130], [131]. Mittels FE können dann unter anderem die oben beschriebenen bruchmechanischen Parameter wie beispielsweise der C^* -Parameter berechnet und ausgewertet werden.

Ein anderer Ansatz ist, die im Werkstoff auftretende Schädigung (bspw. durch Porenbildung, Änderung der Versetzungsdichte, Änderung der Mikrostruktur), wie in Abchnitt 2.1 dargestellt, durch einen Schädigungsparameter abzubilden. Hierfür sind unterschiedliche Ansätze verfügbar, [52], [132], [133], [134], [135]. Wird der Schädigungsparameter als skalare Größe formuliert, so kann ein Zusammenhang zum Lebensdauerverbrauch, analog zur Regel nach Robinson, [136], hergestellt werden. Lokales Werkstoffversagen tritt dann bei Erreichen eines werkstoffspezifischen Maximalwertes des Schädigungsparameters ein. Dieser Grenzwert muss durch mikrostrukturelle Untersuchungen bestätigt werden. Dies bietet eine Vereinfachung in der Bewertung von Rissen und anderen Fehlstellen, da der aufwendige bruchmechanische Festigkeitsnachweis hierdurch ersetzt wird. In Kapitel 5.7 sowie Kapitel 5.8 wird dargestellt, wie dies für die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Werkstoffe und Proben umgesetzt werden kann.

Anwendungsgrenzen der bruchmechanischen Ansätze

Die oben vorgestellten Bewertungskonzepte und Beanspruchungsparameter sind nicht uneingeschränkt gültig. Beanspruchungsparameter wie K_I , welche für linear-elastisches Werkstoffverhalten abgeleitet wurden, sind - streng genommen - nicht gültig zur Beschreibung der Rissbeanspruchung im Kriechbereich, da sich durch Spannungsumlagerung das Spannungs- und Dehnungsfeld ändert, [128]. Er bietet jedoch eine Möglichkeit, das Anrissverhalten mit gewissen Ungenauigkeiten (Bild 2.13) einfach zu beschreiben. Nach [137] äußert sich der Einfluss durch Spannungsumlagerung im Bereich der Risspitze in einer Abhängigkeit der Rissbeschreibung von der Probenform (und Größe, wie in Bild 2.13 zu erkennen). Hier wird bereits vorgeschlagen, eine dehnungsbasierte Beschreibung anzuwenden. Damit die Anwendung des SIF und auch des C^* -Parameters verwertbare Ergebnisse liefert, sind folgende Grenzkriterien formuliert:

- Das Grenzlastkriterium für die Anwendung des Parameters K_I [138], [139]. Nach [138] ist die Anwendung von K_I nur gültig, wenn die angelegte Kraft F kleiner ist als die plastische Grenzlast F_{vpl} . Vorgeschlagen wurde dabei $F < 0,9 F_{vpl}$. Im Kriechbereich ist ein Vergleich von Nennspannung σ_{npl} und der Zeitstandfestigkeit $R_{u/tT}$ anzuwenden, [116]. Dabei muss gelten:

$$\sigma_{npl} < R_{u/tT}$$

Gl. 2.21

gemacht wurden. Unter Kriechbeanspruchung kann die Zone der Spannungsumlagerung größer werden, was die minimal zulässige Rissgröße für die Anwendung von K_I beeinflusst. In [145] wurden „kurze“ Risse unter anderem dadurch definiert, dass die Rissgröße und die plastische Zone etwa gleich groß sind (im Bereich zwischen 0,5 mm und 1 mm). Die Rissgrößen, welche im Rahmen dieser Arbeit betrachtet werden, fallen in diesen Bereich. Damit entsteht ein Fehler in der Betrachtung des Anrissverhaltens über K_I , welcher im Zusammenhang mit den hier dargestellten Untersuchungen quantifizierbar ist.

Zwei-Kriterien-Verfahren

Sowohl das ZKD als auch das TDFAD beschreiben Proben und Bauteile im Ligament-Schädigungsgebiet, d. h. im Gebiet, in dem die Anrissgrenze durch eine repräsentative Nennspannung beschrieben wird. Im ZKD (Bild 2.18) ist das Gebiet durch einen Fahrstrahl $R_\sigma / R_k = 2$ begrenzt, in dem Fehler toleriert werden, die ein $K_{I,id}$ bis ca. 35 % der zum Anriss führenden Spannungsintensität K_{IA} aufweisen ($K_{I,id} / K_{IA} \sim 0,35$). Auch im TDFAD werden entsprechende Werte für kürzere Risse toleriert. Es ist zu erwarten, dass beim ZKD die gesuchten a_i -Risskonfigurationen im Gebiet der Mischschädigung liegen. Daher können solche Konfigurationen zurzeit noch nicht mit ausreichender Genauigkeit bewertet werden. Auch ändert sich die Form des ZKD, siehe Bild 1.2, [30]. Der positive Einfluss der höheren Duktilität ist jedoch bisher nur im Gebiet der Rissspitzenschädigung in etwa quantifizierbar. Die duktilitätsbedingte Änderung des Verlaufes des Grenzfahrstrahles zwischen Ligament- und Mischschädigungsgebiet ist bisher unbestimmt. Das ZKD wurde im Ligamentbereich nur mit Proben abgesichert, die kleine Ligamentweiten aufweisen. Bei kleinen Proben ergibt sich eine geringere Spannungsumlagerung, da bereits das gesamte Ligament nahezu gleichmäßig beansprucht ist. Dies kann, beispielsweise auch bei großen Proben mit kleinem Riss, also mit kleinem a/W -Verhältnis auftreten. Durch die Probengröße kann sich hier jedoch ein Einfluss auf das Anrissverhalten ergeben.

C-Parameter*

Der theoretisch auch für die Anrissbildung als anwendbar anzusehende Parameter hat, wie bereits geschildert, bestimmte Gültigkeitsgrenzen. Diese sind nach Riedel, [29], erreicht, wenn das EDZ-Spannungs- und Dehnungsfeld (HRR-Feld) im Bereich der Rissspitze aufgrund einer großen Rissspitzenausrundung (Rissspitzenöffnung δ bei höherer Duktilität) gestört wird und dadurch der Berechnungsfehler zu groß wird. Aus geometrischen Überlegungen zur Gültigkeit des HRR-Feldes für EDZ lässt sich das vorn erwähnte Kriterium $\delta_t < a/50$ herleiten, das für C(T)-Proben gilt. Für Center-Cracked-Plates gilt $\delta_t < a/400$, [29].

3 Lösungsansatz – Dehnungsbasiertes Konzept

Die in Abschnitt 2.2 vorgestellten bruchmechanischen Konzepte weisen bei ihrer Anwendung im Kriechbereich, bedingt durch deren Herleitung (für linear-elastisches Werkstoffverhalten) oder Anwendungsgrenzen, Ungenauigkeiten auf in Bezug auf die Ermittlung des Rissinitiierungszeitpunktes. Dadurch kann die gesuchte Rissinitiierungsgröße a_i nicht genau genug bestimmt werden. Daher wurde im Rahmen dieser Arbeit ein dehnungsbasiertes Konzept entwickelt um den Rissinitiierungszeitpunkt besser bestimmen zu können und somit a_i ermitteln zu können. Das Konzept ist schematisch in Bild 3.1 dargestellt. Zentraler Aspekt war die Ermittlung der versagensrelevanten Stelle in den untersuchten bruchmechanischen Proben vom Typ DENT. Daneben ist der Vergleich zwischen der in den Proben auftretenden Verformung und der maximalen Verformbarkeit des Werkstoffes maßgebend. Das Vorgehen ist in Kapitel 5.4 dargestellt.

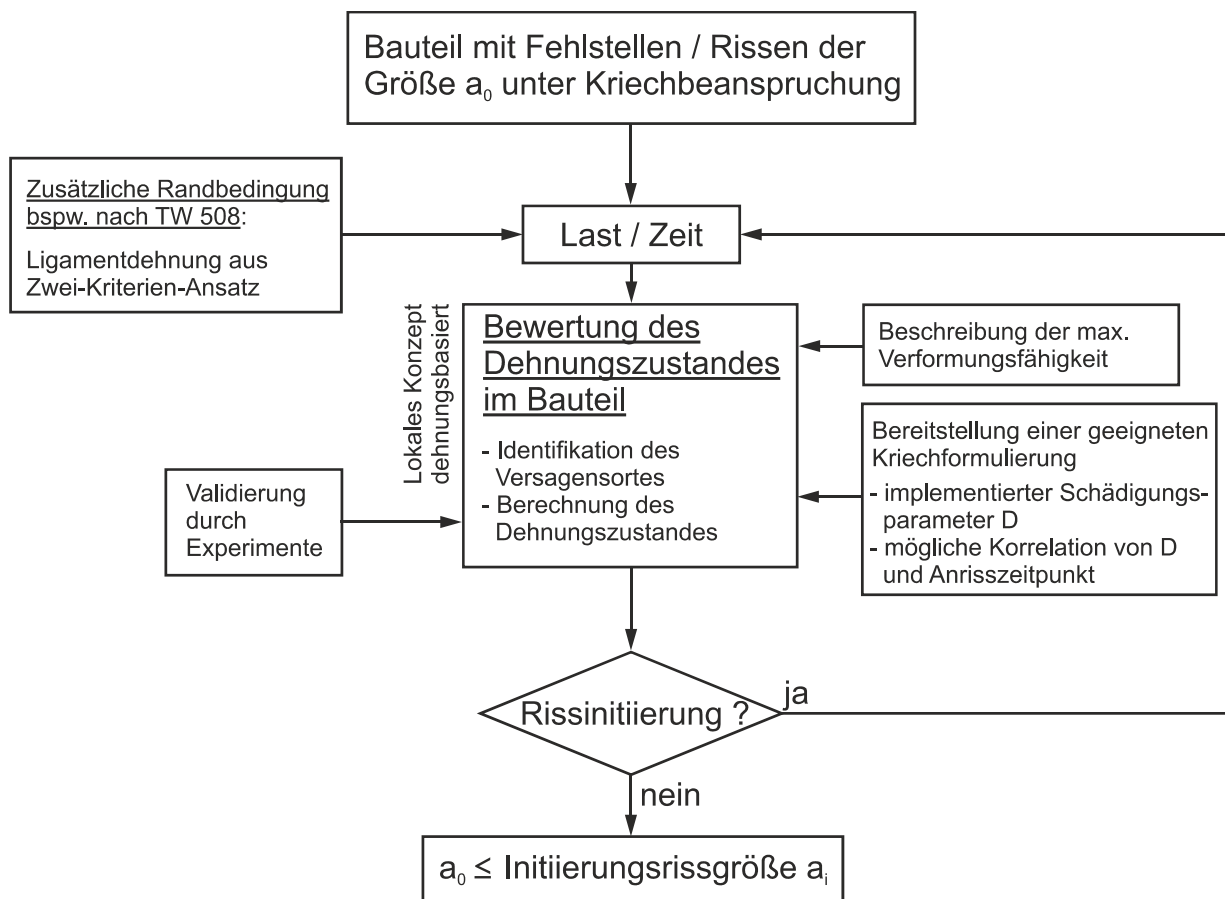


Bild 3.1: Dehnungsbasiertes Bewertungskonzept

Zunächst wurden unterschiedliche Ansätze verfolgt, um eine für den Versagenszeitpunkt charakteristische maximal erreichte Kriechdehnung zu ermitteln.

- Ein Dehnungsmittelwert innerhalb der Abklinglänge r_{pl} vor der Rissspitze, [114]
- Eine Rissspitzendehnung über die Korrelation mit der Rissspitzenaufweitung δ_t nach bspw. [146], [114].
- die durch den Ansatz nach Cocks und Ashby modifizierte 1. Hauptkriechdehnung an der Stelle der maximalen Spannungsmehrachsigkeit $\epsilon_{c,qmin}^*$.

Diese Beschreibungsmöglichkeiten verwenden lokale bzw. auf den Bereich der Rissspitze bezogene Parameter, siehe Bild 3.2. Dabei hat sich lediglich die Auswertung und Modifikation nach Cocks und Ashby der 1. Hauptkriechdehnung an der Stelle der maximalen Spannungsmehrachsigkeit als geeignet erwiesen. Auf die Darstellung der Ergebnisse der beiden anderen Konzepte wird somit im Rahmen dieser Ausführung verzichtet.

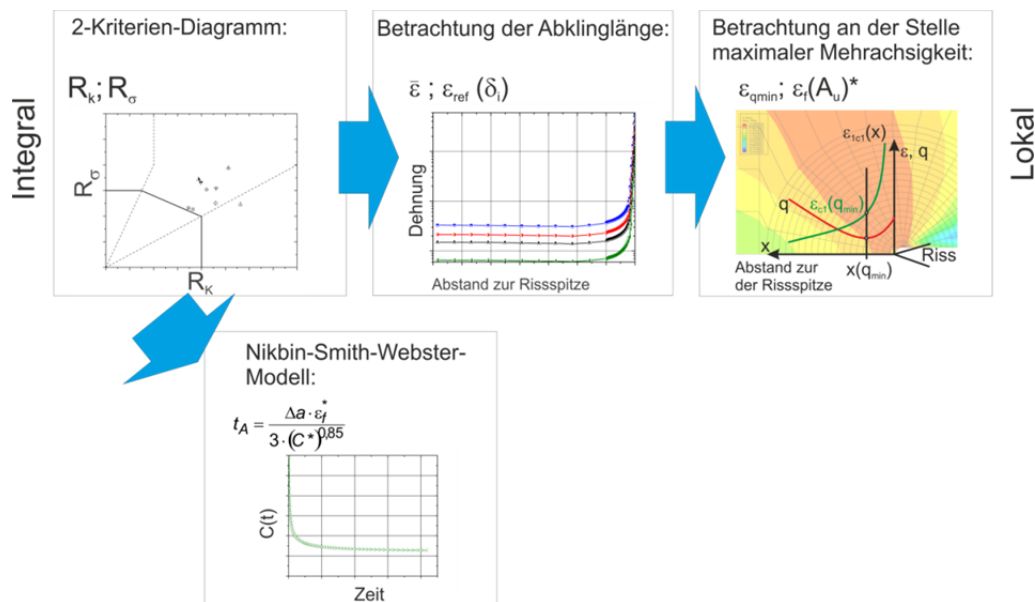


Bild 3.2: Einordnung der unterschiedlichen Bewertungskonzepte.

4 Experimentelle Untersuchungen an bauteilähnlichen Proben

Die im Rahmen dieser Arbeit dargestellten Versuche wurden in [114] und [147] festgelegt, wobei die Kriechermüdrissversuche nicht berücksichtigt wurden. Die Risslängen der untersuchten bruchmechanischen Proben wurden so gewählt, um das in Kapitel 5 vorgestellte dehnungsbasierte Konzept zur Beschreibung der Rissinitiation bei kleinen Rissen zu validieren. Die Beschreibung der Experimente durch das Konzept ist in Kapitel 5.4.2 dargestellt.

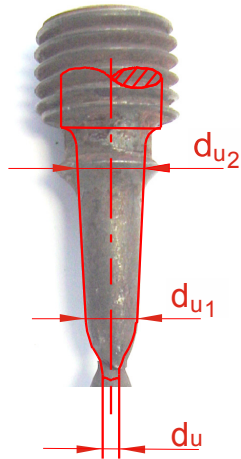
Tabelle 4.1: Übersicht über durchgeführte Experimente

Werkstoff	T / °C	A _u / %	Probenform	Rissstart-Kerbe a ₀ / mm	Probenweite W / mm	Probenbreite B / mm	a ₀ / W	Geplante Versuchsdauer t / h
X12CrMoVNbN10-1-1/ 1A	600	20-25	DENT	4	30	30	0,133	5.000
				4	50		0,08	
				3	30		0,1	
				6	50		0,12	
			SENT	6 (a+c)	50		0,12	
30CrMoNiV4-11/ AMA	550	8-15	DENT	2	30	30	0,067	10.000
				2	80		0,025	
			SENT	6 (a+c)	50		0,12	5.000

4.1 Untersuchte Werkstoffe

Um den Einfluss der Werkstoffduktilität zu ermitteln, wurden Experimente mit einem 1 %Cr- und ein 10 %Cr-Stahl durchgeführt. Beide haben unterschiedliche Zeitbruchdehnungen A_u, welche an glatten Zeitstandproben ermittelt wird und als Maß für die Duktilität dient. Durch unterschiedliche Mehrachsigkeitsverhältnisse sowie durch den Größenunterschied ergibt sich (durch Querdehnungsbehinderung) ein Problem der Übertragbarkeit des Verformungskennwertes auf reale dickwandige Komponenten. Um diesen Einfluss zu kompensieren, wurde in [114] eine Referenzdehnung $\varepsilon_{ref} = \varepsilon_g$, eine Art Gleichmaßdehnung, vorgeschlagen. Die Referenzdehnung ε_g wurde für die durchzuführenden Berechnungen als Versagensgrenze herangezogen und wird im Folgenden als Gleichmaßdehnung bezeichnet. Diese stellt eine maximal mögliche Bruchdehnung dar, wenn durch Querdehnungsbehinderung ein Einschnüren nicht möglich ist.

Die Ermittlung von ϵ_g ist in Bild 4.1 dargestellt. Der Ansatz nach Gl. 4.1 basiert dabei auf der Auswertung Durchmesser d_{u1} und d_{u2} oberhalb des eingeschnürten Bruchquerschnittes. Dabei wird Volumenkonstanz angenommen.



$$\epsilon_g = \left(\frac{2 \cdot d_0}{(d_{u1} + d_{u2})} \right)^2 - 1 \quad \text{Gl. 4.1}$$

Bild 4.1: Vermessung der eingeschnürten Zeitstandproben.

Die gesuchte Rissinitiierungsgröße a_i wurde zunächst über der Gleichmaßdehnung ermittelt. Der gesuchte Zusammenhang zwischen a_i und der Zeitbruchdehnung A_u kann über die Korrelation zwischen A_u und der Gleichmaßdehnung ϵ_g hergestellt werden, siehe Bild 4.2 (für Bruchzeiten $t_u > 500$ h).

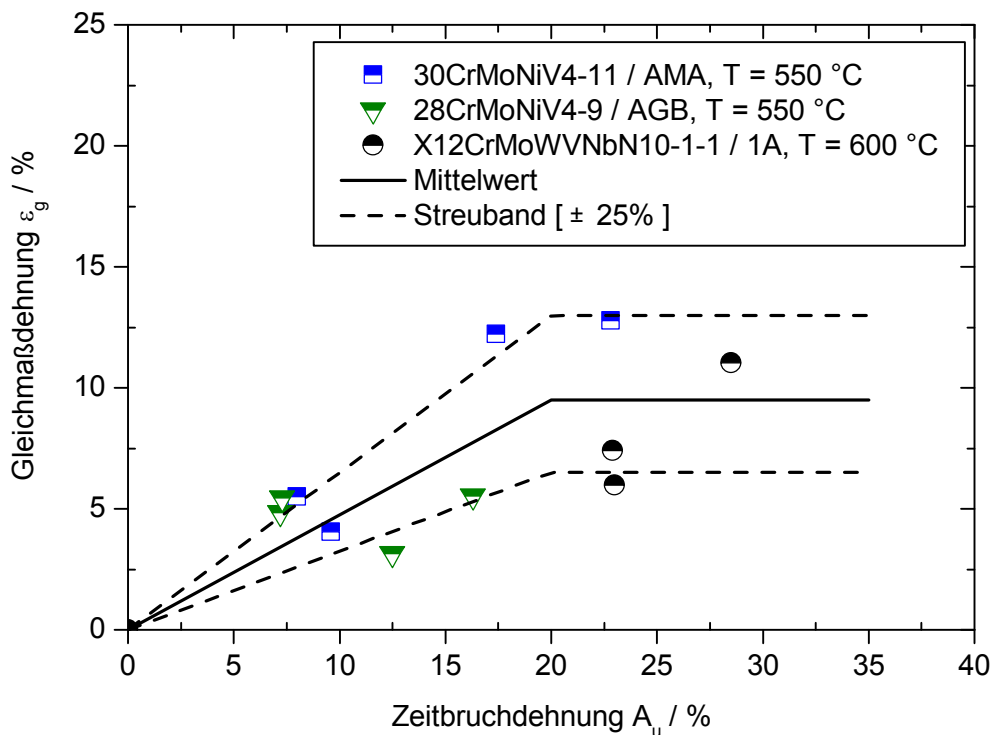


Bild 4.2: Darstellung der Gleichmaßdehnungen für die untersuchten Werkstoffe in Abhängigkeit von deren Zeitbruchdehnungen.

Zur Abbildung des Verfestigungsverhaltens des Werkstoffes bei überelastischer Beanspruchung wird die Fließkurve bei der entsprechenden Temperatur benötigt. Da für die Versuchswerkstoffe im untersuchten Temperaturbereich keine ausgeprägte Streckgrenze existiert, konnte die Fließkurve durch die Beziehung nach Ramberg-Osgood, [148], abgebildet werden (siehe Gl. 4.2). Die Parameter K und m sind an das jeweilige Werkstoffverhalten anzupassen. Die Formulierung bietet den Vorteil einer geschlossenen Ableitung, was für die Berechnung der Tangentensteifigkeitsmatrix in der FE-Berechnung notwendig ist.

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{K} \right)^m \quad \text{Gl. 4.2}$$

4.1.1 1 %-Cr-Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA

Der Stahl 30CrMoNiV4-11 (Schmelzenbezeichnung AMA) besitzt einen Chromanteil von 1 %. Er stellt einen klassischen Vertreter für Turbinenwellenwerkstoffe bei einer Einsatztemperatur von T = 550 °C dar. Die chemische Zusammensetzung sowie die mechanischen Kennwerte bei Raumtemperatur und bei Prüftemperatur sind in Tabelle 4.2 zusammengefasst.

Tabelle 4.2: Chemische Zusammensetzung und mechanische Kennwerte des Versuchswerkstoffes 30CrMoNiV4-11 / AMA

Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA									
Anteil der Legierungselemente in Massen-%									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Nb	Ni	N
0,3	0,24	0,73	0,009	0,018	1,04	1,05	-	0,58	-
V	W								
0,3	-								
T	R _{p0,2} / MPa	R _{u/T} / MPa	A _u / %	Z / %	E-Modul / GPa				
20 °C	610	748	20	65	-				
550 °C	406	465	35	82	155				

Die Welle, aus der die Proben entnommen wurden, ist in einem mehrstufigen Prozess wärmebehandelt worden. Dieser bestand aus Vorwärmen von 16 h bei 200 °C mit anschließendem Aufheizen auf 950 °C innerhalb von 19 h, 7 h Austenitisieren bei 950 °C und Abkühlen in Luft. Die Anlasstemperatur von 930 °C wurde innerhalb von 21 h ein-

gestellt und 7 h gehalten, anschließend wurde die Welle in Öl abgeschreckt und bei 710 °C angelassen. Die Wärmebehandlung ist nochmals in [Tabelle 4.3](#) zusammengefasst. Das Ausgangsgefüge besteht aus angelassenem Bainit, siehe [Bild 4.3](#). Die Mikrostruktur des Werkstoffes (Ausscheidungen, Subkorngröße, Versetzungsdichte) bzw. deren Änderung während der Temperaturbeanspruchung wird in [Kapitel 2.1](#) und [Kapitel 4.4](#) betrachtet.

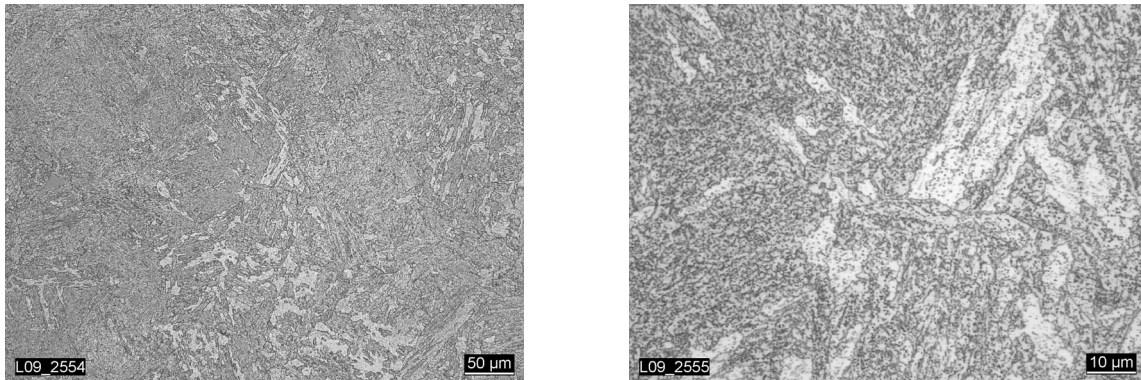


Bild 4.3: Ausgangsgefüge nach Wärmebehandlung 30CrMoNiV4-11 / AMA.

Tabelle 4.3: Übersicht über die Wärmebehandlung des 30CrMoNiV4-11 / AMA, [6].

Werkstoff	Erzeugnisform, Abmessungen	Wärmebehandlung
30CrMoNiV4-11 / AMA	Turbinenwelle ø 790 mm, L= 4610 mm	200 °C, 16 h /Erw. in 19 h auf 950 °C, 7 h/Luft, Erw. in 21 h auf 930 °C, 7 h/Öl, Anlassen bei 710 °C

Die Zeitbruchdehnung A_u , ermittelt an glatten Zeitstandproben, ist in [Bild 4.4](#) über der Zeit aufgetragen. Zusätzlich ist die Gleichmaßdehnung dargestellt, welche nach Gl. 4.1 aus den Messergebnissen an den Zeitstandproben ermittelt wurde. Zwischen 10.000 h und 30.000 h sinkt die Bruchdehnung von 25 % auf fast 10 % ab. Dies kann auf eine verstärkte Bildung von Kriechporen zurückgeführt werden, [29], [43]. Bei der Bildung einer hohen Anzahl an Kriechporen kann durch deren gegenseitige Beeinflussung das Verformungsverhalten beeinflusst werden, was sich in einer Abnahme der Verformungsfähigkeit äußert, [40], [149], [150], und weitere Porenbildung begünstigt, [151]. In [29], [152], [153] und [154] wurde festgestellt, dass sich Poren bevorzugt an Mo_2C -Karbiden bilden. Diese Ausscheidungen wurden in der untersuchten Schmelze ebenfalls in hoher Anzahl nachgewiesen, siehe [Abschnitt 4.3.1](#).

Die Zeitstandversuche bieten für diesen Werkstoff eine Datenbasis bis 137.000 h. Die Bruchdehnung steigt danach leicht in der Extrapolation bis 200.000 h. Die Gleichmaßdehnung zeigt ein ähnliches Verhalten wie die Bruchdehnung. Da die Zeitstandproben

bei diesem Werkstoff eine abnehmende Brucheinschnürung aufweisen, wird der Einfluss von Einschnürvorgängen auf die Zeitbruchdehnung geringer. Somit müssen sich Zeitbruchdehnung und Gleichmaßdehnung einander annähern.

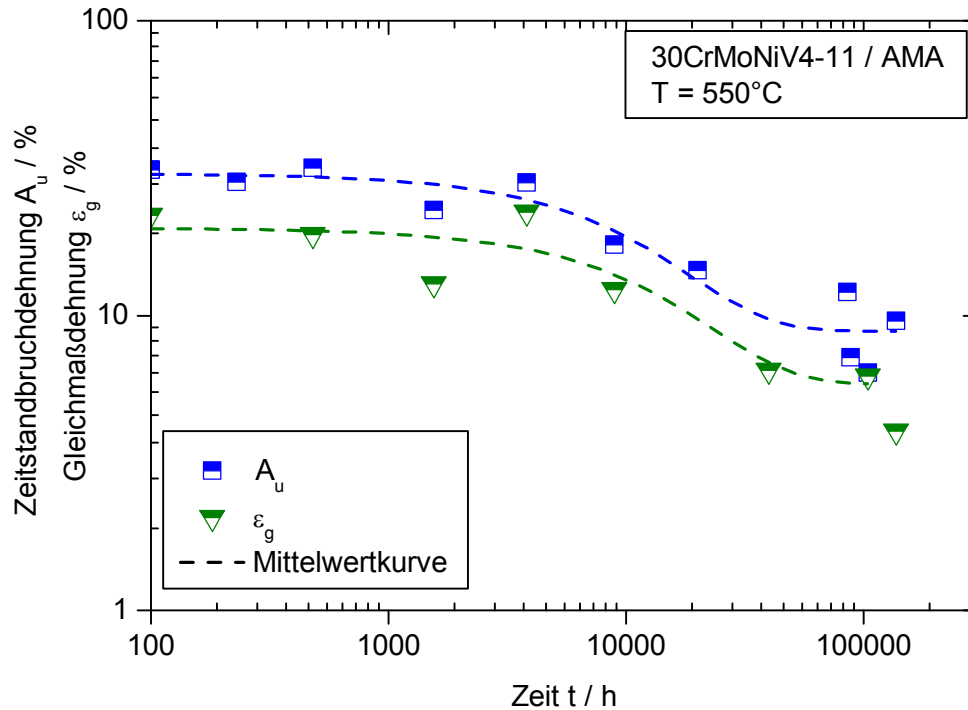


Bild 4.4: Zeitbruchdehnung und Gleichmaßdehnung 30CrMoNiV4-11 / AMA, $T = 550 \text{ }^\circ\text{C}$.

Für den Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA liegen neben der Zeitstandfestigkeit $R_{u/t/T}$ auch die 1 %-Dehngrenze $R_{p1/T}$ sowie die 0,5 %-Dehngrenze $R_{p0,5/T}$ und die Kerbzeitstandfestigkeit $R_{u/k/t/T}$ (Formzahl $K_t = 4,5$, [155]) vor, siehe [Bild 4.5](#). Beim Verlauf der Kerbzeitstandfestigkeit ist eine deutliche Abnahme ab etwa 10.000 h zu erkennen. Der Effekt der Festigkeitssteigerung beruht auf einer durch Umlagerungen bewirkten Stützwirkung. Da diese jedoch nur bei ausreichender Verformungsfähigkeit vorhanden ist, kann dieses Verhalten durch die abnehmende Duktilität begründet werden. Bei gekerbten Proben wird als $R_{u/k/t/T}$ die Nennspannung abgetragen.

Bei verformungsfähigen Werkstoffen wird die Spitzenspannung in der Kerbe durch Umlagerungen reduziert. Bei kriechspröden ($A_u < 8 \%$, mit Kerbzeitstandver sprödungseffekt, [30]) Werkstoffen geschieht dies nicht und die hohe Spannung im Kerbgrund (bei niedriger Nennspannung) führt zum Versagen. In [Bild 4.6](#) ist die Auswertung von seitengekerbten C(T)25-Proben für 30CrMoNiV4-11 / AMA dargestellt, zur Beschreibung des Anrissverhaltens. Die Anrissdauer bezieht sich bei den Proben auf ein Risswachstum von $\Delta a = 0,1 \text{ mm}$. Die mit eingezeichnete Mindestwertkurve liefert die Bezugswerte für die Auswertungen mit dem ZKD in [Kapitel 4.5](#) und [Kapitel 5.6](#).

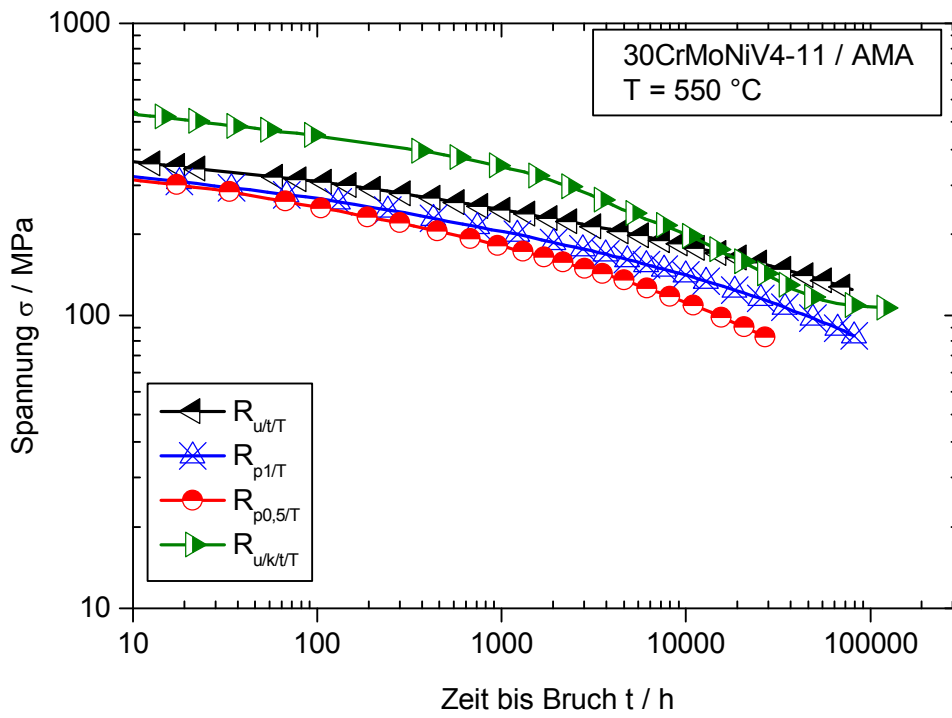


Bild 4.5: Zeitstandfestigkeit und Zeitdehngrenze 30CrMoNiV4-11 / AMA, T = 550 °C.

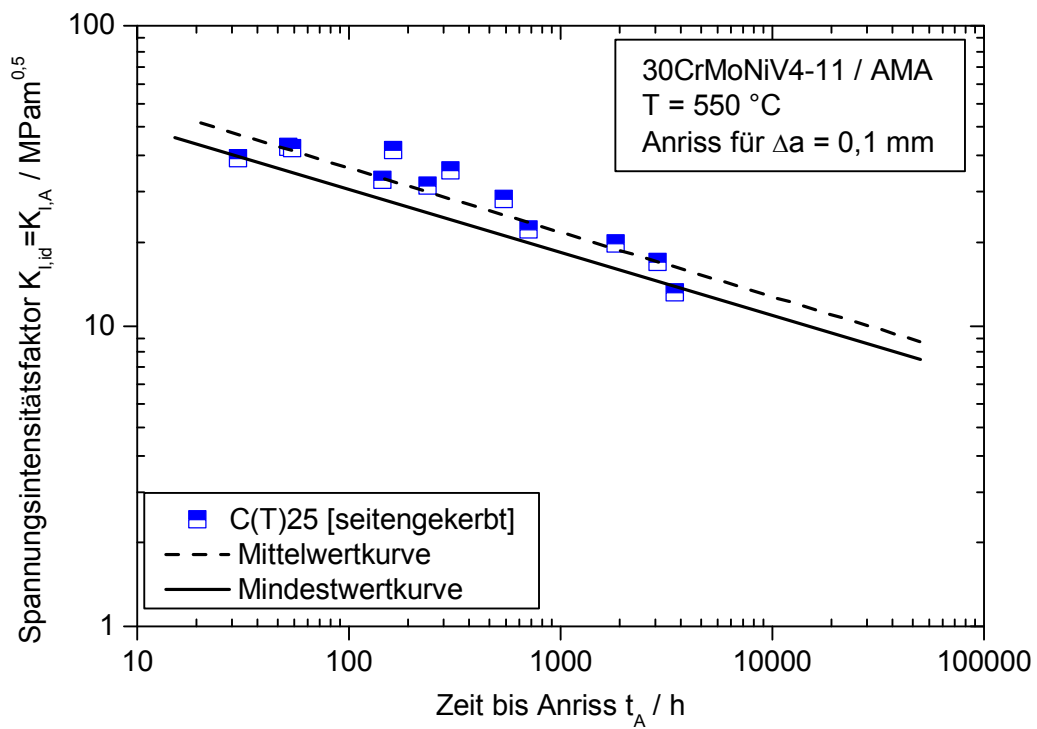


Bild 4.6: Anrissdauer für 30CrMoNiV4-11 / AMA, T = 550 °C, [114].

Die Beschreibung der Fließkurve des Werkstoffes bei der Prüftemperatur von $T = 550 \text{ °C}$ durch die bereits dargestellte Ramberg-Osgood-Beziehung ist in Bild 4.7 dargestellt. Der Vergleich zwischen den experimentellen sowie den berechneten Werten der Fließkurve zeigt, dass das elastisch-plastische Werkstoffverhalten durch die Ramberg-Osgood-Beziehung gut nachgebildet werden konnte.

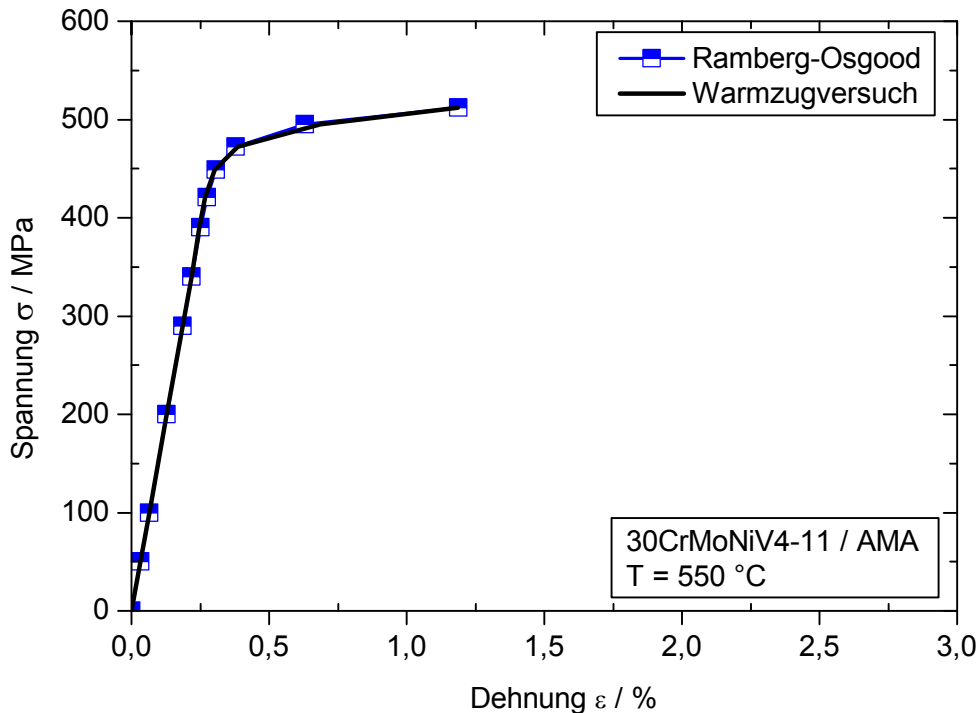


Bild 4.7: Warmzugversuch und Beschreibung durch Ramberg-Osgood, 30CrMoNiV4-11 / AMA, $T = 550 \text{ °C}$.

4.1.2 10 %-Cr-Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A

Der untersuchte Stahl X12CrMoWVNbN10-1-1 (Schmelzenbezeichnung 1A) gehört mit 10 % Chromanteil zu den modernen warmfesten Kraftwerkstählen. Er wird für Hoch- und Mitteldruckturbinen und in Gehäusen verwendet. Die Einsatztemperatur und Prüftemperatur der durchgeführten Experimente, liegt bei $T = 600 \text{ °C}$. Die chemische Zusammensetzung, wie in [121] ermittelt, ist in Tabelle 4.4 dargestellt. Die Proben stammen aus einer Welle mit einer Wärmebehandlung von 7 h Austenitisieren bei 1050 °C , Abschrecken in Öl und anschließendem zweistufigem Anlassen von 10,25 h bei 570 °C mit Abkühlen in Luft und 10 h bei 690 °C mit Abkühlen in Luft. Im Ausgangszustand liegt ein bainitisches Vergütungsgefüge vor, siehe Bild 4.8.

Die Zeitbruchdehnung A_u des Werkstoffes ist in Bild 4.9 über der Zeit abgetragen. Es ist zu erkennen, dass die A_u konstant bleibt. Da für diesen Wärmebehandlungszustand nur Versuchswerte bis etwa 40.000 h vorlagen, ist in das Diagramm zusätzlich eine

weitere Schmelze AXN eingetragen. AXN weist die gleiche chemische Zusammensetzung, aber unterschiedliche Wärmebehandlung auf. Das Austenitieren wurde bei AXN bei einer um 20 °C höheren Temperatur mehr als doppelt so lange durchgeführt als beim 1A. Außerdem wurde eine zweite Anlassbehandlung durchgeführt.

Tabelle 4.4: Chemische Zusammensetzung und mechanische Kennwerte des Versuchswerkstoffes X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, [121].

Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A									
Anteil der Legierungselemente in Massen-%									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Nb	Ni	N
0,12	0,1	0,42	0,007	0,001	10,7	1,04	0,05	0,78	0,056
V	W								
0,16	1,04								
T	R _{p0,2} / MPa	R _{uT/T} / MPa	A _u / %	Z / %	E-Modul / GPa				
20 °C	-	-	-	-	-				
600°C	290	438	20	88	132				

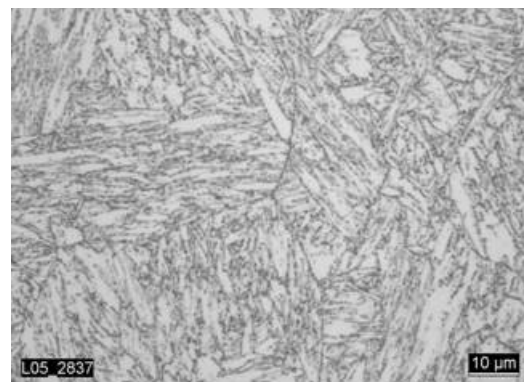
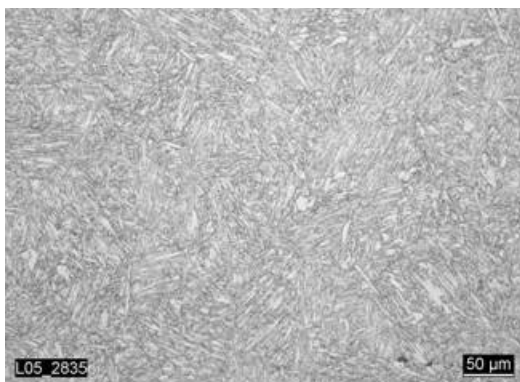


Bild 4.8: Ausgangsgefüge nach Wärmebehandlung X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A.

Die Wärmebehandlungen beider Schmelzen sind vergleichend in [Tabelle 4.5](#) zusammengestellt. Es ist jedoch anzunehmen, dass sich beide Werkstoffzustände im Zeitbereich bis 100.000 h ähnlich verhalten. Eine Abnahme der Zeitbruchdehnung bei dem untersuchten Zustand (1A) ist somit nicht zu erwarten.

Die Zeitbruchdehnung wird für die durchgeführten Berechnungen bis 200.000 h als konstant extrapoliert. Hier ist anzumerken, dass eine Extrapolation nur dann zu belastbaren Werten führt, wenn sich der versagensrelevante Schädigungsmechanismus innerhalb der extrapolierten Zeitspanne nicht ändert, [52], [156], [157], [158]. Der Zeit-

bruchdehnung ist die Gleichmaßdehnung gegenübergestellt, welche sich aus dem Zusammenhang nach Gl. 4.1 ergibt. Für die Anwendung des Finite-Elemente-Berechnungskonzeptes werden diese Dehnungen als versagensrelevante Grenzen herangezogen.

Tabelle 4.5: Übersicht über die Wärmebehandlung der Stähle 1A und AXN, [6].

Werkstoff	Erzeugnisform, Abmessungen	Wärmebehandlung
X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A	Welle, \varnothing 400 mm, L= 6 750 mm	1 050 °C, 7h/Öl + 570 °C, 10,25h/Luft + 690 °C, 10h/Luft
X12CrMoWVNbN10-1-1 / AXN	Welle, \varnothing 1200 mm, L= 3800 mm	1 070°C, 17h/Öl + 570 °C, 25h/Ofen + 690 °C, 24h/Ofen + 715°C, 22h/Ofen

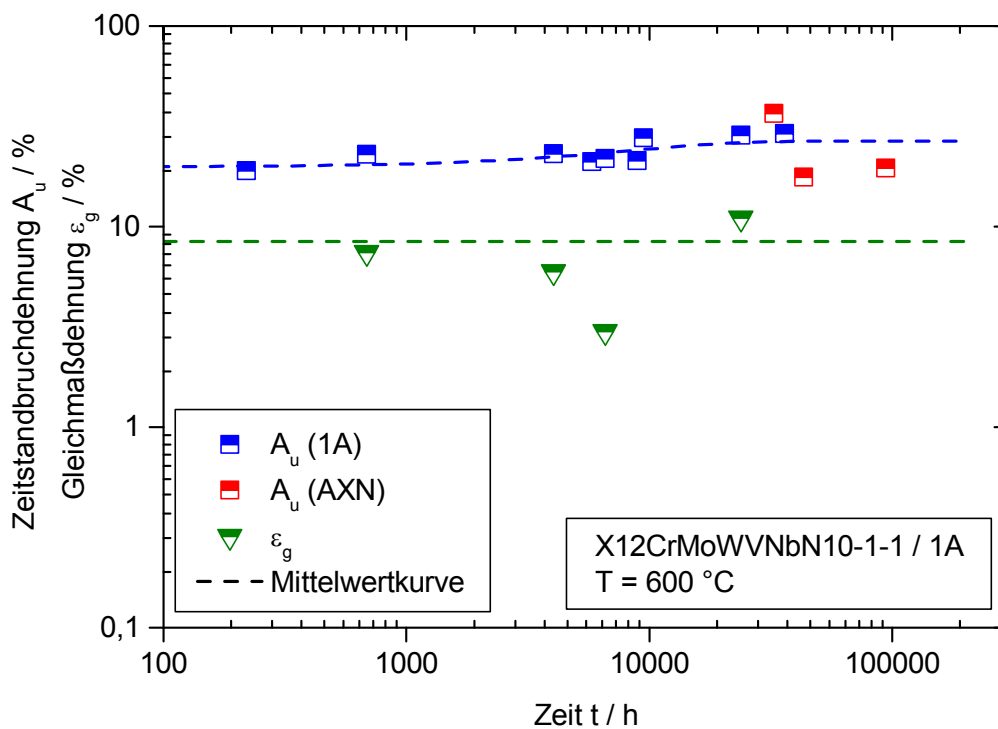


Bild 4.9: Zeitbruchdehnung und Gleichmaßdehnung X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, T = 600 °C.

Die Zeitstandfestigkeit $R_{u/t/T}$ sowie die Zeitdehngrenze $R_{p1/T}$ bei Erreichen von 1 % inelastischer Dehnung im Zeitstandversuch sowie die Kerbzeitstandfestigkeit $R_{u/k/t/T}$ (Formzahl $K_t = 4,5$, [155]) sind in Bild 4.10 eingetragen. Dabei ist zu beachten, dass die Probe mit einer Nennspannung von $\sigma_n = 55$ MPa noch nicht gebrochen ist und mit ihrer aktuellen Laufzeit von etwa 105.000 h dargestellt ist. Die Mittelwertkurve wurde

anhand einer Larson-Miller-Auswertung, [159], erstellt. Die Punkte der Zeitdehngrenze wurden durch Auswertungen der Zeitstandversuche ermittelt.

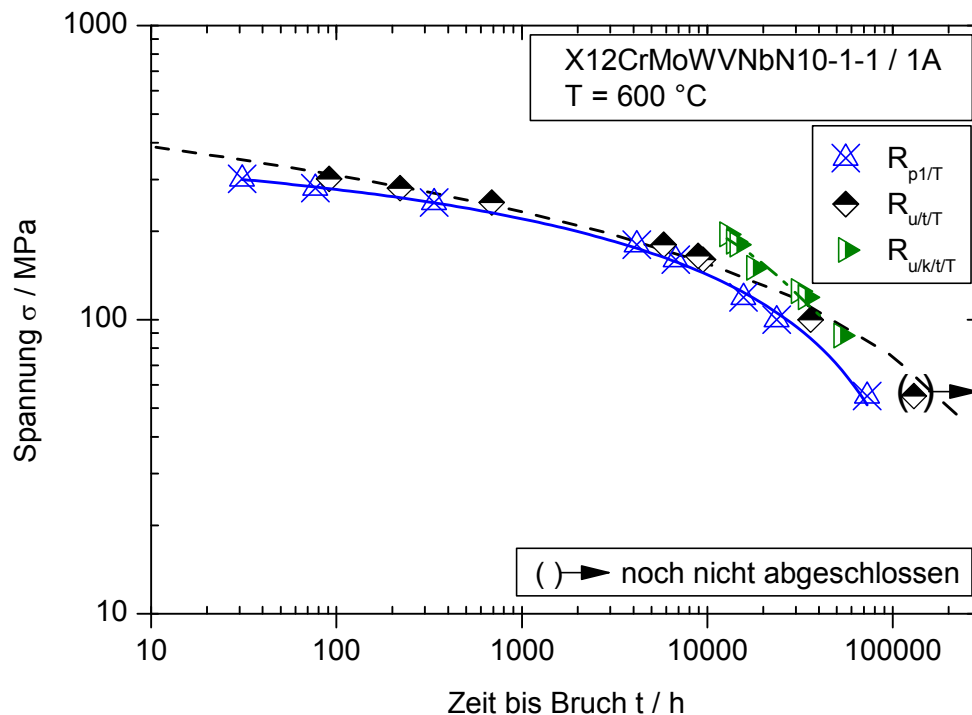


Bild 4.10: Zeitstandfestigkeit und Zeitdehngrenze X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, $T = 600 \text{ °C}$.

Bild 4.11 zeigt das Anrissverhalten des 1A bei $T = 600 \text{ °C}$. Als Kriterium für den Anriss wurde ebenfalls eine Risserweiterung von 0,1 mm gewählt. Die Extrapolation der Mittelwert- und die Mindestwertkurve stammt aus der HT-Riss-Datenbank, [114], [116]. Die Mindestwertkurve bildet die Bewertungsgrundlage für den Werkstoff im ZKD, siehe Kapitel 4.5 und Kapitel 5.6.

Die Fließkurve des Werkstoffes bei der Prüftemperatur von $T = 600 \text{ °C}$ weist keine ausgeprägte Streckgrenze auf. Der Vergleich zwischen den mittels Ramberg-Osgood-Beziehung berechneten und den experimentell ermittelten Werten ist in **Bild 4.12** dargestellt. Die Anpassung zeigt insgesamt eine gute Übereinstimmung mit den experimentellen Werten. Eine leichte Abweichung ist im Übergang zwischen linear-elastischem und plastischem Bereich gegeben.

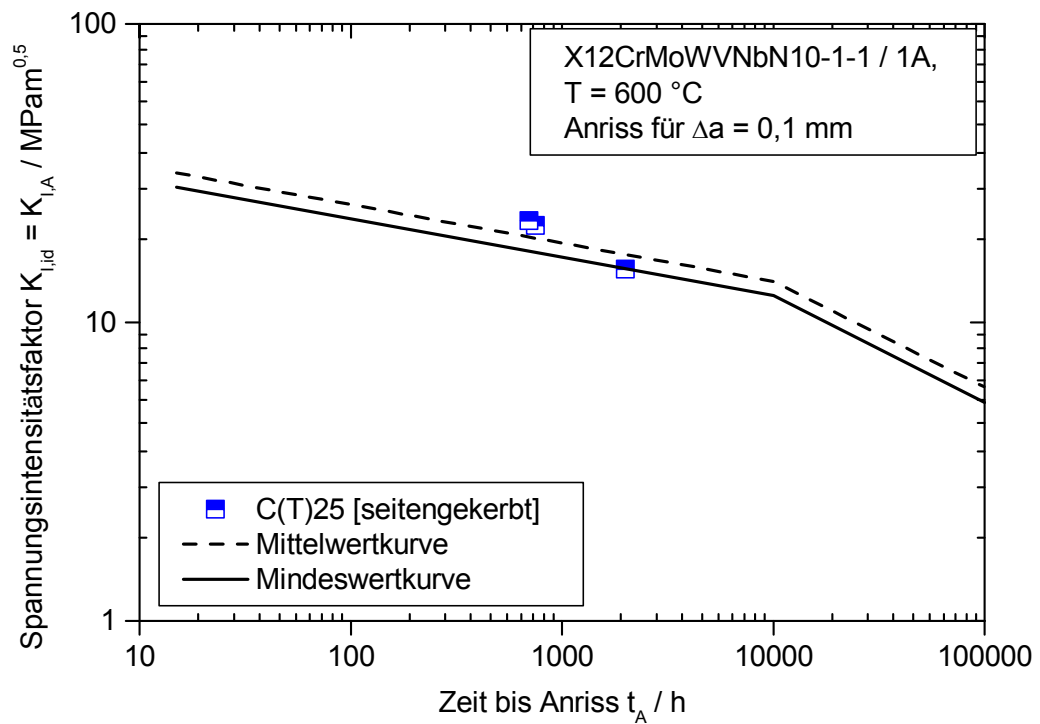


Bild 4.11: Anrissdauer für X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, T = 600 °C, [114].

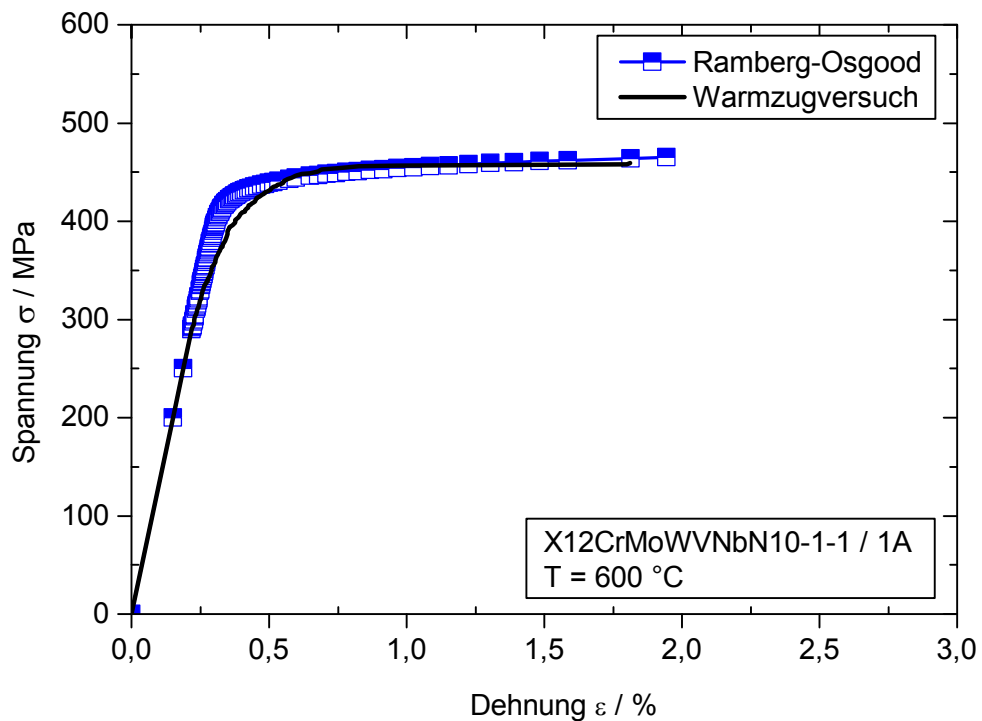


Bild 4.12: Warmzugversuch und Beschreibung durch Ramberg-Osgood, X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, T = 600 °C.

4.1.3 Abbildung des Zeitstandverhaltens

Allgemein lassen sich die Werkstoffmodelle, welche eine mathematische Beschreibung des Werkstoffverhaltens darstellen, in empirische, phänomenologische oder auf Basis von werkstoffmechanisch begründeten Zusammenhängen abgeleitete Formulierungen unterscheiden, [160]. Zur Beschreibung des inelastischen Werkstoffverhaltens wird eine modifizierte Formulierung nach Graham-Walles angewandt. Die Grundlage war der ursprünglich nach [161] formulierte, phänomenologisch begründete Zusammenhang zwischen Kriechdehnung ε_{cr} , Spannung σ sowie Versuchszeit t , welcher durch Anpassung der Parameter A_i , n_i und m_i die experimentell ermittelte Kriechkurve beschreiben kann:

$$\varepsilon_{cr} = \sum_i A_i \sigma^{n_i} t^{m_i} . \quad \text{Gl. 4.3}$$

Die grundlegende Modifikation besteht im Übergang von der akkumulierten Dehnung auf die Darstellung in der Dehnrate $\dot{\varepsilon}_{cr}$, [162], [163], (Gl. 4.4). Die Formulierung basiert auf der Dehnungsverfestigungsregel, wodurch im Allgemeinen eine bessere Übereinstimmung mit experimentellen Befunden erreicht wird:

$$\dot{\varepsilon}_{cr} = A_1 \cdot \sigma^{n_1} \varepsilon_{cr}^{m_1} + A_2 \cdot \sigma^{n_2} \varepsilon_{cr}^{m_2} \quad \text{Gl. 4.4}$$

Der abgebildete Dehnratenbereich ist äquivalent zu einem entsprechenden Spannungsspektrum. Das bietet die Möglichkeit, anhand eines Parametersatzes, welcher an das Werkstoffverhalten angepasst ist, einen weiten Spannungsbereich zu beschreiben. Durch Anwendung einer Formulierung mit zwei Termen können Primär- und Sekundärbereich des Kriechverhaltens beschrieben werden. Das in die FE-Berechnungen implementierte Modell beschreibt die Entwicklung des inelastischen Anteils der Gesamtdehnung aus zeitabhängigen als auch zeitunabhängigen Verformungsvorgängen. Es wird auch als konstitutives Werkstoffgesetz bezeichnet, [162]. Der plastische Dehnungsanteil ist bei längeren Beanspruchungszeiten im Vergleich zum Kriechdehnungsanteil (gerade bei langfristig unter niedrigen Lasten beanspruchten Proben) vernachlässigbar. Daher kann im Folgenden vereinfachend nur die Kriechdehnung betrachtet werden. Um das Werkstoffverhalten im Tertiärbereich abzubilden, wurde das Werkstoffmodell durch eine Schädigungsvariable D erweitert. Der Schädigungsparameter D wurde in die Berechnung der Dehnrate $\dot{\varepsilon}$ über das Konzept der effektiven Spannung, in Anlehnung an die Definition nach Kachanov, [59], eingebunden (Gl. 4.5).

$$\dot{\varepsilon} = 10^{A_1} \cdot \left(\frac{\sigma_{VM}}{(1-D)} \right)^{n_1} \cdot \varepsilon_V^{m_1} + 10^{A_2} \cdot \left(\frac{\sigma_{VM}}{(1-D)} \right)^{n_2} \cdot \varepsilon_V^{m_2} \quad \text{Gl. 4.5}$$

Dabei stellt σ_{VM} die Vergleichsspannung nach von Mises dar sowie ε_v die Vergleichsdehnung nach von Mises. Die Vergleichsdehnung wird aus dem inelastischen Anteil des Verformungstensors $\underline{\underline{\varepsilon}}^{in}$ bestimmt:

$$\varepsilon_v = \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\underline{\varepsilon}}^{in} : \underline{\underline{\varepsilon}}^{in}} \quad \text{Gl. 4.6}$$

Neben der akkumulierten inelastischen Dehnung und der Spannung ist die Spannungsmehrachsigkeit zu berücksichtigen, wie in Kapitel 2.1.3 beschrieben. Diese wird durch den Mehrachsighkeitsquotienten q , [103], quantifiziert. (Gl. 4.7). Die Gewichtung α des Mehrachsighkeitsquotienten q ist werkstoffabhängig. Die Ermittlung von α wird im Folgenden beschrieben. Betrachtungen zur Schädigungsentwicklung sowie deren Einflussfaktoren, wie beispielsweise der Spannungszustand, wurden bereits in [53], [54] und [58] sowie in [164], [165], [166], [167], [168] bzw. [169], [170], [171], [172] und [173] dargestellt.

$$\dot{D} = 10^{AD_1} \cdot \left(\left(\frac{\sqrt{3}}{q} \right)^\alpha \cdot \sigma_{VM} \right)^{nD_2} \cdot \tilde{\varepsilon}^{mD_1} + 10^{AD_2} \cdot \left(\left(\frac{\sqrt{3}}{q} \right)^\alpha \cdot \sigma_{VM} \right)^{nD_2} \cdot \tilde{\varepsilon}^{mD_2} \quad \text{Gl. 4.7}$$

Nach [59] ist es zulässig, die Gleichungen der Schädigungs- und Dehnungsentwicklung getrennt voneinander zu lösen. Dies ermöglicht die inkrementelle Implementierung in eine Werkstoffsubroutine der FE-Berechnung. Für die Berechnung des Schädigungszustandes (beispielsweise die Bildung von Poren) wird davon ausgegangen, dass nur Dehnungen und Verformungen aus Zugbeanspruchung maßgebend sind, [101], [162] und [163]. Daher wurde innerhalb der Schädigungsentwicklung die geometrische Summe $\tilde{\varepsilon}$ der Hauptkriechdehnungen ε_i (mit $i = 1, 2, 3$) (Gl. 4.8) verwendet.

$$\tilde{\varepsilon} = \sqrt{(\varepsilon_1)^2 + (\varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_3)^2} \quad \text{Gl. 4.8}$$

Die Parameter der im vorangegangenen Abschnitt dargestellten Kriechformulierung müssen so angepasst werden, dass das Werkstoffverhalten abgebildet werden kann. Grundlage für die Anpassung waren Kriechversuche bei unterschiedlichen Nennspannungen. Die Spannung wird als konstant während des Zeitstandversuches angenommen. In [174] wurde an der MPA Universität Stuttgart eine Optimierungsroutine in VISUAL BASIC FOR APPLICATIONS® für das Programm MICROSOFT EXCEL® entwickelt. Jeder Kriechkurve muss dabei die entsprechende Prüfspannung zugeordnet werden. In Bereichen niedriger Prüfspannungen ist durch die langen Prüfzeiten eine geringe Datenbasis vorhanden. Dies erfordert die Überprüfung der Extrapolation des Kriechgesetzes. Gerade für Simulationen von Bauteilen mit langen Laufzeiten und geringen Nennspannungen ist es damit möglich, die Genauigkeit des Werkstoffgesetzes zu er-

höhen. Weitaus wichtiger ist jedoch die Wahl von sinnvollen Grenzen, innerhalb welcher die Parameter der Kriechgleichung angepasst werden dürfen.

Es hat sich gezeigt, dass die Qualität der Optimierung steigt, wenn zuerst Primär- und Sekundärbereich angepasst werden. Das Ergebnis der Anpassung ist beispielhaft für den Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A in [Bild 4.13](#) dargestellt.

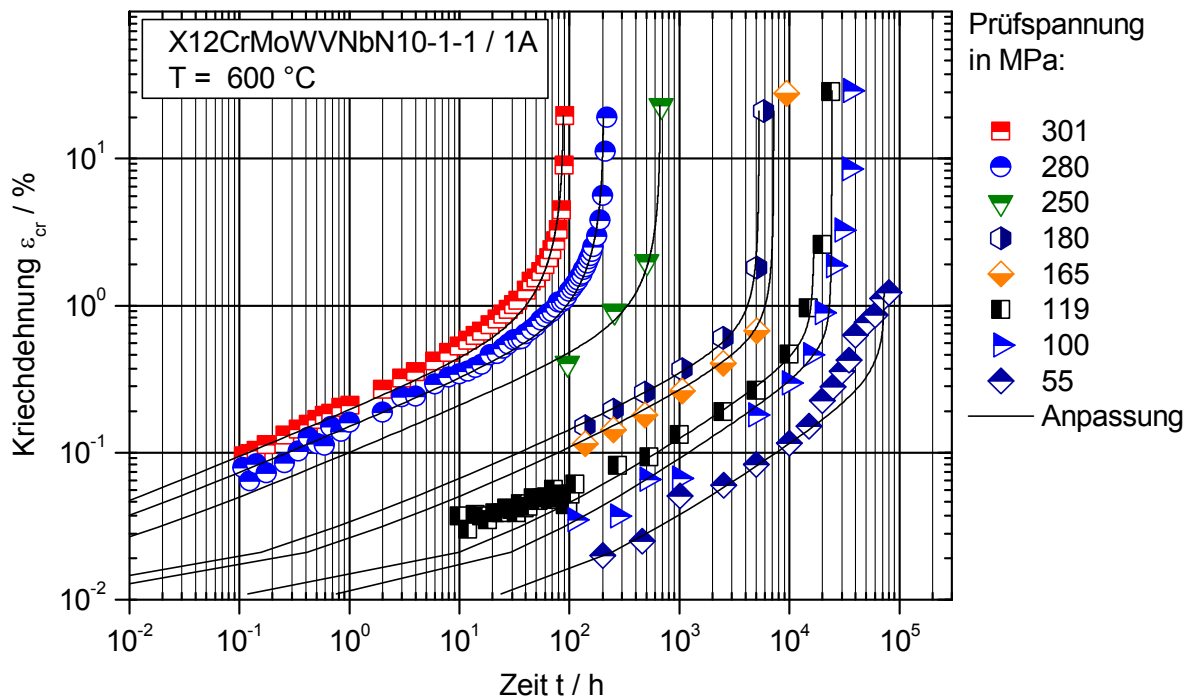


Bild 4.13: Darstellung der berechneten und der experimentell ermittelten Kriechkurven am Beispiel des Werkstoffes X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, $T = 600 \text{ °C}$.

Die Anpassung der Kriechgleichung an das Werkstoffverhalten des Werkstoffes 30CrMoNiV4-11 / AMA ist in [Bild A 1](#) dargestellt. Durch die hohe Anzahl an Parametern muss lokale Konvergenz ausgeschlossen werden, um die bestmögliche Anpassung zu erreichen. Zunächst können mittels eines generischen Algorithmus geeignete Anfangswerte ermittelt werden. Die lokale Optimierung erfolgte über einen Downhill-Simplex-Algorithmus nach Nelder-Mead, [175]. Durch Ausgabe des errechneten Anpassungsfehlers, welcher nach der Methode der kleinsten Fehlerquadrate bestimmt wurde, konnte die Güte der Anpassung beurteilt werden. Zusätzlich kann dies auch grafisch anhand der Gegenüberstellung von berechneten und experimentell erzeugten Kriechkurven erfolgen. Dies ist zwingend erforderlich, um sicherzustellen, dass die Anpassung wie oben dargestellt im anwendungsrelevanten Spannungsbereich optimal erfolgte.

4.2 Proben und Versuchsdurchführung

Es wurden überwiegend Proben vom Typ DENT (Bild 2.14) und SENT (Bild 2.16) experimentell untersucht. Die Probenbreite war für die Proben aus X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A und 30CrMoNiV4-11 / AMA zu $B = 30$ mm festgelegt. In Bild 4.14 sind exemplarisch Proben mit unterschiedlicher Größe dargestellt. Die Experimente an den Proben aus 28CrMoNiV4-9 / AGB wurden im Rahmen des Forschungsvorhabens, welches die Basis dieser Arbeit liefert, beim Projektpartner durchgeführt. Zudem lag zum Zeitpunkt der Erstellung der Arbeit nur ein Versuchsergebnis vor. Daher wird im Rahmen der Darstellung der experimentellen Arbeiten nur auf die Werkstoffe X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A und 30CrMoNiV4-11 / AMA eingegangen.



Bild 4.14: Proben vom Typ DENT mit unterschiedlichen Probengrößen

Die Probenweiten betragen für die Proben aus dem Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A $W = 30$ mm sowie $W = 50$ mm. Für den Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA wurden Proben mit Weiten von $W = 30$ mm sowie $W = 80$ mm geprüft. Die Form der Probe mit $W = 80$ mm wurde im Vorfeld durch numerische Betrachtung der Beanspruchungsverteilung für eine gleichmäßige Kraffteinleitung optimiert, da die Einspannsituation vorgegeben war. Die Radien der Querschnittsübergänge mussten so gewählt werden, dass eine Beeinflussung des Spannungszustandes im Bereich der Rissstartkerben nicht auftritt. Die Abmessungen der DENT- und SENT-Proben aus 30CrMoNiV4-11 / AMA und X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A sind in Tabelle 4.1 zusammengestellt. Die Entnahme der Proben erfolgte im Hinblick auf eine gute Ausnutzung des knapp vorhandenen Versuchswerkstoffes jeweils aus einem Segment einer Turbinenwelle entlang der axialen Richtung. Die Entnahmepositionen für die Werkstoffe 30CrMoNiV4-11 / AMA und X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A sind in Bild A 2 und Bild A 3

dargestellt. Gefertigt wurden die Proben durch ein funkenerosives Verfahren, wie am Beispiel der großen Probe mit $W = 80 \text{ mm}$ in Bild A 4 dargestellt ist. Der Vergleich mit einer C(T)25-Probe verdeutlicht die Größe der Probe. Die Rissstartkerbe wurde ebenfalls funkenerosiv eingebracht und weist einen Radius zwischen $0,1 \text{ mm}$ und $0,2 \text{ mm}$ auf. Dies vereinfacht die Fertigung der Proben, da das Einbringen von zwei gleich großen Schwingrissen in die DENT-Probe sehr schwierig ist. Für die untersuchten Werkstoffe 30CrMoNiV4-11 / AMA sowie X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A hat sich gezeigt, dass der Einfluss von Erodier- bzw. Schwingrissstartkerben auf Rissinitiierung und -wachstum vernachlässigbar ist, [176].

Zusätzlich zu den DENT-Proben wurden Proben vom Typ SENT untersucht. Die SENT-Probenform mit der Rissstartkerbe in einer stirnseitig eingebrachten Rundkerbe stellt eine Annäherung an praxisnahe Geometrien dar. Bei zentrischer Kraftaufbringung ergibt sich durch die einseitige Kerbe ein Gradient in der Nennspannung durch Überlagerung von Zug- und Biegebelastung. Ein Spannungsgradient tritt beispielsweise ebenfalls bei Turbinenwellen durch Massenkräfte aus der Rotation auf. Zusätzlich ist die Bildung eines Anrisses an Querschnittsübergängen und Kerben durch die Spannungskonzentration beschleunigt. Die SENT-Proben beider Werkstoffe sind geometrisch identisch und weisen eine Probenweite $W = 50 \text{ mm}$ auf. Die Tiefe der Rissstartkerbe beträgt 1 mm und ist im Kerbgrund einer Kerbe mit Radius $r = 5 \text{ mm}$ eingebracht. Damit beträgt die Anfangsrislänge $a_0 = 6 \text{ mm}$.

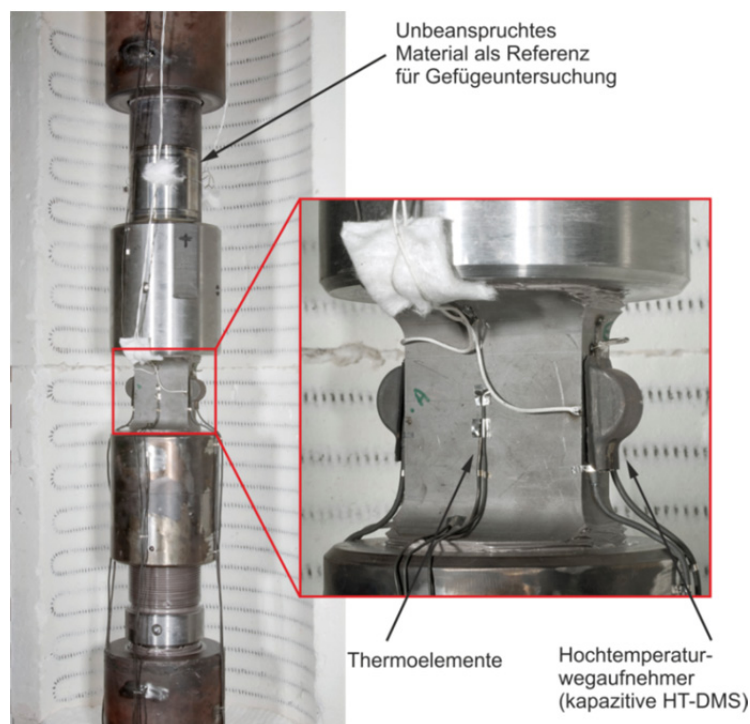


Bild 4.15: Messapplikation der Proben im eingebauten Zustand.

Die Proben wurden in servohydraulischen Maschinen geprüft. Bild 4.15 zeigt eine eingebaute und instrumentierte Probe. Zur Ermittlung des Crack-Opening-Displacement (COD) wurden kapazitive Hochtemperaturwegaufnehmer, sogenannte HT-DMS, bei den DENT-Proben beidseitig, an den SENT-Proben einseitig über der eingebrachten Rissstartkerbe appliziert. Zur Temperaturmessung und -überwachung sind über dem Prüfquerschnitt mehrere Thermoelemente angebracht.

Die aktuelle Risslänge wurde mittels Wechselstrompotenzialsonde gemessen. Diese Technik beruht auf dem Prinzip, dass sich der elektrische Widerstand bei Querschnittsreduktion durch Risswachstum erhöht. Über die Messung der am Ende des Versuches erreichten Risserweiterung Δa_{\max} kann das Messsignal der Potenzialsonde kalibriert werden. Ausgehend hiervon ermittelt man den Zeitpunkt der Rissinitiation sowie die Risswachstumskurve. Die Anwendung der Potenzialsonde ist beispielsweise in [6] weiter beschrieben. Der Applikationsplan ist für die großen DENT-Proben in Bild A 5 und für die SENT-Proben in Bild A 6 aufgezeigt.

4.3 Versuchsergebnisse

4.3.1 1 %-Cr-Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA

Die Versuche unter Kriechrissbeanspruchung an bruchmechanischen Proben des Werkstoffes 30CrNiMoV4-11 / AMA umfassen DENT-Proben gleicher Breite mit unterschiedlichen Probenweiten sowie eine SENT-Probe. Die für die Versuche gewählten Prüfparameter sind in Tabelle 4.6 zusammengestellt.

Tabelle 4.6: Übersicht der Proben aus 30CrMoNiV4-11 / AMA sowie Versuchsrandbedingungen, Prüftemperatur 550 °C

Probenbezeichnung	Form / Kurzbezeichnung	a_0 / mm	a_0/W / -	W / mm	B / mm
A252D061	DENT	2	0,067	30	30
A252D062	DENT	2	0,025	80	30
A252D065	SENT	6	0,12	50	30

F / kN	$\sigma_{n,pl}$ / MPa	K_{I0} / MPam ^{0,5}	$t_{0,1}$ / h	$\varepsilon_{v,liq}$ / %	Zustand
250	148,8	12,84	9.500	0,8	B
550	117,5	10,19	(18.000)	-	E
198	150	23,7	5.040	-	B

Zustand: B: Beendet, E: Eingebaut, (100)- Werte in Klammern extrapoliert

Für die Versuche wurde, wie bereits unter Abschnitt 2.2 erläutert, als Kriterium für den Anriss eine Risserweiterung von $\Delta a = 0,1$ mm festgelegt. Die dadurch bestimmbare Anrisszeit $t_{0,1}$ ist ebenfalls in Tabelle 4.6 eingetragen. Anhand des Crack-Opening-

Displacement-(COD)-Verlaufes wurden die Feststellung des Anrisses mit der Potenzialsonde plausibilisiert. Die mittels HT-DMS ermittelten COD-Verläufe sind zusammen mit den Berechnungsergebnissen des FE-Modells zu dessen Validierung in [Bild 5.7](#) dargestellt, daher wird an dieser Stelle auf eine zusätzliche Abbildung verzichtet. Die Vergleichskriechdehnung im Ligament $\varepsilon_{v,lig}$ wurde in der Probenmitte in Abstand W von der Probenoberfläche ermittelt.

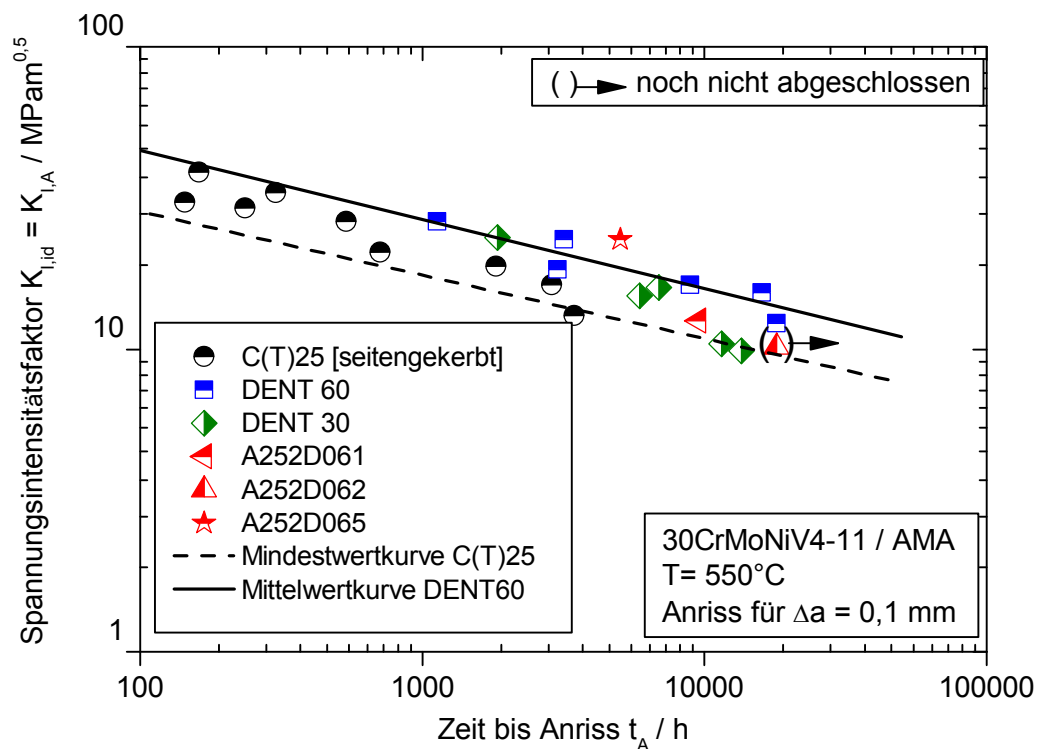


Bild 4.16: $K_{I,A}$ -Diagramm, 30CrMoNiV4-11 / AMA, $T = 550 \text{ } ^\circ\text{C}$.

In [Bild 4.16](#) sind die DENT- und SENT-Proben mit dem entsprechenden $K_{I,id}$ zum Zeitpunkt $t_{0,1}$ –dem ermittelten Anrisszeitpunkt, damit $K_{I,id} = K_{I,A}$ – bzw. mit der aktuellen Versuchsdauer zusammen mit alten Ergebnissen an C(T)- und DENT-Proben dargestellt. Die DENT-Proben liefern vergleichbare Ergebnisse. Die SENT-Probe A252D065 liegt deutlich oberhalb der DENT30- und DENT60-Proben. Ein Grund hierfür liegt in der Verformungsfähigkeit des Werkstoffes. Der Werkstoff besitzt nach der Prüfzeit von $t = 5.000 \text{ h}$ noch eine hohe Zeitstandbruchdehnung A_u , rund 23 %. Bei inhomogener Beanspruchung eines duktilen Werkstoffes wird die Spannung im höchstbeanspruchten Bereich durch Umlagerung reduziert. Dadurch entsteht ein Stützwirkungseffekt. Dies wurde beispielsweise in [25] an Biegeproben bei Kriechbeanspruchung untersucht und nachgewiesen.

4.3.2 10 %-Cr-Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A

Die gewählten Versuchsparameter, die Abmessungen der Proben sowie die Zeitspannen bis zum Anriss sind in Tabelle 4.7 zusammengefasst.

Tabelle 4.7: Übersicht der Proben aus X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A sowie Versuchsrandbedingungen

Probenbezeichnung	Form / Kurzbezeichnung	a_0 / mm	a_0/W / -	W / mm	B / mm
A252D1A1	D30	4	0,133	30	30
A252D1A2	D30	6	0,12	50	30
A252A1D3	D30	3	0,1	30	30
A252.3	D30	4	0,08	50	30
A262.1	SENT30	6	0,2	50	30

F / kN	$\sigma_{n,pl}$ / MPa	K_{I0} / MPam ^{0,5}	$t_{0,1}$ / h	$\varepsilon_{v,liq}$ / %	Zustand
280	179,5	19,66	5780	0,6	B
425	161	21,93	7100	0,5	B
310	191,4	18,84	4451	0,8	B
215	77,9	7,8	(36.000)	-	E
215	162,9	25	5660	-	B

Zustand: B: Beendet, E: Eingebaut, V: Vorgesehen (100)- Werte in Klammern extrapoliert

Die $K_{I,id}$ -Werte der Versuche an Proben aus X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A sind in Bild 4.17 zum Anrisszeitpunkt $t_{0,1}$ (bei einer Risserweiterung von $\Delta a = 0,1$ mm) zusammen mit Daten älterer Versuche dargestellt. Wie in Bild 4.17 zu erkennen ist, ordnen sich die Proben, welche alle eine Breite $B = 30$ mm aufweisen, im Bereich der größeren seitengekerbten Proben mit einer Breite $B = 60$ mm ein.

Aus den Daten der Potenzialsonde kann der zeitliche Verlauf des Rissfortschrittes ermittelt werden. In Bild 4.18 ist $a(t)$ exemplarisch für zwei Proben (A252D1A1 sowie A252A1D3) dargestellt. Die Kurven von $a(t)$ können durch ein Polynom höherer Ordnung beschrieben werden und damit der Zeitpunkt für $t(\Delta a = 0,1$ mm) berechnet werden. Beginnt der Riss zu wachsen kann eine Zunahme der Änderungsrate im COD festgestellt werden und somit die Anrissdauern ebenfalls plausibilisiert werden. Die gemessenen COD-Verläufe wurden auch zur Validierung des FE-Modells herangezogen und sind mit den FE-Ergebnissen in Bild 5.8 und Bild 5.9 aufgetragen.

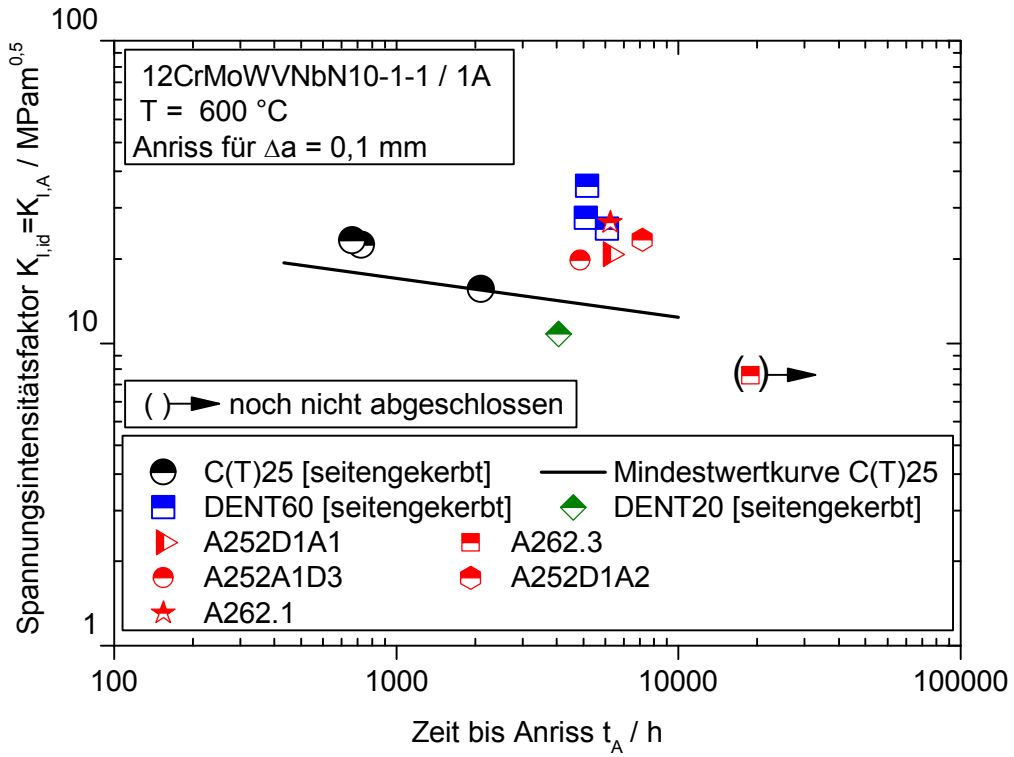


Bild 4.17: $K_{I,A}$ -Diagramm, X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, T = 600 °C.

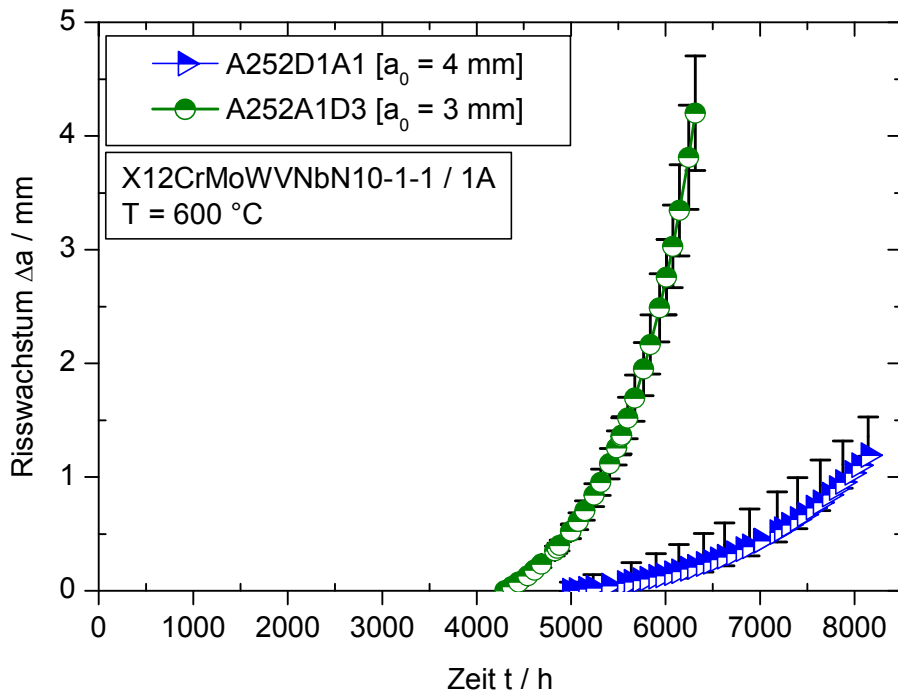


Bild 4.18: Ermittlung des Rissfortschritts, X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, T = 600 °C.

4.4 Metallografische Untersuchungen

4.4.1 1 %-Cr-Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA

Die Ermittlung der Risslänge nach Versuchsende erfolgte bei allen Proben in der Symmetrieebene anhand von Schlibfbildern. In [Tabelle 4.8](#) sind die Schlibfbilder (ungeätzt sowie geätzt) der DENT-Probe A252D061 dargestellt. Die Positionen der erstellten Schlibfe an den untersuchten DENT- und SENT-Proben sind schematisch in [Bild 4.19](#) dargestellt.

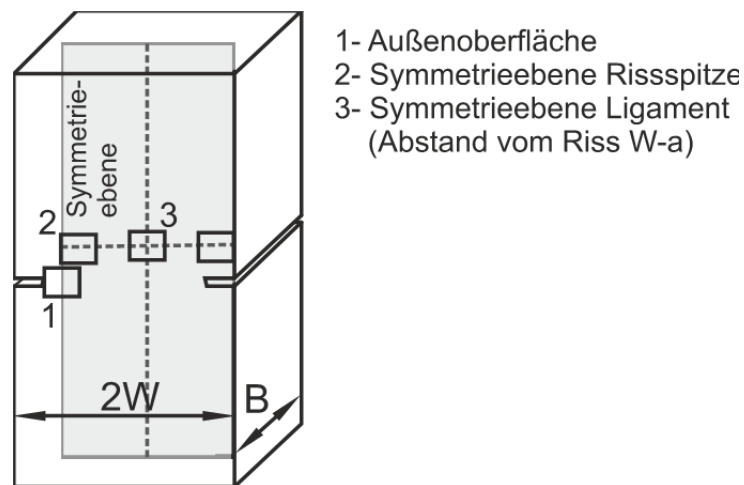


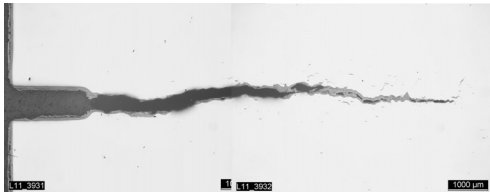
Bild 4.19: Schematische Darstellung der Positionen der Schlibfe

In der Symmetrieebene wurde nach Versuchsende ein maximales Risswachstum von über 8 mm festgestellt, [Tabelle 4.8 a\)](#) und [b\)](#). An der Außenoberfläche hat zum Zeitpunkt des Probenausbaus ebenfalls erkennbares Risswachstum stattgefunden, [Tabelle 4.8 c\)](#), jedoch geringer. Wie in den Bildern [Tabelle 4.8 f\) - h\)](#) erkennbar, bilden sich bis zum Ausbau der Probe nach 13.746 h Kriechporen aus. Die Risserweiterung beginnt durch die Bildung von Porenfeldern und Mikrorissen vor der Risspitze (siehe [Tabelle 4.8 e\)](#) und [Tabelle 4.8 h\)](#)). Im Vergleich beider Seiten in der Probenmitte ([Tabelle 4.8 a\)](#) und [b\)](#)) ergibt sich eine nahezu gleiche Risserweiterung. Der Schlibf in [Tabelle 4.8 f\)](#) zeigt eine erhöhte Porendichte unterhalb der Rissflanke an der Stelle, an der sich bis zum Anriss die maximale Spannungsmehrachsigkeit befunden hatte und an welcher auch Auswertungen der FE-Berechnungen durchgeführt wurden. In [Tabelle 4.8 d\)](#) ist das Gefüge im niedrig beanspruchten Ligament dargestellt. Hier sind keine Poren feststellbar.

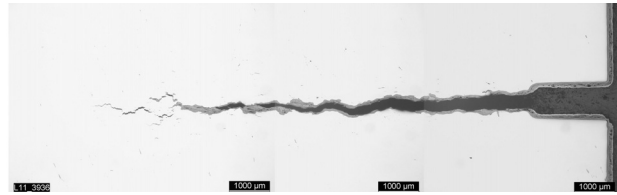
Die Schlibfuntersuchungen der SENT-Probe A252D065 sind in [Tabelle 4.9](#) dargestellt. Es ergibt sich der gleiche Befund wie bei der DENT-Probe A252D061. In der Symmetrieebene ist zum Zeitpunkt des Probenausbaus nach 6.176 h ein größerer Rissfortschritt festzustellen als an der Außenoberfläche, siehe [Tabelle 4.9 a\)](#) und [b\)](#). Im Schlibfbild an der Risspitze (in der Symmetrieebene) ist ebenfalls zu erkennen, dass

sich Hohlräume vor der Rissspitze bilden und bereits zu Mikrorissen zusammengewachsen sind, Tabelle 4.9 d) und e). Diese führen dann durch Zusammenschluss mit der Rissspitze zum Risswachstum. Im niedriger beanspruchten Ligament sind keine Poren festzustellen, siehe Tabelle 4.9 f).

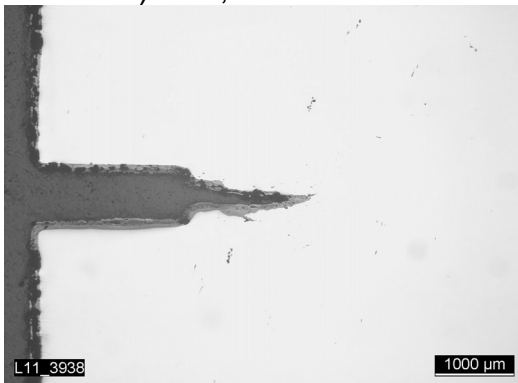
Tabelle 4.8: Metallografische Untersuchung, Probe A252D061 30CrMoNiV4-11/AMA, Ätzmittel Salzsäure



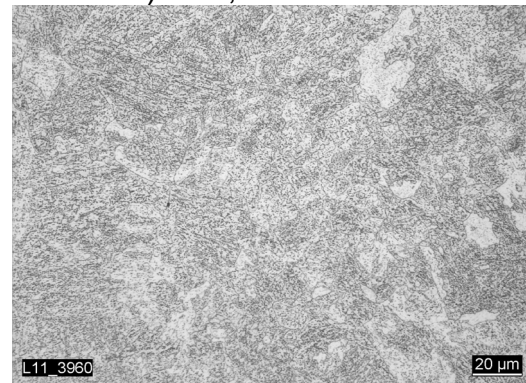
a) 16:1, Probenmitte



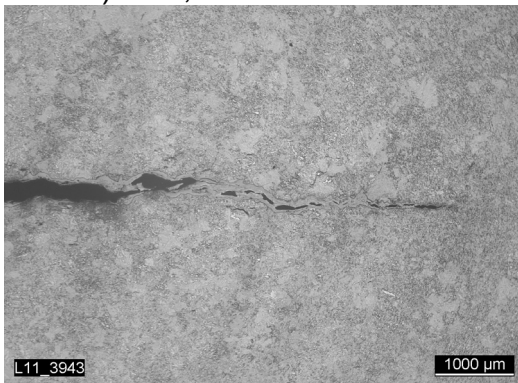
b) 16:1, Probenmitte



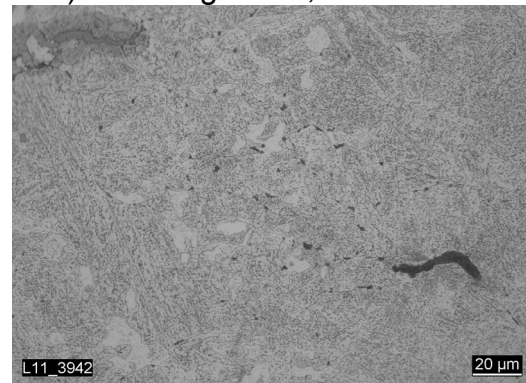
c) 16:1, Außenoberfläche



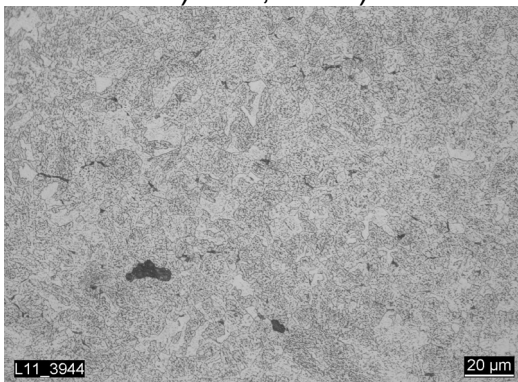
d) 500:1 Ligament, Probenmitte



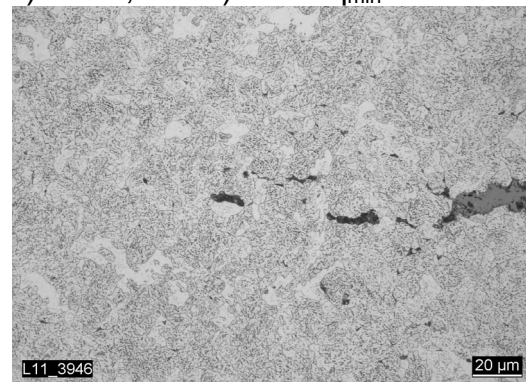
e) 16:1, aus a)



f) 500:1, aus a) Stelle q_{min} bis Anriss



g) 500:1, aus e)

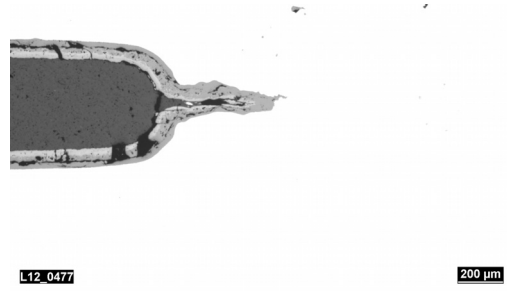


h) 200:1, aus b)

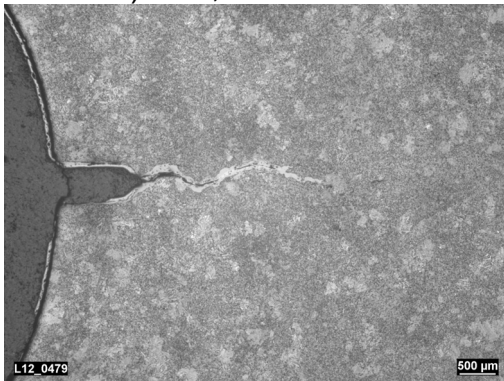
Tabelle 4.9: Metallografische Untersuchung, Probe A252D065, 30CrMoNiV4-11/AMA, Ätzmittel Salzsäure.



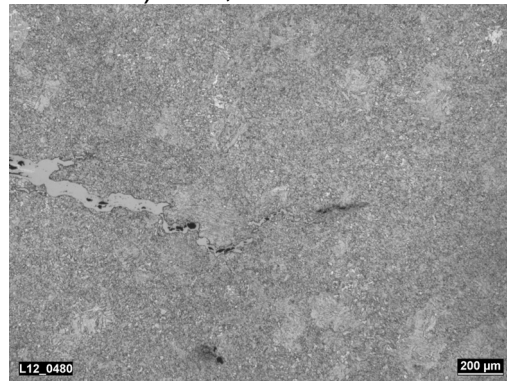
a) 16:1, Probenmitte



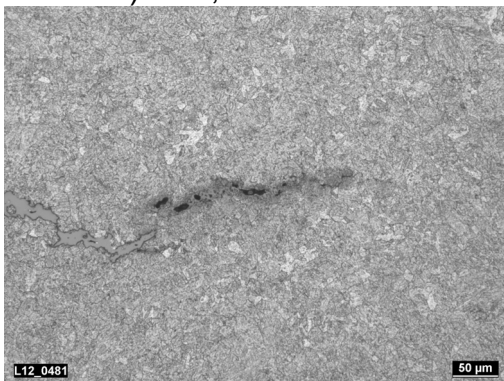
b) 16:1, Oberfläche



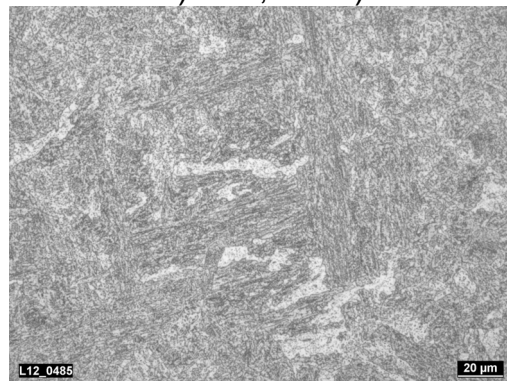
c) 16:1, Probenmitte



d) 50:1, aus c)



e) 200:1, aus d)



f) 500:1 Ligament

Bestimmung des Schädigungszustandes auf Basis der Mikrostruktur

Für die Analyse der Mikrostruktur des Stahls 30CrMoNiV4-11 / AMA, wurde eine im Rahmen der Arbeit geprüfte DENT-Probe wie auch zwei Zeitstandproben aus bereits abgeschlossenen Vorhaben verwendet. Die Zeitstandproben weisen Beanspruchungszeiten von 8.931 h sowie 137.471 h auf. Die Probenbezeichnungen sowie die Belastung sind in Tabelle 4.10 zusammengefasst.

Die Zeitstandprobe 55z309 wurde deswegen gewählt, da sie eine vergleichbare Beanspruchungszeit wie die DENT-Proben hat. Die zweite Zeitstandprobe ermöglicht eine Aussage über den Gefügestand für Beanspruchungszeiten zwischen 100.000 h und 200.000 h. Bei beiden Proben wurde der mechanisch beanspruchte Prüfquerschnitt

untersucht. Bei der Probe 55z58 wurde zusätzlich der unbeanspruchte Probenkopf untersucht. Hierdurch sollte ermittelt werden, welchen Einfluss nur die thermische Beanspruchung auf die Entwicklung der Mikrostruktur im Langzeitbereich hat.

Tabelle 4.10: Übersicht über Proben für die metallografischen Untersuchungen

Probenbezeichnung	Typ	Nennspannung σ / MPa	Beanspruchungszeit t / h
A252D061	DENT	148,8	13.400
55z309	Zeitstand	188	8.931
55z58	Zeitstand	95	137.471

In Bild 4.20 ist der Anteil der Teilchen bezogen auf die Gesamtteilchenzahl sowie der mittlere Durchmesser der Teilchen dargestellt. Verglichen werden der Ausgangszustand ohne Zeitstandsbeanspruchung sowie die Zeitstandsproben 55z309 und 55z58, untersucht an unterschiedlichen Stellen.

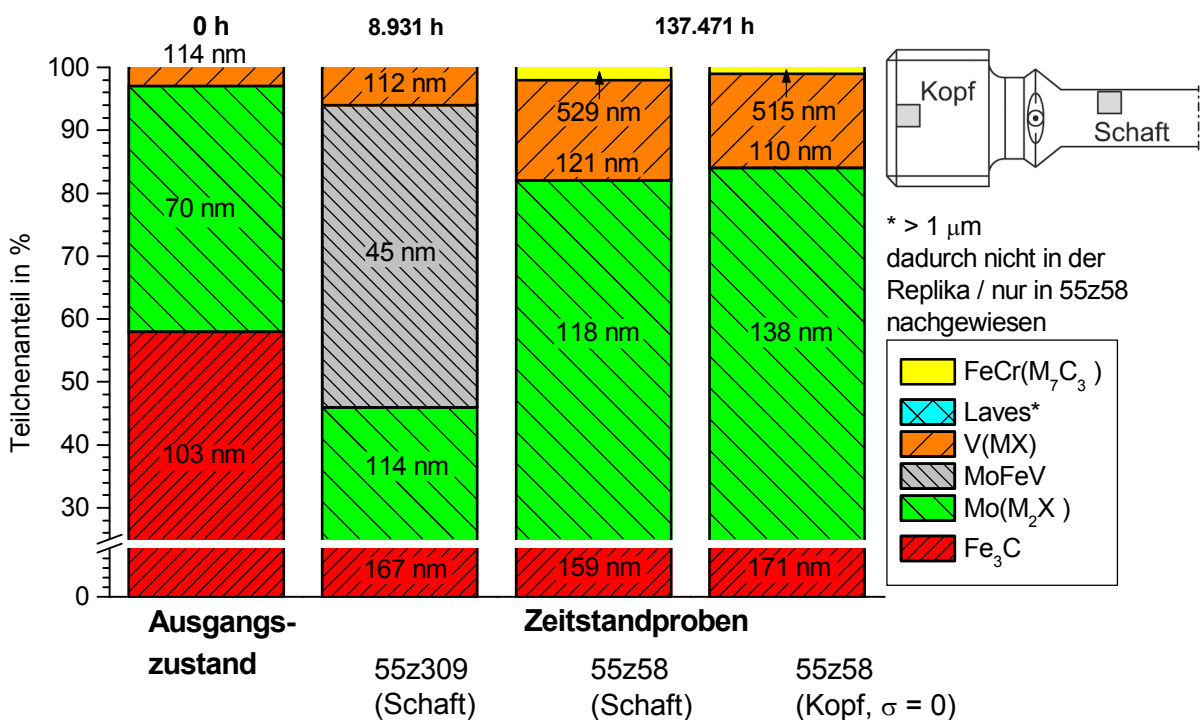
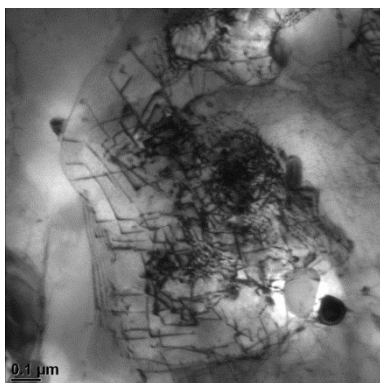


Bild 4.20: Ausscheidungsstatus in 30CrMoNiV4-11 / AMA, Ausgangszustand und nach Kriechbeanspruchung bei T = 550 °C.

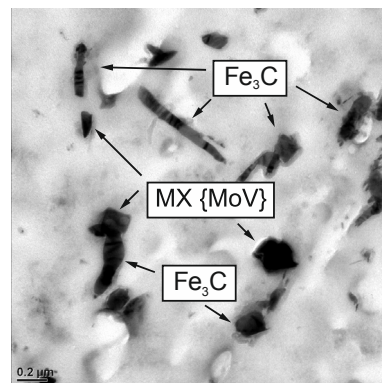
Der Anteil der Eisenkarbide vom Typ Fe₃C verringert sich und diese vergrößern sich gleichzeitig von einem mittleren Durchmesser von 103 nm im Ausgangszustand auf 171 nm. Bei etwa 9.000 h Kriechbeanspruchung bildet sich eine Mo- und Fe-reiche Phase, welche in der länger beanspruchten Zeitstandsprobe bei 137.471 h nicht mehr nachweisbar war. Die Mo-reichen Ausscheidungen vom Typ Mo₂C vergrößern sich von

einem mittleren Durchmesser von 70 nm im Ausgangszustand auf 138 nm. Bei der Zeitstandprobe 55z309 nimmt deren Anteil zugunsten der MoFeV-Ausscheidungen ab. Bei der Probe 55z58 nimmt der Mo₂C-Anteil wieder deutlich zu. Bei dieser Probe bildet sich auch eine FeCr-Phase. Da in dieser Phase Mo nicht nachgewiesen werden konnte, ist davon auszugehen, dass diese vom Typ M₇C₃ ist. Es bilden sich wenige Teilchen dieser Phase, jedoch mit einem mittleren Durchmesser von etwa 520 nm.

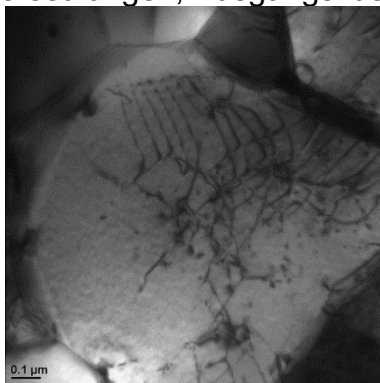
Tabelle 4.11: Ausscheidungen und Versetzungen im Ausgangszustand sowie im Schaff der Zeitstandproben 55z309 und 55z58, 30CrMoNiV4-11 / AMA, T = 550 °C



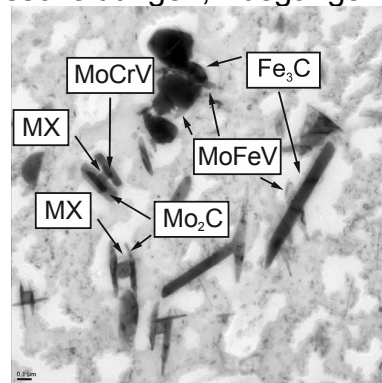
a) Versetzungen, Ausgangszustand



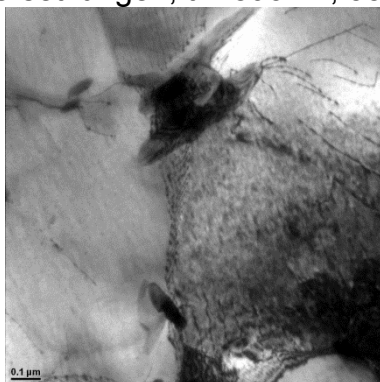
b) Ausscheidungen, Ausgangszustand



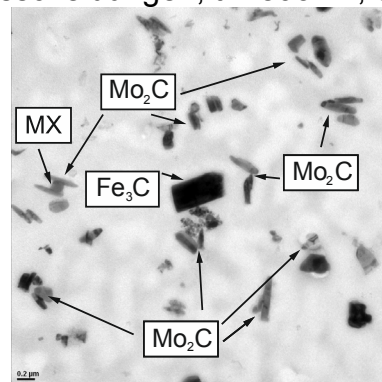
c) Versetzungen, t = 8931 h, 55z309



d) Ausscheidungen, t = 8931 h, 55z309



e) Versetzungen, t = 137.497 h, 55z58



f) Ausscheidungen, t = 137.497 h, 55z58

Bei der Probe 55z58 wurde zusätzlich eine starke Vergrößerung der Laves-Phase mit Teilchendurchmessern von über $1\ \mu\text{m}$ anhand der Analyse von Teilchen in den Metallfolien festgestellt. Diese konnte nicht in den Replika-Abdruck gebracht werden, da sonst zu tief geätzt hätte werden müssen und ist somit nicht explizit dargestellt. Die entsprechenden TEM-Aufnahmen der Versetzungen sowie Ausscheidungen der untersuchten Zeitstandproben sind in Tabelle 4.11 zusammengestellt. In Tabelle 4.11 d) sind die in Abschnitt 2.1.2 beschriebenen H-Karbide ($\text{MX} + \text{Mo}_2\text{C}$) dargestellt.

Neben den Ausscheidungen beeinflussen die Versetzungsdichte und die Subkorngröße das Kriechverhalten. Hierfür wurden beide Parameter im Ausgangszustand sowie in den Zeitstandproben 55z309 ($t_u = 8.931\ \text{h}$) und 55z58 ($t_u = 137.497\ \text{h}$) untersucht. Damit wurden Proben gewählt, welche eine vergleichbare Beanspruchungszeit wie die untersuchten bruchmechanischen Proben sowie eine möglichst lange Versuchsdauer aufweisen. Zusätzlich wurde an der bruchmechanischen Probe A252D061 mittels Focussed-Ion-Beam(FIB)-Methode eine Metallfolie direkt vor der Risspitze entnommen. An der Stelle, an der das FE-Modell bei Rissinitiierung die maximale Spannungsmehrrachsigkeit vor Rissinitiierung berechnet, wurde ebenfalls eine Lamelle entnommen, siehe Bild 4.21. An dieser Stelle wurden in den FE-Berechnungen der Verformungs- und Mehrachsigeitszustand zur Beschreibung der Rissinitiierung ausgewertet, siehe Kapitel 5.

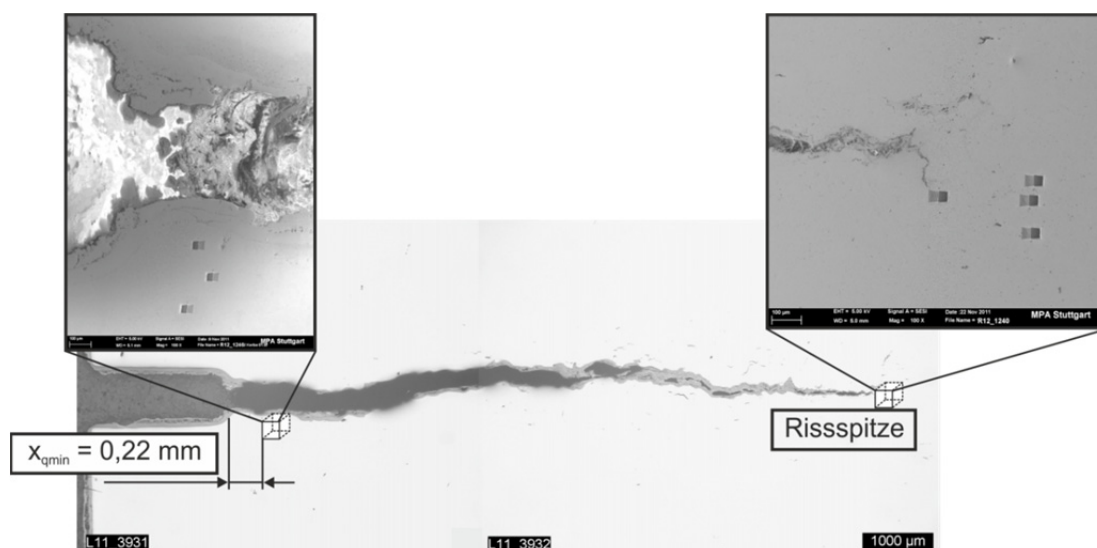


Bild 4.21: Entnahmeposition der FIB-Proben, Probe A252D061

Die Ergebnisse sind in Bild 4.22 zusammengefasst. Die Versetzungsdichte nimmt bei Zeitstandsbeanspruchung ab. Dabei ist die Abnahme sowohl von der Zeit (und damit indirekt auch von der Höhe der Spannung) als auch vom Spannungszustand abhängig. Dies ist durch den Vergleich von Zeitstandproben und der DENT-Probe mit jeweils

unterschiedlichen Beanspruchungszeiten ersichtlich. Mit zunehmender Probenlaufzeit nimmt im beanspruchten Bereich die Subkorngröße ebenfalls zu, siehe Bild 4.22 b). Bei der Zeitstandprobe mit einer Laufzeit von 137.497 h ist im unbeanspruchten Teil (Kopf) der Probe die geringste Subkorngröße ermittelt worden.

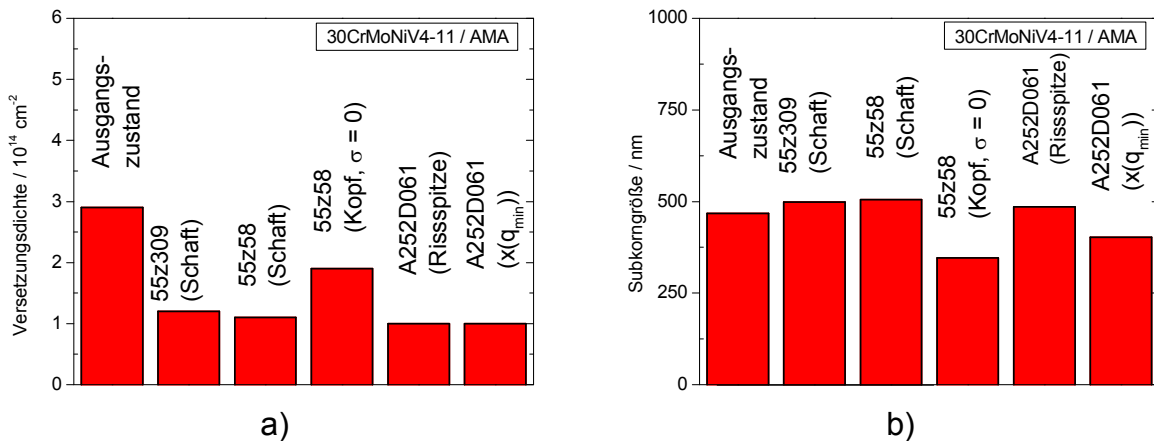


Bild 4.22: Auswertung der TEM-Folien a) Versetzungsdichte b) Subkorngröße

Zusätzlich wurde die Werkstoffschädigung durch Porenbildung untersucht. Die Poren haben bei diesem Werkstoff einen erheblichen Einfluss auf die Verformungsfähigkeit sowie den Versagensmechanismus. Die Porendichte wurde anhand der Auswertung an Schlibbildern bestimmt. Die Vergrößerung betrug dabei 1:1000. Die Schlibe wurden an glatten Zeitstandproben in mehreren Querschnitten mit unterschiedlichen Abständen zum Bruchquerschnitt untersucht. Durch die Spannungserhöhung im Bereich der Probeneinschnürung treten neben reinen Kriechporen Hohlräume aus plastischen Verformungsvorgängen auf. Zusätzlich sind Mikrorisse aus zusammengewachsenen Hohlräumen festzustellen. Daher wurde für die erste Schnittebene ein Abstand von $x = 5 \text{ mm}$ bzw. $3,5 \text{ mm}$ zur Bruchfläche gewählt. Die Schlibbilder sind für zwei Proben mit der Entnahmeposition in Bild 4.23a) und b) dargestellt.

Die Anzahl der Poren nimmt mit der Beanspruchungszeit zu. Die maximal bestimmte Porendichte wächst dabei 116 1/mm^2 auf 525 1/mm^2 . Außerdem kann festgestellt werden, dass die Porendichte radial von innen nach außen zunimmt. Dies korrespondiert mit der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes die bei diesen Zeitstandproben ebenfalls von innen nach außen zunimmt, was beispielsweise in [72] durch FE-Berechnungen gezeigt werden konnte. Das heisst die steigende Porendichte kann einer steigenden Mehrachsigkeit zugeordnet werden. Dies deckt sich mit den Ergebnissen aus [53], [54]. In Abschnitt 5.8 wird dies unter Verwendung der FE-Ergebnisse aus den Nachrechnungen der Zeitstandproben erläutert.

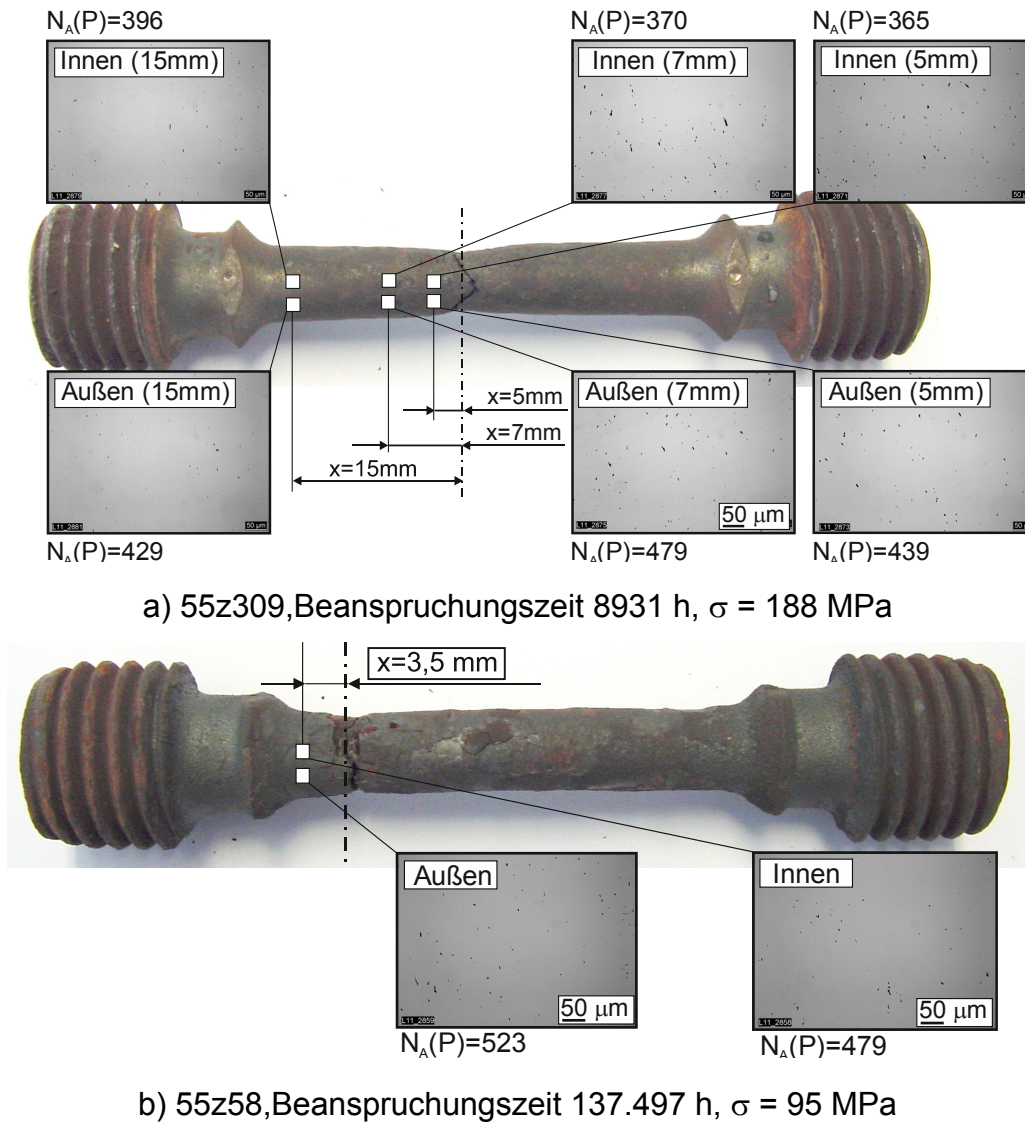
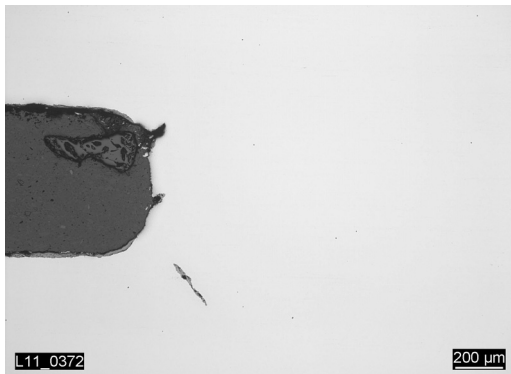


Bild 4.23: Porendichte in Zeitstandproben, Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA, [177]

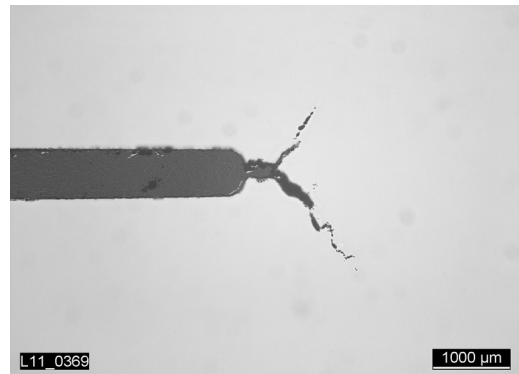
4.4.2 10 %-Cr-Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A

Die Entnahmepositionen für die metallografischen Schlitze (u.a. zur Risslängenmessung) sind gleich gewählt wie bei den untersuchten Proben aus dem 1 %-Cr-Stahl, siehe Bild 4.19. In Tabelle 4.12 sind die Schliffbilder der DENT-Probe A252D1A1 (B = 30) dargestellt. Die Gesamtbeanspruchungsdauer beträgt $t = 8.143$ h. Die erreichte maximale Risserweiterung beträgt $\Delta a = 1,32$ mm. An den Außenoberflächen konnte nach Versuchsende kein nennenswertes Risswachstum festgestellt werden, Tabelle 4.12 a). Es ist zu erkennen, dass sich der Riss nach einem Risswachstum von 0,2 mm verzweigt, Tabelle 4.12 b). Bei fast allen untersuchten Proben des 10 %-Cr-Stahls, tritt nach einer Risserweiterung von $\Delta a = 0,15 \div 0,4$ mm senkrecht zur Belastungsrichtung eine Rissverzweigung unter 45° bezüglich dieser Ebene auf, siehe Tabelle A 1 bis Tabelle A 3.

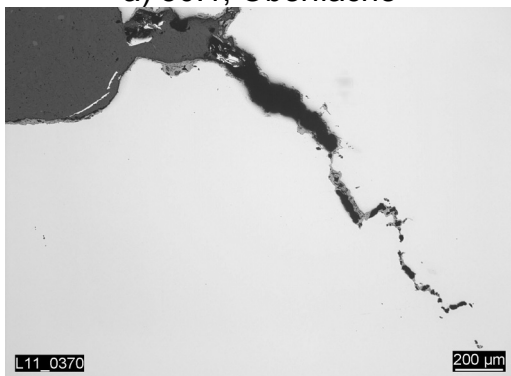
Tabelle 4.12: Metallografische Untersuchung, Probe A252D1A1, X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, Ätzmittel Pikrinsäure / Salzsäure



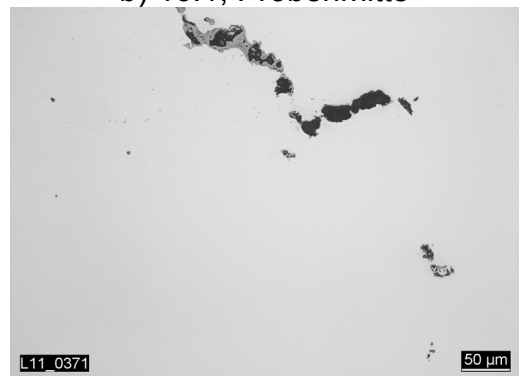
a) 50:1, Oberfläche



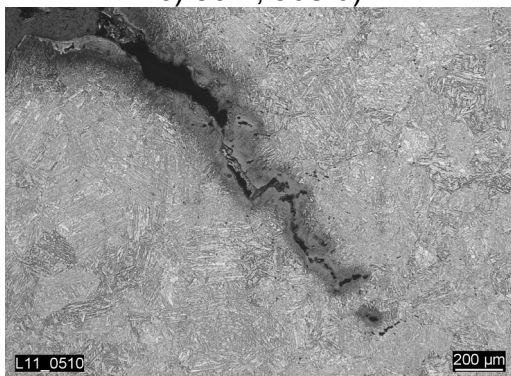
b) 16:1, Probenmitte



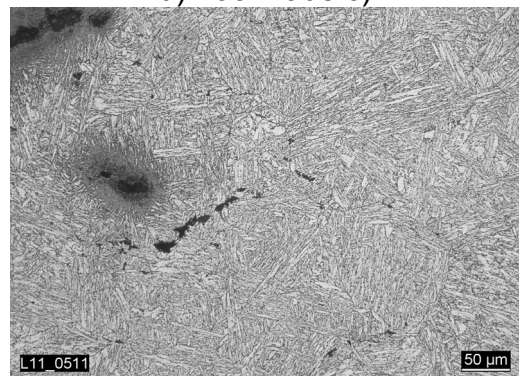
c) 50:1, aus b)



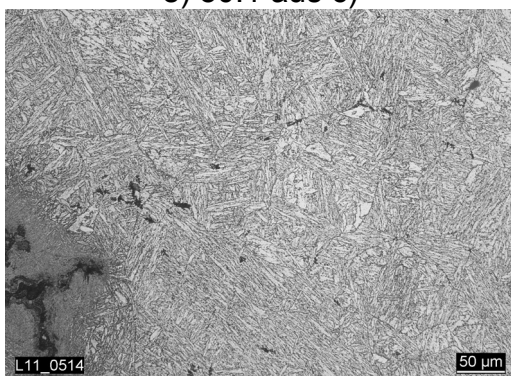
d) 200:1 aus c)



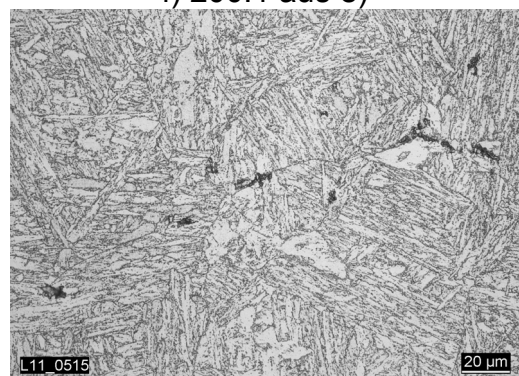
e) 50:1 aus c)



f) 200:1 aus e)



g) 200:1, aus e)



h) 500:1 aus g)

Dies wurde bisher bei Werkstoffen mit hohen Zeitbruchdehnungswerten ($A_u > 20\%$) beobachtet, [29], [52]. Bei hoher Werkstoffduktilität ($A_u > 20\%$) ist der versagensrelevante Verformungsvorgang die Versetzungsbewegung im Korn (Kornverformung), welches durch Korngrenzengleiten beeinflusst ist. Risswachstum kann dann auch ohne die Bildung von Porenfeldern einsetzen, [178]. In [179] wird beschrieben, dass es in Abhängigkeit der wirkenden Beanspruchung einen dominierenden Mechanismus der Leerstellenbewegung gibt, jedoch nie ein einziger Mechanismus alleine wirksam sein kann. So wirken auch in den hier untersuchten Proben mehrere Verformungsmechanismen gleichzeitig. Betrachtet man die Verformungskarten nach Ashby aus Abschnitt 2.1 wird dies belegt, siehe auch Bild 4.24. Die hier betrachteten Proben befinden sich im Bereich zwischen diffusionskontrolliertem Kriechen entlang der Korngrenzen (Coble-Kriechen, [180]) und Versetzungskriechen, in welchem ein deutlicher Einfluss von Korngrenzengleiten auftritt. Durch Korngrenzengleiten erhalten die an den Korngrenzen entstandenen Kriechporen eine längliche Form, und es bilden sich Hohlräume an Triple-Korngrenzen. Diese Hohlräume an Triple-Korngrenzen konnten durch Schliffbilder belegt werden, siehe bspw. Tabelle 4.12 h).

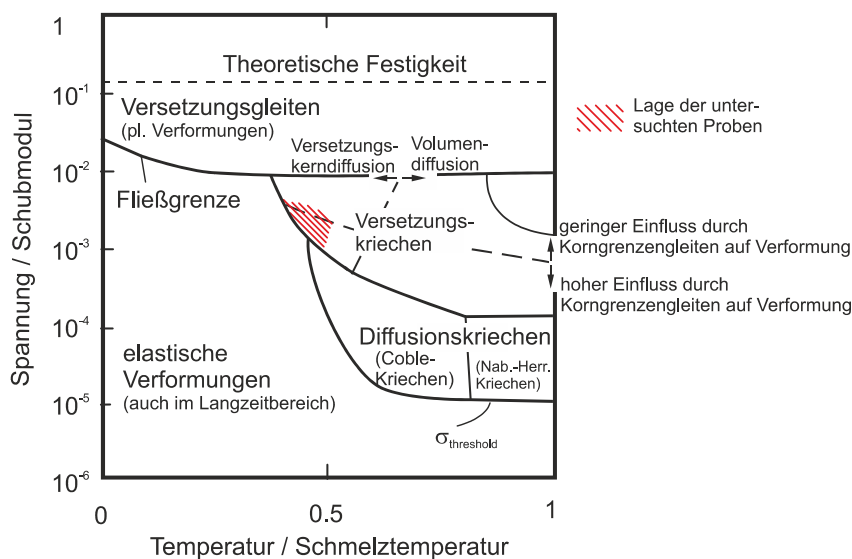


Bild 4.24: Kennzeichnung des Bereiches der untersuchten Proben in der Ashby-Karte nach [29], [44].

Im Folgenden soll eine Begründung für die festgestellte Änderung der Risswachstumsrichtung gefunden werden. In [130] wurde beschrieben, dass es bei realistischen Norton-Exponenten von $n = 4$ bis $n = 12$ für den untersuchten 10 %-Cr-Stahl zu einer Überlagerung von Diffusionskriechen und Versetzungskriechen kommen kann. Da der Norton-Exponent mit der Spannung steigt, kann dies auf den Bereich der Risspitze übertragen werden, wo hohe Spannungen auftreten. Versetzungsbewegungen durch Gleitvorgänge ergeben sich durch Schubspannungen. Diese sind für die vorliegende

Zugbeanspruchung unter 45° am größten. Weiter muss die Dehnrage betrachtet werden. Diese steigt mit zunehmender Spannung. Für den Werkstoff ist im Zeitstandversuch am Ende eine starke Zunahme der Dehnrage festzustellen, siehe Bild 4.13. Durch diese starke Änderung bleibt der Bereich hoher Dehnragen auf einen kleinen Bereich vor der Risspitze begrenzt. Bei hohen Dehnragen wird zudem eine Zunahme der Poren an gleitenden Korngrenzen mit finitem Winkel bezogen auf die Hauptbeanspruchung beobachtet, [181]. Wie in Tabelle 4.12 c) - f) zu sehen ist, bilden sich nur im Bereich der hochbeanspruchten Risspitze Kriechporen aus. Zusätzlich können sich bei hohen Dehnragen Poren an Korngrenzenausscheidungen sowie Unregelmäßigkeiten der Korngrenzen und Subkorngrenzen ausbilden, [179]. In Bild 4.25 ist beispielsweise die Bildung eines Hohlraumes an einem Silikat-Partikel dokumentiert.

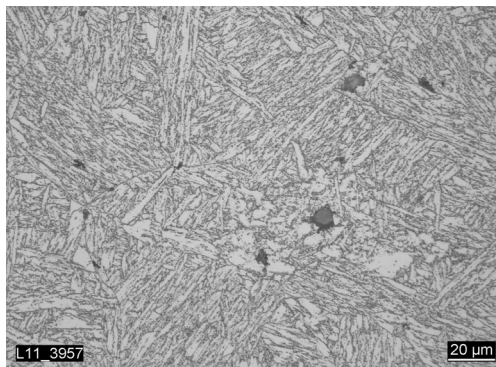


Bild 4.25: Beginnende Hohlraumbildung an einem Silikat-Partikel, DENT30-Probe A252A1D3

Um zu belegen, ob die Rissverzweigung nicht direkt durch die Kornstruktur am Punkt der Verzweigung verursacht ist, wurde die Stelle der Verzweigung mittels der Electron-Back-Scatter-Diffraction(EBSD)-Methode beispielhaft an einer Probe untersucht. Das Ergebnis ist in Bild 4.26 dargestellt. Das Verzweigen des Risses kann nicht auf eine besondere Kornorientierung zurückgeführt werden.

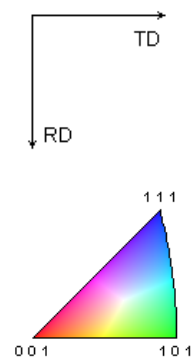
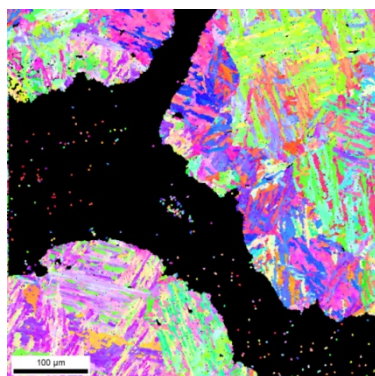


Bild 4.26: EBSD-Aufnahme, Probe A252D1A1, X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, T = 600 °C.

Somit ist die Verzweigung begründet durch die Verformungs- und Gleitvorgänge unter 45° sowie den auf den Bereich der Rissspitze lokalisierte Porenbildung entlang dieser Richtung. Die Stelle der Rissverzweigung – um auf die FE-Berechnungsergebnisse vorzugreifen – befindet sich an der Stelle der maximalen Mehrachsigkeit (vor Risserweiterung). Hierdurch ist die Verformungsfähigkeit stark reduziert. Risswachstum beginnt vor der Rissspitze durch Bildung von Hohlräumen und Mikrorissen, welche sich zur Rissspitze hin senkrecht zur Belastungsrichtung erweitern.

Bei der DENT-Probe A252D1A2 haben sich im Bereich um die verzweigten Rissspitzen Poren gebildet, Bild 4.27. Zusätzlich sind bereits Porenketten zu Mikrorissen zusammengewachsen. Der Riss verzweigt sich nur auf einer Seite. Er wächst jedoch auf beiden Seiten nach einer anfänglichen Risserweiterung in der Ebene senkrecht zur Belastungsrichtung mit gleichem Winkel zu dieser Ebene weiter. Zudem ist zu erkennen, dass sich nach weiterer Beanspruchungsdauer die Risswachstumsrichtung ändert.

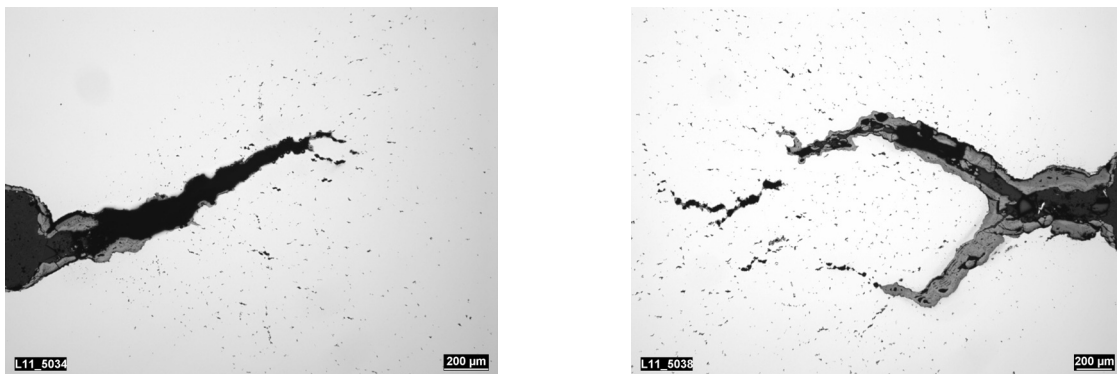


Bild 4.27: Rissfortschritt in Probenmitte beider Rissstartkerben, DENT-Probe A252D1A2

Die Probe weist in den durchgeführten Versuchen die größte Rissstartkerbe von $a_0 = 6$ mm auf, das a_0/W -Verhältnis beträgt 0,12. Die Nennspannung ist mit 161 MPa auch die niedrigste der bereits abgeschlossenen Experimente an Proben dieses Werkstoffes. Die Beanspruchungsdauer beträgt rund 11.000 h. Die Bildung von Poren unter diesen Randbedingungen soll nochmals im folgenden Abschnitt weiter diskutiert werden. In der Probenmitte ergibt sich ein ähnliches Bild der Rissverzweigung wie bei den DENT-Proben, siehe Bild 4.28. Die restlichen Aufnahmen der SENT-Probe A262.1 sind in Tabelle A.3 dargestellt. Kriechporen treten hier ebenfalls im Bereich der Rissspitze auf, welche bei Versuchsende schon begonnen haben, sich zu Mikrorissen vor der Rissspitze zusammenzuschließen. Die nur qualitativ abgeschätzte höhere Anzahl der Kriechporen vor der Rissspitze im Vergleich zu den DENT-Proben kann durch die höhere Spannung in der SENT-Probe begründet sein.

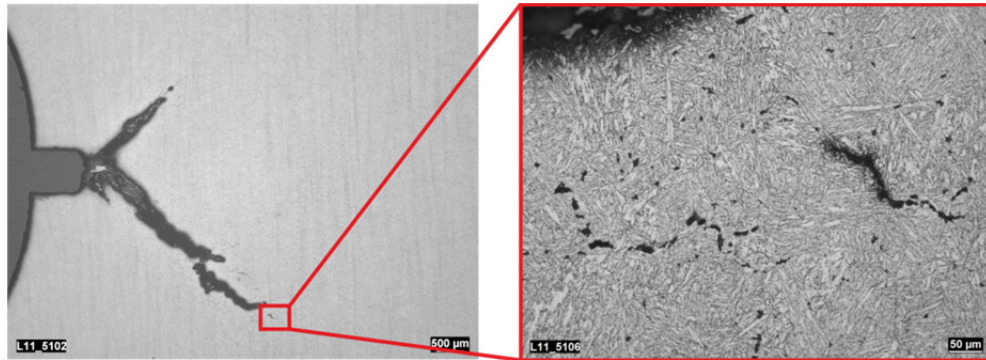


Bild 4.28: Rissfortschritt in der Symmetrieebene der SENT-Probe A262.1

Durch die Verzweigung der Rissflanken in 45° zur Belastungsrichtung wird die Rissfläche in der Bruchebene nicht vollständig dargestellt, siehe Bild 4.29. Daher wurden für die Proben Schlitze senkrecht zum Riss erstellt, um die maximale Risserweiterung zu dokumentieren.



Bild 4.29: Bruchfläche der senkrecht zur Belastungsrichtung aufgebrochenen DENT30-Probe A252A1D3.

Bestimmung des Schädigungszustandes auf Basis der Mikrostruktur

Die Werkstoffschädigung bei Kriechbeanspruchung kann anhand mikrostruktureller Kenngrößen identifiziert und beurteilt werden. Hierzu zählen:

- Die Dichte an Kriechporen.
- Änderungen von Art und Größe intermetallischer Ausscheidungen.
- Änderungen der Versetzungsdichte sowie Subkorngröße.

Bei höherduktilen Werkstoffen, wie dem hier betrachteten Vertreter der 10 %-Cr-Werkstoffe, können Kriechporen nur schwer als Schädigungsparameter zur Beurteilung der Restlebensdauer herangezogen werden. Porendichteuntersuchungen an einem Bauteil können zerstörungsfrei nur an den Oberflächen durch Replika-Technik

erfolgen. Größere Porendichten treten bei diesen Stählen erst kurz vor dem lokalen Werkstoffversagen auf (am Ende des Tertiärbereichs), [182]. Sollte sich auf dem für diese Untersuchung zugänglichen Bereich die versagenskritische Stelle befinden, müsste das Bauteil in Betrieb bleiben bis sich der Tertiärbereich eingestellt hat, was aus Sicherheitsgründen nicht zulässig ist. Zusätzlich ist, wie anhand der Untersuchungen der DENT- und SENT-Proben dargestellt, Kriechporenbildung stark abhängig von der Verformungsfähigkeit und der auftretenden Dehnrage und damit von der Höhe der wirkenden Spannung.

In [121] wurden neben einer Zeitstandprobe eine C(T)-Proben und eine Hohlzylinderprobe metallografisch untersucht. Die Entnahmestellen der metallografischen Schlitze sind in Bild 4.30 aufgezeigt. Auf diese Festlegung wird im Folgenden Bezug genommen. Die Proben an der Zeitstandprobe (E2) wurden im Schaft, analog zum 1 %-Cr-Werkstoff, mit Replika-Technik entnommen. In Tabelle 4.13 sind die wichtigsten Versuchsparameter der untersuchten Proben zusammengestellt.

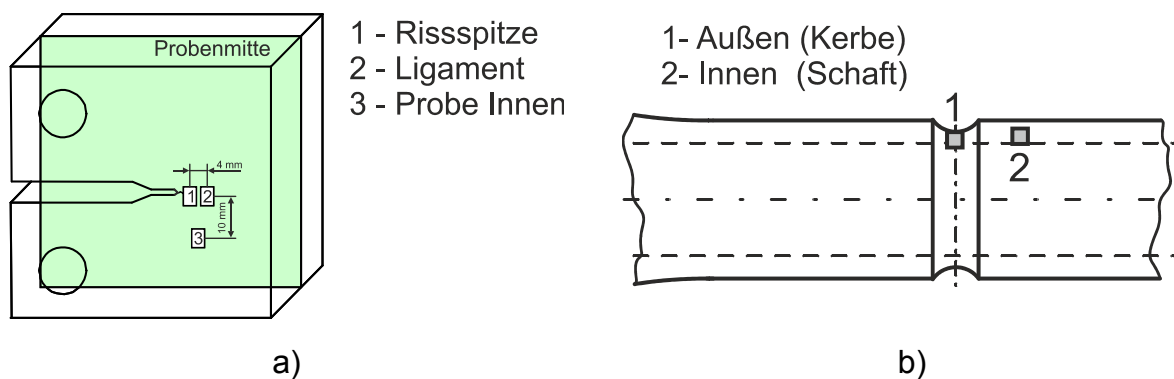


Bild 4.30: Entnahmepositionen der metallografischen Proben an a) einer C(T)-Probe, b) einem Hohlzylinder [121].

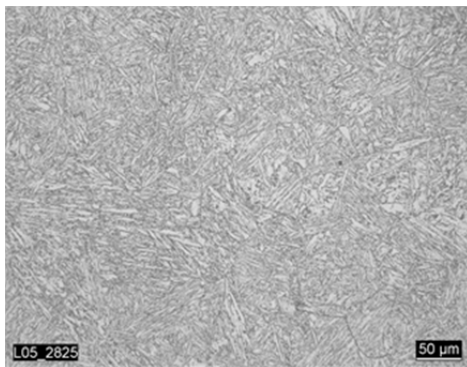
Tabelle 4.13: Übersicht über Versuchsparameter der metallografisch untersuchten Proben aus X12CrMoWNbN10-1-1 / 1A

Probe	Geometrie	Temperatur / °C	Nennspannung / Innendruck / MPa	Untersuchung nach Beanspruchungszeit / h
C(T)25-Probe	$a_0/W = 0,55$		205	14.069
Hohlzylinder	$D/d = 1,2-1,4$	600	31	25.000
Zeitstandprobe	$d = 8 \text{ mm}$		110	34.995

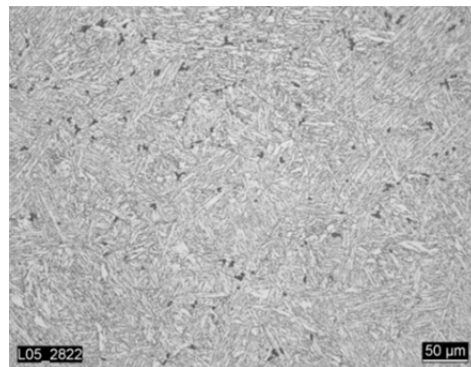
In Bild 4.31 sind die Schlitfbilder der C(T)-Probe dargestellt (Bild 4.31 a) und b), welche direkt an der Risspitze sowie mit einem Abstand von 4 mm aus der Probenmitte entnommen wurden wie in Bild 4.30 dargestellt ist. An der Auswerteposition im Liga-

ment sind keine Poren feststellbar, an der Rissspitze hingegen schon. An der Rissspitze befindet sich der Werkstoff im Tertiärbereich mit einer sehr viel höheren Kriechdehnung und Kriechdehnrate gegenüber dem Ligament. Dies führt bei dieser Probe ebenfalls zu vermehrter Porenbildung. Zusätzlich ist in Bild 4.31 c) der berechnete Verlauf der 1. Hauptkriechdehnung ε_{c1} dargestellt.

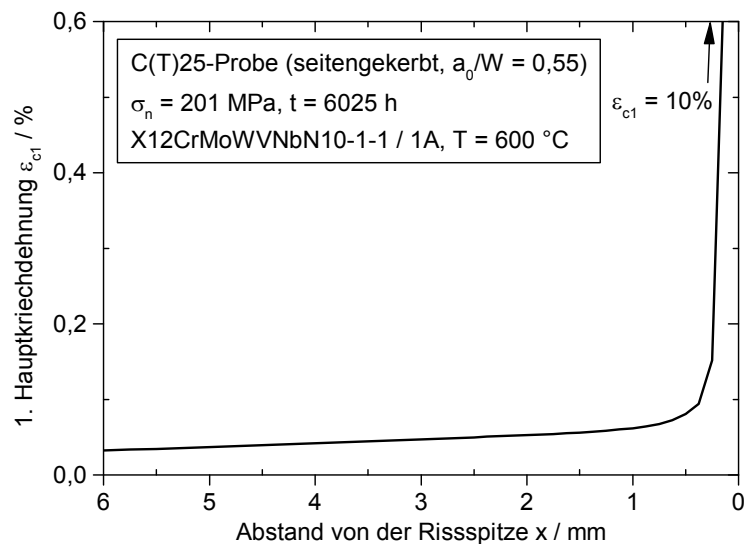
Durch Änderung der Ausscheidungs- und Mikrostruktur kann die Verformungsfähigkeit des Werkstoffes erheblich beeinflusst werden. Deshalb ist die Untersuchung von Ausscheidungszustand sowie Versetzungsdichte mittels Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) ebenfalls notwendig. Die im Folgenden zusammengefassten Auswertungen wurden für den hier betrachteten Werkstoff der gleichen Schmelze und vergleichbaren Beanspruchungszeiten bereits in [121] durchgeführt.



a) Ligament, $q = 0,28$



b) Rissspitze, $q = 0,5$



c) Verlauf der 1. Hauptkriechdehnung über dem Ligament bis zum Anrisszeitpunkt

Bild 4.31: Metallografische Untersuchung, X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, Ätzmittel Pikrinsäure, kriechbeansprucht, $T = 600 \text{ °C}$, $t = 14.069 \text{ h}$ und berechneter Verlauf der 1. Hauptkriechdehnung über dem Ligament, [116], [121].

In Bild 4.32 ist der Ausscheidungszustand der für das Kriechverhalten des Werkstoffes X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A relevanten Phasen und Partikel nach Zeitstandbeanspruchung bei 600 °C zusammengestellt und mit dem Ausgangszustand ohne Zeitstandbeanspruchung verglichen.

Es ist zu erkennen, dass sich Größe und Anzahl von M_2X und $M_{23}C_6$ nach rund 14.000 h Kriechbeanspruchung nicht wesentlich geändert haben. Zusätzlich bilden sich die Z-Phase sowie große Partikel der Laves-Phase. Der Vergleich einer weiteren Schmelze (E2) dieses Werkstoffes (mit identischer chemischer Zusammensetzung) und deutlich längerer Beanspruchungsdauer von 33.000 h, ergibt einen Unterschied in Anzahl und Größe der M_2X -Partikel. Die Laves-Phase kann in allen kriechbeanspruchten Proben gefunden werden. An der Innenseite des Hohlzylinders ist nach 25.000 h die höchste Anzahl zu finden. Bei der Auswertung des Replika-Abdrucks nach 33.000 h ist ein deutliches Wachstum der Laves-Phase auf 550 nm festzustellen.

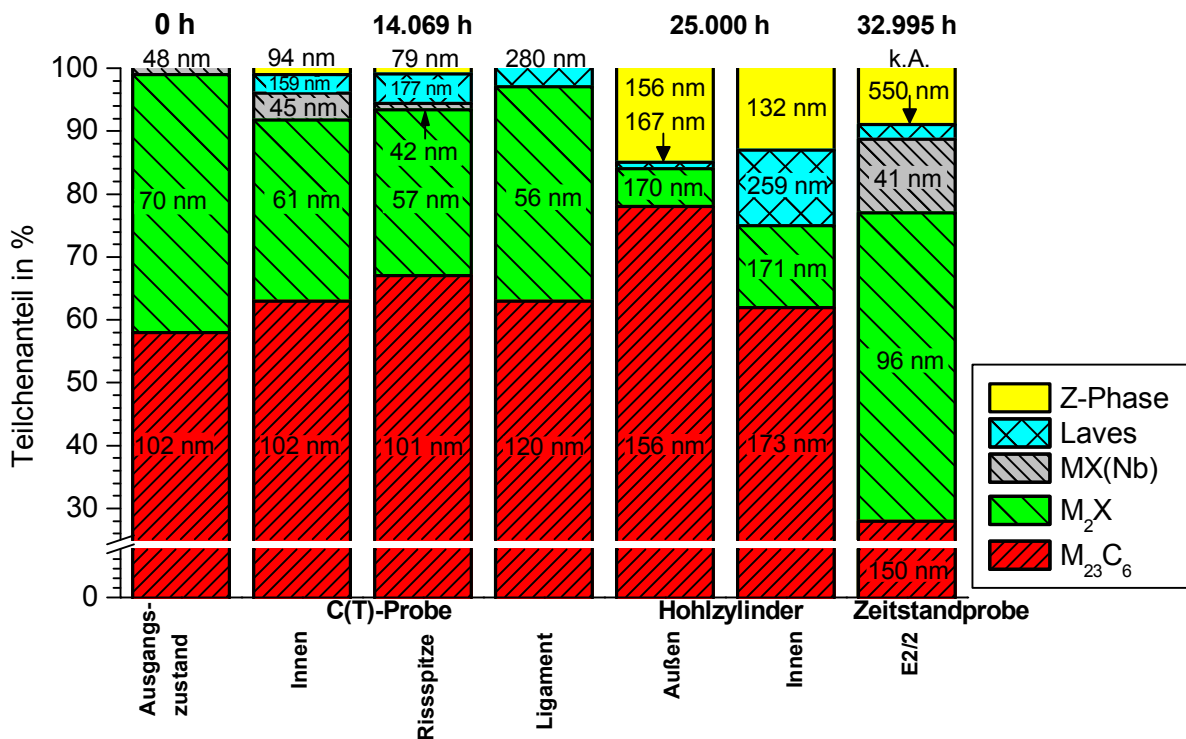
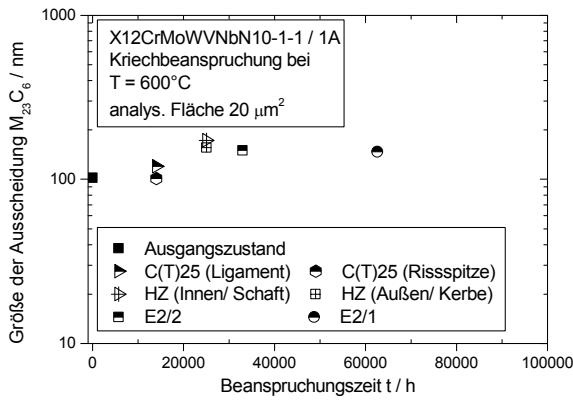
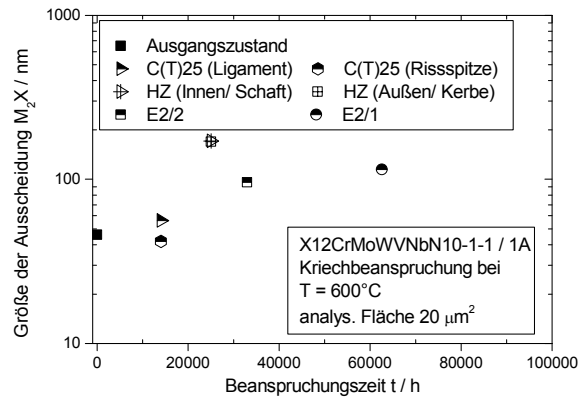


Bild 4.32: Ausscheidungszustand in X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, Ausgangszustand und nach Kriechbeanspruchung bei T = 600 °C, [121], [183].

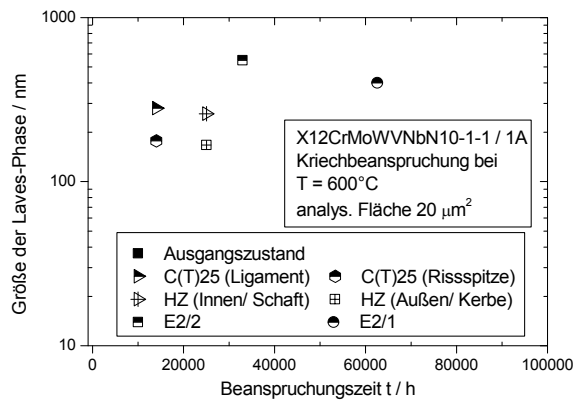
In Bild 4.33 sind die zeitlichen Entwicklungen der Partikelgrößen dargestellt. Der Ausgangszustand ist zum Vergleich mit eingetragen. Die Größe der Laves-Phase sowie der M_2X -Partikel verändert sich, während die $M_{23}C_6$ -Partikel sowie die MX-Partikel nahezu unverändert bleiben.



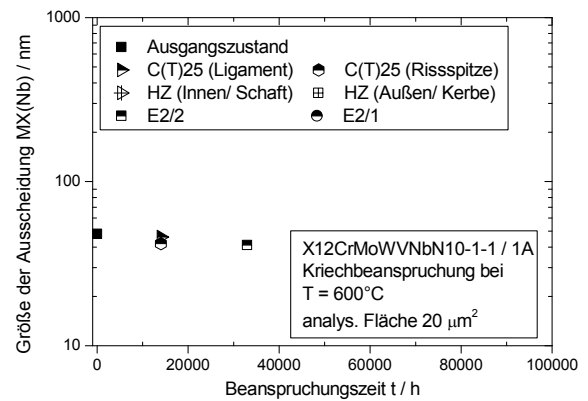
a)



b)

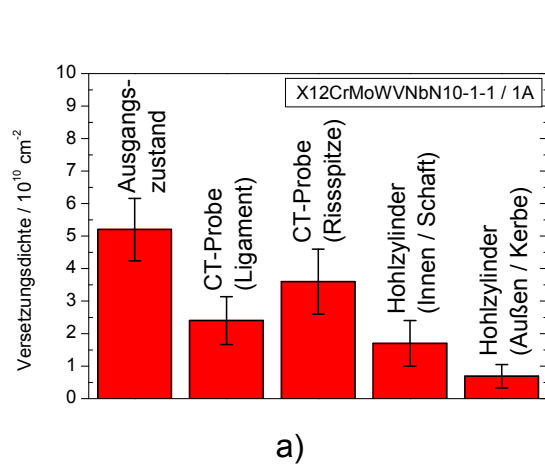


c)

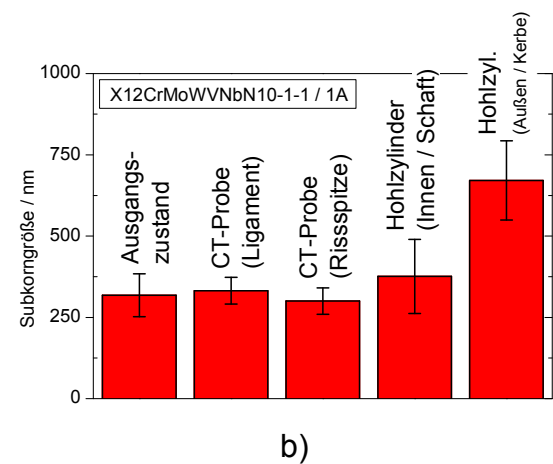


d)

Bild 4.33: Zeitliche Entwicklung der Ausscheidungsgröße unter Kriechbeanspruchung bei $T = 600\text{ °C}$ in X12CrMoWVNbN10-1-1, a) $M_{23}C_6$, b) M_2X , c) Laves-Phase, d) $MX(Nb)$, [121].



a)



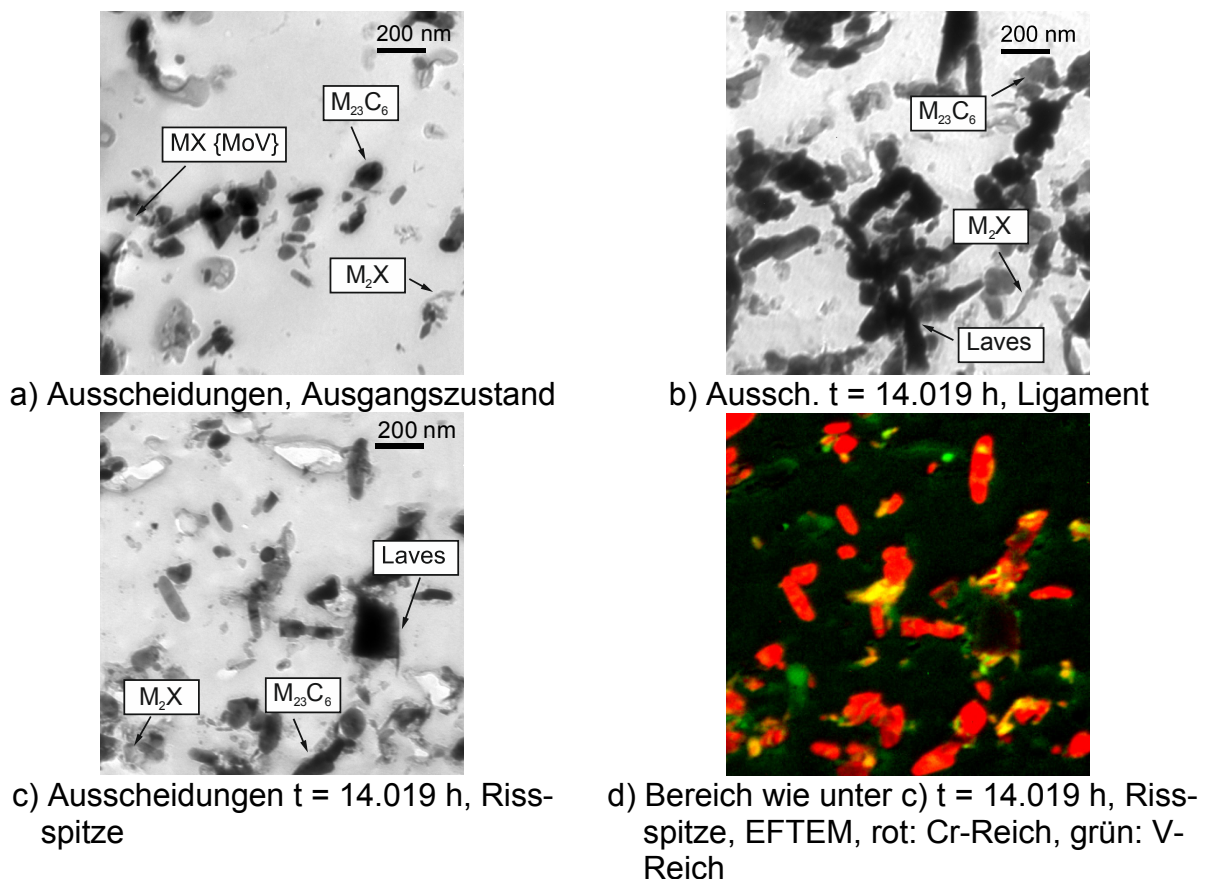
b)

Bild 4.34: Versetzungsdichte und Subkorngröße unter Kriechbeanspruchung bei $T = 600\text{ °C}$ in X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, a) Versetzungsdichte b) Subkorngröße [121].

Die Versetzungsdichte nimmt bei Kriechbeanspruchung erwartungsgemäß ab, siehe Bild 4.34. An der Risspitze der C(T)-Probe ist die Abnahme am geringsten, an der Außenoberfläche des Hohlzylinders in Kerbgrund am meisten. Die Subkorngröße nimmt nach Kriechbeanspruchung zu. In Tabelle 4.14 sind die entsprechenden TEM-Aufnahmen an den Auswertepositionen dargestellt. Zur Bestimmung der einzelnen Phasen wurde die chemische Zusammensetzung über energiegefilterte TEM-Untersuchungen (EFTEM) bestimmt.

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass der Schädigungszustand basierend auf der Mikrostruktur sich nur in einer wesentlichen Änderung der Größe der Laves-Phase sowie der Bildung und Vergrößerung der Z-Phase darstellt. Die restlichen Ausscheidungen blieben nahezu unverändert. Des Weiteren ergeben sich Änderungen der Subkorngröße und der Versetzungsdichte. Eine Zunahme der Subkorngröße und eine Abnahme der Versetzungsdichte sind Anzeichen für eine Reduktion des Kriechwiderstandes und somit schädigungsrelevant, [184]. Dies wurde in [185] für eine weitere warmfeste Legierung dargestellt, für den gleichen Zeitbereich welcher im Rahmen der Arbeit betrachtet wurde.

Tabelle 4.14: TEM-Aufnahmen von Ausscheidungen in X12CrMoWVNbN10-1-1, Kriechbeanspruchung bei T = 600 °C, [121].



4.5 Bewertung der Experimente mit dem Zwei-Kriterien-Diagramm

Im Folgenden werden die durchgeführten Versuche (vgl. Tabelle 4.6 und Tabelle 4.7) mit dem ZKD bewertet. Für die Auswertung wurden die in [12] und [13] ursprünglich festgelegten Grenzen verwendet. Die Abszisse bezieht sich auf $K_{I,A}$ -Werte von seitengekerbten C(T)25-Proben. Diese sind für den 1 %-Cr-Werkstoff in Bild 4.6 und für den 10 %-Cr-Werkstoff in Bild 4.11 dargestellt

Das ZKD beschreibt die Proben des Werkstoffes 30CrMoNiV4-11 / AMA im gewählten Lastbereich konservativ. In Bild 4.35 sind die Proben zum Anrisszeitpunkt bzw. mit der aktuellen Beanspruchungszeit ausgewertet. Damit müssten die Proben genau auf der Grenze zum Bereich ohne Risswachstum liegen. Die DENT-Proben liegen im ZKD im Mischschädigungsgebiet. Die SENT-Probe fällt ins Gebiet der Rissspitzenschädigung.

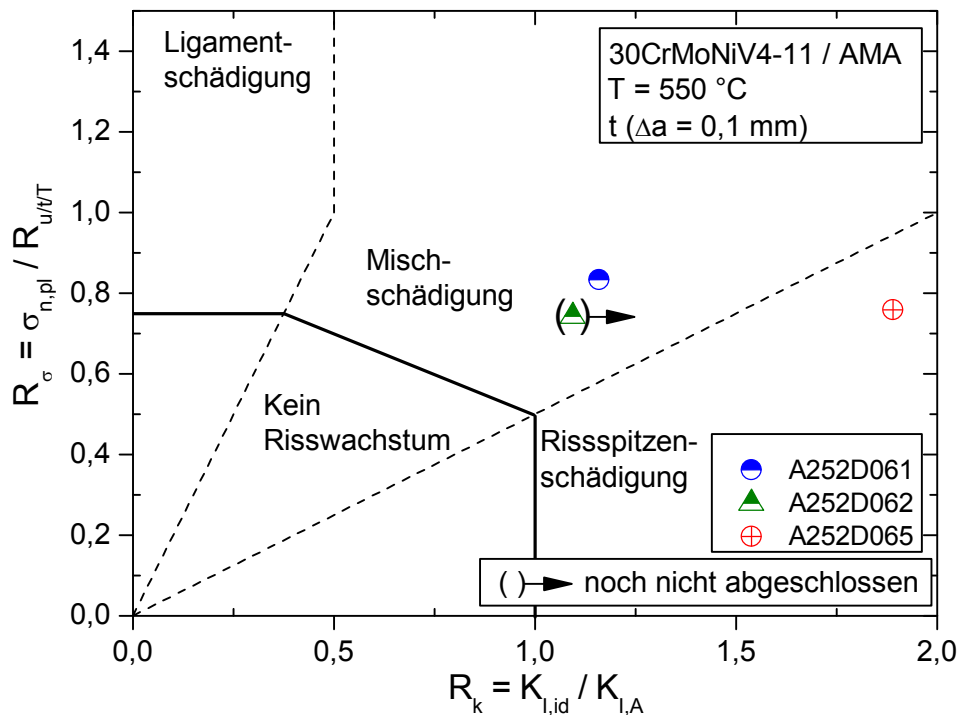


Bild 4.35: Einordnung der Proben in das ZKD, 30CrMoNiV4-11 / AMA, T = 550 °C

Für den Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A ist das ZKD in Bild 4.36 dargestellt. Die Proben wurden zum Anrisszeitpunkt (für $\Delta a = 0,1$ mm) ausgewertet. Im Gebiet der Ligamentschädigung ist eine höhere Rissfortschrittsrate zu erwarten, da der Riss in ein höher geschädigtes Ligament hineinwächst. Betrachtet man beispielsweise die beiden Proben A252D1A1 sowie A252A1D3, so ist die Probe A252A1D3 weiter zur Ligamentschädigung verschoben. Damit muss auch die Vergleichskriechdehnung im Ligament größer sein. Greift man auf die Nachrechnung der Proben mittels Finite-Elemente-Methode vor, siehe Kapitel 5, so wird dies durch die berechneten Vergleichs-

kriechdehnung im Ligament bei Anriss der Probe bestätigt. Die Vergleichskriechdehnung der Probe A252D1A3 beträgt $\varepsilon_{v,lig} = 0,8 \%$, bei der Probe A252A1D1 beträgt $\varepsilon_{v,lig} = 0,6 \%$. Für die Probe A252D1A2 beträgt $\varepsilon_{v,lig} = 0,5 \%$.

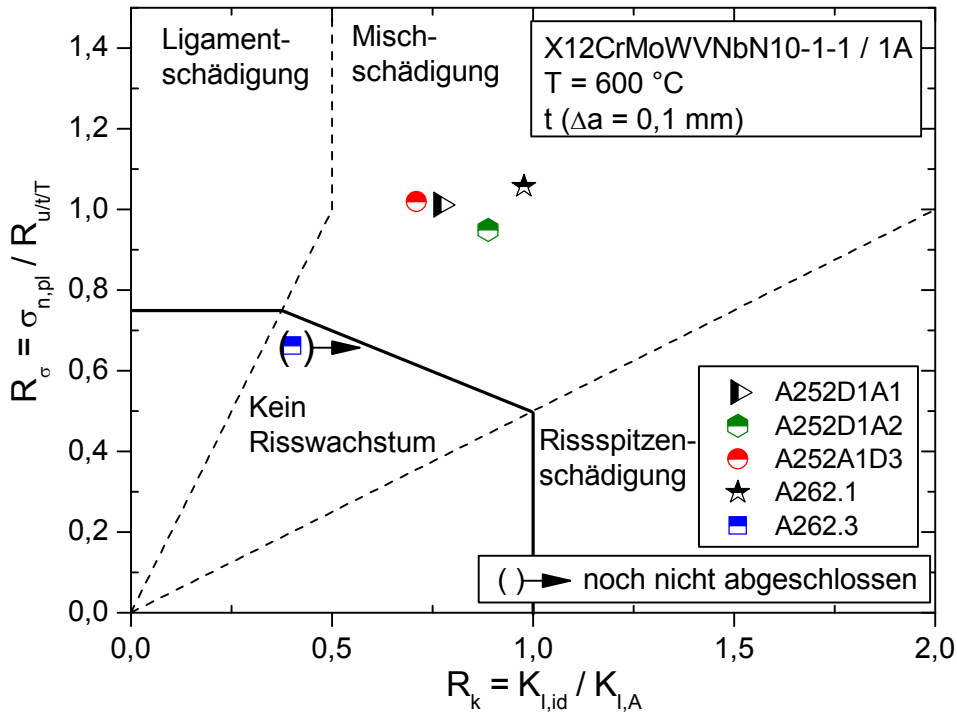


Bild 4.36: Einordnung der Proben in das ZKD, X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, T = 600°C

Die Auswertung zeigt, dass der Ansatz des ZKD in der Lage ist den Anriss der Proben zu beschreiben. Die Grenzen des ZKD wurden jedoch anhand von Versuchsergebnissen nach 100.000 h mit geringeren Zeitbruchverformungen hergeleitet. Aufgrund dessen ergeben sich bei sehr duktilen Werkstoffen (großes A_u) hohe Konservativitäten und das ZKD kann nicht verwendet werden, um die gesuchte Initiierungsrissgröße a_i zu ermitteln. Hierzu ist ein Ansatz anzuwenden, welcher die Verformungsfähigkeit des Werkstoffes berücksichtigen kann.

5 Numerische Untersuchungen

Zur Festlegung der Versuchsparameter einerseits, sowie zur Bestimmung der gesuchten Risslänge a_i andererseits, waren gezielte FE-Berechnungen notwendig. Hierzu wurde das inelastische Materialverhalten durch das in Abschnitt 4.1.3 kurz dargestellte Kriechmodell basierend auf dem Graham-Walles-Ansatz beschrieben. Bei der Belastung der bruchmechanischen Proben kann im Rissspitzenbereich lokale Werkstoffplastifizierung auftreten. Für die Beschreibung der Anfangsplastifizierung wurde der in [Kapitel 4.1](#) dargestellte Ramberg-Osgood-Ansatz verwendet. Die numerischen Untersuchungen umfassen die Berechnung von unterschiedlichen Probengeometrien mit praxisrelevanten Beanspruchungszeiten bis 200.000 h. Mit den unterschiedlichen Probengeometrien- und -größen kann der Einfluss dieser Parameter auf die Rissinitiierung untersucht werden. Im Folgenden wird die Erstellung der benötigten Finiten-Elemente-Modelle dargestellt, sowie einige notwendigen Bedingungen für die Modelle diskutiert. Für die im Rahmen der Arbeit durchgeführten numerischen Untersuchungen wurde ein dritter Werkstoff, der 1%Cr-Stahl 28CrMoNiV4-9 / AGB betrachtet. Für lange Beanspruchungsdauern wird mit diesem Werkstoff der Bereich der untersuchten Zeitbruchdehnung A_u erweitert. Die Anpassung des Materialgesetzes erfolgte analog zur den beiden anderen Werkstoffen. Die für die folgenden Betrachtungen benötigte Zeitbruchdehnung A_u und die Gleichmaßdehnung ε_g sowie die Anrissdauer von C(T)25-Proben wurde aus [114] entnommen und ist in [Bild A 8](#) und [Bild A 9](#) zusammengestellt.

5.1 Geometrie der Modelle für die Finite-Elemente-Simulation

Die Probengeometrie war möglichst genau abzubilden, um zu gewährleisten, dass die Berechnungsergebnisse mit den experimentellen Werten vergleichbar sind. Es waren sowohl Modelle zur Berechnung der glatten Zeitstandproben zu erstellen als auch Modelle zur Abbildung der komplexeren bruchmechanischen Proben der Formen DENT, SENT sowie C(T). Die Modelle und Berechnungen wurden im kommerziellen Finite-Elemente-Code ABAQUS[®] erstellt bzw. durchgeführt.

Zeitstandproben

Die glatten Zeitstandproben können durch axialsymmetrische zweidimensionale Modelle abgebildet werden. Dies reduziert den Berechnungsaufwand bei gleicher Berechnungsgüte enorm im Vergleich zu einem dreidimensionalen Vollmodell. In [Bild 5.1](#) ist das FE-Modell der untersuchten Zeitstandproben dargestellt. Die Vereinfachung im Modell betrifft die Einspannsituation der Probe. Es ist davon auszugehen, dass die Modellierung des Einspanngewindes das Ergebnis nicht verbessert. Daher wurde im Hinblick auf eine reduzierte Rechenzeit die Probe nur bis zur Fixierung des Extensometers modelliert.

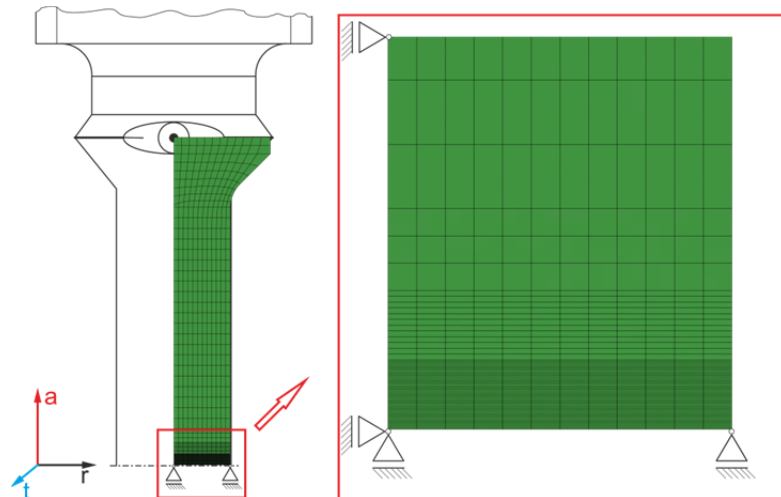


Bild 5.1: Finite-Elemente-Modell der Zeitstandproben, [102].

Bruchmechanikproben

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden vier unterschiedliche bruchmechanische Probengeometrien betrachtet. Bei den Proben der Typen DENT und SENT wurde der Radius der funkenerosiv eingebrachten Rissstartkerbe im FE-Modell mit $r = 0,1$ mm abgebildet. Die Erstellung des FE-Modells ist exemplarisch für Proben vom Typ DENT in Bild 5.2 a) dargestellt. Die Proben wurden als 3D-Vollmodell unter Berücksichtigung der Symmetrieebenen aufgebaut (Bild 5.2 b)). Die Approximation durch 2D-Modelle (in den Grenzfällen des ebenen Dehnungszustandes und des ebenen Spannungszustandes) bietet für diese Analyse nur eine Näherung, da anzunehmen ist, dass sich das globale Verformungsverhalten auf den lokalen Dehnungs- und Spannungszustand und somit auf den berechneten Schädigungszustand auswirkt. Die FE-Modelle der Proben vom Typ SENT sowie CT (mit Seitenkerbe) sind in Bild A 10 und Bild A 11 dargestellt.

Bild 5.2 b zeigt den Pfad für die Auswertung des Spannungs- und Dehnungszustandes sowie des Schädigungsparameters. Dieser verlief von der Risspitze in Richtung Ligament. In der Ebene der Auswertung wurden Symmetrierandbedingungen aufgebracht. Diese stellt somit die Probenmitte in den Experimenten dar. In diesem Bereich tritt die höchste Spannungsmehrachsigkeit auf, wodurch das Verformungsvermögen reduziert ist. Es ist daher anzunehmen, dass Rissinitiierung in dieser Ebene beginnt. Dies wurde auch durch die Ergebnisse der metallografischen Untersuchungen in Kapitel 4 bestätigt.

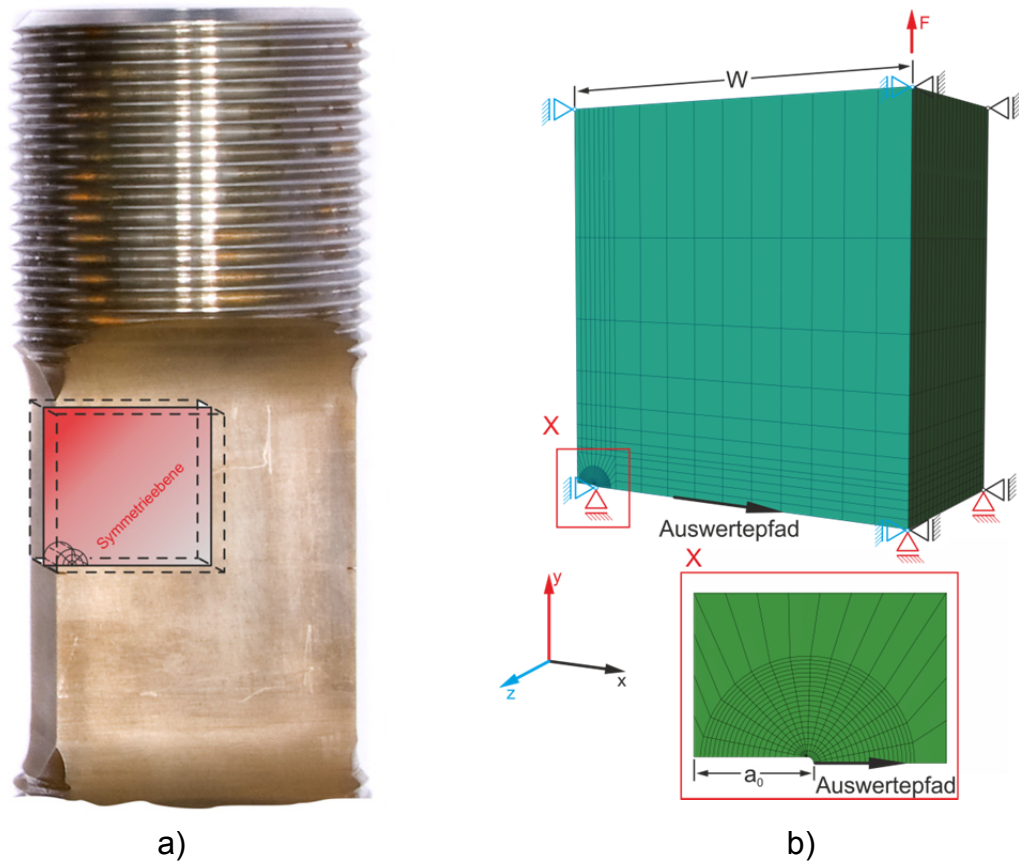


Bild 5.2: Finite-Elemente-Modell der bruchmechanischen Probe Typ DENT.

Die FE-Modelle wurden parametrisiert implementiert und basieren auf einzelnen Stützpunkten. Dies hatte den Vorteil, dass bei einer Änderung der Abmessung der Probe (beispielsweise der Probenweite W) der Bereich um die Rissspitze immer gleich fein vernetzt bleibt. Dadurch waren die Ergebnisse der Berechnungen von Proben unterschiedlicher Größe besser vergleichbar. Zusätzlich waren durch die Vernetzung an der Rissspitze Integrationswege (siehe [Bild 5.3](#)) definiert, welche zur Auswertung von Konturintegralen (C^* - oder J -Integral) herangezogen werden konnten. Im Hinblick auf eine reduzierte Berechnungsdauer war eine feine Vernetzung nur um den Bereich der Rissspitze notwendig. Es wurde hierfür eine Elementlänge im Rissspitzenbereich von 0,15 mm gewählt. Da Spannungs- und Dehnungsgradienten in einem Abstand von 2 mm zur Rissspitze deutlich abnehmen, wurde ab hier die Elementlänge sukzessive bis zu einer Elementlänge von 4 mm vergrößert.

Einfluss der Netzfeinheit

Die abzubildende Erodierkerbe führt zu starken Spannungserhöhungen und hohen Gradienten. Die Lösung des FE-Problems mittels der implementierten kontinuumsmechanischen Beschreibung des Werkstoffverhaltens ist generell abhängig von der Qualität der Vernetzung des FE-Modells.

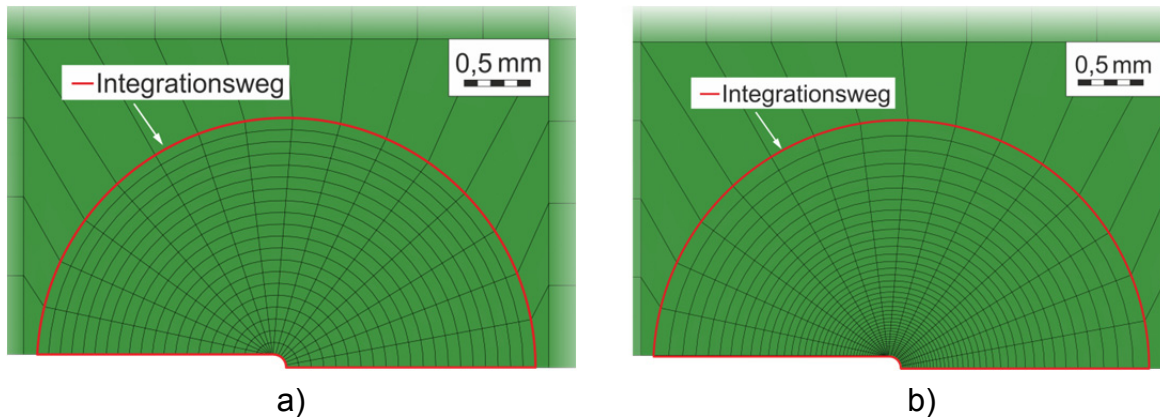


Bild 5.3: Finite-Elemente-Modell mit unterschiedlichen Feinheiten des Vernetzungsgrades im Bereich der Risspitze mit Integrationsweg, a) grobes Netz, b) feines Netz.

Die Größe der Elemente sollte klein genug gewählt werden, um die Spannungs- und Dehnungsfelder mit ausreichender Genauigkeit abzubilden, [186]. Um den Berechnungsaufwand jedoch zu minimieren, wurde versucht, eine Vernetzung zu verwenden, welche ein Optimum zwischen Genauigkeit und Berechnungsaufwand erlaubt. Hierzu wurde die Elementanzahl im Rissspitzenbereich einer DENT-Probe verdoppelt, siehe Bild 5.3, und die Berechnungsergebnisse miteinander verglichen. Die verwendete DENT-Probe wies eine Anfangsrislänge von $a_0 = 8,8\text{mm}$ auf und wurde mit einer hohen Nennspannung von $\sigma_n = 210\text{ MPa}$ beansprucht. Für die zu berechnenden restlichen Proben sind durch die niedrigere Beanspruchung geringere Gradienten zu erwarten. Daher ist es ausreichend anhand dieser Probe darzustellen, dass die Netzfeinheit, welche für die Berechnungen gewählt wird, ausreichend ist.

In Bild 5.4 ist der Verlauf der 1. Hauptkriechdehnung entlang der Risswachstumsrichtung im Ligament zum Anrisszeitpunkt dargestellt. Dies stellt den Zustand der maximalen Dehnung innerhalb der Berechnung dar und beinhaltet auch den größten Dehnungsgradienten. Die Auswertung erfolgte ebenfalls in der Symmetrieebene. Es ist zu erkennen, dass sich der Dehnungsverlauf der feinen Vernetzung, mit der doppelten Anzahl der Elemente, nicht wesentlich von der groben Vernetzung unterscheidet. Die 1. Hauptspannung wurde direkt nach der Lastaufbringung (elastisch-plastische Berechnung) ausgewertet. Zu diesem Zeitpunkt ist der maximale Spannungsgradient zu erwarten, welcher relevant für die Dehnungsentwicklung im Primärbereich ist. Im Verlauf der Kriechbeanspruchung relaxieren die Spannungen und werden umgelagert. Wie in Bild 5.4 zu sehen ist, ergibt sich nur im Bereich des Spitzenwertes sowie im Abstand von 3 mm von der Risspitze ein geringer Unterschied in den Spannungsverläufen bei unterschiedlicher Vernetzung. Auf Basis dieser Auswertung ist erkenntlich, dass die für die Berechnung gewählte (gröbere) Vernetzung ausreichend fein ist.

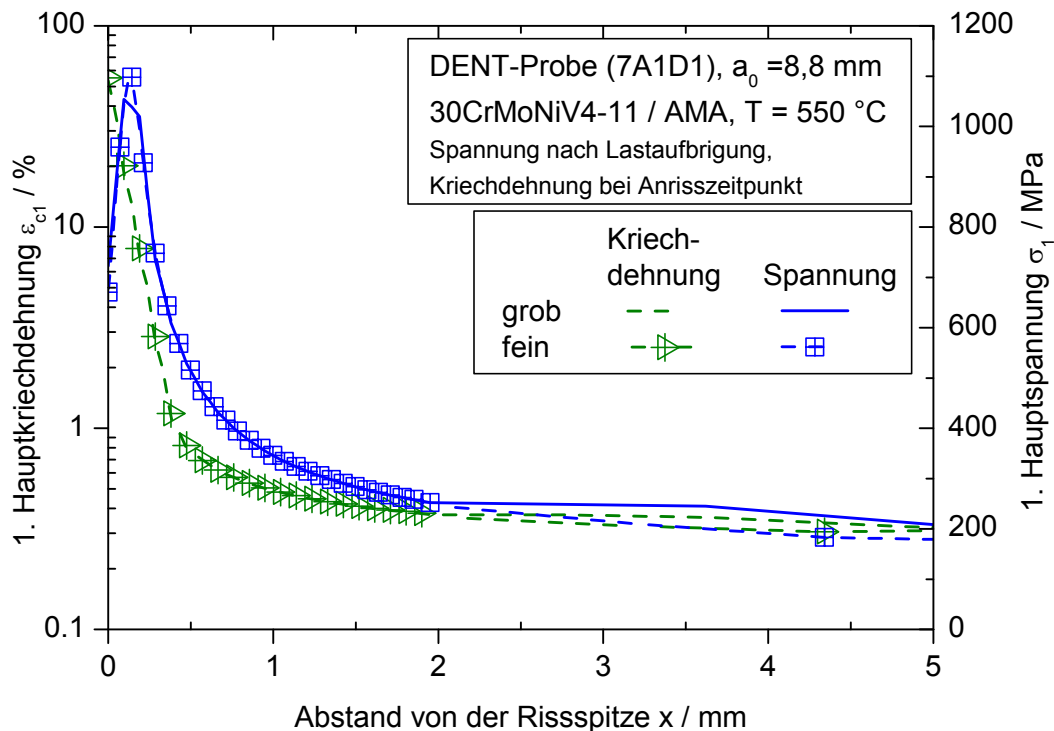


Bild 5.4: Vergleich der berechneten Dehnungsverläufe entlang des Ligaments für unterschiedliche Netzfeinheiten.

5.2 Erweiterung des Werkstoffmodells durch Implementierung der Spannungsmehrachsigkeit

Das bereits in Abschnitt 4.1.3 dargestellte Graham-Walles-Kriechmodell bietet die Möglichkeit, durch direkte Einbindung des Mehrachsigkeitsquotienten q den Einfluss der Spannungsmehrachsigkeit auf die Kriechschädigung zu beschreiben. Zur Beschreibung des Schädigungsverhaltens muss der Mehrachsigkeitsgrad des Spannungszustandes berücksichtigt werden, da dieser maßgeblichen Einfluss besitzt, [53], [54], [58], [187] und [188]. Dies ermöglicht es, Proben und Bauteile, welche unterschiedliche Mehrachsigkeitsgrade des Spannungszustandes aufweisen, direkt miteinander zu vergleichen. Verwendet wurde der Mehrachsigkeitsquotienten q mit der Gewichtung α . Der Gewichtungsfaktor α wurde als spannungsunabhängig angenommen, das heißt, er ist für einen Werkstoff und eine Temperatur konstant. In [53] und [54] wurde der Parameter α für den Stahl X10CrMoVNb9-1 / P91 anhand der Simulation von glatten und gekerbten Hohlzylinderproben unter Innendruck sowie Axialkraftbelastung ermittelt. Die Verwendung von Hohlzylinderproben bietet die Möglichkeit, definierte Mehrachsigkeitsgrade des Spannungszustandes abzubilden. Der Nachteil besteht im hohen Versuchsaufwand, da diese Versuche zusätzlich zu den Zeitstandversuchen mit ebenfalls langen Versuchslaufzeiten benötigt werden. In [Bild 5.5](#) ist der Vergleich einer solchen Nachrechnung mit angepasstem α -Parameter der experimen-

tell ermittelten Axialdehnung sowie der Berechnung ohne α gegenübergestellt. Es ist zu erkennen, dass ohne Berücksichtigung des Mehrachsigkeitseinflusses ($\alpha = 0$) die Kriechkurve zu längeren Zeiten verschoben ist.

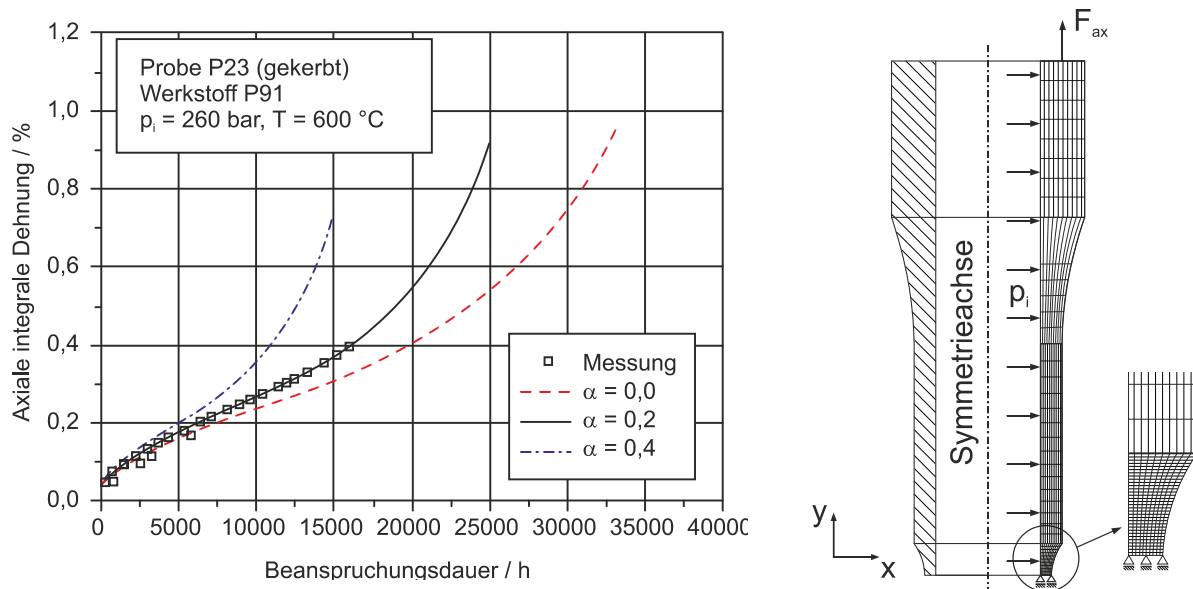


Bild 5.5: Vergleich der Nachrechnung eines Hohlzylindersversuches aus dem Werkstoff X10CrMoVNb9-1 / P91 für unterschiedliche α -Werte, [54].

Die Anpassung von α kann aber auch direkt anhand der Zeitstandversuche erfolgen. Hierzu muss neben der globalen Verformung der Zeitstandproben (Zeitdehnlinien) die Probeneinschnürung, welche einen mehrachsigen Spannungszustand erzeugt wie in [114], [189] und [190] vorgestellt, berücksichtigt werden. Für alle Zeitstandproben, welche bei unterschiedlichen Nennspannungen geprüft wurden und sich je nach Last und Prüfdauer unterschiedlichen Probeneinschnürungen ergeben, konnte ein gemeinsamer α -Wert gefunden werden. In [Bild 5.6](#) ist beispielhaft das Ergebnis einer FE-Berechnung der entsprechenden Zeitstandprobe des Werkstoffes 30CrMoNiV4-11 / AMA gegenübergestellt. Das FE-Modell ist in der Lage die Einschnürung abzubilden.

Da die FE-Modelle symmetrisch modelliert sind, die realen Zeitstandproben jedoch nicht immer exakt in der Mitte gebrochen sind, ergibt sich in der Darstellung ein Versatz in axialer Richtung. Für den Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A sind analog zwei Zeitstandproben mit unterschiedlichen Nennspannungen in [Bild A 12](#) dargestellt.



a) $\sigma_0 = 305 \text{ MPa}$, $t_u = 99 \text{ h}$

Bild 5.6: Vergleich von berechneter und realer Probeneinschnürung von Zeitstandproben des Werkstoffes 30CrMoNiV4-11 / AMA, $T = 550 \text{ °C}$.

Für den 1 %-Cr-Werkstoff 28CrMoNiV4-9 / AGB wurde die Vorgehensweise ebenfalls erfolgreich angewandt, [191], um einen α -Wert zu bestimmen. Die α -Werte für alle drei Werkstoffe sind in Tabelle 5.1 zusammengestellt.

Tabelle 5.1: Ermittelte Werte für α

Werkstoff	X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A	30CrMoNiV4-11 / AMA	28CrMoNiV4-9 / AGB
α	0,34	0,354	0,36

Der Nachteil dieser Methode der Anpassung des α -Parameters besteht in der hohen Spannungserhöhung durch die Probeneinschnürung sowie die daraus resultierende numerische Instabilität. In [102] wurde eine Methode entwickelt, welche für diese Berechnungen verwertbare Ergebnisse liefert. Dies bedurfte der Anpassung der Zeitschrittweite im Berechnungsmodell während des Einschnürens sowie einer aufwändigen Extrapolation durch Bestimmung des Instabilitätspunktes anhand der Dehnrates.

5.3 Überprüfung der Ergebnisse aus dem FE-Modell

Zur Validierung des Werkstoffmodells wurden die im Rahmen der Arbeit durchgeführten Versuche nachgerechnet. Dies ist erforderlich, um zu überprüfen, ob die im FE-Modell getroffenen Vereinfachungen eine ausreichend genaue Beschreibung des Probenverhaltens zulassen. Dies gilt besonders für die Einspannbedingungen der SENT-Probe, welche durch die, bezogen auf den Flächenschwerpunkt, exzentrische Kräfteinleitung der Zugbelastung ein Biegemoment überlagert hat. Außerdem muss überprüft werden, ob die Anpassung des verwendeten Werkstoffmodells an das Verhalten von einachsig belasteten Zeitstandproben im FE-Modell auf bruchmechanische Proben übertragbar ist. Dafür wird der experimentell bestimmte zeitliche Verlauf des COD aus den Versuchen dem numerisch berechneten gegenübergestellt. Da im FE-Modell keine Risserweiterung abgebildet wird, sind die numerischen Ergebnisse nur bis zum experimentell ermittelten Anrisszeitpunkt ausgewertet. Stimmen der berechnete und der

gemessene COD-Verlauf überein, kann davon ausgegangen werden, dass die Verformung im Bereich der Risspitze ebenfalls korrekt wiedergegeben wird.

Für die Proben des 1 %-Cr-Werkstoffs 30CrMoNiV4-11 / AMA ist dies in Bild 5.7 aufgetragen. Die Werte sind für den noch nicht beendeten Versuch mit der aktuellen Versuchslaufzeit dargestellt. Das FE-Modell ist in der Lage, das Werkstoffverhalten im Primär- sowie Sekundärbereich gut zu beschreiben. Durch das Risswachstum steigt, wie zu erkennen, die Änderungsrate des COD an, welche im Modell nicht modelliert wurde.

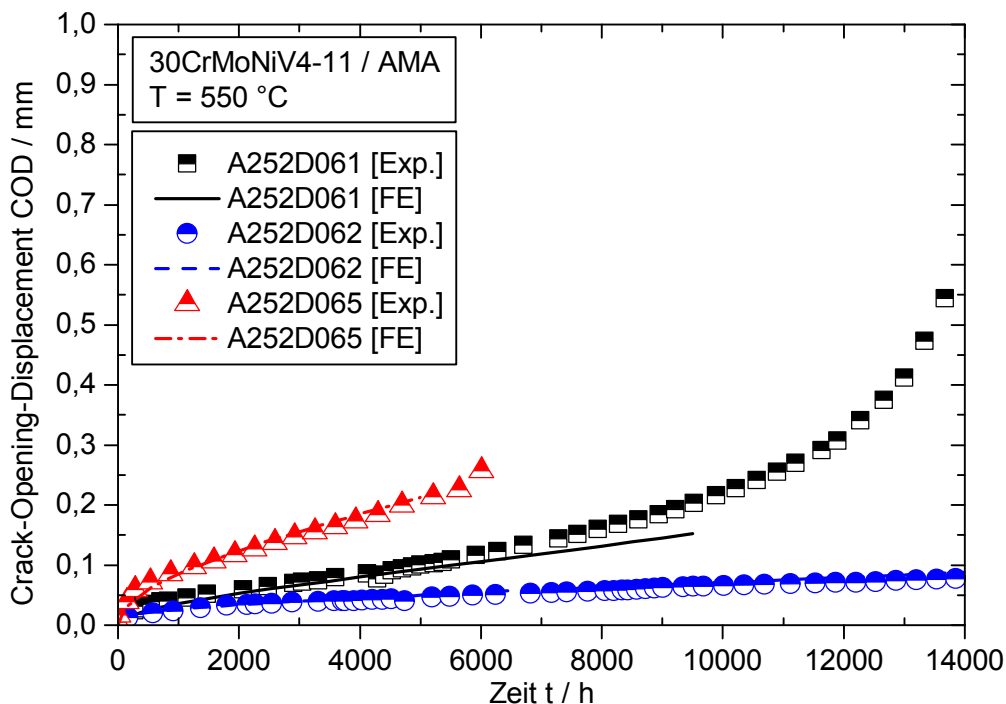


Bild 5.7: Vergleich von gemessenem und mit dem FE-Modell berechnetem COD, 30CrMoNiV4-11 / AMA, T = 550 °C, DENT- und SENT-Proben.

Dieselbe Gegenüberstellung von numerisch und experimentell ermitteltem COD wird für den 10 %-Cr-Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A in Bild 5.8 sowie Bild 5.9 gezeigt.

Es ist zu erkennen, dass das COD der DENT-Proben und der SENT-Probe durch das FE-Modell bis zum Anrisszeitpunkt - bis auf die Probe A252D1A1 mit gewisser Abweichung - gut wiedergegeben wird. Für diese Probe mit größeren Abweichungen wurde die Extrapolationsmethode, welche in [58] vorgeschlagen wird, angewandt. Dabei wird die Verformung zu dem Zeitpunkt ausgewertet, wo numerischer und experimenteller COD-Wert identisch sind.

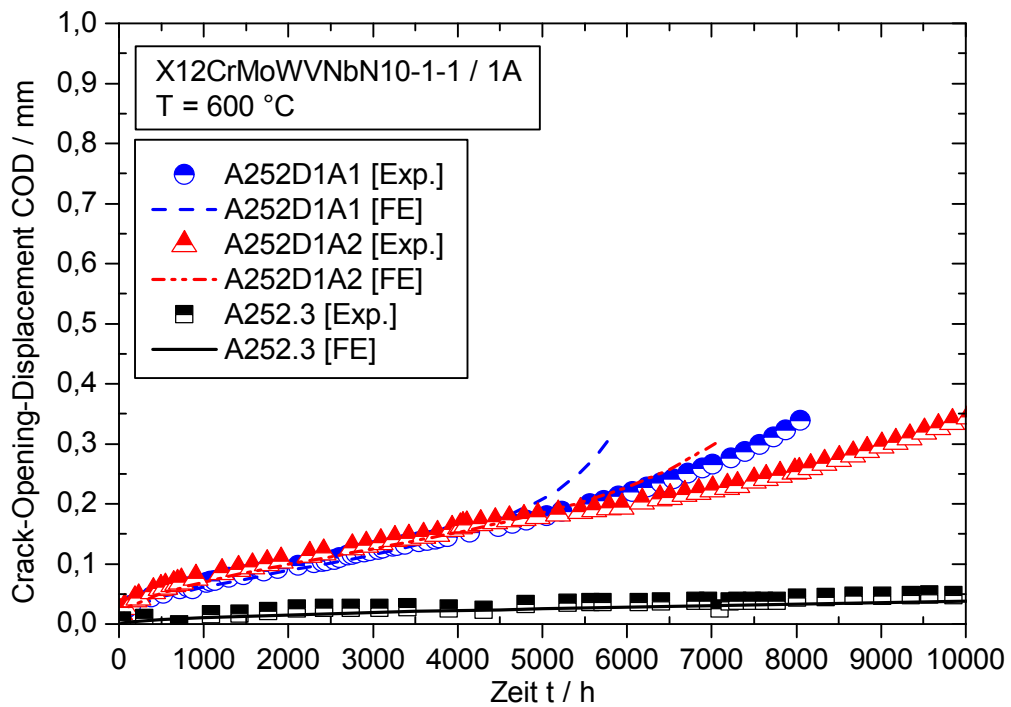


Bild 5.8: Vergleich von gemessenem und mit dem FE-Modell berechnetem COD, X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, T = 600 °C, DENT-Proben.

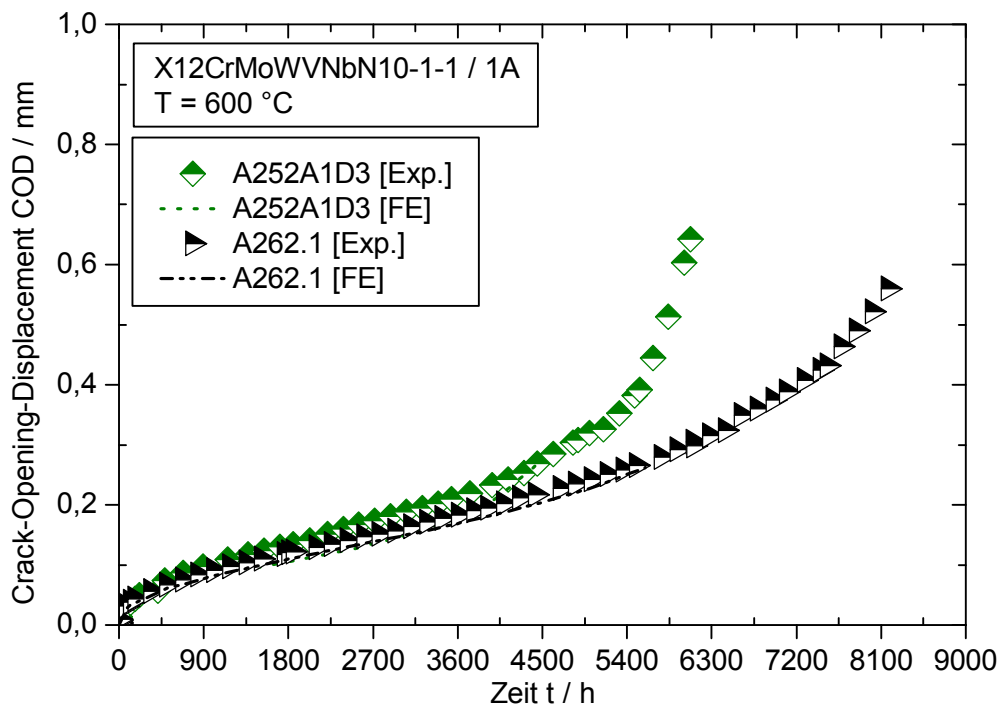


Bild 5.9: Vergleich von gemessenem und mit dem FE-Modell berechnetem COD, X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, T = 600 °C, DENT- und SENT-Proben.

5.4 Dehnungsbasierter Ansatz zur Bewertung der Rissinitiierung

Grundgedanke jedes Bewertungskonzeptes ist der Vergleich zwischen einer (material-abhängigen) Beanspruchbarkeit und der herrschenden Beanspruchung. Bisherige spannungsbasierte Beschreibungen weisen teils hohe Konservativitäten auf, da unter anderem der Einfluss der Probengröße durch die Beschreibung des Anrissverhaltens für alle Probengrößen sicher abgedeckt sein muss. Dies wird aus dem Vergleich der Ermittlung des C^* -Parameters aus der FE-Berechnung und nach der ASTM-Vorschrift, [120], deutlich. Im Zusammenhang mit dem Zwei-Kriterien-Diagramm wird dies in Kapitel 5.6 diskutiert.

Das Werkstoffverhalten bzw. Versagen bei Kriechbeanspruchung ist maßgeblich durch Verformungsvorgänge bestimmt, [192], [193]. Die (lokale) Verformungsfähigkeit des Werkstoffes begrenzt die Lebensdauer des Bauteils oder der Probe. Daher wurde die Rissinitiierung über den Vergleich zwischen einer im Versagensbereich charakteristischen und einer für den Werkstoff maximal möglichen Verformung (Kriechdehnung) beschrieben. Für eine gegebene Beanspruchungsdauer stellt die Zeitbruchdehnung A_u aus dem Zeitstandversuch die maximal mögliche Verformung dar. Diese wird an zylindrischen Proben mit kleinem Durchmesser (etwa 8 mm) ermittelt. Durch Probeneinschnürung (vgl. Bild 5.6) wird dieser Verformungswert beeinflusst. Beim Übergang auf Proben und Bauteile mit größeren Wanddicken kann (selbst unter einachsiger Beanspruchung) keine Einschnürung auftreten. Als maximal mögliche Verformung des Werkstoffes wird daher die in Abschnitt 4.1 definierte Gleichmaßdehnung ε_g verwendet. Anhand der Nachrechnung von Experimenten kann nun die für den Beanspruchungszustand charakteristische Dehnung ermittelt werden, vgl. Kapitel 5.6. Die Experimente, welche die Basis zur Validierung des gewählten Konzeptes bilden, sind in Tabelle A 4 bis Tabelle A 6 mit den dazugehörigen Beanspruchungsparametern dargestellt. Die Berechnungsergebnisse sind für eine bessere Übersicht in den folgenden Darstellungen je Probenbreite gruppiert. Es sind daher nicht die einzelnen Probenbezeichnungen, sondern die Probenform mit entsprechender Breite angegeben. Da, wie bereits dargestellt, die Ermittlung des Zeitpunktes der Rissinitiierung ($\Delta a = 0$ mm) experimentell nur mit ungenügender Genauigkeit möglich ist, wird häufig ein technischer Anriss mit einer finiten Risserweiterung definiert [107], [108]. Die Berechnungen wurden daher immer zum Zeitpunkt einer im Experiment gemessenen Risserweiterung von $\Delta a = 0,1$ mm ausgewertet (Anrisszeitpunkt $t_{0,1}$). Die tatsächliche Rissinitiierung wird mit ausreichender Genauigkeit beschrieben und in den verwendeten FE-Modellen muss der Vorgang des Risswachstums nicht abgebildet sein. Für kleines Risswachstum von 0,1 mm kann angenommen werden, dass der Spannungs- und Dehnungszustand sowie die Werkstoffschädigung ebenfalls mit ausreichender Genauigkeit be-

stimmt ist. Wie anhand der metallografischen Untersuchungen in Kapitel 4 aufgeführt, beginnt Risswachstum in der Probenmitte. Die Auswertung der FE-Modelle musste deshalb in der gleichen Ebene erfolgen.

Da eine Übertragbarkeit auf unterschiedliche Ansätze für die Kriechformulierung gewährleistet sein soll, wurde zunächst eine vereinfachte Berechnung der Schädigung ($\alpha = 0$) implementiert. Der Einfluss auf den Schädigungszustand, welcher aus der Spannungsmehrachsigkeit folgt, wurde in den Berechnungsergebnissen durch den Ansatz nach Cocks und Ashby, wie in Kapitel 2.1.3 beschrieben, berücksichtigt. Hierdurch ergibt sich auch die Möglichkeit, die Ergebnisse des Bewertungskonzeptes aus unterschiedlichen Kriechformulierungen miteinander zu vergleichen.

Wie in Kapitel 3 beschrieben, wurden unterschiedliche Konzepte untersucht, wobei sich die Verwendung der Dehnungen an der Stelle der maximalen Spannungsmehrachsigkeit als am besten geeignet erwiesen hat. Dies soll im Folgenden genauer beschrieben und die Ergebnisse dargestellt werden.

5.4.1 Auswertung an der Stelle der maximalen Spannungsmehrachsigkeit

Ein hoher Grad der Spannungsmehrachsigkeit begünstigt einen verformungsarmen (Spalt-)Bruch. Dies wurde für elastisch-plastische Beanspruchungszustände in [194] untersucht. Im Kriechbereich reduziert sich durch mehrachsige Beanspruchung die maximal mögliche Zeitbruchdehnung, [192], siehe Bild 5.10.

Zur Beurteilung der Spannungsmehrachsigkeit muss ein geeigneter Parameter verwendet werden. In [194] wurde das örtliche Versagen durch Hohlrumbildung mit dem Mehrachsigkeitsquotient q korreliert, beispielhaft dargestellt in Bild A 13. Im Rahmen dieser Arbeit wurde daher zur Charakterisierung des Mehrachsigkeitsgrades ebenfalls der Mehrachsigkeitsquotient q verwendet. Bei den untersuchten bruchmechanischen Proben stellt sich an der lastfreien Rissoberfläche ein zweiachsiger Spannungszustand ein. Vor der Risspitze bildet sich im Probeninneren ein dreiachsiger Spannungszustand aus. In [195] ergab sich die bei Kriechbeanspruchung höchste Porendichte vor der Risspitze an der Stelle, an der die maximale Spannungsmehrachsigkeit auftrat. Somit ist die Stelle der maximalen Spannungsmehrachsigkeit vor der Risspitze als versagensrelevant zu betrachten durch die begünstigte Bildung von Poren und deren Zusammenwachsen zu Mikrorissen.

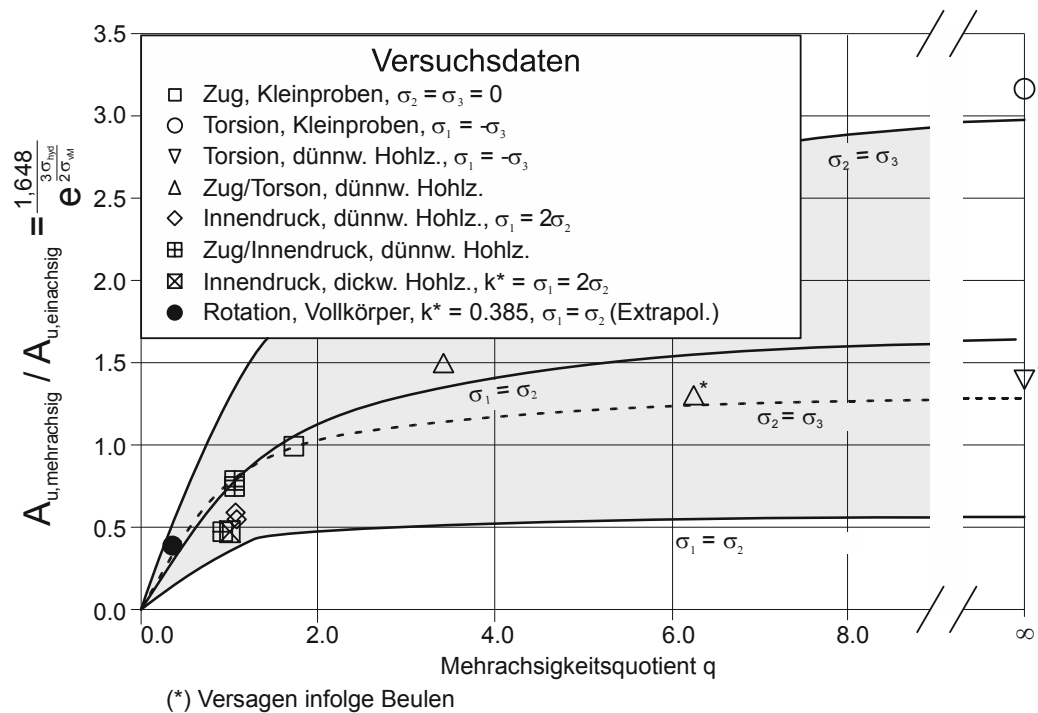


Bild 5.10: Reduzierung des Zeitbruchverformungsvermögens bei mehrachsigen Spannungszuständen, [192].

In **Bild 5.11** ist als ein Berechnungsergebnis der FE-Berechnung einer seitengekerbten C(T)-Probe der Schädigungsparameter D , aus Gl. 4.5 und Gl. 4.7, dargestellt. Die Berechnung wurde mit dem Kriechgesetz nach Graham-Walles durchgeführt mit dem Parameter $\alpha = 0,354$ (siehe Tabelle 5.1). Das mit dargestellte Schliffbild zeigt maßstäblich, dass das Versagen in Form von Hohlraumwachstum vor der Risspitze auftrat. Wird der Einfluss der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes auf den Schädigungszustand im Werkstoff (durch den Parameter α) berücksichtigt, so ergibt sich ein Maximum des D -Parameters ebenfalls vor der Risspitze. Die Stelle des Versagensbeginns konnte – mit Implementierung des Mehrachsigkeitseinflusses – somit durch den Extremwert des Schädigungsparameters D beschrieben werden. Im Folgenden wird nun gezeigt, dass die Berechnungen mit dem werkstoffspezifischen α -Wert und die Anwendung des Zusammenhangs nach Cocks und Ashby zur gleichen Aussage führen. Das Bewertungskonzept wäre sonst nicht mehr abhängig von der eingesetzten Kriechformulierung. Dazu muss der Ort der maximalen Mehrachsigkeit für eine vereinfachte Berechnung ($\alpha = 0$) mit dem Ort der maximalen Schädigung (unter Einbeziehung des werkstoffspezifischen α -Wertes) zusammenfallen. Es wird dafür der Unterschied durch den Ansatz nach Cocks und Ashby für $\alpha = 0$ sowie für eine Berechnung mit $\alpha = 0,354$ (beispielhaft für eine Probe aus 30CrMoNiV4-11 / AMA) dargestellt.

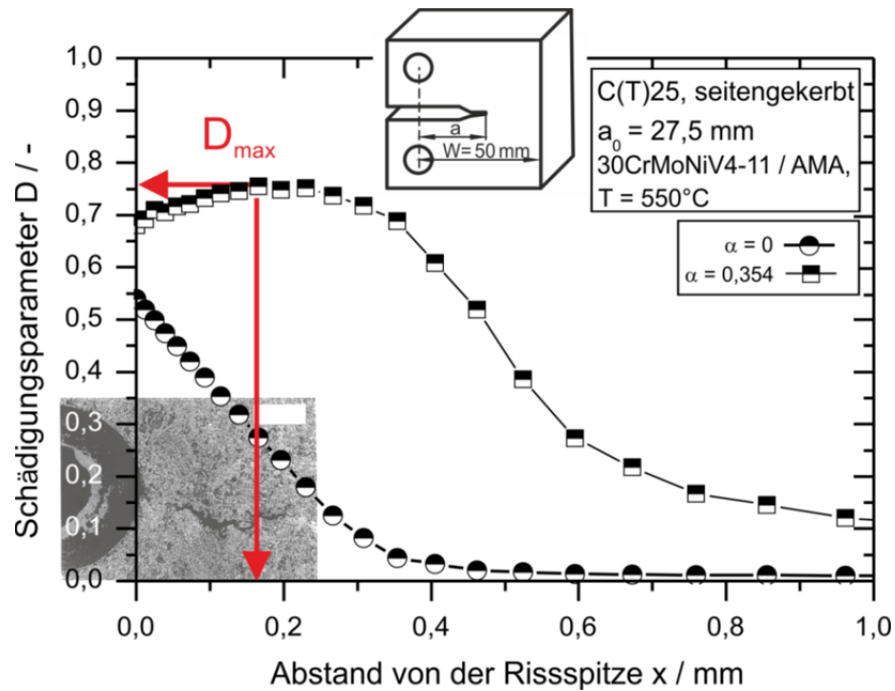


Bild 5.11: Bereich der maximalen Kriechschädigung, C(T)25-Probe mit Seitenkerbe, Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA, $T = 550\text{ °C}$, $t_A = 8.044\text{ h}$.

In **Bild 5.12** sind FE-Berechnungsergebnisse einer DENT30-Probe dargestellt. Die Ergebnisse belegen die Forderung, dass zunächst der Ort an dem q_{\min} für $\alpha = 0$ und D_{\max} für $\alpha = 0,354$ berechnet werden, korrelieren muss.

In **Bild 5.13** sind berechnete Verläufe der 1. Hauptkriechdehnung in der Rissfortschrittsebene für die beiden Fälle gegenübergestellt. Der rissspitzennahe Bereich wird für die Bewertung des Rissinitiierungsverhaltens als relevant betrachtet. Dort ergibt sich eine gute Übereinstimmung des Verlaufs der 1. Hauptkriechdehnung bei Berechnung mit $\alpha = 0$ und Bewertung durch die Formulierung nach Cocks und Ashby sowie des Dehnungsverlaufes bei Implementierung des Mehrachsigkeitseinflusses innerhalb der Schädigungsentwicklung. Somit ist der vereinfachte Beschreibungsansatz mit nachträglicher Bewertung des Mehrachsigkeitseinflusses nach Cocks und Ashby ebenfalls zulässig für die Auswertung der Dehnungen.

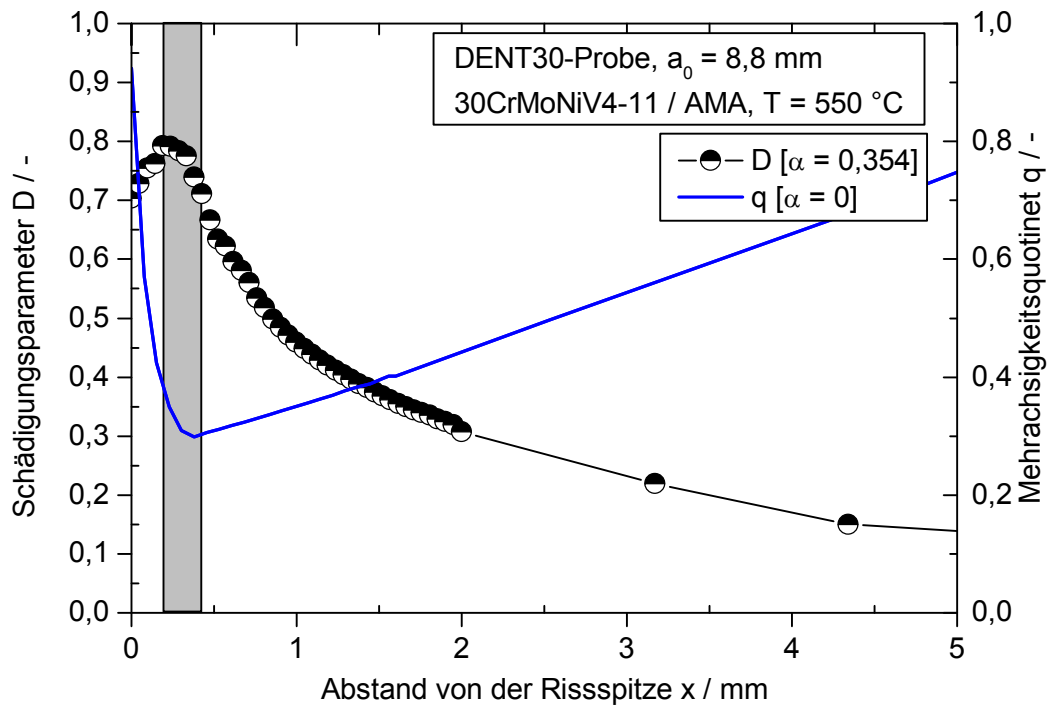


Bild 5.12: Verlauf von berechneter Kriechschädigung Spannungsmehrachsigkeit, DENT30-Probe, Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA, T = 550 °C, $t_A = 2.080$ h

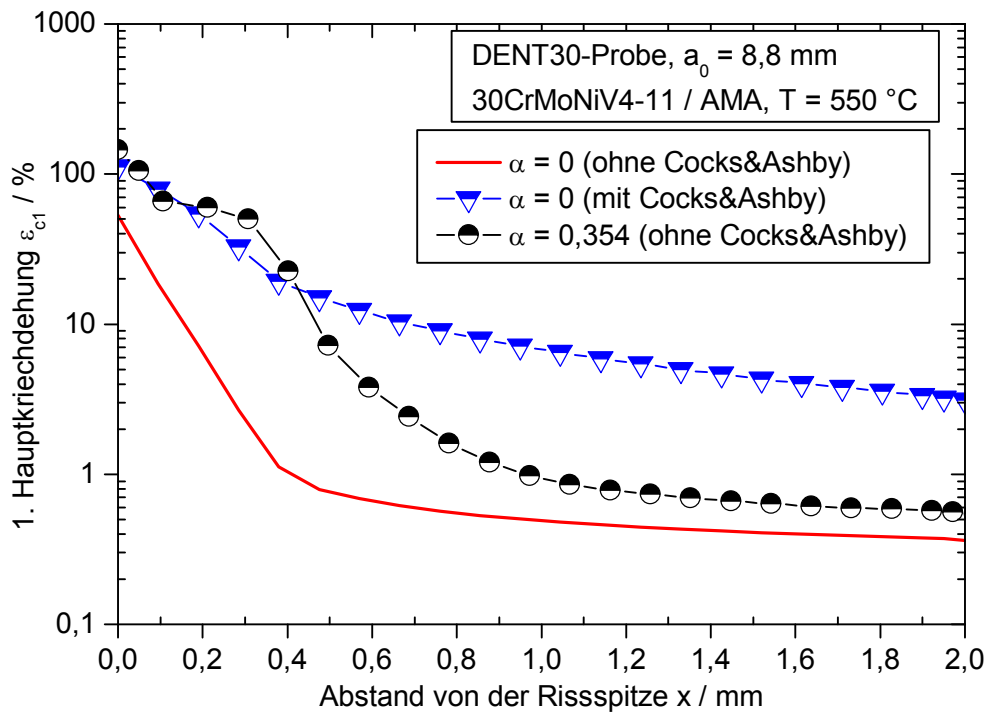


Bild 5.13: Verlauf der berechneten 1. Hauptkriechdehnung, DENT30-Probe, Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA, T = 550 °C.

Die Dehnung $\varepsilon_{c1,qmin}$ stellt die mittels FE-Modell (und $\alpha = 0$) berechnete 1. Hauptkriechdehnung an der Stelle der maximalen Spannungsmehrachsigkeit (Minimum von q) dar, und kann für jeden Zeitpunkt angegeben werden. Der Mehrachsigkeitseinfluss wurde dann über den dargestellten Ansatz nach Cocks und Ashby (Gl. 2.5) berücksichtigt, siehe Gl. 5.1.

$$\varepsilon_{c1,qmin}^* = \varepsilon_{c1,qmin} \frac{\operatorname{sinhyp}\left(\frac{2}{3}\left(\frac{n-0,5}{n+0,5}\right)\right)}{\operatorname{sinhyp}\left(2\left(\frac{n-0,5}{n+0,5}\right)\frac{1}{\sqrt{3}\cdot q}\right)} \quad \text{Gl. 5.1}$$

Die so berechnete 1. Hauptkriechdehnung $\varepsilon_{c1,qmin}^*$ wurde der Gleichmaßdehnung ε_g gegenübergestellt. Rissfortschritt ergibt sich zu dem Zeitpunkt, ab $\varepsilon_{c1,qmin}^*$ den Wert der Gleichmaßdehnung ε_g erreicht.

Die Berechnungsergebnisse für die Nachrechnung der bereits abgeschlossenen Experimente aus 30CrMoNiV4-11 / AMA sind in Bild 5.14 eingetragen. Die modifizierte 1. Hauptkriechdehnung $\varepsilon_{c1,qmin}^*$ aus den FE-Rechnungen liegt in guter Übereinstimmung auf der Mittelwertkurve der Gleichmaßdehnung ε_g , ermittelt an glatten Zeitstandproben. Der innerhalb des Ansatzes nach Cocks und Ashby benötigte Mehrachsigkeitsquotient q wird analog zur Dehnung an derselben Stelle ermittelt.

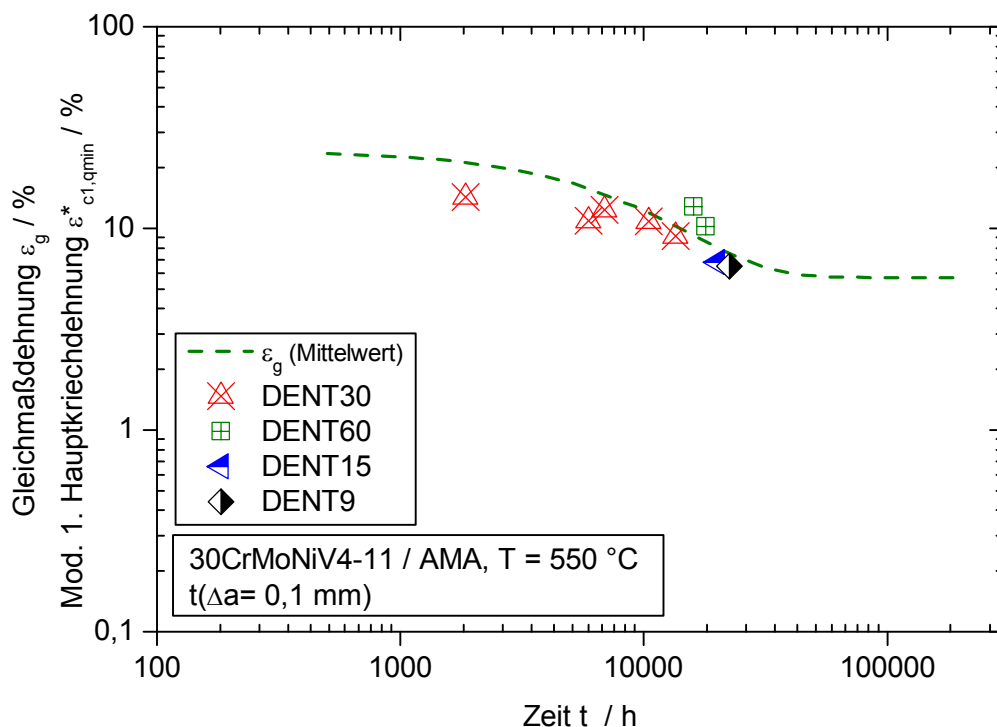


Bild 5.14: Bewertung des Dehnungszustandes an der Stelle q_{min} , aus Nachrechnungen von Proben aus 30CrMoNiV4-11 / AMA, T = 550 °C.

Die Auswertung für die Nachrechnung der DENT9-Proben aus 28CrMoNiV4-9 / AGB bei $T = 550 \text{ °C}$ ist in Bild 5.15 gezeigt. Das Vorgehen der Analyse des Dehnungszustandes ist identisch mit dem bei der vorher dargestellten Auswertung des Werkstoffes 30CrMoNiV4-11 / AMA.

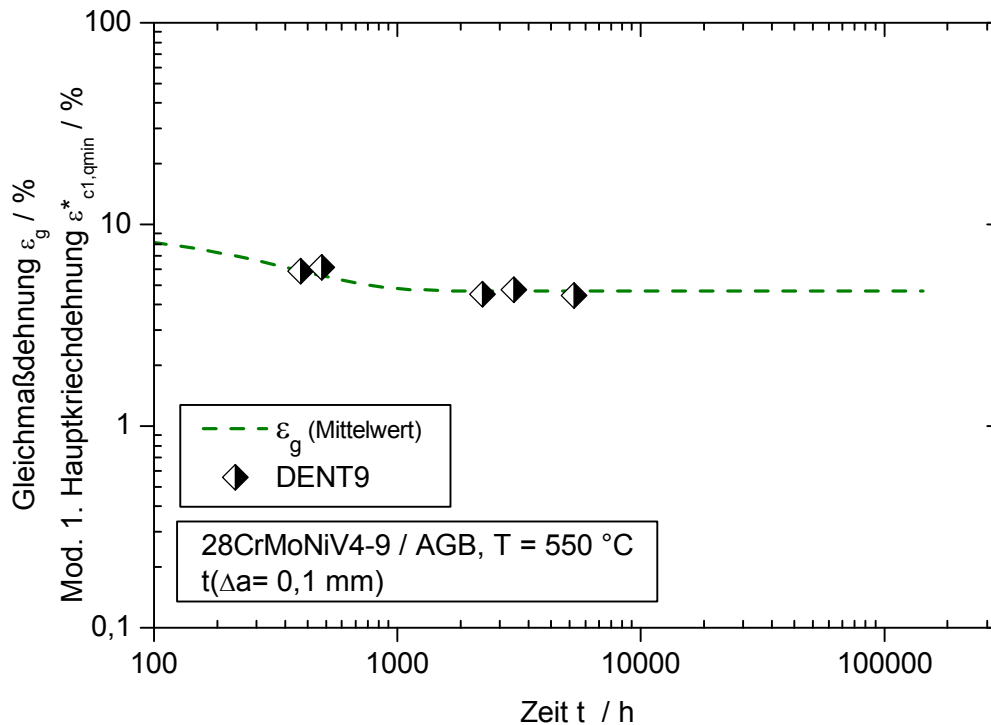


Bild 5.15: Bewertung des Dehnungszustandes an der Stelle q_{min} , aus Nachrechnungen von Proben aus 28CrMoNiV4-9 / AGB, $T = 550 \text{ °C}$.

Auswertungen für die Nachrechnung der X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A-Proben sind in Bild 5.17 dargestellt. Die Ergebnisse ergeben eine gute Übereinstimmung mit der Gleichmaßdehnung. Für eine seitengekerbte DENT-Probe mit Breite $B = 60 \text{ mm}$ ergibt sich ein geringfügig höherer Dehnungswert, siehe Bild 5.17. Diese Probe weist mit $\sigma_{n,pl} = 209,5 \text{ MPa}$ eine Nennspannung auf, welche höher ist als die entsprechende Zeitstandfestigkeit zum Anrisszeitpunkt $R_{u/t/T} = 176,6 \text{ MPa}$, wodurch das Gültigkeitskriterium verletzt ist. Dies ist ursächlich für die sehr hohe Rissfortschrittsrate, siehe Bild 5.16. Dadurch wurde die Bestimmung des Anrisszeitpunktes erschwert, bei welchem eine Risserweiterung von $\Delta a = 0,1 \text{ mm}$ erreicht ist.

Dieses Konzept ermöglicht sowohl für die Werkstoffe 30CrMoNiV4-11 / AMA und 28CrNiMoV4-9 / AGB als auch für den (im Langzeitbereich) duktileren Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A eine gute Aussagegenauigkeit. Daher wurde dieses Konzept angewandt zur Ermittlung der Rissinitiierung ($\Delta a = 0,1 \text{ mm}$) für die numerische Bestimmung von a_i mit Beanspruchungszeiten bis 200.000 h.

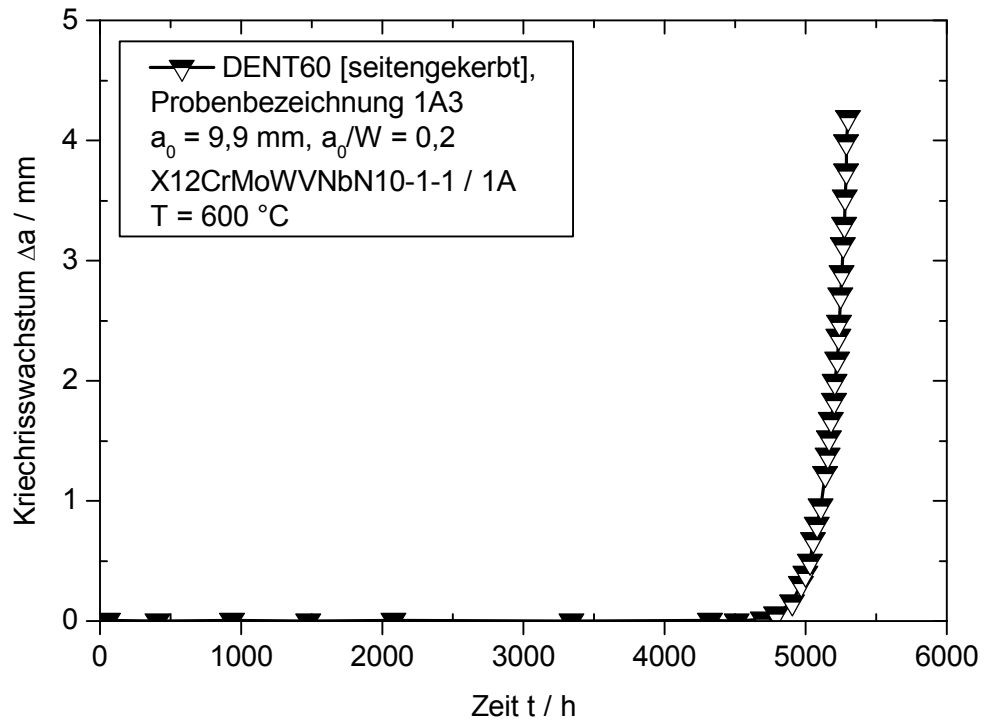


Bild 5.16: Risswachstum, seitengekerbte DENT60-Probe (1A3) aus dem Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1/ 1A, T = 600 °C, [196].

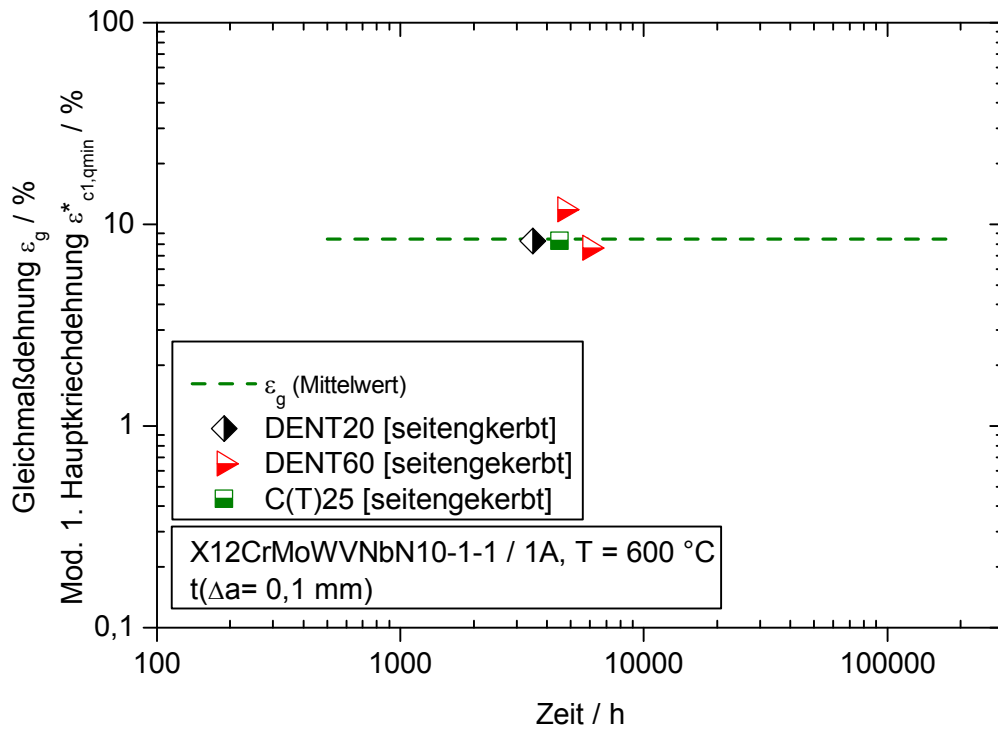


Bild 5.17: Bewertung des Dehnungszustandes an der Stelle q_{min} , aus Nachrechnungen von Proben aus X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, T = 600 °C.

5.4.2 Validierung des lokalen Dehnungskonzeptes durch die Experimente

Zur Validierung des Konzeptes für die Beschreibung des Anrisszeitpunktes über die modifizierte 1. Hauptkriechdehnung $\varepsilon^*_{c1,qmin}$ an der Stelle der maximalen Spannungsmehrachsigkeit bei kleinen Risslängen ($a_0/W = 0,08 \div 0,2$) wurde die Rissinitiierung der Proben aus X12CrMoWVNbN10-1-1 sowie 30CrMoNiV4-11 im Rahmen der Arbeit experimentell bestimmt. Die Belastung der Proben wurde anhand des Bewertungskonzeptes ermittelt. Im Rahmen der Werkstoffstreuung bestätigen die Ergebnisse des Experimentes das Konzept.

1 %-Cr-Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA

In Bild 5.18 ist die zum Anrisszeitpunkt ($t_{0,1}$) an der Stelle der maximalen Mehrachsigkeit modifizierte 1. Hauptkriechdehnung $\varepsilon^*_{c1,qmin}$ dargestellt. Der Dehnungswert von $\varepsilon^*_{c1,qmin}$ erreicht für den ausgewählten Zeitpunkt die Gleichmaßdehnung. Für die durchgeführten Experimente an diesem Werkstoff kann das Konzept bestätigt werden. Der noch nicht abgeschlossene Versuch wurde bis zur erreichten Laufzeit berechnet und zu diesem Zeitpunkt ausgewertet.

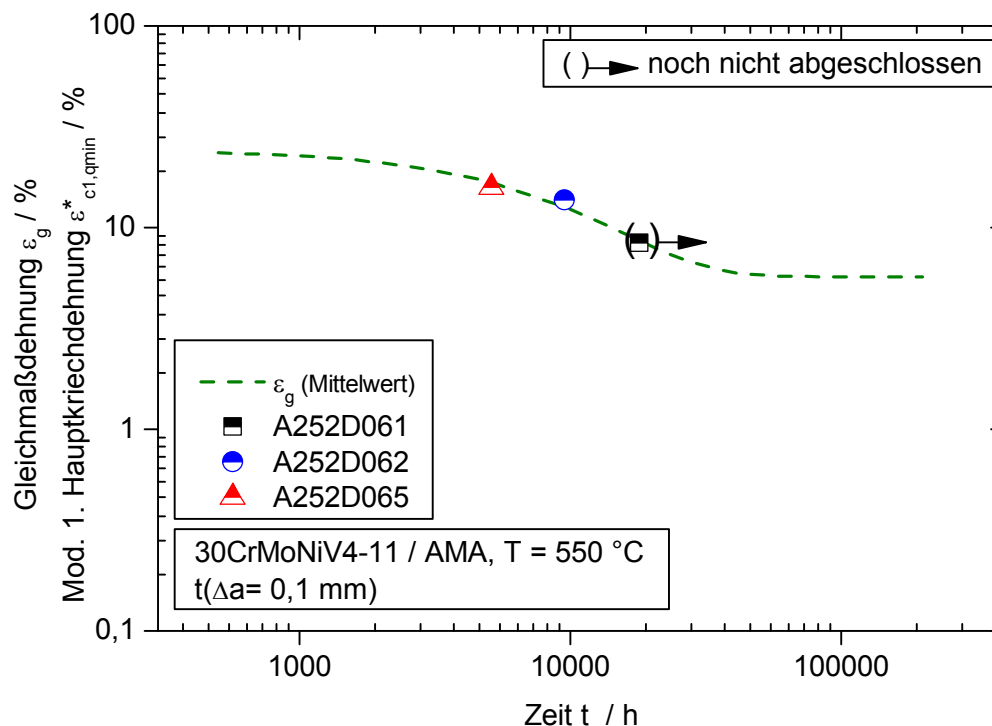


Bild 5.18: Auswertung der modifizierten 1. Hauptkriechdehnung $\varepsilon^*_{c1,qmin}$, 30CrMoNiV4-11 / AMA, T = 550 °C.

10 %-Cr-Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A

Die Nachrechnung der Proben aus dem 10 %-Cr-Werkstoff ergibt eine gute Übereinstimmung zwischen der Gleichmaßdehnung ϵ_g und der modifizierten 1. Hauptkriechdehnung $\epsilon^*_{c1,qmin}$ an der Stelle der maximalen Mehrachsigkeit, siehe Bild 5.19.

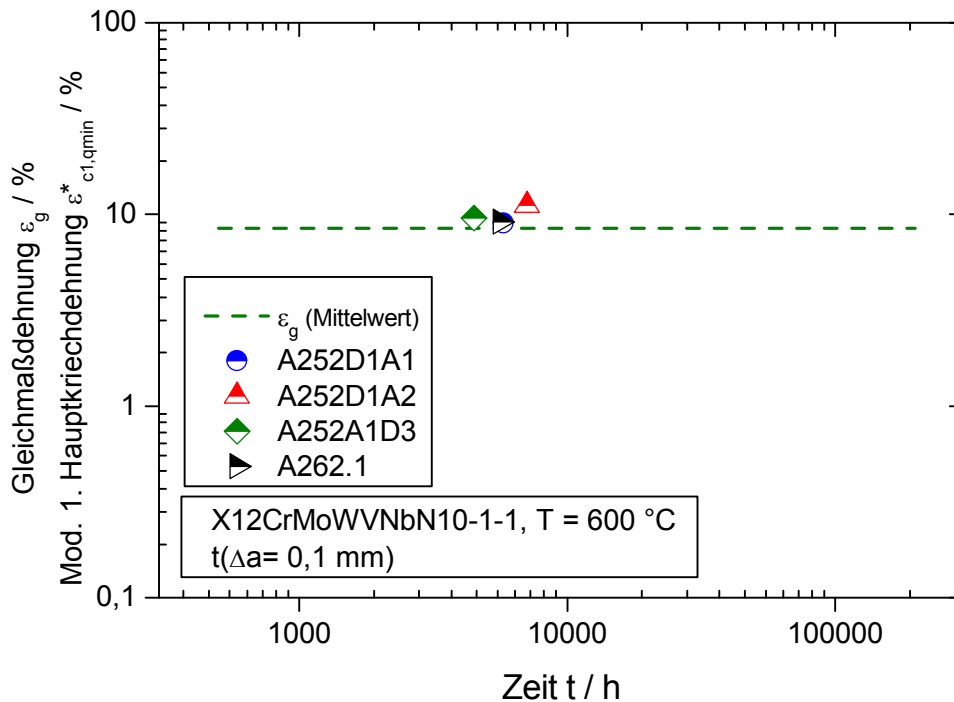


Bild 5.19: Auswertung der modifizierten 1. Hauptkriechdehnung $\epsilon^*_{c1,qmin}$, X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, T = 600 °C.

5.5 Bestimmung der Initiierungsrisslänge a_i

Für die Ermittlung der Initiierungsrisslänge a_i wurde die in den FE-Modellen abgebildete Rissgröße und die Belastung iterativ verändert, damit bei Erfüllung des Anrisskriteriums (je Beanspruchungszeit) die im Ligament geforderte Dehnung $\epsilon_{v,lig}$ akkumuliert wurde und somit Gl. 1.1 erfüllt war.

Betrachtet werden hierfür ausschließlich FE-Ergebnisse. Die Beanspruchungszeiten lagen zwischen 5.000 h und 200.000 h. Das Kriterium für den Anriss der rein numerisch betrachteten Proben war das Erreichen des Wertes der Gleichmaßdehnung ϵ_g durch die modifizierte 1. Hauptkriechdehnung $\epsilon^*_{c1,qmin}$ an der Stelle maximaler Spannungsmehrachsigkeit. Im Ligament wurden drei unterschiedliche Werte für $\epsilon_{v,lig}$ (0,2 %, 0,5 % und 1 %) betrachtet. Die Vorgehensweise bei der Berechnung ist schematisch in Bild 5.20 dargestellt.

Das Anrisskriterium ergibt eine Abhängigkeit (je Beanspruchungszeitpunkt) der Initiierungsrissgröße von der Gleichmaßdehnung. Über die Zuordnung zwischen Gleichmaßdehnung und Zeitbruchdehnung A_u für die einzelnen Beanspruchungszeitpunkte (siehe Bild 4.2) kann der Zusammenhang zwischen Initiierungsrissgröße und Zeitbruchdehnung hergestellt werden. Ein möglicher Größeneinfluss auf die Initiierungsrissgröße wurde durch Berechnung von FE-Modellen gleichen Typs mit unterschiedlichen Abmessungen ($W = 5,5 \div 50$ mm und $B = 9 \div 60$ mm) dargestellt. Die Beanspruchungsparameter der durchgeführten FE-Berechnungen sind in Tabelle A 7 bis Tabelle A 9 zusammengefasst.

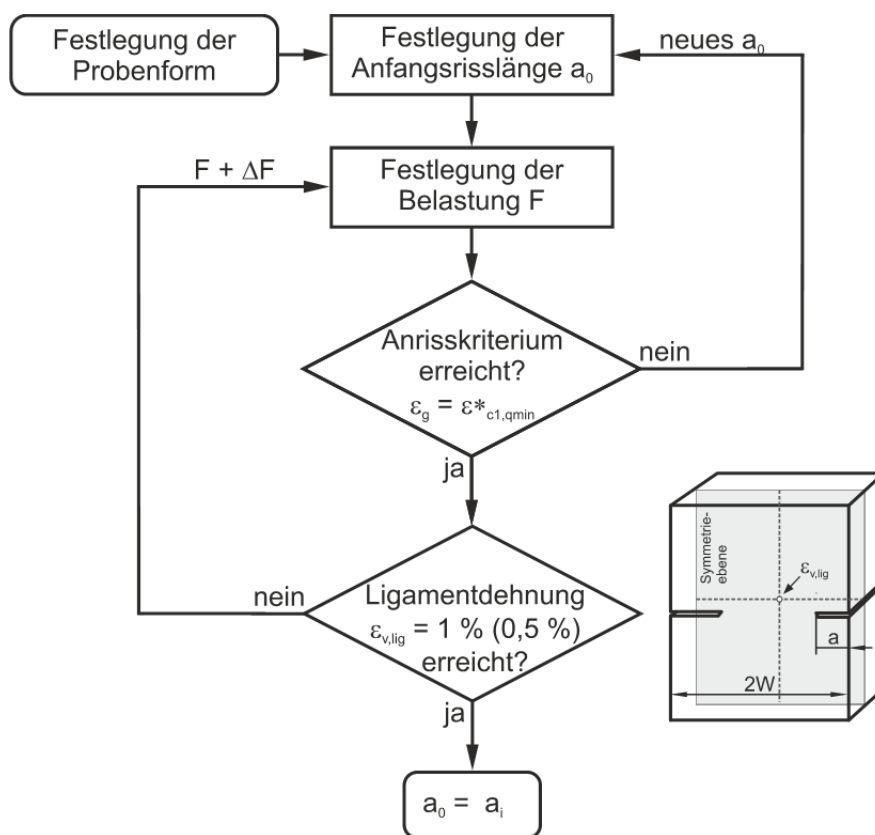


Bild 5.20: Berechnungsschema zur Ermittlung von a_i .

Für die Ermittlung von a_i wurden nur symmetrisch beanspruchte Proben vom Typ DENT herangezogen. Dies begründet sich durch die Festlegung, dass sich bei nicht-symmetrisch beanspruchten Proben durch den wirkenden Spannungsgradienten (aus dem Biegemoment) ein Einfluss auf den zu ermittelnden Wert von a_i ergibt. Dies soll in einem weiterführenden Forschungsvorhaben untersucht werden, [197].

Die über die iterative - schematisch in Bild 5.20 gezeigte - Vorgehensweise numerisch bestimmte Initiierungsrissgröße a_i , ist in Abhängigkeit von der Zeitbruchdehnung A_u für den Werkstoff 30CrMoNiV4 11 / AMA in Bild 5.21 dargestellt. Wird eine Dehnung von $\epsilon_{v,lig} = 1\%$ zugelassen, ergibt sich ein a_i zwischen 0,3 mm und 1,1 mm. Bei $\epsilon_{v,lig}$ von

0,5 % im Ligament kann durch die geringere Last eine größere Risstiefe zugelassen werden und es ergeben sich Werte von a_i zwischen 1,5 mm und 3,6 mm. Dabei nimmt a_i mit der Probengröße zu.

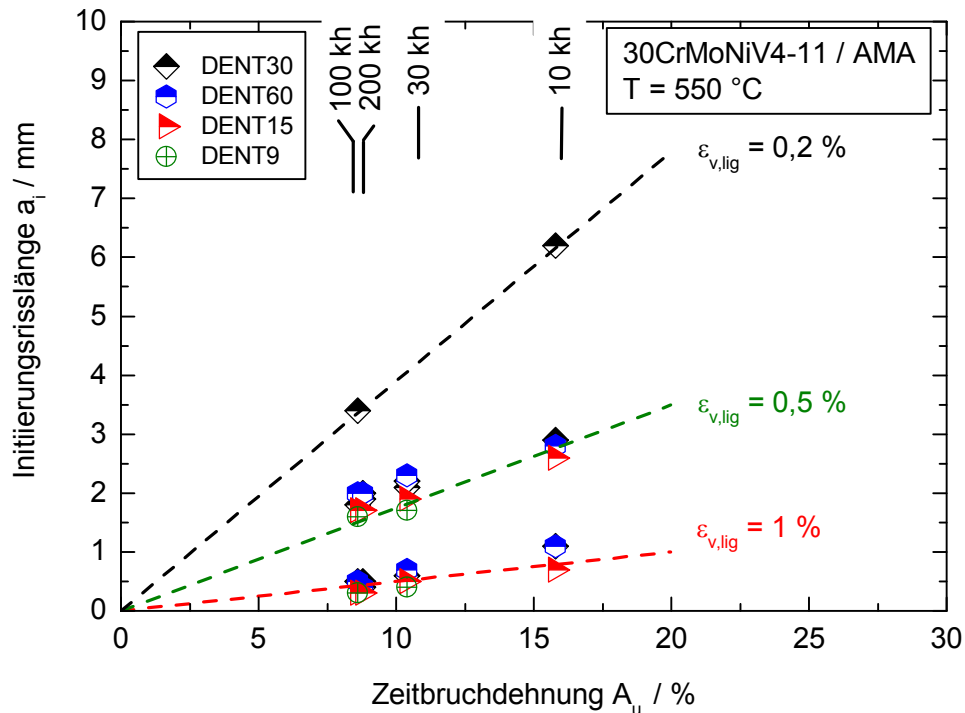


Bild 5.21: Initiierungsriszlänge a_i in Abhängigkeit von der Zeitbruchdehnung, Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA, $T = 550 \text{ °C}$.

In manchen warmgehenden Komponenten, wie beispielsweise an Turbinenschaufeln, wird auslegungsbedingt weniger Kriechdehnung zugelassen. Deshalb wurden für diesen Werkstoff auch zwei Proben der Breite $B = 30 \text{ mm}$ untersucht, welche bei Erfüllen des Anrisskriteriums eine Kriechdehnung von $\epsilon_{v,lig} = 0,2 \%$ im Ligament aufweisen. Die Initiierungsrisssgröße steigt bei der kleineren Nennspannung auf $a_i = 3,4 - 6,2 \text{ mm}$, siehe Bild 5.21.

Für den untersuchten Werkstoff 28CrMoNiV4-9 / AGB sind die Ergebnisse in [Bild 5.22](#) zusammengefasst. Die Bedingung nach Gl. 1.1 war bei einer Ligamentdehnung von $\epsilon_{v,lig} = 1 \%$ nur für Anfangsriszlängen kleiner als $0,2 \text{ mm}$ erfüllt. Diese ist technisch nicht mehr relevant. Hierfür wurden Konfigurationen mit einer Ligamentdehnung von $0,8 \%$ untersucht. Wird eine Dehnung von $\epsilon_{v,lig} = 0,8 \%$ im Ligament zugelassen, ergibt sich ein a_i zwischen $0,3 \text{ mm}$ und $0,7 \text{ mm}$. Bei $\epsilon_{v,lig} = 0,5 \%$ im Ligament ergeben sich Werte von a_i zwischen $0,6 \text{ mm}$ und $0,9 \text{ mm}$. Für eine bleibende Dehnung von $0,2 \%$ im Ligament wurde eine Probe berechnet, um den Verlauf der Mittelwertkurve im Zu-

sammenhang mit den beiden anderen Werkstoffen zu bestätigen. Die Berechnung ergab ein $a_i = 2,2$ mm und bestätigte die Mittelwertkurve.

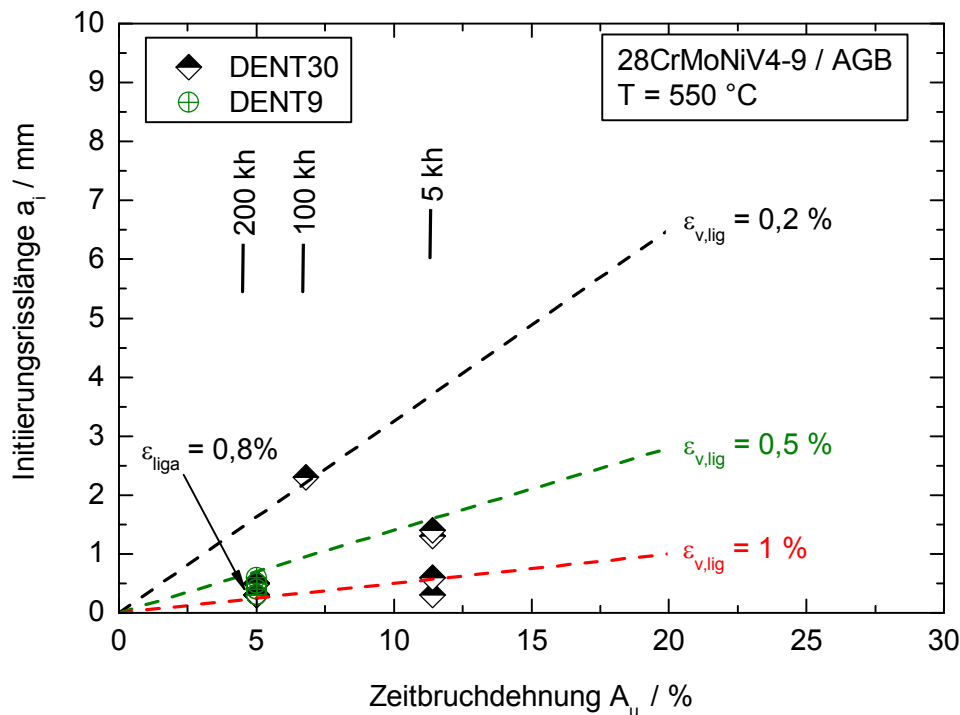


Bild 5.22: Initiierungsrissslänge a_i in Abhängigkeit von der Zeitbruchdehnung, Werkstoff 28CrMoNiV4-11 / AGB, $T = 550$ °C.

Für den untersuchten Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A sind die Ergebnisse in [Bild 5.23](#) zusammengefasst. Das Abknicken im Verlauf der mittleren Kurven folgt direkt aus der Umrechnung von Gleichmaßdehnung ϵ_g und Zeitbruchdehnung A_u (aus [Bild 4.2](#)). Die Initiierungsrisssgröße liegt für eine Ligamentdehnung von $\epsilon_{v,lig} = 1$ % zwischen 0,9 mm und 1 mm. Bei $\epsilon_{v,lig} = 0,5$ % liegt der Grenzwert a_i zwischen 2,8 mm und 3,5 mm. Dabei steigt der Wert von a_i mit zunehmender Probengröße an. Der Berechnungsfall von $\epsilon_{v,lig} = 0,2$ % ergab für diesen Werkstoff, für 100.000 h berechnet, eine Initiierungsrisssgröße von $a_i = 6,2$ mm. Die Breite der Probe war $B = 30$ mm.

Betrachtet man die ermittelten a_i -Werte für den Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, so stellt man fest, dass die Werte für unterschiedliche Zeitpunkte nahezu unverändert bleiben. Dies entspricht dem zeitlichen Verlauf der Bruchdehnung A_u . In den Zeitstandversuchen bis 40.000 h sowie für eine weitere Schmelze des Werkstoffes mit unterschiedlicher Wärmebehandlung bis fast 100.000 h ergab sich eine konstante Zeitbruchdehnung. Dies belegt, dass das angewandte Modell in der Lage ist, das Werkstoffverhalten abzubilden.

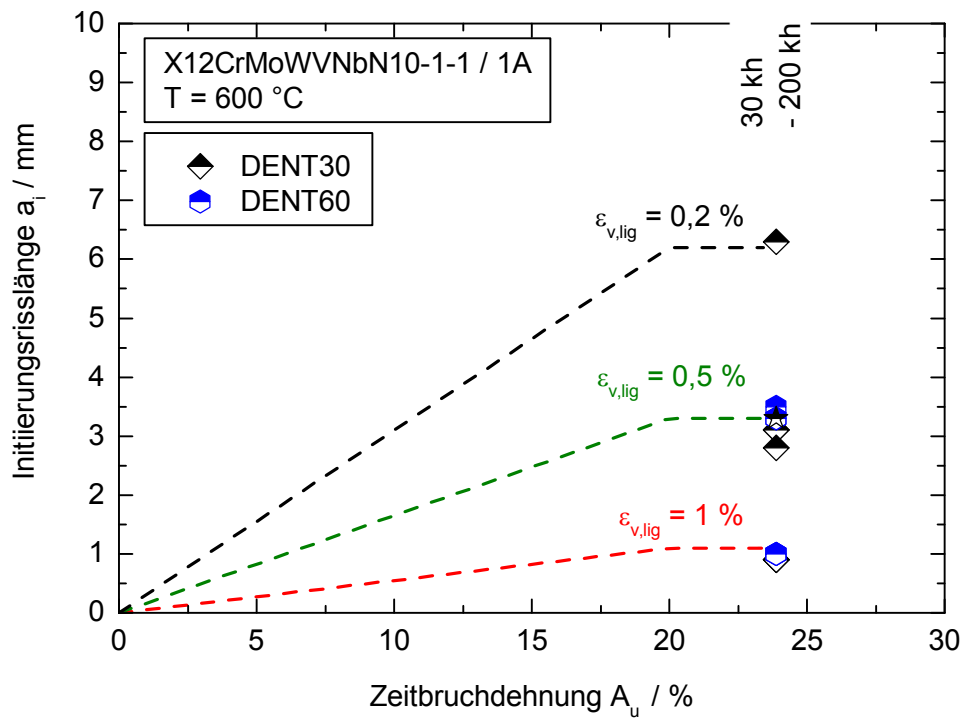


Bild 5.23: Initiierungsrissgröße a_i in Abhängigkeit von der Zeitbruchdehnung, Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, $T = 600 \text{ °C}$.

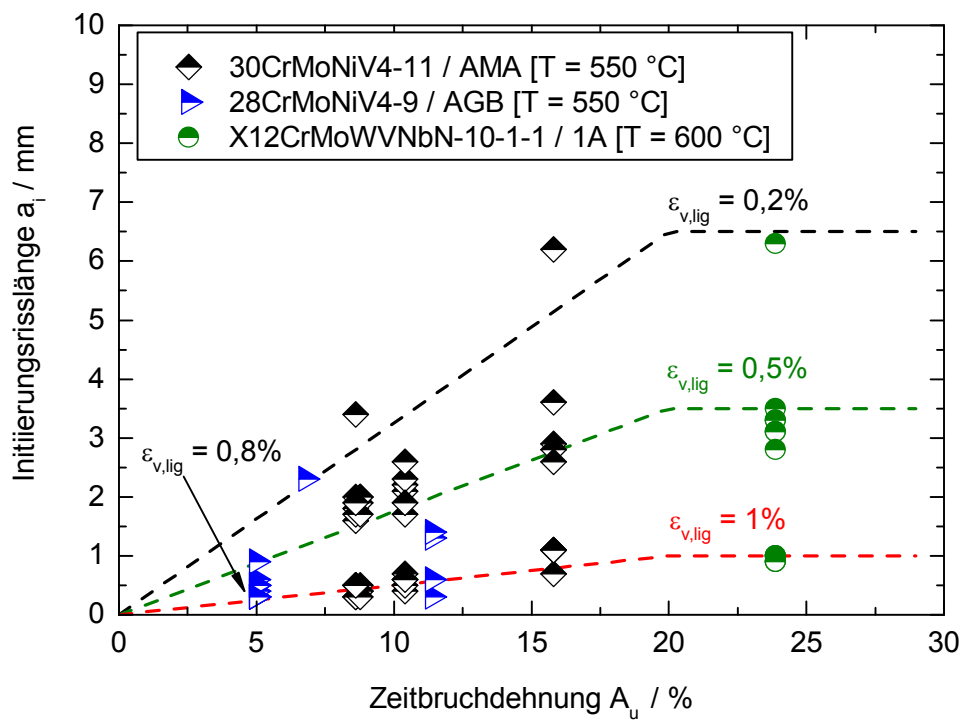


Bild 5.24: Initiierungsrissgröße a_i in Abhängigkeit von der Zeitbruchdehnung aller untersuchten Werkstoffe.

Um die Abhängigkeit zwischen a_i und der Zeitbruchdehnung A_u darzustellen, sind in Bild 5.24 alle ermittelten Risslängen den entsprechenden A_u -Werten gegenübergestellt. Das Abknicken der Mittelwertskurven ergibt sich, wie bereits erwähnt, durch Umrechnung von Gleichmaßdehnung ε_g in die Zeitbruchdehnung A_u (aus Bild 4.2). Zu beachten ist dabei, dass für die Proben aus 28CrMoNiV4-11 / AGB nicht 1 % Kriechdehnung im Ligament, sondern nur $\varepsilon_{v,lig} = 0,8 \%$ erreicht wurde.

Die ermittelten Initiierungsrissgrößen stellen bei elliptischen Fehlstellen (an der Oberfläche oder im Bauteilinnern) die kleine Halbachse dar. Der kritischste Fall ergibt sich, wenn die Länge der großen Halbachse das 2,5-fache der kleinen Halbachse beträgt, [198], [199]. Der größte Spannungsintensitätsfaktor befindet sich bei diesem Halbachsenverhältnis an der kleinen Halbachse. Zusätzlich reduziert sich beim Übergang von einem außenliegenden zu einem innenliegenden Fehler, bei gleichem Halbachsenverhältnis, der maximale K_I -Wert, [199], [200].

Auswertung der Umlagerungszone aus den Vorausrechnungen

Die Größe der Umlagerungszone d_y wurde von Irwin, [144], Dugdale, [201], und Knott, [202], (für den ebenen Dehnungszustand) beschrieben mit

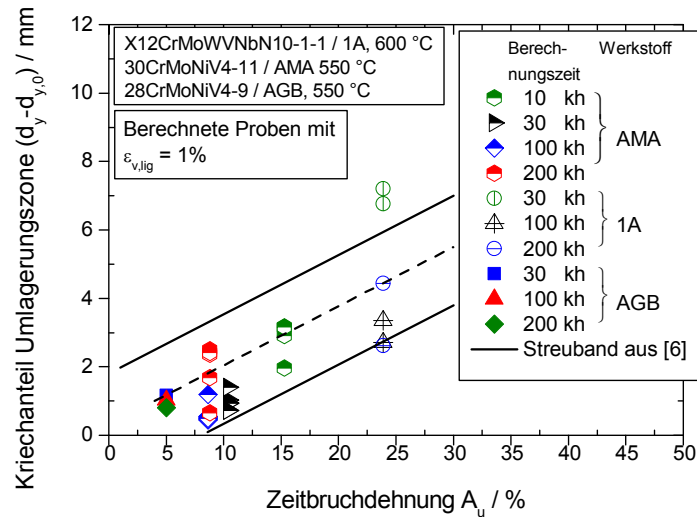
$$d_y = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_I}{R_e} \right)^2 \quad \text{mit dem Spannungsintensitätsfaktor } K_I \text{ und der} \quad \text{Gl. 5.2}$$

Streckgrenze R_e

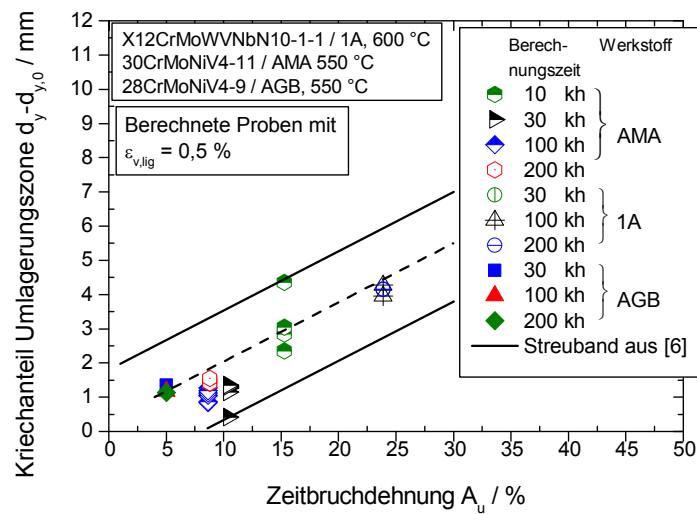
Unter Kriechbeanspruchung wird für eine bestimmte Beanspruchungszeit t statt der Streckgrenze die Zeitstandfestigkeit $R_{u/t,T}$ und für K_I wird $K_{I,A}$ (K_I für C(T)25-Proben bei welchen Anriss nach der Zeit t auftritt, siehe bspw. Bild 2.13) eingesetzt, [30], [116]. Die Umlagerungszone ist abhängig von der Werkstoffduktilität sowie dem Verhältnis von Risstiefe a zu Probenweite W . Für die durchzuführende Ermittlung der Initiierungsrissgröße a_i ist daher zu beachten, dass sich der Bereich der Umlagerungszone nicht über das gesamte Ligament ausdehnt. Analog zum Modell nach Dugdale, [201], ergibt sich als Grenzbedingung $d_y \leq W-a$. Um den relevanten Kriechanteil zu erhalten, ist der Gesamtbetrag um die Anfangsplastifizierung bei Lastaufbringung $d_{y,0}$ zu reduzieren. Erfüllt die Umlagerungszone diese Beziehung nicht, kann aufgrund der ständig ablaufenden Spannungsumlagerung bei inhomogenen, mehrachsigen Spannungszuständen im Ligament, das Konzept mit der Bewertung der Ligamentdehnung nicht mehr angewandt werden.

In Bild 5.25 sind die ermittelten Kriechanteile der Umlagerungszone der numerisch betrachteten Proben dargestellt. Dabei wurden die berechneten Proben je Werkstoff und Berechnungszeit in Gruppen zusammengefasst. Unterschieden wird in Bild 5.25

zwischen den Berechnungsfällen für die Ligamentdehnungen $\varepsilon_{v,lig} = 1\%$ (Bild 5.25 a)) und $\varepsilon_{v,lig} = 0,5\%$ (Bild 5.25 b)). Aus den FE-Berechnungen ergeben sich erwartungsgemäß für den Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A größere Umlagerungszonen. Es wird jedoch die Grenzbedingung $d_y \leq W-a$ erfüllt und die Berechnungen sind somit gültig.



a)



b)

Bild 5.25: Kriechanteil der Umlagerungszone d_y der untersuchten Proben, a) $\varepsilon_{v,lig} = 1\%$, b) $\varepsilon_{v,lig} = 0,5\%$

Da die Umlagerungszonen gleich groß bzw. teilweise größer sind als die Anfangsrisslängen, ist wie unter Abschnitt 2.2 dargestellt, die Gültigkeit von K_I nicht gegeben, auch wenn dieser bei Kriechbeanspruchung nur als Hilfsgröße herangezogen wird. Dies begründet zusätzlich die Notwendigkeit eines neuen Konzeptes für die Beschreibung des Anrisses.

5.6 Einordnung der numerischen Ergebnisse in die bruchmechanische Bewertung

5.6.1 Betrachtung bruchmechanischer Parameter

Verdeutlicht werden kann der Einfluss der Verformungsfähigkeit anhand des C^* -Parameters, welcher Kriechverformung und Risswachstum verknüpft, siehe [Bild 5.26](#). Betrachtet werden eine seitengekerbte C(T)25-Probe und eine CT100-Probe aus dem Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA, geprüft bei einer Temperatur von $T = 550 \text{ °C}$. Die Rissinitiierung erfolgte bei beiden nach relativ kurzen Beanspruchungszeiten, siehe [Bild 5.26](#). Der Werkstoff besitzt zu diesem Zeitpunkt eine Zeitbruchdehnung von etwa 20 %, vgl. [Bild 4.4](#).

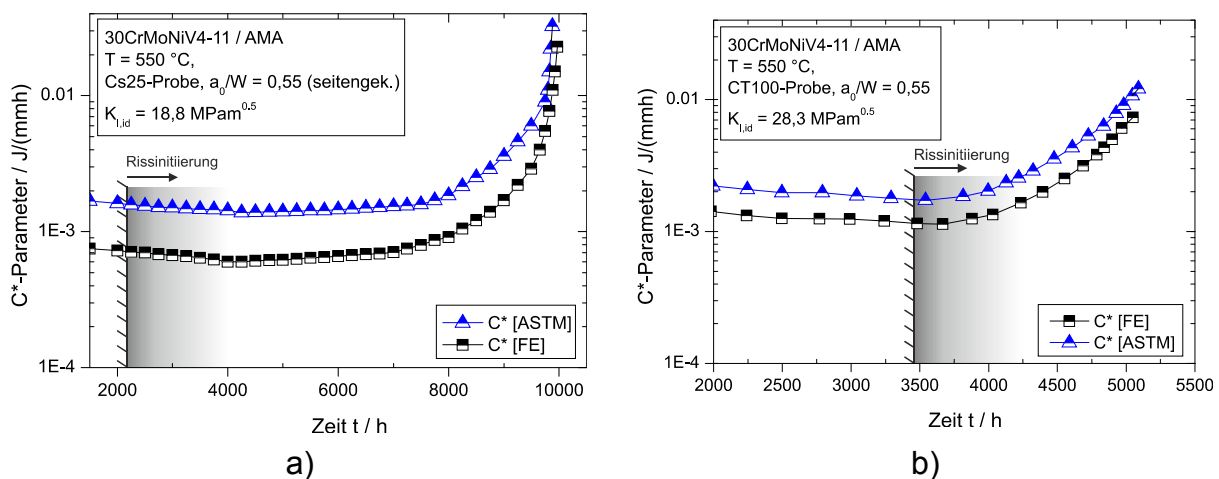


Bild 5.26: C^* -Parameter aus der FE-Berechnung und nach ASTM-Norm, [120], Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA, $T = 550 \text{ °C}$, a) seitengekerbten C(T)25-Probe, b) CT100-Probe, [203].

Der C^* -Parameter ist für je zwei unterschiedliche Proben durch zwei Methoden ermittelt:

- Durch numerische Bestimmung des Kontour-Integrals
- Aus der Lastangriffspunktverschiebegeschwindigkeit nach der Definition der ASTM, [120], siehe Gl. 2.16.

Der verwendete FE-Code ABAQUS[®] bietet die Möglichkeit den C^* -Parameter direkt auszugeben. Durch die Berechnung des Kontour-Integrals unter Verwendung des Kriechmodells ist die Verformungsfähigkeit über das Werkstoffmodell berücksichtigt. Die Bestimmung von C^* nach ASTM-E 1457-00, [120], beinhaltet nur Geometrie- und Lastgrößen. Nach ASTM-Norm ist der C^* -Parameter für beide Proben höher als aus der FE-Berechnung. Es ergibt sich bei der seitengekerbten C(T)25-Probe ein nahezu doppelter C^* -Wert ab der Rissinitiierung nach ASTM im Vergleich zur FE-Berechnung.

Bei der C(T)100-Probe wird die Differenz in den C^* -Werten der beiden Ermittlungsverfahren geringer. Mit zunehmender Probengröße wird durch die steigende Querdehnungsbehinderung das Verformungsvermögen und somit die Konservativität der Beschreibung nach ASTM-Vorschrift verringert. Die Rissinitiierung beginnt bei der C(T)100-Probe später, trotz einer höheren Rissspitzenbeanspruchung als bei der C(T)25-Probe, repräsentiert durch ein höheres $K_{I, id}$. Bezogen auf das ZKD bedeutet dies, dass mit steigender Duktilität des Werkstoffes die Bewertung konservativer wird. Mit steigender Probengröße werden die Proben zu größeren R_K -Werten (in Richtung Rissspitzenschädigung) verschoben.

5.6.2 Modifikation des Zwei-Kriterien-Diagramms anhand der numerische Ergebnisse

Wie in [30] diskutiert, ist die Form (Lage der Grenzfahrstrahlen) des ZKD abhängig vom Verformungsvermögen des betrachteten Werkstoffes. Dies wurde im Gebiet der Rissspitzenschädigung hergeleitet. Zur Ermittlung der Lage des Grenzfahrstrahls zum Ligamentschädigungsgebiet in Abhängigkeit der Werkstoffduktilität dienen die Ergebnisse der rein numerisch betrachteten Proben mit Beanspruchungszeiten zwischen 5.000 h und 200.000 h. Die in diesem Kapitel dargestellte Bewertung bezieht sich daher ausschließlich auf die FE-Berechnungen. Jede der dargestellten Proben erfüllt das dehnungsbasierte Anrisskriterium und weist eine Ligamentdehnung von entweder $\varepsilon_{v, lig} = 1 \%$ oder $\varepsilon_{v, lig} = 0,5 \%$ auf. Die modellierte Rissgröße ist die ermittelte Initiierungsrissgröße a_i . Als Definition der Versagensgrenze der Ligamentschädigung wird das Erreichen von mindestens $\varepsilon_{v, lig} = 1 \%$ angewandt. Die numerisch untersuchten Proben, mit $\varepsilon_{v, lig} = 1 \%$ bei Anriss, belegen dann theoretisch den Knickpunkt des Grenzfahrstrahles zwischen Ligamentschädigungs- und Mischschädigungsgebiet an der Grenze zum Bereich ohne Risswachstum. Die Proben, welche eine Kriechdehnung von $\varepsilon_{v, lig} = 0,5 \%$ erreichen, liegen dann im Gebiet der Mischschädigung. Für diesen Beanspruchungsfall kann somit auf der Basis der Ergebnisse eine neue Risswachstumsgrenze definiert werden.

In Bild 5.27 sind die Berechnungspunkte für den Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA eingetragen. Die Anrissbezugskurve zur Berechnung der R_K -Koordinate wurde anhand des Versagenskriteriums $\Delta a = 0,1 \text{ mm}$ ermittelt und entspricht somit der Definition der dargestellten Proben. Die Anrissbezugskurve ($K_{I, A}$ -Wert) zur Berechnung von R_K ermittelt an seitengekerbten C(T)25-Proben ist in Bild 4.6 dargestellt. Die Proben mit einer Beanspruchungszeit von 10.000 h liegen im Bereich der Mischschädigung. Mit steigender Probengröße sind die Proben in Richtung Rissspitzengebiet verschoben. Die Modifikation für A_U -Werte von beispielsweise 18 % (entspricht einer Prüfdauer von 10.000 h) ist für das ZKD in Bild 5.27 dargestellt.

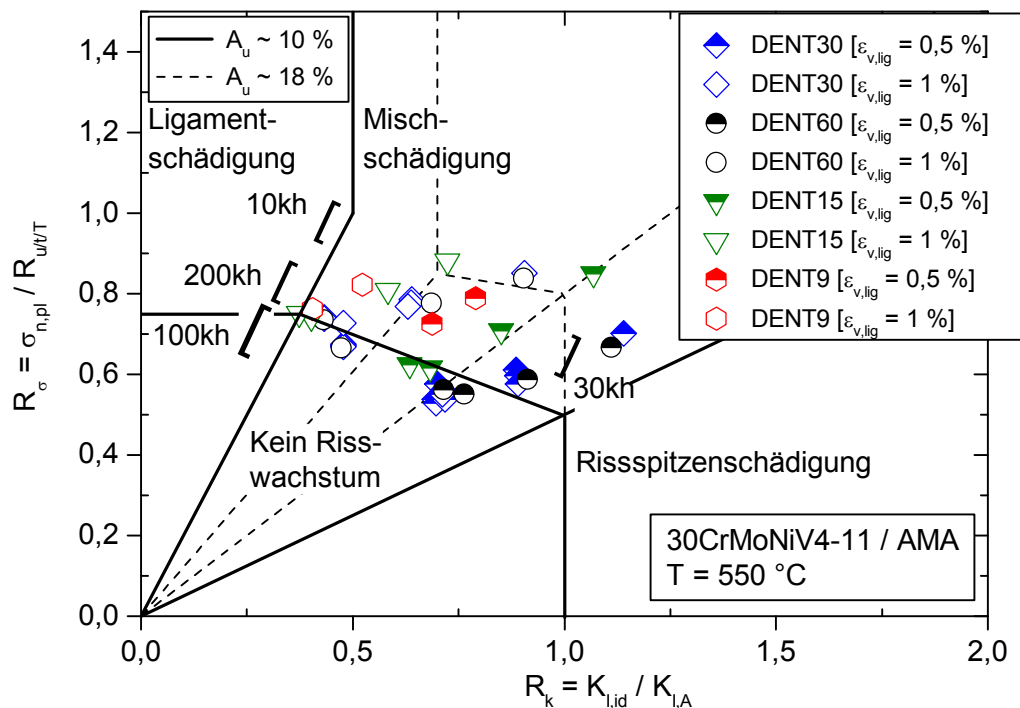


Bild 5.27: Lage der untersuchten Proben im ZKD, Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA, $T = 550 \text{ °C}$, Anrisskriterium $\Delta a = 0,1 \text{ mm}$.

Die Grenzfahrstrahlen des ZKD wurden für Fehlerkonfigurationen festgelegt, welche eine Risserweiterung von $\Delta a = 0,5 \text{ mm}$ aufweisen. Daher können die hier untersuchten Proben mit Belastungszeiten von 100.000 h und 200.000 h im Bereich ohne Risswachstum liegen. Durch Extrapolation auf Basis des oberen Streubandes der Rissfortschrittsskurve können die fiktiven Beanspruchungszeiten der Proben berechnet werden, nach denen eine Risserweiterung von $\Delta a = 0,5 \text{ mm}$ vorliegt. Dies wurde exemplarisch am Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA durchgeführt und in [Bild 5.28](#) dargestellt. Damit liegen auch die Proben für eine Beanspruchungsdauer von 100.000 h außerhalb des Bereichs ohne Rissfortschritt.

Die Auswertungen der DENT-Proben aus dem Werkstoff 28CrMoNiV4-11 / AGB sind in [Bild 5.29](#) dargestellt. Die Anrissbezugskurve ist aus [114] entnommen. Die Zeitbruchdehnung nimmt bei diesem Werkstoff, wie auch bei dem Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA nach etwa 10.000 h ab und erreicht ab 100.000 h Werte zwischen 5 % und 10 %, siehe [Bild A 8](#). Damit bestätigen die Berechnungsergebnisse mit 100.000 h und 200.000 h die ursprüngliche Grenzkurve des ZKD. Für den Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A sind die Ergebnisse in [Bild 5.30](#) dargestellt. Die K_{IA} -Bezugskurve zur Berechnung von R_k ist wie bei den beiden 1 %-Cr-Werkstoffen für seitengekerbte C(T)25-Proben gültig und in [Bild 4.11](#) dargestellt.

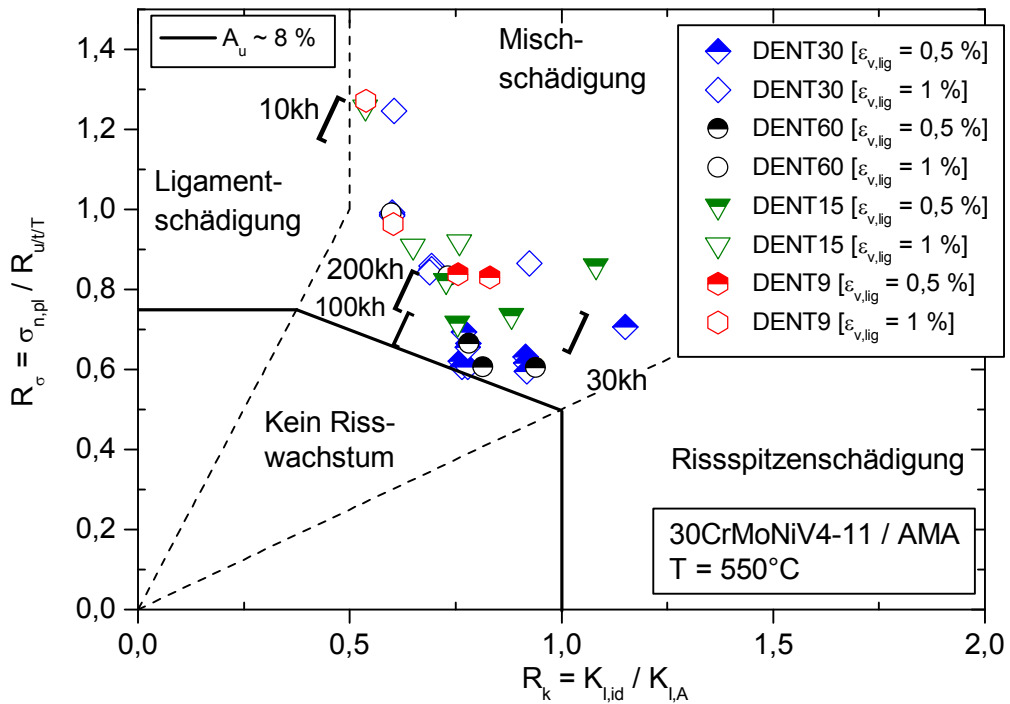


Bild 5.28: Lage der untersuchten Proben im ZKD, Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA, T = 550 °C, Anrisskriterium $\Delta a = 0,5$ mm.

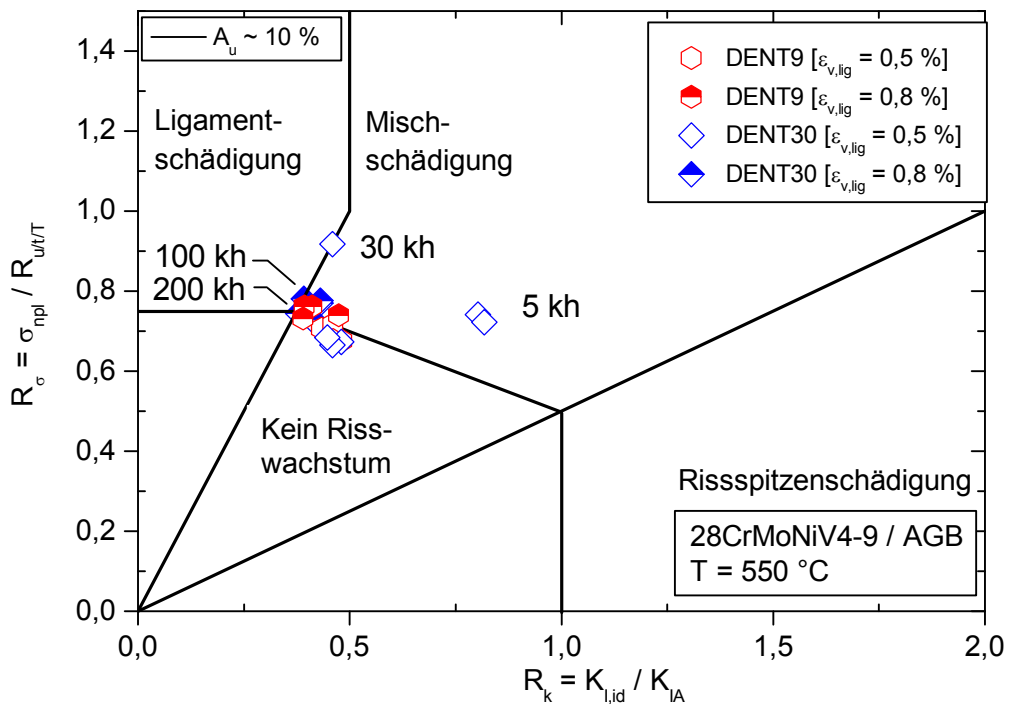


Bild 5.29: Lage der untersuchten Proben im ZKD, Werkstoff 30CrMoNiV4 9 / AGB, T = 550 °C.

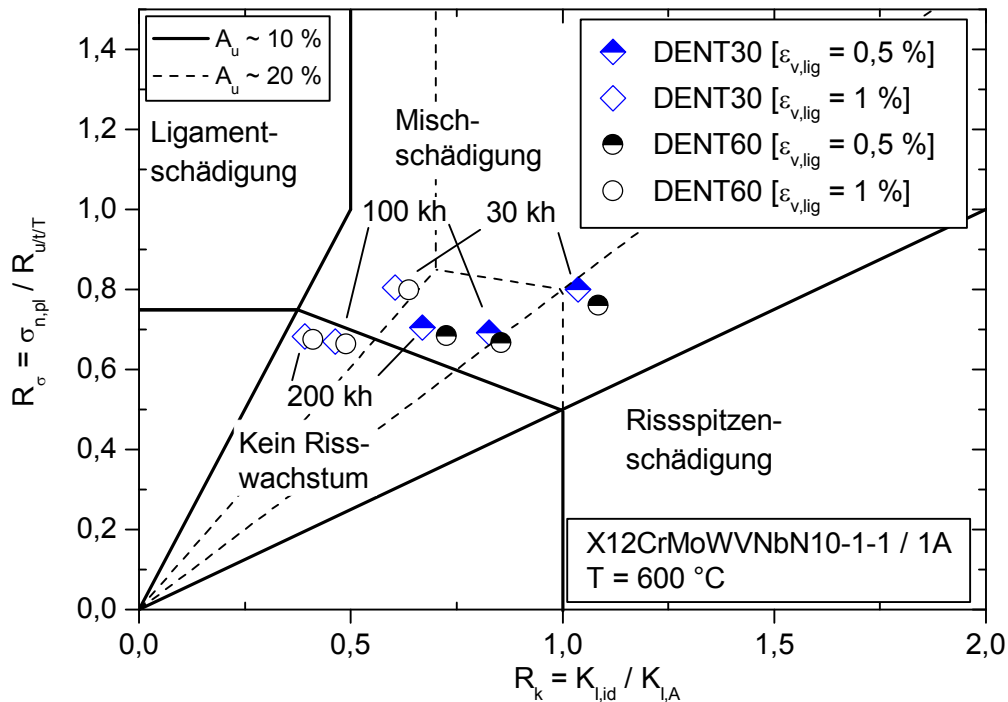


Bild 5.30: Lage der untersuchten Proben im ZKD, Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, T = 600 °C.

Mittels der Modifikation der Grenzkurve, welche für den Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA für Zeitbruchdehnungen von etwa 18 % abgeleitet wurde, können die Proben mit einer Laufzeit von etwa 30.000 h gut beschrieben werden. Für die Beanspruchungsfälle ($\varepsilon_{v,lig} = 0,5\%$ und $\varepsilon_{v,lig} = 1\%$) mit Berechnungszeiten von 100.000 h und 200.000 h ergeben sich durch die im Modell abgebildete hohe Verformungsfähigkeit sehr niedrige Beanspruchungen.

5.7 Beschreibung der Rissinitiierung mittels Schädigungsparameter

Wie in [Kapitel 5.2](#) dargestellt, besteht für den verwendeten Ansatz der Kriechformulierung nach Graham-Walles die Möglichkeit, den lokalen Schädigungszustand über die Darstellung des Parameters D zu berechnen. Dazu muss der Einfluss eines mehrachsigen Spannungszustandes implementiert werden. Es ist dann möglich, Ergebnisse aus Versuchen unterschiedlicher Mehrachsigkeit miteinander zu vergleichen.

Hierzu wurden zunächst die FE-Ergebnisse der zur Anpassung des Mehrachsigkeitseinflusses (Parameter α) nachgerechneten Zeitstandversuche hinsichtlich

- der 1. Hauptkriechdehnung ε_{c1}
- des Schädigungsparameters D ausgewertet.

Die Berechnungsergebnisse der nachgerechneten Zeitstandversuche (ZSV) lagen bis zum experimentell ermittelten Bruchzeitpunkt vor, welcher dann auch den Auswertzeitpunkt der FE-Berechnungen darstellt. Für jede nachgerechnete Zeitstandprobe entsteht so je ein Datenpunkt von 1. Hauptkriechdehnung und Schädigungsparameter zum Bruchzeitpunkt. Durch Erzeugung einer Mittelwertkurve entsteht eine Grenzkurve, mit welcher dann Berechnungsergebnisse an DENT-Proben verglichen werden können. Die DENT-Proben wurden bis zur Rissinitiierung berechnet. Dargestellt sind im Folgenden jeweils die Maximalwerte. Diese wurden an den in Bild 5.31 in den Proben eingetragenen Stellen ermittelt.

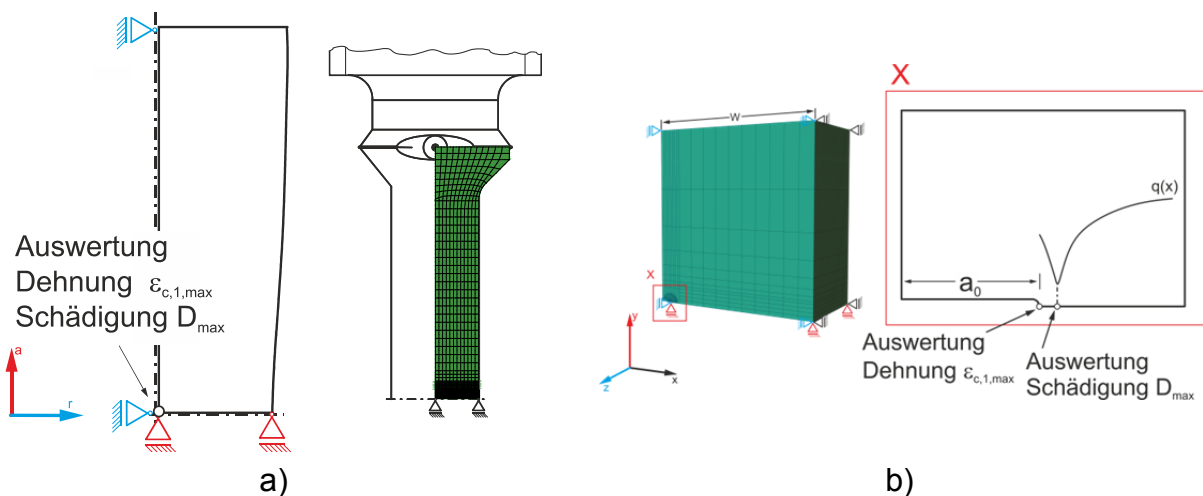


Bild 5.31: Auswertpositionen der Berechnungen a) Zeitstandproben, b) Bruchmechanikproben

Ergebnisse von Nachrechnungen von Experimenten mit Bruchmechanikproben

In Bild 5.32 sind FE-Berechnungsergebnisse von Zeitstandproben und Bruchmechanikproben miteinander verglichen für den Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA. Dargestellt ist die 1. Hauptkriechdehnung, Bild 5.32 a) und der maximale Schädigungsparameter D , Bild 5.32 b). Das Kriechmodell ist unter Anwendung des werkstoffspezifisch ermittelten Parameters α ($\alpha = 0,354$, siehe Tabelle 5.1) in der Lage, den Einfluss von Spannungszuständen unterschiedlicher Mehrachsigkeit auf das Werkstoffverhalten richtig darzustellen. Dies zeigt sich in der Übereinstimmung der lokal berechneten Dehnungen zum jeweiligen Versagens- bzw. Rissinitiierungszeitpunkt der Zeitstandversuche und der DENT-Proben. Analog zu der berechneten maximalen 1. Hauptkriechdehnung aus den Nachrechnungen bzw. dem zeitlichen Verlauf der Zeitbruchdehnung A_u (Bild 4.4) sinkt der berechnete Maximalwert des Schädigungsparameters nach einer Beanspruchungszeit von etwa 10.000 h ab. Der maximal erreichbare Wert von D ist demnach abhängig von der Verformungsfähigkeit des Werkstoffes. Die berechneten maximalen Schädigungsparameter D der Proben mit einer Breite

$B = 30$ mm sowie $B = 15$ mm und $B = 9$ mm stimmen gut mit den Werten aus den Zeitstandversuchen bei entsprechender Laufzeit überein. Die Auswertung liefert leicht höhere Werte von D in den Bruchmechanikproben mit Breite $B = 60$ mm.

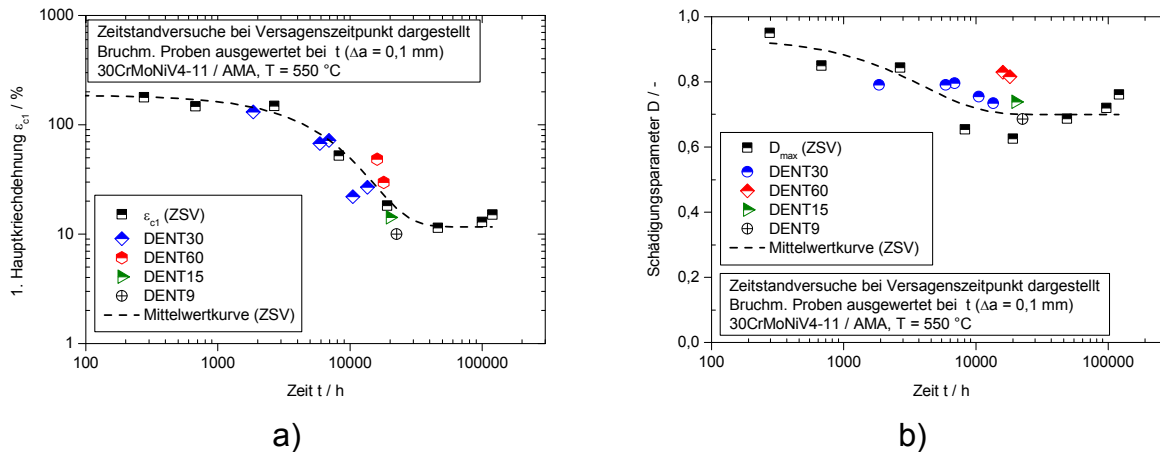


Bild 5.32: Ergebnisse der Nachrechnung von Zeitstandversuchen (ZSV) und von experimentell untersuchten Bruchmechanikproben, Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA, $T = 550$ °C, a) 1. Hauptkriechdehnung b) Max. Schädigungsparameter D

Der Ansatz der effektiven Spannung, ausgedrückt durch den Schädigungsparameter D , beschreibt eine Schädigungsentwicklung, welche durch die Bildung von Kriechporen als versagensrelevanten Prozess bestimmt ist. Dargestellt werden kann dies beispielsweise über die Porendichte $N_A(P)$, d. h. Porenanzahl pro Fläche. Die oben dargestellte Auswertung und die gute Übereinstimmung der numerisch ermittelten Kriechdehnungen in Bruchmechanikproben und Zeitstandproben zeigt, dass für den untersuchten Werkstoff die Kriechporenentwicklung zur Beurteilung des Schädigungszustandes herangezogen und über den Parameter D beschrieben werden kann. Aus den Zeitstandproben ergibt sich ein Wertebereich des Schädigungsparameters zwischen 0,65 und 0,92. Die bruchmechanischen Proben fallen in diesen Bereich und liegen nahe der für die Zeitstandproben eingetragenen Mittelwertkurve. Für praxisnahe Beanspruchungszeiten über 100.000 h ergibt sich ein Wert von $D = 0,7$.

Die Berechnungsergebnisse für den 1 %-Cr-Stahl 28CrMoNiV4-9 / AGB sind in [Bild 5.33 a\)](#) für die lokal berechnete 1. Hauptkriechdehnung und in [Bild 5.33 b\)](#) für den lokal berechneten Schädigungsparameter dargestellt. Der Vergleich zeigt, dass mit dem Werkstoffmodell die Übertragbarkeit von einachsigen Zeitstandproben auf mehrachsige Bruchmechanikproben auch für einen Werkstoff mit geringer Zeitbruchdehnung möglich ist. Es ergibt sich für den Schädigungsparameter ein Wertebereich zwischen $D = 0,5$ und $D = 0,9$. Die in den bruchmechanischen Proben berechneten Wer-

te für D liegen in diesem Bereich, nahe an der dargestellten Mittelwertkurve der Werte aus den Zeitstandversuchen. Für Beanspruchungszeiten über 100.000 h ergibt sich ein D von 0,6.

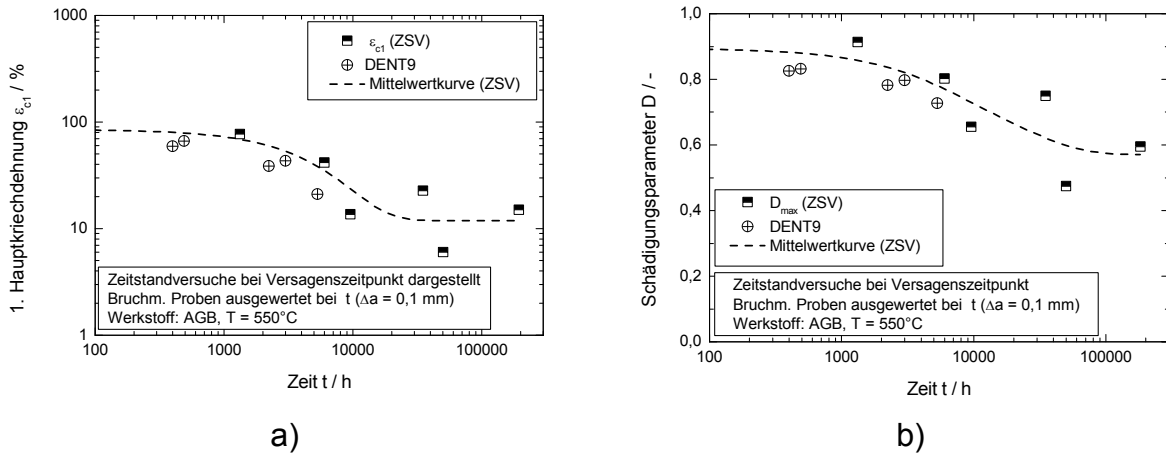


Bild 5.33: Ergebnisse der Nachrechnung von Zeitstandversuchen (ZSV) und von experimentell untersuchten Bruchmechanikproben, Werkstoff 28CrMoNiV4-9 / AGB, T = 550 °C, a) 1.Hauptkriechdehnung b) Max. Schädigungsparameter D

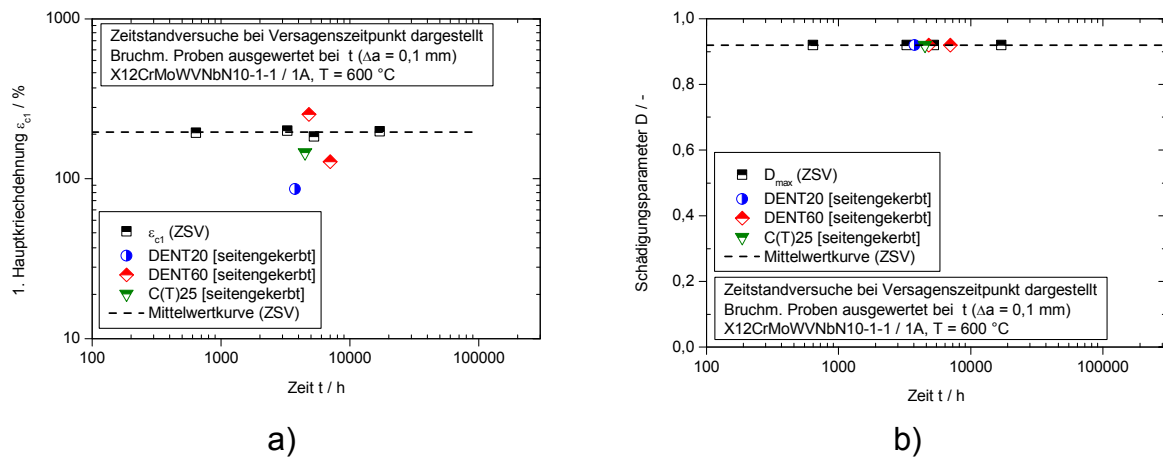


Bild 5.34: Ergebnisse der Nachrechnung von Zeitstandversuchen (ZSV) und von exp. untersuchten Bruchmechanikproben, Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, T = 600 °C, a) 1.Hauptkriechdehnung b) Max. Schädigungsparameter D

Die Ergebnisse der Nachrechnungen von Zeitstandversuchen und Bruchmechanikversuchen am Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A sind für die 1. Hauptkriechdehnung in **Bild 5.34 a)**, für die maximale Kriechschädigung in **Bild 5.34 b)** gegenübergestellt. Die lokal berechnete, maximale Kriechdehnung der Zeitstandversuche liegt bei hohen,

nahezu konstanten Werten. Die Auswertung ergibt eine mäßig gute Übereinstimmung zwischen den maximal errechneten Kriechdehnungen der Zeitstandversuche und den bruchmechanischen Versuchen. Durch die numerisch notwendige Begrenzung von $D < 1$, wurde (auch für die 1 %-Cr-Werkstoffe) $D = 0,92$ definiert. Dieser wurde für den 10 %-Cr-Werkstoff bei den Berechnungen vor dem im Versuch ermittelten Versagenszeitpunkt erreicht.

Berechnungsergebnisse an rein numerisch betrachteten Bruchmechanikproben

Die gleiche Methodik wie im vorangegangenen Abschnitt wurde im Folgenden auf rein numerisch untersuchte DENT-Proben angewandt, welche die Bedingung nach Gl. 1.1 erfüllen und die unter Abschnitt 5.5 ermittelte Initiierungsrissgröße (zusammengestellt in Tabelle A 4 bis Tabelle A 9) aufweisen. Es soll hier nur auf die Berechnungen an DENT-Proben mit $\varepsilon_{v,lig} = 1\%$ eingegangen werden. Für $\varepsilon_{v,lig} = 0,5\%$ sind vergleichbare Ergebnisse ermittelt worden. Daher werden nur die Ergebnisse für $\varepsilon_{v,lig} = 1\%$ bzw. $\varepsilon_{v,lig} = 0,8\%$ für den Werkstoff 28CrMoNiV4-9 / AGB beispielhaft dargestellt.

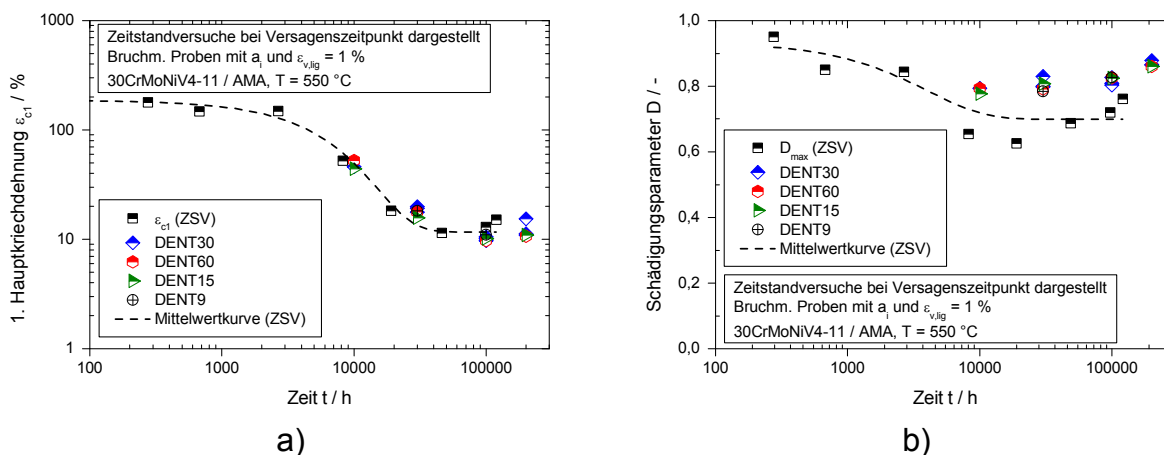


Bild 5.35: Berechnungsergebnisse von Zeitstandversuchen (ZSV) und DENT-Proben, Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA, $T = 550\text{ °C}$, a) 1. Hauptkriechdehnung b) Schädigungsparameter D

In Bild 5.35 sind die Berechnungsergebnisse für die 1. Hauptkriechdehnung (Bild 5.35a)) und für den Schädigungsparameter D (Bild 5.35b)) zusammengestellt. Die berechneten Dehnungswerte der 1. Hauptkriechdehnung in den DENT-Proben stimmen gut mit den Werten aus den Zeitstandversuchen überein. Die Werte des Schädigungsparameters D der DENT-Proben liegen mit einem D von etwa 0,8 über den Werten der Zeitstandproben.

Die Berechnungsergebnisse für die rein numerisch untersuchten Proben am Werkstoff 28CrMoNiV4-9 / AGB sind in Bild 5.36a) (1. Hauptkriechdehnung), bzw. in Bild 5.36b)

(Schädigungsparameter D) eingetragen. Die berechneten Werte für die 1. Hauptkriechdehnung sowie des Schädigungsparameters stimmen gut mit der Mittelwertkurve der Berechnungsergebnisse der Zeitstandversuche überein.

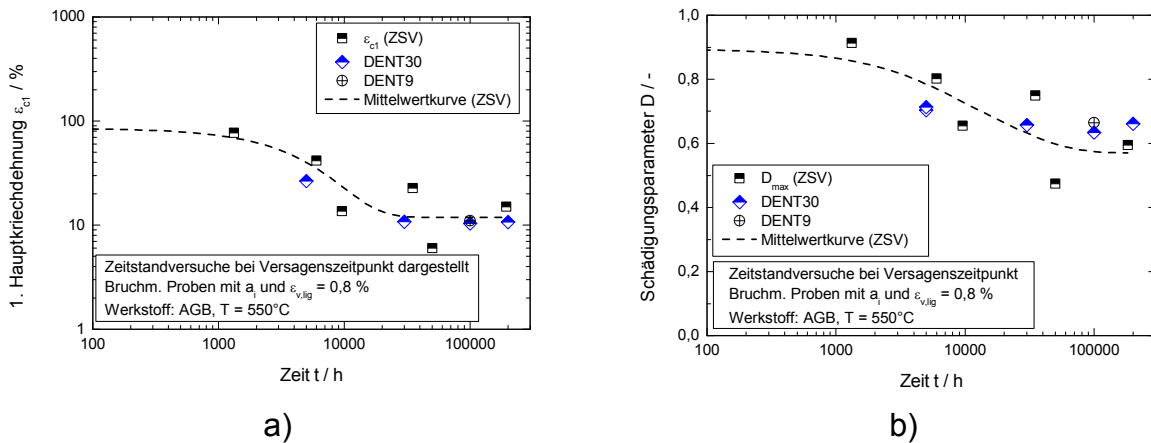


Bild 5.36: Berechnungsergebnisse von Zeitstandversuchen (ZSV) und DENT-Proben, Werkstoff 28CrMoNiV4-9 / AGB, T = 550 °C, a) 1.Hauptkriechdehnug b) Schädigungsparameter D

Bei Beanspruchungszeiten von 100.000 h und 200.000 h liegt die berechnete Kriechschädigung an den DENT-Proben etwas über den Berechnungsergebnissen aus den Zeitstandversuchen. Dies wurde bereits bei den Ergebnissen des anderen 1 % Cr-Stahles 30CrMoNiV4-11 / AMA beobachtet, vgl. Bild 5.35.

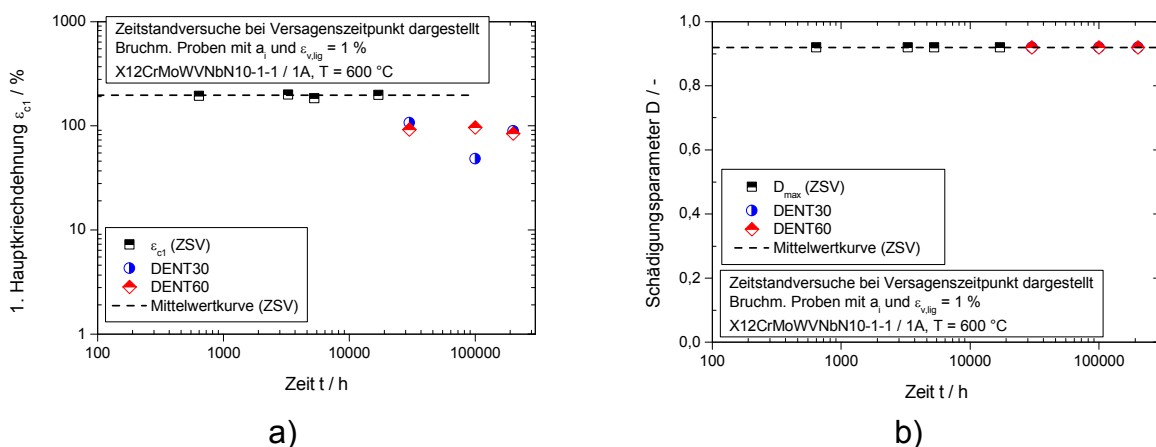


Bild 5.37: Berechnungsergebnisse von Zeitstandversuchen (ZSV) und DENT-Proben, Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, T = 600 °C, a) 1.Hauptkriechdehnug b) Schädigungsparameter D

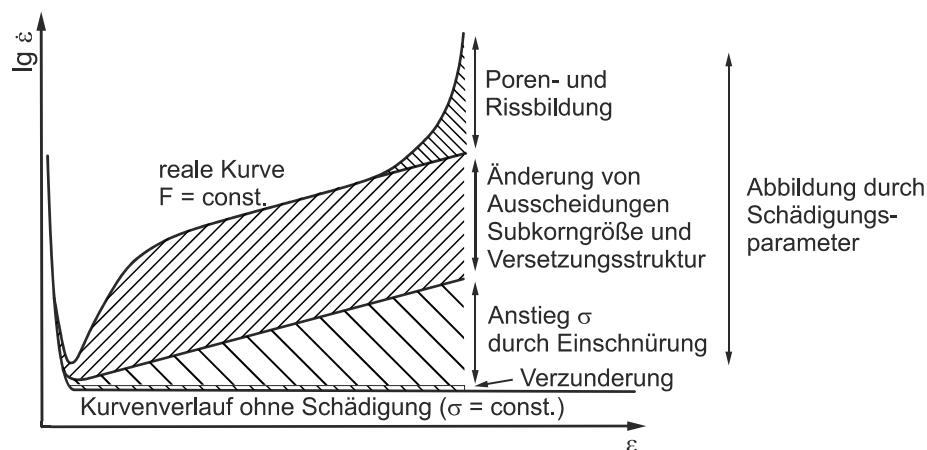
Im Vergleich zeigt sich, dass die berechneten Schädigungsparameter sowie die maximalen Kriechdehnungen bei 28CrMoNiV4-9 / AGB niedriger liegen als beim 30CrMoNiV4-11 / AMA. Aus einem niedrigeren Schädigungsparameter zum Zeitpunkt des Probenversagens der Zeitstandproben bzw. der Rissinitiierung der Bruchmecha-

nikproben kann gefolgert werden, dass der sprödere Werkstoff weniger schädigungstolerant ist.

Die Ergebnisse für die Proben aus X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A sind in [Bild 5.37a](#)) (1. Hauptkriechdehnung) und [Bild 5.37b](#)) (Schädigungsparameter D) dargestellt. Für die DENT-Proben werden geringere Werte für die 1. Hauptkriechdehnung ermittelt als in den Berechnungen für die Zeitstandversuche. Die Beschreibung der Schädigungsentwicklung für den untersuchten duktilen 10 %Cr-Stahl ist weiter zu untersuchen und zu modifizieren, sodass das Werkstoffverhaltens rechnerisch besser abgebildet werden kann.

5.8 Verknüpfung von Schädigungsparameter D und der Mikrostruktur

Eine Berechnung des Anrisszeitpunktes mit dem Schädigungsparameter D kann die bruchmechanische Bewertung ersetzen und somit die Bewertung bezüglich der (Rest-) Lebensdauer von Proben und auch realen Komponenten vereinfachen. Die zunehmende Schädigung im Werkstoff äußert sich makroskopisch in einer Veränderung, meist einer Zunahme, der Kriechdehnrate unter Beanspruchung. Mikroskopisch kann die Schädigung in einer Veränderung der Versetzungsdichte, der Veränderung des Ausscheidungszustandes und der Entstehung von Kriechporen festgestellt werden, [53]. Dies ist schematisch in [Bild 5.38](#) gezeigt.



[Bild 5.38](#): Einflüsse auf die Kriechdehnrate, schematisch, [98].

Die Anteile der einzelnen Mechanismen können abhängig vom Werkstoff von der Darstellung abweichen und auch der Beginn der Kriechporenbildung kann in dieser Darstellung bei kleineren Dehnungswerten beginnen. Der Schädigungsparameter D ist im verwendeten Kriechgesetz so implementiert, dass er den gesamten Anstieg der Kriechdehnrate beschreibt. Bei den untersuchten Proben und auch für reale, dickwandige Komponenten ist der in [Bild 5.38](#) dargestellte Einfluss einer Spannungserhöhung

durch Einschnüreffekte nicht vorhanden. Die folgenden Auswertungen konzentrieren sich deshalb auf die Betrachtung der Entwicklung von Versetzungsdichte und Subkorngröße sowie der Kriechporenbildung.

1 %-Cr-Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA

Die Porendichte kann wie in [58] dargestellt über der 1. Hauptkriechdehnung aufgetragen werden, siehe Bild 5.39. Mit zunehmender Beanspruchungszeit nimmt die Kriechporenbildung zu. Die maximale, bis zum Bruchzeitpunkt akkumulierte, 1. Hauptkriechdehnung nimmt mit zunehmender Beanspruchungszeit ab, der Werkstoff versprödet, [29].

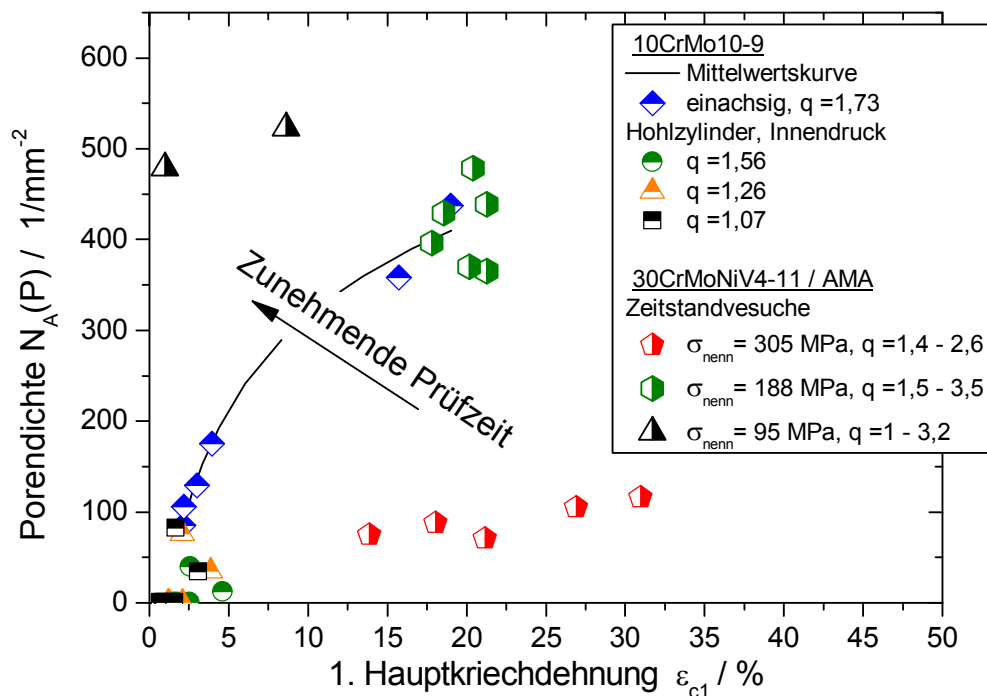


Bild 5.39: Porendichte in Abhängigkeit von der Verformung mit Daten aus [58].

In [40], [149] und [150] wurde eine abnehmende Verformungsfähigkeit mit steigender Anzahl an Kriechporen durch deren gegenseitige Beeinflussung begründet. Porenbildung wird dabei durch Bildung von nicht verformbaren Ausscheidungen, beispielsweise Mo₂C-Karbide, und der Laves-Phase beschleunigt, [29], [152], [153] und [154]. In den ausgewerteten Zeitstandproben (dargestellt in Kapitel 4.3.1) konnten mit zunehmender Beanspruchungszeit eine steigende Anzahl Mo₂C-Karbide mit wachsender Größe und große Laves-Phase-Partikel gefunden werden.

In Bild 5.40 sind die aus den Zeitstandversuchen ermittelten Porendichten der berechneten Kriechdehnung sowie der Mehrachsigkeit q gegenübergestellt. Nehmen die Dehnung und der Grad der Mehrachsigkeit zu, dann erhöht sich zunächst die Anzahl

der Kriechporen. Die Probe 55z58 mit der längsten Beanspruchungsdauer (137.497 h) weist jedoch bei geringerer 1. Hauptkriechdehnung dennoch die höchste Porendichte auf, was den „Versprödungseffekt“ widerspiegelt. In der Verformung der Zeitstandproben drückt sich dies neben einem Rückgang der Zeitbruchdehnung auch durch eine Abnahme der Brucheinschnürung aus. Dieser Effekt konnte durch das Berechnungsmodell unter Verwendung des Parameters $\alpha = 0,354$ abgebildet werden, siehe Abschnitt 5.2.

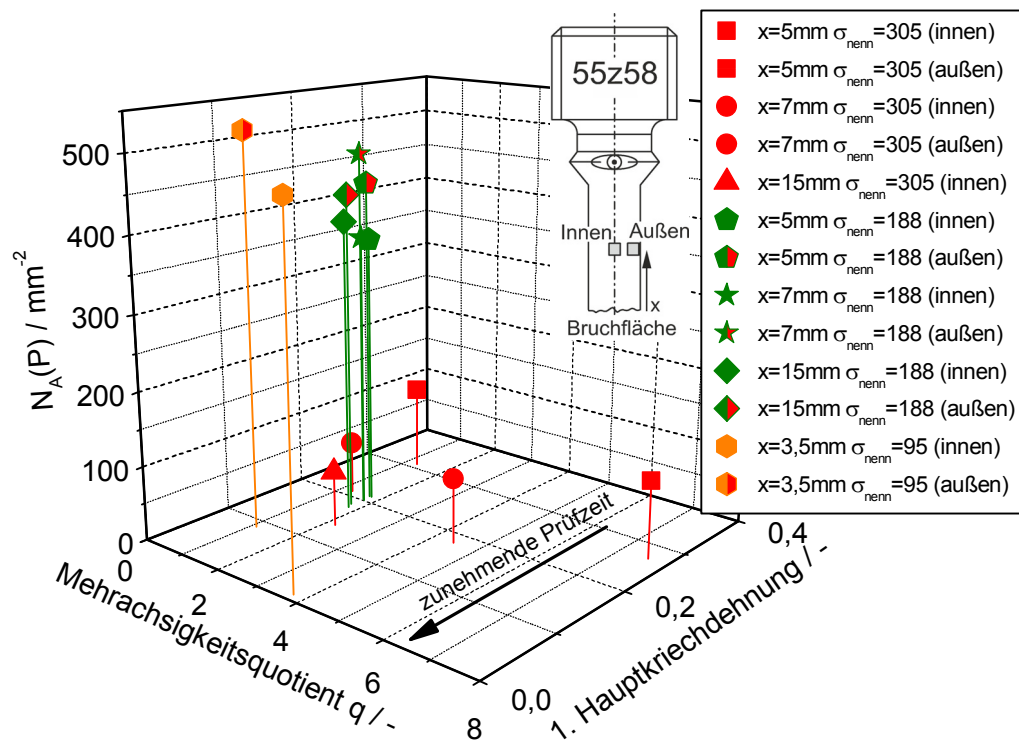


Bild 5.40: Porendichte in der Zeitstandprobe 55z58 in Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes und der Verformung, [177]

In [204] wurde gezeigt, dass Änderungen der Versetzungsdichte aus der Verformung resultieren. Mit zunehmender Kriechdehnung kann bei diesem 1 %-Cr-Werkstoff eine Abnahme der Versetzungsdichte bei gleichzeitiger Zunahme der Subkorngröße festgestellt werden, [Bild 5.41](#). Die Bezeichnungen sind aus [Bild 4.19](#) in Abschnitt 4.4.1 entnommen. Sowohl die Versetzungsdichte als auch die Subkorngröße zeigen in der Darstellung ab einer bestimmten Vergleichskriechdehnung ein stationäres Verhalten. Auch ist die Änderung beider Größen im unbelasteten Probenkopf der Zeitstandprobe 55z58 im Vergleich zum Ausgangszustand deutlich geringer als in den beanspruchten Bereichen. Die beiden Zeitstandproben 55z58 und 55z309 weisen unterschiedliche Vergleichskriechdehnungen und auch unterschiedliche Beanspruchungen auf ($\sigma_n = 95$ MPa bei der Probe 55z58; $\sigma_n = 188$ MPa bei der Probe 55z309). Die gemessene Versetzungsdichte und auch Subkorngröße sind jedoch fast gleich. Die untersuchte

DENT-Probe A252D061 weist höhere Spannungen im untersuchten Bereich auf ($\sigma_1 = 312 \text{ MPa}$; $\sigma_{VM} = 224 \text{ MPa}$). Die in der DENT-Probe ermittelte Subkorngröße und Versetzungsdichte sind mit den Werten aus den Zeitstandproben vergleichbar, siehe Bild 5.41. Die beiden Größen sind somit nur von der (Vergleichs-)Kriechdehnung abhängig. In [61] wurde deshalb die Subkorngröße als geeignet beschrieben zur Bestimmung der Lebensdauer.

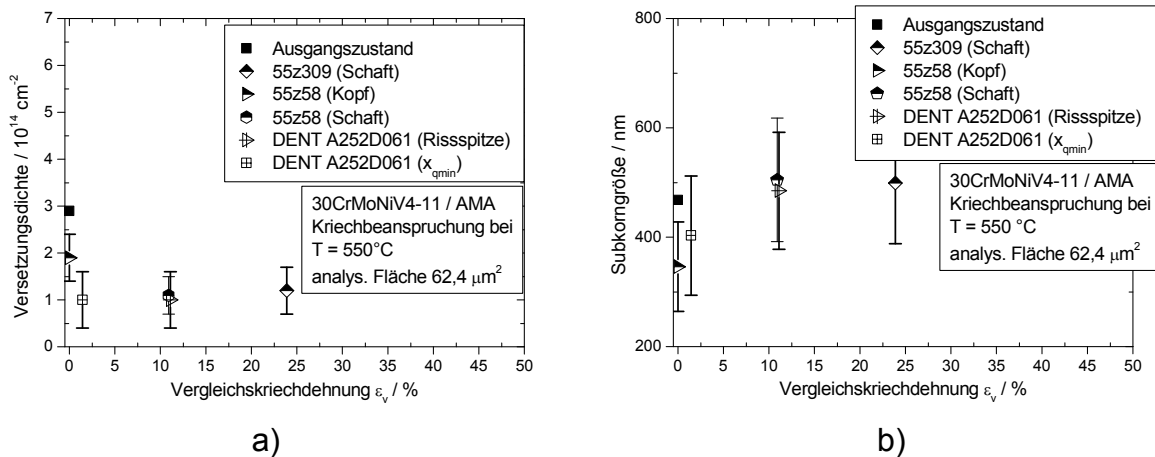


Bild 5.41: Versetzungsdichte und Subkorngröße unter Kriechbeanspruchung bei $T = 550 \text{ °C}$ in 30CrMoNiV4-11 / AMA in Abhängigkeit der Verformung, a) Versetzungsdichte b) Subkorngröße.

Versetzungsdichte und Subkorngröße sind abhängig von der erreichten Verformung und zeigen für den Werkstoff jeweils einen Grenzwert, siehe Bild 5.41. Wird die Änderung der beiden Größen als Maß für die fortschreitende Schädigung angesehen, so nimmt deren Anteil an der Gesamtschädigung ab. Für längere Beanspruchungszeiten dominiert dann Schädigung durch Kriechporenbildung. Dies äußert sich dann in einer über die Zeit veränderlichen Zeitbruchdehnung, wie bei diesem Werkstoff beobachtet. Denn bei der Probe 55z58 ist bis zum Versagenszeitpunkt ($t_u = 137.471 \text{ h}$) die Subkorngröße nicht angestiegen und die Versetzungsdichte nicht so deutlich abgefallen wie bei der Probe 55z309 ($t_u = 8.931 \text{ h}$), die Porendichte ist jedoch höher, siehe Abschnitt 4.1.1. Diesen Effekt bildet der Schädigungsparameter ab und hat dadurch prinzipiell den gleichen Verlauf die die Zeitbruchdehnung A_u , wie aus den Ergebnissen in Kapitel 5.7 hervorgeht. Damit ist die Beschreibung des Versagenszeitpunktes mittels D möglich und die Bedingungen nach [205] für die Anwendung eines einzelnen Schädigungsparameters erfüllt.

10 %-Cr-Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A

Die Auswertung der Kriechporenentwicklung in Abschnitt 4.3.1 ergab, dass die Ausbildung von Kriechporen bedingt geeignet ist, um den Schädigungszustand für praxisre-

levante Beanspruchungsfälle zu belegen. Die Poren werden erst sehr spät, d.h. im Tertiärbereich gebildet, [53], [54] und [58], und sind somit in Komponenten unter Kriechbeanspruchung in der Regel erst dann nachweisbar. Sie sind daher zur Beurteilung des Schädigungszustandes in Komponenten nicht geeignet, da aus Sicherheitsgründen der Betrieb nicht bis in diesen Kriechbereich erfolgt. Zur Beschreibung des Schädigungszustandes kommen prinzipiell wie bei dem untersuchten 1 %-Cr-Stahl Ausscheidungszustand, Versetzungsdichte und Subkorngröße in Frage.

Da Versetzungsdichte und Subkorngröße verformungskontrolliert sind, wurden in [121] die gemessene Versetzungsdichte und die Subkorngröße über der berechneten Vergleichskriechdehnung aufgetragen, siehe Bild 5.42. Mit zunehmender Verformung ist eine Abnahme der Versetzungsdichte bzw. eine Zunahme der Subkorngröße festzustellen. Die Bezeichnungen sind in Abschnitt 4.4.2 in Bild 4.30 definiert. Es sind die Ergebnisse der C(T)-Probe sowie des Hohlzylinders mit relativ geringen Verformungen dargestellt.

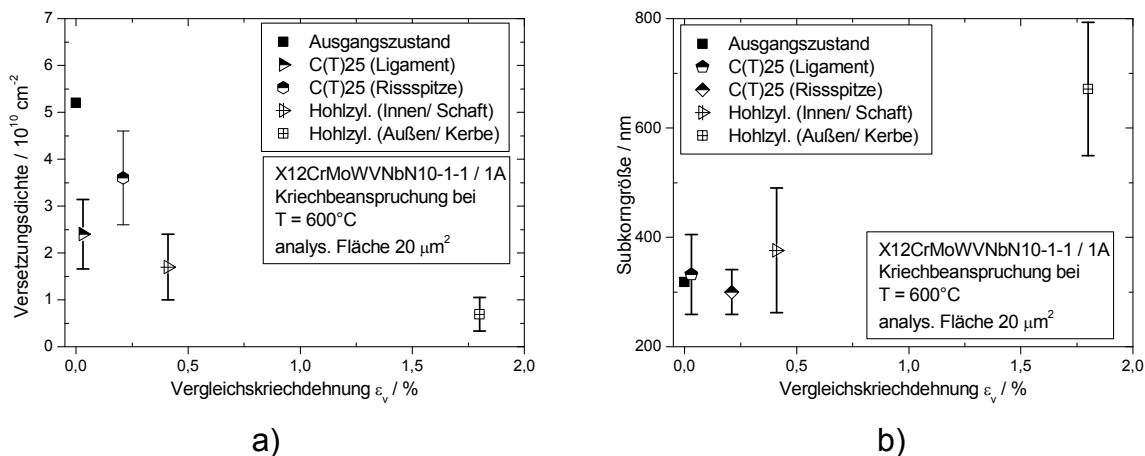


Bild 5.42: Versetzungsdichte und Subkorngröße unter Kriechbeanspruchung bei $T = 600 \text{ }^\circ\text{C}$ in X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A in Abhängigkeit der Verformung, a) Versetzungsdichte b) Subkorngröße [121].

6 Schlussfolgerungen und Fazit

Das ZKD erlaubt durch die Unterscheidung in einzelne Versagensmechanismen (Ligament bzw. Risspitzenschädigung) eine Vereinfachung von Berechnungsprozeduren in der Bauteilauslegung bei überwiegender Ligamentschädigung. In diesem Fall kann auf komplexe bruchmechanische Konzepte verzichtet werden. Deshalb wurde die Anwendbarkeit des ZKD im Hinblick auf diese Vereinfachung untersucht und optimiert. Dazu waren numerische Untersuchungen notwendig, die eine Korrelation zwischen den bruchmechanischen Parametern und dem Dehnungsfeld am versagensbestimmenden Ort vor der Risspitze herstellen.

Zwei-Kriterien-Diagramm

Das ZKD wurde für Proben aufgestellt und verifiziert, aus Werkstoffen mit einer Zeitbruchverformung A_u von $8 \div 10$ %. Es konnte anhand der Untersuchungen von Werkstoffen unterschiedlicher Duktilität nachgewiesen werden, dass das ZKD sehr große Sicherheitsreserven beinhaltet, wenn Werkstoffe höherer Duktilität zum Einsatz kommen. Die Beanspruchbarkeit solcher Werkstoffe (mit hohem Verformungsvermögen) wird somit nicht voll ausgenutzt. Mit den experimentellen und numerischen Untersuchungen konnten die Grenzkurven im Bereich der Ligamentschädigung, wie in Bild 6.1 dargestellt, neu festgelegt und verifiziert werden am Beispiel der Grenzkurven für die Zeitbruchdehnung von 20 %. Damit kann beim Einsatz des ZKD der Werkstoff besser ausgenutzt werden und es können Beanspruchungsfälle identifiziert werden, welche vereinfachend keine bruchmechanische Bewertung notwendig machen.

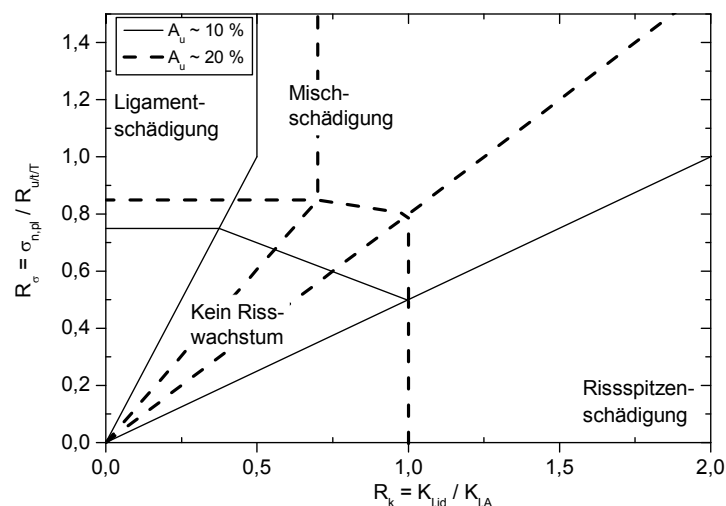


Bild 6.1: Darstellung der ermittelten Modifikation des ZKD.

Numerische Beschreibung der Rissinitiierung

Für die numerischen Untersuchungen zur Verbesserung der Beschreibung mit dem ZKD wurde ein Konzept zur Bestimmung der Rissinitiierung erstellt. Dieses verknüpft einen Dehnungszustand an einer versagenskritischen Stelle mit der für den betrachteten Werkstoff maximal möglichen Verformbarkeit. Als versagenskritisch wurde die Stelle der maximalen Mehrachsigkeit identifiziert, da mit zunehmendem Grad der Spannungsmehrachsigkeit die Verformungsfähigkeit des Werkstoffes reduziert wird. Diese Stelle befindet sich bei den untersuchten Proben im Rissspitzennahbereich. Metallografische Untersuchungen belegen dies. Betrachtet wurden an dieser Stelle die maximale Kriechdehnung, die 1. Hauptkriechdehnung, sowie der Mehrachsigkeitsgrad des Spannungszustandes. Als Grenzwert der Verformungsfähigkeit unter Kriechbeanspruchung wird i.d.R. die Zeitbruchdehnung A_u bei einachsig beanspruchten Proben bestimmt. Bei duktilen Werkstoffen ($A_u \geq 20\%$) tritt im Zeitstandversuch Probeneinschnürung auf und beeinflusst somit den ermittelten Wert für A_u . In den betrachteten Proben wie auch in Komponenten mit entsprechender Wanddicke kann diese Einschnürung nicht auftreten. Daher wurde für das Konzept die Referenzdehnung ε_g als Maß für die maximale Verformbarkeit eingeführt. Der Grad der Mehrachsigkeit wurde mit dem Mehrachsigkeitsquotienten q nach Clausmeyer quantifiziert und in den Ansatz nach Cocks und Ashby eingebunden. Mit diesem Konzept und der Einbindung der Spannungsmehrachsigkeit war es möglich den im Experiment ermittelten Zeitpunkt der Rissinitiierung zu berechnen.

In Erweiterung der numerischen Analysen wurde der im Kriechgesetz implementierte phänomenologische Schädigungsparameter D betrachtet. Der Schädigungsparameter konnte durch mikrostrukturelle Vorgänge physikalisch begründet werden und somit rechnerisch ein werkstoffabhängiger Wert für D bei Beginn des Rissfortschritts an rissbehafteten Proben ermittelt werden. Für die untersuchten Werkstoffe wurden Werte für D zwischen 0,6 bis 0,92 ermittelt. Der Wert steigt dabei zusammen mit der jeweiligen Zeitbruchdehnung des Werkstoffes an. Die Anwendung auf mehrachsig beanspruchte Bruchmechanikproben und einachsig beanspruchte Zeitstandproben zeigte, dass das Modell die Versagenszeitpunkte anhand des Schädigungsparameters bestimmen konnte und somit die Übertragbarkeit für unterschiedliche Mehrachsigkeitsgrade gegeben ist. Damit kann das Modell auch bei rissbehafteten Bauteilen und Strukturen angewandt werden und der Versagenszeitpunkt unter Verwendung des Schädigungsparameters bestimmt werden.

Vereinfachung der Bestimmung der Rissinitiierung / Rissinitiierungsgröße a_i

Das ZKD unterscheidet Risskonfigurationen nach dem dominanten Versagensmechanismus. Bei Rissspitzenschädigung ist die Beanspruchung an der Rissspitze entscheidend, und der Riss bruchmechanisch zu bewerten. Ligamentschädigung bedeutet,

dass die im Ligament akkumulierte Vergleichskriechdehnung $\epsilon_{v,lig}$ die Betriebsdauer des Bauteils begrenzt. Beanspruchungsfälle im Bereich der Ligamentschädigung weisen i.d.R. kurze Risse auf. Bei Anwendung auf kurze Risse besitzt der Bruchmechanik-Parameter K_I jedoch eingeschränkte Gültigkeit, was sich auch auf die Anwendung des ZKD auswirkt.

Ausgehend von einer Vergleichskriechdehnung $\epsilon_{v,lig}$ von 1 % im Ligament wurden die Ergebnisse der numerischen Analyse verwendet um die Grenze im ZKD zum Ligamentschädigungsbereich zu bestimmen, d.h. Rissinitiation vor Erreichen der Dehnung $\epsilon_{v,lig}$ ausgeschlossen werden kann. Dadurch wurden Rissgrößen identifiziert, für die eine vereinfachte Berechnungsmethodik, ohne bruchmechanischen Ansatz möglich ist. Die Größe dieser Risse wurde als Initiierungsrissgröße a_i bezeichnet.

Neben $\epsilon_{v,lig}$ von 1 % wurden die Fälle betrachtet, bei denen ein $\epsilon_{v,lig}$ von jeweils 0,2 % bzw. 0,5 % auftrat. Anhand Berechnungsergebnisse konnte zudem der Einfluss der Verformungsfähigkeit auf das Rissinitiationsverhalten quantifiziert werden. Dies bedeutet, dass zwischen der Zeitbruchdehnung A_u und Risskonfigurationen für welche die einfache Betrachtung von $\epsilon_{v,lig}$ erlaubt ist, ein Zusammenhang gefunden werden konnte, siehe Bild 6.2. Werden für die Ligamentdehnung, d.h. die Dehnung im Restquerschnitt eines Bauteils, Grenzwerte festgelegt, bei der z.B. ein Bauteil weiter zu untersuchen ist, können abhängig von dieser Dehnung mit diesem Ansatz tolerierbare Rissgrößen definiert werden. So kann bei einer Ligamentdehnung von 1 % und einer Zeitbruchdehnung A_u von 20 % (entspricht dem Wert eines modernen 10 %Cr-Stahls) ein Riss von 1 mm toleriert werden, bei einer Ligamentdehnung von 0,2 % ein Riss von 6 mm.

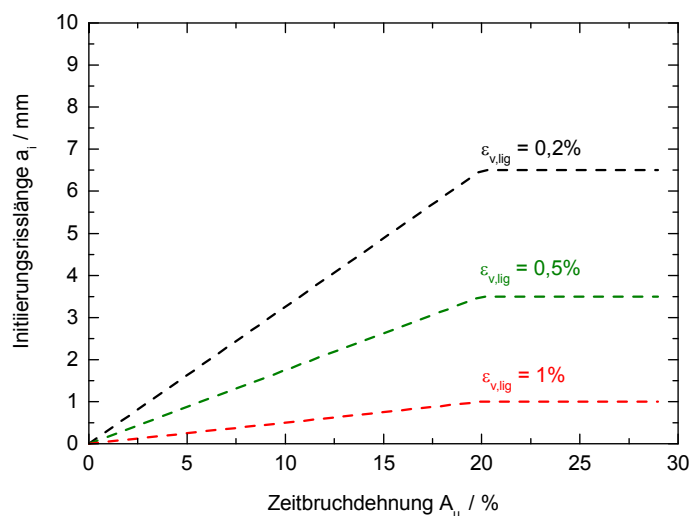


Bild 6.2: Darstellung des Zusammenhangs zwischen der Initiierungsrissgröße a_i und der Zeitbruchdehnung A_u .

7 Zusammenfassung und Ausblick

Komponenten und Bauteile unterliegen im Hochtemperaturbereich zeitlich veränderlichen Beanspruchungen, welche zur Akkumulation von inelastischer Dehnung führen. Nach einer durch Berechnung ermittelten Betriebsdauer innerhalb welcher eine festgelegte, maximal zulässige Verformung erreicht wird, sind überwachende Maßnahmen im Sinne einer Restlebensdauerbetrachtung erforderlich. Die Ermittlung der auftretenden Kriechdehnung erfolgt über geeignete Stoffgesetze und kann somit in einem geforderten Betriebsintervall auf einen zulässigen Wert begrenzt werden. Diese Auslegung erfolgt unter der Annahme einer fehlerfreien Komponente. An Spannungskonzentrationsstellen wie beispielsweise Kerben, Querschnittsübergängen oder Fehlstellen (Risse, Lunker, etc.) führen diese Verformungen zur frühzeitigen Einleitung von Rissen beziehungsweise zum Wachstum von vorhandenen Rissen. An diesen Stellen ist neben der Spannungserhöhung die Verformungsfähigkeit des Werkstoffes durch den Einfluss eines mehrachsigen Spannungszustandes verringert. Für die Bewertung dieser Fehlstellen werden bruchmechanische Methoden sowie eine ausreichende Datenbasis benötigt. Zur Beschreibung des Anrissverhaltens stehen Beschreibungsansätze zur Verfügung, welche meist spannungsbasiert sind. Werkstoffversagen ist unter Kriechbeanspruchung jedoch verformungskontrolliert.

Hieraus leitet sich die Zielsetzung der Arbeit ab, anwendbare Unterlagen bereitzustellen, welche aufzeigen, ob bei einer bestimmten Werkstoffduktilität und Fehlerkonfiguration ein vereinfachter bruchmechanischer Festigkeitsnachweis zur Beschreibung des Rissinitiierungsverhaltens zulässig ist. Durch numerische Untersuchungen ist die Initiierungsrissgröße a_i zu finden, für welche die Zeit der Rissinitiierung gleich der Zeit für das Erreichen einer bestimmten inelastischen Verformung ist. Um dies zu ermöglichen, muss zuerst ein Kriterium gefunden werden, das anhand des Verformungszustandes das lokale Werkstoffversagen genauer beschreibt, als bisherige spannungsbasierte Ansätze.

Im Rahmen der Arbeit konnten stichprobenartig Versuche durchgeführt werden, um die numerischen Ergebnisse experimentell zu validieren. Dabei wurden für den Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA Versuche bei $T = 550 \text{ °C}$ an DENT-Proben mit unterschiedlicher Probenweite W , aber konstanter Anfangsrisslänge $a_0 = 2 \text{ mm}$ durchgeführt. Die geplante Versuchsdauer betrug 10.000 h für die Kriechrissversuche. Bei den Proben des Werkstoffes X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A war neben der Probenweite auch die Anfangsrisslänge zwischen 3 mm und 6 mm variiert worden. Die vorgesehene Versuchsdauer betrug 5.000 h bei $T = 600 \text{ °C}$. Für die Abbildung des Anrissverhaltens realer Bauteile an Spannungskonzentrationsstellen wurden SENT-Proben aus

den Werkstoffen 30CrMoNiV4-11 / AMA und X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A geprüft. Die Rissstartkerbe wurde im Kerbgrund einer Rundkerbe mit $r = 5$ mm eingebracht. Die Versuche dienen einerseits zur Verifikation des Konzeptes zur Ermittlung des Anrisses als auch zur Validierung der Materialbeschreibung durch das Kriechgesetz nach Graham und Wallis bei Anwendung auf bruchmechanische Proben. Als Parameter hierfür wurde das gemessene Crack-Opening-Displacement (COD) herangezogen, was durch die Berechnungen gut wiedergegeben werden konnte.

An die durchgeführten Experimente schlossen sich Finite-Elemente-Berechnungen von bruchmechanischen Proben an. Durch die FE-Berechnungen sollte die gesuchte Initiierungsrisssgröße a_i als Funktion der Zeitbruchdehnung A_u ermittelt werden. Durch die Betrachtung von Proben unterschiedlichen Typs und Größe wurde der Probengrößeneinfluss auf die ermittelte Initiierungsrisssgröße a_i quantifiziert. Eine Voraussetzung hierfür besteht in einem aussagekräftigen Konzept zur rechnerischen Ermittlung der Rissinitiierung. Ziel der Arbeit war daher zuerst die Entwicklung dieses Konzeptes zur Beschreibung des Rissinitiierungszeitpunktes. Unter Rissinitiierung wurde in den Experimenten eine Risserweiterung von $\Delta a = 0,1$ mm verstanden. Damit wird der Zeitpunkt der physikalischen Risserweiterung ausreichend genau beschrieben, kann jedoch versuchsstechnisch besser bestimmt werden. Groß- und Kleinproben ($B = 9$ mm \div 60 mm, $W = 5,5$ mm \div 50 mm, $a_0/W = 0,008 \div 0,55$) werden zudem gleich beschrieben. Bisherige bruchmechanische Beschreibungsmöglichkeiten, wie das Zwei-Kriterien-Diagramm (ZKD), beinhalten hohe Konservativitäten (für duktile Werkstoffe mit $A_u > 15\%$), was die Bestimmung von a_i nur unzureichend genau ermöglichen würde. Dies wurde durch die Auswertungen der durchgeführten Versuche mit dem ZKD gezeigt. Es wurde weiter gezeigt, dass die Verformbarkeit des Werkstoffes zu berücksichtigen ist. Um die Verformbarkeit direkt einzubinden wird dieses Konzept dehnungsbasiert formuliert.

Als Basis standen zusätzlich zu den im Rahmen der Arbeit durchgeführten Versuchen auch Daten aus bereits abgeschlossenen Experimenten an bruchmechanischen Proben sowie Zeitstandversuchen zur Verfügung. Die Bewertung des Versagensverhaltens anhand eines charakteristischen Dehnungszustandes der Proben muss mittels werkstoffspezifischer Grenzdehnung erfolgen, welche für den gegebenen Werkstoffzustand maximal erreichbar ist. Dies könnte die Zeitbruchdehnung A_u sein. Die einachsigen beanspruchten Proben im Zeitstandversuch weisen jedoch bei den untersuchten Werkstoffen bei duktilem Werkstoffverhalten (Zeitbruchdehnung $A_u > 15\%$) eine Einschnürung auf, wodurch der Wert der Zeitbruchdehnung beeinflusst wird. Da in realen Komponenten eine Einschnürung durch Querdehnungsbehinderung in der Regel nicht möglich ist, wird als Grenzdehnung auf die Ermittlung einer Art Gleichmaßdehnung ε_g

zurückgegriffen. Bei den im Rahmen der Arbeit untersuchten Ansätze hat sich gezeigt, dass die Verwendung der 1. Hauptkriechdehnung $\varepsilon_{c1,qmin}$, berechnet an der Stelle der maximalen Spannungsmehrachsigkeit am besten geeignet ist. An dieser Stelle sind Umlagerungsvorgänge stark eingeschränkt und die Verformungsfähigkeit reduziert. Dies führt zu einer beschleunigten lokalen Werkstofftrennung, was auch durch metallografische Untersuchungen belegt werden konnte. Rissinitiierung ergibt sich dem Konzept zufolge bei Akkumulation der Kriechdehnung $\varepsilon_{c1,qmin}$ (an der versagensrelevanten Stelle maximaler Spannungsmehrachsigkeit) bis zum Wert ε_g . Dies konnte durch die ausgewerteten Versuche bestätigt werden. Die berechnete Rissinitiierungszeit stimmt gut mit der im Experiment beobachteten gut überein. Mit diesem Konzept konnte das eigentliche Ziel, die Definition der Initiierungsrissgröße a_i , mittels numerischer Untersuchungen, erreicht werden.

Die numerischen Betrachtungen umfassen Beanspruchungszeiten zwischen 10.000 h und 200.000 h. Für die jeweilige Beanspruchungszeit wurde die Belastung in den Berechnungen durch die Vorgabe einer bestimmten inelastischen Dehnung $\varepsilon_{v,lig}$ im Ligament der Probe (genauer: in der Mitte der Probe) festgelegt. Die Anfangsrissgröße a_0 , welche nun unter dieser Belastung bei der jeweiligen Zeit das oben definierte Anrisskriterium erfüllt, stellt die gesuchte Initiierungsrissgröße a_i dar. Betrachtet wurden die Dehnungen im Ligament $\varepsilon_{v,lig} = 1 \%$, $\varepsilon_{v,lig} = 0,5 \%$ und stichprobenartig $\varepsilon_{v,lig} = 0,2 \%$.

Für den Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA wurden für $\varepsilon_{v,lig} = 1 \%$ Initiierungsrissgrößen a_i zwischen 0,3 mm und 1,1 mm ermittelt. Wird die Dehnung $\varepsilon_{v,lig}$ auf 0,5 % reduziert, erhöht sich a_i auf Werte zwischen 1,5 mm und 3,6 mm. Wird eine Ligamentdehnung von $\varepsilon_{v,lig} = 0,2 \%$ festgelegt, steigt a_i auf Werte zwischen 3,4 mm und 6,2 mm. Es kann für diesen Werkstoff weiter festgestellt werden, dass unabhängig von der festgelegten Ligamentdehnung $\varepsilon_{v,lig}$ die Initiierungsrissgröße mit steigender Beanspruchungsdauer abnimmt. Dies lässt sich durch die mit zunehmender Zeitstandbeanspruchung abnehmender Verformungsfähigkeit begründen. Für den Werkstoff 28CrMoNiV4-9 / AGB konnte ein a_i zwischen 0,23 mm und 0,30 mm bei Erreichen von $\varepsilon_{v,lig} = 0,8 \%$ im Ligament ermittelt werden. Durch die geringere Verformungsfähigkeit des Werkstoffes konnte für $\varepsilon_{v,lig} = 1 \%$ nicht erreicht werden. Für eine Dehnung $\varepsilon_{v,lig} = 0,5 \%$ im Ligament erhöht sich a_i auf Werte zwischen 0,6 mm und 0,8 mm. Für den Stahl X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A ergeben sich für a_i Werte von 0,9 mm bis 1 mm bei Proben mit $\varepsilon_{v,lig} = 1 \%$. Bei den Proben mit $\varepsilon_{v,lig} = 0,5 \%$ steigt dieser Wert auf 2,8 mm bis 3,5 mm, bei $\varepsilon_{v,lig} = 0,2 \%$ auf 6,5 mm. Es konnte durch die Berechnung belegt werden, dass die Initiierungsrissgröße für diesen Werkstoff - analog zu dessen Zeitbruchdehnung - bei den betrachteten Berechnungszeiten konstant bleibt.

In der Formulierung des Stoffgesetzes nach Graham-Walles wurde zusätzlich die Möglichkeit untersucht, den Einfluss eines mehrachsigen Spannungszustandes auf die Schädigungsentwicklung direkt einzubinden. Hierzu wurden anhand der Nachrechnung von Zeitstandversuchen, unter Berücksichtigung der Probeneinschnürung, der werkstoffspezifische Gewichtungsfaktor α innerhalb der Kriechformulierung ermittelt. Bei der Anwendung der Berechnungsroutine für die Parameter des Werkstoffes 30CrMoNiV4-11 / AMA konnte gezeigt werden, dass beim Versagen der Zeitstandproben und bei Beginn des Risswachstums der Bruchmechanikproben sowohl vergleichbare Kriechdehnung als auch Schädigung D vorliegt. Zum Zeitpunkt der Rissinitiierung der rissbehafteten Proben wurde ein Wert von D zwischen 0,65 und 0,92 berechnet. Für praxisnahe Beanspruchungszeiten von über 100.000 h ergibt sich ein D von 0,7. Der versagensrelevante Schädigungsprozess dieses Werkstoffes ist die Bildung von Kriechporen. Daraus resultiert eine Reduktion des tragenden Querschnitts, was durch die Implementierung des Schädigungsparameters in einer Formulierung nach Kachanov und Rabotnov beschrieben werden kann. Die Ausscheidungsbildung begünstigt die Porenbildung zusätzlich. Bei der Berechnung der Proben aus X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A erreicht der Parameter D bereits vor dem Versagenszeitpunkt den Maximalwert. Der Schädigungsvorgang ist bei diesem sehr duktilen Werkstoff zunächst durch Korngrenzengleiten und Kornverformung gekennzeichnet. Erst in einem späten Stadium findet Porenbildung statt, was durch metallografische Untersuchungen belegt wird. Dies begründet die gefundenen Berechnungsergebnisse von einem konstanten Wert von $D = 0,92$ welcher aus numerischen Gründen die Grenze darstellt.

Die Ergebnisse des Vorhabens haben gezeigt, dass sich abhängig von der Duktilität, konkret von der Zeitbruchdehnung A_u , des Werkstoffes eine Anfangsrislänge ermitteln lässt, für welche ein vereinfachter bruchmechanischer Nachweis erbracht werden kann. Dies kann in der Komponentenauslegung genutzt werden. Zusätzlich konnte mit den erzielten Ergebnissen eine Modifikation des bestehenden Konzeptes des Zwei-Kriterien-Diagramms erreicht werden. Die Arbeiten wurden an symmetrisch beanspruchten Proben durchgeführt. Bei realen Bauteilen kann es jedoch zu einem Gradienten in der Nennspannung kommen, wie beispielsweise durch Fliehkräfte in einer Turbinenwelle. Die Ergebnisse an den beiden untersuchten einseitig gekerbten Proben bestätigen dies. Eine Erweiterung der Beschreibung der Rissinitiierung und des Rissfortschrittsverhaltens sowie die Validierung des dehnungsbasierten Beschreibungskonzeptes unter Gradienteneinfluss und Kriechermüdungsbedingungen sind deshalb noch durchzuführen. Dies ist Gegenstand eines nachfolgenden Forschungsvorhabens

8 Literaturverzeichnis

- 1 TRD508, Technische Regeln für Dampfkessel, Zusätzliche Prüfung an Bauteilen, berechnet mit zeitabhängigen Festigkeitskennwerten. Carl Heymanns Verlag (Taschenbuchausgabe 2007, Stand 2002)
- 2 Maidorn, C., Blind, D.: Erstarrungsablauf und Seigerungen in schweren Schmiedeböcken. In : 9. MPA-Seminar, Stuttgart (1983)
- 3 Maile, K., Theofel, H., Mayer, K.-H., Berger, C., Ewald, J., Gnirß, G.: Verhalten natürlicher Fehlstellen in schweren Schmiedestücken unter Kriechbeanspruchung. In : 17. MPA-Seminar, Stuttgart (1991)
- 4 Berger, C., Foth, J., Mayer, K.-H., Oberparleiter, W., Scarlin, R. B.: Einfluss von natürlichen Fehlstellen auf die Gebrauchseigenschaften der großen Schmiedestücke von Turbomaschinen. VGB Kraftwerkstechnik 67, 177-190 (1987)
- 5 Fehlstellen unter Kriechbeanspruchung. AIF-Nr. 6519, FVV-Heft 471, MPA Stuttgart (1990)
- 6 Berger, C., Granacher, J., Roos, E., Maile, K.: Kriechrissverhalten ausgewählter Kraftwerksstähle in erweitertem praxisnahem Parameterbereich. Schlussbericht zum AVIF-Forschungsvorhaben Nr. A78, Institut für Werkstoffkunde der TU Darmstadt und Staatliche Materialprüfungsanstalt, Universität Stuttgart (1999)
- 7 Berger, C., Granacher, J., Roos, E., Maile, K.: Rissverhalten typischer warmfester Kraftwerksbaustähle im Kriechermüdungsbereich. Schlussbericht zum AiF-Forschungsvorhaben Nr. 10395 I/II, Institut für Werkstoffkunde der TU Darmstadt und Staatliche Materialprüfungsanstalt, Universität Stuttgart (1999)
- 8 Berger, C., Scholz, A., Roos, E., Maile, K., Müller, F., Schellenberg, G.: Einfluss inerte Atmosphäre auf das Rissverhalten warmfester Stähle im Kriech- und Kriechermüdungsbereich. Abschlussbericht zum AiF-Forschungsvorhaben Nr. 11722 N, Institut für Werkstoffkunde der TU Darmstadt und Staatliche Materialprüfungsanstalt (2002)
- 9 Granacher, J., R. Tscheuschner, T. S., K. Maile, J.: Numerisch ermittelter Parameter C^* zur Beschreibung des Kriechrissverhaltens. Mat.-wiss u. Werkstofftechn.(27), 135/42. (1996)

- 10 Kloos, K. H., Kußmaul, K., Granacher, J., Maile, K., Tscheuschner, R., Eckert, W.: Kriechrisseinleitung und Kriechrischwachstum warmfester Kraftwerksbaustähle unter Berücksichtigung des Größeneinflusses. Abschlussbericht des AiF-Vorhabens Nr. 6038, Institut für Werkstoffkunde der TH Darmstadt und Staatliche Materialprüfungsanstalt, Universität Stuttgart (1988)
- 11 Roos, E., Berger, C., Klenk, A., Scholz, A., Machalowska, M., Mao, T. S.: Programmgestützte fortschrittliche Kriech- und Kriechermüdigungsrisssbeschreibung für typische langzeitbeanspruchte Kraftwerksbauteile. Abschlussbereich zum AVIF-Vorhabend Nr. 202, Staatliche Materialprüfungsanstalt, Universität Stuttgart und Institut für Werkstoffkunde der TU Darmstadt (2005)
- 12 Ewald, J., Keienburg, K.-H., Maile, K.: Ansätze zur Beurteilung von Herstellungsfehlern im Kriechbereich. 10. MPA-Seminar, Stuttgart (1984)
- 13 Ewald, J.: A Two Criteria Diagram for Creep Crack Initiation. In : Int. Conf. on Creep Tokyo, Japan, pp. 173/8 (1986)
- 14 Miannay, D. P.: Time-Dependent Fracture Mechanics, Mechanical Engineering Series. Springer-Verlag New York, Inc. (2001)
- 15 Hooton, D. G., Green, D.: The Determination of Fracture Toughness Values for Use with Time-Dependent Failure Assessment Diagrams. AEA Technology Report SPD/D(96)/579 (1996)
- 16 Tscheuschner, R.: Anriss- und Risfortschrittsverhalten zeitstandbeanspruchter warmfester Schmiedewerkstoffe. Dissertation, Darmstadt (1988)
- 17 R6 Revision 4, Assessment of the Integrity of Structures Containing Defects. British Energy Generation Ltd. Procedure (2011)
- 18 R5 Issue 3, An Assessment Procedure for the High Temperature Response of Structures. British Energy Generation Ltd. Procedure (2003)
- 19 Webster, G. A., Ainsworth, R. A.: High Temperature Component Life Assessment, Verlag Chapman & Hall. (1994)

- 20 Nikbin, K. M., D.J., S., G.A., W.: Influence of Creep Ductility and State of Stress on Creep Crack Growth. In : Advances in Life Prediction, Methods at Elevated Temperatures ASME, pp. 249-258, New York (1983)
- 21 Nikbin, K. M., Smith, D. J., Webster, G. A.: Prediction of creep crack growth from uniaxial creep data. Proceedings of the Royal Society of London, Series A No. 1810(396), pp. 183-197 (1984)
- 22 Mao, T.: Anwendungsorientierte Auswertung von Kriechrisssdaten an warmfesten Stählen. Dissertation, Darmstadt (1996)
- 23 Mayer, K.-H., Bendick, W., Kern, T.-U.: Zeitstandbruchverformungsverhalten der neuen 9- bis 11 %Cr-Stähle. In : 32. Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemeinschaft für warmfeste Stähle, Düsseldorf (2009)
- 24 Frolova, O.: Interne Mitteilung., MPA Stuttgart (Mai 2011)
- 25 Ewald, J., Wellinger, K.: Stützwirkung bei höherer Temperatur, Zeitstandversuche an Biegeproben. Technisch wissenschaftlicher Bericht, Staatliche Materialprüfungsanstalt, Universität Stuttgart (1972)
- 26 Ewald, J.: Interne Mitteilung. (August 2011)
- 27 Gooch, D. J., Haigh, J. R., King, B. L.: Relationship between Engineering and Metallurgical Factors in Creep Crack Growth. In : Metal Science. (1977), pp. 545-550
- 28 Riedel, H., Rice, J. R.: Tensile cracks in creeping solids. In : Fracture Mechanics: 12th National Symposium, ASTM STP 700, "American Society of Testing and Materials, pp. 112-130 (1980)
- 29 Riedel, H.: Fracture at High Temperatures. Springer-Verlag Berlin, Heidelberg, New York, London, Paris, Tokyo (1986)
- 30 Ewald, J.: Zwei-Kriterien-Diagramm für Kriechrisseinleitung: Berücksichtigung des Kriech-Verformungsvermögens (für ferritische Werkstoffe). In : Vortrag auf der 26. Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemeinschaft für warmfeste Stähle und der Arbeitsgemeinschaft für Hochtemperaturwerkstoffe, Düsseldorf (2003)

- 31 Fookes, A. J., Smith, D. J.: Using a strain based failure assessment diagram for creep-brittle materials. In : International 'HIDA' Conference No. 2, Stuttgart, vol. vol 78, no.11-12, pp. 951-961 (2001)
- 32 Gräfen, H.: Lexikon Werkstofftechnik. Springer Verlag Berlin (1997)
- 33 Roos, E., Maile, K.: Werkstoffkunde für Ingenieure. Springer Verlag (2011)
- 34 Maile, K.: Fortgeschrittene Verfahren zur Beschreibung des Verformungs- und Schädigungsverhaltens von Hochtemperaturbauteilen im Kraftwerksbau. Habilitationsschrift, Universität Stuttgart (1999)
- 35 Rösler, J., Harders, H., Bäker, M.: Mechanisches Verhalten der Werkstoffe, 2nd edn. Teubner Verlag (2006)
- 36 Matsuo, T., Kimura, K., Ohi, N., Kikuchi, M.: Transient Creep in Cr-Mo-V Steel. In Parker, J. D., ed. : Proceedings of the international conference on creep and fracture of engineering materials and structures, University College Swansea, vol. 1, pp. 487-496 (1984)
- 37 Bürgel, R.: Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik 2nd edn. Vieweg Verlag (2001)
- 38 Balluffi, R. W., L.L. Seigle: Growth of Voids in Metals During Diffusion and Creep. Acta Metallurgica 5, pp. 449-454 (1957)
- 39 Brinkman, J. A.: On the mechanism of pore formation during diffusion. Acta Metallurgica et Materialia 3, pp. 606-607 (1955)
- 40 Anderson, P. M., Rice, J. R.: Constrained creep cavitation of grain boundary facets. Acta Metallurgica 33(3), pp. 409-422 (1985)
- 41 Davies, P. W., Williams, K. R., Wilshire, B.: On the distribution of cavities during creep. Philosophical Magazine 18, pp. 197-200 (1968)
- 42 Taplin, D.: A note on the distribution of cavities during creep. Philosophical Magazine 20:167, 1079-1082 (1969)
- 43 Evans, H. E.: The growth of creep cavities by grain boundary sliding. Philosophical Magazine 23, pp. 1101-1112 (1971)

- 44 Ashby, M.: Acta Metallurgica(20), pp. 887-897 (1972)
- 45 Frost, H. J., Ashby, M. F.: Deformation-Mechanism Maps, the Plasticity and Creep of Metals and Ceramics. Pergamon Press (1982)
- 46 Evans, H. E., Knowles, G.: Threshold stress for creep in dispersion-strengthened alloys. Metal Science, pp. 262-266 (1980)
- 47 Evans, W. J., Harrison, G. F.: The development of a universal equation for secondary creep rates in pure metals an engineering alloys. Metal Science, pp. 307-313 (1976)
- 48 Parker, J. D., Wilshire, B.: Friction-stress measurements during high-temperature creep of polycrystalline copper. Metal Science, pp. 453-458 (1978)
- 49 Davies, P. W., Nemes, G. ., Wilshire, B.: Stress-Change Experiments during High-Temperature Creep of Copper, Iron, and Zinc. Metal Science Journal 7, pp. 87-92 (1973)
- 50 Williams, K. R., Wilshire, B.: On the Stress- and Temperature-Dependence of Creep of Nimonic 80A. Metal Science Journal 7, pp. 176-179 (1973)
- 51 Roos, E.: Festigkeitslehre I, Vorlesungsmanuskript., IMWF, Universität Stuttgart (2011)
- 52 Dyson, B. F.: Creep and fracture of metals: mechanisms and mechanics. Phys. Appl. 23, pp. 605-613 (1988)
- 53 Maile, K., Rauch, M., Seliger, P., Reuter, A.: Charakterisierung der Schädigungsentwicklung zur Lebensdauerbewertung von Rohrleitungskomponenten. Abschlussbericht des Forschungsvorhabens AVIF A152, MPA Universität Stuttgart, Siempelkamp Prüf und Gutachter Gesellschaft (2004)
- 54 Maile, K., Pöllmann, J., Seliger, P.: Kriterien zur Schädigungsbeurteilung von Hochtemperaturbauteilen aus martensitischen 9-11 %-Cr-Stählen. Abschlussbericht des Forschungsvorhabens AVIF A229, MPA Stuttgart, Siempelkamp Prüf und Gutachter Gesellschaft (2008)

- 55 Kussmaul, K., Maile, K., Sheng, S.: Beschreibung des Versagensverhaltens eines 1 %CrMoNiV-Stahles unter mehrachsiger Kriechbeanspruchung auf Basis einer modifizierten Festigkeitshypothese. In : 25. Vortragsveranstaltung des DVM-Arbeitskreises "Bruchvorgänge" (1993)
- 56 Maile, K., Klenk, A.: Influence of the multiaxial stress state on component failure in the creep range. In : International Conference on Advanced Technology in Experimental Mechanics 2003, JSME-MMD, Nagoya (2003)
- 57 Maile, K., Scheck, R., Kuppler, D., Rouff, H., Rauch, M., Klenk, A., Scheu, C., Zeis, G.: Mikrostrukturelle Merkmale von martensitischen Chromstählen und deren Einfluss auf die Kriechfestigkeit. *Praktische Metallographie* 43, pp. 349-363 (2006)
- 58 Maile, K., Meyer, L. W.: Einfluss der Mehrachsigkeit der Belastung auf die Kriechporenbildung und die zeitliche Schädigungsentwicklung bei typischen Kraftwerksbaustählen. Abschlussbericht des Forschungsvorhabens AVIF A105, MPA Stuttgart, TU Chemnitz (2000)
- 59 Kachanov, L. M.: *The Theory of Creep*. National Lending Library for Science and Technology, Boston (1967)
- 60 Rabotnov, Y.: *Creep Problems in Structural Members*. Applied Mathematics and Mechanics (1969)
- 61 Götz, G.: Langzeitentwicklung der Mikrostruktur neuer 9-12 %-Chromstähle für den Einsatz in Kraftwerken. Dissertation, Uni Erlangen-Nürnberg (2004)
- 62 Straub, S., Polcik, P., Besigk, W., Blum, W.: Microstructural evolution of the martensitic cast steel GX12CrMoVNbN9-1 during long term annealing and creep. *Steel research*(66, No. 9), pp. 402-408 (1995)
- 63 Polcik, P.: Modellierung des Verformungsverhaltens der warmfesten 9-12 % Chromstähle im Temperaturbereich von 550 °C-650 °C. D29, Dissertation, Universität Erlangen-Nürnberg (1999)
- 64 Charakterisierung der Schädigungsentwicklung zur Lebensdauerbewertung von Rohrleitungskomponenten aus den neuen 9 %-Chromstählen. Forschungsantrag zum AVIF-Vorhaben A152, MPA Stuttgart (1999)

- 65 Zies, G., Maile, K., Klenk, A., Mayer, K.-H., Straub, S.: Determination of Microstructural Parameters Influencing Creep Behaviour of 9-10 Cr Steels. In : 27. MPA Seminar, Stuttgart (4.-5. Oktober, 2001)
- 66 Hofer, P., Cerjak, H., Warbichler, P.: Mikrostrukturelle Analyse als Basis für die Entwicklung neuer Kraftwerks-Werkstoffe am Beispiel G-X12CrMoWVNbN-10-1-1. In : 6. Werkstofftagung der TU Graz. Werkstoffe für die Kraftwerkstechnik an der Schwelle zum 21. Jahrhundert (16. April 1999)
- 67 Strang, A., Vodarek, V.: Material Science Technology 12, 552-556 (1996)
- 68 Dimmler, G.: Quantifizierung der Kriech- und Zeitstandfestigkeit von 9-12 % Cr-Stählen auf mikrostruktureller Basis. Dissertation, TU Graz (2003)
- 69 Kimura, K., Kushima, H., Abe, F.: Heterogeneous Changes in Microstructure and Degradation Behaviour of 9Cr-1Mo-V-Nb Steel During Long Term Creep. Key Engineering Materials Vols. 171-174, pp. 483-490 (2000)
- 70 Raj, R., Ashby, M. F.: Intergranular Fracture at Elevated Temperature. Acta Metallurgica 23, pp. 653-666 (1975)
- 71 Maile, K., Klenk, A., Bauer, M., Roos, E.: Consideration of Weld Behaviour in Design of High Temperature Components. In : EPRI, Fifth International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, Florida, USA (October 2007)
- 72 Bauer, M.: Lebensdaueroptimierung von Schweißverbindungen martensitischer Stähle für Hochtemperaturanwendungen. Dissertation, MPA Universität Stuttgart (2009)
- 73 Golanski, G., Wiczorek, P.: Precipitation of carbides in Cr-Mo-V cast steel after service and regenerative heat treatment. Archives of Foundry Engineering Vol. 9, pp. 97-102 (2009)
- 74 Senior, B. A.: A critical review of precipitation behaviour in 1Cr-Mo-V rotor steels. Materials and Science Engineering A Vol. 103, pp. 263-271 (1988)

- 75 Hald, J.: Metallography and alloy design in the COST 536 action. In : eds. Lecomte-Beckers J. et. al., 8th Liege Conference on 'Materials for Advanced Power Engineering, Jülich (2006)
- 76 Hald, J.: Microstructure and long-term creep properties of 9-12 % Cr steels. International Journal of Pressure Vessels and Pipings 85, pp. 30-37 (2008)
- 77 Schmidt, K.: Komponentenverhalten im 700 °C-Kraftwerk- Numerische und experimentelle Untersuchungen. Dissertation, MPA Universität Stuttgart (2013)
- 78 Masuyama, F.: History of Power Plant and Progress in Heat Resistant Steels. ISIJ International Vol. 41, No. 6, pp. 612-625 (2001)
- 79 Senior, B. A.: The precipitation of Laves' phase in 9Cr1Mo steels. Materials Science and Engineering 119A, L5-L9 (1989)
- 80 Bjärbo, A.: Microstructural Changes in a 12 % Chromium Steel During Creep. Report, Royal Institute of Technology, Stockholm, Sweden (1994)
- 81 Atlas of Precipitates in Steels. Herausgeber AK Elektronenmikroskopie des Werkstoffausschusses des VDEh (1983)
- 82 Janovec, J., Vyrostkova, A., Svoboda, M.: Influence of Tempering Temperature on Stability of Carbide Phases in 2.6Cr-0.7Mo-0.3V Steel with Various Carbon Content. Metallurgical and Materials Transactions A 25A, pp. 267-275 (1994)
- 83 Robson, J. D.: Modelling of Precipitation on Power Plant Steels. Ph.D. Thesis, University of Cambridge (1996)
- 84 Ishii, R., Tsuda, Y., Yamada, M., Miyazaki, M.: In : Advanced Heat Resistant Steel for Power Generation, San Sebastian, pp. 277-287 (1998)
- 85 Kubon, Z., Foldyna, V., Vodarek, V.: Advances in Turbine Materials, Design and Manufacturing. In : Proceedings of the 4th International Charles Parsons Turbine Conference, Newcastle Upon Tyne, pp. 309-321 (November 1997)
- 86 Hald, J., Korcakova, L.: ISIJ International 43, No.3 (2003)
- 87 Schnabel, E., Schwaab, P., Weber, H.: Stahl Eisen 107, 691-696 (1987)

- 88 Kimura, K., Suzuki, K., Kushima, H., Abe, F.: Precipitation of Z-phase and its Effect on Creep Strength. In M. Filip, V., ed. : Proc. of the 10th Joint Int. Conf. on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, Creep Resistant Metallic Materials, Vitkovice-Research and Development, TERIS 2002, Prag, Czech Republic, pp.186-195 (2001)
- 89 Jack, D. J., Jack, K. H.: Structure of Z-phase, NbCrN. Iron Steel Inst., 790-792 (1972)
- 90 Danielsen, H. K., Hald, J.: Influence of Z-phase on long-term creep stability of martensitic 9-12 %Cr steels. In : 34. MPA-Seminar, Stuttgart (2008)
- 91 Danielsen, H., Hald, J.: Z-phase in 9-12 % Cr steels. In : 4th Conference on Advanced Materials Technology for Fossil Power Plants, Hilton Head Island (2004)
- 92 Maile, K., Rauch, M., Roos, E., Scheck, R.: Die Entwicklung von Schädigungsmerkmalen zur Beurteilung der Sicherheitsspanne von Bauteilen im Hochtemperaturbereich. In : 31. MPA-Seminar, Stuttgart (2005)
- 93 Kimura, K., Sawada, K., Kushima, H.: Microstructural Stability and Degradation Behaviour of 12Cr Ferritic Creep Resistant Steels. In : International Workshop on Performance and Requirements of Structural Materials for Modern High Efficient Power Plants, MPA Universität Stuttgart und IfW Darmstadt (2005)
- 94 Sawada, K., Kushima, H., Kimura, K.: Z-phase Formation during Creep and Aging in 9-12 % Cr Heat Resistant Steels. ISIJ International 46(5), pp. 769-775 (2006)
- 95 Sawada, K., Suzuki, K., Kushima, H., Tabuchi, M., Kimura, K.: Effect of Cr content and tempering temperature on precipitation behaviour of Z-phase in 9-12 % Cr steels. In : 33. MPA-Seminar, Stuttgart (2007)
- 96 Golpayegani, A., Andre, H.-O., Danielsen, H., Hald, J.: A study on Z-phase nucleation in martensitic chromium steels. Materials Science and Engineering A489, pp. 310-318 (2008)

- 97 Abe, F., Horiuchi, T., Taneike, M., Kimura, K., Muneki, S., Okada, H.: Microstructure Design Near Grain Boundaries for Creep Resistant Tempered Martensitic 9Cr Steels for 650 °C USC Boilers. In Mishra, R., Earthman, J. C., Raj, S. V., eds. : Creep Deformation: Fundamentals and Application. TMS, Warrendale, PA (2002) 341-350
- 98 Bürgel, R.: Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik: Grundlagen, Werkstoffbeanspruchungen, Hochtemperaturlegierungen und -beschichtungen 3rd edn. Vieweg & Sohn Verlag (2006)
- 99 Berns, H., Theisen, W.: Eisenwerkstoffe - Stahl und Gusseisen 4th edn. Springer Verlag, 2008
- 100 Berger, C., Kloos, K. H.: Eigenschaften und Verwendung der Werkstoffe, Werkstofftechnik. In : Taschenbuch für den Maschinenbau. Dubbel, H.; Grote, K.-H.;Feldhusen, J. (2007)
- 101 Sheng, S.: Anwendungen von Festigkeitshypothesen im Kriechbereich bei mehrachsigen Spannungs- und Formänderungszuständen. Dissertation, MPA Stuttgart (1992)
- 102 Bader, S.: Untersuchungen zur Einbindung der Mehrachsigkeit in die Beschreibung von Kriechverformungen. Studienarbeit, IMWF Universität Stuttgart (2009)
- 103 Clausmeyer, H., Kußmaul, K., Roos, E.: Influence of stress state on the failure behaviour of cracked components made of steel. Appl. Mech. Rev. Vol.44(2) (February 1991, ASME)
- 104 Cocks, A., Ashby, F.: Intergranular fracture during power-law creep under multiaxial stresses. Metal Science, 395-402 (1980)
- 105 Ewald, J.: Verminderung des Verformungsvermögens bei mehrachsigen Spannungszuständen unter Kriechbeanspruchung. Materialwissenschaften und Werkstofftechnik(20), 359-369 (1991)

- 106 Granacher, J., Mao, T. S., Maile, K., Fischer, R.: Finite Element Calculation of Creep Crack Initiation on an IP-turbine Rotor Using the C*-Parameter. In : Creep and Fatigue Crack Growth in High Temperature Plant, International HIDA Conference Saclay/Paris, April 1998, Materials at High Temperatures, Vol. 12, France, p.S. 298/94 (1998)
- 107 Ellison, E. G., Kobayashi, M.: Some Observations on Creep Crack Initiation from Notches. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Vol. 15, No.6, 585/94 (1992)
- 108 Müller, F., Mao, T. S., Scholz, A., Klenk, A., Jovanovic, A. S., Ewald, J.: Berechnungsmethoden für Risseinleitung und Rissfortschritt zur Beurteilung kritischer Bauteilstellen unter komplexer Beanspruchung. In : Vortrag auf der 25. Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemeinschaft für warmfeste Stähle und der Arbeitsgemeinschaft für Hochtemperaturwerkstoffe, Düsseldorf (2002)
- 109 ASTM E 1820-99: Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness Annual Book of ASTM Standards Vol. 03.01.
- 110 Bressers, J.: Creep and Fatigue at High Temperatures. Applied Science Publishers, London (1981)
- 111 Vishwanathan, R.: Damage Mechanisms and Life Assessment of High-Temperature Components. ASM INTERNATIONAL, Metals Park Ohio (1989)
- 112 Sneddon, I. N. : Crack Problems in the Classical Theory of Elasticity, The SIAM Series in Applied Mathematics. John Wiley & Sons INC. (1969)
- 113 Sähn, S., Göldner, H.: Bruch- und Beurteilungskriterien in der Festigkeitslehre. Fachbuchverlag Leipzig-Köln (1993)
- 114 Roos, E., Hopt, A., Klenk, A., Oechsner, M., Mao, T. S., Scholz, A.: Bewertung von Bauteilen in Abhängigkeit vom Kriechverformungsvermögen. Abschlussbericht zum AVIF-Forschungsvorhaben A252, Materialprüfungsanstalt, Universität Stuttgart und Institut für Werkstoffkunde der TU Darmstadt (2011)
- 115 Murakami, Y., al., e.: Stress Intensity Factors Handbook vol. 1. Pergamon Press (1987)

- 116 Speicher, M.: Berechnung rissbehafteter Strukturen bei Hochtemperaturbeanspruchung. Dissertation (Im Druck), MPA Universität Stuttgart, Stuttgart (2012)
- 117 Miller, A. G.: Review of Limit Loads of Structures Containing Defects. Int J. Pressure Vessels Piping Vol. 32, 197-327 (1988)
- 118 Kumar, V., German, M. D., Shih, C. F.: An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis. EPRI, NP-1931, Project 1237-1 (1981)
- 119 Kienzler, R., Hollstein, T.: Experimental and Numerical Investigations of Creep Crack Growth. In : Third International Conference on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures (1987)
- 120 ASTM E 1457-00: Standard Test Method for Measurement of Creep Crack Growth Rates in Metals. (2000)
- 121 Müller, F., Scholz, A., Berger, C., Machalowska, M., Klenk, A., Roos, E.: Langzeitkriechermüdungsrissverhalten, Kriech- und Kriechermüdungsrissverhalten moderner Kraftwerkstähle im Langzeitbereich. Abschlussbericht zum AVIF-Forschungsvorhaben A178, Institut für Werkstoffkunde der TU Darmstadt und Staatliche Materialprüfungsanstalt, Universität Stuttgart (2006)
- 122 Müller, F., Scholz, A., Berger, C.: Comparison of different approaches for estimation of creep crack initiation. Engng. Failure Analysis col. 7, 1574-1585 (2007)
- 123 Müller, F., Scholz, A., Berger, C., Machalowska, M., Klenk, A., Roos, E., Ewald, J.: Langzeitkriechermüdungsrissverhalten von neuen 10 %-Chromstählen. In : Vortrag auf der 29. Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemeinschaft für warmfeste Stähle und der Arbeitsgemeinschaft für Hochtemperaturwerkstoffe, Düsseldorf (2006)
- 124 Davies, C. M., Müller, F., Nikbin, K. M., O'Dowd, N. P., Webster, G. A.: Analysis of Creep Crack Initiation and Growth in Different Geometries for 316H and Carbon Manganese Steels. Journal of ASTM International Vol.3(No. 2) (2006)

- 125 Ainsworth, R. A.: The use of a failure assessment diagram for initiation and propagation of defects at high temperatures. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* vol. 16, No. 10, 1091-1108 (1993)
- 126 Dean, D. W., Patel, R. D., Klenk, A., Müller, F.: Comparison of Procedures for the Assessment of Creep Crack Initiation. In : International HIDA-4 Conference, 21-22 September 2004 in Cambridge, UK
- 127 Klenk, A., Müller, F., Dean, S., Patel, R. D.: Developments in the use of creep crack initiation for design and performance assessment. In : ECCC Information Day 2003 "International Seminar on Advanced Creep Data for Plant Design and Life Extension", 20.09.2003, Prague, p.45/57 (2003)
- 128 Ewald, J., Maile, K., Tscheuschner, R.: Creep Crack Growth Assessment by Means of a Crack Tip/ Far Field Concept. *Nuclear Engineering and Design* 117, 185/95 (1989)
- 129 Ewald, J., Sheng, S., Klenk, A., Schellenberg, G.: Engineering guide to assessment of creep crack initiation on component by Two-Criteria-Diagram. *International Journal of pressure Vessels and Piping* 78, 947-949 (2001)
- 130 Evans, R. W., Wilshire, B.: Constitutive Laws for High-Temperature Creep and Creep Fracture. In : *Unified Constitutive Laws of Plastic Deformation*. Academic Press INC. (1996)
- 131 Billardon, R., Moret-Bailly, L.: Fully Coupled Strain and Damage Finite Element Analysis of Ductile Fracture. *Nuclear Engineering and Design* 105, pp. 43-49 (1986)
- 132 Leckie, F. A., Hayhurst, D. R.: Constitutive Equations for Creep Rupture. *Acta Metallurgica* 25(9), pp. 1059-1070 (1977)
- 133 Needleman, A., Rice, J. R.: Plastic Creep Flow Effects in the Diffusive Cavitation of Grain Boundaries. *Acta Metallurgica* 28(10), pp. 1315-1332 (1980)
- 134 Parks, D. M.: Mechanics and Mechanisms of Creep Deformation and Damage. *Nuclear Engineering and Design* 105, pp. 11-18 (1987)

- 135 Rodin, G. J., Parks, D. M.: A Self-Consistent Analysis of a Creeping Matrix with Aligned Cracks. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 36(2), pp. 237-249 (1988)
- 136 Robinson, E. L.: Effect of Temperature Variation on the Creep Strength of Steels. *Trans. ASME* 60, pp. 253-259 (1938)
- 137 Nicholson, R. D., Formby, C. L.: The validity of various fracture mechanics methods at creep temperatures. *International Journal of Fracture* 11(4), 595-604 (1975)
- 138 Schwalbe, K.-H.: *Bruchmechanik metallischer Werkstoffe*. Carl Hanser Verlag München-Wien (1980)
- 139 Schellenberg, G.: *Beschreibung des Risseinleitungsverhaltens von warmfesten Stählen unter Kriechermüdigungsbeanspruchung*. Dissertation, Universität Stuttgart (2002)
- 140 Saxena, A., Dogan, B., Schwalbe, K.-H.: Evaluation of the relationship between C^* , d_5 and dt during creep crack growth. GKSS 92/E/38, GKSS-Forschungszentrum Gesthacht GmbH (1992)
- 141 Smith, R. A.: On the short crack limitations of fracture mechanics. *International Journal of Fracture* 13, 717-720 (1977)
- 142 Brown, W. F., Strawley, J. E.: Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials. ST410, ASTM, 1-65 (1966)
- 143 Miller, K. J.: The short crack problem. *Fatigue of Engineering Materials and Structures* 5(3), 223-232 (1982)
- 144 Iriwin, G. R.: Analysis of stress and strains near the end of a crack traversing a plate. *Journal of Applied Mechanics* 24, 361--374 (1957)
- 145 Suresh, S., Richie, R. O.: Propagation of short fatigue cracks. *International Materials Review* 29, 445-476 (1984)

- 146 McMeeking, R. M.: Finite Deformation Analysis Of the Crack-Tip Opening In Elastic-Plastic Materials And Implications For Fracture. *J. Mech. Phys. Solids* Vol. 25, 357-381 (1977)
- 147 Bewertung von Bauteilen mit Fehlstellen in Abhängigkeit vom Kriechverformungsvermögen. Forschungsantrag zum AVIF-Vorhaben A252, MPA Stuttgart und IfW Darmstadt (2007)
- 148 Ramberg, W., Osgood, W.: Description of Stress-Strain Curves By Three Parameters. Technical note No. 902, National Advisory Comitee for Aeronautics (1943)
- 149 Dyson, B. F., Rodgers, M. J.: Prestrain, Cavitation, and Creep Ductility. *Metal Science*, pp. 261-266 (1973)
- 150 Dyson, B. F.: Constrained Cavity Growth, Its Use in Quantifying Recent Creep Fracture Results. *Canadian Metallurgical Quaterly* 18, 31-38 (1979)
- 151 Chen, I.-W., Argon, A. S.: Creep Cavitation in 304 Stainless Steel. *Acta Metallurgica* 29(7), pp. 1321-1333 (1981)
- 152 Needham, N. G.: Report of the British Steel Corporation to the Comission of European Communities, Contract No. 7210.MA/802 (1983)
- 153 Bolton, C. F., Dyson, B. F.: Metallographic methods of determining residual creep life. *Materials Science and Engineering* 46(2), pp. 231-239 (1980)
- 154 Williams, K. R.: Microstructural Changes in Ferritic Steels and the Effect on Long Term Creep Properties. In Parker, J. D., ed. : Proceedings of the international conference on creep and fracture of engineering materials and structures, University College Swansea, vol. 1, pp. 1161-1179 (1984)
- 155 DIN EN ISO 204: Metallische Werkstoffe - Einachsiger Zeitstandversuch unter Zugbeanspruchung. Beuth Verlag Berlin (2009)
- 156 Wilshire, B., Scharning, P. J.: Extrapolation of creep life data for 1Cr-0.5Mo steel. *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 85, pp. 739-743 (2008)

- 157 Ennis, P. J.: The significance of microstructural changes and steam oxidation for the service life of chromium steel components. In Shibli, I. A., Holdsworth, S. R. ., eds. : Proceeding of ECCC international conference on 'creep and fracture in high temperature components-design and life assessment issues', London, pp. 279-287 (2005)
- 158 Maruyama, K., Lee, J. S.: Causes of overestimation of creep rupture strengths in 11Cr-2W-0.3MoCuVNb steel. In Shibli, I. A. ., Merckling, G., eds. : Proceeding of ECCC international conference on 'creep and fracture in high temperature components-design and life assesement issues', London, pp. 372-379 (2005)
- 159 Larson, F. R., Miller, J.: A time-temperature relationship for rupture and creep stresses. Trans. ASME 74, pp. 765-775 (1952)
- 160 Granacher, J., Pfenning, A.: Kriechgleichungen II - Rechnergestützte Beschreibung des Kriechverhaltens ausgewählter hochwarmfester Legierungen. FVV Forschungsvorhaben Nr. 432 (1991)
- 161 Graham, F., K.F.A, W.: Relations between long and short time properties of a commercial alloy. J. Iron and Steel Inst. 179 (1955)
- 162 Ringel, M., Roos, E., Maile, K.: Angepasste Werkstoffmodelle für die Bauteilberechnung bei Kriech- und Kriechermüdungsbeanspruchung. In : 28. Vortragsveranstaltung des VDeH, Arbeitsgemeinschaft für warmfeste Stähle und Arbeitsgemeinschaft für Hochtemperaturwerkstoffe, Düsseldorf (2004)
- 163 Ringel, M., Roos, E., Maile, K., Klenk, A.: Constitutive Equations of Adapted Complexity for High Temperature Loading. In : ECCC Conference, London (2005)
- 164 Shamma, M. S.: Predicting the remanent life of 1 Cr1/2Mo coarse-grained heat affected zone material by quantitative cavitation measurements. Report No. TPRD/L/3199/R 87, Central Electricity Research Laboratories, Leatherhead, Surrey, England (1987)
- 165 Riedel, H.: Lebensdauervorhersage bei behindertem Porenwachstum. In Schneider, K., ed. : Festigkeit und Verformung bei hoher Temperatur. DGM-Informationsgesellschaft Verlag, Oberursel (1989)

- 166 Gaudig, W.: Untersuchung der Korrelation von Porenwachstum auf Korngrenzen mit der Kriechgeschwindigkeit am Beispiel des Stahles 14MoV6-3 unter zweiachsiger Beanspruchung. Forschungsbericht, MPA Stuttgart (1991)
- 167 Hutchinson, L. W.: Constitutive behavior and crack tip fields for materials undergoing constrained grain boundary cavitation. *Acta Met.* 31, pp. 1079-1088 (1983)
- 168 Klenk, A., Rauch, M., Maile, K.: Influence of stress state on creep damage development in components. In : *Proceedings Int. Conf. on Plant Life Extension*, Cambridge (2004)
- 169 Rauch, M., Maile, K.: Numerical Calculation and Experimental Validation of Damage Development in 9Cr Steels. In : *30. MPA Seminar: Safety and Reliability in Energy Technology*, Stuttgart (2004)
- 170 Peravali, S., Hyde, T. H., Cliffe, K. A., Leen, S. B.: Development of an Anisotropic Damage Model for Creep of Welds. In : *3rd International Conference on Integrity of High Temperature Welds*, London, pp. 267-284 (2007)
- 171 Ogata, T., Sakai, T., Yaguchi, M.: Creep Damage Evolution and Life Assessment of P91 Weld Joints. In : *3rd International Conference on Integrity of High Temperature Welds*, London, pp. 285-294 (2007)
- 172 Tabuchi, M., Hongo, H., Li, Y., Watanabe, T. : Damage and life assessment of high Cr steel weldment. In : *6th NIMS-MPA-IfW Workshop*, Tsukuba, Japan (2007)
- 173 Xu, H.: Anwendung eines viskoplastischen Schädigungsmodells zur Beschreibung des Verformungs- und Versagensverhaltens einer Hochtemperatur-Schraubenverbindung. Dissertation, Universität Stuttgart (1998)
- 174 Ringel, M., Maile, K., Klenk, A.: Werkstoffmodell Datenbank- Bereitstellung und Vergleich komplexer Stoffgesetze zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens bei wechselnder und stationärer Beanspruchung und Temperaturen bis zum Kriechbereich. Abschlussbericht des AVIF-Forschungsvorhabens A201, MPA Universität Stuttgart (2006)
- 175 Nelder, J. A., Mead, R.: A Simplex Method for Function Minimization. *Computer J.* Vol. 7, 308-313 (1965)

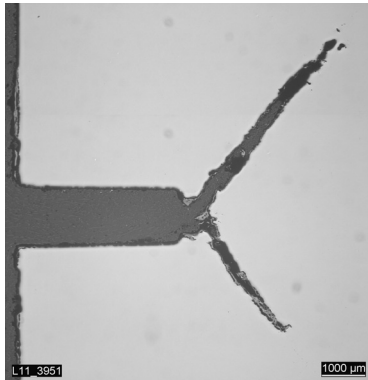
- 176 ECCC Recommendations, Volume 3 part IV, Issue 2, Testing Practises for Creep Crack Initiation. (2005)
- 177 Senn, S.: Untersuchungen zum Schädigungszustand von bruchmechanischen Proben unter Kriechbeanspruchung. Studienarbeit, IMWF Universität Stuttgart (2012)
- 178 Johannesson, T., Thölen, A.: J. Inst. Met. 97, pp. 243-247 (1969)
- 179 Raj, R., Ashby, M. F.: On Grain Boundary Sliding an Diffusional Creep. Metal. Trans. Vol. 2, pp. 1113-1127 (April 1971)
- 180 Coble, R. L.: A Model for Boundary Diffusion Controlled Creep in Polycrystalline Materials. Journal of Applied Physics 34, pp. 1679-1682 (1963)
- 181 Wingrove, A. L., Taplin, D. M. R.: A note on grain boundary sliding. Scripta Metall. 3, pp. 649-654 (1969)
- 182 Maile, K., Zies, G., Scheck, R., Kuppler, D., Ruoff, H., Rauch, M., Klenk, A., Scheu, C.: Beurteilung der Kriechfestigkeit moderner martensitischer Chromstähle durch die Charakterisierung des Mikrogefüges. In : 27. Vortragsveranstaltung des VdEH, Arbeitsgemeinschaft für warmfeste Stähle und Arbeitsgemeinschaft für Hochtemperaturwerkstoffe, Düsseldorf (2005)
- 183 Speicher, M., Hobt, A., Klenk, A., Maile, K., Roos, E.: Defect Assessment by Fracture Mechanics Methods and Damage Characterisation. In : 18th European Conference on Fracture, Fracture of Materials and Structures from Micro to Macro Scale, Dresden, pp. 244-252 (2010)
- 184 Sherby, O. D., Klundt, R. H., Miller, A. K.: Flow Stress, Subgrain Size, and Subgrain Stability at Elevated Temperatures. Metallurgical Transactions A 8A, pp. 843-850 (1977)
- 185 Kauffman, F., K., Maile: Optimisation of long term creep strength of martensitic steels. In : CF5, Kalpakkam, Indien (2007)
- 186 Kuna, W.: Numerische Beanspruchungsanalyse von Rissen, Finite Elemente in der Bruchmechanik. Vieweg Teubner (2008)

- 187 Kussmaul, K., Maile, K.: Large scale high temperature testing of specimens and components - an essential tool for structural integrity engineering. In : International HIDA Conference, Creep and Fatigue Crack Growth in High Temperature Plant, Saclay/Paris, France (1998)
- 188 Sham, T.-L., Needleman, W.: Effects of Triaxial Stressing on Creep Cavitation of Grain Boundaries. *Acta Metallurgica* 31(6), pp. 919-926 (1983)
- 189 Klenk, A., Speicher, M., Hobt., A., Maile, K., Roos, E.: Defect Assessment by Fracture Mechanics Methods and Damage Characterisation. In : Proceedings 5th Int. Conf. on High Temperature Defect Assessment (HIDA), Guildford, England (2010)
- 190 Hobt, A., Klenk, A., Roos, E., Mao, T., Scholz, A., Berger, C.: Bewertung von Bauteilen mit Fehlstellen in Abhängigkeit vom Kriechverformungsvermögen. In : Abschlussbericht FVV Frühjahrstagung, Bad Neuenahr (2011)
- 191 Schlegel: Implementierung des Einflusses der Spannungsmehrachsigkeit auf die Beschreibung der Schädigungsentwicklung bei Kriechvorgängen., IMWF Universität Stuttgart (2012)
- 192 Sheng, S., Maile, K. .: Festigkeitshypothesen im Kriechgebiet II. Abschlussbericht des Forschungsvorhabens BMWI / AiF 8107, MPA Universität Stuttgart (1993)
- 193 Monkman, F. C., Grant, N. J.: *Proceedings ASTM* 56., pp. 593-620 (1956)
- 194 Roos, E.: Grundlagen und notwendige Voraussetzungen zur Anwendung der Risswiderstandkurve in der Sicherheitsanalyse angerissener Bauteile. *VDI Fortschrittberichte, Reihe 18 Mechanik/ Bruchmechanik*, Nr. 122 (1993)
- 195 Gnirß, G., Hartnagel, W., Trück, B.: Auswirkung der Schädigungsmechanismen auf das Kriechrißwachstumsverhalten von X20CrMoV12-1 bei 550°C. In : 14. MPA Seminar, Stuttgart, vol. 2, pp. 31.1-31.24 (1988)
- 196 Berger, C., Scholz, A., Roos, E., Maile, K., Müller, F., Stadtmüller, W.: Hochtemperaturverhalten der neuen 600 °C-Stähle für Wellen und Gehäuse von Dampfturbinen. Abschlussbericht zum AVIF-Forschungsvorhaben A127, Institut für Werkstoffkunde der TU Darmstadt und Staatliche Materialprüfungsanstalt, Universität Stuttgart (2002)

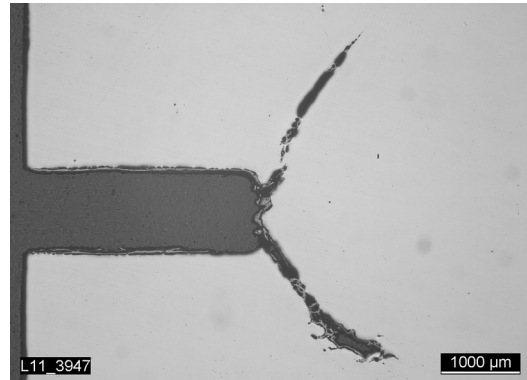
- 197 Hobt, A., Klenk, A., Mao, T. S., Müller, F., Scholz, A., Ewald, J., Sheng, S.: Ermittlung des Einflusses von Spannungsgradienten auf das Kriech- und Kriechermüdungsverhalten. Forschungsantrag, MPA Universität Stuttgart, IfW TU Darmstadt (2012)
- 198 Weichert, C.: Auswirkung eines dreiachsigen Spannungszustandes auf das Verformungsverhalten und das Rissinitiierungsverhalten von Gruppenfehlstellen. Dissertation, MPA Universität Stuttgart (2004)
- 199 VGB PowerTEch: Prüfung betriebsbeanspruchter Läufer und Gehäuse von Dampf- und Gasturbinen. Richtlinie VGB-R 512 M, Essen (2003)
- 200 Richard, H. A., Sander, M.: Ermüdungsrisse, Erkennen, sicher beurteilen, vermeiden 1. Auflage. Vieweg+Teubner, Wiesbaden (2009)
- 201 Dugdale, D. S.: Yielding of steel containing slits. J. Mech. Phys. Solids 8, pp. 100-108 (1960)
- 202 Knott, J. F.: Fundamentals of Fracture Mechanics. Butterworths, London (1973)
- 203 Speicher, M., Hobt, A., Klenk, A., Maile, K., Roos, E.: Consideration of Integrity Behaviour of structures in the Creep Regime. In : 36. MPA Seminar, Stuttgart, pp. 24.1-24.17 (2010)
- 204 Hale, K. F.: Creep Failure Prediction from Observation of Microstructure in 21/4%Cr-1%Mo-Steel. In : Proceedings of the Conference on Physical Metallurgy of Reactor Fuel Elements, Berkley Nuclear Laboratories, UK, pp. 193-201 (1973)
- 205 Odqvist, F. K. G., Hult, J.: Some aspects on creep rupture. Arkiv for Fysik 19(4), pp. 379-382 (1961)

9 Anhang

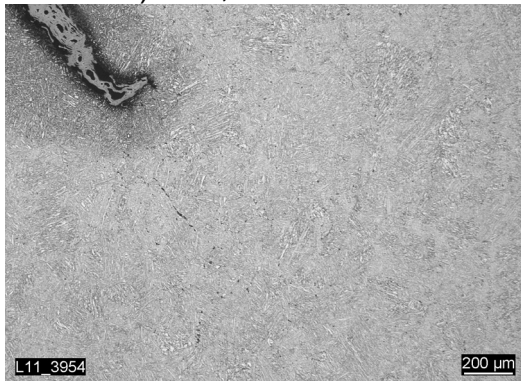
Tabelle A 1: Metallografische Untersuchung, Probe A252A1D3, X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, Ätzmittel Pikrinsäure /Salzsäure.



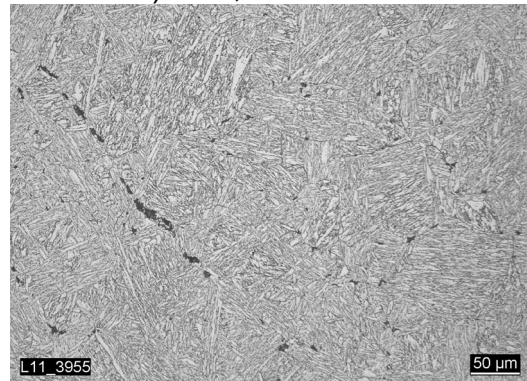
a) 16:1, Probenmitte



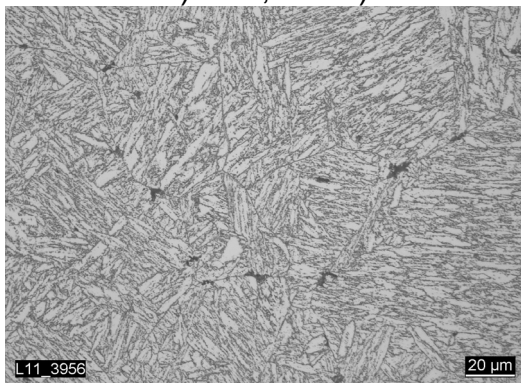
b) 16:1, Oberfläche



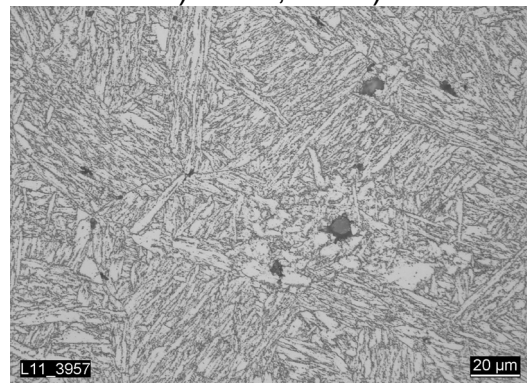
c) 50:1, aus a)



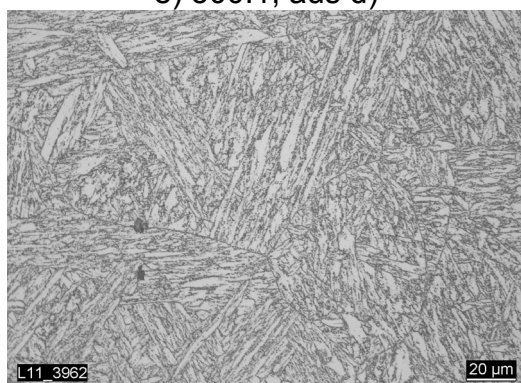
d) 200:1, aus c)



e) 500:1, aus d)



f) 500:1, aus d)



g) 500:1, Ligament, Probenmitte

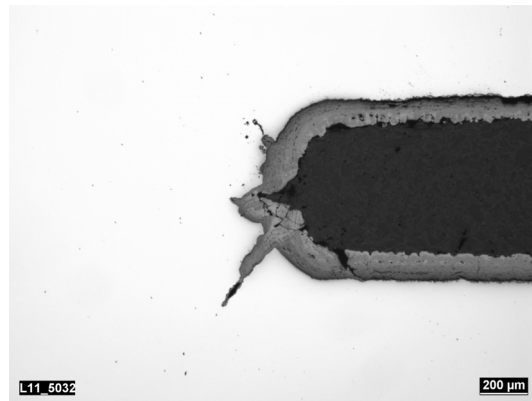


h) 3:1, Bruchfläche

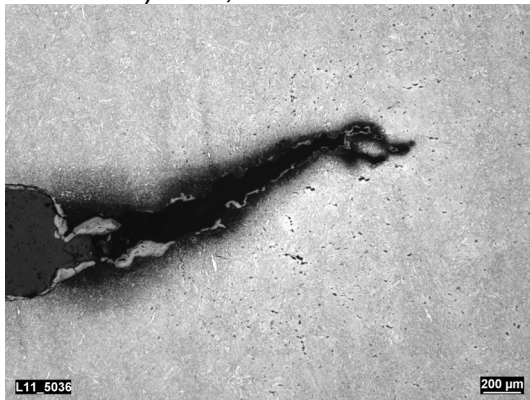
Tabelle A 2: Metallografische Untersuchung, Probe A252D1A2, X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, Ätzmittel Pikrinsäure /Salzsäure.



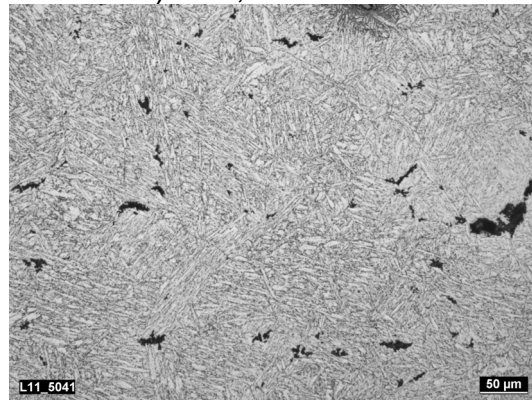
a) 50:1, Probenmitte



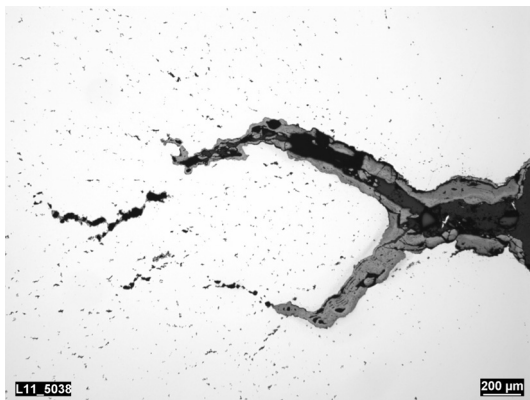
b) 50:1, Oberfläche



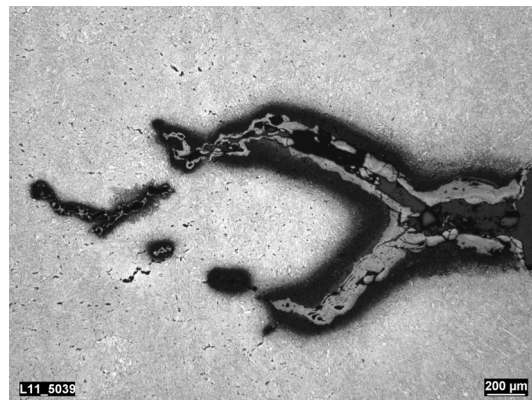
c) 50:1, Probenmitte



c) 200:1, aus c)



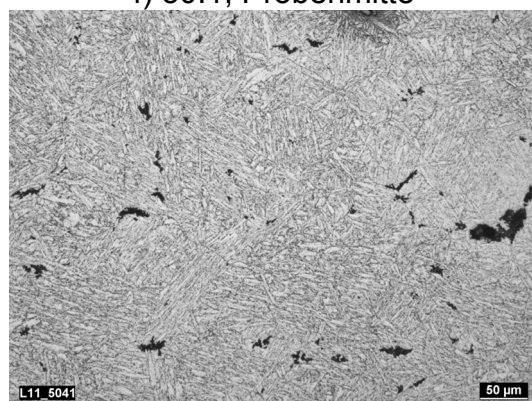
e) 50:1, Probenmitte



f) 50:1, Probenmitte

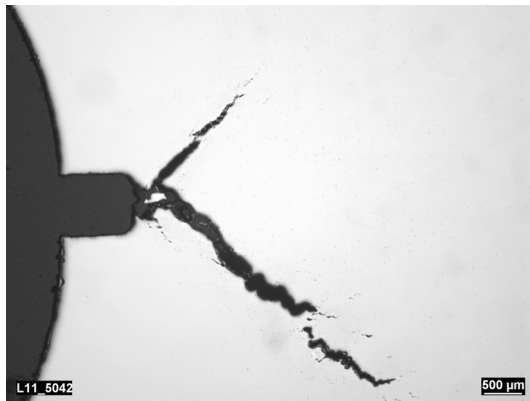


g) 100:1, aus f)

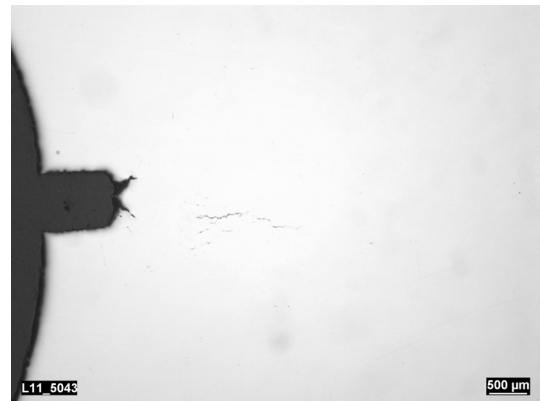


h) 200:1, aus g)

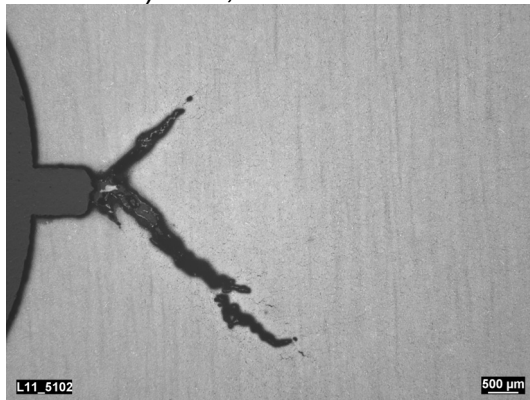
Tabelle A 3: Metallografische Untersuchung, Probe A262.1, X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, Ätzmittel Pikrinsäure /Salzsäure.



a) 16:1, Probenmitte



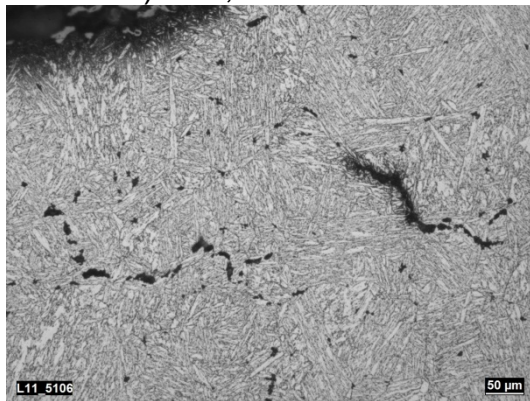
b) 16:1, Oberfläche



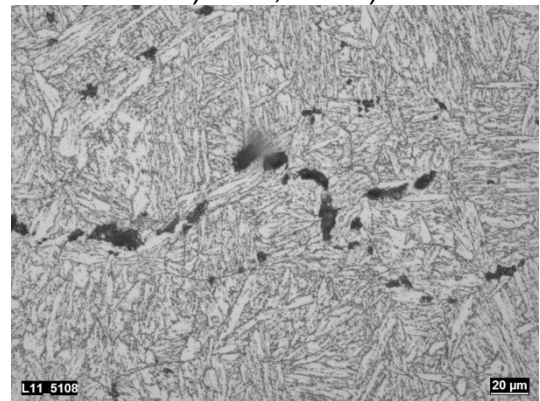
c) 16:1, Probenmitte



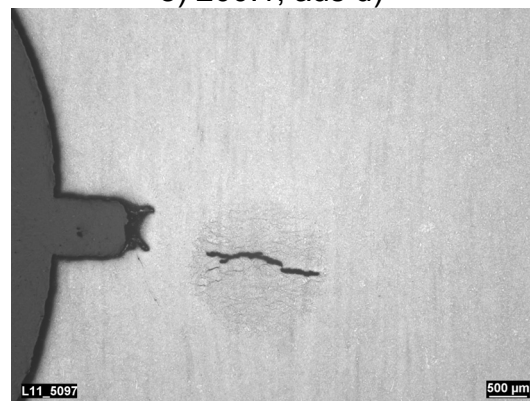
d) 50:1, aus c)



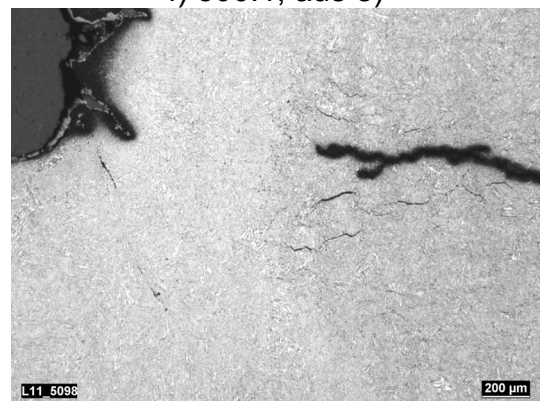
e) 200:1, aus d)



f) 500:1, aus e)



g) 16:1, Oberfläche



h) 50:1 aus g)

Tabelle A 4: Nachgerechnete Experimente an Proben aus dem Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA

Proben- name	Proben- form	$a_0 /$ mm	a_0/W / -	$W /$ mm	$B /$ mm	$F /$ kN	$\sigma_{n,pl} /$ MPa	$K_{I,0} /$ MPam ^{0,5}	$t_{0,1} /$ h
7A1D1	DENT30	8,8	0,4	22,5	29,7	166,3	210	23,37	1.850
7A1D2	DENT30	8,8	0,4	22,5	36	137,8	145	15,97	6.900
7A1D3	DENT30	4,4	0,2	22,5	27	137,8	145	15,02	5.917
7A1D5	DENT30	8,77	0,4	22,5	36,1	90,3	91	10,4	10.500
7A1D6	DENT30	4,35	0,2	22,5	26,8	90,3	93	9,887	13.500
7ADG1	DENT60	10,05	0,2	50	65	499,2	96	15,37	16.000
7ADG3	DENT60	5	0,1	50	58	501,2	96	12,21	18.000
dt301/15	DENT9	2,4	0,4	6	9	5,5	95	5,31	22.500
dt801/15	DENT15	4	0,4	10	15	14	97	6,55	20.000

Tabelle A 5: Nachgerechnete Experimente an Proben aus dem Werkstoff 28CrMoNiV4-9 / AGB

Proben- name	Proben- form	$a_0 /$ mm	a_0/W / -	$W /$ mm	$B /$ mm	$F /$ kN	$\sigma_{n,pl} /$ MPa	$K_{I,0} /$ MPam ^{0,5}	$t_{0,1} /$ h
dt21	DENT9	2,36	0,4	5,9	9	17,75	279	16,29	490
dt51	DENT9	1,1	0,2	5,5	9	22,18	280	14,83	400
dt201	DENT9	2,44	0,4	6,1	9	13,87	211	12,49	2.230
dt252	DENT9	1,16	0,2	5,8	9	17,75	213	11,54	3.000
dt301	DENT9	2,34	0,39	6,04	9	11,09	167	9,87	5.300

Tabelle A 6: Nachgerechnete Experimente an Proben aus dem Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A

Proben- name	Proben- form	$a_0 /$ mm	a_0/W / -	$W /$ mm	$B /$ mm	$F /$ kN	$\sigma_{n,pl} /$ MPa	$K_{I,0} /$ MPam ^{0,5}	$t_{0,1} /$ h
c201/12	C(T)25*	27,5	0,55	50	25	6,66	104	15,1	4.900
ds1/12	DENT20*	1,05	0,2	5,25	20	31,5	210	10,8	5.000
1A3	DENT60*	9,95	0,2	50,02	59,98	902	209,5	33,4	4.750
2A2	DENT20*	9,91	0,2	50,07	59,99	645	149,5	23,9	5.600

* mit Seitenkerbe, Öffnungswinkel 45°, Reduktion des Querschnittes um 10 %

Tabelle A 7: Übersicht über numerisch untersuchte Proben zur Ermittlung der Initiierungsrissergröße, Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA

Form / Kurzbezeichnung	a_0 / mm	a_0/W	W / mm	B / mm	F / kN	$\sigma_{n,pl}$ / MPa	K_{I0} / MPam ^{0,5}	$\varepsilon_{v,lig}$ / %	$t_{0,1}$ / kh
D30	2,9	0,096	30	30	201,1	123,7	12,02	0,5	10
D30	1	0,033	30	30	260,2	150	9,54	1	10
D30	2,1	0,07	30	30	145,6	86,98	7,4	0,5	30
D30	0,6	0,02	30	30	197,2	111,8	5,33	1	30
D30	2,1	0,042	50	30	244	84,9	7,42	0,5	30
D30	0,6	0,012	50	30	328,4	110,8	5,31	1	30
D30	2,2	0,0275	80	30	382,7	82	7,44	0,5	30
D30	0,6	0,0075	80	30	520,4	109,2	5,26	1	30
D30	1,8	0,06	30	30	95,4	56,4	4,48	0,5	100
D30	0,5	0,0167	30	30	125,1	70,7	3,08	1	100
D30	1,8	0,036	50	30	160	55,3	4,5	0,5	100
D30	0,5	0,01	50	30	208,8	70,3	3,08	1	100
D30	1,8	0,0225	80	30	264	56,26	4,64	0,5	100
D30	0,5	0,00625	80	30	334	70	3,08	1	100
D30	1,9	0,063	30	30	80,7	47,9	3,9	0,5	200
D30	0,4	0,0133	30	30	109,2	61,5	2,41	1	200
D30	2	0,04	50	30	133,9	46,5	3,97	0,5	200
D30	0,4	0,008	50	30	182,3	61,3	2,41	1	200

Fortsetzung Tabelle A 7: Übersicht über numerisch untersuchte Proben zur Ermittlung der Initiierungsrissgröße, Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA

Form / Kurzbezeichnung	a_0 / mm	a_0/W	W / mm	B / mm	F / kN	$\sigma_{n,pl}$ / MPa	K_{I0} / MPam ^{0,5}	$\varepsilon_{v,lig}$ / %	$t_{0,1}$ / kh
D30	2	0,025	80	30	214	45,7	3,96	0,5	200
D30	0,5	0,00625	80	30	288	60,4	2,66	1	200
D30	6,2	0,21	30	30	120,8	84,59	10,53	0,2	10
D30	3,4	0,113	30	30	60	37,58	3,88	0,2	100
D60	2,8	0,056	50	60	666,3	117,7	11,72	0,5	10
D60	1,1	0,022	50	60	867,6	149,9	9,5	1	10
D60	2,3	0,046	50	60	478,8	83,7	7,62	0,5	30
D60	0,7	0,014	50	60	654	116,6	7,62	1	30
D60	2	0,04	50	60	332	57,6	4,93	0,5	100
D60	0,5	0,01	50	60	414	69,7	3,06	1	100
D60	2	0,04	50	60	268,4	46,6	3,98	0,5	200
D60	0,4	0,008	50	60	363,5	61,1	2,4	1	200
D15	2,6	0,26	10	15	33,3	150	11,17	0,5	10
D15	0,7	0,07	10	15	43,4	155,6	7,64	1	10
D15	1,9	0,19	10	15	24,5	100,7	7,09	0,5	30
D15	0,5	0,05	10	15	32,8	115	4,87	1	30
D15	1,7	0,017	10	15	16,1	64,5	4,41	0,5	100
D15	0,3	0,03	10	15	22,6	77,6	2,59	1	100

Fortsetzung Tabelle A 7: Übersicht über numerisch untersuchte Proben zur Ermittlung der Initiierungsrisgröße, Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA

Form / Kurzbezeichnung	a_0 / mm	a_0/W	W / mm	B / mm	F / kN	$\sigma_{n,pl}$ / MPa	$K_{I0} / MPam^{0,5}$	$\varepsilon_{v,lig}$ / %	$t_{0,1}$ / kh
D15	1,7	0,17	10	15	12,9	44,3	1,48	0,5	200
D15	0,3	0,03	10	15	18,1	62,3	2,08	1	200
D9	1,7	0,28	6	9	8,7	112,2	6,6	0,5	30
D9	0,4	0,067	6	9	11,8	117,1	4,36	1	30
D9	1,6	0,27	6	9	6	76	4,44	0,5	100
D9	0,3	0,05	6	9	8,2	79,7	2,61	1	100
CN15	3,6	0,36	10	15	30	156,4	11,46	0,5	10
CN15	1,1	0,11	10	15	43,2	161,9	13,5	1	10
CN15	2,6	0,26	10	15	23,6	106,5	7,39	0,5	30
CN15	0,6	0,06	10	15	32,5	115,1	4,72	1	30
CN15	1,9	0,19	10	15	16,5	68,1	4,35	0,5	100
CN15	0,5	0,05	10	15	22,7	79,6	3,01	1	100
Cs12.5	13,75	0,55	25	12,5	2,5	158,7	15,3	-	10
Cs12.5	13,75	0,55	25	12,5	1,1	69	6,66	-	30
Cs12.5	13,75	0,55	25	12,5	0,55	34,7	3,35	-	100
Cs25	27,5	0,55	50	25	1,6	24,93	3,4	-	30

Tabelle A 8: Übersicht über numerisch untersuchte Proben zur Ermittlung der Initiierungsrissgröße, Werkstoff 28CrMoNiV4-9 / AGB, T = 550 °C

Form / Kurzbezeichnung	a_0 / mm	a_0/W	W / mm	B / mm	F / kN	$\sigma_{n,pl}$ / MPa	K_{I0} / MPam ^{0,5}	$\varepsilon_{v,lig}$ / %	$t_{0,1}$ / kh
D9	0,4	0,07	5,5	9	12,1	132	4,88	0,5	30
D9	0,3	0,05	5,5	9	13,3	142,3	4,64	0,8	30
D9	0,5	0,03	15	9	32,9	126,1	5,42	0,5	30
D9	0,5	0,03	15	9	36,3	138	5,35	0,8	30
D9	0,5	0,09	5,5	9	9,6	107,1	4,33	0,5	100
D9	0,3	0,05	5,5	9	10,6	113	3,7	0,8	100
D9	0,5	0,03	15	9	26,3	100,8	4,33	0,5	100
D9	0,3	0,02	15	9	28,8	109	3,67	0,8	100
D30	1,3	0,09	15	30	148,1	180,2	11,77	0,5	5
D30	0,3	0,02	15	30	166,3	188,5	6,36	0,8	5
D30	1,4	0,05	30	30	301,5	175,7	12,49	0,5	5
D30	0,3	0,01	30	30	333,2	187	6,36	0,8	5
D30	0,5	0,03	15	30	109,3	125,6	5,4	0,5	30
D30	0,3	0,02	15	30	120,7	136,8	4,61	0,8	30
D30	0,5	0,02	30	30	220	124,3	5,43	0,5	30
D30	0,3	0,01	30	30	242,4	136	4,63	0,8	30
D30	0,5	0,02	30	30	174,8	98,8	4,31	0,5	100
D30	0,3	0,01	30	30	192,5	108	3,67	0,8	100
D30	0,5	0,02	30	30	153,5	86,7	3,79	0,5	200
D30	0,3	0,01	30	30	168	94,3	3,21	0,8	200

Tabelle A 9: Übersicht über numerisch untersuchte Proben zur Ermittlung der Initiierungsrissergröße, Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, T = 600 °C

Form / Kurzbezeichnung	a_0 / mm	a_0/W	W / mm	B / mm	F / kN	$\sigma_{n,pl}$ / MPa	K_{I0} / MPam ^{0,5}	$\varepsilon_{v,lig}$ / %	$t_{0,1}$ / h
D30	3,1	0,103	30	30	146,1	90,5	9,03	0,5	30
D30	0,9	0,03	30	30	159	91,1	5,27	1	30
D30	6,3	0,126	50	30	101,31	38,64	5,36	0,2	100
D30	3,1	0,103	30	30	80	49,6	4,94	0,5	100
D30	0,9	0,03	30	30	83,6	47,9	2,77	1	100
D30	2,8	0,093	30	30	54,9	33,6	3,22	0,5	200
D30	0,9	0,03	30	30	556,9	32,5	1,88	1	200
D60	3,5	0,07	50	60	480,2	86,1	9,45	0,5	30
D60	1	0,02	50	60	530,9	90,3	5,55	1	30
D60	3,3	0,066	50	60	267,5	47,7	5,11	0,5	100
D60	1	0,02	50	60	279,6	47,6	29,3	1	100
D60	3,3	0,066	50	60	182,8	31,1	1,9,1	0,5	200
D60	1	0,02	50	60	189,3	32,2	1,98	1	200
Cs25	27,5	0,55	50	25	4,33	67,9	9,26	-	30
Cs25	27,5	0,55	50	25	2,63	41	5,63	-	100
Cs25	27,5	0,55	50	25	1,5	23,5	3,21	-	200
SENT30	5+1	0,12	50	30	62,6	47,4	7,29	-	30
SENT30	5+1	0,12	50	30	39,5	15	2,3	-	100
SENT30	5+1	0,12	50	30	27,6	10,5	1,6	-	200

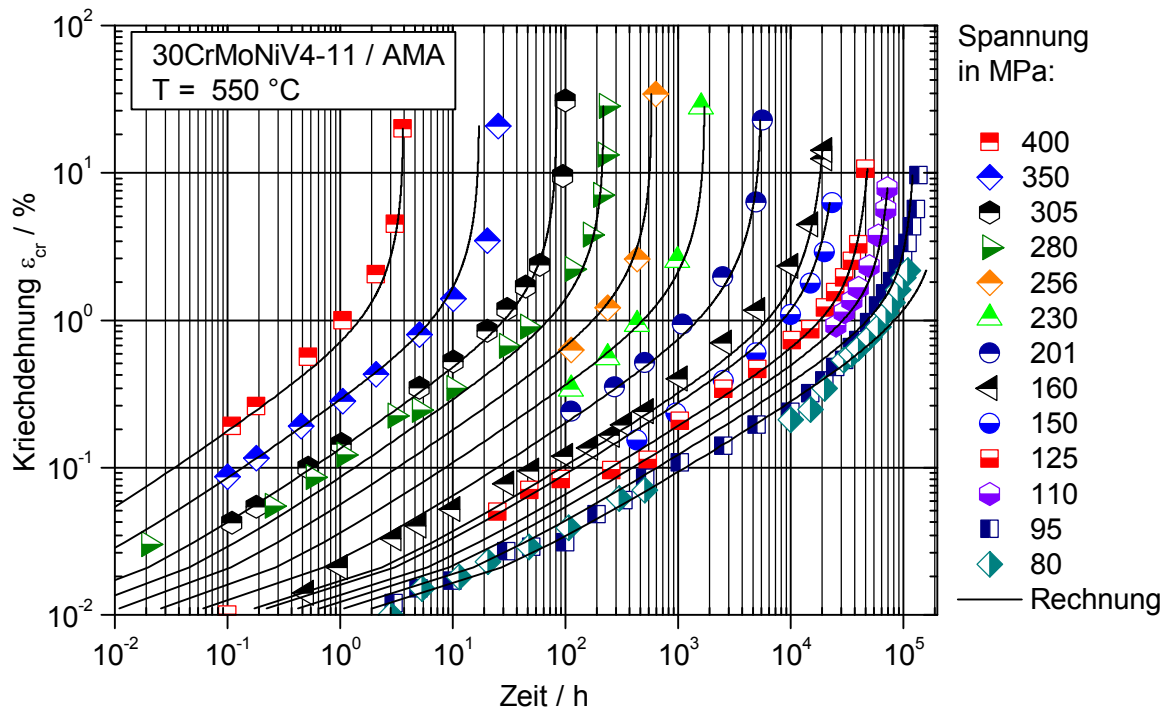


Bild A 1: Anpassung der Modellparameter an das Zeitstandverhalten für den Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA, T = 550 °C.

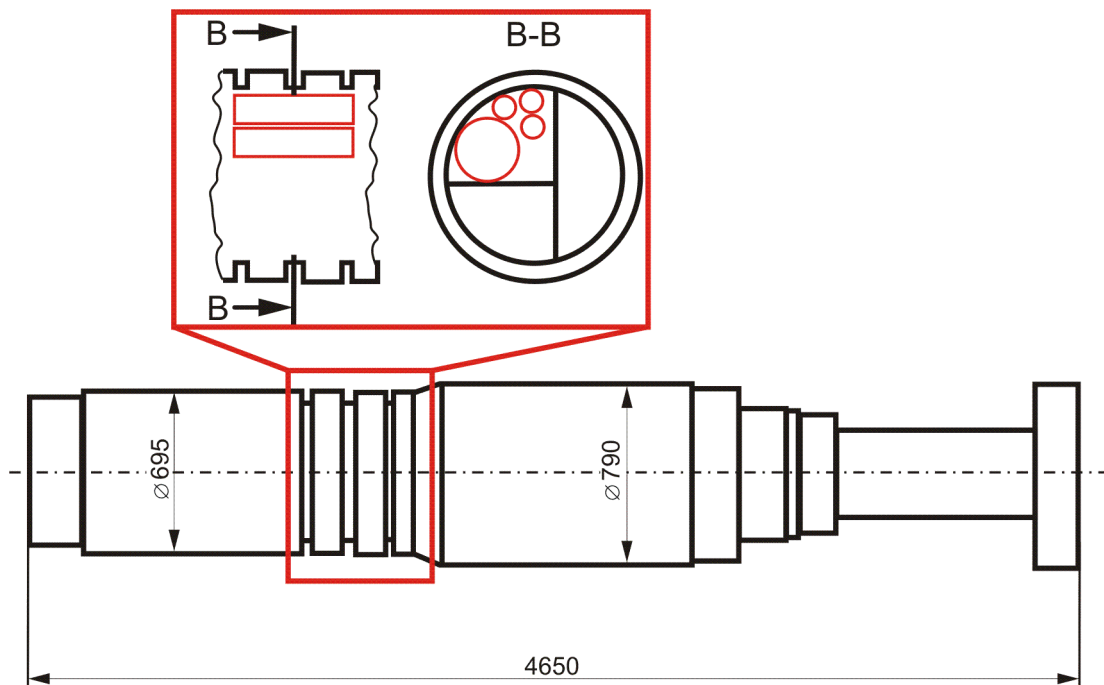


Bild A 2: Probenentnahme der Proben aus dem Werkstoff 30CrMoNiV4-11 / AMA.

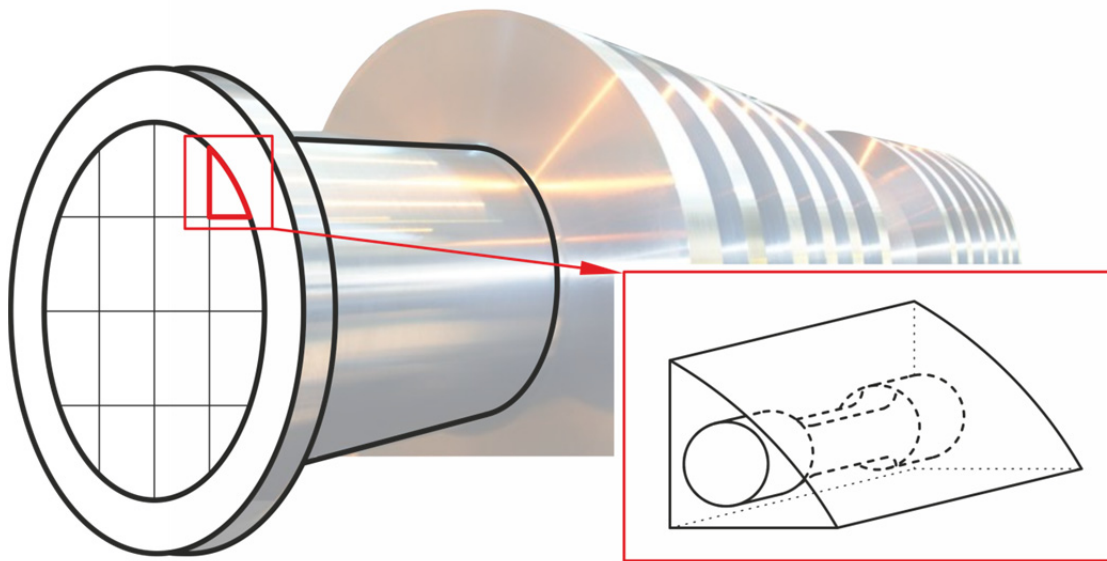


Bild A 3: Probenentnahme der Proben aus dem Werkstoff X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A.

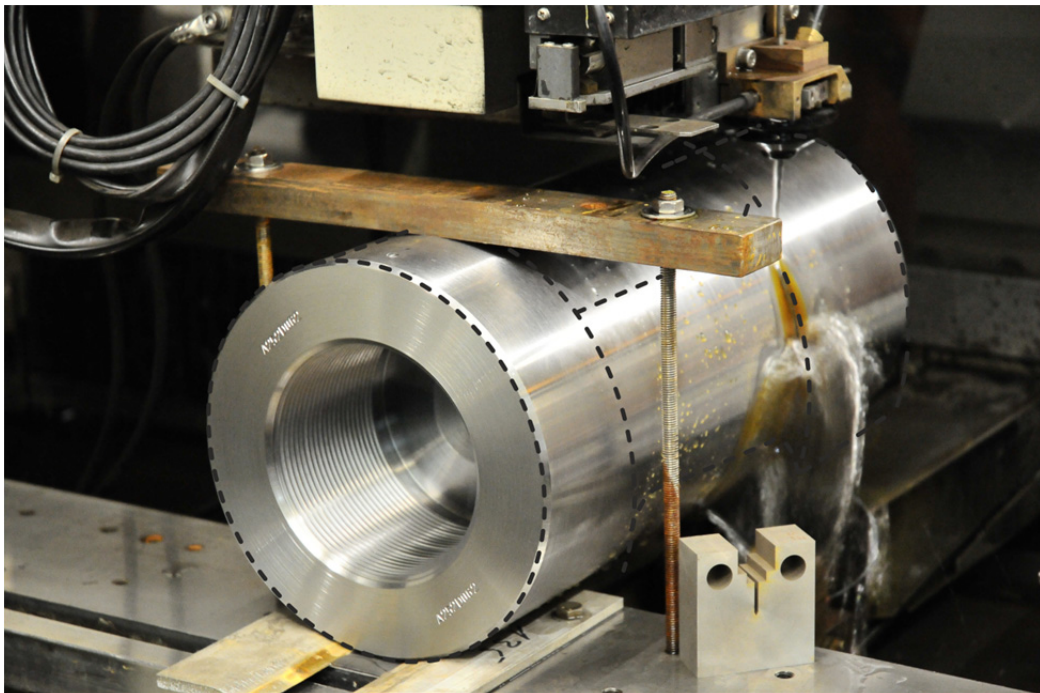


Bild A 4: Funkenerosive Fertigung der Proben.

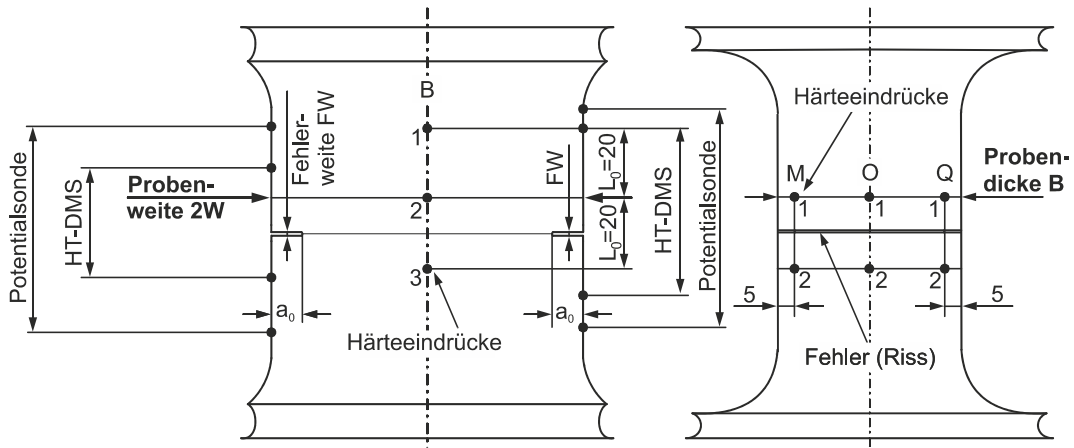


Bild A 5: Messinstrumentierung der DENT-Prüfproben sowie Anbringung der Härteeindrücke.

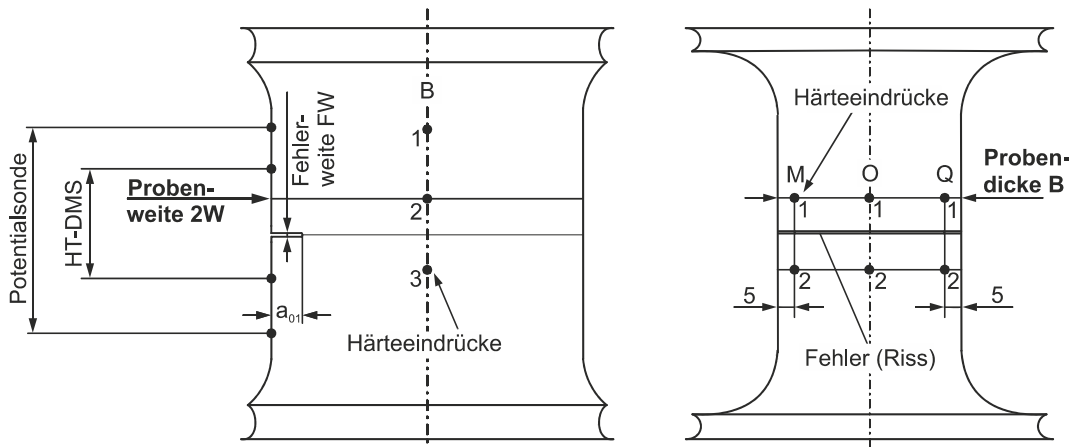


Bild A 6: Messinstrumentierung der SENT-Prüfproben sowie Anbringung der Härteeindrücke.

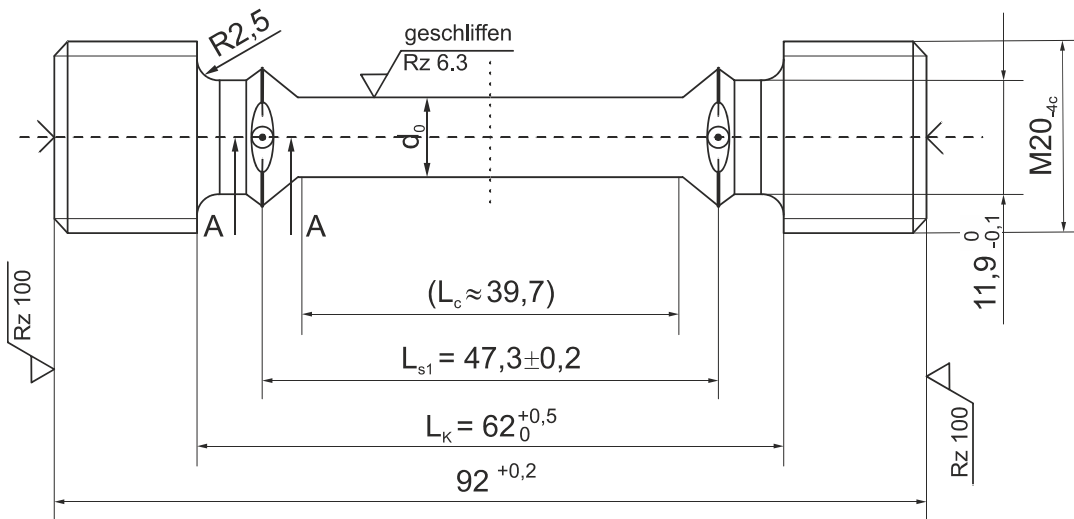


Bild A 7: Abmessungen der nachgerechneten Zeitstandproben, [114].

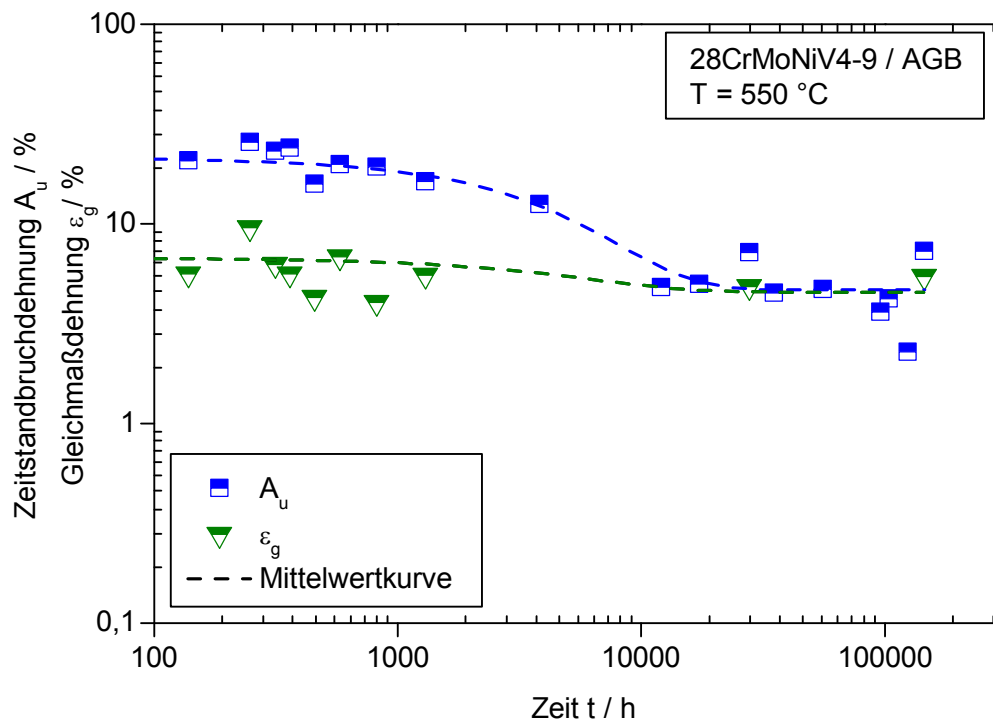


Bild A 8: Zeitbruchdehnung A_u und Gleichmaßdehnung 28CrMoNiV4-9 / AGB, $T = 550 \text{ °C}$, [114].

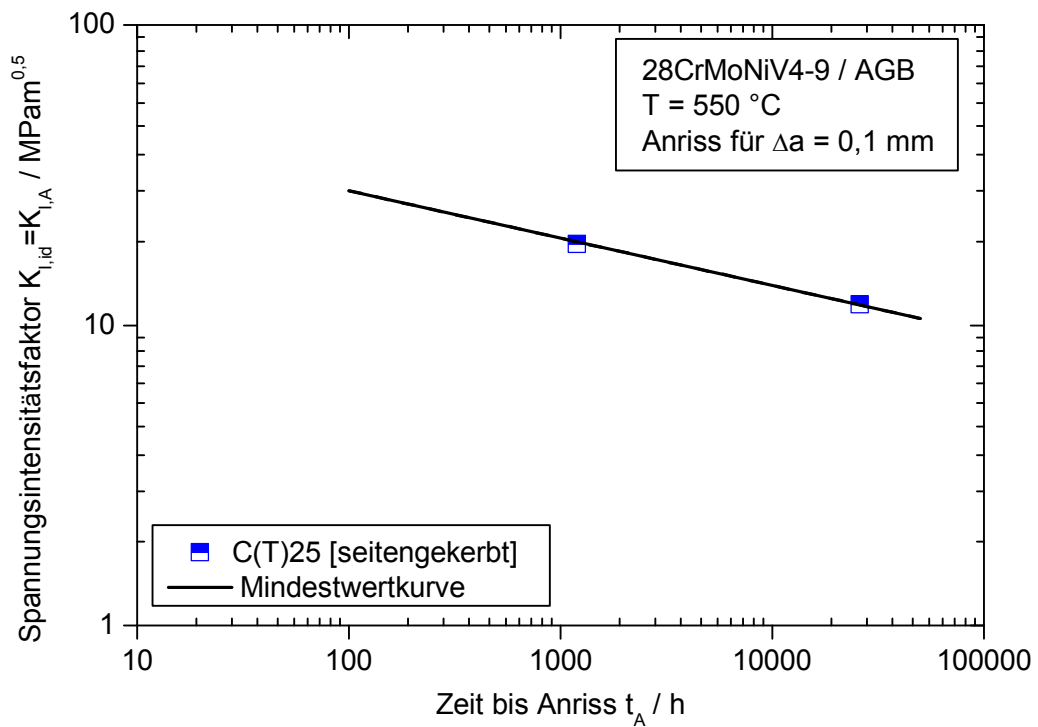


Bild A 9: Anrissdauer für 28CrMoNiV4-9 / AGB, $T = 550 \text{ °C}$, [114].

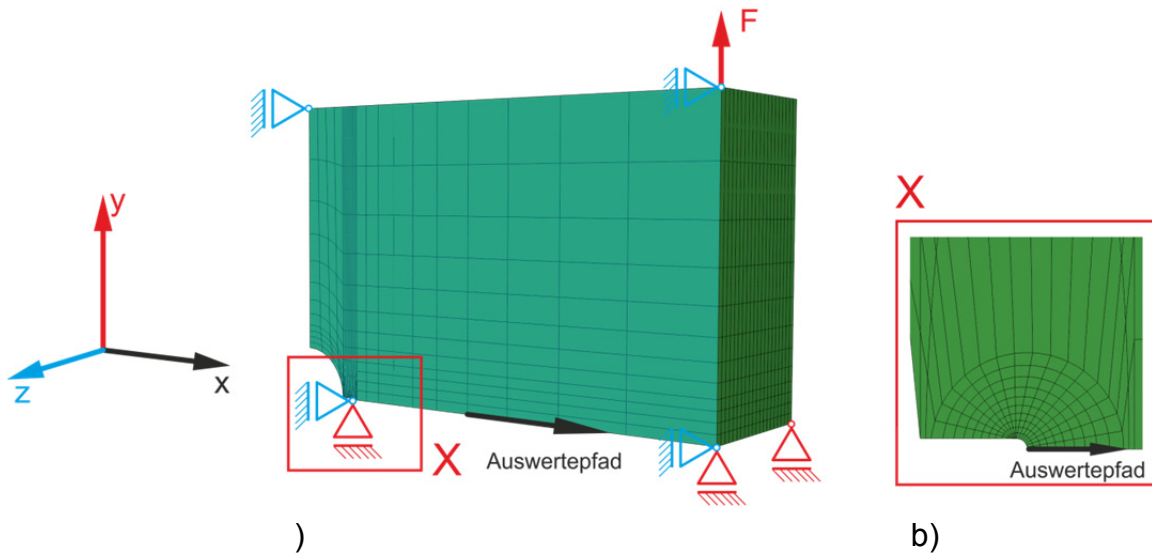


Bild A 10: Finite-Elemente-Modell der bruchmechanischen Probe Typ SENT.

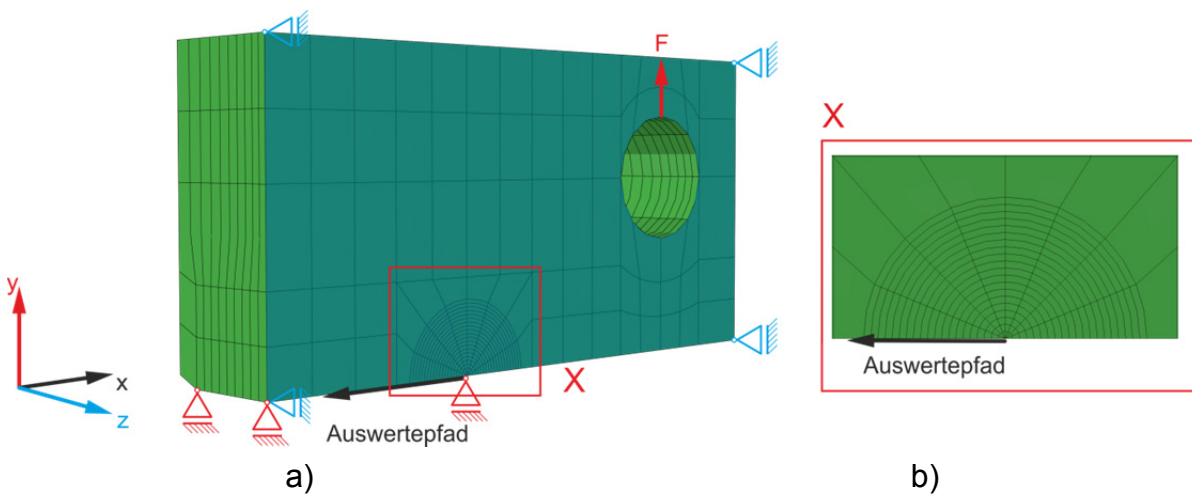


Bild A 11: Finite-Elemente-Modell der bruchmechanischen Probe Typ CT mit Seitenkerbe.

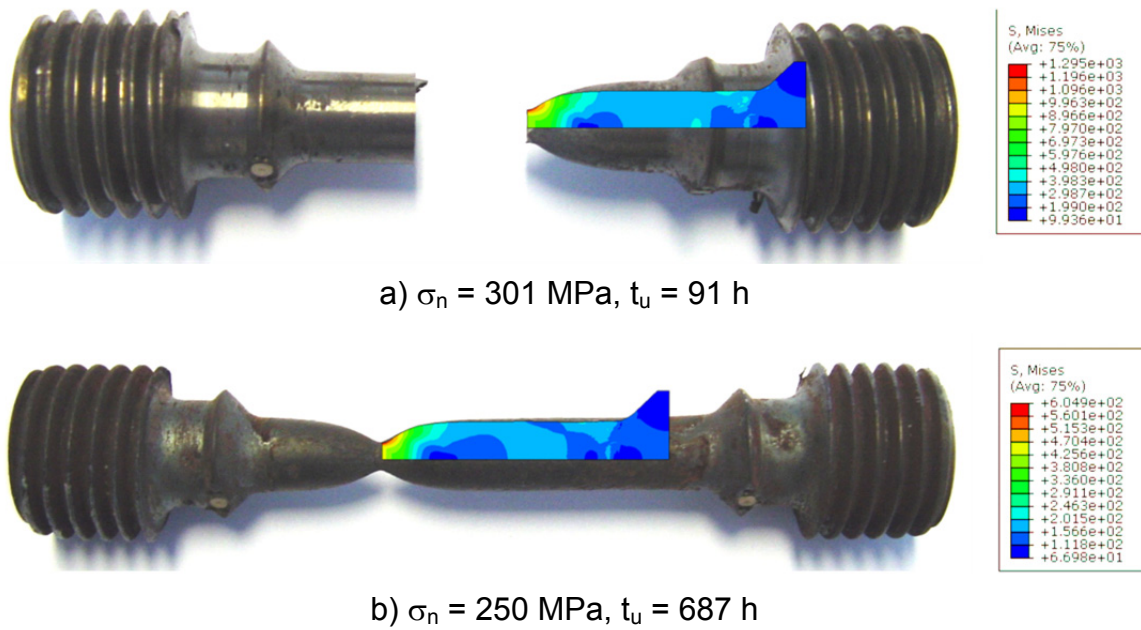


Bild A 12: Darstellung der berechneten Probeneinschnürung im Vergleich zu den realen Proben am Beispiel von Zeitstandproben des Werkstoffes X12CrMoWVNbN10-1-1 / 1A, $T = 600 \text{ }^\circ\text{C}$.

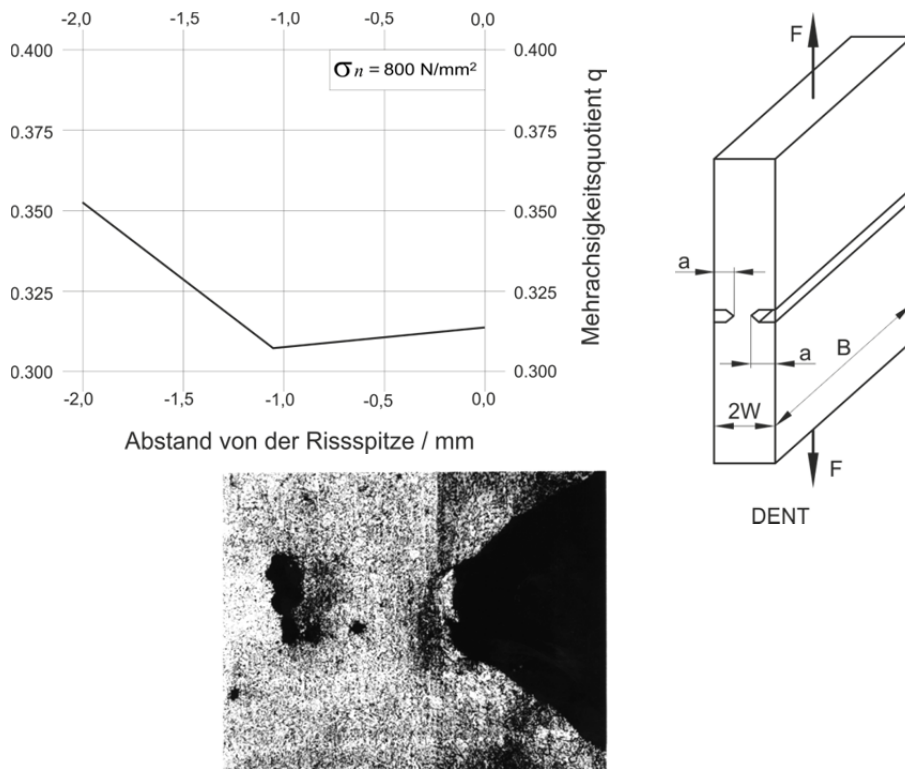


Bild A 13: Mehrrachsigkeitsgrad q und Versagensausgangsstelle in einer DENT-Probe, $2W = 200 \text{ mm}$, Werkstoff 20MnMoNi5-5, [194].