

Abschlussbericht zum Verbundvorhaben
Mikrostrukturbasierte Ermittlung der maximalen Einsatzdauer für
korrosionsermüdungsbeanspruchte Werkstoffe und Komponenten der
Kernenergie (MibaLeb II)

Teilvorhaben (1501610A): Einsatz der zerstörungsfreien Prüfung, durchgeführt vom Lehrstuhl für Zerstörungsfreie Prüfung und Qualitätssicherung (LZfPQ), Universität des Saarlandes



Autoren: M. Sc. B. Kumar Yerrapa Reddy, Prof. Dr.-Ing. C. Boller

Teilvorhaben (1501610B): Struktursensitive Sensorik, durchgeführt vom Lehrstuhl für Werkstoffprüftechnik (WPT), Technische Universität Dortmund



Autoren: M. Sc. K. Donnerbauer, Dr.-Ing. M. Macias Barrientos, Prof. Dr.-Ing. habil. F. Walther

Teilvorhaben (1501610C): Komponentenversuche, durchgeführt von der Materialprüfungsanstalt (MPA), Universität Stuttgart



Autoren: M. Sc. G. Veile, M. Sc. F. Silber, Prof. Dr.-Ing. S. Weihe

Teilvorhaben (1501610D): Lebensdauerberechnung und Strukturanalyse, durchgeführt vom Fachgebiet Werkstoffkunde & Werkstoffprüfung (WWHK), Hochschule Kaiserslautern



Autoren: M. Eng. T. Bill, Prof. Dr.-Ing. habil. P. Starke

Teilvorhaben (RS1594E): Erweiterung der Berechnungsverfahren, durchgeführt von der Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheit (GRS) gGmbH



Autoren: Dr. rer. nat. K. Heckmann, Dipl.-Ing. J. Arndt, Dr. rer. nat. habil. J. Sievers

Berichtsdatum: 16.09.2024

Das diesem Bericht zugrundeliegende Verbundvorhaben „MibaLeb II“ wurde durch das Bundesministerium für Umwelt, Naturschutz, nukleare Sicherheit und Verbraucherschutz (BMUV) gefördert.



Bundesministerium
für Umwelt, Naturschutz, nukleare Sicherheit
und Verbraucherschutz

Kurzfassung

Gesamtziel des Verbundprojekts „MibaLeb II“ (Projektstart: Oktober 2020) ist die Lebensdauerbewertung von im Betrieb gealterten metallischen Kernkraftwerkskomponenten, das inhaltlich auf den Ergebnissen des erfolgreich abgeschlossenen Vorgängerprojekts „MibaLeb I“ (Projektende: November 2019) aufbaut.

An dem Verbundprojekt sind als Konsortialpartner die Gesellschaft für Anlagen und Reaktorsicherheit (GRS) Köln (Antragsteller: Dr. J. Sievers), der Lehrstuhl für Zerstörungsfreie Prüfung und Qualitätssicherung (LZfPQ) der Universität des Saarlandes (Antragsteller: Prof. C. Boller), die Materialprüfungsanstalt (MPA) der Universität Stuttgart (Antragsteller: Prof. S. Weihe), der Lehrstuhl für Werkstoffprüftechnik (WPT) der Technischen Universität Dortmund (Antragsteller: Prof. F. Walther) und das Fachgebiet Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung (WWHK) der Hochschule Kaiserslautern (Antragsteller: Prof. P. Starke) beteiligt.

Im Rahmen der Untersuchungen des Verbundprojekts „MibaLeb II“ wurde berücksichtigt, dass sich bei Bauteilen die örtlichen Werkstoffeigenschaften aufgrund von mechanischen, thermischen und korrosiven Beanspruchungen verändern können. Die Auswirkungen solcher Einflüsse werden bei der Komponentenauslegung in Ermangelung weiterer Informationen pauschal über Sicherheitsfaktoren abgedeckt. Dieser Mangel an Informationen hat sich allerdings über die vergangenen Jahrzehnte verringert und die Verfügbarkeit neuerer Technologien wird diesen Trend möglicherweise fortsetzen. Aus diesem Grund darf langfristig die Herabsetzung der Faktoren erwartet werden, wenn die Technologien die erforderliche Reife erreichen und die Sicherheit bzw. Integrität der Komponenten im Betrieb nicht infrage zu stellen ist. Dies gilt zum Beispiel für die Beurteilung von Komponenten und Systemen vor dem Hintergrund variabler Betriebsbeanspruchungen. Ein Mehr an qualifizierten Informationen kann daher bei gleichbleibender Sicherheit einen flexibleren Umgang mit betroffenen Komponenten hinsichtlich deren Einsatzdauer ermöglichen. Gesamtziel der zweiten Projektphase war daher die Übertragung der Erkenntnisse, Methoden und Ergebnisse auf realistisch beanspruchte Werkstoffe und Bauteile, um zuverlässige Aussagen bzgl. der Integrität und der verbleibenden Restlaufzeit von Kernenergieanlagen bereitzustellen.

Hieraus lassen sich fünf Themenschwerpunkte ableiten, die vor dem Hintergrund der jeweils vorliegenden Expertise den Konsortialpartnern zugeordnet wurden:

- GRS: Simulation von Komponenten- und Strukturverhalten
- LZfPQ: Zerstörungsfreie Prüfverfahren

- MPA: Prüfung von Komponenten unter Betriebsbedingungen
- WPT: Werkstofftechnische Verfahren der Strukturanalyse und Eigenschaftskarakterisierung
- WWHK: Entwicklung des Lebensdauerbegriffes und Strukturanalyse

Durch die koordinierte Vernetzung der beteiligten Forschungsstellen und die inhaltliche Verknüpfung der Arbeitspakete konnte das gesteckte Antragsziel umfangreich erreicht werden, so dass das Verbundprojekt einen deutlichen Mehrwert für den Stand der Technik und Forschung im Bereich der nuklearen Sicherheit nachhaltig liefert.

Abstract

The overall objective of the joint project "MibaLeb II" (project start: October 2020) is the life assessment of metallic nuclear power plant components aged in operation, which builds on the results of the successfully completed predecessor project "MibaLeb I" (project end: November 2019).

The consortium partners involved in the joint project are the Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheit (GRS) Cologne (applicant: Dr J. Sievers), the Chair of Non-Destructive Testing and Quality Assurance (LZfPQ) at Saarland University (applicant: Prof. C. Boller), the Materials Testing Institute (MPA) at the University of Stuttgart (applicant: Prof. S. Weihe), the Chair of Materials Test Engineering (WPT) at TU Dortmund University (applicant: Prof. F. Walther) and the Department of Materials Science and Materials Testing (WWHK) at the University of Applied Sciences Kaiserslautern (applicant: Prof. P. Starke).

Within the scope of the investigations of the project "MibaLeb II", the change of local material properties within components due to mechanical, thermal and corrosive loads has been considered. Lack of such information including resulting effects had to be covered within safety factors when designing components in the past making the assessment of components and systems under variable operating loads rather cumbersome. More qualified information can enable more flexible handling of affected components with regard to their service life while allowing for a reduction of the factors but maintaining the same level of safety. The overall aim of the second project phase was therefore to transfer the findings, methods and results to more realistic loading and structural conditions of materials and components in order to provide reliable statements regarding the integrity and remaining service life of nuclear power plants.

From this, five main topics can be derived, which have been assigned to the consortium partners in terms of their expertise:

- GRS: Simulation of component and structural behaviour
- LZfPQ: Non-destructive testing methods
- MPA: Test of components under operating conditions
- WPT: Materials engineering methods of structural analysis and property characterization
- WWHK: Development of the service life calculation concept and structural analysis

Thanks to the coordinated networking of the participating research centers and the linking of the individual work packages in terms of content, the application objective was achieved to the extent that the joint project can and will provide significant added value to the state of the art in the field of nuclear safety.

Formelzeichen und Abkürzungen

Lateinische Symbole

A	Querschnittsfläche	mm ²
B	Magnetische Flussdichte	T
D	Schädigungsgrad bzw. Schädigungsindex gemäß linearer Schädigungsakkumulation	%, 10 ⁻²
d _m	Mittlerer quadratischer Korndurchmesser	µm
E	Elastizitätsmodul	MPa, GPa
f	Frequenz	Hz
H	Magnetische Feldstärke	A/m
I	Stromstärke	A
I _m	Scheitelwert des Wechselstroms	A
M	Messgröße	-
N _B	Bruchlastspielzahl	-
R	Dehnungsverhältnis	-
R _a	Arithmetischer Mittenrauwert	µm
R _m	Zugfestigkeit	MPa
R _{p0,2}	0,2 % Dehngrenze	MPa
R _z	Rautiefe	µm
t	Zeit	s

Griechische Symbole

α	Ferritische Phase	-
α'	Verformungsinduziert umgewandelte martensitische Phase	-
ΔM _{tang}	Tangentiale Magnetfeldänderung	mV
ΔT	Temperaturänderung	K
ΔR	Änderung des elektrischen Widerstands	µΩ
σ _a	Spannungsamplitude	MPa
ε̇	Dehnrage	s ⁻¹
ε _{a,e}	Elastische Dehnungsamplitude	10 ⁻² , 10 ⁻³
ε _{a,p}	Plastische Dehnungsamplitude	10 ⁻² , 10 ⁻³
ε _{a,t}	Totaldehnungsamplitude	10 ⁻² , 10 ⁻³
ε _{a,c}	Korrelierte Totaldehnungsamplitude	10 ⁻² , 10 ⁻³

Θ	Phasenwinkel	°
μ_0	Magnetische Feldkonstante	VS/Am
μ_r	Relative Permeabilität	-
γ	Austenitische Phase	-
Φ	Magnetischer Fluss	Vs
X_L	Induktiver Widerstand	Ω
σ	Spannung	MPa
σ	Elektrische Leitfähigkeit	S/m
σ_a	Spannungsamplitude	MPa
σ_m	Mittelspannung	MPa
σ_{ES}	Eigenspannung	MPa
ω	Kreisfrequenz	s^{-1}

Abkürzungen

3MA	Mikromagnetische Multiparameter-, Mikrostruktur- und Spannungsanalyse
bcc	Body centered cubic (deutsch: krz)
CSNI	Committee on the Safety of Nuclear Installations
DO	Dissolved oxygen
DSV	Dehnungssteigerungsversuch
EBSD	Electron backscatter diffraction
ECP	Elektrochemisches Korrosionspotential
EDX	Energy dispersive X-ray spectroscopy
ESV	Einstufenversuch
fcc	Face centered cubic (deutsch: kfz)
FIB	Focused ion beam
FSI	Fluid Struktur Interaktion
GRS	Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheit
HCF	High cycle fatigue
HTW	Hochtemperaturwasser
HWC	Hydrogen water chemistry
IFD	International Fatigue Database Agreement in Support of Nuclear Energy Safety
IfEP	Institut für Eignungsprüfung

kfz	Kubisch flächenzentriert (englisch: fcc)
KKW	Kernkraftwerk
KNN	Künstliche neuronale Netze
krz	Kubisch raumzentriert (englisch: bcc)
KTA	Kerntechnischer Ausschuss
LCF	Low cycle fatigue
LSV	Laststeigerungsversuch
LZfPQ	Lehrstuhl für Zerstörungsfreie Prüfung und Qualitätssicherung, Universität des Saarlandes
MFI	Magnetic force imaging
MiBaLeb	Mikrostrukturbasierte Lebensdauerberechnung
MPA	Materialprüfanstalt Universität Stuttgart
NDT	Non destructive testing (deutsch: ZfP)
REM	Rasterelektronenmikroskop
RT	Raumtemperatur
STEP	Short time evaluation procedure
PROST	Probabilistic structure calculation
WGIAGE	Working Group on Integrity and Ageing of Components and Structures
WPT	Lehrstuhl für Werkstoffprüftechnik, Technische Universität Dortmund
WWHK	Fachgebiet Werkstoffkunde & Werkstoffprüfung, Hochschule Kaiserslautern
XRD	X-ray diffraction (Röntgenbeugung)
ZfP	Zerstörungsfreie Prüfung (englisch: NDT)

Inhaltsverzeichnis

1 Zielsetzung und Arbeitsprogramm	1
1.1 Ausgangslage	1
1.2 Stand der Wissenschaft und Technik	2
1.3 Gesamtziel des Vorhabens	12
1.4 Wissenschaftliche und technische Arbeitsziele des Vorhabens	19
1.5 Arbeitsprogramm des Konsortiums	20
2 Durchgeführte Arbeiten und erzielte Ergebnisse	30
2.1 Werkstoffcharakterisierung für betriebsrelevante Bedingungen	30
2.1.1 Bereitstellung von Referenzmaterial und mechanische und metallografische Charakterisierung	30
2.1.2 Charakterisierung der Mikrostruktur mittels ausgewählter ZfP- und elektrochemischer Verfahren	49
2.1.3 Sensorentwicklung	50
2.1.4 Einstellung definierter Schädigungs-/ Alterungszustände	56
2.1.5 Durchführung von Ermüdungsversuchen zur Validierung der definierten Schädigungs- bzw. Alterungszustände sowie des Sensors	78
2.1.6 Data Mining und International Fatigue Database	116
2.2 Erweiterte Verfahrensweise zur Bestimmung der verbleibenden Einsatzdauer von Komponenten der nuklearen Anlagentechnik	118
2.2.1 Beanspruchung von Rohrleitungskomponenten im FSI-Kreislauf	118
2.2.2 Mikrostrukturelle Charakterisierung der beanspruchten Rohrleitungskomponente und Herstellung von Validierungsproben	135
2.2.3 Ermüdungsuntersuchungen und Abgleich mit durchgeführten Versuchen	138
2.2.4 Untersuchungen zu realen Schadensfällen mit der Simulationsplattform PROST	146
3 Zusammenfassung und Ausblick	149
4 Literatur	151
5 Anhang	161

1 Zielsetzung und Arbeitsprogramm

1.1 Ausgangslage

Der Reaktorunfall 2011 in Fukushima markiert den Beginn einer Wende der globalen Überprüfung der Auslegungs- und Sicherheitskonzepte sowie der Betriebsbedingungen von Kernkraftwerken (KKW) im In- und Ausland. Während in Deutschland die letzten drei KKW Isar 2, Emsland und Neckarwestheim 2 am 15.04.2023 abgeschaltet wurden, wird in angrenzenden Nachbarstaaten bzw. weltweit auf nicht absehbare Zeit weiterhin die Versorgung der elektrischen Energie durch Kernkraftwerke gewährleistet bzw. ausgebaut. Der sichere Betrieb von KKW im Ausland, insbesondere in Grenznähe zu Deutschland, liegt im unmittelbaren deutschen Sicherheitsinteresse, da die Folgen von nuklearen Ereignissen grenzüberschreitende Auswirkungen haben können. Deutsche Forschungsergebnisse tragen daher zum Stand von Wissenschaft und Technik und somit zum Wohl von Mensch und Umwelt bei [BMU23].

Laut 7. Energieforschungsprogramm und dem Projektförderprogramm zur nuklearen Sicherheit (2021-2025) sind werkstoffwissenschaftliche Untersuchungen und Methodiken zu Alterungsprozessen im Hinblick auf die Integrität von in KKW eingesetzten Komponenten von zentraler Bedeutung [Bun18], [BMW21]. Mit zunehmender Betriebsdauer wird dem Alterungsmanagement in Zukunft eine immer zentralere Rolle zukommen, insbesondere im Hinblick auf Bestrebungen zur Laufzeitverlängerung der im grenznahen Ausland betriebenen KKW. Durch den zunehmenden Anteil an erneuerbaren Energien bei der Stromerzeugung wird der Betrieb der Kernkraftwerke den Netzanforderungen angepasst, der sog. Lastfolgebetrieb. Durch die daraus resultierenden erhöhten Ermüdungsbeanspruchungen der Strukturen und Komponenten entsteht zusätzlicher Aufwand für die Prüfung und Bewertung der Sicherheit bzw. Integrität, für den Methoden der Werkstoffcharakterisierung und zerstörungsfreien Prüfung (ZfP) sowie strukturmechanische Analysemethoden erforderlich sind. Zur Erfassung lokaler Ermüdungslasten haben sich Messprinzipien, z. B. basierend auf Temperaturmessungen wie bei FAMOS [Rud21], etabliert. International wird derzeit die Überwachung von Kernenergieanlagen zunehmend proaktiv, d. h. hinsichtlich der betriebsbegleitenden Kontrolle von Bauteilen und Komponenten, ausgelegt bzw. auf diese Vorgehensweise umgestellt. Dies wird durch die steigende Verfügbarkeit unterschiedlicher Sensoren ermöglicht, die inzwischen auch den für betriebssichere Anwendungen erforderlichen technischen Reifegrad erreichen. Daraus ergibt sich der Bedarf an modernen Methoden der zerstörungsfreien Prüfung (ZfP), die für spezifische werkstoffmikrostrukturelle Änderungen sensitiv sind und damit die Beurteilung von ermüdungsbeanspruchten kritischen Komponenten und

deren Integrität zuverlässig ermöglichen. Forschungsbedarf besteht u. a. bei den der Mikromagnetik zugehörigen zerstörungsfreien Prüfverfahren, die eine räumlich aufgelöste werkstoffmikrostrukturelle Charakterisierung erlauben sowie bei der Zuverlässigkeit von Techniken des maschinellen Lernens für die Auswertung von Sensordaten. Ein besseres Verständnis des Zusammenhangs zwischen Mikrostruktur und Messgrößenreaktion kann hierbei einen entscheidenden Beitrag zum Alterungsmanagement und der damit verbundenen Restlebensdauerbewertung liefern.

1.2 Stand der Wissenschaft und Technik

Detektion von Ermüdungsschäden kerntechnischer Anlagen

Die Detektion von Ermüdungsschäden nimmt eine zentrale Rolle im Rahmen des Alterungsmanagements kerntechnischer Anlagen ein. Dabei ist der erfolgreiche Nachweis dieser Ermüdungsschäden ein fundamentales Werkzeug für die auslegungskonforme und betriebssichere Konstruktion mechanisch, thermisch sowie korrosiv beanspruchter Komponenten. Während des Betriebs von kerntechnischen Anlagen zeigen insbesondere thermisch-zyklische Beanspruchungen einen wesentlichen Einfluss auf die Schädigungsentwicklung in Komponenten und Bauteilen. Die auftretenden Beanspruchungen und -gradienten sind auf bedingte transiente Betriebszustände (bspw. laminare Strömungen von Fluiden mit Temperaturgradienten) zurückzuführen. So treten im Rahmen von An- und Abfahrvorgängen kalte oder heiße Einspeisebedingungen auf, die durch spezielle Sicherheitstechnik mit komplexen Prüfbedingungen überwacht werden müssen. Des Weiteren können permanent auftretende Mischungsereignisse (heiße und kalte Fluidströmen) an Verbindungsstellen (T-Stücke) zusätzliche hohe Ermüdungsbeanspruchungen hervorrufen. Aufgrund der vorliegenden Anlagen- und Betriebsbedingungen können in größeren Rohrleitungskomponenten bei geringeren Durchflussmengen und vorhandener Temperaturdifferenz hohe Temperaturschichtungen und folglich hohe thermisch induzierte mechanische Spannungen entstehen. Diese Phänomene können ebenfalls zyklische Beanspruchungen in den Rohrleitungen und den angeschlossenen Komponenten hervorrufen. Ergänzend müssen zyklische mechanische Beanspruchungen aufgrund von Innendruckveränderungen, thermisch induzierten Dehnungen und Spannungen sowie Rohrleitungslasten für den Ermüdungsnachweis berücksichtigt werden. Diese erläuterten verschiedenartigen Alterungsmechanismen, die durch eine Vielzahl von Beanspruchungsarten und -zuständen in den Werkstoffen der Komponenten von Kernkraftwerken hervorgerufen werden, begrenzen die zulässigen Einsatzzeiten. Daher nimmt die Bewertung der möglichen Restlebensdauer bei Laufzeitverlängerungen

eine wichtige Rolle ein. Ein in diesem Rahmen etabliertes System zur Überwachung der Ermüdungsschädigung ist FAMOS [Rud21], das den lokalen Lastverlauf überwacht und eine genauere Charakterisierung der lokalen Ermüdungsbeanspruchung erlaubt. Dieses bewährte System erfordert eine lokale Instrumentierung an der betrachteten Position während der gesamten Betriebsdauer und rekonstruiert die Schädigung über die gemessenen Ermüdungslasten. Es ist anzumerken, dass die Bewertung über die zeitlich veränderliche Beanspruchungssituation erfolgt und der mechanische und mikrostrukturelle Werkstoffzustand an der Messstelle nicht direkt erfasst werden kann [Erv97].

Einordnung des Versuchswerkstoffs X6CrNiNb18-10 in die Gruppe der CrNi-Stähle

Nichtrostende Stähle sind weit verbreitete Eisenbasislegierungen mit einem Cr-Gehalt von mindestens 10,5 Ma.-%, die ihre rostfreien Eigenschaften durch die Bildung von anhaftenden chromreichen Oxidschichten an der Oberfläche erhalten [ASM90], [Fon86]. Obwohl die Korrosionsbeständigkeit oft deutlich besser ist als die von un- und niedrig legierten Kohlenstoffstählen, können Spannungsrisskorrosion (SCC) und örtlich begrenzte Formen der Korrosion zu unerwartetem und manchmal katastrophalem Versagen führen, während der größte Teil der Struktur nur unterkritischen Beanspruchungen unterliegt [Sun23], [Kha19], [Rav05]. Bei Untersuchungen an austenitischen CrNi-Stählen ist in der Verwendung der Stähle zwischen stabilisierten und nicht stabilisierten austenitischen CrNi-Stählen zu unterscheiden. Der Begriff Stabilität bezieht sich hierbei auf eine Stabilität gegenüber interkristalliner Korrosion. Während in den USA und in Japan mit den Werkstofftypen AISI 304 und 316 überwiegend nicht stabilisierte Werkstoffe eingesetzt werden, wird in Deutschland überwiegend mit stabilisierten CrNi-Stählen gearbeitet (Ti-stabilisiert: 1.4541, Nb-stabilisiert: 1.4550). Das Zulegieren von Titan bzw. Niob (beide Elemente weisen eine hohe Affinität zu Kohlenstoff und Stickstoff auf) führt in Kombination mit einer geeigneten Wärmebehandlung zur Bildung von Karbiden bzw. Nitriden. Sind diese Elemente in ausreichendem Maße vorhanden ($Ti = 5 \cdot C$, $Nb = 10 \cdot C$) kann interkristalline Korrosion stark reduziert bzw. ausgeschlossen werden. Grundsätzlich kann deshalb nicht von vornherein davon ausgegangen werden, dass die in den USA und in Japan erarbeiteten Daten auf diese Stähle übertragbar sind.

Das Verhalten des in diesem Forschungsverbundvorhaben „MibaLeb“ untersuchten metastabilen austenitischen Stahls X6CrNiNb18-10 (1.4550, AISI 347) unter quasi-statischer und wiederholter (ermüdender) Beanspruchung ist insbesondere durch seine Metastabilität gekennzeichnet. Im Ausgangszustand liegt ein überwiegend paramagnetisches austenitisches Gefüge vor, das sich verformungsinduziert in martensitische Phasen mit ferromagnetischem Verhalten umwandeln kann, sofern eine ausreichend hohe

statische oder zyklische Beanspruchung aufgebracht wird [Aco22], [Hah14], [Kal82], [Rud12]. Das weitere zyklische Verformungsverhalten wird durch mikrostrukturelle Prozesse, wie Versetzungsbildung, Versetzungsumlagerung, Mikrorissbildung und die Entwicklung von Mikrorissnetzwerken sowie den Übergang zur Makrorissbildung und deren Ausbreitungsprozesse charakterisiert. Veränderungen der Versetzungsdichte sowie der Struktur in Form von Wand- oder Zellbildung können bereits innerhalb der ersten 5 bis 10 % der Lebensdauer auftreten [Hec13], während die Bildung und das Wachstum von Makrorissen erst ab 65 bis 70 % der Lebensdauer stattfinden.

Die im Rahmen dieses Verbundprojektes untersuchten Proben wurden aus Stangenmaterial und aus Rohrkomponenten mit nach aktueller KTA-Richtlinie konformer chemischer Zusammensetzung (vgl. Kapitel 2.1.1) hergestellt und repräsentieren somit den aktuellen Stand der in den Anlagen verbauten Werkstoffe. Ganz allgemein findet der metastabile austenitische Stahl X6CrNiNb18-10 Verwendung in Rohrleitungen, in Volumenregel-, Reaktorwasserreinigungs-, Speisewassersystemen und in anderen Komponenten deutscher Kernkraftwerke (z. B. in derzeitigen LWR-Anlagen) in einem Temperaturbereich bis 350 °C.

Einsatz zerstörungsfreie Prüfmethode bei metastabilen CrNi-Stählen

Die der Mikrorissbildung vorgelagerten Veränderungen der Mikrostruktur werden während des Betriebs derzeit nicht detektiert. Ein großes Potential diese Lücke zu schließen, bieten vor allem die Verfahren der zerstörungsfreien Prüfung (ZfP). Dabei konnten die auf Wechselwirkungen zwischen Messsignal und Werkstoffmikrostruktur beruhenden Messgrößen partiell für die in MibaLeb betrachteten Anwendungsfälle analysiert und auch quantifiziert werden. Zur mikrostrukturbasierten Charakterisierung des Werkstoffverhaltens unter statischer und zyklischer sowie thermischer und korrosiver Beanspruchung konnte das Verbundvorhaben einen wertvollen Beitrag leisten. Die Schädigungsvorgänge werden primär durch die mechanischen und thermischen Beanspruchungen bestimmt, die sowohl statisch als auch dynamisch, einzeln oder in einer Kombination in Form einer thermo-mechanischen Beanspruchung auf die Anlagenbauteile wirken. Hierbei ist insbesondere der Temperaturbereich von 200 bis 330 °C für Rohrleitungssysteme in Leichtwasserreaktoren von besonderem Interesse, der überwiegend auf An- und Abfahrvorgängen des Systems beruht [KTA17]. Auch das 2009 gestartete BMWi-Vorhaben 1501379 konnte bereits in ersten Ansätzen zeigen, dass elektromagnetisch arbeitende Ultraschallwandler (sog. EMUS-Wandler) geeignet sind, die Schädigungsentwicklung vor einer einsetzenden Mikrorissbildung unter thermozyklischen Beanspruchungen zu beschreiben. Dieses Vorhaben zeigte bereits Potentiale der ZfP für

diese Anwendung auf, bei dem aber noch nicht die Übertragbarkeit auf Bauteile im Vordergrund stand.

Definition der Schädigung via Analysewerkzeug PROST

Der Nachweis, dass der Erschöpfungsgrad D (traditionell als "Schädigung" bezeichnet) innerhalb bestimmter Grenzen ($0 \leq D \leq 1$) definiert werden kann, wird derzeit durch strukturmechanische Analysen erbracht. Zu diesem Zweck wird bei Ermüdungsanalysen zwischen elastischen, vereinfachten elasto-plastischen und allgemeinen elasto-plastischen Fällen unterschieden. Die Bestimmung des realen Ermüdungsgrades wird mit elasto-plastischen Finite-Elemente-Analysen von Modelltransienten mit hoher Genauigkeit erreicht [Hec15]. Darüber hinaus werden probabilistische Methoden verwendet, um die Unsicherheiten zu beschreiben, die in Bezug auf die aufgebrachten Lasten und Streuungen in den zu erwartenden Materialeigenschaften stehen. Diese Methoden sind in den Vorschriften der jeweiligen Länder, in denen die Anlagen betrieben werden, vorgeschrieben. In diesem Zusammenhang hat die Gesellschaft für Anlagen und Reaktorsicherheit (GRS) das probabilistische Analysewerkzeug PROST (PRObabilistic STructure calculation) zur Ermittlung der Strukturzuverlässigkeit bzw. Betriebsdauer für die Bewertung von Rohrleitungen und Behältern entwickelt [Wan13]. Damit kann die Rissbildung sowie das Rissverhalten in Abhängigkeit von verschiedenen Schädigungsmechanismen bestimmt werden. Probabilistische Untersuchungen der Leckage und des Bruchs von Rohrleitungskomponenten in Abhängigkeit von der Betriebsdauer können mit PROST durchgeführt werden [Kus84], [Kus86], [Dob13].

Sicherheitsrelevante Bauteile, deren Auslegung und Betrieb auf dem grundlegenden Sicherheitskonzept basieren, unterliegen wiederkehrenden Prüfungen zur Sicherstellung des Betriebs und zur Verifizierung der Beurteilungskriterien von Bauteilprüfungen [Lya20], [Pal24]. Die Betriebsüberwachung bzw. die Durchführung von Bauteilprüfungen mit gealterten Werkstoffen ist nicht in allen Fällen realisierbar und muss derzeit allein durch eine konservative Auslegung mit Sicherheitsfaktoren gewährleistet werden. In diesem Zusammenhang ist zu erwähnen, dass in dem abgeschlossenen Verbundvorhaben MibaLeb Methoden und Prüfstrategien entwickelt wurden, die es ermöglichen, dass zukünftig gezielt gealtertes Material für Begleitversuche genutzt werden kann. Hierdurch wird das Potential bereitgestellt, dass pauschal beaufschlagte Sicherheitsfaktoren ohne Einbuße der Betriebssicherheit deutlich reduziert werden können und somit der Ausnutzungsgrad des Werkstoffs unter Berücksichtigung des Sicherheitsaspektes deutlich erhöht wird.

Forschungsbedarf für in kerntechnischen Anlagen eingesetzte Werkstoffe

Austenitische Werkstoffe, auf die sich das Forschungsverbundprojekt MibaLeb (Phase I und Phase II) konzentriert, haben im Vergleich zu ferritischen Werkstoffen eine geringere Wärmeleitfähigkeit, was zu höheren thermisch induzierten, mechanischen Spannungen führen kann, z. B. bei schwankenden Temperaturänderungen oder -schichtungen in Rohrleitungen. In den Rohrleitungen bilden sich nicht nur unterschiedliche Spannungsschichten und Ermüdungsschäden, sondern es können auch unterschiedliche Schädigungsmechanismen aktiviert werden, die zu lokal inhomogenen Werkstoffeigenschaften führen. In Kernkraftwerken deutscher Bauart waren insbesondere Rohrleitungen, wie bspw. Volumenausgleichsleitung, Leitungen des Nachkühlsystems und Sprühleitungen, während ihres Einsatzes solchen thermo-mechanischen Beanspruchungsänderungen ausgesetzt.

Komponenten kerntechnischer Anlagen, die das Ende ihrer Auslegungslbensdauer erreichen, können durch die Implementierung von Methoden und Verfahren zur frühzeitigen Erkennung von Ermüdungseffekten in Bereichen, in denen ein Schutz gegen ermüdungsbedingte Rissbildung erforderlich ist, hinsichtlich ihres Potentials an realer Restlebensdauer deutlich gewinnen. Diese Frühzeiterkennung ist daher von großer sicherheitstechnischer Bedeutung. Eine genauere Kenntnis des Schädigungsgrades im degradierten Zustand eines Werkstoffs und damit eines Bauteils ermöglicht es, angenommene Sicherheitsmargen betriebsrelevanter abzuschätzen und die Restlebensdauer der betrachteten Bauteile präzise zu bestimmen. Damit kann ein Werkstoffpotential einerseits im Hinblick auf vorhandene Sicherheitsreserven und andererseits im Hinblick auf den wirtschaftlichen Nutzen besser ausgeschöpft werden. Aus dieser Aufgabenstellung heraus ergibt sich ein Forschungsbedarf, der eine ganzheitliche Bewertung und wechselseitige Analyse der im Betrieb stattfindenden Gefügestandsänderungen, wie Versetzungsanordnung und -dichte, α' -Martensitphasenumwandlung, Mikrorissbildung mit Korrelation zu physikalisch messbaren Größen in Form von Ultraschallabsorption, Schallgeschwindigkeit, Rückstreuung, elektrischer Leitfähigkeit etc. voraussetzt.

Die makroskopisch rissfreie Phase von Werkstoffen und Bauteilen sowie Ermüdungsschäden und die daraus resultierende „in-situ“-Schadensentwicklung kann für den Anwendungszweck von kerntechnischen Anlagen bislang noch nicht über ein geeignetes zerstörendes oder zerstörungsfreies Prüfverfahren abgebildet werden. Die Messung des Werkstoffschädigungszustands unmittelbar am realen Bauteil bzw. an der Probe ggf. auch im Betrieb, wird durch die Bezeichnung „in-situ“ formuliert. „Ex-situ“ indiziert, dass das Bauteil bzw. die Probe aus der Einbausituation oder dem Laststrang entnommen

und der Werkstoffzustand durch Entnahme einer Werkstückprobe aus dem beanspruchten Werkstoffvolumen festgestellt wird. Um den „in-situ“-Charakterisierungsprozess mittels anerkannter ZfP-Methoden wie z. B. der Elektromagnetik so effizient wie möglich zu gestalten, müssen diese Verfahren derart weiterentwickelt werden, dass sie reproduzierbare Aussagen über fortschreitende Ermüdungsschäden mit der erforderlichen Zuverlässigkeit ermöglichen. Diese Datenbasis kann jedoch nur in Verbindung mit umfangreichen werkstoffwissenschaftlichen Erkenntnissen aus den Alterungsprozessen erreicht werden. Für den Anwendungsfall der metastabilen austenitischen Stähle kerntechnischer Anlagen ist ein bemerkenswertes Beispiel im Zusammenhang mit der Charakterisierung der Härte zu nennen. Dobman et al. haben hierzu ein implementiertes Verfahren für die 3MA-Methodik (mikromagnetische Multiparameter-Mikrostruktur- und Spannungsanalyse) entwickelt [Dob08]. Derartige Ansätze müssen im Bereich der Ermüdung auf die Schädigung, die durch verschiedene Werkstoffmechanismen sowie Versetzungsreaktionen und/oder aufgrund von Phasenumwandlungen von Austenit zu α' -Martensit entstehen, erweitert und validiert werden. Ebenfalls nennenswert ist das Permeabilitätsmesssystem, das in dem abgeschlossenen BMWi-Projekt 1501525 entwickelt wurde [Lya19] und die orts aufgelöste quantitative Bewertung der ferromagnetischen Anteile in metastabilen austenitischen Stählen ermöglicht. Dieses Permeabilitätsmesssystem wurde an der MPA Stuttgart an Rohrleitungskomponenten, die unter Siedewasserreaktor-Bedingungen und bei unterschiedlichen Temperaturen im vor Ort vorhandenen FSI-Kreislauf ermüdet wurden, zur Validierung der magnetischen Charakterisierung eingesetzt. Hierbei wurde an der Innenfläche der Rohrleitungskomponenten eine Zunahme der relativen Permeabilität erkannt, die auf das Vorhandensein von α' -Martensit aufgrund der Austenit-Martensit-Phasenumwandlung hinweist und dessen Anteil als Schädigungskriterium herangezogen werden kann. In diesem Forschungsvorhaben wurde das entwickelte System auch zur Charakterisierung von Ermüdungsverhalten eingesetzt.

Kurzzeitlebensdauerprognoseverfahren (STEP)

Die Auslegung von zyklisch beanspruchten Bauteilen erfolgt in der Regel auf der Grundlage der aus sog. Wöhlerkurven (international auch S-N-Kurven genannt) abgeleiteten Lebensdauer. Um solche Kurven zu erstellen, sind traditionell viele Ermüdungsversuche erforderlich, was den Prozess zeit- und kostenaufwändig macht. Die Grundlagen der traditionellen Lebensdauerbewertung werden durch die Anwendung von Schädigungsakkumulationshypothesen, z. B. nach Palmgren und Miner [Min45] geschaffen. Experimentelle Untersuchungen haben jedoch gezeigt, dass insbesondere bei zusätzlicher korrosiver chemischer Beanspruchung die Annahme einer linearen Schadensakkumulation in Abhängigkeit von den aufgetragenen Spannungen und Dehnungen nur bedingt

gültig ist. Auch hier sind Sicherheitsfaktoren die gängige Lösung, um die daraus resultierenden Ungenauigkeiten und Unsicherheiten abzudecken [Sta11].

In diesem Zusammenhang sind verschiedene, in den letzten Jahren entwickelte Kurzzeitverfahren (engl. Short Time Evaluation Procedure, STEP) zu nennen, die die Anzahl der Ermüdungsversuche sowie den Zeit- und Kostenaufwand um mehr als 90 % reduzieren können, *Abb. 1*.

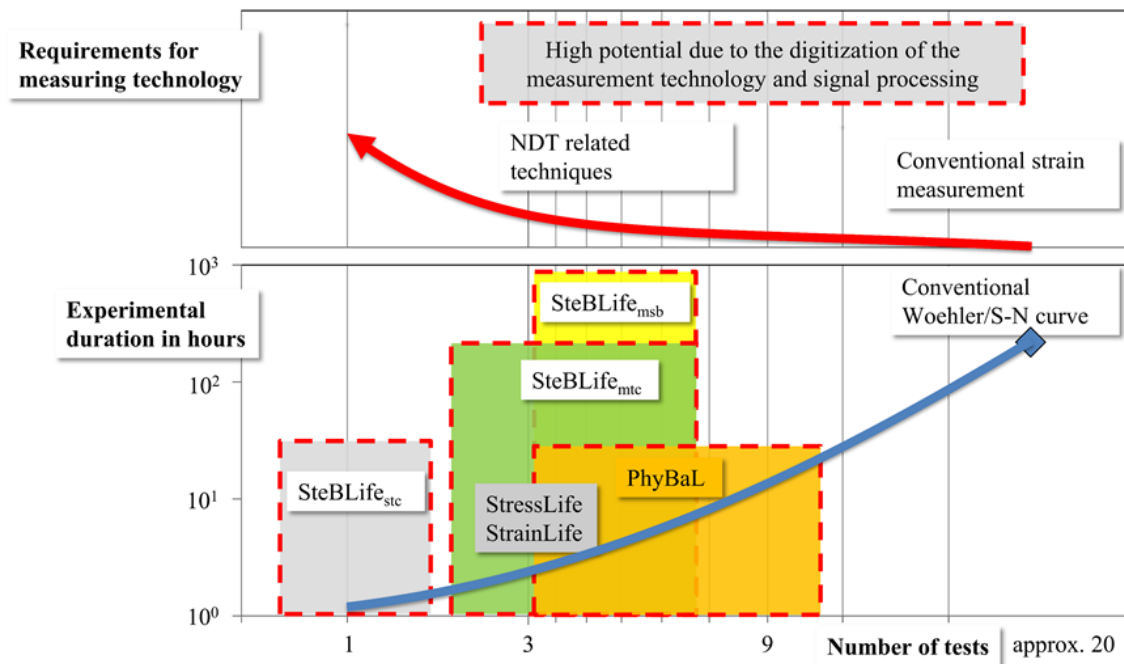


Abb. 1: Zeit- und Probenaufwand sowie erforderliche Integrationsebene der zerstörungsfreien Prüfung im Rahmen von Lebensdauerprognoseverfahren im Vergleich zur konventionellen Ermittlung der Wöhlerkurven [Don24]

Neben Aussagen hinsichtlich der abgeschätzten Restlebensdauer können diese Verfahren ebenfalls zur Bewertung des Ermüdungsverhaltens eingesetzt werden, um ein weiterführendes Verständnis hinsichtlich der im Werkstoff ablaufenden Schädigungsevolution zu entwickeln. Im Rahmen dieser STEP-Verfahren werden spezielle Versuchsstrategien (Kombinationen aus Last- bzw. Dehnungssteigerungs- und Einstufenversuchen, spezielle Probengeometrien) genutzt und die in den Ermüdungsversuchen auftretenden Werkstoffreaktionen mittels ZfP-Verfahren erfasst [Aco20]. Aufgrund der Tatsache, dass die unterschiedlichen ZfP-Verfahren wiederum unterschiedlich sensitiv auf die verschiedenen im Werkstoff unter Ermüdungsbeanspruchung ablaufenden Mechanismen reagieren, können Schädigungseffekte heuristisch voneinander separiert werden. Werden diese Informationen mit denen aus analytischen Untersuchungen verknüpft, können (Teil-)Modelle erstellt werden, die eine quantitative Bewertung der einzelnen Schädigungseffekte ermöglichen.

gungsmechanismen ermöglichen [Sta10]. Des Weiteren haben die STEP-Verfahren gemeinsam, dass die Schädigungsentwicklung mittels nicht-linearer Ansätze erfasst werden kann, da zur Schädigungsbewertung nicht die Beanspruchung, sondern die Werkstoffreaktion genutzt wird, was einen deutlichen Mehrwert gegenüber der Lebensdauerabschätzungen bspw. nach Palmgren und Miner oder Smith, Watson und Topper ermöglicht [Pal24], [Min45]. In diesem Zusammenhang sind insbesondere die Verfahren SteBLife [Aco20], StressLife [Sta19] und StrainLife [Aco18], [Bil21] zu nennen.

In SteBLife werden gestufte Ermüdungsproben genutzt, wodurch sich lokal unterschiedliche Spannungsamplituden entlang der Probe einstellen. Im Rahmen von einstufigen Ermüdungsversuchen wird die lokale Werkstoffreaktion bspw. mittels Temperaturmessung erfasst und über mathematische Ansätze nach Morrow [Mor65] und Basquin [Bas10] resultierende Wöhlerkurven berechnet. Der Vorteil ist hier, dass lediglich ein Ermüdungsversuch ausreichend ist, um eine Trend-Wöhlerkurve zu erstellen. Werden mehrere Versuche durchgeführt, können ebenfalls über statistische Ansätze Streubänder für unterschiedliche Versagenswahrscheinlichkeiten berechnet werden.

StressLife nutzt die Kombination aus einem Laststeigerungs- (LSV) und zwei Einstufenversuchen (ESV). Die Informationen aus dem LSV sind eine Art Fingerabdruck des Werkstoffs, der den Zusammenhang zwischen Beanspruchungsamplitude und Werkstoffreaktion widerspiegelt. Allerdings wird diese Information durch Effekte der Versuchsdurchführung (Schädigung vorangegangener Stufen, Trainingseffekte, etc.) überlagert, weswegen ergänzend zwei ESV durchgeführt werden. Die jeweiligen Beanspruchungsamplituden werden vorgangsorientiert aus den Ergebnissen des LSV ausgewählt, so dass eine Spannungsamplitude im Bereich überwiegend plastischer und eine im Bereich überwiegend elastischer Beanspruchungen liegt. Die LSV und ESV werden wiederum mit unterschiedlichen ZfP-Verfahren instrumentiert und darüber die zeitlich veränderliche Werkstoffreaktion erfasst. StrainLife basiert auf StressLife und wurde in MibaLeb Phase I auf die Anwendung für dehnungskontrollierte Versuchsführung (daher im Weiteren als StrainLife bezeichnet) konsequent weiterentwickelt. Alle genannten Verfahren zeigen ein enormes Potential für die zeit- und ressourceneffiziente Bereitstellung von Ermüdungsdaten und werden aktuell im Rahmen einer Vielzahl von Forschungsprojekten genutzt [Aco22], [Aco18], [Bil21].

Viele dieser zuvor genannten Verfahren basieren auf verallgemeinerten Morrow-, Basquin- und Manson-Coffin-Gleichungen [Mor65], [Bas10], [Man53], [Cof54], z. B. in einer Kombination aus Dehnungs- (DSV) oder Laststeigerungsversuchen und span-

nungs- oder dehnungskontrollierten Einstufenversuchen, die die Auswertung von Wöhlerkurven ermöglichen. Die Validierung der über Kurzzeitverfahren berechneten Wöhlerkurven, auch unter Einbeziehung von Streubändern für unterschiedliche Bruchwahrscheinlichkeiten, wurde bereits an Leichtmetalllegierungen und Stählen in verschiedenen Werkstoffzuständen dargestellt [Sta10], [Sta18], [Wal14], [Sch20], [Fle10].

Zusätzlich zu den konventionellen mechanischen Spannungs-Dehnungs-Messungen können die STEP-Methodiken zur Bestimmung von Wöhlerlinien auch die Vorteile von ZfP-Verfahren und -Parametern nutzen, die sich auf Temperatur und elektrischen Widerstand, aber auch auf Magnetismus oder Ultraschall stützen können. Diese Methoden können daher ein Potential für die Erkennung und Verfolgung der Schadensentwicklung auf nicht-invasive Weise bieten. Auch elektrochemische Parameter, die auf dem Korrosionspotential [Roe91], [Tad04] oder der Korrosionsstromdichte [Wit16] basieren, können für die Schädigungscharakterisierung bei Korrosionsermüdungsprüfungen genutzt werden. Mikrostrukturelle Veränderungen, wie die Bildung von Gleitbändern oder die Rissentstehung/-ausbreitung an der Werkstoffoberfläche, können mit diesen gemessenen Veränderungen korreliert werden [Luf68]. Diese Möglichkeit wurde bereits erfolgreich für verschiedene Werkstoffe gezeigt [Idl75], [Cho02]. Die StressLife-Methode wurde im Rahmen von MibaLeb nicht nur um Aspekte der Dehnungskontrolle weiterentwickelt, sondern auch um Aspekte der thermo-mechanischen Beanspruchung und Korrosion erweitert, die für die Auslegung von Rohrleitungssystemen in kerntechnischen Anlagen relevant sind. Hierbei lag der Fokus insbesondere darauf, dass ein Übergang zwischen dem Bauteilverhalten und den Werkstoffeigenschaften und umgekehrt möglich ist.

Ermüdungsverhalten bei erhöhten Temperaturen

Neben den vorliegenden Werkstoffeigenschaften und der Beanspruchungsamplitude wird die Ermüdungsfestigkeit ebenfalls durch die Temperatur beeinflusst [Kra01], [Sei05]. Mit steigender Temperatur nimmt bei Stählen mit konstanter Dehnungsschwingbreite die Zahl der Lastspiele bis Anriss in unterschiedlicher Ausprägung ab. Abweichungen können in dem Temperaturbereich auftreten, in dem der Werkstoff im quasi-statischen Zugversuch ein ausgeprägtes Zähigkeitsminimum aufweist oder wenn ein differenziertes Ver- oder Entfestigungsverhalten im Vergleich zum Verhalten bei Raumtemperatur (RT) oder bei erhöhter Temperatur vorliegt. Bei zyklisch wechselnden Temperaturen wird davon ausgegangen, dass die mit isothermen Wechselversuchen ermittelten Ergebnisse auch auf nicht-isotherme Beanspruchungsvorgänge übertragen werden können. Nach den in [Kra01], [Sei05] durchgeführten Versuchen liegen die mit zyklisch

wechselnden Temperaturen erreichten Lastspielzahlen zwischen den mit konstanten Lastzyklustemperaturen erreichten Lastspielzahlen. In keinem der Ermüdungsversuche wurde beobachtet, dass die Anzahl der Lastspiele bis Probenbruch oder Anriss bei wechselnden Temperaturen geringer war als bei einer konstanten Maximaltemperatur mit jeweils ähnlicher Schwingbreite.

Die Resultate isothermer Versuche mit metastabilen austenitischen CrNi-Stählen liegen für den untersuchten Temperaturbereich von RT bis 80 °C in einem gemeinsamen Streuband. Daher kann davon ausgegangen werden, dass im Temperaturbereich bis 80 °C die Resultate der metastabilen austenitischen CrNi-Stähle durch die KTA-Mittelwertkurve bei RT präsentiert werden. Der Temperatureinfluss des metastabilen Austenits X6CrNiNb18-10 wird hinsichtlich seiner Ermüdungskurven ausführlich im kerntechnischen Regelwerk der KTA berücksichtigt. Der Einfluss durch eine separate KTA-Mittelwertkurve für $T > 80$ °C für die Einflüsse auf die Ermüdungslebensdauer muss vorausgesetzt werden.

Ermüdungsverhalten im Medium

Die Mechanismen der Risskorrosion können das Ermüdungsverhalten beeinflussen, wenn die Rissbildung bzw. Werkstoffermüdung unter dem Einfluss eines korrosiven Umgebungsmediums stattfinden, so wie es in sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser der Fall ist. Die Auflösung der passivierenden Oxidschicht steht bei ferritischen Stählen aufgrund der durch die vorherrschenden Dehnungen entstehenden Gleitbänder und der Oxidschichtversprödung im Vordergrund, wobei durch Bilden einer neuen Oxidschicht eine lokale Metallauflösung stattfindet.

Mit Rissfortschrittwachstum wird an den neu freigelegten, metallisch blanken Rissflanken durch die Korrosionsprozesse ständig neuer Wasserstoff erzeugt, was die Rissausbreitung fördern kann. In austenitischen CrNi-Stählen ist die Bildung von Intrusionen und Extrusionen, die zu Diskontinuitäten im Spannungsverlauf an der Oberfläche führen, der Hauptinitiator für die Mikrorissbildung. Dieser Prozess beginnt sehr früh (ca. 10 % der Lastspiele bis Anriss) und die Risswachstumsphase, die mit einem Mikroriss beginnt und bis hin zum "technischen" Anriss andauert, macht den überwiegenden Anteil an der Ermüdungslebensdauer aus [Kim03], [Aco18]. Intrusionen und Extrusionen, insbesondere aber auch Mikrorisse, können in einem Betriebsmedium das korrosive Verhalten begünstigen. Bei Austeniten kann auch korrosionsbedingter Wasserstoff den Rissbildungsprozess fördern. Im Medium gelöster Sauerstoff (dissolved oxygen, DO) in Verbindung mit dem elektrochemischen Korrosionspotential (electrochemical corrosion potential,

ECP) hat einen wesentlichen Einfluss auf die Aktivierung von korrosionsunterstützten Risswachstumsprozessen.

Das Korrosionspotential steigt mit zunehmendem Sauerstoffgehalt an. Als kritischer Wert, der oberhalb dem korrosionsunterstützten Risswachstum in hochreinem Wasser auftritt, wird in [Sei05] $ECP > -200$ mV angegeben. Dieses Korrosionspotential wird je nach Temperatur, Strömungsgeschwindigkeit und Werkstoff bei Sauerstoffgehalten von 5 bis 100 ppb erreicht. Der Einfluss des Sauerstoffgehalts wird z. B. durch Ermüdungsversuche mit niedriger Bruchlastspielzahl bis 1000 (Low Cycle Fatigue, LCF) hervorgehoben. In diesem Fall wurde in einem durch Wasserstoffdosierung reinem, sauerstofffreiem eingestellten Wasser (Hydrogen Water Chemistry, HWC) eine ca. 10-fach geringere Risswachstumsrate als unter sonst identischen Bedingungen in sauerstoffhaltigem Hochtemperatur-Reinstwasser mit 400 ppb DO ermittelt [Sei05]. Eine deutlich verringerte Empfindlichkeit gegenüber interkristalliner Spannungsrissskorrosion wurde auch bei austenitischem Stahl (AISI 304) im SWR-Medium (288 °C) bei ECP-Werten von weniger als -230 mV festgestellt [Kim03].

1.3 Gesamtziel des Vorhabens

Das Gesamtziel des Forschungsverbundvorhabens, bestehend aus Phase I (erfolgreich abgeschlossen im November 2019) und Phase II, ist die Entwicklung einer Verfahrensweise zur Restlebensdauerbewertung von im Betrieb gealterten metallischen Komponenten kerntechnischer Anlagen, vgl. *Abb. 2*.

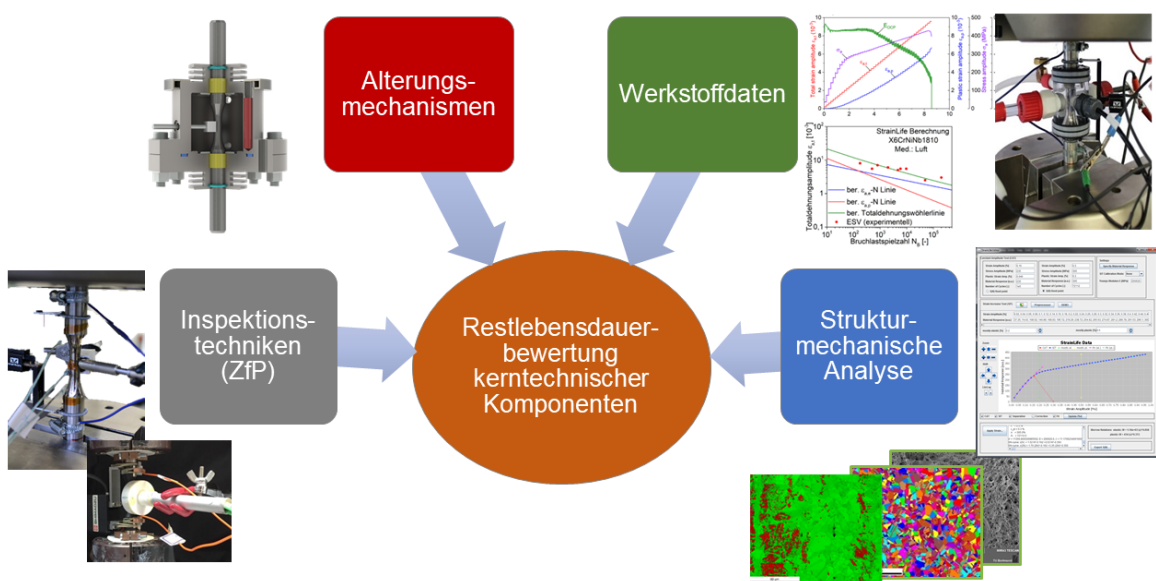


Abb. 2: Inhaltliche Schwerpunkte des Verbundvorhabens MibaLeb

Hierbei wird berücksichtigt, dass die lokalen Werkstoffeigenschaften der Komponenten hinsichtlich ihrer einsatztypischen Beanspruchung von mechanischer, thermischer und korrosiver Art variieren können.

Eine druckführende Rohrleitungskomponente einer kerntechnischen Anlage, die betriebsbedingt mit Heißdampf oder unterkühltem Wasser beansprucht wird, kann nach einer bestimmten Betriebsdauer beanspruchungsbezogene lokale Streuungen der Werkstoffeigenschaften aufweisen. Diese Streuungen der Werkstoffeigenschaften können sich aufgrund der unterschiedlichen zusammensetzenden Beanspruchungsarten kontinuierlich erhöhen.

Die Auswirkungen der Beanspruchungsarten müssen bei der Komponentenauslegung in Ermangelung weiterer Informationen pauschal über Sicherheitsfaktoren abgedeckt werden, wodurch die Beurteilung der realen Zustände dieser kerntechnischen Komponenten und Systeme vor dem Hintergrund variabler Betriebsbeanspruchungen erschwert wird. Ein Mehr an qualifizierten Informationen kann bei gleichbleibender Sicherheit einen flexibleren Umgang mit betroffenen Komponenten hinsichtlich deren Einsatzdauer ermöglichen. Dazu hat das Forschungsverbundvorhaben „MibaLeb“ (Phase I, bis November 2019, Laufzeit 3 Jahre) sowie die Fortsetzung (Phase II, ab Oktober 2020, Laufzeit 3 Jahre plus 6 Monate ausgabenneutrale Verlängerung) entscheidende Beiträge geleistet, vgl. Abb. 3.

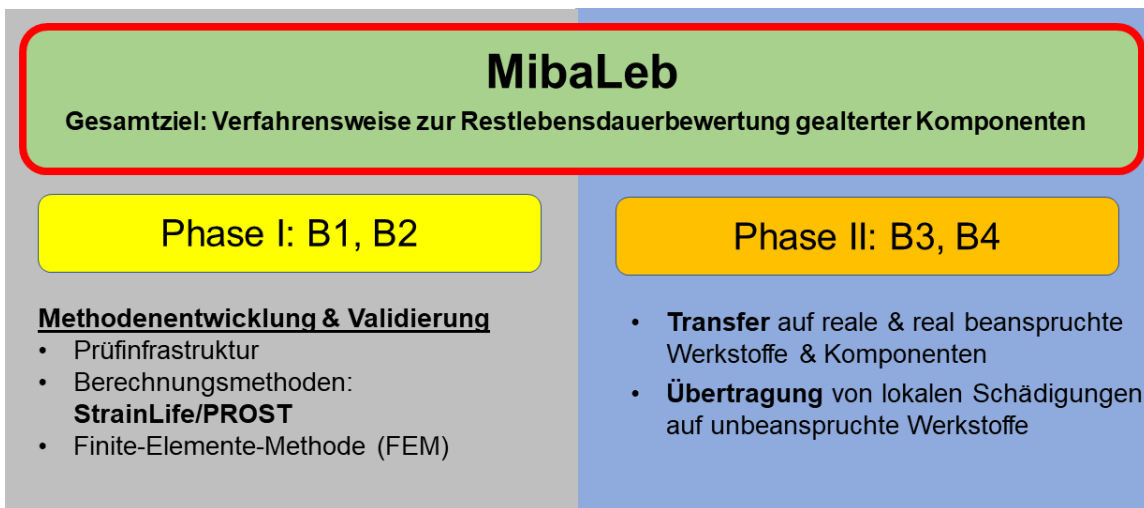


Abb. 3: Gliederung der Teilziele in Phase I und II des Verbundvorhabens MibaLeb

Das Ziel der ersten Projektphase war die vordergründige Methodenentwicklung und Validierung sowie die mikrostrukturelle Zustandscharakterisierung von ungekerbten und gekerbten Proben in relevanten Ermüdungs- und Korrosionsermüdungsstadien. Weitere Ziele dieser ersten Projektphase waren die Charakterisierung des Verformungs- bzw.

Ermüdungsverhaltens unter gleichzeitigem korrosivem Einfluss mittels elektromagnetischer Verfahren der ZfP sowie elektrochemischer Methoden.

Das Ziel der zweiten Projektphase war die Übertragung der Erkenntnisse, Methoden und Ergebnisse auf realistisch beanspruchte Werkstoffe und Bauteile, um auf diese Weise zuverlässige Aussagen bzgl. der Integrität und der verbleibenden Restlaufzeit von Kernenergieanlagen bereitzustellen.

Das Konsortium umfasst hierbei die Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheit (GRS), den Lehrstuhl für Zerstörungsfreie Prüfung und Qualitätssicherung (LZfPQ) der Universität des Saarlandes, die Materialprüfungsanstalt (MPA) der Universität Stuttgart, den Lehrstuhl für Werkstoffprüftechnik (WPT) der Technischen Universität Dortmund sowie das Fachgebiet Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung (WWHK) der Hochschule Kaiserslautern.

Die Zusammenarbeit der Konsortialpartner innerhalb der zweiten Projektphase des Forschungsverbundvorhabens MibaLeb ist in *Abb. 4* mit Blick auf die jeweiligen thematischen Schwerpunkte dargestellt.

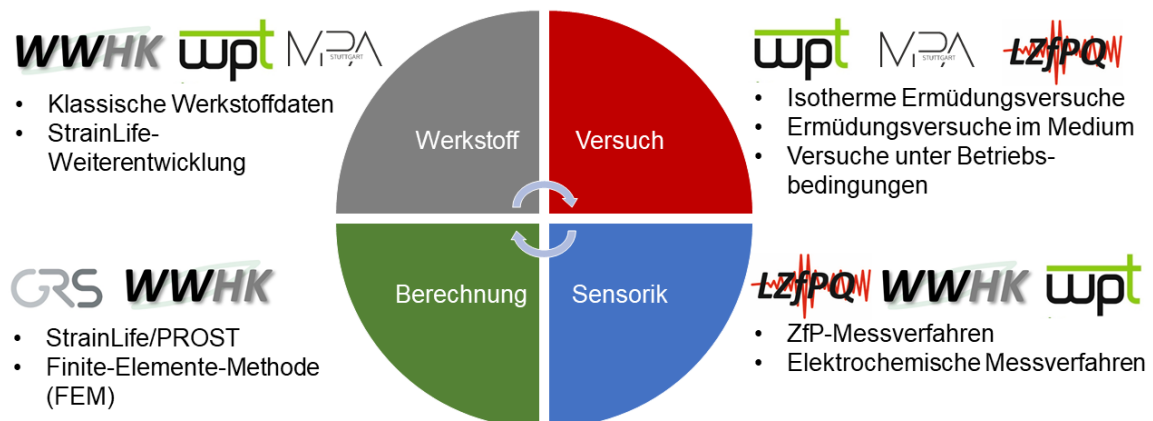


Abb. 4: Vernetzung der am Verbundvorhaben MibaLeb (Phase II) beteiligten Konsortialpartner

Das WWHK hat in Phase II gegenüber Phase I das Konsortium hinsichtlich der Kompetenzen der Entwicklung des Lebensdauerbegriffes StrainLife und einer daraus abzuleitenden Strukturanalyse verstärkt.

Zusammenfassung der erzielten Ergebnisse aus MibaLeb Phase I

In Projektphase I wurde eine Methodik zur mikrostrukturellen Zustandscharakterisierung von ungekerbten und gekerbten Ermüdungsproben in relevanten Ermüdungs- sowie Korrosionsermüdungsstadien, als auch die Charakterisierung des Verformungs- bzw.

Ermüdungsverhaltens mittels elektromagnetischer und elektrisch basierter Verfahren der ZfP und elektrochemischer Methoden entwickelt.

In totaldehnungskontrollierten Ermüdungsversuchen konnte gezeigt werden, dass mittels ZfP gemessene Parameter Informationen zur Mikrostruktur unter den o. g. Betriebsbedingungen bereitgestellt werden können [Aco18]. Eine Übersicht zu den Versuchsanordnungen zur Prüfung an Luft, in destilliertem Wasser sowie unter Reaktordruckbehälter-Siedewasserbedingungen ist in [Aco18], [Mac19] gegeben. Als Werkstoff wurde der gleiche metastabile Nb-stabilisierte Austenit X6CrNiNb18-10 (1.4550, AISI 347) gewählt, der u. a. in Volumenausgleichsleitungen von Druckwasserreaktoren des Typs Konvoi eingesetzt wird. Alle Ermüdungsversuche wurden totaldehnungskontrolliert und mitteldehnungsfrei mit dreieckförmiger Signalform und konstanter Dehnrage durchgeführt. Durch die Konstanz der Dehnrage $\dot{\epsilon}$ ergeben sich von der Totaldehnungsamplitude $\epsilon_{a,t}$ abhängige Versuchsfrequenzen f , die sowohl bei den DSV als auch bei den ESV zu berücksichtigen sind. Die Ermüdungsversuche wurden stets durch in-situ-Messtechniken instrumentiert. Um die gewonnenen Daten für Lebensdauerprognose nutzbar zu machen, wurde das Kurzzeitverfahren StrainLife in Phase I entwickelt. Für die Berechnung der StrainLife-Kurve werden ein DSV und mind. zwei ESV benötigt, wodurch sich ein signifikanter Vorteil gegenüber der konventionellen Ermittlung von Wöhlerkurven ergibt. Als Eingangsgrößen für die StrainLife-Methode dienen die in den DSV und ESV ermittelten σ_a -, $\epsilon_{a,p}$ -, ΔT -, E_{OCP} - und ΔM_{tang} -Werte und -Verläufe. Die Vorgehensweise wird nachfolgend am Beispiel für σ_a - $\epsilon_{a,e/p}$ -Wertepaare vorgestellt, kann aber auf andere Messgrößenzusammenhänge übertragen werden. Für die StrainLife-Berechnung wird σ_a über $\epsilon_{a,t}$ in einer Kurve nach Morrow [Mor65] aufgetragen (a), in der ein überwiegend elastischer (el) und überwiegend plastischer (pl) Bereich unabhängig voneinander mathematisch beschrieben wird (Gl. 1).

$$\sigma_a = K_{\text{el/pl}} \cdot (\epsilon_{a,t})^{n_{\text{el/pl}}} \quad (1)$$

Aus Gl. 1 und der Unterscheidung in Bereiche der elastischen (el) und plastischen (pl) Dehnung (Abb. 5a) können mit Gl. 2 und 3 Ermüdungsfestigkeitsexponenten b (el) sowie Ermüdungsduktilitätsexponenten c (pl) berechnet werden.

$$b = \frac{-n_{\text{el}}'}{5 \cdot n_{\text{el}}' + 1} \quad (2)$$

$$c = \frac{-1}{5 \cdot n_{pl}' + 1} \quad (3)$$

Die Totaldehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t}$ setzt sich ebenfalls aus dem elastischen Anteil $\varepsilon_{a,e}$ und dem plastischen Anteil $\varepsilon_{a,p}$ der Dehnung zusammen, der jeweils mit dem mathematischen Zusammenhang nach Basquin (Gl. 4) und nach Manson-Coffin (Gl. 5) [Bas10], [Man53], [Cof54] mit Bezug zur Bruchlastspielzahl N_B beschrieben werden kann. Unter Verwendung der Wechselverformungskurven (bspw. σ_a bei $N_{B/2}$) aus *Abb. 5b* können die Koeffizienten B und C jeweils z. B. einmal für $\varepsilon_{a,t} = 0,25 \%$ und einmal für $0,70 \%$ bestimmt werden.

$$\varepsilon_{a,e} = B \cdot (2N_B)^b \rightarrow B = \frac{\varepsilon_{a,e}}{(2N_B)^b} \quad (4)$$

$$\varepsilon_{a,p} = C \cdot (2N_B)^c \rightarrow C = \frac{\varepsilon_{a,p}}{(2N_B)^c} \quad (5)$$

Werden im Folgenden Gl. 2 bis 5 ineinander eingesetzt, entsteht hieraus Gl. 6, wodurch nicht nur die Totaldehnungs-Wöhlerlinie, sondern auch die Beiträge der Werkstoffreaktion nach Basquin- (elastische) und nach Manson-Coffin (plastische) in *Abb. 5b* ermittelt werden können.

$$\varepsilon_{a,t} = B \cdot (2N_B)^{\frac{-n_{el}'}{5 \cdot n_{el}' + 1}} + C \cdot (2N_B)^{\frac{-1}{5 \cdot n_{pl}' + 1}} \quad (6)$$

Da in der Berechnung der Wöhlerkurve auf der Basis von StrainLife neben dem DSV auch zwei ESV genutzt werden, können die sich ergebenden Werkstoffreaktionen gemittelt werden, wodurch der Werkstoffstreuung in einem ersten Ansatz Rechnung getragen und damit der absolute Fehler hinsichtlich der berechneten Lebensdauer minimiert werden kann. Je mehr zusätzliche ESV durchgeführt werden und in die Berechnung eingehen, desto höher ist die Absicherung des Ergebnisses unter Berücksichtigung der Werkstoffinhomogenität. *Abb. 5b* zeigt die berechnete StrainLife-Wöhlerkurve für die Totaldehnung im Vergleich zu acht stichprobenhaft durchgeführten ESV. In aktuellen Versuchen wird die Datenbasis zwecks Validierung der StrainLife-Methode fortlaufend erweitert, um eine möglichst breite Datengrundlage zur statistischen Absicherung des Lebensdauerberechnungskonzeptes zu schaffen. StrainLife ermöglicht die Verarbeitung verschiedener Messgrößen der DSV und ESV.

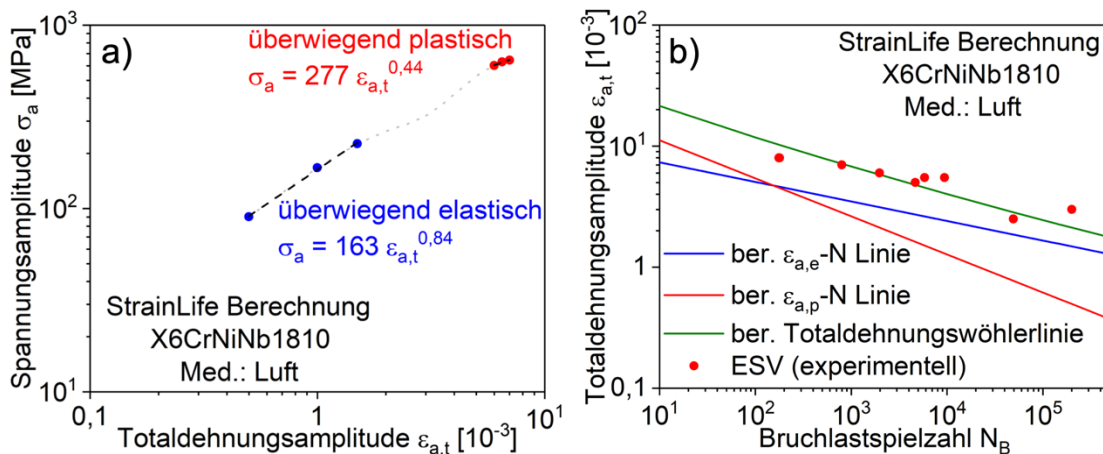


Abb. 5: a) Kurve nach Morrow mit überwiegend elastischen und plastischen Bereichen und b) Vergleich der StrainLife-Wöhlerlinie für die Totaldehnung mit Daten für eine konventionell zu ermittelnde Wöhlerlinie für den Ausgangszustand

Im Hinblick auf die Automatisierung und die Benutzerfreundlichkeit wurden StrainLife und die etablierte PhyBaL-Methode (nur Spannungskontrolle) [Sta10], als numerische Routinen aufgebaut, mit einer grafischen Benutzeroberfläche ausgestattet und die entwickelten Berechnungsedatoren als Teile des strukturmechanischen Codes in PROST implementiert (detailliert in [Hec18], [Aco18]). Das Simulationsprogramm PROST ist ein Werkzeug zur Analyse der Strukturzuverlässigkeit passiver Komponenten. Es eignet sich zur Bewertung rissartiger Befunde, zur Bestimmung von Leck- und Bruchwahrscheinlichkeiten in Rohrleitungen und Behältern und zur Quantifizierung der verschiedenen Einflussgrößen auf das Komponentenverhalten [Hec16]. Der Code berechnet das Verhalten einer intakten Komponente, den Übergang zum Anriss sowie das Risswachstum bis hin zu Leckagen und Brüchen, vgl. Abb. 6.

Auch der Einfluss von wiederkehrenden Prüfungen, Druckproben und Lecküberwachungssystemen kann in Simulationen berücksichtigt werden. Wahlweise sind deterministische oder probabilistische Berechnungen möglich. Während für die Berechnung von Rissfortschrittsentwicklungen bruchmechanische Parameter und Risswachstumsgesetze entsprechend den Werkstoffen und den Schädigungsmechanismen angenommen werden, beruht die Anrissbildung bisher auf Erfahrungswerten, auf vorhandenen Wöhlerkurven oder pauschalen Annahmen für die Anrissbildung und seit den Arbeiten in MiBaLeb Phase I auf den Ergebnissen der StrainLife-Berechnung.

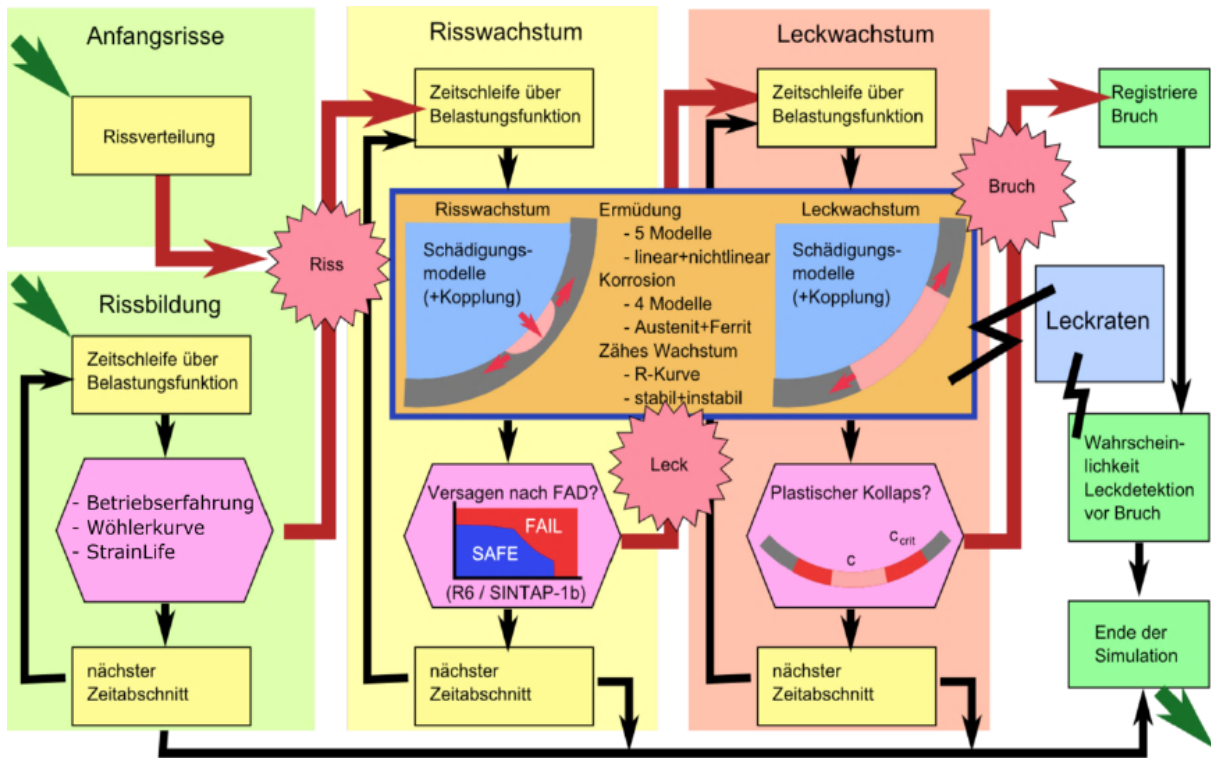


Abb. 6: Schematische Darstellung zur Simulation der Rissbildung, des Risswachstums, der Leckbildung und des Leckwachstums in PROST

Weiterhin wurden in MibaLeb Phase I Untersuchungen zur Rissbildung und -ausbreitung durchgeführt. Dabei wurde eine Korrelation zwischen Anrissgröße und Steifigkeitsabfall von experimentell und numerisch untersuchten Ermüdungsproben entwickelt, indem ausgewählte Proben bei entsprechendem Lastabfall in flüssigem Stickstoff aufgebrochen wurden. Abb. 7 zeigt erste experimentelle Ergebnisse im Vergleich zu einer einfachen geometrischen Abschätzung sowie zu numerischen Simulationsergebnissen, die abhängig von der angenommenen Sensorposition sind. Für den Lastabfall von 25 % konnte eine Anrissstiefe von 3-5 mm abgeschätzt werden, was im Einklang mit den fraktografischen Auswertungen steht.

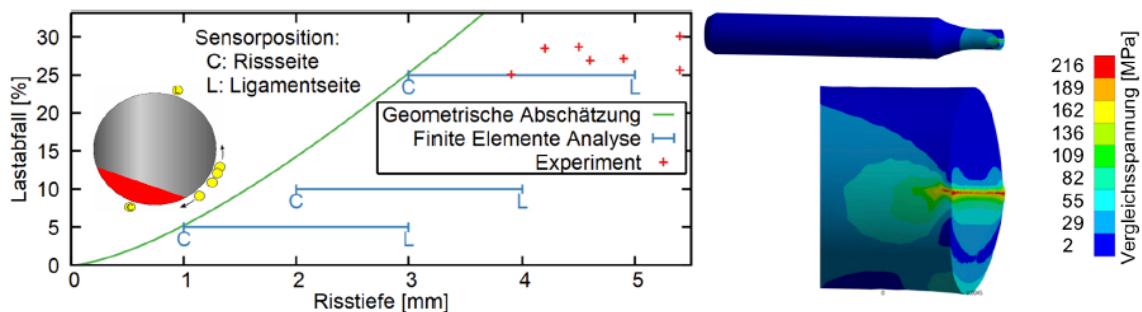


Abb. 7: Vergleich zwischen Lastabfall infolge von Rissbildung in Ermüdungsproben und Steifigkeitsverlust in Analysemodellen mit postuliertem Riss, Halbmohrmodell einer Probe mit Sekantenriss 5 mm und Kraft 2,2 kN

Die Methoden zur Restlebensdauerbestimmung von Bauteilen im Kontext von StrainLife und PROST sind in *Abb. 8* schematisch dargestellt. Eine ausführliche Zusammenfassung der im Rahmen des Verbundprojekts MibaLeb Phase I erzielten Versuchsergebnisse ist bspw. [Aco18], [Hec18], [Aco22], [Kle16], [Mac19] sowie dem freigegebenen Abschlussbericht [Mib20] zu entnehmen.

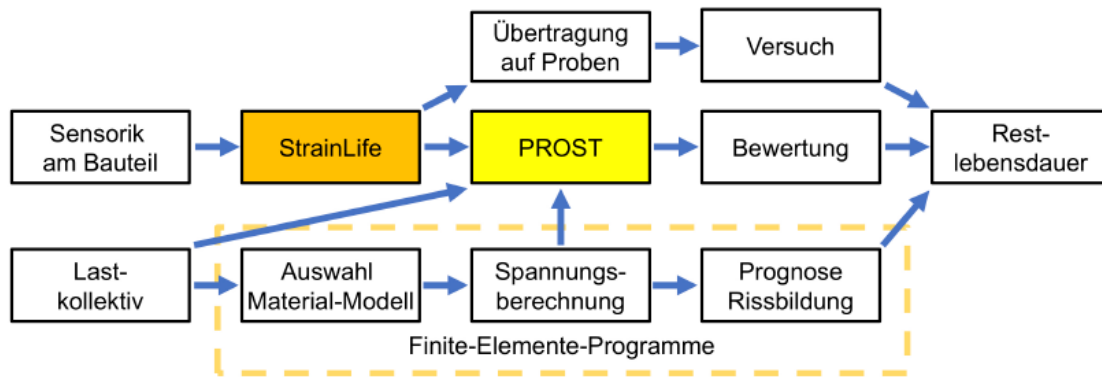


Abb. 8: Schematische Darstellung des Vorgehens in MibaLeb zur Restlebensdauerbewertung von Bauteilen

1.4 Wissenschaftliche und technische Arbeitsziele des Vorhabens

Das Gesamtvorhaben MibaLeb ist in vier Blöcke (B1-B4) aufgeteilt. Wie zuvor ausführlich beschrieben, standen in Projektphase I (B1, B2) die Methodenentwicklung und eine erste Validierung dieser Methoden im Vordergrund. Ziel der zweiten Projektphase (B3-B4) war die Übertragung dieser Methoden auf realistisch beanspruchte Komponenten und Werkstoffe sowie Bauteile. Ein weiteres Ziel lag darin, einen Schädigungsübertrag von lokalen Schädigungen auf unbeanspruchtes vergleichbares Material für Begleitversuche zu realisieren. Hierfür sollte die StrainLife-Methode zu einem Multiparametersatz weiterentwickelt werden. Um den Anteil der martensitischen Phasenumwandlung, auch bei unterschiedlichen chemischen Zusammensetzungen und damit auch Phasenstabilitäten, steuern zu können, waren Versuche bei unterschiedlichen Versuchstemperaturen geplant.

In Phase II sollten zudem die eingesetzten Messtechniken um weitere elektromagnetische Verfahren ergänzt werden.

1.5 Arbeitsprogramm des Konsortiums

Das Arbeitsprogramm der Blöcke B3 und B4 (Phase II) stützen sich auf die primären mechanischen- und strukturorientierten Ergebnisse der ersten Projektphase und beinhalten thematisch die Übertragung der mikrostrukturellen Erkenntnisse von realitätsnah beanspruchten Werkstoffen und Bauteilen. Als reales Bauteil stand den Konsortialpartnern eine Rohrleitungskomponente der RWE Power AG, vorgesehen als Revisionseinheit für die kerntechnische Anlage Emsland, zur Verfügung, deren Werkstoff die Normen und Standards KTA 3201, WS D 1000.1, KS D1042/50 Rev. C, DIN 10216-5 erfüllt. Die einsatztypischen Beanspruchungen mechanischer, thermischer und korrosiver Art wurden über einen Fluid-Struktur-Interaktions-Prüfkreis (FSI-Prüfkreislauf) realisiert, indem ein Rohrleitungssegment der o. g. Rohrleitungskomponente mittels thermischer Transienten beansprucht wurde, vgl. *Abb. 9*.

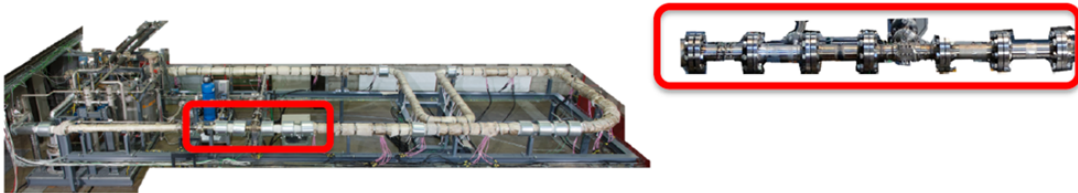


Abb. 9: Fluid-Struktur-Interaktions-Prüfkreislauf (FSI-Prüfkreislauf) zur bauteilseitigen experimentellen Validierung der in MibaLeb II entwickelten Methoden

Die in Phase I entwickelte Methoden, bestehend aus Messverfahren und rechnerischen Simulationsmethoden, wurden in Phase II zusammengeführt, um die Bestimmung von Restlebensdauern metallischer Komponenten zu ermöglichen. Die sich daraus ergebende Verfahrensweise wurde bauteilseitig im Rahmen von im FSI-Prüfkreislauf durchgeführten Untersuchungen experimentell validiert. Basierend auf den entwickelten Sensortechniken wurde eine Inspektionssystematik erarbeitet, die im Rahmen der Anwendung am Bauteil (z. B. in Rohrleitungsgeometrien) eingesetzt durch die entwickelten Lebensdauerprognosestrategie (StrainLife, PROST) genutzt werden kann. Damit wird aus der Wechselwirkung zwischen Messung und Simulation eine quasi kontinuierliche und deutlich realitätsnähere Zustands- und Restlebensdauerbestimmung ermöglicht. Um dieses Ziel vollumfassend zu erreichen, wurde die StrainLife-Methode hinsichtlich eines neuen Berechnungsansatzes erweitert, der den Übergang zwischen LCF- und HCF-Bereich deutlich besser abbilden kann. Hierdurch ergibt sich eine neue Möglichkeit zur Zustandsüberwachung von Werkstoffen, da zerstörende und zerstörungsfreie Werkstoffprüfverfahren parallel zueinander durchgeführt werden können, ohne dass die Strukturintegrität beeinflusst wird.

B3: Werkstoffcharakterisierung für betriebsrelevante Bedingungen

Für die Phase II wurde die Rohrleitungskomponente der RWE Power AG (X6CrNiNb18-10) mit einem Durchmesser von 88,9 mm und einer Wandstärke von 10 mm untersucht. Dies ist ein enormer Fortschritt für die Forschungsinhalte der Phase II gegenüber Phase I, in der ausschließlich Stangenmaterial derselben Werkstoffgüte zur Verfügung stand. Die Untersuchungen in Phase I haben gezeigt, dass eine gezielte Werkstoffcharakterisierung von essenzieller Bedeutung für die entwickelte Methodik ist. Aus diesem Grund wurden in B3 zunächst die Mikrostruktur und die mechanischen Eigenschaften der Rohrleitungskomponente sowie des lösungsgeglühten und gealterten Stangenmaterials untersucht. Diese Charakterisierungen der unterschiedlichen Zustände ermöglichen eine zusätzliche Validierung der bisher entwickelten Methodik der ersten Phase und erweitern gleichzeitig die Datenbasis für den Austenit X6CrNiNb18-10, was im Hinblick auf zukünftige Simulationsaktivitäten, wie auch zur Standardisierung von Daten und Verfahrenswesen im Rahmen internationaler Vernetzungen von entscheidender Bedeutung sein kann. Somit konnte eine Möglichkeit zur Übertragbarkeit erarbeitet werden, die es erlaubt, die an Proben aus Stangenmaterial entwickelte Methodik auf reale Bauteile zu übertragen. Insbesondere durch die Bereitstellung einer thermo-mechanischen Schädigungsmatrix und die damit verbundene Möglichkeit zur Durchführung von Begleitversuchen ermöglicht es, dass Untersuchungen im Rahmen von flexibleren Inspektionsintervallen ohne Einbußen der Sicherheitsstandards durchgeführt werden können, die gleichzeitig die Grundlage für den Nachweis in B4 bereitstellen.

B3.1: Bereitstellung von Referenzmaterial und Probenherstellung

In Projektphase I wurde das verwendete Stangenmaterial nach dem Umformprozess nicht lösungsgeglüht, sodass im Halbzeug bereits verformungsinduzierter Martensit, Verformungszwillinge und Versetzungsstrukturen vorlagen. Um die in Phase I beobachteten Inhomogenitäten möglichst auszuschließen und eine Referenz für folgende Alterungen zu schaffen, wurde das Stangenmaterial für Phase II zunächst am WPT nach KTA 3201.1 bei 1060 °C lösungsgeglüht. Die chemische Zusammensetzung des Werkstoffs liegt innerhalb der Vorgaben für sicherheitsrelevante druckführende Rohrleitungen/Komponenten von Leichtwasserreaktoren. Neben dem kommerziell bezogenen, nicht KTA spezifiziertem Stangenmaterial, stand in Projektphase II die zuvor beschriebene Rohrleitungskomponente des gleichen Werkstoffs zur Verfügung. Vergleichbare Werkstoffe sind kommerziell nur bedingt zugänglich. Um eine Beanspruchung der Rohrleitungskomponente im FSI-Kreislauf in B4 zu ermöglichen, wurde das Bauteil in Anlehnung an *Abb. 10* durch die MPA vorbereitet.

des Stangenmaterials im lösungsgeglühten Zustand und nach ausgewählten Beanspruchungszuständen sowie der Rohrleitungskomponente im Anlieferungszustand unter Einbeziehung einer quantitativen Gefügeanalyse charakterisiert. Zur Quantifizierung der Gefügemerkmale (Korngröße, Phasenanteile, Segregationen) wurden neben den lichtmikroskopischen insb. EBSD- und EDX-Untersuchungen am Rasterelektronenmikroskop des WPT durchgeführt. Diese wurden am WWHK durch instrumentierte Mikrohärtmessungen ergänzt, wodurch zusätzliche Informationen zu Phasenbereichen bereitgestellt werden können. Im Rahmen der röntgenografischen Untersuchungen wurden am WWHK zusätzlich Phasen- und Texturanalysen, sowie Eigenspannungsmessungen an einem lateral hochauflösenden Röntgendiffraktometer durchgeführt. Für die mechanische Grundcharakterisierung wurden jeweils Zugversuche bei Raumtemperatur (RT) und 300 °C am WPT realisiert.

B3.3: Charakterisierung der Mikrostruktur mittels ausgewählter ZfP- und elektrochemischer Verfahren

Zur Charakterisierung der Mikrostruktur und derer ermüdungsbedingten Veränderungen wurden die Erkenntnisse und die Sensorik der elektromagnetischen, -chemischen und elektrischen Verfahren der ZfP aus Phase I in Form einer Inspektionssystematik zusammengeführt, die die Grundlage eines gezielten Inspektionssystems bildet. Dabei bedient sich die Systematik der von der GRS bereitzustellenden Berechnungsmodelle zur Simulation des Bauteilverhaltens unter Berücksichtigung möglicher Schädigungsmechanismen. Die Basis ist hier eine klassische, auf Werkstoff-Wöhlerkurven beruhende Lebensdauervorhersage. Auf dieser Basis wendete das LZfPQ die Physik der zerstörungsfreien Prüfverfahren – hier primär der elektromagnetischen – an, um daraus, soweit möglich, zu erwartende Sensorsignale abzuleiten, die dann die Grundlage einer Prüfstrategie bilden, aus der sich die genannte Inspektionssystematik ableitet. Dabei wurden auch die am WWHK ermittelten Erkenntnisse aus den Begleitprobenversuchen mit einbezogen. Die entwickelte Inspektionssystematik bildet somit eine Grundlage der in Phase II durchzuführenden Untersuchungen. Die mittels ZfP/elektrochemischer Verfahren ermittelten Daten beschreiben den aktuellen Werkstoffzustand sowie die beanspruchungsbedingte mikrostrukturelle Veränderung und stellen somit ideale Eingangsgrößen für den auf StrainLife/PROST basierenden Ansatz dar.

Die am LZfPQ entwickelte Inspektionssystematik wurde um weitere ZfP-Verfahren (Wirbelstromprüfung, Magnetic Force Imaging (MFI)) ergänzt. Im Bereich der elektrochemischen Verfahren wurden am WPT Messungen des elektrochemischen Korrosionspotentials durchgeführt. Die in Phase I eingesetzte Korrosionszelle wurde am WPT modifiziert

und miniaturisiert, so dass mobile, lokale Messungen bspw. auf der Innenseite von Rohrleitungskomponenten durchgeführt werden konnten. Die beiden Inspektionssysteme wurden projektbegleitend zur Charakterisierung der Mikrostruktur des lösungsgeglühten und gealterten Stangenmaterials sowie der Rohrleitungskomponente vor und nach der Beanspruchung im FSI-Kreislauf (B4.1) bei der MPA eingesetzt.

B3.4: Sensorentwicklung

Es wurde die zuvor erwähnte Inspektionssystematik als Kombination der Sensorik aus Phase I um weitere magnetische Sensorik, basierend auf der Wirbelstromprüftechnik, ergänzt. Ziel war eine möglichst realitätsnahe Erfassung von Werkstoffzuständen, nicht nur an ungekerbten Proben, sondern auch an realen Bauteilen, wie z. B. Rohrleitungskomponenten. Der Funktionsnachweis des Sensorsystems erfolgte zunächst an den Proben aus Phase I, dann an den beanspruchten ungekerbten Proben in B3 und schließlich an einer Komponente des FSI-Kreislaufs, wobei diese Komponente in definierten Zeitintervallen zu Prüfzwecken aus- und wieder in den FSI-Kreislauf eingebaut wurde. Voruntersuchungen an einem stationären System beim LZfPQ haben gezeigt, dass die Messung magnetischer Hysteresen in Verbindung mit einem Scansystem möglich und aufschlussreich ist. Die Sensorfusion sowie die Erstellung der erforderlichen Messprogramme erfolgte im Rahmen der Arbeiten am LZfPQ. Zur Bestimmung der Werkstoffzusammensetzung ist eine Spektralanalyse erforderlich, die nicht in den Sensor integriert und daher offline durchgeführt wurde. Die Validierung der Inspektionssystematik erfolgte im Rahmen von Ermüdungsversuchen am LZfPQ und WWHK einerseits und an den in B4 beschriebenen Bauteilversuchen bei MPA andererseits. Ziel war es dabei auch die in B3.5 auf Mechanik und Thermik basierende Beanspruchungsmatrix mit zugehörigem Datenmaterial auszustatten. Die Kalibrierung der aufzubauenden Inspektionssystematik durch das LZfPQ erfolgte in Kalibrierversuchen.

B3.5: Einstellung definierter Schädigungs-/Alterungszustände

Die über das unter B3.4 am LZfPQ entwickelte ZfP-System generierte Information wurde zu einer quantifizierbaren Schädigungsgröße (Schädigungsparameter) zusammengefasst. Diese Schädigungsgröße bildet die Grundlage zur Einstellung definierter Alterungszustände.

Im Folgenden wurde am WWHK, in Kombination mit StrainLife, eine statistisch auswertbare Versuchsmatrix aus den Informationen zu „Beanspruchung“, „Lebensdauer“ und „Werkstoffreaktion/erfasste Schädigung“ erstellt. Diese kann z. B. eine ‚Restlebensdauer ebene‘ für eine zu betrachtende Komponente beschreiben, mit der jedem Punkt auf einer Komponente ein messbares Restlebensdauerpotential zugeordnet werden kann.

Dabei ist u. a. zu beachten, dass die Auswahl der Temperatur die verformungsinduzierte Martensitbildung steuert und die Beanspruchung den Schädigungsgrad und das plastische Verformungsverhalten einstellt.

Die Erstellung der thermo-mechanischen Beanspruchungsmatrix zur Einstellung von definierten Schädigungs-/Alterungszustände erfolgte in Untersuchungen am WWHK. Hierzu wurden Ermüdungsversuche bei RT, T = 240 und 300 °C durchgeführt. Die Matrix wurde für die Definition von zwei charakteristischen Schädigungs-/Alterungszuständen genutzt.

B3.6: Durchführung von Ermüdungsversuchen zur Validierung der definierten Schädigungs- bzw. Alterungszustände sowie des Sensors

Für die Durchführung der Ermüdungsversuche am WPT standen in B3.6 Proben des lösungsgeglühten Ausgangszustands sowie Proben der nach KTA hergestellten Rohrleitungskomponente im Anlieferungszustand zur Verfügung.

Die instrumentierten, totaldehnungskontrollierten Ermüdungsversuche zur Ermittlung der Wöhlerlinien an Luft bei RT und 240 °C wurden gemäß der StrainLife-Vorgehensweise, bei der lediglich 1 DSV und 2 ESV benötigt werden, durchgeführt. Zusätzliche Untersuchungen bei RT in destilliertem Wasser ermöglichten den Einsatz elektrochemischer Verfahren, die gemäß Phase I zusätzliche Parameter als Eingangsgrößen für die StrainLife-Methode liefern. Hier konnte erstmalig die Amplitude des Korrosionspotentials für StrainLife nutzbar gemacht werden. Zur Validierung der StrainLife Ergebnisse wurden die Wöhlerkurven für Versuchsbedingungen an Luft bei RT und 240 °C konventionell anhand von totaldehnungskontrollierten ESV ermittelt. Für die Untersuchungen wurde die in Phase I entwickelte Korrosionszelle durch eine aktualisierte Version ersetzt. Die Instrumentierung durch den Einsatz der ZfP und elektrochemischer Verfahren erfolgte in Anlehnung an Phase I mittels des am LZfPQ entwickelten Hall-Sensors, um eine homogene Ausgangsbasis für den Vergleich und die Fusion der Versuchsergebnisse bereitzustellen. Die Ergebnisse wurden für die in B3.5 beschriebene Lebensdauerberechnung mittels StrainLife genutzt, die von WWHK (methodisch) und LZfPQ (messtechnisch) hinsichtlich des zuvor beschriebenen neuen Berechnungsansatzes zur Beschreibung des Übergangs vom LCF- zum HCF-Bereich erweitert wurde. Somit erfährt die in Phase I entwickelte Methodik eine zusätzliche Validierung für reale und real-beanspruchte Bauteile und gleichzeitig wird die Datenbasis für den Stahl X6CrNiNb18-10 erweitert, was zur Standardisierung von Daten und Verfahrensweisen im Rahmen internationaler Vernetzungen von entscheidender Bedeutung sein kann.

Ausgewählte Ermüdungsversuche wurden am WPT bei definiertem Steifigkeitsabfall gestoppt und die Proben unter Stickstoff „aufgebrochen“, um den bis dahin erreichten Rissfortschritt zu vermessen. Die hierbei gewonnenen Erkenntnisse wurden für einer inversen Datenanalyse bei der GRS genutzt, um die realen Rissausbreitungsvorgänge in den Simulationsmodellen mit einer deutlich verbesserten Übereinstimmung abzubilden.

Zusammenfassend wurden am WPT Ermüdungsversuche an Proben des Stangenmaterials (lösungsgeglüht) sowie der Rohrleitungskomponente (Anlieferungszustand) an Luft bei RT und 240 °C durchgeführt. Die StrainLife-Methode wurde zusätzlich für Versuche in destilliertem Wasser bei RT angewendet.

B3.7: Data Mining (LZfPQ, GRS)

In den Untersuchungen wurden viele unterschiedliche Methoden eingesetzt, um verschiedene im Werkstoff ablaufende Schädigungsmechanismen zu detektieren. Insbesondere durch die z. T. sehr hohen Abtastraten entstanden sehr große Datenmengen, die für die Versuchsauswertungen verarbeitet werden mussten. Dies erfolgte am LZfPQ auf der Basis statistischer Parameter (Mittelwerte, Verteilungsfunktionen etc.), aus denen u. a. das Werkstoffverhalten abzuleiten war. Bei der GRS wurden Clustering-Techniken eingesetzt, um aus Sensoraufzeichnungen die Zeitabschnitte mit fortgeschrittener Schädigungsentwicklung zu klassifizieren. Der Vorteil dieses eher klassischen Data Mining-Ansatzes ist, dass die Ergebnisse eine gute Übertragbarkeit auf andere Versuche und reale Fälle ermöglichen. Zudem wurden Ansätze über künstliche Neuronale Netze (KNN) genutzt, aus denen Schlüsselparameter (sog. Key Performance Indicators) identifiziert wurden. Die GRS hat mit dem Werkzeug TensorFlow (Google) die Sensordaten der Versuche mit Techniken des unüberwachten maschinellen Lernens untersucht, um auch komplexere Methoden zu berücksichtigen. Die hierüber extrahierten Indikatoren und Marker wurden zur Analyse der Werkstoffinformationen aus den Ermüdungsversuchen genutzt und hieraus signifikante Parameter abgeleitet. Diese Parameter bilden die Grundlage zur Berücksichtigung von Bauteilinformationen in Lebensdauervorhersagen, die numerisch bei der GRS in Form von Simulationen mit dem Werkzeug PROST durchgeführt wurden.

B3.8: International Fatigue Database (MPA, GRS)

Um den Anschluss an die internationale Entwicklung sicherzustellen und die Sichtbarkeit der Projektergebnisse zu unterstützen, wurde das Projekt in internationalen Gremien, wie der Metal-Subgroup der Working Group on Integrity and Ageing of Components and Structures (WGIAGE) des Committee on the Safety of Nuclear Installations (CSNI) der

OECD/NEA, vorgestellt. Die MPA und GRS haben an den Veranstaltungen und Aktivitäten zur International Fatigue Database teilgenommen, um zukünftig die Ergebnisse von Ermüdungsversuchen dort einzupflegen und den Zugang zu Daten anderer internationaler Organisationen sicherzustellen.

B4: Erweiterte Verfahrensweise zur Bestimmung der verbleibenden Einsatzdauer von Komponenten der nuklearen Anlagentechnik

Das Ziel von B4 war der Nachweis der Anwendbarkeit der in B1-B3 entwickelten Verfahrensweise auf realbeanspruchte Komponenten in kerntechnischen Anlagen. Zur Umsetzung wurde ein Rohrleitungssegment mit Thermoelementen für in-situ-Experimente instrumentiert und im FSI-Kreislauf der MPA untersucht. Ergänzend wurden in vorgangsorientiert festgelegten Unterbrechungen Ultraschall (Phased Array), Eddy Current, Magnetic Force Imaging und Messungen des Korrosionspotentials ex-situ durchgeführt.

Da die in einem Bauteil schadenskritischen Orte (sog. Hotspots) baulich bedingt schwer bzw. gar nicht zugänglich sind, ermöglichte die in B1-B3 entwickelte Prüfinfrastruktur die Bereitstellung der erforderlichen Werkstoffdaten. Dies konnte die Möglichkeiten der experimentellen Restlebensdauerbestimmung von Bauteilen eröffnen, die bisher aufgrund ihrer Komplexität und des verbundenen Aufwands bzw. der Nichtzugänglichkeit von Probenmaterial durch zusätzliche Entnahme mittels Bauteiltrennung nicht experimentell geprüft werden konnten.

B4.1: Beanspruchung von Rohrleitungskomponenten im FSI-Kreislauf

Von den in B3 hergestellten Rohrleitungskomponenten wurden zwei Rohrleitungssegmente mittels Thermoelemente instrumentiert. Davon wurde ein Rohrleitungssegment in den FSI-Kreislauf der MPA eingebaut und praxisrelevanten Beanspruchungsparametern hinsichtlich Druck und Temperatur ausgesetzt. Definierte thermische Transienten stellten betriebsnahe Beanspruchungen in dem Segment dar, die zur Ermüdung bzw. Schädigung des Werkstoffs führten. Die Beanspruchungshistorie wurde teilweise aufgezeichnet und diente zur späteren Bewertung der mikrostrukturellen Veränderung der Rohrleitungskomponente. Mittels PROST/FEM wurde die auftretenden thermischen Spannungen durch die GRS simuliert und mit den real auftretenden Strukturreaktionen abgeglichen. Für die Datenaufnahme mittels der weiterentwickelten ZfP-Inspektionssystematik (LZfPQ), der mobilen Miniatur-Korrosionszelle (WPT) und dem Phased-Array-Ultraschallprüfgerät (WWHK) wurde der Versuch unterbrochen, um mit dem längerfristigen

Ziel eine kontinuierliche Datenaufnahme online zu ermöglichen und damit zusätzliche Informationen zur Schädigungsentwicklung zu sammeln.

B4.2: Mikrostrukturelle Charakterisierung der beanspruchten Rohrleitungskomponente und Herstellung von Validierungsproben

Die Instrumentierung und Charakterisierung mittels der in B3.4 weiterentwickelten ZfP-Inspektionssystematik erfolgte jeweils vor und nach dem Einbau im FSI-Kreislauf durch MPA, LZfPQ, WPT und WWHK, sodass der Schädigungsfortschritt nachvollzogen werden konnte. Nach der Beanspruchung des Rohrleitungssegments im FSI-Kreislauf erfolgten metallografische Untersuchungen in Anlehnung an B3.2 am WPT hinsichtlich der zum Ausgangszustand beanspruchungsbedingten lokalen mikrostrukturellen Veränderungen. Hierbei wurden die oberflächennahen primären und sekundären Verformungs- und Schädigungsmechanismen, der martensitische Phasenanteil sowie die Mikro-/Makrorissbildung und -ausbreitung betrachtet.

Die Proben für die sich an diesen Schritt anschließenden Ermüdungsuntersuchungen am WPT (B4.3) wurden den Rohrleitungssegmenten entnommen und hergestellt, wobei die Probenentnahme möglichst oberflächennah in axialer Richtung erfolgte.

B4.3: Ermüdungsuntersuchungen und Abgleich mit bereits durchgeführten Versuchen aus B1-B3

Die in B4.2 hergestellten ungekerbten Proben der im FSI-Kreislauf beanspruchten Rohrleitungskomponente, wurden im Rahmen von ESV am WPT untersucht. Es konnte keine analoge Vorgehensweise zu B3.6 angewendet werden, da aufgrund der asymmetrischen Beanspruchung im FSI-Kreislauf, alle Proben einen individuellen Alterungszustand aufwiesen. Der Versuchsaufbau wurde durch die Wirbelstrommesstechnik ergänzt, da diese sich in den Komponentenversuchen als vielversprechend gezeigt hatte. Die Diskussion, unter Berücksichtigung der in B1-B3 ermittelten Versuchsergebnisse, erfolgte im Hinblick auf die Restlebensdauer der betrachteten Rohrleitungskomponenten, die aus Sicherheitsgründen nicht bis zum vollständigen Versagen geprüft werden konnten. Der rechnerische und simulationsbasierte Nachweis erfolgte hierbei durch die GRS. Dabei wurden für das untersuchte Rohrleitungssegment Aussagen über die zu erwartende probabilistische Verteilung der Werkstoffeigenschaften abgeleitet, die für die unter B3.3 bzw. B3.4 von LZfPQ zu entwickelnde Inspektionssystematik relevant sind. Die sich real einstellenden Verteilungen der mikrostrukturellen Werkstoffeigenschaften in dem Rohrleitungssegment wurden ermittelt und schließlich mit den prognostizierten

Verteilungen verglichen. Die Ermüdungsuntersuchungen am WPT erfolgten für zwei gezielt ausgewählte Rohrleitungszustände (Ausgangszustand und beanspruchter Zustand).

B4.4: Untersuchungen zu realen Schadensfällen

Mit Hilfe der Simulationsplattform PROST wurden die Beanspruchungssituationen von ausgewählten (aus der Literatur bekannten) Schadensfällen in deutschen und internationalen Anlagen durch die GRS untersucht. Die Fälle wurden aus der deutschen und internationalen Betriebserfahrung, wie sie z. B. in Datenbanken oder Übersichtsberichten dokumentiert sind, ausgewählt. Dies wurde ebenfalls vergleichend für X6CrNiNb18-10 durchgeführt, um zu verdeutlichen, inwieweit Literaturdaten in diesem Zusammenhang genutzt werden können.

2 Durchgeführte Arbeiten und erzielte Ergebnisse

2.1 Werkstoffcharakterisierung für betriebsrelevante Bedingungen

2.1.1 Bereitstellung von Referenzmaterial und mechanische und metallografische Charakterisierung

In diesem Kapitel sind die Ergebnisse der durchgeführten mechanischen, quasi-statischen und metallografischen Untersuchungen des WPT und WWHK dargestellt. Hierbei wird in die Untersuchungen für den Werkstoff des Stangenmaterials im lösungsgeglühten Zustand sowie der nach KTA hergestellten Rohrleitungskomponente im Ausgangszustand unterschieden. Ergänzend werden Informationen hinsichtlich der unterschiedlichen Probengeometrien und deren Herstellungsprozess zusammengefasst.

Stangenmaterial

In Phase I (B1 und B2) und Phase II (B3 und B4) des Verbundvorhabens wurde der Stahl X6CrNiNb18-10 (1.4550, AISI 347) derselben Charge des Stangenmaterials eingesetzt, um eine Vergleichbarkeit der erzielten Ergebnisse über die gesamte Projektlaufzeit (Phase I und II) zu gewährleisten.

Die chemische Zusammensetzung des Stahls entspricht DIN EN 10088-1, vgl. *Tab. 1*. Es handelt sich um einen metastabilen austenitischen Stahl, der mit Niob stabilisiert ist, um interkristalline Korrosion aufgrund von Chromverarmung zu verhindern. Die Beträge der austenitstabilisierenden Elemente Nickel, Mangan und Kohlenstoff liegen an der unteren Grenze der zulässigen Werte, was zu einer relativ geringen Austenitstabilität führt.

Tab. 1: Chemische Zusammensetzung und Vergleich mit DIN EN 10088-1 (Angaben in Ma.-%)

Ma.-%	C	N	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	S	P	Nb
Analyse	0,05	0,033	0,41	0,71	9,12	17,17	0,38	0,48	0,003	0,029	0,547
Min.	-	-	-	-	9,00	17,17	-	-	-	-	-
Max.	0,08	-	1,00	2,00	12,00	19,00	-	-	0,015	0,045	1,00

Metallografische Untersuchungen des Stangenmaterials zeigten in Phase I einen quadratischen Bereich in der Mitte des Querschnitts, der aus einem inhomogenen mehrphasigen Gefüge aus grobkörnigerem Austenit und verformungsbedingtem α' -Martensit besteht. Ursächlich für dieses quadratische Feld ist der Herstellungsprozess, bei dem das Stangenmaterial mit einem Durchmesser von 30 mm eine Warmumformung durchläuft

(kombinierter Warmwalz- und Ziehprozess von quadratischem auf rundes Stangenmaterial).

Abweichend wurde in Projektphase II das Stangenmaterial nach DIN EN 10088-3 mit der Aussicht auf Reduktion der vorliegenden Gefügeinhomogenitäten (verformungsinduzierter α' -Martensit, Verformungszwillinge, Versetzungsstrukturen) am WPT wärmebehandelt. Hierzu wurde der Stahl bei 1060 °C bei einer Haltezeit von 30 min lösungsgeglüht und anschließend in Wasser abgeschreckt. Die Untersuchungen des mit Beraha II geätzten Gefügequerschnitts nach der Wärmebehandlung erfolgten mit einem 3D-Laserscanningmikroskop der Firma Evident (ehemals Olympus) Modell LEXT OLS4000 am WWHK. Es zeigte sich, dass in den einzelnen Querschnittsbereichen noch immer makroskopische Gefügeunterschiede vorhanden waren, siehe *Abb. 11*. Der Prüfdurchmesser der Ermüdungsproben ist durch einen roten Kreis gekennzeichnet. Das abgebildete dunkelblaue Rechteck innerhalb des roten Kreises markiert die Position der rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen, die in Form von EDX- (engl. Energy dispersive X-ray spectroscopy) und EBSD-Mappings (engl. Electron backscatter diffraction) durchgeführt wurden. Die rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen wurden mit einem FIB-REM-System der Firma Zeiss Modell Crossbeam XB 550 L am WPT durchgeführt, das mit EBSD- und EDX-Systemen der Firma Oxford ausgestattet ist.

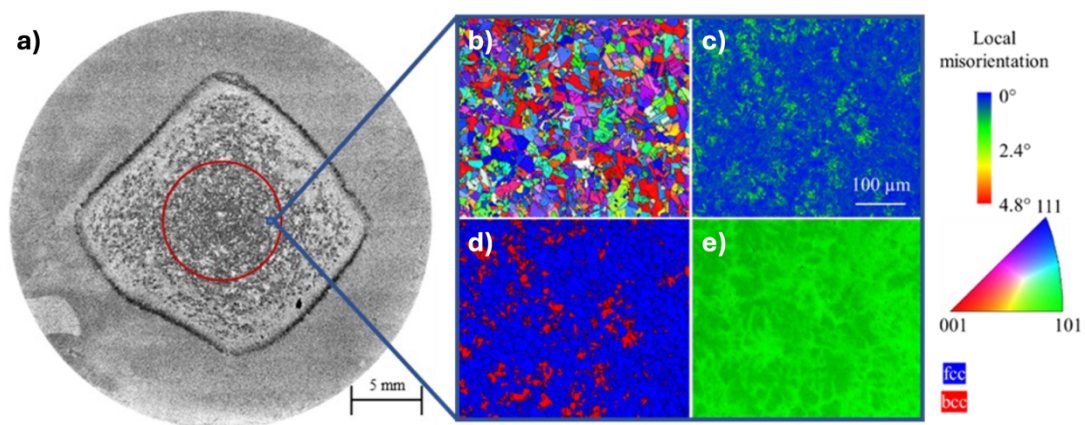


Abb. 11: a) Überblick über die Mikrostruktur, b) bis d) EBSD-Mapping und e) Ni-K α -EDX-Mapping

In dem EBSD-Mapping sind die analytisch ermittelten Korngrenzen in der kubisch flächenzentrierten (kfz, engl.: fcc - face centered cubic) Phase durch schwarze Linien dargestellt, vgl. *Abb. 11 d*. Hellere Bereiche in der EDX-Map weisen einen höheren Nickelgehalt auf und stellen interdendritische Bereiche dar, die aus Körnern mit einer kfz-Struktur bestehen. Nach der Erstarrung während der Umformung des Halbzeugmaterials, aus dem das Stangenmaterial hergestellt wurde, waren die Kombination aus Temperatur und

Verformungsgrad unzureichend gewählt, um das dendritische Erstarrungsgefüge vollständig zu homogenisieren. Dies führt zu einer geringeren Austenitstabilität innerhalb der Dendriten, so dass bereits im Ausgangszustand verformungsinduzierter α' -Martensit vorlag, der in dem EBSD-Mapping in Form von kubisch raumzentrierten (krz, engl.: bcc - body centered cubic) Körnern indiziert wird, vgl. *Abb. 11 d*. Neben diesem beschriebenen Mechanismus der Mikroseigerung gab es auch makroskopische Seigerungen aufgrund des Gefügegradienten in Erstarrungsrichtung, die ebenfalls die Austenitstabilität beeinflussen, vgl. *Abb. 11 d*. Die rechteckige Morphologie ist auf die Erstarrung oder Verformung als Rechteck zurückzuführen, wobei die endgültige Morphologie erst in den letzten Herstellungsschritten festgelegt wurde. Auch eine Wärmebehandlung bei 1120 °C, der höchsten nach DIN EN 10088-3 zulässigen Temperatur, mit anschließendem Abschrecken in Wasser führte nicht zu einer Homogenisierung des Gefüges über den Probenquerschnitt.

In mikrostrukturellen Untersuchungen am Stangenmaterial wurde der mittlere quadratische Korndurchmesser d_m vor und nach der Wärmebehandlung miteinander verglichen. Hierzu wurde das Stangenmaterial bis zu einer Poliersuspension (auf Silikatbasis) mit 50 nm Partikeln poliert, mittels V2A-Beize im Querschnitt geätzt und anschließend lichtmikroskopisch analysiert, vgl. *Abb. 12*.

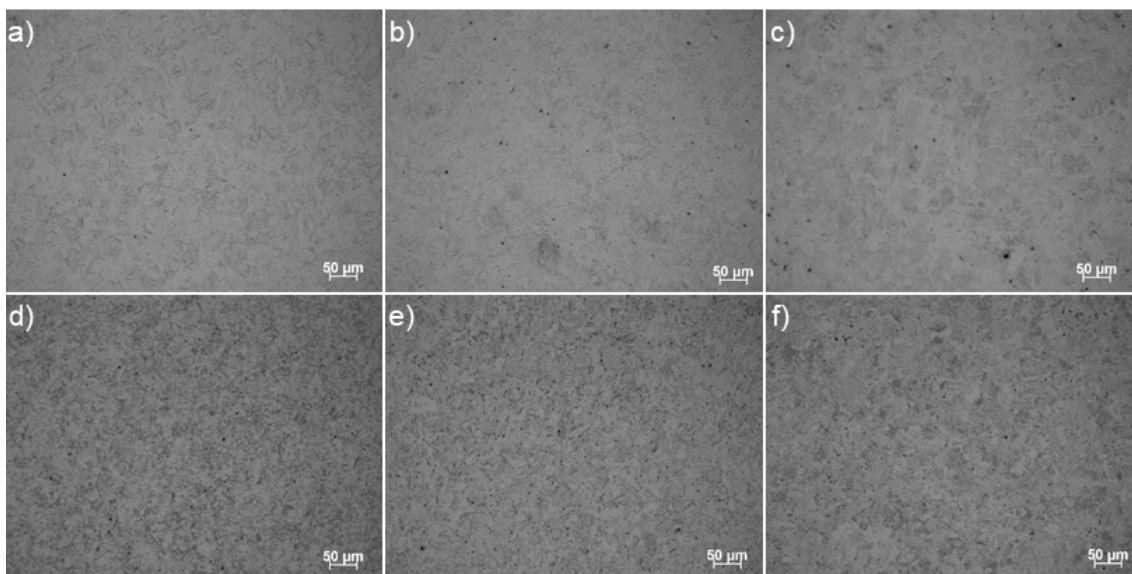


Abb. 12: Korngrößenvergleich im Querschnitt des Stangenmaterials im a) Rand, b) Zwischenbereich, c) Kern vor und im d) Rand, e) Zwischenbereich, f) Kern nach dem Lösungsglühen und Abschrecken in Wasser

In *Abb. 12* wurde der Durchmesser der präparierten Querschnitte zur Korngrößenbestimmung in drei Segmente (Rand, Zwischenbereich und Kern) unterteilt.

Der mittlere quadratische Korndurchmesser d_m im Gefüge des Stangenmaterials wurde mit Hilfe des Kreiszahlverfahrens bestimmt. Die ermittelten Werte sind in *Tab. 2* dargestellt. Hierbei ist zu erkennen, dass das Gefüge in den einzelnen Segmenten nach der Wärmebehandlung eine Kornfeinung aufweist. Der Kern- und Zwischenbereich des Gefüges vor und nach der Wärmebehandlung unterscheiden sich zudem durch einen höheren mittleren quadratischen Korndurchmesser vom Rand des Gefüges. Die feinere Korngröße im Randbereich kann auf einen höheren Umformgrad während der Herstellung des Stangenmaterials zurückgeführt werden, in dem dieser Bereich stärker umgeformt wird als der Kern.

Tab. 2: Mittlerer quadratischer Korndurchmesser im Gefüge des Stangenmaterials vor und nach der Wärmebehandlung

Mittlerer quadratischer Korndurchmesser d_m [μm]		
Segmente	vor Wärmebehandlung	nach Wärmebehandlung
Kern	14,18	10,05
Zwischenbereich	14,18	10,05
Rand	10,05	7,09

Die nach DIN EN ISO 6507-1 am WWHK durchgeführten instrumentierten Mikro- und Makrohärtemessungen bestätigten die mikrostrukturellen Untersuchungen hinsichtlich der ermittelten Korngrößen des Stangenmaterials im Querschnitt. Die Makrohärte wurde mit einem Makrohärteprüfer der Firma Wolpert Modell Diatronic 2RC mit einer Prüfkraft von 98,07 N ermittelt. Zur Durchführung der Mikrohärteuntersuchungen wurde eine automatisierte instrumentierte Eindringprüfmaschine der Firma Fischer Modell Fischer-scope HM 2000 verwendet. Die Mikrohärtemessungen wurden bei einer Prüfkraft von 0,98 N (\cong HV0,1) durchgeführt. Für die Untersuchungen wurden jeweils Eindringkörper nach Vickers in Form einer vierseitigen Diamantpyramide mit einem Öffnungswinkel von 136° gewählt. Bei dem Vergleich der Ergebnisse aus Mikro- und Makrohärtemessungen muss generell beachtet werden, dass bei geringen Prüfkraften (Mikrohärteprüfung) die elastische Verformung einen größeren Anteil an der Gesamtverformung einnimmt. Der verbleibende Pyramideneindruck fällt dadurch geringer aus, was folglich höhere Härte-werte indiziert. Die Messungen erfolgten integral im Gefüge, wodurch keine Unterscheidung in austenitische und martensitische Phase getroffen wird.

In *Abb. 13* ist zu erkennen, dass im Randbereich die Mikro- und Makrohärtemessergeb-nisse höhere Beträge aufweisen (vor der Wärmebehandlung: ca. 348 HV0,1/189 HV10,

nach der Wärmebehandlung: ca. 348 HV_{0,1}/ 195 HV₁₀) und zum Kern hin stetig abnehmen und ein Plateau ausbilden. Aufgrund der höheren Prüfkraft bei der Makrohärtemessung konnten im oberflächennahen Randbereich keine Messungen durchgeführt werden. Die Quantifizierung dieses Plateaus zeigt, dass die Härtemessungen im Mikro- und Makrobereich vor der Wärmebehandlung einen geringeren Wert von ca. 183 HV_{0,1}/146 HV₁₀ aufweisen und nach dem Lösungsglühprozess deutlich auf 223 HV_{0,1}/182 HV₁₀ ansteigen.

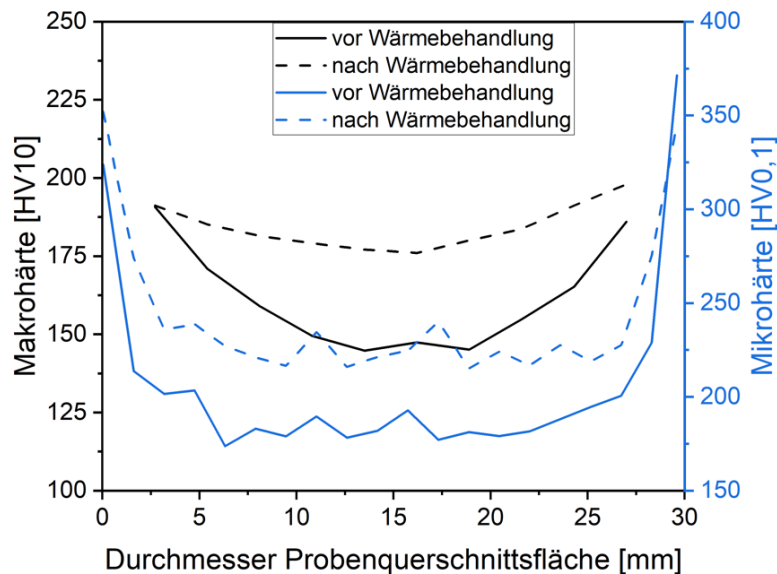


Abb. 13: Mikro- und Makrohärteergebnisse über den Querschnitt des Stangenmaterials vor und nach der Wärmebehandlung

Die röntgenografischen Untersuchungen des lösungsgeglühten Stangenmaterials in der Mitte des Querschnitts wurden durch zusätzliche Phasen- und Texturanalysen an einem lateral hochauflösenden Röntgendiffraktometer der Firma Seifert/XRD Eigenmann Modell 3000 PTS mit Cr-K_α-Strahlung am WWHK durchgeführt. Für die Phasenmessung wurde ein 2θ-Bereich von 40 bis 161° gewählt, vgl. Abb. 14.

Die messbaren charakteristischen Peaks der austenitischen Phase γ in den $\{hkl\}$ Ebenen $\{111\}$, $\{200\}$ und $\{220\}$ sowie die der martensitischen Phase, indiziert durch eine ferritischen Phase α , in den Ebenen $\{110\}$, $\{200\}$ und $\{211\}$ sind in der durchgeführten Phasenmessung vollständig abgebildet. Anhand dieses Ergebnisses können die zum Vergleich herangezogenen licht- und rasterelektronenmikroskopischen Gefügeuntersuchungen zur Bildung des verformungsinduzierten α' -Martensits im Kernbereich des Stangenmaterials bestätigt werden.

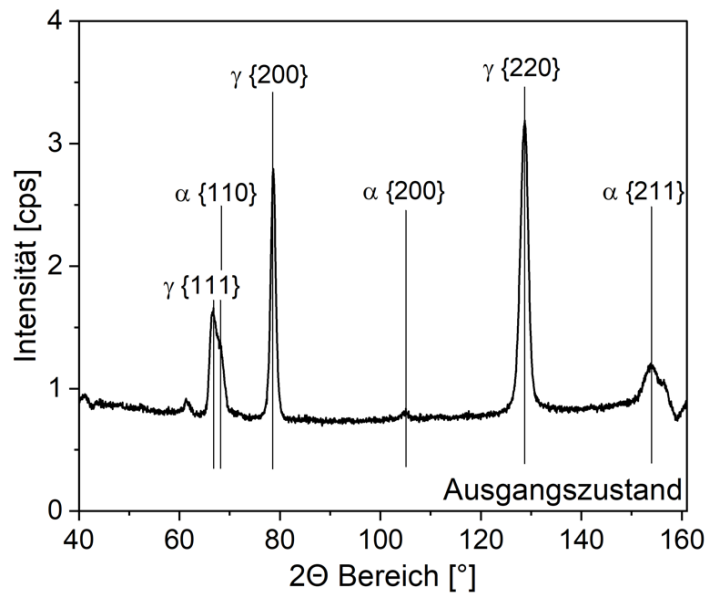


Abb. 14: Phasenanalyse im Kern des lösungsgeglühten Stangenmaterials

In den Ebenen $\{200\}$ der austenitischen und $\{211\}$ der ferritischen Phase wurden jeweils röntgenografische Texturmessungen nach Laue durchgeführt, vgl. Abb. 15. Diese ausgewerteten Strukturen zeigen keine rotationssymmetrischen Polfiguren, womit bestätigt werden kann, dass das Stangenmaterial keine Textur und somit keine Vorzugsrichtung durch den Herstellprozess aufweist, was später ebenfalls durch die Eigenspannungsmessungen (axial und tangential) bestätigt werden konnte.

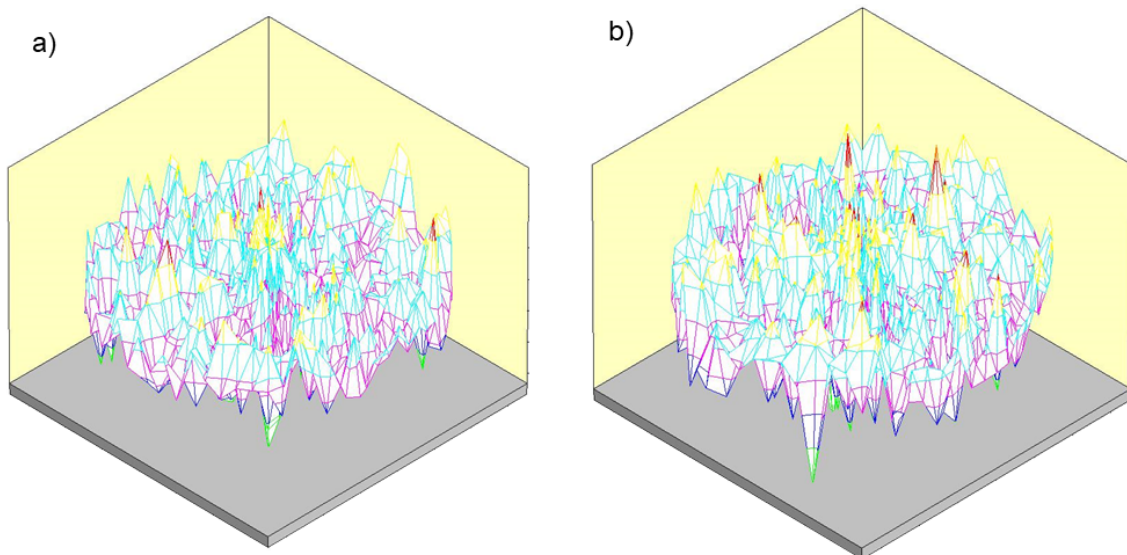


Abb. 15: Röntgenografische Texturmessungen nach Laue im Kernbereich des lösungsgeglühten Stangenmaterials

Ergänzend wurden Zugversuche bei Raumtemperatur (RT), 240 und 300 °C in Anlehnung an Verfahren A2 nach DIN EN ISO 6892 mit der Ermüdungsprobengeometrie an einer servohydraulischen Prüfmaschine Typ Instron 8802 250 kN durchgeführt. Bei RT

wurde ein Extensometer Typ Instron 2620-603 mit einer Messlänge von 10 mm und bei erhöhten Temperaturen ein Extensometer Typ Sandner EXH10-1A ebenfalls mit einer Messlänge von 10 mm genutzt. Um die Temperatur zu beaufschlagen, wurde ein Zwei-Zonen-Ofen Typ Instron CP100635 verwendet. Da die Extensometer aufgrund der Begrenzung ihrer maximalen Auslängung nicht bis zur Maximalkraft appliziert werden konnten, wurden diese bei einer Dehnung von 4 % entfernt. Daher wurde die Dehnung ab diesem Punkt aus dem Traversenweg berechnet. Die Ergebnisse sind in *Abb. 16* dargestellt und die abgeleiteten quasi-statischen Kennwerte in *Tab 3* zusammengefasst.

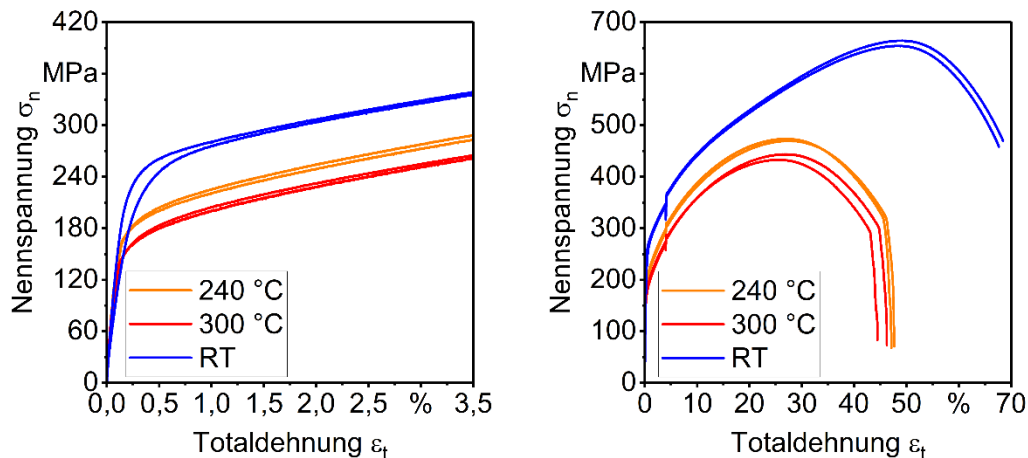


Abb. 16: Spannungs-Dehnungs-Kurven für die Zugversuche des Stangenmaterials im Ausgangszustand

Tab. 3: Quasi-statische Kennwerte für das Stangenmaterial im Ausgangszustand

Probe	Prüfbedingung	Zugfestigkeit R_m [MPa]	Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Elastizitäts- modul E [GPa]
5.1	RT	664	245	190
10.3	RT	654	215	185
22.1	240 °C	470	187	175
26.2	240 °C	474	191	163
18.2	300 °C	444	167	163
31.1	300 °C	433	170	150

In den quasi-statischen Zugversuchen ergibt sich für die Proben des Stangenmaterials eine deutliche Temperaturabhängigkeit der Kennwerte. Während bei Raumtemperatur eine Zugfestigkeit R_m von etwa 650 MPa bei einer Dehngrenze $R_{p0,2}$ von 230 MPa erreicht wird, fallen diese bei 240 °C auf 470 MPa bzw. 190 MPa ab. Bei einer weiteren Erhöhung der Temperatur auf 300 °C setzt sich dieser Trend weiter fort, die Zugfestigkeit sinkt auf 440 MPa und die Dehngrenze $R_{p0,2}$ auf 170 MPa ab. Die Verfestigung während

der quasi-statischen Beanspruchung nimmt mit der Temperatur erwartungsgemäß deutlich ab, da durch die Temperatur auch die Stabilität der austenitischen Phase steigt und somit weniger Verfestigung infolge von Phasenumwandlung (Martensitbildung) auftritt.

Rohrleitungskomponente

In Projektphase II stand neben dem kommerziell bezogenen Stangenmaterial eine Rohrleitungskomponente zur Verfügung, die ursprünglich für Revisionseinsätze des RWE-Kraftwerks Emsland in Lingen vorgesehen war und gemäß KTA 3201 gefertigt und zertifiziert wurde. Die Komponente wurde nicht für einen Revisionseinsatz verwendet und lag demzufolge zu Projektbeginn unbeanspruch vor. Die chemische Zusammensetzung ist in *Tab. 4* wiedergegeben.

Tab. 4: Chemische Zusammensetzung und Vergleich mit DIN EN 10088-1 (Angaben in Ma.-%)

Ma.-%	C	N	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	S	P	Nb
Ist	0,032	0,022	0,25	1,83	10,70	17,10	0,38	0,16	0,005	0,029	0,44
Min.	-		-	-	9,00	17,00	-	-	-	-	10·C
Max.	0,08		1,00	2,00	12,00	19,00	-	-	0,015	0,045	1,00

Insbesondere die Gehalte an Nickel und Mangan weichen von der Zusammensetzung des Stangenmaterials ab. Da beide Elemente die austenitische Phase stabilisieren, ist die Austenitstabilität der Rohrkomponente höher. Zur detaillierten Charakterisierung des mikrostrukturellen Ausgangszustands wurde von der Rohrleitungskomponente ein Ringsegment herausgetrennt. Hieraus wurden metallografische Schlitte für licht- und raster-elektronenmikroskopische Untersuchungen angefertigt. Die Ergebnisse sind in *Abb. 17* beispielhaft für einen Querschliff dargestellt.

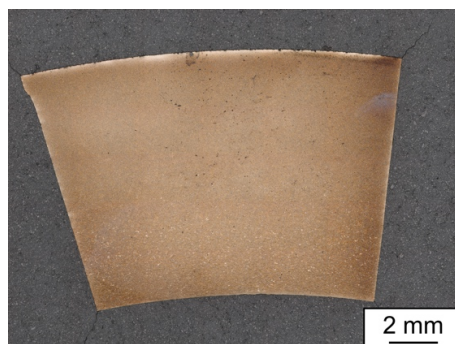


Abb. 17: Übersichtsaufnahme des Gefüges der Rohrkomponente im Querschliff

Für die lichtmikroskopischen Untersuchungen wurden die Proben bis zu einer Poliersuspension von 1 µm poliert und anschließend mit dem Ätzmittel Beraha II geätzt. Für die

EBSD-Untersuchungen, vgl. *Abb. 18*, bei denen keine Restverformung in der Oberfläche vorhanden sein sollte, wurden die Proben bis zu einer Körnung von 2500 geschliffen und elektropoliert. Dazu wurde das Gerät Struers LectroPol mit dem Elektrolyt A2 einer Spannung von 30 V, einer Flussrate von 20 und einer Polierzeit von 30 s verwendet. Die EBSD-Daten wurden am Feldemissions-Rasterelektronenmikroskop Tescan Mira III mit einem EDAX Velocity Pro EBSD-Detektor bei einer Beschleunigungsspannung von 25 kV, einer Schrittweite von 0,5 μm bei einer Fläche von 0,5 mm^2 aufgenommen und mit der Software OIM Analysis 8 ausgewertet.

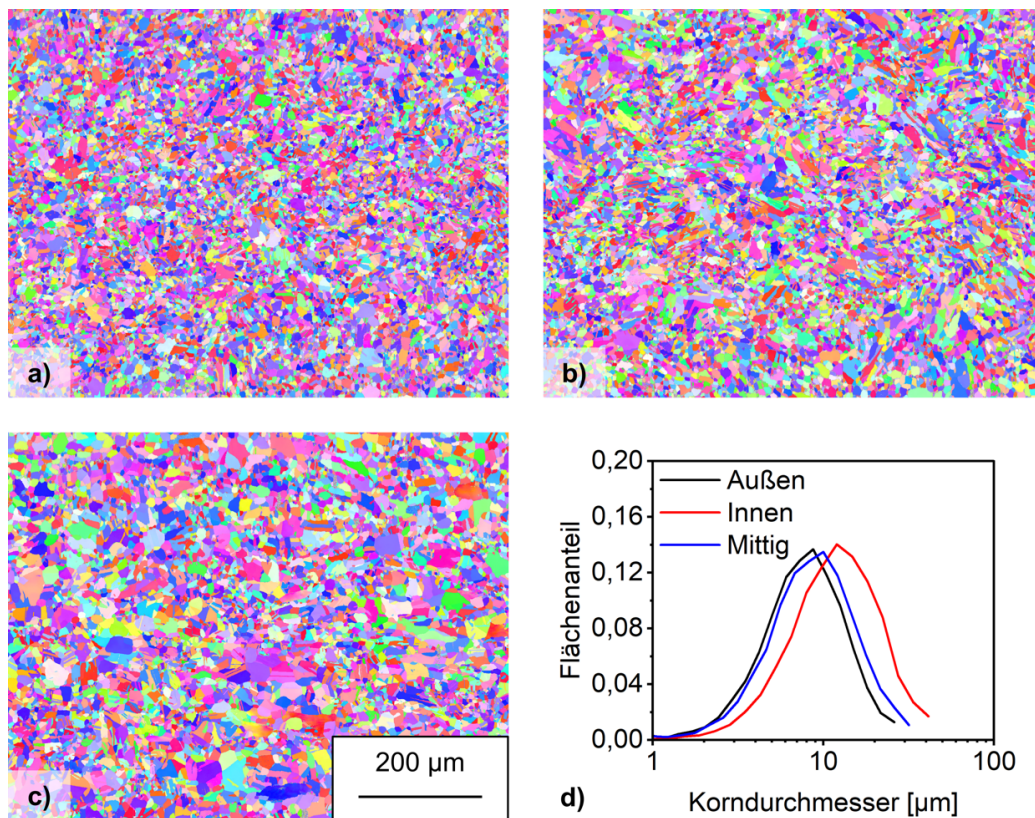


Abb. 18: EBSD-IPF-Maps der Rohrleitungskomponente: a) außen, b) mittig, c) innen, d) Korngrößenverteilungen berechnet aus den EBSD-Daten

Außer einer Korngrößenverteilung über die Wandstärke mit abnehmender Korngröße von innen nach außen konnten im Rahmen der durchgeführten analytischen Untersuchungen keine Auffälligkeiten festgestellt werden. Der mittlere Korndurchmesser nimmt von der Innenwand zur Außenwand von 13,6 auf 8,7 μm ab. Gemäß der Hall-Petch-Beziehung ist daher mit einer abnehmenden Dehngrenze von außen nach innen zu rechnen. Es liegt ein vollständig rekristallisiertes austenitisches Gefüge vor und es konnten weder α' -Martensit noch δ -Ferrit licht- oder rasterelektronenmikroskopisch nachgewiesen werden. Die mikrostrukturellen Untersuchungen der Rohrleitungskomponente wurden durch instrumentierte Mikrohärtemessungen nach DIN EN ISO 6507-1 des WWHK

ergänzt. In *Abb. 19* und *Abb. 20* sind die Mikrohärtemessungen an einem Ringsegmentstück der Rohrleitungskomponente über den Längs- und Querschliff dargestellt.

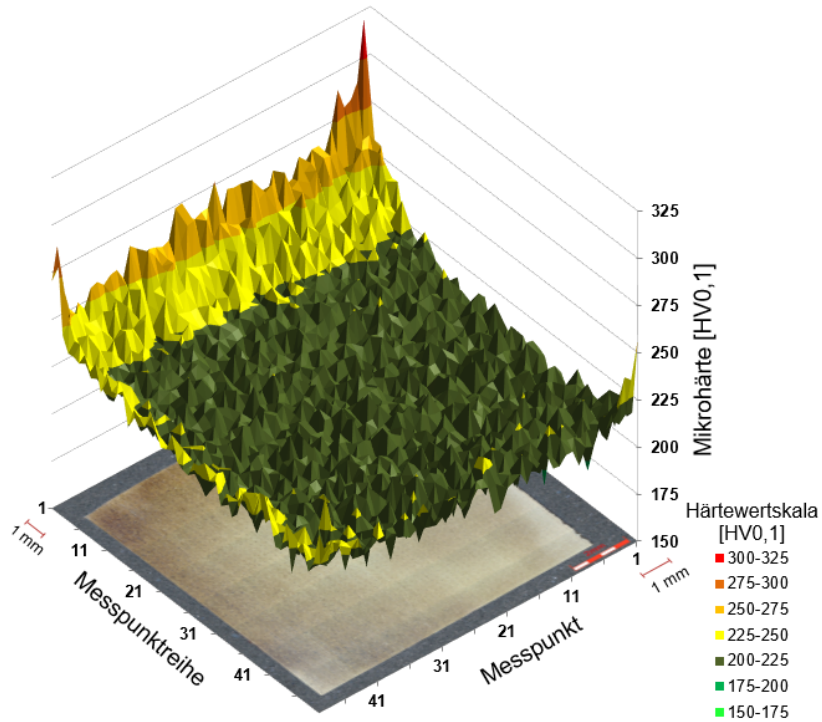


Abb. 19: Mikrohärtemessungen über den Querschliff eines Ringsegmentstücks der Rohrkomponente

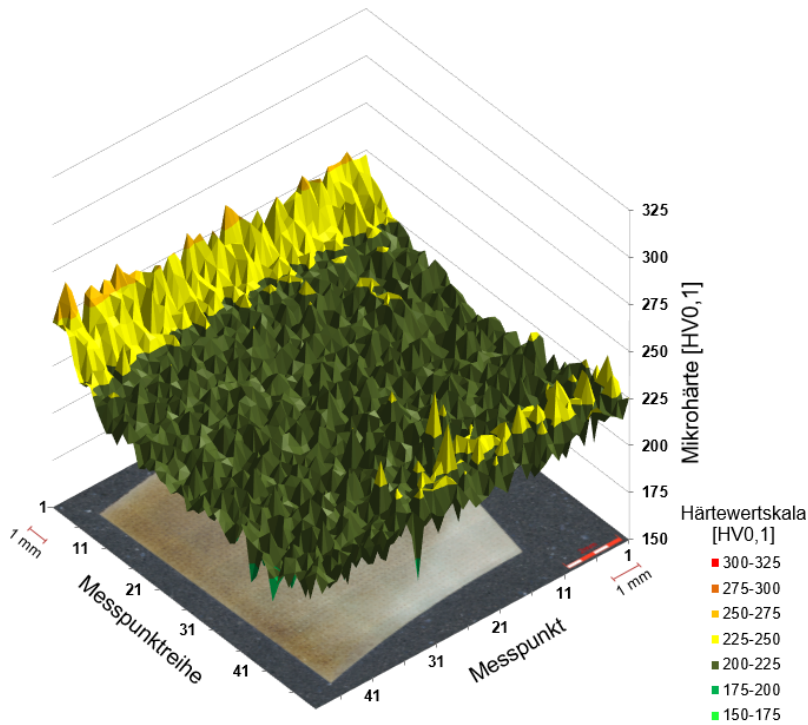


Abb. 20: Mikrohärtemessungen über den Längsschliff eines Ringsegmentstücks der Rohrkomponente

Zur Ermittlung der Mikrohärtigkeit über die gesamte Schlieffläche wurden die präparierten Schlitze jeweils in ein Abtastraster untergliedert, das 50 Messpunktzeilen mit jeweils 50 Mikrohärtigkeitsmessungen beinhaltet. Die Auswertung der Mikrohärtigkeitsmessungen zeigt, dass diese in einem Wertebereich von 200 bis 225 HV_{0,1} ein homogenes Plateau über die gesamte untersuchte Fläche im Längs- und Querschliff ausbilden, das zur äußeren Randzone hin in einem Bereich von 250 bis 275 HV_{0,1} ansteigt.

Ein Vergleich mit den licht- und rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen des WPT bestätigt die Mikrohärtigkeitswerte. Die Untersuchungen zeigen ein homogenes austenitisches Gefüge über den Querschnitt und die Kornfeinheit in der äußeren Randzone der Rohrleitungskomponente.

Zur Charakterisierung des Eigenspannungszustands und der Phasenanalyse wurden röntgenografische Untersuchungen an der Oberfläche des Außen- und Innendurchmessers eines Ringsegmentstücks der Rohrleitungskomponente mit Cr-K_α-Strahlung am WWHK durchgeführt. Hierbei wurden die Eigenspannungen σ_{ES} in der austenitischen Phase γ in einem 2θ -Bereich von 123 bis 133° an der Ebene {220} ermittelt. Die gemessenen Druckeigenspannungen in axialer und tangentialer Eigenspannungsrichtung, vgl. Tab 5, können auf eine Wärmebehandlung mit anschließendem Walzprozess während der Herstellung der nahtlosen Rohrleitungskomponente zurückgeführt werden [Ber82], [Röt03].

Tab. 5: Eigenspannungsanalyse am Außen- und Innendurchmesser eines Segmentstückes der Rohrleitungskomponente

	Axiale Eigenspannungen $\sigma_{ES,ax}$ [MPa]	Tangentiale Eigenspannungen $\sigma_{ES,tan}$ [MPa]
Außen-Ø	-245	-258
Innen-Ø	-218	-280

An der Oberfläche des Außendurchmessers eines Ringsegmentstücks der Rohrleitungskomponente wurde mittels XRD eine Phasenanalyse in dem 2θ -Bereich 40 bis 161° durchgeführt, vgl. Abb. 21. Die charakteristischen Peaks der austenitischen γ -Phase sind in den {hkl} Ebenen {111}, {200} und {220} mit einer hohen Intensität stark ausgeprägt. Für eine ferritische α -Phase charakteristische Peaks sind bei der Rohrkomponente nicht detektierbar. Anhand dieses Ergebnisses kann ergänzend zu den licht- und rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen das vorliegende homogene austenitische Gefüge in der Rohrleitungskomponente bestätigt werden.

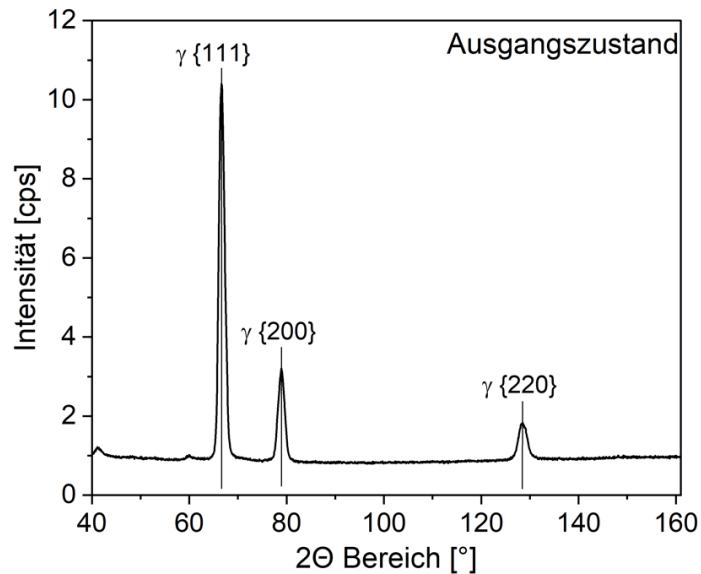


Abb. 21: Phasenanalyse am Außendurchmesser eines Ringsegmentstücks der Rohrleitungskomponente

Zusätzlich zu den mikrostrukturellen Untersuchungen wurden am Rohrmaterial Zugversuche analog zu den Versuchen am Stangenmaterial bei RT, 240 und 300 °C durchgeführt.

Die Versuche wurden ebenfalls in Anlehnung an Verfahren A2 nach DIN EN ISO 6892 an der Ermüdungsprobengeometrie durchgeführt. Genutzt wurde aufgrund des kleineren Probenquerschnitts eine servohydraulische Prüfmaschine Typ Instron 8872 25 kN. Es wurden dieselben Extensometer wie bei den Versuchen am Stangenmaterial eingesetzt. Diese wurden ebenfalls bei einer Totaldehnung von 4 % entfernt und die Dehnung ab diesem Punkt über den Traversenweg berechnet. Für die Temperaturbeaufschlagung wurde ein Hochtemperaturofen Typ MTS 653 verwendet. Der Versuchsaufbau bei geöffnetem Ofen und mit appliziertem Extensometer ist in Abb. 22 dargestellt.



Abb. 22: Versuchsaufbau für Zugversuche an der Probengeometrie für Proben aus der Rohrleitungskomponente

Die Ergebnisse der Zugversuche sind in *Abb. 23* dargestellt und die aus den Versuchen abgeleiteten quasi-statischen Kennwerte in *Tab. 6* zusammengefasst.

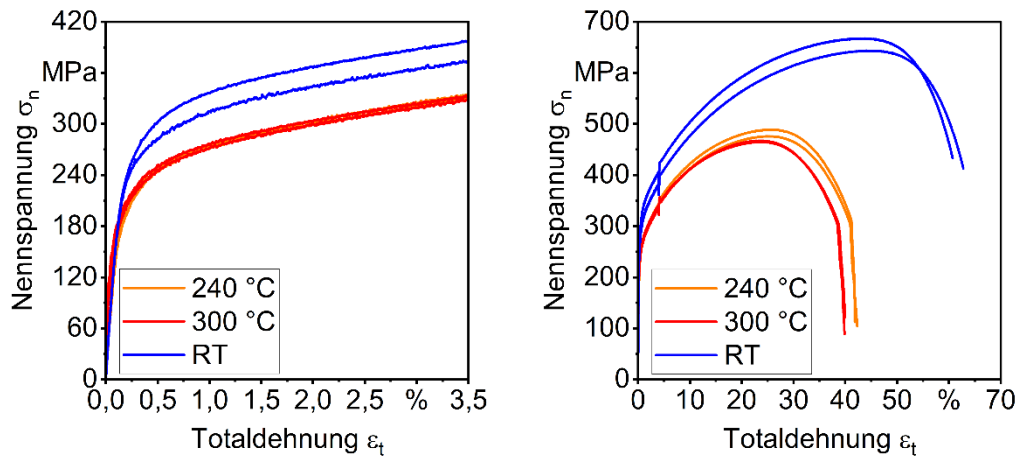


Abb. 23: Spannungs-Dehnungs-Kurven für die Zugversuche am Rohrmaterial im Ausgangszustand

Tab. 6: Quasistatische Kennwerte für das Rohrmaterial im Ausgangszustand

Probe	Prüfbedingung	Zugfestigkeit R_m [MPa]	Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Elastizitäts- modul E [GPa]
A13	RT	644	264	182
A22	RT	668	281	182
A14	240 °C	489	230	155
A23	240 °C	476	228	146
A10	300 °C	467	230	143
B14	300 °C	465	237	141

Auch beim KTA-spezifizierten Stahl zeigt sich eine deutliche Temperaturabhängigkeit hinsichtlich der quasi-statischen Kennwerte. Bei Raumtemperatur werden zum Stangenmaterial vergleichbare Zugfestigkeiten bei einer leicht höheren Dehngrenze von ca. 270 MPa erreicht. Im Gegensatz zu den Versuchen am Stangenmaterial liegen die quasi-statischen Verformungskurven für 240 und 300 °C im Bereich geringer plastischer Verformungen dicht beisammen, wobei auch die Unterschiede bei der Zugfestigkeit kleiner 4 % sind. Dies lässt sich dadurch erklären, dass aufgrund der abweichenden chemischen Zusammensetzung (insbesondere des Nickelgehalts) und der damit verbundenen höheren Austenitstabilität bereits bei 240 °C keine (bzw. nur sehr geringe) Martensitumwandlungen stattfinden. Dementsprechend stellt sich auch bei 300 °C keine signifikante Änderung ein. Ein weiterer Grund könnten bei 300 °C beginnende Reckalterungsprozesse sein, die die Spannungs-Dehnungs-Kurve auf das Niveau bei 240 °C anheben.

Probenfertigung zur mechanischen Prüfung

Die zur Durchführung der Ermüdungsversuche am LZfPQ, WPT und WWHK benötigten lösungsgeglühten Proben wurden zur Vergleichbarkeit ebenfalls beim selben Fertiger IfEP (Institut für Eignungsprüfung) GmbH beauftragt. Vor dem Fertigungsprozess, bestehend aus Drehprozessen mit Poliervorgängen, wurden die Probenrohlinge zuerst am WPT lösungsgeglüht. Die Ermüdungsproben der Institutionen LZfPQ, WPT und WWHK sind geometrisch an die Einbaumaße und Beanspruchungsgrenzen der vorhandenen servohydraulischen Prüfmaschinen angepasst, vgl. *Abb. 24*.

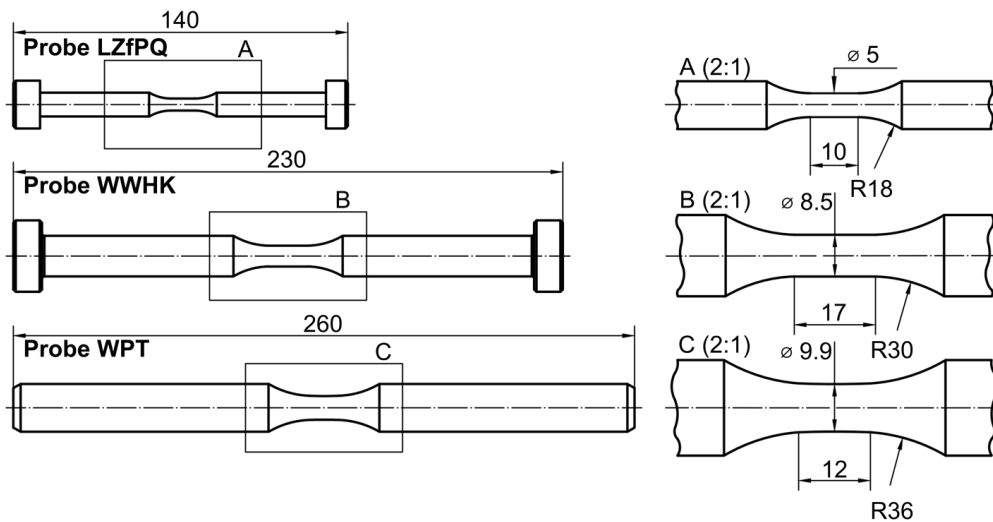


Abb. 24: Probengeometrien für die Ermüdungsversuche bei LZfPQ, WWHK und WPT

Die Ermüdungsproben des WWHK wurden hinsichtlich ihrer Rauheitsvorgaben ($R_a = 0,2 \mu\text{m}$, $R_z = 0,5 \mu\text{m}$) und des Eigenspannungszustands an der Oberfläche in der Prüfstreckengeometrie charakterisiert. Die Ergebnisse der Eigenspannungsanalyse im Ausgangszustand in axialer und tangentialer Richtung wurden für die Arbeitspunkte in Kapitel 2.1.4 zur Erstellung der thermo-mechanischen Beanspruchungsmatrix genutzt. Zusammengefasst befinden sich in *Tab. 7* die Ergebnisse der Ausgangscharakterisierung der Ermüdungsproben als Mittelwerte.

Tab. 7: Ausgangscharakterisierung der Ermüdungsproben bestehend aus Oberflächenrauheit und Eigenspannungszustand in der Prüfstreckengeometrie

Oberflächenrauheit	Arithmetischer Mittenrauwert R_a [μm]	0,015
	Rautiefe R_z [μm]	0,101
Eigenspannungswert	Axiale Eigenspannungen $\sigma_{ES,ax}$ [MPa]	-388
	Tangentiale Eigenspannungen $\sigma_{ES,tan}$ [MPa]	-326

Nach der Herstellung wurden die Proben hinsichtlich des Ferritgehalts (*Abb. 25*), der elektrischen Leitfähigkeit (*Abb. 26*) und des elektrischen Widerstands charakterisiert. Dazu wurde für die Erfassung der elektrischen Leitfähigkeit und des elektrischen Widerstands ein in MibaLeb I entwickelter Messaufbau verwendet, der im Abschlussbericht von MibaLeb I detailliert beschrieben ist [Mib20].

Die Bestimmung des Ferritgehalts erfolgte auf der Basis von Wirbelstrommessungen und der Verwendung von Kalibrierkörpern. *Abb. 25* zeigt die Zusammenhänge zwischen der Phasenänderung des Wirbelstromsignals mit zunehmendem Ferritgehalt, die an den Kalibrierproben mit verschiedenen Erregerfrequenzen und Inter- bzw. Extrapolation bestimmt wurden.

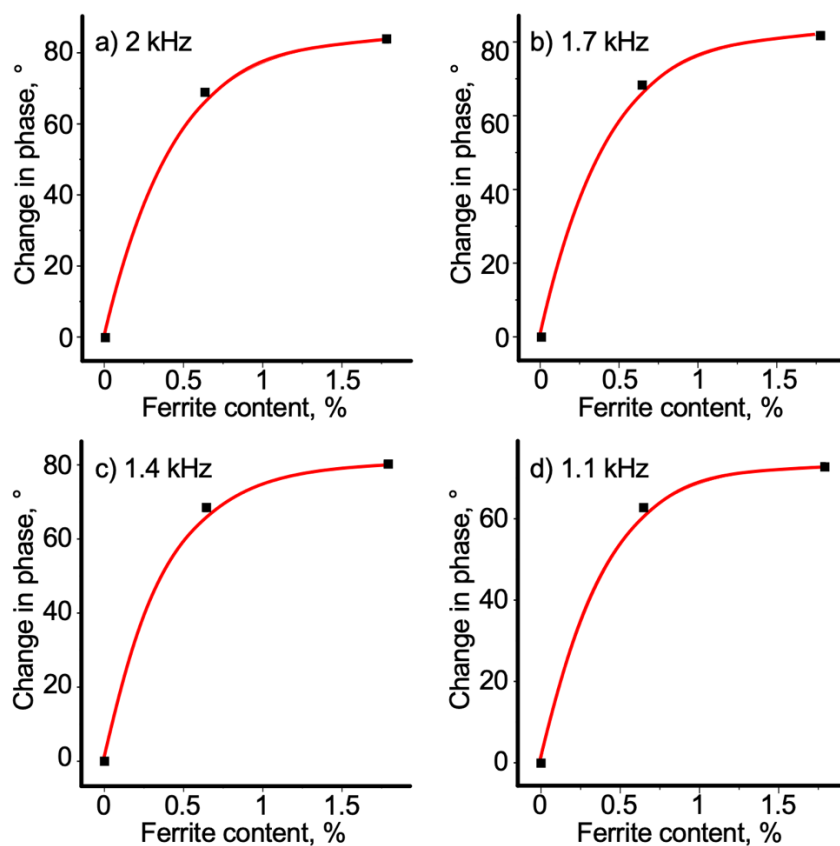


Abb. 25: Kalibrierkurven zur Bestimmung des Ferritgehalts auf der Basis von Wirbelstrommessungen für verschiedene Erregerfrequenzen

Die Ergebnisse für die elektrische Leitfähigkeit sind in *Abb. 26* für die verschiedenen Probensätze getrennt dargestellt.

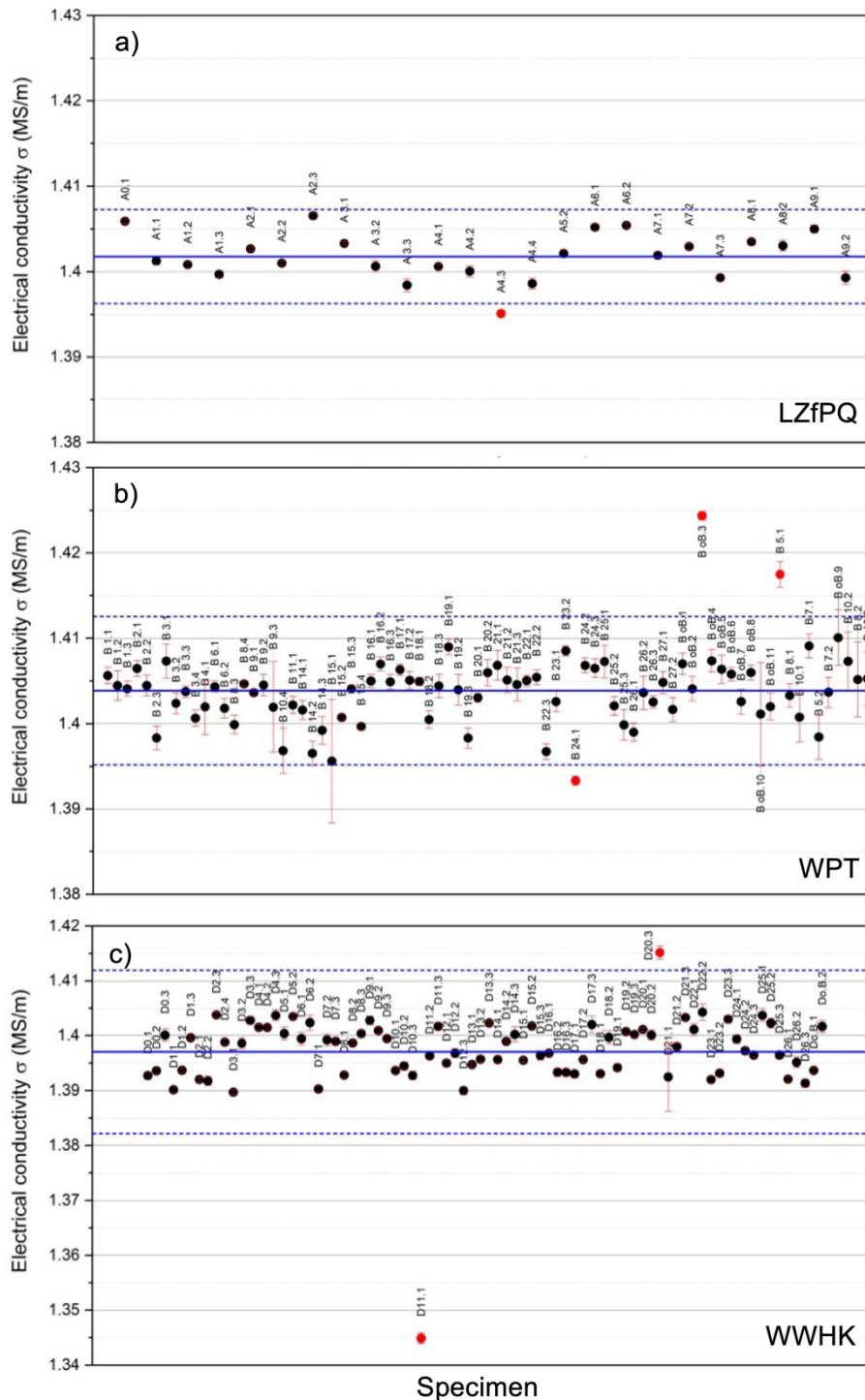


Abb. 26: Messungen der elektrischen Leitfähigkeit für die Proben des a) LZfPQ, b) WPT und c) WWHK

Mit Ausnahme von einigen Ausreißern weisen die Proben im Mittelwert und teilweise auch in der Streuung nur leichte Unterschiede auf. Diese Unterschiede erscheinen nicht signifikant und sind auf die Probengeometrien und Chargeneinflüsse zurückzuführen. Die rot dargestellten Ergebnisse werden als Ausreißer betrachtet, die nachfolgend weiterführend untersucht wurden.

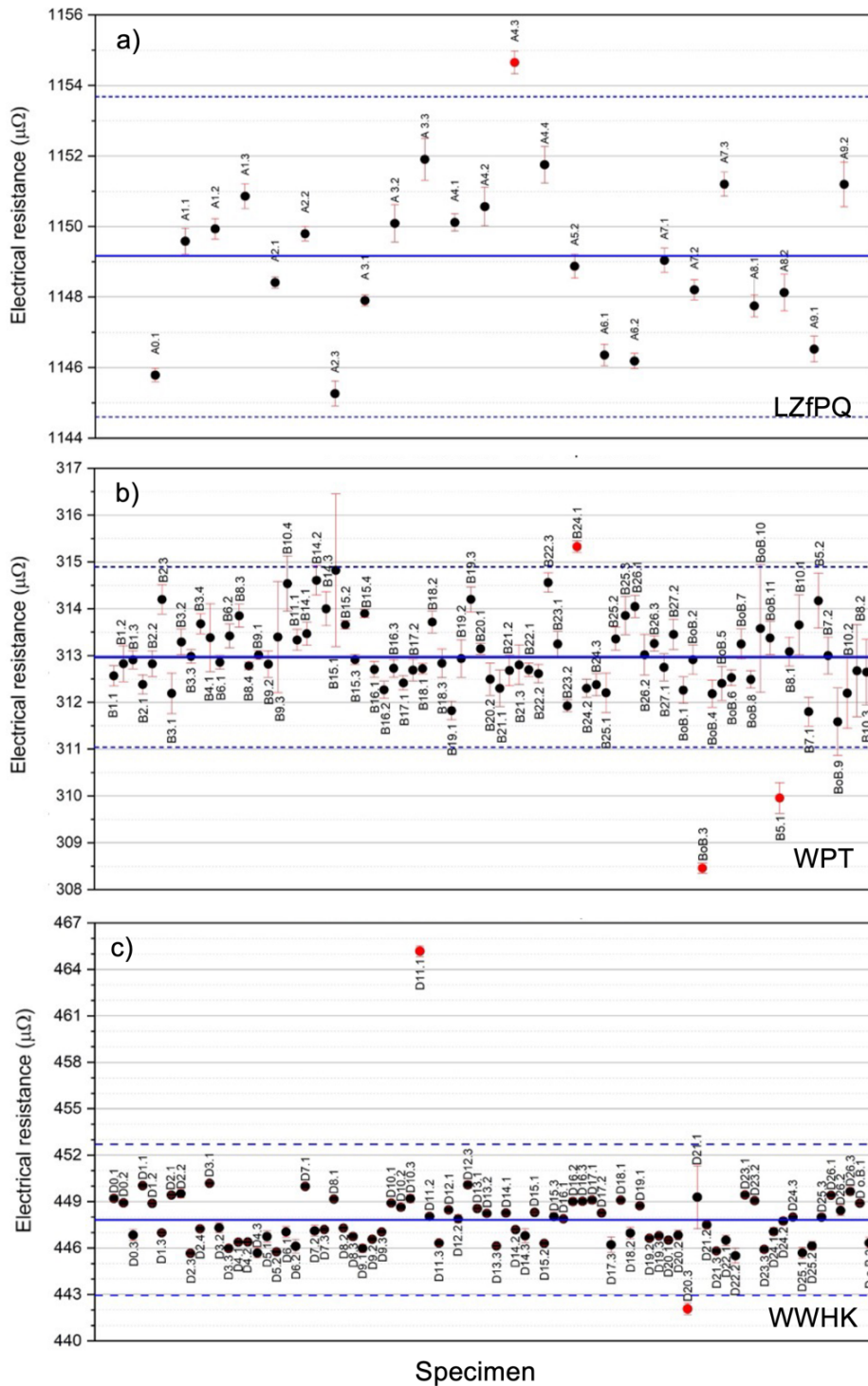


Abb. 27: Messungen des elektrischen Widerstands für die Proben des a) LZfPQ, b) WPT und c) WWHK

Die Ergebnisse der elektrischen Leitfähigkeit können analog zum elektrischen Widerstand aufgetragen werden, vgl. Abb. 27. Als wesentlicher Grund für die bei den Proben des LZfPQ abweichenden Werte ist der geringere Probendurchmesser zu nennen. Abb. 28 zeigt die Ergebnisse des Ferritgehalts für die Proben des a) LZfPQ, b) WPT und c) WWHK.

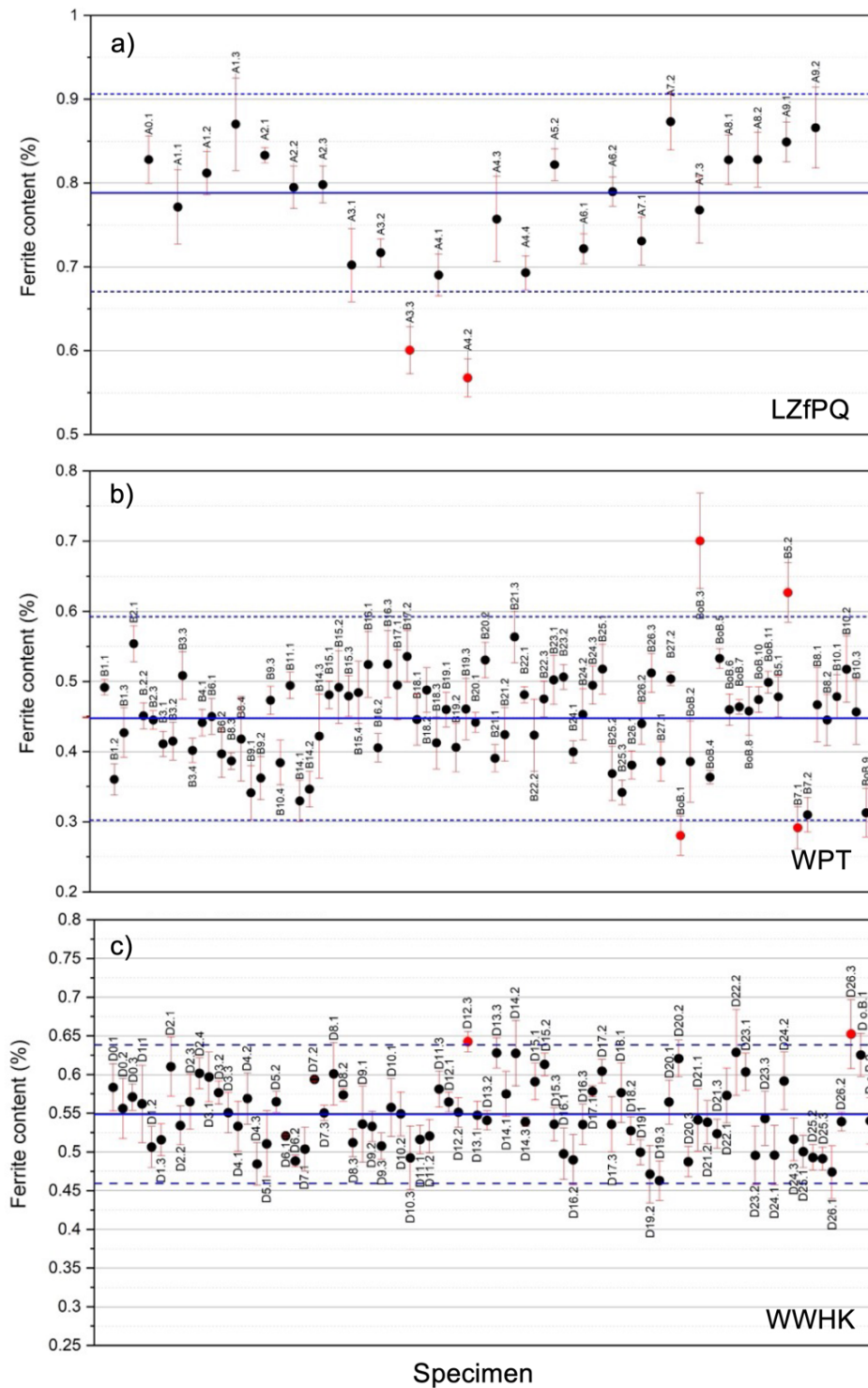


Abb. 28: Messungen des Ferritgehalts für die Proben des a) LZfPQ, b) WPT und c) WWHK

Es ist wiederum zu erkennen, dass die Streuungen zwar ähnlich sind, die Mittelwerte sich jedoch partiell unterscheiden. Dabei scheinen die Mittelwerte aber nicht mit den für die elektrische Leitfähigkeit ermittelten Mittelwerten zu korrelieren. Ausreißer sind gekennzeichnet, wobei diese jedoch nicht mit den Ausreißern bei der elektrischen Leitfähigkeit korrelierbar sind.

Da der KTA-spezifizierte Werkstoff der Rohrleitungskomponente nur begrenzt und in einer Wandstärke von 10 mm vorlag, erwies es sich als notwendig, eine Rohlingsentnahme durch Drahterosion vorzunehmen. In enger Zusammenarbeit mit der Firma Engelmann und Sünkel GmbH wurde eine Spannvorrichtung eigens für die Rohrleitungskomponente entwickelt und gefertigt, um Zylinder mit dem Durchmesser 8,5 mm bei einer Länge von 165 mm zu entnehmen. Ebenfalls bei der Firma Engelmann und Sünkel GmbH wurden anschließend auch die Erodierarbeiten durchgeführt. Aus den Zylindern wurden bei der IfEP GmbH Ermüdungsproben gefertigt. Der Fertigungsablauf ist in *Abb. 29* dargestellt.

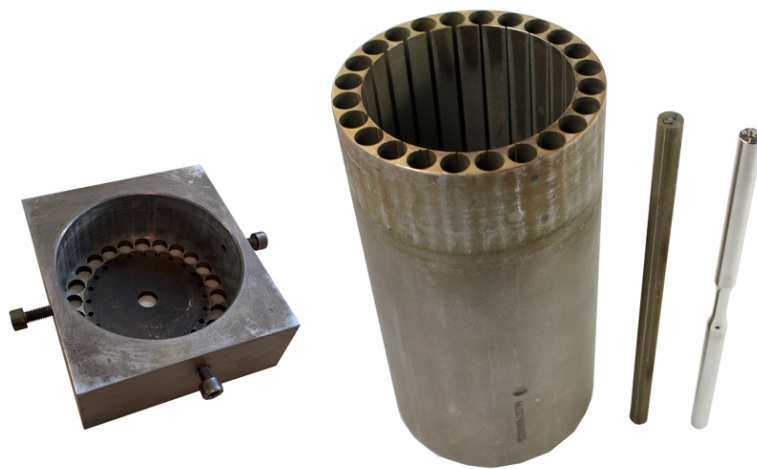


Abb. 29: Spannvorrichtung für Drahterosion (links) und Fertigungsablauf von Rohrsegment nach der Rohlingsentnahme, über Probenrohling zur Ermüdungsprobe (Mitte, rechts)

Aufgrund der Wandstärke von 10 mm und den notwendigen Fertigungsaufmaßen musste eine angepasste Probengeometrie festgelegt werden. In Vorversuchen am metastabilen Austenit X5CrNi18-10 wurde die in *Abb. 30* dargestellte Probengeometrie erprobt. Nach erfolgreicher Validierung wurden alle mechanischen Versuche (Zug- und Ermüdungsversuche) für die Rohrkomponente mit dieser Geometrie durchgeführt.

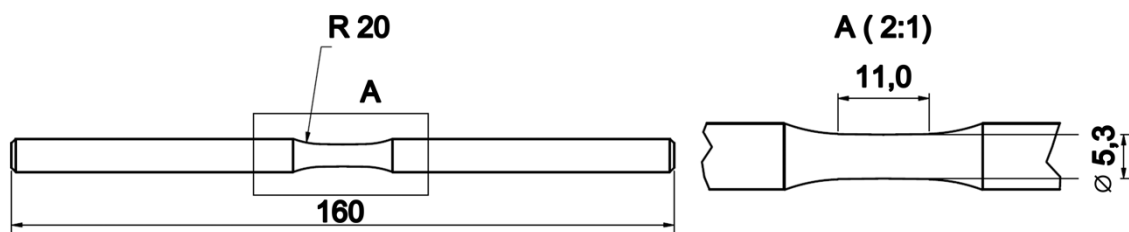


Abb. 30: Probengeometrie für quasi-statische und zyklische Versuche mit dem Material der Rohrkomponente

2.1.2 Charakterisierung der Mikrostruktur mittels ausgewählter ZfP- und elektrochemischer Verfahren

Eine zentrale Aufgabe in MibaLeb II ist der Nachweis, inwieweit die Einbindung von Informationen aus ZfP-Verfahren in die Lebensdauervorhersagen ermüdungsbeanspruchter Bauteile die Prognosequalität verbessern können. Klassische Lebensdauervorhersagen, wie sie z. B. über die KTA-Richtlinie vorgegeben werden, basieren auf der Betrachtung von mechanischen Spannungen unter Anwendung von Spannungs-Wöhlerlinien und der linearen Schadensakkumulationshypothese nach Palmgren-Miner. Was dabei faktisch als Schädigung betrachtet wird, bleibt offen. Das Ergebnis ist vielfach mit erheblichen Unsicherheiten belastet. Um diese Unsicherheiten zu verringern, bedarf es einer detaillierten Analyse der Mikrostruktur und deren Evolution des Werkstoffs, damit die Faktoren so weit wie möglich offengelegt werden. Dies kann prinzipiell mit ZfP-Verfahren ermöglicht werden. Dabei ist entscheidend, welche Prüfverfahren angewendet werden und welche der damit erfassten Mechanismen für das ermüdungsbedingte Schädigungsverhalten von Bedeutung sind.

Auch wenn aus Vereinfachungsgründen die Schadensakkumulation rechnerisch in Form der Regel nach Palmgren-Miner linearisiert wird, so ist die Akkumulation meist ein eher nichtlinearer Prozess. Diese Nichtlinearität ist bisher zunehmend über die Rissbruchmechanik beschrieben worden. Risse, deren Wachstum einem nichtlinearen Prozess unterliegen, sind prinzipiell mit ZfP-Verfahren detektierbar, allerdings nur ab einer bestimmten Größe. Was die Lebensdauervorhersage von ermüdungsbeanspruchten Werkstoffen und Bauteilen allerdings besonders vorangebracht hat, ist die Beschreibung der Schadensakkumulation auf der Basis kurzer Risse [Bos21]. Kurze Risse sind jedoch mit ZfP-Verfahren nur schwer bzw. mit erheblichem Aufwand zu detektieren und demzufolge schwierig zu quantifizieren. Darüber hinaus findet ermüdungsbedingte Degradation auch schon vor dem Entstehen von kurzen Rissen statt. Generell ist daher die ermüdungsbedingte Degradation von metallischen Werkstoffen als eine Sequenz von Mechanismen zu betrachten. Diese Sequenz beginnt mit Versetzungsbewegungen, die sich im Verlauf des Ermüdungsprozesses akkumulieren. Dies geht dann über in Plastifizierungen, die sich zunehmend über das Volumen ausbreiten und möglicherweise auch in Phasenumwandlungen, die partiell im Volumen stattfinden. Während des Lebensdauerbereichs plastischer Verformungen beginnen sich Risse auf mikrostruktureller Basis zu entwickeln, die nichtlinear bis zum Probenbruch wachsen.

ZfP-Verfahren, die sensitiv auf Versetzungsbewegungen reagieren, sind elektromagnetische Verfahren, wie sie aufgrund der elektrischen Leitfähigkeit, elektromagnetischen

Permeabilität, des Barkhausen-Rauschens, der Oberwellenanalyse, der Magnetkraftmessung und der Wirbelstromimpedanz nachgewiesen worden sind. Von diesen Verfahren ist die Wirbelstromprüfung vermutlich die Technik mit der größten technologischen Reife und demzufolge auch mit der besten kommerziellen Verfügbarkeit. Aus diesem Grund wird diese im weiteren Verlauf besonders betrachtet. Verbreitet ist auch die Messung des elektrischen Potentials, was hier in Form von Messungen der elektrischen Leitfähigkeit und der Interpretation der dabei erhaltenen Signale erfolgt.

Im Falle der plastischen Verformung wird thermische Energie freigesetzt. Aus diesem Grund bieten sich auch Verfahren an, die auf Temperatur sensitiv reagieren, was u. a. durch die Thermografie gegeben ist.

Welche Ergebnisse konkret erreicht wurden, wird in Kapitel 2.1.5 detailliert beschrieben.

2.1.3 Sensorentwicklung

Im Rahmen von MibaLeb sind die nachstehenden ZfP-Verfahren betrachtet worden, die hier noch einmal kurz beschrieben werden:

- *Elektrochemisches Ruhepotential:* In einer sich um eine Ermüdungsprobe zur Simulation von Umgebungsbedingungen befindlichen Zelle wird das sich zwischen einer Arbeitselektrode und einer Referenzelektrode einstellende Potential in Form einer elektrischen Spannung gemessen [Kle16].
- *Elektrische Widerstandsänderung:* Es wird ein Gleichstrom durch die ermüdungsbeanspruchte Probe über an den Probenenden angebrachten Sonden eingeleitet und die sich über der Zeit einstellende Widerstandsänderung gemessen. Die genaue Vorgehensweise ist im Abschlussbericht zu MibaLeb I beschrieben.
- *Feritscope:* Das kommerzielle System basiert auf einem Weicheisenkern mit einer Primär- und einer Sekundärspule. Durch einen Erregerstrom in der Primärspule wird ein niederfrequentes magnetisches Wechselfeld erzeugt, das in dem zu prüfenden magnetischen Werkstoff induziert wird und die sich damit einstellende elektrische Spannung über die Sekundärspule misst. Eine genaue Beschreibung des Verfahrens befindet sich ebenfalls im Abschlussbericht zu MibaLeb I.
- *Magnetischer Streufluss:* Es wird das sich um einen elektrischen Leiter bildende Magnetfeld gemessen. In MibaLeb I hat sich gezeigt, dass die sich bei den elektrischen Widerstandsmessungen einstellenden Änderungen gut mit den sich einstellenden Änderungen der Tangentialkomponente des magnetischen Streuflusses

korrelieren lassen. Aus diesem Grund wurde ein Sensorprüfkopf entwickelt und gebaut, bei dem ein in einem speziellen Ringmagnet eingebettetes Hall-Element die Tangentialkomponente misst. Damit wurde auch verhindert, dass sich die Magnetfeldsignale bei steigender Temperatur verschlechterten, wobei zur Regelung noch zwei Thermolemente im Bereich des Hall-Elements integriert wurden. Somit waren Messungen theoretisch bis zu 350 °C möglich. Allerdings werden bei solch einer wiederholten Beanspruchung die Grenzen der Funktionsfähigkeit der Hall-Elemente erreicht.

- *Magnetkraftmessung:* In dem parallellaufenden, vom BMVK geförderten Forschungsvorhaben ZeMeSS [Lya24] wurde ein auf Basis der Magnetkraftmessung beruhendes System entwickelt und realisiert, dessen Prinzip in *Abb. 31* dargestellt ist. Hier wird über eine magnetisierte Spitze und einem nachgelagerten hochsensitiven Kraftsensor die Magnetkraft gemessen. Damit wird eine Oberfläche abgescannt und ein Magnetkraftprofil darstellbar. Bei austenitischen Werkstoffen sind Veränderungen der Magnetkraft ein Indiz für ferromagnetische Einschlüsse bzw. aufgetretene martensitische Phasenumwandlungen.

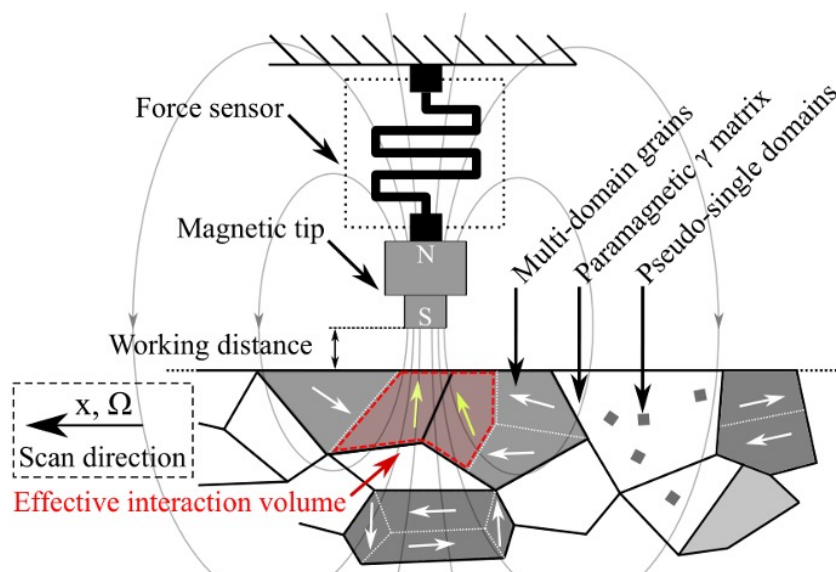


Abb. 31: Prinzip der Magnetkraftmessung

- *Thermografie:* Für die thermografischen Messungen wurde eine kommerzielle Kamera vom Typ Micro-Epsilon ThermoIMAGER Typ TIM450 verwendet, die im Wellenlängenband von 7,5 bis 13 µm misst, eine Auflösung von 382×288 Pixel besitzt und die Temperatursensitivität 0,04 K beträgt. Die Temperaturen wurden in der Probenmitte und an den Probenschäften gemessen und hierüber die Temperaturdifferenz gebildet.

- *Wirbelstrom*: Es wird eine Spule mit einem Wechselstrom beaufschlagt und ihr Widerstand gemessen. Nähert sich die Spule einem elektrisch leitenden Medium, so erzeugt sie einen zusätzlichen induzierten Widerstand. Der Eigenwiderstand wird über den induzierten Widerstand aufgetragen und der sich ergebende Vektor hinsichtlich seiner Länge betragsmäßig als Impedanz bezeichnet. Diese Impedanz hat eine Richtung, die als Phase der Impedanz bezeichnet wird. Für die Wirbelstrommessungen wurde das kommerziell erhältliche System PL 600 der Firma Rohmann verwendet.

Für die Wirbelstrommessung sind nachstehende Zusammenhänge zum Verständnis der Messergebnisse wesentlich. Basis ist die Funktion des sinusförmigen Erregerstroms $I(t)$ in der Spule:

$$I(t) = I_m \cdot \sin\omega t \quad (7)$$

mit I_m dem Scheitelwert des Wechselstroms in [A], ω der Kreisfrequenz und t der Zeit. Eine weitere wichtige Beziehung ist das Induktionsgesetz zwischen zwei Spulen in der Form:

$$U_i(t) = -n \frac{d\Phi}{dt} \quad (8)$$

wobei n die Windungszahl der Spule und Φ der magnetische Fluss [Vs] bedeuten. Der magnetische Fluss Φ , die magnetische Flussdichte B und die Querschnittsfläche der Spule A stehen in folgendem Zusammenhang:

$$\Phi = B \cdot A \quad (9)$$

Zwischen magnetischer Flussdichte B und magnetischer Feldstärke H gilt die Beziehung:

$$B = \mu_0 \cdot H \quad (10)$$

wobei μ_0 die magnetische Feldkonstante [Vs/Am] repräsentiert. Weil $H(t)$ in der Form:

$$H(t) = \frac{n}{l} I(t) \quad (11)$$

beschrieben werden kann, wobei l die Länge der Spule bedeutet, ergibt sich nach Einsetzen für die induzierte Spannung:

$$U_i(t) = -\mu_0 n^2 \frac{A}{l} \omega I_m \cos\omega t = -\mu_0 n^2 \frac{A}{l} \omega I_m \sin(\omega t + 90^\circ) = L \omega I_m \sin(\omega t + 90^\circ) \quad (12)$$

worin L die Induktivität bedeutet. Steht die Spule in Kontakt mit einem Werkstoff, so muss die Induktivität noch mit der Permeabilitätszahl μ_r multipliziert werden und es gilt:

$$L = \mu_0 \mu_r n^2 \frac{A}{l} \quad (13)$$

Der sog. induktive Widerstand X_L [Ω] ergibt sich aus dem Ohm'schen Gesetz zu:

$$X_L = \frac{U_i}{I} = \frac{L \omega I_m}{I_m} = \omega L = 2\pi f L \quad (14)$$

worin I die Stromstärke [A] und f [Hz] die Frequenz bedeuten. Hinzu kommt der sog. Wirkwiderstand R , der sich aus den Drahteigenschaften der Spule ergibt. Die daraus resultierende Wirkspannung U_e ergibt sich somit zu:

$$U_e = RI \quad (15)$$

Da Wirkspannung U_e und induzierte Spannung U_i um 90° phasenverschoben sind, ergibt sich aufgrund einer Vektoraddition für die resultierende Spannung:

$$U = \sqrt{U_e^2 + U_i^2} = I \sqrt{R^2 + (2\pi f L)^2} \quad (16)$$

Dabei wird der sich ergebende Widerstandswert als Impedanz:

$$Z = \frac{U}{I} = \sqrt{R^2 + (2\pi f L)^2} \quad (17)$$

bezeichnet. Wegen der Vektoraddition besitzt die Impedanz auch einen Phasenwinkel Θ , der sich gemäß:

$$\tan \Theta = \frac{2\pi f L}{R} \quad (18)$$

berechnet bzw. nach Θ aufgelöst:

$$\Theta = \arctan \frac{2\pi f L}{R} \quad (19)$$

lautet.

Ein weiterer wesentlicher Parameter in der Wirbelstromprüfung ist die sog. Eindringtiefe δ (auch ‚Skintiefe‘ genannt), die sich wie nachstehend berechnet:

$$\delta = \frac{500}{\sqrt{\sigma \cdot \mu_r \cdot f}} \quad (20)$$

worin σ die elektrische Leitfähigkeit, μ_r die relative Permeabilität und f die Frequenz bedeuten.

Ein wesentliches Ziel des MibaLeb-Projekts war es zu ermitteln, in welcher Form eine ermüdungsbedingte Degradation in metallischen Werkstoffen, hier am Beispiel des metastabilen Austenits X6CrNiNb18-10 mit Hilfe von ZfP-Verfahren mess- und quantifizierbar ist. Um dies zu beurteilen, sind in *Abb. 32* beispielhaft Ergebnisse mit den o. g. ZfP-Verfahren gezeigt. Mit Ausnahme der Ergebnisse für die Magnetkraftmessung wurden alle Ergebnisse an einstufig beanspruchten ungekerbten Ermüdungsproben ermittelt. Für die Ergebnisse der Magnetkraftmessung, die nicht dem Projekt MibaLeb entstammen, lagen keine Ergebnisse aus Einstufenversuchen vor, so dass hier nur Ergebnisse aus einem Dehnungssteigerungsversuch gezeigt werden können. Wie allen Teilbildern zu entnehmen ist, sind die mit den ZfP-Verfahren gemessenen Verläufe über der Lebensdauer nichtlinear. Sie weisen entweder deutlich unterschiedliche Steigungen mit gleichem Vorzeichen und teilweise sogar unterschiedlichem Vorzeichen auf. Weitere Beobachtungen gelten dem detaillierteren Verhalten der Signale. So nimmt z. B. das sich durch die zyklische Beanspruchung verändernde Messsignal bei der tangentialen Magnetfeldstärke des Streuflusses mit zunehmender Lebensdauer deutlich zu. Ähnliches ist auch bei den mit der Thermografie erzielten Daten zu beobachten. Diese Veränderungen gilt es daher zu analysieren, zu korrelieren und zu interpretieren. So ist z. B. bei fast allen Versuchsergebnissen am Versuchsende die Rissfortschrittsphase des Langrisses zu erkennen. Zu erkennen ist ebenfalls die Phase der plastischen Verformung sowie Ver- und Entfestigungsvorgänge. Welche weiteren Bezüge hergestellt werden können, wird in den nachstehenden Unterkapiteln deutlich dargestellt.

Was bereits aus den in *Abb. 32* dargestellten Ergebnissen interpretiert werden kann, ist, dass die sich in einem Werkstoffermüdungsprozess sequenziell einstellenden Degradationsphänomene wohl kaum mit einem singulären ZfP-Verfahren erschöpfend ermitteln lassen. So bilden die elektromagnetischen – und hier insbesondere die mikromagnetischen – Verfahren die schwer messbaren Phasen der Versetzungsbewegungen ab. Gleiches gilt auch für gewisse Formen der martensitischen Phasenumwandlungen. Das plastische Verformungsverhalten ist mit verschiedenen ZfP-Verfahren detektierbar, wie auch Ver- und Entfestigungsvorgänge sowie Rissfortschritt.

Die mit den ZfP-Verfahren gewonnene Information ist eine Oberflächeninformation. Volumeninformationen, d. h. Informationen aus dem Bereich unterhalb der Oberfläche, können nur bedingt erschlossen werden. Mit der Wirbelstromprüfung ist dies über die Variation der Erregerfrequenz prinzipiell möglich, führt aber u. a. aufgrund der zunehmenden Wellenlänge zu einem verringerten Auflösungsvermögen.

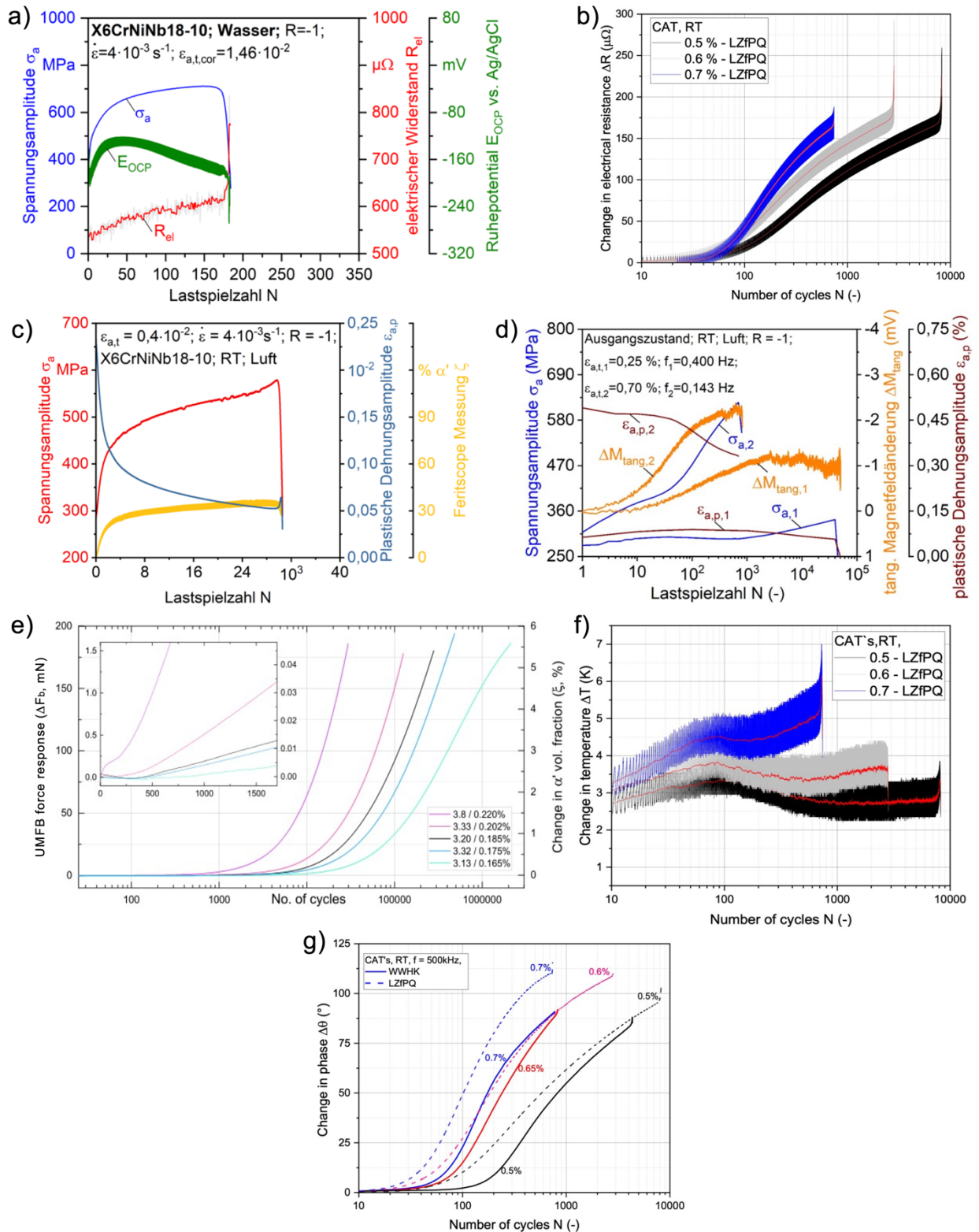


Abb. 32: Verhalten verschiedener ZfP-Parameter über der Lebensdauer eines Einstufenversuchs: a) elektrochemisches Ruhepotential, b) elektrischer Widerstand, c) Feritscope, d) Tangentialkomponente des magnetischen Streuflusses, e) Magnetkraft, f) Änderung der Temperatur, g) Änderung der Phase der Wirbelstromimpedanz

Gleiches gilt für die Ultraschallverfahren, die in MibaLeb nicht betrachtet wurden, weil sie primär nur in der Lage sind, Imperfektionen wie Risse und damit generell Dichteunterschiede mit vertretbaren Mitteln zu erfassen, wenn von der Ultraschallmikroskopie abgesehen wird.

Ein weiterer wichtiger Aspekt hinsichtlich Sensorentwicklung ist der Reifegrad der Sensorik bzw. des ZfP-Verfahrens. Da ZfP-Verfahren für die Anwendung zertifiziert werden müssen, ist es empfehlenswert, sich bei der Auswahl der ZfP-Verfahren erst einmal auf kommerzielle Systeme zu konzentrieren und von diesen ausgehend als Ergänzung selbstentwickelte Lösungen im Rahmen eines Prüfkonzpts mit einzubeziehen. Aus diesem Grund wurde in MibaLeb II die Wirbelstromprüfung wie auch die Thermografie als zusätzliche Verfahren mit integriert. Ohne den nachstehend darzustellenden Ergebnissen vorgreifen zu wollen, darf aber bereits an dieser Stelle festgehalten werden, dass für die in MibaLeb aufgeworfenen Fragestellungen den elektromagnetischen Verfahren ein besonderer Vorrang zu geben ist. Dabei bildet die Wirbelstromprüfung als weitläufig kommerziell verfügbares Verfahren die Basis, die insbesondere durch Ergänzung mit der Thermografie zu einer Erweiterung in der Erfassung des plastischen Werkstoffverhaltens führt. Das lokale Erfassen von mikromagnetischen Phänomenen, sei es in Form der Magnetkraft, der elektrischen Leitfähigkeit, des elektrischen Widerstands bzw. Potentials oder des Streuflusses, um nur einige Beispiele zu nennen, ist dann eine weitere Ergänzung. Dies führt zu Sensor- und Inspektionskonzepten, die in weiterführenden F&E-Aktivitäten validiert und realisiert werden müssen.

2.1.4 Einstellung definierter Schädigungs-/ Alterungszustände

Das Kapitel 2.1.4 umfasst die Untersuchungen zur thermo-mechanischen Beanspruchungsmatrix zur Einstellung von definierten Schädigungs-/Alterungszuständen an Begleitproben. Zunächst werden die durchgeführten Ermüdungsversuche an Luft bei Raumtemperatur, 240 und 300 °C des WWHK mit Auswertung nach dem Kurzzeitverfahren StrainLife und der Charakterisierung des Ermüdungszustands erläutert. Abschließend werden die Ergebnisse der Auswertung und Charakterisierung in mehrere Grundbausteine zur Erstellung der thermo-mechanischen Beanspruchungsmatrix zusammengefasst, die nachfolgend in die Matrix überführt werden.

Ermüdungsprüfung bei unterschiedlicher Temperatur

Zur Durchführung der Ermüdungsversuche in Form von Dehnungssteigerungs- und Einstufenversuchen in Anlehnung an DIN 50100 wurde ein servohydraulisches Schwing-

prüfsystem der Firma Shimadzu Typ EHF-U verwendet. Die Versuche wurden unter Totaldehnungskontrolle mit einem Dehnungsverhältnis von $R_\epsilon = -1$, einer Dehnrates von $\dot{\epsilon} = 4 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ und zur Berücksichtigung der vorherrschenden Überlagerung mechanischer und thermischer Beanspruchungen an Luft bei Raumtemperatur (RT), 240 und 300 °C durchgeführt.

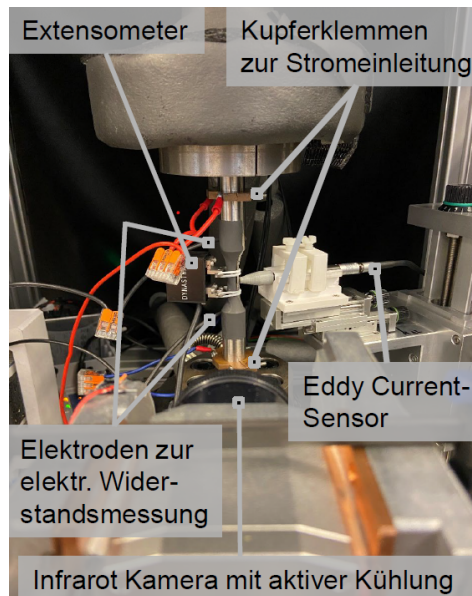


Abb. 33: Versuchsaufbau für Ermüdungsversuche bei Raumtemperatur mit Instrumentierung zerstörungsfreier Prüfmethode

Die Instrumentierung des Schwingprüfsystems bei RT umfasst ein Extensometer (Shimadzu, Typ Dynastrain) zur Dehnungskontrolle mit einer Messlänge von $L_0 = 15 \text{ mm}$ in Verbindung mit zerstörungsfreien Prüfmethode, wie der elektrischen Widerstandsmessung mittels Potentialstromsonde (Toellner, Typ TOE 7621), Thermografie mittels Infrarotkamera (Micro-Epsilon, Typ TIM450) und in Verbund mit dem LZfPQ die Wirbelstromprüfung mittels eines Eddy-Current-Systems (Rohmann, Typ PL600), vgl. *Abb. 33*.

Die Instrumentierung für die Ermüdungsversuche bei 240 und 300 °C beinhaltet einen 3-Zonen-Ofen der Firma Severn Thermal Solutions Typ SF2151A, der die Messstrecke der Ermüdungsprobe umschließt, vgl. *Abb. 34*. Um während der Ermüdungsversuche eine konstante Temperatur ohne Gradienten innerhalb der Prüfstrecke zu gewährleisten, besteht das Ofensystem aus drei abgetrennten Kammern mit jeweils zwei Heizelementen und einem Thermoelement des Typs N sowie einer externen Regeleinheit (Eurotherm, Typ 2704). Die Dehnungskontrolle erfolgt über ein Hochtemperatur-Extensometer mit flachen Keramikschnitten und einer Messlänge von $L_0 = 15 \text{ mm}$ (Sandner Messtechnik GmbH, Typ EXH 15-0,75A).



Abb. 34: Versuchsaufbau für Ermüdungsversuche bei 240 und 300 °C mit Instrumentierung des 3-Zonen-Ofensystems

Zunächst wurden DSV an Luft bei RT, 240 und 300 °C durchgeführt. Die Parameter der DSV umfassen, wie oben bereits erwähnt, eine konstante Dehnrage, dies bedeutet, dass sich die Prüffrequenz f bei Zunahme der Beanspruchungsamplitude pro Laststufe verringert. Aus diesem Grund wurde die Länge einer Laststufe nicht wie üblich über die Lastspielzahl, sondern über die Zeit definiert. Die DSV starteten mit einer Totaldehnungsamplitude von $\epsilon_{a,t} = 0,025 \cdot 10^{-2}$, die nach einer Stufenlänge von jeweils $\Delta t = 1800$ s stufenweise mit einer Stufenhöhe von $\Delta \epsilon_{a,t} = 0,025 \cdot 10^{-2}$ bzw. ab einer Totaldehnungsamplitude von $\epsilon_{a,t} = 0,2 \cdot 10^{-2}$ mit einer Stufenhöhe von $\Delta \epsilon_{a,t} = 0,05 \cdot 10^{-2}$ bis zum Probenversagen erhöht wurden. Durch diese Vorgehensweise wurde eine ausreichend hohe Anzahl von Laststufen im überwiegend elastischen Bereich gewährleistet, die für die Ermittlung der Totaldehnungs-Wöhlerlinien nach dem Kurzzeitverfahren StrainLife erforderlich ist.

Die Ergebnisse des DSV in Luft bei RT sind in Abb. 35 und Tab. 8 zusammengefasst. Hierbei sind die Verläufe der Totaldehnungsamplitude $\epsilon_{a,t}$ in grau, der Spannungsamplitude σ_a in schwarz, der plastische Dehnungsamplitude $\epsilon_{a,p}$ in blau, der Temperaturänderung ΔT in grün und die Änderung des elektrischen Widerstands ΔR in rot dargestellt. Die Spannungsamplitude σ_a zeigt bis $\epsilon_{a,t} = 0,25 \cdot 10^{-2}$ einen gleichmäßigen stufenförmigen Anstieg, wonach ein steiler Anstieg der Spannungsamplitude innerhalb jeder Stufe folgt, was auf die verformungsinduzierte Phasenumwandlung zu α' -Martensit und der hieraus resultierenden Verfestigung zurückgeführt werden kann. Die Verfestigung durch die Bildung von α' -Martensit spiegelt sich auch durch die Abnahme von $\epsilon_{a,p}$ innerhalb der Laststufen wider, in denen σ_a deutlich zunimmt. Ab $\epsilon_{a,t} = 0,55 \cdot 10^{-2}$ flacht der Anstieg von σ_a bis kurz vor Probenversagen stetig ab, was auf eine Abnahme des

Verfestigungspotentials zurückzuführen ist. Der Abfall der Spannungsamplitude am Ende des Ermüdungsversuches resultiert durch die Ausbreitung von Makrorissen. Die von der Ermüdungsprobe abgegebene dissipierte Wärmeenergie ist ein direkter Hinweis auf die irreversible plastische Verformungsarbeit, die durch die Ermüdung in Form von zyklischen Zug- und Druckbeanspruchungen hervorgerufen wird. Diese Wärmeenergie kann an der Probenoberfläche mittels Thermokamera gemessen werden und wird durch die Änderung der Temperatur ΔT dargestellt, vgl. Abb. 35. Der ΔT -Verlauf zeigt ebenfalls die zyklische Verfestigung infolge der α' -Martensit-Phasenumwandlung als Temperaturabnahme innerhalb der Laststufen, in denen der Anstieg der Spannungsamplitude aufgrund der Verfestigung am höchsten ist. In den letzten Laststufen mit hoher Totaldehnungsamplitude vor Probenbruch und folglich überwiegend plastischen Beanspruchungen steigt die Temperatur innerhalb der Laststufen aufgrund der Zunahme an plastischer Arbeit bis zur Makrorissausbreitung an. Anschließend ist ein Abfall bei dem Verlauf der Temperaturänderung aufgrund des Probenversagens zu erkennen. Die Änderung des elektrischen Widerstands ΔR bleibt bis $\epsilon_{a,t} = 0,2 \cdot 10^{-2}$ konstant. Danach wird der Beginn der plastischen Verformung, gefolgt von der martensitischen Phasenumwandlung, durch den zunehmenden Betrag der elektrischen Widerstandsänderung abgebildet. Der elektrische Widerstand steigt nahezu linear bis zum Beginn der Makrorissausbreitung an. Danach folgt ab $\epsilon_{a,t} = 0,75 \cdot 10^{-2}$ ein überproportionaler Anstieg bis zum Probenversagen.

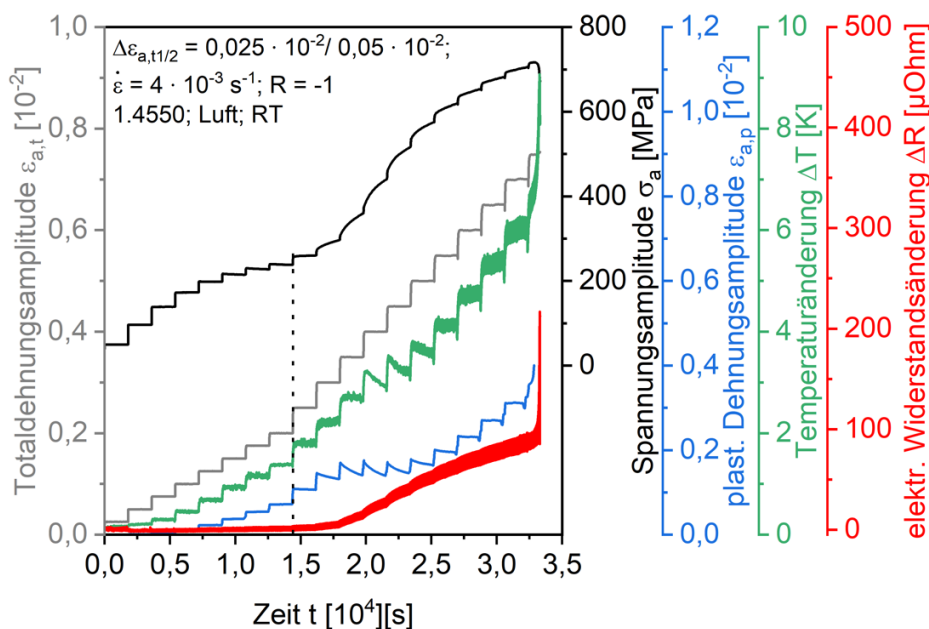


Abb. 35: Dehnungssteigerungsversuch an Luft bei Raumtemperatur mit den Verläufen der Spannungsamplitude σ_a , der plastischen Dehnungsamplitude $\epsilon_{a,p}$ sowie den Änderungen der Temperatur ΔT und des elektrischen Widerstands ΔR

Tab. 8: Zusammenfassung der Ergebnisse der Dehnungssteigerungsversuche an Luft bei Raumtemperatur, 240 und 300 °C

Proben-Nr.	Medium	Temperatur (°C)	$\epsilon_{a,t}$ beim Versagen in (10^{-2})
D6.1	Luft	RT	0,75
D16.1		240	0,8
D21.3		300	0,85

Abb. 36 zeigt im Vergleich die Ergebnisse der DSV an Luft bei RT, 240 und 300 °C. Dabei sind die Verläufe der Spannungsamplitude σ_a und der plastischen Dehnungsamplitude $\epsilon_{a,p}$ (grauer Bereich) für RT in grün, für 240 °C in gelb und für 300 °C in rot sowie der Verlauf der Totaldehnungsamplitude $\epsilon_{a,t}$ in schwarz abgebildet. Der DSV bei RT weist im Vergleich zu den Versuchen bei höheren Temperaturen von Beginn an höhere σ_a -Werte auf, die ab $\epsilon_{a,t} = 0,25 \cdot 10^{-2}$ infolge der verformungsinduzierten Phasenumwandlung und der resultierenden Verfestigung deutlich ansteigen. Die DSV bei 240 und 300 °C zeigen, anders als bei RT, bis zum Probenversagen einen nahezu gleichmäßig flachen Anstieg von σ_a und $\epsilon_{a,p}$. Dieses Verhalten indiziert eine zunehmende Austenitstabilität bei höheren Temperaturen und folglich eine geringere α' -Martensit-Phasenumwandlung.

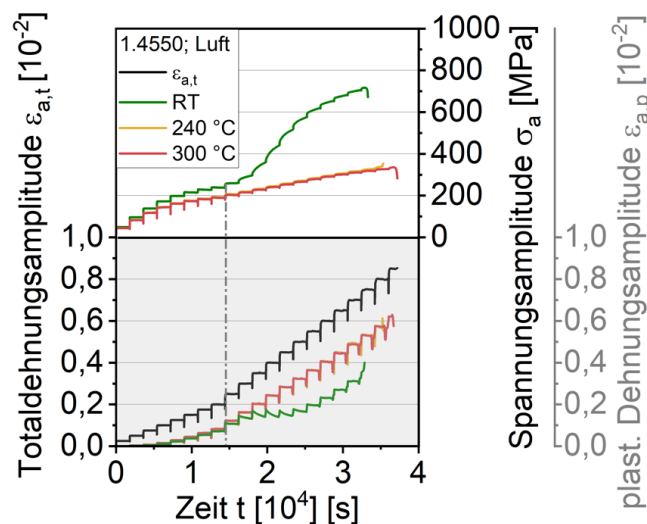


Abb. 36: Dehnungssteigerungsversuche an Luft bei Raumtemperatur, 240 und 300 °C mit den Verläufen der Spannungsamplitude σ_a und der plastischen Dehnungsamplitude $\epsilon_{a,p}$

Anhand des DSV an Luft bei RT wurden am WWHK zunächst ausgewählte ESV (ebenfalls an Luft und bei RT) bei konstanten Totaldehnungsamplituden von $\epsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ bis $0,7 \cdot 10^{-2}$ durchgeführt, vgl. Tab. 9.

Tab. 9: Zusammenfassung der Ergebnisse der Einstufenversuche an Luft bei Raumtemperatur, 240 und 300 °C

Proben-Nr.	Medium	Temperatur (°C)	Totaldehnungsamplitude $\epsilon_{a,t}$ (10^{-2})	Bruchlastspielzahl N_B
D3.1	Luft	RT	0,4	9800
D22.1			0,4	8700
D20.3			0,45	8200
D8.1			0,5	4346
D0.3			0,55	3700
D19.3			0,6	1440
D24.3			0,65	820
D3.2			0,7	800
D25.1			0,7	775

Abb. 37 und Abb. 38 zeigen die Ergebnisse von zwei ESV mit Totaldehnungsamplituden von $\epsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ und $0,6 \cdot 10^{-2}$.

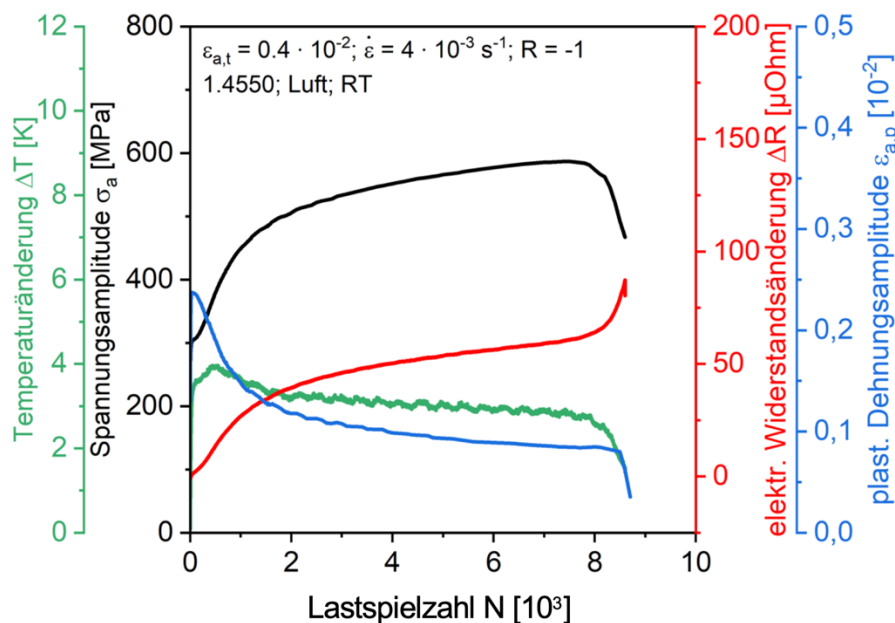


Abb. 37: Einstufenversuch an Luft bei Raumtemperatur mit einer Totaldehnungsamplitude von $\epsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ mit den Verläufen der Spannungsamplitude σ_a , plastischen Dehnungsamplitude $\epsilon_{a,p}$ sowie den Änderungen der Temperatur ΔT und des elektrischen Widerstands ΔR

Bei Betrachtung der Werkstoffantwort in Form der Spannungsamplitude beider ESV, die in schwarz abgebildet wird, ist ein ähnliches Verhalten zu erkennen. Hierbei steigt σ_a zuerst nahezu linear an, gefolgt von einer kontinuierlichen Abflachung der Steigung bis

kurz vor dem Versagen der Ermüdungsprobe, was auf eine zyklische Verfestigung infolge von Versetzungsreaktionen und auf die Bildung von α' -Martensit über den Probenquerschnitt während der gesamten Dauer der Ermüdungsversuche, zurückgeführt werden kann. Dabei zeigt der ESV in Abb. 38 einen höheren Anstieg der Spannungsamplitude aufgrund der höheren Totaldehnungsamplitude.

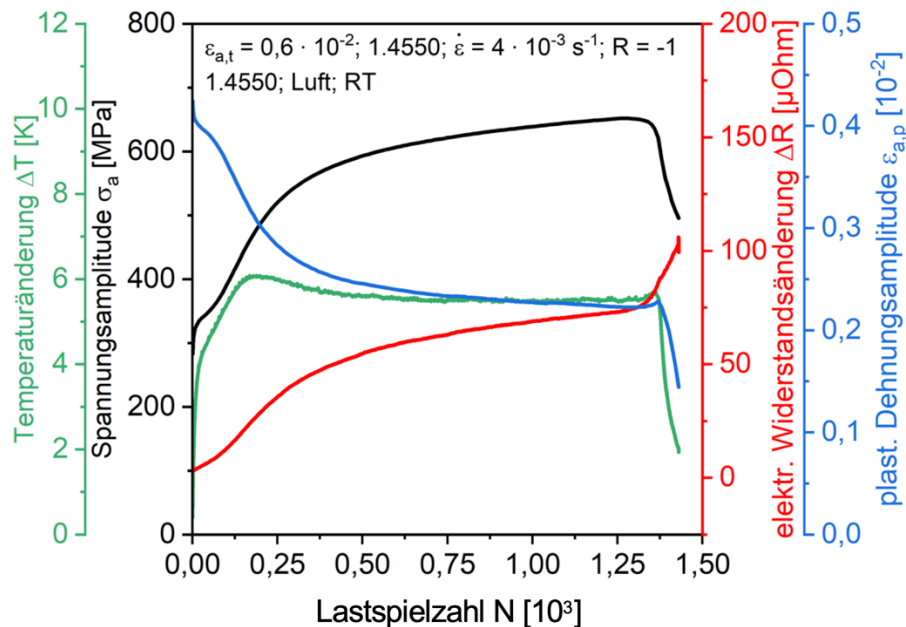


Abb. 38: Einstufenversuch an Luft bei Raumtemperatur mit einer Totaldehnungsamplitude von $\epsilon_{a,t} = 0,6 \cdot 10^{-2}$ mit den Verläufen der Spannungsamplitude σ_a , der plastischen Dehnungsamplitude $\epsilon_{a,p}$ sowie den Änderungen der Temperatur ΔT und des elektrischen Widerstands ΔR

Das Versagen der Ermüdungsprobe wird zunächst durch eine leichte Abnahme der Spannungsamplitude indiziert, die sich danach beschleunigt. Ein Vergleich der in blau dargestellten plastischen Dehnungsamplitude $\epsilon_{a,p}$ beider ESV zeigt ein übereinstimmendes Verhalten. $\epsilon_{a,p}$ nimmt dabei zunächst linear ab, danach folgt eine Verminderung des Abfalls bis kurz vor dem Probenversagen. Die Abnahme der plastischen Dehnungsamplitude kann durch das zunehmende Verfestigungspotential infolge der Phasenumwandlung zu α' -Martensit begründet werden. Bei Betrachtung des Verlaufs der Änderung der Temperatur ΔT beider ESV, die in grün dargestellt wird, ist ersichtlich, dass dieser dem Verlauf der plastischen Dehnungsamplitude ähnelt und die zunehmende Verfestigung beschreibt. Im Gegensatz dazu gleichen die Verläufe der Änderung des elektrischen Widerstands ΔR der ESV mit unterschiedlicher Totaldehnungsamplitude, die in rot dargestellt sind, den Verläufen der Spannungsamplitude bis kurz vor dem Probenversagen. Hierzu kann der starke Anstieg der elektrischen Widerstandsänderung am Ende der Verläufe durch zunehmende Mikro- und Makrorissausbreitung gefolgt vom Probenbruch begründet werden.

Anschließend folgten ausgewählte ESV (ebenfalls an Luft) mit einer Versuchstemperatur von 240 und 300 °C, die vergleichend zu den ESV bei RT mit Totaldehnungsamplituden von $\epsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ bis $0,7 \cdot 10^{-2}$ durchgeführt wurden, vgl. *Tab. 10*.

Tab. 10: Zusammenfassung der Ergebnisse der Einstufenversuche an Luft bei 240 und 300 °C

Proben-Nr.	Medium	Temperatur (°C)	Totaldehnungsamplitude $\epsilon_{a,t}$ (10^{-2})	Bruchlastspielzahl N_B
D19.1	Luft	240	0,35	26900
D7.1			0,4	16700
D20.1			0,45	8900
D13.3			0,5	7253
D9.1			0,55	3400
D5.2			0,6	2500
D4.1			0,65	1900
D19.2			0,7	751
D12.2			300	0,35
D23.3		0,4		18843
D16.2		0,45		12604
D18.1		0,5		5280
D1.2		0,55		2636
D9.2		0,6		2544
D21.1		0,65		1774
D12.1		0,7		981

In *Abb. 39* sind vergleichend die ESV an Luft bei RT, 240 und 300 °C für die Totaldehnungsamplituden $\epsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ und $0,6 \cdot 10^{-2}$ gegenübergestellt. Hierbei sind die einzelnen Verläufe der Spannungsamplitude σ_a für RT in grün, für 240 °C in gelb und für 300 °C in rot abgebildet. Bei Betrachtung des Verlaufes von σ_a in *Abb. 39* bei RT ist zu erkennen, dass σ_a von Beginn an bis zu einer Lastspielzahl N von ca. 1800 nahezu linear ansteigt. Danach kommt es zu einer Verlangsamung des Anstiegs bis zu einer Spannungsamplitude von ca. 590 MPa, gefolgt von einem Abfall bei Probenversagen. Der Anstieg der Spannungsamplitude ist durch eine stetiges Verfestigungspotential der Ermüdungsprobe infolge von zunehmenden Versetzungsreaktionen und auf Phasenumwandlungsprozesse zu α' -Martensit über den kompletten Ermüdungsprobenquerschnitt

zurückzuführen. Ein ähnlicher Verlauf von σ_a ist ebenfalls bei der Totaldehnungsamplitude $\epsilon_{a,t} = 0,6 \cdot 10^{-2}$ bei RT in *Abb. 39* zu erkennen. Hier beträgt die maximale Spannungsamplitude ca. 650 MPa, was durch eine stärkere Verfestigung aufgrund einer vermehrten Bildung von α' -Martensit infolge einer höheren Totaldehnungsamplitude zu erklären ist. Die Spannungsamplituden bei 240 und 300 °C bei $\epsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ und $0,6 \cdot 10^{-2}$ weisen hingegen einen annähernd konstanten Verlauf bis zum Probenversagen auf, was sich später auch in einem niedrigeren α' -Martensitgehalt in der quantitativen Phasenanalyse widerspiegelt, die nachfolgend bei der Charakterisierung des Ermüdungszustands in diesem Kapitel beschrieben wird.

In *Abb. 39* ist festzustellen, dass die Ermüdungsversuche mit steigender Temperatur eine geringere Spannungsamplitude und eine höhere Lastspielzahl bis zum Probenbruch aufweisen. Ein vergleichbares Verhalten ist auch bei den ESV bei $\epsilon_{a,t} = 0,6 \cdot 10^{-2}$ in *Abb. 39* erkennbar. Hierbei ist zusätzlich ersichtlich, dass sich die Spannungsamplituden bei den ESV bei 240 und 300 °C aufgrund der höheren Totaldehnungsamplitude um einen Betrag von ca. 50 MPa erhöht, was auf in diesem Bereich vorliegende dynamische Reckalterungsprozesse zurückgeführt werden kann, die bei hohen Beanspruchungsamplituden deutlich ausgeprägter vorliegen.

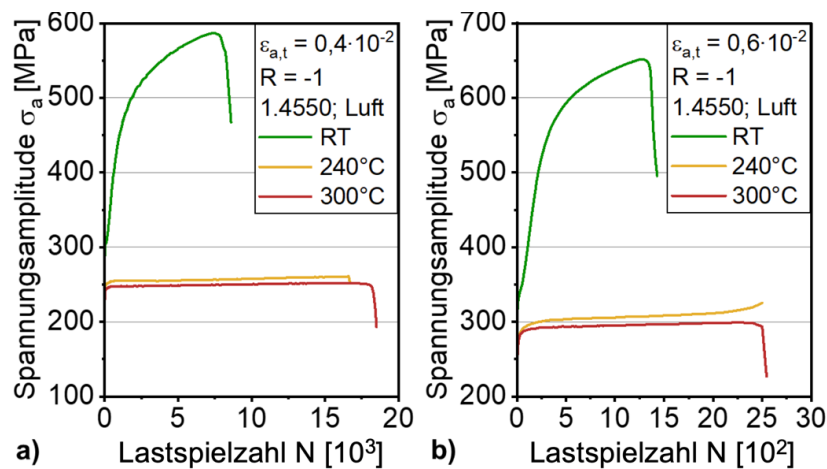


Abb. 39: Einstufenversuche an Luft bei RT, 240 und 300 °C mit einer Totaldehnungsamplitude von a) $\epsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ und b) $\epsilon_{a,t} = 0,6 \cdot 10^{-2}$ mit den Verläufen der Spannungsamplitude σ_a

Abb. 40 zeigt im Vergleich die Verläufe der plastischen Dehnungsamplitude der ESV bei RT, 240 und 300 °C mit einer Totaldehnungsamplitude von $\epsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ und $0,6 \cdot 10^{-2}$. Die Verläufe von $\epsilon_{a,p}$ werden für die ESV für RT in grün, für 240 °C in gelb und für 300 °C in rot dargestellt.

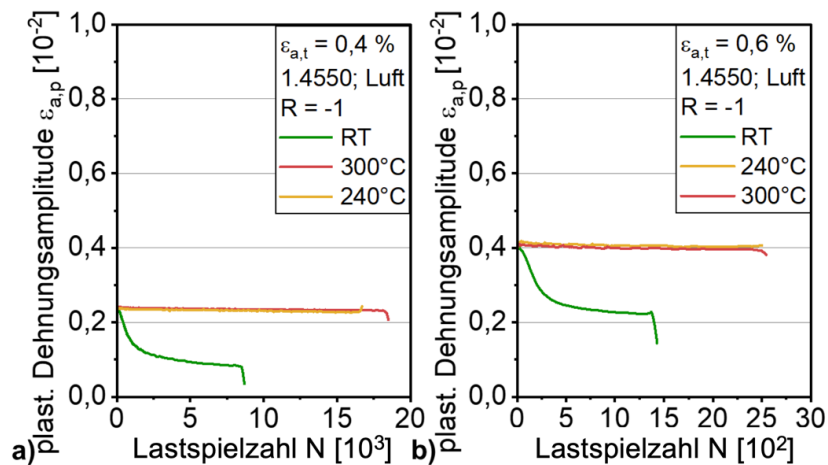


Abb. 40: Einstufenversuche an Luft bei RT, 240 und 300 °C mit einer Totaldehnungsamplitude von a) $\epsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ und b) $\epsilon_{a,t} = 0,6 \cdot 10^{-2}$ mit den Verläufen der plastischen Dehnungsamplitude $\epsilon_{a,p}$

In Abb. 40a ist zu erkennen, dass $\epsilon_{a,p}$ bei RT bis zur Lastspielzahl ca. 1000 nahezu linear abfällt und anschließend eine Abflachung des Verlaufs bis kurz vor Probenbruch stattfindet. Dieser Verlauf ist in ähnlicher Weise bei dem ESV mit $\epsilon_{a,t} = 0,6 \cdot 10^{-2}$ bei RT in Abb. 40b vorzufinden und kann durch die Verfestigungsprozesse infolge der vermehrten Phasenumwandlung zu α' -Martensit und Versetzungsreaktionen zu Beginn der Ermüdungsversuche beschrieben werden, die zum Probenbruch hin vermindert stattfinden. Die plastische Dehnungsamplituden bei 240 und 300 °C weisen bei den Totaldehnungsamplituden von $\epsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ und $0,6 \cdot 10^{-2}$ einen nahezu konstanten Verlauf auf. Dies ist gleicherweise in den Verläufen der Spannungsamplitude in Abb. 40 zu erkennen und kann folglich durch die verminderte α' -Martensitbildung erklärt werden. In Abb. 40 ist ebenso ersichtlich, dass eine höhere Totaldehnungsamplitude aufgrund der höheren Beanspruchung zu größeren $\epsilon_{a,p}$ -Beträgen führt, was wiederum über dynamische Reckalterungsphänomene erklärbar ist.

Auswertung nach dem Lebensdauerprognoseverfahren StrainLife

Die Ergebnisse der DSV und ESV wurden nachfolgend zur Erstellung von Totaldehnungs-Wöhlerlinien mittels StrainLife genutzt. Das Verfahren wurde in Projektphase II hinsichtlich der Berechnungsmethodik weiterentwickelt, das ebenso den Übergang zwischen dem LCF- und HCF-Bereich besser beschreibt. Nachfolgend wird die Weiterentwicklung im Detail erläutert und am Beispiel der Ermüdungsversuche bei 300 °C dargestellt.

Zunächst wird der Ermüdungsfestigkeitsexponent b und der Ermüdungsduktilitätsexponent c berechnet. Hierzu werden die Mittelwerte der Materialantwort (in diesem Fall: σ_a)

der einzelnen Laststufen des DSV bei RT über der Totaldehnungsamplitude $\epsilon_{a,t}$ nach Morrow aufgetragen, vgl. *Abb. 41*.

Der überwiegend elastische Bereich, der die ersten 3 Datenpunkte beinhaltet und der überwiegend plastische Bereich, bestehend aus den restlichen Datenpunkten, werden mittels allometrischer Fitfunktion, vgl. Kapitel 1.3 (Gl. 1), beschrieben, so dass die Ergebnisse des Exponenten (n_{el} und n_{pl}) dieser Fitfunktion (vgl. *Abb. 41*) zur Berechnung des Ermüdungsfestigkeitsexponent b und der Duktilitätsexponent c verwendet werden können. Nun wird zur quantitativen Bewertung des überwiegend elastischen Bereichs der Faktor α_{el} und analog für den plastischen Bereich der Faktor α_{pl} eingeführt.

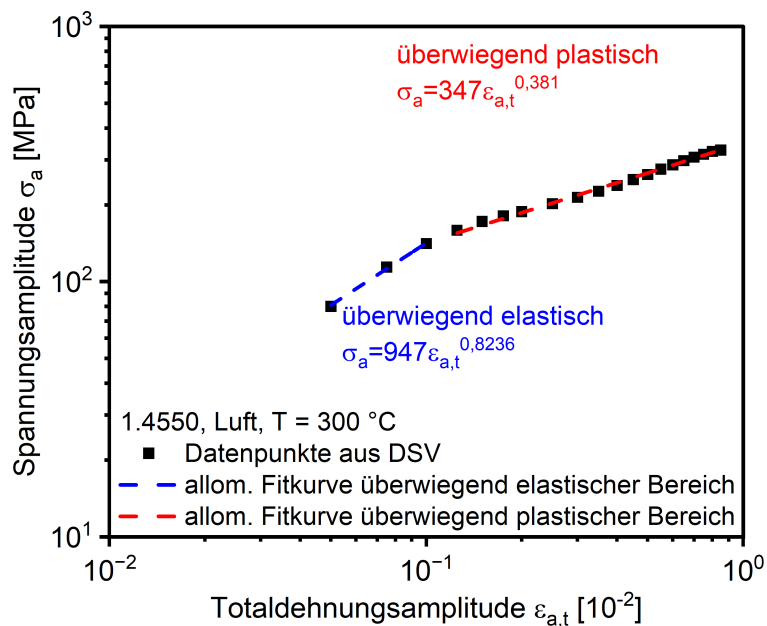


Abb. 41: Morrow-Kurve mit allometrischen Fitkurven im überwiegend elastischen und plastischen Bereich

Diese Faktoren geben das Verhältnis der zur Beschreibung der beiden Bereiche (überwiegend elastisch und plastisch) verwendeten Datenpunkte in Bezug zur gesamten Datenpunktanzahl an, vgl. Gl. 21 und Gl. 22, wodurch eine Gewichtung der Messwerte erreicht wird.

$$\alpha_{el} = \frac{\text{Anzahl Datenpunkte überwiegend elastischer Bereich}}{\text{Anzahl aller Datenpunkte}} \triangleq \frac{3}{20} = 0,15 \quad (21)$$

$$\alpha_{pl} = \frac{\text{Anzahl Datenpunkte überwiegend plastischer Bereich}}{\text{Anzahl aller Datenpunkte}} \triangleq \frac{17}{20} = 0,85 \quad (22)$$

In Verbindung mit den Steigungen n_{el} und n_{pl} kann zunächst der neu eingeführte Ermüdungsverfestigungsexponent n_{total} berechnet werden, vgl. Gl. 23. Anhand des Exponenten berechnen sich nun der Ermüdungsfestigkeitsexponent b sowie der Ermüdungsduktilitätsexponent c gemäß Gl. 24 und Gl. 25.

$$n_{total} = \alpha_{el} \cdot n_{el} + \alpha_{pl} \cdot n_{pl} \hat{=} 0,15 \cdot 0,8236 + 0,85 \cdot 0,381 = 0,4474 \quad (23)$$

$$b = \frac{-n_{total}}{5 \cdot n_{total} + 1} \hat{=} \frac{-0,4474}{5 \cdot 0,4474 + 1} = -0,1382 \quad (24)$$

$$c = \frac{-1}{5 \cdot n_{total} + 1} \hat{=} \frac{-1}{5 \cdot 0,4474 + 1} = -0,3089 \quad (25)$$

Die anschließende Berechnung der Koeffizienten B und C anhand der mathematischen Zusammenhänge nach Basquin für den elastischen Anteil und nach Manson-Coffin für den plastischen Anteil gemäß Gl. 23 und 24 sowie die weitere Berechnung der Totaldehnungs-Wöhlerlinie nach Gl. 25 (vgl. Kap. 1.3) werden analog zu der in Projektphase I entwickelten Berechnungsmethodik durchgeführt [Aco18].

In Abb. 42 ist der Vergleich der berechneten Totaldehnungs-Wöhlerlinien bei der Temperatur 300 °C mittels der Berechnungsmethodik aus Projektphase I und der weiterentwickelten Methodik aus Projektphase II dargestellt.

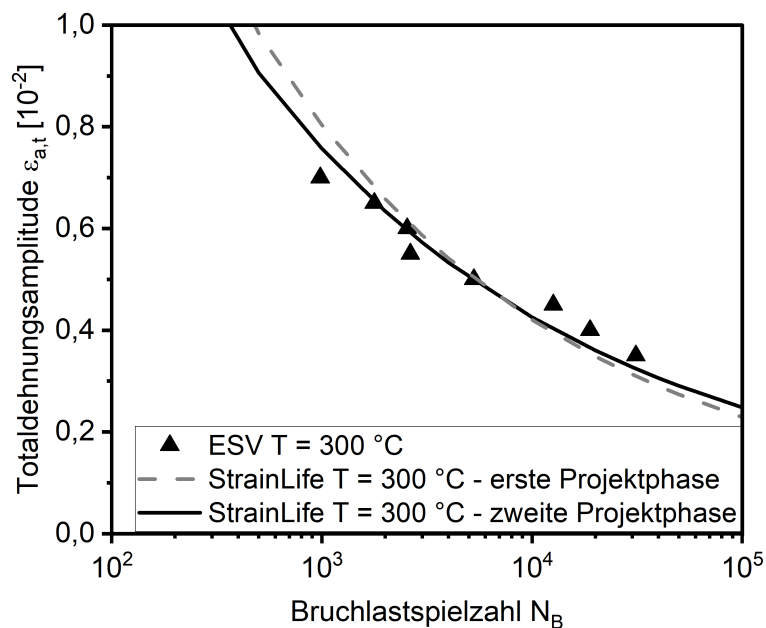


Abb. 42: Vergleich der berechneten Totaldehnungs-Wöhlerlinien anhand der Berechnungsmethodik aus der ersten und zweiten Projektphase von MibaLeb

Hierbei ist deutlich zu erkennen, dass der Verlauf der Totaldehnungs-Wöhlerlinie mit der neuen Methode die konventionell ermittelten Datenpunkte aus den ESV deutlich besser beschreibt.

Die berechneten Totaldehnungs-Wöhlerlinien auf Basis von σ_a sowie der Temperatur- ΔT und der elektrischen Widerstandsänderung ΔR sind zusammen mit den Ergebnissen der ESV bei RT in *Abb. 43* dargestellt. Hierbei ist zu erkennen, dass auch die berechneten Totaldehnungs-Wöhlerlinien auf Basis der ZfP-Methodiken anhand des weiterentwickelten StrainLife-Verfahrens die konventionell durchgeführten ESV sehr gut beschreiben. Zusätzlich hierzu weisen die Totaldehnungs-Wöhlerlinien einen gemeinsamen Schnittpunkt bei $\varepsilon_{a,t} = 0,6 \cdot 10^{-2}$ auf. Die Berechnungen auf Basis von σ_a und ΔT liegen in guter Übereinstimmung zueinander, wobei die Abweichungen innerhalb eines kleinen Streubereichs liegen. Das Ergebnis auf Basis von ΔR weicht von den anderen beiden Verläufen ab und weist unterhalb von $\varepsilon_{a,t} = 0,6 \cdot 10^{-2}$ eine leicht höhere Ermüdungslebensdauer auf. Hierbei ist hervorzuheben, dass die einzelnen ZfP-Verfahren die durch die Ermüdungsbeanspruchung hervorgerufenen Werkstoffreaktionen und -mechanismen separiert voneinander detektieren, wodurch es zu geringfügigen Unterschieden bei den berechneten Lebensdauern kommen kann.

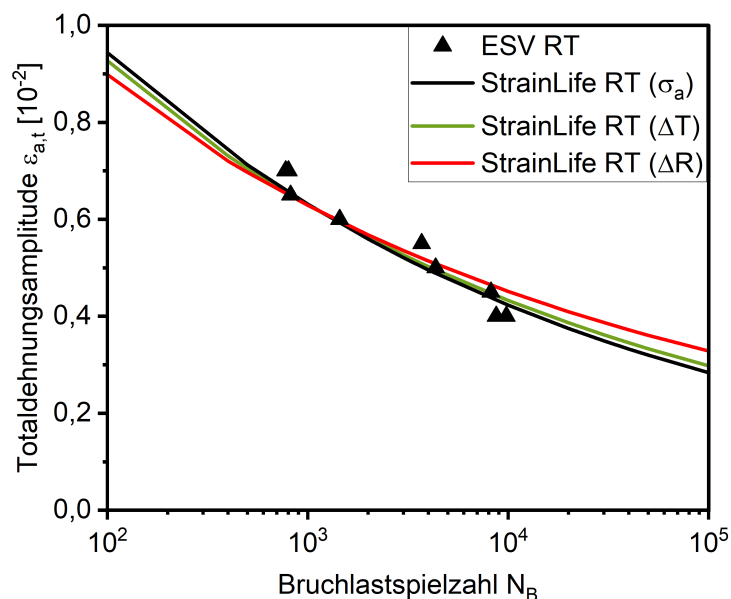


Abb. 43: Vergleich der berechneten Totaldehnungs-Wöhlerlinien bei Raumtemperatur auf Basis der Spannungsamplitude σ_a , der Temperaturänderung ΔT und der elektrischen Widerstandsänderung ΔR

Die Totaldehnungs-Wöhlerlinien sind für RT, 240 und 300 °C zusammen mit den Ergebnissen der durchgeführten ESV in *Abb. 44* dargestellt.

Es ist zu erkennen, dass die Ergebnisse der konventionell durchgeführten ESV mit den berechneten StrainLife-Ergebnissen sehr gut übereinstimmen. Die Berechnungen für 240 und 300 °C zeigen einen quantitativ vergleichbaren Verlauf, der sich von der StrainLife-Kurve für RT hinsichtlich Lage und Steigung unterscheidet. Hierbei ist zu erkennen, dass die berechneten StrainLife-Ergebnisse und die zur Validierung durchgeführten ESV bei RT bis zu einem Schnittpunkt bei $\epsilon_{a,t} = 0,45 \cdot 10^{-2}$ eine geringfügig höhere Ermüdungsdauer als bei 240 und 300 °C aufweisen, was ich mit anderen Literaturdaten deckt, z.B. [Sma19].

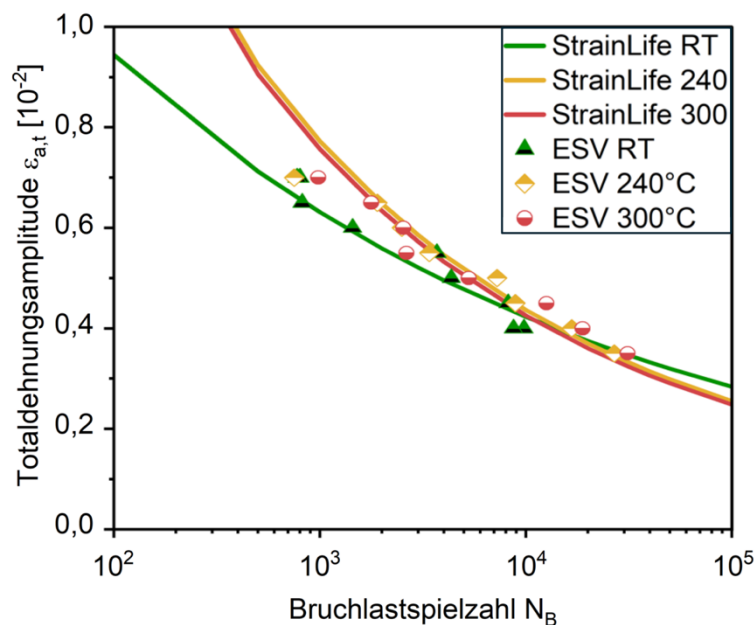


Abb. 44: Vergleich der berechneten Totaldehnungs-Wöhlerlinien bei RT, 240 und 300 °C auf Basis der Spannungsamplitude σ_a

Charakterisierung des Ermüdungszustands

Die Charakterisierung des Ermüdungszustands der ESV am WWHK unterteilt sich in die Untersuchung des Eigenspannungszustands und in die quantitative Phasenanalyse.

Zur Ermittlung der Eigenspannungszustände der Ermüdungsproben wurden diese zuerst im Ausgangszustand und anschließend nach einer 50 %-Teilermüdung mittels eines lateral hochauflösenden Röntgendiffraktometers der Firma Seifert/XRD Eigenmann Modell 3000 PTS mit Cr-K α -Strahlung an der Oberfläche in der Prüfstreckenmitte gemessen. Hierbei umfasst eine Eigenspannungsmessung 27 Scans in einem ψ -Bereich von -45 bis +45°.

Der Scan beinhaltet dabei einen 2θ -Bereich von 123 bis 133°, womit die Auswertung der Eigenspannungsmessung am Austenit (γ , kfz-Gitter) in der $\{hkl\}$ Ebene $\{220\}$ bei einem

2 θ_0 -Peak von 128,78° erfolgt. Die gemessenen Eigenspannungswerte sind in Tab. 11 dargestellt.

Tab. 11: Ergebnisse der Eigenspannungsanalyse der Proben im Ausgangszustand

Proben-Nr.	Totaldehnungsamplitude $\epsilon_{a,t}$ (10^{-2})	Temperatur T [°C]	Axiale Eigenspannungen $\sigma_{ES,ax}$ [MPa]	Tangentiale Eigenspannungen $\sigma_{ES,tan}$ [MPa]
D9.3	0,35	240	-253	-172
D3.3	0,35	300	-272	-213
D16.3	0,4	240	-357	-413
D23.2	0,4	300	-377	-252
D2.1	0,45	300	-382	-216
D2.2	0,5	300	-510	-283
D1.1	0,55	300	-424	-241
D17.1	0,6	240	-343	-340
D7.3	0,6	300	-428	-318
D8.3	0,65	240	-469	-470
D4.2	0,7	240	-384	-428
D11.3	0,7	300	-383	-385

In Abb. 45 und Abb. 46 ist die betragsmäßige Relaxation der Eigenspannungen σ_{ES} in tangentialer und axialer Messrichtung der teilbeanspruchten Ermüdungsproben bei 240 °C in gelb und bei 300 °C in rot dargestellt. Die abgebildeten Punktelinien sind allometrische Fitkurven, die den Trend der Eigenspannungsrelaxation für 240 und 300 °C darstellen. Sowohl in axialer als auch in tangentialer Messrichtung ist zu erkennen, dass sich die Relaxation der Eigenspannungen bei zunehmender Totaldehnungsamplitude beschleunigt.

Dies ist auf die plastische Verformung infolge des fortschreitenden Ermüdungsprozesses zurückzuführen. Bei Temperaturen oberhalb von 100 °C sinkt zwar das Umwandlungsbestreben von Austenit nach Martensit, allerdings können auch hier mit hochauflösender Messtechnik (bspw. Magnetic Force Imaging) Umwandlungsprozesse in einem geringen Umfang detektiert werden (deutlich geringer als bei RT). Da es durch die Umwandlung der kubisch-flächenzentrierten austenitischen Phase in die tetragonal-verzerrte-raumzentrierte martensitische Phase zu Volumenänderungsprozessen kommt

(Zugbeanspruchung aufgrund größerer Packungsdichte von 74 % im Austenit, Druckbeanspruchung aufgrund kleiner Packungsdichte von weniger als 68 % im Martensit), wodurch die Relaxation der Eigenspannungen zusätzlich unterstützt wird.

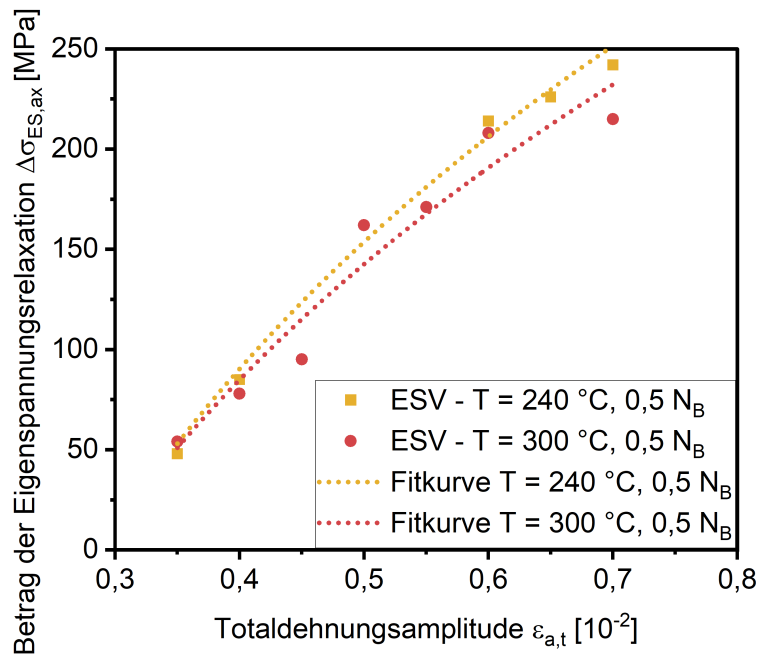


Abb. 45: Betrag der Eigenspannungsrelaxation für in Einstufenversuchen teilermüdete Proben bei 240 und 300 °C in axialer Messrichtung

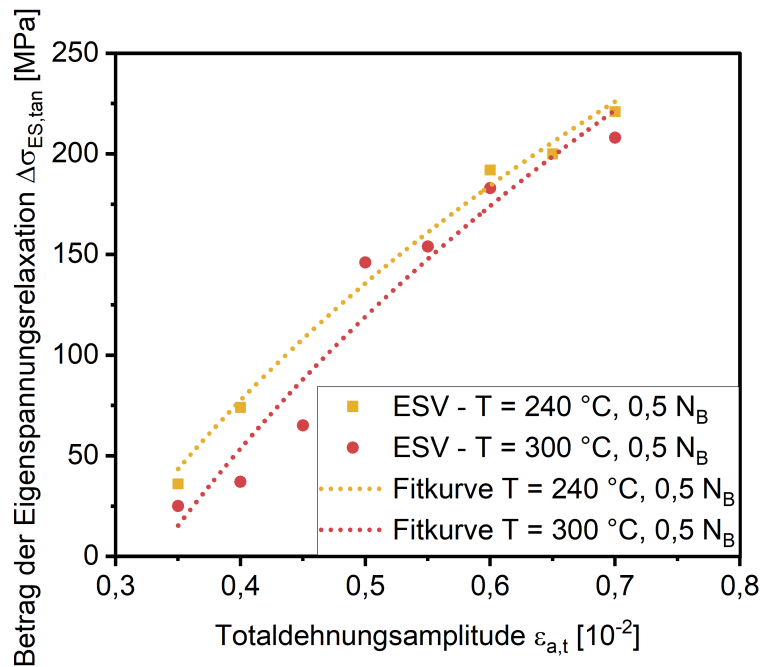


Abb. 46: Betrag der Eigenspannungsrelaxation für in Einstufenversuchen teilermüdete Proben bei 240 und 300 °C in tangentialer Messrichtung

Des Weiteren ist die Zunahme der Eigenspannungsrelaxation mit der Plastizierung aufgrund ansteigender Totaldehnungsamplituden erklärbar. In *Abb. 45* ist ebenso ersichtlich, dass die axiale Eigenspannungsrelaxation im Vergleich zur tangentialen Richtung (*Abb. 46*) einen höheren Betrag aufweist, was in der axialen Hauptbeanspruchungsrichtung während des der Wechselverformung begründet liegt.

Zur Bestimmung der quantitativen Phasenanteile im Rahmen der Separation von austenitischen und martensitischen Mikrostrukturbereichen wurden im ersten Schritt die Segmente aus dem Prüfstreckenbereich der ESV herausgetrennt und mit mehreren aufeinanderfolgenden Schleif- und Polierprozessen präpariert. Im nächsten Schritt wurde eine Anätzung der polierten Querschnitte mit Beraha II vorgenommen. Abschließend wurden Mikroskopieaufnahmen der angeätzten Querschliffe mittels 3D-Laserscanningmikroskop (Evident (Olympus), Typ LEXT OLS4000) vorgenommen. Die Software STREAM der Firma Evident ermöglicht anhand einer digitalen Grauwertkorrelation eine farbliche Separierung der einzelnen Körner einer mikroskopisch aufgenommenen Gefügestruktur. Diese Programmfunktion wurde zur quantitativen Phasenanalyse genutzt. In *Abb. 47* sind die analysierten Gefügequerschnitte im beanspruchten Zustand sowie im beanspruchten Zustand für einen ESV bei RT und 240 °C dargestellt. Das austenitische Gefüge wird zur Darstellung in grün und das martensitische Gefüge in rot abgebildet. Es ist zu erkennen, dass der ESV bei RT mit ca. 70 Fl.-% (vgl. *Abb. 47b*) bezogen auf die Querschnittsfläche mehr verformungsinduzierten α' -Martensit aufweist als der ESV bei 240 °C mit ca. 62 Fl.-% (vgl. *Abb. 47c*), wobei der beanspruchte Ausgangszustand mit ca. 55 Fl.-% (vgl. *Abb. 47a*) als Referenz herangezogen werden kann. Dieser Vergleich bestätigt, dass sich bei höheren Temperaturen weniger α' -Martensit bildet (vgl. *Abb. 35 bis Abb. 41*).

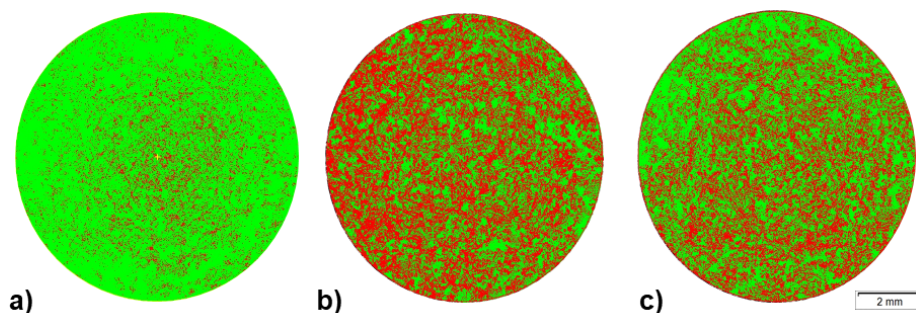


Abb. 47: Quantitative Phasenanalyse mittels digitaler Grauwertkorrelation in Schliffen einer a) beanspruchten Probe sowie bei b) RT und c) 240 °C in Einstufenversuchen beanspruchten Proben

Die vollständige Auswertung aller durchgeführten ESV, welche teil- (50 % N_B) und bis zum Probenversagen ermüdet wurden, ist in *Abb. 48* hinsichtlich der ermüdungsinduzierten Zunahme des α' -Martensitgehalts (in Fl.-%) dargestellt. Die Bildung von α' -Martensit hat einen wesentlichen Beitrag im Rahmen der Mikrostrukturevolution des Werkstoffes unter Ermüdungsbeanspruchung.

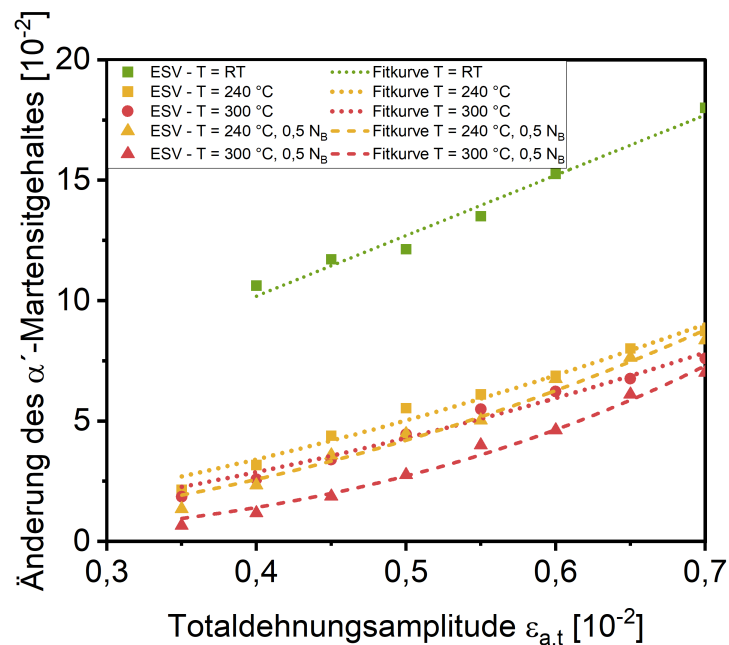


Abb. 48: Ergebnisse der quantitative Phasenanalyse von teilermüdeten und ermüdeten Proben aus Einstufenversuchen bei RT, 240 und 300 °C

Abb. 48 zeigt die Ergebnisse der quantitativen Phasenanalyse der in Einstufenversuchen teil- und vollständig ermüdeten Proben bei unterschiedlichen Versuchstemperaturen. Hierzu werden die vollständig ermüdeten Proben der ESV bei RT in grün, bei 240 °C in gelb und bei 300 °C in rot dargestellt. Die Ergebnisse der teilermüdeten Proben der ESV bei 240 und 300 °C werden zusätzlich als Dreiecke abgebildet. Die allometrischen Fitkurven werden für den teilermüdeten Zustand als Punktlinie und für den vollständig ermüdeten Zustand als gestrichelte Linie wiedergegeben. Die Ergebnisse der ESV bei RT weisen einen höheren flächenbezogenen α' -Martensitgehalt auf, der bei zunehmender Totaldehnungsamplitude ansteigt. Ähnliche Verläufe zeigen auch die teil- und vollständig ermüdeten Proben der ESV bei höherer Temperatur bis 300 °C. Zusätzlich bestätigen die Ergebnisse aus den teilermüdeten ESV die Ergebnisse der vollständig ermüdeten ESV hinsichtlich des flächenbezogenen α' -Martensitgehalts, so dass sich bis zum Probenversagen aufgrund der zunehmenden Plastifizierung kontinuierlich α' -Martensit bildet. Dieses Verhalten, dass bei höherer Totaldehnungsamplitude zunehmend mehr α' -Martensit entsteht, kann über die Verläufe der Spannungsamplitude und der

plastischen Dehnungsamplitude der bei RT, 240 und 300 °C durchgeführten ESV umfassend bestätigt werden.

Thermo-mechanische Beanspruchungsmatrix

Zur Erstellung der thermo-mechanischen Beanspruchungsmatrix wurden die Ergebnisse der Eigenspannungsanalyse und der quantitativen Phasenanalyse der teilermüdeten Proben der ESV bei 240 und 300 °C in Bezug zur Totaldehnungsamplitude $\epsilon_{a,t}$ zusammengeführt. Dies ist in *Abb. 49* und *Abb. 50* dargestellt.

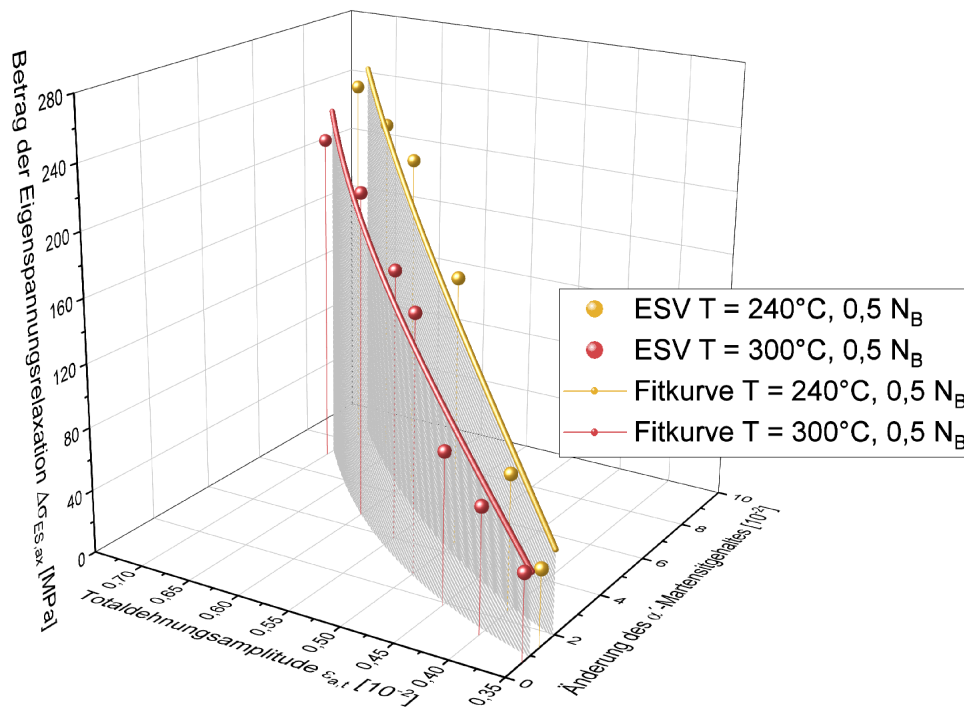


Abb. 49: Zusammenführung der Ergebnisse der Eigenspannungsanalyse in axialer Messrichtung und der quantitativen Phasenanalyse der Einstufenversuche in Bezug zur Totaldehnungsamplitude $\epsilon_{a,t}$

Hierbei ist deutlich zu erkennen, dass die Ergebnisse der ESV die abgebildeten Fitkurven sowohl in axialer und tangentialer Eigenspannungsmessrichtung sehr gut abbilden. Zusätzlich dazu verdeutlichen die Darstellungen, dass sich mit Zunahme der Phasenumwandlungsprozesse die Relaxation der Eigenspannungen (hier als Betrag der Relaxation dargestellt) beschleunigt. Durch diese beiden Darstellungen kann die Schädigungsentwicklung, die neben anderen Faktoren insbesondere durch die α' -Martensitbildung beeinflusst wird, in Bezug zur Eigenspannungsrelaxation beschrieben werden. Da der Eigenspannungszustand und auch der Martensitphasenanteil von verschiedenen Faktoren (bspw. Mikrostruktur, Oberflächenzustand) abhängt, werden in diesen Diagrammen (*Abb. 49* und *Abb. 50*) insbesondere die beanspruchungsbedingten Veränderungen dieser Messgrößen dargestellt, um die Informationen der thermo-mechanischen

Beanspruchungsmatrix auf andere Werkstoffzustände wie bspw. die Mikrostruktur aus den Rohrkomponente, bei der ein nahezu austenitisches Gefüge vorliegt, übertragbar zu machen.

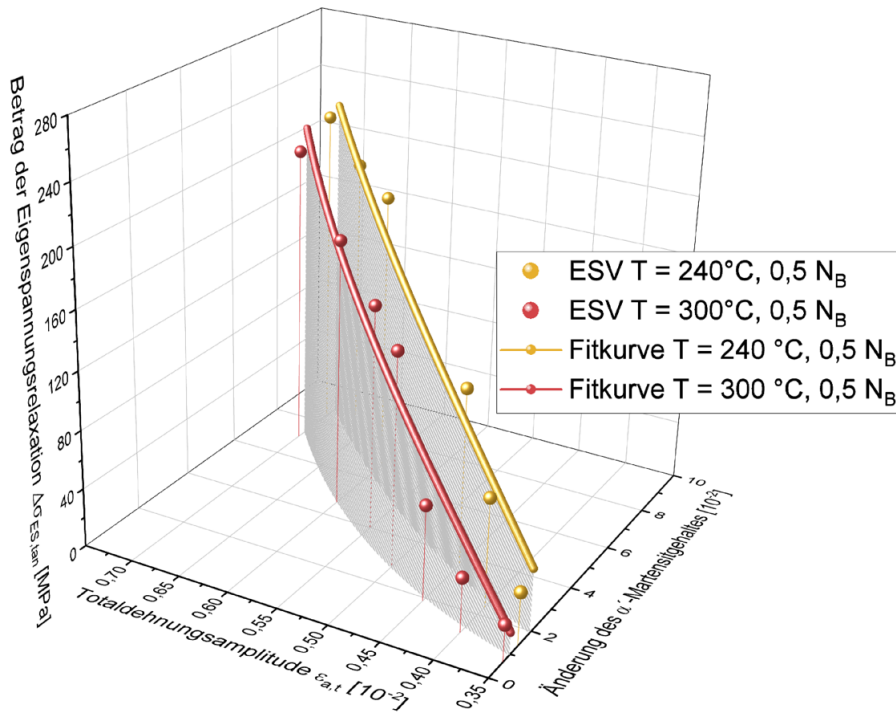


Abb. 50: Zusammenführung der Ergebnisse der Eigenspannungsanalyse in tangentialer Messrichtung und der quantitativen Phasenanalyse der Einstufenversuche in Bezug zur Totaldehnungsamplitude $\epsilon_{a,t}$

Ein weiterer Grundbaustein der thermo-mechanischen Beanspruchungsmatrix konnte durch die Zusammenführung der StrainLife-Berechnung und der Ergebnisse der allometrischen Fitkurven der quantitativen Phasenanalyse für die unterschiedlichen Versuchstemperaturen erzielt werden, vgl. Abb. 51.

Dies stellt somit eine Weiterentwicklung hinsichtlich eines Multiparameteransatzes für das StrainLife-Verfahren dar. Hierbei stimmen die Informationen und Ergebnisse aus konventionell durchgeführten ESV ebenfalls sehr gut mit den berechneten StrainLife-Ergebnissen überein und ermöglichen es dabei Totaldehnungs-Wöhlerlinien mit Hinblick auf einen Vorschädigungszustand oder allgemein hinsichtlich eines Werkstoffzustands darzustellen. Diese Informationen und die entwickelte Methodik kann vielfältig genutzt werden, bspw. hinsichtlich der Übertragbarkeit auf andere Werkstoffe aber auch mit Hinblick auf die Restlebensdauerwertung einer Komponente mit unbekanntem Erschöpfungsgrad.

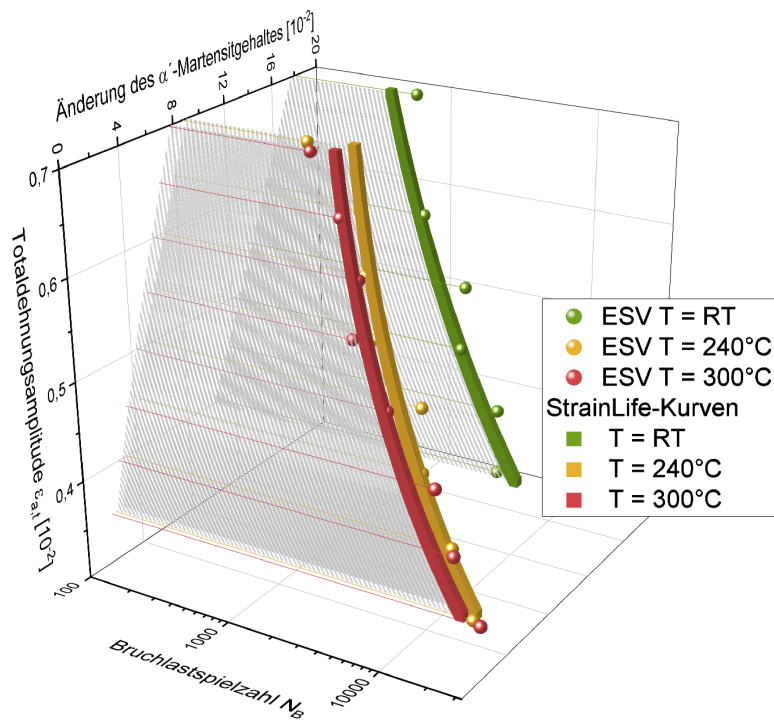


Abb. 51: Zusammenführung der Ergebnisse der StrainLife Berechnungen und der quantitativen Phasenanalyse

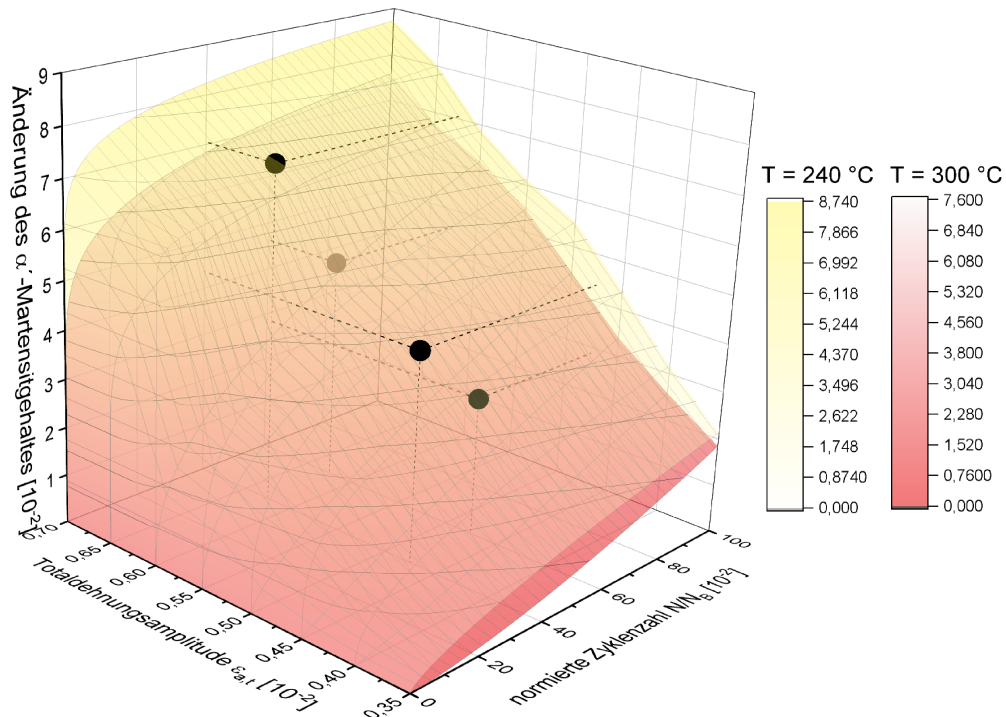


Abb. 52: Thermo-mechanische Beanspruchungsmatrix für 240 und 300 °C

In Abb. 52 ist die erstellte thermo-mechanische Beanspruchungsmatrix auf Basis der Ergebnisse aus teil- und vollständig ermüdeten Proben der ESV in Abhängigkeit von der Totaldehnungsamplitude $\epsilon_{a,t}$, der prozentualen Beanspruchung in Form der normierten

Lastspielzahl N/N_B und der Änderung des α' -Martensitgehalts für 240 °C in gelb und 300 °C in rot dargestellt.

Anhand dieser Matrix kann eine Alterung mit Bezug zu den ausgewählten Parametern eingestellt werden. Diese Beanspruchungsmatrix wurde anhand zusätzlich durchgeführter ESV am WWHK validiert. Diese sind durch die schwarzen Punkte ebenfalls in *Abb. 52* dargestellt und die analytischen Ergebnisse in *Tab. 12* zusammengefasst.

Der Schädigungszustand der ESV wurde vor Versuchsbeginn durch den Parametersatz aus Totaldehnungsamplitude sowie prozentuale Beanspruchung und der Temperatur festgelegt. Nach Versuchsende wurden die Querschnitte der teilbeanspruchten Ermüdungsproben hinsichtlich des Schädigungszustands anhand des α' -Martensitgehalts mittels der quantitativen Phasenanalyse charakterisiert.

Tab. 12: Validierung der thermo-mechanische Beanspruchungsmatrix für 240 und 300 °C

Proben-Nr.	Totaldehnungsamplitude $\epsilon_{a,t}$ (10^{-2})	Temperatur T (°C)	Normierte Lastspielzahl N/N_B (10^{-2})	Änderung des α' -Martensitgehalts (10^{-2})
D13.2	0,475	240	40	4,35
D25.3		300		2,87
D8.2	0,625	240	60	7,04
D1.3		300		4,63

Bei näherer Betrachtung der Ergebnisse des α' -Martensitgehalts ist zu erkennen, dass die Ergebnisse aus den ESV die thermo-mechanische Beanspruchungsmatrix sehr gut abbilden. Ein Vergleich der Ergebnisse der Proben D13.2 und D1.3 zeigt, dass mit einer gekoppelten Variation der Versuchsparameter vergleichbare Schädigungszustände eingestellt werden können, wodurch Probenmaterial gezielt auf einen definierten Erschöpfungsgrad vorgeschädigt bzw. gealtert werden kann. Hierdurch ist die Vision eines Begleitversuchs mit einer übertragenen Mikrostruktur aus einer real beanspruchten Komponente auf eine Null-Probe (unbeanspruchtes Material, optimale Probenfertigung) greifbar und kann zukünftig in weiterführenden Projekten gezielt eingesetzt werden. Bei einer umfangreichen Datenbasis kann diese Methodik mittelfristig auch für die Bewertung von im Betrieb gealterten Bauteilen und Strukturen eingesetzt werden, was insbesondere im Hinblick auf eine Restlebensdauerbewertung oder auch die Neuauslegung

von Anlagenkomponenten unter veränderten Beanspruchungsbedingungen einen wesentlichen Mehrwert bereitstellen wird.

2.1.5 Durchführung von Ermüdungsversuchen zur Validierung der definierten Schädigungs- bzw. Alterungszustände sowie des Sensors

Im Verlauf von MibaLeb II wurden Ermüdungsversuche an ungekerbten Proben des Stahls X6CrNiNb18-10 unter einstufiger dehnungskontrollierter Beanspruchung bei verschiedenen Dehnungsamplituden durchgeführt und die sich ergebende, nicht kontrollierte Werkstoffantwort gemessen. Bei der Werkstoffantwort handelt es sich um die plastische Dehnungsamplitude, die Spannungsamplitude, die Änderung der Temperatur, die Änderung des elektrischen Widerstands, die Änderung der Phase der Wirbelstromimpedanz, der Feritscope-Messung oder das elektrochemische Ruhepotential. Dazu sind Ermüdungsversuche am WPT, WWHK und LZfPQ durchgeführt worden. Die Ergebnisse werden in diesem Kapitel vorgestellt, beginnend mit den Versuchen am WPT. Diese sind an Luft und in destilliertem Wasser bei Raumtemperatur sowie an Luft bei 240 °C durchgeführt worden.

Ermüdungsversuche bei Raumtemperatur für Proben aus dem Stangenmaterial

Abb. 53 zeigt die Versuchsaufbauten, die für die Durchführung der Versuche bei Raumtemperatur der Proben aus dem Stangenmaterial am WPT verwendet wurden.

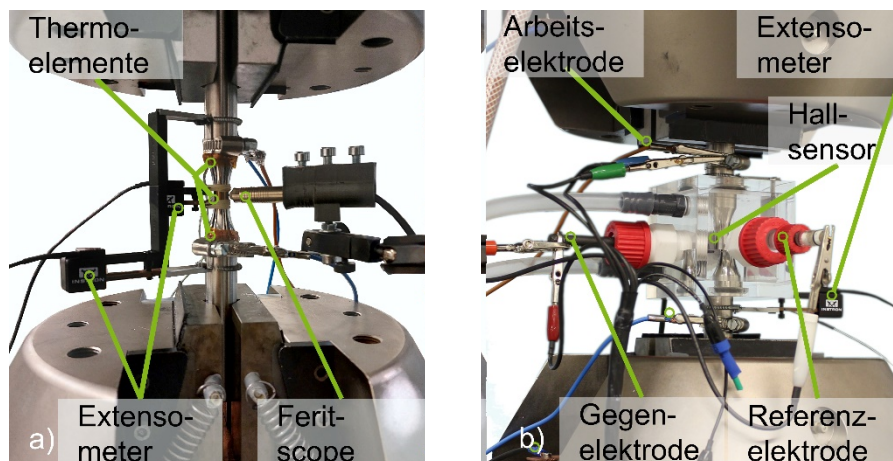


Abb. 53: Versuchsaufbauten zur Durchführung der instrumentierten Versuche am WPT bei Raumtemperatur: a) in Luft; b) in destilliertem Wasser

Da bei den Versuchen im Medium kein Extensometer in der Korrosionszelle appliziert werden kann, wurde eine Dehnungskorrelation zwischen dem Extensometer Instron 2620-603 mit einer Messlänge von 10 mm und dem Extensometer Instron 2620-602,

das auf eine Messlänge von 88 mm verlängert wurde, aufgestellt. Dazu wurden Dehnungssteigerungsversuche an Luft durchgeführt. Das gemittelte Verhältnis der Totaldehnungsamplituden in den jeweiligen Dehnungsstufen wurde anschließend genutzt, um die Versuche im Medium zu regeln. In *Abb. 54* sind die Verläufe der plastischen Dehnungsamplitude, der Spannungsamplitude und des Feritscope-Signals eines DSV bei RT an Luft gezeigt.

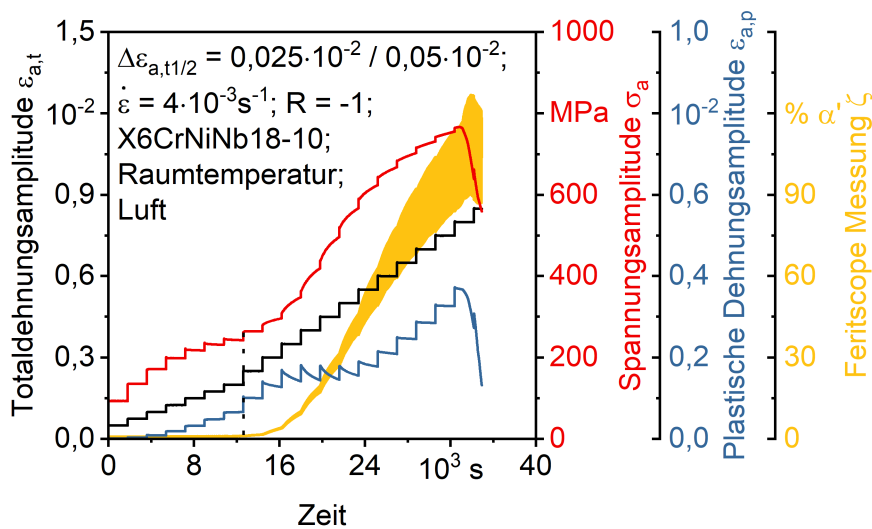


Abb. 54: Dehnungssteigerungsversuch an Luft bei Raumtemperatur mit den Verläufen der Spannungsamplitude σ_a , der plastischen Dehnungsamplitude $\varepsilon_{a,p}$ sowie der Feritscope-Messung ζ

Hierbei sind die Verläufe der Totaldehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t}$ in schwarz, der Spannungsamplitude σ_a in rot, der plastischen Dehnungsamplitude $\varepsilon_{a,p}$ in blau und der Feritscope-Messung in gelb dargestellt. Die Spannungsamplitude σ_a zeigt in den ersten vier Stufen einen stufenförmigen Anstieg. Die Materialreaktion ist bis hierhin vollständig elastisch. Im Bereich zwischen $\varepsilon_{a,t} = 0,15 \cdot 10^{-2}$ bis $0,25 \cdot 10^{-2}$ nimmt die Spannungsamplitude geringfügig ab, das Material entfestigt leicht. Ab Totaldehnungsamplituden größer als $\varepsilon_{a,t} = 0,25 \cdot 10^{-2}$ ändert sich das Materialverhalten deutlich. Es folgt ein steiler Anstieg der Spannungsamplitude innerhalb jeder Stufe. Dieser wird begleitet durch einen Anstieg der Feritscope-Messung ζ . Demzufolge ist die Verfestigung auf die Bildung von verformungsinduziertem α' -Martensit zurückzuführen. Die Verfestigung durch die Bildung von α' -Martensit lässt sich auch an der Abnahme der plastischen Dehnungsamplitude $\varepsilon_{a,p}$ innerhalb der Laststufen erkennen, in denen σ_a am stärksten zunimmt. Ab $\varepsilon_{a,t} = 0,55 \cdot 10^{-2}$ nimmt der Anstieg von σ_a stetig ab. Da bereits Materialvolumina mit niedriger Austenitstabilität umgewandelt sind, nimmt das Verfestigungspotential mit zunehmendem Martensitanteil ab. Der Abfall der Spannungsamplitude am Ende des Ermüdungsversuchs

ist auf die geometrische Querschnittsverringerung durch Makrorisswachstum zurückzuführen. Das Makrorisswachstum lässt sich auch in der Feritscope-Messung ζ erkennen. Die Signalamplitude nimmt mit zunehmender Versuchsdauer zu, da das Messprinzip für den mechanischen Spannungszustand in der Probe sensitiv ist. Durch einen Makroriss kann sich dieser im Messvolumen in Abhängigkeit der Position vom Sensor zum Riss ändern und dementsprechend auch die Signalamplitude der Feritscope-Messung.

Neben DSV sind für die Durchführung und Bewertung der Ergebnisse des Kurzzeitverfahrens StrainLife ESV bei unterschiedlichen Totaldehnungsamplituden erforderlich. Abb. 55 zeigt einen ESV aus dem LCF- und Abb. 56 einen ESV im Übergang zum HCF-Bereich.

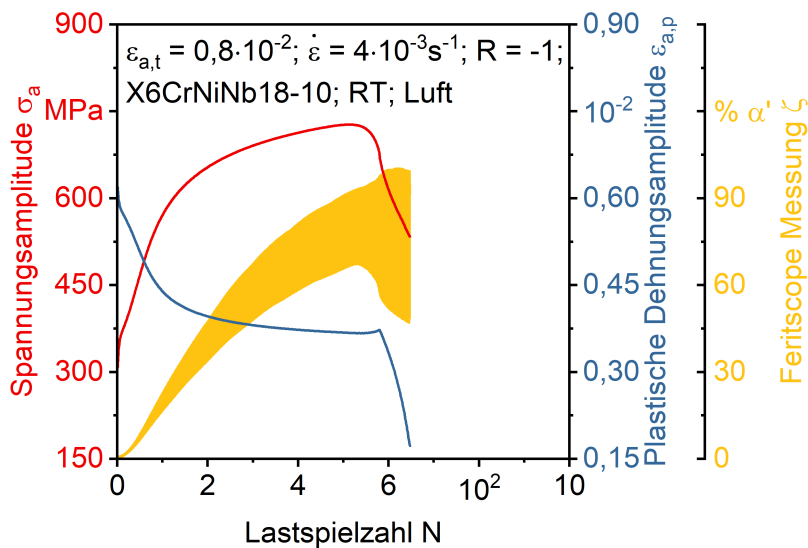


Abb. 55: Ergebnisse der Spannungsamplitude σ_a , der plastischen Dehnungsamplitude $\epsilon_{a,p}$ und der Feritscope-Messung ζ eines Einstufenversuchs bei der Totaldehnungsamplitude $\epsilon_{a,t} = 0,8 \cdot 10^{-2}$ an Luft bei Raumtemperatur

Sowohl die mechanische Werkstoffantwort als auch die Feritscope-Messung zeigen beim Vergleich der beiden Totaldehnungsamplituden qualitativ ein ähnliches Verhalten. Im ersten Viertel der Lebensdauer nimmt die Spannungsamplitude am stärksten zu, ebenso die Feritscope-Messung. In diesem Bereich ist die Phasenumwandlung demnach am stärksten ausgeprägt. Darauf folgt ein Bereich über etwa die Hälfte der Versuchsdauer in dem das Material weniger ausgeprägt verfestigt. Dies ist durch eine langsamere Abnahme der plastischen Dehnungsamplitude bzw. Zunahme der Spannungsamplitude gekennzeichnet.

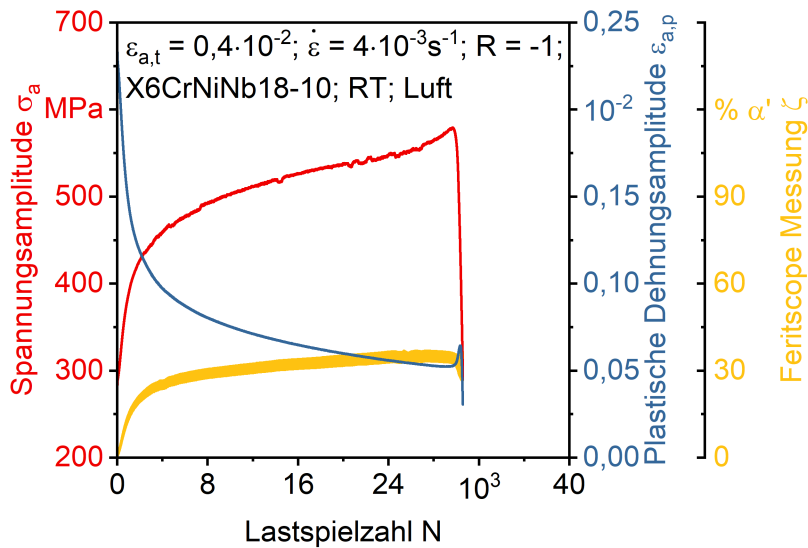


Abb. 56: Ergebnisse der Spannungsamplitude σ_a , der plastischen Dehnungsamplitude $\varepsilon_{a,p}$ und der Feritscope-Messung ζ eines Einstufenversuchs bei der Totaldehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ an Luft bei Raumtemperatur

Im letzten Viertel erreicht die Feritscope-Messung eine Sättigung und die Spannungsamplitude beginnt, in Abhängigkeit der Position der Rissinitiiierung zum Extensometer unterschiedlich schnell aufgrund des Makrorisswachstums abzunehmen. Insbesondere für den Versuch bei höherer Totaldehnungsamplitude lässt sich in der Amplitude des Feritscope-Signals das Makrorisswachstum erkennen. Die Zusammenhänge zwischen Makrorisswachstum und Extensometerposition sind im Abschlussbericht des GRS Teilprojekts näher beschrieben [Hec23].

Neben Ermüdungsversuchen an Luft wurden Versuche in destilliertem Wasser durchgeführt. Dies erlaubt Zugriff auf das freie Korrosionspotential. Hierzu wurde eine Silber/Silberchlorid-Referenzelektrode und der Potentiostat Gamry Interface 1000 eingesetzt. Um magnetische Messungen im Medium zu ermöglichen, wurde ein Hall-Prüfkopf des LZfPQ eingesetzt, da das Feritscope für eine Messung im flüssigen Elektrolyten nicht geeignet ist. In Abb. 57 sind die Verläufe der plastischen Dehnungsamplitude, der Spannungsamplitude, der Hallspannung, des freien Korrosionspotentials und der Amplitude des freien Korrosionspotentials eines DSV bei 20 °C in destilliertem Wasser dargestellt. Destilliertes Wasser wurde gewählt, um den korrosiven Angriff so gering wie möglich zu halten und damit das freie Korrosionspotential im Vergleich zu den Versuchen an Luft als ZfP-Größe bewerten zu können.

Die Hallspannung η ist in grün, das freie Korrosionspotential E_{OCP} in gelb und die Amplitude des Korrosionspotentials in beige dargestellt. Die übrigen Größen sind identisch zu Abb. 54 gehalten. Da über das Extensometer mit einer Messlänge von 88 mm

geregelt werden muss, wird die korrelierte Totaldehnungsamplitude $\epsilon_{a,c}$ genutzt. Dementsprechend ist auch die plastische Dehnungsamplitude $\epsilon_{a,p}$ aus den korrelierten Werten berechnet. Im Bereich zwischen $\epsilon_{a,c} = 0,15 \cdot 10^{-2}$ bis $0,25 \cdot 10^{-2}$ nimmt die Spannungsamplitude wie bereits auch an Luft innerhalb der Stufen geringfügig ab. Das Material entfestigt leicht. Dies ist auch an der leichten Zunahme der plastischen Dehnungsamplitude in diesen Stufen zu erkennen. Ab Totaldehnungsamplituden größer als $\epsilon_{a,c} = 0,25 \cdot 10^{-2}$ ändert sich das Materialverhalten deutlich. Es folgt der bekannte steile Anstieg der Spannungsamplitude innerhalb jeder Stufe. Wie zuvor durch die Feritscope-Messung ζ lässt sich die Verfestigung auch anhand der Hallspannung η nachvollziehen. Demzufolge ist die Verfestigung auch im Medium auf die Bildung von verformungsinduzierten α' -Martensit zurückzuführen. Der Abfall der Spannungsamplitude zeigt das Risswachstum in der vorletzten Dehnungsstufe an. Im Gegensatz zur Feritscope-Messung lässt sich das Risswachstum nicht in der Hallspannung η erkennen. Das absolute Signal des freien Korrosionspotentials ist jedoch sehr gut geeignet, um Risswachstum in einem rostfreien und daher passivierenden Stahl anzuzeigen. Wenn der Riss wächst, kommen neue freie Oberflächen ohne Chromoxidpassivschicht in Kontakt mit dem Elektrolyten, was zu einem starken Abfall des Potentials zum Versuchsende führt.

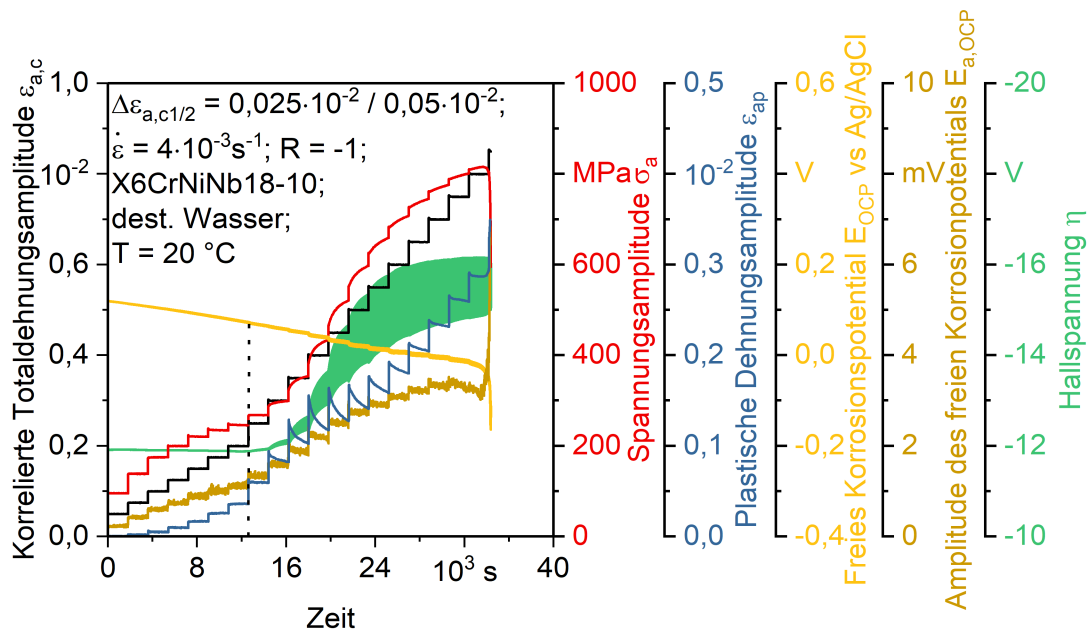


Abb. 57: Dehnungssteigerungsversuch in destilliertem Wasser mit Verläufen der Spannungsamplitude σ_a , der plastischen Dehnungsamplitude $\epsilon_{a,p}$, des freien Korrosionspotentials E_{OCP} , der Amplitude des freien Korrosionspotentials und der Hallspannung η

Das Einsetzen des Abfalls der elektrochemischen Größe zeigt sich sogar früher als der Abfall der Spannungsamplitude. Das freie Korrosionspotential folgt dem dreiecksförmigen Lastsignal. Daher kann aus den Hüllkurven eine Amplitude berechnet werden. Das

Prinzip wird in Donnerbauer et al. detailliert erklärt [Don24]. Die Amplitude korreliert gut mit der Spannungsamplitude. Sie ist besonders interessant für Stufen um Dehnungsamplituden von $\varepsilon_{a,c} = 0,4 \cdot 10^{-2}$, bei denen eine starke zyklische Verfestigung auftritt. Hier nimmt die Amplitude während eines Schritts langsam ab, was auf einen Zusammenhang zwischen der elektrochemischen Messung und den Veränderungen in der Mikrostruktur des Materials hinweist. Es können nur oberflächenbezogene Effekte gemessen werden, da eine leitfähige Verbindung zum Elektrolyten erforderlich ist. Daher sind Gleitbänder, Intrusionen und Extrusionen mögliche Erklärungen für dieses Verhalten.

Analog zu den Ermüdungsversuchen bei Raumtemperatur an Luft sind in Abb. 58 die Ergebnisse eines ESV mit einer Lebensdauer im LCF- und in Abb. 59 im Übergang zum HCF-Bereich dargestellt.

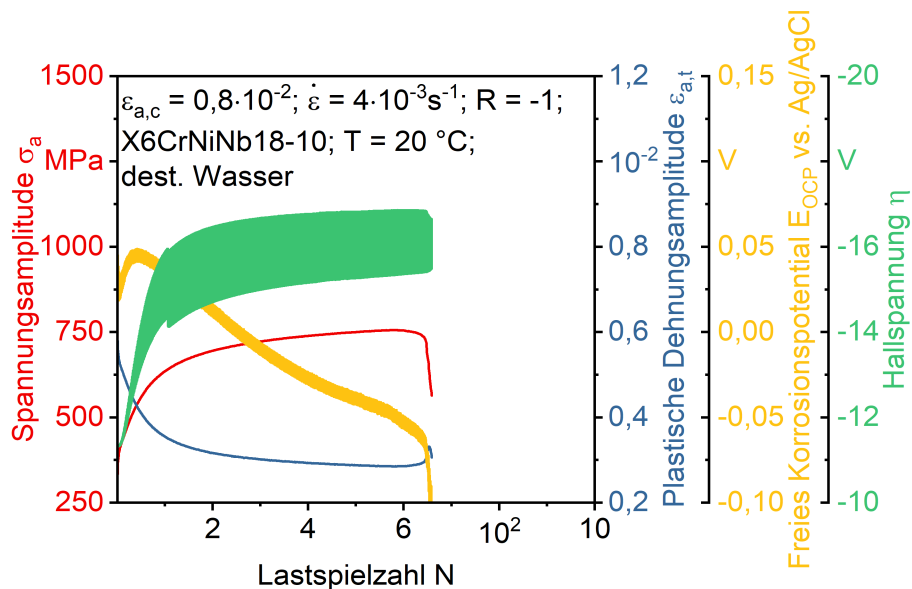


Abb. 58: Ergebnisse der Spannungsamplitude σ_a , der plastischen Dehnungsamplitude $\varepsilon_{a,p}$, des freien Korrosionspotentials E_{OCP} und der Hallspannung η eines Einstufenversuchs bei der Totaldehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t} = 0,8 \cdot 10^{-2}$ an Luft bei Raumtemperatur

Da die Amplitude des freien Korrosionspotentials lediglich für die Berechnung der Morrow-Kurve aus den Ergebnissen des DSV benötigt wurde, wird auf die Darstellung der Amplitude bei den ESV verzichtet.

Sowohl die mechanische Werkstoffantwort als auch die Hallspannung als Komplementär zur Feritscope-Messung zeigen beim Vergleich der beiden Totaldehnungsamplituden (wie bereits bei den Versuchen an Luft) qualitativ ein ähnliches Verhalten. Die Verfestigung im ersten Viertel der Lebensdauer lässt sich gut durch Zunahme der Spannungsamplitude und Hallspannung beschreiben. Darauf folgt erneut ein Bereich über etwa die

Hälfte der Versuchsdauer in dem das Material weniger ausgeprägt verfestigt. Die Vergleichbarkeit der Ergebnisse an Luft und im destillierten Wasser unterstützen die Validität der genutzten Dehnungskorrelation. Im Bereich des Makrorisswachstums fällt die Spannungsamplitude ab und die Hallspannung ändert ihre Amplitude im Gegensatz zur Feritscope-Messung nicht. Die in den Einstufenversuchen vorhandenen plötzlichen Änderungen der Hallspannung sind auf eine Änderung der Sensorposition zurückzuführen, da der Sensor selbst magnetisch ist und mit zunehmender Phasenumwandlung zur Probe gezogen werden kann.

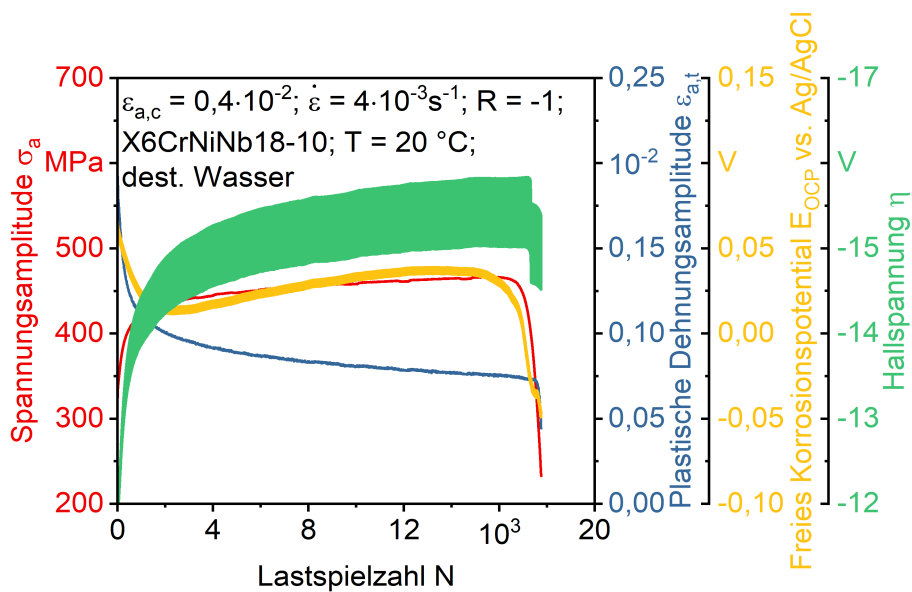


Abb. 59: Ergebnisse der Spannungsamplitude σ_a , der plastischen Dehnungsamplitude $\epsilon_{a,p}$, des freien Korrosionspotentials E_{OCP} und der Hallspannung η eines Einstufenversuchs bei der Totaldehnungsamplitude $\epsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ an Luft bei Raumtemperatur

Die Verläufe des freien Korrosionspotentials lassen sich aufgrund der niedrigen Bruchlastspielzahl des Versuchs bei $\epsilon_{a,c} = 0,8 \cdot 10^{-2}$ in einer logarithmischen Darstellung besser nachvollziehen, vgl. Abb. 60.

Zu Beginn der Versuche nimmt das freie Korrosionspotential zunächst ab, das heißt es verschiebt sich in anodische Bereiche. Demzufolge führt die initiale Beanspruchung zu Defekten in der Passivschicht. Über den Versuchsverlauf repassivieren diese und das Potential steigt, um abschließend im Bereich des Makrorisswachstums deutlich abzufallen. Insbesondere der deutlich ausgeprägte Abfall des Potentials zum Ende der jeweiligen Lebensdauer zeigt sich als vielversprechende Größe zur Anzeige von Makrorisswachstum.

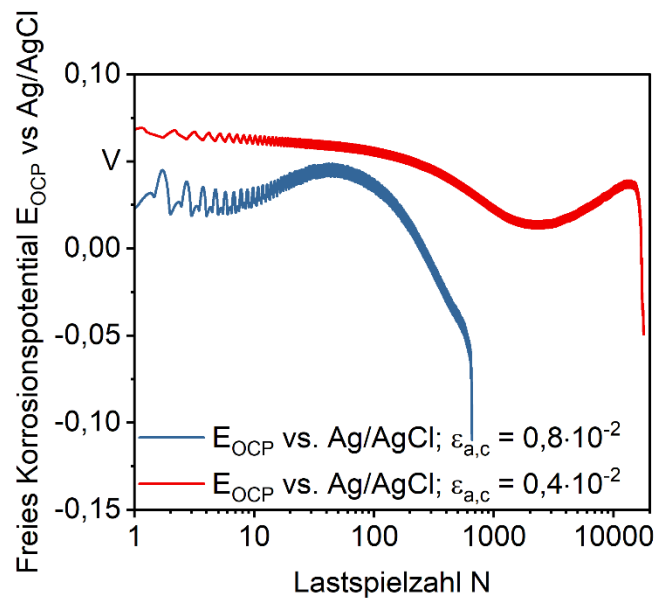


Abb. 60: Verläufe des freien Korrosionspotentials in Einstufenversuchen in logarithmischer Darstellung

Ermüdungsversuche bei 240 °C am Stangenmaterial

Abb. 61 zeigt den Versuchsaufbau, der am WPT genutzt wurde, um Ermüdungsversuche bei erhöhter Temperatur durchzuführen.

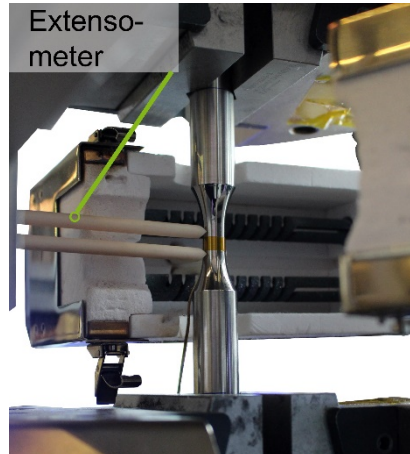


Abb. 61: Versuchsaufbau zur Durchführung der Versuche am WPT bei erhöhter Temperatur

Aufgrund der Temperatur musste auf die Instrumentierung von zusätzlichen ZfP-Größen verzichtet werden. Der Aufbau entspricht demjenigen, der für die quasi-statischen Versuche genutzt wurde. Es wurde das Extensometer Sandner EXH10-1A mit einer Messlänge von 10 mm eingesetzt. Um die Temperatur einzustellen, wurde ein Zwei-Zonen-Ofen Typ Instron CP100635 verwendet. Die Probentemperatur wurde über ein Thermoelement Typ K in der Messlänge kontrolliert.

In Abb. 62 werden die Verläufe der Spannungsamplitude und der plastischen Dehnungsamplitude bei 240 °C eines DSV gezeigt. Die Farbzunordnungen sind konsistent zu den bisherig gezeigten DSV gewählt.

Zunächst ist festzustellen, dass die Spannungsamplitudenreaktion deutlich weniger ausgeprägt ist als bei den zuvor gezeigten DSV bei Raumtemperatur. Wurden bei Raumtemperatur noch Spannungsamplituden von etwa 800 MPa erreicht, so beträgt das Maximum der Spannungsamplitude bei 240 °C nur 347 MPa. Das entfestigende Verhalten im hauptsächlich elastischen Bereich zu Beginn des Versuchs ist vergleichbar ausgeprägt. Die Verfestigung ab Totaldehnungsamplituden von $\epsilon_{a,t} = 0,3 \cdot 10^{-2}$ zeigt sich durch einen Anstieg der Spannungsamplitude innerhalb der Stufen. Das deutlich niedrigere Verfestigungspotential bei erhöhter Temperatur steht im Einklang mit den Korrelationen der magnetischen Messungen mit der Spannungsamplitude bei RT. Durch die erhöhte Temperatur wird die austenitische Phase stabilisiert und eine Martensitbildung und daraus resultierende Verfestigung vermindert. Wie bereits bei Raumtemperatur, lässt sich das Makrorisswachstum in Dehnungskontrolle an der abfallenden Spannungsamplitude zum Versuchsende erkennen.

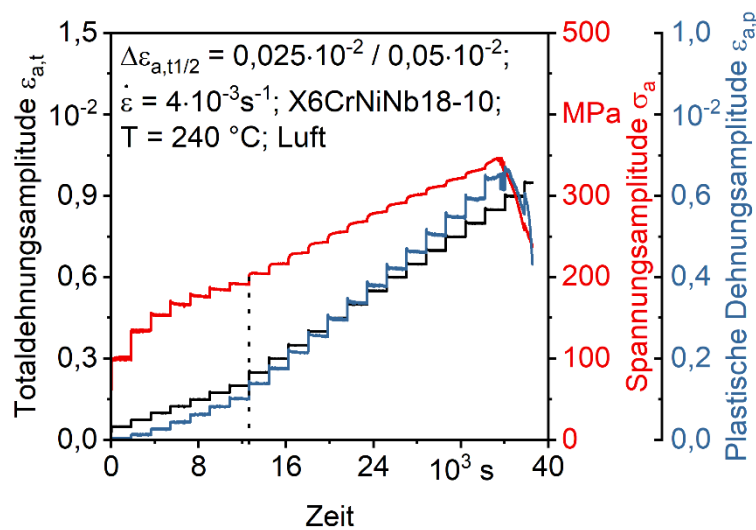


Abb. 62: Dehnungssteigerungsversuch in Luft bei 240 °C mit Verläufen der Spannungsamplitude σ_a und der plastischen Dehnungsamplitude $\epsilon_{a,p}$

Abb. 63 und Abb. 64 zeigen ESV bei zwei Totaldehnungsamplituden und 240 °C. Während die Verläufe der mechanischen Werkstoffreaktionen bisher qualitativ bei der höheren und niedrigeren Totaldehnungsamplitude übereinstimmten, weicht das Verhalten bei 240 °C ab.

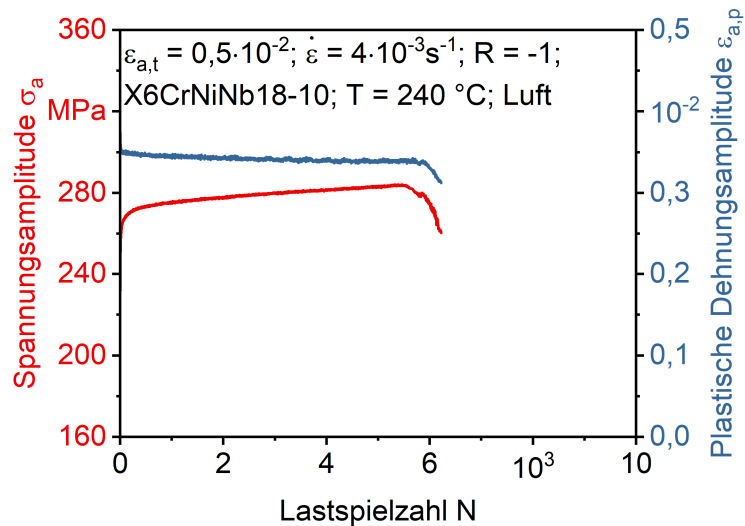


Abb. 63: Ergebnisse der Spannungsamplitude σ_a und der plastischen Dehnungsamplitude $\varepsilon_{a,p}$, bei der Totaldehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t} = 0,5 \cdot 10^{-2}$ an Luft bei 240 °C

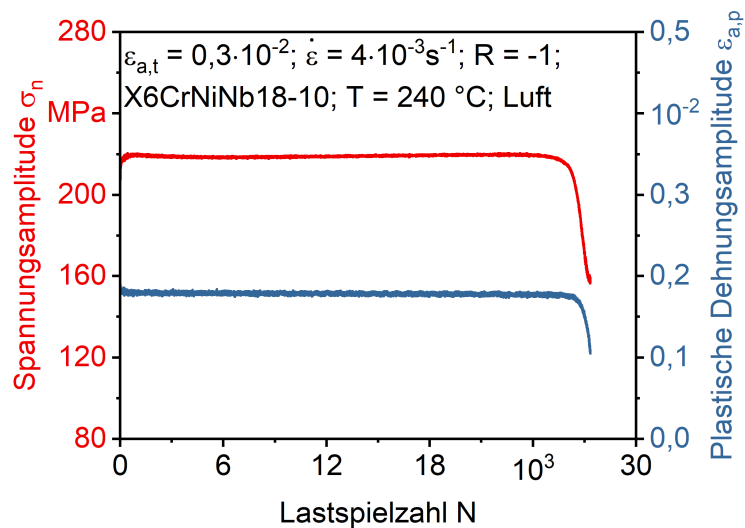


Abb. 64: Ergebnisse der Spannungsamplitude σ_a und der plastischen Dehnungsamplitude $\varepsilon_{a,p}$, bei der Totaldehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t} = 0,3 \cdot 10^{-2}$ an Luft bei 240 °C

Bei beiden Regelgrößen verfestigt das Material zu Versuchsbeginn kurz. Bei $\varepsilon_{a,t} = 0,3 \cdot 10^{-2}$ nimmt die Spannungsamplitude im folgenden Drittel der Lebensdauer jedoch leicht ab, stabilisiert sich und kommt in eine Sättigung bis es zum Probenversagen und dem bekannten Abfall der Spannungsamplitude endet. Bei der höheren Totaldehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t} = 0,5 \cdot 10^{-2}$ gibt es keinen entfestigenden oder gesättigten Bereich vor dem Makrorisswachstum. Die Probe verfestigt konstant, bis es zum Makrorisswachstum kommt. Im Vergleich zu den Versuchen bei RT ist die Verfestigung zwar wesentlich weniger ausgeprägt, aber dennoch vorhanden. Dementsprechend ist davon auszugehen, dass auch mit der Temperaturerhöhung und damit stabileren Austenitphase ein Teil des

Materialvolumens zu α' -Martensit umwandelt, wenn die Beanspruchung hoch genug gewählt wurde.

Ermüdungsversuche bei Raumtemperatur am KTA-spezifizierten Rohrmaterial im Ausgangszustand

Mit Proben des Ausgangszustands des nach KTA-spezifizierten Rohrmaterials wurden Ermüdungsversuche bei Raumtemperatur durchgeführt. Die Probenentnahme erfolgte gemäß *Abb. 29*. Als Messtechnik zur Erfassung der Veränderungen der magnetischen Eigenschaften wurde ein Feritscope eingesetzt. Der Versuchsaufbau ist in *Abb. 65* dargestellt.

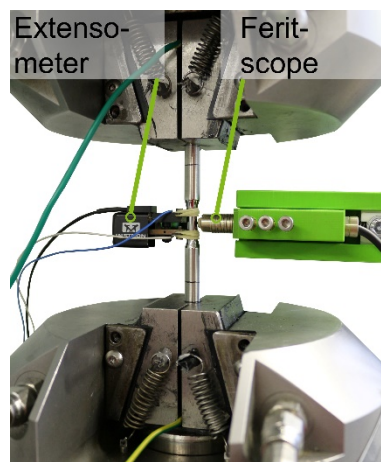


Abb. 65: Versuchsaufbauten zur Durchführung der instrumentierten Versuche am WPT bei Raumtemperatur mit Feritscope an Proben des KTA-spezifizierten Rohrmaterials

Da sich im Projektverlauf Ergebnisse des Wirbelstromprüfgeräts Rohmann Elotest PL600 im Komponentenversuch bei der MPA Stuttgart bei Messungen des LZfPQ als vielversprechend gezeigt hatten, wurden zusätzliche Versuche bei einer Totaldehnungsamplitude von $\epsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ durchgeführt, um eine Vergleichsdatenbasis zu den Versuchen an den vorgeschädigten Proben zu erzeugen.

Die Verläufe der Feritscope-Messung, der Spannungsamplitude und der plastischen Dehnungsamplitude eines DSV an einer Probe des KTA-spezifizierten Rohrmaterials im Ausgangszustand sind in *Abb. 66* dargestellt.

Die Farbzuordnung entspricht den Versuchen an Luft mit Proben des Stangenmaterials. Die Spannungsamplitude σ_a zeigt in den ersten fünf Totaldehnungsamplitudenstufen einen stufenförmigen Anstieg, was auf ein überwiegend elastisches Werkstoffverhalten zurückzuführen ist. Im Bereich zwischen $\epsilon_{a,t} = 0,175 \cdot 10^{-2}$ bis $0,3 \cdot 10^{-2}$ nimmt die Spannungsamplitude wesentlich stärker ab als es bei einem vergleichbaren Versuch mit einer Probe des Stangenmaterials der Fall war. Das Material entfestigt in diesem Bereich. Die

Materialentfestigung in metastabilen austenitischen Stählen ist üblicherweise mit einer Zunahme der Versetzungsmobilität und der Ausbildung von Zellstrukturen verknüpft [Gan94], [Ho87].

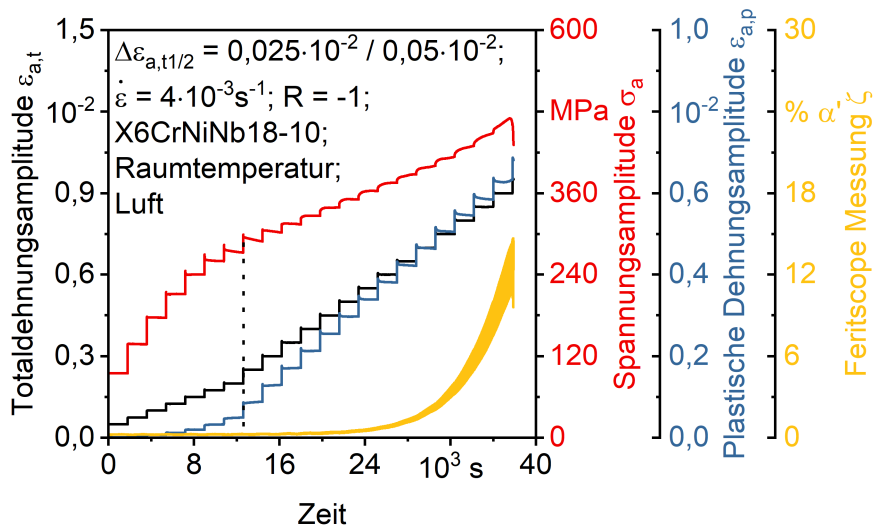


Abb. 66: Dehnungssteigerungsversuch an Luft bei Raumtemperatur mit Verläufen der Spannungsamplitude σ_a , der plastischen Dehnungsamplitude $\varepsilon_{a,p}$ sowie der Feritscope-Messung ζ

Je nach Umwandlungsverhalten wird die Entfestigung jedoch häufig durch die Verfestigung infolge von Phasenumwandlungen überlagert [Gan94]. Die Feritscope-Messung zeigt zu Versuchsbeginn einen Wert nahe Null, der im weiteren Verlauf des DSV ansteigt. Ab Totaldehnungsamplituden größer $\varepsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ ändert sich das Materialverhalten deutlich und geht in ein verfestigendes Verhalten über. Es folgt weiterhin ein Anstieg in dem Signal der Spannungsamplitude innerhalb jeder Stufe, wenn auch weniger ausgeprägt als bei den Proben des Stangenmaterials, was auf plastische Verformungsvorgänge rückschließen lässt. Zeitgleich ist auch ein Anstieg im Feritscope-Signal ζ erkennbar, das die beginnende Phasenumwandlung anzeigt. Die Steigung nimmt ebenfalls mit der Versuchsdauer zu. Demzufolge ist die Verfestigung auf die Bildung von verformungsinduzierten α' -Martensit zurückzuführen. Die plastische Dehnungsamplitude $\varepsilon_{a,p}$ zeigt das beschriebene Werkstoffverhalten invers zur Spannungsamplitude an. In der letzten vollständig durchlaufenen Totaldehnungsamplituden-Stufe nimmt die plastische Dehnungsamplitude innerhalb einer Stufe zunächst ab und dann zu. Es kommt zu einer sich überlagernden Werkstoffreaktion aus Makrorissbildung und daraus resultierender geometrischer Entfestigung und der Verfestigung durch die Phasenumwandlung. Das abschließende Risswachstum ist wie bereits aus den vorherigen Versuchen bekannt auch an der Änderung der Amplitude der Feritscope-Messung zu erkennen. Analog zu

den bisher gezeigten Versuchsergebnissen für die DSV werden in *Abb. 67* die Ergebnisse von ESV im LCF- und in *Abb. 68* im Übergang zum HCF-Bereich dargestellt.

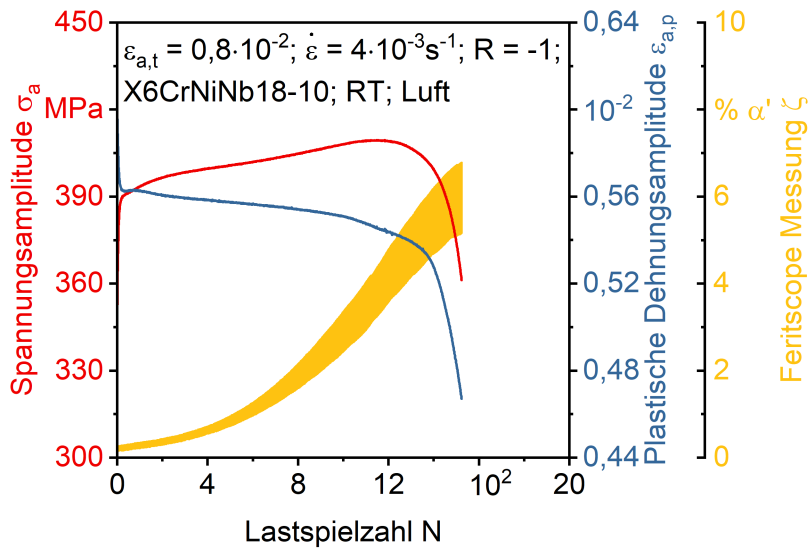


Abb. 67: Ergebnisse der Spannungsamplitude σ_a , der plastischen Dehnungsamplitude $\epsilon_{a,p}$ und der Feritscope-Messung ζ eines Einstufenversuchs bei der Totaldehnungsamplitude $\epsilon_{a,t} = 0,8 \cdot 10^{-2}$ an Luft bei Raumtemperatur

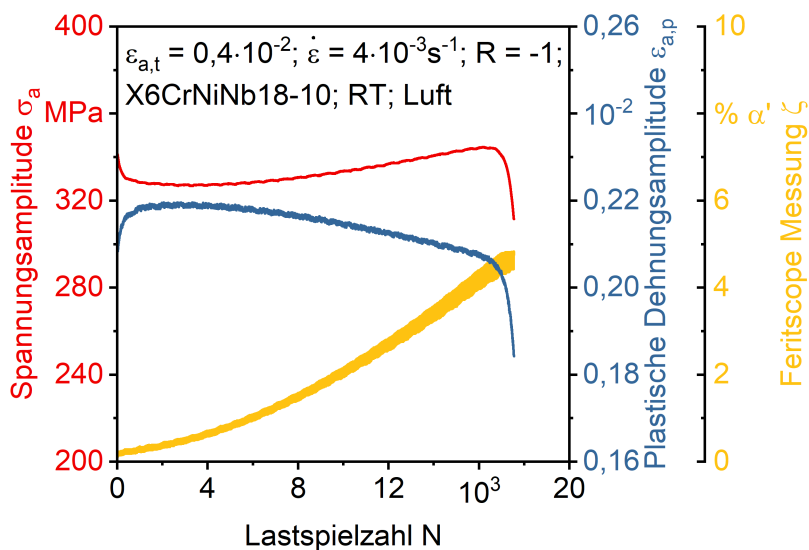


Abb. 68: Ergebnisse der Spannungsamplitude σ_a , der plastischen Dehnungsamplitude $\epsilon_{a,p}$ und der Feritscope-Messung ζ eines Einstufenversuchs bei der Totaldehnungsamplitude $\epsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ an Luft bei Raumtemperatur

Hierbei fällt auf, dass es bei den mechanischen Werkstoffreaktionen qualitativ unterschiedliche Verläufe in Abhängigkeit des Totaldehnungsamplituden-Niveaus gibt. Um diese in den ersten Lastspielen zu verdeutlichen, ist ein Vergleich der resultierenden Werkstoffreaktionen in *Abb. 69* in logarithmischer Skalierung dargestellt.

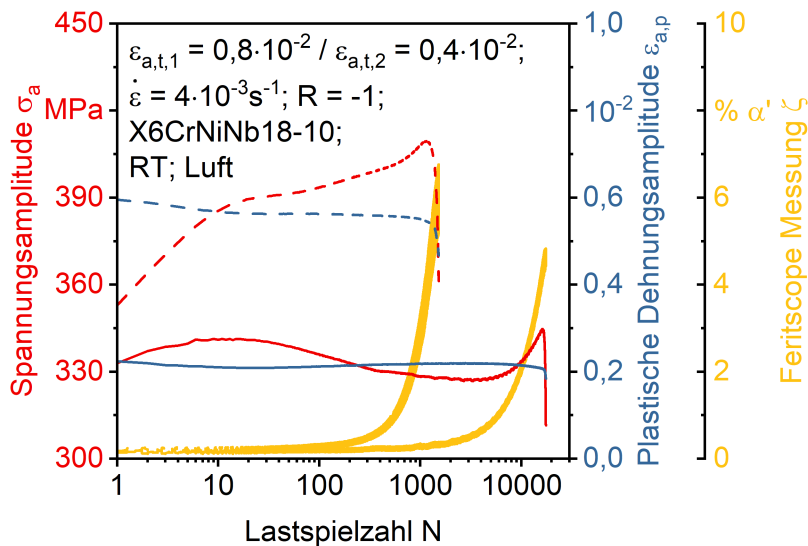


Abb. 69: Vergleich der Werkstoffreaktionen von zwei Einstufenversuchen bei den Totaldehnungsamplituden $\epsilon_{a,t,1} = 0,8 \cdot 10^{-2}$ und $\epsilon_{a,t,2} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ an Luft bei Raumtemperatur

Bei der Totaldehnungsamplitude $\epsilon_{a,t} = 0,8 \cdot 10^{-2}$ zeigt sich ein überwiegend zyklisch verfestigendes Verhalten bis es ab ca. 65 % der Lebensdauer zur Makrorissbildung und -ausbreitung kommt. Das Feritscope-Signal bleibt zu Beginn des Versuchs auf dem Ausgangsniveau und steigt erst ab etwa 300 Lastspielen deutlicher an. Dies erlaubt den Rückschluss, dass in diesem ersten Bereich (bis 300 Lastspiele) keine Verfestigung durch Phasenumwandlung stattfindet, anders als es bei dem Stangenmaterial bei der gleichen Totaldehnungsamplitude war. Die Werkstoffverfestigung erfolgt hier über Versetzungsreaktionen in der austenitischen Phase. Bei der niedrigeren Totaldehnungsamplitude $\epsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ setzt zu Versuchsbeginn für die ersten 10 Lastspiele zwar auch zyklische Verfestigung ein, darauf folgt jedoch ein ausgeprägter Bereich über etwa ein Viertel der gesamten Lebensdauer in dem der Werkstoff entfestigt. Wie bereits im DSV beschrieben, ist die Entfestigung der metastabilen Austenite üblicherweise auf eine Zunahme der Versetzungsmobilität und Ausbildung von Zellstrukturen zurückzuführen. Da durch das Feritscope gezeigt werden kann, dass zu Versuchsbeginn keine Phasenumwandlung zur Verfestigung führt, nimmt die Versetzungsmobilität dementsprechend zu Versuchsbeginn zunächst kurz ab und/oder die Versetzungsdichte zu (Verfestigung in den ersten 10 Lastspielen), gefolgt von einem Bereich in der die Mobilität zunimmt (Entfestigung in den folgenden 3000 Lastspielen). Im Gegensatz dazu kommt es bei hohen Beanspruchungsamplituden durchgehend zu einer Verringerung der Plastizität, auch ohne dass es zur Phasenumwandlung kommt. Eine Entfestigung bleibt aus. Der Einsatz der Martensitbildung lässt sich bei beiden Totaldehnungsamplituden durch eine Änderung der Steigung des Verlaufs der Spannungsamplitude beobachten. Bei beiden Totaldehnungsamplituden nimmt die Spannungsamplitude gemeinsam mit dem Signal der

Feritscope-Messung nach der beschriebenen Ver- bzw. Entfestigung der austenitischen Phase zu und resultiert in einer ausgeprägten zyklischen Verfestigung. Dieser schließt sich das Makrorisswachstum an.

Da im Projektverlauf entschieden wurde, alle Versuche mit Proben aus dem im FSI-Kreislauf gealterten Rohr mit dem Wirbelstromprüfsystem Elotest PL600 der Firma Rohmann zu instrumentieren, sind auch im Ausgangszustand zusätzliche Versuche mit dieser Instrumentierung durchgeführt worden. Dadurch konnte eine Vergleichsdatenbasis für die Totaldehnungsamplitude $\epsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ zu den Versuchen mit Proben aus der beanspruchten Komponente in Kapitel 2.2.1 erstellt und bereitgestellt werden, vgl. Tab. 13.

Tab. 13: Bruchlastspielzahlen aller Proben aus dem KTA-spezifizierten Rohrmaterial im Ausgangszustand bei der Totaldehnungsamplitude $\epsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$

Probe	F4	F7	F5	F20	F16	F10	A6	A21	F3
N _B	16389	14156	12309	18062	18434	14212	16895	17543	14786

Der zugehörige Versuchsaufbau ist in Abb. 70 dargestellt.

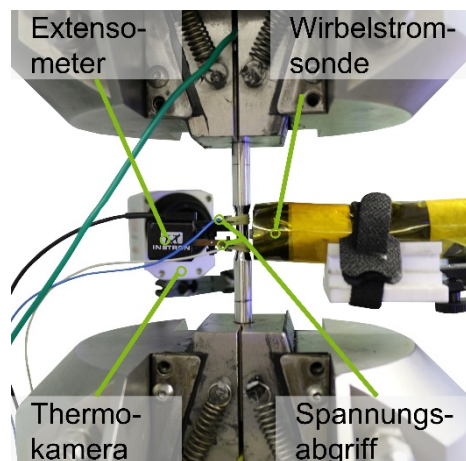


Abb. 70: Versuchsaufbau zur Durchführung der instrumentierten Versuche am WPT bei Raumtemperatur mit dem Elotest PL600, der elektrischen Widerstandsmessung und der IR-Kamera an den Proben des KTA-spezifizierten Rohrmaterials

Zur Messung des elektrischen Widerstands wurde der Messkraftverstärker HBM Quantum X eingesetzt. Dieser ermöglicht es, eine auf den Dehnungsspitzenwert getriggerte Spannungsmessung pro Lastspiel aufzunehmen. Der Verlauf der elektrischen Widerstandsänderung ist somit frei von geometrischen Einflüssen und wird immer in einem vergleichbaren Beanspruchungszustand aufgezeichnet, wodurch die Schädigungsevolution zuverlässiger beurteilt werden kann. Die Temperaturmessung erfolgte kontaktlos über eine IR-Kamera von Micro-Epsilon Typ TIM VGA 33 in einem Messbereich aus 4

Pixeln in der Mitte der Prüfstreckenlänge. Dadurch war es notwendig die Proben einseitig zu lackieren, um einen Emissionsgrad möglichst nahe an 1 (ca. 0,98) einzustellen. Da die Kamera den thermoelastischen Effekt erfasst [Chr12] und sich das Temperatursignal daher aufweitet, wurden die Ergebnisse durch einen polynomiellen Fit gemittelt. Die Messungen mit dem Elotest PL600 sind durch den Einsatz der Multiplexer-Funktion des Geräts mit 4 Anregungsfrequenzen und somit unterschiedlichen Eindringtiefen durchgeführt worden. Die in *Abb. 70* dargestellte Isolierung um die Messsonde KA 2-1 wurde genutzt, da sich in Voruntersuchungen eine Temperaturabhängigkeit des Wirbelstromsignals und damit Beeinflussung durch die Umgebungstemperatur gezeigt hatte, die durch den gewählten Aufbau deutlich reduziert werden konnte. Die Änderung der Phasenverschiebung wurde durch einen MatLab Code des LZfPQ aus den Rohdaten ermittelt.

Die erzielten Ergebnisse sind beispielhaft für den Versuch mit Probe F16 in *Abb. 71* abgebildet, wobei aufgrund der Vielzahl an unterschiedlichen Daten diese Abbildung zweigeteilt ist und die Wirbelstromdaten in der oberen Hälfte abgebildet sind. In dem Signalverlauf der Phasenverschiebung ist deutlich zu erkennen, dass nach bereits ca. 10 bis 20 Lastspielen eine Werkstoffreaktion in Form eines Anstiegs auftritt. Insbesondere im Vergleich zu den durchgeführten Feritscope-Messungen, wo eine erste Änderung erst nach ca. 100 Lastspielen detektiert werden konnte, verdeutlicht dies die Vorteile der gewählten Messtechnik. Die plastische Dehnungsamplitude und die Spannungsamplitude zeigen zu Beginn bis ca. 20 Lastspielen ein verfestigendes Verhalten, gefolgt von einer Entfestigung, die ab ca. 3000 Lastspielen beim Erreichen eines gesättigten Zustands wieder in ein verfestigendes Werkstoffverhalten übergehen, was überwiegend durch die stattfindende Phasenumwandlung geprägt ist. Dies lässt sich ebenfalls in einer Änderung der Steigung der Phasenverschiebung der Wirbelstromprüfung erkennen. Kurz vor Versuchsende steigt der gemessene elektrische Widerstand, der bis hierhin nahezu konstant war, sprunghaft deutlich an und zeigt sich sensitiv für die einsetzende Makrorissausbreitung. Dies führt ebenfalls zu einem erneuten Anstieg der Steigung der Wirbelstrommessung. Innerhalb der 4 Anregungsfrequenzen bilden sich zwei Gruppen. Die Gruppe mit den beiden niedrigeren Frequenzen und damit höheren Eindringtiefen zeigt sich zu Beginn der Versuche deutlich weniger sensitiv. Nach etwa 3000 Lastspielen verlaufen die Ergebnisse für alle Frequenzen qualitativ gleichwertig. Nachteilig bei den höheren Erregerfrequenzen ist jedoch, dass diese auf Temperaturänderungen sensitiver sind. Der Temperaturanstieg in der Messsonde, der sich bei 3000 Lastspielen deutlich ausprägt, ist in den Messungen mit den beiden hohen Frequenzen durch

einen leichten Abfall der Phasenverschiebung zu erkennen und beeinflusst damit das Messergebnis.

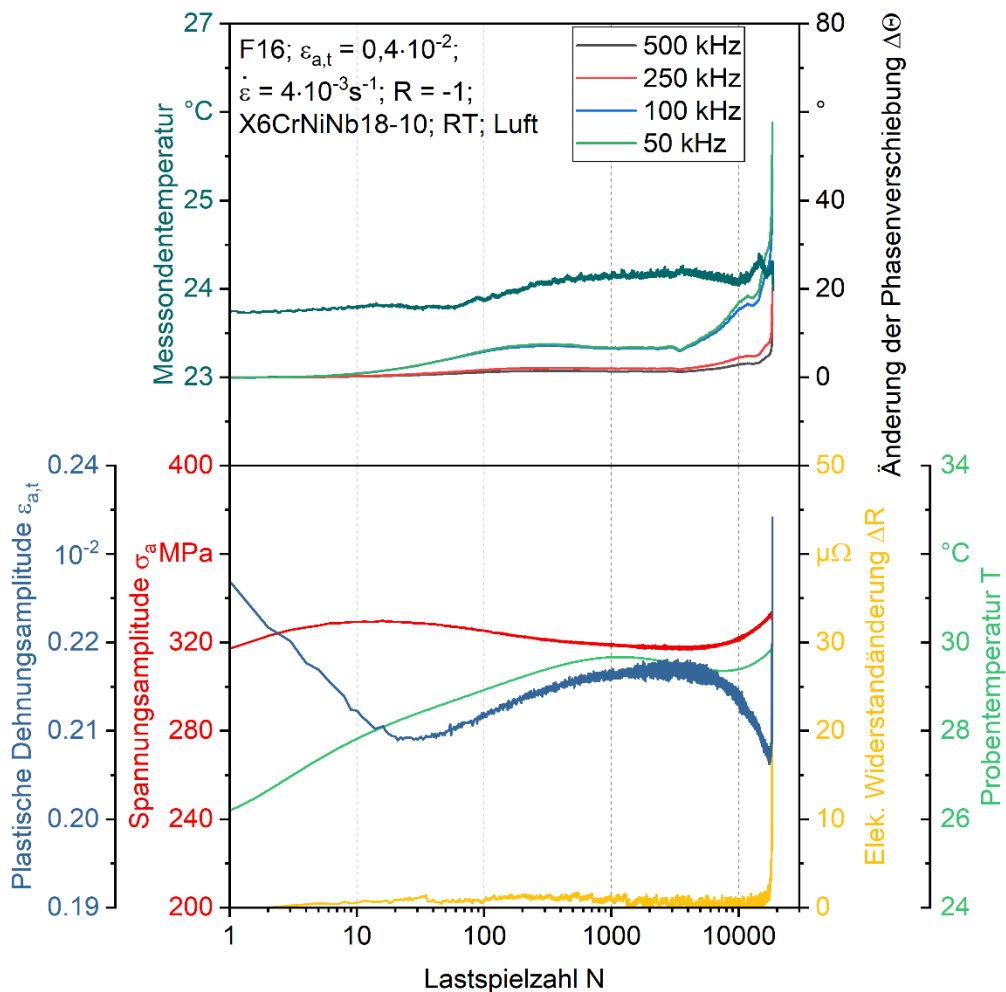


Abb. 71: Ergebnisse der Spannungsamplitude σ_a , der plastischen Dehnungsamplitude $\varepsilon_{a,p}$, der elektrischen Widerstandsänderung ΔR , der Probentemperatur T und der Änderung der Phasenverschiebung $\Delta\Theta$ eines Einstufenversuchs bei der Totaldehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ an Luft bei Raumtemperatur

Neben den Ermüdungsversuchen am WPT wurden weitere instrumentierte Versuche am WWHK und LZFPQ durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Form von Wechselverformungskurven in Abb. 72 dargestellt. Die sich in der plastischen Dehnungsamplitude im Bereich von 1 bis 10 Lastspielen einstellenden Nichtkontinuitäten sind der Prüfmaschinenregelung zuzuschreiben.

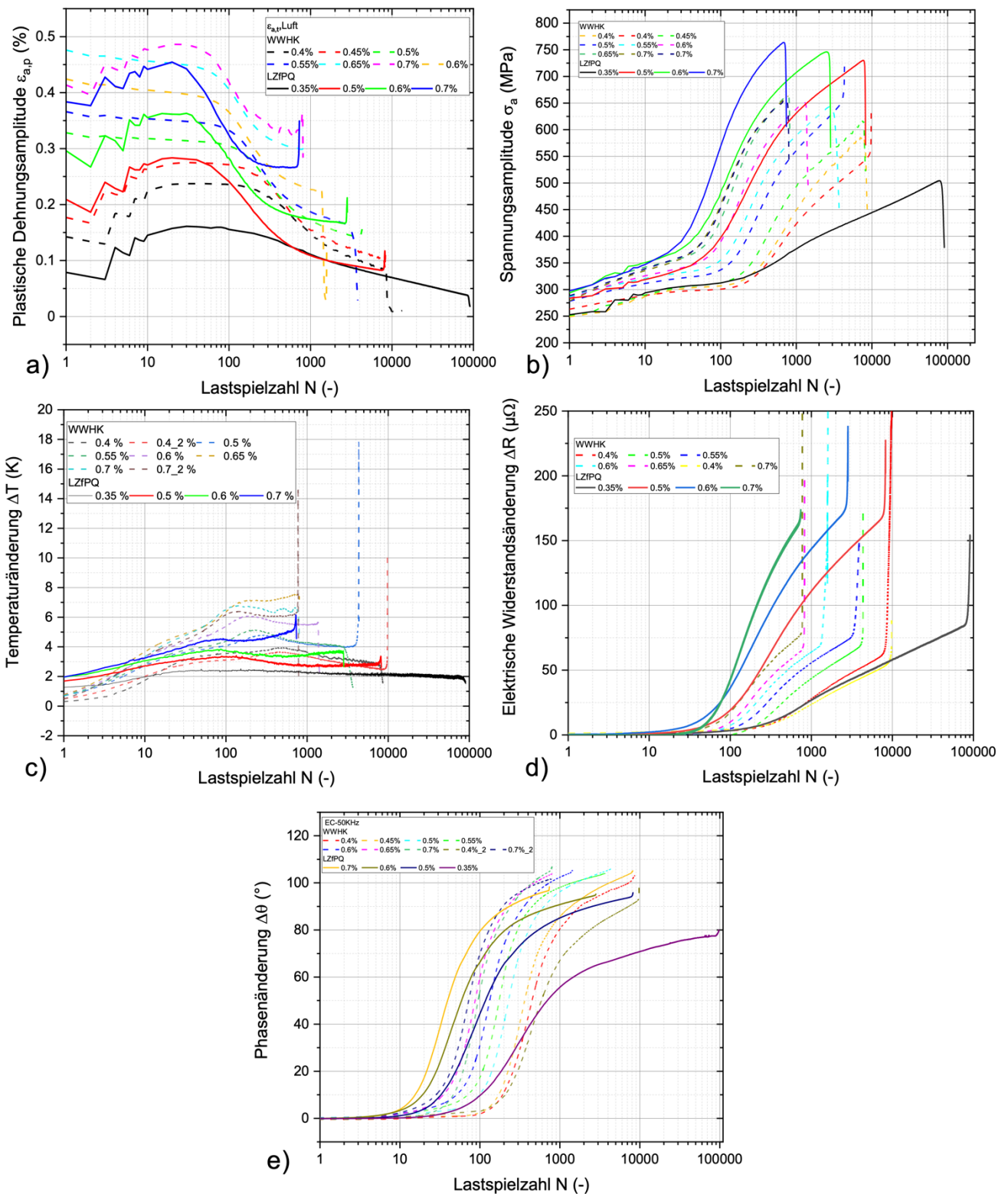


Abb. 72: Entwicklung von Messgrößen in dehnungskontrollierten Einstufenversuchen: a) plastische Dehnung, b) mechanische Spannung, c) Änderung der Temperatur, d) Änderung des elektrischen Widerstands, e) Änderung der Phase der Wirbelstromimpedanz

Ansonsten ist bei allen Parametern das sich nach einer primären zyklischen Entfestigung zwischen ca. 10 und 100 Lastspielen einstellende Verfestigungsverhalten zu beobachten, das sich bis zum Probenbruch fortsetzt und in allen als Werkstoffantwort gemessenen Parametern mit unterschiedlicher Intensität detektiert werden kann. Interessant sind die in ihrer Form im halblogarithmischen Maßstab für die unterschiedlichen Parameter unabhängig von der Totaldehnungsamplitude einstellenden gleichartigen Formen. Dies gilt insbesondere für die Ergebnisse des elektrischen Widerstands, die in einem entscheidenden Bereich nahezu linear sind. Auffällig ist hier auch das scharfe Abknicken vor dem Probenbruch, wobei es sich hier in diesem letzten linearisierbaren Bereich um eine nicht unerhebliche Anzahl von Lastspielen handelt, was aufgrund des logarithmischen Maßstabs nicht gleich offensichtlich wird. Ob dieses Abknicken dem Übergang zwischen zwei unterschiedlichen Rissmechanismen zugeordnet werden kann, war im Rahmen des Projekts MibaLeb bisher nicht ermittelbar. Der Nachweis muss nachfolgenden Forschungsaktivitäten vorbehalten bleiben. Ungeachtet dieser recht eindeutigen Trends sind teilweise quantitative Unterschiede in den Signalverläufen (nicht in der Lebensdauer) bei LZfPQ und WWHK festzustellen, was insbesondere auf die Probengeometrie und die damit verbundene unterschiedliche Adaption der Messsensoren zurückzuführen ist.

Bei den Messungen mit Wirbelstrom wurde die Erregerfrequenz zwischen 50, 100, 250 und 500 kHz variiert. Die gemäß Gl. 20 ermittelten Skintiefen sind 1,9, 1,34, 0,85 und 0,60 mm. In *Abb. 72* sind die Ergebnisse für eine Erregerfrequenz von 50 kHz dargestellt. Eine Gegenüberstellung der mit Wirbelstrom gemessenen Ergebnisse für die unterschiedlichen Erregerfrequenzen zeigt *Abb. 73*. Es fällt auf, dass mit zunehmender Erregerfrequenz bei den mit niedriger Totaldehnungsamplitude beanspruchten Versuchen die Phasenänderung der Wirbelstromimpedanz geringer ausfällt als bei den höher beanspruchten. Bei den höher beanspruchten Versuchen ist sogar eine gewisse Steigerung der Potentialänderung festzustellen. Ob dies auf mögliche martensitische Phasenänderungen im Inneren der Probe zurückzuführen ist, wie sie in demselben Werkstoff in [Lya24] festgestellt wurde, konnte hier aufgrund eines erforderlichen, deutlichen zusätzlichen Versuchsaufwands nicht ermittelt werden.

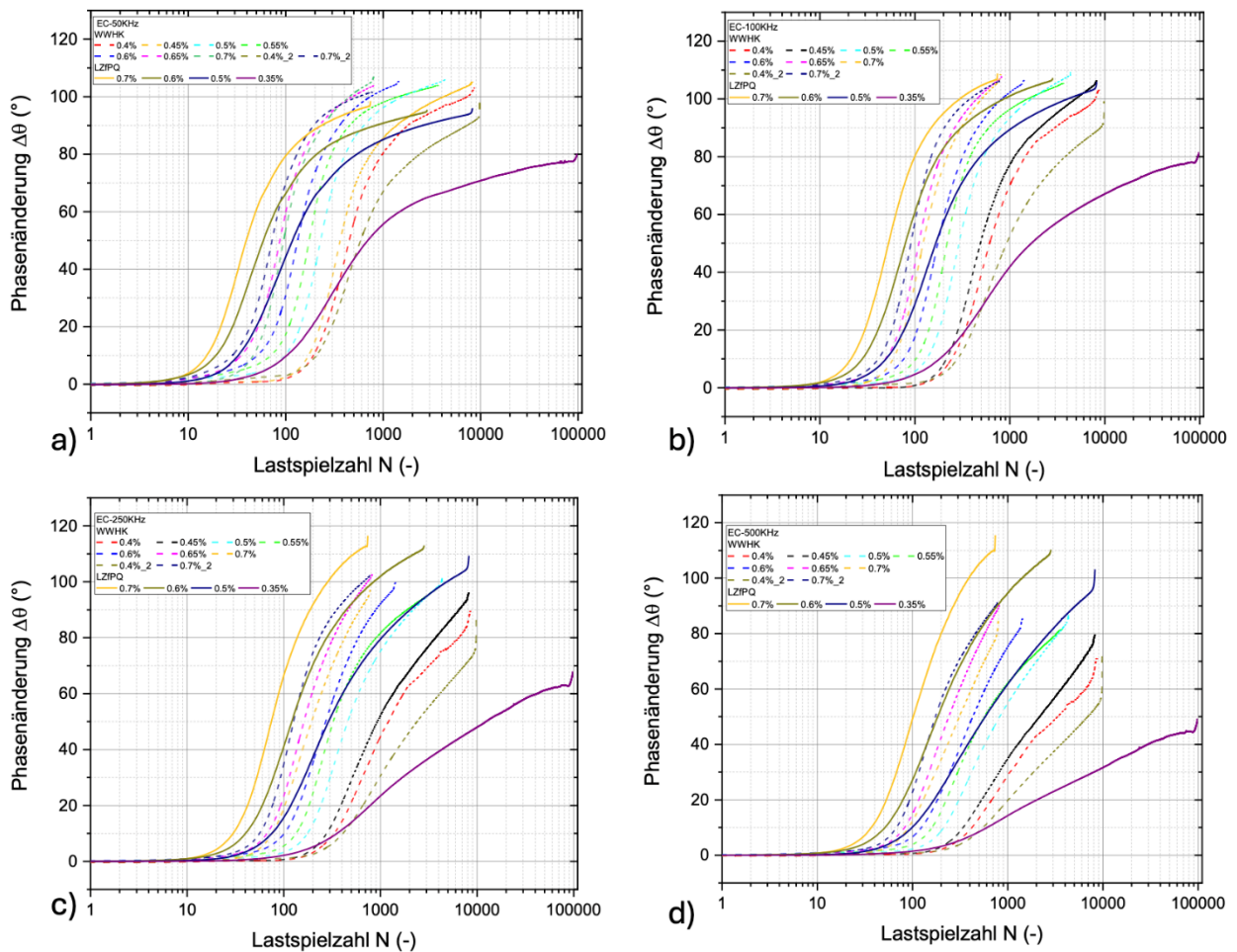


Abb. 73: Änderung der Phase der Wirbelstromimpedanz bei verschiedenen Einstufenversuchen und Erregerfrequenzen: a) 50 kHz, b) 100 kHz, c) 250 kHz, d) 500 kHz.

Abb. 74 zeigt dieselbe Darstellung für die entsprechend bei LZfPQ und WWHK durchgeführten Dehnungssteigerungsversuche. Mit Ausnahme des mit D14.1 bezeichneten Versuchs, bei dem die Stufenlänge 3600 s betrug, betrug die Stufenlänge 1800 s, wobei auf jeder Stufe die Dehnrage konstant gehalten wurde. Werden die Versuchsergebnisse jedoch z. B. auf ihre Bruchlastspielzahl normiert, so liefern die bei den zwei unterschiedlichen Institutionen durchgeführten Versuche vergleichbare Ergebnisse. Dies mag nicht ganz bei den Ergebnissen für die gemessene Temperaturänderung und den elektrischen Widerstand zutreffen, was auf die unterschiedlichen Probengeometrien und Probenvolumina zurückzuführen ist. Im Rahmen der Untersuchungsergebnisse konnten nicht für alle Versuche sämtliche betrachteten Parameter ermittelt werden. Bei allen Parametern sind die Entstehung und Entwicklung der plastischen Verformung zu erkennen. Das Verfestigungsverhalten wird aufgrund der stufenweise ansteigenden Dehnungsamplituden weniger offensichtlich.

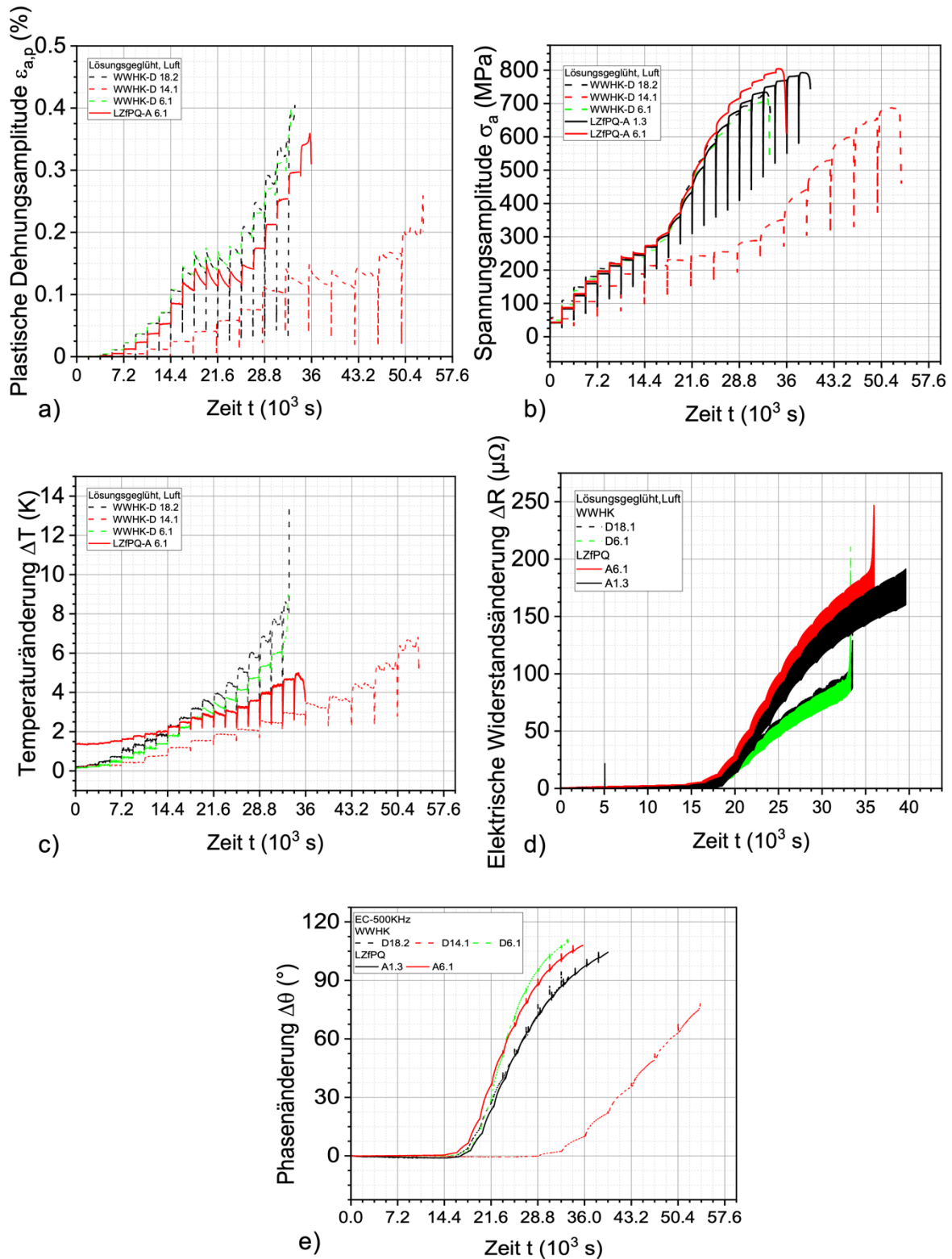


Abb. 74: Entwicklung von Messgrößen in Dehnungssteigerungsversuchen: a) plastische Dehnung, b) mechanische Spannung, c) Änderung der Temperatur, d) Änderung des elektrischen Widerstands, e) Änderung der Phase der Wirbelstromimpedanz

In Abb. 75 wird der zuvor geschilderte Sachverhalt für die Ergebnisse der Dehnungssteigerungsversuche gezeigt. Im DSV ist der Beanspruchungsverlauf immer gleich (es müssen keine Unterschiede bei der Totaldehnungsamplitude berücksichtigt werden), weswegen die Unterschiede in den einzelnen Messwertsignalen deutlich weniger signifikant sind als bei den ESV.

Im Rahmen der auch in MibaLeb behandelten Kurzzeitverfahren (Short Time Evaluation Procedures, STEP) zur Ermittlung von Wöhlerkurven ist die Korrelation zwischen der kontrollierten Beanspruchungsgröße und der zu messenden Werkstoffantwort ein wesentliches Element. Abb. 76 zeigt diese Korrelationen zusammenfassend für die Ergebnisse der Einstufen- und Dehnungssteigerungsversuche und dies für die jeweils fünf betrachteten nicht kontrollierten Parameter.

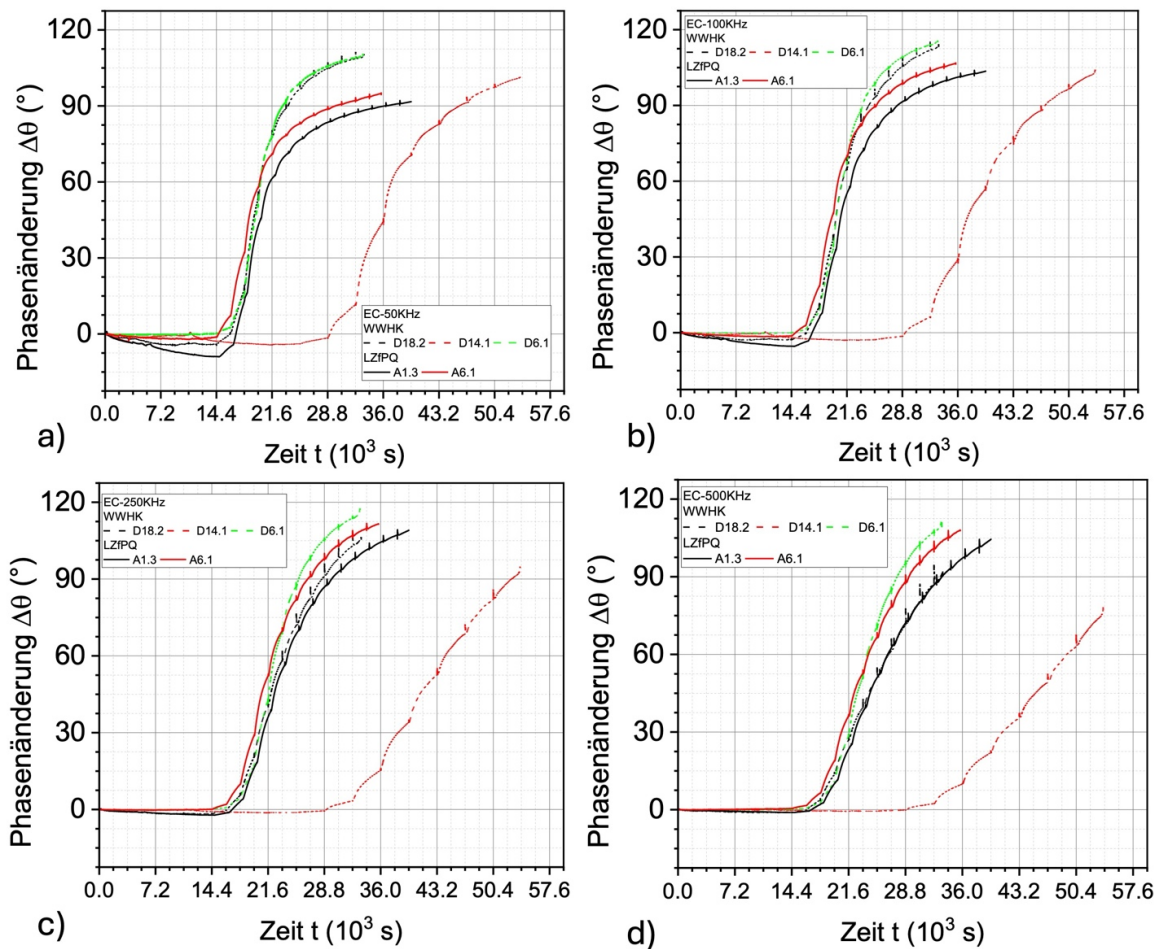


Abb. 75: Änderung der Phase der Wirbelstromimpedanz bei verschiedenen Dehnungssteigerungsversuchen und unterschiedlichen Erregerfrequenzen: a) 50 kHz, b) 100 kHz, c) 250 kHz, d) 500 kHz

Aufgetragen in *Abb. 76* sind einerseits als gestrichelte Linie und schwarze Dreiecke der Kurvenverlauf für die Ergebnisse aus den DSV und andererseits die Ergebnisse aus den ESV, wobei bei letzteren die Werte nach bestimmten Prozentsätzen der verbrauchten Lebensdauer aufgetragen sind.

Damit soll der Einfluss der bei metastabilen Austeniten beobachteten Verfestigung eingehender verdeutlicht werden, der sich bei den Ergebnissen des DSV, in dem sich einstellenden nichtlinearen Kurvenverlauf darstellt. Im Fall der Ergebnisse für die Änderung des elektrischen Widerstands sind die Verläufe für die Ergebnisse der ESV hin zu niedrigeren Totaldehnungsamplituden extrapoliert worden und treffen sehr gut den Dehnungswert der Streckgrenze, was die Schlüssigkeit der Betrachtung beweist.

Ein Blick auf die verschiedenen Diagramme in *Abb. 76* zeigt, dass Ähnlichkeiten vorhanden sind. Dies betrifft bspw. die Verläufe der plastischen Dehnungsamplitude und der Temperaturänderung einerseits und der Spannungsamplitude sowie der Änderung der elektrischen Leitfähigkeit wie auch der Änderung der Wirbelstromimpedanz andererseits.

In *Abb. 77* ist daher zusammengestellt, inwieweit die plastische Dehnungsamplitude mit der Temperaturänderung und die Spannungsamplitude mit den Änderungen der elektrischen Leitfähigkeit und der Wirbelstromimpedanz korrelieren. Für den Fall der plastischen Dehnungsamplitude vs. der Temperaturänderung ist eine lineare Korrelation, für den Fall der Spannungsamplitude vs. der Änderung der elektrischen Leitfähigkeit bzw. der Phase der Wirbelstromimpedanz ist eine exponentielle Korrelation darstellbar. Damit ist gezeigt, dass die mechanischen Beanspruchungsgrößen in Form der Spannungsamplitude und der plastischen Dehnungsamplitude sowie über den E-Modul auch die totale Dehnungsamplitude mit Hilfe von ZfP-Verfahren detektierbar sind.

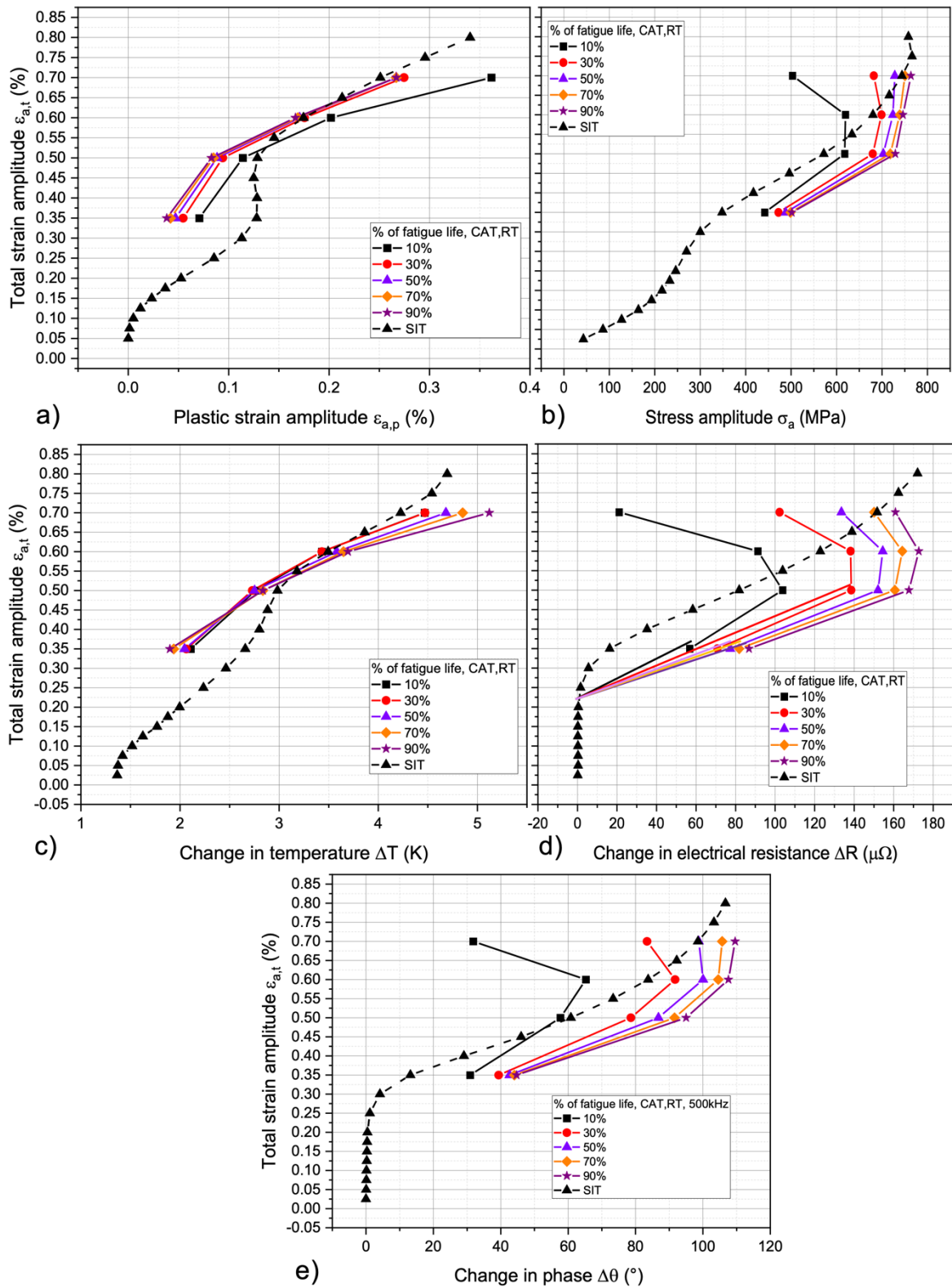


Abb. 76: Aus Einstufen- und Dehnungssteigerungsversuchen ermittelte Korrelation zwischen kontrollierter Dehnungsbeanspruchung und sich ergebender Messgröße: a) plastische Dehnung, b) mechanische Spannung, c) Änderung der Temperatur, d) Änderung des elektrischen Widerstands, e) Änderung der Phase der Wirbelstromimpedanz

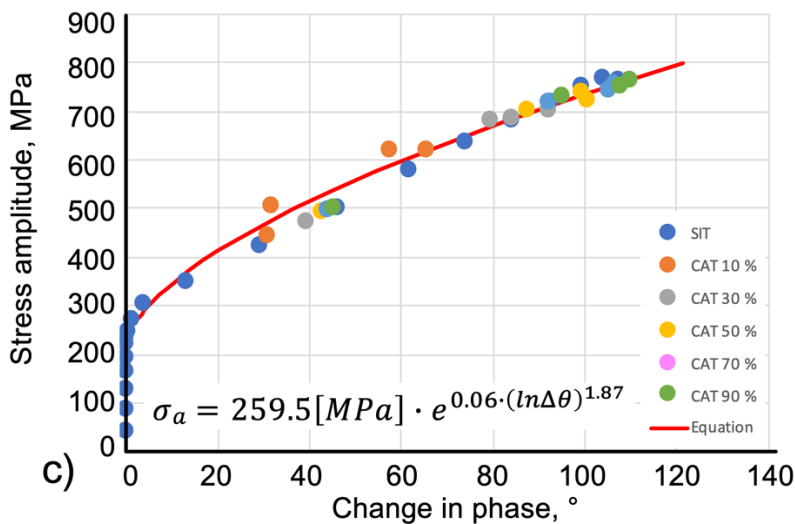
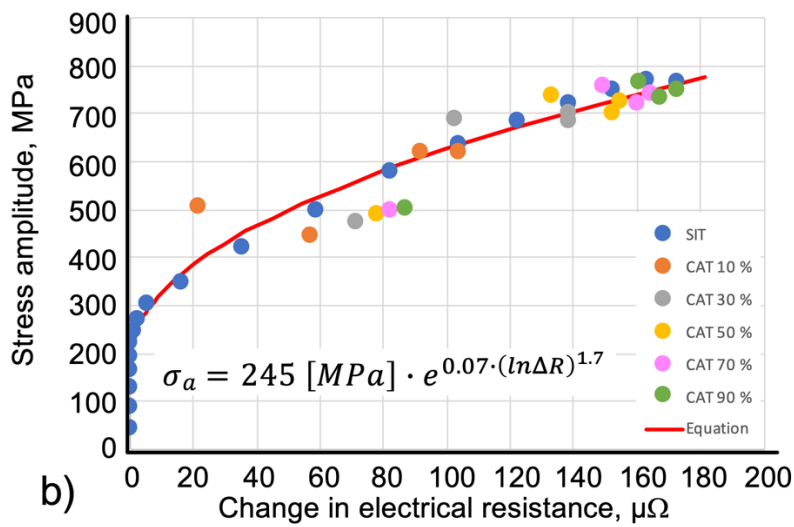
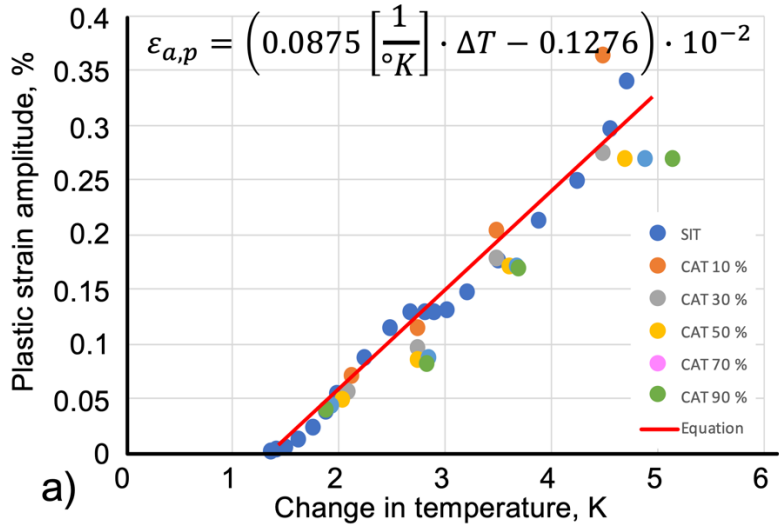


Abb. 77: Korrelation von strukturmechanischen Größen mit Messgrößen der ZfP: a) plastische Dehnungsamplitude vs. Temperaturänderung, b) mechanische Spannung vs. Änderung des elektrischen Widerstands, c) mechanische Spannung vs. Änderung der Phase der Wirbelstromimpedanz

Aufgrund der zuvor zur Sensortechnik gemachten Aussagen hinsichtlich ihrer technologischen Reife ist es wesentlich, sich die Ergebnisse der Wirbelstrommessungen genauer zu betrachten. In diesem Fall ist es nützlich, sich als Ausgangsbasis die Entwicklung der Phase der Wirbelstromimpedanz über der Lebensdauer eines Werkstoffs oder Bauteils zu analysieren, wie es verschiedentlich zuvor gezeigt wurde. *Abb. 78* zeigt dies noch einmal beispielhaft einschließlich einer vergrößerten Darstellung der ersten 10 % der Lebensdauer der Probe A2.1.

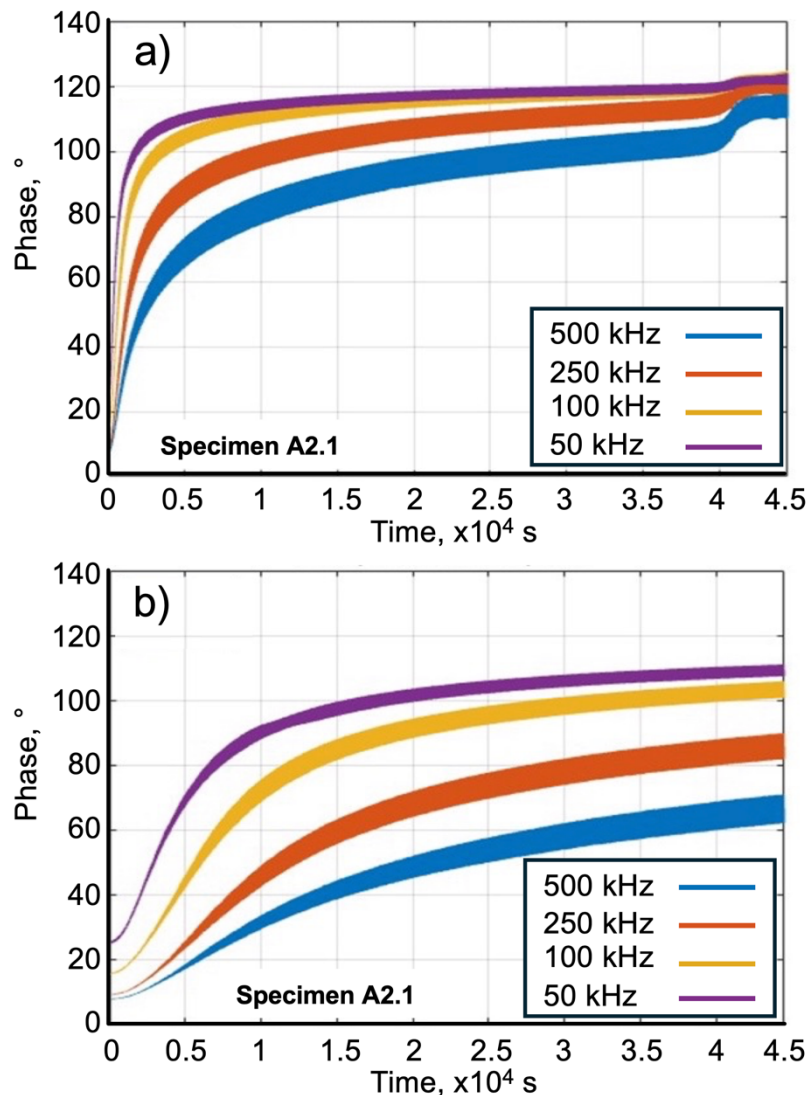


Abb. 78: Entwicklung der Phase der Wirbelstromimpedanz über der Lebensdauer eines Einstufenversuchs (Versuche A2.1 $\epsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$) für 4 unterschiedliche Anregungsfrequenzen: gesamte Lebensdauer (a) erste 10 % der Lebensdauer (b)

Daraus ist zu erkennen, dass das Phasensignal der Wirbelstromimpedanz nicht nur kontinuierlich zunimmt, sondern auch seine entsprechende gemessene Signalstreuung. Da auf Basis der in Gln. 7 bis 20 dargestellten analytischen Zusammenhänge die wesentli-

chen Kenngrößen der Wirbelstrommessung genannt sind, ist die Frage zu stellen, welche dieser Größen durch den zu prüfenden Werkstoff beeinflusst werden. Des Weiteren ist das zu messende Wirbelstromsignal im Detail zu analysieren, um zu verstehen, was konkret gemessen wird.

In *Abb. 79* sind daher für 3 Versuche die ersten 1000 Messpunkte als Zeitsignal dargestellt. Da der Abstand zwischen Wirbelstromsonde und Probekörper, der sog. ‚Lift-off‘, eine sehr sensible Größe ist, wurde darauf geachtet, diesen möglichst konstant zu halten. Dies erfolgte in der Form, dass eine Folie von ca. 300 µm Dicke beim Einbau zwischen Sensorkopf und Probekörper platziert und vor Versuchsbeginn herausgezogen wurde. Dies ermöglichte eine Reproduzierbarkeit in gewissen Grenzen.

Aus den in *Abb. 79* dargestellten Messergebnissen ist die auf die Probe aufgebrachte Lastfunktion zu erkennen. Obwohl alle Proben mit derselben Totaldehnungsamplitude beansprucht wurden, ist die Qualität des Messsignals hinsichtlich ihres Rauschverhaltens als auch der gemessenen Schwingweite recht unterschiedlich. Die als ‚Schwingweite‘ gemessene Phasenänderung $\Delta\theta$, die auch in *Abb. 79* vermerkt ist, steht in kausalem Zusammenhang mit dem Rauschverhalten. Je geringer die gemessene Schwingweite, umso stärker das Rauschsignal. Dieser Zusammenhang lässt sich nur dadurch erklären, dass a) aufgrund der Querkontraktion der beanspruchten Probe sich der Lift-off während der Beanspruchung geringfügig verändert und b) beim Ansetzen der Wirbelstromsonde eine gewisse Toleranz berücksichtigt werden muss, die leicht im Bereich von einigen µm liegen kann. Aus diesen Ergebnissen wird die Sensitivität der Wirbelstrommessung daher bereits ersichtlich.

Da mit der Wirbelstrommessung primär das Degradationsverhalten gemessen werden soll, stellt sich die Frage, welche der in den Gln. 7 bis 20 aufgeführten Kenngrößen dies werkstoffseitig beeinflussen können. Die hier einzig sich verändernden, relevanten Kenngrößen können die elektrische Leitfähigkeit σ und die relative Permeabilität μ_r des untersuchten Werkstoffs sein. Da die Permeabilität bei dem untersuchten austenitischen Werkstoff überwiegend an die martensitischen Phasenumwandlungen gekoppelt ist, was hier nur sehr bedingt der Fall ist, verbleibt als dominante Kenngröße nur noch die elektrische Leitfähigkeit. Diese Vermutung wird auch eindeutig über die Ergebnisse der parallel (und damit separat) durchgeführten Messungen der elektrischen Leitfähigkeit bestätigt. Die Wirbelstrommessung übernimmt somit die Funktion der Messung der elektrischen Leitfähigkeit.

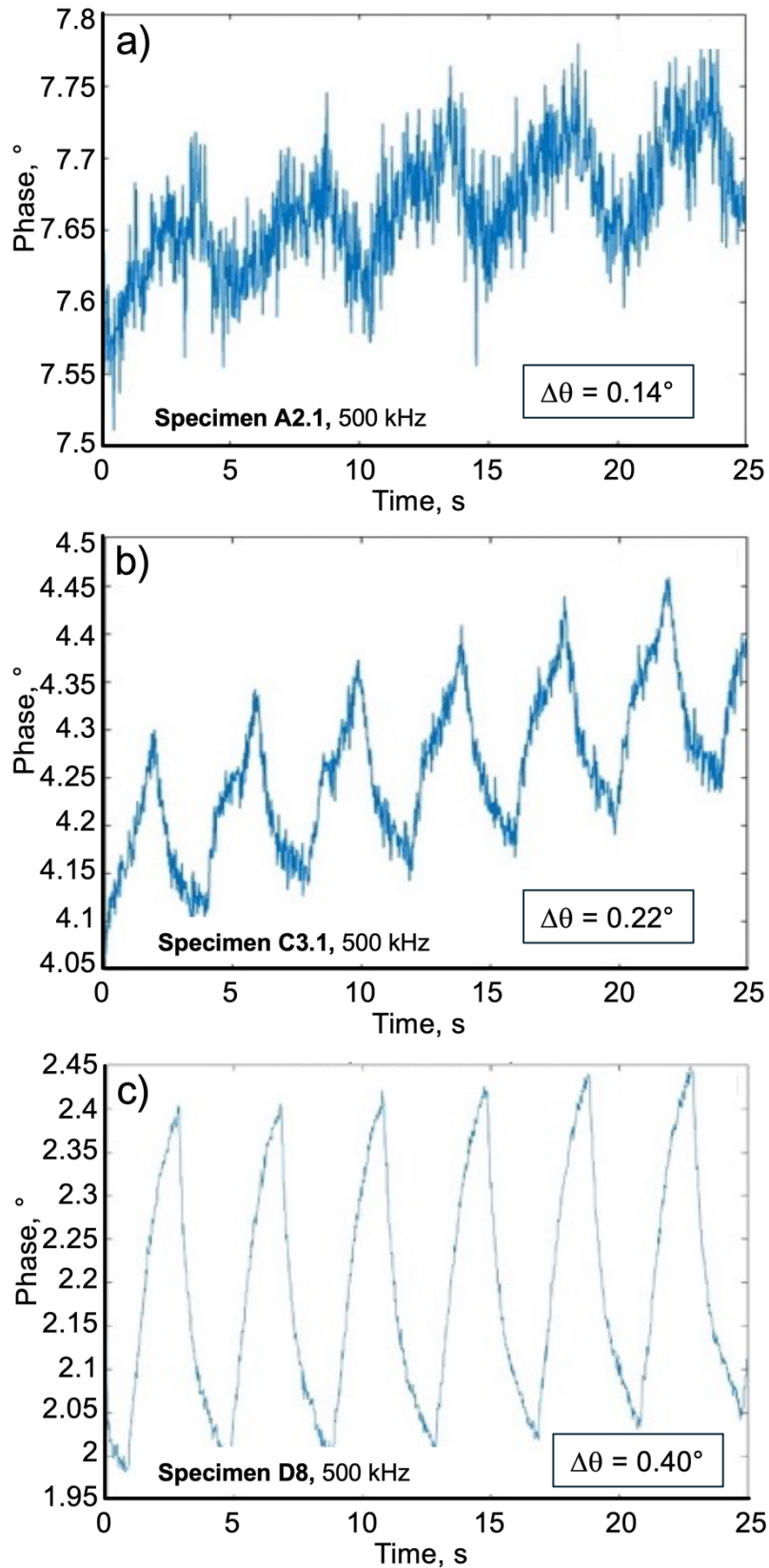


Abb. 79: Beispiele der ersten 1000 Messpunkte des Zeitsignals der Phase der Wirbelstromimpedanz bei einem Einstufenversuch (Versuche A2.1, D22.1, D8), alle bei $\varepsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$

Damit die Information der elektrischen Leitfähigkeit möglichst stark zur Geltung kommen kann, ist es erforderlich, die störenden Einflüsse zu minimieren. Eine Maßnahme in dieser Hinsicht besteht darin, die Messsignale jeweils pro Lastspiel auszuwerten. Bei einer Messfrequenz des Wirbelstromsignals von 40 Hz und einer Belastungsfrequenz der Probe von z. B. 0,2 Hz, ergeben sich pro Lastspiel 200 Messwerte, die z. B. hinsichtlich ihres Mittelwerts und ihrer Streuung ausgewertet werden können. Auf Basis eines gleitenden Mittelwerts lassen sich damit 200 Werte pro Lastspiel ermitteln, die nicht durch die zuvor aufgeworfene Frage des Lift-offs beeinflusst sein müssten. Wie gut dies erreicht werden kann, wird nachstehend beispielhaft gezeigt.

Für die in *Abb. 78* gezeigten Daten wurde die Phasenänderung je Lastspiel als Funktion eines gleitenden Evaluationswerts ermittelt. Das in Abhängigkeit der Lebensdauer erhaltene Ergebnis ist in *Abb. 80* dargestellt. Daraus ist zu erkennen, dass die Phase der Wirbelstromimpedanz pro Lastspiel während der ersten Lastspiele sich besonders stark ändert und dann in ein quasi-konstantes Verhalten übergeht, das nahe aber nicht identisch Null ist. Auch ist zu erkennen, dass das Signal im vorliegenden Fall mit zunehmender Erregerfrequenz zunehmend streut.

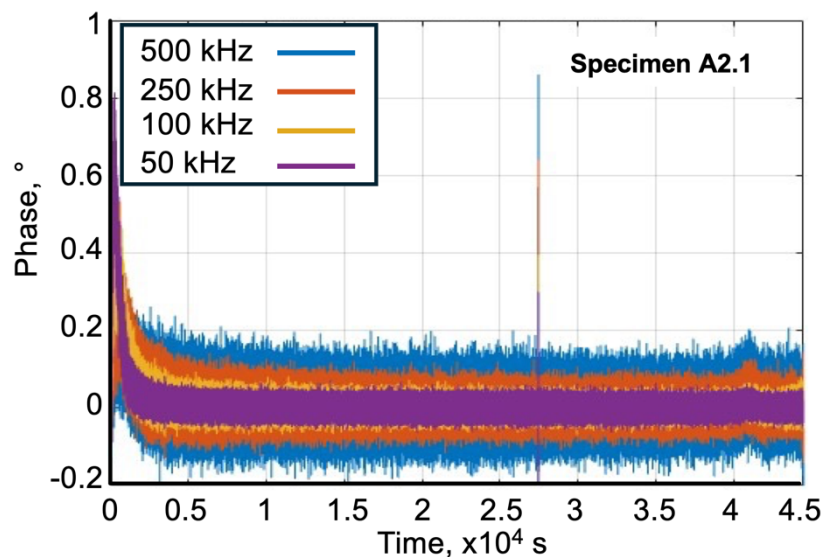


Abb. 80: Änderung der Phase der Wirbelstromimpedanz pro Lastspiel am Beispiel des Einstufenversuchs an der Probe A2.1 für $\epsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$

Das in *Abb. 80* gezeigte Ergebnis kann dadurch geglättet werden, dass z. B. ein gleitender Mittelwert gebildet wird, was in *Abb. 81* in linearem und halblogarithmischem Maßstab gezeigt ist.

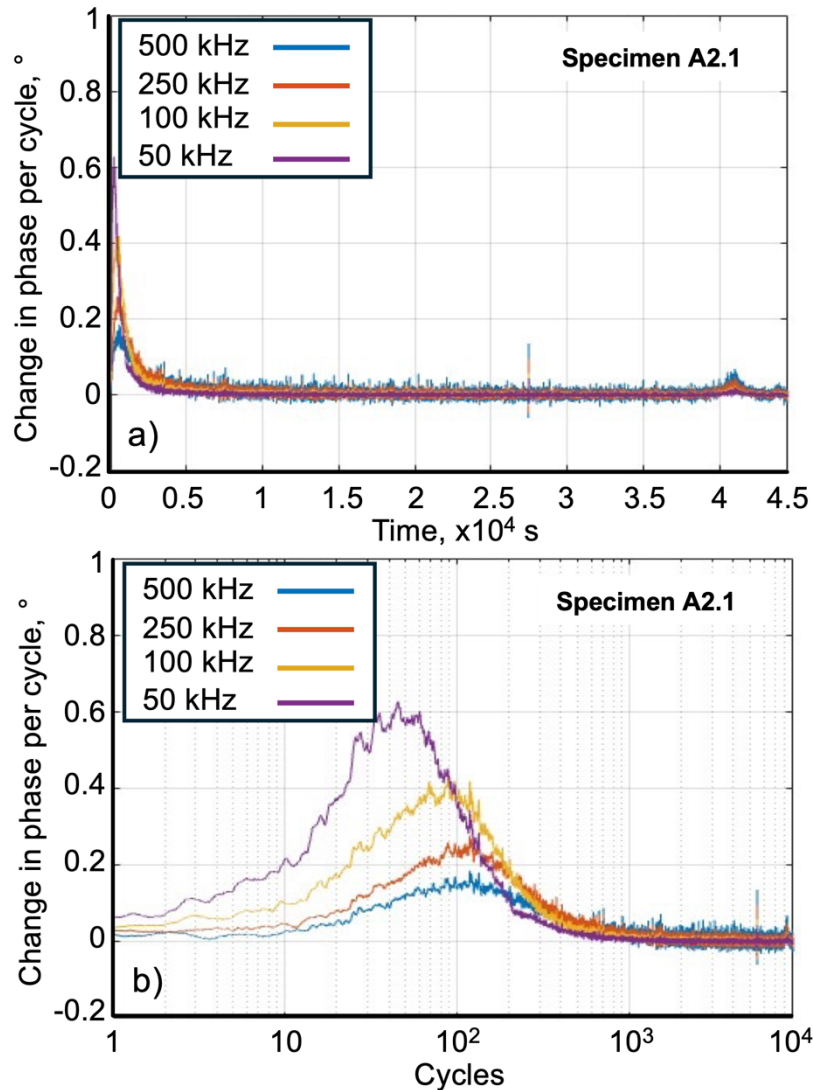


Abb. 81: Gleitender Mittelwert der Änderung der Phase der Wirbelstromimpedanz pro Lastspiel am Beispiel des Einstufenversuchs an der Probe A2.1 für $\epsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$: linearer Maßstab (a), halb-logarithmischer Maßstab (b)

Wird das in Abb. 81 dargestellte Ergebnis wiederum hochintegriert, so ergibt sich die Entwicklung des Phasensignals der Wirbelstromimpedanz über der Lebensdauer der beanspruchten Probe, jedoch ausgehend von einem Anfangswert 0, was hier für den Fall der Probe A2.1 in Abb. 82 gezeigt wird. Die Entwicklung der Phase der Wirbelstromimpedanz über der Lebensdauer kann klassisch über den gleitenden Mittelwert der in Abb. 78 gezeigten Rohdaten erfolgen. Damit ergibt sich für den Verlauf der Phasen der Probe A2.1 das in Abb. 83 (a) dargestellte Ergebnis.

Darin ist zu beobachten, dass die Phasen zu Beginn des Versuchs für die Erregerfrequenzen unterschiedliche Anfangswerte aufweisen. Werden diese Anfangswerte für jede Erregerfrequenz vom über der Lebensdauer ermittelten Phasenwert subtrahiert, so ergibt sich eine Phasenentwicklung, wie sie in Abb. 83 dargestellt ist.

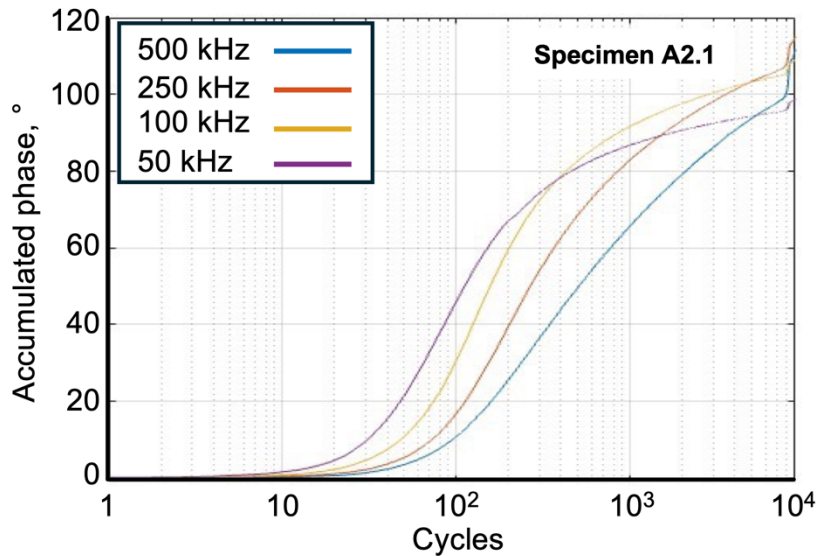


Abb. 82: Änderung der Phase der Wirbelstromimpedanz als Ergebnis des Hochintegrierens der in Abb. 81 dargestellten Änderung der Phase pro Lastspiel am Beispiel des Einstufenversuchs an der Probe A2.1 für $\varepsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$

Ein Vergleich mit Abb. 82 zeigt, dass diese Bilder identisch sind, womit nachgewiesen ist, dass die hier durchgeführten Mittelwertbildungen ihre Gültigkeit und Signifikanz hinsichtlich der weiterführenden Degradationsbetrachtungen des Werkstoffs haben.

Ein weiterer interessanter Kennwert des in Abb. 78 gezeigten Phasenbilds ist die Standardabweichung des streuenden Signals.

Auch dieses kann wie für den Mittelwert gleitend über der Zeit ausgewertet werden, was für den Fall der Probe A2.1 beispielhaft in Abb. 84 gezeigt ist. Dabei ist die generelle Zunahme der Standardabweichung in den etwa ersten 10 % der Lebensdauer zu beobachten, die mit zunehmender Erregerfrequenz signifikanter wird. Die Ursachen für die Oszillationen, insbesondere bei den niedrigen Erregerfrequenzen, wie auch der ausgeprägte Knick bei der Frequenz 50 kHz konnten bisher nicht ermittelt werden. Es sei jedoch angemerkt, dass die unterschiedlichen Erregerfrequenzen gemäß Gl. 20 zu verschiedenen Tiefenwirkungen führen und diese Tiefenwirkung bei den gewählten Frequenzen sich um etwa einen Faktor 3 unterscheiden.

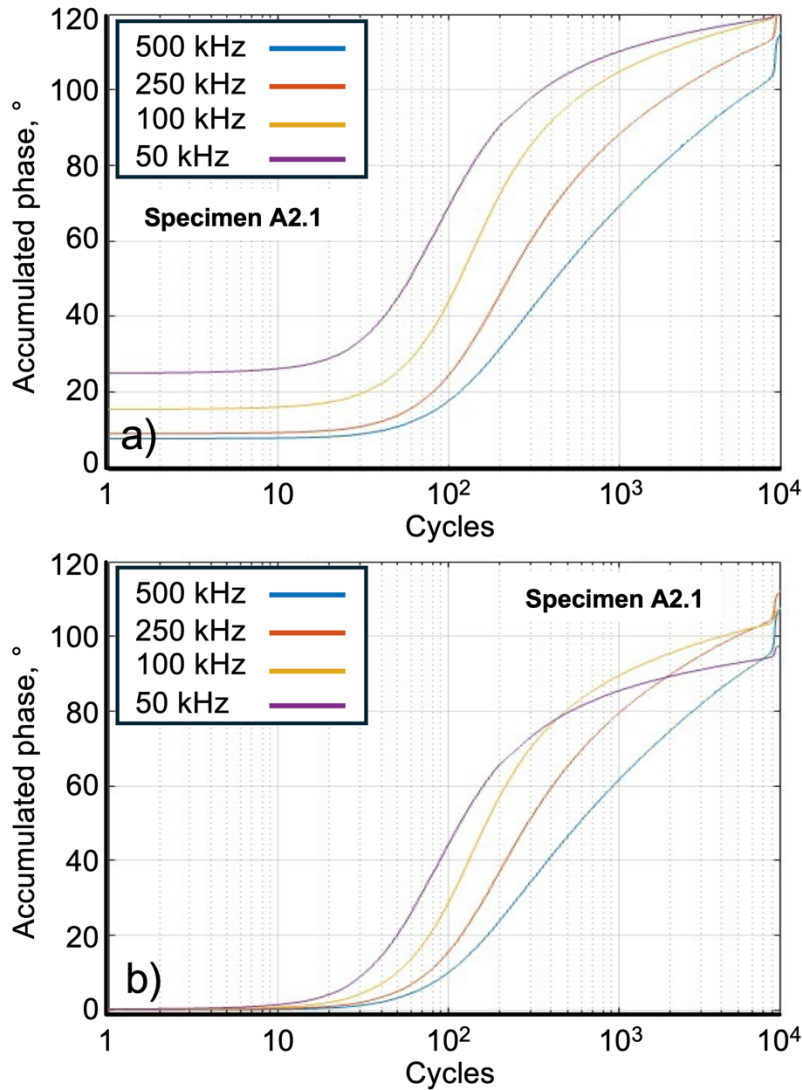


Abb. 83: Entwicklung der Phase der Wirbelstromimpedanz über der Lebensdauer am Beispiel der Probe A2.1, $\varepsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ ermittelt als gleitender Mittelwert aus den Rohdaten (a) und reduziert um die Anfangswerte (b)

Die soweit dargestellten Ergebnisse zur Analyse der Wirbelstromimpedanz beziehen sich auf das ursprünglich analysierte Stangenmaterial. In MibaLeb Phase II lag der Fokus jedoch auf den Rohrsegmenten. Dieses Material wurde ebenfalls mit Wirbelstrom analysiert, wobei beispielhaft die Ergebnisse für die Probe D4 hier vorgestellt werden. In Abb. 85 wird analog zu Abb. 78 die gemessene Phase der Wirbelstromimpedanz über der Lebensdauer gezeigt. Verglichen mit Abb. 78 ist das Verhalten hier leicht differenziert.

Der Anstieg der Phase über der Lebensdauer ist nach einer kurzen Inkubationszeit relativ konstant. Die Streuung des Signals nimmt auch hier mit zunehmender Lebensdauer zu. Die Differenzierung der Ergebnisse zwischen den Erregerfrequenzen 50 und 100 kHz einerseits und 250 und 500 kHz andererseits ist sehr deutlich ausgeprägt.

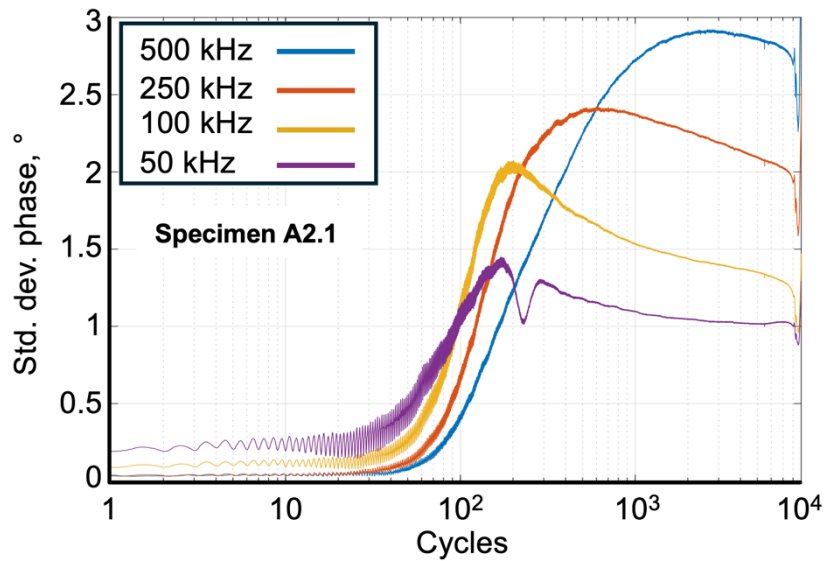


Abb. 84: Änderung der Standardabweichung des streuenden Signals der Phase der Wirbelstromimpedanz über der Lebensdauer am Beispiel der Probe A2.1, $\varepsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ ermittelt als gleitender Mittelwert aus den Rohdaten

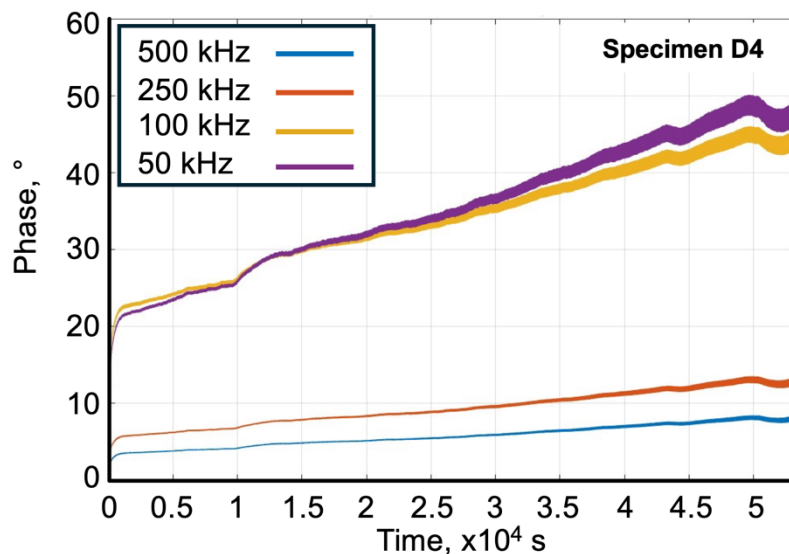


Abb. 85: Entwicklung der Phase der Wirbelstromimpedanz über der Lebensdauer am Beispiel des Versuchs D4, $\varepsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$

Die Auswertung nach der Änderung der Phase der Wirbelstromimpedanz pro Lastspiel in Abhängigkeit von der Lebensdauer ist in Abb. 86 dargestellt. Im Gegensatz zum Stangenmaterial ist bei dem Rohrmaterial die Streuung bei der Erregerfrequenz von 50 kHz am höchsten. Auch wenn der Unterschied zum Stangenmaterial bei halb-logarithmischer Darstellung (vgl. Abb. 81) unterschiedlich erscheint, so sind die generellen Werte doch überwiegend sehr ähnlich.

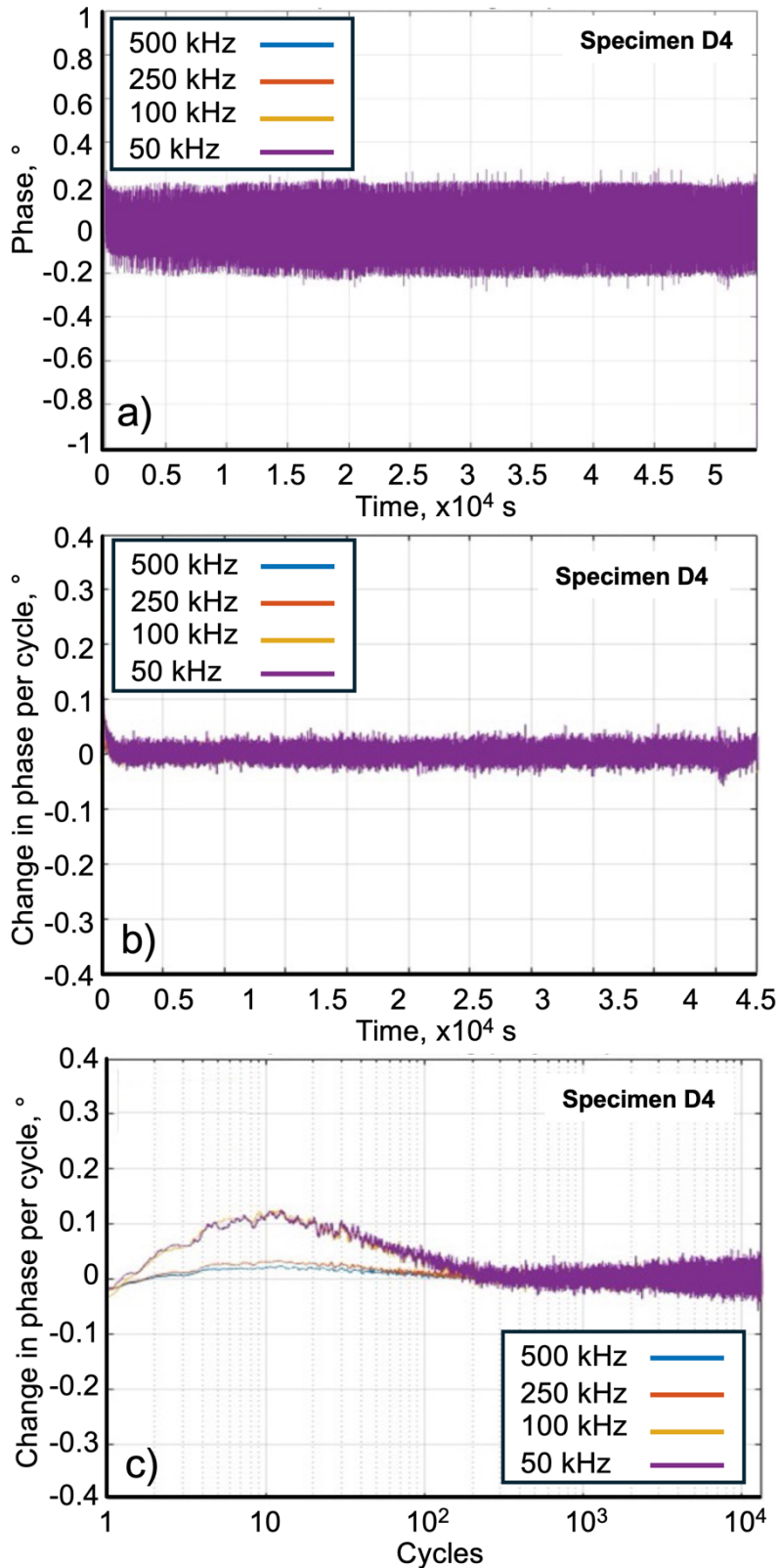


Abb. 86: Änderung der Phase der Wirbelstromimpedanz pro Lastspiel bei Probe D4, $\varepsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$: ermittelte Messwerte (a), gleitender Mittelwert in linearem Maßstab (b) und in halb-logarithmischem Maßstab (c)

Abb. 87 zeigt analog zu Abb. 83 die Entwicklung der Phase der Wirbelstromimpedanz über der Lebensdauer als Ergebnis eines gleitenden Mittelwerts wie auch die Änderung dieser Phase von einem Nullwert ausgehend als Ergebnis der Integration der Phasenänderung pro Lastspiel.

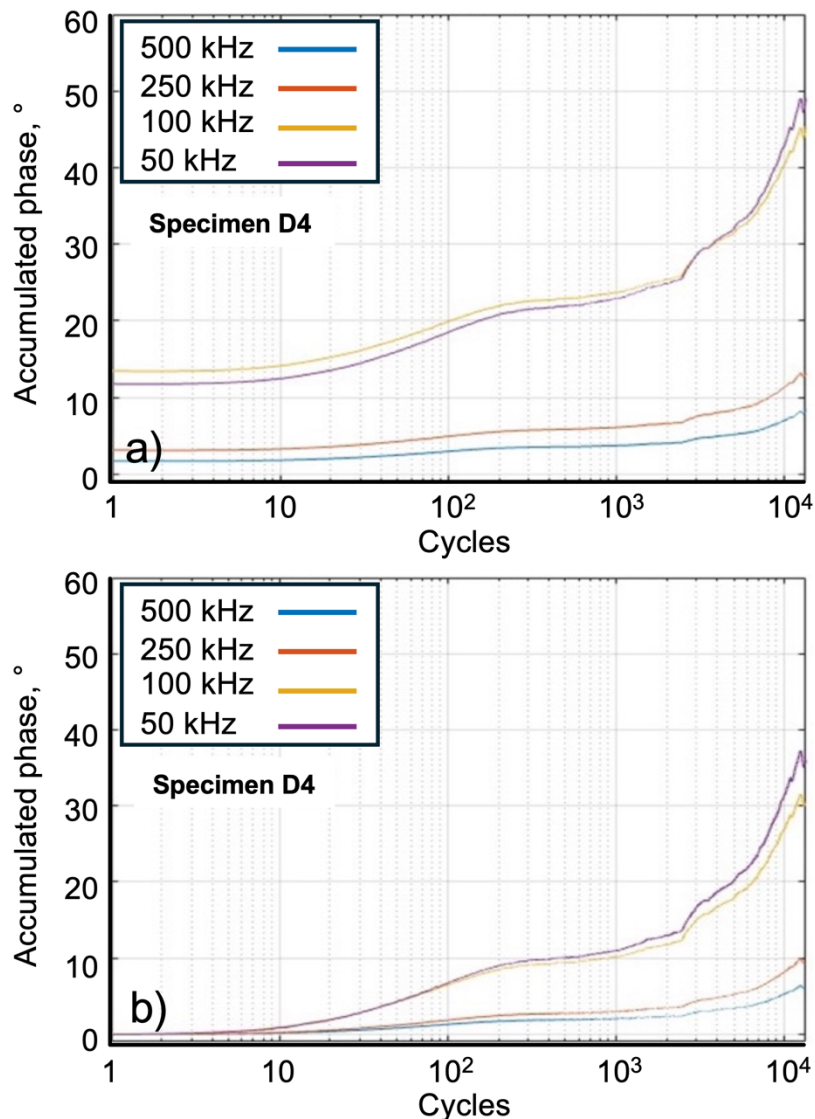


Abb. 87: Entwicklung der Phase der Wirbelstromimpedanz über der Lebensdauer für Versuch D4, $\varepsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ ermittelt aus gleitendem Mittelwert der Rohdaten (a) und Integration der Phasenänderung pro Lastspiel (b)

Es ist auch hier im Vergleich zu den in Abb. 85 dargestellten Rohdaten festzustellen, dass die Glättung der Daten keinen negativen Einfluss auf das daraus rückgerechnete Ergebnis hat.

Abb. 88 zeigt schließlich die Entwicklung der Standardabweichung der Phase der Wirbelstromimpedanz über der Lebensdauer. Diese ist bei dem Rohrmaterial gegenüber Stangenmaterial deutlich geringer und zeigt eine deutlich andere Entwicklung. Diese

deutlichen Unterschiede in den Signalantworten sind ein deutliches Indiz über die Sensitivität der Wirbelstromprüfung. Den Ursachen der aufgezeigten Differenzen sollte in nachfolgenden Forschungsaktivitäten nachgegangen werden. Die an den übrigen Proben erzielten Ergebnisse sind im Anhang zu finden.

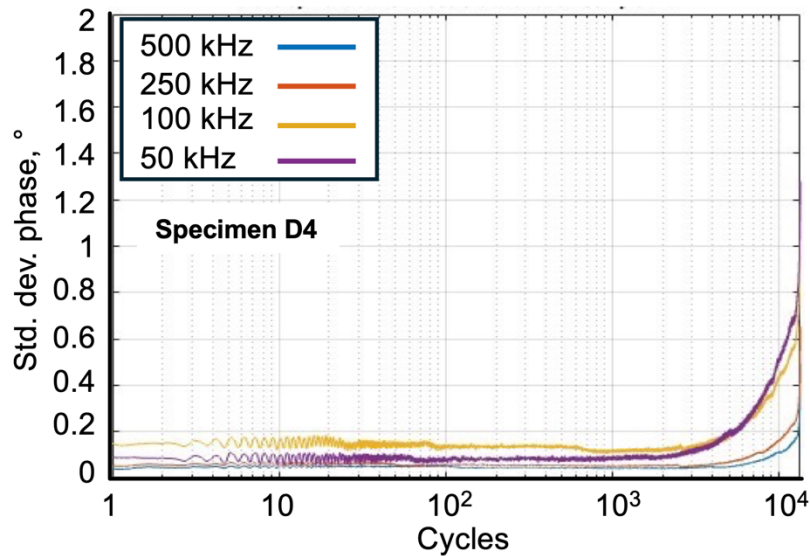


Abb. 88: Entwicklung der Streuung der Phase der Wirbelstromimpedanz über der Lebensdauer für Versuch D4, $\epsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$

Bei den erzielten Ergebnissen stellt sich im Weiteren die Frage, wie z. B. möglicherweise die Wirbelstromprüfung zur Bestimmung des Degradationszustands von alternder Infrastruktur genutzt werden kann. Dazu muss einerseits die Messgröße gut messbar sein und sich diese andererseits über der Lebensdauer kontinuierlich wie auch charakteristisch verändern. Dies scheint z. B. für die Phase der Wirbelstromimpedanz erfüllt zu sein. Unbekannt ist aber noch der Einfluss des Ausgangswerts der Phase zu Beginn der Lebensdauer, also die Phase im nicht-degradierten Zustand. Um auch diese Unbekannte im Evaluierungsprozess zu eliminieren, was im Zusammenhang mit der Zustandsbestimmung eines Werkstoffs oder Bauteils mit unbekannter Belastungsvorgeschichte wichtig ist, werden nur der Mittelwert der Messwerte pro Lastspiel der Phase der Wirbelstromimpedanz genommen und dieser im Bezug zu der sich ergebenden Standardabweichung gesetzt. Dies ist für die in MibaLeb Phase II durchgeführten ESV erfolgt, wobei zwei Ergebnisse nachstehend beschrieben werden.

Abb. 89 zeigt das Ergebnis der Probe A2.1, die dem Stangenmaterial entnommen wurde. Interessant ist das recht kontinuierliche und von Störgrößen quasi-freie Signal, das grob in drei Abschnitte eingeteilt werden kann. Ein erster mehr diskontinuierlicher Abschnitt zeigt sich bis ca. 500 Lastspiele, der dem Bereich intensiver Versetzungsbe-

wegungen zugeordnet werden kann. Dem folgt bis ca. 8000 Lastspiele ein sehr kontinuierlicher Abschnitt, in dem die plastischen Verformungen dominieren. Abschließend wird das Verhalten wieder mehr diskontinuierlich, was der Dominanz eines wachsenden Makrorisses in der Probe zugeordnet werden kann.

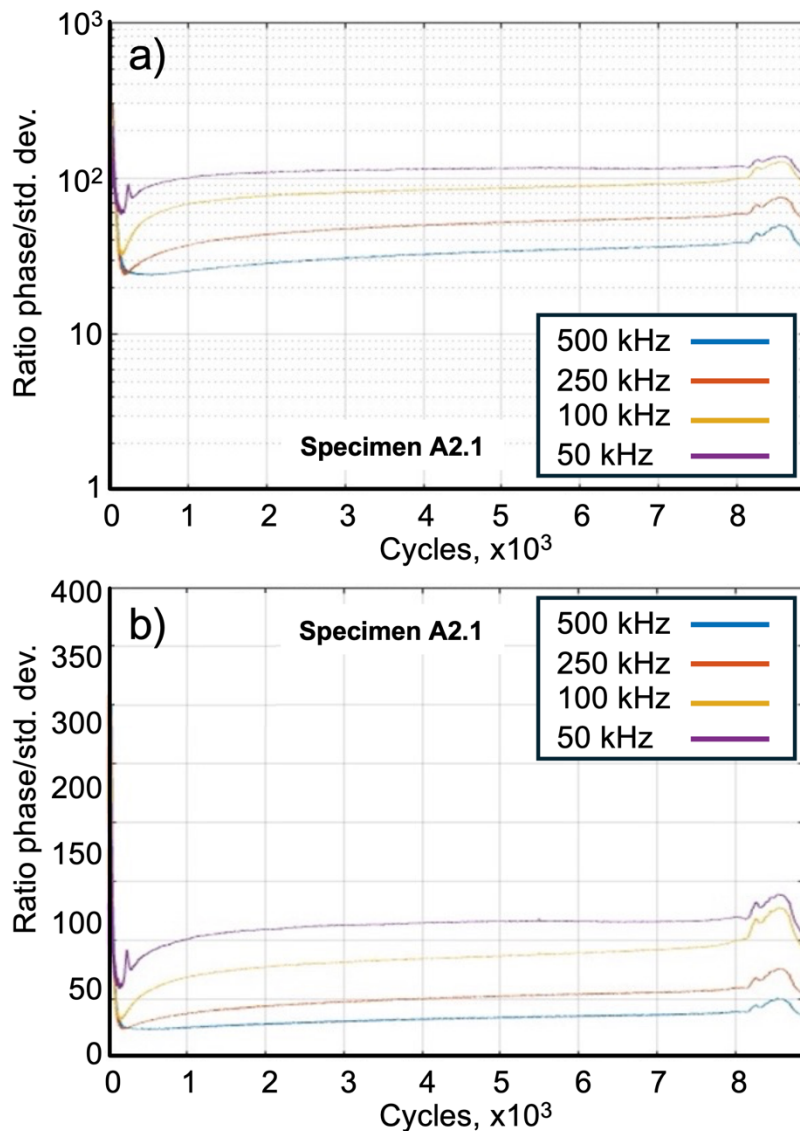


Abb. 89: Entwicklung des Verhältnisses Mittelwert zu Standardabweichung der Messwerte der Phase der Wirbelstromimpedanz pro Lastspiel am Beispiel der Probe A2.1, $\varepsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ halb-logarithmisch (a) und linear (b) dargestellt

Das Ergebnis für das Rohrmaterial zeigt am Beispiel der Probe D4 Abb. 90. Hier weisen die Ergebnisse in der ersten Lebensdauerhälfte im Vergleich zum Stangenmaterial eine deutlich größere Streuung auf, die sich allerdings in der zweiten Lebensdauerhälfte signifikant verringert. Auch nimmt das Verhältnis von Mittelwert zu Streuung im Gegensatz zum Stangenmaterial mit zunehmender Lebensdauer ab. Die drei zuvor identifizierten

Abschnitte, (i) Kumulation der Versetzungen, (ii) plastische Verformung und (iii) Wachstum eines Makrorisses, können auch hier differenziert werden.

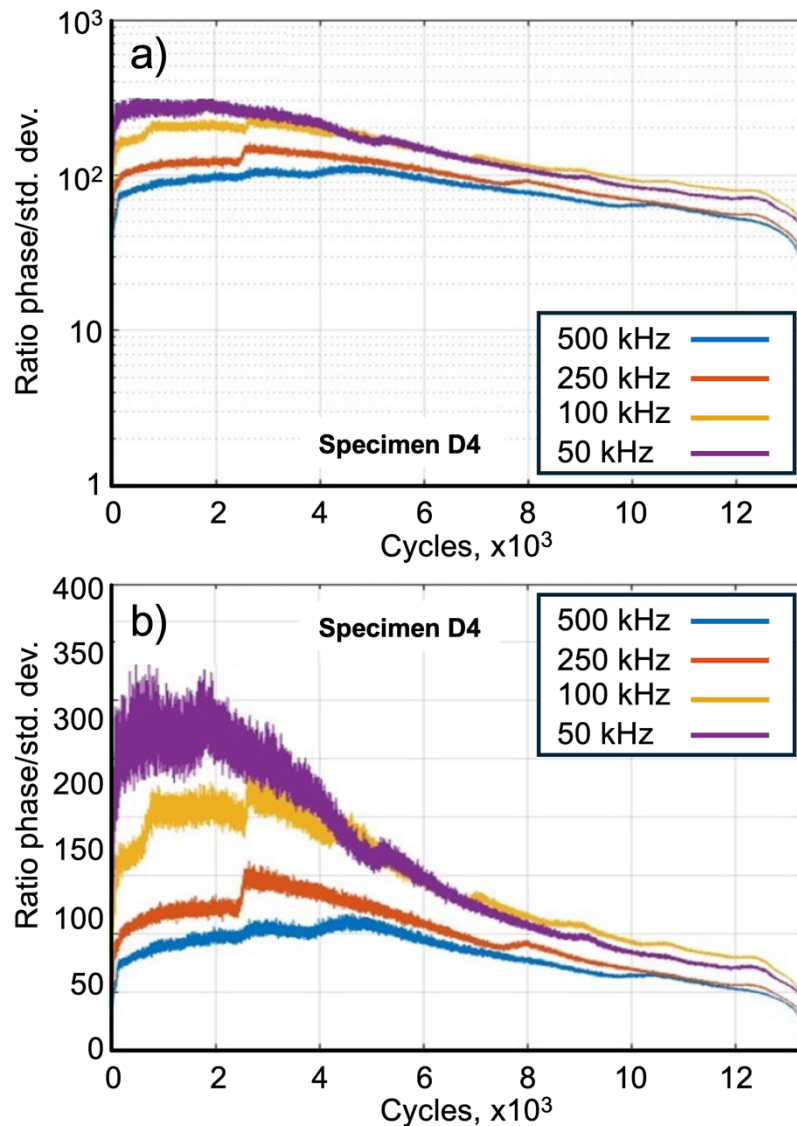


Abb. 90: Entwicklung des Verhältnisses Mittelwert zu Standardabweichung der Messwerte der Phase der Wirbelstromimpedanz pro Lastspiel am Beispiel der Probe D4, $\varepsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ halb-logarithmisch (a) und linear (b) dargestellt.

Die Ergebnisse der übrigen betrachteten Versuche sind im Anhang zu finden. Hinsichtlich Bestimmung von Restlebensdauern kann die hier beschriebene Vorgehensweise eine Möglichkeit dergestalt bieten, dass die Kennwerte mit der Wirbelstromtechnik z. B. an einem Bauteil ermittelt werden und dann mit Daten, wie sie in Abb. 89 und Abb. 90 als Referenzdaten eines Werkstoffs dargestellt sind, in Bezug gesetzt werden, um daraus schließlich eine Restlebensdauer zu bestimmen. Dies mag Aufgabe für zukünftige F&E-Tätigkeiten sein.

Abschließend sei auch noch darauf hingewiesen, dass aufgrund der Sensitivität des Wirbelstroms auch Einflüsse aus Temperatur und sonstigen elektromagnetischen Interferenzen zu beachten und zu minimieren sind, weil sie generell nicht ausgeschlossen werden können.

2.1.6 Data Mining und International Fatigue Database

Data Mining

Die Sensorik zur Erfassung der Werkstoffzustände in den verschiedenen Experimenten ist vielfältig und demzufolge auch mit großen Datenmengen verbunden. Daher erfolgte die Aus- und Bewertung der Daten bei der GRS mit künstlichen neuronalen Netzen (KNN). Einher mit den KNN geht auch die Frage der Sensorfusion bzw. der Informationsfusion, was auch hier untersucht wurde. Es wurden mit dem TensorFlow-Paket die Sensordaten ausgewählter Versuche untersucht. Die mit diesen Werkzeugen aus dem Datenstrom extrahierten Informationen wurden dann Werkstoffinformationen aus den vielfältigen in MibaLeb I und II durchgeführten Experimenten gegenübergestellt, aus denen wiederum signifikante Parameter abgeleitet wurden.

Der Ansatz des Maschinellen Lernens wird verwendet, um die Ermüdungsschädigung (in Form eines Palmgren-Miner-Parameters) anhand der Charakteristiken von zyklischen elektrischen Widerstandsmessungen vorherzusagen. Als Konsequenz ergibt sich ein Kurzzeitverfahren das mittels (im Beispiel) vier ESV und einem DSV in der Lage ist, eine Wöhlerlinie vorherzusagen. Die Genauigkeit der Vorhersage, festgemacht am Vergleich mit Auslegungskurve und StrainLife-Ansatz, ist beim ersten Demonstrationsfall eher gering, aber dennoch gelingt es, die Schritte des Verfahrens umzusetzen. Technische Details sowie eine detaillierte Darstellung der erzielten Ergebnisse sind in dem Abschlussbericht zum Vorhaben RS1594E dokumentiert [Hec23].

Im Zuge der Diskussion des Ansatzes und der Ergebnisse konnten zahlreiche Verbesserungsmöglichkeiten identifiziert werden:

- Die gewählten Anwendungsbeispiele bei erhöhter Temperatur sind durch störende Einflüsse des Ofens möglicherweise verfälscht; Versuchsergebnisse bei Raumtemperatur könnten bessere Ergebnisse liefern.
- Der gewählte Ansatz für die Struktur des neuronalen Netzes wurde nicht auf Verbesserungen und gute Praxis hin untersucht; ein verbesserter Ansatz birgt daher das Potential erheblicher Genauigkeitssteigerungen.

- Die elektrische Widerstandsmessung zeigt sich für diese Form der Auswertung nicht sensitiv auf die ersten ca. 60 % der Ermüdungsschädigung. Alternative Instrumentierungen sind hier besser geeignet.
- Gemäß dem werkstoffmechanischen Verständnis läuft die Schädigung durch die Wechselbeanspruchung in verschiedenen Phasen ab, die jeweils eine Signatur in den ZfP-Signalen hinterlassen könnten. Die Suche nach diesen Signaturen ist noch offen.

Insgesamt ist der Data-Mining-Ansatz vielversprechend, die vorgeschlagenen Verbesserungsmaßnahmen sollen im Rahmen von Aktivitäten fortgesetzt werden, die sich auf das Kurzzeitverfahren mit KI konzentrieren.

International Fatigue Database

Im Rahmen der angestrebten Teilnahme am „International Fatigue Database Agreement in Support of Nuclear Energy Safety“ (IFD) zur Unterstützung der nuklearen Sicherheit erhielt die MPA ein Excel-Template, das für den Austausch der Versuchsdaten von Ermüdungsversuchen in Mediumsbedingungen bestimmt ist. In Abstimmung mit der GRS konnten hiermit erste Versuchsdaten aus Vorgängerprojekten bereitgestellt werden. In einer anschließenden Onlinebesprechung erfolgte ein Austausch von Verbesserungsvorschlägen des Excel-Templates.

Das zur Verfügung gestellte Template ist u. a. für den Austausch von Hohlermüdungsproben in Mediumsbedingungen ausgelegt. Grund hierfür ist mutmaßlich der Umstand, dass der Einfluss von Hochtemperaturwasser (HTW) für internationale Werkstoffe wie AISI 304 oder 316 vor allem in Japan und den USA untersucht wurde. Dort werden, von den an der IDF teilnehmenden Institutionen, vorwiegend Hohlermüdungsproben zu Kennwertermittlung eingesetzt. Die Excel-Vorlage zum Datenaustausch berücksichtigen Messungen mit Extensometer im Versuchsmedium. Auswertungen von Versuchen mit Proben [Cho18], [Kan97], [Tsu01], [Tsu00] an der MPA zeigen, dass bei dieser Versuchskonfiguration Kontaktkorrosion am Extensometer-Proben-Interface auftreten kann, was zu Fehlern bei der Messung führt. An der MPA wurde eine Prüfkonzept entwickelt, bei dem bei Mediumsversuchen mit HTW im Autoklav keine Extensometermessung im Medium erfolgt, sondern eine Korrelationsfunktion ermittelt wird, mit welcher auf die Dehnung in der Prüfstrecke der Probe zurück gerechnet wird. Hierdurch werden unter anderem Messfehler durch Kontaktkorrosion vermieden, wie von [Kam20], [Vei24] beschrieben. Für den Upload der Daten wurde das Excel-Template um das Versuchskonzept der MPA erweitert.

Sowohl die GRS als auch die MPA nahmen an der Eröffnungsveranstaltung online teil. Die erste Unterzeichnung für die Zusammenarbeit in der IFD war Teilnehmern des EU-Projekt-Konsortiums sowie amerikanischen und japanischen Aufsichtsbehörden vorbehalten. Sechs Monate nach Unterzeichnung durch die initialen Partner ist vorgesehen, nach einer Vorbereitungsphase weiteren Teilnehmern die Mitarbeit an der IFD zu ermöglichen. Das Ziel einer Mitarbeit wird von der MPA, über die Laufzeit des Projekts Mibaleb II hinaus, weiterhin verfolgt.

2.2 Erweiterte Verfahrensweise zur Bestimmung der verbleibenden Einsatzdauer von Komponenten der nuklearen Anlagentechnik

2.2.1 Beanspruchung von Rohrleitungskomponenten im FSI-Kreislauf

Im Rahmen des MibaLeb II-Vorhabens sollte ein Rohrstück unter realistischen Bedingungen thermisch beaufschlagt werden, wobei eine nennenswerte Ermüdungsschädigung durch Wechsellasten entstehen sollte.

An den gefertigten Rohrsegmenten, die aus dem von der RWE Power AG zur Verfügung gestellten Rohrstück hergestellt wurden, wurden Thermoelemente appliziert (siehe Abb. 91). Nach Einbau in den Fluid-Struktur-Interaktion (FSI)-Kreislauf der MPA (siehe Abb. 92) wurden die Rohrsegmente praxisrelevanten Beanspruchungsparametern hinsichtlich Druck und Temperatur ausgesetzt.

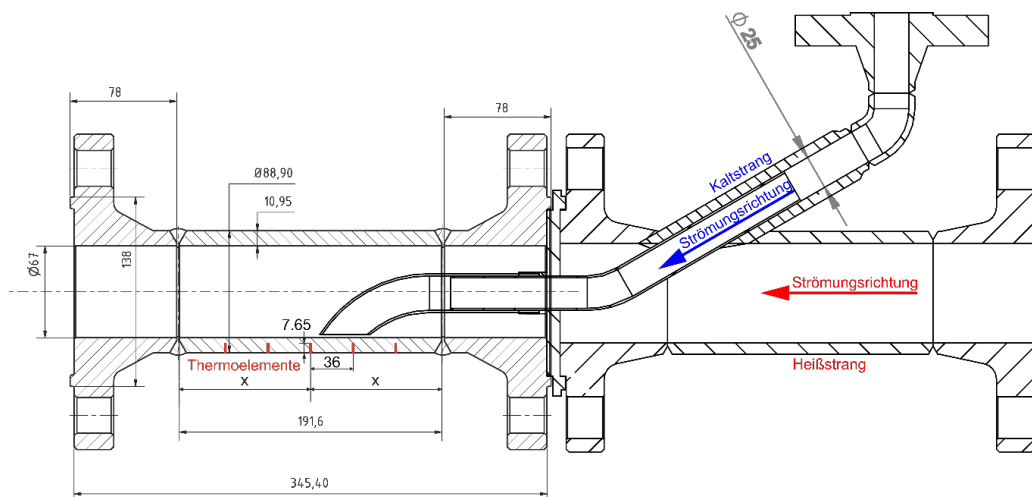


Abb. 91: Technische Zeichnung des Rohrsegments mit Positionen der Mantelthermoelemente und der Kaltwassereinspeisung

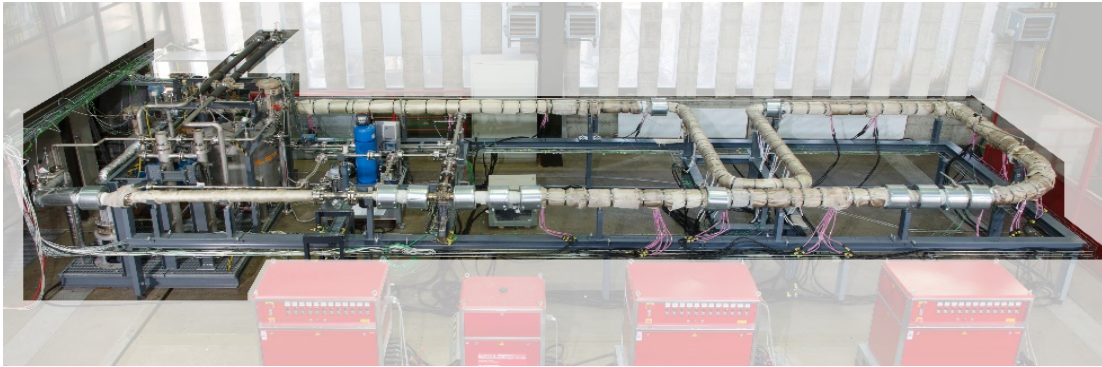


Abb. 92: FSI-Kreislauf der MPA Stuttgart nach [Swa22]

Der Prüfbetrieb wurde gemäß der Planung des LZfPQ unterbrochen, um Messungen an den ausgebauten Rohrsegmenten durchzuführen. Anschließend erfolgte die Remontage in den FSI-Kreislauf, um die thermozyklische Beanspruchung fortzusetzen.

Transiente Temperaturverläufe wurden mittels Kaltwassereinspeisung im Kreislauf realisiert. Dabei wurde über ein Innenrohr (Hutze) in definierten Zeiträumen kaltes Wasser in den Kreislauf eingespeist und insbesondere direkt an die Innenseite der Rohrwand geleitet (siehe Abb. 91). Definierte thermische Transienten stellten betriebsnahe Beanspruchungen in der Komponente dar, die zur Ermüdung bzw. Schädigung des Werkstoffs führten. Während der Versuche zirkulierte ein Massenstrom von 560 g/s mit der Temperatur $275 \pm 5 \text{ °C}$ im Heißstrang des FSI-Kreislaufs. Mittels eines 3-2-Wege-Ventils wurde mit einer Periodendauer von 60 s für 30 s kaltes Wasser bei 16 bis 20 °C mit 200 g/s auf die Innenoberfläche des zu prüfenden Rohrleitungsmoduls eingespeist. Die entsprechenden Temperaturlastspiele sind in Abb. 93 gezeigt.

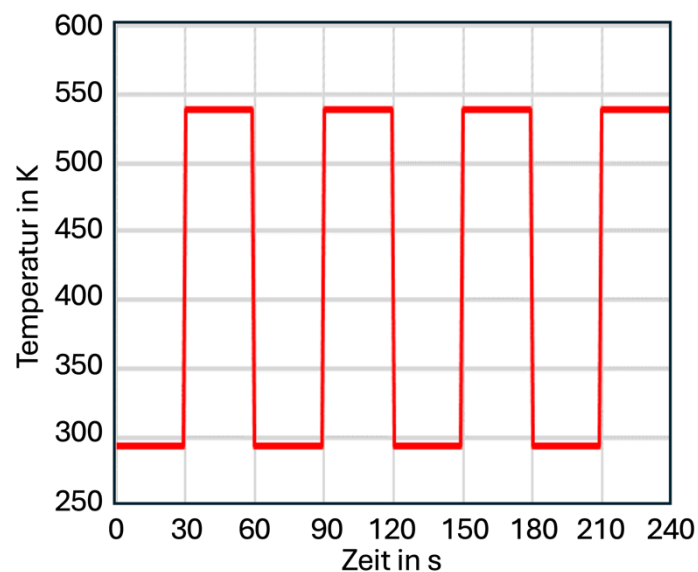


Abb. 93: Thermische Wechsellast der Ermüdungsversuche im FSI-Kreislauf

Aufgrund mehrerer Defekte an der Anlage mussten diverse Komponenten, wie etwa die Druckerhöhungspumpe und das Druckregelventil, repariert und gewartet werden. Der Ausfall der Umwälzpumpe mit Lieferzeiten von einem Jahr für Neubeschaffungen und einem halben Jahr Instandsetzungsdauer führte zu deutlichen Abweichungen vom Zeitplan. Die Verzögerungen führten letztendlich zur Reduktion der Versuche an Rohrleitungskomponenten. Die zeitliche Entwicklung der Lastspielzahlen für Modul 1 sind in *Abb. 94* dargestellt.

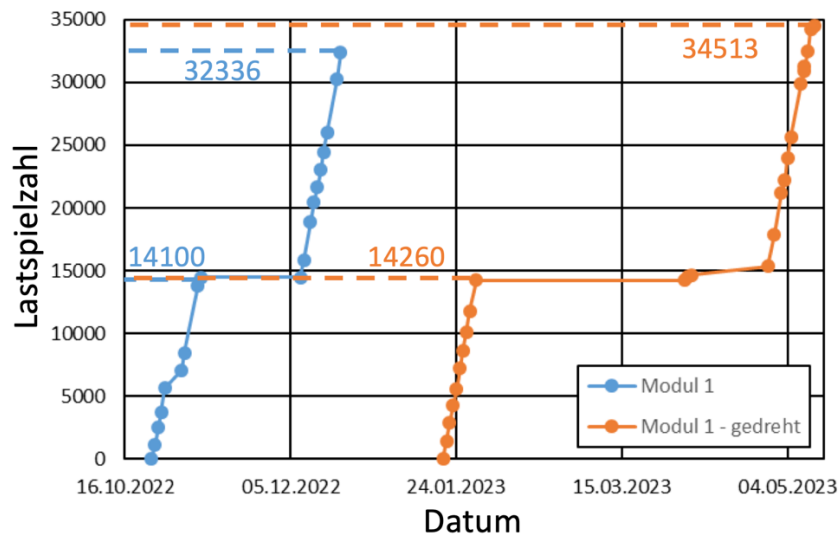


Abb. 94: Lastspielzahl über der Prüfzeit für Modul 1

Während der Versuche wurde ein Rohrsegment in zwei Ausrichtungen untersucht, indem das Rohrsegment um 180° um seine Längsachse gedreht wurde (siehe *Tab. 14*).

Tab. 14: Übersicht zu den Versuchen am FSI-Kreislauf

Probenbezeichnung	Solllast	Lastspiele
Modul 1	275 ± 5 °C / 16 bis 20 °C *	32336
Modul 1 gedreht um 180°	75 bar ** 560 g/s / 200 g/s 30 s / 30 s	34513
Modul 2	nicht geprüft aufgrund eines Schadens am FSI-Kreislauf	
* Sollwert, realer Temperaturverlauf aufgrund technischer Probleme siehe <i>Abb. 95</i>		
** Sollwert, Abweichungen für System-/Prüfdruck aufgrund technischer Probleme		

In *Abb. 94* sind Unterbrechungen bei 14100 bzw. 14260 Lastspielen zu erkennen. Im Laufe der Prüfphase mit gedrehtem Modul 1 kam es ab dem 23.01.2023 sukzessive zu einem Rückgang des angestrebten Drucks von 75 bar auf bis zu 70 bar am 05.04.2023.

tiale messen sind bisher nur zur Detektion von Rissen, nicht jedoch zur Werkstoffcharakterisierung im nicht gerissenen Zustand bekannt. Hinsichtlich Anwendung der Thermografie besteht die Einschränkung dahingehend, dass Temperaturänderungen in Abhängigkeit von der auftretenden Beanspruchung gemessen werden müssen. Dies ist im vorliegenden Fall nicht möglich, weil a) die höchst beanspruchten Bereiche des untersuchten Rohrsegments im Zustand der Beanspruchung für Messtechnik nicht zugänglich ist und b) ein ausreichend stabiles Temperaturverhalten gewährleistet sein muss, um die aufgrund der Ermüdungsbeanspruchung abgegebene Energie messen zu können. Dennoch darf das Potential der Thermografie hier nicht übersehen werden, denn praktisch sind auch thermografische Messungen möglich. Dazu müsste die Komponente in einem thermisch stabilen Zustand mechanisch belastet und das Temperaturfeld gemessen werden. Dies war jedoch im Rahmen des Projekts MibaLeb nicht möglich. Die verbleibende Möglichkeit an ZfP-Verfahren war die Anwendung der kommerziell erhältlichen Wirbelstromtechnik. Dies wurde ergänzt um Messungen mit der Magnetkraft. *Abb. 96* zeigt das beanspruchte Rohrsegment und die angewandte Messstrategie. Dabei wurde mit Wirbelstrom an der Außenseite des Rohres an drei Positionen in Längsrichtung gemessen und an 22 Positionen in Umfangsrichtung. Die 22 Positionen in Umfangsrichtung entsprechen hier auch den 22 Orten für die Probenentnahme der nachfolgend durchgeführten Ermüdungsversuche.

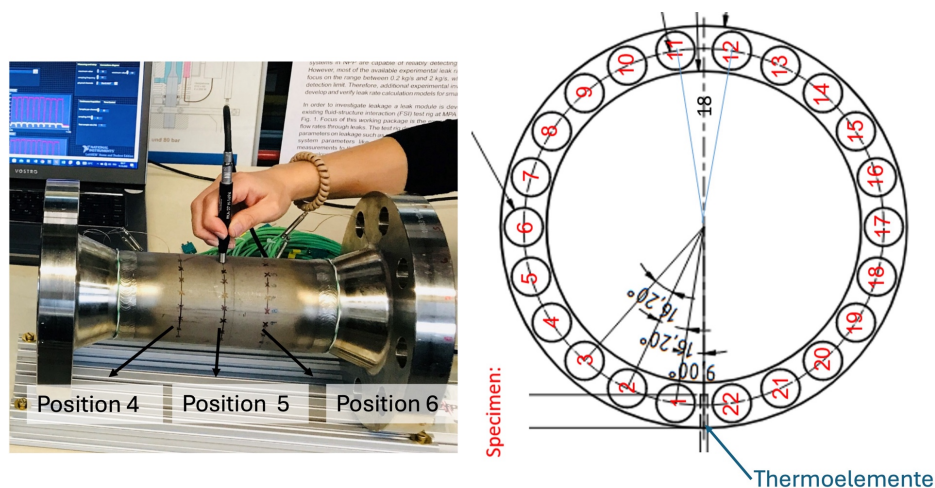


Abb. 96: Untersuchtetes Rohrsegment und gewählte Messpositionen in Längsrichtung (links) und Umfangsrichtung (rechts)

Hinsichtlich der durchgeführten und in *Abb. 97* dargestellten Magnetkraftmessung wurde ein Messarm entwickelt und hergestellt, an dessen Spitze die entsprechende Magnetsonde mit integriertem Kraftsensor angebracht wurde. Dieser Messarm wurde dann in das Rohrsegment eingeführt, so dass dieses an den entsprechenden Positionen von der Innenseite des Rohrsegments abgetastet werden konnte.

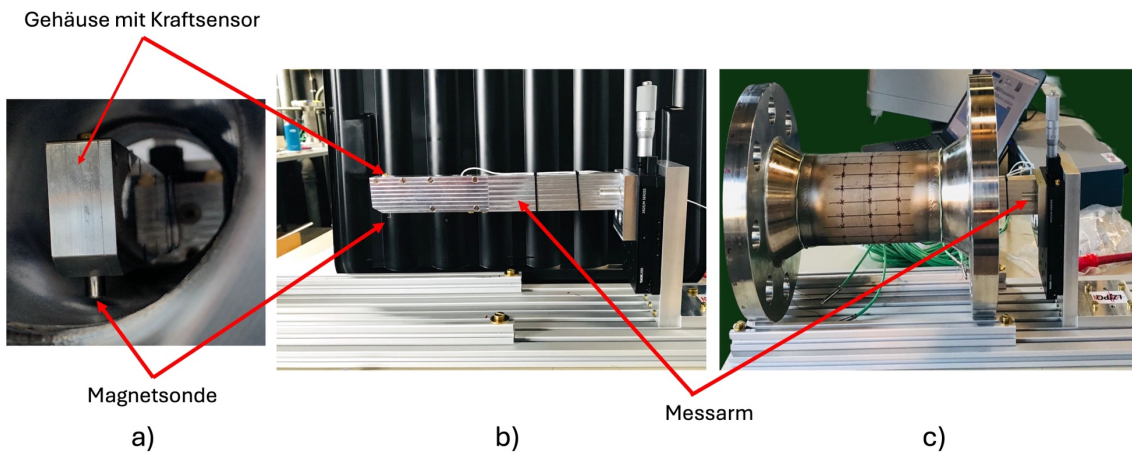


Abb. 97: Versuchsaufbau für die Magnetkraftmessung: a) Sensorkopf mit Magnetkopf und Gehäuse einschließlich integriertem Kraftsensor, b) Messarm, c) Messarm in Rohrsegment eingeführt

Die Versuche an dem Rohrsegment wurden so durchgeführt, dass das Rohrsegment in seinem angelieferten Zustand und dann nach einer bestimmten Anzahl von Lastspielen vermessen wurde. Dazu wurde das Rohrsegment jedes Mal aus dem Prüfstand aus- und danach wieder eingebaut. Nach der Ermittlung des Ausgangszustands erfolgten Messungen nach 14100, 32336, 45596 und 66849 Lastspielen. Nach 32336 Lastspielen wurde die Probe um 180° um ihre Längsachse gedreht, so dass die Oberseite des Rohrs nun der Unterseite und umgekehrt entsprach. Für jeden Messpunkt wurden 3 Messungen durchgeführt und davon jeweils Mittelwert und Streuung ermittelt. Abb. 98 zeigt daraus die für die verschiedenen Messungen ermittelten Streuungen.

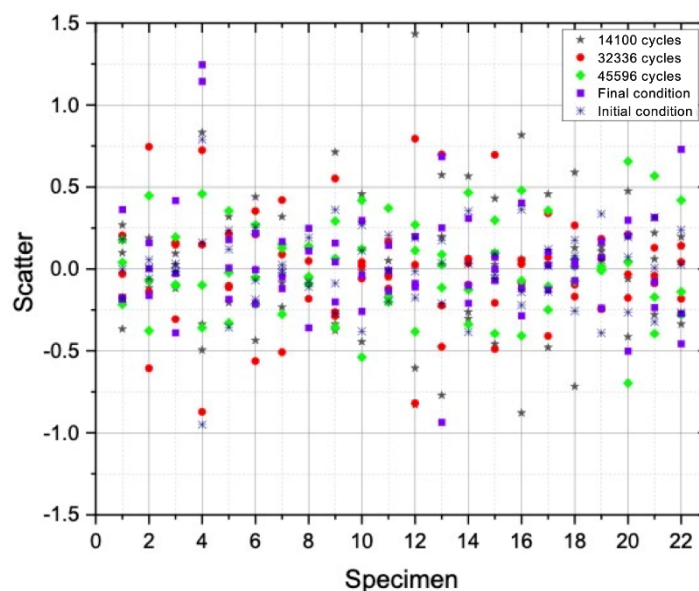


Abb. 98: Streuung der mit Wirbelstrom erhaltenen Messwerte an den verschiedenen Positionen des Rohrsegments und zu verschiedenen Zeitpunkten des Belastungsversuchs

Für die abgewinkelte Außenfläche des Rohrsegments ergeben sich für die unterschiedlichen Wirbelstrommessungen Bilder, wie sie in *Abb. 99* zusammenfassend dargestellt sind. Zur Beurteilung ist dabei erst einmal nur der qualitative Eindruck entscheidend. Aufgetragen sind hier die gemessenen Werte der Phase θ interpoliert zwischen den verschiedenen Messpunkten und dies bei identischer Skala. In vertikaler Richtung sind die Ergebnisse für unterschiedliche Erregerfrequenzen dargestellt. Bei einer Wanddicke von 10 mm erfolgt die Wirbelstromanregung entsprechend Gl. 20 über die gesamte Wanddicke. Allerdings ist dabei anzumerken, dass die Wirbelstromintensität über der Wanddicke mit exponentieller Funktion abnimmt. Aus diesem Grund wird mit einer niedrigeren Erregerfrequenz das Werkstoffvolumen stärker mit Wirbelstrom beaufschlagt als mit einer höheren. Vor diesem Hintergrund ergeben sich mit abnehmender Erregerfrequenz auch kontinuierlich abnehmende Phasenwerte, was mit dem exponentiell abklingenden Verhalten des Wirbelstroms erklärt werden kann.

Auch mit zunehmender Lastspielzahl nimmt der Phasenwert kontinuierlich ab, was darauf hinweist, dass eine Degradation des Werkstoffs messbar ist. Dies wird aus einem Vergleich der Einzelbilder *Abb. 100* in horizontaler Richtung offensichtlich. Um die aufgrund der Erregerfrequenz bei der Wirbelstrommessungen zu erzeugende Tiefenwirkung weitergehend zu erfassen, wurde bei den Messungen ab 32336 Lastspielen die Erregerfrequenz weiter erhöht, so dass die sich ergebende Skintiefe abnahm.

Die erzielten Ergebnisse sind im Vergleich zu den Ergebnissen mit der Erregerfrequenz 2 kHz in *Abb. 100* dargestellt. Der Unterschied zwischen den Messungen mit Erregerfrequenz 2 und 2,5 kHz liegt darin, dass eine neue Kalibriereinstellung bei diesem Übergang erforderlich ist, was auf die Sensitivität der Wirbelstrommessung hinweist und dass sie bisher hinsichtlich der hier aufgeworfenen Fragestellung zur Messung einer Werkstoffdegradation in einem noch nicht angerissenen Zustand noch wenig erforscht ist.

Ein wesentlicher Parameter zur Charakterisierung des Degradationszustands des Werkstoffs mit Hilfe von Wirbelstrom ist die Betrachtung der Phasendifferenz. Diese ist für die verschiedenen Prüfabschnitte und die verschiedenen unteren Prüffrequenzen, bei denen die Wirbelströme die gesamte Wanddicke durchdringen, in *Abb. 100* dargestellt. Es ist zu erkennen, dass die ermittelten Werte recht gering und innerhalb eines Größenordnungsbereichs von ca. $\pm 10^\circ$ liegen. Werden die Werte für die höheren Prüffrequenzen betrachtet zeigt sich, dass diese mit steigender Prüffrequenz und fallender Eindringtiefe abfallen. Dies macht bei einer Messung von der Rohraußenseite aus Sinn, weil die Rohrinneenseite aufgrund der Beanspruchung einen höheren Degradationsgrad aufweisen muss als die Rohraußenseite.

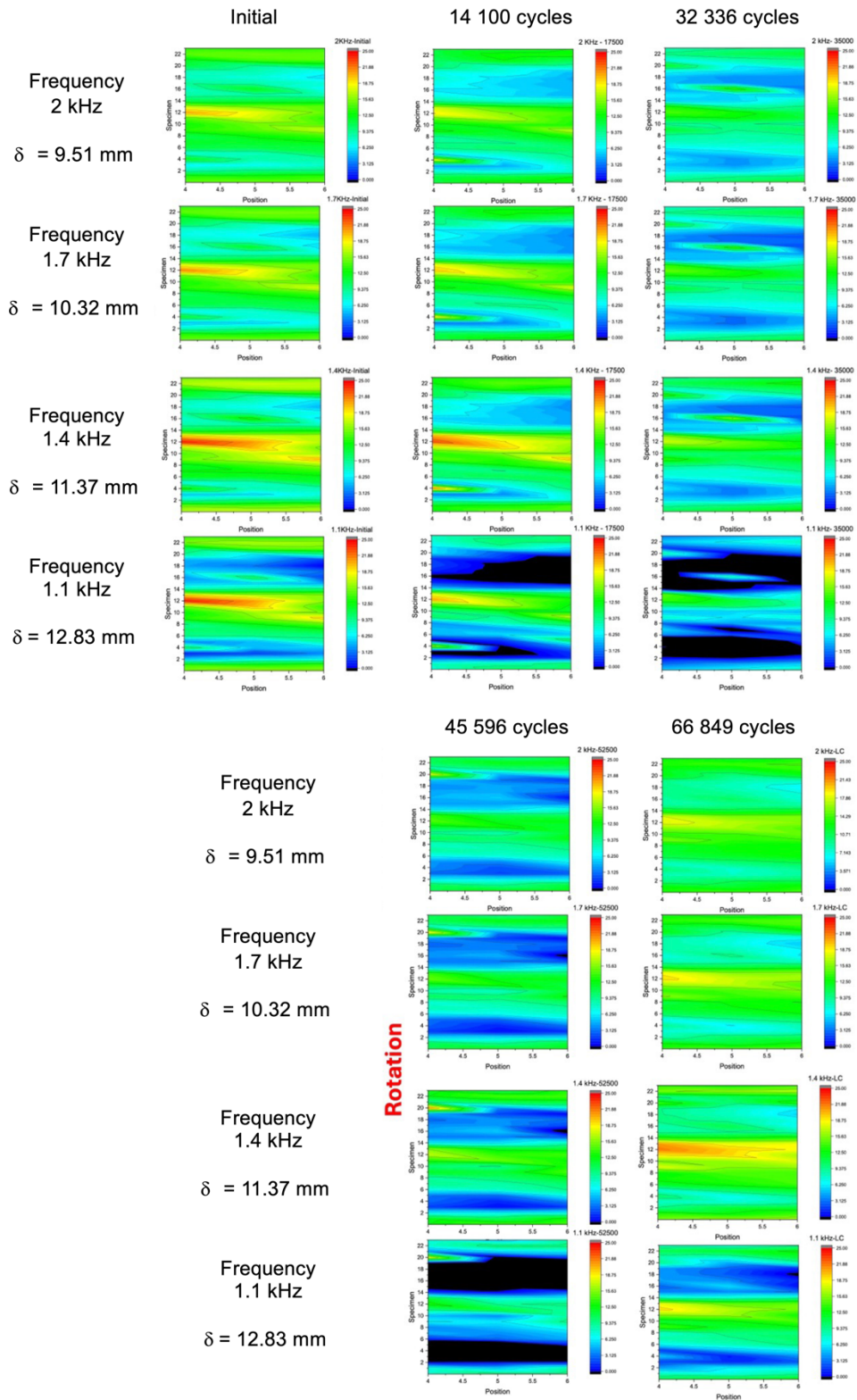


Abb. 99: Ergebnisse der Wirbelstrommessungen dargestellt als Phasenbilder der abgewinkelten Mantelfläche des Rohrsegments für verschiedene Erregerfrequenzen (vertikal) und nach einer zunehmenden Zahl von Lastspielen (horizontal), wobei die Skintiefe der Erregerfrequenz mindestens der Wanddicke entspricht

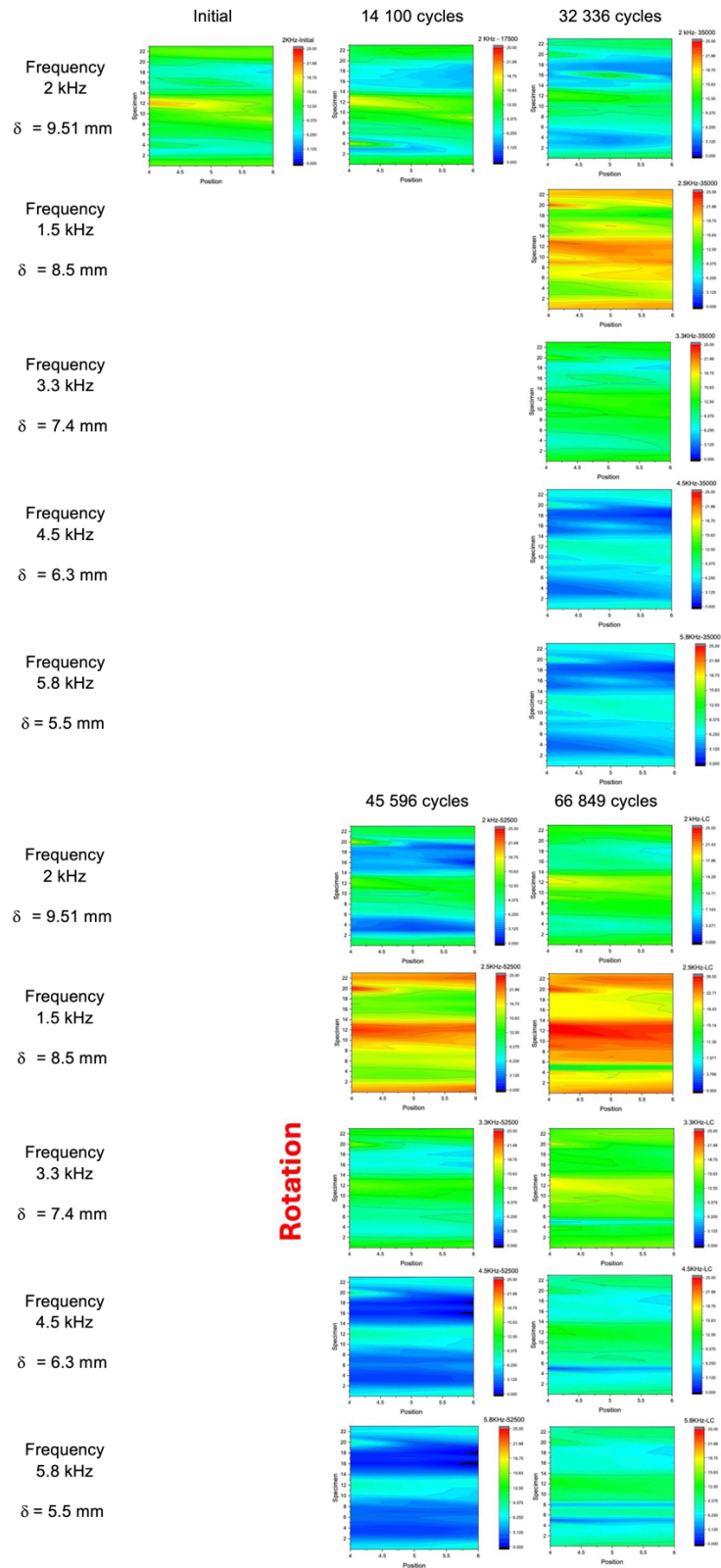


Abb. 100: Ergebnisse der Wirbelstrommessungen dargestellt als Phasenbilder der abgewinkelten Mantelfläche des Rohrsegments für verschiedene Erregerfrequenzen (vertikal) und nach einer zunehmenden Zahl von Lastspielen (horizontal), wobei die Skintiefe der Erregerfrequenz gleich oder kleiner der Wanddicke ist

Was den gemessenen Degradationsgrad des Rohrsegments an sich betrifft, so lohnt sich ein Vergleich mit den entsprechenden Werkstoffdaten, wie sie u. a. in *Abb. 101* dargestellt sind. Die hierin ermittelten Phasendifferenzen von ca. 10° zeigen, dass eine partielle aber noch geringe Degradation in einem bestimmten Bereich begonnen hat.

Abb. 101 zeigt für die Differenz der Phase der Wirbelstromimpedanz die Ergebnisse für das Intervall zwischen 32336 und 45596 Lastspielen für die verschiedenen Erregerfrequenzen.

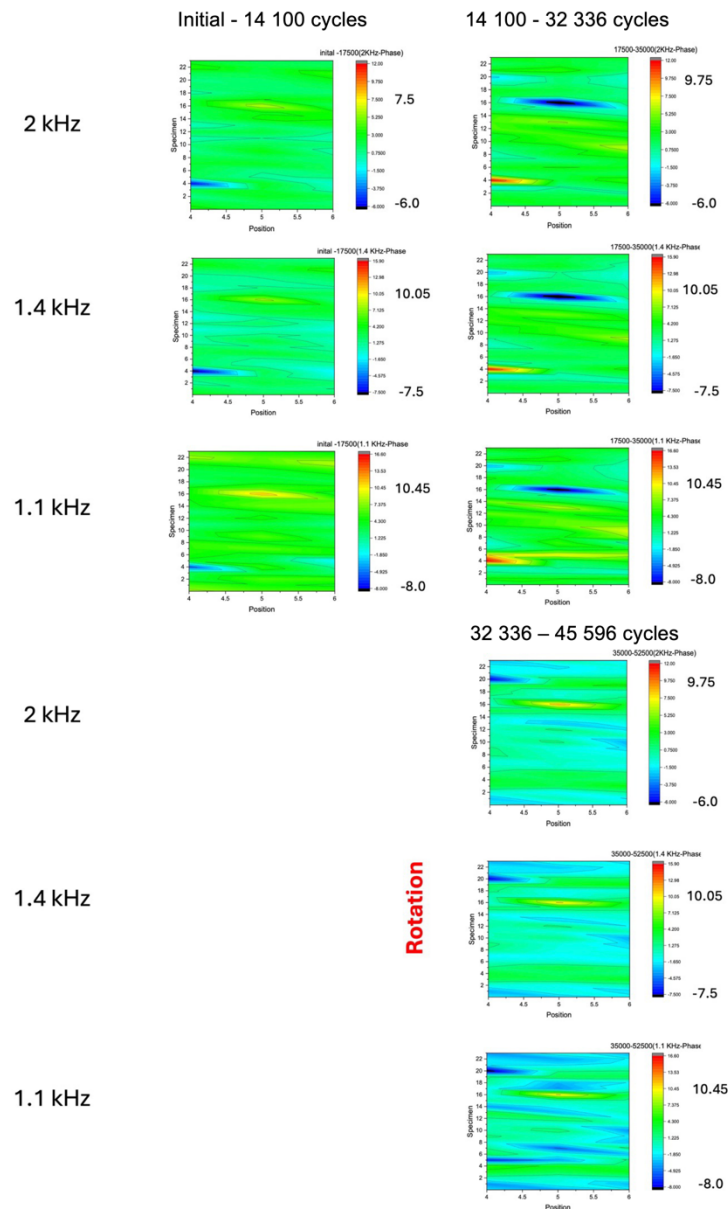


Abb. 101: Differenz der Phase der Wirbelstromimpedanz dargestellt als Phasenbilder der abgewickelten Mantelfläche des Rohrsegments für verschiedene Erregerfrequenzen (vertikal) und innerhalb von bestimmten Belastungsintervallen (horizontal), wobei die Skintiefe der Erregerfrequenz mindestens der Wanddicke entspricht

Für die Frequenzen ≤ 2 kHz sind die Bilder mit denen in *Abb. 102* identisch. Für die Frequenzen > 2 kHz nimmt die Phasendifferenz mit zunehmender Erregerfrequenz graduell ab, was damit zu erklären ist, dass der Werkstoff an den Außenwänden des Rohrsegments, wo auch die Wirbelstrommessungen gemacht wurden, durch die Beanspruchungen weniger geschädigt wurde als an den Innenwänden.

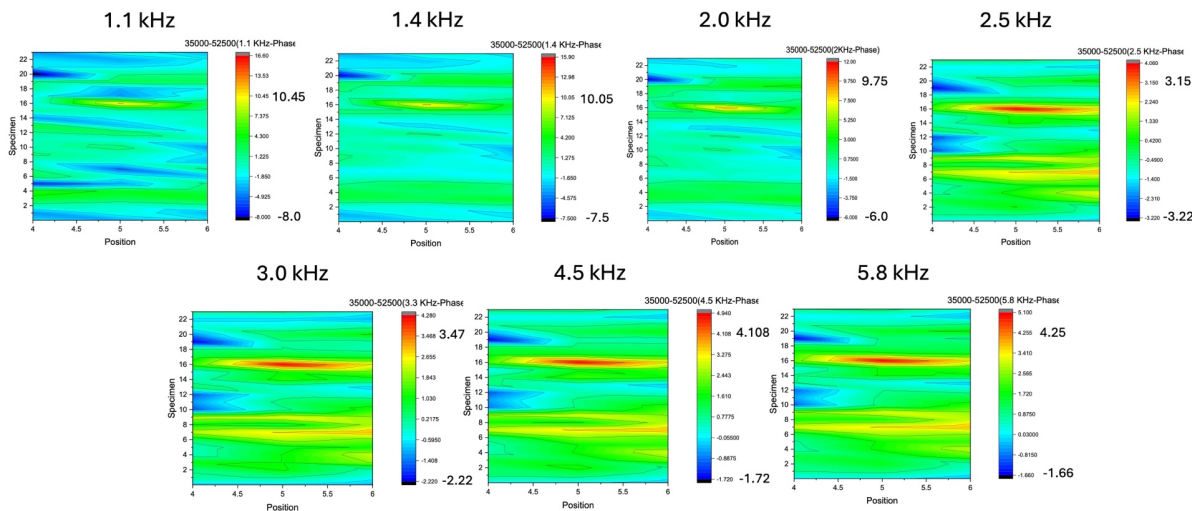


Abb. 102: Differenz der Phase der Wirbelstromimpedanz dargestellt als Phasenbilder der abgewickelten Mantelfläche des Rohrsegments für verschiedene Erregerfrequenzen für das Beanspruchungsintervall zwischen 32236 und 45596 Lastspielen

Darüber hinaus wurden die Komponentenversuche genutzt, um das freie Korrosionspotential als ex-situ-Charakterisierungsmethode zu untersuchen. Eine Schwierigkeit bestand darin, eine Messung auf der Rohrinneenseite zu ermöglichen. Die in *Abb. 103* gezeigte Zelle wurde entwickelt und während der Versuchsunterbrechungen appliziert. Durch den Spanmechanismus und die Abdichtung auf der Unterseite kann eine Elektrolytbenetzung der Rohrinnenoberfläche realisiert werden.

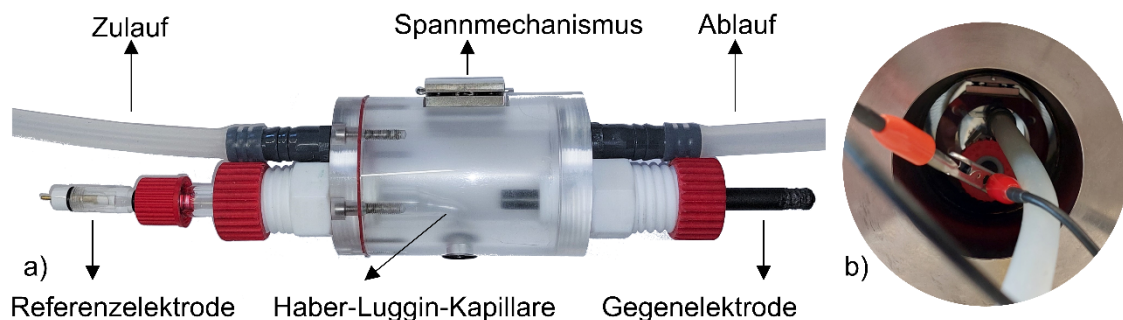


Abb. 103: Versuchsaufbau für die freie Korrosionspotentialmessung an Rohrkomponenten: a) Neu entwickelte Aufsatzmesszelle, b) Einbausituation in der Rohrkomponente

Der Aufbau entspricht prinzipiell dem, der in den Ermüdungsversuchen genutzt wurde. Es wurde ebenfalls der Potentiostat Gamry Interface 1000 in einem 3-Elektrodenaufbau verwendet. Unterschiede zum Ermüdungsversuch sind, dass die Rohrkomponente anstelle der Ermüdungsprobe als Arbeitselektrode geschaltet wird und die Benetzung durch die Aufsatzzelle nur lokal ermöglicht wird. Als Elektrolyt kam wieder destilliertes Wasser zum Einsatz. Aufgrund der Einbausituation kann der genaue Abstand der Kapillare zur Rohrrinnenwand jedoch nicht kontrolliert werden. Die erzielten Ergebnisse werden in *Abb. 104* gezeigt. Die dargestellten Messungen wurden stets in der Mitte der Längsachse auf der Umfangsposition der Thermoelemente durchgeführt.

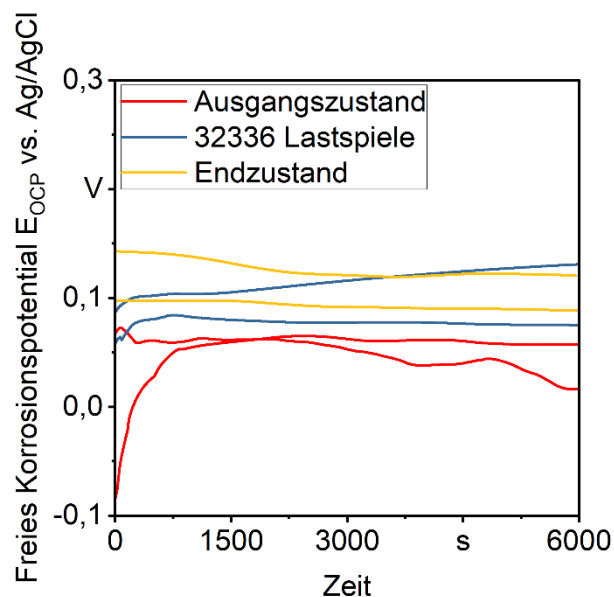


Abb. 104: Freie Korrosionspotentialmessungen auf der Rohrrinnenseite im Ausgangszustand, beim Wenden der Rohrkomponente und im Endzustand

Die sich mit der Aufsatzmesszelle gemessenen nach etwa einer Stunde einstellenden Potentiale liegen in der gleichen Größenordnung, wie die Messungen zu Beginn der Ermüdungsversuche mit dem Stangenmaterial, wodurch die Validität des Messverfahrens festgestellt werden kann. Über die Lebensdauer kommt es tendenziell zu einem leichten Anstieg des Signalniveaus, wobei die beobachteten Veränderungen sehr gering sind. Nach jeweils etwa einer Stunde stellt sich das Potential relativ konstant zwischen 0,05 V und 0,15 V ein. Hierbei ist allerdings auch zu berücksichtigen, dass die Rohrkomponente nicht bis zur Integritätsgrenze beansprucht wurde, weswegen die kumulierte Schädigung auf einem relativ niedrigen Niveau liegen muss. Es konnten keine makroskopischen Risse detektiert werden, was auch durch die nachfolgenden Einstufenversuche bestätigt wird, unabhängig von der zuvor gesehenen Beanspruchung.

Zur weiteren mikrostrukturellen Charakterisierung der un- und teilbeanspruchten Rohrkomponenten im FSI-Kreislauf (ex-situ-Messungen an der ausgebauten Rohrkomponente) wurden mittels Phased-Array-Technik (Olympus Modell Omniscan X3) Ultraschallprüfungen durchgeführt. Hierzu wurden die Rohrkomponenten jeweils in drei Abschnitte unterteilt, vgl. *Abb. 105*.

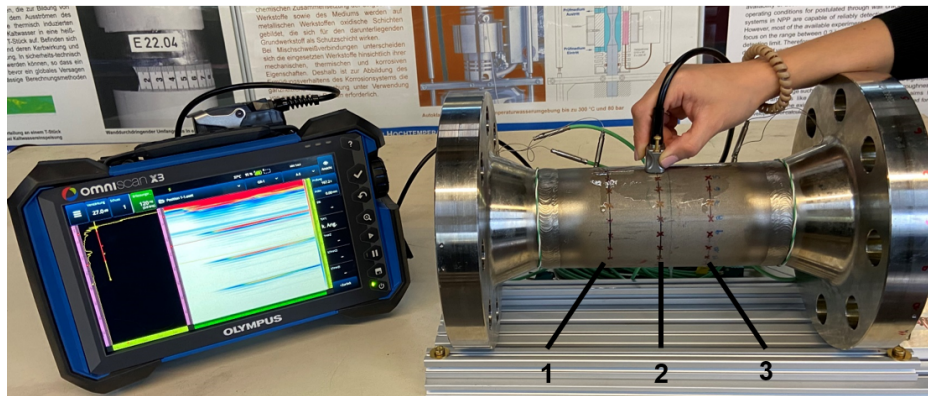


Abb. 105: Versuchsaufbau für die Gruppenstrahler-Ultraschallprüfung mit Einteilung der Messpunkte

Jeder Abschnitt enthielt hierbei 22 Messpunkte, an die der Prüfkopf (A10-10L32) mit einer Messfrequenz von 10 MHz, einer Schallgeschwindigkeit für austenitische Edelstähle von 5664 m/s und einer Verstärkung von 27 dB aufgesetzt wurde.

Das Messfeld des Sensors betrug 8 mm × 10 mm. Vor der Ultraschallprüfung wurde der Ultraschallsensor an der Rohrkomponente für eine reproduzierbare und exakte Messung kalibriert. Bei jeder Ultraschallmessung wurde nach dem Aufsetzen des Ultraschallsensors auf den Messpunkt der Rohrkomponente ein Balancing für 5 s durchgeführt. Das Balancing ist notwendig, um das Grundrauschen im A- und S-Scan zu minimieren. Anschließend erfolgte die Aufnahme der Ultraschallmessung, vgl. *Abb. 106*.

In *Abb. 106* ist exemplarisch die Darstellung eines A- und S-Scans des ersten Abschnittes im Messpunkt 12 der unbeanspruchten Rohrkomponente dargestellt. Die Darstellung des A-Scans (links) zeigt den ersten Sendepulspeak (Einschallpeak) bei 0 mm (Außendurchmesser der Rohrkomponente) sowie das Rückwandecho bei 10 mm (Innendurchmesser der Rohrkomponente). Zwischen dem Sendepuls und dem Rückwandecho befinden sich keine Fehlerechoinformationen. Dieses Ergebnis wird durch den S-Scan (rechts) bestätigt. Der S-Scan bezieht sich dabei auf einen Sektor (-Scan), der mittels Phased-Array-Technik erzeugt wird, um das Ultraschallsignal elektronisch durch einen vorgegebenen Prüfbereich zu bewegen.

Da die Auflösungsgrenze für Fehlergrößen bei ca. 1000 bis 1200 μm liegt bedeutet dies, dass keine Fehlstellen in der Komponente oberhalb dieses Werts vorliegen. Diese Messergebnisse wurden für alle Messpunkte, sowohl im un- und teilbeanspruchten Zustand der Rohrkomponenten bestätigt. Aus diesem Grund konnte mittels Phased-Array-Ultraschallmessung keine Degradation der Rohrkomponenten festgestellt werden (was den Vorgaben der KTA-Zertifizierung entspricht). Es konnte aber hierdurch ausgeschlossen werden, dass herstellungsbedingt im Ausgangszustand oder beanspruchungsbedingt Risse vorhanden waren oder während der Beanspruchung entstanden sind.

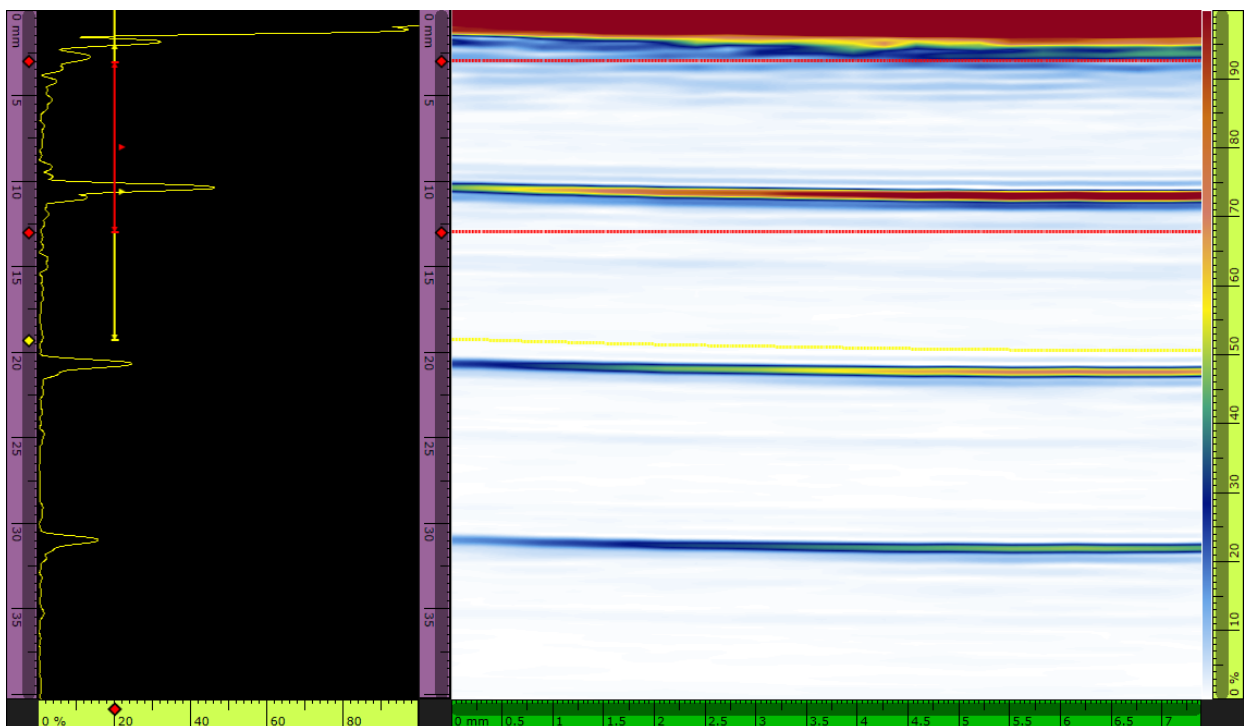


Abb. 106: A- (links) und S-Darstellung (rechts) der Ultraschallprüfung des ersten Abschnitts am Messpunkt 12 der unbeanspruchten Rohrkomponente

Simulation der Beanspruchung am Rohrsegment

Zu den Komponentenversuchen im FSI-Kreislauf wurden von der GRS Simulationen mit dem Rechenprogramm LS-DYNA durchgeführt. Das vereinfachte Finite Elemente (FE)-Modell des Rohrsegments mit Kühlstreifen ist als Halbmodell in *Abb. 107* dargestellt, wobei eine entsprechende Achsensymmetrie angenommen wird [Hec23].

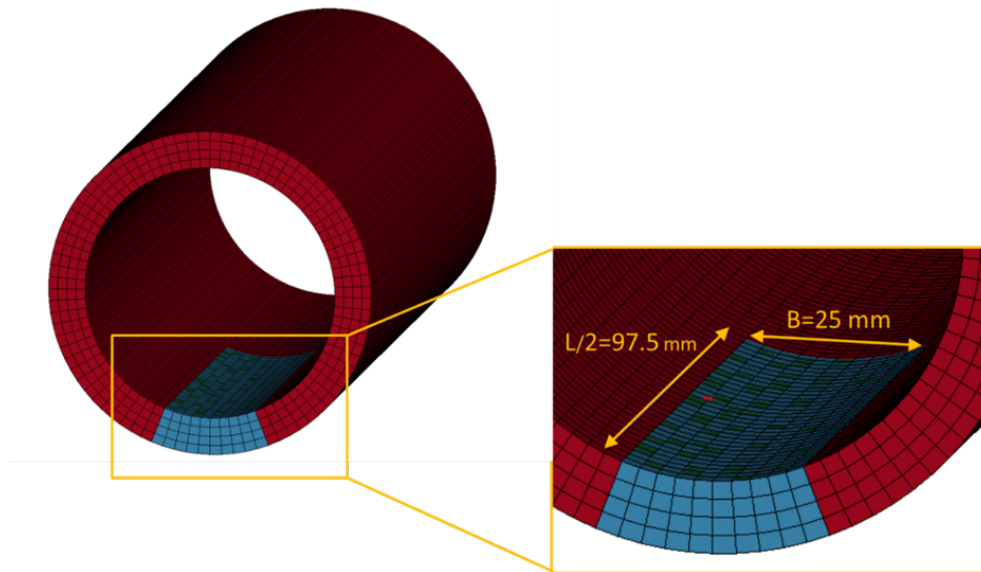


Abb. 107: FE-Modell des Rohrsegments mit Kühlstreifen (Halbmodell)

In Abb. 108 wird die Temperaturverteilung in dem geschnittenen Rohrsegment nach 30 s dargestellt. Der Temperaturgradient infolge der Kaltwassereinspeisung ist deutlich zu erkennen.

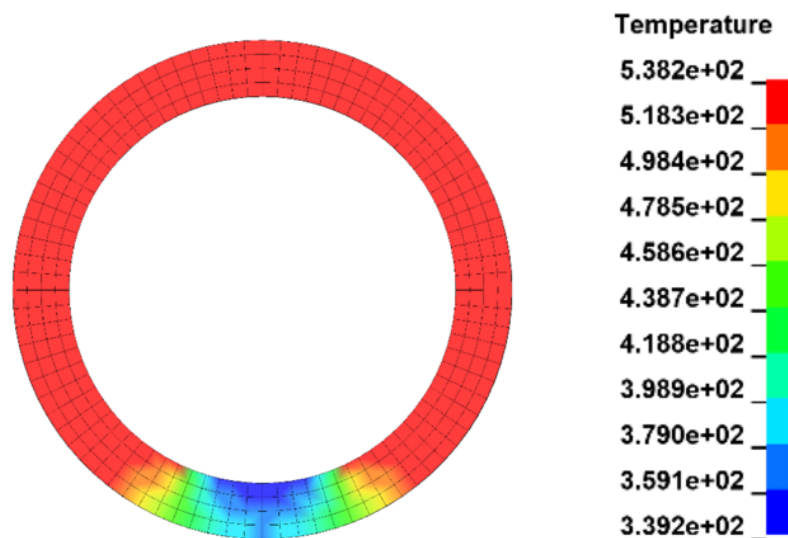


Abb. 108: Temperaturverteilung in Kelvin nach 30 s

Abb. 109 zeigt die zeitlichen Verläufe von 5 Knoten auf einer Auswertelinie im Kühlbereich. Es ist offensichtlich, dass die inneren Knoten während der Abkühlphase ein niedrigeres Temperaturniveau erreichen.

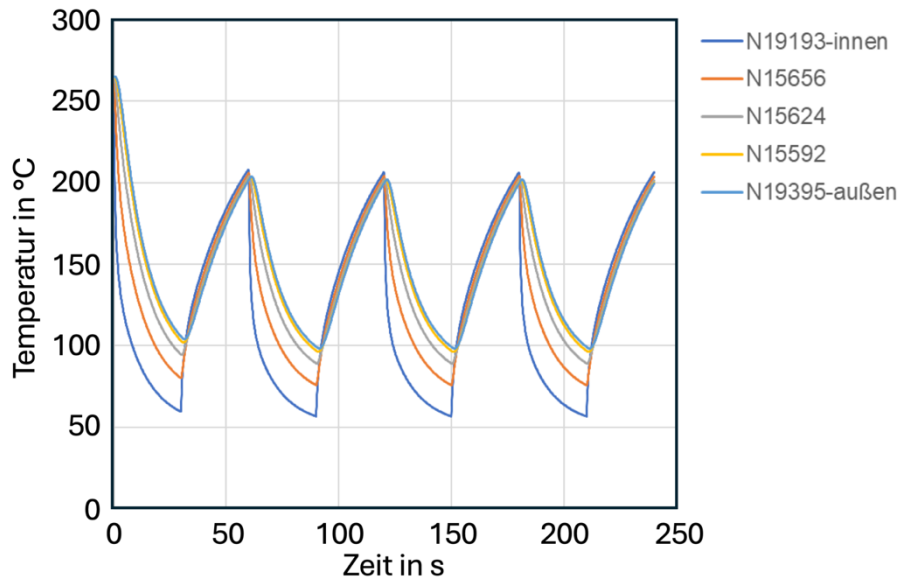


Abb. 109: Zeitliche Temperaturverläufe an den Auswertepunkten

In Abb. 110 sind dementsprechend Verläufe der im Rahmen einer elastisch-plastischen Rechnung bestimmten Vergleichsspannungen gezeigt. Sowohl die Temperaturen als auch die Spannungen folgen dem zeitlichen Zyklus von Abkühlung und Aufheizung.

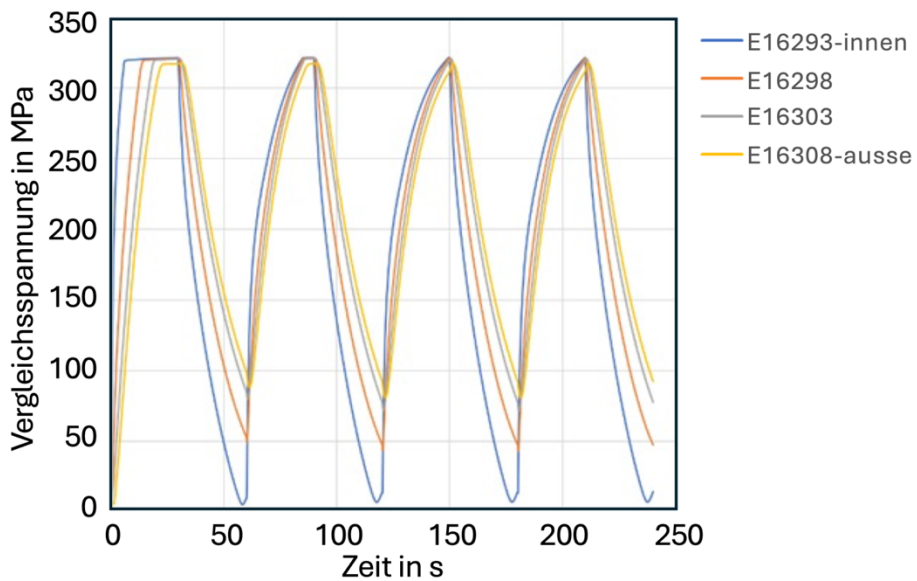


Abb. 110: Zeitliche Verläufe der Vergleichsspannungen

Die max. Vergleichsspannung beträgt ca. 318 MPa. Eine deutliche Plateaubildung der berechneten Spannungen beim ersten Lastspiel auf Höhe der Fließgrenze von 320 MPa kann hierbei beobachtet werden.

Zur rechnerischen Bestimmung der Lebensdauer wird die ASME-Methodik [ASM10] verwendet. Dazu ist auch eine rein elastische Berechnung erforderlich. Anhand einer Auswertung mit Excel, die zusätzlich Spannungen und Dehnungen interpoliert, kann eine halbe Spannungsschwingbreite von ca. 203 MPa bestimmt werden, wobei der elastische Anteil etwa 82 % beträgt. Diese Spannungsschwingbreite ist ca. 35 % größer als die im Rahmen der elastisch-plastischen Rechnung bestimmte Vergleichsspannungsschwingbreite (siehe Abb. 111).

Die Anzahl der Lastspiele und folglich die abgeschätzte Lebensdauer kann anhand der Wöhlerlinie in der KTA 3201.2 [KTA17] bestimmt werden, Abb. 111. Es ergibt sich eine Lebensdauer von ca. $5 \cdot 10^4$ Lastspielen, d.h. bei der Periodendauer von 1 min etwa 35 Tage Versuchszeit.

Weitere Details zu den Simulationen sind in dem Abschlussbericht zum Vorhaben RS1594E [Hec23] enthalten.

Abschließend sei betont, dass im Rahmen der hier dokumentierten Berechnungen die Beanspruchung vereinfacht approximiert wurde. Im nächsten Schritt könnten im Vergleich zu experimentellen Daten im Rahmen von Parameterstudien die relevanten Einflussparameter identifiziert und deren Einfluss quantifiziert und eine gekoppelte Fluidsimulation durchgeführt werden, um den von der Hutze gekühlten Bereich genauer zu ermitteln und außerdem die Erwärmung des Fluids zu berücksichtigen.

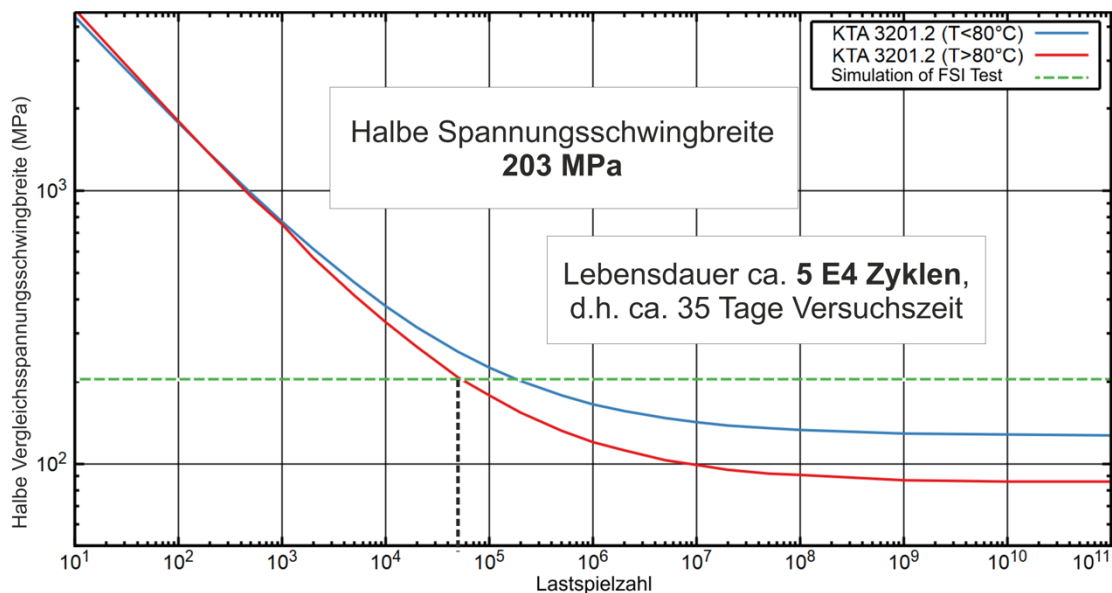


Abb. 111: Einordnung der Ergebnisse in die Wöhlerlinie der KTA 3201.2 [KTA17]

2.2.2 Mikrostrukturelle Charakterisierung der beanspruchten Rohrleitungs- komponente und Herstellung von Validierungsproben

Aufgrund zweier schwerwiegender aufeinander folgender Defekte am FSI-Kreislauf stand die Anlage mehrfach still. Die Wartungsarbeiten und Ersatzteilbeschaffung des ersten Defektes konnten, nach Absprache mit dem Projektträger, über Materialkosten und Fremdleistungen des Projektes abgerechnet werden. Die finanziellen Aufwände für die notwendige Pumpeninstandsetzung des zweiten Defektes, welcher die Umwälzpumpe betraf, trug die MPA selbst. Die in Kapitel 2.2.1 beschriebenen Versuche wurden bis zum Auftreten des zweiten Defektes durchgeführt. Eine Fortsetzung der Versuche war aufgrund des zweiten Defektes innerhalb des Projektzeitrahmens und auch bei kostenneutraler Verlängerung nicht möglich. Von dem Ausfall betroffen waren darüber hinaus Arbeitspakete aller weiteren Konsortialpartner. Infolge des Ausfalls am FSI-Kreislauf wurde bspw. die Versuchsmatrix des WPT angepasst.

Für die Untersuchungen in Kapitel 2.2.2 und Kapitel 2.2.3 lag folglich nur ein Rohrsegment vor, das eine nicht rotationssymmetrische Beanspruchungshistorie vorwies. Um Fertigungseinflüsse auf die Ermüdungs- oder Mikrostrukturuntersuchungen zu vermeiden, sind alle erforderlichen Trennschnitte durch Drahterosion vorgenommen worden. Die Entnahme der Probenrohlinge wurde dabei analog zum Vorgehen für die Proben im Ausgangszustand bei der Firma Engelmann & Sünkel durchgeführt. Aufgrund der für die Komponentenversuche notwendigen Bohrungen für die Thermoelemente musste die Probenanzahl von 24 auf 22 Proben pro Umfang verringert werden. Die spanende Fertigung fand ebenfalls bei der Firma IfEP statt.

Das Rohrskelett wurde anschließend in der Fakultätswerkstatt Maschinenbau der TU Dortmund weiterbearbeitet. Es wurden 3 Ringe entnommen:

- Ring 4: 40 mm vor der Kaltwassereinspeisung
- Ring 5: auf Höhe der Kaltwassereinspeisung
- Ring 6: 40 mm hinter der Kaltwassereinspeisung

Aus den Ringen wurden wiederum Stege entnommen, die jeweils zwischen zwei Proben liegen. In *Abb. 112* sind rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen an Ring 5, Steg zwischen Probe 22 und Probe 01 und Ring 4, Steg zwischen Probe 12 und 13 dargestellt.

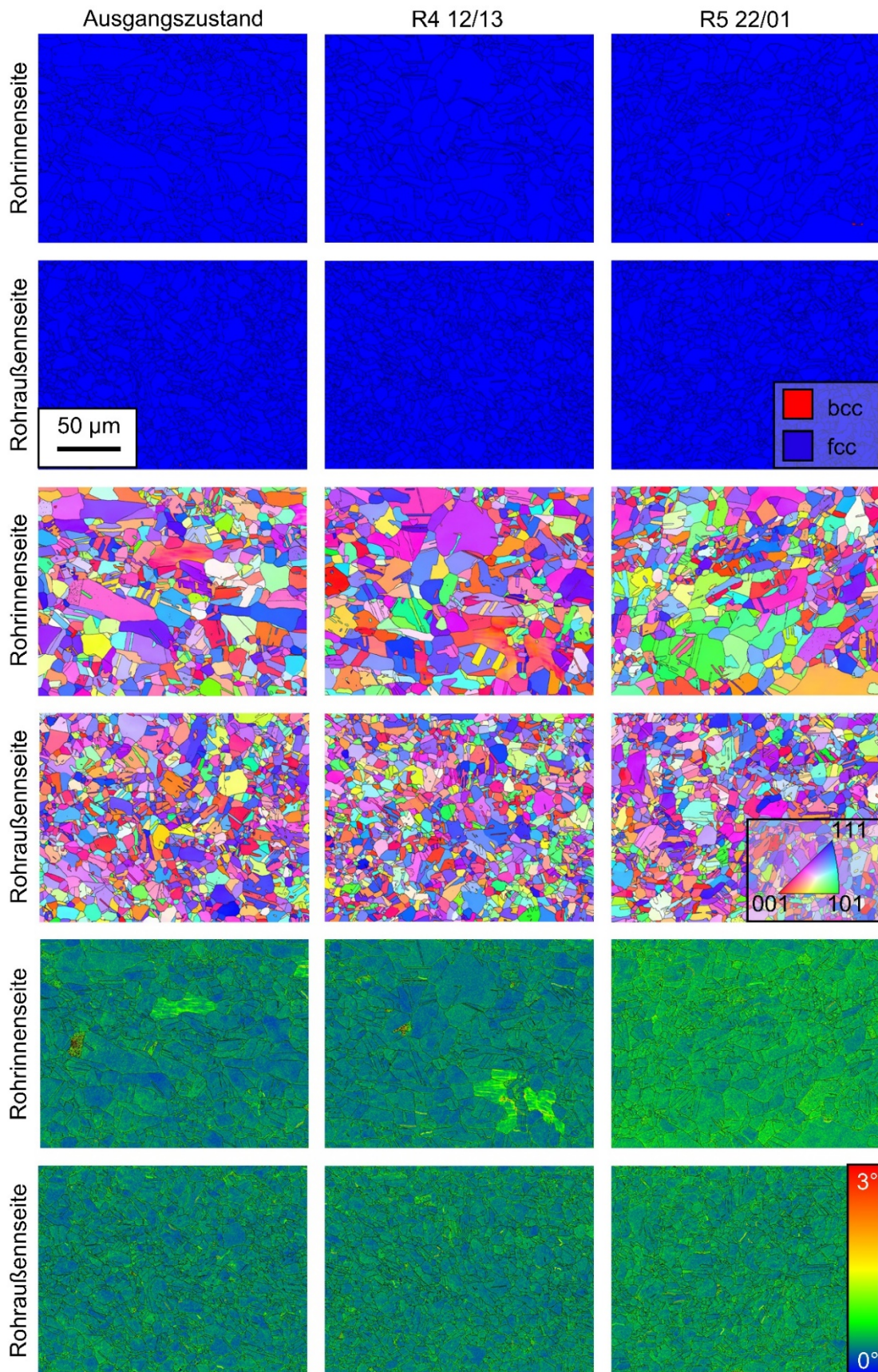


Abb. 112: EBSD-Mappings zum Alterungszustand nach dem Komponentenversuch: oben Phase, mittig: Inverse Pole Figure; unten: Kernel Average Misorientation.

Der Steg aus Ring 5 entspricht dabei der Position, die die meisten thermischen Lastspiele mit dem höchsten Gradienten in der ersten Hälfte des Komponentenversuchs erfahren hat. Die EBSD-Untersuchungen wurden am Feldemissions-Rasterelektronenmikroskop Tescan Mira III mit einem EDAX Velocity Pro EBSD-Detektor bei einer Beschleunigungsspannung von 25 kV, einer Schrittweite von 200 nm bei einer Bildbreite von 212 μm wenige 100 μm hinter der Rohrrinnen- bzw. Außenwand aufgenommen und mit der Software OIM Analysis 8 ausgewertet.

In keiner der sechs Aufnahmen, konnte eine relevante Menge kubisch raumzentrierter Phase nachgewiesen werden. Aufgrund des vergleichsweise hohen Nickelgehalts und der erhöhten Temperatur bei der Beanspruchung im Komponentenversuch, wurde dieses Ergebnis erwartet und bestätigt die getroffenen Annahmen. Bei Betrachtung der Inverse Pole Figure Mappings fällt neben dem Korngrößengradienten von innen nach außen auf, dass im Ausgangszustand und in Ring 4 je ein nicht rekristallisiertes Korn gefunden werden konnte. Dies ist aber auf den Herstellungsprozess und nicht auf die Beanspruchung im FSI-Kreislauf zurückzuführen. Einzig die Kernel Average Misorientation Mappings zeigen einen unterschiedlichen mikrostrukturellen Zustand zwischen den Proben. Bei der Berechnung wird die durchschnittliche Orientierungsabweichung eines Pixels zu seinen benachbarten Pixeln ermittelt und stellt einen Kennwert für eingebrachte Verformung dar. In den Mappings sind keine signifikanten Unterschiede zwischen dem Ausgangszustand, der Probe vor der Kaltwassereinspeisung und der Messung an der Außenwand unter der Kaltwassereinspeisung zu erkennen. Rohrrinnenseitig direkt unter der Kaltwassereinspeisung hat die Kernel Average Misorientation jedoch zugenommen. Als Balkendiagramm für alle Pixel aufsummiert in Gruppen von je $0,1^\circ$ ergibt sich für die Proben aus dem gealterten Rohrsegment *Abb. 113*.

Die Verschiebung hin zu höheren Missorientierungen für R5 22/01 innen zeigt, dass die thermische Beanspruchungshistorie zumindest oberflächennah direkt unter der Rohrrinnenwand zu einer niedrigen Verformung der austenitischen Mikrostruktur geführt hat.

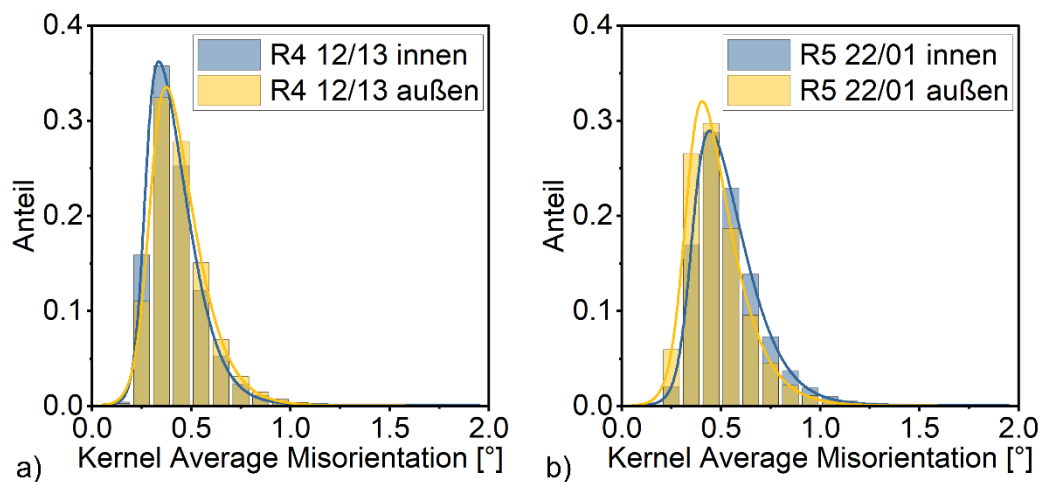


Abb. 113: Kernel Average Misorientation-Daten als Balkendiagramme für eine Probe: a) vor der Kaltwassereinspeisung; b) direkt unter der Kaltwassereinspeisung

2.2.3 Ermüdungsuntersuchungen und Abgleich mit durchgeführten Versuchen

Aufgrund des anhand der ZfP- und der Mikrostrukturuntersuchungen zu erwartenden niedrigen Schädigungsgrads und der wegen der Probleme am FSI-Kreislauf niedrigen Probenanzahl, wurden alle Ermüdungsversuche mit der gleichen Totaldehnungsamplitude von $\epsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ durchgeführt. Beispielhafte Materialreaktionen für die Proben mit der höchsten und niedrigsten Bruchlastspielzahl D2 und D20 sind in Abb. 114 und Abb. 115 gezeigt.

Durch die konstante Totaldehnungsamplitude in der gesamten Versuchsreihe entstehen aufgrund der Rotationssymmetrie Probenpaare, die eine vergleichbare thermische Beanspruchung erfahren haben. Anhand der Bruchlastspielzahlen über den Umfangswinkel und damit den Abstand zu der Kalteinspeisung, sollte durch diesen angepassten Versuchsplan eine Aussage über die in den Komponentenversuchen eingebrachte Schädigung erreicht werden. Die Ermüdungsversuche wurden mit dem für die Wirbelsstromprüfung instrumentierten Aufbau gemäß Kapitel 2.1.5 durchgeführt, der bereits im Ausgangszustand genutzt wurde.

Im Vergleich zu den Untersuchungen mit Proben aus dem KTA-spezifizierten Werkstoff im Ausgangszustand traten keine signifikanten qualitativen oder quantitativen Unterschiede in den ZfP- und in den mechanischen Materialreaktionen auf. Die Änderung der Phasenverschiebung zeigt sich auch im gealterten Werkstoffzustand sensitiv für die verschiedenen Mechanismen der Entfestigung (ab ca. 20 bis 3000 Lastspiele), Verfestigung

durch fortschreitende Phasenumwandlungsprozesse (ab ca. 3000 Lastspiele bis Versuchsende) und des Makrorisswachstums (ab wenige 100 Lastspiele vor dem Probenbruch). Die Unstetigkeiten in den Messungen des Elotest PL600 passen zeitlich zu den Unstetigkeiten der Sondentemperatur. Die niedrigeren Magnetisierungsfrequenzen sind gegenüber der Temperaturänderung robuster, jedoch auch weniger sensitiv für die Vorgänge im Werkstoff. Um trotz der sehr ähnlichen Materialreaktionen eine Aussage über die Schädigung durch die thermische Beanspruchung treffen zu können, werden im Folgenden die Bruchlastspielzahlen, die Bruchflächen und die Rissinitiierungsorte dargestellt und weiterführend diskutiert.

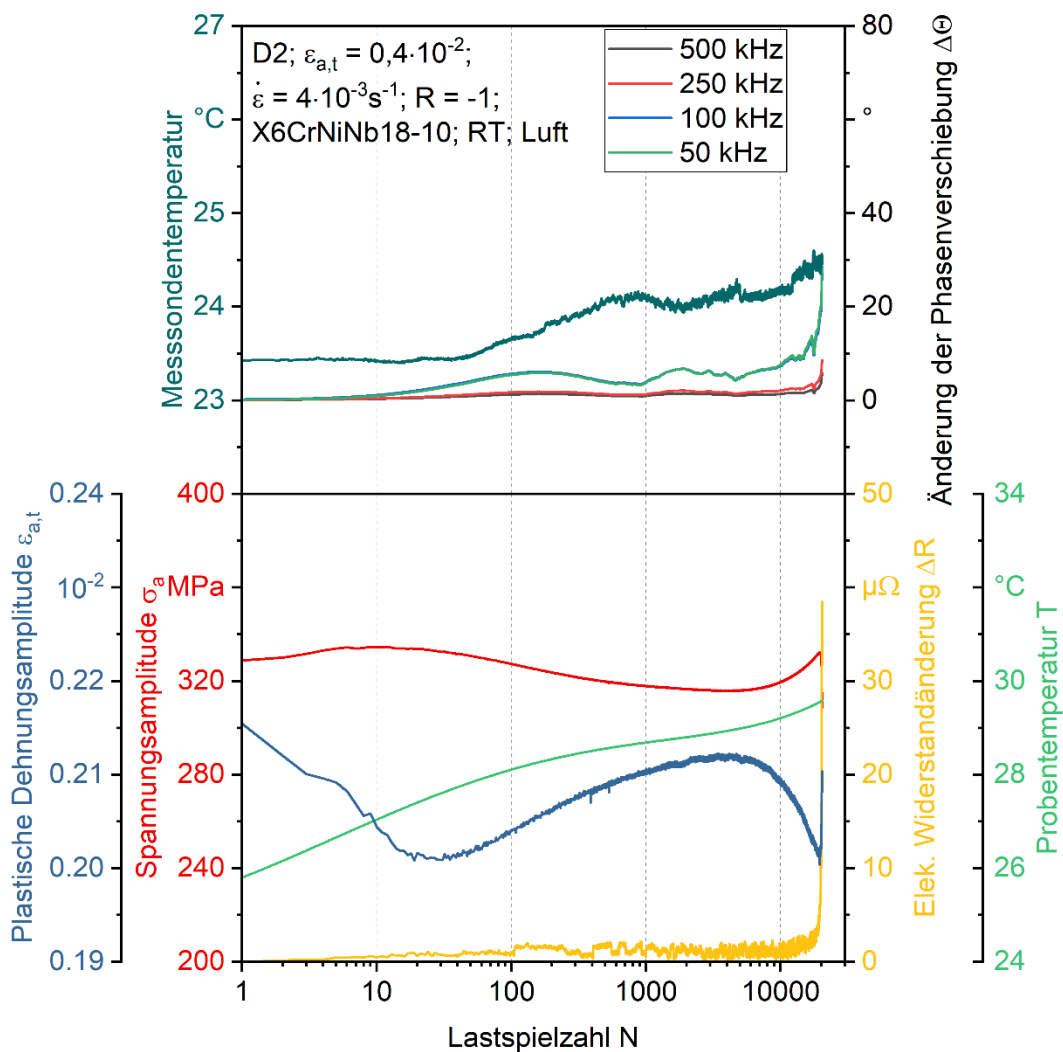


Abb. 114: Ergebnisse der Spannungsamplitude σ_a , der plastischen Dehnungsamplitude $\varepsilon_{a,p}$, der elektrischen Widerstandsänderung ΔR , der Proben temperatur T und der Änderung der Phasenverschiebung $\Delta\Theta$ des Einstufenversuchs mit der höchsten Bruchlastspielzahl im gealterten Zustand bei der Totaldehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ an Luft bei RT

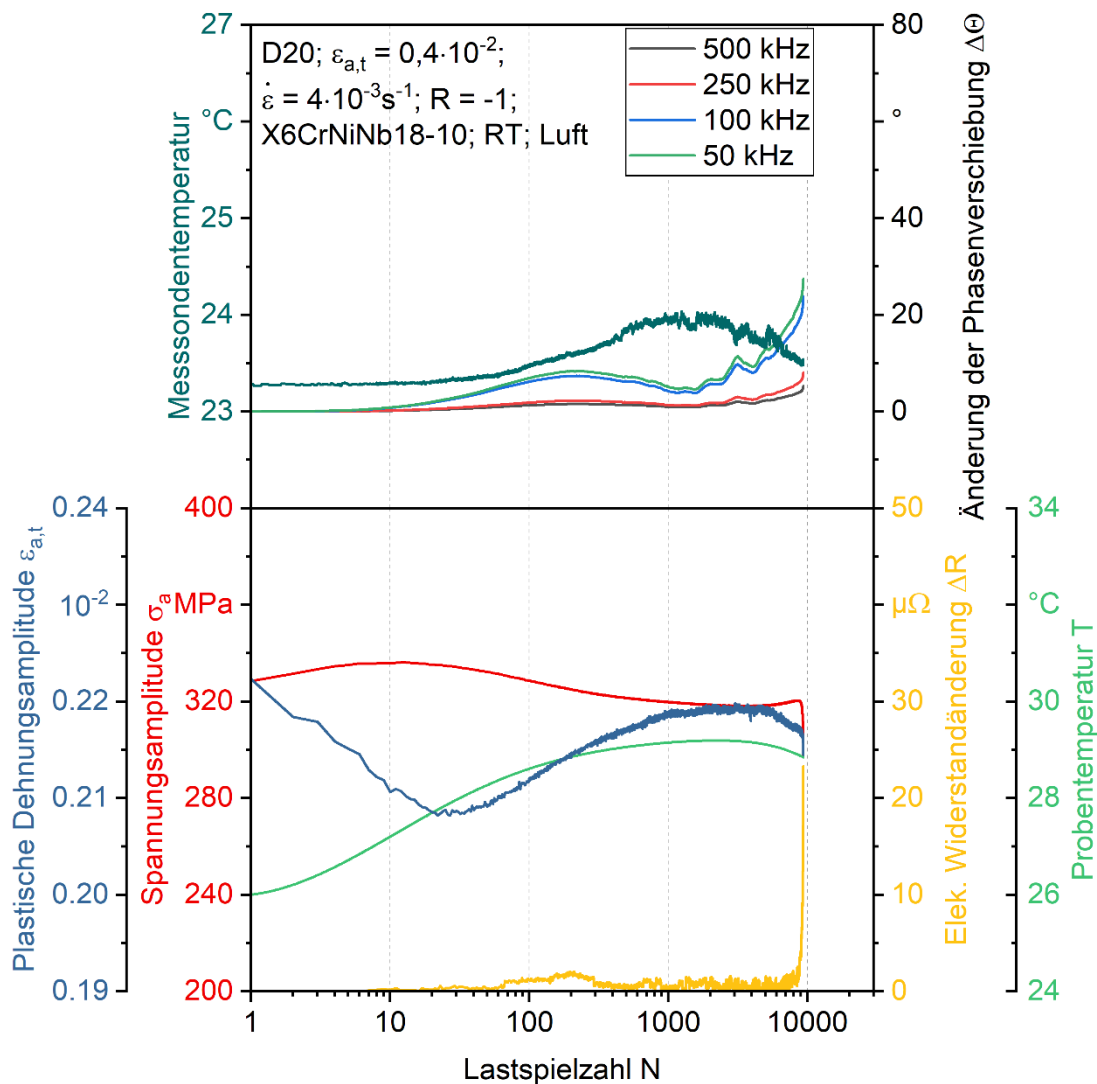


Abb. 115: Ergebnisse der Spannungsamplitude σ_a , der plastischen Dehnungsamplitude $\varepsilon_{a,p}$, der elektrischen Widerstandsänderung ΔR , der Proben temperatur T und der Änderung der Phasenverschiebung $\Delta\Theta$ des Einstufenversuchs mit der niedrigsten Bruchlastspielzahl im gealterten Zustand bei der Totaldehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ an Luft bei RT

Abb. 116 gibt einen Überblick hinsichtlich der Probenentnahmepositionen aus der im FSI-Kreislauf gealterten Rohrleitungskomponente.

In der Abb. 117 sind die Bruchlastspielzahlen aller Proben über den Abstand zur Thermostatelementposition als Umfangswinkel aufgetragen. Die blaue Linie dient dabei zur Orientierung in Abb. 116, in der die Probenbezeichnungen gegeben sind.

Dementsprechend haben die Proben (schwarze Rauten) 1 und 22 in der ersten Versuchshälfte sowie 11 und 12 in der zweiten Versuchshälfte theoretisch den höchsten thermischen Gradienten und damit auch die größte Vorbeanspruchung erfahren. Da es

hier aufgrund des Ausfalls des FSI-Kreislaufs zu unterschiedlichen Beanspruchungsdauern bzw. -temperaturen gekommen ist, zeigt sich bei den zuvor genannten Proben ein unterschiedliches Verhalten, worauf nachfolgend noch einmal eingegangen wird.

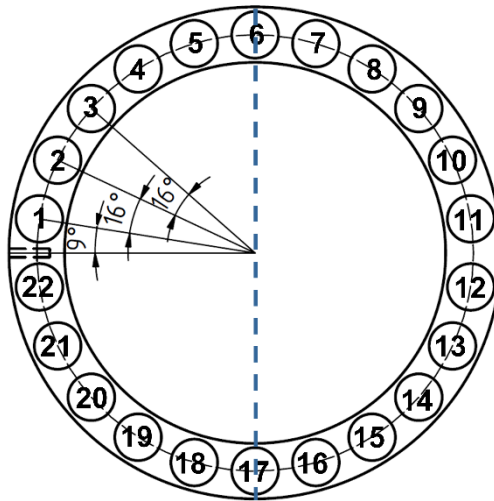


Abb. 116: Probenbezeichnungen der aus der gealterten Komponente entnommenen Proben. In der gezeigten Orientierung war die Kaltwassereinspeisung in horizontaler Richtung

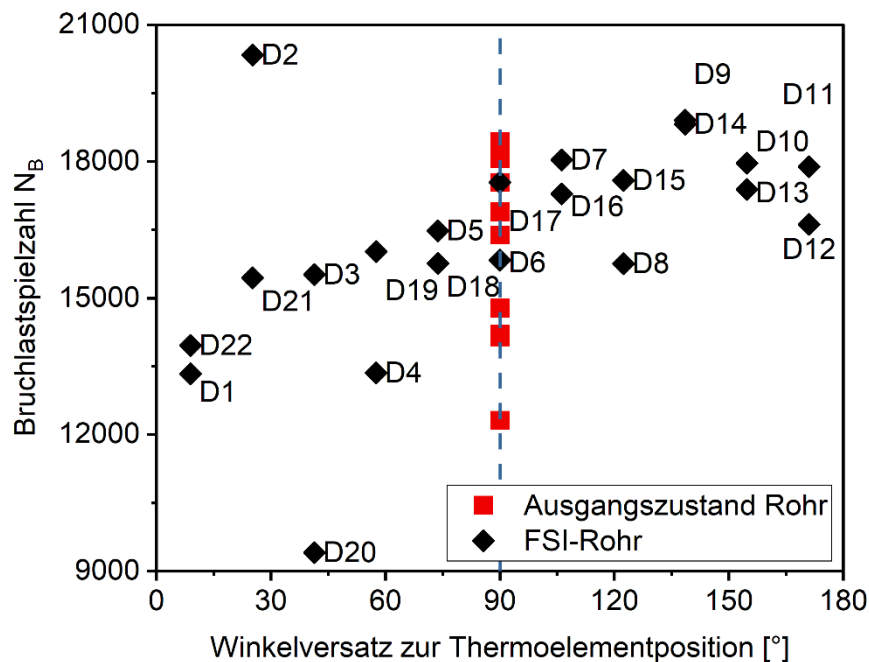


Abb. 117: Bruchlastspielzahlen aller Versuche im gealterten und Ausgangszustand, die bei der Totaldehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ durchgeführt worden sind

Die linke Hälfte des Diagramms bzw. die darin dargestellten Datenpunkte zeigen die Proben, die im ersten Teil des Komponentenversuchs bis zur Rohrdrehung (32336 Lastspiele) im unteren Teil hin zur Kaltwassereinspeisung lagen (vgl. Abb. 91). Nach der

Rohrdrehung kam es aufgrund von verschiedenen Defekten am FSI-Krauslauf zu Absenkungen des Systemdrucks und der Temperatur (Sollwert $275 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$) auf bis zu $200 \text{ }^\circ\text{C}$ (vgl. *Abb. 95*), was sich in deutlich geringeren thermisch induzierten mechanischen Spannungen niederschlägt. Somit haben die Proben im linken Teil des Diagramms eine höhere Schädigung erfahren als die Proben in der rechten Hälfte des Diagramms, woraus sich die zuvor genannte Asymmetrie der Vorbeanspruchung ergibt und die Verteilung der Lebensdauern der durchgeführten ESV erklärt.

Abb. 117 zeigt abnehmende Bruchlastspielzahlen hin zu der Kaltwassereinspeisung. Es ist hierbei jedoch festzuhalten, dass die Abnahme niedrig ist und innerhalb eines Streubands liegt. In dem zweiten Teil des Komponentenversuchs kann anhand der Bruchlastspielzahlen keine Schädigung beobachtet werden. Der ohnehin niedrige Schädigungsgrad wird zudem durch die Probenentnahme weiterhin verringert, da der Prüfstrickendurchmesser fertigungsbedingt in der Mitte der Rohrwand liegen muss, wobei die höchste Beanspruchung physikalisch bedingt an der Innenwand der Rohrkomponente lokalisiert ist.

Um die Ausreißer in den Lebensdauern für D20 und D2 sowie die Bedeutung des Streubands besser einordnen zu können, sind Proben beider Zustände aufgezogen und fraktografisch im REM untersucht worden.

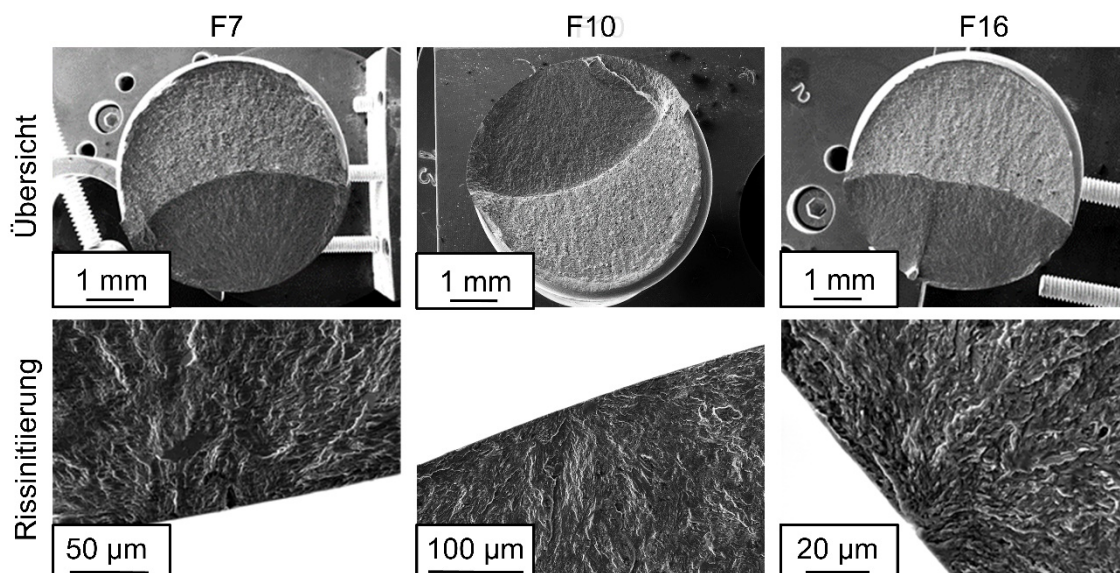


Abb. 118: Fraktografische Untersuchung der Bruchoberfläche im Überblick und der Rissinitiierung im Detail der Proben F7, F10 und F16

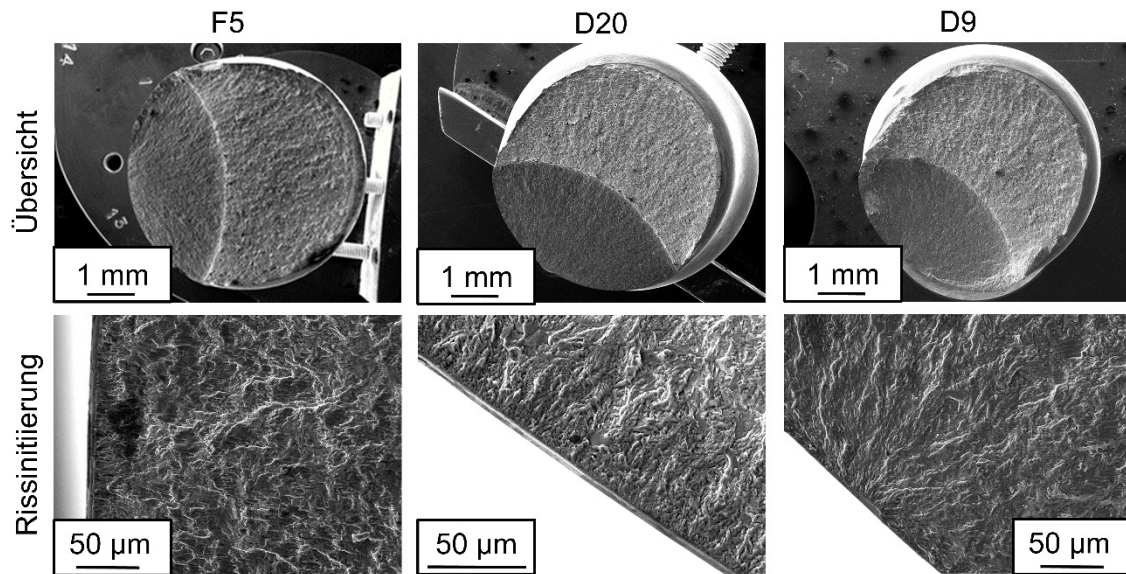


Abb. 119: Fraktografische Untersuchung der Bruchoberfläche im Überblick und der Rissinitiierung im Detail der Proben F5, D20 und D9

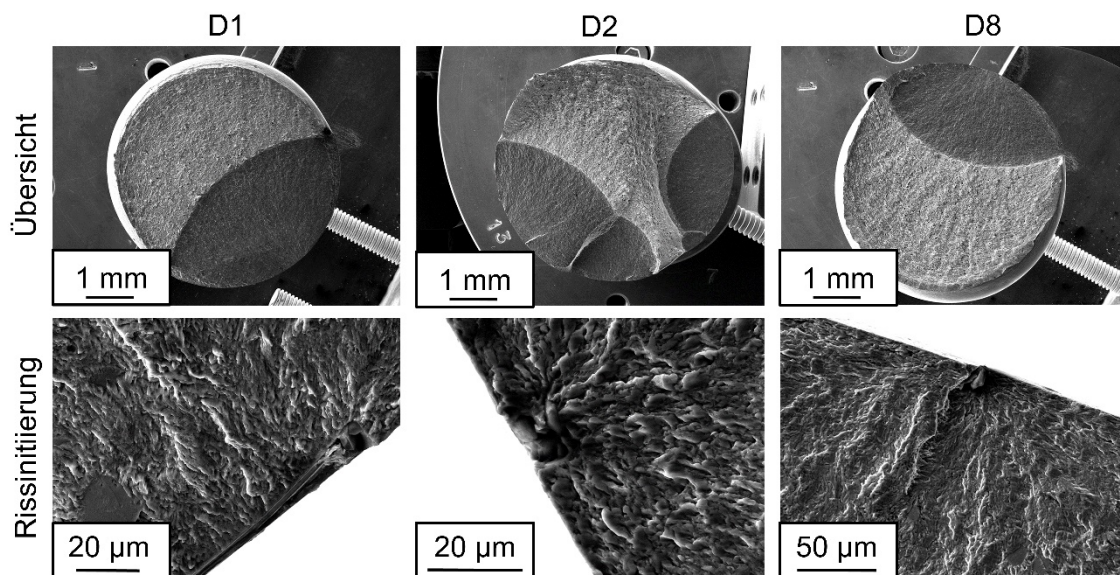


Abb. 120: Fraktografische Untersuchung der Bruchoberfläche im Überblick und der Rissinitiierung im Detail der Proben D1, D2 und D8

Bei der makroskopischen Betrachtung der Bruchoberflächen ist erkennbar, dass die überwiegende Anzahl der untersuchten Proben einen linsenförmigen Ermüdungsriss mit jeweils einem einzigen Rissinitiierungsort zeigen. Ausnahmen sind hierbei die Proben D2 und F16. Bei der Probe D2 sind insgesamt vier Risse zunächst einzeln initiiert und verbinden sich bis zu dem Lastabfall von 15 % zu zwei Rissen. Bei der Probe F16 wirken zwei Risse initiierend und verbinden sich aufgrund der räumlichen Nähe noch während der zyklischen Beanspruchung zu einem Riss. Bei den Proben F5 und D20 ist der Riss

an einem umfangsförmigen Oberflächendefekt und bei allen anderen Proben an oberflächennahen oder mit der Oberfläche verbundenen, am ehesten als punktförmig zu beschreibenden, Defekten initiiert. Werden diese Informationen in *Abb. 117* übertragen, ergibt sich hieraus die Darstellung in *Abb. 121*.

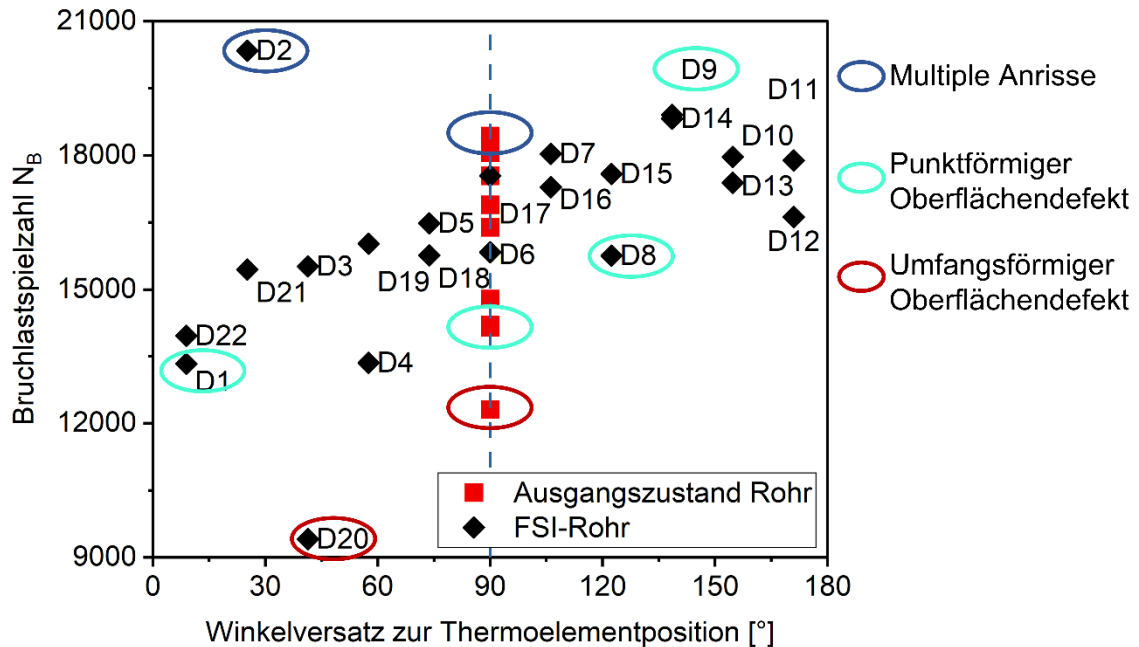


Abb. 121: Auswertung der fraktografischen Untersuchung des gealterten und des Ausgangszustands

Die Proben, die eher mittig im Streuband liegen, haben einen dominierenden oberflächennahen Defekt. Ausreißer zu niedrigen Bruchlastspielzahlen sind durch einen vergleichsweise schlechten Oberflächenzustand zu erklären, wohingegen die Ausreißer nach oben keinen dominierenden oberflächennahen Defekt aufweisen und dadurch multiple Anrisse zeigen.

Die Anrisse aller Proben wurden mit einer Schrittweite von 45° , mit Bezug zu der Position zur Rohrinneenseite, anhand des von außen makroskopisch sichtbaren Anrisses vor dem Aufziehen dokumentiert. Es wurde ein polares Probenkoordinatensystem verwendet, bei dem die 0° Position stets zur Mittelachse des Rohres orientiert ist, *Abb. 122*.

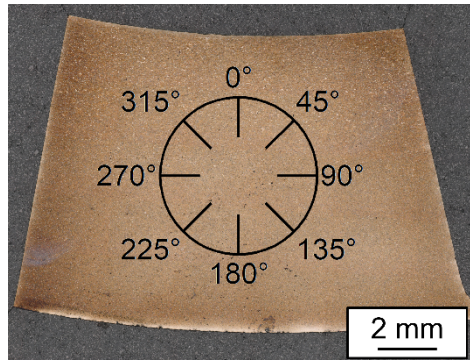


Abb. 122: Probenkoordinatensystem zur Dokumentation der Anrisspositionen

Es ist zu erkennen, dass der in der Abbildung oberste Teil etwa zwischen 315 und 45° im grobkörnigeren Bereich liegt. Aufgrund des Korngrößengradienten lässt sich so die Anrissposition in Bezug zur Mikrostruktur setzen. Der Anteil der Anrisse auf die Umfangswinkel bei den 22 Proben aus der gealterten Rohrkomponente wird in Abb. 123 gezeigt.

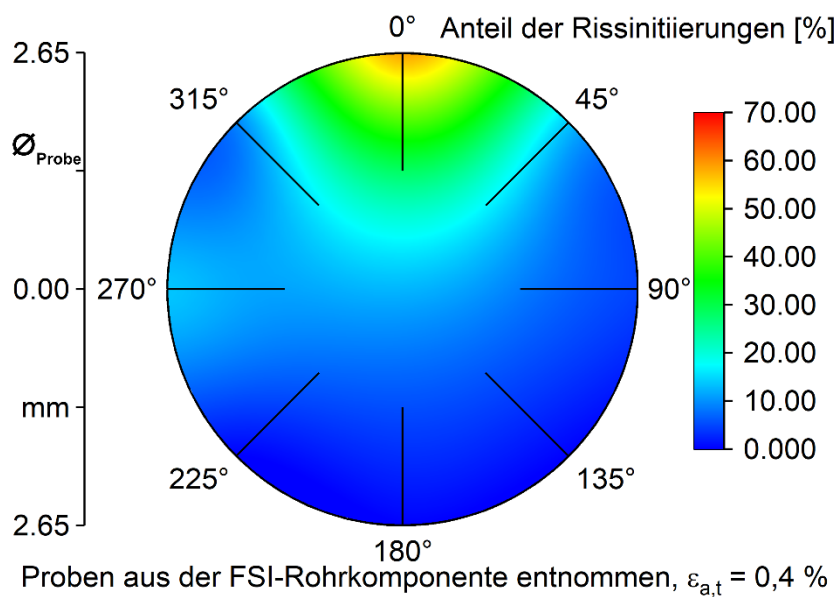


Abb. 123: Umfangsposition der Rissinitiierungen bei den Proben aus der gealterten Komponente

Da die Proben im Ausgangszustand den gleichen Korngrößengradienten aufweisen, lässt sich auch für diese eine solche Darstellung erstellen, Abb. 124.

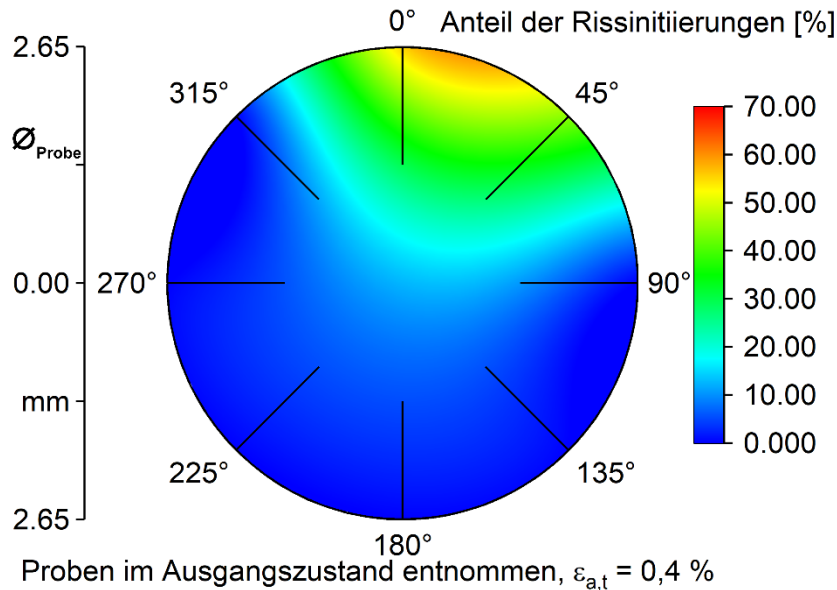


Abb. 124: Umfangsposition der Rissinitiierungen bei den Proben aus der gealterten Komponente

Es wird ersichtlich, dass eine Überlagerung zwischen Korngröße und thermischer Beanspruchungshistorie existiert. Da die Risse der Proben im Ausgangszustand ebenfalls alle im größeren Korn initiieren, lassen sich diese beiden Effekte nicht klar separieren. Es kann jedoch der Einfluss des Mikrostrukturgradienten in der Rohrkomponente auf das Anrissverhalten nachgewiesen werden.

2.2.4 Untersuchungen zu realen Schadensfällen mit der Simulationsplattform PROST

Mit Hilfe der Simulationsplattform PROST wurden die Beanspruchungssituationen von ausgewählten (aus der Literatur bekannten) Schadensfällen in deutschen und internationalen Anlagen simuliert. Die Fälle wurden aus der deutschen und internationalen Betriebserfahrung, wie sie z. B. in entsprechenden Datenbanken oder Übersichtsberichten dokumentiert ist, ausgewählt. Die hierfür erforderlichen Daten wurden primär über die in MibaLeb mittels StrainLife generierte Datenbasis bereitgestellt. Für noch nicht vorliegende Daten wurden alternative Daten aus der Literatur, der MPA Datenbank sowie Betriebserfahrungs-Datenbanken, genutzt und entsprechend den Projektrandbedingungen aufgearbeitet. Dies wurde auch vergleichend für den Werkstoff X6CrNiNb18-10 getan, um zu zeigen, inwieweit Literaturdaten genutzt oder diese ggf. mit dem nun deutlich geringeren Aufwand nach StrainLife generiert werden können.

Bei der systematischen Suche in der deutschen und internationalen Betriebserfahrung nach Schadensfällen, die auf Ermüdungsereignissen beruhen, stehen Ereignisse im Vordergrund, die bei einem austenitischen Werkstoff möglichst ähnlich dem in MibaLeb verwendeten X6CrNiNb18-10 (1.4550, ASI 347) aufgetreten sind. Als Quellen wurden die in der GRS verfügbaren Datenbanken (u. a. KomPass und Weiterleitungsnachrichten zu Ereignissen in TECDO) ausgewertet. Einen Überblick zu der Wissensbasis für druckführende Komponenten ist in [Mic10] gegeben. In der KomPass-Datenbank, in der die deutsche Betriebserfahrung dokumentiert ist, gibt es 91 Ereignisse mit austenitischen Werkstoffen und Ermüdung in den Jahren 1976 bis 2012. Bei den Daten zum Werkstoff 1.4550 befinden sich verschiedene weitere Erläuterungen zur Schadensursache Ermüdung:

- Schwingbeanspruchung,
- Schwingbeanspruchung durch aktive Komponente,
- thermische Wechselbeanspruchung,
- Schwingbeanspruchung durch fehlerhafte Halterung,
- Schwingbeanspruchung durch Strömung und thermische Wechselbeanspruchung,
- mechanische Schwingungen.

Die Schadensbilder reichen von ZfP-Anzeichen über Risse und Leckagen bis zu Abrissen. Bei einigen Ereignissen gab es Aktivitätsfreisetzungen in der Anlage. Gut dokumentiert ist bei allen Ereignissen die Betriebszeit, bei vielen findet sich Betriebsdruck und Betriebstemperatur. Auch in der TECDO-Datenbank sind bestimmte Ereignisse in Anlagen dokumentiert, insbesondere in Form von Weiterleitungsnachrichten. Naturgemäß gibt es hier Überschneidungen mit der KomPass-Datenbank. Aufgrund der Vertraulichkeit der Informationen kann eine nähere Schadensanalyse nicht dargestellt werden.

In der CODAP-Datenbank [Lyd21] wird internationale Betriebserfahrung im Rahmen eines OECD/NEA-Vorhabens gesammelt. Die Datenbank kann auch hinsichtlich der relevanten Schädigungsmechanismen und Werkstoffe ausgewertet werden. In der Datenbank gibt es 35 Ereignisse mit Ermüdung und austenitischen Werkstoffen, bei denen der Werkstoff näher spezifiziert ist.

In früheren Vorhaben der Reaktorsicherheitsforschung wurden in der GRS bereits einige Ermüdungsschadensfälle rechnerisch analysiert z. B. Anzeigen am Speisewasserstutzen eines Dampferzeugers [Gre10].

Im Jahr 1998 kam es in der französischen Anlage Civaux zu einer Leckage an einem Krümmer im Nachkühlsystem der Anlage. Ausgelöst wurde die Schädigung durch Mischung von kaltem und warmen Fluid aus einem T-Stück kurz vor dem Krümmer. Eine Herausforderung bei der Analyse dieses Ereignisses ist es, das Lastkollektiv zu bestimmen, da hier turbulente Vermischungsvorgänge der beiden Fluide mit $\Delta T = 160 \text{ °C}$ innerhalb von 1500 Betriebsstunden ursächlich sind. Eine Möglichkeit der Analyse besteht nun darin, die Anzahl der Lastspiele zu ermitteln, die zur Leckage führen könnten, bei gegebener Amplitude. Dieses Ergebnis kann dann in Relation zu CFD-Analysen gesetzt werden und Ausgangspunkt für weitere Untersuchungen sein.

Technische Details sowie eine detaillierte Darstellung der erzielten Ergebnisse sind in dem Abschlussbericht zum Vorhaben RS1594E dokumentiert [Hec23].

3 Zusammenfassung und Ausblick

Das Projektergebnis des abgeschlossenen Forschungsprojekts zeigt, wie zerstörungsfreie Messverfahren zur Charakterisierung von Ermüdungs- und Schädigungsvorgängen während totaldehnungskontrollierten Ermüdungsversuchen sowie unter Betriebsbeanspruchungen an Komponenten eingesetzt werden können und welcher Mehrwert sich für die im Bereich der Kernenergie eingesetzten Werkstoffe unter den vorherrschenden Randbedingungen ergeben.

Die Kombination verschiedener Messverfahren ermöglicht nicht nur die Unterscheidung des Auftretens von Schäden an der Oberfläche, im oberflächennahen Bereich sowie im Volumen von Proben oder Bauteilen, sondern insbesondere die Separierung von Schädigungs- bzw. Werkstoffeffekten.

Basierend auf den Ergebnissen des Forschungsprojekts MibaLeb wurde die in der Phase I entwickelte Kurzzeitmethode StrainLife deutlich erweitert. Dies bezieht sich auf die Entwicklung hinsichtlich eines Multiparameteransatzes, der in der Lebensdauerberechnung Übergänge vom Low Cycle Fatigue- (LCF) bis hin zum High Cycle Fatigue- (HCF) Bereich ermöglicht und zudem zur gezielten Einstellung von Alterungszuständen genutzt werden kann. Hierdurch wurde die Grundlage geschaffen, dass zukünftig Begleitversuche an Proben durchgeführt werden können, die nicht aus einer Komponente stammen, auf die die degradationsabhängige Mikrostruktur in der Komponente übertragen wird.

Dies ermöglicht es, Untersuchungen zur Bewertung des Restlebensdauerpotentials durchzuführen, ohne die Komponente invasiv zu schädigen, was einem Quantensprung in der Komponentenprüfung gleichkommt, wenn es gelingt, diese Potentiale zukünftig systematisch zu nutzen. Ein weiteres Einsatzgebiet für die entwickelte Methodik ist die Übertragung von lokalisierten mikrostrukturellen Veränderungen, z. B. an der Oberfläche einer temperaturwechselbeanspruchten Rohrkomponente, auf das Prüfstreckenvolumen einer Begleitprobe (Nullprobe), wodurch systematische nicht-invasive Untersuchungen mit einer gegebenen statistischen Absicherung ermöglicht werden.

Um die notwendige Grundlage für die zuvor genannten Entwicklungen zu schaffen, wurden zahlreiche ZfP-Messverfahren und -methoden betrachtet und deren Einsatzpotential bewertet und quantifiziert. Zu nennen sind Wirbelstrom- und Magnetik-, aber auch elektrochemische Verfahren. Diese wurden sowohl zur in-situ-Charakterisierung in Ermüdungsversuchen als auch zur ex-situ-Untersuchung bei den Komponentenversuchen am FSI-Kreislauf und darüber hinaus post-situ zur Bestätigung fraktografischer Ergebnisse eingesetzt, um die lokale Werkstoffintegrität zu beschreiben.

Zur Einstellung der Alterungszustände wurde eine thermo-mechanische Beanspruchungsmatrix erstellt und stichprobenhaft validiert. Ergänzend wurden Versuche an im FSI-Kreislauf gealtertem Material durchgeführt, um die Alterungsphänomene von unter realen Einsatzbedingungen beanspruchtem Material zu quantifizieren.

Um ein weiterführendes tiefgreifendes Verständnis über die ablaufenden Phänomene zu entwickeln, wurden neben den experimentellen Untersuchungen an den Ermüdungsprüfmaschinen und am FSI-Kreislauf, numerische Simulationen unter Nutzung von Werkzeugen der künstlichen Intelligenz (KI) und des maschinellen Lernens (ML) durchgeführt. Hierbei war es das Ziel, die lokal auftretenden thermisch-induzierten mechanischen und/oder rein mechanischen Beanspruchungen in einem Modell zu quantifizieren und die Mikrostrukturevolution für deren Bewertung erfassbar zu machen.

Insbesondere im Kontext des Data Mining konnte so eine Datengrundlage geschaffen werden, die im Projekt genutzt wurde und auch darüber hinaus für zukünftige Anwendungen zur Verfügung steht. Hieraus konnten aus den beanspruchungs- und degradationsabhängigen Werkstoffreaktionen schädigungsindizierende Muster extrahiert werden, die im Rahmen einer KI-gestützten Lebensdauerprognose genutzt werden können. Auch wenn die Prognosequalität noch nicht an die aus experimentellen Versuchen heranreicht, so konnte mit diesem Ansatz das Potential der KI-gestützten Werkstoffprüfung aufgezeigt werden, was zukünftig eine zunehmende Relevanz haben wird.

Darüber hinaus stellt die Implementierung der (weiter)entwickelten Prognosewerkzeuge in die GRS-Simulationsplattform PROST einen weiteren Zugewinn für die Bemessungs- und Auslegungskonzepte von Bauteilen im Bereich der Kernenergie dar, der sich als weiteres wertvolles Projektergebnis des Verbundprojekts MibaLeb ableiten lässt.

In einem ersten Ansatz konnte ein Excel-Template zum Einspeisen der erzielte Projektergebnisse in der International Fatigue Database erfolgreich getestet und angepasst werden. Damit können die Daten internationalen Wissenschaftler*innen und Anwender*innen in dem Bereich der nuklearen Sicherheitsforschung zeitnah zugänglich gemacht werden. Diese Aktivitäten werden über das Projektende hinaus weiter fortgeführt und das Projektergebnis damit nachhaltig gesichert.

4 Literatur

Publikationsverzeichnis MibaLeb II

- [Hec23-2] Heckmann, K.; Acosta, R.; Bill, T.; Donnerbauer, K.; Boller, C.; Sievers, J.; Macias Barrientos, M.; Walther, F.; Starke, P.: Detection of fatigue degradation in austenitic stainless steel with eddy current probe and machine learning. *Journal of Materials Research and Technology* 27, (2023) 7336-7346. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.11.176>
- [Don23] Donnerbauer, K.; Bill, T.; Starke, P.; Acosta, R.; Yerrapa, B.; Boller, C.; Heckmann, K.; Sievers, J.; Walther, F.: Fatigue life evaluation of metastable austenitic stainless steel AISI 347 based on nondestructive testing methods for different environmental conditions. *International Journal of Fatigue* 179, 108056 (2023). <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2023.108056>
- [Baa23] Baak, N.; Donnerbauer, K.; Rozo Vasquez, J.; Sarafraz, Y.; Strodict, S.; Walther, F.: Mikromagnetische Überwachung von Fertigungsprozessen und Bewertung von Ermüdungsschädigung. *Werkstoffprüfung 2023 - Werkstoffe und Bauteile auf dem Prüfstand*, Hrsg.: M. Wächter, J. B. Langer, ISSN: 1861-8154 (2023) 262-267. <https://doi.org/10.48447/WP-2023-252>
- [Bil23] Bill, T.; Donnerbauer, K.; Macias Barrientos, M.; Walther, F.; Kumar Reddy, B.; Boller, C.; Arndt, J.; Heckmann, K.; Sievers, J.; Silber, F. E.; Veile, G.; Starke, P.: Analyse der Schädigungsentwicklung des in kerntechnischen Anlagen verwendeten Stahls X6CrNiNb18-10 bei einsetztypischen Temperaturen. *Werkstoffprüfung 2023 - Werkstoffe und Bauteile auf dem Prüfstand*, Hrsg.: M. Wächter, J. B. Langer, ISSN: 1861-8154 (2023) 250-255. <https://doi.org/10.48447/WP-2023-231>
- [Don22-1] Donnerbauer, K.; Bill, T.; Starke, P.; Acosta, R.; Boller, C.; Arndt, J.; Heckmann, K.; Sievers, J.; Schopf, T.; Walther, F.: Charakterisierung des LCF-Ermüdungsverhaltens des in kerntechnischen Komponenten eingesetzten austenitischen Stahls X6CrNiNb18-10. *Werkstoffprüfung 2022 - Werkstoffe und Bauteile auf dem Prüfstand*, Hrsg.: M. Zimmermann, ISBN 978-3-88355-430-3 (2022) 269-274.

- [Aco22] Acosta R.; Boller C.; Heckmann K.; Sievers J.; Schopf T.; Bill T.; Starke P.; Lücker L.; Donnerbauer K.; Walther F.: Microstructure-based lifetime assessment of austenitic steel AISI 347 exposed to corrosion and fatigue, Transactions SMiRT 26, 26th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology, 2022
- [Don22-2] Donnerbauer, K.; Acosta, R.; Boller, C.; Bill, T.; Starke, P.; Heckmann, K.; Sievers, J.; Schopf, T.; Walther, F.: Fatigue damage evaluation of stainless AISI 347 steel by advanced microstructure-sensitive NDT analysis. *Procedia Structural Integrity* 42 (2022) 738-744.
<https://doi.org/10.1016/j.prostr.2022.12.093>
- [Bil21] Bill, T.; Acosta, R.; Boller, C.; Donnerbauer, K.; Lücker, L.; Walther, F.; Heckmann, K.; Sievers, J.; Schopf, T.; Weihe, S.; Starke, P.: A short-time approach for fatigue life evaluation of AISI 347 steel for nuclear power energy applications. *Applied Sciences* 11 (23), 11405 (2021) 1-19.
<https://doi.org/10.3390/app112311405>
- [Aco21] Acosta, R.; Heckmann, K.; Sievers, J.; Schopf, T.; Bill, T.; Starke, P.; Donnerbauer, K.; Lücker, L.; Walther, F.; Boller, C.: Microstructure-based lifetime assessment of austenitic steel AISI 347 in view of fatigue, environmental conditions and NDT. *Applied Sciences* 11 (23), 11214 (2021) 1-21.
<https://doi.org/10.3390/app112311214>
- [Hec21] Heckmann, K.; Sievers, J.; Schopf, T.; Lücker, L.; Schmiedt-Kalenborn, A.; Walther, F.; Starke, P.; Acosta, R.; Boller, C.: Correlation of load drop and crack initiation criteria in fatigue life experiments of metallic materials. *Engineering Fracture Mechanics* 251, 107785 (2021) 1-14.
<https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2021.107785>

Literaturverzeichnis Abschlussbericht

- [Aco18] Acosta, R.; Starke, P.; Boller, C.; Jamrozy, M.; Klein, M.; Knyazeva, M.; Walther, F.; Heckmann, K.; Sievers, J.; Schopf, T.; Schuler, X.: Nutzung zerstörungsfreier Prüfverfahren zur mikrostrukturbasierten Restlebensdauerbewertung alternder metallischer Werkstoffe und Komponenten in der Energietechnik. ndt.net, 2018.
- [Aco20] Acosta, R.; Wu, H.; Sridaran Venkat, R.; Weber, F.; Tenkamp, J.; Walther, F.; Starke, P.: SteBLife, a new approach for the accelerated generation of metallic materials' fatigue data. Metals 6/10, S. 798, 2020.
- [Aco22] Acosta, R.; Boller, C.; Heckmann, K.; Sievers, J.; Schopf, T.; Bill, T.; Starke, P.; Lücker, L.; Donnerbauer, K.; Walther, F.: Microstructure-based lifetime assessment of austenitic steel AISI 347 exposed to corrosion and fatigue. Transactions SMiRT-26 26, 2022.
- [ASM10] ASME: Boiler and Pressure Vessel Code. Volume VIII, Division 2, Alternative Rules, Rules for Construction of Pressure Vessels, 2010.
- [ASM90] ASM Handbook Committee: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. ASM International, 1990.
- [Bas10] Basquin, O. H.: The exponential law of endurance tests. Proc Am Soc Test Mater 10, S. 625–630, 1910.
- [Ber82] Berstein, G.; Fuchsbauer, B.: Festwalzen und Schwingfestigkeit. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 3/13, S. 103–109, 1982.
- [Bil21] Bill, T.; Acosta, R.; Boller, C.; Donnerbauer, K.; Lücker, L.; Walther, F.; Heckmann, K.; Sievers, J.; Schopf, T.; Weihe, S.; Starke, P.: A short-time approach for fatigue life evaluation of AISI 347 steel for nuclear power energy applications. Applied Sciences 23/11, S. 11405, 2021.
- [BMU23] BMUV; BMWK: Deutschland beendet das Zeitalter der Atomkraft. AKW Emsland, Isar 2 und Neckarwestheim 2 gehen vom Netz. Pressemitteilung, 2023.
- [BMW21] BMWi: Forschungsförderung zur nuklearen Sicherheit. Projektförderprogramm des Bundesministeriums für Wirtschaft und Energie zur Sicherheitsforschung für kerntechnische Anlagen, 2021.

- [Bos21] Bosch, A.; Vormwald, M.: Modeling short crack propagation under variable structural and thermal loadings. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 6/44, S. 1652–1674, 2021.
- [Bun18] Bundesministerium für Wirtschaft und Energie: 7. Energieforschungsprogramm der Bundesregierung. Innovationen für die Energiewende, 2018.
- [Cho02] Chopra, O.: Mechanism and Estimation of Fatigue Crack Initiation in Austenitic Stainless Steels in LWR Environments. NUREG/CR-6787, United States Nuclear Regulatory Commission, 2002.
- [Cho18] Chopra, O.; Stevens, G.: Effect of LWR water environments on the fatigue life of reactor materials - final report. NUREG/CR-6909, Rev. 1, United States Nuclear Regulatory Commission, 2018.
- [Chr12] Chrysochoos, A.; Boulanger, T.; Morabito, A. E.: Dissipation and Thermoelastic Coupling Associated with Fatigue of Materials. *Lecture Notes in Applied and Computational Mechanics* 61, S. 147–156, 2012.
- [Cof54] Coffin, L. F.: A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal. *Journal of Fluids Engineering* 6/76, S. 931–949, 1954.
- [Dob08] Dobmann, G.; Altpeter, I.; Wolter, B.; Kern, R.: Industrial applications of 3MA - Micromagnetic multiparameter microstructure and stress analysis. *Studies in Applied Electromagnetics and Mechanics* 31, S. 18–25, 2008.
- [Dob13] Dobmann, G.; Boller, C.; Herrmann, H.-G.; Altpeter, I.: Electromagnetic NDT for lifetime management by monitoring of ageing phenomena. *Proceedings of the 12th International Conference of the Slovenian Society for Non-Destructive Testing* 12, 2013.
- [Don24] Donnerbauer, K.; Bill, T.; Starke, P.; Acosta, R.; Yerrapa, B.; Boller, C.; Heckmann, K.; Sievers, J.; Walther, F.: Fatigue life evaluation of metastable austenitic stainless steel AISI 347 based on nondestructive testing methods for different environmental conditions. *International Journal of Fatigue* 179, S. 108056, 2024.
- [Erv97] Erve, M.: Die Bedeutung der Werkstofftechnik beim Lebensdauermanagement für nukleare Anlagen. *Proceedings of 23rd MPA-Seminar* 23, 1997.
- [Fle10] Fleck, C.; Eifler, D.: Corrosion, fatigue and corrosion fatigue behaviour of metal implant materials, especially titanium alloys. *International Journal of Fatigue* 6/32, S. 929–935, 2010.

- [Fon86] Fontana, M. G.: Corrosion engineering. McGraw Hill, New York, 1986.
- [Gan94] Ganesh Sundara Raman, S.; Padmanabhan, K. A.: Influence of martensite formation and grain size on room temperature low cycle fatigue behaviour of AISI 304LN austenitic stainless steel. *Materials Science and Technology* 7/10, S. 614–620, 1994.
- [Gre10] Grebner, H.; Wang, Y.; Schimpfke, T.; Sievers, J.: Weiterentwicklung der strukturmechanischen Analysemethodik zur Bestimmung der Strukturzuverlässigkeit passiver Komponenten. Phase II. Technischer Bericht, 2010.
- [Hah14] Hahnenberger, F.; Smaga, M.; Eifler, D.: Microstructural investigation of the fatigue behavior and phase transformation in metastable austenitic steels at ambient and lower temperatures. *International Journal of Fatigue* 69, S. 36–48, 2014.
- [Hec13] Heckmann, K.; Grebner, H.; Sievers, J.: Weiterentwicklung probabilistischer Analysemethoden zur Lebensdauerbestimmung von Rohrleitungen und Behältern. GRS-A-3709, Köln, 2013.
- [Hec15] Heckmann, K.; Ma, K.; Sievers, J.: Probabilistic aspects on break preclusion assessment in nuclear piping. *Proceedings of 41st MPA-Seminar* 41, 2015.
- [Hec16] Heckmann, K.; Sievers, J.; Arndt, J.; Bläsius, C.: Weiterentwicklung und Erprobung des Rechenprogramms PROST zur probabilistischen und deterministischen Bewertung von Rohrleitungen und Behältern im Rahmen von Leck-vor-Bruch Nachweisen. Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheit (GRS) gGmbH, Köln, Garching b. München, Berlin, Braunschweig, 2016.
- [Hec18] Heckmann, K.; Sievers, J.; Schopf, T.; Schuler, X.; Acosta, R. de; Starke, P.; Boller, C.; Jamrozy, M.; Knyazeva, M.; Walther, F.: StrainLife: Efficient fatigue life data generation for an enhanced ageing assessment of metallic components. *Proceedings of ASME 2018 Pressure Vessels and Piping Conference*, 2018.
- [Hec23] Heckmann, K.; Arndt, J.; Sievers, J.: Mikrostrukturbasierte Ermittlung der maximalen Einsatzdauer für korrosionsermüdungsbeanspruchte Werkstoffe und Komponenten der Kernenergie. Abschlussbericht zum Teilvorhaben RS1594E Erweiterung der Berechnungsverfahren, 2023.

- [Ho87] Ho, N. J.; Tjong, S. C.: Cyclic stress-strain behaviour of austenitic Fe-29.7Mn-8.7Al-1.04C alloy at room temperature. *Materials Science and Engineering* 94, S. 195–202, 1987.
- [Idl75] Idler, R.: Das Zeitfestigkeitsverhalten von Stählen unter Berücksichtigung der Dehngeschwindigkeit, Oberflächenbeschaffenheit, Kerbwirkung und des Temperaturverlaufs, 1975.
- [Kal82] Kalwa, G.; Haarmann, K.: Das Rohr im modernen Kraftwerksbau. *Stahl und Eisen* 17/102, S. 53–56, 1982.
- [Kam20] Kammerer, M. C.: Modellierung des Ermüdungsverhaltens von Mischschweißnähten unter Mediumsbedingungen bei multiaxialer thermo-mechanischer Beanspruchung. Dissertation, 2020.
- [Kan97] Kanasaki, H.; Umehara, R.; Mizuta, H.; Suyama, T.: Effects of strain rate and temperature change on the fatigue life of stainless steels in PWR primary water. *SMiRT* 14, 1997.
- [Kha19] Khan; Ya; Pao: An experimental study on the erosion-corrosion performance of AISI 1018 carbon steel and AISI 304L stainless steel 90-degree elbow pipe. *Metals* 12/9, S. 1260, 2019.
- [Kim03] Kim, Y.-J.; Andresen, P. L.: Data quality, issues, and guidelines for electrochemical corrosion potential measurement in high-temperature water. *Corrosion* 7/59, S. 584–596, 2003.
- [Kle16] Klein, M.; Starke, P.; Nowak, D.; Boller, C.; Walther, F.: Separation of surface, subsurface and volume fatigue damage effects in AISI 348 steel for power plant applications. *Materials Testing* 7-8/58, S. 601–607, 2016.
- [Kra01] Kraft, J.: Einfluss der Textur auf die elastischen Eigenschaften ein- und mehrphasiger Werkstoffe, 2001.
- [KTA17] 3201.2:2017, Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren Teil 2: Auslegung, Konstruktion und Berechnung.
- [Kus84] Kussmaul, K.: German basic safety concept rules out possibility of catastrophic failure. *Nuclear Engineering International* 12, S. 41–46, 1984.
- [Kus86] Kussmaul, K.; Diem, H.; Blind, D.: Deformation and failure behaviour of elbows, Experimental results and analytical predictions. *Seismic Engineering for Piping Systems, Tanks and Power Plant Equipment* 108, S. 91–104, 1986.

- [Luf68] Luft, G.: Zeitfestigkeitsverhalten von Stählen. Techn.-wiss. Berichte MPA Stuttgart 2, 1968.
- [Lya19] Lyamkin, V.; Starke, P.; Boller, C.: Lebenszyklusmanagement alternder metallischer Komponenten in der Nukleartechnik auf Basis zerstörungsfreier Erfassung und Interpretation örtlicher Werkstoffeigenschaften. Abschlussbericht zum Vorhaben 1501525, 2019.
- [Lya20] Lyamkin, V.; Starke, P.; Boller, C.: Magnetic force imaging for spatially resolved assessment of ferromagnetic phase fraction in austenitic stainless steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* 497, 2020.
- [Lya24] Lyamkin, V.; Boller, C.: Zerstörungsfreie elektromagnetische und elektrische Messung betriebsbedingter Schädigung in mechanisch und thermisch beanspruchten austenitischen Stählen. Abschlussbericht zum Vorhaben 1501608, 2024.
- [Lyd21] Lydell, B.; Forano, D. E.; Riznic, J.: OECD nuclear energy agency CODAP database project on passive component operating experience. An international collaboration in materials research. *Nuclear Engineering and Design* 380, S. 111280, 2021.
- [Mac19] Maci, F.; Jamrozy, M.; Acosta, R.; Starke, P.; Boller, C.; Heckmann, K.; Sievers, J.; Schopf, T.; Walther, F.: Characterization of the fatigue behavior of mechanical and thermal aged austenitic power plant steel AISI 347. In (Correia, J. A. et al. Hrsg.): *Mechanical Fatigue of Metals*. Springer International Publishing, S. 65–71, 2019.
- [Man53] Manson, S. S.: Behavior of materials under conditions of thermal stress. National Advisory Committee for Aeronautics, 1953.
- [Mib20] Acosta, R.; Boller, C.; Starke, P.; Lücker, L.; Schmiedt-Kalenborn, A.; Walther, F.; Schopf, T.; Stumpfrock, L.; Heckmann, K.; Sievers, J.: Mikrostrukturbasierte Ermittlung der maximalen Einsatzdauer für korrosionsermüdungsbeanspruchte Werkstoffe und Komponenten der Kerntechnik. Abschlussbericht zum Verbundvorhaben 1501528 - Teil 1, 2020.
- [Mic10] Michel, F.; Sayar, D.: Weiterentwicklung der Wissensbasis für druckführende Komponenten in Kernkraftwerken. Abschlussbericht zum Vorhaben 3608R01332, 2010.
- [Min45] Miner, M. A.: Cumulative damage in fatigue. *Journal of Applied Mechanics* 3/12, 159-164, 1945.

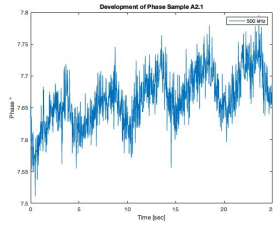
- [Mor65] Morrow, J.: Cyclic plastic strain energy and fatigue of metals. Internal Friction, Damping, and Cyclic Plasticity, S. 45–87, 1965.
- [Pal24] Palmgren A.G.: Die Lebensdauer von Kugellagern. Zeitschrift des Vereines Deutscher Ingenieure 14, S. 339–341, 1924.
- [Rav05] Ravi Kumar, B.; Singh, R.; Mahato, B.; De, P. K.; Bandyopadhyay, N. R.; Bhattacharya, D. K.: Effect of texture on corrosion behavior of AISI 304L stainless steel. Materials Characterization 2/54, S. 141–147, 2005.
- [Roe91] Roeder, E.; Selzer, R.; Vollmar, J.: Elektrochemisch kontrollierte Dauerschwingversuche mit dem ferritisch-austenitischen Stahl X 2 CrNiMoN 22 5 3 in 3%iger NaCl-Lösung. Steel Research 10/62, S. 459–464, 1991.
- [Röt03] Röttger, K.: Walzen hartgedrehter Oberflächen. Zugl.: Aachen, Techn. Hochsch., Diss., 2002. Shaker, Aachen, 2003.
- [Rud12] Rudolph, J.; Götz, A.; Hilpert, R.: Regelwerkskonforme Bestimmung von Erschöpfungsgraden bei allgemeinen elasto-plastischen Finite-Elemente-Analysen. Technische Sicherheit 7/8/2, S. 39–44, 2012.
- [Rud21] Rudolph, J.; Bergholz, S.; Heinz, B.; Jou, B.: AREVA Fatigue Concept - A Three Stage Approach to the Fatigue Assessment of Power Plant Components. In (IntechOpen Hrsg.): Nuclear Power Plants, 2021.
- [Sch20] Schmiedt-Kalenborn, A.: Mikrostrukturbasierte Charakterisierung des Ermüdungs- und Korrosionsermüdungsverhaltens von Lötverbindungen des Austenits X2CrNi18-9 mit Nickel- und Goldbasislot. Springer Fachmedien Wiesbaden, Wiesbaden, 2020.
- [Sei05] Seifert, H. P.; Ritter, S.: Research and service experience with environmentally-assisted cracking in carbon and low-alloy steels in high-temperature water. SKI Report, 2005.
- [Sma19] Smaga; Boemke; Daniel; Skorupski; Sorich; Beck: Fatigue behavior of metastable austenitic stainless steels in LCF, HCF and VHCF regimes at ambient and elevated temperatures. Metals 6/9, S. 704, 2019.
- [Sta10] Starke, P.; Walther, F.; Eifler, D.: "PHYBAL" a short-time procedure for a reliable fatigue life calculation. Advanced Engineering Materials 4/12, S. 276–282, 2010.

- [Sta11] Starke, P.; Klein, M.; Eifler, D.: Resistivity – a characteristic fingerprint of fatigue induced changes in the microstructure of metallic materials. *Procedia Engineering* 10, S. 698–703, 2011.
- [Sta18] Starke, P.; Walther, F.; Eifler, D.: Model-based correlation between change of electrical resistance and change of dislocation density of fatigued-loaded ICE R7 wheel steel specimens. *Materials Testing* 7-8/60, S. 669–677, 2018.
- [Sta19] Starke, P.: StressLife tc – NDT-related assessment of the fatigue life of metallic materials. *Materials Testing* 4/61, S. 297–303, 2019.
- [Sun23] Sun, L.; Chen, S.; Qiu, J.; Zhao, T.: Research on the mechanism and detection method of intergranular corrosion of AISI 304 stainless steel by electrochemical techniques in heat exchanger equipment. *Journal of Materials Engineering and Performance* 2/32, S. 534–543, 2023.
- [Swa22] Swacek, C.; Stumpfrock, L.; Rudolph, J.; Herbst, M.: Untersuchungen zum Einfluss bauteilrelevanter Beanspruchungen auf die Ermüdungsfestigkeit austenitischer und ferritischer Stähle einschließlich Schweißverbindungen. Abschlussbericht zum Verbundvorhaben 1501569A, 2022.
- [Tad04] Tada, E.; Noda, K.; Kumai, S.; Tsuru, T.: Monitoring of corrosion fatigue cracking using harmonic analysis of current responses induced by cyclic stressing. *Corrosion Science* 6/46, S. 1549–1563, 2004.
- [Tsu00] Tsutsumi, K.; Kanasaki, H.; Umokoshi, T.; Nakamura, T.; Urata, S.; Mizuta, H.; Nomoto, S.: Fatigue Life Reduction in PTW Water Environment for Stainless Steels. *Assessment Methodologies for Preventing Failure: Service Experience and Environmental Considerations*. ASME, 2000.
- [Tsu01] Tsutsumi, K.; Dodo, T.; Kanasaki, H.; Nomoto, S.; Minami, Y.; Nakamura, T.: Fatigue behavior of stainless steel under conditions of changing strain rate in PWR primary water. *Pressure Vessel and Piping Codes and Standards*. ASME, S. 135–141, 2001.
- [Vei24] Veile, G.; Schopf, T.; Weihe, S.: Influence of high temperature water on AISI 304, AISI 347 and ER 347 regarding their threshold value and surface oxidation. *SMiRT* 27, 2024.
- [Wal14] Walther, F.: Microstructure-oriented fatigue assessment of construction materials and joints using short-time load increase procedure. *Materials Testing* 7-8/56, S. 519–527, 2014.

- [Wan13] Wang, Y.; Sievers, J.: Probabilistic analysis of 3d mixed mode fatigue crack propagation in a feed water nozzle under cyclic thermal loading. Proceedings of the 18th European Conference on Fracture 18, 2013.
- [Wit16] Wittke, P.; Klein, M.; Dieringa, H.; Walther, F.: Corrosion fatigue assessment of creep-resistant magnesium alloy Mg–4Al–2Ba–2Ca in aqueous sodium chloride solution. International Journal of Fatigue 83, S. 59–65, 2016.

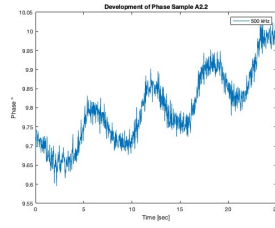
5 Anhang

A2.1 $\varepsilon = 0,4 \%$



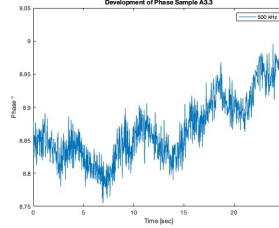
$\Delta\theta = 0,14^\circ$

A2.2 $\varepsilon = 0,6 \%$



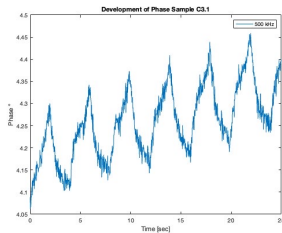
$\Delta\theta = 0,17^\circ$

A3.3 $\varepsilon = 0,7 \%$



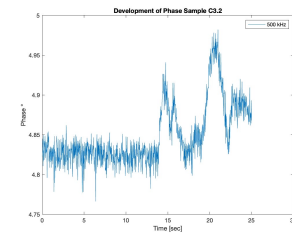
$\Delta\theta = 0,09^\circ$

C3.1 $\varepsilon = 0,4 \%$



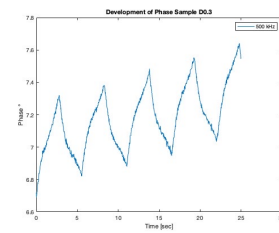
$\Delta\theta = 0,22^\circ$

C3.2 $\varepsilon = 0,7 \%$



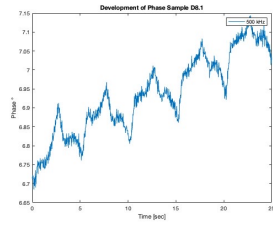
$\Delta\theta = 0,149^\circ$

D0.3 $\varepsilon = 0,6 \%$



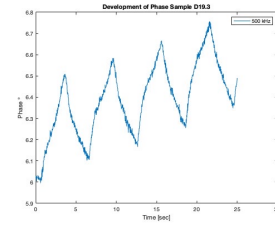
$\Delta\theta = 0,55^\circ$

D8.1 $\varepsilon = 0,5 \%$



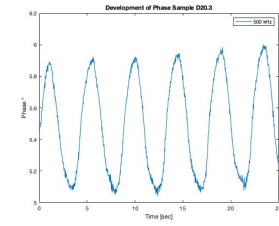
$\Delta\theta = 0,21^\circ$

D19.3 $\varepsilon = 0,55 \%$



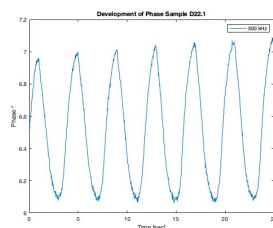
$\Delta\theta = 0,5^\circ$

D20.3 $\varepsilon = 0,45 \%$



$\Delta\theta = 0,87^\circ$

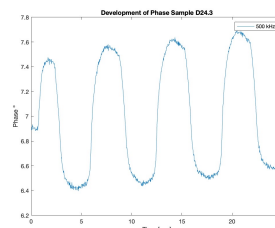
D22.1 $\varepsilon = 0,4 \%$



$\Delta\theta = 0,99^\circ$

D1 $\varepsilon = 0,4 \%$

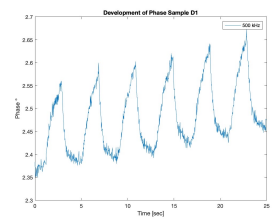
D24.3 $\varepsilon = 0,65 \%$



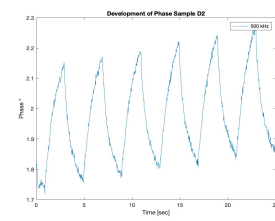
$\Delta\theta = 1,18^\circ$

D2 $\varepsilon = 0,4 \%$

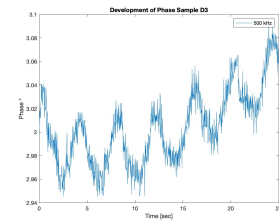
D3 $\varepsilon = 0,4 \%$



$\Delta\theta = 0,22^\circ$

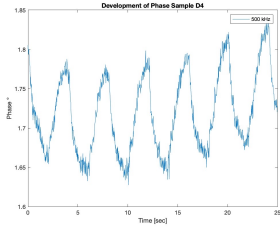


$\Delta\theta = 0,4^\circ$



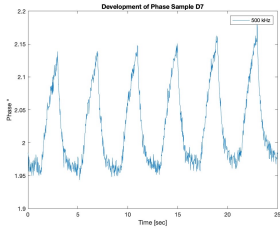
$\Delta\theta = 0,079^\circ$

D4 $\varepsilon = 0,4 \%$



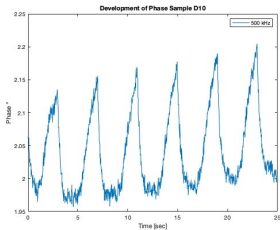
$\Delta\theta = 0,16^\circ$

D7 $\varepsilon = 0,4 \%$



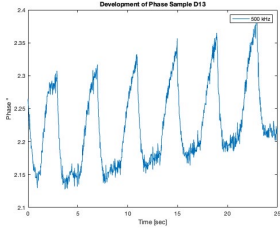
$\Delta\theta = 0,20^\circ$

D10 $\varepsilon = 0,4 \%$



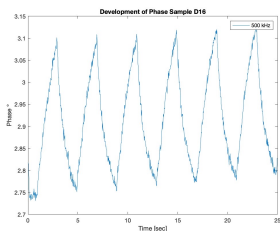
$\Delta\theta = 0,20^\circ$

D13 $\varepsilon = 0,4 \%$



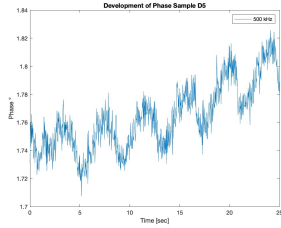
$\Delta\theta = 0,175^\circ$

D16 $\varepsilon = 0,4 \%$



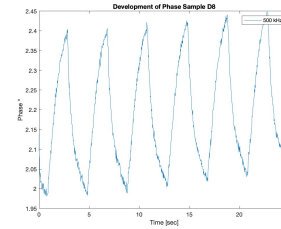
$\Delta\theta = 0,35^\circ$

D5 $\varepsilon = 0,4 \%$



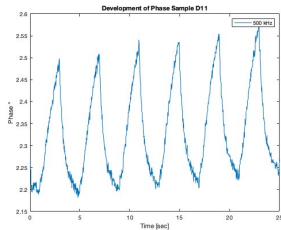
$\Delta\theta = 0,045^\circ$

D8 $\varepsilon = 0,4 \%$



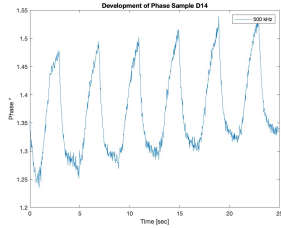
$\Delta\theta = 0,40^\circ$

D11 $\varepsilon = 0,4 \%$



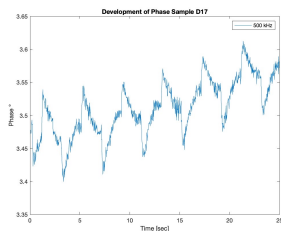
$\Delta\theta = 0,32^\circ$

D14 $\varepsilon = 0,4 \%$



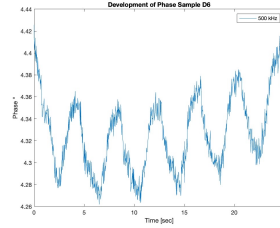
$\Delta\theta = 0,2^\circ$

D17 $\varepsilon = 0,4 \%$



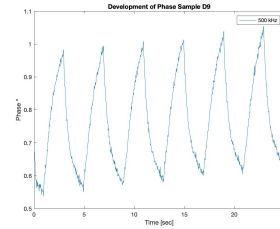
$\Delta\theta = 0,13^\circ$

D6 $\varepsilon = 0,4 \%$



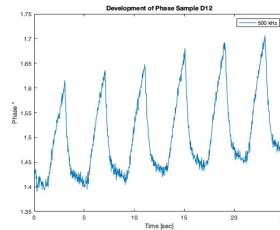
$\Delta\theta = 0,09^\circ$

D9 $\varepsilon = 0,4 \%$



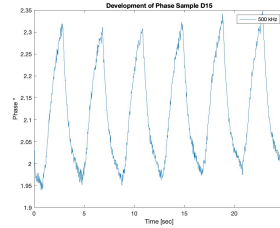
$\Delta\theta = 0,43^\circ$

D12 $\varepsilon = 0,4 \%$



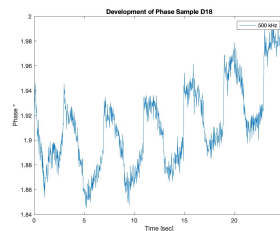
$\Delta\theta = 0,22^\circ$

D15 $\varepsilon = 0,4 \%$



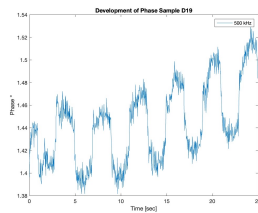
$\Delta\theta = 0,34^\circ$

D18 $\varepsilon = 0,4 \%$



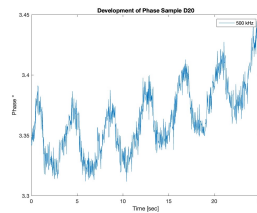
$\Delta\theta = 0,08^\circ$

D19 $\varepsilon = 0,4 \%$



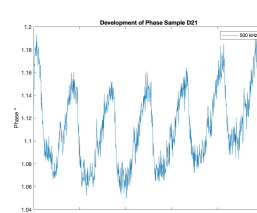
$\Delta\theta = 0,07^\circ$

D20 $\varepsilon = 0,4 \%$



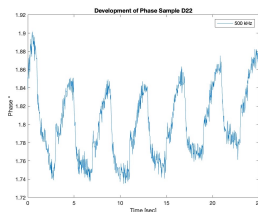
$\Delta\theta = 0,06^\circ$

D21 $\varepsilon = 0,4 \%$



$\Delta\theta = 0,08^\circ$

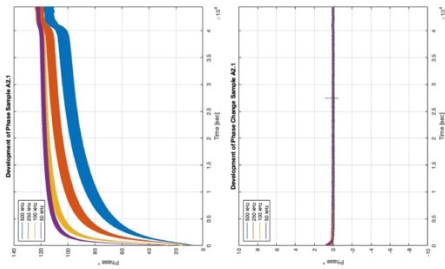
D22 $\varepsilon = 0,4 \%$



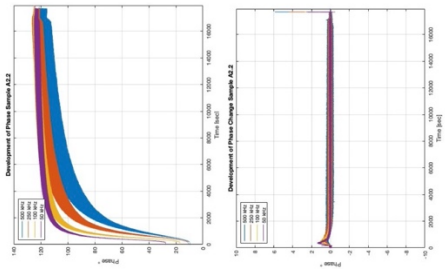
$\Delta\theta = 0,10^\circ$

Abb. A1: Erste 1000 Messpunkte der Phase der Wirbelstromimpedanz der an ungekerbten Proben durchgeführten Ermüdungsversuche unter einstufiger Belastung

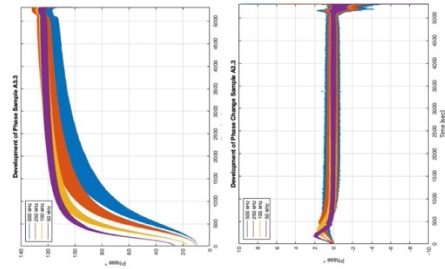
A2.1 $\varepsilon = 0,4\%$



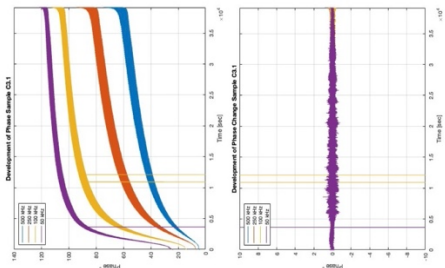
A2.2 $\varepsilon = 0,6\%$



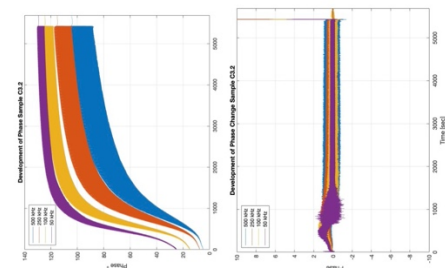
A3.3 $\varepsilon = 0,7\%$



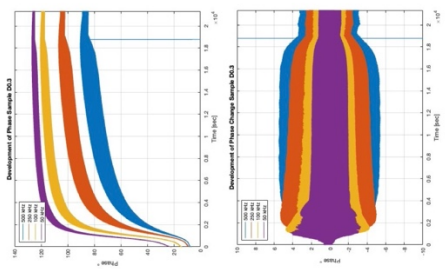
C3.1 $\varepsilon = 0,4\%$

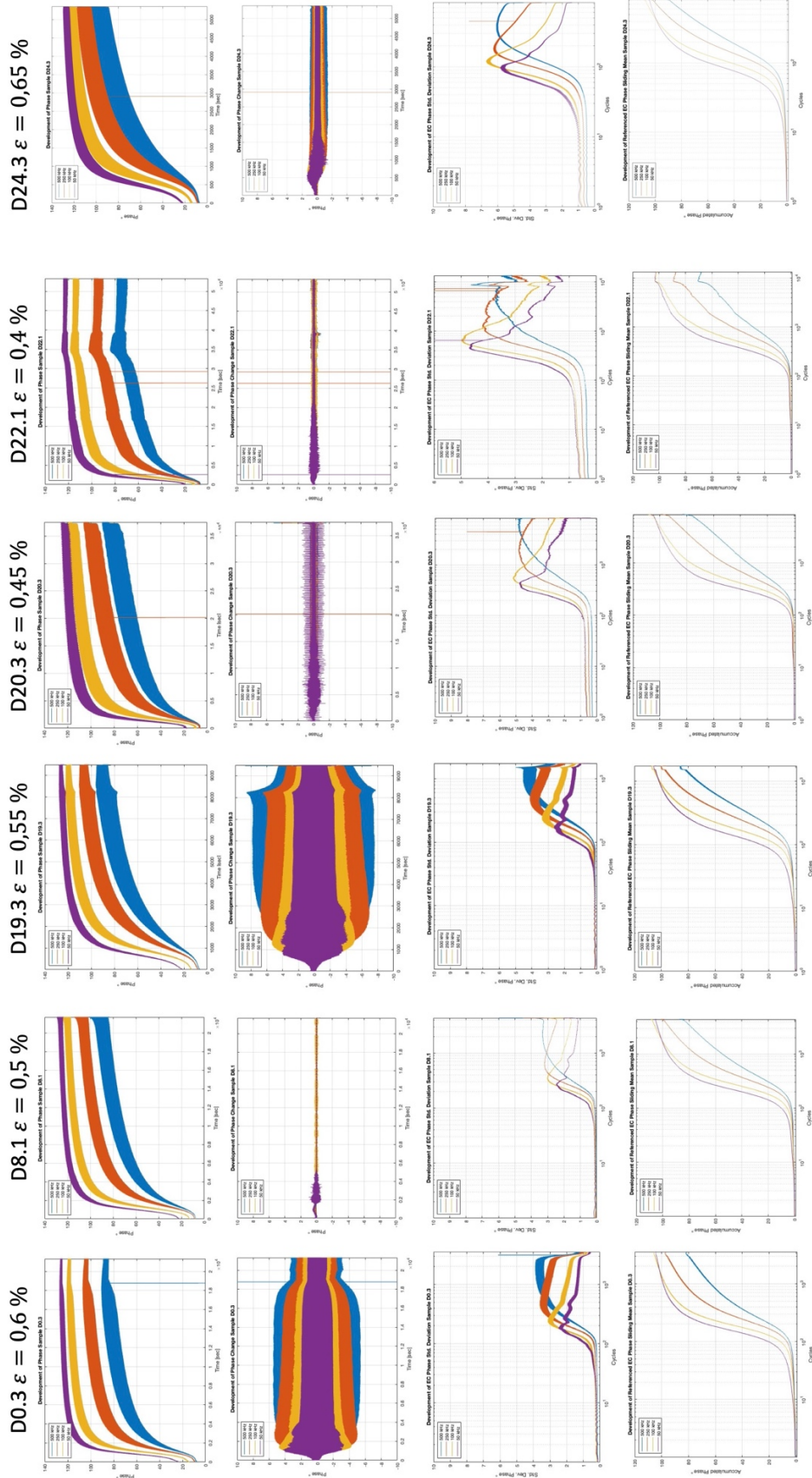


C3.2 $\varepsilon = 0,7\%$

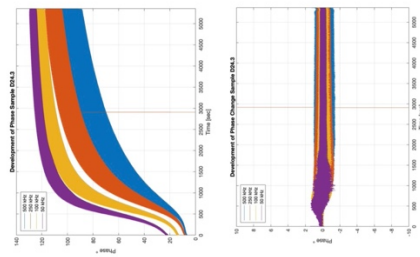


D0.3 $\varepsilon = 0,6\%$

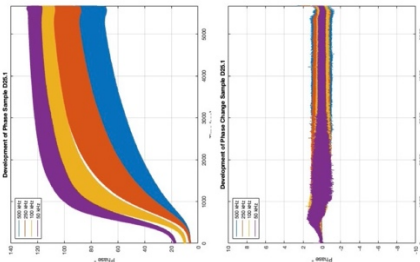




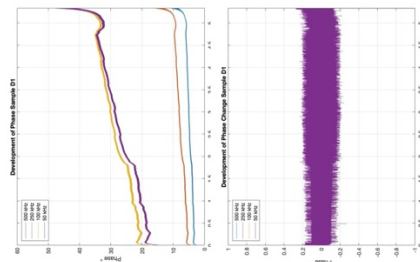
D24.3 $\varepsilon = 0,65\%$



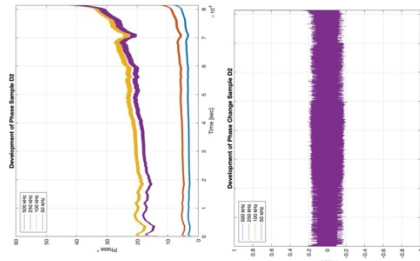
D25.1 $\varepsilon = 0,7\%$



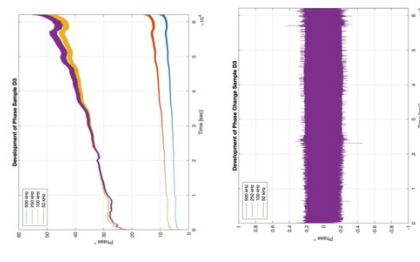
D1 $\varepsilon = 0,4\%$



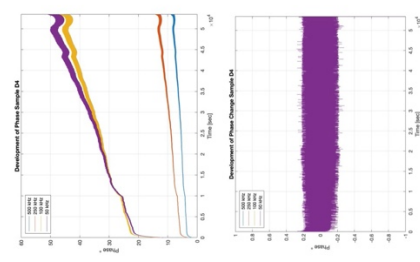
D2 $\varepsilon = 0,4\%$



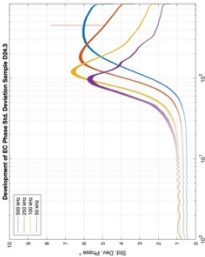
D3 $\varepsilon = 0,4\%$



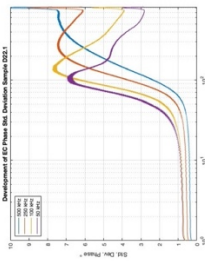
D4 $\varepsilon = 0,4\%$



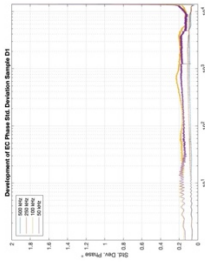
D24.3 $\varepsilon = 0,65\%$



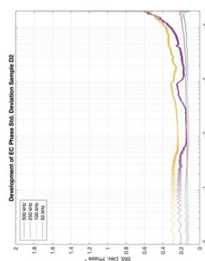
D25.1 $\varepsilon = 0,7\%$



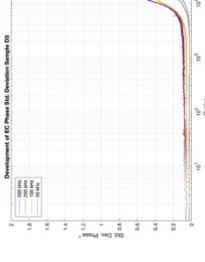
D1 $\varepsilon = 0,4\%$



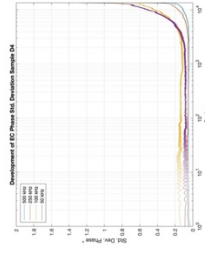
D2 $\varepsilon = 0,4\%$



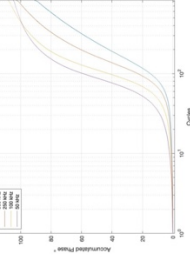
D3 $\varepsilon = 0,4\%$



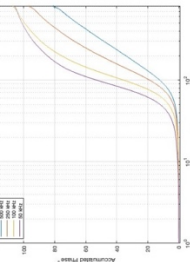
D4 $\varepsilon = 0,4\%$



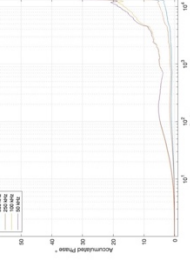
D24.3 $\varepsilon = 0,65\%$



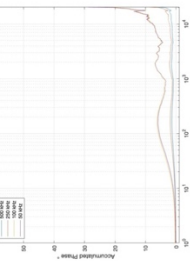
D25.1 $\varepsilon = 0,7\%$



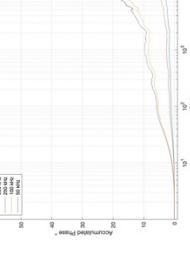
D1 $\varepsilon = 0,4\%$



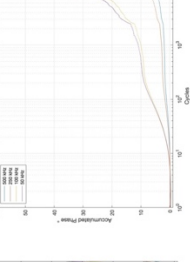
D2 $\varepsilon = 0,4\%$



D3 $\varepsilon = 0,4\%$



D4 $\varepsilon = 0,4\%$



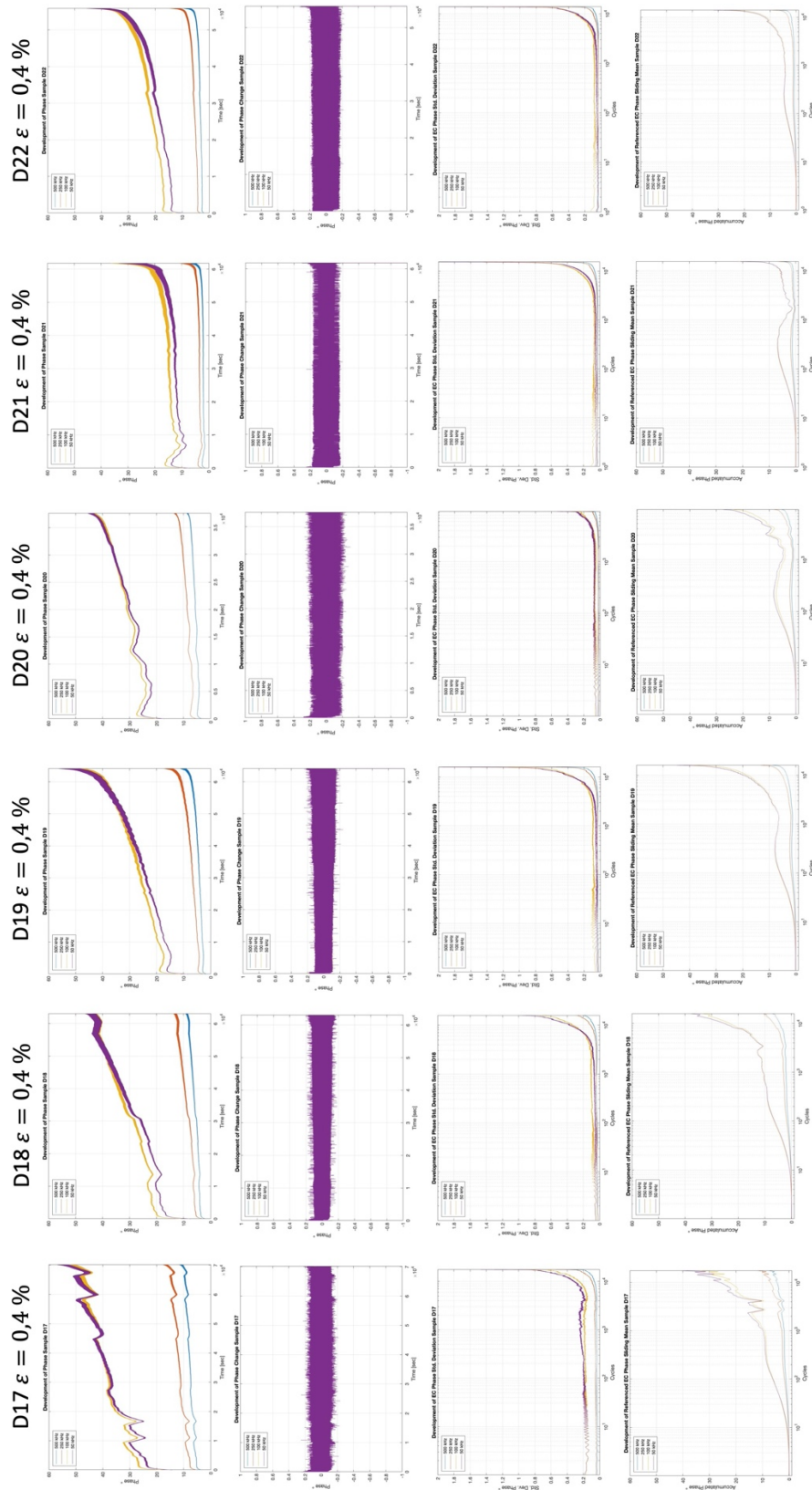
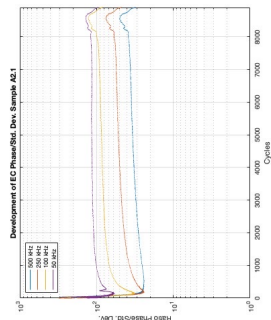
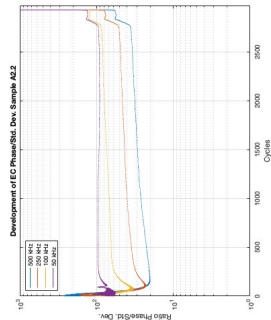


Abb. A2: Auswertung der Phase der Wirbelstromimpedanz der an ungekerbten Proben durchgeführten Ermüdungsversuche unter einstufiger Belastung

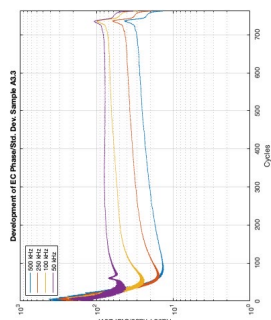
A2.1 $\varepsilon = 0,4\%$



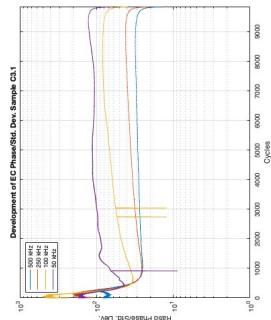
A2.2 $\varepsilon = 0,6\%$



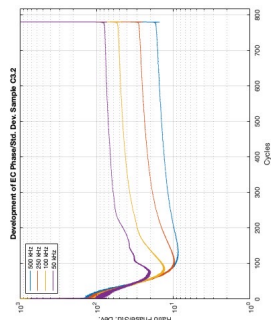
A3.3 $\varepsilon = 0,7\%$



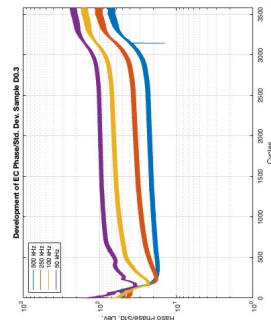
C3.1 $\varepsilon = 0,4\%$



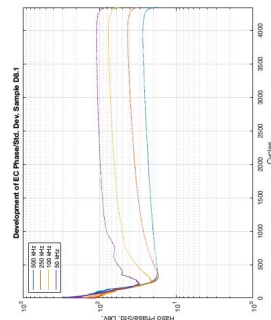
C3.2 $\varepsilon = 0,7\%$



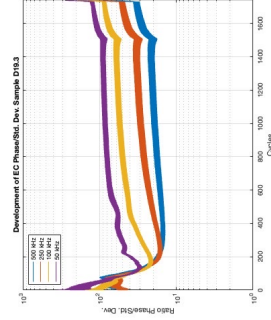
D0.3 $\varepsilon = 0,6\%$



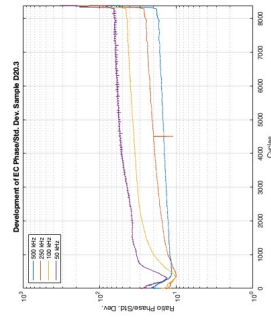
D8.1 $\varepsilon = 0,5\%$



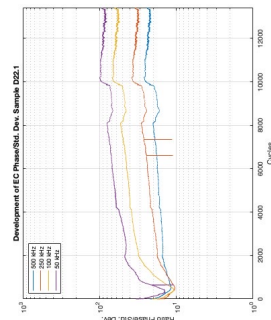
D19.3 $\varepsilon = 0,55\%$



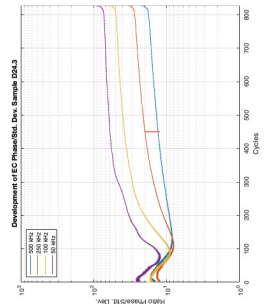
D20.3 $\varepsilon = 0,45\%$



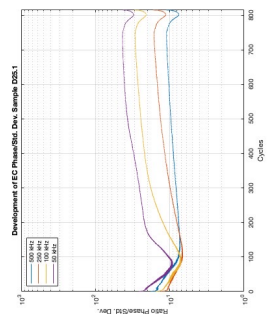
D22.1 $\varepsilon = 0,4\%$



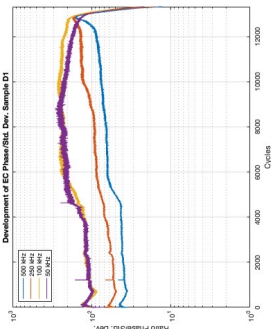
D24.3 $\varepsilon = 0,65\%$



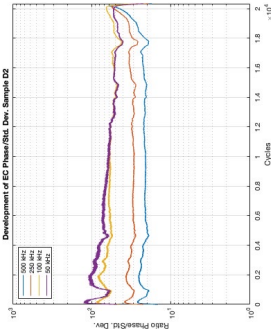
D25.1 $\varepsilon = 0,7\%$



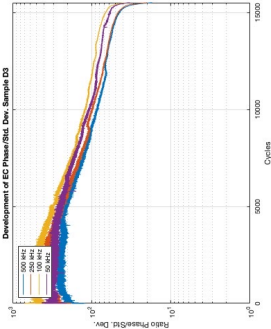
D1 $\varepsilon = 0,4\%$



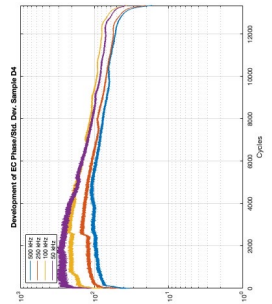
D2 $\varepsilon = 0,4\%$



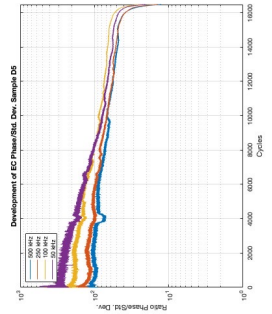
D3 $\varepsilon = 0,4\%$



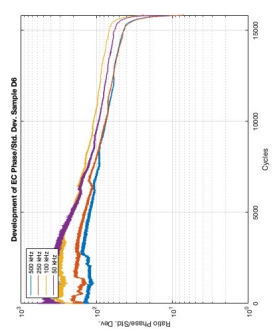
D4 $\varepsilon = 0,4\%$



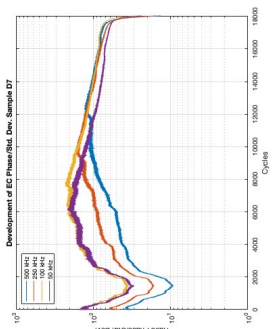
D5 $\varepsilon = 0,4\%$



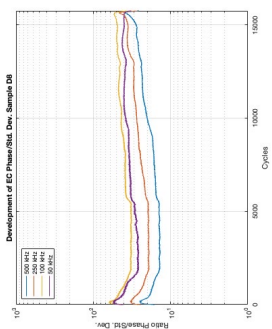
D6 $\varepsilon = 0,4\%$



D7 $\varepsilon = 0,4\%$



D8 $\varepsilon = 0,4\%$



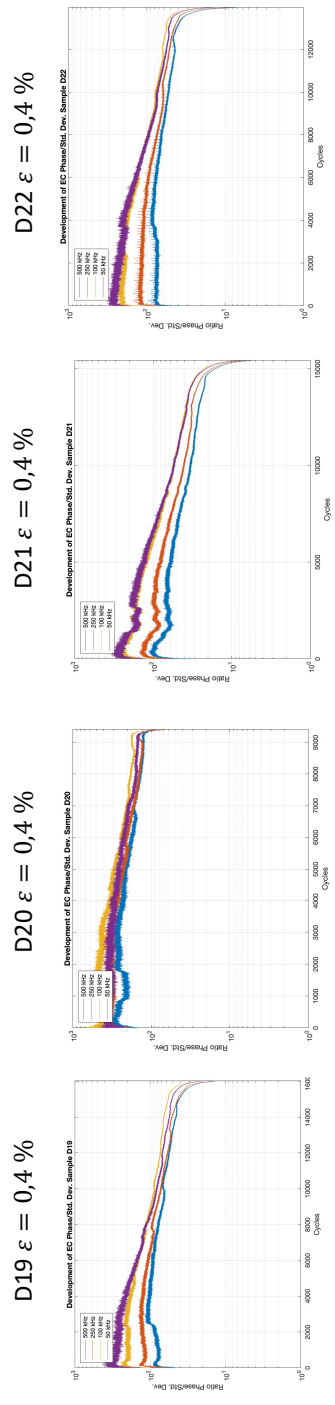


Abb. A3: Auswertung des Verhältnisses von Mittelwert zu Standardabweichung der gemessenen Phase der Wirbelstromimpedanz der an ungekerbten Proben durchgeführten Ermüdungsversuche unter einstufiger Belastung