



# Mechanismen des Hochtemperaturrisswachstums in einem ferritischen Stahl an Luft und in Wasserdampf

Torsten Fischer

Energie & Umwelt / Energy & Environment

Band / Volume 421

ISBN 978-3-95806-326-6





Forschungszentrum Jülich GmbH  
Institut für Energie- und Klimaforschung  
Werkstoffstruktur und -eigenschaften (IEK-2)

# **Mechanismen des Hochtemperaturrisswachstums in einem ferritischen Stahl an Luft und in Wasserdampf**

Torsten Fischer

Schriften des Forschungszentrums Jülich  
Reihe Energie & Umwelt / Energy & Environment

Band / Volume 421

---

ISSN 1866-1793

ISBN 978-3-95806-326-6

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek.  
Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der  
Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte Bibliografische Daten  
sind im Internet über <http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

Herausgeber und Vertrieb: Forschungszentrum Jülich GmbH  
Zentralbibliothek, Verlag  
52425 Jülich  
Tel.: +49 2461 61-5368  
Fax: +49 2461 61-6103  
[zb-publikation@fz-juelich.de](mailto:zb-publikation@fz-juelich.de)  
[www.fz-juelich.de/zb](http://www.fz-juelich.de/zb)

Umschlaggestaltung: Grafische Medien, Forschungszentrum Jülich GmbH

Druck: Grafische Medien, Forschungszentrum Jülich GmbH

Copyright: Forschungszentrum Jülich 2018

Schriften des Forschungszentrums Jülich  
Reihe Energie & Umwelt / Energy & Environment, Band / Volume 421

D 82 (Diss., RWTH Aachen University, 2017)

ISSN 1866-1793  
ISBN 978-3-95806-326-6

Vollständig frei verfügbar über das Publikationsportal des Forschungszentrums Jülich (JuSER)  
unter [www.fz-juelich.de/zb/openaccess](http://www.fz-juelich.de/zb/openaccess).



This is an Open Access publication distributed under the terms of the [Creative Commons Attribution License 4.0](https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/), which permits unrestricted use, distribution, and reproduction in any medium, provided the original work is properly cited.

## Symbol und Abkürzungsverzeichnis

### Symbole

a	Risslänge	[m]
a <sub>eff</sub>	Effektive Risslänge	[m]
a <sub>n</sub>	Kerbtiefe	[m]
a/W	Risslängenverhältnis	[-]
A	Bruchdehnung	[%]
A <sub>0</sub>	Konstante (FORMAN/METTU-Gleichung)	[-]
A <sub>1</sub>	Konstante (FORMAN/METTU-Gleichung)	[-]
A <sub>2</sub>	Konstante (FORMAN/METTU-Gleichung)	[-]
A <sub>3</sub>	Konstante (FORMAN/METTU-Gleichung)	[-]
A <sub>g</sub>	Gleichmaßdehnung	[%]
A <sub>u</sub>	Zeitbruchdehnung	[%]
b	Breite	[m]
B	Werkstoffspezifischer Vorfaktor (Norton'sches Kriechgesetz)	[-]
C	Paris-Faktor	[-]
C <sub>1</sub>	FORMAN/METTU-Parameter	[-]
C*	Energieratenintegral	[W/m <sup>2</sup> ]
C <sub>1</sub> * - C <sub>4</sub> *	Energieratenintegral	[W/m <sup>2</sup> ]
d	Probendicke	[m]
d <sub>L</sub>	Oxidschichtdicke an Luft	[m]
d <sub>WD</sub>	Oxidschichtdicke unter Wasserdampfatosphäre	[m]
da/dN	Risswachstumsgeschwindigkeit (Rissfortschritt je Lastzyklus)	[m/Zyklus]
da/dt	Risswachstumsgeschwindigkeit (Rissfortschritt je Zeiteinheit)	[m/s]
E	Elastizitätsmodul	[GPa]
f	Frequenz	[s <sup>-1</sup> , Hz]
f <sub>f</sub>	Eigenfrequenz	[s <sup>-1</sup> , Hz]
F	Last	[N]
g <sub>1</sub>	Funktion nach Wagner (Riedel)	[-]
g <sub>2</sub>	Funktion nach Wagner (Riedel)	[-]
g <sub>3</sub>	Funktion nach Wagner (Riedel)	[-]
h	Höhe	[m]
J	J-Integral	[kJ/m <sup>2</sup> ]
K <sub>C</sub>	Kritischer Spannungsintensitätsfaktor	[MPa√m]
K <sub>el</sub>	Spannungsintensitätsfaktor beim Riss schließen	[MPa√m]
K <sub>I</sub>	Spannungsintensitätsfaktor Mode I	[MPa√m]
K <sub>Ic</sub>	Kritischer Spannungsintensitätsfaktor Mode I	[MPa√m]
K <sub>II</sub>	Spannungsintensitätsfaktor Mode II	[MPa√m]
K <sub>III</sub>	Spannungsintensitätsfaktor Mode III	[MPa√m]
K <sub>ISCC</sub>	Spannungsintensitätsfaktor Mode I bei Spannungsrisskorrosion	[MPa√m]
K <sub>mat</sub>	Maximal ertragbare Risspitzenbelastung	[MPa√m]
K <sub>max</sub>	Maximale Risspitzenbelastung innerhalb eines Schwingenspieles	[MPa√m]
K <sub>min</sub>	Minimaler Spannungsintensitätsfaktor	[MPa√m]
K <sub>op</sub>	Spannungsintensitätsfaktor bei Rissöffnung	[MPa√m]
l	Länge	[m]
L <sub>0</sub>	Anfangsmesslänge	[m]

$L_u$	Länge nach dem Bruch	[m]
$m$	Werkstoffkonstante	[-]
$n$	FORMAN/METTU-Exponent	[-]
$\tilde{n}$	Nortonkonstante	[-]
$p$	FORMAN/METTU-Parameter (Übergang von Bereich I→II)	[-]
$q$	FORMAN/METTU-Parameter (Übergang von Bereich II→III)	[-]
$R$	Lastverhältnis	[-]
$r$	Radius (Abstand)	[m]
$r_{pl}$	Größe der plastischen Zone	[m]
$R_e$	Streckgrenze	[MPa]
$R_m$	Zugfestigkeit	[MPa]
$R_{p0,2}$	0,2 %-Dehngrenze	[MPa]
$S_0$	Ausgangsquerschnittsfläche	[m <sup>2</sup> ]
$S_{max}$	Maximale Zugspannung	[MPa]
$S_u$	Kleinste Querschnittsfläche	[m <sup>2</sup> ]
$t$	Versuchszeit	[s]
$t_1$	Übergangszeit Zeit $t_1$	[s]
$t_2$	Übergangszeit Zeit $t_2$	[s]
$t_h$	Haltezeit	[s]
$t_m$	Bruchzeit	[s]
$t_r$	Bruchzeit	[s]
$t_z$	Zykluszeit	[s]
$T_m$	Absolute Schmelztemperatur	[°C]
$\dot{V}$	Verschiebungsgeschwindigkeit	[m/s]
$W$	Ligamentlänge	[m]
$Y_I$	Geometriefunktion	[-]
$Z$	Brucheinschnürung	[%]
$\alpha$	Wert abhängig vom Spannungszustand (FORMAN/METTU-Gleichung)	[-]
$\delta$	Rissöffnungsverschiebung (Dugdale Modell)	[m]
$\delta_c$	Kritische Rissöffnungsverschiebung (Dugdale Modell)	[m]
$\Delta F$	Lastschwingbreite	[kN]
$\Delta K$	Zyklischer Spannungsintensitätsfaktor	[MPa√m]
$\Delta K_{eff}$	Effektiver Spannungsintensitätsfaktor	[MPa√m]
$\Delta K_{Start}$	Risswachstumsstartwert (Spannungsintensitätsfaktor bei Rissausbreitungsbeginn)	[MPa√m]
$\Delta K_{th}$	Schwellenwert	[MPa√m]
$\Delta K_{th,eff}$	Effektiver Schwellenwert	[MPa√m]
$\varepsilon$	Dehnung	[%]
$\varepsilon_r$	Bruchdehnung	[%]
$\dot{\varepsilon}$	Kriechgeschwindigkeit	[s <sup>-1</sup> ]
$\dot{\varepsilon}_{el}$	Elastische Dehngeschwindigkeit	[s <sup>-1</sup> ]
$\dot{\varepsilon}_{min}$	Minimale Kriechgeschwindigkeit	[s <sup>-1</sup> ]
$\dot{\varepsilon}_{pl}$	Plastische Dehngeschwindigkeit	[s <sup>-1</sup> ]
$\dot{\varepsilon}_S$	Stationäre Kriechgeschwindigkeit	[s <sup>-1</sup> ]
$\nu$	Poissonzahl	[-]
$\dot{u}$	Rissaufweitungsgeschwindigkeit	[m/s]
$\sigma$	Normalspannung	[MPa]
$\sigma_0$	Fließgrenze (FORMAN/METTU-Gleichung)	[MPa]
$\sigma_F$	Fließspannung	[MPa]

$\sigma_{\text{lig}}$	Ligamentspannung	[MPa]
$\sigma_y$	Normalspannung in Richtung von Y (analog zu anderen Richtungen)	[MPa]
$\sum \frac{N}{N_f}$	Summe aus dem Verhältnis der Zyklenzahl zu Versagenszyklenzahl	[-]
$\sum \frac{t}{t_f}$	Summe aus dem Verhältnis Zeit zu Bruchzeit	[-]
$\tau_{xy}$	Schubspannung senkrecht zur x-Achse und in Richtung der y-Achse (analog für andere Richtungen)	[MPa]
$\varphi$	Winkel	[°]

### Abkürzungen

AES	Auger-Elektronen-Spektroskopie
BF	Bright Field
BMWi	Bundesministerium für Wirtschaft und Energie
CTOD	Crack Tip Opening Displacement
C(T)-Proben	Compact Tension-Proben
DF	Dark Field
EBSD	Electron Backscattered Diffraction
EDX	Energy Dispersive X-ray
EDZ	Ebener Dehnungszustand
EHT	Extra High Tension
EPBM	Elastisch-plastische Bruchmechanik
ERW	Ermüdungsrisswachstum
ESZ	Ebener Spannungszustand
FEM	Finite-Elemente-Methode
FIB	Focused Ion Beam
HAADF	High Angle Annular Dark Field
HCF	High Cycle Fatigue
HDU	Hochdruckumleitstation
KERW	Kriechermüdungsrisswachstum
KNG	Kraftwerks- und Netzgesellschaft
LCF	Low Cycle Fatigue
LEBM	Linear-elastische Bruchmechanik
LVDT	Linear Variable Differential Transducer
REM	Rasterelektronenmikroskop /Mikroskopie
RT	Raumtemperatur
RX	Rekristallisation
STEM	Scanning Transmission Electron Microscope /Microskopy
TEM	Transmissionselektronenmikroskop / Mikroskopie
THERRI	Thermisches Ermüdungsrisswachstum
WD	Wasserdampf

## Abstract

Nowadays the requirements on conventional power plants have fundamentally changed. Due to an increase of renewable energies proportion, e. g. wind power and photovoltaics, which cannot supply energy constantly, modern power plants must be able to be operated flexibly in order to compensate the fluctuation in residual load. As a result of the rising number of startup and shutdown processes and thus temperature and internal pressure fluctuations, the material is strongly stressed. As a result of increasing alternating load, the fatigue damage becomes more and more important, while the influence of the creep damage caused by ever shorter hold time at high operating temperatures decreases. Owing to the increasing cyclic stress, the main focus is on thick-walled power plant components in feedwater and fresh steam systems, for e. g. spheroidal forgings, fittings, collectors, pumps and turbine bypass valves (TBV). Within the scope of the Federal Ministry for Economic Affairs and Energy joint research project THERRI (determination of characteristic parameters for the evaluation of thermal fatigue crack growth in power plants), two TBVs were provided after 21 years of service by Kraftwerks- und Netzgesellschaft (KNG) mbH for fracture mechanics experiments. The material of the TBV is X20CrMoV12-1, a widespread standard 9 - 12 % Cr ferritic/martensitic steel in the power industry.

In the present work, the influence of frequency, hold time and atmosphere at maximum load on crack propagation in a temperature range of 300 °C - 600 °C, which is relevant for the load-flexible power plant operation, was investigated. For this temperature range, data is scarce in the literature. Furthermore, the combination of temperature/frequency/hold time was identified, where fatigue-dominated crack growth devolves to creep fatigue interaction. To characterize the microstructural damage mechanisms and, extensive light and electron microscopy studies were performed.

Extensive fracture mechanics studies have shown that during the hold time test, larger crack growth rates per cycle occur than in the fatigue crack growth test. In comparison to pure cyclic loading, crack propagation starts at significant higher  $\Delta K$ -values, which is caused by the hold time at maximum load.

In the fatigue crack growth test, the crack growth rate increases slightly with decreasing frequency. Because of a dependence of steam atmosphere effects on frequency (or hold time) and temperature, pure atmosphere effects cannot be observed on crack growth or on the start of crack growth.

## Kurzfassung

Die Anforderungen an konventionelle Kraftwerke haben sich heutzutage grundlegend geändert. Im Rahmen der Energiewende, wird der Ausbau erneuerbarer Energien, wie z. B. Windkraft und Photovoltaik stark forciert. Da aber weder Windkraftanlagen noch Photovoltaikanlagen konstant Energie zu Verfügung stellen können, ergeben sich neue Anforderungen an Fluktuationen in den bestehenden Kraftwerksparks. Moderne Kraftwerke müssen zur Kompensation der Residuallast einen flexiblen Betrieb gewährleisten. Infolge der zunehmenden An- und Abfahrvorgänge und der daraus resultierenden Temperatur- und Innendruckschwankungen wird das Material stark beansprucht. Aufgrund der zunehmenden Wechselbeanspruchung gewinnt die Ermüdungsschädigung immer mehr an Bedeutung, während der Einfluss der Zeitstandbeanspruchung durch immer kürzere Einsatzzeiten bei hohen Betriebstemperaturen abnimmt. Entsprechend der enormen Beanspruchung liegt das Hauptaugenmerk auf dickwandigen Kraftwerkskomponenten im Speisewasser- und Frischdampfsystem wie z. B. Kugelformstücke, Einspritzkühler, Sammler und die Hochdruckumleitstation (HDU). Im Rahmen des vom Bundesministerium für Wirtschaft und Energie (BMWi) geförderten Forschungsverbundvorhabens THERRI (Ermittlung von Kennwerten zur Bewertung thermischen Ermüdungsrisswachstums in Kraftwerken) wurden zwei ca. 21 Jahre im Steinkohlekraftwerk Rostock im Betrieb gewesene HDUs bruchmechanisch untersucht. Die HDUs, sind aus X20CrMoV12-1, einem in der Kraftwerksindustrie weitverbreiteten, ferritisch-martensitischen 9 - 12 % Cr Stahl gefertigt und wurden nach einer Revision von der Kraftwerks- und Netzgesellschaft (KNG) mbH für das THERRI-Projekt zur Verfügung gestellt.

In der vorliegenden Arbeit wurde der Frequenz-, Haltezeit- und Atmosphäreneinfluss bei maximaler Belastung auf das Risswachstum in einem für den lastflexiblen Kraftwerksbetrieb relevanten Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C untersucht. In diesem Temperaturbereich existieren bisher kaum belastbare Daten. Des Weiteren wurde die Temperatur/Frequenz/Haltezeit-Kombination identifiziert, ab der es vom ermüdungsdominierten Risswachstum zu Kriechermüdungswechselwirkung kommt. Zur Charakterisierung der mikrostrukturellen Schädigungsmechanismen und der Auswirkungen auf die Mikrostruktur wurden umfangreiche licht- und elektronenmikroskopische Untersuchungen durchgeführt.

Die umfangreichen bruchmechanischen Untersuchungen haben gezeigt, dass im Haltezeitversuch größere Risswachstumszunahmen pro Zyklus auftreten als im Ermüdungsrisswachstumsversuch (ERW-Versuch). Die Haltezeit im Lastmaximum verschiebt den Rissausbreitungsbeginn im Vergleich zu reiner zyklischer Belastung zu signifikant höheren  $\Delta K$ -Werten. Außerdem konnte anhand der Versuche eine leicht höhere Risswachstumsgeschwindigkeit mit abnehmender Frequenz nachgewiesen werden. Des Weiteren können die Auswirkungen der Wasserdampfatmosphäre auf das Risswachstum und den Risswachstumsbeginn nie separiert betrachtet werden, da sie immer von der Frequenz (bzw. Haltezeit) /Temperatur/-Kombination abhängig sind.

## **Danksagung**

An dieser Stelle möchte ich mich zunächst bei Univ.-Prof. Dr. Lorenz Singheiser und Univ.-Prof. Dr. Tilmann Beck bedanken, die mir die Möglichkeit gegeben haben diese Arbeit zu erstellen. Außerdem danke ich Univ.-Prof. Dr. Christoph Broeckmann für die Übernahme des Vorsitzes.

Ein ganz besonderer Dank gilt Dr. Bernd Kuhn für die wissenschaftliche Betreuung der Arbeit und die hilfreichen fachlichen Diskussionen. Des Weiteren möchte ich mich für das Vertrauen, selbstständig arbeiten zu können, bedanken.

Für die hervorragende Durchführung mechanischer Tests, für die fachliche Unterstützung und für die sehr gute Zusammenarbeit gilt mein Dank Burkhard Werner, Harald Reiners, Alexander Moser, Daniela Liebert und Tatjana Osipova.

Des Weiteren möchte ich mich bei Dr. Egbert Wessel für die umfangreichen elektronenmikroskopischen Untersuchungen, den Mitarbeitern der Metallographie Volker Gutzeit und Jörg Bartsch für die tatkräftige Unterstützung bei Probenpräparationen sowie bei Daniela Eßer für die Anfertigung der FIB Lamellen bedanken.

Bei den Kolleginnen und Kollegen des IEK-2 möchte ich mich für die gute Arbeitsatmosphäre und Zusammenarbeit während meiner Doktorandenzeit bedanken. Besonderer Dank gilt Marita Offermann, Dr. Jennifer Lopez Barrilao und Dr. Erik Skiera für ihre Unterstützung, ihren konstruktiven Anmerkungen und hilfreichen Gesprächen.

Abschließend möchte ich mich bei meiner Familie dafür bedanken, dass sie immer für mich da sind und mich immer unterstützen.

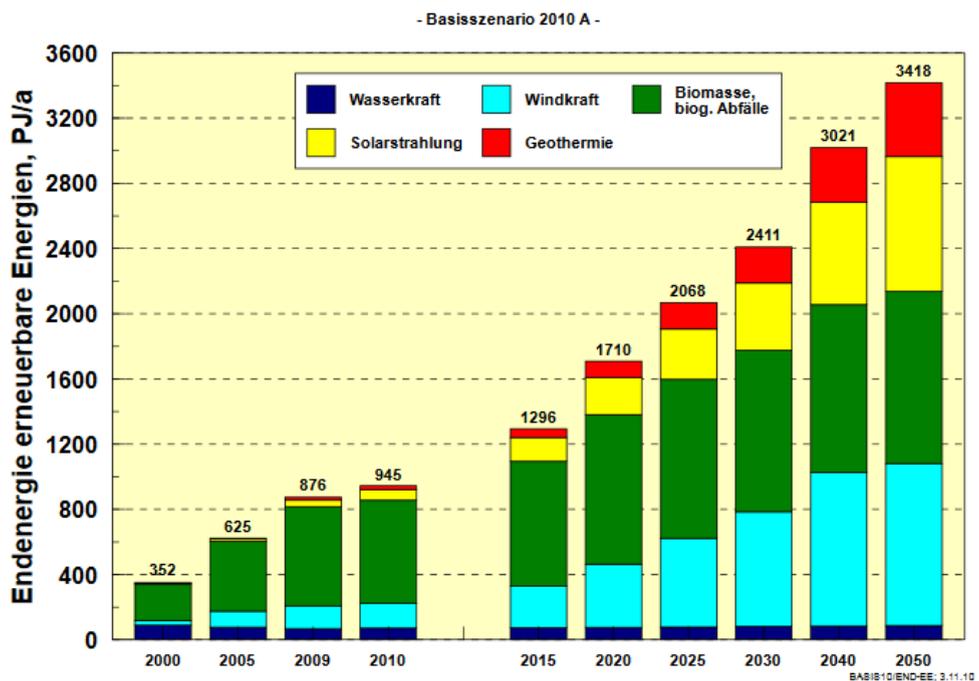
## Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung und Zielsetzung .....	1
2	Grundlagen und Stand der Technik .....	5
2.1	9 - 12 % Cr-Stähle .....	5
2.2	Grundlagen der Bruchmechanik .....	13
2.3	Ermüdungsrissbildung und -wachstum .....	22
2.3.1	Einflussgrößen auf das Ermüdungsrisswachstum .....	27
2.4	Kriechen .....	51
2.5	Kriechrisswachstum .....	54
2.6	Kriechermüdungswechselwirkung .....	58
3	Experimentelle Arbeiten .....	64
3.1	Versuchsbauteil und Probenentnahme .....	64
3.2	Probengeometrien und -vorbereitung .....	67
3.2.1	Zug- und Kriechversuche .....	67
3.2.2	E-Modulmessung .....	67
3.2.3	Risswachstumsversuche .....	68
3.3	Prüfmaschinen .....	70
3.3.1	Zugversuche .....	70
3.3.2	Kriechversuche .....	70
3.3.3	E-Modulmessung .....	71
3.3.4	Risswachstumsversuche .....	72
3.4	Beheizung .....	76
3.4.1	Induktionsheizung .....	76
3.4.2	Widerstandsofen .....	78
3.4.3	Aufweitungsmessung .....	79
3.5	Versuchsdurchführung .....	79
3.5.1	Zugversuch .....	79
3.5.2	Kriechversuch .....	80
3.5.3	E-Modulmessung .....	81
3.5.4	Ermüdungsrisswachstumsversuch (ERW-Versuch) .....	81
3.5.5	Schwellenwertbestimmung .....	82
3.5.6	Kriechermüdungsrisswachstumsversuch (KERW-Versuch) .....	83
3.5.7	Risslängenmessung .....	84

3.6	Verwendete Methoden zu Mikrostrukturcharakterisierung .....	86
3.6.1	Probenpräparation .....	86
3.6.2	Lichtmikroskopie .....	87
3.6.3	Rasterelektronenmikroskop (REM) .....	88
3.6.4	Messung der mittleren Oxidschichtdicke .....	88
3.6.5	Transmissionselektronenmikroskop (TEM) .....	89
4	Ergebnisse und Diskussion .....	90
4.1	Materialcharakterisierung .....	90
4.2	Risswachstumsuntersuchungen .....	94
4.2.1	Schwellenwertnaher Bereich an Luft und im Vakuum .....	94
4.2.2	Schwellenwertnaher Bereich unter Wasserdampfatmosphäre .....	106
4.2.3	Bereich II der zyklischen Risswachstumskurve an Luft .....	111
4.2.4	Bereich II der zyklischen Risswachstumskurve unter WD-Atmosphäre .....	145
4.2.5	FORMAN/METTU-Anpassung der zyklischen Risswachstumskurve .....	183
5	Zusammenfassung und Ausblick .....	187
	Anhang I .....	195
	Literaturverzeichnis .....	196
	Abbildungsverzeichnis .....	208
	Tabellenverzeichnis .....	216

## 1 Einleitung und Zielsetzung

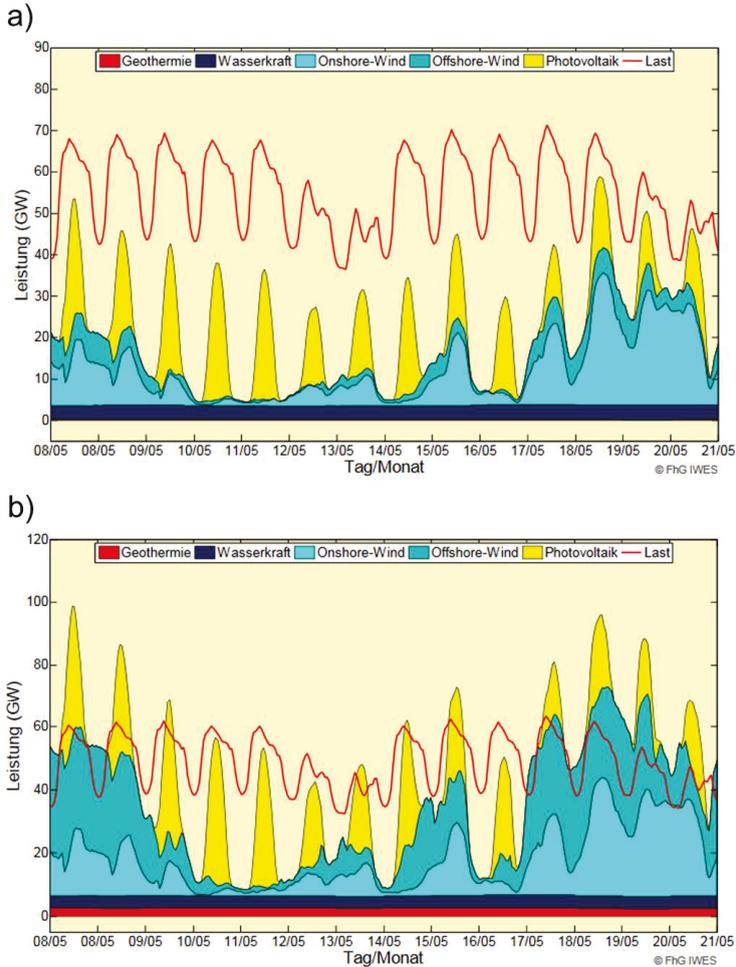
Der Wandel in der Bereitstellung von Elektro- und Wärmeenergie, bedingt durch die Liberalisierung des Strommarktes, der Abschaltung mehrerer Kernkraftwerke und die signifikante Zunahme u. a. der aus Wind- und Sonnenenergie umgewandelten elektrischen Energie (siehe **Abbildung 1.1**) im Rahmen der Energiewende führen zu deutlich veränderten Anforderungen an den bestehenden Kraftwerkspark.



**Abbildung 1.1:** Endenergiebeitrag erneuerbarer Energien im Basisszenario 2010 A nach Energiequellen bis zum Jahr 2050 [1].

Da z. B. Wind und Sonne nicht gleichmäßig aktiv sind, kommt es infolge der dadurch stark geänderten Einspeiseprozesse elektrischer Energie in das deutsche Stromnetz zu erheblichen Leistungsschwankungen. **Abbildung 1.2a** zeigt exemplarisch einen prognostizierten Zweiwochenverlauf von Last und Leistung für das Jahr 2020, **Abbildung 1.2b** für das Jahr 2050. Es ist ersichtlich, dass die Anteile an erneuerbaren Energien, die nicht regelbar sind, bis 2050 stark zunehmen und es dadurch zu Überproduktionen kommt.

Die Art der Leistungsschwankungen resultiert aus dem Betriebszustand des thermischen Kraftwerks. Im Primärregelbetrieb, der notwendig ist, um Frequenzabweichungen



**Abbildung 1.2:** Ausgewählter 2-Wochenverlauf der nationalen, nicht-regelbaren erneuerbaren Energien-Einspeisung (Wetterjahr 2006; Basisszenario 2010 **a**) für 2020, **b**) für 2050 [1]).

auszugleichen, treten Leistungsschwankungen im Sekundenbereich mit eher kleinen Amplituden auf. Dahingegen kommt es im Sekundärregelbetrieb, der z. B. zum Ausgleich fehlerhafter Wetterprognosen erforderlich ist, zu Schwankungen der Leistungen im Minutenbereich mit mittleren Amplituden. Erfolgt der Fahrplanbetrieb, d. h. häufiges An- und Abfahren des Kraftwerks mit Umschaltung in den Umwälzbetrieb, bzw. Warmstarts, treten größere Leistungsänderungsamplituden bei teilweise sehr geringen Mindestlasten im Minuten- und Stundenbereich auf. Diese Leistungsschwankungen müssen thermische Kraftwerke ausgleichen. Daraus resultiert ein Wandel vom Grundlastkraftwerk zum flexiblen Residualkraftwerk. Bedingt durch den flexibilisierten Kraftwerksbetrieb kommt es zu signifikant veränderten Belastungssituationen der Kraftwerkskomponenten. Das Material der

Kraftwerkskomponenten wird durch die vielen An- und Abfahrvorgänge und damit einhergehenden Temperatur- und Innendruckschwankungen stark zyklisch belastet. Durch die zunehmende Wechselbeanspruchung und den schwindenden Einfluss der Zeitstandsbeanspruchung aufgrund der immer kürzeren Verweilzeiten bei hohen Temperaturen ist schon heute die Ermüdungsschädigung der relevante Schädigungsmechanismus. Es vollzieht sich momentan ein Paradigmenwechsel: Bisher war die Zeitstandsbeanspruchung maßgeblich, jetzt und in Zukunft die Wechsellastbeanspruchung. Der Fokus liegt, bedingt durch die enorme Beanspruchung, auf dickwandigen Kraftwerkskomponenten im Speisewasser- und Frischdampfsystem wie z. B. Kugelformstücken, Einspritzkühlern, Sammlern und die Hochdruckumleitstationen (HDU). Daraus resultiert die Notwendigkeit zur Entwicklung einer Methodik und Richtlinie zur bruchmechanischen Bauteilbewertung für dickwandige Komponenten in thermischen Kraftwerken, damit diese auch im neuen Anforderungsprofil, d. h. im höher frequenten Lastwechselbetrieb wirtschaftlich mit hinreichend langen Prüfintervallen und Betriebsdauern bei gleichbleibender Sicherheit betrieben werden können. Bisher gibt es in der deutschen Kraftwerkspraxis Richtlinien mit bruchmechanischen Verfahren zur Quantifizierung der Restlebensdauer eines Bauteils (vergl. Kapitel 2.2 bzw. **Abbildung 2.10**). Da aber bei thermisch induzierten Wechsellasten Spannungsgradienten zum Bauteilinneren hin auftreten und deshalb die Lebensdauer mindestens um einen Faktor zwei unterschätzt werden kann, wurde das BMWi-Forschungsverbundvorhabens THERRI (Ermittlung von Kennwerten zur Bewertung thermischen Ermüdungsriswachstums in Kraftwerken) initiiert. Ziel des THERRI-Projektes ist die Entwicklung eines bruchmechanischen Lebensdauervorhersagemodells, das die durch Innendruck und Temperaturschwankungen initiierte Rissausbreitung realistisch abbildet. Dafür wird neben der Modellbildung eine breite experimentelle Datenbasis zur Ermüdungsrisausbreitung in einem hochwarmfesten ferritisch-martensitischen Stahl im für den Lastwechselbetrieb relevanten Temperaturbereich von 300 °C bis 600 °C erstellt. Zusätzlich sollen belastungsabhängige, auf den aktuellen oder geplanten Betrieb zugeschnittene, Inspektionsintervalle ermittelt werden. Des Weiteren soll eine über die klassische Ermüdungsanalyse hinausgehende Bewertungsmethodik entwickelt werden, die ohne Kenntnis der bisherigen Betriebshistorie auskommt. Dies ermöglicht nicht nur national, sondern auch international vielseitige Einsatzmöglichkeiten, da weltweit in vielen Wärmekraftwerken nur in geringem Umfang Online-Monitoring-Systeme zur Erfassung des Lebensdauer verbrauchs eingesetzt werden.

Die vorliegende Arbeit entstand in einem Teilprojekt des THERRI-Projektes. Ziel des Teilprojektes bzw. der vorliegenden Arbeit ist ein signifikant verbessertes Verständnis des Einflusses von Kriechprozessen während Haltezeiten bei hoher Last sowie der Umgebungsatmosphäre auf das Ermüdungsrisausbreitungsverhalten des ferritisch-martensitischen Stahl X20 in dem für den lastflexiblen Kraftwerksbetrieb relevanten Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C. Im Kraftwerksbetrieb kommt es zu Superposition von Ermüdungs- und Kriechrisen. Die Ermüdungsrisse werden durch die häufigen Lastwechsel verursacht, während Kriechrisse bei gleichbleibend hohen Temperaturen entstehen. Das bedeutet, Ermüdungsrisse treten vor allem bei niedrigen Temperaturen infolge von Wechselbelastungen auf, während mit zunehmender Temperatur der Anteil an Kriechrisen mehr und mehr zunimmt. Neben der Erstellung einer breiten experimentellen Datenbasis, insbesondere bei niedrigen Frequenzen in Abhängigkeit wasserdampfhaltiger

Atmosphäre ( $\text{H}_2\text{O}/\text{Ar}$ ) wie sie im Kraftwerk vorherrscht, steht die Ermittlung der Temperatur/Frequenz/Haltezeit-Kombination, ab der es vom ermüdungsdominierten Risswachstum zu Kriechermüdungswechselwirkung kommt, im Fokus. Zudem wird identifiziert, ob die Wasserdampfatmosfera den Übergang vom ermüdungsdominierten Risswachstum zur Kriechermüdungswechselwirkung verschiebt. Auf Basis dieser Resultate wird ein geeignetes Konzept zur Beschreibung des ermüdungsdominierten Risswachstums und des Kriechrisswachstums identifiziert. Ein weiterer wesentlicher Aspekt ist die Charakterisierung der mikrostrukturellen Mechanismen des Kriecheinflusses auf das Risswachstum, sowie des Umgebungseinflusses auf das Ermüdungs- und Kriechermüdungsrisswachstum. Schlussendlich erfolgt eine mathematische Beschreibung der zyklischen Risswachstumskurven.

## 2 Grundlagen und Stand der Technik

### 2.1 9 - 12 % Cr-Stähle

Die Entwicklung von kriechbeständigen 9 - 12 % Cr-Stählen hatte zwei Hauptgründe. Zum einen die Entwicklung von thermischen Kraftwerken für die öffentliche Stromversorgung mit Dampftemperaturen im Bereich von 538 °C - 566 °C während der 1950er Jahre und zum anderen die Erfordernis der Verringerung der Emissionen durch die Erhöhung der Dampftemperaturen auf 600 °C - 650 °C bei superkritischen Drücken von bis zu 35 MPa in den 1980ern [2-5]. Bei einer Temperaturerhöhung von beispielweise 538 °C (18,5 MPa) auf 593 °C (300 MPa) steigt der Wirkungsgrad um fast 6 %-Punkte und bei 650 °C um mehr als 8 %-Punkte. Gleichzeitig reduziert eine Verbesserung der thermischen Effizienz die Emission von SO<sub>2</sub>, NO<sub>x</sub> und CO<sub>2</sub> [6]. Die in den 1950 Jahren in Deutschland entwickelte Legierung X20CrMoV12.1 wurde zuerst für geschmiedete Turbinenkomponenten benutzt [7]. Nachdem die Probleme beim Schweißen im Jahre 1957 gelöst wurden [8], wurde X20CrMoV12.1 zu einer auf dem europäischen Festland weit verbreiteten Legierung für Rohrleitungen und andere dickwandige Bauteile. Die hohe Kriechfestigkeit des Stahls ermöglichte die Konstruktion größerer Kraftwerke mit erweiterten Dampfparametern. Der hohe thermische Ermüdungswiderstand des Stahls ermöglichte Komponenten mit guten zyklischen Eigenschaften für den Anlagenbetrieb [9].

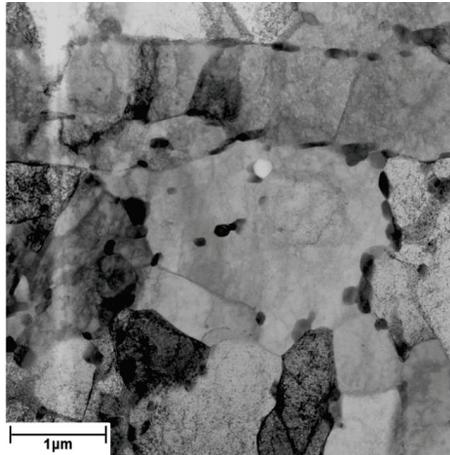
Die mechanischen Eigenschaften, das Kriechen und die Brucheigenschaften hängen stark von der Mikrostruktur ab, die wiederum von der chemischen Zusammensetzung (vgl. **Tabelle 2.1**), dem Gieß- und Kühlprozess und der Wärmebehandlung abhängig ist [10].

**Tabelle 2.1:** Chemische Zusammensetzung nach Standard DIN 17175 für X20CrMoV12.1 Stahl [11]

Standard	Bezeichnung	Chemische Zusammensetzung [wt%]								
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V
DIN 17175	X20CrMoV12.1	0,17-0,23	≤ 0,5	≤ 1,0	≤ 0,03	≤ 0,03	10,00-12,50	0,80-1,20	0,30-0,80	0,25-0,35

Die Mikrostruktur der 9 - 12 % Cr-Stähle ist gekennzeichnet durch angelassenen bzw. getemperten Martensit, der sich nach Normalisierung, Abschrecken und Anlassen ausbildet (**Abbildung 2.1**). Im Anschluss an die Normalisierung bei über 1050 °C erfolgt durch Luftaushärtung eine martensitische Umwandlung in Querschnitten von näherungsweise bis etwa 100 mm Dicke. Durch Anlassen in einem Temperaturbereich von 680 - 780 °C wird die Duktilität infolge von Versetzungsauslöschung und Bildung von Ferrit-Subkörnern

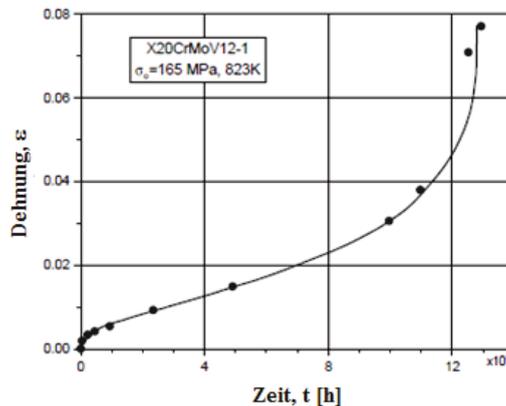
wiederhergestellt. Anlassen im unteren Temperaturbereich wird für Komponenten genutzt, für die eine hohe Zugfestigkeit, wie z. B. Turbinenläufer, erforderlich ist. Ist dagegen eine hohe Bruchzähigkeit erforderlich, wie z. B. bei unter Druck stehenden Dampfleitungen, erfolgt das Anlassen im oberen Temperaturbereich [10].



**Abbildung 2.1:** Getemperter Martensit (X20) - TEM Mikrographie.

Die in der Fachliteratur gemessenen Bruchzähigkeitswerte von X20CrMoV12.1 überschreiten bereits bei Raumtemperatur, d. h. im Übergangsbereich der Kerbschlagarbeit, in den meisten Fällen  $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  deutlich [12-14].

Kriechtestdaten von X20CrMoV12.1 bei  $550 \text{ °C}$  und  $165 \text{ MPa}$  zeigen drei aufeinander folgende Phasen des Kriechens (**Abbildung 2.2**).



**Abbildung 2.2:** Kriechkurve des martensitischen Stahls X20CrMoV12.1 [10].

Die Kriechfestigkeit ist bei gegebener Temperatur als die Spannung definiert, die eine minimale Kriechgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{min}$  von 0,0001 % / h oder 0,001 % / h bewirkt. Dabei ist die minimale Kriechgeschwindigkeit der wichtigste Konstruktionsparameter, der aus der Kriechkurve entnommen werden kann. In der Praxis werden je nach Anwendung typische Werte verwendet. Zum einen die Spannung, die eine Kriechgeschwindigkeit von 0,0001 % / h bzw. 1 % in 10.000 h bewirkt und zum anderen die Spannung, die eine Kriechgeschwindigkeit von 0,00001 % / h bzw. 1 % in 100.000 h verursacht. Ersteres entspricht den typischen Anforderungen für Gasturbinenlegierungen während letzteres die Anforderungen für Dampfturbinen erfüllt [10].

Die Kriecheigenschaften eines Materials sind abhängig von der chemischen Zusammensetzung, der Wärmebehandlung und damit von der daraus resultierenden Mikrostruktur eines Materials. Eine optimale Kriechfestigkeit bei X20CrMoV12.1 wird bei einem C-Gehalt höher als 0,17 % erreicht [15]. In einigen Studien wurde gezeigt, dass  $M_{23}C_6$ -,  $M_7C_6$ -,  $M_2X$ - und  $MX$ -Karbide für die Ausscheidungshärtung und die hohe Kriechfestigkeit in X20CrMoV12.1 verantwortlich sind [16, 17]. Partikel in kriechenden Feststoffen beeinflussen die Kriechrate aufgrund ihrer Wechselwirkung mit freien Versetzungen und mit niedrigerenergetischen Versetzungsanordnungen wie Subkorn Grenzen [18-20]. G. Bakic et. al. [21] haben im Langzeiteinsatz von X20CrMoV12.1 von mehr als 170000 h in einem Temperaturbereich von 530 °C - 545 °C bei einem Druck von bis zu 19 MPa keine signifikanten Veränderungen in der Mikrostruktur beobachten können. Zudem sind die mechanischen Eigenschaften wie Härte und Zugeigenschaften nach dem Langzeiteinsatz von mehr als 170000 h immer noch zufriedenstellend.

Die weiteren allgemeinen signifikanten mechanischen Eigenschaften von X20CrMoV12.1 bei Raumtemperatur sind in **Tabelle 2.2** zusammengefasst.

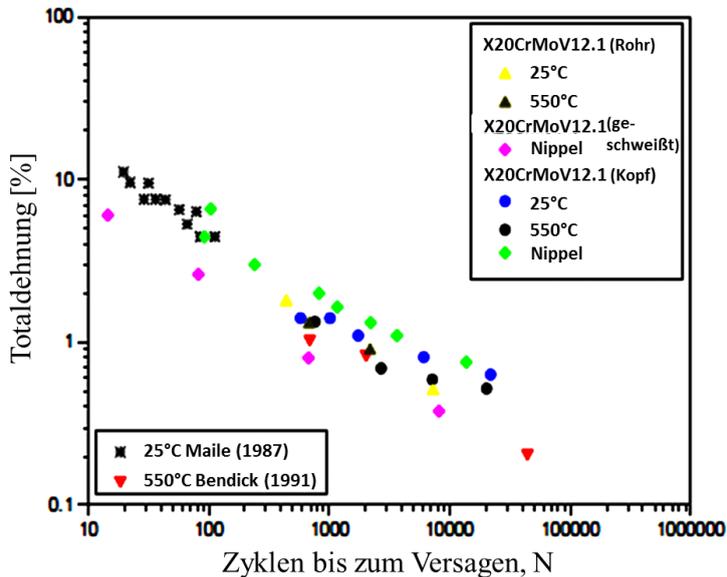
**Tabelle 2.2:** Mechanische Eigenschaften von X20CrMoV12.1 bei Raumtemperatur [10].

Standard	Bezeichnung/ Stahlnummer	Mechanische Eigenschaften						
		Dicke [mm]	Streck- grenze [MPa]	Zugfestig- keit [MPa]	Bruchdehnung [%]		Charpy Kerbschlag- energie [J]	
					L	T	L	T
DIN 17175	X20CrMoV12.1 1.4922	$\geq 16, \leq 60$	490	690-840	$\geq 17$	$\geq 14$	$\geq 48$	$\geq 34$

L = Longitudinal, T = Transversal

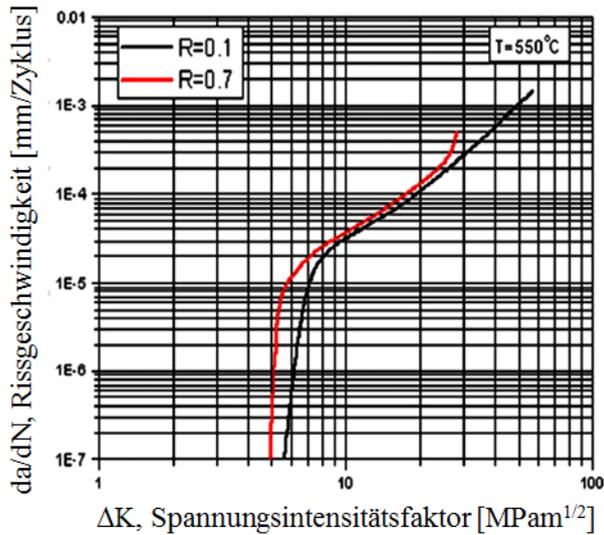
Neben den Kriecheigenschaften eines Materials sind die zyklischen Eigenschaften von enormer Bedeutung. Thermische Ermüdungsschäden treten an Orten von Dickenübergängen und geometrischen Spannungskonzentrationen, beispielsweise an der Innenfläche einer Hochtemperaturkomponente auf [10]. Bei einem innen gekühlten Bauteil, das von außen

erwärmt wird, entstehen Zugspannungen an den innen gekühlten Bereichen. Dabei steigt die Zugbeanspruchung mit zunehmender Außentemperatur bzw. sinkt mit abnehmender Außentemperatur. Dagegen entstehen an den Außenflächen Druckspannungen, die mit steigender Außentemperatur zu und mit sinkender Außentemperatur abnehmen [22]. Aus diesem Grund müssen Kühlereignisse sorgfältig kontrolliert und überwacht werden. Die Spannungen, verbunden mit low cycle fatigue (LCF, dt.: niedrig frequente Ermüdung ( $10^5$  Zyklen)) betragen in der Regel 60 - 80 % der Zugfestigkeit und sind oft verbunden mit Temperatur- und Druckänderungen an der Komponente. Die Anzahl der Zyklen, bei der ein Riss initiiert wird und zu einem technisch relevanten Riss wächst (0,5 mm) liegt in der Regel in der Größenordnung von einigen hundert bis zu einigen tausend. Die Anzahl der Zyklen bis zum Versagen hängt von der Totaldehnung ab [10]. **Abbildung 2.3** zeigt das LCF-Verhalten von X20CrMoV12.1 bei Raumtemperatur (RT) und bei 550 °C.



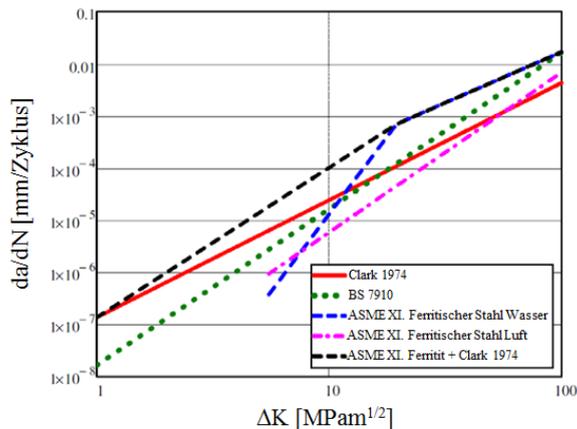
**Abbildung 2.3:** LCF-Verhalten von X20CrMoV12.1 Stahl bei RT und 550 °C [10].

Klassische Konzepte der Betriebsfestigkeit ermöglichen eine integrale Aussage über die Lebensdauer bis zum technischen Anriss. Darüber hinaus kann die Restlebensdauer nach dem technischen Anriss durch die Konzepte der Bruchmechanik und des Ermüdungsrisswachstums bestimmt werden [23]. Das Ermüdungsrisswachstum in metallischen Werkstoffen wird als Risswachstumsrate  $da/dN$  versus  $\Delta K$  (erläutert in Kapitel 2.2) dargestellt. **Abbildung 2.4** zeigt Risswachstumskurven von X20CrMoV12.1 bei 550 °C und R-Verhältnissen (erläutert in Kapitel 2.3) von  $R = 0,1$  und  $R = 0,7$  [10].



**Abbildung 2.4:** Ermüdungsrisswachstumsverhalten von X20CrMoV12.1 bei 550 °C ( $R = 0,1$  und  $R = 0,7$ ) [10].

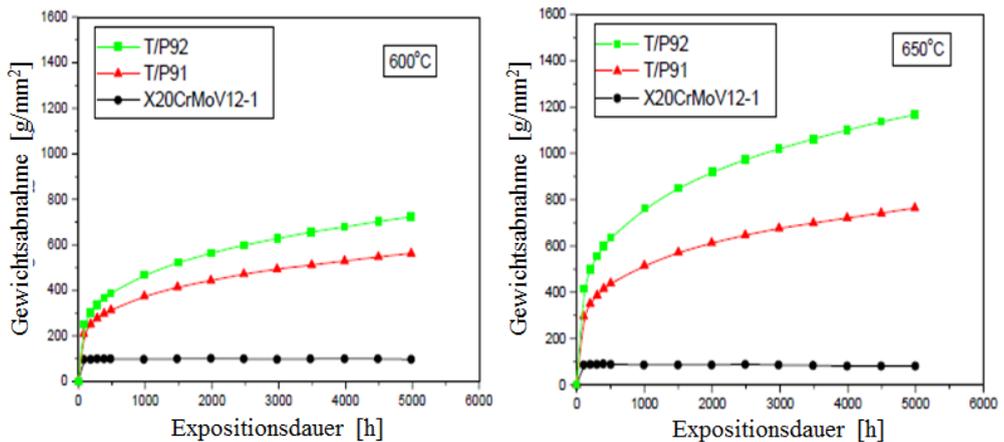
Neben dem  $R$ -Verhältnis (vergleiche **Abbildung 2.4**) hat u. a. das umgebene Medium einen signifikanten Einfluss auf die Risswachstumsparameter. **Abbildung 2.5** zeigt den Einfluss verschiedener umgebender Medien bei  $R = 0$  auf die Risswachstumsraten ferritischer Stähle.



**Abbildung 2.5:** Risswachstumsraten ferritischer Stähle ( $R = 0$ ) [24-26].

Hochtemperaturwerkstoffe nutzen häufig die selektive Oxidation einzelner oder mehrerer Legierungsbestandteile, um eine Oxidschutzschicht zu bilden. Dafür müssen zwei

Bedingungen erfüllt sein. Zum einem muss eine ausreichend hohe Konzentration der selektiv oxidierenden Elemente in der Matrix vorhanden sein und zum anderen muss die Diffusionsgeschwindigkeit der Elemente schnell genug sein, um sicherzustellen, dass die Matrix unter der wachsenden Oxidschicht wieder aufgefüllt wird und so für einen langfristigen Schutz sorgt [10]. In den hoch chromhaltigen Stählen (wie X20CrMoV12.1, P91 und P92) ist Chrom der wichtigste Bestandteil in Bezug auf die Oxidationsbeständigkeit [27]. **Abbildung 2.6** zeigt die Oxidationsbeständigkeit der CrMo-Stähle X20CrMoV12.1, P91, P92 unter Wasserdampf Atmosphäre bei 600 °C und 650 °C.

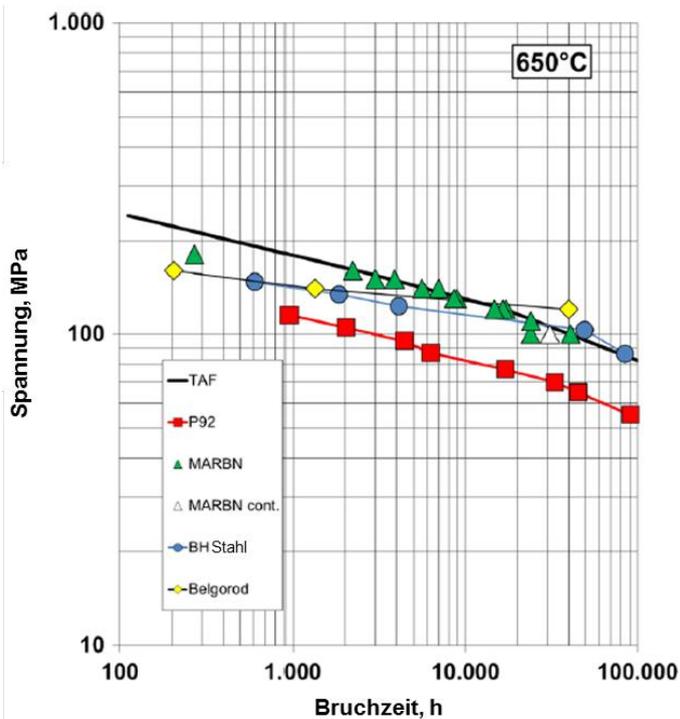


**Abbildung 2.6:** Vergleich des Oxidationsverhaltens von 9 - 12 % Cr-Stählen bei 600 °C (linkes Bild) und 650 °C (rechtes Bild) unter Wasserdampf Atmosphäre [10].

Eine Abnahme der Oxidationsbeständigkeit von P91 und P92 Stählen wird mit steigender Temperatur festgestellt, wohingegen in [10] kein Effekt der Temperaturerhöhung auf die Oxidationsbeständigkeit von X20CrMoV12.1 Stahl festgestellt werden konnte. Das Dampfoxidationsverhalten von 9 - 12 % Cr-Stählen wird von einer Vielzahl an Faktoren beeinflusst [28].

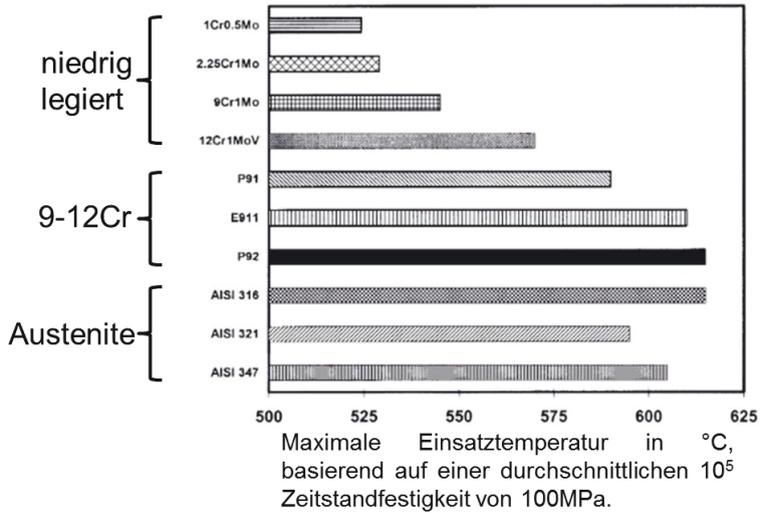
Der Stahl T/P91 (modifizierter 9Cr-1Mo Stahl) wurde in den späten 1970er Jahren ursprünglich für die Anwendung in Dampferzeugern von flüssigmetallgekühlten, schnellen Brütern mit einer Einsatztemperatur von nicht mehr als 550 °C vom Oak Ridge National Laboratory und der Firma Combustion Engineering entwickelt. Gegenwärtig wird T/P91 jedoch weit verbreitet in Druckbehältern und Rohrleitungssystemen in fossil befeuerten Kraftwerken mit Dampftemperaturen von bis zu 600 °C und in der petrochemischen Industrie verwendet, da dieser eine höhere Kriechfestigkeit und bessere thermophysikalische Eigenschaften aufweist als niedrig legierte Stähle wie z. B. 2 1/4 Cr-1Mo-Stahl. Die höhere Kriechfestigkeit des T/P91 wird durch die kombinierte Zugabe von V, Nb und N erreicht. Durch die Zugabe dieser Legierungselemente kommt es zur Ausscheidungsverfestigung infolge von feinen MX Carbonitriden (wobei M = V, Nb und X = C, N) [29]. Eine höhere

Kriechfestigkeit und Bruchzähigkeit kann mit einem geringeren Cr-Gehalt von etwa 9 % erreicht werden [30]. Während des Kriechens bei  $T < 650 \text{ }^\circ\text{C}$  kommt es zudem zur Ausscheidung der Lavesphase  $(\text{Fe,Cr})_2\text{Mo}$  [31]. Ein japanisches Stahentwicklungsprogramm von Nippon Steel führte zur Entwicklung von P92 (NF616). Mit P92 wurde durch Zugabe von 1,8 % W und einer Reduzierung des Mo-Gehalts von 1 % auf 0,5 % eine weitere Erhöhung der Zeitstandfestigkeit erreicht [27]. Die Zugabe von B ergibt thermisch stabile  $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$  Ausscheidungen, während der höhere W-Gehalt zu einem höheren Anteil von Lavesphasen führt [32, 33]. Bei P92 entsteht die Lavesphase  $(\text{Fe,Cr})_2(\text{Mo,W})$  während des Kriechens bei  $T < 720 \text{ }^\circ\text{C}$  [31]. **Abbildung 2.7** zeigt die Zeitstandfestigkeit neuer 9 - 10 % Cr-Stähle. Die neuen 9 - 10 % Cr-Stähle haben das Potential, verbesserte Kriecheigenschaften im Vergleich zum P92 und FB2 zu erreichen. Für Anwendungen bei Dampftemperaturen über  $620 \text{ }^\circ\text{C}$  benötigen die 9 - 10 % Cr-Stähle jedoch Oberflächenbeschichtungen für den Oxidationsschutz [34].



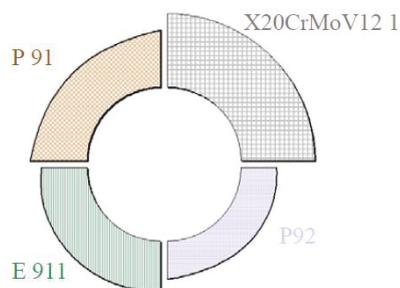
**Abbildung 2.7:** Zeitstandfestigkeit neuer 9 - 10 % Cr-Stähle [34].

**Abbildung 2.8** zeigt zum Vergleich die Einsatztemperaturen aktuell genutzter Kraftwerksstähle und neuerer Varianten auf Basis der 100 000 h Zeitstandfestigkeit von 100 MPa.



**Abbildung 2.8:** Einsatztemperaturen aktuell genutzter Kraftwerksstähle und neuerer auf Basis einer 100 000 h Zeitstandfestigkeit von 100 MPa, nach [27].

Bei Anwendung neuerer Werkstoffe für Rohrleitungen kann eine deutliche Verringerung der Wanddicke erfolgen, was aus wirtschaftlichen Aspekten nicht unerheblich ist (**Abbildung 2.9**). Zudem bewirkt eine dünnere Wand eine bessere thermische Ermüdungsbeständigkeit. Bei geringeren Wanddicken treten geringere thermische Spannungen auf, wodurch die Ermüdungsbelastung geringer ist.

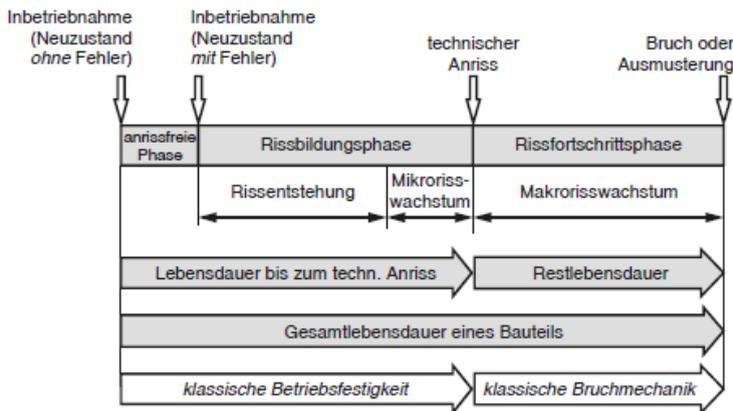


**Abbildung 2.9:** Verringerung der Wanddicke mit zunehmender Zeitstandfestigkeit [35].

Für einen detaillierteren Überblick über die historische Entwicklung der 9 - 12 % Cr-Stähle wird auf die Fachliteratur verwiesen [6].

## 2.2 Grundlagen der Bruchmechanik

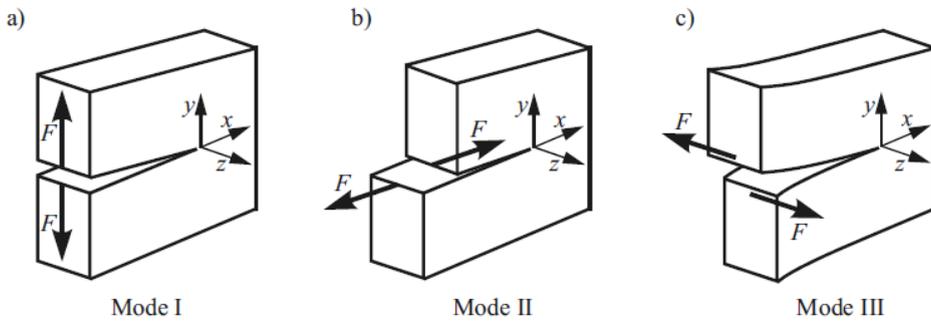
Die Lebensdauer eines Bauteils, die mit der Inbetriebnahme beginnt und mit dem Versagen bzw. dem vorzeitigen Austausch der Komponente endet, wird allgemein in die Lebensdauer bis zum technischen Anriss und der Restlebensdauer unterteilt (**Abbildung 2.10**). Dabei bilden die anrissfreie Phase und die Rissbildungsphase die Lebensdauer bis zum technischen Anriss. Dahingegen reduziert sich die Lebensdauer bei Bauteilen, die im Neuzustand fehlerhaft sind (z. B. Lunker, Poren, scharfe Kerben oder raue Oberflächen aufweisen) um die anrissfreie Phase. Das heißt, die Gesamtlebensdauer beginnt in diesem Fall mit der Rissentstehung. Im Anschluss an die Rissentstehung folgt das Mikrorisswachstum und ab dem technischen Anriss die Restlebensdauer, die der Gesetzmäßigkeit des Makrorisswachstums unterliegt. Eine integrale Aussage über die Lebensdauer bis zum technischen Anriss ermöglichen die klassischen Konzepte der Betriebsfestigkeit. Unter der Länge des technischen Anrisses wird im Allgemeinen die Fehlergröße verstanden, die durch zerstörungsfreie Prüfverfahren messbar ist. Die Bestimmung der Lebensdauer ab dem technischen Anriss erfolgt über Konzepte der klassischen Bruchmechanik und des Ermüdungsrisswachstums [23].



**Abbildung 2.10:** Lebensdauer eines Bauteils mit den klassischen Konzepten der entsprechenden Phasen [23].

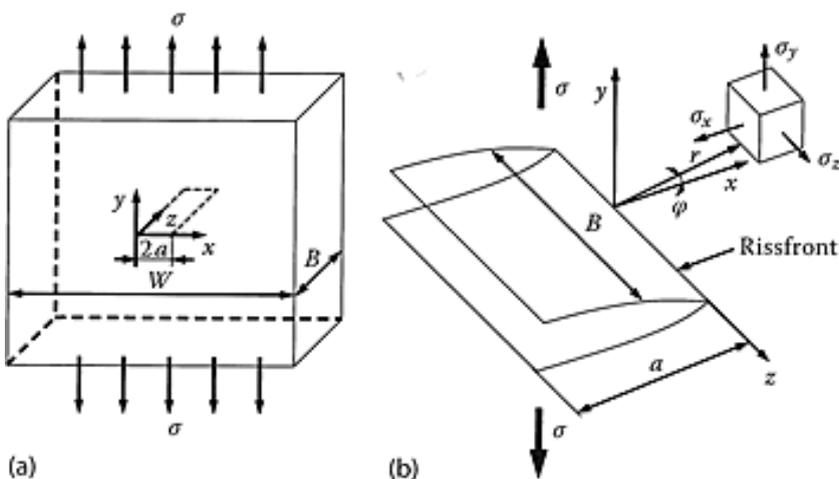
Basis der technischen Bruchmechanik ist also immer ein Riss im Bauteil und die sich daran anschließende makroskopische Rissausbreitung. Die bruchmechanische Betrachtung erfolgt hier ausgehend vom elastischen Spannungs- und Verschiebungsfeld in der Umgebung der Rissspitze [36]. Für den Beanspruchungszustand an einer Rissspitze werden je nach Richtung der Rissuferverschiebung drei grundlegende Fälle (**Abbildung 2.11**) unterschieden. Bei Mode I erfolgt die Rissöffnung ausschließlich durch die Normalspannung  $\sigma_y$  senkrecht zur Rissfläche, während sich bei Mode II die beiden Rissufer durch entgegengesetztes Gleiten, bedingt durch eine reine Schubbeanspruchung  $\tau_{xy}$ , in der Rissebene parallel zur x-Achse

gegeneinander verschieben. Bei Mode III findet bedingt durch eine Schubspannung  $\tau_{xz}$  parallel zur  $z$ -Achse eine Bewegung der Rissufer quer zur Rissrichtung statt. Des Weiteren können die drei beschriebenen fundamentalen Rissbeanspruchungsarten auch in Kombination auftreten (Mixed-Mode-Beanspruchung) [36].



**Abbildung 2.11:** Die drei grundlegenden Rissbeanspruchungsarten der Bruchmechanik [36].

Der für die Praxis entscheidende Fall ist die Mode I Beanspruchung. Sie tritt insbesondere bei Bauteilen mit Innen- bzw. Oberflächenrissen, die auf Zug beansprucht werden und bei Rissen in unter Innendruck stehenden Bauteilen auf [37]. Aus diesem Grund beschränkt sich die weitere Ausführung auf den Mode I. Je nach Plattendicke bzw. Bauteildicke  $B$  kann es unter Zugbelastung zur Ausbildung von mehrachsigen Spannungszuständen aufgrund von Verformungsbehinderung in  $z$ -Richtung kommen (**Abbildung 2.12**).



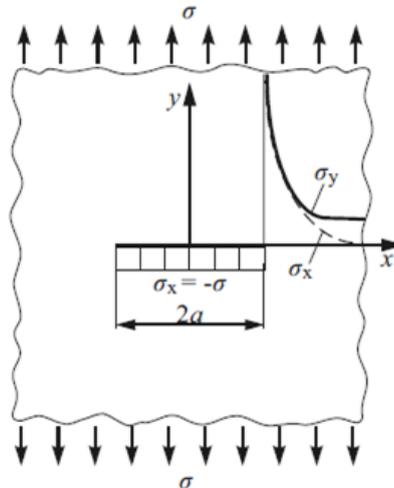
**Abbildung 2.12:** a) Rissmodell von Griffith (Innenriss im Zugspannungsfeld) [22].

b) Volumenelement mit Spannungskomponenten an der Risspitze [22].

Der Betrag der Spannung  $\sigma_z$  ist abhängig von der Verformungsbehinderung in z-Richtung. In dünnen Platten bzw. dünnwandigen Bauteilen liegt ein ebener Spannungszustand (ESZ) vor, da die Dehnung in z-Richtung nicht oder nur geringfügig behindert wird. Dahingegen wird in dicken Platten bzw. dickwandigen Bauteilen aufgrund von Dehnungsbehinderung ein dreiachsiger Spannungszustand erzeugt. Dementsprechend liegt ein ebener Dehnungszustand (EDZ) vor [22]. Für den Fall eines homogenen, isotropen Körpers mit Innenriss der Länge  $2a$ , der unter gleichmäßiger Zugbeanspruchung steht (**Abbildung 2.12**), wird das Spannungsfeld an der Rissspitze unter Annahme eines linear-elastischen Werkstoffverhaltens und  $r \ll a < B$ ,  $W$  durch die Spannungsfunktion von Westergaard [38] beschrieben:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\varphi) \quad (2.1)$$

$\sigma_{ij}$  sind die Spannungen in einem durch die Polarkoordinaten  $r$  und  $\varphi$  definierten Volumenelement und  $f_{ij}(\varphi)$  eine nur vom Winkel  $\varphi$  abhängige dimensionslose Funktion. Anhand von Gleichung (2.1) ist ersichtlich, dass die Spannungen vor der Rissspitze allein vom Ort (Koordinaten  $r$  und  $\varphi$ ) und von einer Größe  $K_I$  abhängig sind. Zudem steigen nach Gleichung (2.1) die Spannungen proportional zu  $\frac{1}{\sqrt{r}}$  an und werden nach Annäherung an die Rissspitze ( $r \rightarrow 0$ ) unendlich groß (**Abbildung 2.13**). Es liegt also eine  $\frac{1}{\sqrt{r}}$  Singularität vor, die charakteristisch für das linear-elastische Spannungsfeld ist [37].



**Abbildung 2.13** Singuläres Rissspitzen Spannungsfeld [36].

Die explizite Lösung von Gleichung (2.1) für eine Mode I Beanspruchung ist durch die Williams-Irwin-Gleichungen gegeben [39]:

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\varphi}{2} \begin{bmatrix} 1 - \sin \frac{\varphi}{2} \sin \frac{3}{2} \varphi \\ 1 + \sin \frac{\varphi}{2} \sin \frac{3}{2} \varphi \\ \sin \frac{\varphi}{2} \sin \frac{3}{2} \varphi \end{bmatrix} \quad (2.2)$$

Die Intensität des linear-elastischen Spannungsfeldes wird nach Irwin durch den Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  beschrieben [40]:

$$K_I = \sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y_I \left( \frac{a}{w} \right) \quad (2.3)$$

$K_I$  ist der Mode I Spannungsintensitätsfaktor,  $a$  die Risslänge und  $Y_I$  eine dimensionslose Geometriefunktion. Der Spannungsintensitätsfaktor ist abhängig von der äußeren Belastung, der Rissgeometrie, der Risslänge bzw. Risttiefe, der Risslage, der Rissanordnung, der Geometrie des Bauteils ebenso wie von der Art und Stelle der Lasteinleitung. Die Geometriefunktion  $Y_I$  berücksichtigt die Risslage, die Geometrie des Bauteils sowie die die Art und Stelle der Lasteinleitung [36]. In der Literatur gibt es zahlreiche Näherungswerte für  $Y_I$  [41-45].

Erreicht der Spannungsintensitätsfaktor einen kritischen Wert  $K_{Ic}$ , so tritt instabile Rissausbreitung ein. D. h. der Riss breitet sich mit hoher Geschwindigkeit aus und das Bauteil versagt plötzlich. Für die Mode I Beanspruchung gilt [46]:

$$K_I = K_{Ic} \quad (2.4)$$

wobei  $K_{Ic}$  als kritischer Spannungsintensitätsfaktor, Bruchzähigkeit oder auch als Risszähigkeit bezeichnet wird.

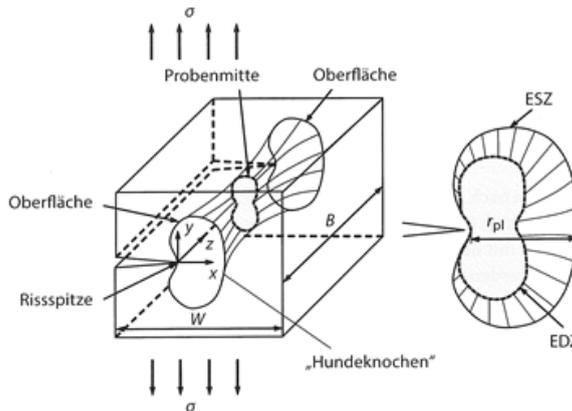
Für die Anwendung der linear elastischen Bruchmechanik müssen nach ASTM E399 [47] für die Prüfung folgende Kriterien erfüllt sein:

1. Rate der Intensitätszunahme innerhalb  $0,55 \dots 2,75 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$
2.  $a, B \geq 2,5 \cdot \left( \frac{K_{Ic}}{R_{p0,2}} \right)^2$

hierbei ist  $a$  der Abstand der Risspitze des angeschwungenen Risses von der Bohrlochmitte (**Abbildung 3.8**).

Bisher wurde linear-elastisches Materialverhalten angenommen. Dies ist allerdings eine idealisierte Modellvorstellung, denn es gibt kein reales Material, das in der Lage ist,  $\infty$  hohe Spannungen zu ertragen. Gleichzeitig würde dies der linear-elastischen Theorie widersprechen, weil mit  $\infty$  hohen Spannungen auch  $\infty$  hohe Verzerrungen einhergehen und die Theorie auf Annahme kleiner Verzerrungen beruht. Bei Erreichen der Fließgrenze eines

Materials kommt es zum Spannungsabbau durch plastische Verformung oder allgemeiner formuliert zu inelastischem Materialverhalten. Dennoch bleibt der Spannungsintensitätsfaktor eine sinnvolle Größe zur Beschreibung des Beanspruchungszustandes an der Rissspitze, wenn die plastische Zone vernachlässigbar klein gegenüber der Risslänge und anderen Bauteilabmessungen ist. Erst bei starker Plastifizierung verliert der Spannungsintensitätsfaktor seine Gültigkeit [46]. In **Abbildung 2.14** ist das qualitative Aussehen der plastischen Zone  $r_{pl}$  beim Kleinbereichsfließen skizziert.



**Abbildung 2.14:** Modell der plastischen Zone beim Kleinbereichsfließen in einem dickwandigen Bauteil [22].

Nach McClintock und Irwin [48] ergibt sich aus dem Übergang vom ESZ am Bauteilrand zum EDZ im Bauteilinneren, abgeleitet aus der Gestaltänderungshypothese nach von Mises, eine Form der plastischen Zone, die einem Hundeknochen ähnelt („Dog-bone-model“). Aktuelle dreidimensionale Finite-Elemente-Methode- (FEM) Rechnungen haben allerdings gezeigt, dass die tatsächliche plastische Zone von diesem Modell abweicht. Aufgrund des von innen nach außen abfallenden Spannungsintensitätsfaktors sind die Unterschiede zwischen der Größe der plastischen Zone im Bauteilinneren und zur Bauteiloberfläche geringer. Allgemein nimmt mit zunehmender Bauteil- bzw. Probendicke  $B$  die plastische Zone aufgrund der zunehmenden Behinderung der Querdehnung ab. Zudem fördern niedrige Verfestigungsexponenten die Ausbildung schmaler Bereiche. Im Gegensatz dazu bildet sich bei stärker verfestigenden Materialien eine eher kreisförmige plastische Zone [37].

Unter Voraussetzung von elastisch-ideal plastischem Materialverhalten lässt sich sowohl für den ESZ als auch für den EDZ die Größe der plastischen Zone im Ligament abschätzen [37]:

$$r_{pl} = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_I}{R_e} \right)^2 \quad (2.5)$$

$$r_{pl} = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_I}{R_e} \right)^2 (1 - 2\nu)^2 \quad (2.6)$$

$R_e$  ist die Streckgrenze und  $\nu$  die Poisson'sche Konstante. Den Gleichungen (2.5) und (2.6) ist zu entnehmen, dass für Metalle mit  $\nu = 0.3$  die plastische Zone für den EDZ ungefähr 6-mal kleiner ist als für den ESZ [46]. Die linear elastische Bruchmechanik ist bis zu einem Verhältnis von  $r_{pl}/a = 0,05$  gültig. Wenn die plastische Zone vernachlässigbar klein gegenüber den Bauteildimensionen ( $r_{pl} \ll W, B$ ) ist, kann sie unter Annahme einer effektiven Risslänge berücksichtigt werden [37]:

$$a_{eff} = a + r_{pl} \quad (2.7)$$

Mit Korrektur der Risslänge folgt für den effektiven Spannungsintensitätsfaktor unter Mode I Beanspruchung [37]:

$$K_{Ieff} = \sigma \sqrt{\pi a_{eff}} f \left( \frac{a_{eff}}{W} \right) \quad (2.8)$$

Ist die plastische Zone nicht mehr vernachlässigbar klein gegenüber der Risslänge und den Bauteil- bzw. Probenabmessungen ist das Konzept der linear elastischen Bruchmechanik nicht mehr gültig und es müssen Konzepte der Fließbruchmechanik (auch elastisch-plastische Bruchmechanik EPBM oder Zähbruchmechanik genannt) angewendet werden. Zu den wichtigsten Konzepten der Fließbruchmechanik gehören das CTOD- (crack tip opening displacement) und das J-Integral Konzept, die ineinander überführbar sind.

Das CTOD-Konzept basiert auf der These, dass Bruchvorgänge duktiler Materialien nicht durch die Spannungsintensität kontrolliert werden, sondern durch die plastische Verformung an der Risspitze. Die Risspitzenverschiebung bzw. die Rissöffnung  $\delta$  ist ein Maß für die Aufweitung an der Risspitze (unter Mode I Beanspruchung). Erreicht die Rissöffnung  $\delta$  einen kritischen Wert  $\delta_c$ , so breitet sich der Riss stabil oder instabil, in Abhängigkeit vom Werkstoff und von der Art der Belastung aus [37].

Ein Rissmodell, das auch bei starken plastischen Verformungen gültig ist, wurde von Dugdale entwickelt. Das Dugdale Modell (**Abbildung 2.15**) geht von einem schmalen, plastisch verformten Bereich vor der Risspitze aus, wobei nachfolgende Voraussetzungen gelten. Der Werkstoff außerhalb des hypothetischen Risses der Länge  $2a_{eff}$  verhält sich elastisch. An den plastischen Zonen liegt eine gleichförmige Fließspannung  $\sigma_F$  an und am Ende des hypothetischen Risses wirkt keine höhere Spannung als  $\sigma_F$ .

### Rissmodell nach Dugdale Spannungsverlauf vor der Risspitze

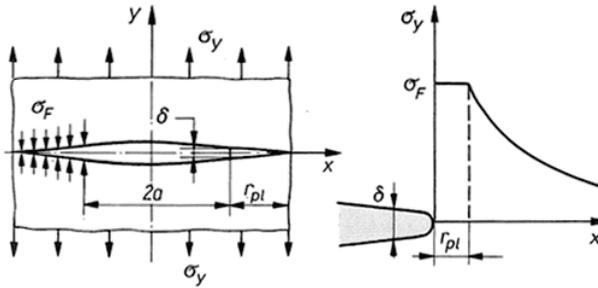


Abbildung 2.15: Rissmodell nach Dugdale [37]

Für den ESZ ohne Verfestigung kann für die Rissöffnungsverschiebung aus dem Dugdale Modell folgender Zusammenhang abgeleitet werden [37]:

$$\delta = \frac{8 \sigma_F a}{\pi E} \ln \left( \sec \left( \frac{\pi \sigma}{2 \sigma_F} \right) \right) \quad (2.9)$$

Mit der Streckgrenze  $R_e$  oder  $\sigma_F = \frac{R_e + R_m}{2}$ , mit Zugfestigkeit  $R_m$  ergibt sich nach Approximation für  $\sigma / \sigma_F < 0,6$  (die Näherung erfolgt für kleine Verhältnisse von  $\sigma / \sigma_F$ , da für den Fall  $\sigma \rightarrow \sigma_F$  die plastische Zone unendlich groß wird, was einem Bauteilversagen durch plastischen Kollaps entspricht [46]) durch Reihenentwicklung [37]:

$$\delta = \frac{\pi \sigma^2 a}{E \sigma_F}. \quad (2.10)$$

Für den Gültigkeitsbereich der linear elastischen Bruchmechanik mit Kleinbereichsfließen gilt [37]:

$$\delta = m \frac{K_I^2}{E \sigma_F} \quad (2.11)$$

Mit  $m \approx 1$  für den ESZ und  $m \approx 2$  für den EDZ [49].

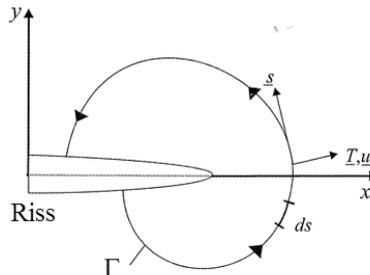
Zur Erweiterung der Fließbruchmechanik wurde von Cherepanov [50] und Rice [51] das Linienintegral  $J$  definiert. Das  $J$ -Integral ist anwendbar für linear- und nichtlinear elastisches Material. Für ebene Verformungsfelder ist es wie folgt definiert (**Abbildung 2.16**):

$$J = \int_{\Gamma} \left( w dy - \underline{T} \frac{\partial u}{\partial x} ds \right) \quad (2.12)$$

mit der Verformungsenergiedichte

$$W = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}.$$

Dabei ist  $\underline{T}$  der „traction“ Vektor mit Komponenten des Spannungstensors  $\sigma_{ij}$  normal zum Integrationsweg  $\Gamma$ ,  $u$  der Verschiebungsvektor längs des Integrationsweges und  $\varepsilon_{ij}$  der Dehnungstensor.



**Abbildung 2.16:** Anwendung und Integrationsweg des  $J$ -Integrals [49].

Das  $J$ -Integral wird Null, sofern der Integrand keine Singularitäten und Unstetigkeiten innerhalb der vom Integrand umschlossenen Fläche aufweist. Dies lässt sich aus dem Energieerhaltungssatz folgern, der besagt, dass die aufsummierte Energie längs eines beliebigen geschlossenen Integrationsweges Null ist. Das  $J$ -Integral ist  $J \neq 0$  wenn eine Singularität (beispielweise infolge eines Risses) vorliegt. Trotzdem ist das  $J$ -Integral unabhängig vom Integrationsweg. Die Wegunabhängigkeit gestattet die Wahl eines weit genug vom Riss entfernten Integrationsweges, der wiederum eine einfache numerische Berechnung ermöglicht. Enorme Wegabhängigkeiten des Integrals können durch Temperatur und Innendruckbeanspruchungen auftreten, weshalb entsprechende Korrekturterme einfließen müssen [37].

Physikalisch kann das J-Integral als Unterschied der potentiellen Energie zweier identischer Proben mit um  $dl$  verschiedenen Risslängen verstanden werden [41]:

$$J = \frac{\partial U}{\partial l} \cdot \frac{1}{d} \quad (2.13)$$

Hierbei ist  $d$  die Probendicke und  $U$  die gesamte an der Probe verrichtete Arbeit, die der Fläche unter der Last-Aufweitungskurve entspricht. Oft wird dies auch der Arbeit gleichgesetzt, die notwendig ist, um einen Riss von  $l$  auf  $l + dl$  zu verlängern.

Das J-Integral kann auf einfache Weise mit dem Dugdale-Modell verknüpft werden. Nach [52] gilt:

$$J = \sigma_f \delta_t \quad (2.14)$$

Daraus folgt:

$$J = \frac{8 \sigma_f^2 a}{\pi E} \ln \left( \sec \left( \frac{\pi \sigma}{2 \sigma_f} \right) \right) \quad (2.15)$$

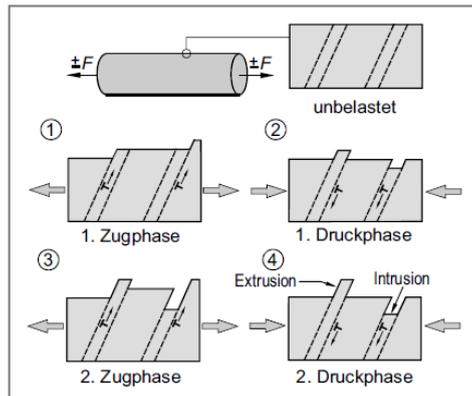
und damit die beiden gleichwertigen Bruchkriterien

$$J = J_c \text{ und } \delta_t = \delta_{tc}. \quad (2.16)$$

### 2.3 Ermüdungsrissbildung und -wachstum

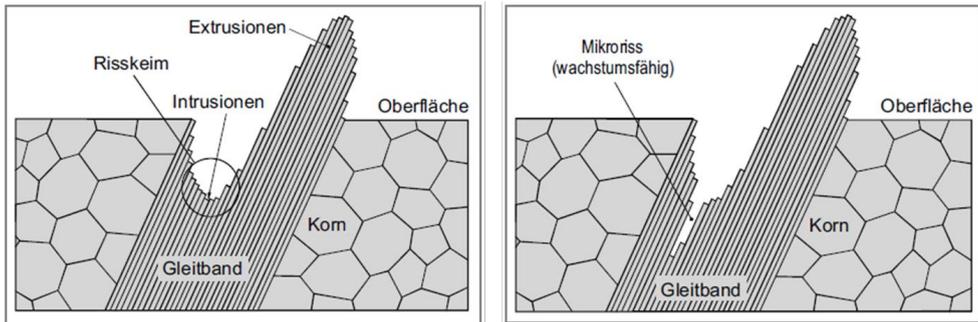
Allgemein wird unter Ermüdung die schädigende Folgeerscheinung einer zyklischen Belastung verstanden. Diese zeitlich veränderlichen mechanischen Spannungen können auch Folge einer zeitlich variierenden Temperatur sein, die zyklische Wärmespannungsänderungen verursacht. In diesem Fall wird von thermischer Ermüdung gesprochen. Ermüdungsbrüche treten weit unterhalb des statischen Werkstoffkennwerts  $K_C$  auf [53].

Allgemein setzt sich die Entstehung eines Ermüdungsrisses aus den Phasen der Risseinleitung, des stabilen Risswachstums und des instabilen Rissfortschritts bis zum Restgewaltbruch zusammen. Sobald die Fließgrenze eines Bauteils erreicht wird, treten plastische Verformungen auf. Allerdings können auch schon Bauteilbeanspruchungen, die makroskopisch lediglich eine elastische Verformung bewirken, im Mikrobereich zu irreversiblen Abgleitungen aufgrund von Versetzungsbewegungen führen, woraus plastische Verformungen resultieren. Während der ersten Zugphase können Versetzungen aus der Bauteiloberfläche austreten und eine Gleitstufe bilden. Erfolgt dann eine Umkehrung der Belastungsrichtung, so werden in diesem Bereich erneut Versetzungen aktiviert mit dem Unterschied, dass die Abgleitung meistens auf parallelen Ebenen stattfindet. Mit zunehmender Zyklenzahl kommt es an der Bauteiloberfläche als erstes zu Extrusionen und Intrusionen (**Abbildung 2.17**) [54].



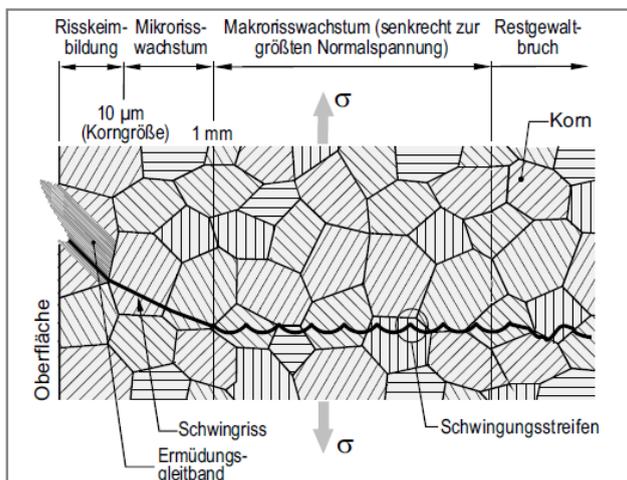
**Abbildung 2.17:** Entstehung von Extrusionen und Intrusionen bei zyklischer Beanspruchung [54].

Mit weiter fortschreitender Zyklenzahl entwickeln sich aus den Extrusionen und Intrusionen in Richtung der maximalen Schubspannung Ermüdungsgleitbänder (**Abbildung 2.18 links**), die zu Risskeimen führen, woraus bei Erreichen einer Risslänge, die in etwa der Korngröße entspricht, ein wachstumsfähiger Mikroriss entsteht (**Abbildung 2.18 rechts**).



**Abbildung 2.18:** Bildung von Ermüdungsgleitbändern und Risskeimbildung (links) und Entstehung eines wachstumsfähigen Mikrorisses (rechts) [54].

Häufig bilden sich die Ermüdungsgleitbänder an Stellen lokaler Spannungsüberhöhungen wie z. B. Einschlüssen etc. oder bereits vorhandenen Rissen. Daher gehen Ermüdungsrisse im Allgemeinen von der Oberfläche aus. Ausnahmen können Risse ausgehend von nichtmetallischen Einschlüssen, Ausscheidungen oder Korngrenzen sein, die unterhalb der Bauteiloberflächen entstehen. Nach der Mikrorissbildung wächst der Ermüdungsriss erst solange entlang der Gleitebene, bis er auf eine Korngrenze stößt. Danach breitet sich der Riss senkrecht zur größten Normalspannung aus. Dabei wächst der Riss bei jedem Zyklus um einen bestimmten Betrag (**Abbildung 2.19**). Dies wird auch als stabiles Risswachstum bezeichnet [54]. Der Rissfortschritt pro Zyklus ist durch die Risswachstumsgeschwindigkeit  $da/dN$  definiert [46].



**Abbildung 2.19:** Stabiles Risswachstum und Restgewaltbruch [54].

Im Gegensatz zur statischen Belastung (vergl. **Kapitel 2.2**) ist bei zyklischer Belastung die Belastung  $\sigma(t)$ , die Spannungsverteilung  $\sigma_{ij}(t)$  am Riss und der Spannungsintensitätsfaktor  $K_I(t)$  zeitabhängig. Daraus folgt zusammen mit der Definition des Spannungsintensitätsfaktors [23]:

$$K(t) = \sigma(t) \sqrt{\pi a} Y \quad (2.17)$$

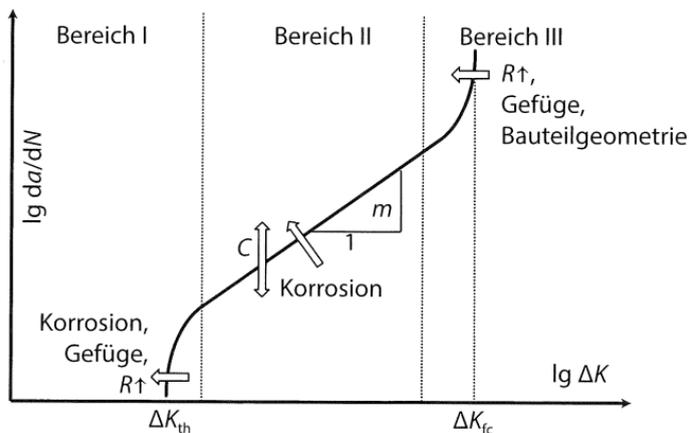
und der Spannungsschwingbreite

$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad (2.18)$$

der zyklische Spannungsintensitätsfaktor

$$\begin{aligned} \Delta K &= K_{max} - K_{min} = (\sigma_{max} - \sigma_{min}) \cdot \sqrt{\pi a} \cdot Y \\ &= \Delta\sigma \cdot \sqrt{\pi a} \cdot Y \end{aligned} \quad (2.19)$$

Wird die Risswachstumsgeschwindigkeit über dem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor im doppeltlogarithmischen Maßstab aufgetragen, so ergibt sich der in **Abbildung 2.20** schematisch dargestellte charakteristische Kurvenverlauf.



**Abbildung 2.20:** Bereiche der zyklischen Risswachstumskurve [22].

Im Allgemeinen wird die zyklische Risswachstumskurve in drei Bereiche unterteilt (**Abbildung 2.20**). Im Bereich I gibt es einen Schwellenwert (Threshold)  $\Delta K_{th}$ , ab dem Risswachstum beginnt bzw. unter dem der Riss nicht mehr wachstumsfähig ist [22]. Dieser Bereich wird von der Mikrostruktur, der Temperatur, der Atmosphäre, der Frequenz/

Haltezeit und dem Spannungsverhältnis  $R$  beeinflusst [55].  $R$  ist definiert als Quotient aus minimaler Spannung  $\sigma_{\min}$  und maximaler Spannung  $\sigma_{\max}$  und kann zudem auch als Verhältnis der Spannungsintensitätsfaktoren  $K_{\min}/K_{\max}$  beschrieben werden [36]:

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} = \frac{K_{\min}}{K_{\max}} \quad (2.20)$$

Bereich II ist gekennzeichnet durch einen linearen Zusammenhang zwischen  $\log da/dN$  und  $\log \Delta K$ . Dieser Verlauf kann mit der Paris-Erdogan-Gleichung

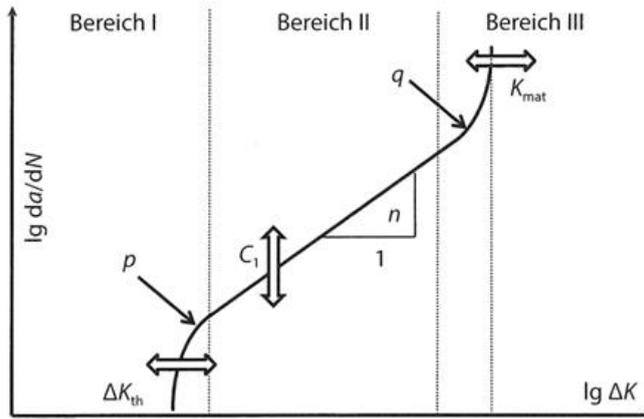
$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (2.21)$$

beschrieben werden [22]. Dabei sind  $C$  und  $m$  werkstoffabhängige Konstanten. Dabei gibt  $m$  die Steigung der Geraden an und  $C$  die Parallelverschiebung zur Ordinate. Der Bereich II wird beeinflusst von der Temperatur, der Atmosphäre, sowie der Frequenz bzw. Haltezeit und ist weitestgehend unabhängig von der Mikrostruktur und vom Spannungsverhältnis [55]. Den Übergang zum Restbruch kennzeichnet Bereich III. Die Rissgeschwindigkeit steigt überexponentiell bis zum Versagen an. Zum Bauteil-/Probenversagen kommt es wenn  $\Delta K_{fc}$  erreicht wird [22]. Der Bereich III ist abhängig von der Mikrostruktur, der Temperatur, der Frequenz/Haltezeit, dem Spannungsverhältnis sowie von der Größe/Geometrie [55].

Um die gesamte zyklische Risswachstumskurve mathematisch anpassen zu können, gibt es zahlreiche Ansätze. Die oben beschriebene Paris-Erdogan-Gleichung (2.21) ist allerdings auf den Bereich II der zyklischen Risswachstumskurve beschränkt. Ein Ansatz zur Abbildung aller drei Bereiche der zyklischen Risswachstumskurve ist die NASGRO-Gleichung [56]:

$$\frac{da}{dN} = C_1 \left[ \left( \frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K \right]^n \frac{\left( 1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K} \right)^p}{\left( 1 - \frac{K_{max}}{K_{mat}} \right)^q} \quad (2.22)$$

Analog zur Paris-Erdogan-Gleichung(2.21) beschreiben die Parameter  $C_1$  und  $n$  den Bereich II der zyklischen Risswachstumskurve. Den Übergang von Bereich I zu II wird durch den Parameter  $p$ , der Übergang von Bereich II zu III vom Parameter  $q$  kontrolliert (**Abbildung 2.21**).



**Abbildung 2.21:** Wirkung der Parameter der NASGRO-Gleichung [22].

Des Weiteren bezeichnen  $K_{\max}$  die maximale Risspitzenbelastung innerhalb eines Schwingenspiels und  $K_{\text{mat}}$  die maximal ertragbare Risspitzenbelastung. Die Riss-schließfunktion  $f$  integriert die R-Abhängigkeit der Risswachstumskurve durch plastizitätsinduziertes Riss-schließen. Sie kann als Verhältnis des Spannungsintensitätsfaktors bei Rissöffnung ( $K_{\text{op}}$ ) zur maximalen Belastung ( $K_{\text{op}}/K_{\max}$ ) ausgedrückt werden [22]:

$$f = \frac{K_{\text{op}}}{K_{\max}} = \begin{cases} \max(R, A_0 + A_1 R + A_2 R^2 + A_3 R^3) & R \geq 0 \\ A_0 + A_1 R & -2 \leq R < 0 \\ A_0 + 2A_1 & R < -2 \end{cases} \quad (2.23)$$

Hierbei sind  $A_0$  bis  $A_3$  Konstanten, die Abhängig vom Verhältnis der maximalen Zugspannung  $S_{\max}$  zur Fließgrenze  $\sigma_0$  sind [22]:

$$\begin{aligned} A_0 &= (0,852 - 0,34\alpha + 0,05\alpha^2) \left[ \cos\left(\frac{\pi S_{\max}}{2\sigma_0}\right) \right]^{1/\alpha} \\ A_1 &= (0,415 - 0,071\alpha) \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_0} \\ A_2 &= 1 - A_0 - A_1 - A_3 \\ A_3 &= 2A_0 + A_1 - 1 \end{aligned} \quad (2.24)$$

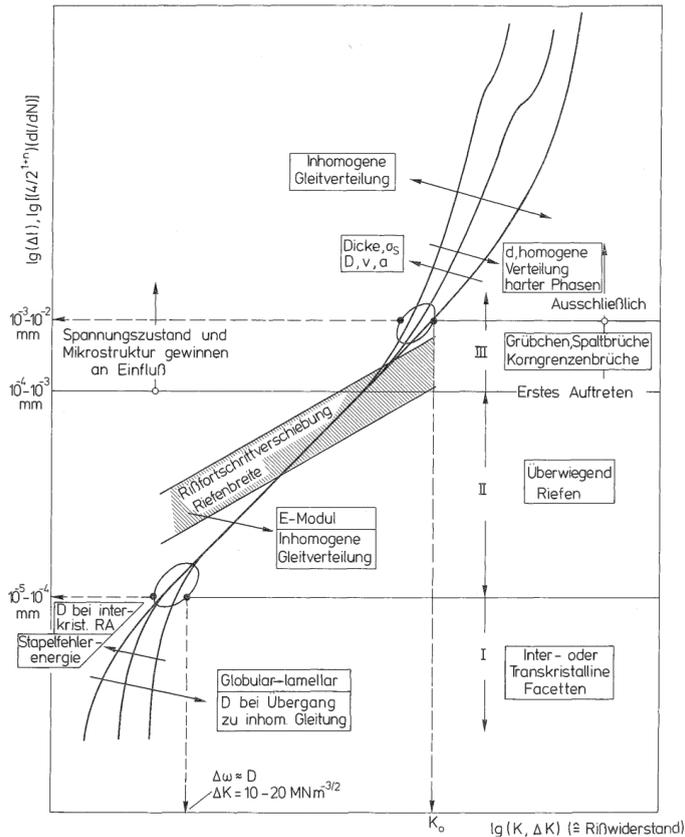
Für den ESZ ist  $\alpha=1$  und für den EDZ ist  $\alpha=3$ . Für Stähle wird eine gute Anpassung der experimentell ermittelten Daten mit  $\alpha=2,5$  erreicht. Weiterhin ist bei Erfüllung der Fließbedingung nach von Mises  $S_{\max}/\sigma_0=0,3$ . Für den Fall, dass kein plastizitätsinduziertes Riss-schließen auftritt, entfällt die Rissöffnungsfunktion  $f$  und es gilt  $f=R$ ,  $\alpha=5,845$  und  $S_{\max}/\sigma_0=1$  [22].

### 2.3.1 Einflussgrößen auf das Ermüdungsrischwachstum

Allgemein werden die Einflussgrößen auf das Risswachstum in die Bereiche mechanische, metallurgische und sonstige Größen eingeteilt [57]. Zu den mechanischen Größen gehören das Verhältnis von Rissgeometrie zu den Bauteilabmessungen (inklusive Schärfe des Anrisses), die Art des Spannungszustandes (ESZ oder EDZ), Belastungsfrequenz  $f$ , die maximale Spannung  $\sigma_{\max}$ , der Spannungsintensitätsfaktor  $K_{\max}$ , die Spannungsschwingbreite  $\Delta\sigma$ , die Schwingbreite der Spannungsintensität  $\Delta K_I$ , das Spannungsverhältnis  $R$  und die Form der Belastungszyklen. Die metallurgischen Größen beinhalten die chemische Zusammensetzung des Werkstoffes und die Wärmebehandlung (Gefüge). Zu den sonstigen Größen zählen Art des Umgebungsmediums und dessen Zusammensetzung (Prüfmedium, Arbeitsfluid), die Temperatur sowie die Oberflächenqualität. Auf die für die vorliegende Arbeit besonders wichtigen Einflussgrößen wird im Folgenden detaillierter eingegangen [57].

#### 2.3.1.1 Einfluss des Werkstoffes

In **Abbildung 2.22** sind die wichtigsten Einflussparameter und deren Wirkung auf die Rissausbreitung schematisch dargestellt. Zu diesen Parametern zählen der Elastizitätsmodul, der Spannungszustand und die Mikrostruktur des Werkstoffes. Allgemein steigt mit zunehmendem E-Modul der Risswiderstand an. Der Spannungszustand kann nur im oberen Bereich der Rissausbreitungskurve, aufgrund der Abhängigkeit des vorliegenden Spannungszustandes stark genug variieren, um den Risswiderstand zu beeinflussen. Die Mikrostruktur hat insbesondere Auswirkungen auf den Bereich I und III der Risswachstumskurve. Ein lamellares Gefüge statt einer globularen Mikrostruktur bewirkt eine Verringerung der Rissgeschwindigkeit bzw. erhöht den Schwellenwert. Die lamellare Mikrostruktur bewirkt Rissumlenkung und Rissverzweigung. Beides sind Mechanismen, die den Risswiderstand erhöhen. Eine weitere Einflussgröße auf den Risswiderstand ist die Stapelfehlerenergie. Mit niedrigerer Stapelfehlerenergie sind aufgrund planarer Gleitung die Kompatibilitätsbedingungen an den Korngrenzen schwieriger zu erfüllen. In Folge dessen steigt der Risswiderstand. Komplexer ist der Einfluss der Korngröße, die unterschiedliche Auswirkungen auf den Risswiderstand haben kann. Wird durch Kornvergrößerung ein Übergang zu inhomogener Gleitverteilung erreicht, so steigt der Risswiderstand. Im Gegensatz dazu, tritt bei interkristallinem Risswachstum genau der gegenteilige Effekt auf. In Bereich II wird das Risswachstum hauptsächlich durch den in Rissausbreitungsrichtung liegenden Anteil plastischer Verformung kontrolliert. Bei Überschreiten eines werkstoffabhängigen kritischen Spannungsintensitätswertes (Übergang zu Bereich III), wird die Risspitze zusätzlich noch durch Porenbildung, Spaltbrüche oder Korngrenzenbrüche geschwächt. In der Regel werden diese Prozesse von der Normalspannung gesteuert, wodurch das Risswachstum schneller mit der Spannungsintensität zunimmt, bis schließlich das Risswachstum nur über die zusätzlichen Mechanismen kontrolliert wird. Nach der Kontinuumsmechanik treten höhere Normalspannungen am Riss mit zunehmender Dicke und

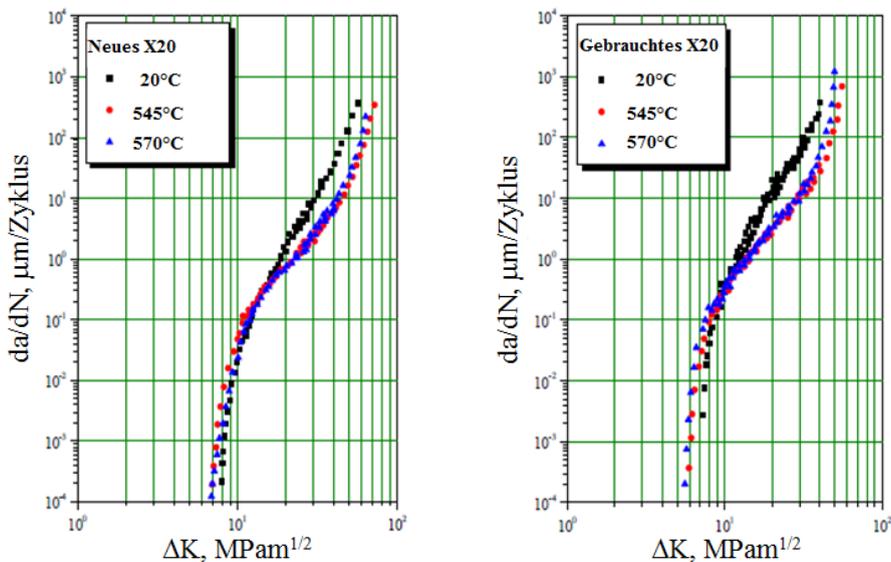


**Abbildung 2.22:** Elementare Einflussgrößen auf das Risswachstum ( $\sigma_s$ : Streckgrenze, D: Korngröße, v: Volumenanteil einer harten Phase, a: Durchmesser harter Teilchen, d: Abstand harter Teilchen) [41].

Streckgrenze auf. Die Normalspannungen können lokal durch Inhomogenitäten der Mikrostruktur und insbesondere durch harte Teilchen verstärkt werden. Je größer und enger die Teilchen beieinanderliegen, desto ausgeprägter ist der Effekt. In Folge einer inhomogenen Gleitverteilung nehmen die durch Versetzungsaufstauungen verursachten Normalspannungsüberhöhungen mit der Korngröße zu [41].

### 2.3.1.2 Einfluss vorgeschädigten Materials

Dž. Gačo et al. [58] haben die Auswirkungen der Betriebsbedingungen (Lebensdauer und Temperatur) unter variabler Belastung auf Parameter des Ermüdungsrisswachstums für neues Rohrmaterial (X20CrMoV12.1) und für Rohrmaterial (X20CrMoV12.1), das ca. 116000 Stunden im Einsatz war untersucht. Die Rissgeschwindigkeit und der Schwellenwert wurden mit Standard Charpy Proben, die mittels 3-Punkte Biegetest geprüft wurden, ermittelt. Die Ermüdungsrisswachstumsgeschwindigkeit in Abhängigkeit von  $\Delta K$  wurde für Raumtemperatur und Betriebstemperaturen von 545 °C und 570 °C bestimmt. (**Abbildung 2.23**). Des Weiteren sind die Ermüdungsrisswachstumsparameter für neue und gebrauchte Rohre in **Tabelle 2.3** aufgeführt. Es wurden höhere Schwellenwerte bei neuem Rohrmaterial gemessen (vergl. **Tabelle 2.3**). Wenn also ein Riss gleicher Länge sowohl im Neumaterial als auch im gebrauchten Material existiert, ist im Neumaterial eine höhere Belastung (Bereich des Spannungsintensitätsfaktors,  $\Delta K$ ) erforderlich, um einen Rissfortschritt zu initiieren. Bei Raumtemperatur getestete Proben haben die höchste Ermüdungsrisswachstumsgeschwindigkeit, d. h. den geringsten Risswachstumswiderstand. Der Risswachstumswiderstand nimmt mit steigender Prüftemperatur zu [58].



**Abbildung 2.23:** Abhängigkeit von  $da/dN$ - $\Delta K$  von neuen (linkes Bild) und 116000 Stunden im Einsatz beanspruchten (rechtes Bild) X20CrMoV12.1-Stahlrohren [58].

Des Weiteren wurde eine geringere Risswachstumsgeschwindigkeit bei neuem X20CrMoV12.1 unter variabler Belastung (Bereich des Spannungsintensitätsfaktors,  $\Delta K$ ) gemessen. Die Ermüdungsrisswachstumsgeschwindigkeiten  $da/dN$  reichen von  $1,42 \cdot 10^{-09}$  bei

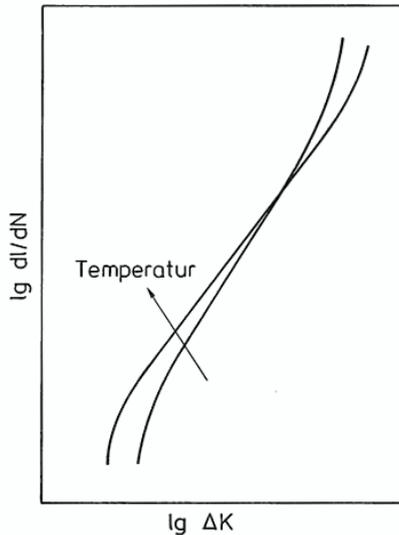
Raumtemperatur (neuer X20CrMoV12.1) bis zu  $5,47 \cdot 10^{-10}$   $\mu\text{m}/\text{Zyklus}$  für Proben mit der höchsten Prüftemperatur von 570 °C. Die gleiche Tendenz bzgl. der Variation der Risswachstumsrate zeigt auch der im Einsatz beanspruchte Stahl [58].

**Tabelle 2.3:** Ermüdungsrissswachstumsparameter für neues und im Einsatz beanspruchtes Rohrmaterial aus X20CrMoV12.1-Stahl für RT und Betriebstemperaturen von 545 °C und 570 °C [58].

Probenkennzeichnung	Testtemperatur, °C	Schwellenwert $\Delta K_{\text{Schw}}$ , $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$	Koeffizient C	Exponent m	$da/dN$ , mit $\Delta K = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$
Neu-1	20	8,1	$1,13 \cdot 10^{-15}$	4,689	$1,42 \cdot 10^{-09}$
Neu-2	545	6,9	$1,15 \cdot 10^{-13}$	2,933	$7,54 \cdot 10^{-10}$
Neu-3	570	6,8	$5,72 \cdot 10^{-15}$	3,828	$5,47 \cdot 10^{-10}$
Alt-1	20	7,2	$5,84 \cdot 10^{-15}$	4,852	$1,35 \cdot 10^{-08}$
Alt-2	545	5,8	$3,09 \cdot 10^{-13}$	3,065	$3,51 \cdot 10^{-09}$
Alt-3	570	5,7	$1,80 \cdot 10^{-13}$	3,286	$3,39 \cdot 10^{-09}$

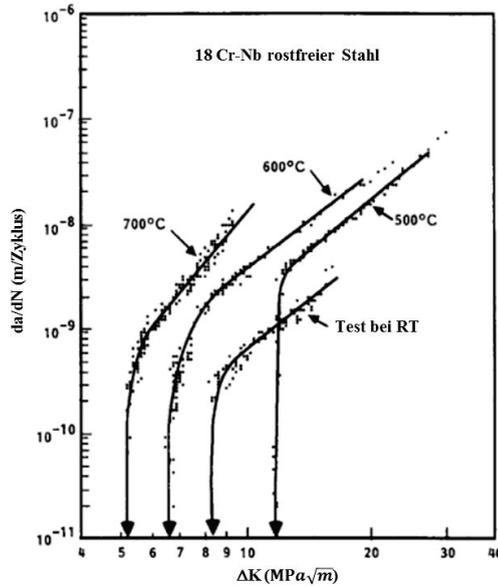
### 2.3.1.3 Einfluss der Temperatur

Generell ändert sich die Rissgeschwindigkeit im Bereich II bei ausreichend niedrigen Temperaturen und hohen Frequenzen bei Veränderung beider Größen wenig [59-62]. Mit zunehmender Temperatur [63-73] und abnehmender Frequenz [60, 74, 75] steigt die Rissgeschwindigkeit bei gegebener Spannungsintensitätsschwingbreite in der Regel zu höheren Temperaturen leicht an. Die Ursachen des Temperatureinflusses sind zum einen die Temperaturabhängigkeit des E-Moduls [60, 62] und zum anderen die temperaturabhängigen Umgebungseinflüsse [60]. Zudem kann der Temperatureinfluss bei sehr niedrigen Rissgeschwindigkeiten (wie sie in Bereich I auftreten) deutlich ausgeprägter sein [59, 60, 76] und im Bereich III kann es zu Überschneidungen kommen [76, 77], die als Zunahme von  $\Delta K_c$  mit der Temperatur interpretiert werden können. Der Temperatureinfluss ist schematisch in **Abbildung 2.24** dargestellt.



**Abbildung 2.24:** Schematische Darstellung des Temperatureinflusses auf die Rissgeschwindigkeit ohne zeitabhängige Vorgänge [41].

**Abbildung 2.25** zeigt den Temperatureinfluss auf den Schwellenwert und das Ermüdungsrisswachstumsverhalten im schwellenwertnahen Bereich für einen ferritischen rostfreien 18%Cr-Nb Stahl bei  $R = 0,1$  und  $f = 15$  Hz.

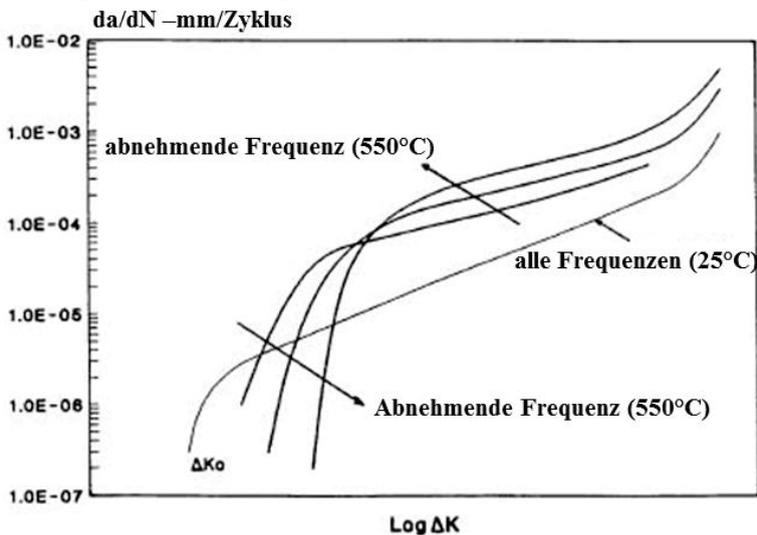


**Abbildung 2.25:** Temperatureinfluss auf das Ermüdungsrisswachstumsverhalten im schwellenwertnahen Bereich für einen ferritischen rostfreien 18%Cr-Nb Stahl bei  $R = 0,1$  und  $f = 15$  Hz [78].

Der Schwellenwert sinkt mit Ausnahme von 500 °C monoton mit zunehmender Temperatur. Bei 500 °C ist der Schwellenwert gegenüber RT merklich erhöht. Makhlof et. al. [78] vermuten als Ursache Riss-schließmechanismen. Die Riss-schließmechanismen werden ausführlich in Kapitel 2.3.1.6 erläutert. Bei 600 °C und 700 °C sinkt der Schwellenwert aufgrund von Verlust an Riss-schließmechanismen. Im mittleren Kurvenbereich steigt die Risswachstumsgeschwindigkeit mit zunehmender Temperatur. Makhlof et. al. [68] vermuten als Ursache, dass die Riss-spitze durch Oxidationsprozesse kontrolliert wird.

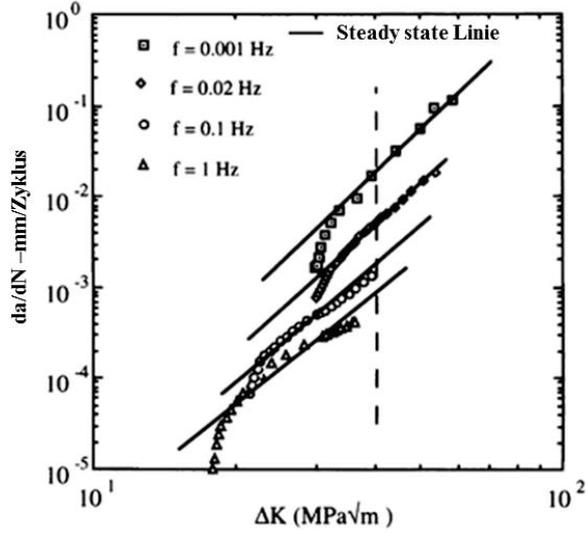
### 2.3.1.4 Einfluss der Frequenz/Haltezeit

Der Frequenzeinfluss auf die Ermüdungsrisswachstumsgeschwindigkeit und auf den Schwellenwert bei niedrigeren Belastungen eines 1CrMo Stahls bei 550 °C ist in **Abbildung 2.26** dargestellt. Die Rissgeschwindigkeit nimmt im niedrigen  $\Delta K$ -Bereich ab, der Schwellenwert steigt mit abnehmender Frequenz infolge von oxidinduziertem Riss schließen. Im mittleren Bereich steigt die Rissgeschwindigkeit mit abnehmender Frequenz. Bei niedrigeren Frequenzen und hohen Temperaturen bekommen Oxidations- und Kriechinteraktionseffekte zunehmend mehr Einfluss [55].



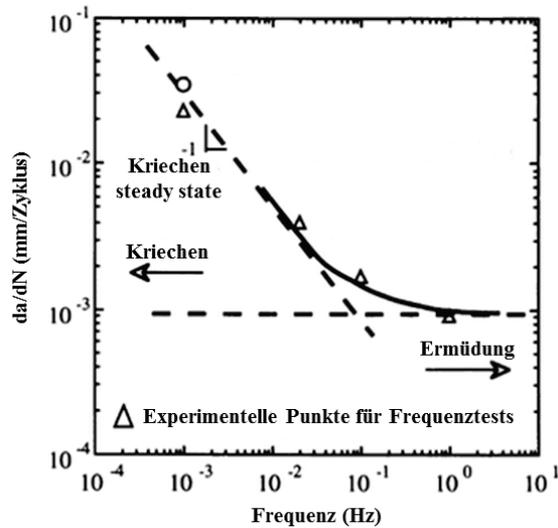
**Abbildung 2.26:** Frequenzeinfluss auf die Ermüdungsrisswachstumsraten bei niedrigen Belastungen und hohen Temperaturen eines 1CrMo Stahls [55].

Nikbin et. al. [79] haben den Frequenzeinfluss bei mittleren Risswachstumsraten auf das Kriech/Ermüdungsrisswachstum für einen 11 - 12 % Cr martensitischen Stahl (FV448) bei 550 °C und  $R = 0,1$  untersucht (**Abbildung 2.26**). Bei einem gegebenen Betrag von  $\Delta K$  wurde folgender Trend festgestellt. Die Rissgeschwindigkeit steigt mit abnehmender Frequenz. Allgemein wurde beobachtet, dass die Rissgeschwindigkeit bei gegebenem  $R$ , bei hohen Frequenzen näherungsweise unabhängig von der Frequenz ist, während unter diesem Frequenzbereich die Rissgeschwindigkeit mit abnehmender Frequenz steigt. Dies wird auf zeitabhängige Effekte bei niedrigen Frequenzen zurückgeführt [79]. Die Steigung von -1 in **Abbildung 2.28** zeigt den zeitabhängigen Charakter der Rissbildung im niederfrequenten Bereich. Bruchoberflächenuntersuchungen haben ergeben, dass im frequenzunabhängigen Bereich ein transkristalliner Bruchmodus vorliegt und im frequenzabhängigen Bereich ein



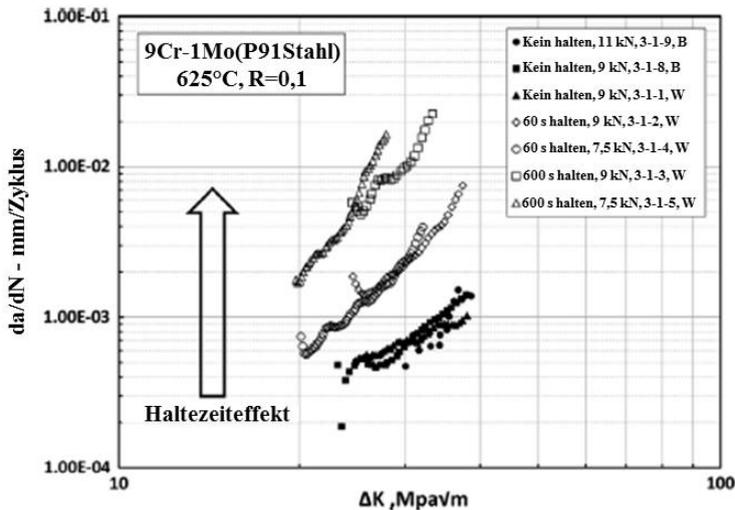
**Abbildung 2.27:** Frequenzeinfluss bei 550 °C auf das Kriech/Ermüdungsrisswachstum von FV448 Stahl [79].

interkristalliner Bruchmodus. Das heißt, der frequenzunabhängige Bereich wird durch Ermüdungsprozesse kontrolliert, der frequenzabhängige Bereich durch Kriechmechanismen [79].



**Abbildung 2.28:** Kriech/Ermüdung über einen Frequenzbereich bei konstantem  $\Delta K = 40$   $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  bei 550 °C für FV448 Stahl [79].

**Abbildung 2.29** zeigt die Risswachstumsgeschwindigkeit von 9Cr-1Mo Stahl bei 625 °C als Funktion des Spannungsintensitätsfaktors für Haltezeiten von 0 s, 60 s und 600 s.

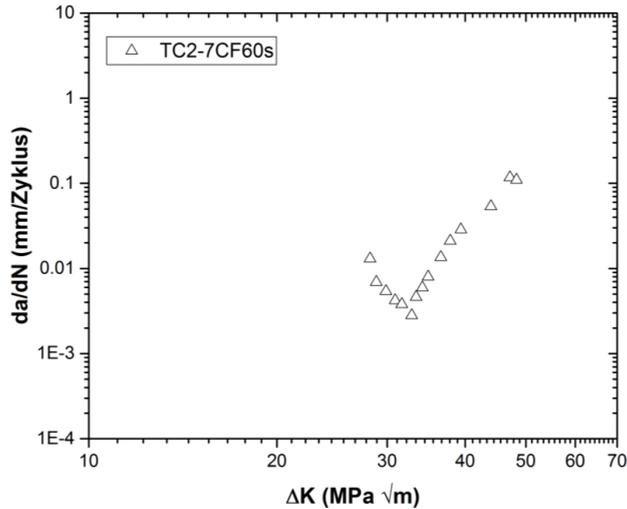


**Abbildung 2.29:** Verhalten der Ermüdungsrisswachstumsraten von 9Cr-1Mo (P91) Stahl bei 625 °C [80].

Die Rissgeschwindigkeit steigt mit zunehmender Haltezeit und Spannungsintensität  $\Delta K$  [80].

Hochtemperaturstrukturwerkstoffe können als kriechduktil (creep ductile) oder kriechspröde (creep-brittle) Materialien klassifiziert werden. Bei kriechduktilen Materialien geht das Risswachstum mit erheblichen Beträgen von zeitabhängigen Kriechdehnungen einher und der Einflussbereich des wachsenden Rissfeldes ist gering gegenüber der Kriechzonengröße. Dies ist ähnlich dem Fall des ausgedehnten Kriechens, wobei der Einflussbereich des wachsenden Rissfeldes klein im Vergleich zum  $C^*$  (Erläuterung des  $C^*$ -Integrals in Kapitel (2.6)) dominierten Rissspitzenfeld ist. Beispiele für kriechduktilen Materialien sind Cr-, Mo- und V-haltige ferritische oder bainitische Stähle die für fossile Kraftwerksanwendungen eingesetzt werden. Im Gegensatz dazu tritt bei kriechspröden Materialien Kriechrisswachstum bei geringen Beträgen an Kriechverformung auf, so dass die vor der Rissspitze verlaufende Kriechzonengröße immer auf einen kleinen Bereich beschränkt bleibt [81].

Wird ein kriechduktilen Material zyklisch mit Haltezeit beansprucht, tendiert die Risswachstumsgeschwindigkeit bei Korrelation mit  $\Delta K$  zu einem hakenförmigen Verlauf (**Abbildung 2.30**, vergleiche auch **Abbildung 2.29**) [81]. Die Rissgeschwindigkeit nimmt zuerst mit steigendem  $\Delta K$  ab, durchläuft ein Minimum und steigt dann mit zunehmenden  $\Delta K$  an, woraus der hakenförmige Verlauf der Rissgeschwindigkeit resultiert. Dieses transiente Verhalten impliziert, dass selbst bei konstanter Belastungsfrequenz und Zyklenform die



**Abbildung 2.30:** Ermüdungsrisswachstumsgeschwindigkeit eines kriechduktilen Cr-Mo-V Stahls bei 538 °C mit 60 s Haltezeit bei Maximallast [81].

Rissgeschwindigkeit nicht eindeutig mit  $\Delta K$  korreliert, auch wenn linear elastische Bedingungen in der Probe dominieren [80]. Dieser Trend kann wichtig für die Lebensdauervorhersage sein, da auf diesen Bereich typischerweise 30 - 40 % der Gesamtkriechlebensdauer fällt [82, 83]. Der hakenförmige Verlauf kann wie folgt erklärt werden: Anfänglich, in Folge hoher elastischer Spannungen im Risspitzenbereich, tritt Kriechverformung schnell auf, die sich mit kumulierter Zeit aber verlangsamt, da die Risspitzenbelastung infolge der Spannungsumverteilung relaxiert. Die Geschwindigkeit der Spannungsrelaxation nimmt mit der Zeit ab. Gleichzeitig steigt  $\Delta K$  aufgrund der zunehmenden Rissgröße. Diese konkurrierenden Einflüsse der Spannungsrelaxation mit abnehmender Geschwindigkeit und ansteigendem  $\Delta K$  ergeben als erstes eine Tendenz zur abnehmenden Risswachstumsgeschwindigkeit und anschließendem Ansteigen, wodurch der charakteristische hakenförmige Verlauf in der  $da/dN$  oder  $da/dt$  versus  $\Delta K$  Beziehung resultiert [80].

### 2.3.1.5 Einfluss des umgebenden Mediums

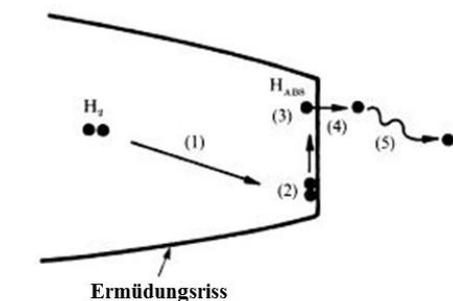
Der Einfluss eines externen Mediums in fester, flüssiger oder gasförmiger Form kann zu einer Verschlechterung der Ermüdungseigenschaften in technischen Materialien führen [84].

In wasserstoffhaltigen Gasen (wie z. B.  $H_2$ ,  $H_2S$  oder Wasserdampf), und in wässrigen Medien, kann Wasserstoff durch die Dissoziation von Wasserstoffmolekülen in atomaren Wasserstoff oder bzw. durch die Freisetzung von Wasserstoff durch Metallauflösung in das Metall eingebracht werden. Die daraus resultierende Schädigung ist als Wasserstoffversprödung bekannt. Unter zyklischer Belastung kann die versprödende Umgebung die Einleitung eines Oberflächenfehlers in ein zunächst rissfreies Material beschleunigen und dann auf eine bestimmte kritische Fehlergröße wachsen. Die wichtigsten Vorgänge der Wasserstoffversprödung in Metallen, die wasserstoffhaltigen Gasen ausgesetzt sind [84]:

- (1) die Physisorption von Wasserstoff in neu erzeugte Gleitstufen oder Ermüdungsrissoberflächen [85],
- (2) die Dissoziation des Wasserstoffmoleküls in atomaren Wasserstoff,
- (3) der Transport von Wasserstoff durch „random walk“ Diffusion durch das Gitter, durch Pipe-Diffusion entlang von Grenzflächen wie etwa Korngrenzen oder durch den Transport zusammen mit mobilen Versetzungen in plastisch verformte Bereiche zu kritischen Stellen im Gitter oder zu Bereichen von hoher Triaxialität vor der Risspitze (**Abbildung 2.31**).

Sobald atomarer Wasserstoff in den Untergrundbereich eintritt, wird die Versprödung des Materials aufgrund eines oder der Kombination der folgenden Prozesse gefördert [84]:

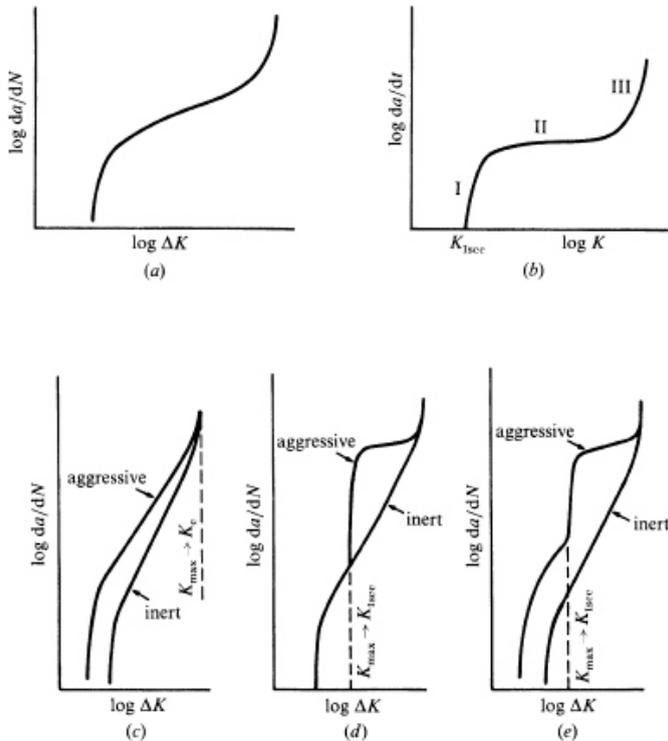
- (1) Dekohäsion atomarer Bindungen oder Grenzflächen [86, 87],
- (2) Bildung von molekularem Wasserstoff in inneren Hohlräumen oder Defekten durch die Rekombination der transportierten Wasserstoffatome und die damit verbundene Erzeugung von großem Innendruck [88],



**Abbildung 2.31:** Eine Idealisierung der kritischen Schritte der Wasserstoffversprödung in wasserstoffhaltigen gasförmigen Medien. (1) Transport von gasförmigem Wasserstoff. (2) Oberflächenadsorption. (3) Dissoziation in Wasserstoffatome. (4) Wasserstoffaufnahme in das Gitter. (5) Transport im Material zu Bereichen hoher hydrostatischer Zugbelastungen.

- (3) Senkung der Oberflächenenergie aufgrund von adsorbiertem Wasserstoff [89],  
 (4) Hydride-Ausscheidungen (in einigen Ti-, Zr-, V- und Nb-Legierungen).

Eine weitere Schädigungsart ist die Korrosionsermüdung. Der Begriff der Korrosionsermüdung bezeichnet üblicherweise die Schädigung und das Versagen eines Materials unter der kombinierten Wirkung von zyklischer Belastung und jedem versprödhenden Medium, obwohl er in diesem Zusammenhang weit verbreitet auf wässrige Umgebungen bezogen wird. Der Umgebungseinfluss auf die Ermüdungsrisswachstumsgeschwindigkeit kann unter Berücksichtigung verschiedener Kombinationen der Risswachstumsgeschwindigkeit, gemessen unter reiner mechanischer Ermüdung und unter Spannungsrisskorrosionsbedingungen, charakterisiert werden. **Abbildung 2.32a** zeigt schematisch die zyklische Risswachstumskurve (detaillierte Erörterung in **Kapitel 2.3**) unter rein mechanischen zyklischen Belastungsbedingungen, d. h. in inerten Umgebungen [84].



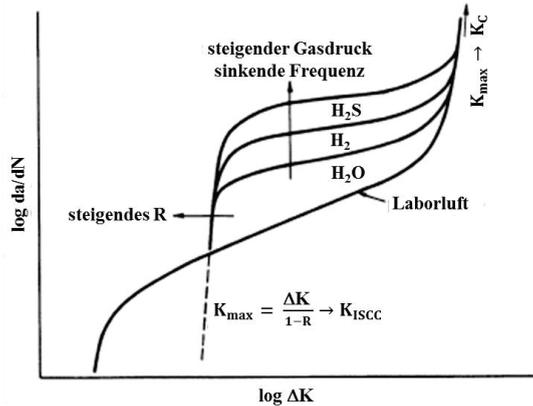
**Abbildung 2.32:** Schematische Darstellung der Kombinationen von mechanischer Ermüdung und umgebungsunterstütztem Risswachstum, **(a)** Ermüdungsrisswachstumsverhalten in inert-Umgebungen, **(b)** Spannungskorrosionsrisswachstum unter Dauerbelastung, **(c)** wahre Korrosionsermüdung **(d)** Spannungskorrosionsermüdungsverhalten aus Superposition von mechanischer Ermüdung **(a)** und Spannungsrisskorrosion **(b)**, **(e)** Mischkorrosionsverhalten aus Kombination von **(c)** und **(d)**. (Nach [90]) [84].

Der Verlauf der Rissgeschwindigkeit  $da/dt$  als Funktion des Spannungsintensitätsfaktors  $K$  für das Risswachstum unter Dauerbelastung von metallischen Werkstoffen in Gegenwart einer Atmosphäre ist in **Abbildung 2.32b** dargestellt. Zudem ist ersichtlich, dass die Atmosphäre unter einem statischen Spannungsintensitätsfaktorwert  $K_{ISCC}$  (wobei der Index die Spannungsrisskorrosion im Mode I bezeichnet) keine Auswirkungen auf das Bruchverhalten hat. Über  $K_{ISCC}$  steigt die Rissgeschwindigkeit mit zunehmendem Spannungsintensitätsfaktor steil an (Bereich I). Darauf folgt der Bereich II, in dem der Risszuwachs pro Zeiteinheit im Wesentlichen unabhängig vom Spannungsintensitätsfaktor  $K$  ist. Wenn die Spannungsintensitätsfaktorwerte sich der Bruchzähigkeit des Material annähern (Bereich III), kommt es zu einem steilen Anstieg der Rissgeschwindigkeit. Aus **Abbildung 2.32b** ist des Weiteren zu entnehmen, dass das unterkritische Risswachstum in Gegenwart einer korrosiven Umgebung bei deutlich niedrigeren Spannungsintensitätswerten als der kritischen Spannungsintensität für quasi-statische Bruchinitiierung  $K_c$  (in inerten Medien) auftreten kann [84].

Korrosionsermüdungsrisswachstum in metallischen Werkstoffen kann schematisch auf drei verschiedene Arten [90] dargestellt werden. **Abbildung 2.32c** veranschaulicht das sogenannte wahre Korrosionsermüdungsverhalten, wobei die Umgebung allein (in Abwesenheit von zyklischer Belastung) keinen Einfluss auf das Risswachstumsverhalten hat. Stattdessen beschleunigt das Umgebungsmedium die Risswachstumsgeschwindigkeit nur unter zyklischen Belastungsbedingungen durch Materialversprödung aufgrund zeitabhängiger, temperaturabhängiger oder elektrochemischer Prozesse. Wahre Korrosionsermüdung beeinflusst den zyklischen Bruch auch bei maximalen Spannungsintensitätswerten  $K_{max}(= \frac{\Delta K}{\{1-R\}})$  bei Ermüdung unterhalb  $K_{ISCC}$ . **Abbildung 2.32d** zeigt den sogenannten Spannungskorrosionsermüdungsprozess, der eine einfache Superposition aus mechanischer Ermüdung (**Abbildung 2.32a**) und Spannungsrisskorrosion (**Abbildung 2.32b**) ist. Spannungskorrosionsermüdung tritt nur auf, wenn  $K_{max} > K_{ISCC}$ . Die Kombination aus wahrer Korrosionsermüdung und Spannungskorrosionsermüdung resultiert in einem gemischten Korrosionsverhalten wie es schematisch in **Abbildung 2.32e** dargestellt ist [84].

Die Klassifizierung der Korrosionsermüdungsprozesse, wie sie in **Abbildung 2.32** dargestellt ist, berücksichtigt nicht das Ansteigen des Risssschließens infolge der Bildung von Korrosionsablagerungen innerhalb der Ermüdungsrisse, insbesondere im schwellenwertnahen Bereich. Die Erhöhung des Risssschließens aufgrund von Korrosionsablagerungen kann die Ermüdungsrisswachstumsgeschwindigkeit im schwellenwertnahen Bereich reduzieren [84]. In **Kapitel 2.3.1.6** werden die Risssschließmechanismen ausführlich erörtert.

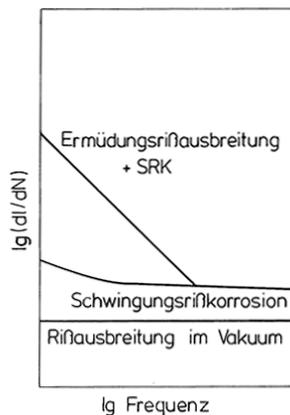
**Abbildung 2.33** zeigt den Einfluss von gasförmigen und wässrigen Umgebungen auf das Ermüdungsrisswachstumsverhalten bei hochfesten Stählen. In diesen hochfesten Materialien führt bei  $K_{max} > K_{ISCC}$  die Präsenz einer aggressiven Umgebung zu einer um mehrere Größenordnungen beschleunigten Risswachstumsgeschwindigkeit. Die Beschleunigung des Ermüdungsbruchs ist bei niedrigeren Frequenzen ausgeprägter, da die Atmosphäre pro Belastungszyklus mehr Zeit hat, mit der Risspitze zu interagieren. Der Schwellenwert, ab dem die Spannungskorrosionsermüdungseffekte beginnen, die Rissgeschwindigkeit zu



**Abbildung 2.33:** Schematische Darstellung der Auswirkungen der Atmosphäre, der Testfrequenz und des R-Verhältnisses auf das Ermüdungsrisswachstum in hochfesten Stählen [84].

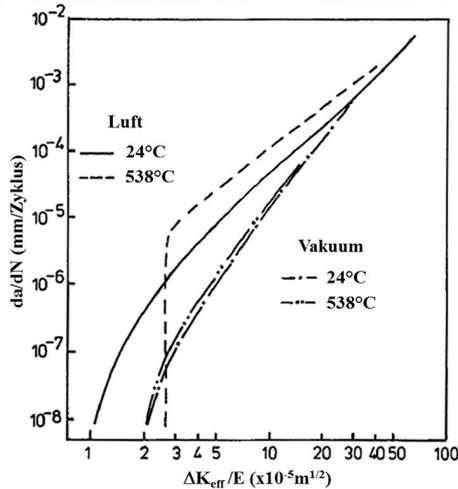
Beeinflussen, sinkt mit steigendem R-Verhältnis, weil  $K_{max} (= \frac{\Delta K}{\{1-R\}})$  sich bei niedrigeren  $\Delta K$ -Werten  $K_{ISCC}$  annähert [84].

Um unterscheiden zu können, ob Schwingungsrisskorrosion vorliegt oder Ermüdungsrissausbreitung mit überlagerter Spannungsrisskorrosion, wird der Frequenzeinfluss betrachtet. Die Ermüdungsrissausbreitung mit überlagerter Spannungsrisskorrosion ist stärker frequenzabhängig als die Schwingungsrisskorrosion (vergl. **Abbildung 2.34**) [41].



**Abbildung 2.34:** Einfluss der Frequenz bei  $\Delta K = \text{konst.}$  auf das Rissausbreitungsverhalten bei unterschiedlichen Umgebungsbedingungen [91]

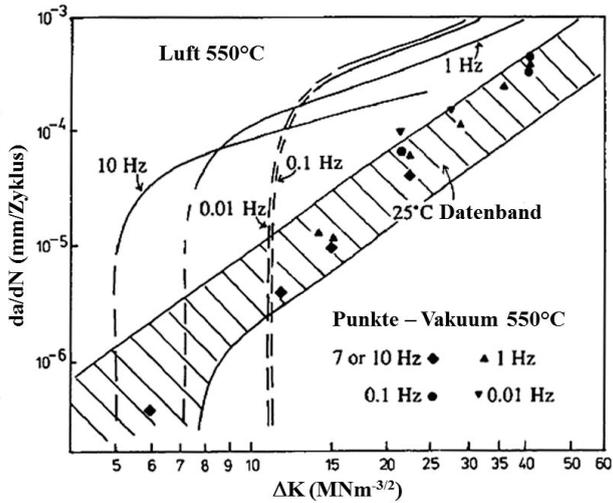
Der Einfluss von Luft auf die Rissgeschwindigkeit und den Schwellenwert im Vergleich zu Vakuum für einen 9Cr-1Mo Stahl ist in **Abbildung 2.35** dargestellt. Obwohl die



**Abbildung 2.35:** Risswachstum und Schwellenwertverhalten an Luft und im Vakuum für einen 9Cr-1Mo Stahl [92].

Schwellenwerte allgemein im Vakuum höher als in Luft sind, wurde für einen 9Cr-1Mo Stahl bei niedrigem R-Verhältnis mit zunehmender Temperatur an Luft ein höherer Schwellenwert gemessen als im Vakuum (**Abbildung 2.35**). Die Ursache für dieses Verhalten ist das oxidinduzierte Riss schließen. Eine charakteristische Änderung der Form der Risswachstumskurve tritt bei hohen Temperaturen an Luft auf. Die Steigung  $m$  im Parisbereich fällt und der Übergang zum Schwellenwertbereich erfolgt abrupter. Dieses Verhalten wurde allgemein bei Stählen (bspw. in **Abbildung 2.35** für einen 9Cr-1Mo Stahl), Nickelbasislegierungen und Titanlegierungen beobachtet [93].

In **Abbildung 2.36** ist der Frequenzeinfluss auf den Schwellenwert für einen Cr-Mo-V Stahl bei 550 °C an Luft und im Vakuum dargestellt. Es ist ersichtlich, dass der Schwellenwert an Luft bei 550 °C mit abnehmender Frequenz ansteigt, da mehr Zeit pro Zyklus vorhanden ist, um Oxide zu bilden, während im Vakuum fast kein Frequenzeffekt bei derselben Temperatur zu beobachten ist [94].

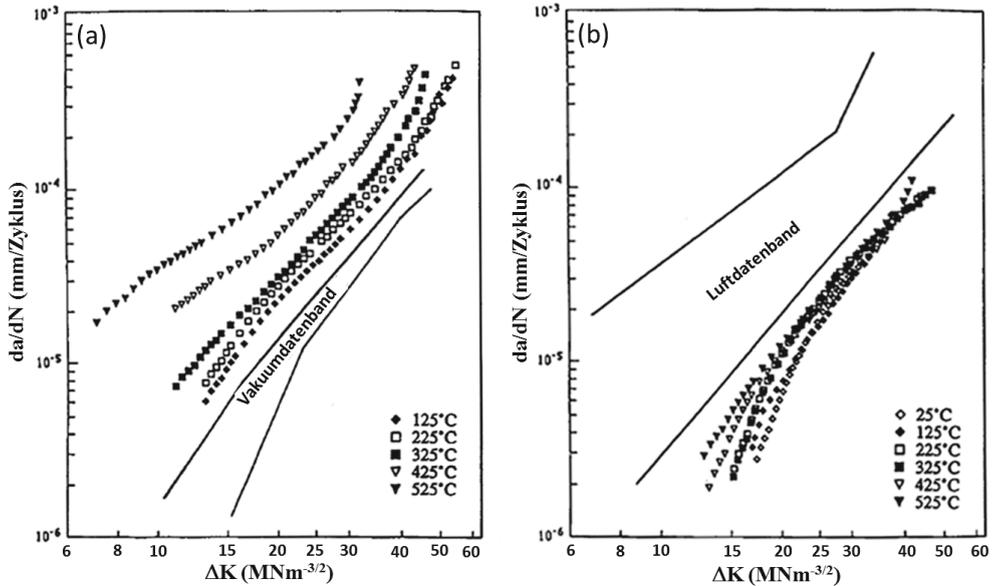


**Abbildung 2.36:** Einfluss der Frequenz und der Umgebung auf die Ermüdung eines Cr-Mo-V Stahles bei 550 °C [94].

Die zunehmenden Schwellenwerte infolge der Hochtemperaturoxidation wurde auf drei Arten erklärt [93]:

- (1) Die Oxidation stumpft die Rissspitze ab und reduziert die Spannungsintensität derart, dass  $\Delta K$  unter den intrinsischen Schwellenwert fällt.
- (2) Der plötzliche Übergang zum Schwellenwert mit den Rissspitzenbelastungen ist nicht in der Lage, die neu ausgebildeten Oxide zu brechen, wodurch das Wachstum an der Rissspitze aufhört.
- (3) Eine extreme Ausbildung des oxidinduziertem Rissschließens, wobei die schnelle Oxidation dazu führt, dass der Riss mit Oxid ausgefüllt wird bis durch Oxidüberbrückung  $\Delta K_{\text{eff}}$  an der Rissspitze auf null (oder unter den intrinsischen Schwellenwert) reduziert wird und der Riss zum Stillstand kommt.

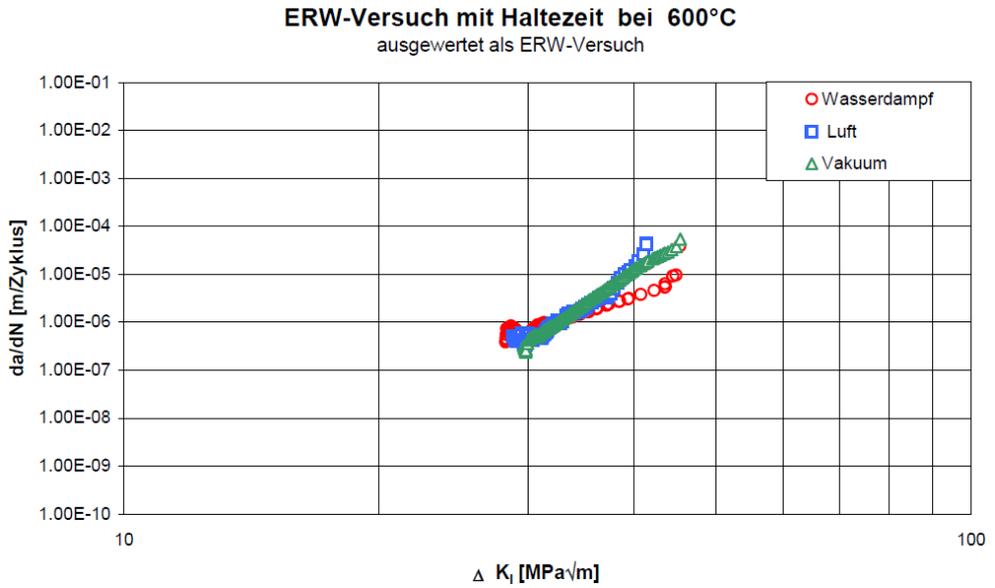
**Abbildung 2.37** zeigt Risswachstumskurven (Bereich II) für einen 9Cr-1Mo Stahl in einem Temperaturbereich von 25 °C - 525 °C an (a) Luft und im (b) Vakuum. Die Rissgeschwindigkeit an Luft ist im gesamten Temperaturbereich höher als im Vakuum. An Luft wurde ein großer Temperatureinfluss auf die Risswachstumsgeschwindigkeit beobachtet, während im Vakuum kein signifikanter Einfluss der Temperatur vorliegt. Der Temperatureffekt an Luft muss aus der höheren Oxidationsgeschwindigkeit bei höheren Temperaturen resultieren [93].



**Abbildung 2.37:** Temperatureinfluss auf das Ermüdungsrisswachstum eines 9Cr-1Mo Stahls an a) Luft und unter b) Vakuum [93].

Zudem wurde allgemein gezeigt, dass nicht nur der Temperatureinfluss auf die Rissgeschwindigkeit im Vakuum weniger ausgeprägt ist als an Luft, sondern auch die Frequenzabhängigkeit. Dies deutet darauf hin, dass für viele Legierungen die Oxidation eine sehr wichtige Rolle bei der Bestimmung des Risswachstumswiderstandes bei hohen Temperaturen spielt [93].

**Abbildung 2.38** zeigt Rissausbreitungskurven aus Ermüdungsrisswachstumsversuchen mit 5 Minuten Haltezeit bei Maximallast unter verschiedenen Prüfatmosferaen (Wasserdampf, Luft, Vakuum) bei 600 °C eines P92 Stahls. Die drei Prüfatmosferaen ergeben keine wesentlichen Unterschiede. Lediglich im Bereich höherer Spannungsintensitäten wurden unter Wasserdampfatmosfera etwas geringere Risswachstumsgeschwindigkeiten festgestellt [65].



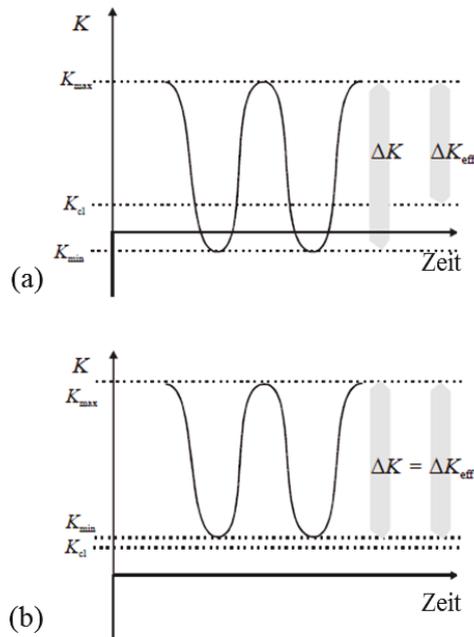
**Abbildung 2.38:** ERW-Versuch mit 5 Minuten Haltezeit bei Maximallast eines P92 Stahls bei 600 °C unter Wasserdampfatosphäre, an Luft und im Vakuum [65].

### 2.3.1.6 Einfluss der Risschließmechanismen

Der Effekt des Risschließens wurde zum ersten Mal von Elber [95] beschrieben und kann erhebliche Auswirkungen auf die Rissausbreitung haben. Risswachstum ist nur dann möglich, wenn der Riss geöffnet ist, d. h. es gibt keinen Kontakt der beiden gegenüberliegenden Rissufer [95]. Beim Risschließen kommt es zum vorzeitigen Aufsetzen der Rissufer bei Entlastung aus dem Zugspannungsbereich. D. h. beim Risschließen wird die Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors auf einen effektiven Wert  $\Delta K_{\text{eff}}$  reduziert (schematisch in **Abbildung 2.39** dargestellt) [49]:

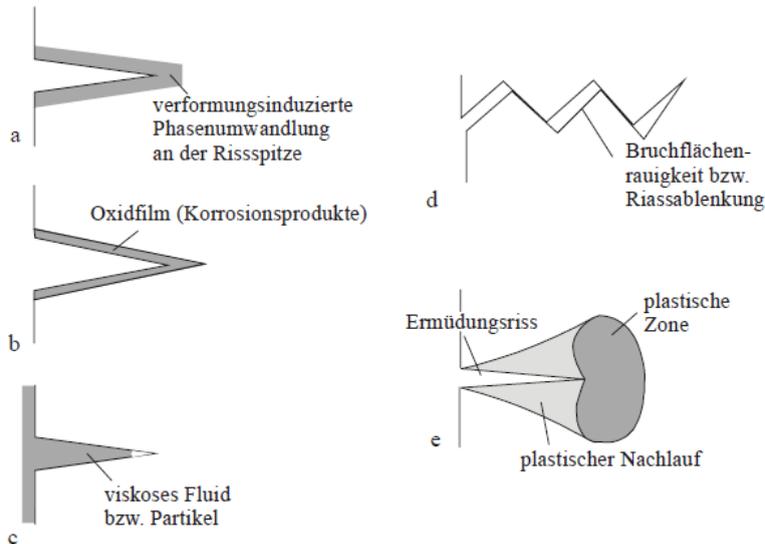
$$\Delta K_{\text{eff}} = \Delta K_{\text{max}} - K_{\text{cl/op}} = (\sigma_{\text{max}} - \sigma_{\text{min}}) \sqrt{\pi a} Y \quad (2.25)$$

Dabei ist  $K_{\text{cl}}$  (cl = closure) bzw.  $K_{\text{op}}$  (op = opening) die Spannungsintensität, bei der sich die beiden Rissufer gerade berühren.



**Abbildung 2.39:** Bedeutung des effektiven Spannungsintensitätsfaktors für **a)** kleine bzw. negative Spannungsverhältnisse und **b)** für große Spannungsverhältnisse. Nur der Teil von  $\Delta K$  bei dem der Riss geöffnet ist trägt zur Ermüdungsschädigung bei [49].

Allgemein wird zwischen äußeren und inneren Risschließeffekten unterschieden. Bei den äußeren Risschließeffekten kommt es zu einer Abschirmung der Rissspitze durch Verhaken und Gleitkontakte, während es bei den inneren Risschließeffekten zu vorzeitigem Rissuferkontakt kommt [46]. In **Abbildung 2.40** sind die Risschließmechanismen, die auf vorzeitigem Rissuferkontakt zurückgeführt werden können, schematisch dargestellt [49].



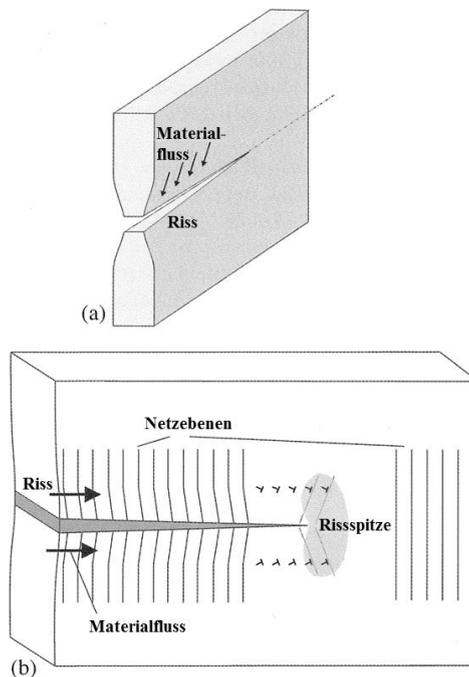
**Abbildung 2.40:** Allgemeine Risschließmechanismen: **a)** umwandlungsinduziertes Risschließen **b)** oxidationsinduziertes Risschließen **c)** fluidinduziertes Risschließen **d)** rauigkeitsinduziertes bzw. geometrisch-induziertes Risschließen **e)** plastizitätsinduziertes Risschließen [49].

Zu den Hauptmechanismen gehören das plastizitätsinduzierte Risschließen, sowie das oxid- und rauigkeitsinduzierte Risschließen [46]. Diese Hauptmechanismen werden in den folgenden Unterkapiteln detaillierter erläutert.

### 2.3.1.6.1 Plastizitätsinduziertes Risschließen

Nach Elber wird das plastizitätsinduzierte Risschließen durch die im Rissnachlauf verursachte plastische Verformung verursacht. Daraus resultiert die Fragestellung, woher das zusätzliche Material kommt. Die Betrachtung erfolgt zunächst für den ebenen Spannungszustand, also beispielsweise im Fall von dünnwandigen Bauteilen. Dabei kommt es infolge der plastischen Verlängerung in der Rissspitzenzone zur lokalen Einschnürung (**Abbildung 2.41a**). Bei fortschreitendem Risswachstum bildet die Verlängerungszone eine Art Keil, der zwischen den Rissflanken ein vorzeitiges Aufsetzen der Rissufer verursacht

[49]. Dahingegen liegt bei dickwandigen Bauteilen ein ebener Dehnungszustand vor, d. h. nach Definition für eine Mode I Beanspruchung sind die Dehnungen in der Ebene der Rissausbreitung gleich Null. Dennoch konnten Pippan et. al. [96-98] mittels Modellierung diskreter Versetzungsbewegungen entlang geneigter Gleitebenen in der Umgebung der Risspitze (**Abbildung 2.41b**) zeigen, dass Materialtransport von der Oberfläche in den Riss möglich ist. Dies ist in **Abbildung 2.41b** in vereinfachter Weise skizziert. Dabei werden Versetzungen von der Risspitze auf zwei zur Rissebene symmetrischen Gleitebenen emittiert, was zu einer zunehmenden Neigung der Gitterebenen in Rissausbreitungsrichtung führt. Aufgrund des sukzessiven Transports von Halbebenen (Versetzungen) kommt es zu einem Netto-Materialfluss an der Materialoberfläche vom Rissausgang in den Riss (vergl. [99]).



**Abbildung 2.41:** Mechanismen und Materialfluss des plastizitätsinduzierten Risschließens  
**a)** für den ebenen Spannungszustand (dünnwandige Komponenten) und **b)**  
 für den ebenen Dehnungszustand [49].

### 2.3.1.6.2 Oxidinduziertes Risschließen

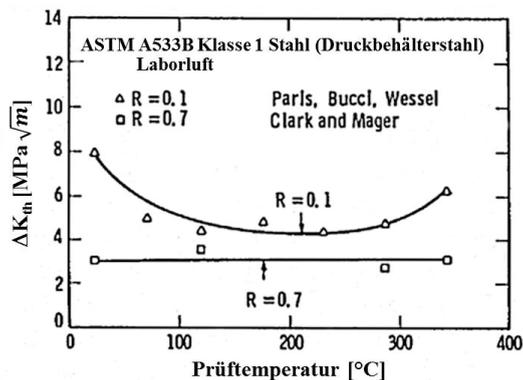
Im Allgemeinen werden Risswachstumsversuche an Laborluft durchgeführt, weshalb das oxidinduzierte Risschließen von großer Bedeutung ist. Dabei dissoziiert das Wasser aus der Luftfeuchte an der Risspitze und es erfolgt eine Reaktion zu Metalloxid und Wasserstoff.

Der Wasserstoff wird in der plastisch verformten Zone absorbiert und gelangt so ins Material. Dies kann zur Versprödung des Materials vor der Risspitze führen (detaillierter beschrieben in Kapitel 2.3.1.5) [46]. Dieser Effekt spielt insbesondere bei niedrigem  $\Delta K$  und geringen Rissgeschwindigkeiten eine große Rolle [100].

Durch Oxidationsprodukte (und der Vollständigkeit halber erwähnt; auch durch Phasenumwandlungen) kann es zu einer Volumenzunahme an der Risspitze kommen und dadurch bedingt zum vorzeitigen Aufsetzen der Rissufer nach Entlastung aus der Zugphase [101]. Allgemein kommt es mit zunehmender Temperatur oder steigendem Sauerstoffpartialdruck zur einer beschleunigten Bildung von Oxidationsprodukten auf den Rissufern, wodurch das oxidinduzierte Riss schließen zunimmt [101-103].

Die Relevanz des oxidinduzierten Riss schließen kann bei niedrigen Spannungsintensitäten durch den Vergleich des Verhältnisses von Oxiddicke zur Risspitzenöffnungsverschiebung (crack tip opening displacement (CTOD) siehe Kapitel 2.2) abgeschätzt werden. Das Verhältnis von Oxiddicke zur Risspitzenöffnungsverschiebung steigt mit abnehmenden  $\Delta K$ . Bei geringen Spannungsintensitäten kann sich das Verhältnis von Oxiddicke zur Risspitzenöffnungsverschiebung dem Wert Eins annähern. Dies deutet auf dicke Oxidablagerungen bei niedrigen  $\Delta K$ -Werten hin, die sich in der Risspitze verkeilen und das oxidinduzierte Riss schließen fördern [101].

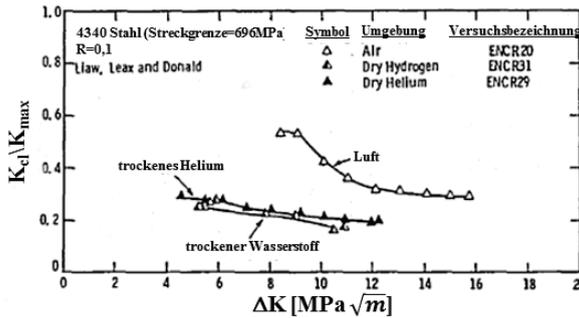
In **Abbildung 2.42** ist der Temperatureinfluss auf das Risswachstumsverhalten im schwellenwertnahen Bereich eines Druckbehälterstahls zusammengefasst. Bei  $R = 0,1$  sinkt der Schwellenwert mit zunehmender Temperatur von  $24\text{ °C}$  zu  $200\text{ °C}$ , während bei einem weiteren Ansteigen der Temperatur von  $200\text{ °C}$  auf  $343\text{ °C}$  der Schwellenwert ansteigt. Bei  $R = 0,7$  ist der Schwellenwert unabhängig von der Temperatur. Die gleiche Tendenz wurde auch bei einem Rotorstahl und Inconel 718 gefunden. In beiden Materialien geht der Schwellenwert mit zunehmender Temperatur durch ein Minimum. Der Temperatureinfluss sinkt mit zunehmendem  $R$ -Verhältnis. Dies wird auf die Riss schließmechanismen zurückgeführt. Messungen der Oberflächenrauigkeit und der Oxidschichtdicke u. a. eines



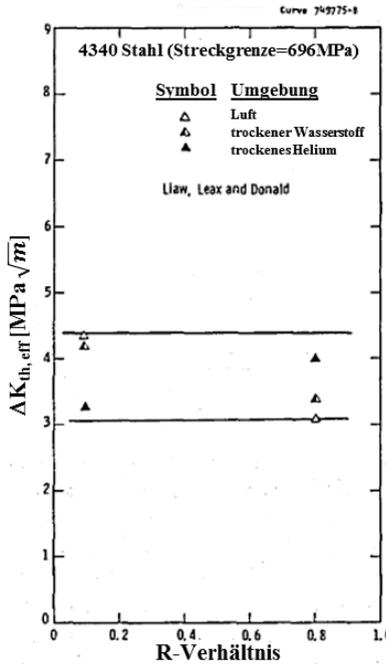
**Abbildung 2.42:** Temperatureinfluss auf den Schwellenwert  $\Delta K_{th}$  [101].

CrMoV Rotorstahls haben ergeben, dass mit zunehmender Temperatur die Oberflächenrauigkeit abnimmt, während die Oxidschichtdicke mit steigender Temperatur zunimmt, so dass der Schwellwert mit zunehmender Temperatur ein Minimum durchläuft [101].

Abbildung 2.43a zeigt, dass der Risschließanteil in feuchten Umgebungen sehr viel größer ist als in trockenen Umgebungen, da die Oxidschichten in feuchten Umgebungen sehr viel dicker sind.



(a)  $K_{cl}/K_{max}$  vs. Spannungsintensitätsbereich ( $\Delta K$ )



(b) Effektiver Schwellwertspannungsintensitätsbereich ( $\Delta K_{th,eff}$ ) vs. R-Verhältnis

Abbildung 2.43: Risschließergebnisse von 4340 Stahl [104].

Das höhere Risssschließniveau in feuchten Umgebungen reduziert  $\Delta K_{\text{eff}}$ , woraus eine geringere Rissgeschwindigkeit resultiert und somit ein größerer Schwellenwert im Vergleich zu trockenen Umgebungen. In **Abbildung 2.43b** sind die effektiven Schwellenwerte über dem R-Verhältnis aufgetragen. Es wurde beobachtet, dass  $\Delta K_{\text{th,eff}}$  unempfindlich gegenüber der Umgebung ist [104].

Eine weitere Einflussgröße auf das oxidinduzierte Risssschließen ist die Werkstofffestigkeit. Untersuchungen mittels Auger-Elektronen-Spektroskopie (AES) von Liaw et al. [101, 105] an Kupfer haben ergeben, dass die Dicke der Oxidschicht auf den Rissufern mit zunehmender Werkstofffestigkeit abnimmt, was auf einen geringeren Anteil plastizitätsinduzierten Risssschließens und somit weniger Reibungsoxidation zurückgeführt wird.

Des Weiteren wird der Einfluss des R-Verhältnisses auf die Risswachstumsgeschwindigkeit mit dem oxidinduzierten oder rauigkeitsinduziertem Risssschließen begründet. Jede Umgebung oder Legierung die das Ausmaß des Risssschließens verringert hat einen reduzierten Effekt des R-Verhältnisses [101].

### 2.3.1.6.3 Rauigkeitsinduziertes Risssschließen

Eine plastische Verformung an der Riss Spitze führt nicht nur zu einem plastischen Nachlauf sondern auch zu einer gegenseitigen Verschiebung der beiden Rissufer. Diese Fehlpassung führt lokal zu einem vorzeitigen Kontakt der Rissufer bevor die Probe/Komponente vollständig aus der Zugphase entlastet ist [49].

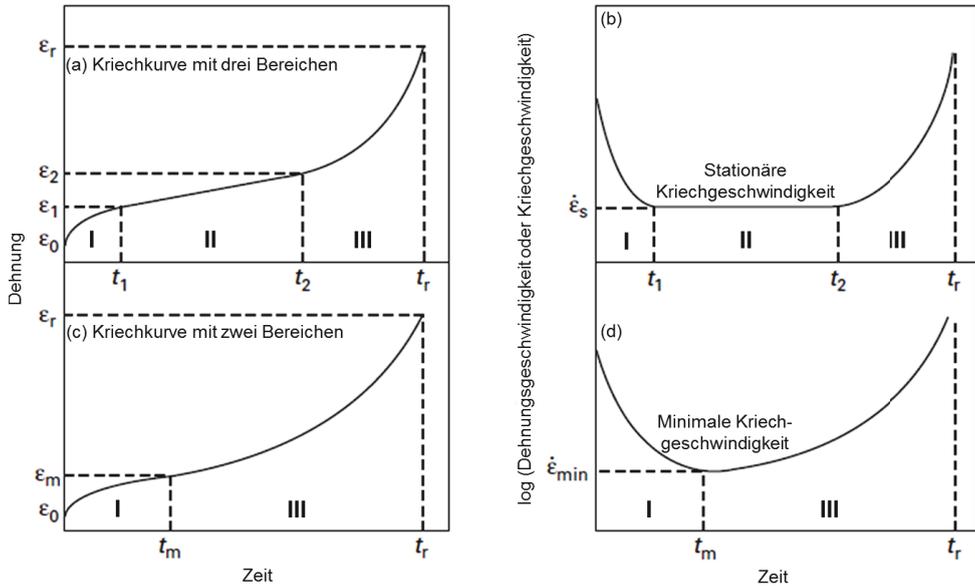
Obwohl allgemein immer eine gewisse Verschiebung der Rissufer während plastischer Verformung in der plastischen Zone vor der Riss Spitze auftritt, ist das rauigkeitsinduzierte Risssschließen besonders ausgeprägt bei kristallografischer Rissausbreitung [49, 102, 106]. Dabei hängt bei planarer Gleitung der Risssschließspannungsintensitätsfaktor  $K_{c1}$  und somit auch die Signifikanz des rauigkeitsinduzierten Risssschließens von der Korngröße und der kristallographischen Missorientierung ab. Diese Mikrostrukturparameter bestimmen das Rauigkeitsprofil der Rissufer [49, 107, 108]. Das rauigkeitsinduzierte Risssschließen und dementsprechend  $K_{c1}$  steigt mit zunehmender Korngröße und somit sinkt  $\Delta K_{\text{eff}}$  [49, 101, 107, 108]. Dies ist besonders relevant bei niedrigen bzw. negativen R-Werten, bei geringen Schwingbreiten des Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K$  (HCF-Bereich), sowie bei relativ niedrigen Temperaturen oder einfach gesagt unter allen Bedingungen bei denen die plastische Verformung unter Mode II-Verschiebungen erfolgt [49, 101].

## 2.4 Kriechen

Im Allgemeinen bezieht sich Kriechen auf die zeitabhängige Komponente einer plastischen Verformung. Kriechen ist also eine langsame und kontinuierliche plastische Verformung von Materialien über längere Zeiträume unter konstanter Last. Obwohl Kriechen bei allen Temperaturen über dem absoluten Nullpunkt auftreten kann, wird Kriechen traditionell mit zeitabhängigen plastischen Verformungen bei erhöhter Temperatur verbunden, die oft höher als etwa  $0,4 T_m$  ( $T_m$ : absolute Schmelztemperatur) ist, da bei höheren Temperaturen die Diffusion das Kriechen unterstützen kann [109].

Kriechversuche können entweder bei konstanter Kraft oder konstanter Spannung durchgeführt werden. Zur experimentellen Vereinfachung und zur besseren Abbildung der technischen Realität werden Kriechversuche an technischen Werkstoffen meistens mit konstanter Kraft durchgeführt. **Abbildung 2.44** zeigt schematisch 3 Arten von Kriechkurven, die mit konstanter Kraft gemessen wurden. Dabei ist  $\dot{\epsilon}_s$  die Kriechgeschwindigkeit,  $\epsilon$  die Dehnung und  $t$  die Zeit. Die Kriechkurve wird allgemein in drei Bereiche unterteilt. Einen primären (transienten), einen sekundären (stationären) und einen tertiären Bereich (beschleunigendes Kriechen), die nach sofortiger Belastung  $\epsilon_0$  (**Abbildung 2.44a**), wenn die Testtemperatur hoch genug ist oder bei hohen homologen Temperaturen ( $T/T_m$ ) auftreten. Die sofortige Dehnung  $\epsilon_0$  beinhaltet elastische Dehnung und möglicherweise plastische Dehnung in Abhängigkeit vom Spannungsniveau. Im Primärkriechbereich zwischen  $\epsilon_0$  und  $\epsilon_1$  sinkt die Kriechgeschwindigkeit aufgrund von Verfestigung oder durch Abnahme der Dichte freier und/oder mobiler Versetzungen (**Abbildung 2.44b**). Im Sekundären Kriechbereich zwischen  $\epsilon_1$  und  $\epsilon_2$  bleibt die Kriechgeschwindigkeit konstant ( $\dot{\epsilon}_s$  stationäres Kriechen). Die stationäre Kriechgeschwindigkeit wird allgemein auf ein dynamisches Gleichgewicht zwischen der Erzeugungsrate von Versetzungen, die zur Verfestigung beitragen und der Erholungsrate, die zur Entfestigung führt (z. B. Auslöschung von Versetzungen) zurückgeführt. Im tertiären Kriechbereich steigt die Kriechgeschwindigkeit mit der Zeit bis zum Bruch (bei einer Bruchzeit  $t_r$  und einer Bruchdehnung  $\epsilon_r$ ). Durch Anlegen einer konstanten Kraft steigt die Spannung kontinuierlich mit fortschreitendem Kriechen oder durch Abnahme des Querschnitts, was einen starken Einfluss auf die Kriechgeschwindigkeit im tertiären Bereich hat. Durch Einschnürung der Proben kommt es zu einer signifikanten Spannungserhöhung. Die Zunahme der Kriechgeschwindigkeit mit der Zeit im tertiären Kriechbereich kann aufgrund zunehmender Spannung und/oder aus Mikrostrukturveränderungen resultieren, einschließlich der Schadensentwicklung, die während des Kriechens stattfindet. Die Mikrostrukturveränderungen bestehen gewöhnlich aus dynamischer Erholung, dynamischer Rekristallisation, Ausscheidungsvergrößerung und anderen Phänomenen die eine Entfestigung verursachen und somit zu einer Abnahme der Kriechfestigkeit führen. Schadensentwicklung beinhaltet die Entwicklung von Kriechporen und Rissen, oft entlang von Korngrenzen. Unter bestimmten Bedingungen kann der sekundäre Kriechbereich fehlen, so dass sofort nach dem primären Kriechen das tertiäre Kriechen bei  $t_m$  beginnt (**Abbildung 2.44c, d**). In diesem Fall kann anstelle der stationären Kriechgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_s$  die minimale Kriechgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{min}$  definiert werden. Ähnlich der stationären Kriechgeschwindigkeit

kann die minimale Kriechgeschwindigkeit durch ein dynamisches Gleichgewicht von Verfestigung im Primärbereich und Entfestigung im Tertiärbereich erklärt werden. In vielen Fällen gibt es in technischen, kriechresistenten Stählen oder Legierungen keinen sekundären Kriechbereich [109].



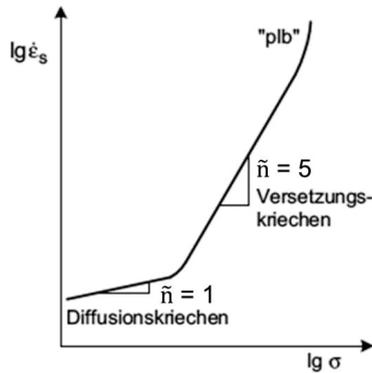
**Abbildung 2.44:** a) Typische Kriechkurve von technischen Stählen unter konstanter Kraft mit 3 Bereichen und c) ohne stationären Bereich b, d) zugehörige Kriechgeschwindigkeitskurven als Funktion der Zeit nach [109].

Die Spannungsabhängigkeit der minimalen bzw. der stationären Kriechgeschwindigkeit kann mit dem Norton'schen Kriechgesetz beschrieben werden [110]:

$$\dot{\epsilon}_s = B\sigma^{\tilde{n}} \quad (2.26)$$

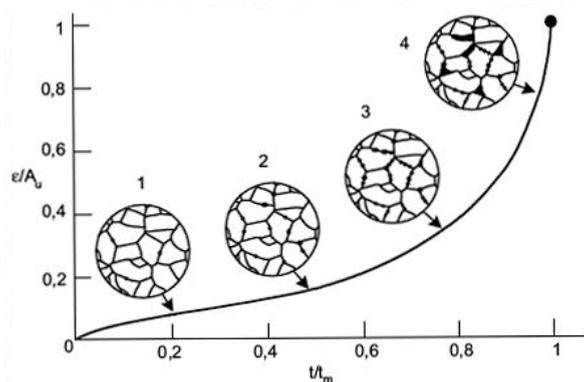
wobei  $\sigma$  die Spannung und  $B$ ,  $\tilde{n}$  werkstoffspezifische Konstanten sind. In **Abbildung 2.45** ist die stationäre Kriechgeschwindigkeit über der Spannung bei konstanter Temperatur doppeltlogarithmisch aufgetragen. Der Spannungsexponent  $\tilde{n}$  nimmt bei Reinetallen Werte von  $\sim 4$  bis  $5$  an. Dahingegen kann er bei einphasigen Legierungen mit  $\tilde{n} \sim 3$  darunterliegen und bei mehrphasigen Legierungen mit  $\tilde{n}$  bis zu  $\sim 40$  signifikant darüber liegen. Der Fall  $\tilde{n} \sim 1$  kann bei sehr niedrigen Spannungen oder Kriechgeschwindigkeiten auftreten. In diesem Fall wird vom viskosen Fließen gesprochen. Zudem bedeutet ein Spannungsexponent von  $\sim 1$ , eine Änderung im Verformungsmechanismus hin zum Diffusionskriechen. Bei hohen

Spannungen verliert das Norton'schen Kriechgesetz seine Gültigkeit (Power-law-breakdown (plb) vergl. **Abbildung 2.45**).



**Abbildung 2.45:** Spannungsabhängigkeit der stationären Kriechgeschwindigkeit [111].

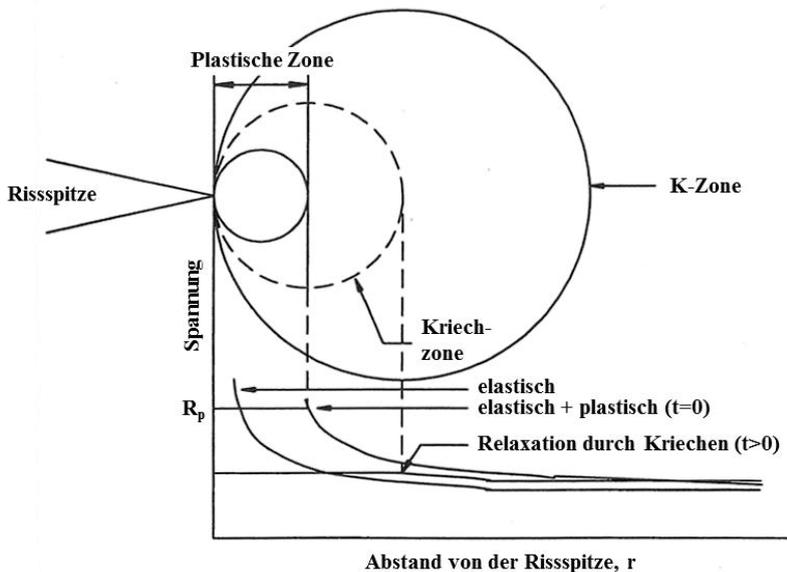
**Abbildung 2.46** zeigt schematisch die Entwicklung der Kriechschädigung mit fortschreitender Kriechdehnung und -zeit. Dabei ist die Dehnung auf die Zeitbruchdehnung ( $A_u$ ) und die Zeit auf die Bruchzeit ( $t_m$ ) normiert. Die Normierung dient zur Verdeutlichung, dass die Schadensentwicklung in gewissen Lebensdauer- und Duktilitätsbereichen ähnlich verlaufen kann. Hierbei sei angemerkt, dass der gezeigte Schädigungsverlauf und die Zuordnung zu Lebensdaueranteilen für viele Werkstoffe in weiten Spannungs- und Temperaturbereichen charakteristisch, aber nicht allgemeingültig sind. Als erstes kommt es zu Keimbildung (1), die zu einzelnen Mikroporen (2) wachsen (**Abbildung 2.46**). Es entstehen Porenketten (3), Mikrorisse (4) und letztendlich Makrorisse die bis zum Bruch zusammenwachsen (**Abbildung 2.46**) [111].



**Abbildung 2.46:** Entwicklung der Kriechschädigung [111].

## 2.5 Kriechrischwachstum

In betriebsbeanspruchten Bauteilen bilden sich häufig Risse. Die Ursachen können z. B. Ermüdung, Korrosion oder auch das Zusammenwachsen von Kriechporen sein. Häufig ist es schon durch Ausbreitung von Rissen bedingt durch Kriechschädigung zum Ausfall von Kraftwerkskomponenten gekommen [112]. Unter Kriechrischwachstum wird das Wachstum makroskopischer Risse bei statischer und quasistatischer Belastung bei erhöhten Temperaturen verstanden [113]. Dabei konzentrieren sich die schädigenden Mechanismen auf den Bereich um die Rissspitze (Prozesszone) [112]. Je nach Werkstoffverhalten stellen sich unterschiedliche Spannungs-Dehnungsfelder an der Rissspitze ein, die das Kriechrischwachstum steuern [113]. Zur Charakterisierung der Kriechrischgeschwindigkeit werden im Wesentlichen der Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$ , das  $C^*$ -Integral oder kennzeichnende Spannungen herangezogen [114, 115]. **Abbildung 2.47** zeigt schematisch die Spannungen an einer bis in den Kriechbereich belasteten Rissspitze.



**Abbildung 2.47:** Schematische Darstellung der Verformungszone vor der Rissspitze bei erhöhten Temperaturen [113].

Nach der Belastung bildet sich sofort eine plastische Zone an der Rissspitze. Die Größe der plastischen Zone hängt von  $K$  und der Streckgrenze des Materials ab. Die K-Zone ist eine endliche Größe, innerhalb der die Ausdehnung der plastischen Zone und der Kriechzone vernachlässigbar klein gegenüber den Proben- bzw. Bauteilabmessungen ist, so dass überwiegend linear elastisches Materialverhalten vorliegt. Ist die Größe der plastischen Zone vergleichbar mit der Größe der K-Zone, so verliert das K-Konzept seine Gültigkeit. Unter

solchen Bedingungen können die Rissspitzenstressspannungen und -dehnungen mit dem J-Integral beschrieben werden. Mit der Zeit beginnt die Spannung in der Umgebung der Rissspitze aufgrund von Kriechdeformation zu relaxieren. Die Größe der Relaxationszone steigt mit fortschreitender Zeit. Wenn die Größe der Relaxationszone vergleichbar mit der Größe der K-Zone ist, können die Spannungen und Dehnungen an der Rissspitze weder mit K-Konzept noch mit dem J-Integral beschrieben werden. Die Spannungs- und Dehnungsänderungen des Nahfeldes werden in dem Fall mit dem Energieratenintegral  $C^*$  beschrieben [116]. Von Landes und Begley [117] wurde das Energieratenintegral  $C^*$  als bruchmechanische Belastungsgröße zur Beschreibung des Kriechrischwachstums eingeführt. Goldmann und Hutchinson [118] haben gezeigt, dass sich bei großen Kriechverformungen die Spannungen und Dehnungen im Bereich der Rissspitze näherungsweise mit  $C^*$  beschreiben lassen. Für eine Anwendung von  $C^*$  wird ein Materialverhalten vorausgesetzt, das einem nichtlinearen Kriechgesetz folgt. Werkstoffe mit ideal viskosem Materialverhalten bei denen elastische Effekte und Übergangskriechen vernachlässigbar sind, erfüllen diese Bedingung. Der Parameter  $C^*$  wurde in Analogie zum J-Integral (siehe Kapitel 2.2) entwickelt, wobei die Dehnungen  $\varepsilon_{ij}$  und Verschiebungen  $u_i$  durch ihre zeitlichen Ableitungen substituiert werden. Das  $C^*$ -Integral ist wie folgt definiert [117]:

$$C^* = \int \left( W^* \cdot dy - \vec{t}_i \frac{\delta \vec{u}}{\delta x} ds \right) \quad (2.27)$$

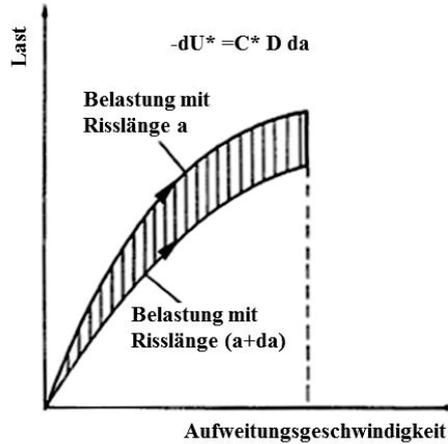
$$\text{mit } W^* = \int_0^{\dot{\varepsilon}_{min}} \sigma_{ij} \cdot d\dot{\varepsilon}_{ij}$$

wobei  $W^*$  die zeitliche Änderung der Verformungsarbeit ist,  $\vec{t}$  der Spannungsvektor,  $\vec{u}$  der Vektor der Verschiebungsgeschwindigkeit entlang des Integrationsweges,  $\sigma_{ij}$  der Spannungstensor und  $\dot{\varepsilon}_{ij}$  der Dehnungsgeschwindigkeitstensor.

Rein physikalisch betrachtet ist das  $C^*$ -Integral die Differenz der auf die Dicke bezogenen Leistungen, die aufzuwenden sind, um zwei identische Proben mit infinitesimal unterschiedlichen Risslängen auf den gleichen Wert der Rissaufweitungsgeschwindigkeit  $\dot{v}$  zu bringen (**Abbildung 2.48**):

$$C^* = - \frac{l}{D} \cdot \frac{dU^*}{da} \quad (2.28)$$

hierbei ist  $U^*$  die bei der Belastung der Proben verrichtete Verformungsarbeit pro Zeiteinheit.



**Abbildung 2.48:** Physikalische Bedeutung des Energieratenintegrals  $C^*$  (schematisch) [119].

Für die Bestimmung der  $C^*$ -Werte an C(T)-Proben steht eine Reihe an Gleichungen zur Verfügung [119-121]. Nach Wagner/Riedel [121] gilt:

$$C_1^* = \dot{V} \sigma_{lig} g_2 \left( \frac{a}{W}, n \right) \quad (2.29)$$

$$C_3^* = \frac{\dot{V}^{\frac{n+1}{n}}}{(aB)^{\frac{1}{n}}} g_3 \left( \frac{a}{W}, n \right) \quad (2.30)$$

$$C_4^* = aB \sigma_{lig}^{n+1} g_1 \left( \frac{a}{W}, n \right) \quad (2.31)$$

Die Größen  $\sigma_{lig}$ ,  $g_1$ ,  $g_2$  und  $g_3$  sind im Anhang beschrieben.  $\dot{V}$  ist die Verschiebungsgeschwindigkeit des Lastangriffspunktes, die ungefähr der Rissaufweitungsgeschwindigkeit entspricht. Gleichung (2.29) ist den Gleichungen (2.30) und (2.31) vorzuziehen, da bei der Bestimmung von  $C_1^*$  hauptsächlich die Verschiebungsgeschwindigkeit des Lastangriffspunktes eingeht, die das tatsächliche Werkstoffverhalten beschreibt. Der Vorteil ist, dass nicht auf Werkstoffkennwerte aus anderen Versuchen zurückgegriffen werden muss und dass aus diesem Grund die Streubänder bei Ermittlung des Parameters  $C_1^*$  kleiner sind [122]. Die Bestimmung von  $C_4^*$  nach Gleichung (2.31) hat die Einschränkung, dass sie sehr empfindlich vom Exponenten des Norton'schen Kriechgesetz abhängt, der experimentell nur mit relativ hohen Streuungen bestimmbar ist. Unter Berücksichtigung der

charakteristischen Zeit  $t_1$  kann der Anwendungsbereich des Parameters  $C^*$  (ausgedehntes Kriechen) vom  $K_1$ -kontrollierten Bereich (Kleinbereichsfließen) abgegrenzt werden [123, 124]:

$$t_1 = \frac{K_I^2}{E' \cdot C^* (n+1)} \quad (2.32)$$

wobei  $E' = E / (1 - \nu^2)$  für den ebenen Dehnungszustand (E-Elastizitätsmodul,  $\nu$ -Querkontraktionszahl) und  $E' = E$  für den ebenen Spannungszustand ist. Für Bauteileinsatzzeiten  $t \ll t_1$  gilt der Parameter  $K_I$  und für Zeiten  $t \gg t_1$  der  $C^*$ -Parameter. Aufgrund der Tatsache, dass sich im Allgemeinen  $K$  und  $C^*$  während des Versuches ändern, muss  $t_1$  für den gesamten Versuchszeitraum bestimmt werden und der Maximalwert für die Festlegung eines geeigneten Bruchparameters herangezogen werden. Durch einen Vergleich der Kriechzonengröße mit der Risslänge kann abgeschätzt werden, ob Kleinbereichsfließen oder ausgedehntes Fließen der Probe vorliegt [124]. Mittels eines analytischen Modells [124], kann die Größe der Kriechzone zu charakteristischen Zeiten abgeschätzt werden. Sie liegt in der Größenordnung von 1/10 der Risslänge.

Die charakteristische Zeit  $t_2$  [123, 124] ermöglicht eine Abgrenzung von den Parametern  $J$  und  $C^*$ :

$$t_2 = \frac{J}{(n+1) \cdot C^*} \quad (2.33)$$

Für Zeiten  $t \ll t_2$  ist das Risswachstum  $J$ -kontrolliert bzw.  $K$ -kontrolliert und für  $t \gg t_2$   $C^*$ -kontrolliert. Für den dazwischenliegenden Zeitraum kann interpoliert werden [125]:

$$C(t) = \left(1 + \frac{t_1}{t}\right) \cdot C^* \quad (2.34)$$

## 2.6 Kriechermüdungswechselwirkung

Kriechermüdung ist die dominierende Belastungsart im Hochtemperaturbereich für Kraftwerke die im Mittel- und Spitzenlastbereich betrieben werden. Die Wechselwirkung von Kriechen und Ermüdung kann einen erheblichen Einfluss auf die zulässige Betriebsdauer der jeweiligen Kraftwerkskomponenten haben [126].

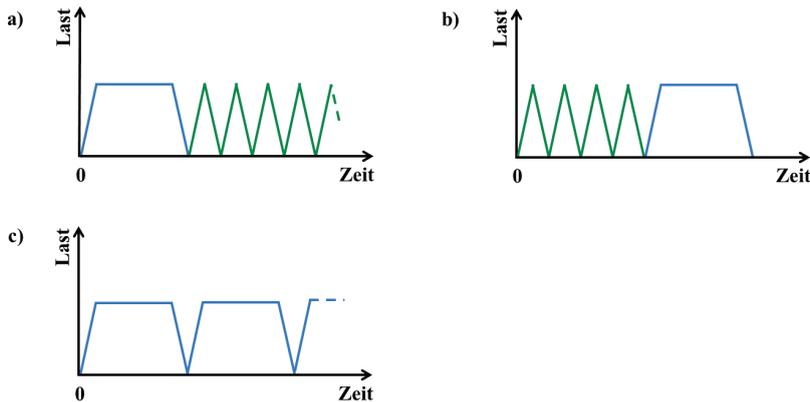
Bei Komponenten, die bei höheren Temperaturen betrieben werden, ändern sich die Bedingungen am Anfang und am Ende des Betriebes oder während des Betriebes als Folge der transienten Temperaturgradienten. Wenn diese Transienten wiederholt werden, entsteht eine thermisch induzierte zyklische Spannung, aufgrund der unterschiedlichen thermischen Expansion während einer jeden Transiente. Der Umfang des resultierenden Ermüdungsschadens hängt von der Art und der Frequenz der Transienten, dem Temperaturgradienten im Bauteil und von den Materialeigenschaften ab. Bauteile, die thermisch induzierten Spannungen ausgesetzt sind, arbeiten generell innerhalb des Kriechbereichs, so dass eine Schädigung aufgrund von Ermüdung und Kriechen berücksichtigt werden muss [127].

Die Kriechermüdungswechselwirkung kann in zwei Gruppen klassifiziert werden, je nach Schadensursache. Bei der „sequenziellen“ Wechselwirkung laufen Ermüdungs- und Kriechschädigung getrennt ab und folgen aufeinander, während bei der „simultanen“ Wechselwirkung ein Element jedes Schadenmodus in jedem Dehnungs- (oder Spannungs-) Zyklus existiert [128]. Die Wirkung einer vorherigen Ermüdungsbeanspruchung auf eine folgende Kriechbelastung wird beeinflusst von der Spannungsreaktion des Materials unter dehnungskontrollierter Ermüdungsbelastung, dem eingestellten Spannungsniveau im Kriechtest und die Dauer der vorherigen Ermüdungsbeanspruchung [128]. Im Fall von zyklisch entfestigenden Legierungen, wie z. B. 1Cr-1Mo-V, kommt es aufgrund vorangegangener Ermüdungstests während anschließenden Kriechens bei hoher Belastung zu einem Anstieg der sekundären Kriechrate um oft mehr als eine Größenordnung und zu abnehmenden Kriechlebensdauern [129-131]. Die Reduzierung des darauffolgenden Kriechwiderstandes bei zyklisch entfestigenden Legierungen wird als Resultat der Interaktion von Ermüdungs- und Kriechverformung aufgefasst, obwohl die fortschreitende Erholung der Versetzungsstruktur sich vor der Ermüdung entwickelt, im Gegensatz zu einem konventionellen Kriechtest, bei dem sich die Erholung der Versetzungsstruktur währenddessen ausbildet [131, 132]. Trotzdem ist die Kriechrate bei einem geringen Spannungsniveau nach hoher Dehnungsermüdung fast gleich. Wenn Materialien während vorheriger Ermüdung zyklisch verfestigen, tendiert die anschließende Kriechrate zur Reduzierung und die Lebensdauer bis zum Bruch steigt. Die Versetzungsstruktur wird durch zyklische Verfestigung induziert. Es wird angenommen, dass dies effektiver die Erholung behindert als während des stationären Kriechens [133, 134].

Die simultane Wechselwirkung wurde typischerweise mit dehnungskontrollierten Zyklen mit Haltezeiten untersucht, entweder an einer Zug- oder Druckzyklushälfte oder beidem, so dass die Kriechkomponente systematisch in einen Ermüdungszyklus eingefügt ist. Generell wurde

festgestellt, dass sich bei relativ hohen Temperaturen die zyklische Ermüdungsbeständigkeit kontinuierlich verschlechtert, wenn der Zyklus eine Haltezeit beinhaltet [128].

Experimentell kann die Wechselwirkung von Kriechen und Ermüdung durch die Hintereinanderschaltung von statischen (KRW) und zyklischen (ERW) Belastungsperioden bzw. in umgekehrter Reihenfolge oder durch die Einführung von Haltezeiten in den Ermüdungsrisswachstumsversuch untersucht werden (**Abbildung 2.49**) [135, 136]. Die



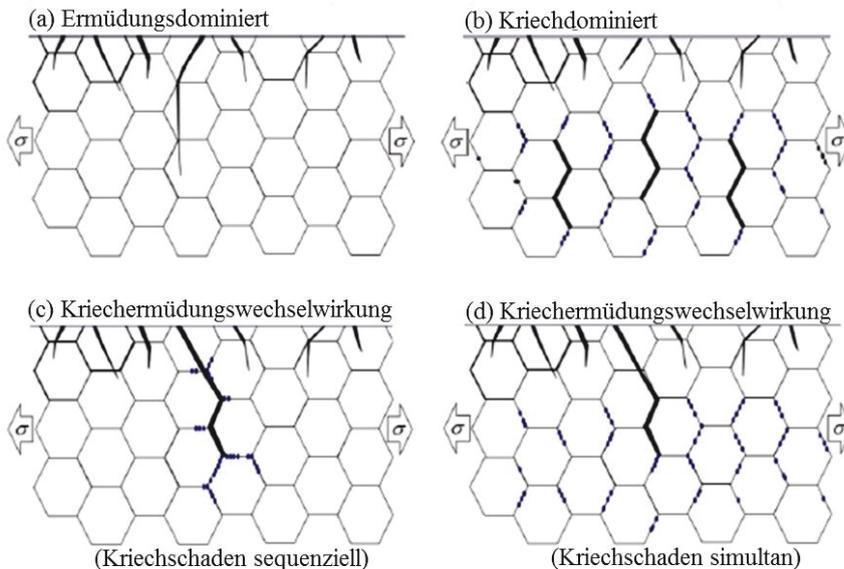
**Abbildung 2.49:** Beispiele verschiedener Belastungsarten zur Identifizierung der Kriechermüdungswechselwirkung **a)** mit KRW- und ERW-Perioden **b)** mit ERW- und KRW-Perioden und Ermüdung mit Haltezeit **c)** Einführung von Haltezeiten in den ERW-Versuch.

Einführung von Haltezeiten in einen Ermüdungsrisswachstumsversuch ist die am häufigsten benutzte Methode, um die Kriechermüdungswechselwirkung in Hochtemperaturstrukturlegierungen zu untersuchen. Die Popularität dieser Art von Tests beruht auf der Fähigkeit, den stationären Betrieb zwischen Transienten, die allgemein bei Bauteilen auftreten, zu simulieren [137].

Es gibt viele Arbeiten über rostbeständige Stähle die nicht nur zeigen, dass die Mikrostruktur und die Haltezeiten einen Effekt auf die Ermüdungslebensdauer haben, sondern auch die Position der Haltezeit in einem Zyklus [138-148]. Studien an 304 SS bei 650 °C offenbaren eine starke Abnahme der Lebensdauer durch Halten unter Zugbelastung verglichen mit einer kontinuierlichen Zyklisierung, während durch Halten in Druckbelastung die Lebensdauer marginal abnimmt, wohingegen wechselndes Halten unter Zug und Druck eine Lebensdauer dazwischen erreicht [140]. Des Weiteren wurden stärker schädigende Effekte durch Halten unter Zugbelastung als durch Halten unter Druck in Alloy 800 [143], 1Cr-1Mo-V [130], 316 SS [148] und Inconel 617 [149] beobachtet. Das Ausmaß der Lebensdauerreduzierung infolge einer steigenden Haltezeit in Zugbelastung hängt von der Materialklasse, vom jeweiligen Herstellungsverfahren und der Temperatur ab [128]. Die Reduktion der

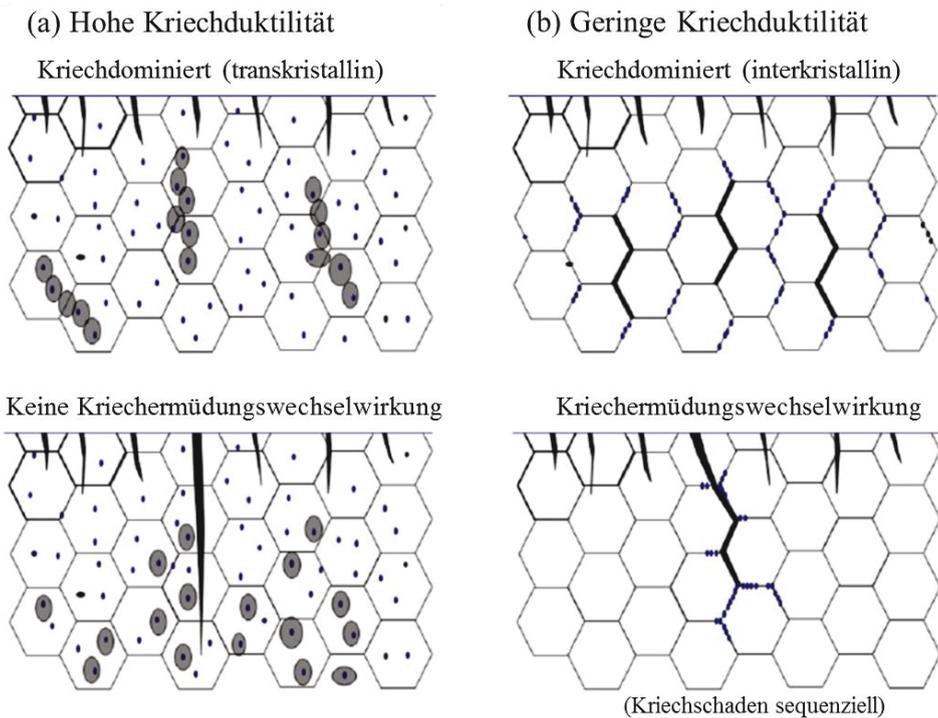
Ermüdungslebensdauer infolge Haltens unter Zug tritt aufgrund der Interaktion zwischen einem an der Oberfläche initiierten Ermüdungsriss und den inneren Kriechporen an den Korngrenzen auf, die sich während der Zughaltezeitperiode infolge der Kriechrelaxationsdehnungen unter Zug bilden [149]. Ermüdungs- und Kriechschädigungen entwickeln sich zunächst unabhängig und die wahre Interaktion hängt höchstwahrscheinlich von der Balance zwischen ihnen ab [150].

Ohne eine signifikante Haltezeit (und/oder bei relativ hohen Dehnraten) sind die Rissinitiierung und das Risswachstum sogar bei hohen Anwendungstemperaturen ermüdungsdominiert, d. h. das Risswachstum erfolgt transkristallin (**Abbildung 2.50a**). Mit zunehmender Haltezeit (und/oder abnehmender Dehnraten) bei hohen Temperaturen gewinnt die Kriechschädigung innerhalb der Struktur zunehmend an Einfluss. Nach Überschreiten einer Grenze erfolgt das Risswachstum ausschließlich kriechdominiert, also interkristallin (**Abbildung 2.50b**). Bei mittleren Haltezeiten und Dehnraten interagiert der Ermüdungsriss mit der sich „sequenziell“ oder „simultan“ entwickelnden Kriechschädigung (**Abbildung 2.50c, d**). Daraus resultieren ein beschleunigtes Risswachstum und eine Reduktion der Rissinitiierungsdauer [151]. Hierbei entwickelt sich ein transkristalliner Riss von der Oberfläche und interkristalline Kriechschädigung unterhalb der Oberfläche, bis die Intensität der Korngrenzenschädigung ausreicht, um die Rissausbreitung von den Korngrenzen abzulenken [152, 153].



**Abbildung 2.50:** Rissmechanismen der Kriechermüdung (a) ermüdungsdominiert; (b) kriechdominiert; (c) Kriechermüdungswechselwirkung (infolge „sequenzieller“ Akkumulation von Kriechschäden); (d) Kriechermüdungswechselwirkung (infolge „simultaner“ Akkumulation von Kriechschäden) [151].

Allerdings ist heutzutage anerkannt, dass diese Art von Kriechermüdungswechselwirkungsschädigung nicht immer in kriechduktilen Legierungen auftritt (**Abbildung 2.51**). Bei hoher Kriechduktilität bilden sich Kriechporen spät, typischerweise wenn die Lebensdauer fast verbraucht ist. Dabei entstehen die Kriechporen vorzugweise an Einschlüssen in Folge von Partikel-Matrix-Dekohäsion. Die Partikel sind generell intergranulare Einschlüsse wie z. B. Karbide. Hierbei neigen kriechdominierte Risse mehr zum transkristallinen Bruchverlauf als zum interkristallinen (**Abbildung 2.51a**). Der Kriechermüdungswechselwirkungsanteil ist vernachlässigbar. Im Fall geringer Kriechduktilität (**Abbildung 2.51b**) treten schon im relativ frühen Stadium Kriechhohlräume



**Abbildung 2.51:** Einfluss der Kriechduktilität auf die Rissmechanismen der Kriechermüdung [151].

bevorzugt an den Korn-/Block-/Lattengrenzen auf und das Ausmaß der Kriechermüdungswechselwirkung kann hoch sein [151].

Die Entwicklung der Kriechschädigung in kriechresistenteren fortschrittlichen martensitischen 9 / 11 % Cr-Stählen ist nicht auf die ehemaligen Austenitkorngrenzen beschränkt und somit läuft der Riss bei Kriechschädigung nicht immer interkristallin. Oft sind in dieser Stahlklasse sorgfältige Untersuchungen erforderlich, da sich auch sehr feine Kriechporen an den Latten- und Paketgrenzen bilden. In diesem Fall kann der

Kriechermüdungsrisse transkristallin erscheinen, obwohl die Rissentwicklung tatsächlich entlang alternativ geschädigter Subkorn Grenzen (z. B. Martensitlattengrenzen oder Paketgrenzen) verläuft [154].

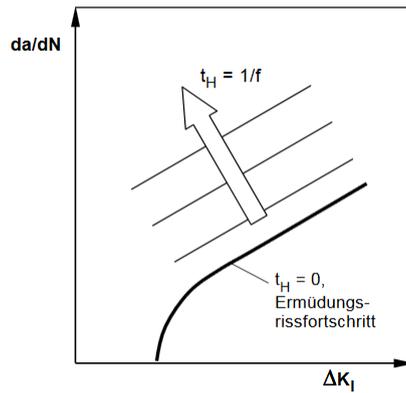
Tatsächlich scheint in dieser Stahlklasse die Mikrostruktur darauf hinzudeuten, dass die Kriechermüdungsverformungswechselwirkung wichtiger ist, als die Kriechermüdungsschadenswechselwirkung [154-157]. Ausscheidungsverfestigte Stähle, wie die fortschrittlichen martensitischen 9 / 11 % Cr-Stähle sind typischerweise aufgrund dynamischer Erholung und der Entwicklung einer Subkornstruktur während der Ermüdungsbelastung zyklisch entfestigend. Subkörner ähnlicher Größe entwickeln sich während der Kriechverformung wieder in Folge der dynamischen Erholung. Die Subkörner, die sich infolge einer Kriechermüdungsbelastung entwickeln, sind sehr viel größer [156, 157] und bieten eine Möglichkeit, das Ausmaß der Verformungsinteraktion in Stählen zu quantifizieren, die nicht immer die klassischen Schädigungen durch Kriechermüdungswechselwirkung aufweisen [157].

Die Beschreibung der Lebensdauer einer Komponente unter Kriechermüdungsbelastung erfolgt häufig mit der linearen Schaden-Akkumulation [158]:

$$\sum \frac{t}{t_r} + \sum \frac{N}{N_f} = 1 \quad (2.35)$$

wobei  $\sum \frac{t}{t_r}$  die Summe aus dem Verhältnis der Zeit bei einem bestimmten Spannungsniveau zur Bruchzeit bei diesem Spannungsniveau für jede Betriebsbedingung der Komponente und  $\sum \frac{N}{N_f}$  die Summe aus dem Verhältnis der Zyklenzahl bei einem bestimmten Spannungsniveau zur Versagenszyklenzahl bei diesem Spannungsniveau für jede Betriebsbedingung der Komponente ist.  $\sum \frac{t}{t_r}$  berücksichtigt die Kriechschädigung und  $\sum \frac{N}{N_f}$  die Ermüdungsschädigung [158].

Ein weiterer signifikanter Einflussparameter auf den Kriechermüdungsrisssfortschritt ist die Belastungsfrequenz  $f$  bzw. die darin enthaltene Haltezeit  $t_h$ . Erfolgt die Belastung annähernd rechteckzyklisch, d. h. bei kurzen Rampenlaufzeiten für die Be- und Entlastung, kann die Zykluszeit  $t_z$  näherungsweise durch die Haltezeit  $t_h$  substituiert werden. In **Abbildung 2.52** ist schematisch der Einfluss der Haltezeit auf die Rissgeschwindigkeit dargestellt. Mit zunehmender Haltezeit steigt die Rissgeschwindigkeit [159].



**Abbildung 2.52:** Schematische Darstellung des Einflusses der Haltezeit  $t_H$  auf die Rissgeschwindigkeit  $da/dN$  [159].

Aufgrund fehlender genormter Konzepte der Bruchmechanik für Kriech-Ermüdungsversuche werden diese Versuche in der vorliegenden Arbeit mittels Konzepten der LEBM (Linear-elastische Bruchmechanik) und FBM (Fließbruchmechanik) ausgewertet. Bei vorwiegend zeitunabhängigem Risswachstum wird das Risswachstum mit dem Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K$  beschrieben. Für den Fall, dass Kriechprozesse dominieren, ist eine Auswertung mittels Energieratenintegral  $C^*$  erforderlich [160].

### 3 Experimentelle Arbeiten

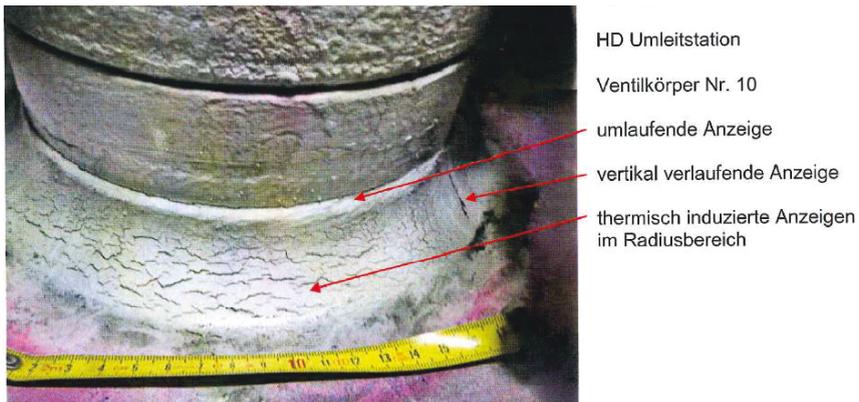
#### 3.1 Versuchsbauteil und Probenentnahme

Im Rahmen des BMWi geförderten THERRI-Projektes wurden innerhalb einer Revision zwei ca. 21 Jahre im Steinkohlekraftwerk Rostock im Betrieb gewesene Hochdruckumleitstationen (HDU; **Abbildung 3.1** Hersteller: Bopp & Reuther) für bruchmechanische- und Mikrostrukturuntersuchungen von der KNG Kraftwerks- und Netzgesellschaft mbH zur Verfügung gestellt.



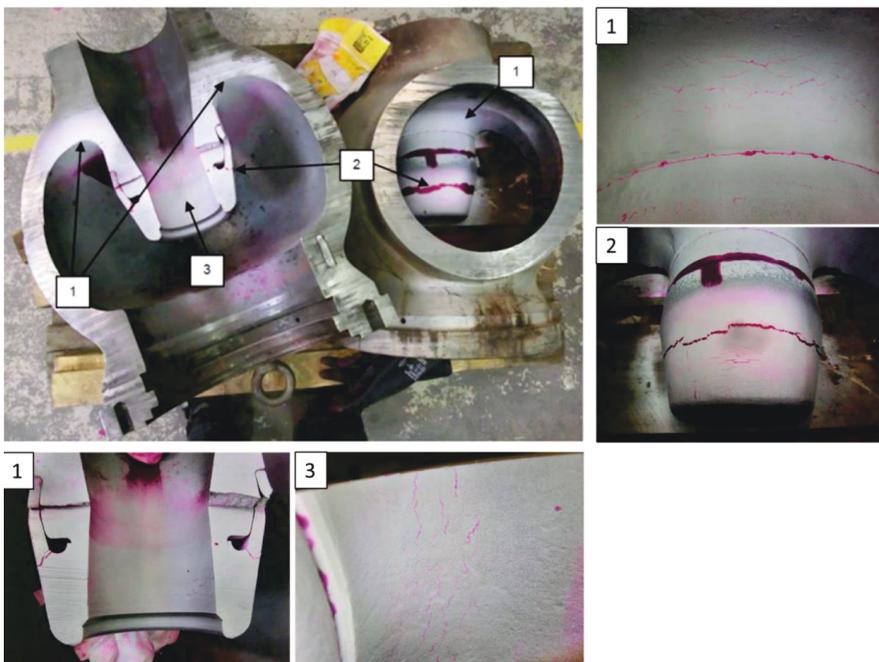
**Abbildung 3.1:** Hochdruckumleitstation aus dem Steinkohlekraftwerk Rostock (Hersteller: Bopp & Reuther) [161].

Die HDU ist im Kraftwerk zwischen Dampferzeuger und Turbine angeordnet und dient zum An- und Abfahren des Kraftwerks, sowie als Schutz der Turbine vor unzulässiger thermomechanischer Belastung. Aus technischer Sicht stellt die HDU eine Separation zwischen den angrenzenden Drucksystemen mit unterschiedlichen Dampftemperaturen dar. Konstruktiv ist die HDU als Bypasssystem zur Umführung der Turbine ausgebildet, d. h. der Dampf lässt sich bei Bedarf an der Turbine vorbei direkt in den Kühlturm leiten. Da es eine Vielzahl an dickwandigen Kraftwerkskomponenten im Speisewasser- und Frischdampfsystem wie z. B. Kugelformstücke, Einspritzkühler, Sammler und die HDU gibt, die aufgrund des flexibilisierten Betriebes stärker beansprucht werden, ist die Frage legitim, warum ausgerechnet die HDU untersucht wird. Von allen Kraftwerkskomponenten ist die HDU das im Kraftwerk für den flexibilisierten Betrieb im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C am stärksten wechselerschöpfte Bauteil, so dass die Auswahl auf diese Komponente fiel. **Abbildung 3.2** zeigt die Schädigung einer der ausgebauten HDU-Amaturen. Dabei wurden



**Abbildung 3.2:** Schädigung HDU [162].

Thermoschockrisse in Axial- und Umfangsrichtung (**Abbildung 3.2**) im Rundungsbereich des Überganges vom Kugelgehäuse zum Ventilsitz gefunden. Im Falle der vertikalen Anzeige wurde eine Risstiefe von 2 mm festgestellt [162]. **Abbildung 3.3** zeigt die Schädigungen in verschiedenen Bereichen der zerlegten HDU.



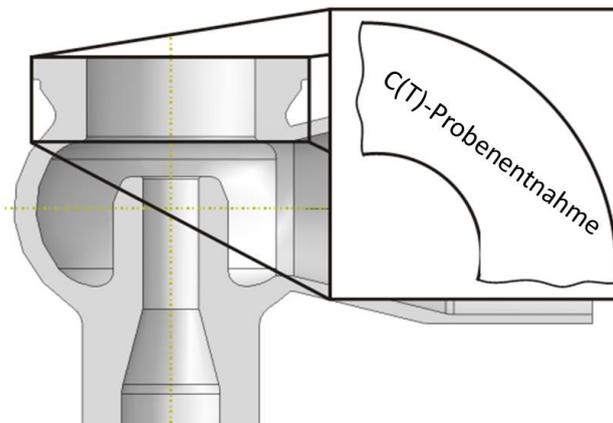
**Abbildung 3.3:** Farbeindringprüfung der zerlegten HDU [163].

Die HDU wurde aus einem Freiformschmiedestück aus X20CrMoV12-1 gefräst. Als Probenform wurden Compact Tension (C(T))-Proben gewählt. Die exakten Probendimensionen werden in Kapitel 3.2.3 erläutert.



**Abbildung 3.4:** C(T)-Probe [164].

Die C(T)-Proben (**Abbildung 3.4**) wurden aus dem kalten, unbelasteten Flanschbereich (**Abbildung 3.5**), der nicht mit Dampf in Berührung gekommen war, der demontierten und zersägten HDU vom Projektpartner TÜV Nord SysTec GmbH & Co. KG [165] gefertigt.

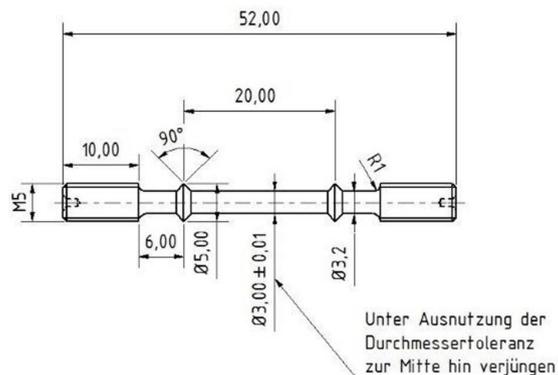


**Abbildung 3.5:** Schnittplan der HDU und schematische Darstellung der Entnahmeposition der C(T)-Proben im Bauteil, nach [166].

## 3.2 Probengeometrien und -vorbereitung

### 3.2.1 Zug- und Kriechversuche

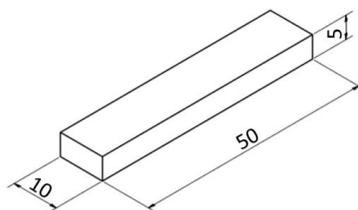
Sowohl die Zugversuche als auch die Kriechversuche wurden an M5-Proben (**Abbildung 3.6**) durchgeführt. Die Proben wurden aus X20CrMoV12 aus dem kalten, unbelasteten Flanschbereich, der nicht mit Dampf in Kontakt gekommen war, gefertigt.



**Abbildung 3.6** Technische Zeichnung der X20CrMoV12-1 M5-Proben für die Zug- und Kriechversuche.

### 3.2.2 E-Modulmessung

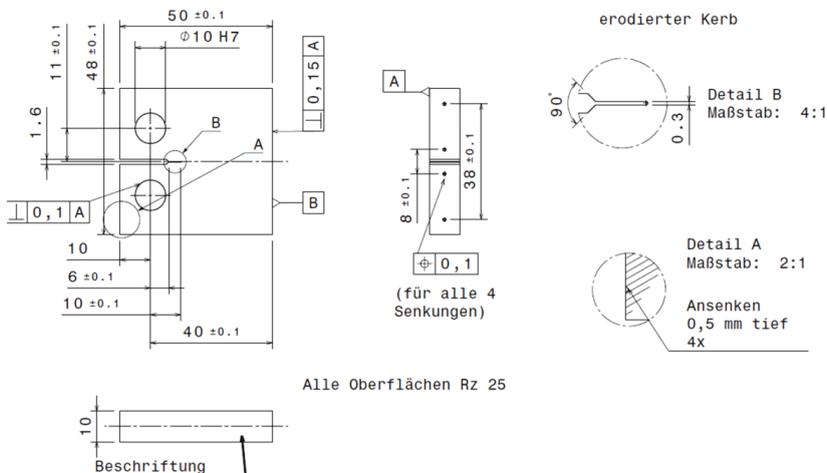
Zur E-Modulmessung mittels des Impulsanregungsverfahrens wurde die in **Abbildung 3.7** dargestellte Probengeometrie verwendet. Die beiden gegenüberliegenden Seiten sind planparallel zueinander. Das verwendete Probenmaterial (X20CrMoV12) stammt wie auch das Material für die C(T)-Proben und der M5-Proben aus dem kalten, unbelasteten Flanschbereich, der nicht mit Dampf beaufschlagt wurde (**Abbildung 3.5**).



**Abbildung 3.7:** Technische Zeichnung der X20CrMoV12-1-Probe für die E-Modulmessung nach dem Impulsanregungsverfahren (Grindosonic).

### 3.2.3 Risswachstumsversuche

**Abbildung 3.8** zeigt die technische Zeichnung der für die zyklischen Risswachstumsversuche verwendeten C(T)-Proben mit leicht modifizierter Kerbgeometrie. Aufgrund der Bauteildimensionen der HDU wurden die C(T)-Proben mit einer Ligamentlänge von  $W = 40$  mm und einer Breite von 10 mm gewählt. Die Kerbtiefe des Chevron-Kerbs beträgt 6 mm. Zusätzlich wurde ein schmaler Kerb von 4 mm Tiefe und einem Durchmesser von 0,3 mm in die C(T)-Proben funkenerodiert (**Abbildung 3.8**). Durch diese Vorgehensweise wird zum einen die erforderliche Last zum Anschwingen reduziert, damit die Probe nicht an der Risspitze plastifiziert und zum anderen wird die notwendige Anrisslänge reduziert, so dass ein größeres Restligament für die Risswachstumsuntersuchungen zur Verfügung steht.



**Abbildung 3.8:** Technische Zeichnung der X20CrMoV12-1 C(T)-Proben mit  $W = 40$  mm [167].

Die Anwendbarkeit bruchmechanischer Konzepte setzt einen unendlich scharfen Riss voraus. Diese Bedingung wird nicht durch das Einbringen eines Kerbes erfüllt. Damit dieses Kriterium zumindest näherungsweise erfüllt wird, wird ein Riss durch zyklische Belastung erzeugt. Dies wird auch als Anschwingen bezeichnet. In der vorliegenden Arbeit erfolgte das Anschwingen mit einer Resonanzprüfmaschine der Firma Instron (Typ 1603, elektromagnetischer Antrieb). Alle C(T)-Proben wurden bei einem  $\Delta F = 8,0$  kN bis zu einem  $a/W = 0,4$  bei Raumtemperatur (RT) und  $R = 0,1$  angeschwungen. Für die verwendeten C(T)-Proben aus X20CrMoV12-1 liegt die Resonanzfrequenz bei ungefähr 90 Hz. Durch die zyklische Belastung entsteht zudem eine plastische Zone. Diese plastische Zone hat einen enormen Einfluss auf das nachfolgende Ermüdungsrisssausbreitungsverhalten. Daher muss die plastische Zone so klein wie möglich gehalten werden. Dies ist nur mit sehr kleinen Lasten

realisierbar (aus diesem Grund wurde der zusätzliche Kerb von 4 mm in die C(T)-Probe erodiert). Es gilt also eine gute Balance zwischen den angewendeten Lasten, bzw. der daraus resultierenden plastischen Zone und einer realistischen Versuchszeit zu finden (sehr kleine Lasten sind immer mit sehr hohen Zyklenzahlen verknüpft).

### 3.3 Prüfmaschinen

#### 3.3.1 Zugversuche

Die Zugversuche wurden an einer elektromechanischen Universalprüfmaschine der Firma Instron, Typ 1362 durchgeführt:

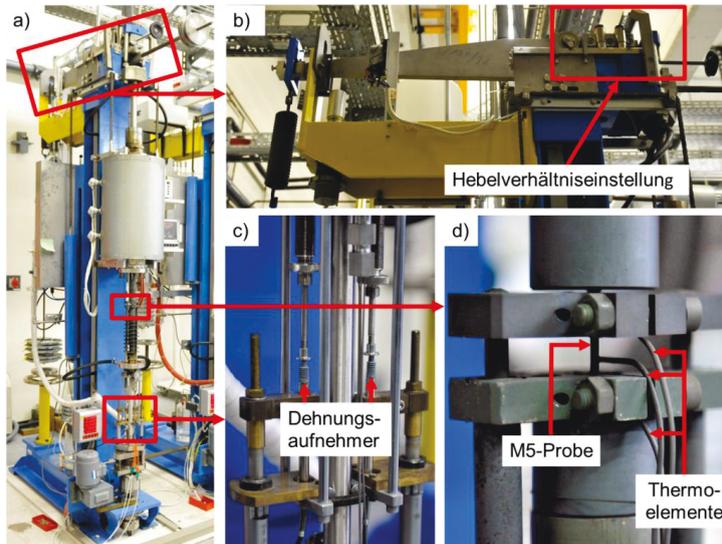


Die Maschine besitzt ein axial montiertes Dehnungsmessgestänge, das nach unten aus dem Ofen herausgeführt wird und mit einem LVDT (linear variable differential transducer; Messbereich:  $\pm 5$  mm) verbunden ist. Die Beheizung erfolgt über einen dreizonigen Widerstandsofen der Firma Heraeus, mit 2 kW Heizleistung je Zone, der vertikal zweigeteilt ist. Die Prüftemperatur kann damit zwischen RT und ca. 1000 °C eingestellt werden.

#### 3.3.2 Kriechversuche

Für die Ermittlung der Werkstoffkonstanten  $B$  und  $n$  wurden Kriechversuche (Lastabsenkversuche) an M5-Zugproben (**Abbildung 3.6**) durchgeführt. Damit die Lastabsenkversuche an M5-Zugproben (**Abbildung 3.9d**) durchgeführt werden können, wurde eine für diese Probengeometrie erforderliche Einspannung für die Einzelprobenhebelarmkriechmaschine (**Abbildung 3.9a**) gefertigt. Mit Hilfe des verstellbaren Hebelarmsystems (**Abbildung 3.9b**) wird die Last eingestellt. Vor Versuchsbeginn wird die Last mit einem Miniatur-Kraftaufnehmer der Firma Disynet (Typ ELHM-T3M-10 kN) an der Probenposition gemessen. Die Beheizung der Proben erfolgte mit einem 3-Zonen-Widerstandsofen und die Temperatur wurde mittels kalibrierter Mantelthermoelemente (Platin-Rhodium des Typs S, Genauigkeitsklasse I) an der Probenoberfläche in der Mitte und an den beiden Messschneiden bestimmt (**Abbildung 3.9d**). Die maximal zulässige Temperaturabweichung über die Probe von  $\pm 3$  °C bis 600 °C wurde eingehalten. Die Dehnung wurde kontinuierlich erfasst. Dazu wurde die Dehnung über ein Gestänge zu zwei

außerhalb des Ofens parallel angeordneten Dehnungsaufnehmern (**Abbildung 3.9c**) (Firma Solartron, bis 12 mm Weg) übertragen. Um die Gefahr des Ausknickens der Probe zu minimieren, wurde die Probe unter einer Vorlast von ca. 1 % der Versuchslast aufgeheizt. Nach dem Aufheizen wurde eine Stunde gehalten um Temperaturhomogenität und -Konstanz zu gewährleisten.



**Abbildung 3.9:** a) Einzelprobenkriechmaschine b) verstellbares Hebelarmsystem c) Dehnungsaufnehmer d) eingebaute M5-Probe und die Thermoelemente.

### 3.3.3 E-Modulmessung

Zur E-Modulmessung mit Hilfe des Impulsanregungsverfahrens wurde ein Messgerät der Firma Lemmens, Typ GrindoSonic MK5 „Industrial“ (mit integriertem Heizsystem) eingesetzt. Beim Impulsanregungsverfahren wird die Probe durch einen leichten Impuls in Schwingung gebracht. Die Schwingung wird über ein Mikrofon aufgezeichnet und die Eigenfrequenz ermittelt. Der dynamische E-Modul ergibt sich unter der Voraussetzung  $l > b$  mit der Korrekturfunktion  $T(h/l)$  aus [168]:

$$E = 0,9465 \cdot \frac{m \cdot f_f \cdot l^3}{b \cdot h^3} \cdot T\left(\frac{h}{l}\right) \quad (3.1)$$

Dabei ist  $m$  die Masse,  $f_f$  die Eigenfrequenz,  $l$  die Länge,  $b$  die Breite und  $h$  die Höhe. Durch die Bedingung  $b > h$  erhöht sich die Berechnungsgenauigkeit und erleichtert die Abgrenzbarkeit der Eigenfrequenzen [168].

### 3.3.4 Risswachstumsversuche

Die bruchmechanischen Prüfungen wurden an folgenden Maschinen durchgeführt:



#### Typ I:

Mit der elektromechanischen Prüfmaschine (INSTRON, Typ 1362, Zug/Druck 100 kN) können statische und zügige Belastungen in Ermüdungsversuchen mit Haltezeiten, Kriechrisswachstumsversuchen und Wechselwirkungsversuchen untersucht werden. Für die Prüfung der C(T) W = 40-Proben wurde die Einspannung umgebaut. Die Beheizung erfolgt mit einem induktiven Beheizungssystem. Zusätzlich ist die Prüfmaschine mit einer Leybold Heraeus Vakuumkammer ausgestattet (Kammervolumen 270 l, Vakuum  $4 \cdot 10^{-5}$  mbar und einer Leckrate von  $1 \cdot 10^{-3}$  mbar l/s).

#### Typ II:

Die servohydraulische Prüfmaschine (INSTRON, Typ 1343 Zug/Druck 100 kN) ist geeignet für Untersuchungen mit zyklischer Belastung in Ermüdungsrisswachstumsversuchen. Auch für die Typ II Prüfmaschine wurde die Einspannung für C(T) W = 40-Proben umgebaut. Die Beheizung erfolgt induktiv. Die Prüfmaschine ist zusätzlich mit einer Leybold Heraeus Vakuumkammer ausgestattet (Die Kammer ist identisch mit der Typ I Prüfmaschine).

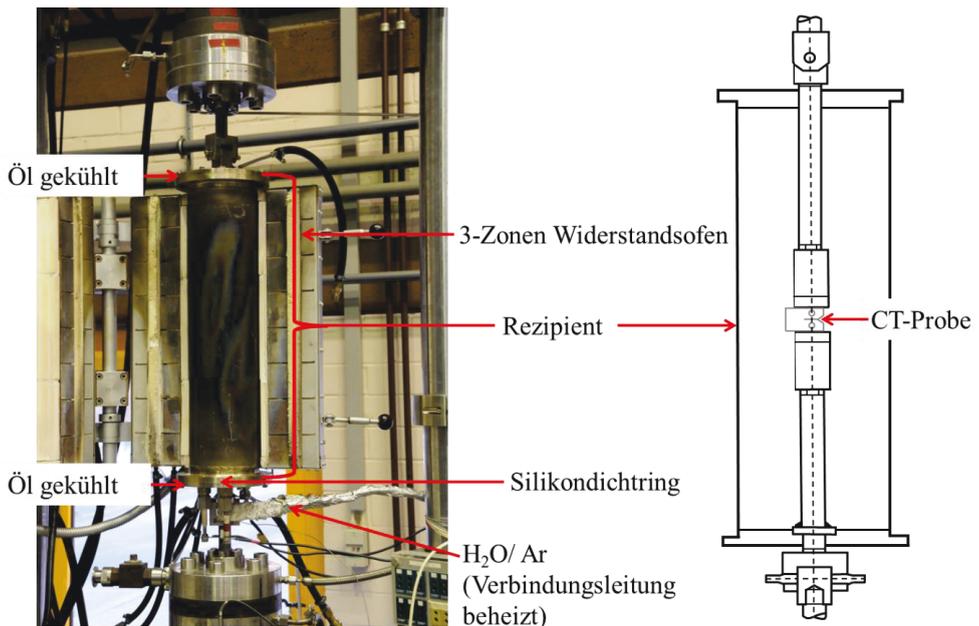




### Typ III:

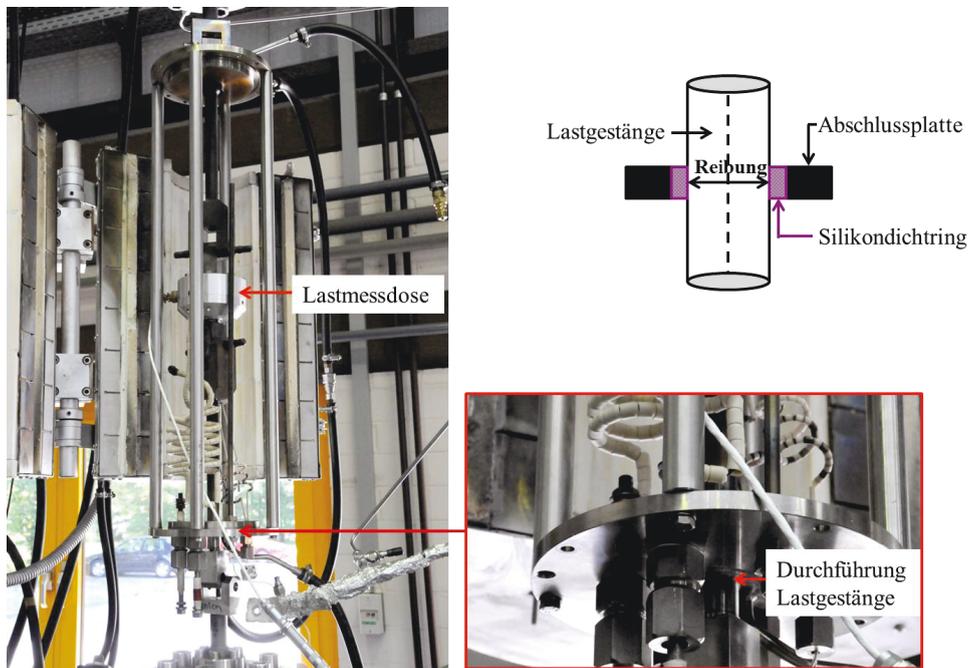
Die servohydraulische Prüfmaschine (INSTRON, Typ 1343 Zug/Druck und Torsion  $\pm 90^\circ$  100 kN) ist für Ermüdungsrisswachstumsversuche, Ermüdungsrisswachstumsversuche mit Haltezeit, Kriechrisswachstumsversuche und Kriechermüdungswechselwirkungsversuche geeignet. Für die Prüfung der C(T) W = 40-Proben wurde die Einspannung umgebaut. Die Beheizung erfolgt mit einem 3-Zonen Widerstandsofen. Zusätzlich wurde die Prüfmaschine für Versuche in definiert wasserdampfhaltiger Atmosphäre umgebaut (**Abbildung 3.10**).

Die Lastaufbringung erfolgte in Kraftregelung. Die Lasten wurden mittels Kraftmessdosen der Klasse 0.1 gemessen.



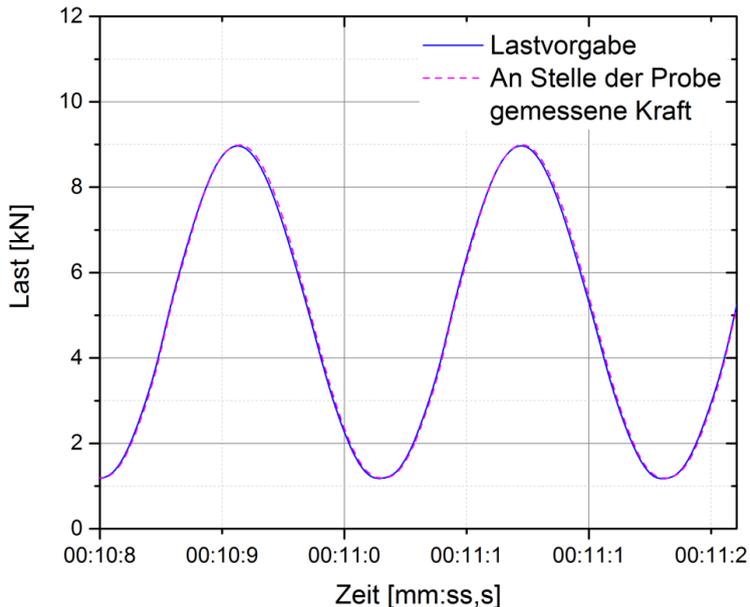
**Abbildung 3.10:** Umgebauter Rezipient für Tests in definiert wasserdampfhaltiger Atmosphäre.

Für die Versuche in  $\text{H}_2\text{O}$ -dampfhaltiger Atmosphäre wurde ein Rezipient (gefertigt aus IN 617) verwendet, dessen oberer und unterer Abschlussdeckel ölgekühlt bzw. temperiert werden, um eine Kondensatbildung innerhalb des Rezipienten zu verhindern. Damit der Rezipient gasdicht und für zyklische Beanspruchungen mit hohen Lastspielzahlen geeignet ist, wurden die Durchführungen der Lastgestänge modifiziert und zwischen Rezipient und Abschlussdeckel ein Silikondichtring eingebaut. Um sicherzustellen, dass die eingeleitete Kraft vollumfänglich an der Probe im Rezipienten ankommt, also Reibverluste zwischen Lastgestänge und Silikondichtring vernachlässigbar sind, wurde zur Überprüfung eine Lastmessdose (LMD) an Stelle der eigentlichen Probe in den Rezipienten eingebaut (**Abbildung 3.11**). Da die Kraftmessdose nicht im Rezipientenrohr untergebracht werden konnte, wurde der Außenmantel des Rezipienten durch Metallstäbe ersetzt, die die Abschlussplatten in der Originalposition fixieren und eine sinusförmige Belastung von  $5 \text{ kN} \pm 4 \text{ kN}$  mit einer Frequenz von 5 Hz aufgebracht.



**Abbildung 3.11:** Rezipient mit eingebauter Lastmessdose und schematische Darstellung der Silikondichtringe zwischen Lastgestänge und den Abschlussplatten des Rezipienten.

**Abbildung 3.12** zeigt die Vergleichsmessung zwischen eingeleiteter (blaue Sinuskurve) und an der Lastmessdose (also an Stelle der Probe) gemessener Kraft (gestrichelte magentafarbene Sinuskurve). Die beiden Sinuskurven zeigen gute Übereinstimmung. Ein Kraftverlust aufgrund von Reibung zwischen Lastgestänge und den Silikondichtringen kann somit ausgeschlossen werden.



**Abbildung 3.12:** Lastvergleich bei einer sinusförmigen Belastung von  $5 \text{ kN} \pm 4 \text{ kN}$  mit einer Frequenz von 5 Hz zwischen eingeleiteter Kraft und an der Lastmessdose bzw. an Stelle der Probe gemessene Kraft.

Der Wasserdampf wird in einem Verdampfer erzeugt. Im Verdampfer wird ein Glasbehälter gefüllt mit vollentsalztem Wasser in einem  $81 \text{ }^\circ\text{C}$  warmen Ölbad erwärmt. Durch den Glasbehälter wird Argon geleitet, das sich dabei zu 50 % Vol. mit Wasserdampf sättigt und in den Rezipienten geleitet wird. Der Verbindungsschlauch zwischen Verdampfer und Rezipient wird mit einer Heizmanschette über  $81 \text{ }^\circ\text{C}$  erhitzt, um eine Kondensatbildung innerhalb des Schlauchs zu verhindern. Eine definierte Wasserdampfatmosfera ( $\text{Ar} + 50 \text{ Vol. } \% \text{ H}_2\text{O}$ ) wird verwendet, um eine kraftwerksähnliche Atmosphäre zu erzeugen, die gleichzeitig einfach im Labor einzustellen ist. Thiele [169] hat für P91 in einer Gasmischung  $\text{N}_2$ -1 Vol.% $\text{O}_2$ -X Vol.%  $\text{H}_2\text{O}$  gezeigt, dass die Oxidationsrate nur bis etwa 7 Vol.%  $\text{H}_2\text{O}$  merklich ansteigt. Diese Wassermenge stellt eine Grenzkonzentration für die Oxidation von 9 - 12 % Cr-Stählen da, ab der durch eine weitere Erhöhung des Wasseranteils im Dampf keine nennenswerte Steigerung der Oxidationsrate verursacht wird. Der Einsatz von  $\text{Ar} + 50 \text{ Vol. } \% \text{ H}_2\text{O}$  bildet also im Labor die Kraftwerksatmosfera gut ab.

Nach Einbau der Probe und Einhängen des Rezipienten wird der kalte Rezipient 24 Stunden mit reinem Argon (Volumenstrom von 10 l/Std.) gespült.

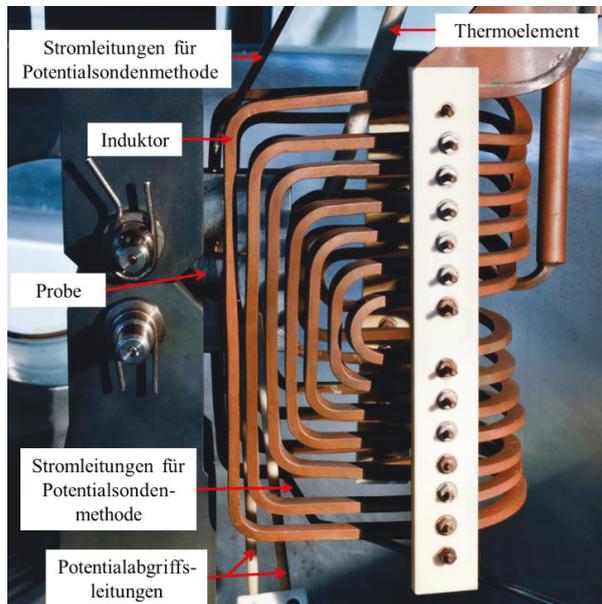
### 3.4 Beheizung

Die Beheizung der Proben erfolgte mit zwei unterschiedlichen Heizsystemen:

1. Induktionsheizung.
2. Ofen mit 3-Zonen Widerstandheizung.

#### 3.4.1 Induktionsheizung

Die  $C(T) W = 40$ -Proben wurden in den Maschinen Typ I und Typ II mittels eines Induktionsheizsystems mit einer Frequenz von 30 kHz beheizt. **Abbildung 3.13** zeigt die Anordnung von Induktor, Probe und Einspannung.

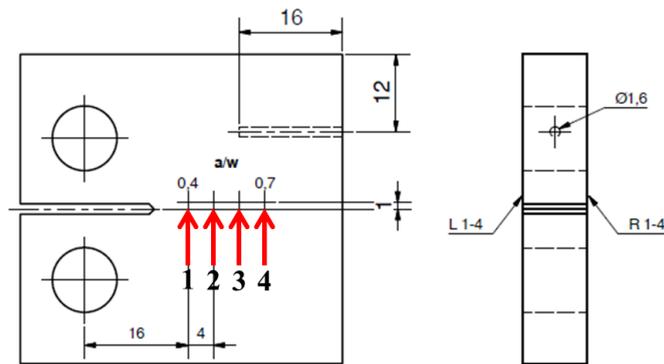


**Abbildung 3.13:** Induktionsbeheizung

Der Induktor besteht aus Kupferwindungen mit einem rechteckigen Hohlprofil, durch das Wasser zur Kühlung geleitet wird. Zur Probentemperaturmessung wurde ein Mantelthermoelement (Platin-Rhodium vom Typ S mit einem Durchmesser von 1,5 mm) 15 mm tief in eine Bohrung in die  $C(T) W = 40$ -Probe eingebracht. Da die Einstellung einer homogenen Temperatur über die gesamte Probe von elementarer Bedeutung ist (eine inhomogene Temperaturverteilung würde das Rissausbreitungsverhalten stark beeinflussen), wurden die Spulen so ausgelegt, dass auch die Einspanngestänge in Probennähe mit beheizt

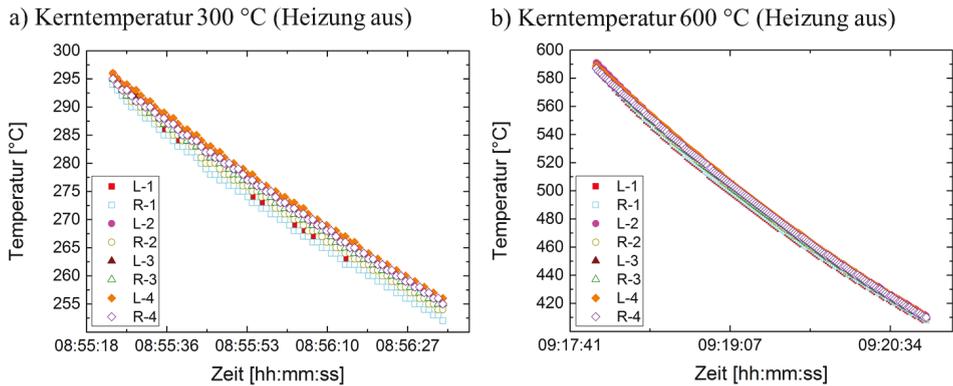
werden, um so einen Wärmeabfluss aus der Probe in das Einspanngestänge zu verhindern. Um sicher zu stellen, dass die Induktionsheizung die C(T) W = 40-Probe im Risswachstumsbereich gleichmäßig durchwärmt, wurden im Bereich von  $a/W = 0,4$  bis  $a/W = 0,7$  in Abständen von jeweils  $a/W = 0,1$  sowohl an der linken als auch an der rechten Seite der Probe Thermoelemente angebracht (**Abbildung 3.14**).

Nachdem die Probe einmal auf  $300\text{ °C}$  (untere Prüftemperatur der vorliegenden Arbeit) und einmal auf  $600\text{ °C}$  (maximale Prüftemperatur der vorliegenden Arbeit) erhitzt worden ist, wurde jeweils die Induktionsheizung ausgeschaltet und der Temperaturverlauf im Risswachstumsbereich der C(T) W = 40-Probe mittels der Thermoelemente gemessen.



**Abbildung 3.14:** Position der Thermoelemente im Risswachstumsbereich der C(T)-Probe (jeweils 4 Thermoelemente auf beiden Seiten der C(T)-Probe).

Die Temperaturmessung erfolgte erst nach Abschaltung der Induktionsheizung, da das Hochfrequenzfeld der Induktionsheizung die Temperaturmessung verfälscht. Dieses Problem wird im Rissausbreitungsversuch vermieden, in dem das Thermoelement in eine Bohrung in der C(T)-Probe positioniert wird. Dadurch wird das Thermoelement nicht durch das Hochfrequenzfeld der Induktionsspule beeinflusst. Die Ergebnisse des Temperaturverlaufs im Risswachstumsbereich der C(T) W = 40-Probe für  $300\text{ °C}$  und  $600\text{ °C}$  sind in **Abbildung 3.15** dargestellt.

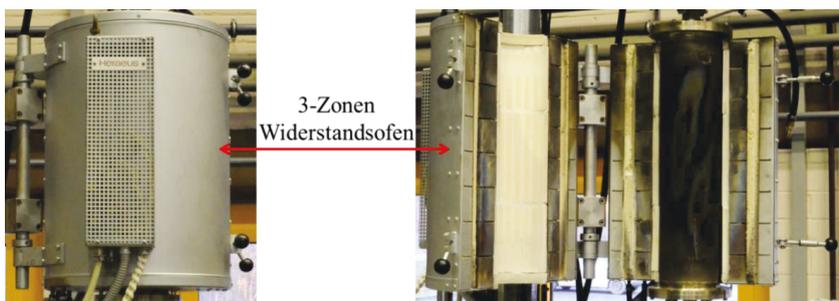


**Abbildung 3.15:** Temperaturverlauf im Risswachstumsbereich der C(T)-Probe ( $a/W = 0,4$  -  $a/W = 0,7$ ) bei **a)** 300 °C und **b)** 600 °C.

Sowohl bei 300 °C als auch bei 600 °C fällt die Temperatur fast gleichmäßig ab, d. h. im Risswachstumsbereich der C(T)  $W = 40$ -Probe liegt nur eine sehr geringe Temperaturdifferenz vor. Die maximale Temperaturdifferenz bei 300 °C beträgt 5 °C und bei 600 °C maximal 7 °C. Die maximale Temperaturdifferenz über die Probenbreite beträgt 2 °C.

### 3.4.2 Widerstandsofen

Die Beheizung der C(T)-Proben in Maschine Typ III erfolgte mit einem 3-Zonen Widerstandsofen der Firma Heraeus (**Abbildung 3.16**). Die Maximaltemperatur des eingesetzten Ofens beträgt 1000 °C.



**Abbildung 3.16:** 3-Zonen Widerstandsofen.

Die Temperaturmessung an den C(T)  $W = 40$ -Proben erfolgte mit Platin-Rhodium Thermoelementen vom Typ S mit einem Durchmesser von 1,5 mm.

### 3.4.3 Aufweitungsmessung

In die Auswertung von Versuchen nach dem Energieratenintegral  $C^*$  (Gleichung (2.29) und Gleichung (2.30)) geht die in die Probe eingebrachte Leistung ein. Zur Bestimmung dieser Größe muss die Verschiebung der Lasteinleitungspunkte bzw. ihre zeitliche Ableitung bekannt sein. Dazu wird in Maschine Typ II über die Verschiebung der Bolzen mittels Extensometer direkt die Aufweitung gemessen. Diese Vorgehensweise ist in Maschine Typ III aufgrund des Rezipienten nicht möglich. Aus diesem Grund erfolgt die Messung außerhalb des Ofens, direkt unterhalb des Rezipienten am Messgestänge, um den Messfehler möglichst gering zu halten.

## 3.5 Versuchsdurchführung

### 3.5.1 Zugversuch

Der Zugversuch bei RT wurde nach DIN EN ISO 6892-1 „Prüfverfahren bei Raumtemperatur“ [170] und die Zugversuche im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C wurden gemäß DIN EN ISO 6892-2 „Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur“ [171] durchgeführt. Als Zugproben wurden von der Norm abweichende M5-Proben (**Abbildung 3.6**) verwendet.

Die M5-Probe wurde nach Einbau in die Prüfmaschine bei einer Vorlast von 0,1 kN ca. eine Stunde bis zum Sollwert (300 °C, 400 °C, 500 °C, 550 °C und 600 °C) aufgeheizt. Nach Erreichen der Prüftemperatur wurde die Temperatur zwei Stunden gehalten, damit der Versuchsaufbau im thermischen Gleichgewicht ist.

Die Zugversuche wurden im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C im elastischen Verformungsbereich mit einer Dehngeschwindigkeit von  $\dot{\epsilon}_{el} = 8,33 \cdot 10^{-5} S^{-1}$ , im plastischen Verformungsbereich mit einer Dehngeschwindigkeit von  $\dot{\epsilon}_{pl} = 8,33 \cdot 10^{-4} S^{-1}$  durchgeführt. Der Zugversuch bei RT erfolgte mit konstanter Dehngeschwindigkeit  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} S^{-1}$ .

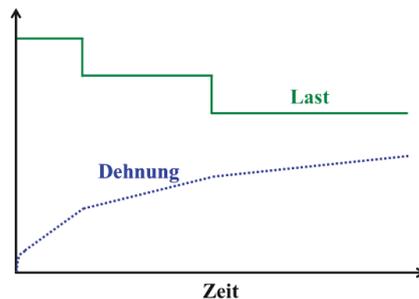
Die Werkstoffkennwerte  $R_m$  (Zugfestigkeit),  $R_{p0,2}$  (Dehngrenze) und  $A_g$  (Gleichmaßdehnung) wurden aus dem gemessenen Spannungsdehnungsdiagramm ermittelt. Die zur Bestimmung der Brucheinschnürung  $Z$  erforderliche Ausgangsquerschnittsfläche  $S_0$  und die kleinste Querschnittsfläche  $S_u$  des gebrochenen Stabes wurden unter einem Mikroskop ausgemessen. Die gleiche Vorgehensweise wurde zur Vermessung der Anfangsmesslänge  $L_0$  und die Länge  $L_u$  nach dem Bruch für die Ermittlung der Bruchdehnung  $A$  angewandt. Die zur Auswertung verwendeten Gleichungen sind in Anhang I aufgeführt.

### 3.5.2 Kriechversuch

#### 3.5.2.1 Lastabsenkungsversuch

Um evaluieren zu können, wann die Anwendung des  $C^*$ -Parameters erforderlich ist bzw. das K-Konzept seine Gültigkeit verliert, wurde u. a. die Übergangszeit  $t_1$  bestimmt. Zur Berechnung der Übergangszeit  $t_1$  Gleichung (2.26) muss die Nortonkonstante für die jeweilige Temperatur (500 °C und 550 °C) bekannt sein.

Zur Ermittlung der Nortonkonstanten wurden Kriechversuche mit Lastabsenkung (**Abbildung 3.17**) an M5-Proben (**Abbildung 3.6**) bei 500 °C und 550 °C durchgeführt.



**Abbildung 3.17:** Kriechversuch mit Lastabsenkung.

Der Versuch bei 500 °C wurde mit einer maximalen Spannung von 300 MPa bis zum Erreichen der minimalen Kriechgeschwindigkeit vergleichbar zu einem „Standard“ Kriechversuch durchgeführt. Im Anschluss wurde die Spannung stufenweise in Intervallen von 30 MPa bis zu einer Spannung von 180 MPa abgesenkt. Dabei wurde die Spannung in jeder Stufe solange gehalten, bis eine annähernd konstante Kriechrate erreicht wurde. Folglich steigt die Haltezeit mit abnehmender Spannung. Die Vorgehensweise der Versuche bei 550 °C ist analog bis auf unterschiedliche Anfangs- und Endspannungen und angepasste Absenkintervalle. Bei 550 °C wurde der Versuch mit einer maximalen Spannung von 200 MPa und einer Spannungsreduktion in 25 MPa Schritten bis auf 100 MPa gefahren.

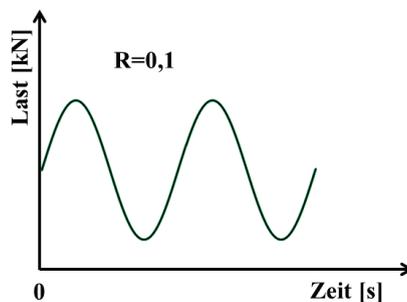
Zur Bestimmung der Werkstoffkonstanten  $B$  und  $\tilde{n}$  werden die minimalen Kriechraten über den Spannungen doppeltlogarithmisch bei jeweils einer Temperaturstufe aufgetragen. Die Werkstoffkonstanten  $\tilde{n}$  und  $B$  ergeben sich aus der Geradengleichung.

### 3.5.3 E-Modulmessung

Der E-Modul wurde in einem Temperaturbereich von RT - 600 °C in Temperaturintervallen von 5 °C (jeweils einmal bei der gleichen Temperatur beim Aufheizen und beim Abkühlen) mit Hilfe des Impulsanregungsverfahrens gemessen.

### 3.5.4 Ermüdungsrisswachstumsversuch (ERW-Versuch)

Die ERW-Versuche wurden bei Prüftemperaturen von 300 °C - 600 °C an Luft und unter definierter Wasserdampf Atmosphäre (Ar + 50Vol. % H<sub>2</sub>O) durchgeführt. Die Belastung erfolgte sinusförmig (**Abbildung 3.18**) bei R = 0,1 und Versuchsfrequenzen von 5 Hz und 20 Hz.



**Abbildung 3.18:** Schematische Darstellung der verwendeten Belastungsform im ERW-Versuch.

Die Auswertung der Daten der ERW-Versuche erfolgte nach ASTM E647-11 [172] mit einer am Forschungszentrum Jülich erstellten Software. Dabei wurde der zyklische Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K_I$  für die C(T)-Probe [172] wie folgt ermittelt:

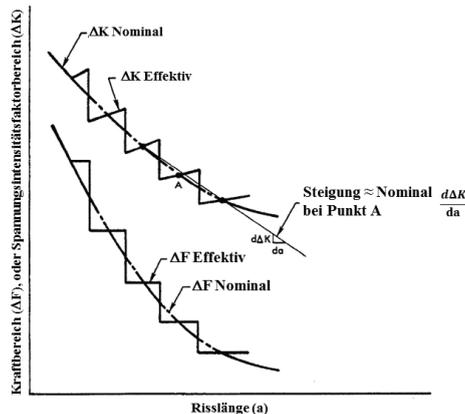
$$\Delta K_I = \frac{\Delta F}{B\sqrt{W}} \cdot \frac{\left(2 + \frac{a}{W}\right)}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{\frac{3}{2}}} \cdot \left(0,886 + 4,64 \frac{a}{W} - 13,32 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14,72 \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5,6 \left(\frac{a}{W}\right)^4\right) \quad (3.2)$$

Die zyklische Risswachstumsgeschwindigkeit wurde mit der Polynommethode nach ASTM E647-11 berechnet. Bei dieser Methode wird eine bestimmte Anzahl aufeinander folgender Messpunkte (meistens 7-9) mit dem Konzept der kleinsten Fehlerquadrate durch ein Polynom

zweiten Grades approximiert. Die Geschwindigkeit ergibt sich dann aus der analytischen Differentiation des Polynoms.

### 3.5.5 Schwellenwertbestimmung

Der Schwellenwert wird durch stufenweise Lastabsenkung (Stepped Force Shedding) nach ASTM E647-11 [172] bestimmt (**Abbildung 3.19**).



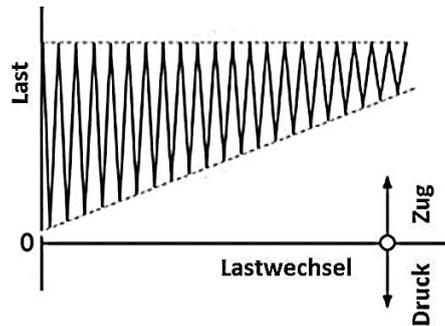
**Abbildung 3.19:** Typischer K-Absenkttest mit stufenweiser Lastabsenkung [172].

Dabei wird bei einem konstanten R-Verhältnis (in der vorliegenden Arbeit bei  $R = 0,1$ ) die Last stufenweise abgesenkt, bis Rissstillstand eintritt. Dabei muss nach ASTM E647-11 die Lastabsenkung  $\leq 10\%$  je Laststufe sein, um Reihenfolgeeffekte zu vermeiden. In dieser Arbeit wurden alle Schwellenwertversuche mit einer Lastabsenkung von  $5\%$  je Laststufe durchgeführt. Zudem muss zur Vermeidung von Reihenfolgeeffekten der Riss die plastische Zone der vorherigen Stufe vollständig durchlaufen.

Die Schwellenwertversuche wurden bei Prüftemperaturen von RT -  $600\text{ °C}$  bei  $R = 0,1$ , unterschiedlichen Frequenzen ( $5\text{ Hz}$  und  $20\text{ Hz}$ ) und Prüfatmosphären (Luft, Vakuum, definierte Wasserdampf-atmosphäre ( $\text{Ar} + 50\text{ Vol. \% H}_2\text{O}$ )) durchgeführt.

Des Weiteren wurde der intrinsische Schwellenwert bei  $300\text{ °C}$  und  $400\text{ °C}$  bei  $R = 0,1$  an Luft und im Vakuum bestimmt. Der intrinsische Schwellenwert wurde mit der von der ASTM E647-11 zugelassenen  $K_{I,\text{max}}$ -Methode (**Abbildung 3.20**) bestimmt. Bei dieser Methode wird  $K_{\text{min}}$  bei einem konstanten  $K_{\text{max}}$  stufenweise linear angehoben bis der Riss zum Stillstand kommt, d. h. der Schwellenwert wird bei einem hohen R-Verhältnis ermittelt, wodurch der Riss während des gesamten Versuchs geöffnet ist. Dadurch treten keine Riss-schließeffekte auf. Der Nachteil dieser Methodik ist, dass das R-Verhältnis vor Versuchsbeginn nicht

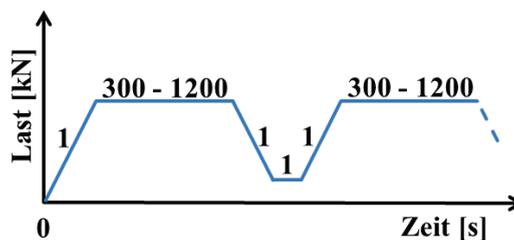
bekannt ist. Die Auswertung beider Arten von Schwellenwertversuche erfolgte analog Kapitel 3.5.4.



**Abbildung 3.20:** Bestimmung des intrinsischen Schwellenwertes ( $K_{I,max}$ -Methode) [173].

### 3.5.6 Kriechermüdungsrisswachstumsversuch (KERW-Versuch)

Die Ermüdungsrisswachstumsversuche wurden mit einer Haltezeit von 5 Minuten an Luft und unter einer definierten Wasserdampf Atmosphäre ( $Ar + 50 \text{ Vol. } \% \text{ H}_2\text{O}$ ) bei  $R = 0,1$  und Prüftemperaturen von  $300 \text{ }^\circ\text{C} - 600 \text{ }^\circ\text{C}$  durchgeführt. Im Temperaturbereich von  $400 \text{ }^\circ\text{C} - 550 \text{ }^\circ\text{C}$  wurde die Haltezeit an Luft auf 10 Minuten erhöht, bei  $500 \text{ }^\circ\text{C}$  an Luft zusätzlich auf 20 Minuten erhöht. Unter Wasserdampf Atmosphäre wurde die Haltezeit im Temperaturbereich von  $500 \text{ }^\circ\text{C} - 550 \text{ }^\circ\text{C}$  auf 10 Minuten erhöht.



**Abbildung 3.21:** Belastungsform im KERW-Versuch (schematisch).

Die ERW-Versuche mit Haltezeit wurden sowohl als Kriechrisswachstumsversuche (KRW-Versuch) als auch als Ermüdungsrisswachstumsversuche ausgewertet. Dabei erfolgt die Auswertung als KRW-Versuch mit dem Energieintegral  $C^*$  (vgl. Kapitel 2.5) und die Auswertung als ERW-Versuch mit dem Spannungsintensitätskonzept  $K_I$  (siehe auch Kapitel 2.2 und 3.5.4). Die Rissgeschwindigkeit  $da/dt$  wird bei der Auswertung als KRW-Versuch nur aus dem Gesamtrisszuwachs während der Haltezeit im Lastmaximum innerhalb eines Zyklus

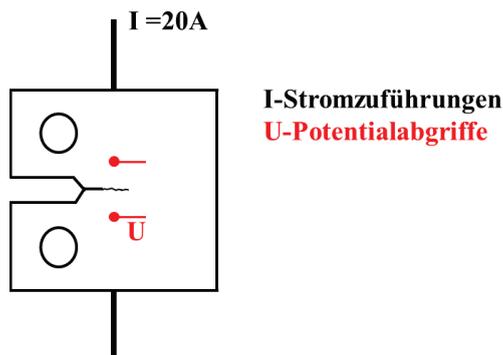
(**Abbildung 3.21**) berechnet. Das heißt die Be- und Entlastungsphasen (jeweils 1s) und das Halten im Lastminimum von 1 s (**Abbildung 3.21**) tragen nicht zum Kriechrisswachstum bei, da in dieser kurzen Zeit (3 Sek.) reines Ermüdungsrisswachstum vorliegt. Die Auswertung als KRW-Versuch erfolgte nach ASTM E1457-00 [174] mit einer am Forschungszentrum Jülich erstellten Software.

Dahingegen berechnet sich die Rissgeschwindigkeit  $da/dN$  bei Auswertung als ERW-Versuch aus dem Gesamtrisszuwachs pro ertragenem Zyklus.

### 3.5.7 Risslängenmessung

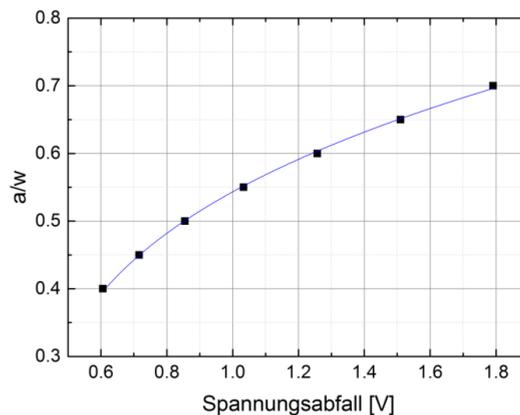
#### 3.5.7.1 Direkte Potentialsondenmethode

Zur Messung der Risslängenvergrößerung wurde die Gleichstrompotentialmethode eingesetzt. Dabei wird ein Gleichstrom mit konstanter Stromstärke  $I = 20 \text{ A}$  auf die Probe aufgebracht. Eine sich vergrößernde Risslänge führt aufgrund der Querschnittsreduzierung zur einer Erhöhung des Widerstandes. Daraus resultiert nach dem Ohm'schen Gesetz, bei einem konstanten elektrischen Strom, eine Erhöhung der elektrischen Spannung. Da die elektrischen Widerstände werkstoffabhängig sind, wird vorher der Zusammenhang zwischen Risslänge und gemessener Potentialdifferenz experimentell ermittelt. Dazu wurde bei einem  $a/W$ -Verhältnis von 0,4 bis 0,7 in Schritten von jeweils  $a/W = 0,05$  mittels Funkenerosion ein Spalt mit einer Breite von 0,2 mm eingebracht. Nach jedem Schritt wurde die an der Probe anliegende Spannung gemessen. Die Kontaktierungen für die Stromzuführungen und die Potentialabgriffe an den C(T)-Proben wurden sowohl für die ERW-Versuche als auch für die ERW-Versuche mit Haltezeit wie in **Abbildung 3.22** schematisch dargestellt angeordnet (siehe auch **Abbildung 3.13**).



**Abbildung 3.22:** Schematische Darstellung der verwendeten Anordnung von Stromeinleitung und Potentialabgriff für den ERW-Versuch und den ERW-Versuch mit Haltezeit.

Diese Anordnung hat den Vorteil, dass Sie relativ unempfindlich gegenüber plastischen Verformungen in den Schenkeln der Probe ist, die ansonsten als Rissfortschritt interpretiert werden können. Das spielt insbesondere bei Versuchen, in denen große Verformungen auftreten, wie z. B. bei den ERW-Versuchen mit Haltezeit eine große Rolle. Die Stromzuführungen und die Potentialabgriffe wurden mit einem Punktschweißgerät aufgeschweißt. Für den für die Prüfungen verwendeten X20CrMoV12-1 Stahl wurde der in **Abbildung 3.23** dargestellte Zusammenhang zwischen Risslänge und Spannung bei RT ermittelt.

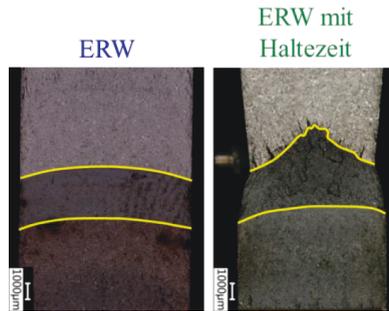


**Abbildung 3.23:** Zusammenhang zwischen Risslänge und Spannung bei RT des untersuchten X20CrMoV12-1 Stahls.

In den Versuchen bei höheren Temperaturen erfolgte in periodischen Zeitabständen eine Abschaltung des Stroms, um die verbleibende Potentialdifferenz (Thermospannung) zu messen. Für die Auswertung wurde das gemessene Potential um den Betrag der Thermospannung korrigiert (d. h. die Thermospannung wurde vom gemessenen Potential abgezogen).

### 3.5.7.2 Optische Rissvermessung

Nach Beendigung der Rissausbreitungsversuche wurden die Proben bei Raumtemperatur unter Resonanzschwingung in einer Resonanzprüfmaschine in zwei Hälften geteilt und die Anfangs- bzw. Endrisslängen mittels Mikroskop nach der 5-Punkte Methode im ERW-Versuch und mit der 9-Punkte Methode im ERW-Versuch mit Haltezeit in Anlehnung an die ASTM E647-00 [175] vermessen. Dieses Vorgehen wurde gewählt, da im ERW-Versuch eine definierte sichelförmige Bruchfläche, im ERW-Versuch mit Haltezeit -insbesondere bei höheren Temperaturen- dagegen eine zerklüftete, nicht definierte Bruchfläche auftritt, bei der mehr Messpunkte erforderlich sind (**Abbildung 3.24**).



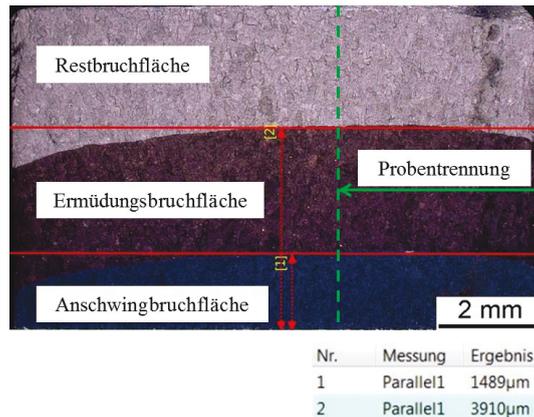
**Abbildung 3.24:** Vergleich der Bruchfläche ERW-Versuch und ERW-Versuch mit Haltezeit (die gelbe Markierung kennzeichnet die reine Ermüdungsbruchfläche (ohne Anschlagbereich und Restbruchfläche) bzw. die reine Kriechermüdungsbruchfläche).

Zuletzt wurden Probendicke und die Probenlänge bis auf den tausendstel Millimeter genau vermessen.

### 3.6 Verwendete Methoden zu Mikrostrukturcharakterisierung

#### 3.6.1 Probenpräparation

Im Anschluss an die bruchmechanischen Prüfungen wurden die Bruchflächen (d. h. ohne Anschlag- und Restbruchbereiche) der Ermüdungsrisswachstumsversuche bzw. der Kriechermüdungsrisswachstumsversuche aus den geprüften und aufgezogenen C(T)-Proben mit einem Trennschneider geschnitten und an der Stelle vermessen, an der die Rissfront am weitesten fortgeschritten ist (**Abbildung 3.25**), um diese im Längsschliff mittels Lichtmikroskop und Rasterelektronenmikroskop zu untersuchen. Zur Kontrastverbesserung und um eine Abplatzung der Oxidschicht zu verhindern, wurden die Proben elektrolytisch vernickelt. Dazu wurden in einem ersten Schritt die Proben zunächst mit Aceton entfettet und dann mit Gold bedampft, um eine ausreichende elektrische Leitfähigkeit zu erzeugen (die Oxidschicht ist nicht leitfähig). Der Elektrolyt besteht aus  $\text{H}_2\text{O}$ - 2000/750 ml,  $\text{NiSO}_4$ - 240/90 g,  $\text{KCl}$ - 17/6,4 g,  $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$ - 42/15,8 g. Damit eine haftfeste Nickelschicht relativ schnell erreicht wird, muss die Temperatur des Elektrolyten 40 - 50 °C betragen. Nach der Vernickelung wurden die Proben bei 150 °C mit Bakelitpulver unter einem Druck von 200 bar eingebettet. Die Proben für die Rissspitzenuntersuchungen im Transmissionselektronenmikroskop wurden kalt unter Vakuum mit Epoxidharz eingebettet. Da die Rissfront im Ermüdungsversuch in der Regel sichelförmig verläuft (**Abbildung 3.25**), d. h. die Rissfront ist zur Probenmitte hin weiter vorangeschritten als am Rand, wurden die einzelnen Proben mit einem Trennschneider um ca. 4 mm in der Probendicke gekürzt. Der restliche



**Abbildung 3.25:** Vorgehensweise zur Vermessung der Ermüdungsbruchfläche (bzw. Kriechermüdungsbruchfläche) und Zuschnitt der Proben für Untersuchungen im Längsschliff (damit nur die Ermüdungs-/Kriechermüdungsbruchfläche untersucht wird und die Oxidschichtdicke nur auf der Ermüdungs-/Kriechermüdungsbruchfläche gemessen wird).

Querschnitt zur Probenmitte hin (die Probekbreite der C(T) W = 40-Proben beträgt 10 mm) wird durch die folgenden Schleif- und Polierschritte abgetragen. Die gleiche Vorgehensweise wurde bei den Proben mit Kriechermüdungsbruchfläche angewandt, obwohl diese keine sichelförmige Rissfront aufweisen. Dennoch ist die Rissfront im Kriechermüdungsversuch zur Probenmitte hin am weitesten vorangeschritten (vergl. **Abbildung 3.24**), weshalb das gleiche Verfahren angewendet wird. Anschließend wurden die Proben mit SIC-Papier der Körnungen P240 bis P1200 geschliffen und mit Diamantpaste (6 µm, 3 µm, und 1 µm) poliert. Die Feinpolitur erfolgte mit kolloidaler SiO<sub>2</sub>-Suspension (durchschnittlich 0,06 µm). Die Proben für die EBSD-Analyse wurden mindestens zwei Stunden feinpoliert. Die Ätzung der eingebetteten Proben (mit Ausnahme der Proben für Rissspitzenuntersuchungen und EBSD-Analysen) erfolgte elektrolytisch mit H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> (1,5 V, 30 - 40 s) oder mit einer Mischung aus Ethanol/HNO<sub>3</sub>/HCL.

### 3.6.2 Lichtmikroskopie

Zur lichtmikroskopischen Aufnahme der Gesamtbruchflächen der geprüften und aufgezogenen C(T)-Proben, an denen u. a. die reinen Ermüdungsbruchflächen bzw. die Kriechermüdungsbruchflächen ausgemessen worden sind (vergl. auch Kapitel 3.6.1), wurde ein Lichtmikroskop der Firma Keyence, Modell VHX 5000 eingesetzt.

Die lichtmikroskopischen Aufnahmen der Längsschliffe der Bruchflächen erfolgten mit den Lichtmikroskopen der Firma Leica, Modell MeF4 und der Firma Zeiss, Modell Axioplan II. Für die Aufnahme der Bilder wurde an beiden Mikroskopen eine Digitalkamera von Jenoptik, Modell ProgRes CF-Scan benutzt. Des Weiteren wurde die Software Imagic IMS verwendet.

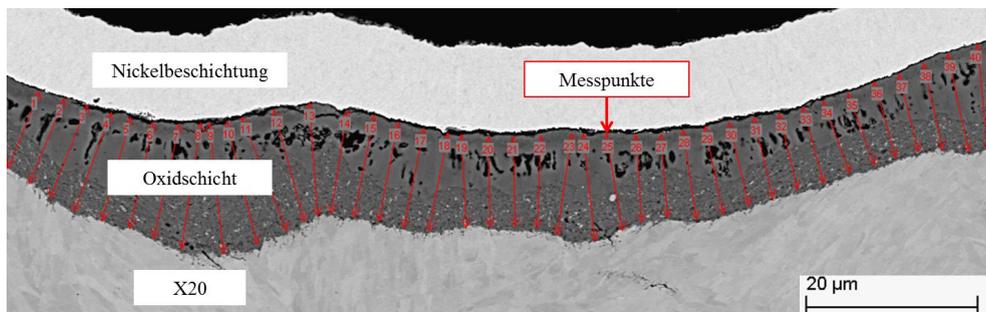
### 3.6.3 Rasterelektronenmikroskop (REM)

Einige Längsschliffe der Bruchflächen wurden zur Identifizierung der zu Grunde liegenden mikrostrukturellen Mechanismen und zur Bestimmung der Oxidschichtdicke (Details siehe Kapitel 3.6.4) mittels Rasterelektronenmikroskopie untersucht. Dazu wurden die REM-Proben zusätzlich mit einer 2 - 4 nm dicken Platinschicht (oder Iridium) beschichtet, um die Proben elektrisch leitfähig zu machen. Für die Untersuchungen wurden Rasterelektronenmikroskope der Firma Zeiss, Modell Merlin und Modell SUPRA 50VP eingesetzt. Der Großteil der Untersuchungen erfolgte mittels Sekundärelektronen und einige mittels Rückstreuelektronen.

Für die Analyse der chemischen Zusammensetzung wurden EDX (energy dispersive X-ray)-Detektoren von Oxford Instruments, Modell X-Max 50 und X-Max 80 eingesetzt. Als Analysesoftware kam die Aztec Software zur Anwendung. Die Kristallstruktur und die Orientierung der Körner wurden mittels EBSD (Electron Backscatter Diffraction) untersucht. Hierzu wurde die Kamera Nordlys II in Verbindung mit der Aztec Software eingesetzt.

### 3.6.4 Messung der mittleren Oxidschichtdicke

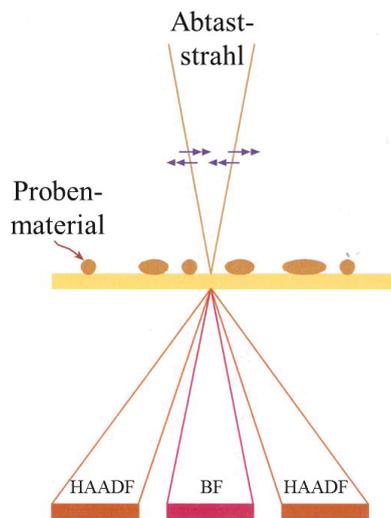
Die Messung der mittleren Oxidschichtdicken erfolgte anhand von REM-Bildern aus den zuvor ausgemessenen Ermüdungsbruchflächen bzw. Kriechermüdungsbruchflächen (siehe dazu auch **Abbildung 3.24** und **Abbildung 3.25**). Die Schichtdicke wurde mit der Software *analySIS Pro 5.0* von Olympus mit Hilfe der Option „Schichtdickenmessung“ ermittelt. Dabei wurde in jedem Bild entlang der Oxidschicht 40-mal die Dicke der Oxidschicht gemessen (**Abbildung 3.26**) und daraus der Mittelwert gebildet.



**Abbildung 3.26:** Exemplarische Darstellung der Ermittlung der mittleren Oxidschichtdicken.

### 3.6.5 Transmissionselektronenmikroskop (TEM)

Für die Rissspitzenuntersuchungen wurde ein Transmissionselektronenmikroskop der Firma Zeiss, Modell Libra 200 Cs mit einer Beschleunigungsspannung von 200 kV verwendet. Die Bilder, sowohl Hellfeld (Brigh-Field, BF) als auch Dunkelfeldaufnahmen (Dark-Field, DF), der Rissspitze und der Umgebung der Rissspitze wurden im STEM-(scanning transmission electron microscope) Modus mittels HAADF- (high angle annular dark field) Detektor aufgenommen. Für Hellfeldaufnahmen wird mit einem zusätzlichen Detektor der Strahl ungebeugter Elektronen detektiert (**Abbildung 3.27**).



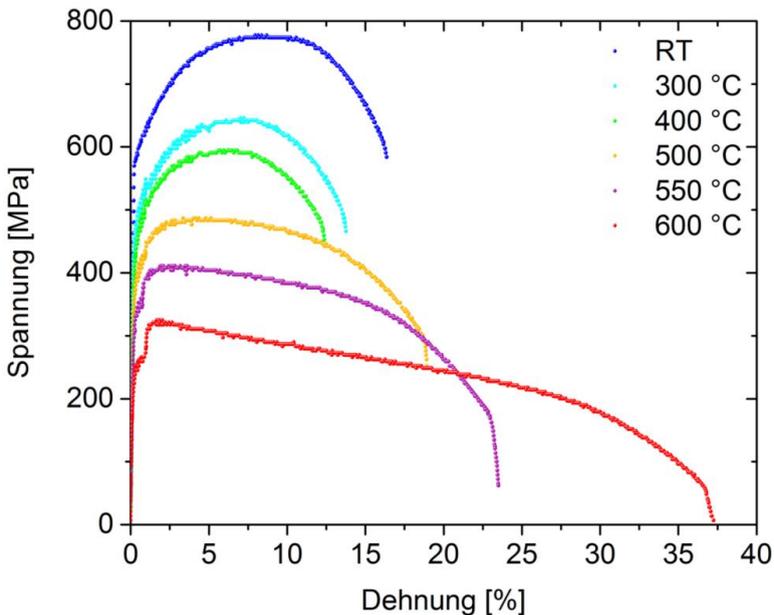
**Abbildung 3.27:** STEM Bilderzeugung: Ein Hellfelddetektor detektiert die ungebeugten Elektronenstrahlen, während der HAADF-Detektor die gebeugten Elektronen detektiert, nach [176].

Das zu Verfügung stehende TEM besitzt keinen zusätzlichen Detektor. Um dennoch Hellfeldaufnahmen machen zu können, werden die gebeugten Elektronen (Dunkelfeld) durch Blenden abgeschirmt, so dass sie nicht mehr auf den HAADF-Detektor treffen. Die ungebeugten Elektronen (Hellfeld) werden mit Hilfe einer Blende so abgelenkt, dass sie auf den HAADF-Detektor treffen. Die Lamelle aus der Rissspitze wurde mit einer FIB (Focused Ion Beam) von Zeiss, Modell Auriga mit Gallium-Ionen geschnitten. Die Dicke der Lamelle beträgt ungefähr 100 - 150 nm bei einer Größe von 10 x 10 µm.

## 4 Ergebnisse und Diskussion

### 4.1 Materialcharakterisierung

Obwohl der Stahl ausschließlich aus dem kalten unbelasteten Flanschbereich, der nicht mit Dampf in Kontakt gekommen ist, entnommen wurde, ist es aufgrund der langen Einsatzzeit sinnvoll, die mechanischen Eigenschaften und die Mikrostruktur auf Fehler, die die Ergebnisse der bruchmechanischen Prüfungen beeinflussen könnten, zu prüfen. Zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften wurden Zugversuche im Temperaturbereich von RT - 600 °C durchgeführt. Die Ergebnisse der Zugversuche sind in **Abbildung 4.1** dargestellt und die zugehörigen Werkstoffkennwerte  $R_m$ ,  $R_{p0,2}$ ,  $Z$ ,  $A$  und  $A_g$  in **Tabelle 4.1** zusammengefasst.



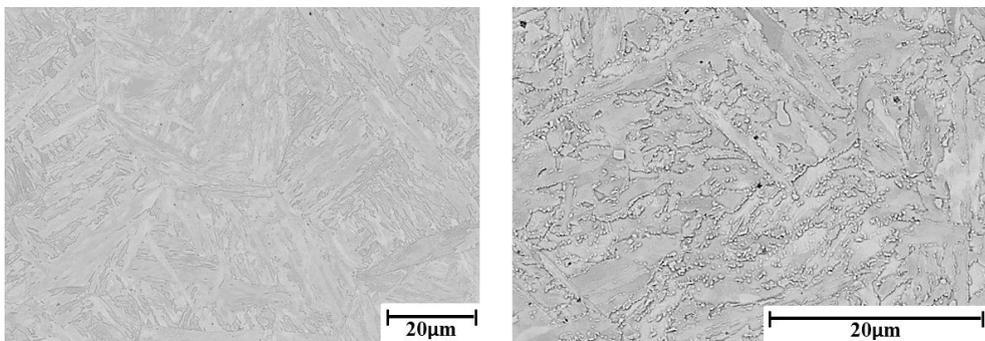
**Abbildung 4.1:** Spannungs-Dehnungsdiagramm X20CrMoV12-1 im Temperaturbereich von RT - 600 °C.

Der Vergleich der Werkstoffkennwerte bei RT (siehe **Tabelle 2.2**) mit den Literaturkennwerten bei RT [10] zeigt, dass die mechanischen Eigenschaften deutlich über den Mindestanforderungen liegen. Das heißt, es ist davon auszugehen, dass keine Material-

**Tabelle 4.1:** Werkstoffkennwerte  $R_m$ ,  $R_{p0,2}$ , Z, A und Ag von X20CrMoV12-1.

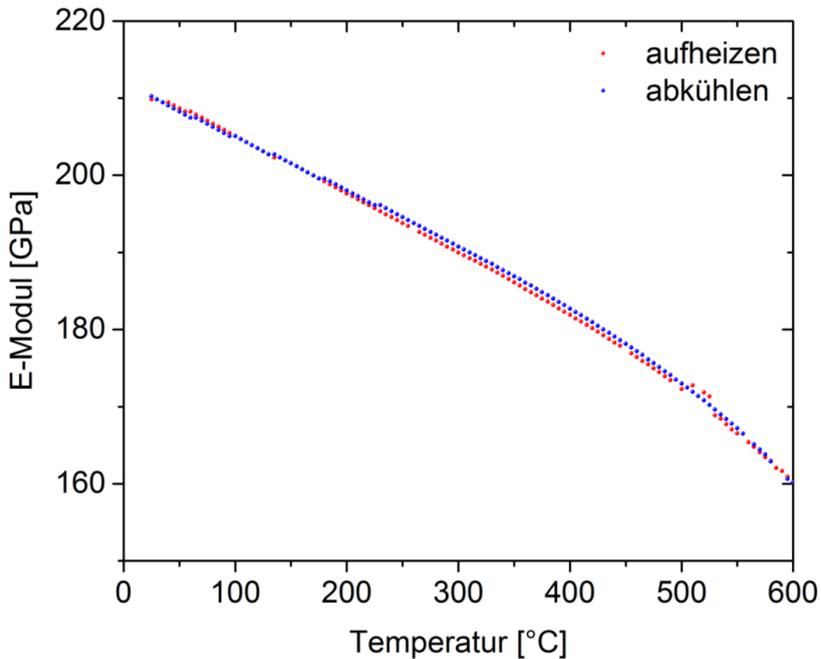
Temperatur [°C]	$R_m$ [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	Z [%]	A [%]	Ag [%]
RT	777,12	587,16	27,7	17,25	8,2
300	645,88	490,45	33,3	13,55	7,1
400	594,07	445,55	32,6	12,15	5,5
500	487,00	393,74	41,0	19,95	3,9
550	411,01	338,48	39,6	23,95	2,8
600	324,67	245,23	73,0	37,55	1,6

schädigung vorliegt. Des Weiteren wurde noch die Mikrostruktur insbesondere hinsichtlich der vorliegenden Martensitstruktur und nach vergrößerten Karbiden untersucht. Eine gröbere Martensitstruktur bedeutet, dass Erholung stattgefunden hat. Vergrößerte Karbide sind ein Indiz dafür, dass Ausscheidungswachstum stattgefunden hat. Dies verändert in jedem Fall die Kriechfestigkeit des Materials und kann deshalb vor allem Einfluss auf den Übergang zwischen reiner Ermüdungsschädigung und überlagerter Kriechschädigung haben. **Abbildung 4.2** zeigt exemplarisch zwei Mikrostrukturbilder von X20CrMoV12-1 aus dem kalten, unbelasteten, nicht mit Dampf beaufschlagten Flanschbereich in unterschiedlicher Vergrößerung. Es ist direkt ersichtlich dass die Martensitstruktur vollständig erhalten ist. Die Detailaufnahme (**Abbildung 4.2** rechts) zeigt, dass ein geringer Anteil größerer Karbide ( $> 1 \mu\text{m}$ ) vorhanden ist. Ob die Karbide produktionsbedingt diese Größe haben oder ob es durch die thermomechanische Belastung zu Vergrößerung gekommen ist, kann aufgrund fehlenden Originalmaterials im Neuzustand nicht beurteilt werden. Aufgrund der geringen Menge größerer Karbide ist der Einfluss vernachlässigbar.

**Abbildung 4.2:** REM-Mikrostrukturbilder (X20CrMoV12-1).

Eine weitere wichtige Materialeigenschaft auch hinsichtlich des Rissausbreitungsverhaltens ist der E-Modul. Zudem ist u. a. die Kenntnis des E-Moduls erforderlich, um die Übergangszeit  $t_1$  (Gleichung (2.26)) zu bestimmen, mit dessen Hilfe die Gültigkeitsbereiche

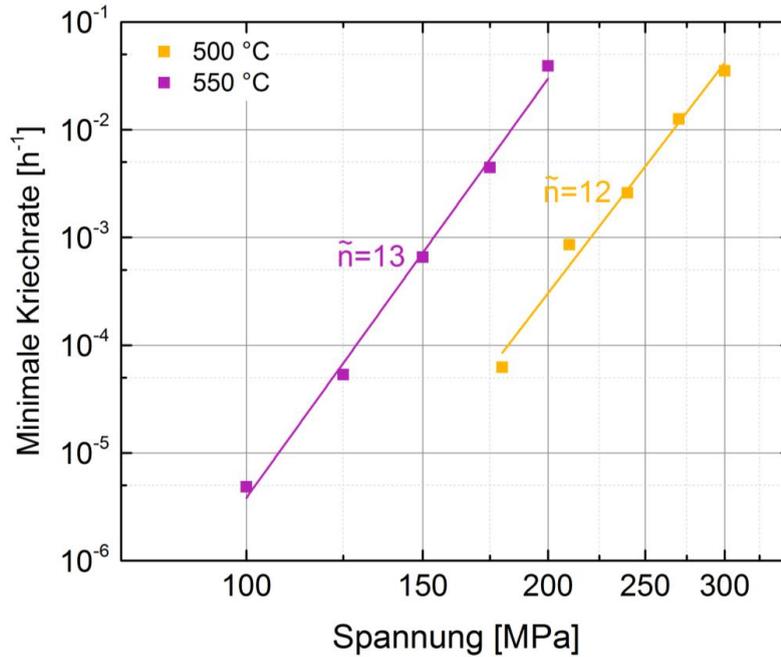
des K-Konzepts und des  $C^*$ -Parameters voneinander abgrenzt werden können. Aus diesem Grund wurde der E-Modul von X20CrMoV12-1 im Temperaturbereich von RT - 600 °C mit Hilfe des Impulsanregungsverfahrens ermittelt. Die Ergebnisse sind in **Abbildung 4.3** dargestellt. Die Ergebnisse der E-Modulmessung liegen sehr nah an den Literaturwerten [10].



**Abbildung 4.3:** Ergebnisse der Ermittlung des E-Moduls mittels Impulsanregungsverfahren im Temperaturbereich von RT - 600 °C.

Des Weiteren müssen für die Bestimmung der Übergangszeit  $t_1$  nach Gleichung (2.22) die Nortonkonstanten in Abhängigkeit der Temperatur bekannt sein. Da der Übergang zu Kriechermüdungswchselwirkung für den zu charakterisierenden X20CrMoV12-1 zwischen 500 °C und 550 °C erwartet wird, wurden in diesem Temperaturbereich die Nortonkonstanten mittels Kriechversuchen im Lastabsenkverfahren bestimmt. Da die Spannungen nach Gleichung (2.1) proportional zu  $\frac{1}{\sqrt{r}}$  steigen, sind sie in der unmittelbaren Umgebung der Risspitze trotz Abbau durch plastische Verformungen sehr hoch. Dementsprechend niedriger sind die Spannungen, je größer die Entfernung zur Risspitze ist. Aus diesem Grund wurden die Nortonkonstanten über ein breites Spannungsspektrum hinweg (von sehr hohen Spannungen bis hin zu deutlich niedrigeren Spannungen in Abhängigkeit der Temperatur) bestimmt.

**Abbildung 4.4** zeigt die Ergebnisse der Kriechversuche bei 500 °C und 550 °C und die daraus resultierenden Nortonkonstanten. Bei 500 °C wurde eine Nortonkonstante von  $\tilde{n} = 12$  ermittelt und bei 550 °C von  $\tilde{n} = 13$ .



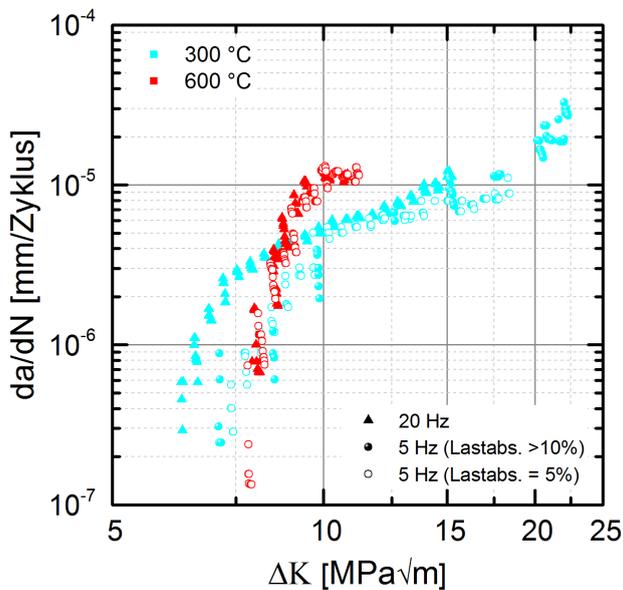
**Abbildung 4.4:** Nortonplot für 500 °C und 550 °C (X20CrMoV12-1 aus dem kalten unbelasteten, nicht mit Dampf beaufschlagten Flanschbereich).

## 4.2 Risswachstumsuntersuchungen

### 4.2.1 Schwellenwertnaher Bereich an Luft und im Vakuum

Zur Identifikation der maximal zulässigen Spannungsintensität, ab der ein bereits im Bauteil existierender Riss nicht weiter wächst, wurden Schwellenwertversuche im für den flexibilisierten Kraftwerksbetrieb relevanten Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C durchgeführt.

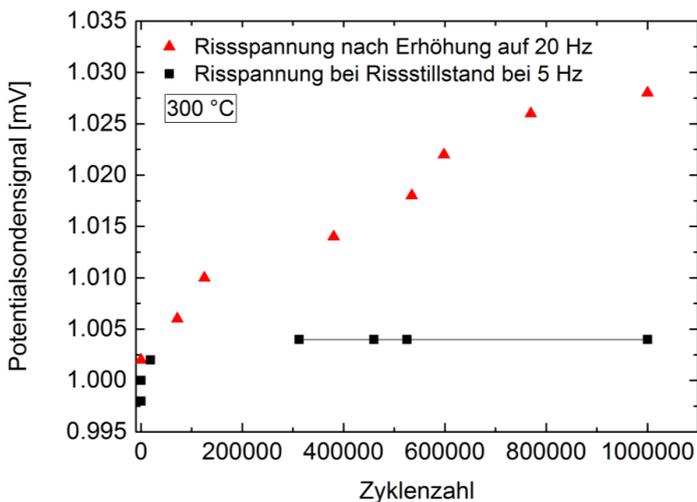
Dazu wurde zunächst exemplarisch anhand weniger Schwellenwertversuche bei 300 °C (niedrigste Prüftemperatur) und 600 °C (höchste Prüftemperatur) untersucht, welchen Einfluss die Frequenz auf den Schwellenwert hat und ob sich dieser Einfluss in Abhängigkeit der Temperatur verändert. Der erste Schwellenwertversuch wurde bei 300 °C,  $R = 0,1$  und  $f = 5$  Hz mit einer Lastabsenkung von etwas mehr als 10 % je Laststufe gemessen (Abbildung 4.5).



**Abbildung 4.5:** Schwellenwertversuche bei 300 °C und 600 °C an Luft,  $R = 0,1$  und  $f = 20$  Hz und  $f = 5$  Hz.

Alle darauf folgenden Schwellenwertversuche wurden mit einer Lastabsenkung von 5 % je Laststufe durchgeführt, um mögliche Reihenfolgeeffekte durch die starke Plastifikation an der Risspitze durch die vorherige Laststufe minimieren bzw. auszuschließen zu können und um mehr Datenpunkte für mathematische Beschreibung der zyklischen Risswachstumskurve zu erhalten. Dennoch wird der Schwellenwertversuch mit der etwas höheren Lastabsenkung je

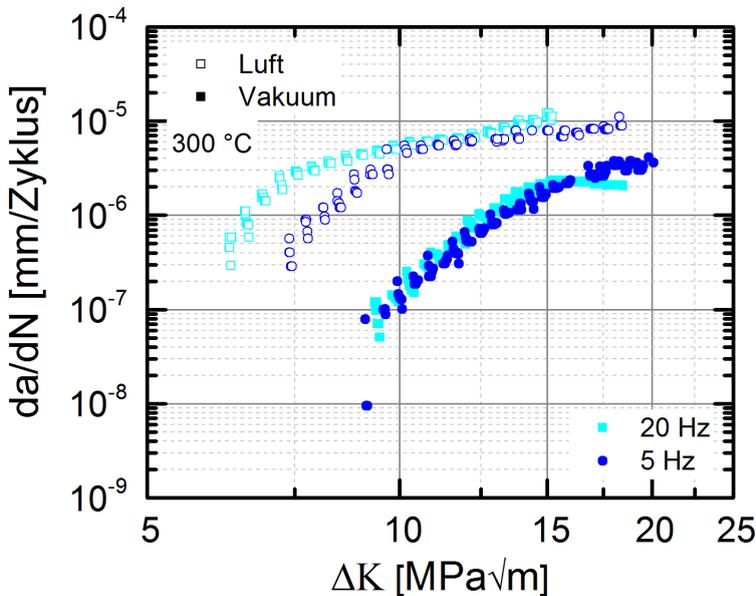
Laststufe in den Vergleich der Versuche mit unterschiedlicher Frequenz einbezogen, da der Schwellenwert bei 300 °C,  $R = 0,1$  und  $f = 5$  Hz mit einer Lastabsenkung von 5 % je Laststufe identisch mit dem Schwellenwert ist, der bei einer Lastabsenkung von etwas mehr als 10 % je Laststufe ermittelt wurde. In beiden Schwellenwertversuchen (5 Hz, 5 % und 10 % Lastabsenkung je Laststufe, vergl. **Abbildung 4.5**) wurde ein Schwellenwert von  $7,1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ermittelt. Im Anschluss an den Schwellenwertversuch bei 300 °C,  $R = 0,1$  und  $f = 5$  Hz mit Lastabsenkung von 5 % je Laststufe (**Abbildung 4.5**) wurde nach vollständigem Rissstillstand, d. h. nach einer Million Zyklen ohne Rissfortschritt (**Abbildung 4.6**) die Frequenz auf 20 Hz erhöht. Nach der Frequenzerhöhung begann das Spannungssignal der DC-Messung wieder zu steigen (**Abbildung 4.6**), d. h. es kam zu erneutem Risswachstum.



**Abbildung 4.6:** Spannungssignal der DC-Messung nach Rissstillstand und Spannungssignal der DC-Messung nach Erhöhung der Frequenz auf 20 Hz.

Die Last wurde dann sukzessive um 5 % je Laststufe weiter abgesenkt, bis erneut Rissstillstand eintrat. Dabei wurde ein Schwellenwert von  $6,3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  gemessen. Zur Verifikation wurde ein Schwellenwertversuch bei 300 °C,  $R = 0,1$  und  $f = 20$  Hz durchgeführt. Dieser Versuch (**Abbildung 4.5**) bestätigt den zuvor gemessenen Schwellenwert von  $6,3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  der nach dem vollständigen Rissstillstand des Schwellenwertversuchs bei 5 Hz bei einer Frequenzerhöhung auf 20 Hz ermittelt wurde. Das bedeutet zum einen, dass der Schwellenwertversuch an Luft bei 300 °C frequenzabhängig ist und zum anderen, dass es möglich ist, im Anschluss an einen Schwellenwert, der mit niedriger Frequenz durchgeführt wurde, nach vollständigem Rissstillstand die Frequenz zu erhöhen und einen gültigen Schwellenwert bei höherer Frequenz zu bestimmen, ohne dass ein weiterer Versuch an neuem Probenmaterial notwendig wäre. Zur Klärung, ob die Frequenzabhängigkeit des Schwellenwertes temperaturabhängig ist, wurden Schwellenwertversuche bei 600 °C,  $R = 0,1$ , mit  $f = 20$  Hz und  $f = 5$  Hz an Luft durchgeführt.

(**Abbildung 4.5**). Es wurden weder Unterschiede im Verlauf der Rissausbreitungskurven noch im Schwellenwert gefunden (**Abbildung 4.5**). Sowohl bei 5 Hz als auch bei 20 Hz wurde ein Schwellenwert von  $7,9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  gemessen. Zusätzlich wurde wie im Schwellenwertversuch bei  $300 \text{ }^\circ\text{C}$  und 5 Hz auch im Schwellenwertversuch bei  $600 \text{ }^\circ\text{C}$  und 5 Hz nach vollständigem Rissstillstand die Frequenz auf 20 Hz erhöht. Diesmal führte die Frequenzerhöhung nicht zu erneutem Risswachstum. Das heißt bei  $600 \text{ }^\circ\text{C}$  liegt im Gegensatz zu  $300 \text{ }^\circ\text{C}$  kein Frequenzeinfluss auf den Schwellenwert vor. Somit ist die Frequenzabhängigkeit des Schwellenwertes von der Temperatur abhängig. Zur Klärung, ob die Atmosphäre (bzw. die Wechselwirkung der Atmosphäre mit der zyklischen Beanspruchung der Risspitze) einen Einfluss auf die Frequenzabhängigkeit des Schwellenwertes bei  $300 \text{ }^\circ\text{C}$  hat bzw. sogar ursächlich ist und nicht die höherfrequente zyklische Bewegung der Versetzungen, wurde jeweils ein Schwellenwertversuch bei  $300 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $R = 0,1$ ,  $f = 20 \text{ Hz}$  und  $f = 5 \text{ Hz}$  im Vakuum durchgeführt. Diese Versuche wurden mit den bei gleichen Parametern an Luft durchgeführten Versuchen verglichen (**Abbildung 4.7**). Aus **Abbildung 4.7** ist ersichtlich, dass die zyklischen Risswachstumskurven unter Vakuum sowohl bei 20 Hz als auch bei 5 Hz auch im schwellenwertnahen Bereich fast den gleichen Verlauf haben.



**Abbildung 4.7:** Frequenzeinfluss auf den Schwellenwert in Abhängigkeit der Atmosphäre bei  $R = 0,1$  und  $300 \text{ }^\circ\text{C}$ .

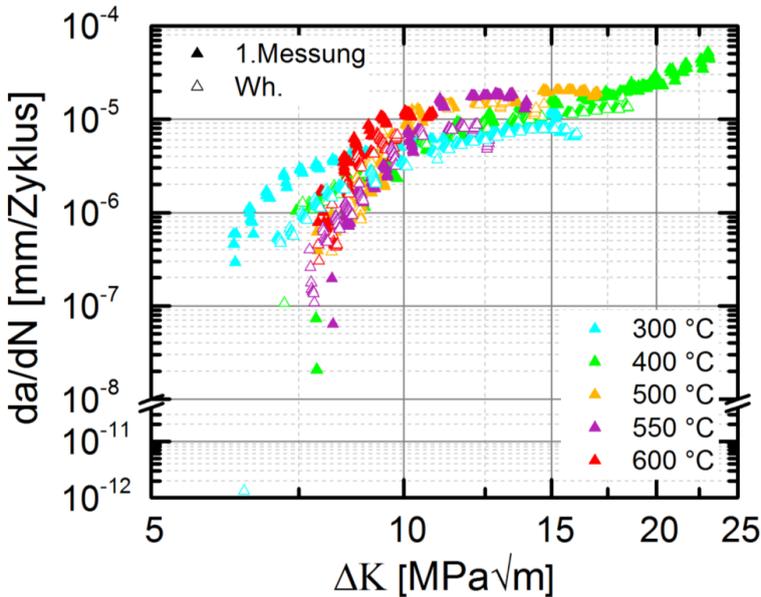
Lediglich ein geringer Unterschied im Schwellenwert wurde im Vakuum gemessen. Im Schwellenwertversuch bei  $300 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $R = 0,1$  und  $f = 20 \text{ Hz}$  wurde im Vakuum ein Schwellenwert von  $9,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ermittelt, bei  $f = 5 \text{ Hz}$  ein Schwellenwert von  $9,2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Im Anschluss an den 5 Hz Versuch nach vollständigem Rissstillstand (nach einer Million Zyklen ohne

Rissfortschritt) wurde die Frequenz auf 20 Hz erhöht. Es kam nicht zu erneutem Risswachstum. Das heißt, dass die minimale Differenz der Schwellenwerte zwischen 20 Hz und 5 Hz unter Vakuum wahrscheinlich auf statistischer Streuung beruht und nicht durch die Frequenz verursacht wird. Demzufolge gibt es keine Frequenzabhängigkeit des Schwellenwertes bei 300 °C im Vakuum. An Luft „knickt“ die bei 5 Hz gemessene zyklische Risswachstumskurve früher ab als die bei 20 Hz gemessene (**Abbildung 4.7**). An Luft wurde wie in Abschnitt beschrieben bei 300 °C,  $R = 0,1$  und  $f = 20$  Hz ein Schwellenwert von  $6,3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  gemessen, bei 5 Hz ein Schwellenwert von  $7,1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Auch an Luft wurde im Anschluss an den 5 Hz-Versuch nach vollständigem Rissstillstand die Frequenz erhöht und es kam im Gegensatz zum 5 Hz-Versuch im Vakuum zu erneutem Risswachstum (**Abbildung 4.6**). Die Ursache der Frequenzabhängigkeit des Schwellenwertes bei 300 °C ist also möglicherweise in der Wechselwirkung der Atmosphäre mit der zyklisch belasteten Risspitze zu sehen. Die dafür infrage kommenden Mechanismen wie beispielsweise, dass durch die höhere Frequenz mehr Wasserstoff in der plastisch verformten Zone absorbiert wird und es so zu einer stärkeren Versprödung an der Risspitze kommt, waren im Rahmen dieser Arbeit nicht zu klären. Die im Vergleich zum Vakuum niedrigeren Schwellenwerte an Luft sind auf Korrosion zurückzuführen.

Ein Grund, dass bei 600 °C keine Frequenzabhängigkeit gemessen wurde (**Abbildung 4.5**), ist möglicherweise, dass der niedrigere Schwellenwert bedingt durch die höhere Frequenz, durch oxidinduziertes Riss schließen kompensiert wird. Ein anderer möglicher Erklärungsansatz ist, dass die Oxidschicht bei 600 °C so schnell wächst bzw. so dick ist, dass die Wechselwirkung der Atmosphäre mit der zyklisch belasteten Risspitze zumindest eingeschränkt wird. Infolge dessen tritt auch kein Frequenzeinfluss bei 600 °C auf. Allerdings wäre auch eine Kombination aus beiden Mechanismen möglich.

Aufgrund des relativ geringen Frequenzeinflusses (zumindest im untersuchten Frequenzbereich von 5 Hz und 20 Hz) auf den Schwellenwert wurden alle weiteren Schwellenwertversuche bei 20 Hz durchgeführt.

Um den Einfluss wasserdampfhaltiger Umgebungsatmosphäre, der Kraftwerkskomponenten im Betrieb ausgesetzt sind, auf den Schwellenwert quantifizieren zu können, wurden zunächst zum Vergleich notwendige Schwellenwertversuche an Luft bei  $R = 0,1$ ,  $f = 20$  Hz im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C durchgeführt. Die Ergebnisse der Schwellenwertversuche sind in **Abbildung 4.8** und **Tabelle 4.2** dargestellt. Ab 400 °C liegt kein nennenswerter Temperatureinfluss auf den Schwellenwert vor (**Tabelle 4.2**). Die Schwellenwerte ab 400 °C bei ungefähr  $7,9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Nur bei einer Temperaturerhöhung von 300 °C auf 400 °C wurde in der ersten Messreihe (**Tabelle 4.2**) eine deutliche Schwellenwerterhöhung von  $1,6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  gemessen. Um die für die Schwellenwerterhöhung verantwortlichen Mechanismen identifizieren und quantifizieren zu können, wurden Schwellenwertversuche und sogenannte intrinsische Schwellenwertversuche sowohl an Luft als im Vakuum durchgeführt. Für eine grobe experimentelle Quantifizierung der Riss schließmechanismen und des Korrosionseinfluss ist es unumgänglich,



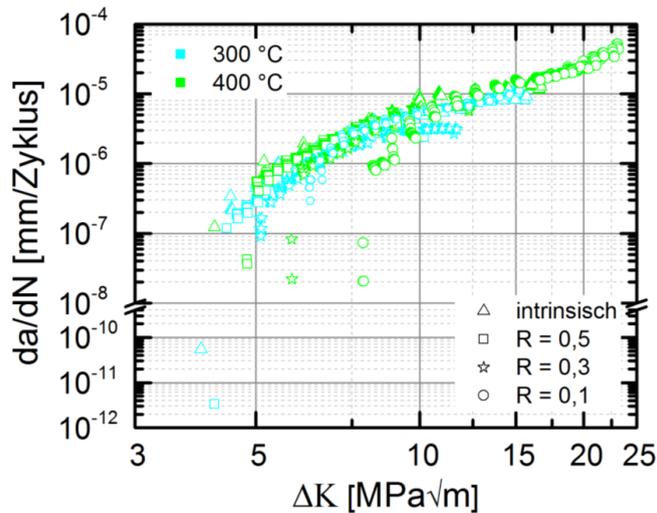
**Abbildung 4.8:** Schwellenwertversuche bei  $R = 0,1$  und  $f = 20$  Hz an Luft im Temperaturbereich von  $300\text{ °C}$  -  $600\text{ °C}$ .

Schwellenwertversuche die mit unterschiedlichen  $R$ -Verhältnissen gemessen wurden, miteinander zu vergleichen. Dies ist unter der Annahme möglich, dass die Riss-schließmechanismen entscheidend für die Ursache der  $R$ -Abhängigkeit des Schwellenwertes sind, nicht die höhere Mittellast. Das bedeutet mit zunehmendem  $R$ -Verhältnis wird der Riss immer weiter geöffnet, so dass der Einfluss der Riss-schließmechanismen abnimmt und somit auch der Schwellenwert sinkt.

**Tabelle 4.2:** Schwellenwerte ermittelt bei  $R = 0,1$  und  $f = 20$  Hz an Luft im Temperaturbereich von  $300\text{ °C}$  -  $600\text{ °C}$ .

Temperatur [°C]	300	400	500	550	600
$\Delta K_{\text{Schw.}, f=20\text{ Hz, Luft}}$ [MPa√m]	6,3	7,9	7,9	8,2	7,9
$\Delta K_{\text{Schw.}, f=20\text{ Hz, Luft}}$ (Wh.) [MPa√m]	6,5	7,2	8,2	7,8	7,9

Zur Überprüfung der Voraussetzung für die grobe experimentelle Quantifizierung der Riss-schließmechanismen wurden Schwellenwertversuche bei unterschiedlichen  $R$ -Verhältnissen sowie intrinsische Schwellenwertversuche bei  $20$  Hz im relevanten Temperaturbereich von  $300\text{ °C}$  -  $400\text{ °C}$  an Luft durchgeführt (Abbildung 4.9). Der Riss kam



**Abbildung 4.9:** R-Abhängigkeit des Schwellenwertes bei  $f = 20$  Hz im Temperaturbereich von 300 °C - 400 °C an Luft.

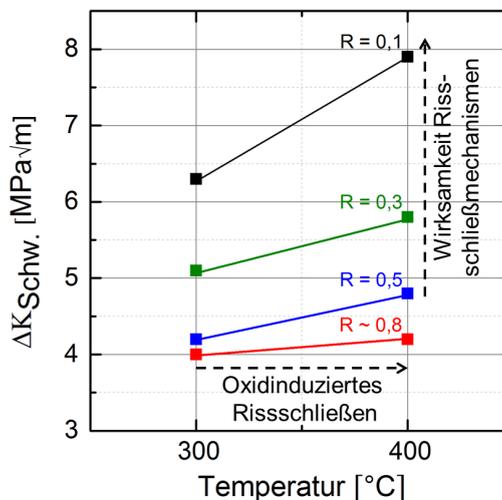
in den intrinsischen Schwellenwertversuchen sowohl bei 300 °C als auch bei 400 °C bei  $R \sim 0,8$  zum Stillstand. Die Schwellenwerte im Bereich von  $R = 0,1 - R \sim 0,8$  (intrinsisch) bei 20 Hz an Luft im Temperaturbereich von 300 °C - 400 °C sind in **Tabelle 4.3** zusammengefasst. Die Schwellenwerte sind im gesamten untersuchten R-Bereich von 0,1 - 0,5 bei 20 Hz an Luft bei 300 °C niedriger als bei 400 °C.

**Tabelle 4.3:** Schwellenwerte bei unterschiedlichen R-Verhältnissen bei 20 Hz an Luft im Temperaturbereich von 300 °C - 400 °C.

R-Verhältnis	0,1	0,3	0,5	Intrinsisch (~ 0,8)
$\Delta K_{Schw.,f=20\text{ Hz, Luft, }300^\circ\text{C}}$ [MPa $\sqrt{m}$ ]	6,3	5,1	4,2	4,0
$\Delta K_{Schw.,f=20\text{ Hz, Luft, }400^\circ\text{C}}$ [MPa $\sqrt{m}$ ]	7,9	5,8	4,8	4,2

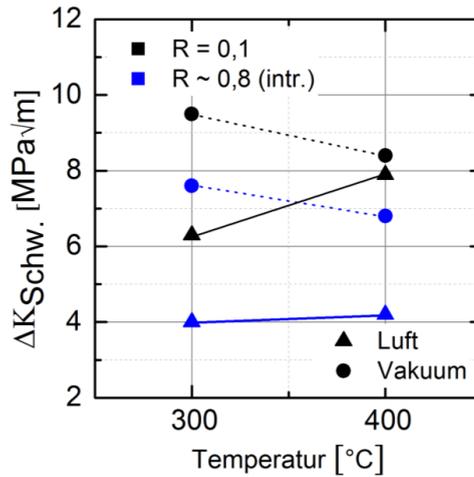
Wenn die Mittellast entscheidend für die R-Abhängigkeit des Schwellenwertes wäre und nicht die Riss-schließmechanismen, müssten die Schwellenwerte bei 400 °C bei allen R-Verhältnissen niedriger sein, da u. a. die Festigkeit und der E-Modul mit steigender Temperatur und somit auch der Risswiderstand abnehmen. Das Gegenteil ist aber der Fall, da die Schwellenwerte bei 400 °C höher sind als bei 300 °C (**Tabelle 4.3**). Im Vakuum, wo das oxidinduzierte Riss-schließen ausgeschlossen ist (wo aber dennoch Riss-schließmechanismen wie z. B. plastisch induziertes Riss-schließen aktiv sind) sind die Schwellenwerte für die untersuchten R-Verhältnisse von 0,1 und  $\sim 0,8$  (intrinsisch) bei 400 °C niedriger als bei

300 °C (**Tabelle 4.3**, **Tabelle 4.4** und **Abbildung 4.11**). Des Weiteren steigt der Schwellenwert bei 300 °C an Luft bei einer Verringerung des R-Verhältnisses von  $\sim 0,8$  (intrinsisch) auf  $R = 0,5$  im Rahmen der Streuung faktisch nicht (**Tabelle 4.3**). Das heißt die höhere Mittelast hat keinen Einfluss auf den Schwellenwert. Bei 300 °C gibt es erst ab  $R = 0,3$  einen Einfluss auf den Schwellenwert, während bei 400 °C schon ein merklicher Einfluss bei  $R = 0,5$  vorliegt. Dies ist nicht durch den Einfluss der Mittelast zu erklären, sondern nur durch die Riss-schließmechanismen. Bei 400 °C ist die Oxidschicht dicker als bei 300 °C (**Tabelle 4.6**), so dass das oxidinduzierte Riss-schließen schon bei einem höheren R-Verhältnis (hier  $R = 0,5$ ) wirken kann. Zudem steigt die Differenz der Schwellenwerterhöhung an Luft (jeweils zwischen 300 °C und 400 °C) mit abnehmendem R-Verhältnis (**Tabelle 4.3** und **Abbildung 4.10**).



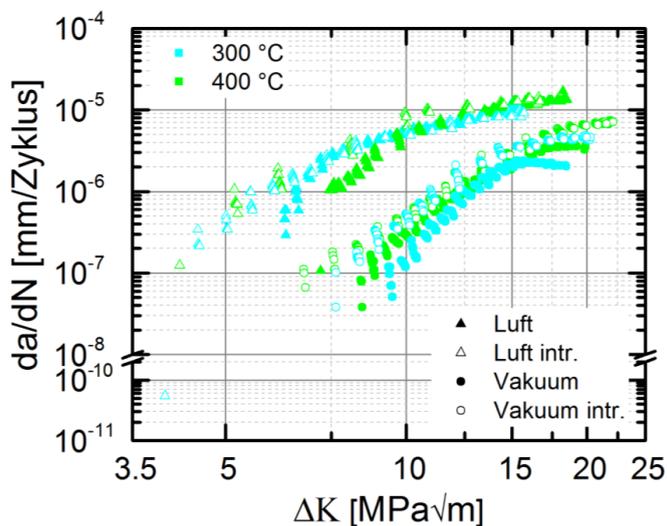
**Abbildung 4.10:** Einfluss des R-Verhältnisses bei 20 Hz an Luft in Abhängigkeit der Temperatur (300 °C - 400 °C).

Die Differenz beträgt bei  $R \sim 0,8$  nur  $0,2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  (vernachlässigbar, da im intrinsischen Schwellenwertversuch keine Riss-schließmechanismen auftreten), bei  $R = 0,5$  beträgt sie  $0,6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , bei  $R = 0,3$  beträgt sie  $0,7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  und bei  $R = 0,1$  beträgt sie  $1,6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Im Vakuum, wo das oxidinduzierte Riss-schließen nicht auftreten kann, liegt die Differenz der Schwellenwerte (zwischen 300 °C und 400 °C) für die untersuchten R-Verhältnisse für  $R \sim 0,8$  und  $R = 0,1$  in etwa der gleichen Größenordnung (bei  $R = 0,1$  beträgt sie  $0,9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  und bei  $R \sim 0,8$  beträgt sie  $0,9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  (**Tabelle 4.4**)). Dies sind zumindest Indizien dafür, dass für die R-Abhängigkeit des Schwellenwertes die Riss-schließmechanismen und nicht die höhere Mittelast ursächlich sind. Aus diesem Grund ist für die grobe experimentelle Quantifizierung der Riss-schließmechanismen der Vergleich von Schwellenwertversuchen mit unterschiedlichen R-Verhältnissen zulässig. Die generell niedrigeren Schwellenwerte an Luft im Vergleich zum Vakuum (**Tabelle 4.4**) sind korrosionsbedingt.



**Abbildung 4.11:** Einfluss des R-Verhältnisses bei 20 Hz in Abhängigkeit der Atmosphäre (Luft und Vakuum) und der Temperatur (300 °C - 400 °C).

**Abbildung 4.12** ist neben den Schwellenwerten bei  $R = 0,1$  und den intrinsischen Schwellenwerten bei 20 Hz an Luft und unter Vakuum im Temperaturbereich von 300 °C - 400 °C zu entnehmen, dass die Rissgeschwindigkeit im Vakuum sowohl bei 300 °C als auch bei 400 °C um etwa eine Größenordnung geringer als an Luft ist. Dies zeigt die beachtliche korrosive Wirkung der Umgebungsluft.



**Abbildung 4.12:** Schwellenwertversuche bei  $R = 0,1$ , 20 Hz an Luft und im Vakuum, sowie intrinsische Schwellenwertversuche bei 20 Hz an Luft und im Vakuum bei 300 °C und 400 °C.

Um die Riss-schließmechanismen separieren und grob quantifizieren zu können, die für die Schwellenwerterhöhung von  $1,6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  bei 20 Hz,  $R = 0,1$  an Luft bei einer Temperaturerhöhung von  $300 \text{ }^\circ\text{C}$  auf  $400 \text{ }^\circ\text{C}$  verantwortlich sind, wurden unterschiedliche Arten von Schwellenwertversuchen an Luft und im Vakuum durchgeführt.

Im Schwellenwertversuch an Luft treten das oxidinduzierte und das plastisch induzierte Riss-schließen (**Tabelle 4.4**) auf.

**Tabelle 4.4:** Riss-schließmechanismen und Korrosionseinfluss bei unterschiedlichen Arten von Schwellenwertversuchen an Luft und im Vakuum.

Versuchsart	$\Delta K_{\text{Schw. Luft}}$ [MPa $\sqrt{\text{m}}$ ]	$\Delta K_{\text{Schw. Luft (intr.)}}$ [MPa $\sqrt{\text{m}}$ ]	$\Delta K_{\text{Schw. Vak.}}$ [MPa $\sqrt{\text{m}}$ ]	$\Delta K_{\text{Schw. Vak. (intr.)}}$ [MPa $\sqrt{\text{m}}$ ]
<b>Mechanismen</b>	-Korrosion +oxidind. Riss-schl. +plastisch ind. Riss-schl.	-Korrosion	+plastisch ind. Riss-schl.	
<b>300 °C</b>	6,3	4,0	9,5	7,6
<b>400 °C</b>	7,9	4,2	8,4	6,8

Der Einfluss des rauigkeitsinduzierten Riss-schließens sollte vernachlässigbar sein, da mit zunehmender Temperatur die Oberflächenrauigkeit abnimmt [101] und die Schwellenwertversuche bei erhöhten Temperaturen von  $300 \text{ }^\circ\text{C}$  und  $400 \text{ }^\circ\text{C}$  durchgeführt wurden. Zudem liegt noch ein Korrosionseinfluss (detailliert beschrieben in Kapitel 2.3.1.5 und 2.3.1.6.2) vor. Der Schwellenwert an Luft bei  $300 \text{ }^\circ\text{C}$  beträgt  $6,3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  und bei  $400 \text{ }^\circ\text{C}$   $7,9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Im intrinsischen Schwellenwertversuch an Luft liegt nur Korrosionseinfluss vor (**Tabelle 4.4**). Der Korrosionseinfluss ist möglicherweise im intrinsischen Schwellenwertversuch etwas größer als im Schwellenwertversuch bei  $R = 0,1$ , da der Riss während des Versuchs fast vollständig geöffnet ist und so die Umgebungsatmosphäre leichter mit der Riss-spitze interagieren kann. Der Korrosionseinfluss könnte also überschätzt werden.

Der intrinsische Schwellenwert an Luft beträgt bei  $300 \text{ }^\circ\text{C}$   $4,0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  und bei  $400 \text{ }^\circ\text{C}$   $4,2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Im Schwellenwertversuch im Vakuum tritt nur plastisch induziertes Riss-schließen auf (**Tabelle 4.4**). Allerdings kann im Vakuum ein teilweises Verschweißen der Bruchfläche nicht ausgeschlossen werden [177]. Aus diesem Grund könnte der Anteil an plastisch induziertem Riss-schließen überschätzt werden. Der Schwellenwert im Vakuum beträgt bei  $300 \text{ }^\circ\text{C}$   $9,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  und bei  $400 \text{ }^\circ\text{C}$   $8,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Im Vakuum treten weder Riss-schließeffekte noch Korrosion im intrinsischen Schwellenwertversuch auf (**Tabelle 4.4**). Der intrinsische Schwellenwert im Vakuum beträgt bei  $300 \text{ }^\circ\text{C}$   $7,6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , bei  $400 \text{ }^\circ\text{C}$   $6,8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Der Korrosionseinfluss lässt sich aus der Differenz des intrinsischen Schwellenwertes im Vakuum und des intrinsischen Schwellenwertes an Luft bestimmen:

$$\Delta K_{Korrosion} = \Delta K_{Schw\_Vakuum\_intr.} - \Delta K_{Schw\_Luft\_intr.} \quad (4.1)$$

Der Anteil an plastisch induziertem Risssschließen kann aus dem Schwellenwert im Vakuum abzüglich des intrinsischen Schwellenwertes im Vakuum bestimmt werden:

$$\Delta K_{plastisch\_induziert} = \Delta K_{Schw\_Vakuum} - \Delta K_{Schw\_Vakuum\_intr.} \quad (4.2)$$

Der Schwellenwert an Luft setzt sich aus dem intrinsischen Schwellenwert im Vakuum, den Risssschließmechanismen, abzüglich des Korrosionseinflusses zusammen:

$$\begin{aligned} \Delta K_{Schw\_Luft} &= \Delta K_{Schw\_vak\_intr.} + \Delta K_{oxidinduziert} + \Delta K_{plastisch\_induziert} \\ &\quad - \Delta K_{Korrosion} \end{aligned} \quad (4.3)$$

Nach Umstellung von Gleichung (4.3) ergibt sich für das oxidinduzierte Risssschließen folgender Zusammenhang:

$$\begin{aligned} \Delta K_{oxidinduziert} &= \Delta K_{Schw\_Luft} - \Delta K_{Schw\_Vak\_intr.} - \Delta K_{plastisch\_induziert} \\ &\quad + \Delta K_{Korrosion} \end{aligned} \quad (4.4)$$

Aus den Gleichungen 4.1 - 4.4 ergeben sich die in **Tabelle 4.5** gelisteten Anteile der Risssschließmechanismen und des Korrosionseinflusses bei 300 °C und 400 °C. Bei 400 °C ist der Korrosionseinfluss um 1 MPa√m geringer als bei 300 °C (**Tabelle 4.5**). Die Ursache dafür ist die schneller wachsende und dickere Oxidschicht bei 400 °C. Das plastisch induzierte Risssschließen hat für den Schwellenwert bei einer Temperaturerhöhung von 300 °C und 400 °C praktisch keine Signifikanz. Der Anteil an plastisch induziertem Risssschließen ist bei 400 °C marginal um 0,3 MPa√m geringer (**Tabelle 4.5**). Die Hauptursache für die Schwellenwerterhöhung ist das oxidinduzierte Risssschließen. Das oxidinduzierte Risssschließen ist bei 400 °C um 1,7 MPa√m höher als bei 300 °C (**Tabelle 4.5**). Zur weiteren Verifikation der Ursache wurde die Oxidschichtdicke mit der Risssspitzenöffnungsverschiebung [101] verglichen. Bei 300 °C liegt die mittlere Oxidschichtdicke im Schwellenwertbereich in etwa in der Größenordnung der Risssspitzenöffnungsverschiebung (**Tabelle 4.6**). In der vorletzten Laststufe ( $\Delta K = 6,6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ) im Schwellenwertversuch bei

**Tabelle 4.5:** Quantitative Anteile der Riss-schließmechanismen, des Korrosionseinflusses und des Temperatureinflusses, die ursächlich für die Schwellenwerterhöhung bei einer Temperaturerhöhung von 300 °C auf 400 °C an Luft sind.

Mechanismen	$\Delta K_{\text{Korrosion}}$ [MPa $\sqrt{\text{m}}$ ]	$\Delta K_{\text{plastisch ind.}}$ [MPa $\sqrt{\text{m}}$ ]	$\Delta K_{\text{oxidind.}}$ [MPa $\sqrt{\text{m}}$ ]	Temperatureinfluss [MPa $\sqrt{\text{m}}$ ]	Summe [MPa $\sqrt{\text{m}}$ ]
<b>Temperatur</b>					
300 °C	3,6	1,9	0,4	7,6	-
400 °C	2,6	1,6	2,1	6,8	-
$\Delta_{300^{\circ}\text{C} \rightarrow 400^{\circ}\text{C}}$	1	-0,3	1,7	-0,8	1,6

300 °C und  $R = 0,1$  beträgt die Riss-spitzenöffnungsverschiebung 0,140  $\mu\text{m}$ , die mittlere Oxidschichtdicke 0,120  $\mu\text{m}$ . Das heißt bei 300 °C und  $R = 0,1$  ist das oxidinduzierte Riss-schließen in der vorletzten Laststufe nicht mehr wirksam. Mit zunehmendem  $R$ -Verhältnis wird der Riss immer weiter geöffnet, so dass u. a. das oxidinduzierte Riss-schließen nicht aktiv ist und der Schwellenwert geringer wird. Dagegen beträgt die mittlere Oxidschichtdicke bei 400 °C etwa 0,336  $\mu\text{m}$ , die Riss-spitzenöffnungsverschiebung im Bereich des Schwellenwertes 0,240  $\mu\text{m}$  (**Tabelle 4.6**). Bei 400 °C,  $R = 0,1$  ist die Oxidschichtdicke größer als die Riss-spitzenöffnungsverschiebung, weshalb das oxidinduzierte Riss-schließen wirksam ist. Die Wirksamkeit des oxidinduzierten Riss-schließens tritt bei 400 °C schon bei  $\Delta K = 9,8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  (mittlere Oxidschichtdicke beträgt 0,336  $\mu\text{m}$  und  $\text{CTOD} = 0,369$ ) ein, was die Hauptursache für den höheren Schwellenwert gegenüber 400 °C ist.

**Tabelle 4.6:** Oxidschichtdicke und Riss-spitzenöffnungsverschiebung (CTOD)

Temperatur [°C]	Lastverhältnis	Fließspannung [MPa]	$\Delta K_{\text{Schw.}}$ [MPa $\sqrt{\text{m}}$ ]	Mittlere Oxidschichtdicke [ $\mu\text{m}$ ]	CTOD** [ $\mu\text{m}$ ]
300	0,1	400*	6,3	0,120	0,128
400	0,1	350*	7,9	0,336	0,240

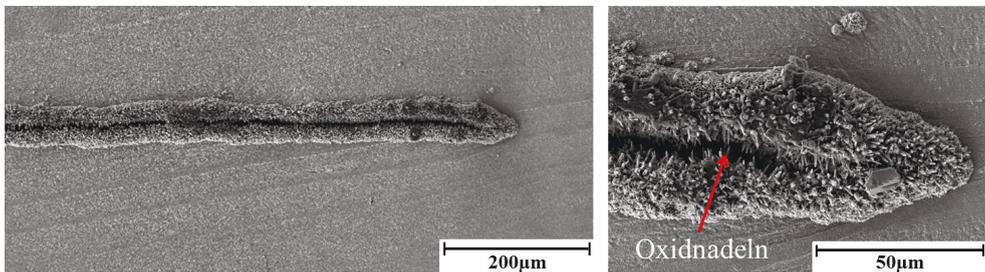
\* [10], \*\*  $\text{CTOD} = 0,49 \Delta K^2 / 2\sigma_{\text{FE}}$  [178].

Zusätzlich ist der reine Temperatureinfluss zu beachten. Allgemein nehmen u. a. die Festigkeit und der E-Modul eines Werkstoffes und somit auch der Riss-widerstand mit zunehmender Temperatur ab. Der reine Temperatureinfluss kann aus der Differenz des intrinsischen Schwellenwertes im Vakuum bei 300 °C und des intrinsischen Schwellenwertes im Vakuum bei 400 °C ermittelt werden. Damit ergibt sich eine Abnahme des Riss-widerstandes bei 400 °C gegenüber 300 °C um 0,8 MPa $\sqrt{\text{m}}$  (**Tabelle 4.5**). Die Summation aller Einflüsse (Korrosion, plastisch induziertes Riss-schließen, oxidinduziertes Riss-schließen und die

Veränderung des Risswiderstandes des Werkstoffs durch die Temperaturerhöhung) ergibt die gemessene Schwellenwerterhöhung von  $1,6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  bei einer Temperaturerhöhung von  $300 \text{ }^\circ\text{C}$  auf  $400 \text{ }^\circ\text{C}$ . Insgesamt ist die Hauptursache für die Schwellenwerterhöhung bei einer Temperaturerhöhung von  $300 \text{ }^\circ\text{C}$  auf  $400 \text{ }^\circ\text{C}$  die schneller wachsende und dickere Oxidschicht bei  $400^\circ\text{C}$ , die vor Korrosion schützt und gleichzeitig das oxidinduzierte Riss schließen begünstigt. Damit sind auch die zwischen  $400 \text{ }^\circ\text{C}$  und  $600 \text{ }^\circ\text{C}$  annähernd konstant in der Größenordnung von  $\sim 7,9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  bleibenden Schwellenwerte (**Tabelle 4.2**) zu erklären. Der Temperatureinfluss, der zur Senkung des Risswiderstandes führt, wird hauptsächlich durch das oxidinduzierte Riss schließen kompensiert.

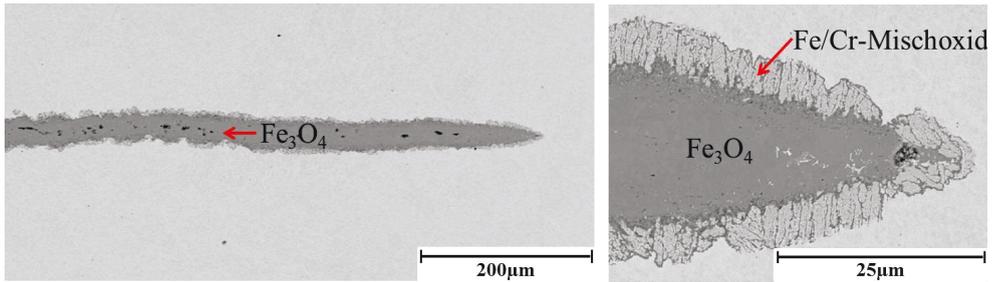
#### 4.2.2 Schwellenwertnaher Bereich unter Wasserdampfatosphäre

Zur Quantifizierung des Wasserdampfatosphäreneinflusses auf den Schwellenwert in Abhängigkeit der Temperatur werden die in Kapitel 4.2.1 ermittelten Schwellenwerte bei  $R = 0,1$ ,  $f = 20$  Hz im Temperaturbereich von  $300\text{ °C}$  -  $600\text{ °C}$  an Luft mit denen bei gleichen Parametern unter Wasserdampf gemessenen Schwellenwerten verglichen. Dazu wurde zunächst ein Schwellenwertversuch an der oberen Temperaturgrenze von  $600\text{ °C}$  unter Wasserdampf durchgeführt. Trotz Variation der Prüfkraft konnte kein konsistentes Risswachstum gemessen werden. Deshalb wurde der Versuch abgebrochen und die Oberfläche der C(T)-Probe mittels Rasterelektronenmikroskopie untersucht. Auf der Probenoberfläche wurde entlang der Rissflanken und an der Risssspitze ausgeprägte nadelförmige Oxidbildung beobachtet (**Abbildung 4.13**).



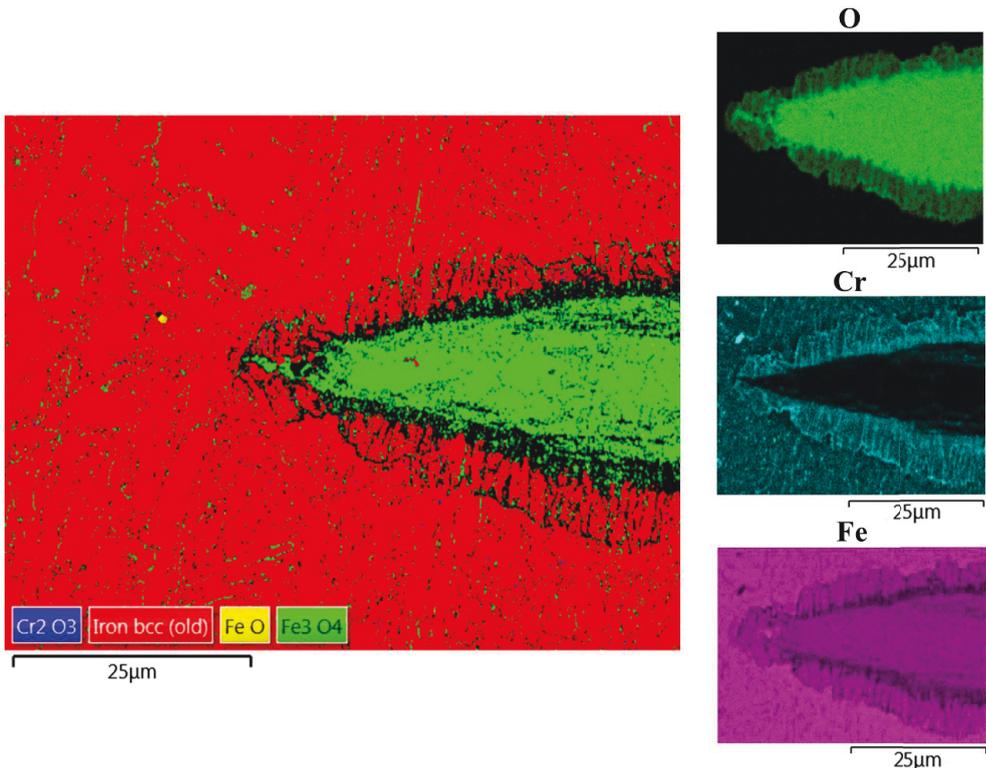
**Abbildung 4.13:** REM-Aufnahmen unterschiedlicher Vergrößerung der Risssspitze bzw. des risssspitzennahen Bereichs an der Oberfläche der nicht aufgezogenen C(T)-Probe des Schwellenwertversuchs bei  $600\text{ °C}$ ,  $R = 0,1$ ,  $f = 20$  Hz unter Wasserdampfatosphäre.

Zur weiteren Klärung des inkonsistenten Risswachstums im Schwellenwertversuch bei  $600\text{ °C}$  unter Wasserdampf wurde die C(T)-Probe auf die halbe Probenbreite ( $5\text{ mm}$ ) abgeschliffen und weitere rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen durchgeführt. Die REM-Aufnahmen (**Abbildung 4.14**) zeigen, dass die gesamte Risssspitze auch im Probeninneren vollständig oxidiert ist.



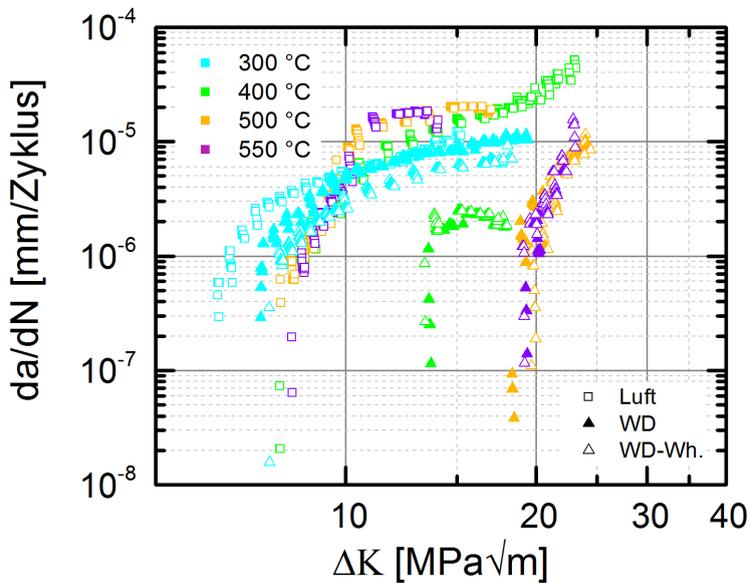
**Abbildung 4.14:** REM- Aufnahmen unterschiedlicher Vergrößerung der Risspitze bzw. des rissspitzennahen Bereichs der auf halbe Probenbreite (5 mm) abgeschliffenen, nicht aufgezogenen C(T)-Probe des Schwellenwertversuchs bei 600 °C,  $R = 0,1$ ,  $f = 20$  Hz unter Wasserdampf-atmosphäre.

Mittels eines EDX-Mappings der Risspitze wurde die Zusammensetzung der Oxide bestimmt. Die innere Schicht besteht aus  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ , die äußere Schicht aus einem Fe/Cr-Mischoxid (Abbildung 4.15, siehe auch Abbildung 4.14). Die schwarzen, zum Riss hin verlaufenden Linien (Abbildung 4.15) sind Cr-Anreicherungen.



**Abbildung 4.15:** EDX-Mapping der Risspitze des Schwellenwertversuchs bei 600 °C,  $f = 20$  Hz,  $R = 0,1$  unter Wasserdampf-atmosphäre.

Aufgrund der starken Oxidation ist eine Schwellenwertbestimmung bei 600 °C unter Wasserdampfatmosphäre nicht möglich, weshalb alle Schwellenwertversuche unter Wasserdampfatmosphäre in der vorliegenden Arbeit nur bis 550 °C durchgeführt wurden. In **Abbildung 4.16** sind die Ergebnisse der Schwellenwertversuche an Luft und unter Wasserdampfatmosphäre bei  $R = 0,1$  und  $f = 20$  Hz im Temperaturbereich von 300 °C - 550 °C gegenübergestellt.



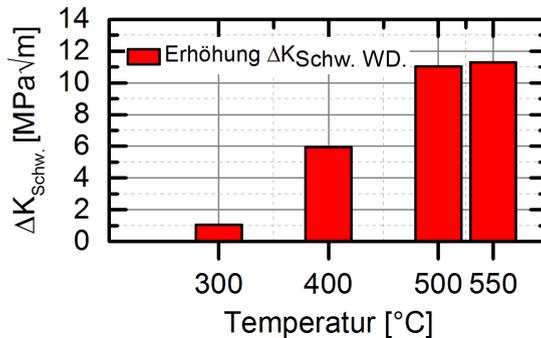
**Abbildung 4.16:** Vergleich der Schwellenwertversuche mit  $R = 0,1$ ,  $f = 20$  Hz an Luft und unter Wasserdampf im Temperaturbereich von 300 °C - 550 °C.

Die unter Wasserdampfatmosphäre gemessenen Risskurven fallen ab 400 °C abrupter ab als die an Luft ermittelten Risskurven (**Abbildung 4.16**). Die Ergebnisse der Schwellenwertversuche unter Wasserdampf sind in **Tabelle 4.7** zusammengefasst. Trotz der aggressiven Wasserdampfatmosphäre ist eine gute Reproduzierbarkeit der Versuche gegeben (vergleiche **Abbildung 4.16** und **Tabelle 4.7**).

**Tabelle 4.7:** Schwellenwerte ermittelt bei  $R = 0,1$  und  $f = 20$  Hz unter Wasserdampf im Temperaturbereich von 300 °C - 550 °C.

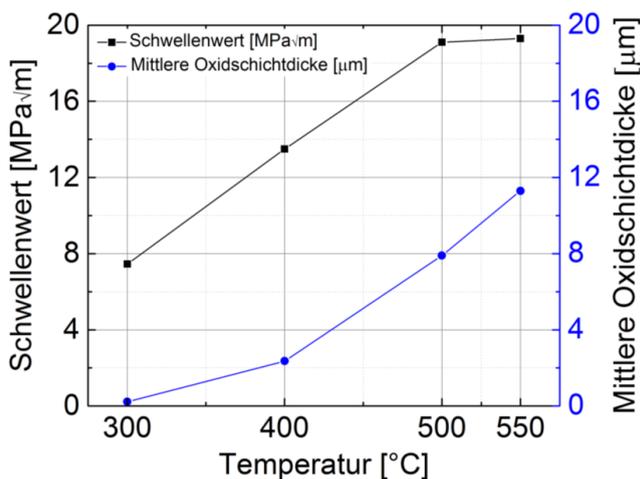
Temperatur [°C]	300	400	500	550
$\Delta K_{\text{Schw.,}f=20 \text{ Hz, WD}} [\text{MPa}\sqrt{\text{m}}]$	7,3	13,6	18,5	19,4
$\Delta K_{\text{Schw.,}f=20 \text{ Hz, WD}} [\text{MPa}\sqrt{\text{m}}]$ (Wh.)	7,6	13,4	19,7	19,2

Schon ab 300 °C liegt ein Wasserdampfataosphäreneinfluss auf den Schwellenwert vor. Bei 300 °C ist der Schwellenwert unter Wasserdampf (Vergleich der gemittelten Schwellenwerte unter Wasserdampf mit den gemittelten Schwellenwerten an Luft) gegenüber Luft um ~ 1,1 MPa√m, bei 400 °C um ~ 6 MPa√m, bei 500 °C um ~ 11,1 MPa√m und bei 550 °C um 11,3 MPa√m erhöht (**Abbildung 4.17**).



**Abbildung 4.17:** Schwellenwerterhöhung unter Wasserdampfataosphäre gegenüber Luft im Temperaturbereich von 300 °C - 550 °C.

Bei einer Temperaturerhöhung von 300 °C auf 500 °C steigt der Schwellenwert unter Wasserdampfataosphäre im Mittel um ~ 11,9 MPa√m. Die höheren Schwellenwerte unter Wasserdampf können mit zunehmenden Oxidschichtdicken korreliert werden (**Abbildung 4.18**).



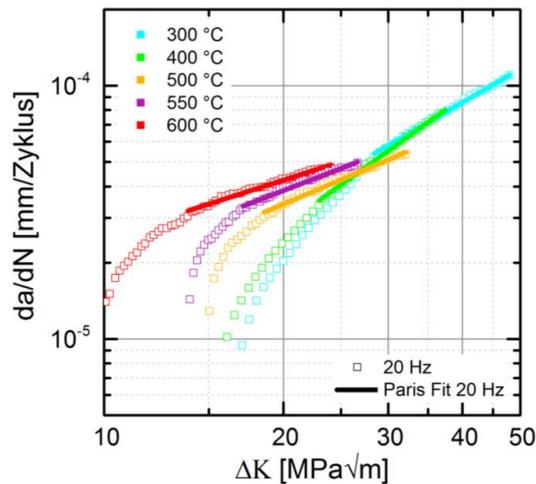
**Abbildung 4.18:** Schwellenwert in Abhängigkeit der Temperatur und die Abhängigkeit der mittleren Oxidschichtdicke von der Temperatur.

Bei einer Temperaturerhöhung von 300 °C auf 400 °C steigt die mittlere Oxidschichtdicke um ca. 2,14 µm, der gemittelte Schwellwert um  $\sim 6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  (**Abbildung 4.18**). Wird die Temperatur weiter von 400°C auf 500°C erhöht, steigt die mittlere Oxidschichtdicke um ungefähr 5,54 µm, der Schwellenwert im Mittel um  $5,6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  (**Abbildung 4.18**). Der Einfluss der mittleren Oxidschichtdicke auf die Schwellenwerterhöhung wird geringer. Erfolgt eine weitere Erhöhung der Temperatur von 500 °C auf 550 °C steigt die mittlere Oxidschichtdicke nochmals um ca. 3,4 µm an, der Schwellenwert steigt dagegen im Mittel nur noch um  $0,2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  (**Abbildung 4.18**). Das heißt ab 500 °C steigt die mittlere Oxidschichtdicke weiter stark an, gleichzeitig aber bleibt der Schwellenwert annähernd konstant (**Abbildung 4.18**). Es liegt also ab 500 °C unter Wasserdampfatmosphäre eine Sättigung des Schwellenwertes vor. Die Ursache für die höheren Schwellenwerte unter Wasserdampfatmosphäre gegenüber Luft ist der deutlich höhere Anteil an oxidinduziertem Riss schließen. Die Sättigung des Schwellenwertes ab 500 °C unter Wasserdampfatmosphäre ist wahrscheinlich dadurch bedingt, dass eine weitere Zunahme der Oxidschichtdicke nicht zu einem noch früheren Kontakt der gegenüberliegenden Rissufer führt, da die Risspitze und der risspitzennahe Flankenbereich schon vollständig oxidiert sind.

### 4.2.3 Bereich II der zyklischen Risswachstumskurve an Luft

Für lastflexibel betriebene Kraftwerke ist neben der Charakterisierung des Bereichs I der zyklischen Risswachstumskurve auch die Kenntnis des Rissausbreitungsverhaltens im Bereich II (Paris-Bereich) von elementarer Bedeutung. Dabei liegt der Fokus auf den Einflüssen von Temperatur, Frequenz bzw. Haltezeit und deren Wechselwirkung auf das Rissausbreitungsverhalten. Insbesondere die Haltezeitversuche kommen den realen Belastungsfrequenzen lastflexibel betriebener Kraftwerke schon relativ nah. Des Weiteren wird ermittelt, ab welcher Temperatur/Frequenz/Haltezeit-Kombination es neben dem ermüdungsdominierten Risswachstum auch zu Kriechermüdungswechselwirkung kommt.

Dazu wurden zunächst ERW-Versuche bei  $R = 0,1$ ,  $f = 20$  Hz in einem Temperaturbereich von  $300\text{ °C} - 600\text{ °C}$  an Luft durchgeführt. Die zugehörigen Risswachstumskurven sind in **Abbildung 4.19** dargestellt und die Risswachstumsstartwerte sind **Abbildung 4.20** zu entnehmen. Mit zunehmender Temperatur sinkt der Risswachstumsstartwert.

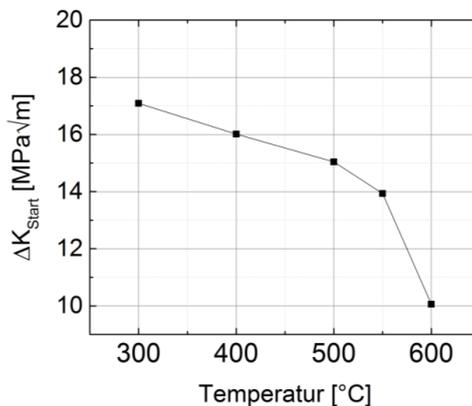


**Abbildung 4.19:** Zyklische Risswachstumskurven der ERW-Versuche bei  $f = 20$  Hz,  $R = 0,1$  an Luft im Temperaturbereich von  $300\text{ °C} - 600\text{ °C}$  mit zugehörigen Paris Fits.

Unter dem Begriff Risswachstumsstartwert ( $\Delta K_{\text{Start}}$ ) wird der  $\Delta K$ -Wert verstanden, der notwendig ist, um einen bereits im Material existierenden Riss gleicher Länge wieder zum Wachsen zu bringen. Ein Riss gleicher Länge ist erforderlich, damit die Risswachstumsstartwerte vergleichbar sind, da die Risslänge in die Berechnung der Spannungsintensität einfließt. Des Weiteren hängt der Risswachstumsstartwert auch von der Vorbelastung (plastische Zone) ab. Die Vergleichbarkeit wird in der vorliegenden Arbeit zum einen durch einen Anriss jeder Probe von  $a/W = 0,4$  und zum anderen durch die Probenentnahme aus dem kalten, unbelasteten und nicht mit Dampf beaufschlagten Flansch

der HDU (keine Vorbelastung) sichergestellt. Der Risswachstumsstartwert ist nicht mit dem Schwellenwert zu verwechseln. Der Schwellenwert gibt den Wert an, ab dem der Riss aus technischer Sicht nicht wachstumsfähig ist. Beide Werte werden unterschiedlich bestimmt. Zur Bestimmung des Schwellenwertes wird die Last und damit einhergehend die Spannungsintensität abgesenkt, bis Rissstillstand eintritt. Dahingegen wird bei der Bestimmung des Risswachstumsstartwertes die Last und somit auch die Spannungsintensität langsam erhöht (der Riss wird im Gegensatz zum Schwellenwertversuch immer weiter geöffnet) bis der durch Anschwingen erzeugte Riss anfängt zu wachsen. Aus diesem Grund sind Schwellenwert und Risswachstumsstartwert nicht identisch.

Der Risswachstumsstartwert nimmt im ERW-Versuch bei  $f = 20$  Hz und  $R = 0,1$  mit zunehmender Temperatur im untersuchten Temperaturbereich von  $300$  °C -  $600$  °C ab (**Abbildung 4.20**). Bis  $500$  °C nimmt der Risswachstumsstartwert näherungsweise linear mit der Temperatur ab, bis er dann bei höheren Temperaturen steiler abfällt. Mit steigender Temperatur nehmen u. a. die Festigkeit und der E-Modul ab, wodurch der Widerstand gegenüber dem Risswachstum sinkt.



**Abbildung 4.20:** Temperatureinfluss auf die Risswachstumsstartwerte im ERW-Versuch bei  $R = 0,1$  und  $f = 20$  Hz an Luft.

Bei gleichen Spannungsintensitäten steigt die Rissgeschwindigkeit leicht mit zunehmender Temperatur im gesamten untersuchten Temperaturbereich von  $300$  °C -  $600$  °C (mit Ausnahme des Risskurvenendes bei  $500$  °C). Mit zunehmender Temperatur wird das Versuchsabbruchkriterium ( $a/W = 0,7$ ) bei niedrigeren Spannungsintensitäten erreicht (**Abbildung 4.19**). Folglich wird auch ein Bauteil bei geringerer Spannungsintensität versagen.

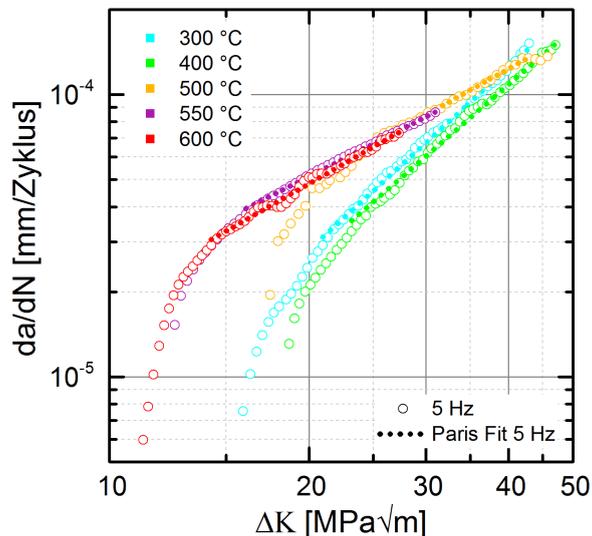
Die farbigen durchgezogenen Linien in **Abbildung 4.19** zeigen die Anpassung des stabilen Risswachstumsbereichs der ERW-Versuche bei  $R = 0,1$  und  $f = 20$  Hz im Temperaturbereich von  $300$  °C -  $600$  °C an Luft mittels der Paris-Gleichung (Gleichung (2.21)). Die ermittelten Ermüdungsrisswachstumsparameter sind in **Tabelle 4.8** aufgelistet.

**Tabelle 4.8:** Ermüdungsrisswachstumsparameter an Luft (ERW-Versuche bei  $f = 20$  Hz).

Prüftemperatur [°C]	C	m
300	$5,70 \cdot 10^{-7}$	1,4
400	$1,77 \cdot 10^{-7}$	1,7
500	$1,72 \cdot 10^{-6}$	1,0
550	$2,56 \cdot 10^{-6}$	0,9
600	$4,41 \cdot 10^{-6}$	0,8

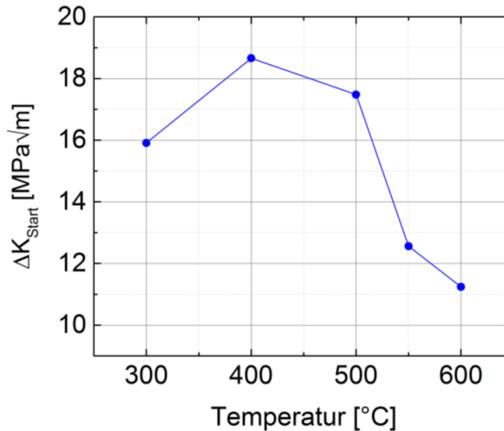
Der Koeffizient C steigt ab 500 °C um etwa eine Größenordnung und bewegt sich dann bis 600 °C in der gleichen Größenordnung. Der Exponent m steigt bis 400 °C leicht und sinkt dann. Tendenziell sinkt m mit zunehmender Temperatur. Ob bei 300 °C oder 400 °C ein abweichendes Verhalten der Risswachstumsstartwerte vorliegt oder es statistisch bedingt ist, kann aufgrund der geringen Versuchszahl nicht beurteilt werden.

Um die Auswirkungen einer niedrigeren Frequenz zu untersuchen, wurden im Anschluss an die ERW-Versuche mit  $R = 0,1$ ,  $f = 20$  Hz an Luft im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C, ERW-Versuche mit gleichen Parametern, aber mit  $f = 5$  Hz durchgeführt. **Abbildung 4.21** zeigt die Ergebnisse der ERW-Versuche mit  $f = 5$  Hz,  $R = 0,1$  an Luft im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C. Die zugehörigen Risswachstumsstartwerte sind **Abbildung 4.22** zu entnehmen.



**Abbildung 4.21:** Zyklische Risswachstumskurven der ERW-Versuche bei  $f = 5$  Hz,  $R = 0,1$  an Luft im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C und zugehörige Paris Fits.

Die höchsten Risswachstumsstartwerte wurden im ERW-Versuch mit 5 Hz bei 400 °C und 500 °C ermittelt (**Abbildung 4.22**).



**Abbildung 4.22:** Temperatureinfluss auf die Risswachstumsstartwerte im ERW-Versuch bei  $R = 0,1$  und  $f = 5$  Hz an Luft.

Die Rissgeschwindigkeit ist bei 400 °C bei gleicher Spannungsintensität minimal langsamer als bei 300 °C. Ab 500 °C ist die Rissgeschwindigkeit bei identischer Spannungsintensität gegenüber 300 °C und 400 °C leicht erhöht. Die Rissgeschwindigkeit ist von 500 °C - 600 °C bei identischer Spannungsintensität annähernd gleich. Mit zunehmender Temperatur ab 400 °C wird das Versuchsabbruchkriterium bei niedrigeren Spannungsintensitäten erreicht (**Abbildung 4.21**).

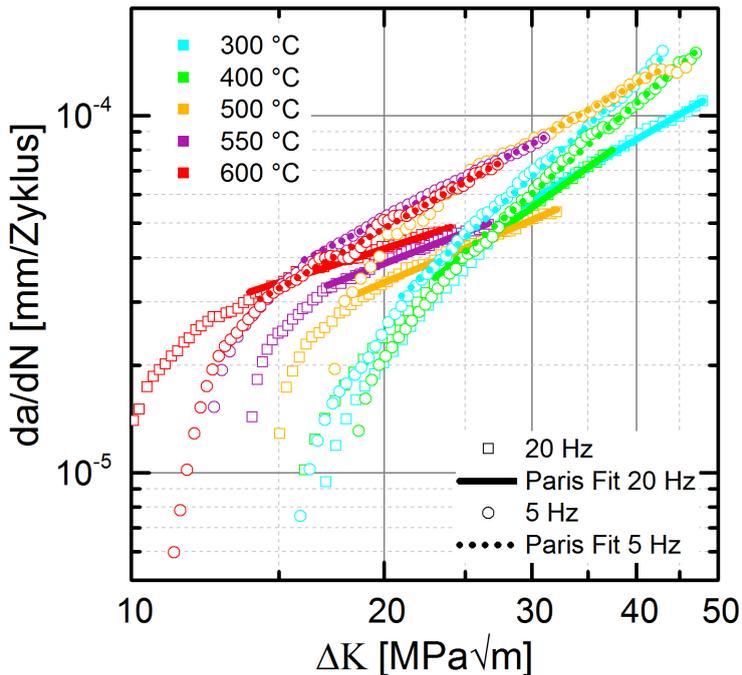
Wie auch im ERW-Versuch bei 20 Hz erfolgte auch bei 5 Hz eine Anpassung des stabilen Risswachstumsbereichs im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C mittels der Paris-Gleichung (gepunktete farbige Linien in **Abbildung 4.21**). Die bestimmten Ermüdungsrisswachstumsparameter sind in **Tabelle 4.9** dargestellt.

**Tabelle 4.9:** Ermüdungsrisswachstumsparameter an Luft (ERW-Versuche bei  $f = 5$  Hz).

Prüftemperatur [°C]	C	m
300	$4,53 \cdot 10^{-8}$	2,1
400	$5,90 \cdot 10^{-8}$	2,0
500	$9,95 \cdot 10^{-7}$	1,3
550	$1,43 \cdot 10^{-6}$	1,2
600	$8,70 \cdot 10^{-7}$	1,3

Der Koeffizient C ist bei 500 °C und 600 °C etwa um eine Größenordnung, bei 550 °C etwa zwei Größenordnungen größer als bei 300 °C und 400 °C. Der Exponent m sinkt bis 500 °C und bleibt dann annähernd konstant.

**Abbildung 4.23** zeigt den Vergleich die zyklischen Risswachstumskurven der ERW-Versuche bei  $R = 0,1$ ,  $f = 20$  Hz im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C mit den bei gleichen Parametern für 5 Hz ermittelten zyklischen Risswachstumskurven und die dazugehörigen Anpassungen mittels Paris-Gleichung.



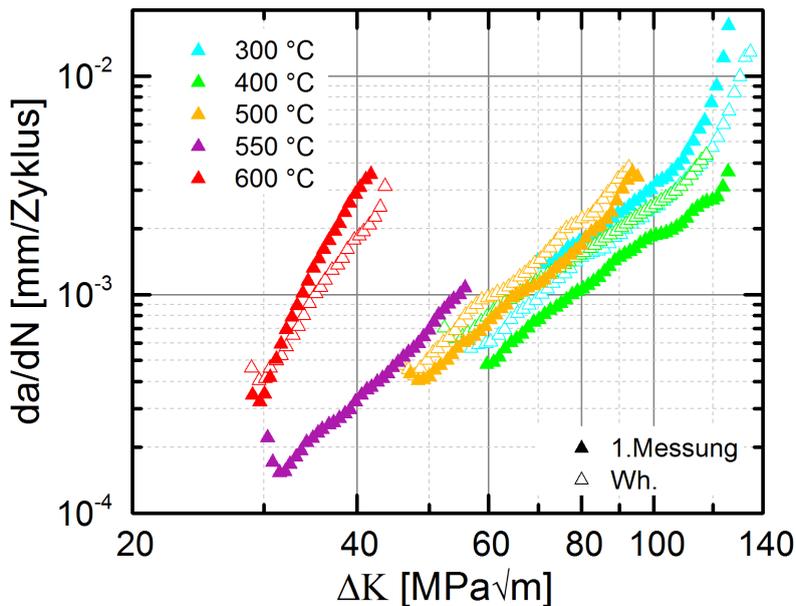
**Abbildung 4.23:** Frequenzeinfluss (X20CrMoV12-1) auf die Rissgeschwindigkeit und den Risswachstumsbeginn bei Frequenzen von 5 Hz und 20 Hz,  $R = 0,1$  an Luft im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C und zugehörige Paris Fits.

Im Gegensatz zu den ERW-Versuchen bei 20 Hz, bei denen die Risswachstumsstartwerte mit zunehmender Temperatur leicht sinken (**Abbildung 4.20**) wurden in den ERW Versuchen mit 5 Hz die höchsten Risswachstumsstartwerte bei 400 °C (18,66  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ ) und 500 °C (17,48  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ ) gemessen (**Abbildung 4.22**). Erst ab 500 °C sinken die Risswachstumsstartwerte. Ob das abweichende Verhalten der Risswachstumsstartwerte durch die Frequenz verursacht wird oder ob es sich um „Ausreißer“ handelt, ist aufgrund der geringen Anzahl an Versuchen nicht zu beurteilen.

Die Rissgeschwindigkeit steigt leicht mit abnehmender Frequenz (20 Hz  $\rightarrow$  5 Hz) bei gleicher Spannungsintensität an Luft im gesamten Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C.

Der Ermüdungsrisswachstumsparameter  $C$  ist mit Ausnahme von  $550\text{ °C}$  im ERW-Versuch bei  $20\text{ Hz}$  im gesamten Temperaturbereich von  $300\text{ °C}$  -  $600\text{ °C}$  um etwa eine Größenordnung größer als im ERW-Versuch bei  $5\text{ Hz}$ , während der Parameter  $m$  im gesamten Temperaturbereich niedriger ist. Dies ist plausibel, da die Rissgeschwindigkeit im ERW-Versuch bei  $20\text{ Hz}$  im gesamten Temperaturbereich von  $300\text{ °C}$  -  $600\text{ °C}$  niedriger ist und somit die Risswachstumskurve eine geringere Steigung hat. Durch die geringere Steigung ist die Parallelverschiebung zur Ordinate größer, folglich auch der Parameter  $C$ .

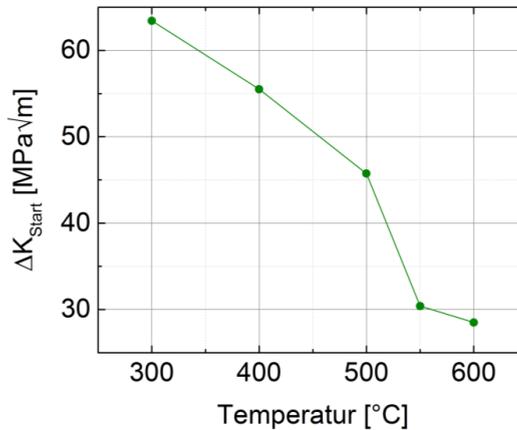
Um die Auswirkungen niedriger Frequenzen wie sie im realen Kraftwerksbetrieb auftreten testen zu können, wurden zunächst ERW-Versuche mit  $5\text{ Minuten}$  Haltezeit bei Maximallast in dem für den lastflexiblen Kraftwerksbetrieb relevanten Temperaturbereich von  $300\text{ °C}$  -  $600\text{ °C}$  durchgeführt. Zum besseren Vergleich der Haltezeitversuche in Abhängigkeit der Temperatur und bis zur Klärung der Gültigkeitsgrenze des  $K$ -Konzeptes, erfolgt die Auswertung aller Versuche zunächst mit dem  $K$ -Konzept. **Abbildung 4.24** zeigt die zyklischen Risswachstumskurven der ERW-Versuche mit  $5\text{ Minuten}$  Haltezeit bei Maximallast bei  $R = 0,1$  im Temperaturbereich von  $300\text{ °C}$  -  $600\text{ °C}$  an Luft und **Abbildung 4.25** die zugehörigen gemittelten (mit Ausnahme  $550\text{ °C}$ ) Risswachstumsstartwerte.



**Abbildung 4.24:** Zyklische Risswachstumskurven der ERW-Versuche mit  $5\text{ Minuten}$  Haltezeit bei Maximallast bei  $R = 0,1$  an Luft im Temperaturbereich von  $300\text{ °C}$  -  $600\text{ °C}$ .

Wie auch in den ERW-Versuchen mit  $20\text{ Hz}$  beobachtet (**Abbildung 4.20**) sinkt der Risswachstumsstartwert bis  $500\text{ °C}$  annähernd linear mit der Temperatur (**Abbildung 4.25**)

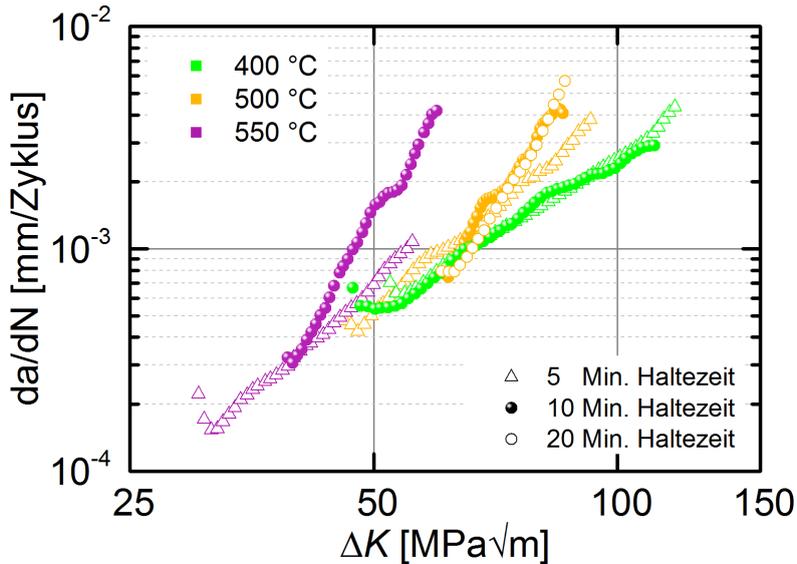
Allgemein sinkt der Risswachstumsstartwert im untersuchten Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C mit zunehmender Temperatur.



**Abbildung 4.25:** Temperatureinfluss auf die Risswachstumsstartwerte (Mittelwerte mit Ausnahme 550 °C) im ERW-Versuch mit 5 Minuten Haltezeit bei Maximallast bei  $R = 0,1$  an Luft im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C.

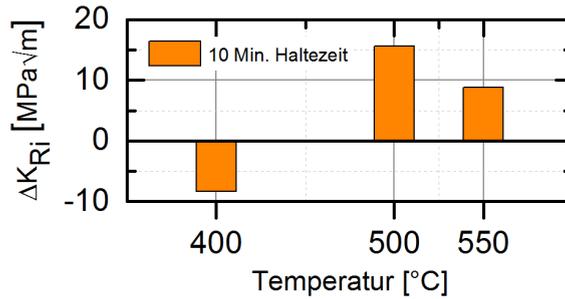
Im Temperaturbereich von 300 °C - 500 °C liegen die Rissausbreitungskurven dicht beieinander (**Abbildung 4.24**), d. h. in diesem Bereich liegt nur ein geringer Temperatureinfluss auf die Rissgeschwindigkeit vor. Bei 550 °C wird im 5 Minuten Haltezeitversuch erstmalig ein deutlicher Temperatureinfluss beobachtet. Das Risswachstum beginnt bei signifikant niedrigeren  $\Delta K$ -Werten (**Abbildung 4.25**) und das Versuchsabbruchkriterium ( $a/w = 0,7$  oder 5 mm Aufweitung) wird dementsprechend bei niedrigeren Spannungsintensitäten erreicht. Ab 600 °C ist die Risswachstumsgeschwindigkeit zusätzlich deutlich beschleunigt (**Abbildung 4.24**).

Um die realen, in lastflexibel betriebenen Kraftwerken auftretenden Belastungsfrequenzen präziser im Labormaßstab abbilden zu können, wurden ERW-Versuche mit auf 10 Minuten erhöhter Haltezeit im Temperaturbereich von 400 °C - 550 °C durchgeführt. Zusätzlich erfolgte zur Identifikation des Übergangs zur Kriechermüdungswechselwirkung noch ein Versuch mit einer auf 20 Minuten erhöhten Haltezeit bei 500 °C. **Abbildung 4.26** zeigt den Effekt einer auf 10 Minuten erhöhten Haltezeit bei Maximallast bei  $R = 0,1$  auf den Risswachstumsbeginn und die Rissgeschwindigkeit im Temperaturbereich von 400 °C - 550 °C an Luft im Vergleich zu 5 Minuten Haltezeit, sowie die Auswirkung einer weiter auf 20 Minuten erhöhten Haltezeit bei 500 °C bei ansonsten identischen Prüfparametern. Der Risswachstumsstartwert im ERW-Versuch mit 10 Minuten Haltezeit bei Maximallast und  $R = 0,1$  an Luft beträgt bei 500 °C 61,31 MPa√m, bei 550 °C 39,16 MPa√m. Das Risswachstum beginnt demzufolge im Temperaturbereich von 500 °C - 550 °C mit zunehmender Haltezeit bei höheren  $\Delta K$ -Werten.



**Abbildung 4.26:** Zyklische Risswachstumskurven der ERW-Versuche (5, 10 und 20 Minuten Haltezeit bei Maximallast,  $R = 0,1$  an Luft im Temperaturbereich: 400 °C - 550 °C).

Dagegen hat eine weitere Erhöhung der Haltezeit auf 20 Minuten bei 550 °C im Vergleich zu 10 Minuten Haltezeit bei 550 °C keinen nennenswerten Einfluss mehr auf den Risswachstumsbeginn (**Abbildung 4.26**). Der Risswachstumsstartwert im ERW-Versuch mit 20 Minuten Haltezeit bei Maximallast bei  $R = 0,1$  an Luft bei 500 °C beträgt 60,70  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  (zum Vergleich: für 10 Minuten Haltezeit bei 500 °C beträgt der Risswachstumsstartwert 61,31  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ ). Quantitativ entspricht dies verglichen mit dem Mittelwert des Risswachstumsstartwertes für 5 Minuten Haltezeit bei 500 °C einer Erhöhung des Risswachstumsstartwertes um 15,56  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ , bei 550 °C (hier wurde nur ein Versuch durchgeführt, deshalb ist kein Vergleich mit dem Mittelwert möglich) um 8,76  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  (**Abbildung 4.27**). Das heißt, der verzögernde Effekt steigt im Temperaturbereich von 500 °C - 550 °C mit abnehmender Temperatur. Dafür spielen wahrscheinlich mehrere Faktoren eine Rolle: Zum einen ist die Atmosphäre bei 550 °C im Vergleich zu 500 °C aggressiver (Oxidation), zudem nimmt der Einfluss von Kriechprozessen zu. Die Ursache für die Erhöhung der Risswachstumsstartwertes mit zunehmender Haltezeit ist möglicherweise die bei 10 Minuten Haltezeit ohne Entlastungszyklus höhere Versetzungsdichte und eine größere plastische Zone an bzw. in der Umgebung der Risspitze als für 5 Minuten Haltezeit. Daher sind im 10 Minuten Haltezeitversuch höhere Spannungsintensitäten erforderlich, damit der Riss überhaupt durch das stark plastische verformte Material vor bzw. in der Umgebung der Risspitze wachsen kann. Zudem steht durch die zunehmende Haltezeit und die dadurch länger geöffnete Risspitze mehr Zeit für den Aufbau einer Oxidschicht auch an der Risspitze zur Verfügung. Bei 20 Minuten Haltezeit bei 500 °C gibt es im Vergleich



**Abbildung 4.27:** Erhöhung des Risswachstumsstartwertes bei Erhöhung der Haltezeit von 5 auf 10 Minuten im Temperaturbereich von 400 °C - 550 °C.

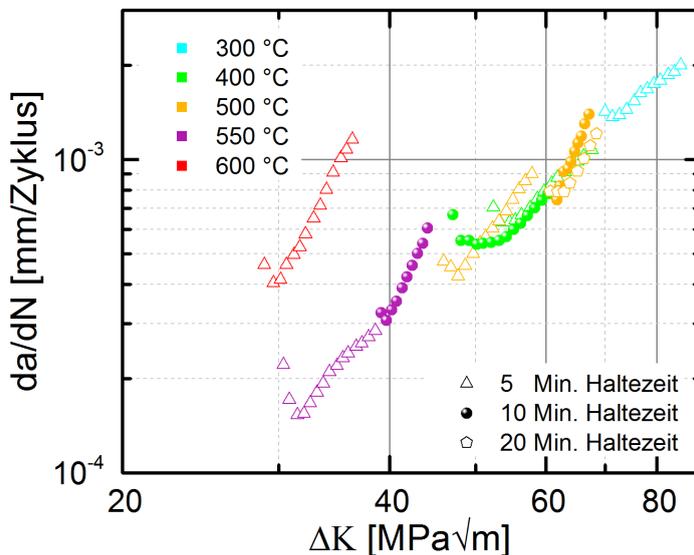
zu 10 Minuten Haltezeit keinen nennenswerten Einfluss auf den Rissausbreitungsbereich. Ein Erklärungsansatz dafür könnte sein, dass die dickere Oxidschicht bei 20 Minuten Haltezeit aufgrund eines Sättigungseffektes keinen verbesserten Schutz gegenüber dem Versuch mit 10 Minuten Haltezeit bietet. Die im Vergleich zu 10 Minuten Haltezeit höhere Versetzungsdichte und größere plastische Zone kann bei 20 Minuten Haltezeit durch die längere Relaxationszeit ungefähr auf das Niveau für 10 Minuten Haltezeit reduziert werden.

Bei 400 °C wird eine konträre Auswirkung der auf 10 Minuten erhöhten Haltezeit auf den Rissausbreitungsbereich beobachtet (**Abbildung 4.26**): Der Risswachstumsstartwert sinkt verglichen mit dem Mittelwert des Risswachstumsstartwertes für 5 Minuten Haltezeit bei 400 °C um 8,37 MPa√m (**Abbildung 4.27**). Möglicherweise hat die Oxidschicht bei 400 °C eine im Vergleich zu 500 °C und 550 °C weniger schützende Wirkung. Gleichzeitig ist die Risspitze länger geöffnet, so dass korrosive Prozesse länger wirken können.

Neben den unterschiedlichen Auswirkungen der erhöhten Haltezeit in Abhängigkeit der Temperatur auf den Risswachstumsbeginn wurden auch Unterschiede in Bezug auf die Rissgeschwindigkeit beobachtet. Im Temperaturbereich von 500 °C - 550 °C steigt die Rissgeschwindigkeit mit zunehmender Haltezeit (**Abbildung 4.26**). Dagegen entspricht die Rissgeschwindigkeit bei 10 Minuten Haltezeit bei 400 °C und gleicher Spannungsintensität etwa der für 5 Minuten Haltezeit gemessenen (**Abbildung 4.26**). Die Rissgeschwindigkeit für 20 Minuten Haltezeit bei 500 °C entspricht ungefähr der bei 10 Minuten Haltezeit bei 500 °C gemessenen (**Abbildung 4.26**). Das heißt, bei 500 °C führt eine weitere Erhöhung der Haltezeit von 10 auf 20 Minuten nicht zu einer weiteren Erhöhung der Rissgeschwindigkeit. Die Tatsache, dass bei 400 °C eine Erhöhung der Haltezeit auf 10 Minuten keinen Einfluss auf die Rissgeschwindigkeit hat, gleichwohl aber bei 500 °C und 550 °C, deutet auf Kriechprozesse hin. Die genaue Klärung erfolgt in Kapitel 4.2.3.1 anhand von Mikrostrukturbildern und der Bestimmung der Übergangszeit  $t_1$ .

Bei genauerer Betrachtung der Risswachstumskurven ist sowohl bei 5 Minuten als auch bei 10 Minuten Haltezeit auffällig, dass die Rissgeschwindigkeit im gesamten Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C im Anfangsbereich bei Korrelation mit  $\Delta K$  einen hakenförmigen Verlauf zeigt (**Abbildung 4.28**). Das heißt, die Rissgeschwindigkeit nimmt zunächst mit steigendem

$\Delta K$  ab, durchläuft ein Minimum und steigt dann mit zunehmendem  $\Delta K$  an, woraus der hakenförmige Verlauf entsteht. Die Ausprägung des hakenförmigen Verlaufs nimmt mit abnehmender Temperatur und steigender Haltezeit ab (**Abbildung 4.28**). Narasimhachary et. al. [80] haben diesen hakenförmigen Verlauf der Rissgeschwindigkeit bei unterschiedlichen Haltezeiten von bis zu 600 s, bei  $R = 0,1$  im 9Cr-1Mo (P91) Stahl bei 625 °C nachgewiesen. Saxena [81] fand diesen charakteristischen Verlauf bei einem Cr-Mo-V Stahl bei 538 °C mit 60 s Haltezeit bei Maximallast. Nach Narasimhachary et. al. [80] kommt es aufgrund hoher elastischer Spannungen im Rissspitzenbereich schnell zu Kriechverformungen. Durch Spannungsrelaxation an der Risspitze nimmt die Kriechverformung mit fortschreitender Zeit ab. Weiterhin nimmt die Geschwindigkeit der Spannungsrelaxation mit kumulierter Zeit ab, aber gleichzeitig steigt  $\Delta K$  aufgrund der zunehmenden Risslänge. Durch die konkurrierenden



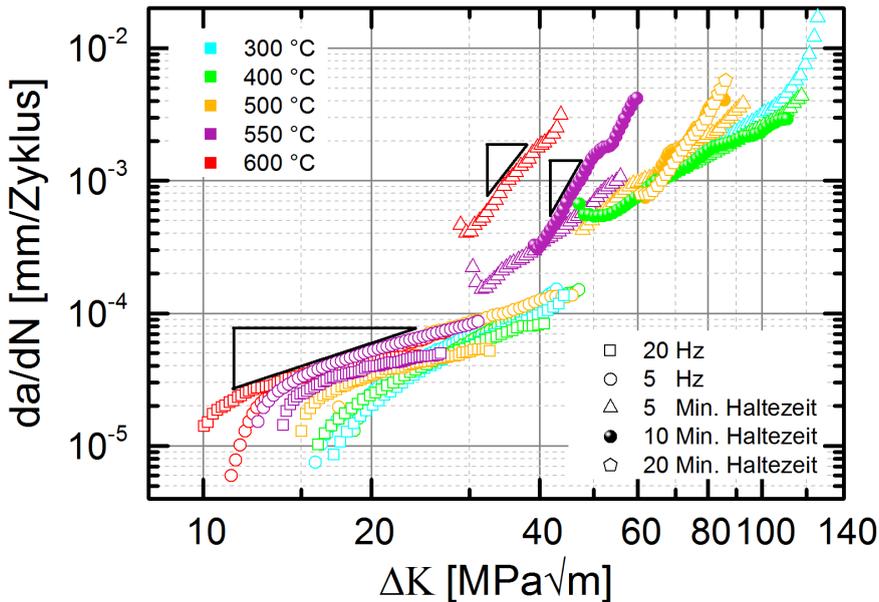
**Abbildung 4.28:** Zyklische Risswachstumsgeschwindigkeit des kriechduktilen X20CrMoV12-1 (5, 10 und 20 Minuten Haltezeit bei Maximallast,  $R = 0,1$  gemessen in Luft im Temperaturbereich: 300 °C - 600 °C).

Kräfte der Spannungsrelaxation mit abnehmender Geschwindigkeit und ansteigendem  $\Delta K$  ergibt sich zunächst eine Tendenz zu abnehmender Rissgeschwindigkeit und anschließendem Ansteigen, woraus der charakteristische hakenförmige Verlauf in der Auftragung  $da/dN$  oder  $da/dt$  versus  $\Delta K$  resultiert. Die Untersuchungen von Narasimhachary et. al. [80] und Saxena [81] erfolgten bei Temperaturen über 500 °C. In der vorliegenden Arbeit wurden die Haltezeitversuche im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C an einem ebenfalls kriechduktilen X20CrMoV12-1 Stahl durchgeführt. Wie weiter oben im Abschnitt beschrieben, wird ein hakenförmiger Verlauf der Rissgeschwindigkeit, wenn auch in weniger ausgeprägter Form auch bei niedrigeren Temperaturen beobachtet (**Abbildung 4.28**), bei

denen Kriechprozesse keine Rolle spielen dürften. Bei niedrigeren Temperaturen sind im Vergleich zu erhöhten Temperaturen ab 500 °C sehr hohe Spannungsintensitäten erforderlich um den Riss zum Wachsen zu bringen. Möglicherweise kommt es dadurch zur Ausbildung einer größeren plastischen Zone vor der Rissspitze infolge dessen die Risswachstumsgeschwindigkeit verlangsamt wird. Die Rissgeschwindigkeit sinkt weiter, bis der Riss ausreichend gewachsen und  $\Delta K$  soweit angestiegen ist, dass die plastische Zone vor der Rissspitze relativ einfach überwunden werden kann. Ab diesem Punkt steigt die Rissgeschwindigkeit mit zunehmendem  $\Delta K$  wieder an. Ein möglicher Grund für die geringere Ausprägung des hakenförmigen Verlaufs der Rissgeschwindigkeit bei niedrigeren Temperaturen könnte daher sein, dass die Rissgeschwindigkeit aufgrund der notwendigen hohen Spannungsintensität zu Beginn der Rissausbreitung trotz hoher Versetzungsdichte und großer plastischer Zone vor der Rissspitze im Anfangsbereich der zyklischen Risswachstumskurve höher ist als bei Temperaturen ab 500 °C (bei gleicher Haltezeit, **Abbildung 4.28**). Bedingt durch die höhere Risswachstumsgeschwindigkeit wird schneller ein  $\Delta K$ -Wert erreicht, ab dem die hohe Versetzungsdichte und die große plastische Zone relativ einfach überwunden werden kann. Weiterhin ist zu beobachten, dass mit zunehmender Haltezeit die Ausprägung der „Haken“ abnimmt (**Abbildung 4.28**). Möglicherweise erfolgt die Spannungsrelaxation aufgrund der höheren Haltezeit wesentlich schneller, so dass die Zunahme von  $\Delta K$  schneller überwiegt.

In **Abbildung 4.29** ist die Frequenzabhängigkeit der Rissgeschwindigkeit bei  $R = 0,1$  in einem Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C an Luft dargestellt. Im „höheren“ Frequenzbereich (5 Hz und 20 Hz) steigt im gesamten Temperaturbereich an Luft mit abnehmender Frequenz die Rissgeschwindigkeit nur leicht (**Abbildung 4.29**), d. h. die Rissgeschwindigkeit ist in diesem Frequenzbereich relativ frequenzunempfindlich. Erst zu sehr niedrigen Frequenzen hin (hier ab 5 Minuten Haltezeit) nimmt die Rissgeschwindigkeit deutlich zu (**Abbildung 4.29**). Nikbin et. al. [79] haben ähnliches Verhalten bei  $R = 0,1$  an FV448 Stahl bei 550 °C beobachtet. Dieses Verhalten bei niedrigeren Frequenzen impliziert zeitabhängige Effekte.

Des Weiteren ist **Abbildung 4.29** zu entnehmen, dass im Haltezeitversuch im gesamten Temperaturbereich deutlich höhere  $\Delta K$ -Werte erforderlich sind, um einen Rissfortschritt zu initiieren. Die Erhöhung der Risswachstumsstartwerte für 5 und 10 Minuten Haltezeit (Vergleich mit den Mittelwerten mit Ausnahme 550 °C) gegenüber dem ERW-Versuch mit 20 Hz in Abhängigkeit der Temperatur ist **Abbildung 4.30** zu entnehmen. Im Versuch mit 20 Minuten Haltezeit bei 500 °C beginnt das Risswachstum im Vergleich zum ERW-Versuch mit 20 Hz bei 500 °C bei einem um  $45,66 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  höheren  $\Delta K$  -Wert. In **Abbildung 4.31** sind die Risswachstumsstartwerte für  $R = 0,1$  an Luft in Abhängigkeit der Temperatur und der

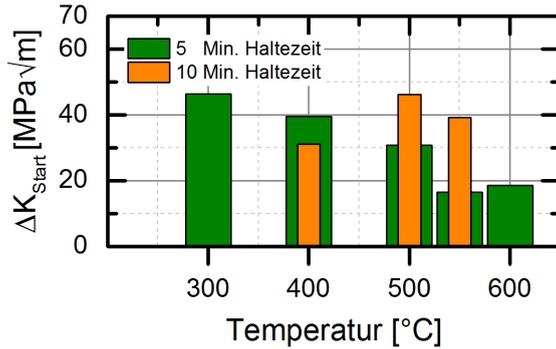


**Abbildung 4.29:** Frequenzeinfluss bei  $R = 0,1$  auf die Rissgeschwindigkeit und den Risswachstumsbeginn im Temperaturbereich von  $300\text{ °C}$  -  $600\text{ °C}$  an Luft.

Frequenz dargestellt. Der ERW-Versuch mit 10 Minuten Haltezeit hat eine effektive Frequenz von ungefähr  $0,00167\text{ Hz}$  und der ERW-Versuch mit 5 Minuten Haltezeit von ungefähr  $0,003\text{ Hz}$ . Bis  $500\text{ °C}$  (gekennzeichnet durch die gestrichelte Linie in **Abbildung 4.31**) liegt sowohl im ERW-Versuch mit  $20\text{ Hz}$  als auch im ERW-Versuch mit  $5\text{ Minuten Haltezeit}$  bei Maximallast ein annähernd linearer Zusammenhang zwischen Risswachstumsstartwert und Temperatur vor, d. h. es muss auch eine lineare Frequenzabhängigkeit vorliegen. Für die Risswachstumsstartwerte in Abhängigkeit der Frequenz ( $20\text{ Hz}$  und  $0,003\text{ Hz}$ ) und der Temperatur ( $300\text{ °C}$  -  $500\text{ °C}$ ) wurde folgender empirischer Zusammenhang gefunden:

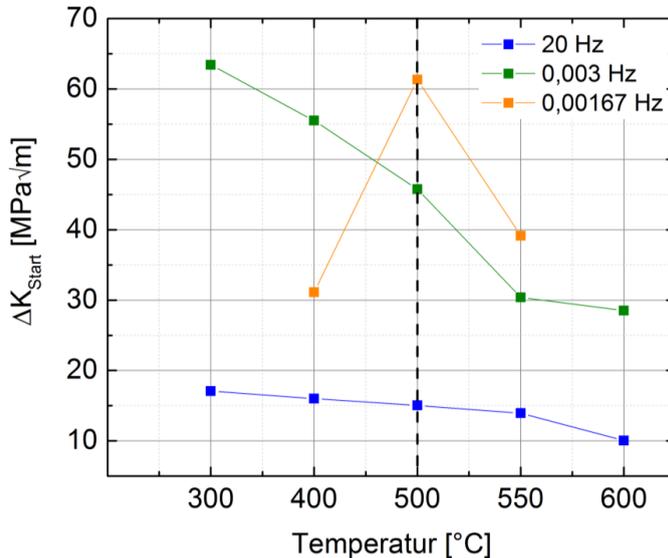
$$\Delta K_{Start}(f, T) = (a_1 + a_2 \cdot f) + (b_1 + b_2 \cdot f) \cdot T \quad (4.5)$$

Dabei ist  $f$  die Frequenz,  $T$  die Temperatur und  $a_1$ ,  $a_2$ ,  $b_1$  und  $b_2$  Konstanten ( $a_1 = 90,2650$ ,  $a_2 = -3,5059$ ,  $b_1 = -0,0884$  und  $b_2 = 0,0039$ ).



**Abbildung 4.30:** Erhöhung des Risswachstumsstartwertes im 5 und 10 Minuten Haltezeitversuch bei Maximallast,  $R = 0,1$  (Vergleich der Mittelwerte mit Ausnahme 550 °C) gegenüber dem ERW-Versuch mit 20 Hz in Abhängigkeit der Temperatur an Luft.

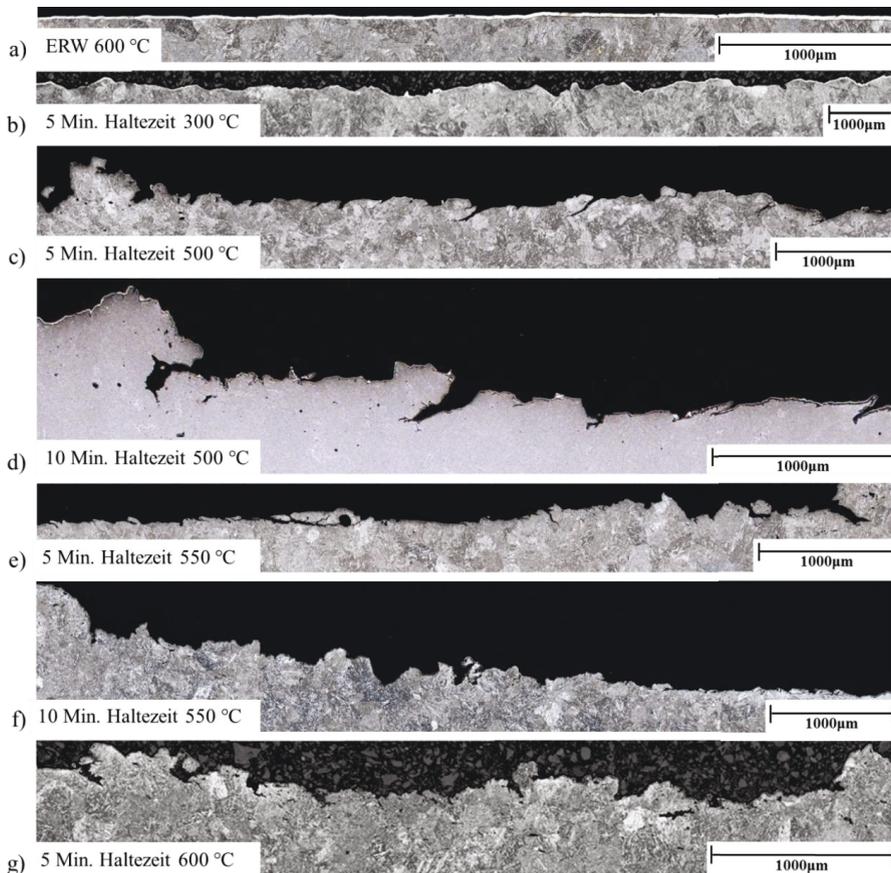
Eine Erweiterung von Gleichung (4.5) zu einer Frequenz von 0,00167 Hz ist nicht möglich, da es keinen ersichtlichen Zusammenhang zu den Risswachstumsstartwerten in Abhängigkeit der Temperatur bei 20 Hz und 0,003 Hz gibt (**Abbildung 4.31**). Der Gültigkeitsbereich ist folglich auf 20 Hz und 0,003 Hz begrenzt. Daher ist anzunehmen, dass bei niedrigeren Frequenzen weitere Mechanismen Einfluss auf den Rissausbreitungsbeginn haben. Diese konnten im Rahmen der Arbeit nicht untersucht werden.



**Abbildung 4.31:** Temperatur- und Frequenzeinfluss auf die Risswachstumsstartwerte bei  $R = 0,1$  an Luft.

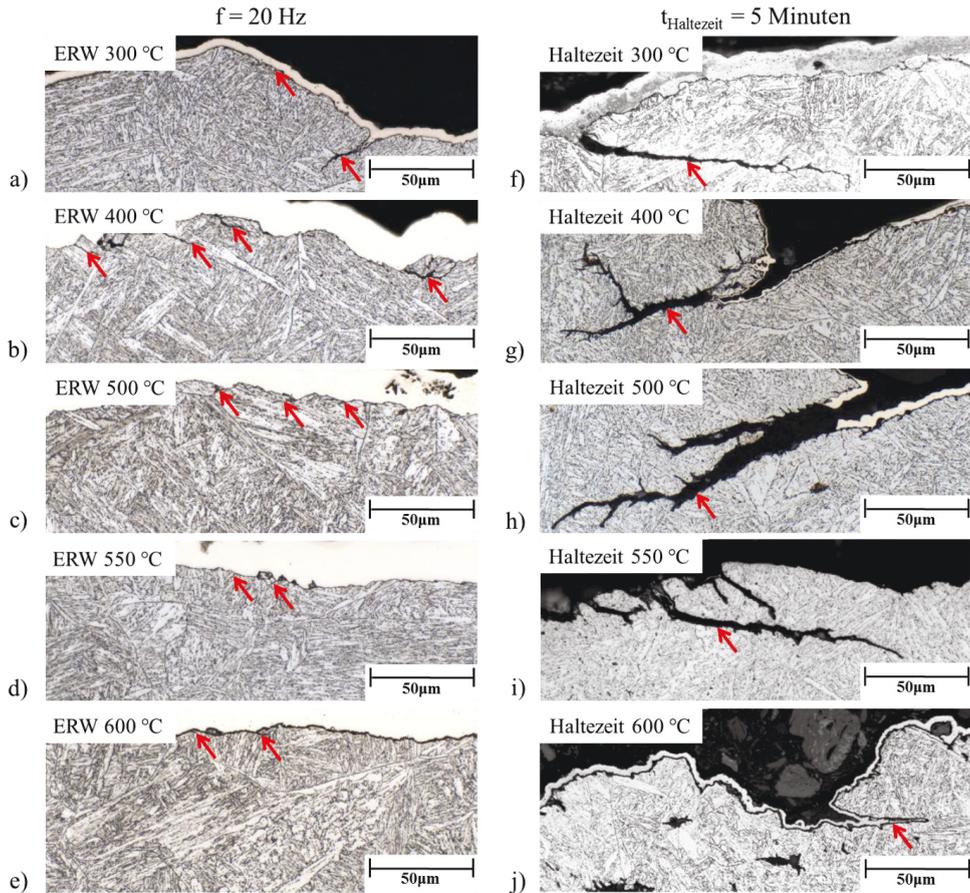
#### 4.2.3.1 Mikrostrukturelle Mechanismen des Risswachstums und Übergang zur Kriechermüdungswechselwirkung an Luft

Zur Identifikation der Temperatur-/Frequenz-/Haltezeit-Kombination, ab der es ausgehend vom ermüdungsdominierten Risswachstum zu Kriechermüdungswechselwirkung kommt, wurden die geprüften C(T)-Proben anhand von Längsschliffen nach trans- und interkristallinem Risswachstum untersucht. Bei transkristallinem Risswachstum liegt reine Ermüdungsschädigung vor, bei interkristallinem Risswachstum reine Kriechschädigung und bei einer Mischform eine Superposition beider Schädigungsmechanismen. **Abbildung 4.32** zeigt zunächst einen Längsschliff der Gesamtbruchfläche der ERW-Versuches bei 20 Hz und 600 °C an Luft, sowie die Längsschliffe der ERW-Versuche mit 5 Minuten und 10 Minuten Haltezeit bei Maximallast im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C an Luft.



**Abbildung 4.32:** Längsschliff der Gesamtbruchfläche der ERW-Versuche bei  $f = 20$  Hz,  $R = 0,1$  und 600 °C an Luft, sowie Längsschliffe der ERW-Versuche mit 5 Minuten und 10 Minuten Haltezeit bei Maximallast bei  $R = 0,1$  im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C an Luft.

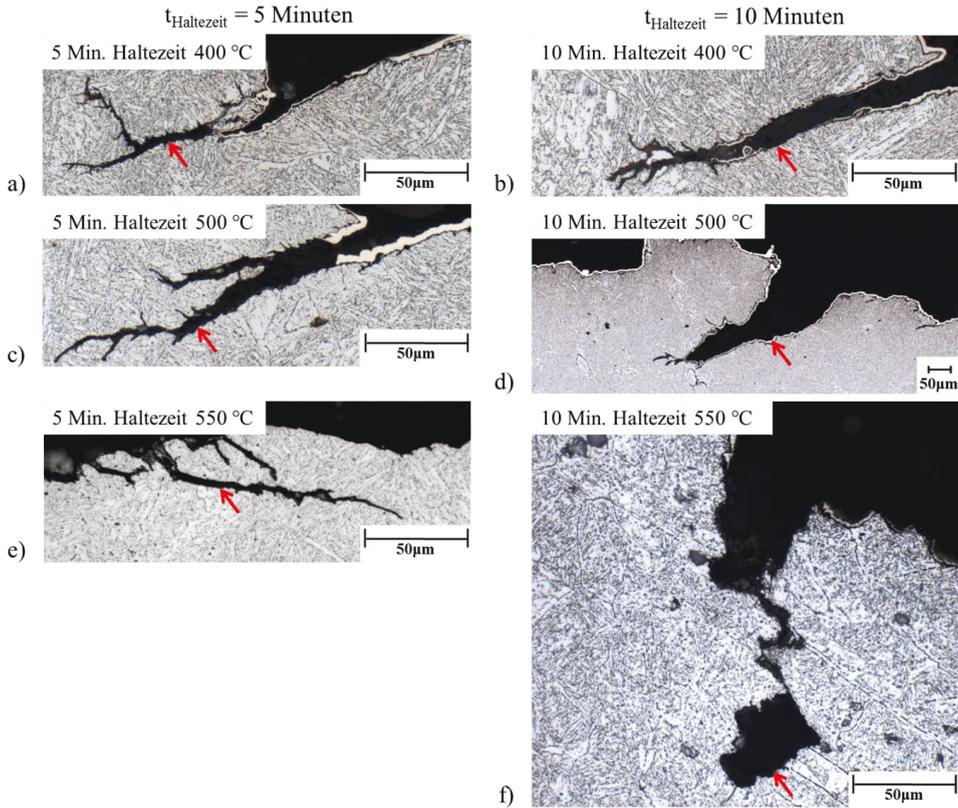
Die Bruchflächen der ERW-Versuche weisen im gesamten untersuchten Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C, in **Abbildung 4.32a** exemplarisch anhand der Gesamtbruchfläche des ERW-Versuches bei 20 Hz und 600 °C zu sehen, einen reinen horizontalen Bruchverlauf auf, wie er auch aus dem Spannungsfeld der C(T)-Probe erwartet wird. Dahingegen wird im Haltezeitversuch im gesamten Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C ein welliger und zerklüfteter Bruchverlauf beobachtet (vergl. Gesamtbruchflächen der Haltezeitversuche in **Abbildung 4.32b, c**). Die Zerklüftung der Bruchfläche wird mit zunehmender Haltezeit ausgeprägter (**Abbildung 4.32c, d**). Insgesamt bewirkt die Einführung einer Haltezeit (bzw. die Verringerung der effektiven Frequenz) eine Veränderung des Bruchverlaufs von fast eben zu wellig und zerklüftet, wobei der Effekt mit zunehmender Haltezeit stärker ausgeprägt ist. Des Weiteren wird auch bei der Ausbildung der Nebenrisse ein erkennbarer Einfluss der Haltezeit bzw. Frequenz und der Temperatur beobachtet (**Abbildung 4.33**). Im ERW-Versuch (also bei höherer Frequenz) bei  $R = 0,1$  traten im gesamten untersuchten Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C viele kurze und feine Nebenrisse auf (**Abbildung 4.33: linke Spalte**), während es im Haltezeitversuch (also bei niedriger effektiver Frequenz) zur Ausbildung weniger, größer und grober Nebenrisse kam (**Abbildung 4.33: rechte Spalte**). Die maximal beobachtete Nebenrissgröße im ERW-Versuch mit 20 Hz bei  $R = 0,1$  im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C an Luft betrug  $\sim 57 \mu\text{m}$  (Versuch bei 300 °C), bei 5 Minuten Haltezeit  $\sim 650 \mu\text{m}$  (Versuch bei 400 °C), d. h. im Haltezeitversuch an Luft treten bis zu einem Faktor  $\sim 11$  größere Nebenrisse auf. Die Detailaufnahmen der Nebenrisse der ERW-Versuche mit 20 Hz (**Abbildung 4.33: linke Spalte**) zeigen, dass die Nebenrisse ab 500 °C tendenziell etwas kleiner sind als bei 300 °C und 400 °C. Diese Tendenz ergab sich durch Auswertung aller Detailaufnahmen der Gesamtbruchfläche. Zwischen dem ERW-Versuch mit 20 Hz und ERW-Versuch mit 5 Hz wurden keine signifikanten Unterschiede im Bruchverlauf sowie der Ausbildung der Nebenrisse beobachtet, weshalb auf Detailaufnahmen der ERW-Versuche mit 5 Hz verzichtet wurde. Im Haltezeitversuch wurde zudem ein deutlich ausgeprägterer Temperatureinfluss auf die Ausbildung der Nebenrisse beobachtet. Detailuntersuchungen haben gezeigt, dass die Nebenrisse im Haltezeitversuch bei 300 °C häufig erst steil ausgehend vom Hauptriss starten und dann annähernd parallel zum Hauptriss verlaufen, wohingegen die Nebenrisse im Haltezeitversuch im Temperaturbereich von 400 °C - 550 °C steiler zum Hauptriss verlaufen. Im Haltezeitversuch bei 400 °C und 500 °C kommt es zu Bildung großer Verzweigungen der Nebenrisse, die ab 550 °C deutlich abnehmen und bei 600 °C kaum noch zu beobachten sind (**Abbildung 4.33g - j**). Auch im Haltezeitversuch bei 300 °C verzweigen sich die Nebenrisse nur geringfügig, dennoch ist die Rissverzweigung ausgeprägter als bei 600 °C (**Abbildung 4.33f, j**). Zudem wurden im Haltezeitversuch bei 600 °C die kleinsten Nebenrisse im gesamten untersuchten Temperaturbereich beobachtet.



**Abbildung 4.33:** Frequenz- (20 Hz und 5 Minuten Haltezeit) und Temperatureinfluss bei  $R = 0,1$  an Luft auf die Ausbildung der Nebenrisse.

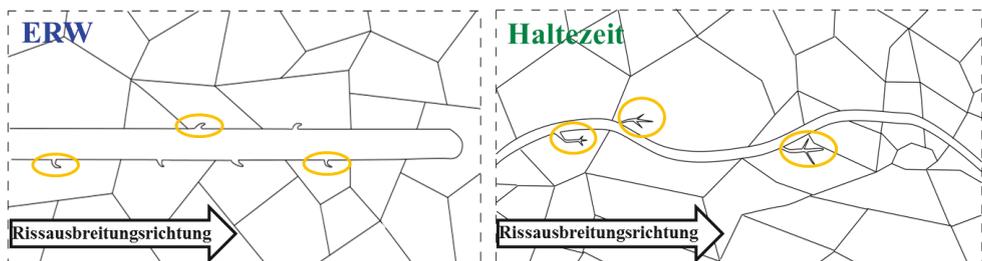
Bei einer Erhöhung der Haltezeit auf 10 Minuten, also einer niedrigeren effektiven Frequenz, werden im Temperaturbereich von 500 °C - 550 °C noch etwas längere und vor allem deutlich breitere Nebenrisse als bei 5 Minuten Haltezeit beobachtet (**Abbildung 4.34c - f**). Bei 10 Minuten Haltezeit bei 400 °C entspricht die Nebenrissgröße mit Ausnahme zweier sehr großer Risse ( $\sim 650 \mu\text{m}$  und  $\sim 480 \mu\text{m}$ ) etwa der Größenordnung, die auch für 5 Minuten Haltezeit (**Abbildung 4.34a, b**) beobachtet wurde. Ob die zwei großen Risse zufällig entstanden sind, kann an dieser Stelle nicht beurteilt werden.

In **Abbildung 4.35** sind die Unterschiede zwischen ERW-Versuch (hohe Frequenz) und Haltezeit (niedrige effektive Frequenz) bei  $R = 0,1$  schematisch zusammengefasst. Im ERW-Versuch wird ein reiner horizontaler Bruchverlauf beobachtet (**Abbildung 4.35 links**),



**Abbildung 4.34:** Einfluss einer erhöhten Haltezeit (bzw. einer niedrigeren Frequenz) und der Temperatur bei  $R = 0,1$  an Luft auf die Ausbildung der Nebenrisse.

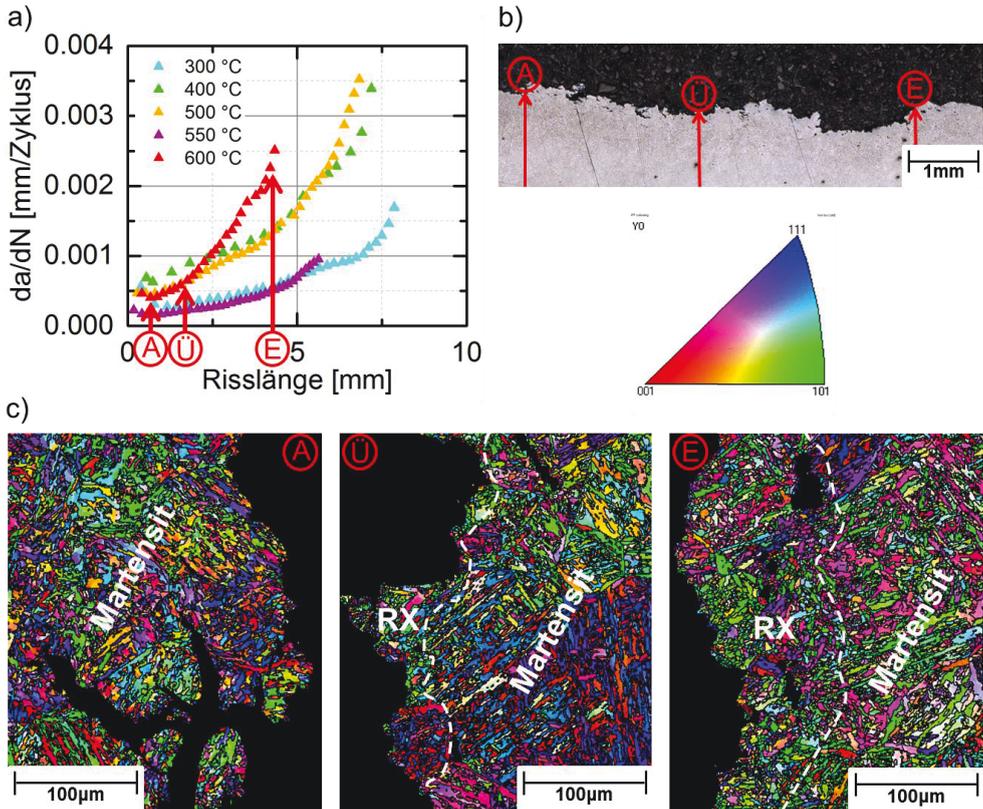
während es im Haltezeitversuch zu einem welligen, zerklüfteten Bruchverlauf kommt (Abbildung 4.35 rechts). Auch bei der Ausbildung der Nebenrisse gibt es deutliche Unterschiede.



**Abbildung 4.35:** Schematische Darstellung des Frequenzeinflusses bei  $R = 0,1$  auf den Verlauf des Hauptrisses und auf die Ausbildung der Nebenrisse.

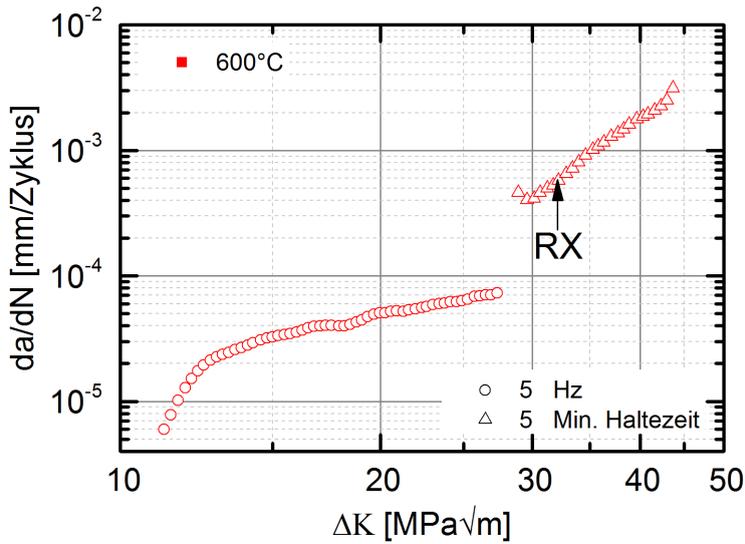
Im ERW-Versuch kommt es zur Bildung vieler kleiner Nebenrisse (**Abbildung 4.35** links), wohingegen es im Haltezeitversuch zur Bildung weniger großer Nebenrisse kommt (**Abbildung 4.35** rechts). Dabei verlaufen bzw. krümmen sich die Nebenrisse in Richtung der Hauptrissausbreitung (schematisch in **Abbildung 4.35**). Alle Nebenrisse im ERW- und im Haltezeitversuch an Luft bei  $R = 0,1$  verlaufen transkristallin.

Bei der Auswertung der Versuche mit 5 Minuten Haltezeit (vergl. **Abbildung 4.24**) war auffällig, dass die Rissgeschwindigkeit erst bei  $600\text{ °C}$  und gleichzeitig niedrigeren  $\Delta K$ -Werten schneller ansteigt als bei allen anderen Temperaturen. Daraus resultiert die Fragestellung, ob die Ursache dafür einzig der höhere Kriechanteil bei  $600\text{ °C}$  ist, oder noch ein anderer Mechanismus dafür mitverantwortlich ist. Zur Klärung der Ursache wurde zunächst von allen Versuchen mit 5 Minuten Haltezeit bei Maximallast bei  $R = 0,1$  im Temperaturbereich von  $300\text{ °C}$  -  $600\text{ °C}$  die Rissgeschwindigkeit über der Risslänge aufgetragen (**Abbildung 4.36a**). Hieraus ist ersichtlich, dass die Rissgeschwindigkeit bei  $600\text{ °C}$  schon bei einer deutlich geringeren Risslänge von  $\sim 1,85\text{ mm}$  anfängt, stärker zu beschleunigen als bei allen anderen Temperaturen. Aus diesem Grund wurde im Rissanfangsbereich „A“, an der Position „Ü“ ( $a \sim 1,85\text{ mm}$ ), ab der beschleunigtes Risswachstum vorliegt, und an der Position „E“ gegen Rissende jeweils ein EBSD-Mapping (in Rissausbreitungsrichtung) angefertigt (vergl. **Abbildung 4.36a, b**). Das linke EBSD-Mapping in **Abbildung 4.36c** zeigt den Rissflankenbereich im Rissanfangsbereich „A“. Die Martensitstruktur ist in diesem Bereich vollständig erhalten geblieben. Das mittlere EBSD-Mapping in **Abbildung 4.36c** zeigt die Position „Ü“, also genau die Stelle, ab der beschleunigtes Risswachstum vorlag. Diesem ist zu entnehmen, dass es im Rissflankenbereich zur Rekristallisation gekommen ist. Dies erklärt u. a. das schnellere Ansteigen der Rissgeschwindigkeit, da mit Rekristallisationsprozessen eine Abnahme der Versetzungsdichte und somit eine Festigkeitsabnahme des Materials einhergeht. Der Risslänge an der Position „Ü“ kann ein  $\Delta K$ -Wert von  $\sim 32\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  und eine Rissgeschwindigkeit  $\sim 6,5 \cdot 10^{-4}\text{ mm/Zyklus}$  zugeordnet werden, ab denen Rekristallisationsprozesse auftreten. Das rechte EBSD-Mapping in **Abbildung 4.36c** an der Position „E“ gegen Rissende zeigt, dass die Martensitstruktur im Rissflankenbereich vollständig verschwunden ist, während sie weiter vom Rissflankenbereich entfernt erhalten geblieben ist. Die Ursache für die stärkere Rekristallisation gegen Rissende ist dynamische Rekristallisation. Im Fall einer Lebensdaueranalyse auf Basis der  $600\text{ °C}$  Haltezeitversuche müsste also mit der Festigkeit des rekristallisierten Gefüges und nicht mit der Festigkeit des Martensits gerechnet werden. Hierbei sei angemerkt, dass die maximale Einsatztemperatur des untersuchten X20CrMoV12-1 Stahls  $550\text{ °C}$  ist. Die zyklischen Risswachstumsuntersuchungen bei  $600\text{ °C}$  dienen lediglich dazu, die Auswirkungen möglicher Überhitzungen infolge unzulässiger Betriebszustände zu charakterisieren. In **Abbildung 4.37** ist die zyklische Risswachstumskurve des ERW-Versuchs mit 5 Hz und des Versuchs mit 5 Minuten Haltezeit bei  $600\text{ °C}$  an Luft dargestellt. Der Pfeil markiert den Rekristallisationsbeginn. Aus den zyklischen Risswachstumskurven des ERW- und des Haltezeitversuchs bei  $600\text{ °C}$  an Luft



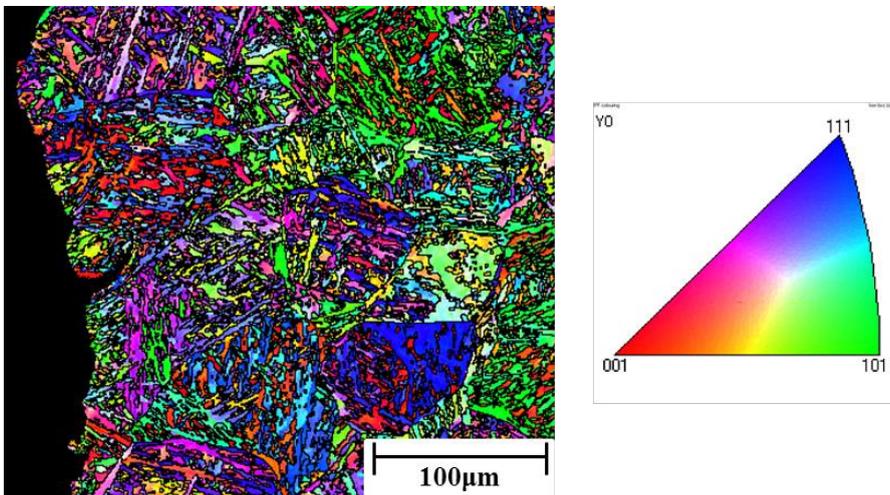
**Abbildung 4.36:** a) Verlauf der Rissgeschwindigkeit über der Risslänge im 5 Minuten Haltezeitversuch im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C an Luft und Kennzeichnung der Positionen der EBSD-Mappings bei 600 °C b) Positionen der EBSD-Mappings im Längsschliff der Gesamtbruchfläche des Haltezeitversuchs bei 600 °C c) EBSD-Mappings (in Rissausbreitungsrichtung) an Positionen „A“, „Ü“ und „E“.

(Abbildung 4.37) ist ersichtlich, dass die für die Rekristallisation notwendigen Verformungsgeschwindigkeiten und Belastungen im ERW-Versuch nicht erreicht werden, weshalb keine Rekristallisation auftreten sollte. Zur Verifikation wurde gegen Rissende (höchste Spannungsintensität und Rissgeschwindigkeit) des ERW-Versuchs bei  $f = 5$  Hz,  $R = 0,1$  bei 600 °C an Luft ein EBSD-Mapping (in Rissausbreitungsrichtung) erstellt.



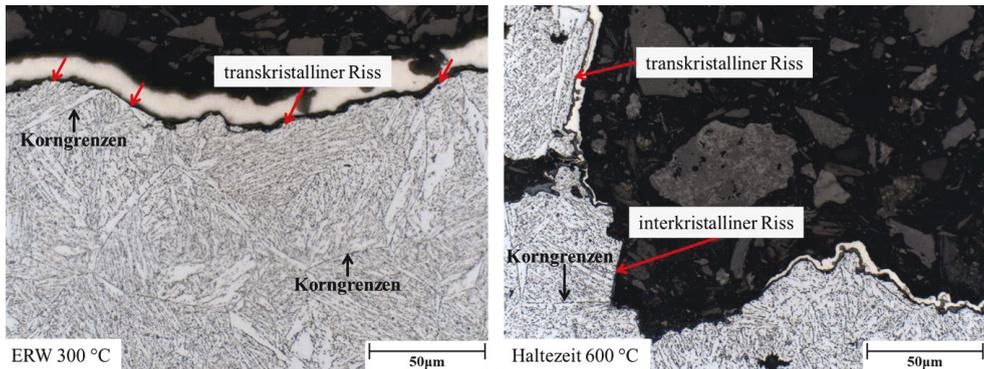
**Abbildung 4.37:** Zyklische Risswachstumskurve des ERW-Versuchs bei  $f = 5$  Hz,  $R = 0,1$  bei  $600^\circ C$  an Luft und des ERW-Versuchs mit 5 Minuten Haltezeit bei Maximallast bei  $R = 0,1$  und  $600^\circ C$  an Luft mit Kennzeichnung des Rekristallisationsbeginnes (Pfeil).

Die Martensitstruktur ist gegen Rissende im Rissflankenbereich vollständig (**Abbildung 4.38**) erhalten geblieben. Somit ist bestätigt, dass im ERW-Versuch keine Rekristallisation auftritt.



**Abbildung 4.38:** EBSD-Mapping gegen Rissende (Rissausbreitungsrichtung) des ERW-Versuchs mit  $f = 5$  Hz,  $R = 0,1$  und  $600^\circ C$  an Luft.

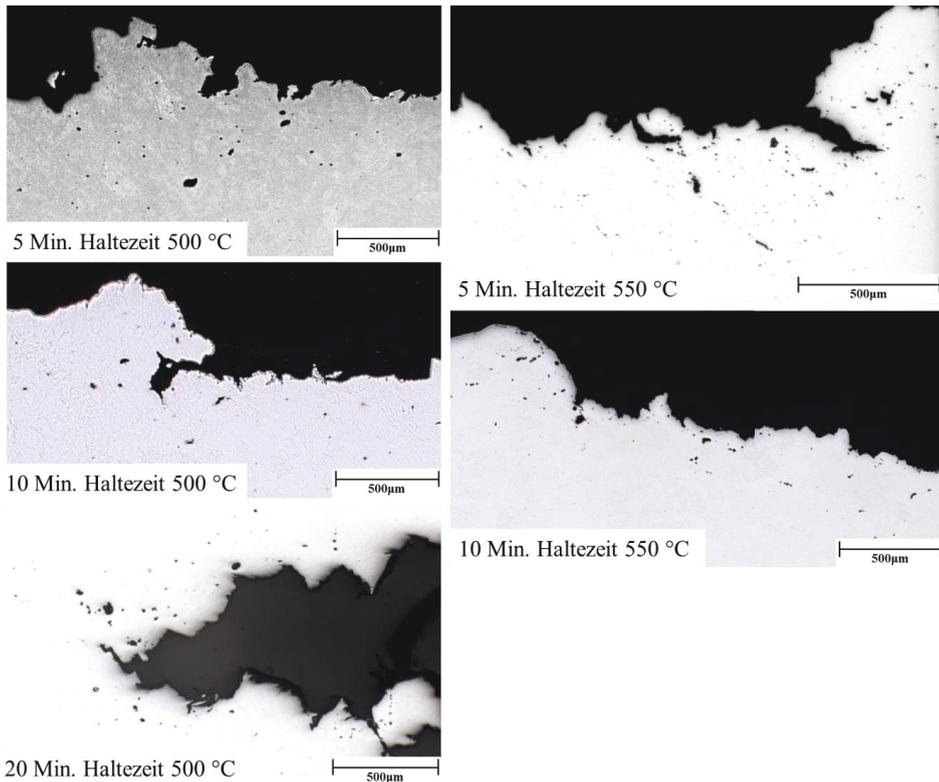
Um nun die Temperatur/Frequenz/Haltezeit-Kombination an Luft zu identifizieren, ab der ermüdungsdominiertes Risswachstum in Kriechermüdungswechselwirkung übergeht, wurde die gesamte Bruchfläche jedes zyklischen Risswachstumsversuch wie zu Anfang des Kapitels beschrieben nach trans- und interkristallinem Risswachstum untersucht. Dazu wurden Teilaufnahmen der Längsschliffe der Gesamtbruchflächen angefertigt. **Abbildung 4.39 links** zeigt einen Ausschnitt der Gesamtbruchfläche des ERW-Versuchs bei  $R = 0,1$  und  $300\text{ °C}$ .



**Abbildung 4.39:** Längsschliffe von Ausschnitten der Gesamtbruchfläche des ERW-Versuchs bei  $f = 5\text{ Hz}$ ,  $R = 0,1$ ,  $300\text{ °C}$ , (links) und des 5 Minuten Haltezeitversuchs bei  $R = 0,1$ ,  $600\text{ °C}$  (rechts) an Luft.

In diesem Ausschnitt verläuft der Hauptriss transkristallin, d. h. durch die ehemaligen Austenitkörner (**Abbildung 4.39 links**). Die Auswertung aller Ausschnitte ergab im ERW-Versuch bei  $f = 5\text{ Hz}$ ,  $R = 0,1$  und  $300\text{ °C}$  überwiegend transkristallines Risswachstum. Die Auswertung der Bruchflächen, wie sie hier exemplarisch anhand des ERW-Versuchs mit  $5\text{ Hz}$  bei  $300\text{ °C}$  gezeigt wurde, erfolgte analog bei allen anderen Versuchen. Im ERW-Versuch mit  $20\text{ Hz}$  und  $5\text{ Hz}$ , sowie für  $5\text{ Minuten}$  Haltezeit im Temperaturbereich von  $300\text{ °C} - 600\text{ °C}$  an Luft wurde überwiegend transkristallines Risswachstum beobachtet. Für  $10\text{ Minuten}$  Haltezeit bei  $550\text{ °C}$  und im  $5\text{ Minuten}$  Haltezeit bei  $600\text{ °C}$  wurde auch interkristallines Risswachstum beobachtet, wobei der transkristalline Anteil überwiegt. **Abbildung 4.39 rechts** zeigt einen Ausschnitt der Gesamtbruchfläche des Versuchs mit  $5\text{ Minuten}$  Haltezeit bei  $600\text{ °C}$  an Luft. In der linken oberen Ecke in **Abbildung 4.39 rechts** verläuft der Riss durch die ehemaligen Austenitkörner und ist daher transkristallin, während in der linken unteren Ecke des rechten Bildes der Riss entlang der ehemaligen Austenitkorngrenzen verläuft und somit interkristallin ist. Der Hauptriss verläuft sowohl trans- als auch interkristallin, wobei der transkristalline Anteil über den gesamten Bruchverlauf gesehen tendenziell überwiegt. Es liegt also eine Superposition von Ermüdungs- und Kriechschädigung bzw. Kriechermüdungswechselwirkung vor. Da im Haltezeitversuch bei  $500\text{ °C}$  bei allen Haltezeiten und für  $5\text{ Minuten}$  Haltezeit bei  $550\text{ °C}$  fast ausschließlich transkristallines Risswachstum beobachtet wurde, liegt laut gängiger Definition reines Ermüdungsrisswachstum vor. Dagegen wird interkristallines Risswachstum mit einer reinen Kriechschädigung verbunden. Durch

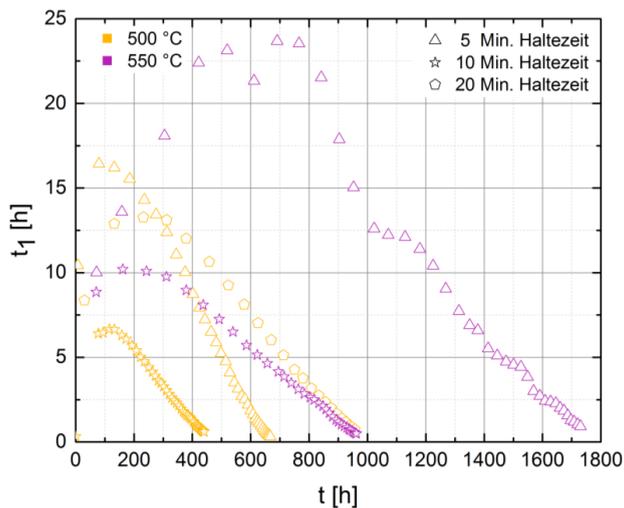
Kriechprozesse kommt es zur Bildung von Kriechporen bevorzugt bzw. hauptsächlich an den Korngrenzen. Aufgrund der Schädigung der Korngrenzen folgt der Riss den Korngrenzen und es liegt eine reine Kriechschädigung vor. Verläuft der Riss teilweise entlang der Korngrenzen und teilweise durch das Korn liegt Kriechermüdungswechselwirkung vor. In allen Haltezeitversuchen ab 5 Minuten Haltezeit wurden bei 500 °C und 550 °C Kriechporen vornehmlich gegen Rissende beobachtet (**Abbildung 4.40**). Dabei ist die Kriechporenbildung nicht nur auf die ehemaligen Austenitkorngrenzen beschränkt (**Abbildung 4.40**). Auch innerhalb des Kornes, bevorzugt an den Martensitlattengrenzen sowie innerhalb der Martensitlatten, kommt es zur Bildung von Kriechporen.



**Abbildung 4.40:** Bildung von Kriechporen bzw. Kriechporenverteilung bei 5, 10 und 20 Minuten Haltezeit bei 500 °C und bei 5 und 10 Minuten Haltezeit bei 550 °C an Luft im Bereich des Rissendes.

Das heißt der Riss muss bei Kriechschädigung nicht zwingend interkristallin entlang der ehemaligen Austenitkorngrenzen verlaufen. Auch in der Literatur wurde beschrieben, dass in der Klasse der martensitischen 9 / 11 % Cr-Stähle der Kriechriss transkristallin erscheinen kann, tatsächlich aber entlang kriechgeschädigter Subkorngrenzen verläuft [154]. Da aus diesem Grund der Übergang zur Kriechermüdungswechselwirkung auch schon bei einer

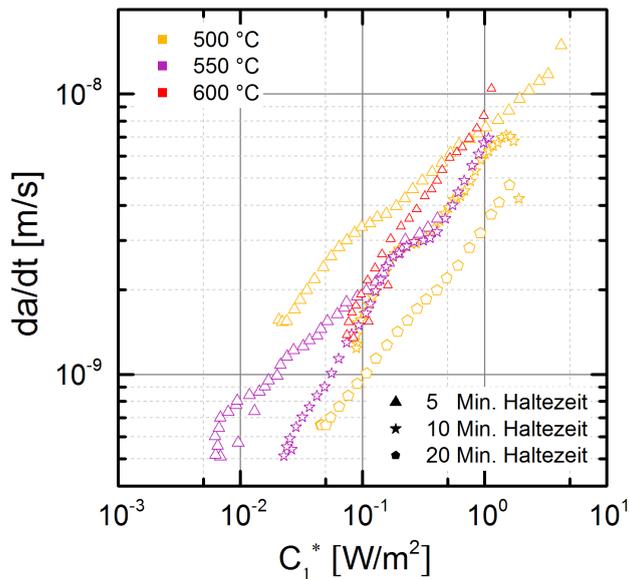
niedrigeren Temperatur respektive Haltezeit liegen kann, wurde der Rissflankenbereich mittels EBSD untersucht. Anhand der EBSD-Mappings konnte aber nicht beurteilt werden, ob der Riss entlang von Subkorn Grenzen gewachsen ist. Daher wurde die Übergangszeit  $t_1$  nach Riedel (Gleichung (2.32)), in dem für den Übergang zu Kriechermüdungswechselwirkung relevanten Temperaturbereich von 500 °C - 550 °C bestimmt. Mit Hilfe der Übergangszeit  $t_1$  kann der Anwendungsbereich des Energieratenintegrals  $C^*$  vom K-kontrollierten Bereich separiert werden. Für den Fall, dass die Übergangszeit  $t_1 \ll t$  (Versuchszeit) ist, kommt es zum ausgedehnten Kriechen, d. h. trotz überwiegend transkristallinem Risswachstum im Haltezeitversuch (alle Haltezeiten) bei 500 °C und im 5 Minuten Haltezeitversuch bei 550 °C würden Kriechprozesse das Risswachstum beeinflussen. Die für die Berechnung der Übergangszeit  $t_1$  notwendigen Nortonkonstanten sowie der E-Modul wurden für 500 °C und 550 °C ermittelt (siehe Kapitel 4.1). In **Abbildung 4.41** ist die Übergangszeit  $t_1$  über  $t$  für die ERW-Versuche mit 5, 10 und 20 Minuten Haltezeit bei 500 °C und für die ERW-Versuche mit 5 und 10 Minuten Haltezeit bei 550 °C aufgetragen. Im Temperaturbereich von 500 °C - 550 °C an Luft sind für alle Haltezeiten ab 5 Minuten die Übergangszeiten  $t_1 \ll t$ .



**Abbildung 4.41:** Übergangszeit  $t_1$  über der Versuchszeit  $t$  der ERW-Versuche mit 5, 10 und 20 Minuten Haltezeit bei Maximallast,  $R = 0,1$  und 500 °C an Luft, sowie bei 5 und 10 Minuten Haltezeit bei 550 °C an Luft.

Das bedeutet, dass das K-Konzept im Haltezeitversuch ab 5 Minuten Haltezeit und 500 °C nicht gültig ist und die Beschreibung mit dem Energieratenintegral  $C^*$  erfolgen muss. Weiterhin bedeutet dies, dass schon bei 5 Minuten Haltezeit trotz transkristallinem Risswachstum Kriechprozesse aktiv sein müssen und deshalb eine Kriechermüdungswechselwirkung vorliegt. **Abbildung 4.42** zeigt die Auswertung aller (mit Ausnahme der Wiederholungsversuche, die aus Gründen der Übersicht nicht in die Grafik aufgenommen wurden) Haltezeitversuche ab 500 °C an Luft mit dem Energieratenintegral  $C_1^*$ . Das

Energieratenintegral  $C_1^*$  wurde gewählt, da in die Bestimmung hauptsächlich die Verschiebungsgeschwindigkeit des Lastangriffspunktes eingeht und deshalb das reale Werkstoffverhalten beschrieben wird. Zudem sind für die Bestimmung des Energieratenintegrals  $C_1^*$  (im folgenden als Energieratenintegral bezeichnet) keine Werkstoffkennwerte erforderlich, die aus anderen Versuchen ermittelt werden müssen. Im Haltezeitversuch bei 500 °C sinkt die Rissgeschwindigkeit im gleichen Wertebereich des Energieratenintegrals mit zunehmender Haltezeit (**Abbildung 4.42**). Dies zeigt zum einen die schädigende Wirkung der Zyklisierung (niedrigfrequent) und zum anderen spricht es für die Plausibilität, dass schon für 5 Minuten Haltezeit bei 500 °C eine Kriechermüdungswechselwirkung vorliegt. Andernfalls müsste die Rissgeschwindigkeit mit zunehmender Haltezeit aufgrund des zunehmenden Kriechanteils steigen. Das Gegenteil wird aber beobachtet, so dass davon auszugehen ist, dass sie Ursache für die zunehmende Rissgeschwindigkeit mit abnehmender Haltezeit (bzw. steigender zyklischer Belastung) die Wechselwirkung aus Ermüdungs- und Kriechschädigung ist. Der gleiche Sachverhalt wird auch bei 550 °C beobachtet (**Abbildung 4.42**). Allerdings erreicht die Rissgeschwindigkeit für 10 Minuten Haltezeit bei 550 °C ungefähr die Rissgeschwindigkeit die gegen Rissende bei 5 Minuten Haltezeit und 550 °C gemessen wurde (**Abbildung 4.42**). Ein Erklärungsansatz hierfür wäre, dass im 5 Minuten Haltezeitversuch der Kriechrissanteil gegen Rissende zunimmt und in Folge dessen die Kriechermüdungswechselwirkung abnimmt. Daraus folgt, dass die Rissgeschwindigkeit gegen Rissende des Versuchs mit 5 Minuten Haltezeit in etwa

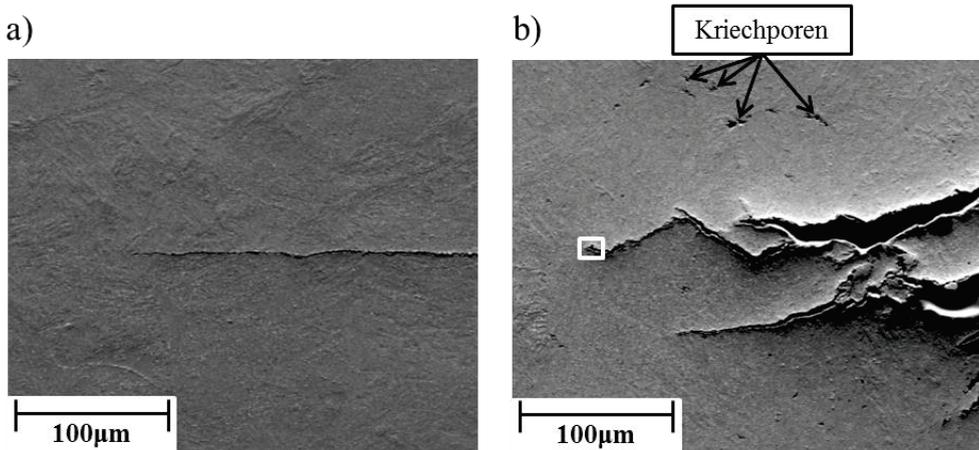


**Abbildung 4.42:** Auswertung der ERW-Versuche mit variiertter Haltezeit bei Maximallast bei  $R = 0,1$  im Temperaturbereich von 500 °C - 600 °C an Luft mit dem Energieratenintegral.

der bei 10 Minuten Haltezeit gemessenen Rissgeschwindigkeit entspricht. Im Großteil des Versuchs ist die Rissgeschwindigkeit aber für 5 Minuten Haltezeit höher. Weiterhin ist auffällig, dass die Rissgeschwindigkeit für 5 Minuten Haltezeit bei 500 °C bei gleicher Größe des Energieratenintegrals überwiegend höher ist als für 5 Minuten Haltezeit bei 600 °C (**Abbildung 4.42**). Die Zugfestigkeit des untersuchten X20CrMoV12-1 Stahls nimmt bei 600 °C im Vergleich zu 500 °C um  $\sim 162$  MPa (**Tabelle 4.1**) und der E-Modul um  $\sim 12$  GPa ab (**Abbildung 4.3**). Desweiteren muss die Festigkeit im 600 °C Haltezeitversuch geringer als die gemessenen  $\sim 162$  MPa sein, da Rekristallisationsprozesse nachgewiesen wurden (**Abbildung 4.36**). Deshalb sinkt bei 600 °C der Risswachstumswiderstand im Vergleich zu 500 °C und demzufolge müsste die Rissgeschwindigkeit bei 600 °C höher sein als bei 500 °C. Da die Rissgeschwindigkeit im 5 Minuten Haltezeitversuch überwiegend höher ist, ist nur mit Kriechermüdungswechselwirkung zu erklären. Dementsprechend muss das Risswachstum im 5 Minuten Haltezeitversuch bei 600 °C überwiegend kriechdominiert sein. Bemerkenswert ist der Vergleich der Auswertung mit dem Energieratenintegral und der Auswertung des K-Konzeptes in Bezug auf die Auswirkung der erhöhten Haltezeit im relevanten Temperaturbereich von 500 °C - 550 °C. Nach Auswertung der Haltezeitversuche im Temperaturbereich von 500 °C - 550 °C mit dem Energieratenintegral sinkt die Rissgeschwindigkeit mit zunehmender Haltezeit, während nach der Auswertung mit dem K-Konzept die Rissgeschwindigkeit mit zunehmender Haltezeit steigt (bei 500 °C gibt es ab 20 Minuten Haltezeit keinen Einfluss mehr auf die Rissgeschwindigkeit, vergl. **Abbildung 4.26**), d. h. nach dem K-Konzept hat die niedrigfrequente Zyklisierung einen positiven Einfluss (geringere Rissgeschwindigkeit), während sie nach der Auswertung mit dem Energieratenintegral eine negative Wirkung (höhere Rissgeschwindigkeit) hat. Des Weiteren werden unterschiedliche Einflüsse der Temperatur auf die Rissgeschwindigkeit in Abhängigkeit des Auswertekonzeptes gefunden. Nach Auswertung mit dem Energieratenintegral ist die Rissgeschwindigkeit im gleichen Wertebereich des Energieratenintegrals für 5 Minuten Haltezeit bei 500 °C höher als bei 550 °C. Für 10 Minuten Haltezeit entspricht die Rissgeschwindigkeit bei 500 °C etwa der bei 550 °C gemessenen Rissgeschwindigkeit (**Abbildung 4.42**). Dagegen ergibt die Auswertung nach dem K-Konzept bei 5 Minuten Haltezeit und 550 °C eine höhere Rissgeschwindigkeit, während bei 10 Minuten Haltezeit das Risswachstum bei 500 °C erst bei ungefähr der Spannungsintensität beginnt, bei der die Probe bei 550 °C schon fast das Versuchsabbruchkriterium erreicht hat (**Abbildung 4.26**). Wird die Haltezeit bei 500 °C von 10 Minuten weiter auf 20 Minuten erhöht ergibt sich nach dem K-Konzept kein nennenswerter Einfluss auf die Rissgeschwindigkeit (**Abbildung 4.26**), während sie nach Auswertung mit dem Energieratenintegral geringer wird (**Abbildung 4.42**). Daraus resultiert die essentielle Frage, welches Konzept die realen Gegebenheiten widerspiegelt. Die Methodik, über trans- und interkristallines Risswachstum Rückschlüsse auf Kriech- bzw. Ermüdungsrisswachstum zu ziehen, ist, wie oben erläutert, für martensitische Stähle nicht geeignet. Die Bestimmung der Übergangszeit  $t_1$  ergab eindeutig, dass schon für 5 Minuten Haltezeit ab 500 °C das K-Konzept seine Gültigkeit verliert und die Anwendung des Energieratenintegrals erforderlich ist. Dies ist auch unter Berücksichtigung gewisser Unsicherheiten bei der experimentellen Bestimmung der Nortonkonstanten ein eindeutiger Hinweis auf Kriechrisswachstum. Zudem wurden schon für 5 Minuten Haltezeit bei 500 °C Kriechporen beobachtet (**Abbildung 4.40**). Tendenziell ist der Kriechporenanteil bei 500 °C

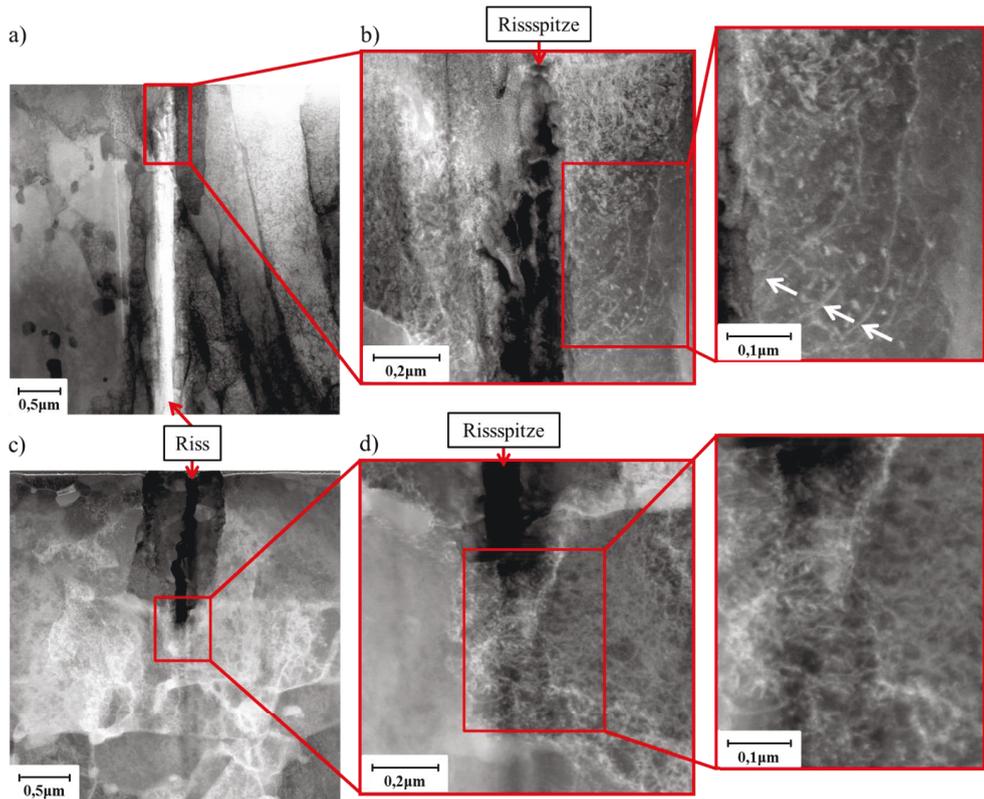
geringer als bei 550 °C (vergl. **Abbildung 4.40**). Nach gängiger Theorie beginnt die Kriechschädigung schon im Primärbereich des Kriechens mit der Risskeimbildung [111]. Diese kann mit konventioneller Mikroskopie nicht nachgewiesen werden. Die Bildung von Kriechporen, wie sie im 5 Minuten Haltezeit bei 500 °C beobachtet wurde, ist folglich schon fortgeschrittene Kriechschädigung. Das bedeutet, dass der Übergang zur Kriechermüdungswechselwirkung an Luft bei 5 Minuten Haltezeit und 500 °C beginnt. Der Kriecheinfluss auf das Risswachstum steigt ab 500 °C mit zunehmender Temperatur.

Um den Einfluss des Kriechens auf die Versetzungsstrukturen vor der Risspitze und die Auswirkungen auf den Rissverlauf zu klären, wurde jeweils eine Lamelle mittels fokussierter Ionenstrahlung aus der Risspitze der Probe des ERW-Versuchs und aus der Risspitze der Probe des Versuchs mit 5 Minuten Haltezeit bei 600 °C an Luft nach ca. 1 mm Risswachstum geschnitten und diese mittels STEM untersucht. Die Prüftemperatur von 600 °C wurde gewählt, da bei dieser Temperatur in X20CrMoV12-1 Kriechprozesse verhältnismäßig schnell einsetzen. Wie im vorangegangenen Kapitel nachgewiesen, tritt im Haltezeitversuch bei 600 °C ab einem  $\Delta K$ -Wert von  $\sim 32 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  und einer Rissgeschwindigkeit von  $\sim 6,5 \cdot 10^{-4} \text{ mm/Zyklus}$  bzw. nach  $\sim 1,85 \text{ mm}$  Risswachstum Rekristallisation auf (**Abbildung 4.36**). Da Rekristallisationsprozesse zu einer Abnahme der Versetzungsdichte führen und es infolgedessen zu einer Festigkeitsabnahme des Materials kommt, wurde der Versuch nach ca. 1 mm Risswachstum abgebrochen, um Rekristallisation zu vermeiden. **Abbildung 4.43a** zeigt den Rissverlauf in der Umgebung der Risspitze des ERW-Versuchs und **Abbildung 4.43b** den Rissverlauf des Versuchs mit 5 Minuten Haltezeit bei 600 °C an Luft.



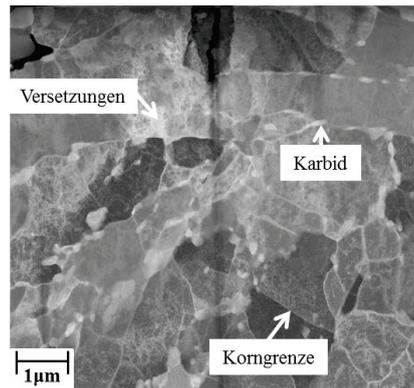
**Abbildung 4.43:** Rissverlauf in Umgebung der Risspitze (Fore Scatter Elektron Image, EHT = 15 kV) bei  $R = 0,1$  und 600 °C an Luft nach  $\sim 1 \text{ mm}$  Risswachstum **a)** des ERW-Versuchs **b)** des 5 Minuten Haltezeitversuch bei Maximallast.

Im ERW-Versuch (**Abbildung 4.43a**) wird ein feiner, horizontaler Rissverlauf beobachtet, während es im Haltezeitversuch (**Abbildung 4.43b**) zur einer ausgeprägten Rissverzweigung und zu Bildung mehrerer Rissfronten kommt. Die Lamelle für die Rissspitzenuntersuchung des 5 Minuten Haltezeitversuchs bei 600 °C wurde aus der am weitesten fortgeschrittenen Rissfront (weiß eingrahmte Rissfront in **Abbildung 4.43b**) geschnitten. **Abbildung 4.44a** zeigt eine Übersichtsaufnahme der Rissspitze des ERW-Versuchs und **Abbildung 4.44c** des Versuchs mit 5 Minuten Haltezeit nach ca. 1 mm Risswachstum bei 600 °C an Luft. Die zugehörigen Detailaufnahmen der Rissspitzen sind in **Abbildung 4.44b** und **d** dargestellt.



**Abbildung 4.44:** STEM-Übersichtsaufnahmen der Rissspitzenumgebung bei  $R = 0,1$  und 600 °C an Luft nach  $\sim 1$  mm Risswachstum **a**) des ERW-Versuchs (BF) **c**) des ERW-Versuchs mit 5 Minuten Haltezeit bei Maximallast und Detailaufnahmen der Rissspitzen (DF) **b**) des ERW-Versuchs (DF) **d**) des 5 Minuten Haltezeitversuchs bei Maximallast (DF).

Qualitative Beobachtungen zeigen im ERW-Versuch (**Abbildung 4.44b**) eine tendenziell geringere Versetzungsdichte als im Haltezeitversuch (**Abbildung 4.44d**).

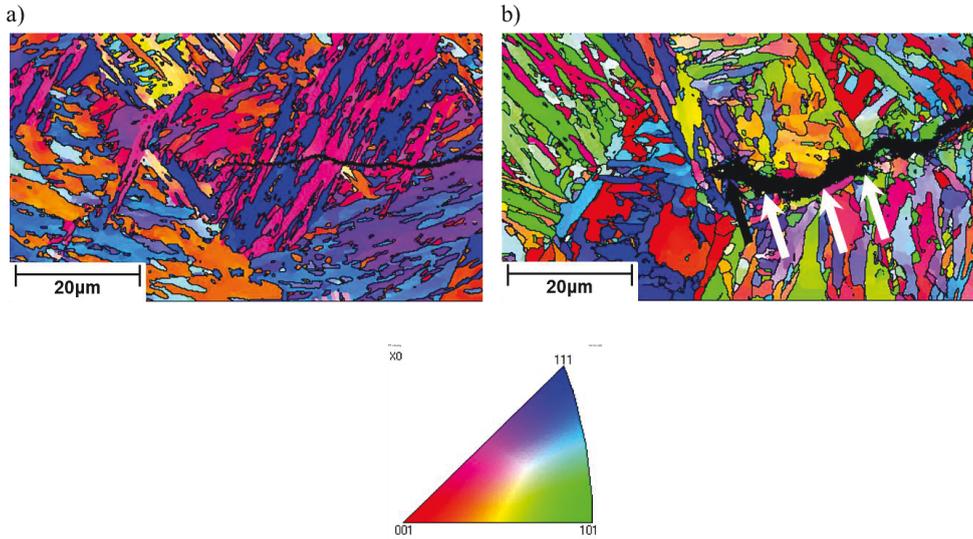


**Abbildung 4.45:** STEM-Dunkelfeldaufnahme der Rissspitzenumgebung des ERW-Versuchs mit 5 Minuten Haltezeit bei Maximallast bei  $R = 0,1$  und  $600\text{ °C}$  an Luft nach ca. 1 mm Risswachstum.

Die hohe Versetzungsdichte im Haltezeitversuch wird auch noch weiter von der Rissspitze entfernt beobachtet (**Abbildung 4.45**). Es liegt also eine relativ große plastische Zone vor.

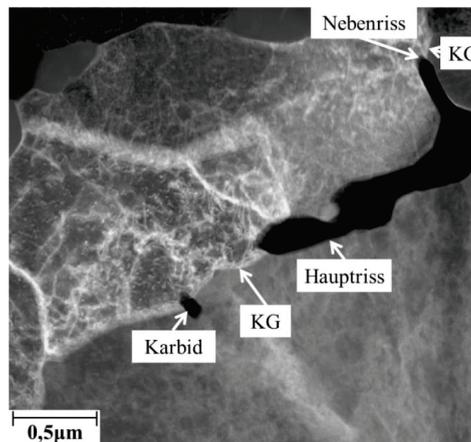
Das EBSD-Mapping des rissspitzennahen Bereichs des ERW-Versuchs mit 5 Minuten Haltezeit bei Maximallast bei  $R = 0,1$  und  $600\text{ °C}$  an Luft (**Abbildung 4.46b**) zeigt, dass der Riss zunächst durch das Korn gewachsen ist (Körner der gegenüberliegenden Rissflanken haben die gleiche Orientierung (rechts in **Abbildung 4.46b**)). Im Anschluss verläuft der Riss weiter entlang einer Korngrenze (die Körner der gegenüberliegenden Rissflanken sind unterschiedlich orientiert) ungefähr ab dem ersten weißen Pfeil von rechts in **Abbildung 4.46b**), bis er dann ungefähr ab dem schwarzen Pfeil in **Abbildung 4.46b**) wieder durch das Korn verläuft. Dieser Rissverlauf ist charakteristisch für Kriechermüdungswechselwirkung. Anhand der Detailaufnahme der Rissspitze des Haltezeitversuchs in **Abbildung 4.47** ist ersichtlich, dass der Riss an der Rissspitze bzw. in der rissspitzennahen Umgebung interkristallin entlang einer Korngrenze wächst. Die Rissausbreitung entlang von Korngrenzen ist ein Indikator für Kriechprozesse. Des Weiteren wird in der rissspitzennahen Umgebung eine interkristalline Rissverzweigung entlang einer Korngrenze beobachtet (**Abbildung 4.47**). Dahingegen verläuft der Riss im ERW-Versuch bei der höchsten untersuchten Temperatur von  $600\text{ °C}$  transkristallin (**Abbildung 4.44a** und **Abbildung 4.46a**). Auch ein Verlauf entlang von Martensitlattengrenzen kann nicht beobachtet werden (**Abbildung 4.46a**). Dementsprechend kann Kriechrisswachstum im ERW-Versuch ausgeschlossen werden.

Erste Untersuchungen im ERW-Versuch zeigen eine typische Versetzungsanordnung. Die Versetzungslinien verlaufen parallel zueinander und unter einem Winkel von ungefähr  $36^\circ - 38^\circ$  zum Riss (markiert durch Pfeile in **Abbildung 4.44b**). Zur Verifikation wurde diese Position unter verschiedenen Kippwinkeln untersucht. Dabei wurden keine weiteren Versetzungen beobachtet. Eine Bestimmung der Gleitsysteme war aufgrund der Lamellendicke nicht möglich. Die Lamelle konnte nicht weiter abgedünnt werden, da sie sich



**Abbildung 4.46:** EBSD-Mapping (Rissausbreitungsrichtung) des rissspitzennahen Bereichs bei  $R = 0,1$  und  $600\text{ °C}$  an Luft **a)** des ERW-Versuchs und **b)** des ERW-Versuchs mit 5 Minuten Haltezeit.

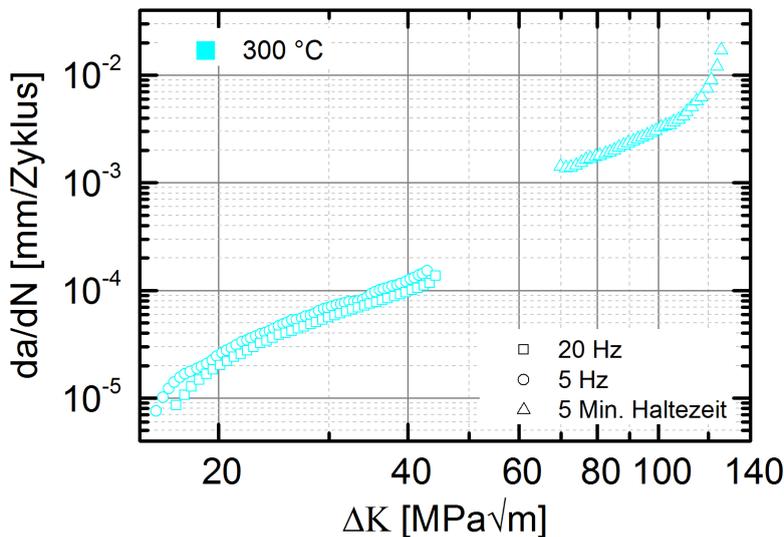
aufgrund der hohen Versetzungsdichte und den daraus resultierenden Spannungen verformt. Dahingegen wird für 5 Minuten Haltezeit eine höhere Versetzungsdichte, aber ohne



**Abbildung 4.47:** STEM-Dunkelfeldaufnahme der Rissfront und der näheren Umgebung des ERW-Versuchs mit 5 Minuten Haltezeit bei Maximallast bei  $R = 0,1$  und  $600\text{ °C}$  an Luft nach ca. 1 mm Risswachstum.

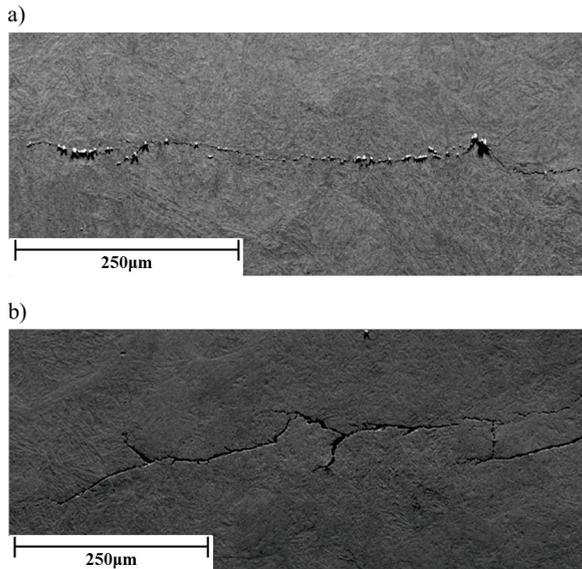
Die oben erwähnte Versetzungsanordnung beobachtet (**Abbildung 4.44d**). Es gibt also signifikante Unterschiede in der Versetzungsstruktur, Versetzungsdichte und im Rissverlauf zwischen ERW-Versuch und ERW-Versuch mit 5 Minuten Haltezeit bei 600 °C, was auf unterschiedliche Risswachstumsmechanismen hindeutet. Eine genaue Klärung der zu Grunde liegenden Mechanismen konnte auf Grund der Komplexität (Wechselwirkung bzw. Überlagerung von Ermüdungsschädigung, Kriechschädigung und Korrosionsschädigung) im Rahmen der Arbeit nicht erfolgen.

Da aber schon bei 5 Minuten Haltezeit und 300 °C zeitabhängige Effekte (**Abbildung 4.48**) beobachtet wurden, obwohl Kriechprozesse bei dieser Temperatur nicht auftreten, wurde jeweils eine Risspitzenuntersuchung anhand von Proben aus einem ERW-Versuch und einem Haltezeitversuch bei 300 °C an Luft durchgeführt. Sowohl der ERW-Versuch als auch der 5 Minuten Haltezeitversuch bei 300 °C wurde nach ca. 2 mm Risswachstum gestoppt und Lamellen aus den Risspitzen mittels fokussierter Ionenstrahlung geschnitten. Da bei 300 °C keine Rekristallisationsprozesse auftreten, musste der Versuch nicht wie bei 600 °C schon nach 1 mm Risswachstum gestoppt werden.



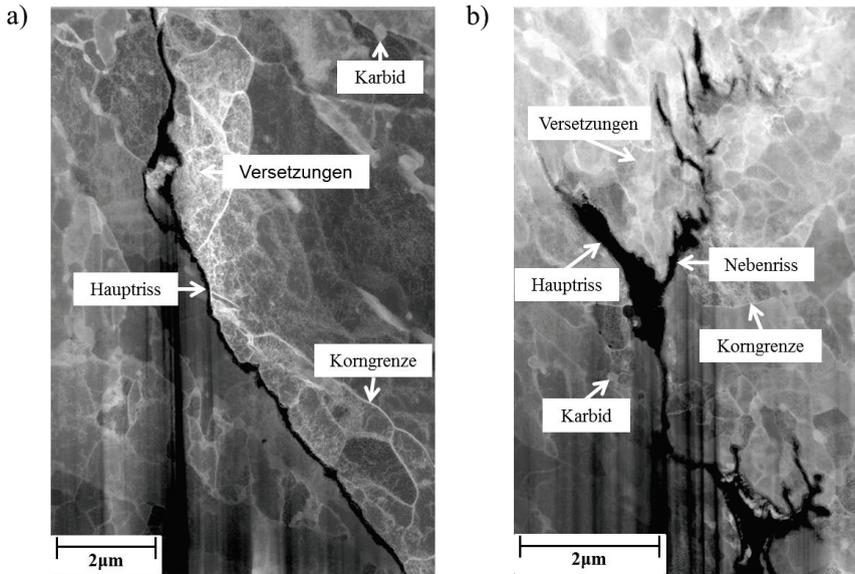
**Abbildung 4.48:** Frequenzeinfluss bei  $R = 0,1$  auf die Rissgeschwindigkeit und den Rissausbreitungsbereich bei 300 °C an Luft.

**Abbildung 4.49a** zeigt einen Teilausschnitt des Rissverlaufes des ERW-Versuchs und **Abbildung 4.49b** des Versuches mit 5 Minuten Haltezeit bei 300 °C an Luft.



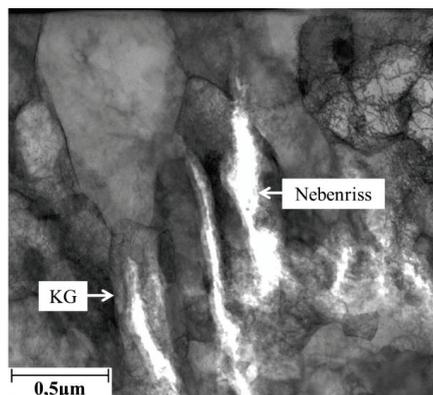
**Abbildung 4.49:** Teilausschnitt des Rissverlaufes (Fore Scatter Elektron Image, EHT = 15 kV) bei  $R = 0,1$  und  $300\text{ °C}$  an Luft nach  $\sim 2\text{ mm}$  Risswachstum **a)** des ERW-Versuchs **b)** des ERW-Versuchs mit 5 Minuten Haltezeit bei Maximallast.

Wie im ERW-Versuch bei  $600\text{ °C}$  (**Abbildung 4.43a**) wird auch im ERW-Versuch bei  $300\text{ °C}$  ein scharfer, horizontaler Bruchverlauf (**Abbildung 4.49a**) beobachtet. Im Gegensatz zum ERW-Versuch wird sowohl für 5 Minuten Haltezeit bei  $600\text{ °C}$  (**Abbildung 4.43b**) als auch bei  $300\text{ °C}$  (**Abbildung 4.49b**) eine ausgeprägte Rissverzweigung beobachtet. Tendenziell ist die Rissverzweigung bei  $300\text{ °C}$  stärker ausgeprägt als bei  $600\text{ °C}$ . Ein weiterer signifikanter Unterschied zwischen Versuchen mit 5 Minuten Haltezeit bei  $600\text{ °C}$  und  $300\text{ °C}$  ist, dass es bei  $600\text{ °C}$  zu Ausbildung mehrerer Rissfronten kommt (**Abbildung 4.43b**), während es bei  $300\text{ °C}$  nur eine Rissfront gibt (**Abbildung 4.49b**). Sowohl im ERW-Versuch als auch im Haltezeitversuch bei  $300\text{ °C}$  wird überwiegend transkristallines Risswachstum beobachtet (**Abbildung 4.50**). Im Haltezeitversuch bei  $300\text{ °C}$  werden erwartungsgemäß keine Kriechporen beobachtet (**Abbildung 4.49b**). Daher können Kriechrisswachstum und somit auch Kriechermüdungswechselwirkungen als Ursache für den zeitabhängigen Effekt bei  $300\text{ °C}$  (**Abbildung 4.48**) ausgeschlossen werden.



**Abbildung 4.50:** STEM-Dunkelfeldübersichtsaufnahmen der Risspitzen bei  $R = 0,1$ ,  $300\text{ °C}$  an Luft nach  $\sim 2\text{ mm}$  Risswachstum **a)** des ERW-Versuchs **b)** des 5 Minuten Haltezeitversuchs bei Maximallast.

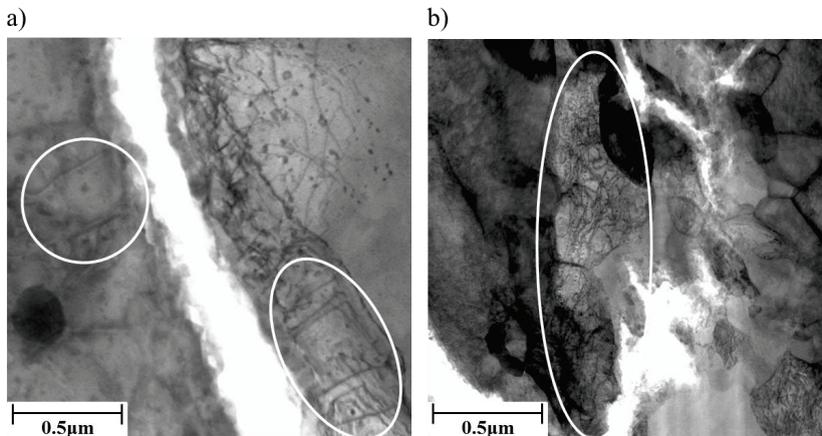
Des Weiteren wird im ERW-Versuch wieder ein sehr glatter Rissverlauf (**Abbildung 4.50a**) beobachtet, während es durch die Einführung der Haltezeit zu einer ausgeprägten Rissverzweigung (**Abbildung 4.50b**) kommt. Im Gegensatz zum Haltezeitversuch bei  $600\text{ °C}$  erfolgt die Rissverzweigung im ERW-Versuch mit Haltezeit bei  $300\text{ °C}$  durch das Korn (**Abbildung 4.51**) und nicht entlang der Korngrenzen.



**Abbildung 4.51:** STEM-Hellfelddetailaufnahme der Rissverzweigung des ERW-Versuchs mit 5 Minuten Haltezeit bei Maximallast bei  $R = 0,1$ ,  $300\text{ °C}$  an Luft nach  $\sim 2\text{ mm}$  Risswachstum.

**Abbildung 4.52** zeigt einen qualitativen Vergleich von Versetzungsstruktur und -dichte zwischen ERW-Versuch und Versuch mit 5 Minuten Haltezeit bei 300 °C. Im Haltezeitversuch bei 300 °C (**Abbildung 4.52b**) wurden, wie auch im Haltezeitversuch bei 600 °C (**Abbildung 4.44c - d**), im Vergleich zum ERW-Versuch in der Umgebung des Risses und der Rissspitze höhere Versetzungsdichten ohne offensichtliche Ordnung beobachtet. Das heißt durch Kriechprozesse kommt es zu keiner offensichtlichen Änderung der Versetzungsstruktur. Tendenziell ist die Versetzungsdichte an der Rissspitze und dem rissspitzennahen Bereich im Haltezeitversuch bei 600 °C (**Abbildung 4.44c**) höher als bei 300 °C (**Abbildung 4.52b**).

Ob die tendenziell höhere Versetzungsdichte im Haltezeitversuch bei 600 °C durch die bei hoher Temperatur generell größere plastische Verformung resultiert, oder ob sie durch Kriechprozesse verursacht werden, oder durch beide Mechanismen kann nicht separiert werden.



**Abbildung 4.52:** Qualitativer Vergleich der Versetzungsstruktur und -dichte im rissspitzennahen Bereich bei  $R = 0,1$ , 300 °C an Luft nach  $\sim 2$  mm Risswachstum **a)** des ERW-Versuchs **b)** des ERW-Versuchs mit 5 Minuten Haltezeit bei Maximallast.

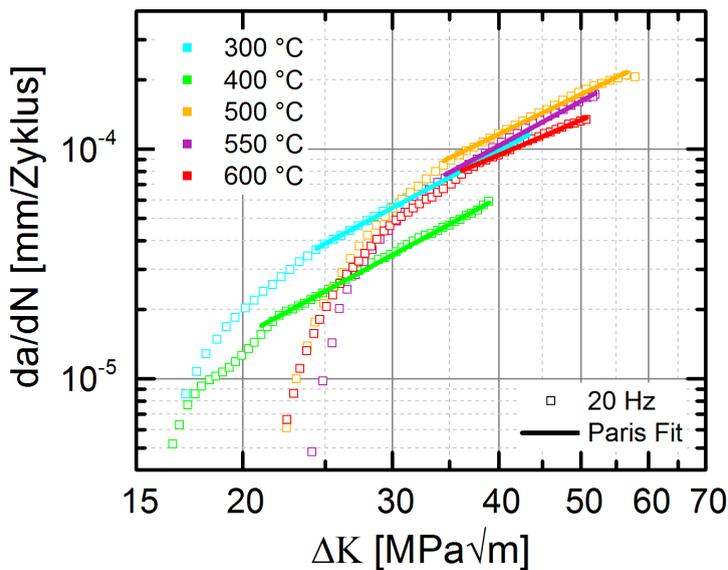
Im Gegensatz zum Haltezeitversuch, verlaufen die Versetzungslinien im ERW-Versuch bei 300 °C häufig parallel zueinander senkrecht zum Riss (**Abbildung 4.52a**). Im ERW-Versuch bei 600 °C verlaufen die Versetzungslinien parallel zueinander und unter einem Winkel von ungefähr 36° - 38° zum Riss.

Durch Kriechprozesse kommt es zu keiner offensichtlichen Änderung der Versetzungsstruktur, aber der Riss wächst aufgrund von Kriechprozessen teilweise entlang von Korngrenzen. Ein weiterer Unterschied ist, dass im Haltezeitversuch eine hohe Versetzungsdichte ohne offensichtliche Versetzungsordnung beobachtet wird, während im ERW-Versuch geregelte Versetzungsanordnungen erkennbar sind. Das deutet auf

unterschiedliche Rissausbreitungsmechanismen hin. Hierbei sei angemerkt, dass aufgrund unzureichender statistischer Absicherung keine allgemeinen abschließenden Aussagen bezüglich der Versetzungsdichte und -struktur getroffen werden können. Die Untersuchungen sollen zunächst als erste Beobachtungen und als Grundlage zukünftiger Forschungsvorhaben dienen. Des Weiteren muss darauf hingewiesen werden, dass STEM-Aufnahmen nicht zwangsläufig die vorderste Risspitze zeigen, da der Verlauf des Risses in der Tiefe nicht bekannt ist.

#### 4.2.4 Bereich II der zyklischen Risswachstumskurve unter WD-Atmosphäre

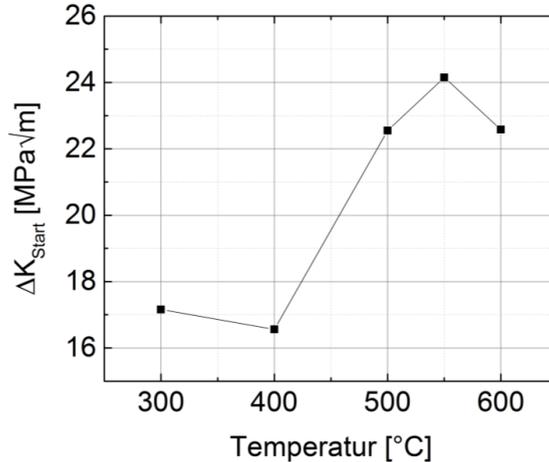
Im vorherigen Kapitel wurde u. a. der Einfluss variiert Haltezeiten (bzw. allgemeiner formuliert, der Einfluss von niedrigen Frequenzen) auf die Rissgeschwindigkeit in Abhängigkeit der Temperatur und dem daraus resultierenden Einfluss auf die Kriechermüdungswechselwirkung untersucht. Das Ziel dabei war die realen Betriebsbedingungen im lastflexibel betriebenen Kraftwerk so gut wie möglich unter Laborbedingungen abzubilden. Folglich ist der nächste Schritt in Richtung der Abbildung realitätsnäherer Betriebsbedingungen die Charakterisierung des Einflusses der im Kraftwerk vorherrschenden Wasserdampf-atmosphäre in Abhängigkeit der Frequenz und der Temperatur. Dazu wurden Versuche unter Wasserdampf-atmosphäre bei gleichen Prüfparametern durchgeführt wie die im vorherigen Kapitel vorgestellten Referenzversuche an Luft und die Ergebnisse zur Separation des Wasserdampf-atmosphäreneinflusses miteinander verglichen. In **Abbildung 4.53** sind zunächst die zyklischen Risswachstumskurven bei  $R = 0,1$ ,  $f = 20$  Hz unter Wasserdampf-atmosphäre in einem Temperaturbereich von  $300\text{ °C} - 600\text{ °C}$  abgebildet.



**Abbildung 4.53:** Zyklische Risswachstumskurven der ERW-Versuche (X20CrMoV12-1) bei  $f = 20$  Hz,  $R = 0,1$  unter Wasserdampf-atmosphäre im Temperaturbereich von  $300\text{ °C} - 600\text{ °C}$  mit zugehörigen Paris Fits.

Die zugehörigen Risswachstumsstartwerte sind **Abbildung 4.54** zu entnehmen. Ab  $500\text{ °C}$  beginnt das Risswachstum erst bei höheren  $\Delta K$ -Werten sehr wahrscheinlich aufgrund eines höheren Anteils oxidinduziertem Riss-schließens (bedingt durch die Wasserdampf-atmosphäre), das insbesondere bei geringen Rissgeschwindigkeiten (wie zu Beginn des

Risswachstums) wirksam ist. Ab 600 °C wird der verzögernde Effekt möglicherweise durch die höhere Temperatur kompensiert. Ein Streueffekt kann aufgrund des geringeren Versuchsumfangs allerdings nicht ausgeschlossen werden. Insgesamt steigt der Risswachstumsstartwert im ERW-Versuch mit 20 Hz unter Wasserdampfatmosphäre im Temperaturbereich von 400 °C - 550 °C (**Abbildung 4.54**) an.



**Abbildung 4.54:** Temperatureinfluss auf den Risswachstumsbeginn im ERW-Versuch bei  $R = 0,1$  und  $f = 20$  Hz unter Wasserdampfatmosphäre.

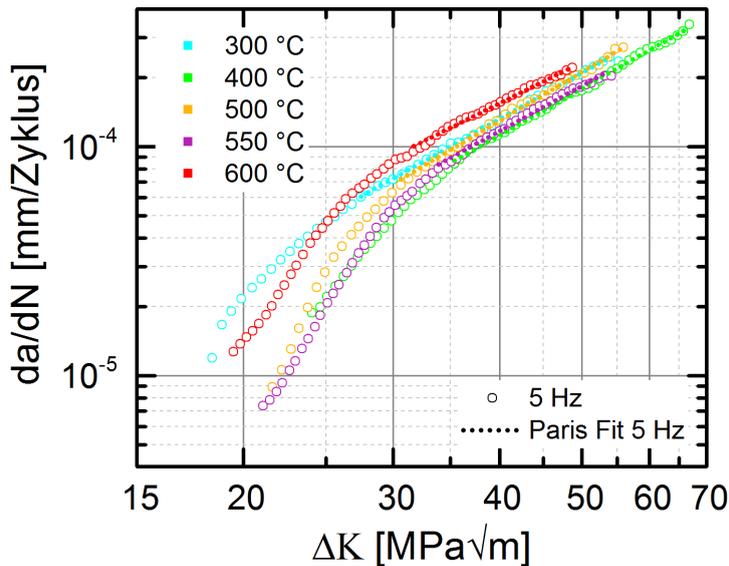
Im Bereich gleicher Spannungsintensität wird die niedrigste Rissgeschwindigkeit bei 400 °C beobachtet. Bei Temperaturen von 300 °C und von 500 °C - 600 °C liegen die Rissgeschwindigkeiten in etwa der gleichen Größenordnung. Tendenziell ist die Rissgeschwindigkeit bei 600 °C marginal langsamer als bei 300 °C. Bei 500 °C und 550 °C ist die Rissgeschwindigkeit bei identischer Spannungsintensität minimal höher als bei 300 °C und 600 °C.

Die durchgezogenen farbigen Linien in **Abbildung 4.53** zeigen die Anpassung des stabilen Risswachstumsbereichs der ERW-Versuche mit 20 Hz im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C unter Wasserdampfatmosphäre mittels der Paris-Gleichung. In **Tabelle 4.10** sind die zugehörigen Ermüdungsrisswachstumsparameter aufgeführt. Der Koeffizient  $C$  steigt bei 500 °C um etwa eine Größenordnung, sinkt bei 550 °C wieder um eine Größenordnung und steigt letztendlich bei 600 °C wieder um eine Größenordnung. Der Exponent  $m$  liegt im Temperaturbereich von 300 °C - 550 °C mit Ausnahme von 500 °C konstant bei zwei. Bei 500 °C ist der Exponent  $m$  mit 1,8 etwas niedriger. Die Abweichung von  $C$  und  $m$  bei 500 °C ist wahrscheinlich ein Streueffekt. Bei 600 °C sinkt der Exponent  $m$  auf einen Wert von 1,6.

**Tabelle 4.10:** Ermüdungsrisswachstumsparameter unter Wasserdampf Atmosphäre (ERW-Versuche bei  $f = 20$  Hz).

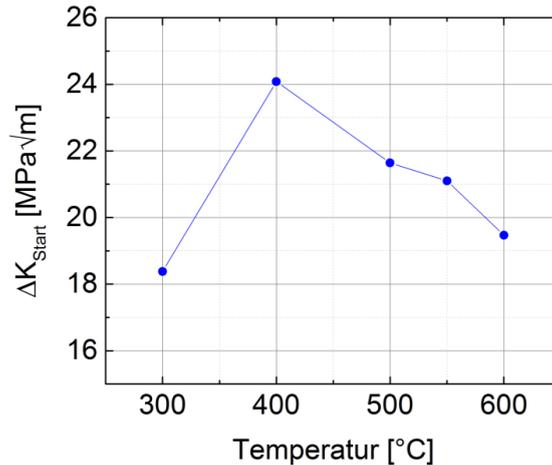
Prüf temperatur [°C]	C	m
300	$6,66 \cdot 10^{-8}$	2
400	$3,85 \cdot 10^{-8}$	2
500	$1,56 \cdot 10^{-7}$	1,8
550	$6,26 \cdot 10^{-8}$	2
600	$2,79 \cdot 10^{-7}$	1,6

Um wie auch an Luft die Auswirkungen einer niedrigeren Frequenz zu untersuchen, wurden ERW-Versuche mit  $f = 5$  Hz unter Wasserdampf Atmosphäre bei ansonsten identischen Parametern durchgeführt. **Abbildung 4.55** zeigt die zyklischen Risswachstumskurven der ERW-Versuche mit  $f = 5$  Hz,  $R = 0,1$  unter Wasserdampf Atmosphäre im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C.



**Abbildung 4.55:** Zyklische Risswachstumskurven der ERW-Versuche (X20CrMoV12-1) mit  $f = 5$  Hz,  $R = 0,1$  unter Wasserdampf Atmosphäre im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C mit zugehörigen Paris Fits.

Die zugehörigen Risswachstumsstartwerte sind in **Abbildung 4.56** dargestellt. Der höchste Risswachstumsstartwert wurde bei 400 °C ermittelt. Bei 500 °C und 550 °C ist der Risswachstumsstartwert ungefähr gleich, bei 600 °C etwas geringer.



**Abbildung 4.56:** Temperatureinfluss auf den Risswachstumsbeginn im ERW-Versuch bei  $R = 0,1$  und  $f = 5$  Hz unter Wasserdampfatosphäre.

Die Rissgeschwindigkeit ist im Temperaturbereich von 400 °C - 550 °C bei gleicher Spannungsintensität niedriger als bei 300 °C. Im stabilen Risswachstumsbereich nehmen die Unterschiede in der Risswachstumsgeschwindigkeit ab und die zyklischen Risswachstumskurven liegen relativ dicht beieinander (**Abbildung 4.55**). Bei 600 °C ist die Rissgeschwindigkeit im Anfangsbereich etwas kleiner als bei 300 °C und im stabilen Risswachstumsbereich etwas höher. Der Temperatureinfluss im stabilen Risswachstumsbereich ist somit insgesamt relativ gering.

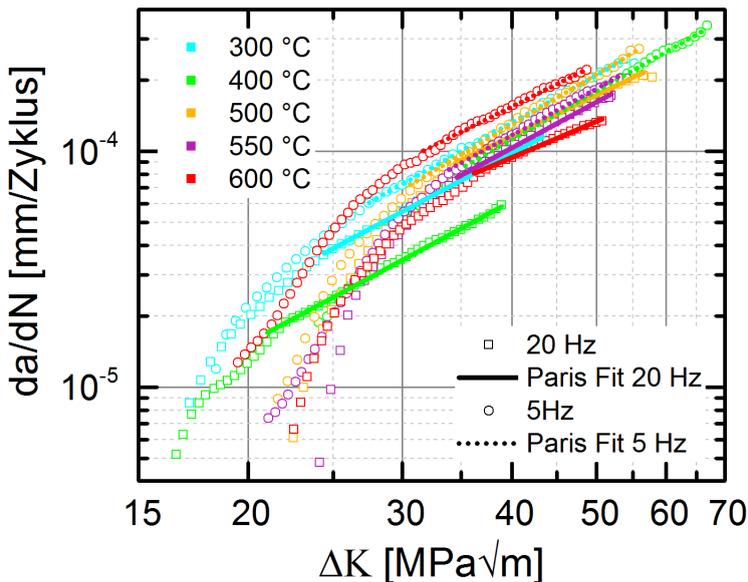
Die Anpassungen der stabilen Risswachstumsbereiche mittels Paris-Gleichung der ERW-Versuche mit 5 Hz unter Wasserdampfatosphäre im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C sind in **Abbildung 4.55** dargestellt (gepunktete farbige Linien) und die zugehörigen Ermüdungsrisswachstumsparameter in **Tabelle 4.11** aufgeführt.

**Tabelle 4.11:** Ermüdungsrisswachstumsparameter unter Wasserdampfatosphäre (ERW-Versuche bei  $f = 5$  Hz).

Prüftemperatur [°C]	C	m
300	$6,09 \cdot 10^{-8}$	2,1
400	$4,66 \cdot 10^{-8}$	2,1
500	$3,86 \cdot 10^{-7}$	2,2
550	$6,42 \cdot 10^{-8}$	2,0
600	$1,65 \cdot 10^{-7}$	1,9

Der Koeffizient  $C$  steigt bei  $500\text{ °C}$  um etwa eine Größenordnung, sinkt bei  $550\text{ °C}$  wieder um eine Größenordnung und steigt dann bei  $600\text{ °C}$  wieder um eine Größenordnung. Der Exponent  $m$  ist im Temperaturbereich von  $300\text{ °C}$  -  $400\text{ °C}$  konstant, steigt dann leicht bis  $500\text{ °C}$  und nimmt im Anschluss bis  $600\text{ °C}$  leicht ab.

In **Abbildung 4.57** sind zur Analyse des Frequenzeinflusses in Abhängigkeit der Temperatur auf die Rissgeschwindigkeit und den Rissausbreitungsbeginn, die zyklischen Risswachstumskurven der ERW-Versuche mit  $f = 5\text{ Hz}$  und  $20\text{ Hz}$  unter Wasserdampfatmosfera und die zugehörigen Anpassungen mittels der Paris-Gleichung dargestellt.

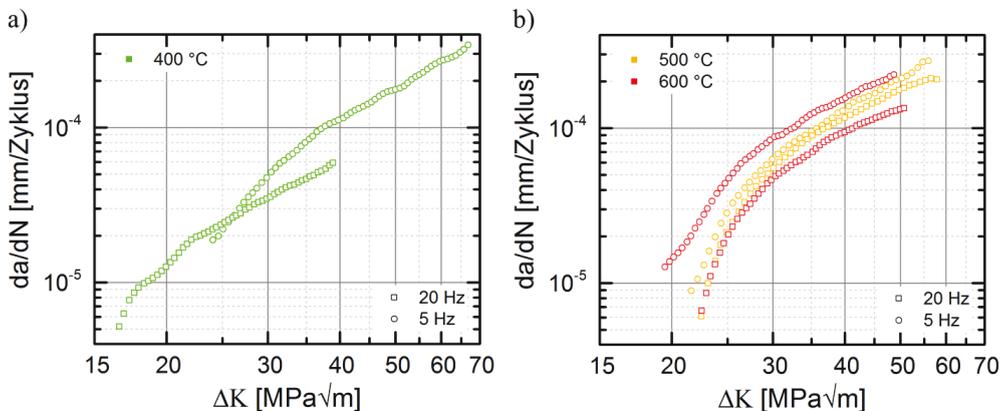


**Abbildung 4.57:** Frequenzeinfluss (X20CrMoV12-1) auf die Rissgeschwindigkeit und den Risswachstumsbeginn bei Frequenzen von  $5\text{ Hz}$  und  $20\text{ Hz}$ ,  $R = 0,1$  unter Wasserdampfatmosfera im Temperaturbereich von  $300\text{ °C}$  -  $600\text{ °C}$  und zugehörige Paris Fits.

Im Gegensatz zu den ERW-Versuchen mit  $20\text{ Hz}$  unter Wasserdampfatmosfera, bei denen eine Erhöhung des Risswachstumsstartwertes von  $5,99\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  bei einer Temperaturerhöhung von  $400\text{ °C}$  auf  $500\text{ °C}$  ermittelt wurde, wurde in den ERW-Versuchen mit  $5\text{ Hz}$  eine Erhöhung des Risswachstumsstartwertes von  $5,7\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  bei einer Temperaturerhöhung von  $300\text{ °C}$  auf  $400\text{ °C}$  gemessen. Im ERW-Versuch mit  $20\text{ Hz}$  ist der Risswachstumsbeginn bei  $300\text{ °C}$  und  $400\text{ °C}$  annähernd gleich, steigt dann bis  $550\text{ °C}$  an und fällt dann bei  $600\text{ °C}$  etwas ab. Dahingegen steigt der Risswachstumsstartwert im ERW-Versuch mit  $5\text{ Hz}$  bis  $400\text{ °C}$ , ist bis  $500\text{ °C}$  annähernd konstant und fällt bei  $600\text{ °C}$  geringfügig ab. Hierbei sei angemerkt, dass es sich um erste Untersuchungen handelt und

keine statistische Absicherung vorliegt. Die dazu notwendigen Versuche hätten den Rahmen dieser Arbeit überschritten. Dennoch könnte der Aspekt für zukünftige Forschungsarbeiten interessant sein.

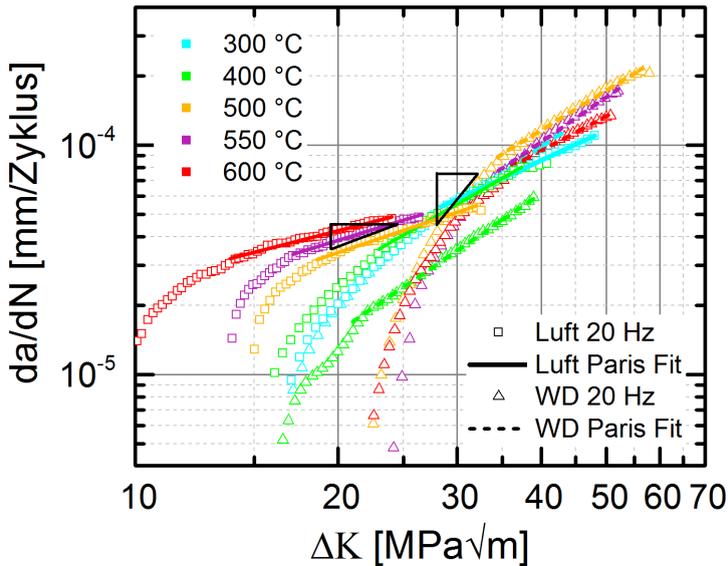
Die Rissgeschwindigkeit steigt bei 300 °C, 500 °C und 550 °C bei gleicher Spannungsintensität nur leicht mit abnehmender Frequenz (20 Hz → 5 Hz), während bei 400 °C und 600 °C die Rissgeschwindigkeit mit abnehmender Frequenz stärker ansteigt (**Abbildung 4.57**). Der größte Frequenzeinfluss wurde folglich bei 400 °C und 600 °C beobachtet. Dabei ist auffällig, dass bei 400 °C die zyklischen Risswachstumskurven mit abnehmender Frequenz nicht parallel verschoben sind (**Abbildung 4.58a**) wie bei allen anderen Temperaturen (hier aus Übersichtsgründen exemplarisch an den zyklischen Risswachstumskurven bei 500 °C und 600 °C in **Abbildung 4.58b** zu sehen), sondern nach rechts in Richtung höherer Spannungsintensitäten (**Abbildung 4.58a**).



**Abbildung 4.58:** Frequenzeinfluss (X20CrMoV12-1) auf die Rissgeschwindigkeit und den Risswachstumsbeginn bei Frequenzen von 5 Hz und 20 Hz,  $R = 0,1$  unter Wasserdampfatosphäre bei **a)** 400 °C und **b)** 500 °C und 600 °C.

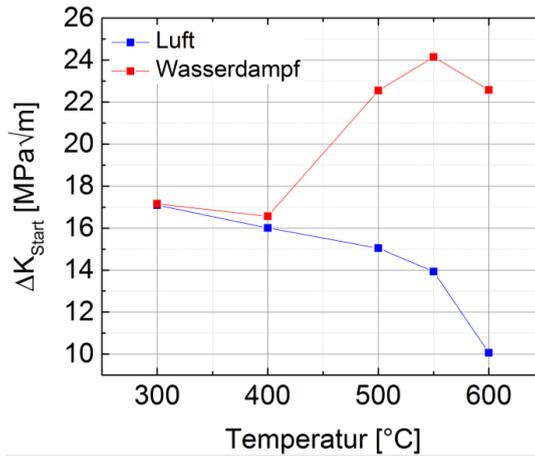
Der Koeffizient  $C$  liegt im gesamten Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C sowohl im ERW-Versuch unter Wasserdampfatosphäre mit 20 Hz als auch bei 5 Hz in der gleichen Größenordnung, während der Exponent  $m$  für 20 Hz mit Ausnahme von 500 °C (bei dieser Temperatur ist  $m$  gleich) erwartungsgemäß niedriger ist.

Um die Auswirkungen der Wasserdampfatosphäre in Abhängigkeit der Temperatur und der Frequenz identifizieren zu können, wurden in **Abbildung 4.59** die zyklischen Risswachstumskurven mit  $f = 20$  Hz im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C an Luft und unter Wasserdampfatosphäre gegenübergestellt.



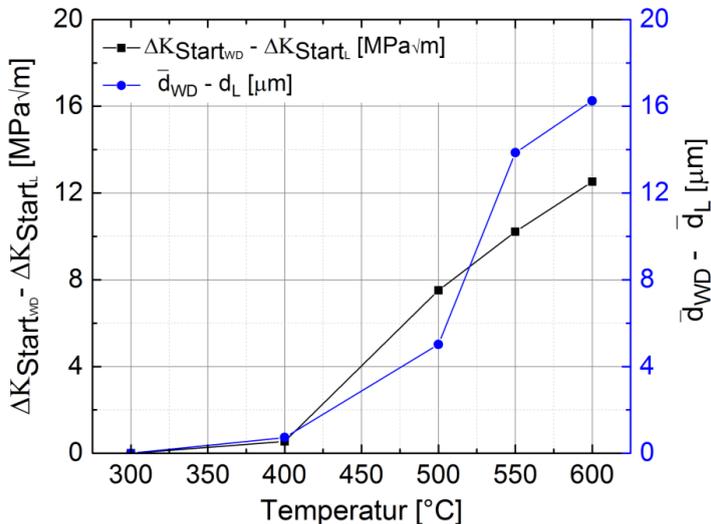
**Abbildung 4.59:** Wasserdampfataosphäreneinfluss (X20CrMoV12-1) auf die Rissgeschwindigkeit und den Risswachstumsbeginn  $f = 20$  Hz,  $R = 0,1$  im Temperaturbereich von  $300$  °C -  $600$  °C und zugehörige Paris Fits.

Im ERW-Versuch mit 20 Hz bei  $300$  °C beginnt die Rissausbreitung sowohl an Luft als auch unter Wasserdampfataosphäre in der Größenordnung von  $\sim 17$   $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Das heißt, im ERW-Versuch mit 20 Hz bei  $300$  °C liegt kein Wasserdampfataosphäreneinfluss auf den Risswachstumsbeginn vor. Erst ab  $400$  °C ist der Risswachstumsbeginn unter Wasserdampfataosphäre gegenüber Luft leicht um  $0,55$   $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  verschoben. Ab  $500$  °C beginnt die Rissausbreitung unter Wasserdampfataosphäre bei deutlich höheren  $\Delta K$ -Werten. Quantitativ entspricht das bei  $500$  °C einer Erhöhung um  $7,51$   $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ , bei  $550$  °C um  $10,22$   $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  und bei  $600$  °C um  $12,52$   $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  (vergl. auch **Abbildung 4.59** und **Abbildung 4.60**). **Abbildung 4.61** zeigt die Erhöhung der Risswachstumsstartwerte unter Wasserdampfataosphäre im Vergleich zu Luft in Abhängigkeit der Temperatur und die Erhöhung der mittleren Oxidschichtdicke unter Wasserdampfataosphäre gegenüber den an Luft geprüften Proben in Abhängigkeit der Temperatur. Ab  $400$  °C liegt ein annähernd linearer Zusammenhang zwischen Temperatur und Erhöhung des Risswachstumsstartwertes zwischen Wasserdampfataosphäre und Luft vor. Die höheren Risswachstumsstartwerte ab  $400$  °C zwischen Wasserdampfataosphäre und Luft können mit zunehmender mittlerer Oxidschichtdicke korreliert werden (**Abbildung 4.61**). Dies deutet darauf hin, dass die Ursache für höheren Risswachstumsstartwert unter Wasserdampfataosphäre das oxidinduzierte Riss schließen ist. Bei einer Temperaturerhöhung von  $400$  °C auf  $500$  °C erhöht sich der Risswachstumsstartwert unter Wasserdampfataosphäre im Vergleich zu Luft um  $6,96$   $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Dabei steigt die mittlere Oxidschichtdicke um  $4,29$   $\mu\text{m}$ . Wird die Temperatur dagegen von  $500$  °C auf  $600$  °C erhöht steigt die mittlere Oxidschichtdicke um  $11,23$   $\mu\text{m}$ , gleichzeitig steigt der Risswachstumsstartwert nur noch um  $5,01$   $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Das bedeutet mit



**Abbildung 4.60:** Risswachstumsstartwerte in Abhängigkeit der Atmosphäre und der Temperatur bei 20 Hz.

zunehmender Oxidschichtdicke nimmt der Einfluss auf das oxidinduzierte Riss schließen und somit auf die Erhöhung des Risswachstumsstartwertes ab. Dies ist plausibel, da ab einer bestimmten Oxidschichtdicke die gegenüberliegenden Rissufer nicht mehr früher aufsetzen können. Ein ähnlicher Zusammenhang wurde auch bei den Schwellenwertversuchen unter Wasserdampfatmosphäre gefunden (Kapitel 4.2.2).



**Abbildung 4.61:** Erhöhung der Risswachstumsstartwerte unter Wasserdampfatmosphäre im Vergleich zu Luft in Abhängigkeit der Temperatur und die Erhöhung der mittleren Oxidschichtdicke unter Wasserdampfatmosphäre ( $\bar{d}_{\text{WD}}$ ) gegenüber Luft ( $\bar{d}_{\text{L}}$ ) in Abhängigkeit der Temperatur.

Des Weiteren wird im ERW-Versuch mit 20 Hz unter Wasserdampfatmosphäre im Temperaturbereich 400 °C - 550 °C eine konträre Auswirkung auf den Risswachstumsbeginn gegenüber Luft beobachtet. An Luft sinkt die Risswachstumsstartwert in diesem Temperaturbereich, während er unter Wasserdampfatmosphäre ansteigt (**Abbildung 4.60**). Vermutlich kann unter Wasserdampfatmosphäre bis 550 °C der Temperatureinfluss durch das oxidinduzierte Risssschließen kompensiert werden. An Luft ist die Oxidschichtdicke nicht hinreichend groß, so dass der Anteil an oxidinduziertem Risssschließen nicht ausreicht, um den Temperatureinfluss zu kompensieren.

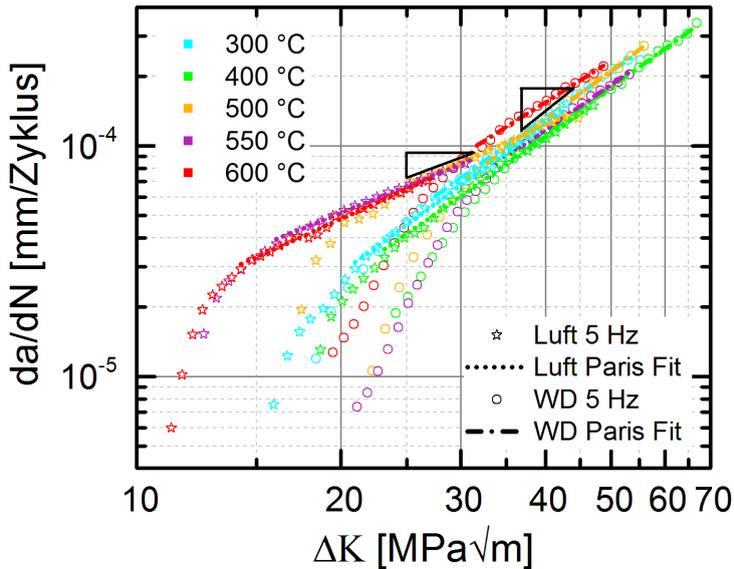
Im ERW-Versuch mit 20 Hz bei 300 °C unter Wasserdampfatmosphäre ist die Rissgeschwindigkeit ungefähr ab dem letzten Kurvendrittel leicht höher als an Luft (**Abbildung 4.59**). Bei 400 °C ist die Risswachstumsgeschwindigkeit unter Wasserdampfatmosphäre langsamer als an Luft (**Abbildung 4.59**). Dagegen ist bei 500 °C die Rissgeschwindigkeit unter Wasserdampfatmosphäre nur bis zum Schnittpunkt der Rissausbreitungskurve bei 500 °C an Luft mit der unter Wasserdampfatmosphäre und somit im Bereich identischer Spannungsintensitäten niedriger als an Luft. Ab dem Schnittpunkt ist die Rissgeschwindigkeit unter Wasserdampfatmosphäre höher (**Abbildung 4.59**). Bei 550 °C ist die Rissgeschwindigkeit unter Wasserdampfatmosphäre im gleichen Spannungsintensitätsbereich kleiner als an Luft. Ein weiterer Vergleich der Rissgeschwindigkeiten ist nicht möglich, da die Probe an Luft schon deutlich früher das Versuchsabbruchkriterium erreicht (die Rissausbreitung beginnt an Luft bei deutlich geringeren  $\Delta K$ -Werten), während die Rissgeschwindigkeit unter Wasserdampfatmosphäre weiter ansteigt. Die Rissgeschwindigkeit beschleunigt ab 500 °C unter Wasserdampfatmosphäre stärker als an Luft (**Abbildung 4.59**). Da die Rissausbreitung ab 500 °C unter Wasserdampfatmosphäre erst bei signifikant höheren  $\Delta K$ -Werten beginnt, liegen zu Beginn des Risswachstums im Vergleich zu Luft deutlich höhere Spannungsintensitäten vor. Die Spannungsintensitäten, die zu Risswachstumsbeginn unter Wasserdampfatmosphäre herrschen, entsprechen etwa der Größenordnung, die an Luft gegen Versuchsende auftreten. Daraus lässt sich schlussfolgern, dass die Ursachen für das beschleunigte Risswachstum und die im späteren Risskurvenverlauf unter Wasserdampfatmosphäre höhere Rissgeschwindigkeit, die Kombination aus höheren Spannungsintensitäten und den korrosiven Mechanismen an der Riss Spitze sind.

Die durchgezogenen farbigen Linien in **Abbildung 4.59** zeigen die Anpassung des stabilen Risswachstumsbereichs der ERW-Versuche mit 20 Hz im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C an Luft mittels der Paris-Gleichung und die gestrichelten Linien unter Wasserdampfatmosphäre. In **Tabelle 4.12** sind die an Luft und unter Wasserdampfatmosphäre mit  $f = 20$  Hz ermittelten Ermüdungsrisswachstumsparameter gegenübergestellt. Der Koeffizient  $C$  ist an Luft im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C mit Ausnahme von 550 °C um etwa eine Größenordnung größer als unter Wasserdampfatmosphäre. Bei 550 °C an Luft ist der Koeffizient  $C$  etwa zwei Größenordnungen höher als unter Wasserdampfatmosphäre. Der Exponent  $m$  ist an Luft im gesamten Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C niedriger als unter Wasserdampf-atmosphäre. Ab 500 °C sind die Unterschiede der Spannungsexponenten  $m$  am größten.

**Tabelle 4.12:** Wasserdampfatosphären- und Temperatureinfluss auf die Ermüdungsrissswachstumsparameter (ERW-Versuche mit  $f = 20$  Hz).

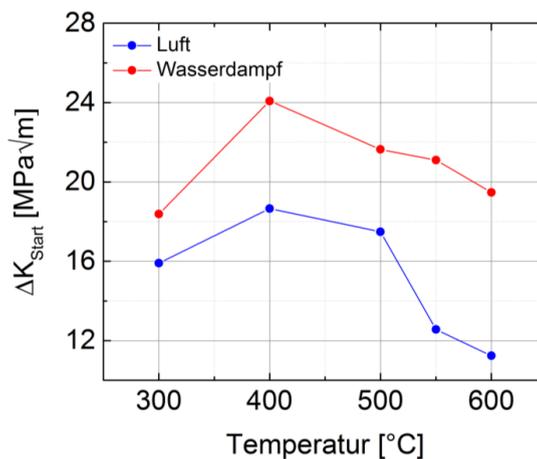
Prüftemperatur [°C]	Luft		Wasserdampf	
	C	m	C	m
300	$5,70 \cdot 10^{-7}$	1,4	$6,66 \cdot 10^{-8}$	2
400	$1,77 \cdot 10^{-7}$	1,7	$3,85 \cdot 10^{-8}$	2,0
500	$1,72 \cdot 10^{-6}$	1,0	$1,56 \cdot 10^{-7}$	1,8
550	$2,56 \cdot 10^{-6}$	0,9	$6,26 \cdot 10^{-8}$	2,0
600	$4,41 \cdot 10^{-6}$	0,8	$2,79 \cdot 10^{-7}$	1,6

Die vorherigen Untersuchungen haben gezeigt, dass es in Abhängigkeit der Temperatur unterschiedliche Auswirkungen der Wasserdampfatosphäre auf den Rissausbreitungsbeginn und die Rissgeschwindigkeit gibt. Das heißt, die Auswirkungen der Wasserdampfatosphäre dürfen nie isoliert betrachtet werden, sondern mindestens zusätzlich in Abhängigkeit der Temperatur. Es ist naheliegend, dass mindestens ein weiterer Parameter wie z. B. die Frequenz die Auswirkungen der Wasserdampfatosphäre beeinflusst und dies zudem in Kombination mit der Temperatur. Dazu wurden in **Abbildung 4.62** zunächst die zyklischen Risswachstumskurven bei  $f = 5$  Hz im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C an Luft und unter Wasserdampfatosphäre aufgetragen. Im ERW-Versuch bei 5 Hz unter Wasserdampfatosphäre beginnt die Rissausbreitung bei höheren  $\Delta K$ -Werten als an Luft. Im Vergleich zu Luft ist der Risswachstumsbeginn bei 300 °C um 2,47 MPa $\sqrt{m}$ , bei 400 °C um 5,42 MPa $\sqrt{m}$ , bei 500 °C um 4,16 MPa $\sqrt{m}$ , bei 550 °C um 9,08 MPa $\sqrt{m}$  und bei 600 °C um 8,23 MPa $\sqrt{m}$  zu höheren  $\Delta K$ -Werten verschoben (**Abbildung 4.63**). Stichprobenartige Vergleichsuntersuchungen der Oxidschichtdicken der ERW-Versuche bei 5 Hz unter Wasserdampfatosphäre haben ergeben, dass es keinen Unterschied zu den im ERW-Versuch mit 20 Hz gemessenen Oxidschichtdicken gibt. Aus diesem Grund wurde auf eine durchgängige Messung der Oxidschichtdicken in den ERW-Versuchen mit 5 Hz verzichtet. Da es keine messbaren Unterschiede in den Oxidschichtdicken gibt, kann wie auch im ERW-Versuch mit 20 Hz, der zunehmende Risswachstumsstartwert mit höheren Oxidschichtdicken korreliert werden. Sowohl im ERW-Versuch bei 5 Hz unter Wasserdampfatosphäre als auch an Luft steigt der Risswachstumsstartwert bei einer Temperaturerhöhung von 300 °C auf 400 °C, wobei der Risswachstumsstartwert unter Wasserdampfatosphäre deutlich stärker ansteigt (**Abbildung 4.63**). Ab 400 °C sinkt der Risswachstumsstartwert sowohl an Luft als auch unter Wasserdampfatosphäre. Der Abfall des Risswachstumsstartwertes ist ab 500 °C unter Wasserdampfatosphäre nicht so stark wie an Luft. Insgesamt beginnt die Rissausbreitung im ERW-Versuch mit 5 Hz unter Wasserdampfatosphäre im gesamten Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C im Vergleich zu Luft bei höheren  $\Delta K$ -Werten (**Abbildung 4.63**).



**Abbildung 4.62:** Wasserdampfatosphäreneinfluss (X20CrMoV12-1) auf die Rissgeschwindigkeit und den Rissausbreitungsbeginn bei  $R = 0,1$  und  $f = 5$  Hz im Temperaturbereich von  $300\text{ °C}$  -  $600\text{ °C}$  und zugehörige Paris Fits.

Im ERW-Versuch mit  $5\text{ Hz}$  bei  $300\text{ °C}$  ist die Rissgeschwindigkeit im Bereich gleicher Spannungsintensität sowohl an Luft als auch unter Wasserdampfatosphäre etwa gleich (**Abbildung 4.62**). Das bedeutet im ERW-Versuch mit  $5\text{ Hz}$  bei  $300\text{ °C}$  gibt es keine



**Abbildung 4.63:** Risswachstumsstartwerte in Abhängigkeit der Atmosphäre und der Temperatur bei  $5\text{ Hz}$ .

Auswirkungen der Wasserdampfatmosphäre im Vergleich zu Luft auf die Rissgeschwindigkeit. Erste Auswirkungen der Wasserdampfatmosphäre auf die Rissgeschwindigkeit wurden ab 400 °C beobachtet. Die Rissgeschwindigkeit ist unter Wasserdampfatmosphäre bis zu einem Spannungsintensitätswert von ungefähr  $36,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  gegenüber Luft verlangsamt. Daran schließt sich ein kleiner Bereich ungefähr identischer Rissgeschwindigkeiten an. Am Ende dieses Bereiches erreicht die an Luft geprüfte Probe das Versuchsabbruchkriterium (die Rissausbreitung beginnt bei 400 °C an Luft bei deutlich geringeren  $\Delta K$ -Werten als unter Wasserdampfatmosphäre) und die Rissgeschwindigkeit der unter Wasserdampfatmosphäre gemessenen Probe nimmt weiter zu (**Abbildung 4.62**). Im Temperaturbereich von 500 °C - 600 °C ist die Rissgeschwindigkeit unter Wasserdampfatmosphäre bis zum Schnittpunkt mit der an Luft bei jeweils gleicher Temperatur gemessenen Risskurve niedriger (**Abbildung 4.62**). Ab dem Schnittpunkt ist die Rissgeschwindigkeit unter Wasserdampfatmosphäre höher. Die Rissgeschwindigkeit beschleunigt unter Wasserdampfatmosphäre aufgrund höherer Spannungsintensitäten und korrosiver Mechanismen an der Risspitze schneller als an Luft. Insgesamt ist wie auch in den ERW-Versuchen mit 20 Hz unter Wasserdampfatmosphäre ab 500 °C das Risswachstum in den ERW-Versuchen mit 5 Hz beschleunigt.

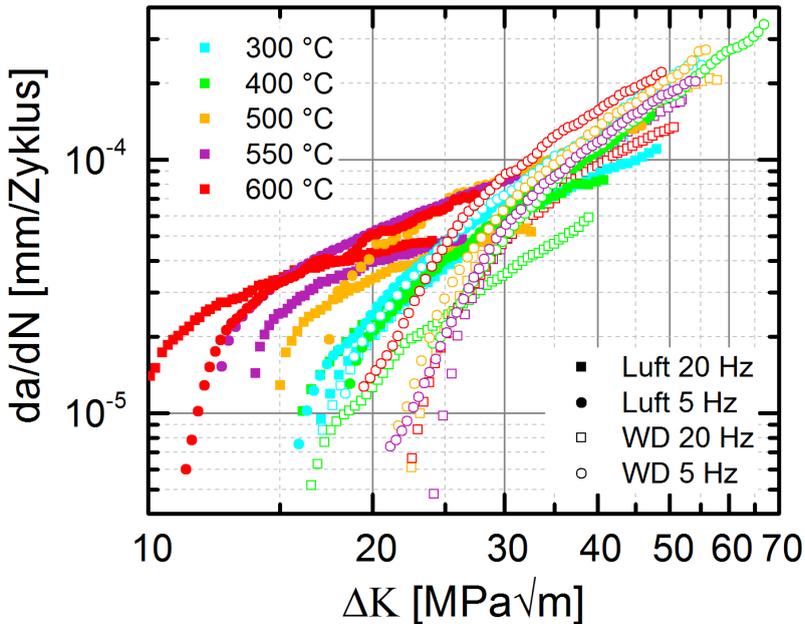
Die gepunkteten farbigen Linien in **Abbildung 4.62** zeigen die Anpassung des stabilen Risswachstumsbereichs der ERW-Versuche mit  $f = 5 \text{ Hz}$  im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C an Luft mittels der Paris-Gleichung, die strichgepunkteten Linien unter Wasserdampfatmosphäre. In **Tabelle 4.13** sind die an Luft und unter Wasserdampfatmosphäre mit  $f = 5 \text{ Hz}$  ermittelten Ermüdungsrisswachstumsparameter verglichen.

**Tabelle 4.13:** Wasserdampfatmosphären- und Temperatureinfluss auf die Ermüdungsrisswachstumsparameter (ERW-Versuche bei  $f = 5 \text{ Hz}$ ).

Prüftemperatur [°C]	Luft		Wasserdampf	
	C	m	C	m
300	$4,53 \cdot 10^{-8}$	2,1	$6,09 \cdot 10^{-8}$	2,1
400	$5,90 \cdot 10^{-8}$	2,0	$4,66 \cdot 10^{-8}$	2,1
500	$9,95 \cdot 10^{-7}$	1,3	$3,86 \cdot 10^{-7}$	2,2
550	$1,43 \cdot 10^{-6}$	1,2	$6,42 \cdot 10^{-8}$	2,0
600	$8,70 \cdot 10^{-7}$	1,3	$1,65 \cdot 10^{-7}$	1,9

Der Koeffizient C liegt an Luft und unter Wasserdampfatmosphäre im Temperaturbereich von 300 °C - 500 °C und bei 600 °C in der gleichen Größenordnung. Bei 550 °C ist der Koeffizient C an Luft um ungefähr zwei Größenordnungen größer als unter Wasserdampfatmosphäre. Der Exponent m ist ab 500 °C an Luft deutlich niedriger als unter Wasserdampfatmosphäre.

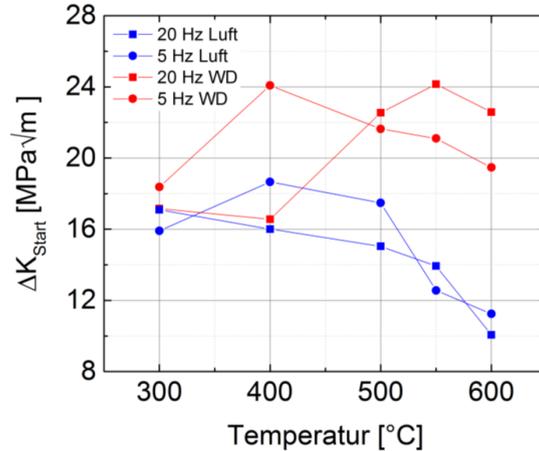
Zum Vergleich der unterschiedlichen Auswirkungen der Atmosphäre in Abhängigkeit der Temperatur und der Frequenz sind in **Abbildung 4.64** die zyklischen Risswachstumskurven mit 5 Hz und 20 Hz im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C sowohl an Luft als auch unter Wasserdampfatmosphäre dargestellt. Allgemein ist der Frequenzeinfluss an Luft bei 500 °C (**Abbildung 4.23**) und unter Wasserdampfatmosphäre bei 400 °C und 600 °C (**Abbildung 4.57**) am größten (**Abbildung 4.64**).



**Abbildung 4.64:** Wasserdampfatmosphäreinfluss (X20CrMoV12-1) auf die Rissgeschwindigkeit und den Rissausbreitungsbeginn bei  $R = 0,1$  in Abhängigkeit der Frequenz im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C.

In **Abbildung 4.65** sind die Risswachstumsstartwerte in Abhängigkeit der Temperatur, Frequenz und der Atmosphäre dargestellt. Bei 20 Hz an Luft sinkt der Risswachstumsstartwert leicht bis 500 °C, während er bei 5 Hz an Luft leicht ansteigt (**Abbildung 4.65**). Unter Wasserdampfatmosphäre sinkt der Risswachstumsstartwert bei 20 Hz bis 400 °C, während er bei 5 Hz deutlich ansteigt (**Abbildung 4.65**). Ab 500 °C steigt der Risswachstumsstartwert bei 20 Hz bis 550 °C, während er bei 5 Hz bis 600 °C kontinuierlich sinkt (**Abbildung 4.65**). Bei 20 Hz sinkt der Risswachstumsstartwert bei 600 °C geringfügig im Vergleich zu 550 °C. Dennoch ist der Risswachstumsstartwert bei 600 °C und 20 Hz höher als bei 600 °C und 5 Hz (**Abbildung 4.65**). Bei gleicher Frequenz ist der Risswachstumsstartwert unter Wasserdampfatmosphäre mit Ausnahme von 300 °C und 20 Hz (Risswachstumsstartwerte ungefähr identisch) im gesamten Temperaturbereich höher als an Luft (**Abbildung 4.65**). Bei höheren Temperaturen ab 500 °C fällt der Risswachstumsstartwert sowohl bei 5 Hz als auch bei 20 Hz an Luft steiler ab als unter

Wasserdampfatmosfera (steigt bei 20 Hz bis 550 °C) (**Abbildung 4.65**). Der Grund dafür ist vermutlich, dass unter Wasserdampfatmosfera zumindest ein Teil des Temperatureffektes durch das oxidinduzierte Riss schließen kompensiert werden kann.

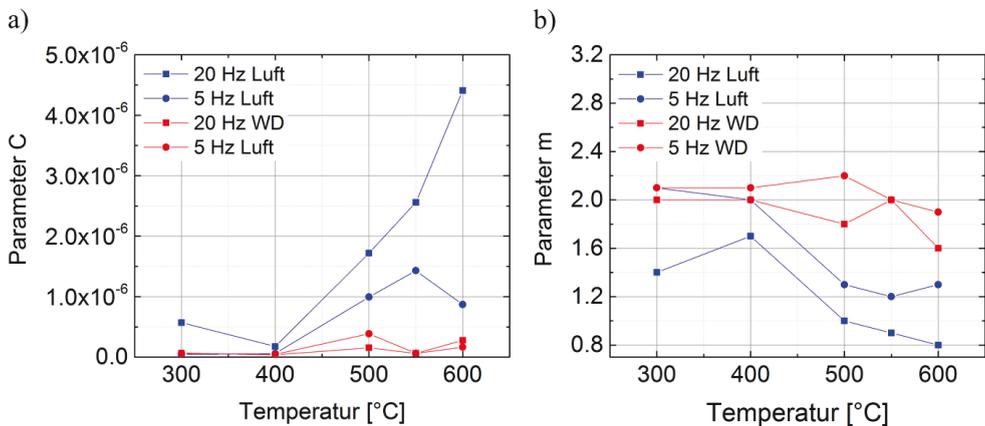


**Abbildung 4.65:** Risswachstumsstartwerte in Abhängigkeit der Temperatur, Frequenz und der Atmosphäre.

Die Rissgeschwindigkeit steigt sowohl an Luft als auch unter Wasserdampfatmosfera mit abnehmender Frequenz (vergl. **Abbildung 4.23**, **Abbildung 4.57** und **Abbildung 4.64**). Bei 300 °C und 20 Hz unter Wasserdampfatmosfera ist die Rissgeschwindigkeit im letzten Drittel der Risswachstumskurve etwas höher als an Luft (**Abbildung 4.59**), während bei 5 Hz die Rissgeschwindigkeiten in etwa gleich sind (**Abbildung 4.62**). Bei 400 °C ist die Rissgeschwindigkeit sowohl bei 20 Hz als auch bei 5 Hz unter Wasserdampfatmosfera niedriger als an Luft (**Abbildung 4.59** und **Abbildung 4.62**). Eine Ausnahme stellt ein kleiner Kurvenbereich bei 5 Hz da, in dem die Rissgeschwindigkeit ungefähr der an Luft entspricht. Dies sei der Vollständigkeit halber erwähnt und hat keinen Einfluss auf die generelle Tendenz. Ab 500 °C ist das Risswachstum unter Wasserdampfatmosfera sowohl bei 20 Hz als auch bei 5 Hz gegenüber Luft beschleunigt (**Abbildung 4.64**). Tendenziell ist die Rissgeschwindigkeit in diesem Temperaturbereich bei gleicher Spannungsintensität unter Wasserdampfatmosfera langsamer als an Luft (**Abbildung 4.64**). Im späteren Risskurvenverlauf ist die Rissgeschwindigkeit unter Wasserdampfatmosfera höher (**Abbildung 4.64**). An Luft wird das Versuchsabbruchkriterium vorher erreicht, so dass ein Vergleich dieses Risskurvenbereichs nicht möglich ist (**Abbildung 4.64**). Die Rissausbreitung an Luft beginnt deutlich früher (**Abbildung 4.64**), weshalb die Versuche auch früher das Versuchsabbruchkriterium erreichen.

In **Abbildung 4.66a** ist Koeffizient C in Abhängigkeit der Temperatur, Frequenz und der Atmosphäre dargestellt. Die Frequenzabhängigkeit des Koeffizienten C ist unter Wasserdampfatmosfera wesentlich geringer als an Luft. Die geringsten Unterschiede

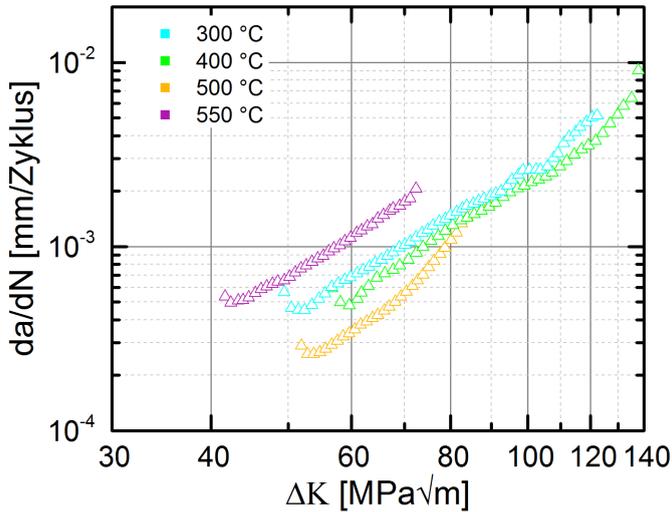
werden im Temperaturbereich von 300 °C - 400 °C beobachtet. Ab 500 °C ist der Koeffizient C an Luft sowohl bei 5 Hz als auch bei 20 Hz deutlich höher als unter Wasserdampfatmosphäre. Die Differenz steigt mit zunehmender Frequenz. Dementsprechend steigt der Koeffizient C unter Wasserdampfatmosphäre mit zunehmender Temperatur wesentlich geringer als an Luft. Bei 5 Hz und 550 °C unter Wasserdampfatmosphäre sinkt der Koeffizient C sogar leicht. **Abbildung 4.66b** zeigt den Exponent m in Abhängigkeit der Temperatur, Frequenz und der Atmosphäre. Der Exponent n ist mit Ausnahme des Bereichs von 300 °C - 400 °C bei 5 Hz an Luft sowohl bei 20 Hz als auch bei 5 Hz im gesamten Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C niedriger. An Luft ist der Exponent m im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C bei 5 Hz höher als bei 20 Hz. Derselbe Zusammenhang wird auch unter Wasserdampfatmosphäre mit Ausnahme von 550 °C beobachtet, wo die Exponenten m an Luft und unter Wasserdampfatmosphäre gleich sind. Allgemein sind die Auswirkungen der Temperatur auf den Exponenten m unter Wasserdampfatmosphäre geringer als an Luft.



**Abbildung 4.66:** Entwicklung der Ermüdungsrisswachstumsparameter a) C und b) m in Abhängigkeit der Temperatur, Frequenz und der Atmosphäre.

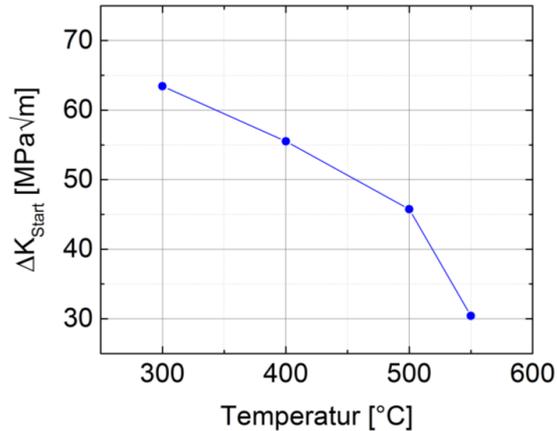
In Kapitel 4.2.3 wurden, um die realen Belastungsbedingungen für den lastflexiblen Kraftwerksbetrieb möglichst realitätsnah im Labor abbilden zu können, die Auswirkungen von niedrigen Frequenzen (bzw. zunehmenden Haltezeiten) in dem für den lastflexiblen Kraftwerksbetrieb relevanten Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C untersucht. Als nächster Schritt zu realen Betriebsbedingungen wird der Einfluss der wasserdampfhaltigen Atmosphäre bei niedrigen Frequenzen untersucht. Dazu wurden zunächst ERW-Versuche mit 5 Minuten Haltezeit bei Maximallast im Temperaturbereich von 300 °C - 550 °C durchgeführt. Die maximale Einsatztemperatur des untersuchten X20CrMoV12-1-Stahls ist 550 °C. Die Untersuchungen an Luft bei 600 °C dienten ausschließlich zur Charakterisierung der Auswirkungen möglicher Überhitzungen infolge unzulässiger Betriebszustände. Da die Auswirkungen einer erhöhten Haltezeit unter Wasserdampfatmosphäre im Temperaturbereich

von 300 °C - 550 °C für den Betrieb lastflexibler Kraftwerke von höchster Priorität sind, wurde zugunsten dieser Versuche auf die Haltezeitversuche bei 600 °C verzichtet. Die Auswertung der Versuche erfolgte wie auch an Luft zunächst mit dem K-Konzept. **Abbildung 4.67** zeigt die zyklischen Risswachstumskurven der Versuche mit 5 Minuten Haltezeit unter Wasserdampfatmosphäre im Temperaturbereich von 300 °C - 550 °C.



**Abbildung 4.67:** Zyklische Risswachstumskurven (X20CrMoV12-1) der ERW-Versuche mit 5 Minuten Haltezeit bei Maximallast bei  $R = 0,1$  unter Wasserdampf-atmosphäre im Temperaturbereich von 300 °C - 550 °C.

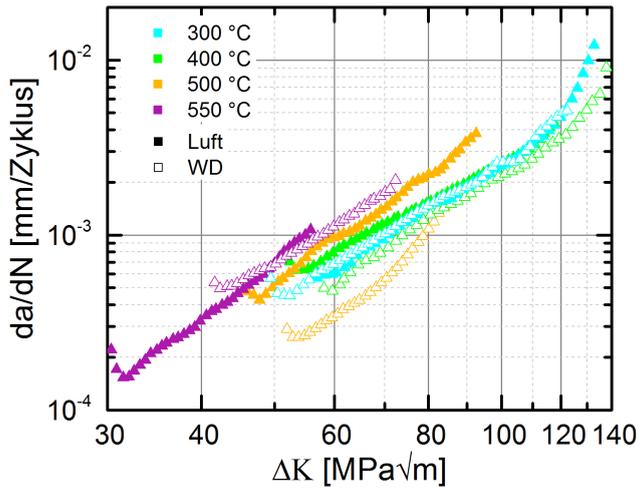
Die zugehörigen Risswachstumsstartwerte sind **Abbildung 4.68** zu entnehmen. Der höchste Risswachstumsstartwert wird unter Wasserdampf-atmosphäre bei 400 °C gemessen. Im Gegensatz zum ERW-Versuch unter Wasserdampf-atmosphäre, unabhängig von der Frequenz (vergl. **Abbildung 4.54**, **Abbildung 4.56** und **Abbildung 4.65**), sinkt der Risswachstumsstartwert im gesamten Temperaturbereich mit zunehmender Temperatur (**Abbildung 4.68**). Dabei sinkt der Risswachstumsstartwert bis 500 °C annähernd linear mit zunehmender Temperatur (**Abbildung 4.68**). Im Temperaturbereich von 300 °C - 400 °C liegen die Risswachstumskurven dicht beieinander (**Abbildung 4.67**), d. h. in diesem Bereich liegt nur ein sehr geringer Temperatureinfluss auf die Rissgeschwindigkeit vor.



**Abbildung 4.68:** Temperatureinfluss auf den Risswachstumsbeginn im ERW-Versuch mit 5 Minuten Haltezeit bei Maximallast bei  $R = 0,1$  unter Wasserdampf-atmosphäre im Temperaturbereich von 300 °C - 550 °C (bis 500 °C Mittelwerte aus jeweils 2 Haltezeitversuchen).

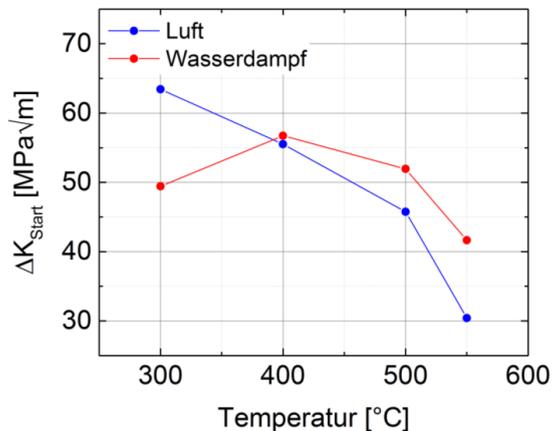
Bei 500 °C wurde die niedrigste Rissgeschwindigkeit bis ungefähr 2/3 der Risswachstumskurve im gesamten Temperaturbereich gemessen (**Abbildung 4.67**). Im letzten Drittel der Risswachstumskurve entspricht die Rissgeschwindigkeit bei 500 °C etwa der bei 300 °C und 400 °C bei identischer Spannungsintensität gemessenen Rissgeschwindigkeit. Bei 550 °C wird die höchste Rissgeschwindigkeit gemessen. Bemerkenswert ist, dass der größte Unterschied in der Rissgeschwindigkeit bei gleicher Spannungsintensität bei 500 °C und 550 °C gemessen wurde (**Abbildung 4.67**).

Zur Charakterisierung des Wasserdampf-atmosphäreinflusses werden die zyklischen Risswachstumskurven für 5 Minuten Haltezeit unter Wasserdampf-atmosphäre im Temperaturbereich von 300 °C - 550 °C mit den bei gleichen Parametern unter Luft gemessenen Kurven verglichen (**Abbildung 4.69**). Ab 400 °C ist der Risswachstumsstartwert unter Wasserdampf-atmosphäre um 1,24 MPa√m (verglichen mit dem Mittelwert der an Luft gemessenen Risswachstumsstartwerte) höher als an Luft (**Abbildung 4.70** und **Abbildung 4.69**). Mit zunehmender Temperatur ab 400 °C nimmt die Erhöhung des Risswachstumsstartwertes unter Wasserdampf-atmosphäre gegenüber Luft weiter zu (**Abbildung 4.70**). Bei 500 °C um 6,2 MPa√m und bei 550 °C um 11,25 MPa√m. Dennoch sinkt der Risswachstumsstartwert unter Wasserdampf-atmosphäre (ab 400 °C) mit zunehmender Temperatur (**Abbildung 4.70**), jedoch nicht so stark wie an Luft (**Abbildung 4.70**). Bei 300 °C wird im Gegensatz zu den Temperaturen ab 400 °C ein konträrer Atmosphäreinfluss auf den Rissausbreitungsbeginn beobachtet. An Luft ist der Risswachstumsstartwert bei 300 °C um 20 MPa√m höher als unter Wasserdampf-atmosphäre (verglichen mit dem Mittelwert der an Luft gemessenen Risswachstumsstartwerte) (**Abbildung 4.70**).



**Abbildung 4.69:** Wasserdampfatosphäreneinfluss (X20CrMoV12-1) auf die Rissgeschwindigkeit und den Rissausbreitungsbeginn bei  $R = 0,1$  im 5 Minuten Haltezeitversuch im Temperaturbereich von 300 °C - 550 °C.

An Luft sinkt der Risswachstumsstartwert mit zunehmender Temperatur im gesamten Temperaturbereich von 300 °C - 550 °C, während er unter Wasserdampf erst ab 400 °C abfällt.



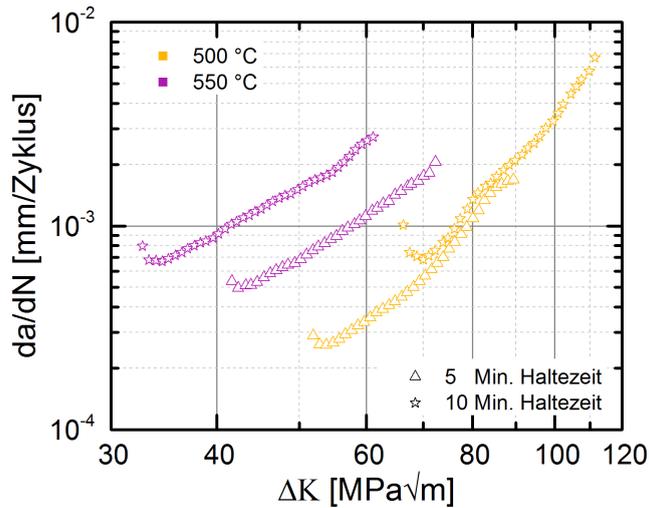
**Abbildung 4.70:** Atmosphären- und Temperatureinfluss auf den Risswachstumsbeginn im ERW-Versuch mit 5 Minuten Haltezeit bei Maximallast bei  $R = 0,1$  im Temperaturbereich von 300 °C - 550 °C.

Bei einer Temperaturerhöhung von 300 °C auf 400 °C steigt der Risswachstumsstartwert unter Wasserdampfatosphäre, während er an Luft sinkt. Dies deutet ab 400 °C unter

Wasserdampfatosphäre auf eine ausreichend dicke Oxidschicht hin, die oxidinduziertes Risssschließen bewirkt.

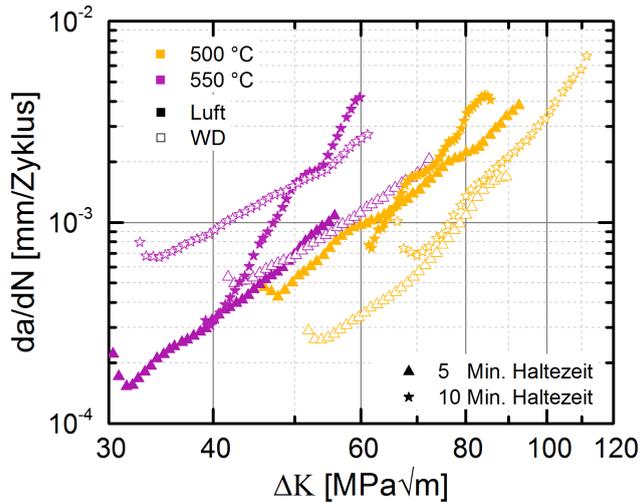
Die Rissgeschwindigkeit unter Wasserdampfatosphäre entspricht bei 300 °C bei gleicher Spannungsintensität etwa der Rissgeschwindigkeit, die auch an Luft gemessen wurde (**Abbildung 4.69**). Bei 400 °C ist die Rissgeschwindigkeit unter Wasserdampfatosphäre leicht geringer als an Luft (**Abbildung 4.69**). Der größte Einfluss der Wasserdampfatosphäre gegenüber Luft wird bei 500 °C beobachtet (**Abbildung 4.69**). Bei 500 °C wurde im überwiegenden Risswachstumskurvenverlauf die niedrigste Rissgeschwindigkeit im gesamten Temperaturbereich gemessen (**Abbildung 4.69**). Die Ursache für die niedrigere Rissgeschwindigkeit bei 500 °C unter Wasserdampfatosphäre wird in Kapitel **4.2.4.1** erörtert. Bei 550 °C entspricht die bei gleicher Spannungsintensität an Luft gemessene Rissgeschwindigkeit ungefähr der Rissgeschwindigkeit, die auch unter Wasserdampfatosphäre gemessen wurde (**Abbildung 4.69**).

Insgesamt führt der Wasserdampfatosphäreneinfluss bei 5 Minuten Haltezeit mit Ausnahme von 300 °C zu einer Verschiebung des Rissausbreitungsbeginns zu höheren  $\Delta K$ -Werten. Die Rissgeschwindigkeit entspricht im schlechtesten Fall der an Luft gemessenen. Im besten Fall ist die Rissgeschwindigkeit niedriger als an Luft. Ab 400 °C konnten im 5 Minuten Haltezeitversuch keine negativen Auswirkungen der Wasserdampfatosphäre beobachtet werden. Ein weiterer Schritt in Richtung realer Betriebsbedingungen in lastflexibel betriebenen Kraftwerken ist die Charakterisierung der Auswirkungen einer weiter erhöhten Haltezeit (bzw. einer sehr niedrigen Frequenz) unter Wasserdampfatosphäre. Dazu sind in **Abbildung 4.71** die Risswachstumskurven für 5 und 10 Minuten Haltezeit im Temperaturbereich von 500 °C - 550 °C unter Wasserdampfatosphäre dargestellt. Die Rissausbreitung beginnt bei 10 Minuten Haltezeit bei 500 °C unter Wasserdampfatosphäre im Vergleich zu 5 Minuten Haltezeit unter Wasserdampfatosphäre bei einem um  $14,35 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  höheren  $\Delta K$ -Wert (**Abbildung 4.71**). Im Gegensatz dazu beginnt das Risswachstum bei 550 °C und 10 Minuten Haltezeit unter Wasserdampfatosphäre bei einem um  $8,97 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  geringeren  $\Delta K$ -Wert als bei 5 Minuten Haltezeit unter Wasserdampfatosphäre (**Abbildung 4.71**). Der geringere Risswachstumsstartwert ist vermutlich durch die bei 550 °C korrosivere Wasserdampfatosphäre bedingt. Zwischen 500 °C und 550 °C liegen also konträre Auswirkungen der Haltezeit auf den Rissausbreitungsbeginn vor. Des Weiteren wurden unterschiedliche Auswirkungen der Rissgeschwindigkeit durch die Erhöhung der Haltezeit auf 10 Minuten in Abhängigkeit der Temperatur beobachtet. Die Rissgeschwindigkeit ist bei 10 Minuten Haltezeit und 500 °C bei gleicher Spannungsintensität marginal höher als bei 5 Minuten Haltezeit und 500 °C (**Abbildung 4.71**). Bei 500 °C hat die Erhöhung der Haltezeit auf 10 Minuten teilweise einen positiven Einfluss: Der Rissausbreitungsbeginn ist zu höheren  $\Delta K$ -Werten verschoben und die Rissgeschwindigkeit bei gleicher Spannungsintensität nur marginal höher als bei 5 Minuten Haltezeit. Dahingegen hat die Erhöhung der Haltezeit bei 550 °C auf 10 Minuten ausschließlich negative Effekte. Sie führt zu niedrigeren Risswachstumsstartwerten und höheren Rissgeschwindigkeiten bei gleicher Spannungsintensität.



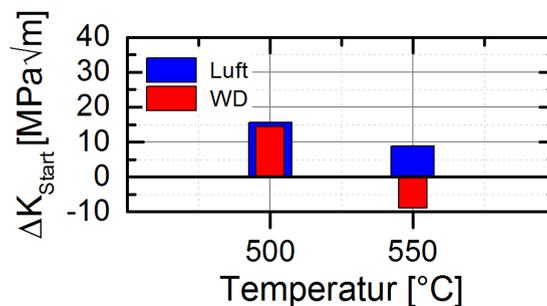
**Abbildung 4.71:** Zyklische Risswachstumskurven der ERW-Versuche mit 5 Minuten und 10 Minuten Haltezeit bei Maximallast bei  $R = 0,1$  unter Wasserdampf-atmosphäre im Temperaturbereich von  $500\text{ °C} - 550\text{ °C}$ .

Zur Charakterisierung der Auswirkungen einer auf 10 Minuten erhöhten Haltezeit in Abhängigkeit der Atmosphäre und der Temperatur sind in **Abbildung 4.72** die zyklischen Risswachstumskurven für 5 und 10 Minuten Haltezeit im Temperaturbereich von  $500\text{ °C} - 550\text{ °C}$  an Luft und unter Wasserdampf-atmosphäre verglichen. Die Rissausbreitung beginnt an Luft mit zunehmender Haltezeit im Temperaturbereich von  $500\text{ °C} - 550\text{ °C}$  bei höheren  $\Delta K$ -Werten (**Abbildung 4.73**, siehe auch **Abbildung 4.26** und **Abbildung 4.27**). Der gleiche Sachverhalt wird auch unter Wasserdampf-atmosphäre bei  $500\text{ °C}$  beobachtet (**Abbildung 4.72** und **Abbildung 4.73**). Im Gegensatz zu  $500\text{ °C}$  führt eine zunehmende Haltezeit unter Wasserdampf-atmosphäre bei  $550\text{ °C}$  zu einem geringeren Risswachstumsstartwert (**Abbildung 4.72** und **Abbildung 4.73**). Das bedeutet die Frequenz hat unterschiedliche Auswirkungen in Abhängigkeit der Atmosphäre und der Temperatur. Die Einführung einer 5 minütigen Haltezeit unter Wasserdampf-atmosphäre bewirkt mit Ausnahme von  $300\text{ °C}$  eine Verschiebung des Risswachstumsbeginns zu höheren  $\Delta K$ -Werten gegenüber Luft. Eine Erhöhung der Haltezeit auf 10 Minuten bei  $500\text{ °C}$  führt sowohl an Luft als auch unter Wasserdampf-atmosphäre zu einer Verschiebung des Rissausbreitungsbeginns zu höheren  $\Delta K$ -Werten (**Abbildung 4.73**). Dagegen resultiert aus einer Erhöhung der Haltezeit auf 10 Minuten bei  $550\text{ °C}$  unter Wasserdampf-atmosphäre ein niedrigerer Risswachstumsstartwert, während sich an Luft der Risswachstumsbeginn zu höheren  $\Delta K$ -Werten verschiebt (**Abbildung 4.73**). Sowohl an Luft als auch unter Wasserdampf-atmosphäre steigt die Rissgeschwindigkeit mit zunehmender Haltezeit im untersuchten Temperaturbereich von  $500\text{ °C} - 550\text{ °C}$ . Bei  $500\text{ °C}$  ist die Zunahme der Rissgeschwindigkeit bei gleicher Spannungsintensität marginal (**Abbildung 4.72**). Die Rissgeschwindigkeit bei 10 Minuten Haltezeit und  $550\text{ °C}$  ist ungefähr in den ersten  $2/3$  der Risswachstumskurve höher



**Abbildung 4.72:** Zyklische Risswachstumskurven der ERW-Versuche mit 5 Minuten und 10 Minuten Haltezeit bei Maximallast bei  $R = 0,1$  an Luft und unter Wasserdampf Atmosphäre im Temperaturbereich von 500 °C - 550 °C.

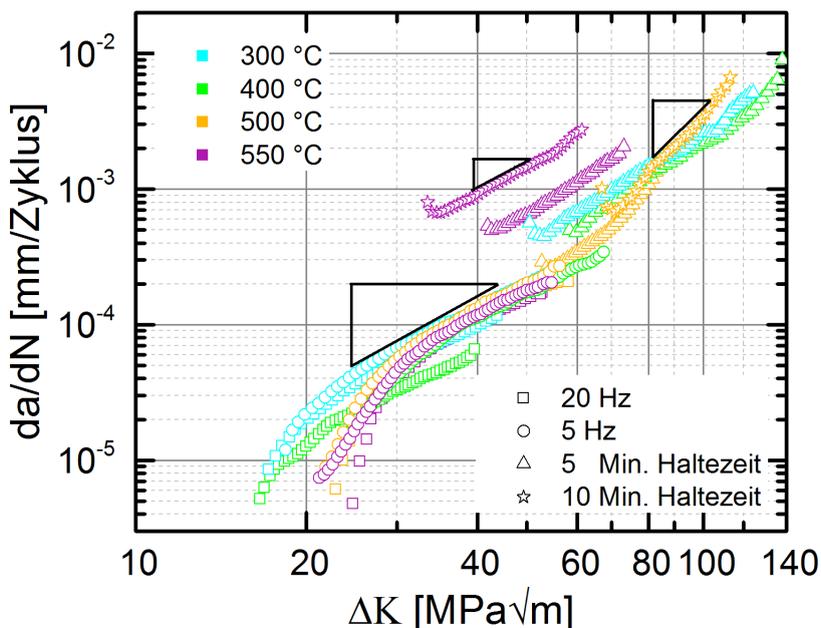
als an Luft (Abbildung 4.72). Darauf folgt ein kleiner Bereich, in dem sich die Risswachstumskurven an Luft und unter Wasserdampf überschneiden, d. h. die Rissgeschwindigkeit ist in diesem Bereich gleich. Im Anschluss ist die Rissgeschwindigkeit an Luft höher als unter Wasserdampf (Abbildung 4.72). Die Rissgeschwindigkeit an Luft beschleunigt schneller als unter Wasserdampf Atmosphäre. Dies zeigt, dass es nicht nur



**Abbildung 4.73:** Atmosphäreneinfluss auf den Rissausbreitungsbeginn bei einer Haltezeit-erhöhung von 5 Minuten auf 10 Minuten im Temperaturbereich von 500 °C - 550 °C.

unterschiedliche Auswirkungen der Frequenz in Abhängigkeit der Atmosphäre und der Temperatur auf den Rissausbreitungsbeginn gibt, sondern auch auf die Rissgeschwindigkeit.

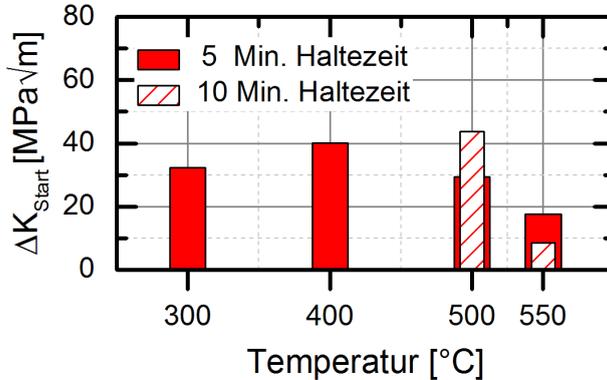
**Abbildung 4.74** zeigt die Frequenzabhängigkeit der Rissgeschwindigkeit bei  $R = 0,1$  im Temperaturbereich von  $300\text{ °C} - 550\text{ °C}$  unter Wasserdampfatmosfera. Im „höheren“ Frequenzbereich (5 Hz und 20 Hz) steigt die Rissgeschwindigkeit bei  $300\text{ °C}$ ,  $500\text{ °C}$  und  $550\text{ °C}$  mit abnehmender Frequenz nur leicht, während die Rissgeschwindigkeit bei  $400\text{ °C}$  (**Abbildung 4.74**) und  $600\text{ °C}$  (**Abbildung 4.57**) stärker mit abnehmender Frequenz ansteigt. Das bedeutet unter Wasserdampfatmosfera ist der „höhere“ Frequenzbereich (5 Hz und 20 Hz) frequenzempfindlicher als an Luft. Zudem ist die Frequenzabhängigkeit temperaturabhängig (**Abbildung 4.74**). Zu sehr niedrigen Frequenzen hin (hier ab 5 Minuten Haltezeit) nimmt die Rissgeschwindigkeit unter Wasserdampfatmosfera nochmals deutlich zu (**Abbildung 4.74**). Das bedeutet es gibt auch unter Wasserdampfatmosfera zeitabhängige Effekte. Die Zeitabhängigkeit ist weniger stark ausgeprägt als an Luft. Unter Wasserdampfatmosfera wird in den ERW-Versuchen bei  $500\text{ °C}$  mit 5 Hz und 20 Hz, sowie bei  $400\text{ °C}$  mit 5 Hz bei gleicher Spannungsintensität gegen Versuchsende die zu Rissbeginn für 5 Minuten Haltezeit bei  $500\text{ °C}$  gemessene Rissgeschwindigkeit erreicht (**Abbildung 4.74**). Dahingegen wird an Luft im „höheren“ Frequenzbereich bei gleicher Spannungsintensität zu keinem Zeitpunkt die Rissgeschwindigkeit, die im Anfangsbereich der Haltezeitversuche ermittelt wurde, erreicht (**Abbildung 4.29**).



**Abbildung 4.74:** Frequenzeinfluss (X20CrMoV12-1) bei  $R = 0,1$  auf die Rissgeschwindigkeit und den Rissausbreitungsbereich im Temperaturbereich von  $300\text{ °C} - 550\text{ °C}$  unter Wasserdampfatmosfera.

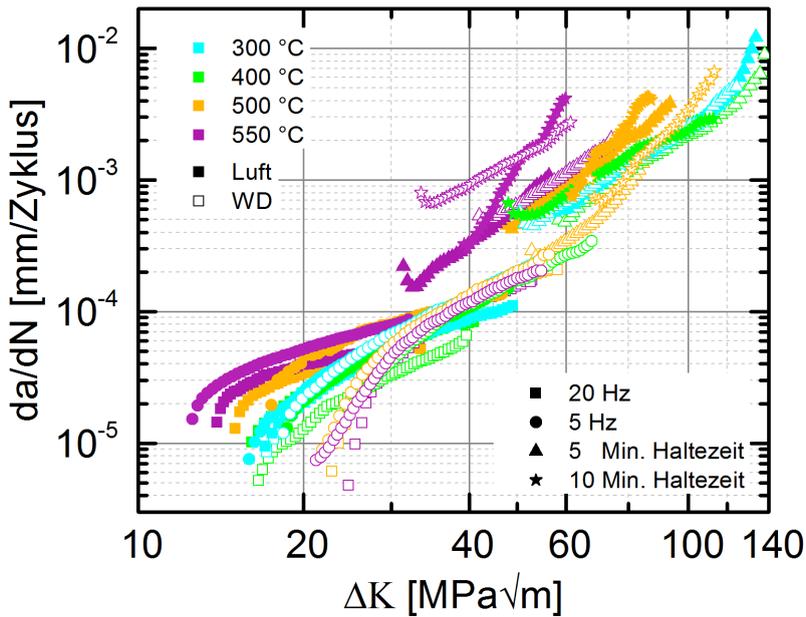
Wie auch an Luft sind unter Wasserdampfatmosfera im Haltezeitversuch im Temperaturbereich von  $300\text{ °C} - 550\text{ °C}$  signifikant höhere  $\Delta K$ -Werte notwendig, um einen

Riss zum Wachstum zu bringen. Die Erhöhung der Risswachstumsstartwerte zwischen den ERW-Versuchen bei 20 Hz und Versuchen mit Haltezeiten von 5 und 10 Minuten unter Wasserdampfatmosphäre in Abhängigkeit der Temperatur ist **Abbildung 4.75** zu entnehmen.



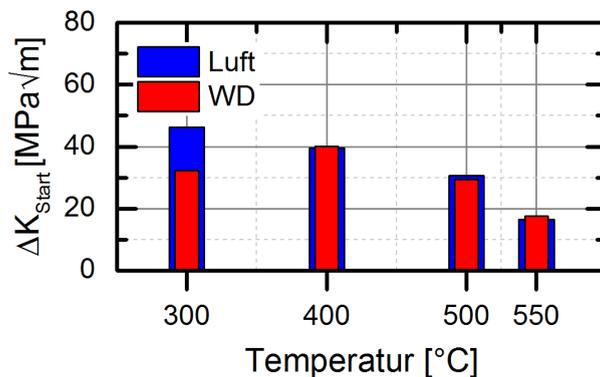
**Abbildung 4.75:** Anstieg des Risswachstumsstartwertes zwischen ERW-Versuch bei 20 Hz und Versuchen mit 5 und 10 Minuten Haltezeit bei Maximallast,  $R = 0,1$  unter Wasserdampfatmosphäre im Temperaturbereich von 300 °C - 550 °C.

Bemerkenswert ist der Vergleich des Anstiegs des Risswachstumsstartwertes für 5 Minuten Haltezeit mit dem des ERW-Versuchs bei 20 Hz in Abhängigkeit der Atmosphäre bei jeweils gleicher Temperatur. Die Rissausbreitung beginnt in Abhängigkeit der Versuchsart (20 Hz, 5 Minuten Haltezeit bzw. allgemein der Frequenz), der Temperatur und der Atmosphäre bei unterschiedlichen  $\Delta K$ -Werten (siehe z. B. **Abbildung 4.60**, **Abbildung 4.70**, und **Abbildung 4.76**). Trotz dieser Unterschiede ist der Betrag des Risswachstumsstartwertanstiegs zwischen einem Versuch mit 5 Minuten Haltezeit und bei 20 Hz im Temperaturbereich von 400 °C - 550 °C unabhängig von der Atmosphäre annähernd gleich (**Abbildung 4.77**). In diesem Temperaturbereich kann z. B. aus den ermittelten Risswachstumsstartwerten für 20 Hz an Luft, 5 Minuten Haltezeit bei Maximallast an Luft und für 20 Hz- unter Wasserdampfatmosphäre etwa auf den Rissbeginn des Versuchs mit 5 Minuten Haltezeit unter Wasserdampf geschlossen werden oder umgekehrt. Nur bei 300 °C ist die Erhöhung des Risswachstumsstartwertes des Versuchs mit 5 Minuten Haltezeit gegenüber dem ERW-Versuch bei 20 Hz in Abhängigkeit der Atmosphäre deutlich voneinander abweichend (**Abbildung 4.77**), weshalb keine Abschätzung möglich ist. Dies liegt vermutlich an der korrosiveren Wasserdampfatmosphäre in Verbindung mit einer weniger schützenden Oxidschicht bei 300 °C. Diese Abschätzung muss durch weitere Wiederholungsversuche verifiziert werden. Interessant für zukünftige Forschungsvorhaben ist, ob diese Art der Abschätzung sich auch auf andere Werkstoffe oder zumindest auf die



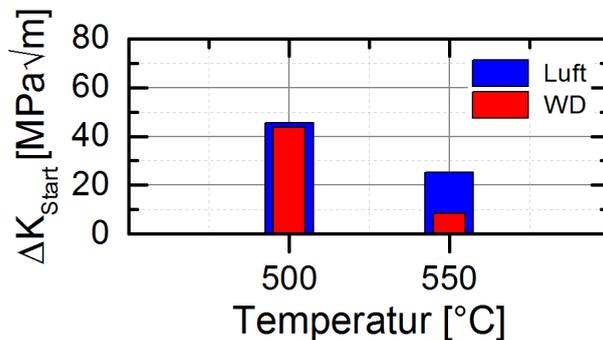
**Abbildung 4.76:** Frequenzeinfluss (X20CrMoV12) bei  $R = 0,1$  auf die Rissgeschwindigkeit und den Rissausbreitungsbeginn in Abhängigkeit der Atmosphäre und der Temperatur.

gleiche Werkstoffklasse übertragen lässt. Auch bei 10 Minuten Haltezeit und 500 °C ist der Betrag des Risswachstumsstartwertanstiegs im Vergleich zum ERW-Versuch mit 20 Hz annähernd unabhängig von der Atmosphäre (**Abbildung 4.78**).



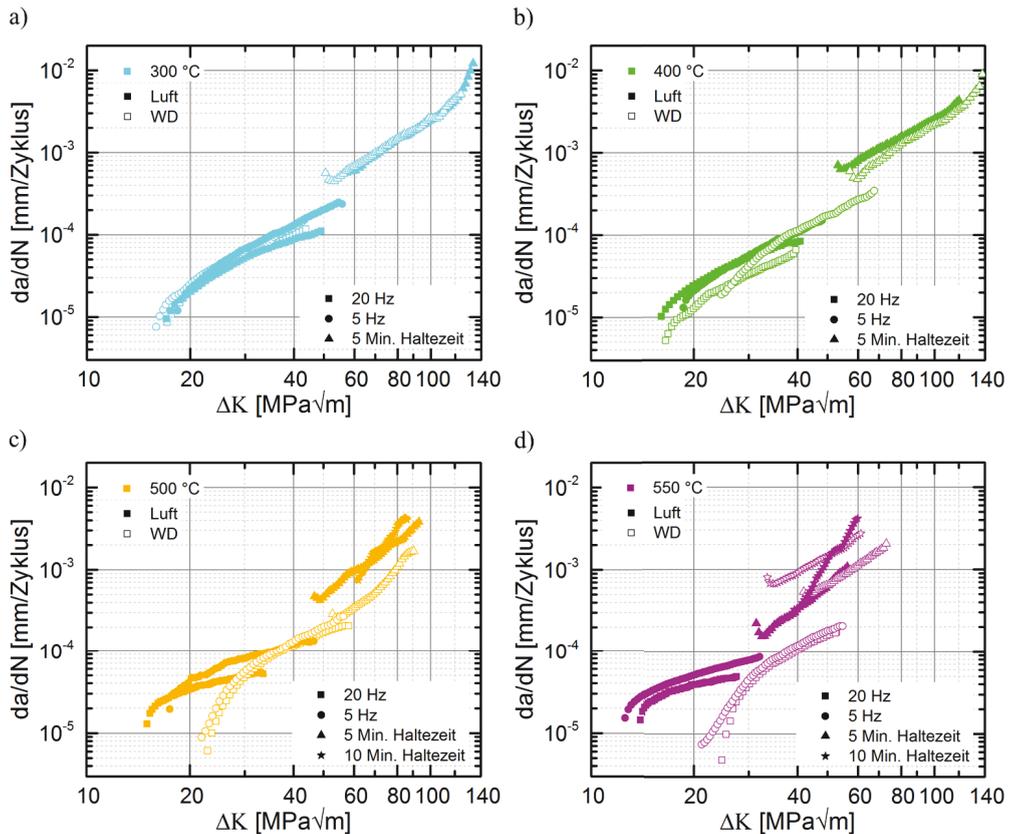
**Abbildung 4.77:** Atmosphäreneinfluss auf den Anstieg des Risswachstumsstartwertes zwischen Versuch mit 5 Minuten Haltezeit bei Maximallast und ERW-Versuch mit 20 Hz bei  $R = 0,1$  im Temperaturbereich von 300 °C - 550 °C.

Dagegen ist bei 550 °C der Betrag des Risswachstumsstartanstiegs an Luft wesentlich größer als unter Wasserdampfatmosphäre (**Abbildung 4.78**). Folglich kann hier keine Abschätzung des Rissausbreitungsbeginns erfolgen. Es veranschaulicht aber, wie unterschiedlich die Auswirkungen der Wasserdampfatmosphäre in Abhängigkeit der Frequenz und der Temperatur sind. Bei 300 °C (**Abbildung 4.79a**) führt die Wasserdampfatmosphäre bei „niedriger“ Frequenz (im Versuch mit 5 Minuten Haltezeit) zu einem geringeren Risswachstumsstartwert als an Luft. Die Rissgeschwindigkeit wird bei „niedriger“ Frequenz nicht beeinflusst. Bei „hoher“ Frequenz (jeweils bei 5 Hz und 20 Hz) entspricht die Rissgeschwindigkeit die unter Wasserdampf gemessen wurde in etwa der an Luft gemessenen. Gleiches gilt für den Risswachstumsstartwert. Das heißt bei 300 °C bewirkt eine



**Abbildung 4.78:** Atmosphäreneinfluss auf die Erhöhung des Risswachstumsstartwertes zwischen ERW-Versuch mit 10 Minuten Haltezeit bei Maximallast,  $R = 0,1$  und des ERW-Versuchs bei  $R = 0,1$ , 20 Hz im Temperaturbereich von 500 °C - 550 °C.

„niedrige“ Frequenz unter Wasserdampfatmosphäre eine Verringerung des Risswachstumsstartwertes, während bei „hoher“ Frequenz die Wasserdampfatmosphäre keine Auswirkung auf den Rissausbreitungsbeginn hat. Bei 400 °C (**Abbildung 4.79b**) bewirkt die Wasserdampfatmosphäre bei „niedriger“ Frequenz (hier im Versuch mit 5 Minuten Haltezeit) eine Verschiebung des Risswachstumsbeginns zu leicht höheren  $\Delta K$ -Werten und eine langsamere Rissgeschwindigkeit im Vergleich zu Luft. Im „höheren“ Frequenzbereich bei 20 Hz beginnt das Risswachstum unter Wasserdampfatmosphäre bei etwa gleichen  $\Delta K$ -Werten wie an Luft und die Rissgeschwindigkeit ist langsamer als an Luft. Im „höheren“ Frequenzbereich bei 5 Hz bewirkt die Wasserdampfatmosphäre eine Verschiebung des Rissausbreitungsbeginns zu signifikant höheren  $\Delta K$ -Werten. Bedingt durch die deutliche Verschiebung des Risswachstumsbeginns zu höheren  $\Delta K$ -Werten liegen im Versuch bei 5 Hz unter Wasserdampfatmosphäre höhere Rissgeschwindigkeiten in einem Spannungsintensitätsbereich vor, bei der die Probe an Luft längst das Versuchsabbruchkriterium erreicht hat. Bei 400 °C werden also nicht nur unterschiedliche Auswirkungen der Wasserdampf-



**Abbildung 4.79:** Auswirkung der Wasserdampfatmosfera (X20CrMoV12-1-Stahl) in Abhängigkeit der Frequenz und der Temperatur **a)** 300 °C **b)** 400 °C **c)** 500 °C **d)** 550 °C.

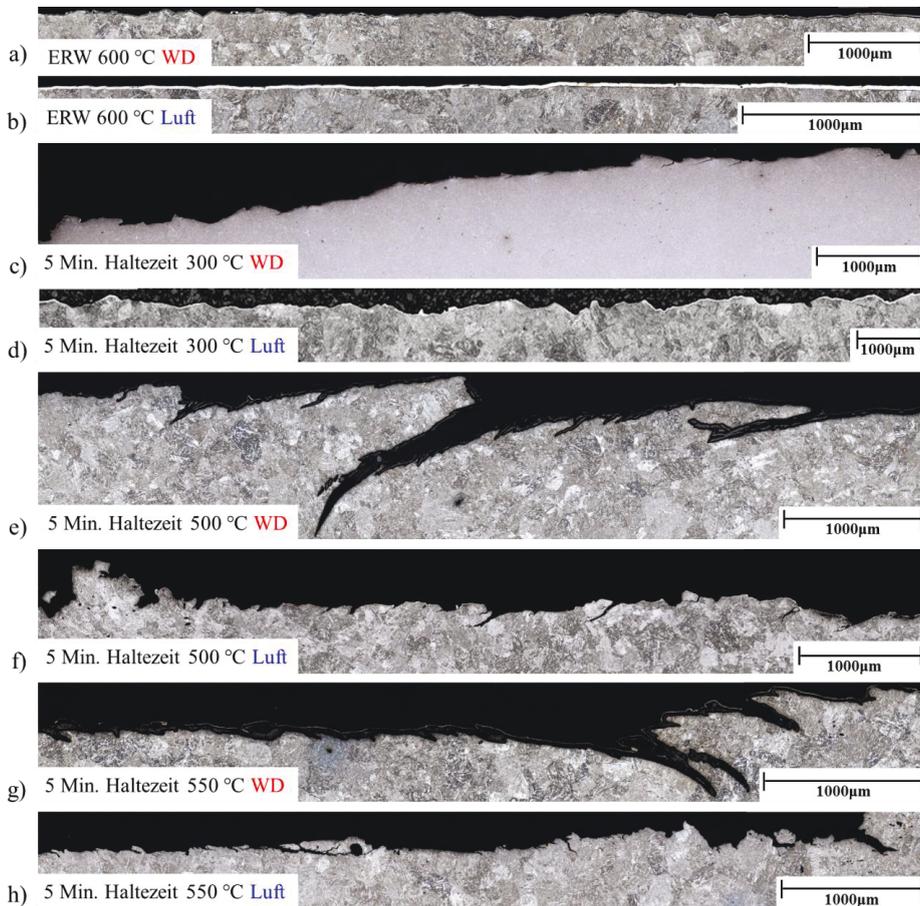
atmosphäre bei „niedriger“ und „hoher“ Frequenz beobachtet, sondern auch bei unterschiedlichen Frequenzen (5 Hz und 20 Hz) im „hohen“ Frequenzbereich. Bei 500 °C (**Abbildung 4.79c**) führt die Wasserdampfatmosfera bei „niedriger“ Frequenz (5 Minuten und 10 Minuten Haltezeit) zu einer Verschiebung des Rissausbreitungsbegins zu höheren  $\Delta K$ -Werten und im Bereich gleicher Spannungsintensität zu einer langsameren Rissgeschwindigkeit als an Luft. Dagegen bewirkt die Wasserdampfatmosfera im „höheren“ Frequenzbereich (5 Hz und 20 Hz) eine Verschiebung des Risswachstumsbeginns zu höheren  $\Delta K$ -Werten und ein beschleunigtes Risswachstum. Bei 500 °C liegen also völlig konträre Auswirkungen der Wasserdampfatmosfera in Abhängigkeit der Frequenz auf die Rissgeschwindigkeit vor. Bei 550 °C (**Abbildung 4.79d**) führt die Wasserdampfatmosfera bei „niedriger“ Frequenz (10 Minuten Haltezeit) zu einem geringeren Risswachstumsstartwert als an Luft. Die Rissgeschwindigkeit ist unter Wasserdampfatmosfera in den ersten zwei Kurvenendritteln höher als an Luft. Daran schließt ein kleiner Bereich identischer Rissgeschwindigkeiten an, bis bei gleicher Spannungsintensität die Rissgeschwindigkeit an Luft schneller ansteigt als unter Wasserdampfatmosfera. Im „niedrigen“ Frequenzbereich

(5 Minuten Haltezeit) führt die Wasserdampfatosphäre gegenüber Luft zu einer Verschiebung des Rissausbreitungsbeginns zu höheren  $\Delta K$ -Werten. Die Rissgeschwindigkeit ist bei gleicher Spannungsintensität nahezu identisch (für 5 Minuten Haltezeit bei 500 °C bewirkt die Wasserdampfatosphäre eine Verringerung der Rissgeschwindigkeit). Bei 550 °C werden also unterschiedliche Auswirkungen der Wasserdampfatosphäre im „niedrigen“ Frequenzbereich (5 und 10 Minuten Haltezeit) beobachtet. Im „hohen“ Frequenzbereich (5 Hz und 20 Hz) kommt es wie bei 500 °C unter Wasserdampfatosphäre einer Verschiebung des Risswachstumsbeginns zu höheren  $\Delta K$ -Werten und zu beschleunigtem Risswachstum. Dieser detaillierte Vergleich zeigt, dass die Auswirkungen der Wasserdampfatosphäre immer abhängig von Frequenz und Temperatur sind. Es ist zudem wahrscheinlich, dass die Auswirkungen der Wasserdampfatosphäre darüber hinaus abhängig vom R-Verhältnis sind, da Riss-schließmechanismen, wie z. B. dass oxidinduzierte Riss-schließen, insbesondere bei niedrigen R-Verhältnissen wirksam sind.

Dies wurde im Rahmen der vorliegenden Arbeit nicht untersucht, könnte aber für Anwendungen, bei denen andere Lastverhältnisse unter Wasserdampfatosphäre auftreten, relevant sein. Der Wasserdampfatosphäreneinfluss ist bei „niedriger“ Frequenz im Versuch mit 5 Minuten Haltezeit ab 400 °C als vorteilhaft zu bewerten, da das Risswachstum bei höheren  $\Delta K$ -Werten beginnt. Des Weiteren entspricht im schlechtesten Fall die Rissgeschwindigkeit unter Wasserdampfatosphäre bei gleicher Spannungsintensität der an Luft gemessenen Rissgeschwindigkeit und im besten Fall ist sie geringer als an Luft. Bei 300 °C ist der Wasserdampfatosphäreneinfluss negativ, da der Risswachstumsstartwert geringer ist als an Luft. Im „niedrigen“ Frequenzbereich (10 Minuten Haltezeit) bei 500 °C sind die Auswirkungen der Wasserdampfatosphäre als positiv zu bewerten. Die Rissausbreitung beginnt unter Wasserdampfatosphäre bei leicht höheren  $\Delta K$ -Werten und die Rissgeschwindigkeit ist bei gleicher Spannungsintensität geringer als an Luft. Dagegen ist im „niedrigen“ Frequenzbereich (10 Minuten Haltezeit) bei 550 °C der Wasserdampfatosphäreneinfluss schädlich, da die Rissausbreitung bei niedrigeren  $\Delta K$ -Werten beginnt und die Rissgeschwindigkeit überwiegend höher als an Luft ist. Da die Auswirkungen der Frequenz bei 550 °C äußerst praxisrelevant für lastflexibel betriebene Kraftwerke sind und die Kombination aus zunehmender Haltezeit (bzw. abnehmender Frequenz) und Wasserdampfatosphäre zu niedrigeren Risswachstumsstartwerten und höheren Rissgeschwindigkeiten führt, sind zusätzliche Untersuchungen mit weiter erhöhter Haltezeit erforderlich, um möglicherweise sich weiter verschlechternde Eigenschaften identifizieren zu können. Dies konnte im Rahmen dieser Arbeit nicht mehr untersucht werden. Bei hoher Frequenz sind die Auswirkungen der Wasserdampfatosphäre ab 500 °C nur bedingt vorteilhaft. Dabei ist positiv, dass die Wasserdampfatosphäre eine Verschiebung des Risswachstumsbeginns zu höheren  $\Delta K$ -Werten bewirkt. Sobald der Riss aber anfängt zu wachsen, geschieht dies ab 500 °C beschleunigt.

#### 4.2.4.1 Einfluss der Wasserdampfatosphäre auf die mikrostrukturellen Mechanismen und den Übergang zur Kriechermüdungswechselwirkung

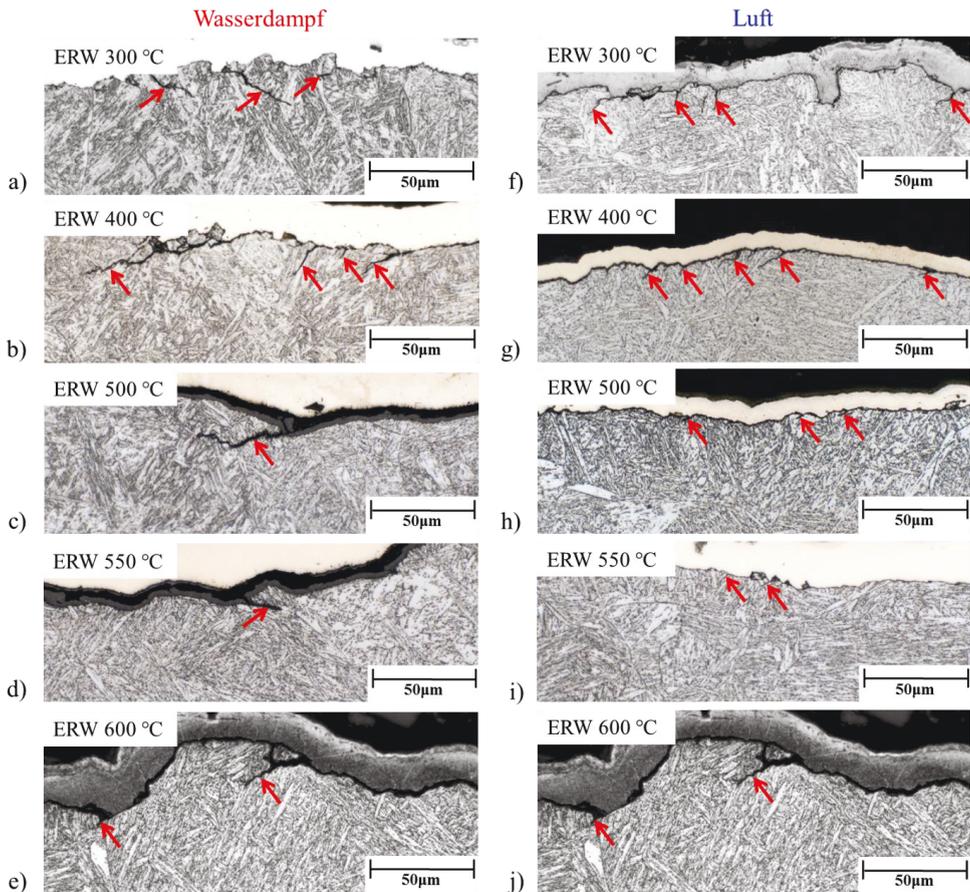
In Kapitel 4.2.3.1 wurde der Übergang vom ermüdungsdominierten Risswachstum zur Kriechermüdungswechselwirkung ab einer Temperatur von 500 °C und einer Haltezeit von 5 Minuten identifiziert. In diesem Kapitel wird behandelt, ob die Wasserdampfatosphäre einen Einfluss auf den Übergang zur Kriechermüdungswechselwirkung hat. **Abbildung 4.80** zeigt zunächst einen Vergleich der Längsschliffe der Gesamtbruchfläche der ERW-Versuche mit  $f = 20$  Hz bei 600 °C an Luft und unter Wasserdampfatosphäre, sowie der Längsschliffe der ERW-Versuche mit 5 Minuten Haltezeit im Temperaturbereich von 300 °C - 550 °C an Luft und unter Wasserdampfatosphäre.



**Abbildung 4.80:** Längsschliffe der Gesamtbruchfläche der ERW-Versuche bei  $f = 20$  Hz,  $R = 0,1$  und 600 °C an Luft und unter Wasserdampfatosphäre, sowie der 5 Minuten Haltezeitversuche bei Maximallast,  $R = 0,1$  im Temperaturbereich von 300 °C - 550 °C an Luft und unter Wasserdampfatosphäre.

Der Bruchverlauf im ERW-Versuch unter Wasserdampfatmosphäre ist, wie auch an Luft, im gesamten untersuchten Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C in **Abbildung 4.80a, b** exemplarisch anhand der Gesamtbruchfläche des ERW-Versuches bei 20 Hz und 600 °C zu sehen, scharf und verläuft horizontal, während im Haltezeitversuch im Temperaturbereich von 300 °C - 550 °C ein welliger und zerklüfteter Bruchverlauf beobachtet wird (vergl. Gesamtbruchflächen der Haltezeitversuche **Abbildung 4.80c - h**).

**Abbildung 4.81** zeigt Teilausschnitte der Gesamtbruchflächen der ERW-Versuche mit 20 Hz, in Abhängigkeit der Temperatur und der Atmosphäre. Im gesamten untersuchten

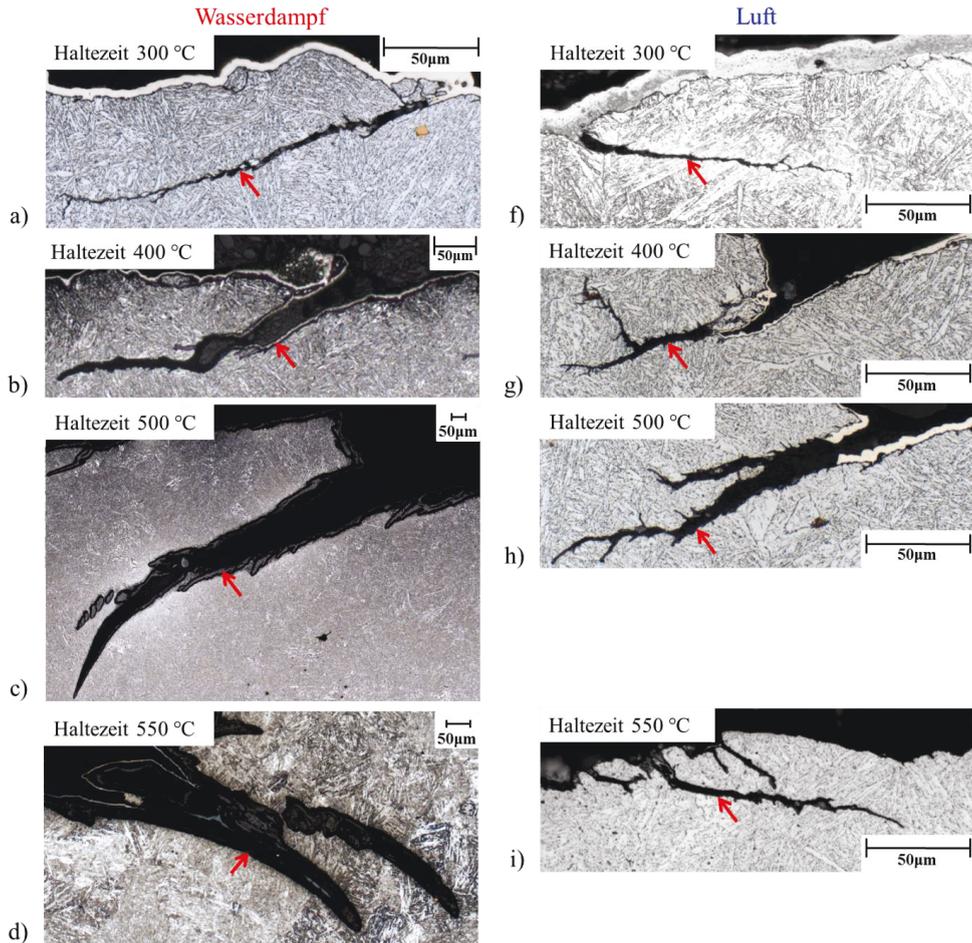


**Abbildung 4.81:** Wasserdampfatmosphären- und Temperatureinfluss auf die Ausbildung der Nebenrisse im ERW-Versuch mit 20 Hz bei  $R = 0,1$ .

Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C sind die Nebenrisse mit Ausnahme von 300 °C (**Abbildung 4.81a, f**) unter Wasserdampfatmosphäre größer (**Abbildung 4.81: linke Spalte**) als an Luft (**Abbildung 4.81: rechte Spalte**). Die Auswertung aller Ausschnitte sowohl für an

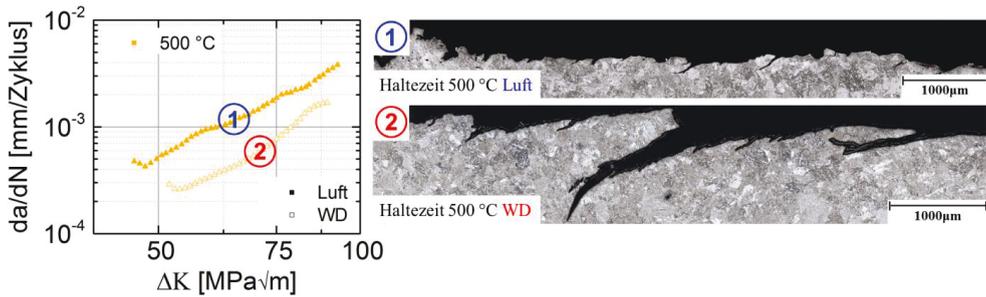
Luft als auch unter Wasserdampfatmosphäre geprüfte Proben hat ergeben, dass die Nebenrisse im ERW-Versuch unter Wasserdampfatmosphäre mit steigender Temperatur tendenziell größer werden (**Abbildung 4.81 linke Spalte**), während sie an Luft tendenziell kleiner werden (**Abbildung 4.81 rechte Spalte**). Eine mögliche Erklärung dafür könnte die stärkere Wechselwirkung zwischen Wasserdampfatmosphäre und Frequenz mit zunehmender Temperatur sein. Die Wechselwirkung ist so stark, dass die trotz steigender Temperatur zunehmende Oxidschichtdicke keinen ausreichenden Schutz bietet. An Luft ist diese Wechselwirkung weniger stark, weshalb die mit steigender Temperatur zunehmende Oxidschichtdicke effektiv genug ist.

**Abbildung 4.82** zeigt Teilausschnitte der Gesamtbruchflächen der mit 5 Minuten Haltezeit beanspruchten Proben in Abhängigkeit der Temperatur und der Atmosphäre. Wie auch an Luft (**Abbildung 4.33**) wird unter Wasserdampfatmosphäre für 5 Minuten Haltezeit eine deutliche Temperaturabhängigkeit auf die Ausbildung der Nebenrisse beobachtet. Für Versuche mit 5 Minuten Haltezeit bei 300 °C unter Wasserdampfatmosphäre verläuft der Nebenriss relativ flach zur Rissausbreitungsrichtung durch das Korn (**Abbildung 4.82a**). Dabei kommt es zu kleineren Rissverzweigungen. Bei 400 °C unter Wasserdampfatmosphäre verläuft der Nebenriss zunächst etwas steiler zum Hauptriss, bevor er dann fast parallel zum Hauptriss verläuft (**Abbildung 4.82b**). Auch hier kommt es zu kleineren Rissverzweigungen. Ab 500 °C unter Wasserdampfatmosphäre kommt es zu einem gekrümmten Verlauf der Nebenrisse (**Abbildung 4.82c, d**). Die größten Unterschiede in der Ausbildung der Nebenrisse zwischen Wasserdampf und Luft werden ab 400 °C beobachtet. An Luft kommt es bei 400 °C und 500 °C zu großen Verzweigungen der Nebenrisse (**Abbildung 4.82g, h**), die in dieser Form unter Wasserdampfatmosphäre nicht zu beobachten sind (**Abbildung 4.82b, c**). Ein weiterer prägnanter Unterschied ist der gekrümmte Verlauf der Nebenrisse ab 500 °C unter Wasserdampfatmosphäre (**Abbildung 4.82 c, d**). Dieser Verlauf wurde bei keiner Temperatur an Luft beobachtet (**Abbildung 4.82: rechte Spalte**). Die Nebenrisse in mit 5 Minuten Haltezeit beanspruchten Proben sind bis 400 °C an Luft größer als unter Wasserdampfatmosphäre. Ab 400 °C nimmt die Nebenrissgröße an Luft mit zunehmender Temperatur ab. Dagegen steigt die Nebenrissgröße unter Wasserdampfatmosphäre bis 500 °C (**Abbildung 4.82a - c**) mit zunehmender Temperatur und sinkt bei 550 °C (**Abbildung 4.82d**). Dennoch sind die Nebenrisse ab 500 °C unter Wasserdampfatmosphäre deutlich größer als an Luft. Eine ähnliche Tendenz wie hier beschrieben wurde auch im ERW-Versuch beobachtet (**Abbildung 4.81**). Die maximale Nebenrissgröße wurde im 5 Minuten Haltezeitversuch bei 400 °C (~ 650 µm) an Luft und unter Wasserdampfatmosphäre bei 500 °C (~ 1640 µm) beobachtet. Dies entspricht ungefähr einem Faktor von 27 in der maximalen Nebenrissgröße im Vergleich zum ERW-Versuch unter Wasserdampfatmosphäre (~ 60 µm). An Luft beträgt der Faktor 11. Der größte Wasserdampfatmosphäreneinfluss wurde für 5 Minuten Haltezeit bei 500 °C beobachtet (**Abbildung 4.72**). Die Rissgeschwindigkeit ist für 5 Minuten Haltezeit bei 500 °C unter Wasserdampfatmosphäre gegenüber Luft am stärksten verringert. Aus diesem Grund wurden die Gesamtbruchflächen der 5 Minuten Haltezeitversuche bei 500 °C an Luft und unter Wasserdampfatmosphäre verglichen (**Abbildung 4.83**). Im Haltezeitversuch bei 500 °C unter Wasserdampfatmosphäre



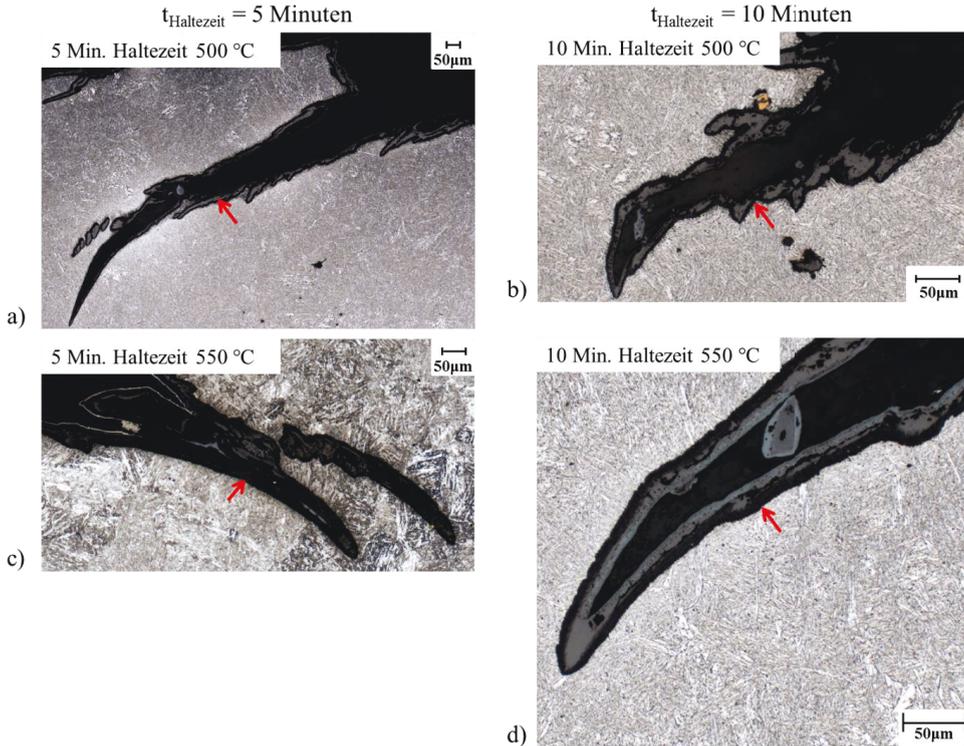
**Abbildung 4.82:** Wasserdampf- und Temperatureinfluss auf die Ausbildung der Nebenrisse im 5 Minuten Haltezeitversuch bei Maximallast und  $R = 0,1$ .

wurden deutlich größere Nebenrisse (bis zu  $\sim 1640 \mu\text{m}$ ) als an Luft (bis zu  $\sim 340 \mu\text{m}$ ) beobachtet (Abbildung 4.83). Das deutet darauf hin, dass dem Hauptriss unter Wasserdampf-Atmosphäre deutlich mehr Energie als an Luft entzogen wird, was ein möglicher Grund für die niedrigere Rissgeschwindigkeit unter Wasserdampf-Atmosphäre sein kann.



**Abbildung 4.83:** Wasserdampfatosphäreneinfluss auf die zyklische Risswachstumskurve im 5 Minuten Haltezeitversuch bei 500 °C und die zugehörigen Gesamtbruchflächen.

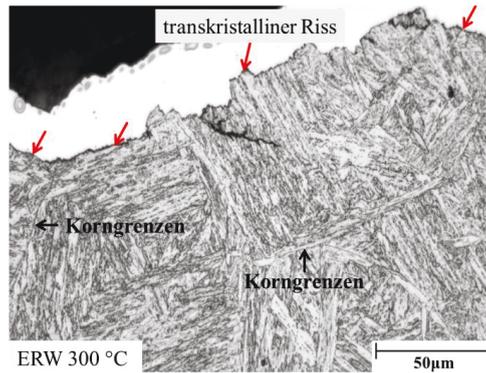
**Abbildung 4.84** zeigt den Einfluss einer von 5 Minuten auf 10 Minuten erhöhten Haltezeit im Temperaturbereich von 500 °C - 550 °C unter Wasserdampfatosphäre auf die Ausbildung der Nebenrisse. Für 5 Minuten Haltezeit bei 500 °C wurde eine maximale Nebenrisslänge von ~ 1640 μm und für 10 Minuten Haltezeit von ~ 500 μm gemessen. Dieselbe Tendenz wurde auch bei 550 °C beobachtet. Für 5 Minuten Haltezeit bei 550 °C wurde eine maximale Nebenrisslänge von ~ 814 μm, für 10 Minuten Haltezeit von ~ 400 μm gemessen. Ab 500 °C unter Wasserdampfatosphäre nimmt bei gleicher Temperatur mit zunehmender Haltezeit die Nebenrissgröße ab. Möglicherweise bildet sich durch die länger geöffnete Risspitze dort eine dickere Oxidschicht, die vor Korrosion schützt. Daraus resultieren wahrscheinlich die geringen Nebenrisslängen unter Wasserdampfatosphäre mit zunehmender Haltezeit. An Luft wird im Temperaturbereich von 500 °C - 550 °C das Gegenteil beobachtet. Mit zunehmender Haltezeit nimmt die Nebenrissgröße zu, die Risse werden breiter (vergl. **Abbildung 4.34**). Diese in Kapitel 4.2.3.1 und 4.2.4.1 dargestellten markanten Unterschiede in der Ausbildung der Nebenrisse in Abhängigkeit der Atmosphäre sowie der fast scharfe horizontale Bruchverlauf im ERW-Versuch und der wellige zerklüftete Bruchverlauf im Haltezeitversuch könnten für die Analyse von Schadensfällen genutzt werden.



**Abbildung 4.84:** Einfluss einer erhöhten Haltezeit (bzw. einer niedrigeren Frequenz) und der Temperatur bei  $R = 0,1$  unter Wasserdampfatmosfera auf die Ausbildung der Nebenrisse.

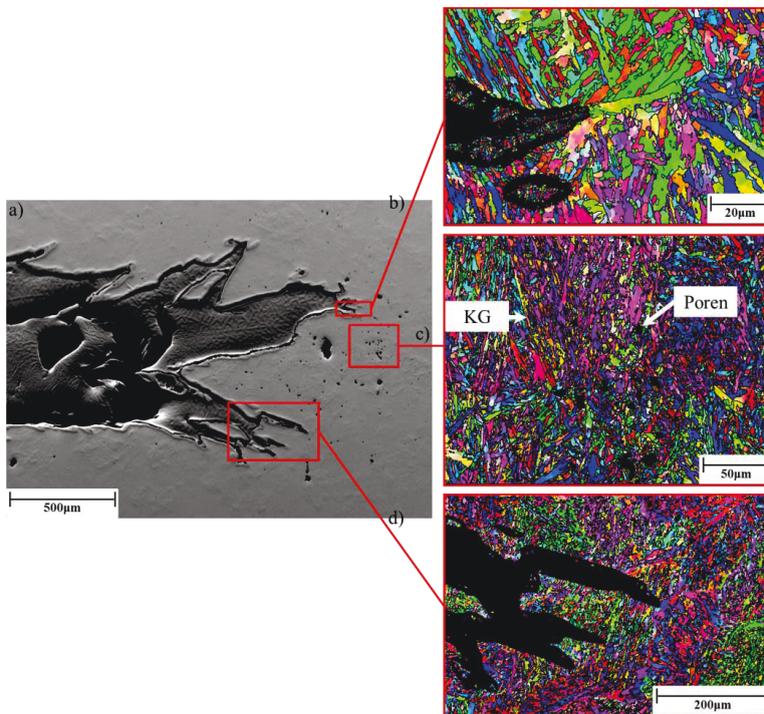
Zur Klärung, ob die Wasserdampfatmosfera den Übergang zur Kriechermüdungswechselwirkung aufgrund von Wasserstoffversprödung verschiebt, wurden zunächst wie auch an Luft Teilaufnahmen der Längsschliffe der Gesamtbruchflächen angefertigt (Vorgehensweise analog, siehe Kapitel 4.2.3.1).

Wie auch an Luft wurde im ERW-Versuch unter Wasserdampfatmosfera mit 20 Hz und 5 Hz,  $R = 0,1$ , sowie nach Belastung mit 5 Minuten Haltezeit im Temperaturbereich von 300 °C - 550 °C überwiegend transkristallines Risswachstum beobachtet (hier exemplarisch anhand eines Teilausschnittes der Gesamtbruchfläche des ERW-Versuchs bei  $f = 20 \text{ Hz}$ ,  $R = 0,1$  und 300 °C in **Abbildung 4.85** gezeigt). Für 10 Minuten Haltezeit bei 550 °C wurde sowohl an Luft als auch unter Wasserdampfatmosfera auch interkristallines Risswachstum beobachtet, wobei der transkristalline Anteil überwiegt. **Abbildung 4.86a** zeigt eine Übersichtsaufnahme der Risspitze und des rissspitzennahen Bereichs nach Belastung mit 10 Minuten Haltezeit unter Wasserdampfatmosfera bei 550 °C. Es haben sich mehrere Rissfronten gebildet (**Abbildung 4.86a**). An der rot eingerahmten Risspitze in **Abbildung 4.86b** verläuft der Riss entlang einer ehemaligen Austenitkorngrenze, während er in der kompletten Rissfront in **Abbildung 4.86d** transkristallin verläuft.



**Abbildung 4.85:** Längsschliffe eines Teilausschnittes der Gesamtbruchfläche des ERW-Versuchs bei  $f = 20$  Hz,  $R = 0,1$  und  $300$  °C unter Wasserdampfatmosfera.

**Abbildung 4.86c** zeigt einen Teilausschnitt der Kriechporenverteilung vor der Risspitze. Wie auch an Luft (vergl. **Abbildung 4.40**) ist eindeutig, dass die Kriechporen sich nicht nur auf

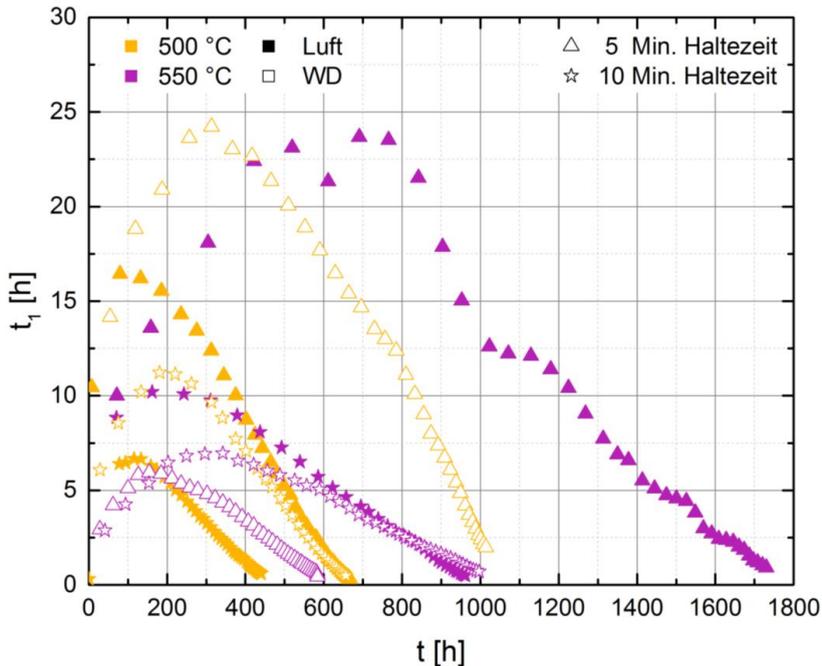


**Abbildung 4.86:** **a)** Übersichtsaufnahme (Fore Scatter Elektron Image, EHT = 15 kV) der Risspitze des 10 Minuten Haltezeitversuchs bei Maximallast,  $R = 0,1$  und  $550$  °C unter Wasserdampfatmosfera **b)** interkristallin verlaufende Rissfront **c)** Kriechporen vor der Risspitze **d)** transkristallin verlaufende Rissfront(en) (**b-d** EBSD-Mapping in Rissausbreitungsrichtung).

den ehemaligen Austenitkorgrenzen bilden, sondern auch innerhalb des Korns, bevorzugt an den Martensitlattengrenzen, aber auch innerhalb der Martensitlatten. Dies bestätigt nochmals die These, dass bei Kriechrisswachstum in martensitischen Werkstoffen der Riss nicht zwangsläufig entlang ehemaliger Austenitkorgrenzen verlaufen muss.

Im Haltezeitversuch ab 500 °C wird häufig sowohl an Luft als auch unter Wasserdampfatmosphäre die Bildung mehrerer Rissfronten beobachtet (z. B. **Abbildung 4.43** und **Abbildung 4.86**). Ein Grund dafür könnte die Bildung von Kriechporen bevorzugt an den Austenitkorgrenzen, Martensitlattengrenzen aber auch innerhalb der Martensitlatten sein. Daraus resultieren viele Bereiche erhöhter Porendichte. Durch die Aufspaltung des Risses in Richtung hoher Porendichten wird weniger Energie benötigt, als durch die Beibehaltung einer einheitlichen Rissfront.

Zur Klärung, ob die Wasserdampfatmosphäre den Übergang zu Kriechermüdungswechselwirkung beeinflusst, wurde wie auch an Luft zur Separation des K-kontrollierten Bereichs vom C\*-kontrollierten Bereich, die Übergangszeit  $t_1$  nach Riedel (Gleichung (2.32)) bestimmt. **Abbildung 4.87** zeigt die Auftragung  $t_1$  über  $t$  für die 5 und 10 Minuten Haltezeitversuche an Luft und unter Wasserdampfatmosphäre im Temperaturbereich von 500 °C - 550 °C.

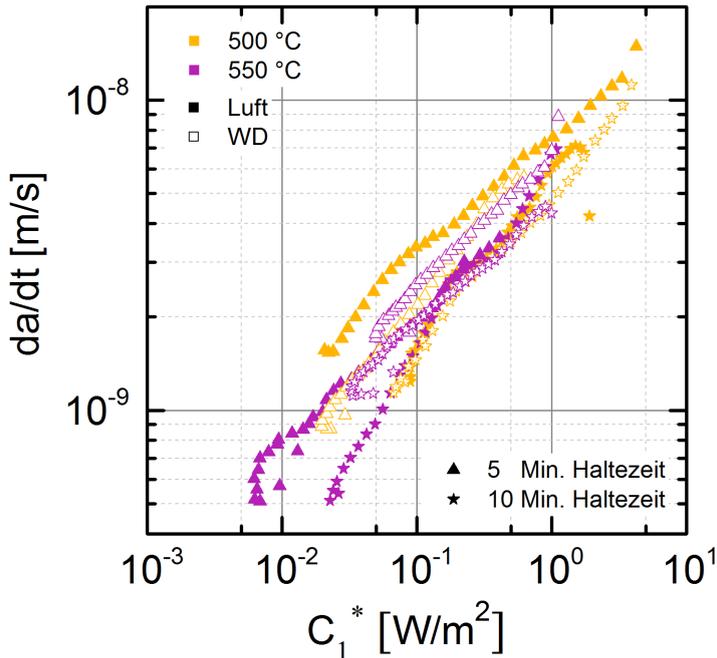


**Abbildung 4.87:** Übergangszeit  $t_1$  für ERW-Versuche mit 5 und 10 Haltezeit bei Maximallast,  $R = 0,1$ , im Temperaturbereich von 500 °C - 550 °C an Luft und unter Wasserdampfatmosphäre.

Auch unter Wasserdampfatosphäre sind im Temperaturbereich von 500 °C - 550 °C für alle Haltezeiten ab 5 Minuten die Übergangszeiten  $t_1 \ll t$ . Die Übergangszeit ist sowohl für 5 Minuten als auch für 10 Minuten Haltezeit bei 500 °C unter Wasserdampfatosphäre etwas länger als an Luft (**Abbildung 4.87**). Dagegen ist ab 550 °C die Übergangszeit sowohl für 5 Minuten als auch für 10 Minuten Haltezeit unter Wasserdampfatosphäre etwas kürzer als an Luft. Der Unterschied ist für 5 Minuten Haltezeit deutlich größer als für 10 Minuten (**Abbildung 4.87**). Hierbei muss einschränkend gesagt werden, dass die benötigte Prüfkraft, um bei 5 Minuten Haltezeit unter Wasserdampfatosphäre einen Riss zum Wachstum zu bringen größer ist, als bei derselben Haltezeit an Luft, während für 10 Minuten Haltezeit die benötigte Prüfkraft um einen Riss zum wachsen zu bringen sowohl an Luft als auch unter Wasserdampfatosphäre in etwa gleich sind. Trotz ungefähr gleicher Prüfkraft ist die Übergangszeit für 10 Minuten Haltezeit unter Wasserdampfatosphäre überwiegend kürzer als an Luft (**Abbildung 4.87**). Das heißt, die Wasserdampfatosphäre beeinflusst nicht die Frequenz/Temperatur/Haltezeit-Kombination ab der es vom ermüdungsdominierten Risswachstum zur Kriechermüdungswechselwirkung kommt, wohl aber die Zeitdauer bis Kriechprozesse einsetzen. Bei 500 °C treten Kriechprozesse unter Wasserdampfatosphäre etwas später auf als an Luft und bei 550 °C etwas schneller als an Luft.

Da  $t_1 \ll t$  über die gesamte Versuchsdauer im Temperaturbereich von 500 °C - 550 °C für alle Haltezeiten ab 5 Minuten unter Wasserdampfatosphäre wie auch an Luft (siehe **Abbildung 4.41**) ist, muss auch die Auswertung der Wasserdampfversuche mit dem Energieratenintegral erfolgen. **Abbildung 4.88** zeigt die Auswertung mit dem Energieratenintegral  $C_1^*$  für 5 und 10 Minuten Haltezeit an Luft und unter Wasserdampfatosphäre im Temperaturbereich von 500 °C - 550 °C. Sowohl unter Wasserdampfatosphäre als auch an Luft steigt die Rissgeschwindigkeit im Bereich identischer Werte des Energieratenintegrals mit abnehmender Haltezeit.

Auch unter Wasserdampfatosphäre gibt es je nach angewendetem Auswertekonzept unterschiedliche Auswirkungen der erhöhten Haltezeit in Abhängigkeit der Temperatur im relevanten Temperaturbereich von 500 °C - 550 °C. Erfolgt die Auswertung der Haltezeitversuche im Temperaturbereich von 500 °C - 550 °C mit dem Energieratenintegral steigt die Rissgeschwindigkeit mit abnehmender Haltezeit, während nach Auswertung mit dem K-Konzept die Rissgeschwindigkeit mit abnehmender Haltezeit sinkt (bei 500 °C nur leicht, vergl. **Abbildung 4.71**). Aus der Wahl des Auswertekonzeptes resultieren konträre Konsequenzen. Nach Auswertung mit dem Energieratenintegral bewirkt eine abnehmende Haltezeit eine höhere Rissgeschwindigkeit (**Abbildung 4.88**) und nach dem K-Konzept eine niedrigere Rissgeschwindigkeit (**Abbildung 4.71**). Des Weiteren werden unterschiedliche Einflüsse der Temperatur auf die Rissgeschwindigkeit in Abhängigkeit des Auswertekonzeptes beobachtet. Nach Auswertung mit dem Energieratenintegral gibt es im 5 Minuten Haltezeitversuch zwischen 500 °C und 550 °C bei gleichen Werten des Energieratenintegrals kaum einen Temperatureinfluss auf die Rissgeschwindigkeit und im 10 Minuten Haltezeitversuch ist die Rissgeschwindigkeit bei 550 °C nur im Anfangsbereich leicht höher als bei 500 °C (**Abbildung 4.88**). Dagegen ist nach Auswertung mit dem K-Konzept die Rissgeschwindigkeit sowohl im 5 Minuten als auch im 10 Minuten



**Abbildung 4.88:** Auswertung der ERW-Versuche mit variiertter Haltezeit bei Maximallast bei  $R = 0,1$  im Temperaturbereich von  $500\text{ °C}$  -  $550\text{ °C}$  unter Wasserdampf-atmosphäre und an Luft.

Haltezeitversuch bei  $550\text{ °C}$  bei identischer Spannungsintensität immer höher als bei  $500\text{ °C}$  (**Abbildung 4.71**). Die beiden Konzepte haben keinen generellen Einfluss auf die Bewertung der Rissgeschwindigkeit und den Rissausbreitungsbeginn in Abhängigkeit der Atmosphäre (vergl. **Abbildung 4.72** und **Abbildung 4.88**). Lediglich die Verlangsamung der Rissgeschwindigkeit erscheint bei 5 und 10 Minuten Haltezeit und  $500\text{ °C}$  unter Wasserdampf-atmosphäre im Vergleich zu Luft nach Auswertung mit dem K-Konzept etwas stärker als in der Auswertung mittels Energieratenintegral (vergl. **Abbildung 4.72** und **Abbildung 4.88**).

Wie auch an Luft hat die Bestimmung der Übergangszeit  $t_1$  unter Wasserdampf-atmosphäre eindeutig ergeben, dass das K-Konzept schon ab  $500\text{ °C}$  nicht mehr gültig ist. Auch die Untersuchung der Kriechporenverteilung unter Wasserdampf-atmosphäre hat ergeben, dass die Kriechporen sich nicht nur auf den ehemaligen Austenitkorn-grenzen bilden, sondern auch innerhalb des Kornes an den Martensitlattengrenzen und innerhalb der Martensitlatten (**Abbildung 4.86c**). Demzufolge muss der Riss bei Kriechschädigung nicht zwingend entlang ehemaliger Austenitkorn-grenzen verlaufen. Ein „scheinbar“ transkristalliner Riss verläuft tatsächlich entlang alternativ geschädigter Subkorn-grenzen (z. B. Martensitlattengrenzen oder Paket-grenzen). So beeinflussen Kriechprozesse dennoch das Risswachstum, obwohl der Riss scheinbar transkristallin verläuft. Erschwerend kommt hinzu, dass es auch innerhalb der Martensitlatten zur Porenbildung kommt und so der Riss durch die Latten wächst. Unter

Berücksichtigung der Übergangszeit und der Mikrostrukturanalyse liegt auch der Übergang zur Kriechermüdungswechselwirkung sowohl an Luft als auch unter Wasserdampfatmosfera bei 500 °C und 5 Minuten Haltezeit. Die Wasserdampfatmosfera hat also keinen Einfluss auf die Frequenz/Temperatur/Haltezeit-Kombination, ab der es vom ermüdungsdominierten Risswachstum zur Kriechermüdungswechselwirkung kommt, wohl aber auf die Zeitdauer bis Kriechprozesse einsetzen.

#### 4.2.5 FORMAN/METTU-Anpassung der zyklischen Risswachstumskurve

Bisher erfolgte ausschließlich eine Anpassung des Bereichs II der zyklischen Risswachstumskurve (siehe Kapitel 4.2.3 und Kapitel 4.2.4) mittels der Paris-Erdogan-Gleichung. Da die Paris-Erdogan-Gleichung auf die Beschreibung des Bereichs II limitiert ist, wurde die für die Abbildung aller drei Bereiche geeignete FORMAN/METTU-Gleichung (2.22) verwendet. Im Folgenden wurden die Schwellenwertversuche, die im Bereich II der zyklischen Risswachstumskurve beginnen und den schwellenwertnahen Bereich vollständig abdecken, angepasst.

##### 4.2.5.1 FORMAN/METTU-Anpassung an Luft

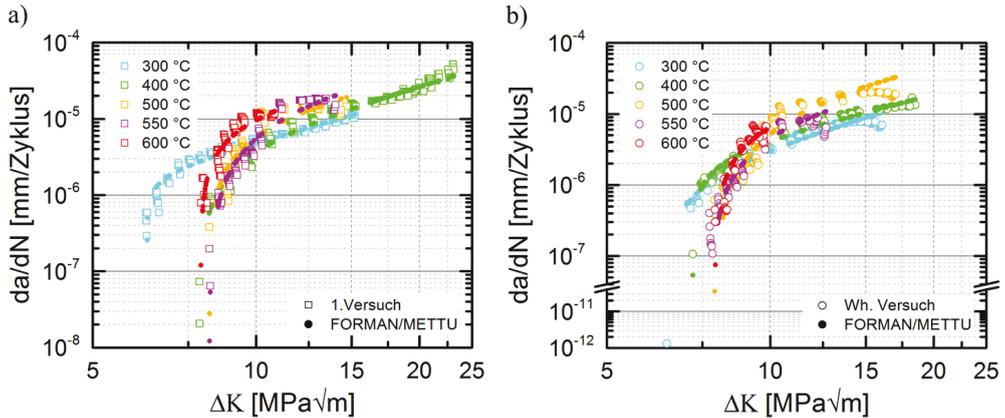
Zur Linearisierung wurde die FORMAN/METTU-Gleichung (2.22) logarithmiert:

$$\log Y_2 = \log(C_1) + n \cdot (\log(1-f) - \log(1-R) + \log(X_1)) + p \cdot \log\left(1 - \frac{\Delta_{th}}{X_1}\right) - q \cdot \log\left(1 - \frac{X_2}{K_{mat}}\right) \quad (4.6)$$

(mit  $\log = \log_{10}$ )

Als erstes wurden die zyklischen Risswachstumskurven der Schwellenwertversuche bei  $R = 0,1$ ,  $f = 20$  Hz an Luft im Temperaturbereich von  $300$  °C -  $600$  °C (**Abbildung 4.89a**) sowie die dazugehörigen Wiederholungsversuche (**Abbildung 4.89b**) angepasst.

Die Erweiterung der FORMAN/METTU-Gleichung um einen Temperaturterm zur einheitlichen Beschreibung des Temperaturbereichs von  $300$  °C -  $600$  °C an Luft mit einem Parametersatz ist nicht möglich, da die Kurvenverläufe ab  $500$  °C zu stark voneinander abweichen (**Abbildung 4.89a, b**). Die zyklische Risswachstumskurve an Luft ist ab  $500$  °C stärker gekrümmt bzw. fällt zum Schwellenwert hin deutlich steiler ab als bei  $300$  °C und  $400$  °C (**Abbildung 4.89a, b**). Die Ursache für den steileren Abfall der zyklischen Risswachstumskurven ab  $500$  °C im schwellenwertnahen Bereich an Luft ist das oxidinduzierte Riss schließen, bedingt durch stärkere und schnellere Oxidbildung. Dass dies plausibel ist, zeigt ein Vergleich mit den Ergebnissen der Schwellenwertversuche unter Wasserdampf. Unter Wasserdampfatmosphäre fallen die zyklischen Risswachstumskurven sogar schon ab  $400$  °C aufgrund des oxidinduzierten Riss schließen noch steiler ab als an Luft (vergl. **Abbildung 4.89a, b** und **Abbildung 4.90a, b**).



**Abbildung 4.89:** Experimentell mit  $R = 0,1$  und  $f = 20$  Hz im Temperaturbereich von  $300\text{ °C}$  -  $600\text{ °C}$  an Luft ermittelte zyklische Risswachstumskurven und die dazugehörigen Anpassungen mittels der FORMAN/METTU-Gleichung **a)** 1. Versuch und **b)** Wiederholungsversuch.

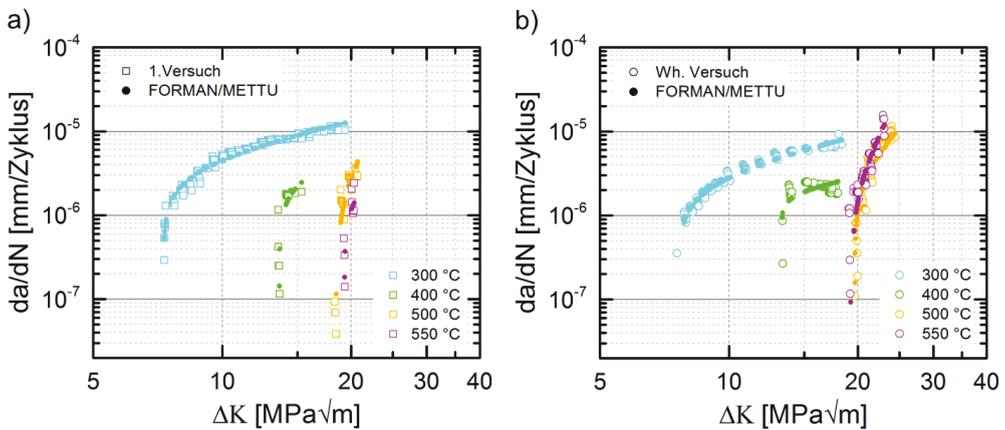
Die ermittelten FORMAN/METTU-Parameter sind in **Tabelle 4.14** aufgeführt.

**Tabelle 4.14:** FORMAN/METTU-Parameter an Luft (Schwellenwertversuche bei  $R = 0,1$ ,  $f = 20$  Hz).

Temperatur [°C]	300	400	500	550	600
<b>1. Versuch</b>					
$C_{FM}$	$2,943E^{-7}$	$5,642E^{-7}$	$3,584E^{-6}$	$6,865E^{-6}$	$6,569E^{-6}$
$p$	0,287	0,532	0,915	1,2	0,8
$q$	2,01578	1,856	0,02	0,02	0,02
$n_{FM}$	1,4	1,2	1	0,9	0,8
<b>Wh.</b>					
$C_{FM}$	$2,943E^{-7}$	$1,066E^{-6}$	$6,009E^{-6}$	$4,410E^{-6}$	$6,085E^{-6}$
$p$	0,759	0,895	1,4	1,2	1,0
$q$	2,330	1,523	0,02	0,02	0,02
$n_{FM}$	1,4	1,2	1	0,9	0,8

#### 4.2.5.2 FORMAN/METTU-Anpassung unter Wasserdampfatmosphäre

In die FORMAN/METTU-Gleichung ist eine Risssschließfunktion integriert, die die R-Abhängigkeit durch das plastisch induzierte Risssschließen berücksichtigt. Das oxidinduzierte Risssschließen, das unter Wasserdampfatmosphäre einen enormen Einfluss auf den Schwellenwertnahen Bereich hat, geht nicht in die Gleichung ein. Um zu überprüfen, ob die Gleichung trotzdem für die Beschreibung geeignet ist, wurde ein Anpassungsversuch durchgeführt. Die Ergebnisse der Anpassung der zyklischen Risswachstumskurven der Schwellenwertversuche bei  $R = 0,1$ ,  $f = 20$  Hz unter Wasserdampfatmosphäre in einem Temperaturbereich von  $300\text{ °C} - 550\text{ °C}$  und die dazugehörigen Wiederholungsversuche sind in **Abbildung 4.90a** und **b** dargestellt. **Tabelle 4.15** zeigt die zugehörigen FORMAN/METTU-Parameter.



**Abbildung 4.90:** Experimentell bei  $R = 0,1$  und  $f = 20$  Hz im Temperaturbereich von  $300\text{ °C} - 550\text{ °C}$  unter Wasserdampfatmosphäre ermittelte zyklische Risswachstumskurven und die dazugehörigen Anpassungen mittels der FORMAN/METTU-Gleichung **a)** 1. Versuch und **b)** Wiederholungsversuch.

Trotz fehlendem Term zur Beschreibung des oxidinduzierten Risssschließens in der FORMAN/METTU-Gleichung funktioniert die Anpassung einzelner zyklischer Risswachstumskurven mit jeweils unterschiedlichen Parametersätzen unter Wasserdampfatmosphäre wie in **Abbildung 4.90a, b** ersichtlich, relativ gut (mit Abstrichen im Wiederholungsversuch bei  $400\text{ °C}$  (**Abbildung 4.90b**)) und liefert somit verwertbare Ergebnisse. Die Nichtberücksichtigung des oxidinduzierten Risssschließens in Abhängigkeit der Temperatur in der FORMAN/METTU-Gleichung hat den gravierenden Nachteil, dass, wie auch an Luft, eine einheitliche Beschreibung des Temperaturbereichs von  $300\text{ °C} - 550\text{ °C}$  unter Wasserdampfatmosphäre mit einem Parametersatz nicht möglich ist. Der

**Tabelle 4.15:** FORMAN/METTU-Parameter unter Wasserdampfatmosfera (Schwellenwertversuche bei  $R = 0,1$ ,  $f = 20$  Hz).

Temperatur [°C]	300	400	500	550
<b>1.Versuch</b>				
$C_{FM}$	1,044E <sup>-6</sup>	9,077E <sup>-7</sup>	1,570E <sup>-7</sup>	6,28E <sup>-8</sup>
p	0,445	0,462	0,553	0,435
q	0,02	0,2	8,402	8,564
$n_{FM}$	1	0,8	0,8	0,8
<b>Wh.</b>				
$C_{FM}$	7,274E <sup>-7</sup>	3,639E <sup>-8</sup>	1,570E <sup>-7</sup>	6,28E <sup>-8</sup>
p	0,488	0,1532	0,916	0,91709
q	0,02	0,2	11,864	15,483
$n_{FM}$	1	0,8	0,8	0,8

Verlauf der zyklischen Risswachstumskurven weicht im Temperaturbereich von 400 °C - 550 °C aufgrund des oxidinduzierten Risssschließens im Bereich I signifikant von 300 °C ab (**Abbildung 4.90a, b**). Eine Integration einer allgemeingültigen Funktion in die FORMAN/METTU-Gleichung, die das oxidinduzierte Risssschließen in Abhängigkeit der Temperatur beschreibt, ist aufgrund des unterschiedlichen Oxidationsverhaltens einzelner Werkstoffe nahezu ausgeschlossen. Denkbar wären Funktionen für jeweils einzelne Werkstoffklassen.

## 5 Zusammenfassung und Ausblick

In der vorliegenden Arbeit wurde X20CrMoV12-Stahl aus dem kalten, unbelasteten Flanschbereich, der nicht mit Dampf in Kontakt gewesen ist, zweier ca. 21 Jahre im Steinkohlekraftwerk Rostock in Betrieb gewesenen Hochdruckumleitstationen untersucht.

Ziel der Arbeit war die Charakterisierung des Einflusses von Kriechprozessen von X20CrMoV12-Stahl während Haltezeiten bei hoher Last in Abhängigkeit der umgebenden Atmosphäre auf das Ermüdungsrissausbreitungsverhalten in dem für den lastflexiblen Kraftwerksbetrieb relevanten Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C. Dazu wurde eine breite experimentelle Datenbasis erstellt. Mittels dieser Datenbasis und mikrostruktureller Untersuchungen wurde die Temperatur/Frequenz/Haltezeit-Kombination ermittelt, ab der es vom ermüdungsdominierten Risswachstum zur Kriechermüdungswechselwirkung kommt. Zur Identifikation mikrostruktureller Mechanismen des Kriecheinflusses auf das Risswachstum und des Umgebungseinflusses auf das Ermüdungs- und Kriechermüdungsrisswachstum wurden umfangreiche Licht- und elektronenmikroskopische Untersuchungen durchgeführt. Zuletzt wurden die experimentellen Daten mit Hilfe von mathematischen Modellen beschrieben.

Zunächst wurden als Beanspruchungskennwerte, unterhalb derer ein bereits im Material existierender Riss aus technischer Sicht nicht wachstumsfähig ist, Schwellenwerte bei  $R = 0,1$  im Temperaturbereich 300 °C - 600 °C an Luft ermittelt. Dabei wurde eine leicht temperaturabhängige Frequenzabhängigkeit beobachtet. Im Frequenzbereich von 5 Hz - 20 Hz sinkt der Schwellenwert mit zunehmender Frequenz und mit zunehmender Temperatur nimmt die Frequenzabhängigkeit ab. Im Schwellenwertversuch im Vakuum bei 300 °C verschwindet die Frequenzabhängigkeit. Ein Erklärungsansatz dafür könnte die Wechselwirkung in Abhängigkeit der Belastungsfrequenz mit der Umgebungsatmosphäre sein. Zudem wurde nachgewiesen, dass im Anschluss an einen Schwellenwertversuch mit niedriger Frequenz, nach vollständigem Rissstillstand (d. h. nach 1 Million Zyklen ohne Rissfortschritt) die Frequenz bei gleicher Last erhöht werden kann und es im Fall einer Frequenzabhängigkeit zu erneutem Risswachstum kommt. Dabei wird der gleiche Schwellenwert wie im „Einzelversuch“ ermittelt. Dies ermöglicht es, anhand einer Probe, Schwellenwerte unterschiedlicher Frequenz zu bestimmen. Da die Frequenzabhängigkeit im untersuchten Frequenz- und Temperaturbereich gering ist, wurden alle Versuche bei 20 Hz durchgeführt. Ab 400 °C liegt an Luft kein nennenswerter Temperatureinfluss auf den Schwellenwert vor. Die Schwellenwerte ab 400 °C liegen in der Größenordnung von  $\sim 7,9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Nur bei einer Temperaturerhöhung von 300 °C auf 400 °C wurde in der ersten Versuchsreihe eine Schwellenwerterhöhung von  $1,6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ermittelt. Die Hauptursache dafür ist, dass die bei 400 °C dickere Oxidschicht besser vor Korrosion schützt und gleichzeitig das oxidinduzierte Riss schließen begünstigt.

Die Schwellenwerte unter Wasserdampf Atmosphäre konnten nur bis 550 °C bestimmt werden, da bei 600 °C die Rissspitze und der rissspitzennahe Flankenbereich vollständig oxidieren und deshalb kein konsistentes Risswachstum messbar war. Die Auswirkungen der

Wasserdampf-atmosphäre auf den Schwellenwert sind beträchtlich. Im gesamten untersuchten Temperaturbereich von 300 °C - 550 °C sind die Schwellenwerte unter Wasserdampf-atmosphäre gegenüber Luft erhöht. Die Ursache dafür ist das oxidinduzierte Riss-schließen. Bis 500 °C kann der Schwellenwert unter Wasserdampf-atmosphäre mit einer zunehmenden Oxidschichtdicke korreliert werden. Ab 500 °C steigt die Oxidschicht weiter an, aber der Schwellenwert bleibt annähernd konstant. Das bedeutet, ab 500 °C liegt eine Sättigung des Schwellenwertes vor.

Die Auswertung der Risswachstumsversuche bei  $R = 0,1$  mit 20 Hz an Luft (Bereich II der zyklischen Risswachstumskurve) hat ergeben, dass die Rissgeschwindigkeit im Bereich gleicher Spannungsintensität leicht mit zunehmender Temperatur steigt. Mit abnehmender Frequenz (20 Hz  $\rightarrow$  5 Hz) steigt die Rissgeschwindigkeit leicht im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C.

Im Bereich gleicher Spannungsintensität wird die niedrigste Rissgeschwindigkeit bei 400 °C beobachtet. Bei Temperaturen von 300 °C und von 500 °C - 600 °C liegen die Rissgeschwindigkeiten in der gleichen Größenordnung.

Die Rissgeschwindigkeit unter Wasserdampf-atmosphäre steigt wie auch an Luft im Parisbereich leicht mit abnehmender Frequenz. Ab 500 °C ist die Rissgeschwindigkeit unter Wasserdampf-atmosphäre gegenüber Luft beschleunigt. Die Rissausbreitung beginnt unter Wasserdampf-atmosphäre ab 400 °C aufgrund der dickeren Oxidschicht, die besser vor Korrosion schützt und das oxidinduzierte Riss-schließen begünstigt, im Vergleich zu Luft, bei höheren  $\Delta K$ -Werten.

Im Versuch mit 5 Minuten Haltezeit an Luft treten größere Risslängenzunahmen pro Zyklus auf als im ERW-Versuch bei 5 Hz und 20 Hz. Bei gleicher zyklischer Belastung sind im Haltezeitversuch deutlich höhere  $\Delta K$ -Werte erforderlich um einen Rissfortschritt zu initiieren. Die Haltezeit im Lastmaximum verschiebt den Rissausbreitungsbeginn im Vergleich zu rein zyklischer Belastung zu signifikant höheren  $\Delta K$ -Werten. Bis 500 °C liegt nur ein geringer Temperatureinfluss auf die Rissgeschwindigkeit vor. Ab 550 °C beginnt das Risswachstum bei signifikant niedrigeren  $\Delta K$ -Werten, weshalb das Versuchsabbruchkriterium bei wesentlich geringerer Spannungsintensität erreicht wird (ein Bauteil wird bei geringerer Spannungsintensität versagen). Ab 600 °C ist zusätzlich die Risswachstumsgeschwindigkeit beschleunigt. Der Grund dafür ist neben dem höheren Kriechanteil bei 600 °C die Superposition von Rekristallisation ab einem  $\Delta K$ -Wert von  $\sim 32 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  und einer Rissgeschwindigkeit von  $\sim 6,5 \cdot 10^{-4} \text{ mm/Zyklus}$ . Dementsprechend muss für die Lebensdauerlegung auf Grundlage der 600 °C Haltezeitversuche mit der Festigkeit des rekristallisierten Gefüges und nicht mit der Festigkeit des Martensits gerechnet werden. Eine Erhöhung der Haltezeit auf 10 Minuten an Luft im Temperaturbereich von 500 °C - 550 °C führt zu leicht größeren Risslängenzunahmen pro Zyklus und zu einer weiteren Verschiebung des Rissausbreitungsbeginns zu höheren  $\Delta K$ -Werten. Dagegen hat die Erhöhung der Haltezeit auf 10 Minuten bei 400 °C keinen Einfluss auf die Risswachstumsgeschwindigkeit. Das Risswachstum beginnt für 10 Minuten Haltezeit bei niedrigeren  $\Delta K$ -Werten als bei 5 Minuten Haltezeit. Eine weitere Erhöhung der Haltezeit auf 20 Minuten bei 500 °C an Luft hat keinen Einfluss auf die Risswachstumsgeschwindigkeit und den Rissausbreitungsbeginn im

Vergleich zu 10 Minuten Haltezeit. Bei 400 °C hat die Haltezeiterhöhung keinen Einfluss auf die Rissgeschwindigkeit, wohl aber bei 500 °C (bei einer Erhöhung der Haltezeit von 5 Minuten auf 10 Minuten). Dies ist ein erstes Indiz für Kriechprozesse ab 500 °C.

Bei 5 Minuten Haltezeit sind bei gleicher zyklischer Belastung unter Wasserdampf-atmosphäre im Temperaturbereich von 400 °C - 550 °C im Vergleich zu Luft höhere  $\Delta K$ -Werte erforderlich, um einen Rissfortschritt zu initiieren. Nur bei 300 °C unter Wasserdampf-atmosphäre beginnt das Risswachstum bei niedrigeren  $\Delta K$ -Werten als an Luft. Die Rissgeschwindigkeit entspricht bei 300 °C unter Wasserdampf-atmosphäre ungefähr der an Luft gemessenen und im Temperaturbereich von 400 °C - 500 °C ist sie im Vergleich zu Luft niedriger. Bei 550 °C entspricht die Rissgeschwindigkeit unter Wasserdampf bei gleicher Spannungsintensität etwa der an Luft gemessen. Eine Erhöhung der Haltezeit von 5 Minuten auf 10 Minuten unter Wasserdampf-atmosphäre bei 500 °C führt zu einer Verschiebung des Rissausbreitungsbegins zu deutlich höheren  $\Delta K$ -Werten und im Bereich gleicher Spannungsintensität zu marginal höheren Risswachstumsgeschwindigkeiten. Dagegen hat eine Erhöhung der Haltezeit auf 10 Minuten bei 550 °C ausschließlich negative Auswirkungen. Das Risswachstum beginnt bei niedrigeren  $\Delta K$ -Werten und die Rissgeschwindigkeit ist höher. Im Gegensatz zur Wasserdampf-atmosphäre beginnt die Rissausbreitung an Luft mit zunehmender Haltezeit bei 550 °C bei höheren  $\Delta K$ -Werten. Im „hohen“ Frequenzbereich (5 Hz - 20 Hz) führt die Wasserdampf-atmosphäre im Temperaturbereich von 500 °C - 550 °C im Vergleich zu Luft zu beschleunigtem Risswachstum und zu einer Verschiebung des Rissausbreitungsbegins zu höheren  $\Delta K$ -Werten. Die Auswirkungen der Wasserdampf-atmosphäre sind immer abhängig von der Frequenz und Temperatur und können nicht isoliert betrachtet werden.

Ein weiteres wichtiges Ziel der Arbeit war die Identifikation der Temperatur/Frequenz/Haltezeit-Kombination, ab der es zum Übergang von ermüdungsdominiertem Risswachstum zur Kriechermüdungswechselwirkung kommt. Dazu wurde die Mikrostruktur nach trans- und interkristallinem Risswachstum untersucht. Nach gängiger Theorie bilden sich Kriechporen bevorzugt bzw. hauptsächlich an den Korngrenzen. Demzufolge verläuft der Kriechriss entlang von Korngrenzen. Im martensitischen X20CrMoV12-1 Stahl ist die Bildung von Kriechporen allerdings nicht nur auf die ehemaligen Austenitkorngrenzen beschränkt. Auch innerhalb des Kornes entlang der Martensitlattengrenzen, sowie innerhalb der Martensitlatten kommt es zur Bildung von Kriechporen. Aus diesem Grund verläuft der Riss bei Kriechschädigung nicht zwangsläufig entlang ehemaliger Austenitkorngrenzen. Ein „scheinbar“ transkristalliner Riss verläuft tatsächlich entlang kriechgeschädigter Subkorngrenzen, Martensitlattengrenzen oder Paketgrenzen. Des Weiteren kann ein Kriechriss bedingt durch die Porenbildung innerhalb der Martensitlatten durch die Latten verlaufen. Deshalb kann der Riss transkristallin erscheinen, obwohl Kriechmechanismen das Risswachstum beeinflussen bzw. dominieren. Zur Abgrenzung des Gültigkeitsbereichs des K-kontrollierten vom  $C^*$ -kontrollierten Bereich wurde die Übergangszeit  $t_1$  nach Riedel bestimmt. Die Auswertung der Übergangszeit  $t_1$  hat ergeben, dass das K-Konzept ab 5 Minuten Haltezeit bei 500 °C nicht mehr gültig ist und die Auswertung mit dem Energieratenintegral erfolgen muss. Dies und die ab 500 °C und 5 Minuten Haltezeit vornehmlich gegen Rissende beobachteten Kriechporen implizieren das

Kriechprozesse aktiv gewesen sind. Somit beginnt der Übergang zur Kriechermüdungswechselwirkung bei 5 Minuten Haltezeit und 500 °C. Die Bestimmung des gültigen Auswertekonzeptes hat einen entscheidenden Einfluss auf die Versuchsergebnisse. Erfolgt die Auswertung der Haltezeitversuche im relevanten Temperaturbereich von 500 °C - 550 °C mit dem Energieratenintegral steigt die Rissgeschwindigkeit mit abnehmender Haltezeit, während die Rissgeschwindigkeit nach Auswertung mit dem K-Konzept mit abnehmender Haltezeit sinkt (außer bei einer Haltezeiterhöhung von 10 auf 20 Minuten; dabei wurde kein weiterer Einfluss auf die Rissgeschwindigkeit beobachtet). Da das Energieratenintegral angewandt werden muss, führt die abnehmende Haltezeit zu einer höheren Rissgeschwindigkeit. Die Ursache für die höhere Rissgeschwindigkeit ist die Kriechermüdungswechselwirkung.

Die Mikrostrukturuntersuchungen haben ergeben, dass es im ERW-Versuch zu einem scharfen, horizontalen Bruchverlauf kommt, während im Haltezeitversuch ein welliger und zerklüfteter Bruchverlauf auftritt. Der Zerklüftungsgrad steigt tendenziell mit zunehmender Haltezeit. Auch in der Ausbildung der Nebenrisse gibt es deutliche Unterschiede in Abhängigkeit der Temperatur, Frequenz (bzw. Haltezeit) und der Atmosphäre hinsichtlich Größe und Verlauf (bzw. Form).

Des Weiteren haben die Mikrostrukturuntersuchungen gezeigt, dass es deutliche Unterschiede in der Versetzungsstruktur zwischen ERW-Versuch und Versuch mit 5 Minuten Haltezeit gibt. Im ERW-Versuch wurden parallel zum Riss verlaufende Versetzungslinien beobachtet. Dagegen wurde im Versuch mit Haltezeit eine hohe Versetzungsdichte ohne offensichtliche Versetzungsanordnung beobachtet. Die Unterschiede in der Versetzungsstruktur und in der Rissverzweigung deuten auf unterschiedliche Rissmechanismen zwischen ERW- und Haltezeitversuch hin. Bei Ermüdungsrisswachstum finden im Be- und Entlastungshalbzyklus Versetzungsbewegungen von der Rissspitze weg und zu ihr zurück statt. Dagegen scheint der Riss im Haltezeitversuch durch „einfaches“ Aufreißen aufgrund einer Spannungsüberhöhung an der Rissspitze, die nicht mehr durch plastische Verformung kompensiert werden kann, zu wachsen. Das Aufreißen wird dann bei höheren Temperaturen durch den schädigenden Einfluss von Kriechprozessen bzw. durch Kriechermüdungswechselwirkung nach der Rissausbreitung beschleunigt. Sowohl im Versuch mit 5 Minuten Haltezeit bei 300 °C und 600 °C wurde in der Umgebung des Risses und der Rissspitze eine höhere Versetzungsdichte ohne offensichtliche Ordnung beobachtet. Unterschiede, bis auf eine tendenziell höhere Versetzungsdichte im Versuch mit 5 Minuten Haltezeit bei 600 °C, wurden nicht gefunden. Ob die Ursache für die tendenziell höhere Versetzungsdichte Kriechprozesse, die bei hoher Temperatur generell größere plastische Verformung oder beide Mechanismen sind, kann nicht separiert werden. Das heißt, durch Kriechprozesse kommt es zu keiner offensichtlichen Änderung der Versetzungsstruktur. Nachgewiesen wurden aber Unterschiede im Bruchverlauf. Im Versuch mit 5 Minuten Haltezeit bei 600 °C wurde Risswachstum entlang von Korngrenzen und die Bildung interkristalliner Nebenrisse beobachtet. Dagegen wurde im Versuch mit Haltezeit bei 300 °C ausschließlich transkristallines Risswachstum, sowie die Bildung transkristalliner Nebenrisse beobachtet. Da bei 300 °C keine Kriechprozesse auftreten können, kann davon ausgegangen werden, dass reine Ermüdungsschädigung vorliegt, während das Risswachstum entlang von Korngrenzen und die Bildung

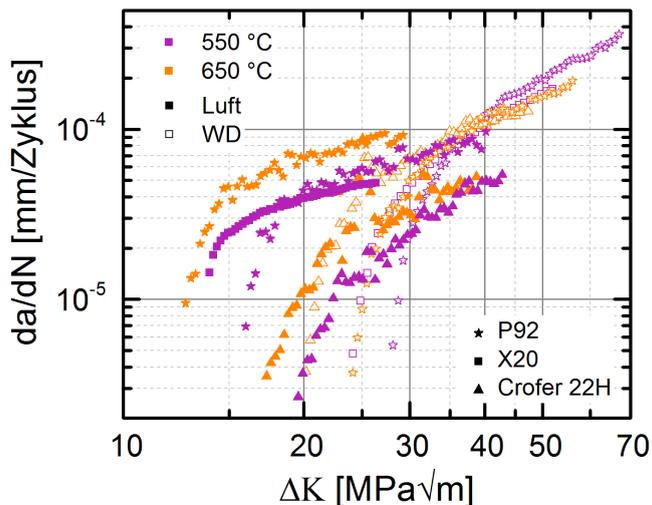
interkristalliner Nebenrisse (aufgrund kriechgeschädigter Subkorn Grenzen) bei 600 °C auf Kriechprozesse zurückgeführt werden kann. Im Haltezeitversuch ab 500 °C kam es sowohl an Luft als auch unter Wasserdampf Atmosphäre häufig zur Bildung mehrerer Rissfronten. Ein Erklärungsansatz dafür könnte die Bildung von Kriechporen bevorzugt an den Austenitkorn Grenzen, Martensitlattengrenzen aber auch innerhalb der Martensitlatten sein. Dadurch entstehen Bereiche hoher Porendichte. Der Riss benötigt für die Aufspaltung in Richtung hoher Porendichten weniger Energie, als für die Aufrechterhaltung einer einheitlichen Rissfront.

Zuletzt wurden die zyklischen Risswachstumskurven (Bereich II) sowohl an Luft als auch unter Wasserdampf Atmosphäre mit der Paris-Gleichung angepasst. Die Schwellenwertversuche, die im Bereich II der zyklischen Risswachstumskurve beginnen und dann den Bereich I vollständig abdecken, wurden mit Hilfe der FORMANN/METTU-Gleichung angepasst. Zur Linearisierung wurde die FORMANN/METTU-Gleichung logarithmiert. Dabei hat sich herausgestellt, dass die FORMANN/METTU-Gleichung, obwohl sie keine Funktion hat, die das oxidinduzierte Riss schließen berücksichtigt, für die Anpassung einzelner zyklischer Risswachstumskurven mit jeweils unterschiedlichen Parametersätzen unter Wasserdampf Atmosphäre geeignet ist. Die Erweiterung der FORMANN/METTU-Gleichung um einen Temperaturterm zur Anpassung mehrerer Risswachstumskurven unterschiedlicher Temperaturen mit einem Parametersatz ist aufgrund des unterschiedlichen Verlaufs der zyklischen Risswachstumskurven sowohl an Luft als auch unter Wasserdampf Atmosphäre nicht möglich. Insbesondere im schwellenwertnahen Bereich liegen aufgrund des oxidinduzierten Riss schließen signifikante Unterschiede im Verlauf der zyklischen Risswachstumskurven vor. In Abhängigkeit der Temperatur kommt es zu stärkerer und schnellerer Oxidbildung, die das oxidinduzierte Riss schließen erheblich beeinflusst. Die Entwicklung eines Funktionsterms für die FORMANN/METTU-Gleichung zur Beschreibung des oxidinduzierten Riss schließen in Abhängigkeit der Temperatur ist infolge unterschiedlichen Oxidationsverhaltens einzelner Werkstoffe nahezu ausgeschlossen. Einzig spezielle Funktionen für einzelne Werkstoffklassen wären mit hohem Aufwand realisierbar.

Aus den Ergebnissen der vorliegenden Arbeit ergeben sich weitere Fragestellungen. Insbesondere in Hinblick auf die Praxisrelevanz ist die Klärung einer möglicherweise stärker schädigenden Wirkung einer über 10 Minuten hinausgehenden Haltezeit bei 550 °C unter Wasserdampf Atmosphäre notwendig. Auch die Auswirkungen des praxisrelevanten R-Verhältnisses von -1 insbesondere unter Wasserdampf Atmosphäre sind nicht bekannt. Im Haltezeitversuch (niedrige effektive Frequenz) wurde nachgewiesen, dass der Rissausbreitungsbeginn gegenüber den ERW-Versuchen bei höheren Frequenzen zu deutlich höheren  $\Delta K$ -Werten verschoben wird. Des Weiteren ist aus der vorliegenden Arbeit und der Literatur (z. B. [55]) bekannt, dass niedrige Frequenzen zu höheren Schwellenwerten führen. Dies birgt weiteres Lebensdauerpotential für niederfrequent beanspruchte Bauteile. Dieses Potential könnte mit Haltezeitschwellenwertversuchen identifiziert werden. In der Arbeit wurden unterschiedliche Auswirkungen der Atmosphäre in Abhängigkeit der Frequenz und Temperatur nachgewiesen und einige Erklärungsansätze postuliert. Die grundlegenden mikrostrukturellen Mechanismen sind aber weitestgehend ungeklärt. Dies wäre ein Anknüpfungspunkt zukünftiger Grundlagenforschungsvorhaben, da dieses Wissen für ein

weites Anwendungsfeld relevant ist. Darüber hinaus sind für Kraftwerksbetreiber Risswachstumsuntersuchungen an kriechvorgeschädigtem Material von großer Bedeutung, da die Kraftwerke bis zur Energiewende im Grundlastbetrieb betrieben worden sind. Durch die konstante Belastung bei hoher Temperatur wurde das Material kriechgeschädigt. Infolge des jetzt flexibilisierten Kraftwerksbetriebes und der daraus resultierenden zyklischen Belastung ist von starken Wechselwirkungen auszugehen. Dass die Kriechermüdungswechselwirkung einen signifikanten Einfluss auf die Rissausbreitung hat, wurde in der vorliegenden Arbeit gezeigt.

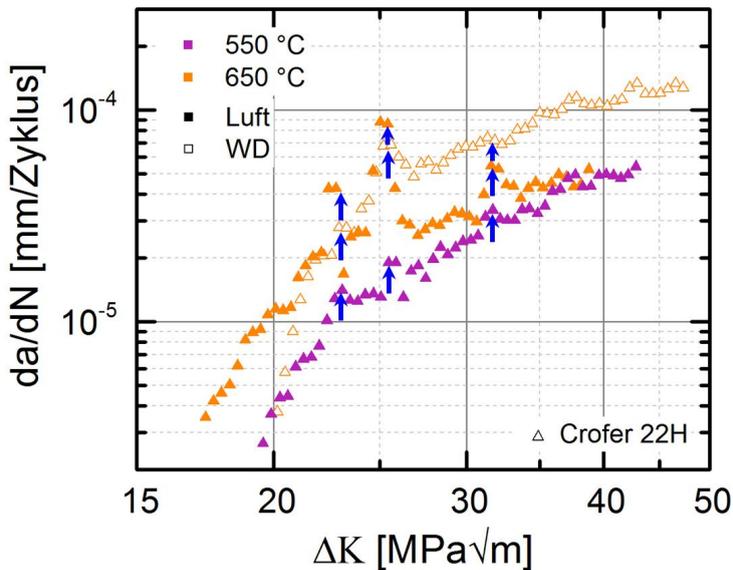
Die Risswachstumsuntersuchungen wurden an X20CrMoV12.1, einem in den 1950er Jahren entwickelten, weitverbreiteten martensitischen Kraftwerksstahl durchgeführt. Eine Weiterentwicklung dieses Stahls ist der kriechbeständigere und für höhere Einsatztemperaturen geeignete P92 Stahl. Eine weitere Alternative sind die bezüglich der Verringerung des  $\sigma$ -Phasenanteils im relevanten Temperaturbereich von 550 °C - 650 °C weiterentwickelten HiperFer-(High Performance Ferritic Steels) Varianten [179] des ursprünglich für Hochtemperaturbrennstoffzellen entwickelten Werkstoffs Crofer 22H. Crofer 22H ist ein hoch chromlegierter mittels intermetallischer Lavesphasen verfestigter, vollferritischer Stahl, der eine sehr gute Oxidationsbeständigkeit und eine hohe Kriechbeständigkeit aufweist [180]. **Abbildung 5.1** zeigt das Rissausbreitungsverhalten von X20CrMoV12.1 im Vergleich zu P92 und zu Crofer 22H im Temperaturbereich von 550 °C und 650 °C an Luft und unter Wasserdampfatmosphäre.



**Abbildung 5.1:** Benchmarking und Potenziale: Vergleich des Risswachstumsverhaltens bei  $R = 0,1$ ,  $f = 20$  Hz im Temperaturbereich von 550 °C - 650 °C an Luft und unter Wasserdampfatmosphäre von P92, X20 und Crofer 22H.

Bei einer Einsatztemperaturerhöhung von 550 °C auf 650 °C tritt bei beiden neueren Werkstoffen sowohl an Luft als auch unter Wasserdampfatmosphäre nur eine geringe Erhöhung der Rissgeschwindigkeit auf (**Abbildung 5.1**).

**Abbildung 5.2** zeigt detailliert das Risswachstumsverhalten von Crofer 22H im Temperaturbereich von 550 °C - 650 °C an Luft und unter Wasserdampfatmosphäre.



**Abbildung 5.2:** Benchmarking und Potenziale: Vergleich des Risswachstumsverhaltens bei  $R = 0,1$ ,  $f = 20$  Hz im Temperaturbereich von 550 °C - 650 °C an Luft und unter Wasserdampfatmosphäre von Crofer 22H.

Bemerkenswert ist, dass das Risswachstum nach einem abrupten Anstieg der Rissgeschwindigkeit bei bestimmten Spannungsintensitäten (markiert durch blaue Pfeile **Abbildung 5.2**) durch Aufhärtung gehemmt bzw. behindert wird, wodurch es zu einem Abfall der Rissgeschwindigkeit mit zunehmender Spannungsintensität kommt. Ein Oxidationseffekt kann relativ sicher ausgeschlossen werden, da ein ähnlich starker Abfall der Rissgeschwindigkeit mit zunehmender Spannungsintensität bei gleicher Temperatur sowohl an Luft als auch unter Wasserdampfatmosphäre beobachtet wurde (**Abbildung 5.2**). Bei 550 °C ist der risswachstumshemmende Effekt wahrscheinlich aufgrund der Partikelbildungskinetik weniger stark ausgeprägt als bei 650 °C. Infolge dessen steigt die Eignung von Crofer 22H mit zunehmender Temperatur.

Insgesamt haben Laves-Phasen verfestigte, ferritische Stähle hohes Potential (**Abbildung 5.1**) für die Anwendung in lastflexibel betriebenen Kraftwerken sowie Solarwärmekraftwerken. Aufgrund der hohen Kriech- und Oxidationsbeständigkeit sind sie zudem für den Kraftwerkseinsatz bei erhöhten Einsatztemperaturen prädestiniert sowie aufgrund erhöhter

Nasskorrosionsresistenz auch für den intermittierenden Betrieb. Hohes Potential, welches die Energiewende stark fördern könnte, birgt das „Nachhärteverhalten“ (**Abbildung 5.2**). Nähere Untersuchungen könnten die Entwicklung einer auf den zyklischen Betrieb optimierten Materialklasse ermöglichen, die „intelligent“ auf Beanspruchung reagiert.

## Anhang I

### Zugversuch:

$$\epsilon = \frac{\Delta l}{l_o} \cdot 100\%$$

$$\sigma = \frac{F}{S_0}$$

$$S_0 = \frac{\pi \cdot d_0^2}{4}$$

$$Z = \frac{S_0 - S_u}{S_0} \cdot 100\%$$

$$A = \frac{L_u - L_0}{L_0} \cdot 100\%$$

### ERW-Versuch mit Haltezeit:

$$\sigma_{lig} = \frac{F}{D \cdot (W - a)}$$

$$\frac{da}{dt} \approx \frac{\Delta a}{\Delta t} = \frac{a_{i+1} - a_i}{t_{i+1} - t_i}$$

$$\frac{dv}{dt} \approx \frac{\Delta v}{\Delta t} = \frac{v_{i+1} - v_i}{t_{i+1} - t_i}$$

Funktionen nach Wagner/Riedel [123]

$$g_1 = \frac{h_1 \left( \frac{a}{W}, n \right) \left( \frac{W}{a} - 1 \right)}{(\xi \eta)^{n+1}} \quad g_2 \approx 1,9 \text{ für C(T) - Probe}$$

$$g_3 = \frac{h_1 \left( \frac{a}{W}, n \right) \left( \frac{W}{a} - 1 \right)}{h_3 \left( \frac{a}{W}, n \right)^{\frac{n+1}{n}}} \quad \xi = 1,455 \text{ für EDZ}$$

$$\eta = \sqrt{\left( \frac{2a}{W-a} \right)^2 + 2 \left( \frac{2a}{W-a} \right) + 2} - \left( \frac{2a}{W-a} + 1 \right) = 1,9$$

## Literaturverzeichnis

- [1] Dr. Joachim Nitsch, Dr. Thomas Pregger, Yvonne Scholz, Dr. Tobias Naegler (DLR), Dr. Michael Sterner, Norman Gerhardt, Amany von Oehsen, Dr. Carsten Pape, Yves-Marie Saint-Drenan (IWES), Dr. Bernd Wenzel (IFNE), Langfristszenarien und Strategien für den Ausbau der erneuerbaren Energien in Deutschland bei Berücksichtigung der Entwicklung in Europa und global, "Leitstudie 2010", BMU - FKZ 03MAP146, Deutsches Zentrum für Luft- und Raumfahrt (DLR), Stuttgart, Institut für Technische Thermodynamik, Abt. Systemanalyse und Technikbewertung, Fraunhofer Institut für Windenergie und Energiesystemtechnik (IWES), Kassel, Ingenieurbüro für neue Energien (IFNE), Teltow.
- [2] J.C. Vaillant, B. Vandenberghe, B. Hahn, H. Heuser, C. Jochum, T/P23, 24, 911 and 92: New grades for advanced coal-fired power plants—Properties and experience, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 85 (2008) 38-46.
- [3] S.K. Albert, M. Kondo, M. Tabuchi, F. Yin, K. Sawada, F. Abe, Improving the creep properties of 9Cr-3W-3Co-NbV steels and their weld joints by the addition of boron, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 36 333-343.
- [4] G. Eggeler, A. Ramteke, M. Coleman, B. Chew, G. Peter, A. Burbli, J. Hald, C. Jefferey, J. Rantala, M. deWitte, R. Mohrmann, Analysis of creep in a welded 'P91' pressure vessel, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 60 (1994) 237-257.
- [5] J.V. Tuma, G. Kosec, Effect of microstructure on the accelerated creep of 20CrMoV12-1 and P 91 steels, *Steel Research* Aug. 2007, vol.78, no.8, pp. 643-7. ISSN: 0177-4832 (print), CODEN: STRSEY Publisher: Verlag Stahleisen mbH Country of Publication: Germany, 78 (2007) Start Page: 643.
- [6] R. Viswanathan, W. Bakker, Materials for ultrasupercritical coal power plants—Boiler materials: Part 1, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 10 81-95.
- [7] H., Jesper, H.R: Kautz, *Werkstoffe und Schweißtechnik im Kraftwerk*, VGB, Essen;1985, p.274/316.
- [8] E. Kauhausen; P. Kaesmacher, *Schw. & Schn.*, (1957), No.9 p.414/19.
- [9] R. Schinn, E. O. Mueller, und U. Schieferstein, Warmfeste 12-Prozentige Chromstähle Unter Besonderer Berücksichtigung von Grossen Guss und Schmiedestuecken. VGB Werkstofftagung, pp. 54–89 (1969).
- [10] D. Gandy, X20 CrMoV12-1 Steel Handbook, Electric power research institute, Palo Alto USA, 2006.
- [11] C. Wegst, M. Wegst, *Stahlschlüssel / C. Wegst ; M. Wegst*, <http://wwwzb.fz-juelich.de/contentenrichment/inhaltsverzeichnisse/2010/9783922599265.pdf>, 22. Aufl. ed., Verl. Stahlschlüssel, Marbach, 2010.
- [12] SEW 310, *Physikalische Eigenschaften von Stählen*, August 1992.

- 
- [13] DIN 17243, Schmiedestücke und gewalzter oder geschmiedeter Stabstahl aus warmfesten schweißgeeigneten Stählen, Januar 1987.
- [14] VDTÜV Werkstoffblatt 110, Warmfester schweißgeeigneter Stahl, X20CrMoV11-1, Werkstoff-Nr. 1.4922, 03.2012.
- [15] R. L. Klueh and D. R. Harries, High Chromium Ferritic and Martensitic Steels for Nuclear Applications, 2001, ISBN 0-8031-2090-7.
- [16] S. Straub, W. Blum, D. Rottger, P. Polcik, D. Eifler, A. Borbely, T. Ungar, 1997. Microstructural stability of the martensitic steel X20CrMoV12-1 after 130,000 h of service at 530 C. *Steel Research* 68(8), pp.368–373.
- [17] H. Zheng-Fei, Y. Zhen-Guo, 2003. Identification of the precipitates by TEM and EDS in X20CrMoV12.1 after long-term service at elevated temperature. *Journal of Materials Engineering and Performance* Volume 12(1), pp.106-111.
- [18] C. M. Sellars, Structural stability during high temperature creep. Conf. on Creep Strength of Steels and High Temperature Alloys. Metals Society, London (1974).
- [19] W. Blum and B. Reppich, Creep of particle-strengthened alloys, Creep behaviour of crystalline solids, Vol. 3, Progress in Creep and Fracture (edited by B. Wilshire and R. W. Evans), pp. 83-135. Pineridge Press, Swansea, U.K. (1985).
- [20] G. Eggeler, N. Nilsvang, B. Ilchner. Microstructural changes in a 12% chromium steel during creep. *Steel Res*, 58–2 (1987), pp. 97–103.
- [21] G. Bakic, V.S. Zeravcic, M.B. Djukic, V. Perunicic, A. Prodanovic, B. Rajicic, I. Gajic, P. Sekeljic, N. Gregorjev, Material Characterization of the Main Steam Gate Valve Made of X20CrMoV 12.1 Steel after Long Term Service, *Procedia Materials Science*, 3 (2014) 1512-1517.
- [22] H. Biermann, *Moderne Methoden der Werkstoffprüfung* / hrsg. von Horst Biermann, <http://www.zb.fz-juelich.de/contentenrichment/inhaltsverzeichnisse/2014/9783527334131.pdf>, Wiley-VCH, Weinheim, 2015.
- [23] M. Sander, *Sicherheit und Betriebsfestigkeit von Maschinen und Anlagen Konzepte und Methoden zur Lebensdauervorhersage* / von Manuela Sander. [E-Book], Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2008.
- [24] Clark W. G., How fatigue crack initiation and growth properties affect material selection and design criteria, *Metals Engng.*, Quarterly 16, 1974.
- [25] British Standard BS 7910:2005, Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures, British Standards Institution.
- [26] ASME Boiler & Pressure Vessel Code Section XI: Rules For Inservice Inspection Of Nuclear Power Plant Components, Nonmandatory Appendix A.
- [27] P. J. Ennis and A. Czyska-Filemonowicz, “Recent Advances in Creep-Resistant Steels for Power Plant Applications,” *Sadaha*, Vol. 28, Parts 3 and 4, pp. 709–730 (June/August 2003).

- [28] W.J. Quadackers, R.J. Ehlers, Oxidation von ferritischen 9 - 12 % Cr-Stählen in wasserdampfhaltigen Atmosphären bei 550 bis 650 Grad C [E-Book], Forschungszentrum, Zentralbibliothek, Jülich, 2001.
- [29] F. Abe, Grade 91 heat-resistant martensitic steel, Elsevier Inc., 2014.
- [30] F. Abe, Precipitate design for creep strengthening of 9% Cr tempered martensitic steel for ultra-supercritical power plants, SCIENCE AND TECHNOLOGY OF ADVANCED MATERIALS; JAN-MAR, 2008, 9 1, 15p., 9 (2008) 15 %19 Review.
- [31] J. Hald, Microstructure and long-term creep properties of 9–12% Cr steels, International Journal of Pressure Vessels and Piping, 85 (2008) 30-37.
- [32] G. Eggeler, A. Dlouhy, Boron segregation and creep in ultra-fine grained tempered martensite ferritic steels, Zeitschrift für Metallkunde July 2005, vol.96, no.7, pp. 743-8. ISSN: 0044-3093 (print), CODEN: ZEMTAE SICI: 0044-3093(200507)96:7L:743:BSCU;1-S Publisher: Carl Hanser GmbH Country of Publication: Germany, 96 (2005) Start Page: 743.
- [33] F. Abe, Effect of boron on creep deformation behavior and microstructure evolution in 9 % Cr steel at 650°C, International Journal of Materials Research April 2008, vol.99, no.4, pp. 387-94. ISSN: 1862-5282 (print), Publisher: Carl Hanser Verlag GmbH Country of Publication: Germany, 99 (2008) Start Page: 387.
- [34] J. Hald, Prospects for Martensitic 12 % Cr Steels for Advanced Steam Power Plants, Transactions of the Indian Institute of Metals, 69 (2016) 183-188.
- [35] H. Naoi, H. Mimura, M. Ohgami, H. Morimoto, T. Tanaka, Y. Yazaki; NF 616 Pipe Produktion and Properties and Welding Consumable Development; The EPRI National Power Conference, New Steel for Advanced Plants up to 620°C, The Society of Chemical Industry, London, UK, May 1995.
- [36] H.A. Richard, M. Sander, Ermüdungsrisse Erkennen, sicher beurteilen, vermeiden / von Hans Albert Richard, Manuela Sander. [E-Book], Vieweg+Teubner Verlag / GWV Fachverlage GmbH, Wiesbaden, Wiesbaden, 2009.
- [37] H. Blumenauer, G. Pusch, Technische Bruchmechanik. %7 3. stark ueberarb. Aufl, Deutscher Verlag fuer Grundstoffindustrie, Leipzig, 1993.
- [38] H.M. Westergaard (1939), Bearing pressure and cracks. Trans. ASME, J. Appl. Mech., 6, 49-53.
- [39] M.C. Williams, J. Appl. Mech. 24 (1957), S.109.
- [40] G. R. Irwin, J. Appl. Mech 24 (1957), S.361.
- [41] K.-H. Schwalbe, Bruchmechanik metallischer Werkstoffe / K.-H. Schwalbe. P 847 p, Hanser, München, 1980.
- [42] K. Heckel, Einführung in die technische Anwendung der Bruchmechanik. P 78 S, Hanser, München, 1970.
- [43] H. Theilig und J.Nickel, Spannungsintensitätsfaktoren, Fachbuchverlag Leipzig 1987.

- [44] H. Tada, P. C. Paris, G. R. Irwin: The stress analysis of crack handbook, Paris Production Inc. 1985
- [45] Murakami, Y. (ed.): Stress intensity factors handbook, Pergamon Press Oxford 1987.
- [46] H.-J. Christ, Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe / [ed. by] H.-J. Christ, <http://wwwzb.fz-juelich.de/contentenrichment/inhaltsverzeichnisse/2012/9783527313402.pdf>, 2. Aufl. ed., Wiley-VCH, Weinheim, 2009.
- [47] A.S.f. Testing, M. Philadelphia, Standard test method for linear-elastic plane-strain fracture toughness K<sub>IC</sub> of metallic materials, Switzerland, Europe West Conshohocken, PA American Society for Testing and Materials, 2009., 2009.
- [48] F.A. McClintock, G. R. Irwin, ASTM STP 381, 1965, S.84.
- [49] U. Krupp, Fatigue crack propagation in metals and alloys: microstructural aspects and modelling concepts / Ulrich Krupp, <http://wwwzb.fz-juelich.de/contentenrichment/inhaltsverzeichnisse/2015/9783527315376.pdf>, Wiley-VCH, Weinheim, 2007.
- [50] G.P. Cherepanov, Crack propagation in continuous media: PMM vol. 31, no. 3, 1967, pp. 476–488, Journal of Applied Mathematics and Mechanics, 31 (1967) 503-512.
- [51] J.R. Rice, A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks, Journal of Applied Mechanics, 35 (1968) 379-386.
- [52] M.F. Kanninen, C.H. Popelar, Advanced fracture mechanics. %P XV, 563 S, Oxford University Pr., New-York, NY, 1985.
- [53] R. Bürgel, H.A. Richard, A. Riemer, Werkstoffmechanik : Bauteile sicher beurteilen und Werkstoffe richtig einsetzen / Ralf Bürgel ; Hans Albert Richard ; Andre Riemer, <http://wwwzb.fz-juelich.de/contentenrichment/inhaltsverzeichnisse/2016/9783658039349.pdf>, 2., überarbeitete Auflage ed., Springer Vieweg, Wiesbaden, 2014.
- [54] V. Läßle, Einführung in die Festigkeitslehre Lehr- und Übungsbuch / von Volker Läßle. [E-Book], 2., verbesserte und erweiterte Auflage. ed., Vieweg+Teubner Verlag / GWV Fachverlage GmbH, Wiesbaden, Wiesbaden, 2008.
- [55] S. Holdsworth, Creep-Fatigue Crack Growth in Power Plant Steels, Transactions of the Indian Institute of Metals, 69 (2016) 353-358.
- [56] NASGRO (2000): Fatigue crack growth computer program "NASGRO", Version 3. NASA, L.B. Johnson space centre, Houston, Texas, JSC-22267B.
- [57] H.-P. Rossmannith, Finite Elemente in der Bruchmechanik %P XV, 369 S, Springer, Wien, 1982.
- [58] Z.B. Dž. Gačo, M. Burzić, F. Islamović, R. Halilagić, The effect of operating conditions on crack growth rate properties of X20 high alloyed steel, 14th International Research/Expert Conference "Trends in the Development of Machinery and Associated Technology" TMT 2010, Mediterranean Cruise, 11-18 September 2010.

- [59] P.C. Paris, R.J. Bucci, E.T. Wessel, W.G. Clark, T.R. Mager, Extensive study of low fatigue crack growth rates in A533 and A508 steels, ASTM STP 513 (1972).
- [60] H.D. Solomon, Frequency dependent low cycle fatigue crack propagation, Metallurgical Transactions, 4 (1973) 341-347.
- [61] R. Bucci, B. Greene, P. Paris, Fatigue crack propagation and fracture toughness of 5Ni and 9Ni steels at cryogenic temperatures, in: Progress in Flaw Growth and Fracture Toughness Testing, ASTM International, 1973.
- [62] M.O. Speidel, Fatigue crack growth at high temperatures, High Temperatures in Gas Turbines, hrsg. v. P.R. Sahn und M.O. Speidel, Elsevier Publishing Company, Amsterdam- London - New York (1974).
- [63] J. Petit, G. Helnaff, C. Sarrazin-Baudoux: Environment-assisted Fatigue in a Gaseous Atmosphere. In: Encyclopedia of Comprehensive Structural Integrity.
- [64] Q. Chen, N. Kawagoishi, H. Nisitani: Evaluation of fatigue crack growth rate and life prediction of Inconel 718 at room and elevated temperatures. In: Materials Science and Engineering A277 (2000) 250–257.
- [65] L. Mikulová, Bruchmechanische Untersuchungen an Werkstoffen für Dampfkraftwerke mit Frischdampftemperaturen von 500 bis 650 °C, Forschungszentrum Jülich GmbH, Jülich, 2005.
- [66] P. J. Ennis , A. Czyrska-Filemonowicz: Recent advanced in creep-resistant steels for power plant applications, Sādhanā India 2003, Vol. 28, Parts 3&4, pp.709-730.
- [67] C. Williams, Y. Wouters, M. Thiele, J. Ehlers, P. J. Ennis, W. J. Quadackers: The Behaviour of Ferritic 9-12% Cr Steels in Water Vapour Containing Service Environments of Advanced Fossil Fuel Fired Power Plants.
- [68] K. Makhlof, J. W. Jones: Effects of temperature and frequency on fatigue crack growth in 18% Cr ferritic stainless steel. In: Intern. Journal of Fatigue 15 (1993), pp. 163-171.
- [69] Y. Uematsu, M. Akita, M. Nakajima, K. Tokaji: Effect of temperature on high cycle fatigue behavior in 18Cr–2Mo ferritic stainless steel. International Journal of Fatigue 2008, Vol. 30, pp. 642–648.
- [70] K-C. Hsu, C-K. Lin: Effects of R-ratio on high-temperature fatigue crack growth behavior of a precipitation-hardening stainless steel. In: International Journal of Fatigue 2008, Vol. 30, pp. 2147–2155.
- [71] J. Ding, R. Hall, J. Byrne: Effects of stress ratio and temperature on fatigue crack growth in a Ti–6Al–4V alloy. In: International Journal of Fatigue 2005 Vol. 27, pp. 1551–1558.
- [72] Q. Chen, N. Kawagoishi, H. Nisitani: Evaluation of fatigue crack growth rate and life prediction of Inconel 718 at room and elevated temperatures. Materials Science and Engineering 2000, pp. 250–257.
- [73] N. Hossain, F. Taheri: Influence of Elevated Temperature and Stress Ratio on the Fatigue Response of AM60B Magnesium Alloy. Journal of Materials Engineering and Performance 2011.

- 
- [74] L.A. James, Effect of frequency upon the fatigue-crack growth of type 304 stainless steel at 1000 F, in: ASTM Special Technical Publication. (ASTM Special Technical Publication, 1972, :218-229), in, 1972, pp. Start Page: 218
- [75] J.R. Haigh, The growth of fatigue cracks at high temperatures under predominantly elastic loading, *Engineering Fracture Mechanics*, 7 (1975) 271-284.
- [76] T. Kawasaki, S. Nakanishi, Y. Sawaki, K. Hatanaka, T. Yokobori, Fracture toughness and fatigue crack propagation in high strength steel from room temperature to  $-180^{\circ}\text{C}$ , *Engineering Fracture Mechanics*, 7 (1975) 465-472.
- [77] J. Campbell, Fracture toughness of high-strength alloys at low temperature—a review, in: *Fatigue and Fracture Toughness—Cryogenic Behavior*, ASTM International, 1974.
- [78] K. Makhlof, J.W. Jones, Near-threshold fatigue crack growth behaviour of a ferritic stainless steel at elevated temperatures, *International Journal of Fatigue*, 14 (1992) 97-104.
- [79] K. Nikbin, J. Radon : Prediction of fatigue interaction from static creep and high frequency fatigue crack growth data, Department of Mechanical Engineering, Imperial College, London, SW7 2BX.
- [80] S.B. Narasimhachary, A. Saxena, Crack growth behavior of 9Cr–1Mo (P91) steel under creep–fatigue conditions, *International Journal of Fatigue*, 56 (2013) 106-113.
- [81] A. Saxena, Creep and creep–fatigue crack growth, *International Journal of Fracture*, 191 (2015) 31-51.
- [82] A. Saxena, Fracture mechanics approaches for characterizing creep-fatigue crack growth, *JSME International Journal, Series A: Mechanics and Material Engineering*, 36 (1993) 1-20.
- [83] A.T. Yokobori Jr, Difference in the creep and creep crack growth behaviour between creep ductile and brittle materials, *Engineering Fracture Mechanics*, 62 (1999) 61-78.
- [84] S. Suresh, *Fatigue of materials* S. Suresh. [E-Book], 2nd ed. ed., Cambridge University Press, New York, 2004.
- [85] G. Henaff, K. Marchal, J. Petit, On fatigue crack propagation enhancement by a gaseous atmosphere: Experimental and theoretical aspects, *Acta Metallurgica et Materialia*, 43 (1995) 2931-2942.
- [86] J.G. Morlet, H.H. Johnson, A.R. Troiano (1958), A new concept of hydrogen embrittlement in steel, *Journal of Iron and Steel Institute* 189, 37–44.
- [87] W. W. Gerberich, Y. T. Chen (1975), Hydrogen-controlled cracking—An approach to threshold stress intensity, *Metallurgical Transactions* 6A, 271–8.
- [88] C. Zappfe, C.E. Sims (1941), Hydrogen embrittlement, internal stress and defects in steel, *Transactions of the American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers* 145, 225–71.
- [89] N.J. Petch (1956), Lowering of fracture stress due to surface adsorption, *Philosophical Magazine* 1, 331–7.

- [90] A.J. McEvily, R.P. Wei (1972), Fracture mechanics and corrosion fatigue. In Corrosion-fatigue: Chemistry, Mechanics and Microstructure (eds. O.F. Devereux, A.J. McEvily & R.W. Staehle), vol. NACE-2, pp. 381–95. Houston: National Association of Corrosion Engineers.
- [91] M.O. Speidel, Interkristalline Korrosionsermüdung in Stahl, Bruchuntersuchungen und Schadenklärung, Allianz Versicherungs-AG, München und Berlin (1976).
- [92] A.J. McEvily in Fatigue 87 (ed. R. O. Ritchie and E. A., Starke, Jr), Vol.3 , 1503, 1987, Warley, Uk, Engineering Material Advisory Service.
- [93] J.E. King, P.J. Cotterill, Role of oxides in fatigue crack propagation, Materials Science and Technology Jan. 1990, vol.6, no.1, pp. 19-31. ISSN: 0267-0836 (print), CODEN: MSCTEP Publisher: London UK Country of Publication: UK, in: Oxidation and Mechanical Properties Conference. London, UK, 19900315, 1990, pp. Start Page: 19
- [94] J. R. Haigh, R. P. Skelton, and C. E. Richards, Mater. Sci. Eng., 1976, 26, 167.
- [95] W. Elber, Engineering Fracture Mechanics 2, (1970) 37-45
- [96] R. Pippin, F.O. Riemelmoser, Visualization of plasticity induced crack closure under plane strain condition, Engineering Fracture Mechanics, 3 (1998) 315.
- [97] R. Pippin, F.O. Riemelmoser, H. Weinhandl, H. Kreuzer, Plasticity Induced Crack Closure under Plane Strain Condition in the Near Threshold Regime, Philosophical Magazine 82 (2002) 3299.
- [98] R. Pippin, F.O. Riemelmoser, Ch. Motz, Plasticity-Induced Crack Closure Under Plane Strain Condition: A Simple Explanantion, Proc. Fatigue '99, Vol. 1, X.-R. Wu and Z.-G. Wang (Hrsg.), Peking (1999) 521.
- [99] J. Pokluda, P. Sandera, R. Pippin, Analysis of crack closure level in terms of crack wake plasticity, Proc. 9th International Fatigue Congress, Alanta, GA (2006) CD ROM.
- [100] G. Clark, FATIGUE AT LOW GROWTH RATES IN A MARAGING STEEL, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 9 (1986) 131-142.
- [101] P.K. Liaw, Overview of crack closure at near-threshold fatigue crack growth levels, in: Mechanics of fatigue crack closure, ASTM International, 1988.
- [102] J. Petit, A. Zegloul, On effect of environment on short crack behavior and threshold, Proc. The behaviour of short short fatigue cracks, K.J. Miller, E.R. de los Rios (Eds.), ESIS, London (1986) 163
- [103] J. Petit, J. Mendez, W. Berata, L. Legendre, C. Müller, Influence of Environment on the Propagation of Short Fatigue Cracks in a Titanium Alloy, Proc. Short Fatigue Cracks, ESIS 13, K.J. Miller, E.R. de los Rios (Hrsg.), Mechanical Engineering Publications, London (1992) 235.
- [104] P. K. Liaw, T. R. Leax, J. K. Donald, Acta Metallurgica, Vol. 35, 1987, p.1415.
- [105] P.K. Liaw, T. R. Leax, R. S. Williams, M. G. Peck: Influence of Oxide-Induced Closure on Near Threshold Fatigue Crack Growth, Acta Metallurgica, 30 (1982) 2071.

- [106] S.-H. Wang, C. Müller, Fracture Surface Roughness and Roughness-Induced Fatigue Crack Closure in Ti-2.5 wt% Cu, *Materials Science and Engineering*, A255 (1998) 7.
- [107] R. Pippan, Threshold and Effective Threshold of Fatigue Crack Propagation in ARMCO Iron I: The Influence of Grain Size and Cold Working, *Materials Science and Engineering*, 138 (1991) 1.
- [108] K. Haberbz, R. Pippan, H. P. Stüwe, The Threshold of Stress Intensity Range of Iron, *Proc. Fatigue '93*, J.-P. Bailon, Dickson, J.L. Dickson (Hrsg.), Montreal (1993) 525.
- [109] F. Abe, Creep-resistant steels / ed. by Fujio Abe, <http://www.zb.fz-juelich.de/contentenrichment/inhaltsverzeichnisse/2010/9781420070880.pdf>, Woodhead Publ., Cambridge, 2008.
- [110] F.H. Norton, Creep of steel at high temperatures, McGraw Hill, New York (1929).
- [111] R. Bürgel, H. Jürgen Maier, T. Niendorf, Handbuch Hochtemperatur- Werkstofftechnik Grundlagen, Werkstoffbeanspruchungen, Hochtemperaturlegierungen und -beschichtungen / von Ralf Bürgel, Hans Jürgen Maier, Thomas Niendorf. [E-Book], 4., überarbeitete Auflage. ed., Vieweg+Teubner Verlag / Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH, Wiesbaden, Wiesbaden, 2011.
- [112] R. Danzer, Lebensdauerprognose hochfester metallischer Werkstoffe im Bereich hoher Temperaturen : mit 6 Tabellen, Berlin u.a. Borntraeger, 1988, 1988.
- [113] J. R. Davis; Heat-Resistant Materials, ASM Specialty Handbook, II.Series, pp.486-498, 1997.
- [114] K.H. Kloos, K. Kußmaul, Kriechrißeinleitung und Kriechrißwachstum warmfester Kraftwerksbaustähle unter Berücksichtigung des Größeneinflusses, Gemeinschaftsantrag AIF Nr. 6038 des Institutes für Werkstoffkunde der TH Darmstadt und der Staatlichen Materialprüfungsanstalt der Universität Stuttgart (1984-1987).
- [115] K. H. Kloos, J. Granacher und R. Tscheuschner, Schlußbericht zum Forschungsvorhaben "Anriß und Rißfortschrittsverhalten zeitbeanspruchter warmfester Schmiedewerkstoffe", von der DFG gefördertes Forschungsvorhaben, KI 300/30 und KI 300/46-2, TH Darmstadt (1986), s. a. Dr.-Ing.-Dissertation D17 von R. Tscheuschner, TH Darmstadt (1988).
- [116] A. Saxena, Evaluation of C\* for the Characterization of Creep-Crack-Growth Behaviour in 304 Stainless Steel, *Fracture Mechanics : Twelfth Conference*, ASTM 200, American Society for Testing and Materials, pp . 131-151 (1980).
- [117] J .D . Landes, J .A. Begley, A Fracture Mechanics Approach to Creep Crack Growth, *ASTM STP 590*, pp . 128-148 (1976).
- [118] N.L . Goldman, J .W . Hutchinson, Fully Plastic Crack Problems : The Center Cracked Strip under Plane Strain, *Int . J . Sol . and Struct .*, Vol . 11, pp . 575-791, (1975).
- [119] T.T., Shih, A Simplified Test Method for Determining the Low Rate Creep Crack Growth Data, *Conf . Fracture Mechanics*, 14 . Symposium, Vol . 2, Testing and Applications, Los Angeles, 30 . Juni - 2 . Juli 1981, S . 232-247.

- [120] R. Koterazawa, T. Mori, Applicability of fracture mechanics parameters to crack propagation under creep condition, *Journal of the Society of Materials Science, Japan* Oct. 1977, vol.26, no.289, pp. 948-54. ISSN: 0514-5163 (print), CODEN: ZARYAQ Country of Publication: Japan, 26 (1977) Start Page: 948.
- [121] V. Kumar, M.D. German, C.F. Shih, An engineering approach for elastic-plastic fracture analysis : topical report / authors V. Kumar ; M. D. German ; C. F. Shih. %P Getr. Zählung, Electric Power Research Inst., Palo Alto, Calif., 1981.
- [122] J. Granacher, R.Tscheuschner, K. Maile, W. Eckert, J. Ewald, Ermittlung und Beschreibung des Rißeinleitungs- und Rißwachstumsverhalten bei hohen Temperaturen. In: 20 Jahre DVM-Arbeitskreis Bruchvorgänge-Bruchmechanische Kennwerte für die Bauteilbewertung, 319-353. DVM (1989).
- [123] H. Riedel, Fracture at High Temperatures, *Mat. Research and Engineering*, Eds: B.Ilschner, and N.J. Grant, Berlin (1987).
- [124] H. Riedel, J.R. Rice, Tensile Cracks in Creeping Solids, *ASTM STP 700* 112-130 (1980).
- [125] R. Ehlers, H. Riedel, *Advances in Fracture Research*. (edited by D. Francois), vol. 2, Proceedings of the 5th International Conference on Fracture (ICF 5), Pergamon, (1981), 691-698.
- [126] J. Granacher, A. Klenk, M. Tramer, G. Schellenberg, F. Mueller, J. Ewald, Creep fatigue crack behavior of two power plant steels, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 78 (2001) 909-920.
- [127] R. Viswanathan, *Damage Mechanisms and Life Assessment of High-Temperature Components*, ASM International, 1989, pp.121.
- [128] P. Rodriquez, S.L. Mannan, K.B.S. Rao, Rao, K. Bhanu Sankara, Time dependent low cycle fatigue Behavior of high temperature alloys, In: *Creep, fatigue and creep-fatigue interaction : Proceedings of the Workshop on Creep, Fatigue and Creep-Fatigue Interaction / jointly organized by the Metal Sciences Division and Kalpakkam Chapter of the Indian Institute of Metals and Board of Research in Nuclear Sciences ; edited by P. Rodriquez, S. L. Mannan, K. Bhanu Sankara Rao. ,1989, S.61-82 The Indian Institute of Metals, Calcutta, India, 1989.*
- [129] W. J. Plumbrigde and K. J. Miller, *Proc. Conf. on Creep Strength in Steel and High Temperature Alloys*, Iron and Steel Inst., (1972), p.50.
- [130] E. G. Ellison and A. J. F. Paterson, *Proc. Inst. Mech. Engrs.*, 190 (1976), 321.
- [131] D.Sidey, *Inf Ref* 11, pp.813-820.
- [132] R. a. Bartlett, W. J. Plumbrigde, T. E. Chung and E. G. Ellison, *Ibid*, pp.831-838.
- [133] B. Rezgui, P. Petrequin and M. Mottot, ICF-5, *Advances in Fracture Research*, edited by D. Francois, Pergamon Press, New York, (1982), p. 2393.
- [134] A. Plumtree and M. j. Douglas, *Ibid*, p.2423.

- [135] M. Pfaffelhuber, M. Rödiger, F. Schubert, H. Nickel; Risswachstum unter überlagerter Kriech- und Ermüdungsbelastung in X10NiCrAlTi 3220 (Alloy 800), Diss. T.H. Aachen, Jül 2303, August 1989.
- [136] M. Tramer; Rissverhalten typischer warmfester Kraftwerksbaustähle im Kriechermüdungsbereich, Dissertation, Darmstadt, 2000.
- [137] J. K. Tien, S. V. Nair, V. C. Nardone; Creep-Fatigue Interaction in Structural Alloys, J. K. Tien, T. Caulfield; Superalloys, Supercomposites and superceramics, London, Academic press, pp. 301-339, 1989.
- [138] C. R. Brinkman, Intl. Met. Rev., 30 (1983), 235.
- [139] K. Bhanu Sankara Rao, Ph. D. Thesis, to be submitted to Madras university (1988).
- [140] K. Bhanu Sankara Rao, M. Valsan, R. Sandhya, S. L. Mannan and P. Rodriguez, International Conference on "Creep", April 14-18, 1986, Tokyo, JSME, I Mech E, ASME, ASTM, (1986), pp. 77-83.
- [141] J. T. Berling and J. B. Conway, Proc. of the 1st Intl. Conf. on Pressure Vessel Technol., Part II, Delft, Holland, ASME, New York, (1970), p1233.
- [142] C. R. Brinkman, G. E. Korth and R. R. Hobbings Nucl. Tech., 16 (1972), 299.
- [143] J. Wareing, Metall Trans., 8A (1977), 711.
- [144] P. S. Maiya and S. Majumdar, Metall Trans., 8A (1977), 1651.
- [145] H. P. Meurer, H. Breitling and E. D. Grosser, Nucl. Engg. Design, 83 (1984), 355.
- [146] J. B. Conway, R. H. Stenz and J. T. Berling, US Atomic Energy Commission, Report, TID-26135, (1975).
- [147] R. Schmitt, W. Scheibe and K. Anderko, SMiRT-5, Berlin, (1979), P. L. 12/7 (1-8).
- [148] J. Wareing, Fatigue Engg. Mater. Struct., 4 (1981), 131.
- [149] K. Bhanu Sankara Rao, H. P. Meurer and H. Schuster. Mat. Sci and Engg A104 (1988), 37.
- [150] W. J. Plumbridge and E. G. Ellison, Materials Science and Technology., 3 (1987), 706.
- [151] S. Holdsworth, Creep-Fatigue Failure Diagnosis, 8 (2015) Start Page: 7757.
- [152] S. Holdsworth, E. Mazza, A. Jung, The Response of 1CrMoV Rotor Steel to Service-Cycle Thermomechanical Fatigue Testing, (2004).
- [153] S.R. Holdsworth, E. Mazza, L. Binda, L. Ripamonti, Development of thermal fatigue damage in 1CrMoV rotor steel, Nuclear Engineering and Design, 237 (2007) 2292-2301.
- [154] S.R. Holdsworth, Creep-fatigue interaction in steam power plant materials. In Proceedings of the 10th Liège Conference on Materials for Advanced Power Engineering, Liège, Belgium, 14–17 September 2014.

- [155] S.R. Holdsworth, Creep-fatigue in steam turbine materials. In Proceedings of the 6th International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, EPRI, Santa Fe, NM, USA, 31 August–3 September 2010; pp. 487–503.
- [156] B. Fournier, M. Sauzey, F. Barcelo, E. Rauch, A. Renault, T. Cozzika, L. Dupuy, A. Pineau, Creep-fatigue interactions in a 9 Pct Cr1 Pct Mo martensitic steel: Part II. Microstructure evolutions. *Metall. Mater. Trans. A* 2009, 40, 330–341.
- [157] W. Yan, Creep Fatigue Crack Growth in Advanced Turbine Steels. Ph.D. Dissertation, ETH Zürich, Zürich, Switzerland, 2015.
- [158] K. N. Strafford, P. K. Datta; High Temperature Corrosion, Creep and Fatigue Processes, and Their Interaction, Behaviour of High Temperature Alloys in Aggressive Environments, Proc. Petten International Conference, The Metals Society, London, pp.945-978, 1980.
- [159] AVIF A 178 Kriech- und Kriechermüdungsrisssverhalten moderner Kraftwerksstähle im Langzeitbereich, Forschungskuratorium Maschinenbau e.V., Frankfurt; 2006 (VDMA) FKM-Heft Nr. 293/2006.
- [160] M. R. Winstone, K. M. Nikbin, G. A. Webster; Modes of failure under creep/fatigue of a nickel-based superalloys, *Journal of Materials Science* 20, pp. 2471-2476, 1985.
- [161] TÜV Nord SysTec GmbH & Co. KG, Verbundprojekt THERRI-Ermittlung von Kennwerten zur Bewertung thermischen Ermüdungsrissswachstums in Kraftwerken, Zwischenbericht\_02/2013.
- [162] MQ Engineering GmbH, Kurzbericht Nr. 45 675-1 vom 02.05.2012 (Magnetpulverprüfung und Ultraschall).
- [163] M. Czubanowski, Bericht 201-02-20 MCzubanowski - PT.HDU10, TÜV NORD SysTec GmbH & Co. KG Abteilung ETW – Werkstofftechnik Gruppe ETW4 - ZfP Mechanisierte Prüfung.
- [164] TÜV-Nord SysTec GmbH & Co. KG , Verbundprojekt THERRI-Ermittlung von Kennwerten zur Bewertung thermischen Ermüdungsrissswachstums in Kraftwerken, TN-Zwischenbericht\_02/2014.
- [165] F. Mathes, TÜV Nord SysTec GmbH & Co. KG, Institut für Materialprüfung.
- [166] Universität Rostock, Lehrstuhl für Strukturmechanik, Verbundprojekt THERRI-Ermittlung von Kennwerten zur Bewertung thermischen Ermüdungsrissswachstums in Kraftwerken, Zwischenbericht\_01/2015.
- [167] Persönliche E-Mail Kommunikation mit Herrn Patrick Mutschler, Universität Rostock Stm, 05.09.2016.
- [168] ASTM E 1876-01, Standard Test Method for Dynamic Young's Modulus, Shear Modulus, and Poisson's Ratio by Impulse Excitation of Vibration, 2005.
- [169] M. Thiele, Hochtemperaturkorrosion von ferritischen und austenitischen Stählen in simulierten Rauchgasen kohlebefeuerter Kraftwerke, Diss. RWTH Aachen, 1999.

- 
- [170] DIN EN 10 002 Teil 5; Zugversuch, Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur, DIN Deutsches Institut für Normung e. V., Beuth Verlag GmbH, Berlin, Mai 1991.
- [171] DIN EN ISO 6892-2:2011-05, Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 2: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur, DIN Deutsches Institut für Normung e. V., Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2011-05.
- [172] ASTM E647-11, Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2011, [www.astm.org](http://www.astm.org).
- [173] D. Schöne, U. Zerbst, M. Madia (2015): Experimentelle Ermittlung des Schwellenwertes  $DK_{th}$  mittels unterschiedlicher Methoden und für verschiedene Spannungsverhältnisse. Proc. DVM-AK Bruchvorgänge, Freiberg/Sa., 2015.
- [174] ASTM E 1457-00; Standard Test Method for Measurement of Creep Crack Growth Rates in Metals, ASTM, Annual Book of ASTM Standards, November 2000.
- [175] E 647-81; Standard Test Method for CONSTANT-LOAD-AMPLITUDE FATIGUE CRACK GROWTH RATES ABOVE 10<sup>-8</sup> m/CYCLE, American Society for Testing and Materials, Annual Book of ASTM Standards, USA, 1981.
- [176] B. David, C. William, Barry Carter, Transmission electron Mikroskopie Part 1: Basic A Textbook for Material Science Second Edition, Springer (2009).
- [177] A.W. Bowen, Corrosion fatigue of aluminium and titanium alloys in steels, Mechanical Engineering Publications Limited for the Institution of Mechanical Engineers, London and New York (1977).
- [178] D. M. Tracey, Journal of Engineering Materials and Technology, ASME Transactions, Vol. 98, 1976, p.146.
- [179] B. Kuhn, Mechanical Properties and Application Potentials of High Performance Ferritic (HiperFer) Steels, 2017.
- [180] B. Kuhn, M. Talik, L. Niewolak, J. Zurek, H. Hattendorf, P.J. Ennis, W.J. Quadackers, T. Beck, L. Singheiser, Development of high chromium ferritic steels strengthened by intermetallic phases, Materials Science and Engineering: A, 594 (2014) 372-380.

## Abbildungsverzeichnis

1.1	Endenergiebeitrag erneuerbarer Energien im Basisszenario 2010 A .....	1
1.2	2-Wochenverlauf der nationalen, nicht-regelbaren erneuerbaren Energien-Einspeisung	2
2.1	Getemperter Martensit - TEM Mikrographie. ....	6
2.2	Kriechkurve des martensitischen Stahls X20CrMoV12-1 .....	6
2.3	LCF-Verhalten von X20CrMoV12-1 Stahl bei RT und 550 °C .....	8
2.4	Ermüdungsrisswachstumsverhalten bei 550 °C (R = 0,1 und R = 0,7) .....	9
2.5	Risswachstumsraten ferritischer Stähle (R = 0) .....	9
2.6	Vergleich des Oxidationsverhaltens von 9 - 12 % Cr-Stählen unter Wasserdampf .....	10
2.7	Zeitstandfestigkeit neuer 9 - 10 % Cr-Stähle .....	11
2.8	Einsatztemperaturen aktuell genutzter Kraftwerksstähle .....	12
2.9	Verringerung der Wanddicke mit zunehmender Zeitstandfestigkeit .....	12
2.10	Lebensdauer eines Bauteils mit den klassischen Konzepten .....	13
2.11	Die drei grundlegenden Rissbeanspruchungsarten der Bruchmechanik .....	14
2.12	Rissmodell von Griffith .....	14
2.13	Singuläres Rissspitzenspannungsfeld .....	15
2.14	Modell der plastischen Zone beim Kleinbereichsfließen .....	17
2.15	Rissmodell nach Dugdale .....	19
2.16	Anwendung und Integrationsweg des J-Integrals .....	20
2.17	Entstehung von Extrusionen und Intrusionen bei zyklischer Beanspruchung .....	22
2.18	Bildung von Ermüdungsgleitbändern und Entstehung eines Mikrorisses .....	23
2.19	Stabiles Risswachstum und Restgewaltbruch .....	23
2.20	Bereiche der zyklischen Risswachstumskurve .....	24
2.21	Wirkung der Parameter der NASGRO-Gleichung .....	26
2.22	Elementare Einflussgrößen auf das Risswachstum .....	28
2.23	Abhängigkeit von $da/dN \cdot \Delta K$ von neuen und im Einsatz beanspruchten X20CrMoV12-1-Rohren .....	29
2.24	Schematische Darstellung des Temperatureinflusses auf die Rissgeschwindigkeit .....	31
2.25	Temperatureinfluss auf den schwellenwertnahen Bereich von 18%Cr-Nb .....	32
2.26	Frequenzeinfluss auf die Ermüdungsrisswachstumsraten von 1CrMo Stahl .....	33
2.27	Frequenzeinfluss bei 550 °C auf das Kriech/Ermüdungsrisswachstum von FV448 .....	34
2.28	Kriechen/Ermüdung bei konstantem $\Delta K = 40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ bei 550 °C für FV448 .....	34

---

2.29	Verhalten der Ermüdungsrisswachstumsraten von 9Cr-1Mo (P91) bei 625 °C.....	35
2.30	Ermüdungsrisswachstumsgeschwindigkeit eines kriechduktilen Cr-Mo-V Stahls bei 538 °C .....	36
2.31	Idealisierung der kritischen Schritte der Wasserstoffversprödung .....	37
2.32	Kombinationen von mechanischer Ermüdung und Atmosphäreneinfluss.....	38
2.33	Schematische Darstellung der Auswirkungen der Atmosphäre, der Testfrequenz und des R-Verhältnisses auf das Ermüdungsrisswachstum in hochfesten Stählen .....	40
2.34	Frequenzeinfluss auf das Rissausbreitungsverhalten in Abhängigkeit der Umgebung..	40
2.35	Risswachstumsverhalten an Luft und im Vakuum für einen 9Cr-1Mo Stahl.....	41
2.36	Frequenz- und Umgebungseinfluss auf die Ermüdung eines Cr-Mo-V Stahles.....	42
2.37	Temperatur- und Umgebungseinfluss auf das Ermüdungsrisswachstum (9Cr-1Mo)....	43
2.38	Haltezeit und Umgebungseinfluss eines P92 Stahls bei 600 °C .....	44
2.39	Bedeutung des effektiven Spannungsintensitätsfaktors.....	45
2.40:	Allgemeine Riss-schließmechanismen.....	46
2.41	Mechanismen des plastizitätsinduzierten Riss-schließens .....	47
2.42	Temperatureinfluss auf den Schwellenwert $\Delta K_{th}$ .....	48
2.43	Riss-schließergebnisse von 4340 Stahl .....	49
2.44	Typische Kriechkurve von technischen Stählen unter konstanter Kraft.....	52
2.45	Spannungsabhängigkeit der stationären Kriechgeschwindigkeit.....	53
2.46	Entwicklung der Kriechschädigung.....	53
2.47	Verformungszone vor der Riss-spitze bei erhöhten Temperaturen.....	54
2.48	Physikalische Bedeutung des Energieratenintegrals $C^*$ (schematisch).....	56
2.49	Einfluss Belastungsarten zur Identifizierung der Kriechermüdungswechselwirkung ....	59
2.50	Rissmechanismen der Kriechermüdung .....	60
2.51	Einfluss der Kriechduktilität auf die Rissmechanismen der Kriechermüdung .....	61
2.52	Schematische Darstellung des Einflusses der Haltezeit auf die Rissgeschwindigkeit ..	63
3.1	Hochdruckumleitstation aus dem Steinkohlekraftwerk Rostock.....	64
3.2	Schädigung HDU .....	65
3.3	Farbeindringprüfung der zerlegten HDU.....	65
3.4	C(T)-Probe .....	66
3.5	Schnittplan der HDU und Entnahmeposition der C(T)-Proben im Bauteil .....	66
3.6	Technische Zeichnung der M5-Proben für die Zug- und Kriechversuche .....	67
3.7	Technische Zeichnung der Probe für die E-Modul-Messung .....	67
3.8	Technische Zeichnung der C(T)-Proben mit $W = 40$ mm .....	68

3.9 Einzelprobenkriechmaschine .....	71
3.10 Umgebauer Rezipient für Tests in definiert wasserdampfhaltiger Atmosphäre.....	73
3.11 Rezipient mit eingebauter Lastmessdose .....	74
3.12 Lastvergleich zwischen eingeleiteter Kraft und an der Lastmessdose gemessen Kraft..	75
3.13 Induktionsbeheizung .....	76
3.14 Position der Thermoelemente im Risswachstumsbereich der C(T)-Probe .....	77
3.15 Temperaturverlauf im Risswachstumsbereich der C(T)-Probe bei 300 °C und 600 °C.	78
3.16 3-Zonen Widerstandsofen .....	78
3.17 Kriechversuch mit Lastabsenkung.....	80
3.18 Schematische Darstellung der verwendeten Belastungsform im ERW-Versuch. ....	81
3.19 Typischer K-Absenktest mit stufenweiser Lastabsenkung .....	82
3.20 Bestimmung des intrinsischen Schwellenwertes ( $K_{I,max}$ -Methode).....	83
3.21 Belastungsform im KERW-Versuch (schematisch). ....	83
3.22 Schematische Darstellung von Stromeinleitung und Potentialabgriff der C(T)-Proben	84
3.23 Zusammenhang zwischen Risslänge und Spannung bei RT von X20CrMoV12-1 Stahl .....	85
3.24 Vergleich der Bruchfläche von ERW-Versuch und ERW-Versuch mit Haltezeit .....	86
3.25 Vorgehensweise zur Vermessung der Ermüdungsbruchfläche. ....	87
3.26 Exemplarische Darstellung der Ermittlung der mittleren Oxidschichtdicken .....	88
3.27 STEM Bilderzeugung .....	89
4.1 Spannungs-Dehnungsdiagramm im Temperaturbereich von RT - 600 °C.....	90
4.2 REM-Mikrostrukturbilder von X20CrMoV12-1 .....	91
4.3 Ergebnisse der Ermittlung des E-Mouls im Temperaurbereich von RT - 600 °C.....	92
4.4 Nortonplot für 500 °C und 550 °C.....	93
4.5 Schwellenwertversuche bei 300 °C und 600 °C an Luft (20 Hz und 5 Hz) .....	94
4.6 Spannungssignal der DC-Messung nach Rissstillstand und nach Erhöhung auf 20 Hz.	95
4.7 Frequenzeinfluss auf den Schwellenwert in Abhängigkeit der Atmosphäre bei 300 °C.	96
4.8 Schwellenwertversuche von 300 °C - 600 °C bei 20 Hz an Luft .....	98
4.9 R-Abhängigkeit des Schwellenwertes von 300 °C - 400 °C bei 20 Hz an Luft .....	99
4.10 Einfluss des R-Verhältnisses von 300 °C - 400 °C bei 20 Hz an Luft .....	100
4.11 Einfluss des R-Verhältnisses von 300 °C - 400 °C bei 20 Hz in Abhängigkeit der Atmosphäre .....	101
4.12 Schwellenwertversuche bei 20 Hz an Luft und im Vakuum bei 300 °C und 400 °C...	101
4.13 REM-Aufnahmen der Risspitze bei 600 °C unter WD .....	106

---

4.14	REM- Aufnahmen der Riss Spitze (Probenbreite 5 mm) unter WD.....	107
4.15	EDX-Mapping der Riss Spitze des Schwellenwertversuchs bei 600 °C unter WD.....	107
4.16	Vergleich der Schwellenwertversuche bei 20 Hz an Luft und unter WD von 300 °C - 550 °C .....	108
4.17	Schwellenwerterhöhung unter WD im von 300 °C - 550 °C.....	109
4.18	Schwellenwert in Abhängigkeit der Temperatur und die Abhängigkeit der mittleren Oxidschichtdicke von der Temperatur.....	109
4.19	Zyklische Risswachstumskurven von 300 °C - 600 °C und Paris Fits (20 Hz, Luft)...	111
4.20	Temperatureinfluss auf die Risswachstumsstartwerte (20 Hz, Luft).....	112
4.21	Zyklische Risswachstumskurven von 300 °C - 600 °C und Paris Fits (5 Hz, Luft).....	113
4.22	Temperatureinfluss auf die Risswachstumsstartwerte (5 Hz, Luft).....	114
4.23	Frequenzeinfluss auf die Rissgeschwindigkeit und den Risswachstumsbeginn.....	115
4.24	Zyklische Risswachstumskurven der ERW-Versuche mit 5 Minuten Haltezeit an Luft von 300 °C - 600 °C.....	116
4.25	Temperatureinfluss auf die Risswachstumsstartwerte im ERW-Versuch mit 5 Minuten Haltezeit von 300 °C - 600 °C.....	117
4.26	Zyklische Risswachstumskurven der ERW-Versuche mit 5, 10 und 20 Minuten Haltezeit an Luft von 400 °C - 550 °C .....	118
4.27	Erhöhung des Risswachstumsstartwertes (Haltezeiterhöhung von 5 auf 10 Minuten).	119
4.28	Zyklische Risswachstumsgeschwindigkeit des kriechduktilen X20CrMoV12-1 bei..... 5, 10 und 20 Minuten Haltezeit an Luft von 300 °C - 600 °C .....	120
4.29	Frequenzeinfluss auf die Rissgeschwindigkeit und den Risswachstumsbeginn (Luft)	122
4.30	Erhöhung des Risswachstumsstartwertes im 5 und 10 Minuten Haltezeitversuch gegenüber dem ERW-Versuch mit 20 Hz in Abhängigkeit der Temperatur an Luft ...	123
4.31	Temperatur- und Frequenzeinfluss auf die Risswachstumsstartwerte an Luft.....	123
4.32	Längsschliffe der Gesamtbruchfläche der ERW- und Haltezeitversuche an Luft.....	124
4.33	Frequenz-, Haltezeit- und Temperatureinfluss auf die Nebenrisse an Luft.....	126
4.34	Einfluss einer erhöhten Haltezeit und der Temperatur auf die Nebenrisse an Luft.....	127
4.35	Frequenzeinfluss auf den Verlauf des Hauptrisses und der Nebenrissbildung.....	127
4.36	Verlauf der Rissgeschwindigkeit über der Risslänge im 5 Minuten Haltezeitversuch und EBSD-Mappings bei 600 °C an Luft .....	129
4.37	Zyklische Risswachstumskurve des ERW-Versuchs bei 5 Hz an Luft und des ERW- Versuchs mit 5 Minuten Haltezeit und 600 °C mit Kennzeichnung des Rekristallisationsbeginnes .....	130

4.38	EBSD-Mapping gegen Rissende ERW-Versuchs bei 600 °C an Luft.....	130
4.39	Längsschliffe des ERW-Versuchs bei 5 Hz und des 5 Minuten Haltezeitversuchs bei 600 °C an Luft.....	131
4.40	Bildung von Kriechporen bzw. Kriechporenverteilung bei unterschiedlichen Haltezeiten bei 500 °C und 550 °C an Luft .....	132
4.41	Übergangszeit $t_1$ vs. Versuchszeit $t$ bei unterschiedlichen Haltezeiten bei 500 °C und 550 °C an Luft.....	133
4.42	Auswertung der ERW-Versuche mit variiertes Haltezeit im Temperaturbereich von 500 °C - 600 °C an Luft mit dem Energieratenintegral. ....	134
4.43	Rissverlauf in Umgebung der Riss Spitze bei 600 °C an Luft nach ~ 1 mm Risswachstum des ERW-Versuchs und des Versuchs mit 5 Minuten Haltezeit .....	136
4.44	STEM-Übersichtsaufnahmen der Riss Spitzenumgebung und Detailaufnahmen	137
4.45	STEM-Aufnahme der Riss Spitzenumgebung des ERW-Versuchs mit 5 Minuten Haltezeit bei 600 °C an Luft nach ca. 1 mm Risswachstum.....	138
4.46	EBSD-Mapping des riss spitzennahen Bereichs bei 600 °C des ERW-Versuchs und des ERW-Versuchs mit 5 Minuten Haltezeit an Luft .....	139
4.47	STEM-Aufnahme der Rissfront und der näheren Umgebung des ERW-Versuchs mit 5 Minuten Haltezeit und 600 °C an Luft nach ca. 1 mm Risswachstum. ....	139
4.48	Frequenzeinfluss auf die Rissgeschwindigkeit und den Rissausbreitungsbeginn bei 300 °C an Luft.....	140
4.49	Teilausschnitt des Rissverlaufes bei 300 °C an Luft nach ~ 2 mm Risswachstum des ERW-Versuchs und des ERW-Versuchs mit 5 Minuten Haltezeit .....	141
4.50	STEM-Übersichtsaufnahmen der Riss Spitzen bei 300 °C an Luft nach ~ 2 mm Risswachstum des ERW-Versuchs und des ERW-Versuchs mit 5 Minuten Haltezeit	142
4.51	STEM-Detailaufnahme der Rissverzweigung des ERW-Versuchs mit 5 Minuten Haltezeit bei 300 °C an Luft nach ~ 2 mm Risswachstum. ....	142
4.52	Qualitativer Vergleich der Versetzungsstruktur und -dichte im riss spitzennahen Bereich bei 300 °C an Luft nach ~ 2 mm Risswachstum des ERW-Versuchs und des ERW-Versuchs mit 5 Minuten Haltezeit.....	143
4.53	Zyklische Risswachstumskurven von 300 °C - 600 °C und Paris Fits (20 Hz, WD)...	145
4.54	Temperatureinfluss auf den Risswachstumsbeginn im ERW-Versuch bei 20 Hz unter WD.....	146
4.55	Zyklische Risswachstumskurven von 300 °C - 600 °C und Paris Fits (5 Hz, WD).....	147

---

4.56	Temperatureinfluss auf den Risswachstumsbeginn im ERW-Versuch bei 5 Hz unter WD.....	148
4.57	Frequenzeinfluss auf die Rissgeschwindigkeit und den Risswachstumsbeginn unter WD und Paris Fits von 300 °C - 600 °C.....	149
4.58	Frequenzeinfluss auf die Rissgeschwindigkeit und den Risswachstumsbeginn unter WD bei 400 °C und bei 500 °C und 600 °C.....	150
4.59	Wasserdampfatamosphäreneinfluss auf die Rissgeschwindigkeit und den Risswachstumsbeginn bei 20 Hz von 300 °C - 600 °C und Paris Fits.....	151
4.60	Risswachstumsstartwerte in Abhängigkeit der Atmosphäre und der Temperatur bei 20 Hz.....	152
4.61	Erhöhung der Risswachstumsstartwerte unter Wasserdampfatamosphäre im Vergleich zu Luft in Abhängigkeit der Temperatur und die Erhöhung der mittleren Oxidschichtdicke unter Wasserdampfatamosphäre gegenüber Luft in Abhängigkeit der Temperatur.....	152
4.62	Wasserdampfatamosphäreneinfluss auf die Rissgeschwindigkeit und den Rissausbreitungsbeginn bei 5 Hz und Paris Fits von 300 °C - 600 °C.....	155
4.63	Risswachstumsstartwerte in Abhängigkeit der Atmosphäre und der Temperatur bei 5 Hz.....	155
4.64	Wasserdampfatamosphäreneinfluss auf die Rissgeschwindigkeit und den Rissausbreitungsbeginn in Abhängigkeit der Frequenz im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C und Paris Fits.....	157
4.65	Risswachstumsstartwerte in Abhängigkeit der Temperatur, Frequenz und der Atmosphäre.....	158
4.66	Entwicklung der Ermüdungsrisswachstumsparameter C und m in Abhängigkeit der Temperatur, Frequenz und der Atmosphäre.....	159
4.67	Zyklische Risswachstumskurven der ERW-Versuche mit 5 Minuten Haltezeit unter WD von 300 °C - 550 °C.....	160
4.68	Temperatureinfluss auf den Risswachstumsbeginn im ERW-Versuch mit 5 Minuten Haltezeit unter WD von 300 °C - 550 °C.....	161
4.69	Wasserdampfatamosphäreneinfluss auf die Rissgeschwindigkeit und den Rissausbreitungsbeginn im ERW-Versuch mit 5 Minuten Haltezeit von 300 °C - 550 °C.....	162
4.70	Atmosphären- und Temperatureinfluss auf den Rissausbreitungsbeginn im ERW-Versuch mit 5 Minuten Haltezeitversuch von 300 °C - 550 °C.....	162

4.71	Zyklische Risswachstumskurven 5 Minuten und 10 Minuten Haltezeitversuche unter WD von 500 °C - 550 °C.....	164
4.72	Zyklische Risswachstumskurven der ERW-Versuche mit 5 Minuten und 10 Minuten Haltezeit an Luft und unter WD von 500 °C - 550 °C.....	165
4.73	Atmosphäreinfluss auf den Rissausbreitungsbeginn bei einer Haltezeiterhöhung von 5 Minuten auf 10 Minuten von 500 °C - 550 °C. ....	165
4.74	Frequenzeinfluss auf die Rissgeschwindigkeit und den Rissausbreitungsbeginn unter WD von 300 °C - 550 °C.....	166
4.75	Anstieg des Risswachstumsstartwertes zwischen ERW-Versuch bei 20 Hz und Versuchen mit 5 und 10 Minuten Haltezeit unter Wasserdampfatmosphäre von 300 °C - 550 °C.....	167
4.76	Frequenzeinfluss auf die Rissgeschwindigkeit und den Rissausbreitungsbeginn in Abhängigkeit der Atmosphäre und der Temperatur. ....	168
4.77	Atmosphäreinfluss auf den Anstieg des Risswachstumsstartwertes zwischen ERW-Versuch mit 5 Minuten Haltezeit und ERW-Versuch mit 20 Hz von 300 °C - 550 °C	168
4.78	Atmosphäreinfluss auf die Erhöhung des Risswachstumsstartwertes zwischen Versuch mit 10 Minuten Haltezeit und ERW-Versuch mit 20 Hz von 500 °C - 550 °C.....	169
4.79	Auswirkung der Wasserdampfatmosphäre in Abhängigkeit der Frequenz und der Temperatur.....	170
4.80	Längsschliffe der Gesamtbruchfläche der ERW- und Haltezeitversuche an Luft und unter Wasserdampfatmosphäre.....	172
4.81	Wasserdampfatmosphären- und Temperatureinfluss auf die Ausbildung der Nebenrisse im ERW-Versuch mit 20 Hz.....	173
4.82	Wasserdampfatmosphären- und Temperatureinfluss auf die Ausbildung der Nebenrisse im 5 Minuten Haltezeitversuch.....	175
4.83	Wasserdampfatmosphäreinfluss auf die zyklische Risswachstumskurve im 5 Minuten Haltezeitversuch bei 500 °C und die zugehörigen Gesamtbruchflächen. ....	176
4.84	Einfluss einer erhöhten Haltezeit und der Temperatur unter WD auf die Ausbildung der Nebenrisse.....	177
4.85	Längsschliffe eines Teilausschnittes der Gesamtbruchfläche des ERW-Versuchs bei 20 Hz und 300 °C unter WD.....	178
4.86	Übersichtsaufnahme der Risspitze des 10 Minuten Haltezeitversuchs bei 550 °C unter WD.....	178

---

4.87	Übergangszeit $t_1$ der 5 und 10 Haltezeitversuche von 500 °C - 550 °C an Luft und unter WD.....	179
4.88	Auswertung der ERW-Versuche mit variiertter Haltezeit im Temperaturbereich von 500 °C - 550 °C unter WD und an Luft.....	181
4.89	Experimentell bei 20 Hz im Temperaturbereich von 300 °C - 600 °C an Luft ermittelte zyklische Risswachstumskurven und FORMAN/METTU Anpassungen....	184
4.90	Experimentell bei 20 Hz im Temperaturbereich von 300 °C - 550 °C unter WD ermittelte zyklische Risswachstumskurven und FORMAN/METTU Anpassungen....	185
5.1	Benchmarking und Potenziale: Vergleich des Risswachstumsverhaltens bei 20 Hz im Temperaturbereich von 550 °C - 650 °C an Luft und unter WD von P92, X20 und Crofer 22H.....	192
5.2	Benchmarking und Potenziale: Vergleich des Risswachstumsverhaltens bei 20 Hz von 550 °C - 650 °C an Luft und unter WD von Crofer 22H.....	193

## Tabellenverzeichnis

2.1	Chemische Zusammensetzung nach Standard DIN 17175 für X20CrMoV12.1 Stahl....	5
2.2	Mechanische Eigenschaften von X20CrMoV12.1 bei Raumtemperatur.....	7
2.3	Ermüdungsrisswachstumsparameter für neues und im Einsatz beanspruchtes X20CrMoV12-1-Rohrmaterial .....	30
4.1	Werkstoffkennwerte $R_m$ , $R_{p0,2}$ , $Z$ , $A$ und $A_g$ von X20CrMoV12-1 .....	91
4.2	Schwellenwerte bei 20 Hz von 300 °C - 600 °C an Luft.....	98
4.3	Schwellenwerte bei unterschiedlichen R-Verhältnissen bei 20 Hz an Luft im Temperaturbereich von 300 °C - 400 °C.....	99
4.4	Riss-schließmechanismen und Korrosionseinfluss bei unterschiedlichen Arten von Schwellenwertversuchen an Luft und im Vakuum.....	102
4.5	Quantitative Anteile der Riss-schließmechanismen, des Korrosionseinflusses und des Temperatureinflusses, die ursächlich für die Schwellenwerterhöhung bei einer Temperaturerhöhung von 300 °C auf 400 °C an Luft sind.....	104
4.6	Oxidschichtdicke und Riss-spitzenöffnungsverschiebung (CTOD) .....	104
4.7	Schwellenwerte bei 20 Hz unter Wasserdampf von 300 °C - 550 °C.....	108
4.8	Ermüdungsrisswachstumsparameter an Luft (20 Hz).....	113
4.9	Ermüdungsrisswachstumsparameter an Luft (5 Hz).....	114
4.10	Ermüdungsrisswachstumsparameter unter WD (20 Hz).....	147
4.11	Ermüdungsrisswachstumsparameter unter WD (5 Hz).....	148
4.12	Wasserdampf-atmosphären- und Temperatureinfluss auf die Ermüdungsriss- wachstumsparameter (20 Hz).....	154
4.13	Wasserdampf-atmosphären- und Temperatureinfluss auf die Ermüdungsriss- wachstumsparameter (5 Hz).....	156
4.14	FORMAN/METTU-Parameter an Luft (20 Hz).....	184
4.15	FORMAN/METTU-Parameter unter WD (5 Hz).....	186

Band / Volume 408

**Comparative Analysis of Infrastructures:  
Hydrogen Fueling and Electric Charging of Vehicles**

M. Robinius, J. Linßen, T. Grube, M. Reuß, P. Stenzel, K. Syranidis,  
P. Kuckertz and D. Stolten (2018), VII, 108 pp  
ISBN: 978-3-95806-295-5

Band / Volume 409

**Reactions between nitrite and soil organic matter and their role in  
nitrogen trace gas emissions and nitrogen retention in soil**

J. Wei (2018), XXII, 160 pp  
ISBN: 978-3-95806-299-3

Band / Volume 410

**The impact of soil water distribution on root development  
and root water uptake of winter wheat**

G. Cai (2018), xviii, 143 pp  
ISBN: 978-3-95806-303-7

Band / Volume 411

**Charakterisierung und Optimierung der Grenzfläche Elektrolyt/Kathode  
in metallgestützten Festelektrolyt-Brennstoffzellen**

D. Udomsilp (2018), XI, 176 pp  
ISBN: 978-3-95806-304-4

Band / Volume 412

**Formation of Secondary Organic Aerosol from Photo-Oxidation  
of Benzene: a Chamber Study**

S. H. Schmitt (2018), III, 250 pp  
ISBN: 978-3-95806-305-1

Band / Volume 413

**Mechanismen der chrombasierten Degradation  
von metallgestützten Festoxid-Brennstoffzellen**

A. Beez (2018), VIII, 144 pp  
ISBN: 978-3-95806-306-8

Band / Volume 414

**Entwicklung eines Werkzeugs zur Modellierung der Nettoerosion  
im Hauptraum der Brennkammer eines Tokamaks  
und Studium der Plasma-Wand-Wechselwirkung an DEMO1**

M. Beckers (2018), XIX, 150 pp  
ISBN: 978-3-95806-307-5

Band / Volume 415

**Fehlstellendotierung von Eisenoxid- und Bismutsulfid-Nanopartikeln**

J. P. Mock (2018), v, 187 pp

ISBN: 978-3-95806-309-9

Band / Volume 416

**Nanocrystalline Silicon Oxide in Silicon Heterojunction Solar Cells**

A. Richter (2018), 166 pp

ISBN: 978-3-95806-310-5

Band / Volume 417

**Gas-to-Particle Partitioning of Major Oxidation Products  
from Monoterpenes and Real Plant Emissions**

G. Gkatzelis (2018), xii, 128 pp

ISBN: 978-3-95806-314-3

Band / Volume 418

**The Dynamics of Electrons in Linear Plasma Devices  
and its Impact on Plasma Surface Interaction**

M. Hubeny (2018), 141 pp

ISBN: 978-3-95806-316-7

Band / Volume 419

**Tomographic reconstruction of gravity wave parameters  
from satellite-borne airglow observations**

R. Song (2018), 136 pp

ISBN: 978-3-95806-317-4

Band / Volume 420

**Reduktion von Edelmetallen in der Wasserstoffelektrode  
bei der Polymerelektrolyt-Wasserelektrolyse**

P. Paciok (2018), VII, 187 pp

ISBN: 978-3-95806-320-4

Band / Volume 421

**Mechanismen des Hochtemperaturrisswachstums  
in einem ferritischen Stahl an Luft und in Wasserdampf**

T. Fischer (2018), VIII, 216 pp

ISBN: 978-3-95806-326-6

Weitere **Schriften des Verlags im Forschungszentrum Jülich** unter

<http://www.zb1.fz-juelich.de/verlagextern1/index.asp>



Energie & Umwelt / Energy & Environment  
Band / Volume 421  
ISBN 978-3-95806-326-6

Mitglied der Helmholtz-Gemeinschaft

