

Thermische Ermüdung in Kraftwerkskomponenten: Experimentelle und numerische Untersuchungen

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

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Stefan Tobias Utz

geboren in Illertissen

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

Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. Jörg Starflinger

Tag der mündlichen Prüfung: 5. November 2015

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

2015

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als akademischer Mitarbeiter am Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre (*IMWF*) der Universität Stuttgart.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Professor Dr.-Ing. habil. Eberhard Roos. Seine Betreuung, Förderung und Unterstützung haben wesentlich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen.

Herrn Professor Dr.-Ing. Jörg Starflinger danke ich sehr herzlich für sein großes Interesse an dieser Arbeit und seine Bereitschaft zur Übernahme des Mitberichts.

Ebenfalls möchte ich mich bei meinen Kolleginnen und Kollegen an der Materialprüfungsanstalt (*MPA*) Universität Stuttgart und am *IMWF* für die stets sehr gute Zusammenarbeit bedanken.

Für die zahlreichen konstruktiven Diskussionen danke ich besonders Frau Dr. rer. nat. Ewa Soppa und Herrn Dipl.-Ing. Xaver Schuler. Bei meinen Kollegen Herrn Dipl.-Ing. Patrick Buhl, Herrn Dipl.-Ing. Philipp Rettenmeier und Herrn Dipl.-Ing. Chris Kohler bedanke ich mich für ihre fachlichen Hinweise.

Den Ingenieuren und Technikern des Referats „Elektronenmikroskopie und Metallographie“ gilt mein Dank für die Durchführung des aufwändigen Versuchsprogramms. Frau Stefanie Bisinger danke ich sehr herzlich für die immerwährende und ausgezeichnete organisatorische Unterstützung während des Entstehens dieser Arbeit. Nicht zuletzt gilt mein Dank allen Kolleginnen und Kollegen am *IMWF* und an der *MPA Universität Stuttgart*, insbesondere Frau Dipl.-Ing. Sarah Gehrlicher und Herrn Dr.-Ing. Stefan Krojer, für die angenehme Arbeitsatmosphäre während meiner 5-jährigen Tätigkeit am Institut. Darüber hinaus möchte ich mich bei allen Studierenden bedanken, die mich im Rahmen von Bachelor- und Studienarbeiten tatkräftig unterstützt haben.

Ein wesentlicher Teil der Untersuchungen wurde mit Mitteln des Bundesministeriums für Bildung und Forschung (*BMBF*) im Rahmen des Forschungsvorhabens *02NUK009E* gefördert.

„Danke“ sage ich von ganzem Herzen meinen Eltern und Martina für die stets erstklassige Unterstützung, Motivation und das mir entgegengebrachte Verständnis und Vertrauen während des Entstehens dieser Arbeit.

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis	I
Abkürzungen und Formelzeichen	III
Kurzfassung	VII
Abstract.....	IX
1 Einleitung.....	1
2 Stand von Wissenschaft und Technik.....	3
2.1 Thermische Ermüdung.....	3
2.2 Ermüdungsschädigung.....	3
2.3 Intrusionen und Extrusionen.....	4
2.4 Werkstoff <i>X6CrNiNb18-10</i>	5
2.5 Mikrostrukturuntersuchung mit der <i>FIB</i> -Technik.....	7
2.6 Eigenspannungsmessung durch Röntgenbeugung (<i>XRD</i>).....	9
2.7 Materialmodellierung.....	9
2.8 Lebensdauerabschätzung	10
2.8.1 Regelwerksbasierte Vorgehensweise	11
2.8.2 Fortschrittliche Schädigungsparameter.....	15
3 Werkstoffcharakterisierung.....	19
3.1 Halbzeug, Herstellung und Wärmebehandlung	19
3.2 Chemische Zusammensetzung.....	19
3.3 Gefügecharakterisierung.....	20
3.4 Mechanisch-technologische Kennwerte	24
3.5 Dynamische E-Modul-Bestimmung.....	30
4 Experimentelle Untersuchungen.....	33
4.1 Vorüberlegungen.....	33
4.2 Entwicklung der Prüfvorrichtung und der Kalottenprobe.....	34
4.2.1 Machbarkeitsstudie	34
4.2.2 Kalottenprobe.....	40
4.2.3 Prüfvorrichtung	42
4.3 Durchführung thermischer Wechselversuche	43

4.3.1	Temperaturmessungen mit Pyrometern und Thermokamera	44
4.3.2	Optische Verformungs-/Dehnungsmessung mit <i>ARAMIS</i>	47
4.3.3	Lebensdauer.....	49
4.4	Mikrostrukturanalyse thermisch belasteter Kalottenproben.....	50
4.4.1	Gefügeveränderungen an der Oberfläche.....	50
4.4.2	In-/Extrusionen, Mikrorissinitiierung und Mikrorisswachstum	54
4.4.3	Makrorisse und Versagen	62
4.4.4	Versetzungsstrukturen	63
4.4.5	Eigenspannungen	64
5	Numerische Untersuchungen	67
5.1	Materialmodellierung.....	67
5.2	Thermomechanische 3D-Finite-Elemente-Simulation.....	68
5.2.1	Modellerstellung und Randbedingungen.....	69
5.2.2	Thermische Simulation.....	70
5.2.3	Strukturmechanische Simulation	76
5.3	Lebensdauerbewertung.....	80
5.3.1	Regelwerksbasierte Vorgehensweise	81
5.3.2	Fortschrittliche Schädigungsparameter.....	83
6	Zusammenfassung und Ausblick	87
7	Literatur	91
8	Anhang.....	101

Abkürzungen und Formelzeichen

Abkürzungen

AIM-Life	Advanced Integrated Multiaxial Fatigue Life
ASME	The American Society of Mechanical Engineers
BMBF	Bundesministerium für Bildung und Forschung
BPVC	Boiler & Pressure Vessel Code
EDS, EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie
FE	Finite-Elemente
FEM	Finite-Elemente-Methode
FESA	Funken-Emission-Spektralanalyse
FIB	Focused Ion Beam
FKM	Forschungskuratorium Maschinenbau
FS	Fatemi und Socie
GF	Gupta-Fesich
HCF	high cycle fatigue, Langzeitfestigkeit
HV	Vickers-Härte
IfW	Fachgebiet und Institut für Werkstoffkunde (<i>IfW</i>) Technische Universität Darmstadt
IMWF	Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre
IWM	Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik (<i>IWM</i>) Freiburg
KTA	Kerntechnischer Ausschuss
LCF	low cycle fatigue, Kurzzeitfestigkeit
LiMi	Lichtmikroskop(ie)
LWR	Leichtwasserreaktor
MPA	Materialprüfungsanstalt (<i>MPA</i>) Universität Stuttgart
n. b.	nicht bestimmbar / nicht bestimmt
REM	Rasterelektronenmikroskop(ie)
RT	Raumtemperatur

SIH	Schubspannungsintensitätshypothese
SP	Schädigungsparameter
SWR	Siedewasserreaktor
SWT	Smith, Watson und Topper
TEM	Transmissionselektronenmikroskop
XRD	Röntgenbeugung (x-ray diffraction)

Weitere Abkürzungen werden im Text erläutert.

Formelzeichen

A	%	Bruchdehnung
b	---	Exponent der elastischen Dehnungs-Wöhlerlinie
c	---	Exponent der plastischen Dehnungs-Wöhlerlinie
c	$J/(kg \cdot K)$	spezifische Wärmekapazität
d	m	Gitterabstand
DB	%	Dehnungsbehinderung
E	MPa	E-Modul
G	---	Korngrößenkennzahl
K'	MPa	zyklischer Verfestigungskoeffizient
KV	J	verbrauchte Kerbschlagarbeit einer Probe mit V-Kerb
M_d	°C	Umwandlungstemperatur, bis zu der infolge plastischer Verformung Martensit gebildet werden kann
M_{d30}	°C	Umwandlungstemperatur, bei der infolge 30 %-iger Verformung 50 % Martensit gebildet werden kann
M_s	°C	Martensitstarttemperatur
n	---	Beugungsordnung
n'	---	zyklischer Verfestigungsexponent
N	---	Lastwechsel
N_f	---	Bruchlastspielzahl
N_{A5}	---	Anrisslastwechsel (5 % Lastabfall)
p	---	akkumulierte plastische Dehnung
r	mm	Radius des Ringkörpers
R	mm	Mittelpunktradius (Torus)
R_e	MPa	Streckgrenze
R_ε	---	Dehnungsverhältnis
R_m	MPa	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	MPa	0,2 %-Dehngrenze
$R_{p1,0}$	MPa	1,0 %-Dehngrenze
S'_{ij}	MPa	modifizierte Hauptspannungsdifferenzen
t	s	Zeit
T	°C	Temperatur

x, y, z	---	kartesische Koordinaten(-richtungen)
Z	%	Brucheinschnürung
α_{th}	$10^{-6}K^{-1}$	mittlerer Wärmeausdehnungskoeffizient
γ	---	Schiebung
Δ	---	Delta
ε	---	Dehnung, Gesamtdehnung
ε_a	---	Dehnungsamplitude
ε^{el}	---	elastische Dehnung
ε'_f	---	zyklischer Dehnungskoeffizient
ε_{mech}	---	mechanische Dehnung
ε^{pl}	---	plastische Dehnung
ε^{th}	---	thermische Dehnung
$\Delta\varepsilon_v$	---	Vergleichsdehnungsschwingbreite
θ	°	<i>Bragg</i> -Winkel
λ	$W/(m \cdot K)$	Wärmeleitfähigkeit
λ	m	Wellenlänge der einfallenden Röntgenstrahlung
ρ	$(\Omega \cdot m^2)/m$	spezifischer elektrischer Widerstand
ρ	kg/m^3	Dichte
ρ	m^{-2}	Versetzungsdichte
σ	MPa	Spannung, Normalspannung, Spannungstensor
σ_a	MPa	Spannungsamplitude
σ'_f	MPa	zyklischer Spannungskoeffizient
$\sigma_{n,max}$	MPa	größte Normalspannung in der Ebene n
τ	MPa	Schubspannung
χ_γ^*	---	Schiebungsgradient
χ_ε^*	---	Dehnungsgradient

Weitere Formelzeichen werden im Text erläutert.

Kurzfassung

Im Rahmen dieser Arbeit wurden die Mechanismen der Rissentstehung unter thermischer Wechselbelastung bis $\sim 300^\circ\text{C}$ am austenitischen Werkstoff *X6CrNiNb18-10* (1.4550) untersucht. Hierfür wurden intensive experimentelle und numerische Forschungs- und Entwicklungsarbeiten an der Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart durchgeführt.

Die Entwicklung einer optimalen Probengeometrie (*Kalottenprobe*) und eines dazugehörigen Prüfstands war die Grundlage umfassender experimenteller Untersuchungen, wodurch definierte und reproduzierbare Beanspruchungszustände realisiert werden konnten. Zusätzlich ermöglichte der neue Prüfstand eine gezielte Modifikation der Temperaturamplitude und der Temperaturwechselfrequenz.

Mit den neu entwickelten Kalottenproben wurden thermische Wechselversuche im Temperaturbereich von $\sim 150^\circ\text{C}$ bis $\sim 300^\circ\text{C}$ durchgeführt. Neben einer kontinuierlichen Temperaturmessung mithilfe von zwei Pyrometern im Zentrum der Kalottenprobe wurde auch die räumliche und zeitliche Temperaturverteilung auf der Oberfläche der Kalottenproben zu bestimmten Zeitpunkten mit einer Thermokamera dokumentiert und analysiert. Zusätzlich zur Temperaturmessung wurden auch die Verformungen und Dehnungen der Kalottenprobe während der thermischen Wechselversuche mit dem Messsystem *ARAMIS* zu bestimmten Zeitpunkten gemessen.

Die Größe der neu entwickelten Kalottenprobe ermöglichte die zerstörungsfreie Analyse der Oberfläche während gezielter Versuchsunterbrechungen im Rasterelektronenmikroskop (*REM*), unter dem Lichtmikroskop (*LiMi*), mit der *FIB*-Technik sowie die Bestimmung vorhandener Eigenspannungen (*XRD*). Hierbei wurden insbesondere die beobachteten Gefügeveränderungen an der Oberfläche analysiert. Ausgehend von Intrusionen und Extrusionen konnte die Entstehung von Mikrorissen (Mikrorissinitiierung) nachgewiesen werden. Im weiteren Verlauf der thermischen Belastung wuchsen diese Mikrorisse sowohl in die Tiefe als auch entlang der Oberfläche, bis ein dominanter Makroriss letztlich zum Versagen der Kalottenprobe, d. h. zum Durchriss im Kalottenzentrum, führte.

Die experimentellen thermischen Wechselversuche wurden mithilfe von 3D-Finite-Elemente-Simulationen numerisch berechnet und analysiert. Im Rahmen von aufwändigen und umfangreichen Untersuchungen mit dem FE-Programm *ABAQUS* und unter Zuhilfenahme von benutzerdefinierten Unterprogrammen konnte das reale Verhalten der Kalottenprobe numerisch abgebildet werden. Für die numerische Beschreibung des Werkstoffverhaltens wurde ein anisothermes, plastisches Materialmodell auf Basis eines *Chaboche*-Modells mit kinematischer und isotroper Verfestigung verwendet.

Die Abschätzung und Bewertung der Lebensdauer erfolgte für einen repräsentativen thermischen Zyklus im eingeschwungenen Zustand. Hierbei wurde zunächst mithilfe

der regelwerksbasierten Vorgehensweise nach *ASME-BPVC* und *FKM*-Richtlinie diejenige Stelle der Kalottenprobe identifiziert, die als kritisch hinsichtlich Schädigung zu sehen ist.

Die Lebensdauer wurde dort anschließend mit verschiedenen fortschrittlichen Schädigungsparametern bestimmt. Hierfür war es erforderlich, im Vorfeld entsprechende Lebensdauer- bzw. Schädigungsparameter an einachsigen Schwingversuchen bzw. einachsigen numerischen Modellen zu ermitteln. Neben energiedichtebasierten Ansätzen kamen auch spannungs- und dehnungsbasierte Ansätze zum Einsatz.

Hinsichtlich der Vorhersagegenauigkeit zeigte sich kein einheitliches Bild, denn die berechnete Lebensdauer wurde im Vergleich zur experimentell ermittelten Lebensdauer der Kalottenprobe unter thermischer Wechselbelastung teilweise unterschätzt, teilweise aber auch überschätzt. Dies führte neben einer konservativen Bewertung durch die Schubspannungsintensitätshypothese (*SIH*) auch zu einer nichtkonservativen Bewertung der Lebensdauer durch die energiedichtebasierten Ansätze nach *Smith, Watson* und *Topper (SWT)* sowie *Gupta-Fesich (GF)*. Der dehnungsbasierte Ansatz nach *Fatemi* und *Socie (FS)* zeigte insgesamt die beste Übereinstimmung von vorhergesagter und realer Lebensdauer.

Die durchgeführten Untersuchungen liefern somit einen wertvollen Beitrag zum besseren Verständnis der Wechselwirkung zwischen Gefüge und Ermüdungsprozessen unter thermischer Wechselbelastung.

Abstract

In this thesis, the mechanisms of crack initiation under thermal cyclic loading up to $\sim 300\text{ }^{\circ}\text{C}$ were analysed using the austenitic stainless steel *X6CrNiNb18-10* (1.4550). For this purpose, extensive experimental and numerical research and development was performed at the Materials Testing Institute (*MPA*) University of Stuttgart.

The development of an ideal specimen geometry (*calotte*) as well as the development of the test rig were the basis for extensive experimental investigations to realise well-defined and repeatable stress and strain conditions. Furthermore, the new test rig enabled specific modifications of temperature amplitudes and temperature rates.

Thermal cyclic tests in the temperature range of $\sim 150\text{ }^{\circ}\text{C}$ to $\sim 300\text{ }^{\circ}\text{C}$ were performed with the newly developed specimen (*calotte*). The local surface temperature was measured continuously in the centre of the specimen with two pyrometers. The temperature profile on the specimen surface was analysed during thermal cyclic loading using additional temperature measurements with an infrared camera at predefined times. Additionally, the resulting displacements and strains at the specimen surface were measured during thermal cyclic loading with the measuring system *ARAMIS* at predefined times.

The size of the newly developed specimen enabled various microscopic analysis at the surface during selective test interruptions. This included scanning electron microscope (*SEM*), light-optical microscope, the *FIB*-method as well as residual stress measurements (*XRD*). During these test interruptions, changes in the surface-microstructure were analysed in particular. Based on intrusions and extrusions, microcrack initiation has been proved. During continuous thermal cyclic loading these microcracks grew into the specimen depth and along the surface. These microcracks evolved to a dominant crack that finally led to failure of the specimen – more precisely, a through-thickness crack in the centre of the spherical cap of the specimen.

The experimental thermal cycling tests were analysed by means of 3D finite element calculations. The behaviour of the specimen was numerically reproduced in extensive simulations with the FE-software *ABAQUS* and with the help of user defined subroutines. A plastic constitutive law based on a *Chaboche* type model with kinematic and isotropic hardening was used for the finite element simulations.

The evaluation of fatigue lifetime was conducted for a representative thermal cycle (steady state). In the first instance, the critical point in terms of damage was identified with the help of rules based on the *ASME-BPVC* and *FKM*-guideline.

Subsequently, the fatigue lifetime was determined by means of advanced fatigue damage parameters. Therefore, it was necessary to determine corresponding lifetime and damage parameters using uniaxial fatigue tests and simple numerical models respectively prior to the assessment. In addition to energy density-based approaches, stress- and strain-based approaches were used.

With respect to the prediction accuracy, no consistent result was observed, as the numerically calculated lifetime in the centre of the specimen was partially underestimated and partially overestimated compared to the experimentally observed lifetime. This led to a conservative assessment by means of the shear stress intensity hypothesis (*SIH*) on the one hand and to a non-conservative assessment by means of the energy-based approaches by *Smith, Watson and Topper (SWT)* and *Gupta-Fesich (GF)* on the other hand. Taken as a whole, the strain-based approach by *Fatemi and Socie (FS)* provided the best accordance between predicted and real lifetime.

The research at hands contributes to an improved comprehension of the interaction between microstructure and fatigue processes under thermal cyclic loading.

1 Einleitung

In Kernkraftwerken ist eine Vielzahl von Bauteilen und Komponenten wechselnden Beanspruchungen ausgesetzt, für die ein Versagen durch Ermüdung ausgeschlossen werden muss. Die meisten dieser Beanspruchungen werden durch thermische Belastungen verursacht [1]. Der entsprechende Nachweis einer ausreichenden Ermüdungssicherheit erfolgt hierbei nach dem deutschen Regelwerk des *Kerntechnischen Ausschusses (KTA)* anhand von Ermüdungsanalysen. Die Ermittlung der Lebensdauer beruht dabei auf der Annahme, dass der Werkstoff pro Belastungszyklus eine Schädigung erfährt, die sich linear akkumuliert (lineare Schadensakkumulationshypothese). Unter Schädigung versteht man insbesondere auch mikrostrukturelle Veränderungen im Werkstoff, wodurch die Lebensdauer von Bauteilen und Komponenten reduziert wird.

Bei der Ermüdungsanalyse nach Regelwerk wird die Schädigung lediglich als Funktion der im Bauteil vorliegenden äquivalenten Spannungs- bzw. Dehnungsamplitude mithilfe von Anrisskennlinien erfasst. Dieser Lösungsweg zur Ermittlung des Versagenszeitpunktes, zumeist in Form eines technischen Anrisses, stellt eine ingenieurmäßige Näherung und für viele Anwendungen eine pragmatische Lösung dar. Die komplexen mikrostrukturellen Vorgänge werden dabei jedoch nicht erfasst und auch die Mechanismen der Rissinitiierung werden nicht geklärt – die Rolle der Werkstoffmikrostruktur bleibt hierbei unberücksichtigt.

Die Kenntnis der Wechselwirkung zwischen Gefüge und Ermüdungsprozessen könnte es jedoch ermöglichen, neue Werkstoffe mit optimierten Mikrostrukturen herzustellen. Dadurch könnte insbesondere eine Steigerung der Ermüdungsfestigkeit und damit einhergehend auch eine Erhöhung der Ermüdungssicherheit erreicht werden.

Zielsetzung und Vorgehensweise

Im Rahmen dieser Arbeit sollten die Mechanismen der Rissentstehung unter thermischer Wechselbelastung bis $\sim 300\text{ °C}$ anhand des austenitischen Werkstoffs *X6CrNiNb18-10 (1.4550)* untersucht werden. Hierfür mussten intensive experimentelle und numerische Forschungs- und Entwicklungsarbeiten an der Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart durchgeführt werden.

Zunächst wurde ein Prüfstand für thermische Wechselversuche konzipiert, entwickelt und aufgebaut. Passend dazu wurde eine geeignete Probenform (*Kalottenprobe*) entworfen, die eine zerstörungsfreie mikrostrukturelle Untersuchung der Oberfläche während definierter Versuchsunterbrechungen ermöglicht.

Mit dem neuen Prüfstand wurden thermische Wechselversuche im Temperaturbereich von $\sim 150\text{ °C}$ bis $\sim 300\text{ °C}$ durchgeführt. Zur Dokumentation und lückenlosen Analyse wurde eine kontinuierliche Temperaturmessung (*Pyrometer*) benötigt. Ergänzend hierzu sollte auch die räumliche und zeitliche Temperaturverteilung auf der Probenoberfläche

gemessen werden. Ferner waren Informationen über die Verformungen und Dehnungen der Kalottenprobe während der thermischen Wechselversuche von besonderem Interesse.

Die Größe der zu entwickelnden Kalottenprobe musste die zerstörungsfreie Analyse der Oberfläche während gezielter Versuchsunterbrechungen im Rasterelektronenmikroskop (*REM*), unter dem Lichtmikroskop (*LiMi*), mit der *FIB*-Technik und hinsichtlich vorhandener Eigenspannungen (*XRD*) ermöglichen. Dadurch sollten Gefügeveränderungen und mikrostrukturelle Besonderheiten, wie z. B. Rissinitiierung und Mikrorisswachstum, an der Oberfläche der Kalottenprobe beobachtet, analysiert und dokumentiert werden.

Die experimentellen thermischen Wechselversuche sollten anschließend mithilfe von 3D-Finite-Elemente-Simulationen numerisch berechnet und bewertet werden. Unter Zuhilfenahme von benutzerdefinierten Unterprogrammen wurde das reale Verhalten der Kalottenprobe numerisch abgebildet. Für die numerische Beschreibung des Werkstoffverhaltens wurde ein anisothermes, plastisches Materialmodell auf Basis eines *Chaboche*-Modells mit kinematischer und isotroper Verfestigung verwendet.

Die Abschätzung und Bewertung der Lebensdauer erfolgte abschließend für einen repräsentativen thermischen Zyklus im eingeschwungenen Zustand. Hierbei wurde zunächst mithilfe der regelwerksbasierten Vorgehensweise nach *ASME-BPVC* und *FKM*-Richtlinie diejenige Stelle der Kalottenprobe identifiziert, die als kritisch hinsichtlich Schädigung zu sehen ist. Die Lebensdauer wurde dort dann mit verschiedenen fortschrittlichen Schädigungsparametern, insbesondere energiedichte-, spannungs- und dehnungsbasierten Ansätzen, bestimmt und mit den experimentellen Lebensdauern verglichen.

2 Stand von Wissenschaft und Technik

Im folgenden Kapitel werden die grundlegenden Erkenntnisse und Zusammenhänge zur thermischen Ermüdung erläutert. Daneben werden charakteristische Eigenschaften des untersuchten austenitischen Werkstoffs *X6CrNiNb18-10* präsentiert. Zusätzlich wird auf moderne Methoden zur Mikrostrukturuntersuchung von Rissentstehung und Risswachstum eingegangen. Des Weiteren werden die elementaren Gleichungen des *Chaboche*-Modells erläutert, die zur mathematischen Beschreibung des anisothermen, plastischen Materialverhaltens benötigt werden. Abschließend werden Modelle zur Abschätzung der Lebensdauer unter thermischer Ermüdung vorgestellt.

2.1 Thermische Ermüdung

Thermische Ermüdung tritt insbesondere auf, wenn Bauteile oder Komponenten durch wiederholte Temperaturwechsel belastet werden [2]. Der Ermüdungsfestigkeitsnachweis thermozyklisch beanspruchter Bauteile erfolgt prinzipiell gemäß folgender Grundkonzepte:

- experimentelle Betriebsfestigkeit,
- Nennspannungskonzept,
- Kerbspannungskonzept,
- Kerbdehnungskonzept,
- Rissfortschrittsmethode.

Hierbei gilt generell, dass aus einem äußeren, vorgegebenen Last-Zeit-Verlauf $L(t)$ die lokalen Spannungs-Dehnungs-Pfade ermittelt werden müssen. Anschließend werden diese hinsichtlich des Versagenskriteriums *Anriss* (Ermüdungsschädigung) bewertet.

Im Unterschied zu rein mechanisch belasteten Bauteilen muss jedoch zunächst das Temperaturfeldproblem gelöst werden, da der lokale Temperatur-Zeit-Verlauf $T_l(t)$ zur Berechnung der Bauteilbeanspruchung bekannt sein muss. Dabei ist zu berücksichtigen, dass die Temperaturfeldentwicklung zeitabhängig ist. Die Ursache hierfür liegt in der ebenfalls zeitabhängigen Ausbreitung der Wärme.

Ist der lokale Temperatur-Zeit-Verlauf $T_l(t)$ bekannt, wird dieser als Last für die strukturelle Berechnung der Bauteilbeanspruchung definiert. Sowohl für die Temperaturfeldberechnung als auch für die strukturelle Berechnung müssen temperaturabhängige Materialparameter verwendet werden [3].

2.2 Ermüdungsschädigung

Ermüdungsschädigung metallischer Werkstoffe setzt sich nach *Suresh* [4] aus verschiedenen Phasen zusammen, die typischerweise in folgender zeitlicher Reihenfolge auftreten:

- sub- und mikrostrukturelle Änderungen (Versetzungsbewegungen),
- Bildung von Mikrorissen,
- Mikrorisswachstum und Vereinigung zu einem Makroriss,
- stabiles Risswachstum (dominante Makrorisse),
- Ermüdungsbruch und Versagen.

Bei wechselnder Beanspruchung findet die Rissinitiierung vorwiegend an der Oberfläche statt. Spannungskonzentratoren führen dort oftmals zu lokalen plastischen Verformungen [4]. Lokale Spannungskonzentratoren können durch

- bearbeitungsbedingte Oberflächenrauigkeiten,
- persistente Gleitbänder [5] oder
- Partikel, Ausscheidungen und Korngrenzen

verursacht werden.

Dennoch kann Mikrorissinitiierung durch lokale plastische Wechselverformung auch ohne das Vorhandensein werkstoffbedingter Spannungskonzentratoren hervorgerufen werden [6].

2.3 Intrusionen und Extrusionen

In einkristallinen und homogenen polykristallinen Werkstoffen bilden sich unter zyklischer Belastung auf der Werkstoffoberfläche persistente Scherbänder, sog. Gleitbänder bzw. Gleitlinien. In diesen Strukturen konzentrieren sich lokal große Verformungen. Durch Versetzungsbewegungen entlang von Gleitebenen bilden sich Stufen an der Werkstoffoberfläche. Diese Stufen gruppieren sich eng aneinander und bilden dadurch Gleitbänder. In diesen Gleitbändern findet eine hohe Aktivität von Versetzungen statt, die durch plastische Verformung zur Bildung von Intrusionen und Extrusionen führt. Durch das Wachstum von Intrusionen und Extrusionen wird die Werkstoffoberfläche zunehmend rauer und anfälliger für die Anrissbildung [7].

Die persistenten Scherbänder wurden zuerst von *Thompson, Wadsworth* und *Louat* im Jahr 1956 beschrieben [5]. Das 1957 vorgestellte Modell von *Cottrell* und *Hull* [8] basiert auf der Idee, dass in aufeinander folgenden Teilzyklen der Belastung zwei unterschiedliche Gleitsysteme aktiv sind. Die abwechselnden Gleitvorgänge führen dann zur Entstehung einer Extrusion und gleichzeitig einer Intrusion in der Nachbarschaft. Ein einfaches Modell nach *Wood* [9] erklärt die Entstehung der Extrusionen und Intrusionen als Resultat der Gleitprozesse unter Spannungen, die ständig ihre Richtungen verändern. Das führt zu Spannungskonzentrationen und diese wiederum intensivieren die Gleitprozesse. Das Modell von *May* [10] basiert im Gegensatz zum Modell von *Cottrell* und *Hull* [8] auf der Vorstellung, dass gleichzeitig mehrere Gleitsysteme aktiv sind. Entstehende Spannungskonzentrationen intensivieren das Gleiten an bestimmten Gleitebenen und führen letztlich zu Intrusionen und Extrusionen [7].

2.4 Werkstoff X6CrNiNb18-10

Der untersuchte austenitische Werkstoff *X6CrNiNb18-10* ist ein Niob-stabilisierter Chrom-Nickel-Stahl (Werkstoffnummer 1.4550), der in den deutschen kerntechnischen *LWR*-Anlagen eingesetzt wird. Dieser Werkstoff zeichnet sich nach *Heubner* [11] durch eine besonders günstige Kombination von mechanischen Eigenschaften, Verarbeitbarkeit und Korrosionsbeständigkeit aus.

Bruchdehnungen von mehr als 40 %, wie sie auch bei dem im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Werkstoff vorliegen, ermöglichen zum einen sehr gute Kaltumformbarkeit und weisen zum anderen auf das hohe plastische Verformungsvermögen hin [12], [13], [14]. Untersuchungen von *Schoß* [15], *Nebel* [16], *Smaga* [17] sowie *Soppa & Kohler* [18] zeigten jedoch, dass insbesondere bei mechanischer Wechselbelastung sog. Verformungsmartensit entstehen kann. Dadurch ist eine lokale Materialversprödung möglich. Dieses Phänomen tritt für den Werkstoff *X6CrNiNb18-10* nach *Smaga* [17] nur unterhalb einer individuellen Grenz- bzw. Umwandlungstemperatur auf.

Die wichtigste Eigenschaft des Werkstoffs *X6CrNiNb18-10* ist aber weiterhin die sehr gute Korrosionsbeständigkeit, die durch den hohen Chromgehalt von ~18 % und der damit einhergehenden Bildung einer Chromoxid-Schutzschicht (*Passivierung*) ermöglicht wird. Dadurch ist der Werkstoff bei Umgebungstemperatur gegen zahlreiche aggressive Medien, wie z. B. Säuren, beständig [19], [20].

Die Beständigkeit gegen interkristalline Korrosion wird durch Hinzulegieren von Niob als Stabilisierungselement erreicht. Aufgrund der hohen Affinität von Niob zu Kohlenstoff wird der Kohlenstoff nach *Fischmeister* [21] bevorzugt als Niobkarbid – und nicht als Chromkarbid – gebunden. Dies verhindert nach *Guy* [22] eine Chromverarmung, da sich das im Werkstoff enthaltene Chrom beim Abkühlen nach einer Wärmeeinwirkung, z. B. im Rahmen der Wärmebehandlung oder durch Schweißen, nicht mit dem Kohlenstoff zu Chromkarbid verbindet. Untersuchungen von *Bain* [23], *Bäumel* [24], *Cihal* [25], *Sedriks* [26] und *Farahat* [27] zeigten, dass somit die gegen Korrosion schützende Chromoxid-Schicht erhalten bleibt.

Als abschließende Wärmebehandlung wird für den austenitischen Werkstoff *X6CrNiNb18-10* nach *DIN EN 10272* [12], *DIN EN 10222-5* [13] und *KTA 3201.1* [14] ein Lösungsglühen im Temperaturbereich von 1020 °C bis ~1100 °C mit anschließender Abkühlung in Wasser oder in Luft gefordert.

In zahlreichen Forschungsvorhaben wurden an der *Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart* mechanisch-technologische Werkstoffkennwerte ermittelt. Hierbei sind insbesondere statische Zugversuche, zyklische Zug-Druck-Wechselversuche und Kerbschlagbiegeversuche zu nennen. Für weiterführende Informationen sei u. a. auf Arbeiten von *Reicherter* [28], [29], *Fesich* [30], *Büttner* [31], *Soppa & Kohler* [18] und die darin aufgeführten Quellen und Literaturstellen verwiesen.

Zur Lebensdauerbewertung von Komponenten, die einer zyklischen Belastung ausgesetzt sind, werden bevorzugt Ermüdungskurven verwendet, die aus Schwingversuchen als sog. Mittelwertkurven (*Mean Data Curves, Best-Fit-Curves*) ermittelt werden. In nationalen und internationalen Regelwerken, wie z. B. *KTA 3201.1* [14] und *ASME-III-1-NH* [32], sowie im Rahmen von nationalen oder internationalen Forschungsvorhaben, wie z. B. *NUREG/CR-6909* [33] oder *02NUK009A* bis *02NUK009E* [34], wurde eine Datenbasis auf Grundlage unzähliger Schwingversuche mit verschiedensten Versuchsparametern geschaffen.

Insbesondere für den im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Werkstoff *X6CrNiNb18-10* zeigt [Abb. 2-1](#) einen Teil der zur Verfügung stehenden *MPA*-Datenbasis.

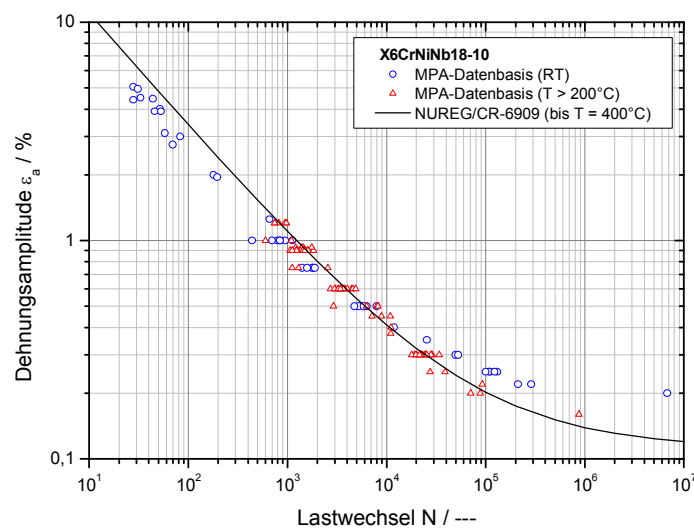
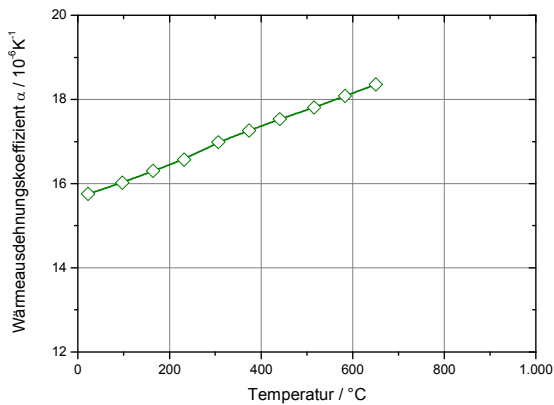


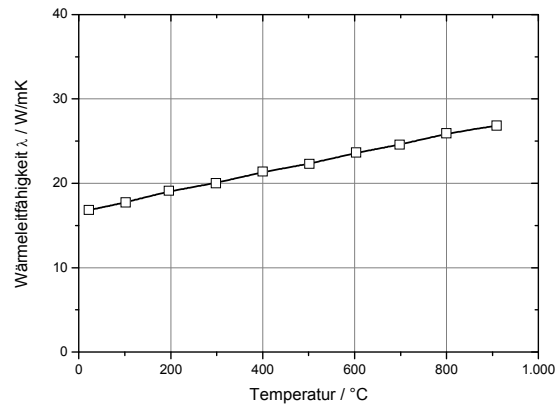
Abb. 2-1: Mittelwertkurve für austenitische Stähle (*MPA*-Datenbasis).

Grundlage hierfür waren rein wechselnde Schwingversuche im Temperaturbereich von Raumtemperatur (*RT*) bis 350 °C, die an polierten Proben in Luft durchgeführt wurden. Die für austenitische Werkstoffe bis 400 °C gültige Mittelwertkurve nach *Chopra & Shack* (*NUREG/CR-6909*) [33] ist als Ergänzung zu den experimentellen Werten dargestellt.

Neben mechanischen Eigenschaften werden auch thermische Materialeigenschaften für die Auslegung und Lebensdauerbewertung von Komponenten benötigt. Hierbei sind der Wärmeausdehnungskoeffizient, die Wärmeleitfähigkeit, die spezifische Wärmekapazität und die temperaturabhängige Dichte von besonderem Interesse. Die im Rahmen dieser Arbeit verwendeten thermischen Materialeigenschaften wurden nach *Büttner* [31] aus der Literatur übernommen und sind in [Abb. 2-2](#) und [Abb. 2-3](#) dargestellt.

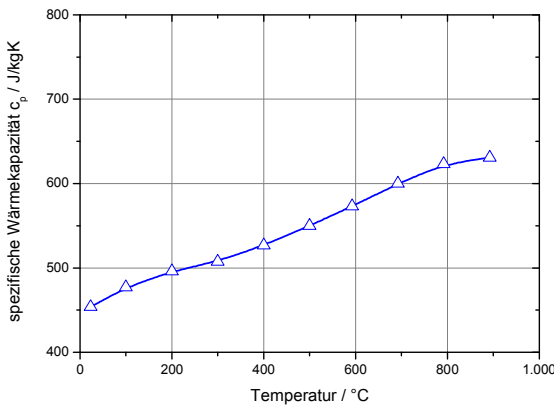


(a)

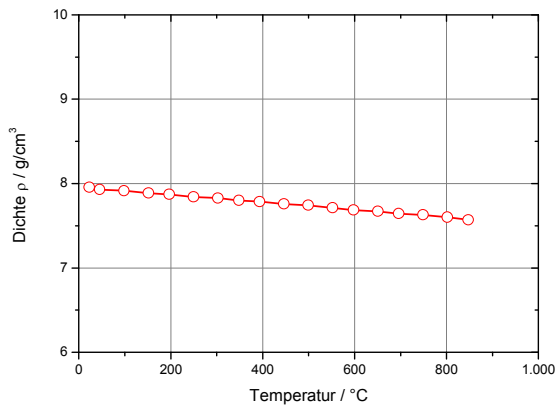


(b)

Abb. 2-2: Thermische Materialeigenschaften des Werkstoffs *X6CrNiNb18-10* nach *Büttner*: (a) Wärmeausdehnungskoeffizient; (b) Wärmeleitfähigkeit.



(a)



(b)

Abb. 2-3: Thermische Materialeigenschaften des Werkstoffs *X6CrNiNb18-10* nach *Büttner*: (a) spezifische Wärmekapazität; (b) temperaturabhängige Dichte.

Die Ergebnisse der detaillierten Charakterisierung des untersuchten austenitischen Werkstoffs *X6CrNiNb18-10* werden in Kapitel 3 erläutert.

2.5 Mikrostrukturuntersuchung mit der *FIB*-Technik

Bei der Darstellung von Schadensmerkmalen, wie z. B. Rissen, Poren, Einschlüssen u. a., stößt die konventionelle Metallografie mit dem Lichtmikroskop (*LiMi*) oftmals an ihre Grenzen. Zum einen können aufgrund der begrenzten Auflösung wichtige Details unter Umständen nicht erfasst werden, zum anderen werden Informationen nur in einer (Schliff-)Ebene ermittelt, wodurch Schlussfolgerungen über darunterliegende Bereiche nur begrenzt möglich sind. Durch Präparationseinflüsse sind zudem Fehlinterpretatio-

nen möglich, da die zu untersuchende Oberfläche durch Verformungsbereiche, Schmierschichten etc. ungewollt verändert werden kann [35], [36].

Die für die konventionelle Metallografie (*LiMi*) geltenden Einschränkungen treten bei der *Focused Ion Beam (FIB)* – Technik des Rasterelektronenmikroskops (*REM*) nicht auf, da bei sog. *FIB*-Schnitten neben einer ausgezeichneten Randschärfe des untersuchten Bereichs insbesondere auch eine exakte und gezielte Positionierung der *FIB*-Schnitte realisierbar ist. Der zu untersuchende Bereich wird hierbei im Rasterelektronenmikroskop (*REM*) definiert und anschließend erfolgt dort der *FIB*-Schnitt.

Bei einem *FIB*-Schnitt treffen Galliumionen mit einer Beschleunigungsspannung von 2 kV bis 30 kV sowie mit Ionenstrahlströmen von 1 pA bis 50 nA auf die Probenoberfläche und schleudern dort beim Auftreffen gezielt Material heraus. Die Auflösung bei dieser hochpräzisen Materialbearbeitung liegt im Mikrometer- bis hin zum Nanometerbereich. Durch diese zielgenaue Präparation können zusätzliche Informationen über die räumliche Darstellung von Schadensmerkmalen, wie z. B. Mikrorisse, ermittelt werden [35], [36].

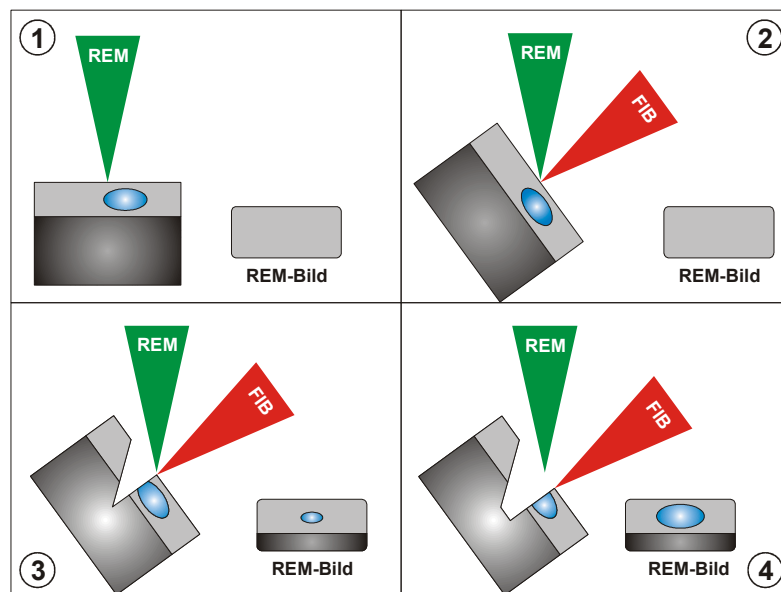


Abb. 2-4: Herstellung von *FIB*-Schnitten nach Zeiss in Willer [36], [37].

Die prinzipielle Vorgehensweise bei der Herstellung von *FIB*-Schnitten und bei der dreidimensionalen Mikrostrukturuntersuchung ist in Abb. 2-4 schematisch dargestellt.

Zunächst wird der zu untersuchende Bereich im *REM* definiert (1). Die Probe wird anschließend um exakt 54° zur *REM*-Säule gekippt, so dass die *FIB*-Säule senkrecht auf die Probe zeigt (2). Im *REM*-Bild ist weiterhin nur die Oberfläche der Probe sichtbar. Als nächstes erfolgt der *FIB*-Schnitt (3) bis in eine Tiefe von $\sim 20 \mu\text{m}$. Das durch Galliumionen herausgeschleuderte Material setzt sich hierbei teilweise an der hinteren Schnittfläche ab und bildet einen keilförmigen Bereich. Nun werden im *REM*-Bild bereits Bereiche

unter der Probenoberfläche sichtbar. Bei fortlaufender *FIB*-Bearbeitung wird solange Material abgetragen bzw. herausgeschleudert, bis die zu untersuchende Stelle im *REM*-Bild sichtbar ist (4).

2.6 Eigenspannungsmessung durch Röntgenbeugung (*XRD*)

Neben teilzerstörenden mechanischen Untersuchungsmethoden wie der *FIB*-Technik, siehe Abschnitt 2.5, werden auch zerstörungsfreie Messmethoden, wie z. B. Röntgenbeugung bzw. Röntgendiffraktion (*XRD*) eingesetzt, um zusätzliche Informationen über einen Werkstoff zu erhalten. Von besonderem Interesse sind hierbei Eigenspannungen, Texturmerkmale und Gitterparameter. Die folgenden Ausführungen legen den Fokus auf die Eigenspannungsmessung durch Röntgenbeugung (*XRD*).

Bei dieser Methode werden elastische Verzerrungen des Kristallgitters in oberflächennahen Bereichen gemessen. Die *Bragg*-Gleichung [38] stellt dabei den mathematischen Zusammenhang zwischen der Beugungsordnung n , der Wellenlänge λ der einfallenden Röntgenstrahlung, dem Gitterabstand d und dem Beugungswinkel 2θ her.

$$n \cdot \lambda = 2 \cdot d \cdot \sin(\theta). \quad (2-1)$$

Durch die *Bragg*-Gleichung kann bei kristallinen Festkörpern jeder Interferenzlinie eines Beugungsbildes ein Gitterabstand zugeordnet werden. Ist der Referenzabstand d_0 eines unverspannten Gitters bekannt, berechnet sich die Gitterdehnung eines verspannten Gitters aus der Änderung der Interferenzlinienlage.

Der dreidimensionale Eigenspannungszustand ergibt sich, wenn die Gitterdehnung in allen drei Raumrichtungen gemessen und entsprechende elastische Konstanten (Querkontraktion, E-Modul) miteinbezogen werden [39].

2.7 Materialmodellierung

Für die numerische Beschreibung des Werkstoffverhaltens (*X6CrNiNb18-10*) wird ein an der *Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart* entwickeltes anisothermes, plastisches Materialmodell auf Basis eines *Chaboche*-Modells [40] mit kinematischer und isotroper Verfestigung verwendet. Das plastische Materialmodell wird hierbei durch folgende Entwicklungsgleichungen beschrieben:

$$\dot{\sigma} = \dot{C} : C^{-1} : \sigma + C : \dot{\varepsilon}^{el} \quad (2-2)$$

$$f = J_2(\sigma - X) - R(p) - k = 0 \quad (2-3)$$

$$\dot{\varepsilon}^{pl} = \frac{3}{2} \dot{p} \frac{\sigma' - X'}{J_2(\sigma - X)} \quad (2-4)$$

$$X = \sum_{i=1}^3 X_i \quad (2-5)$$

$$\dot{X}_i = \frac{2}{3} C_i \dot{\varepsilon}^{pl} - \phi_i(p) X_i \dot{p} + \frac{dC_i}{dT} \frac{X_i}{C_i} \dot{T} \quad (2-6)$$

$$\phi_i(p) = \alpha_i + (\gamma_i - \alpha_i) e^{-\beta_i p} \quad (2-7)$$

$$\dot{R} = b(Q - R)\dot{p}. \quad (2-8)$$

Dabei ist σ der Spannungstensor, C der Tensor der elastischen Konstanten und f die Fließbedingung. R beschreibt die isotrope Verfestigung und X ist der Tensor der kinematischen Verfestigung. Die elastische Dehnung ε^{el} ist definiert als

$$\varepsilon^{el} = \varepsilon - \varepsilon^{th} - \varepsilon^{pl}. \quad (2-9)$$

Hierbei ist ε die Gesamtdehnung und

$$\varepsilon^{th} = \alpha_{th}(T - T_{ref}) \quad (2-10)$$

die thermische Dehnung mit dem thermischen Ausdehnungskoeffizienten α_{th} . ε^{pl} ist die plastische Dehnung und p ist die akkumulierte plastische Dehnung. $C_i, k, \alpha_i, \beta_i, \gamma_i, b$ und Q sind weitere Materialparameter.

Dieses plastische Materialmodell wird mithilfe des benutzerdefinierten Unterprogramms *UMAT* in das Finite-Elemente-Programm *ABAQUS* implementiert. Die numerische Integration erfolgt implizit unter Verwendung der *Rückwärts-Euler-Methode* [98].

2.8 Lebensdauerabschätzung

Schwingende Beanspruchung kann zu Werkstoffschädigungen durch Anrissbildung führen. Der Zeitpunkt, an dem ein sog. technischer Anriss auftritt, ist für die ingenieurmäßige Auslegung und Bewertung von Bauteilen von besonderer Bedeutung. Die möglichst genaue Kenntnis dieses Zeitpunktes ist notwendig, um Lebensdauerabschätzungen vornehmen und Revisionsintervalle festlegen zu können [30], [41].

Für die Bewertung von Schwingbeanspruchungen werden hierbei u. a. Festigkeitshypothesen angewandt, die auf spannungs-, dehnungs- oder energiedichtebasierten Ansätzen beruhen. Innerhalb dieser Ansätze lassen sich die vorhandenen Modelle nach *Fesich* [30], [41] zum einen in integrale Ansätze (Ansätze der integralen Anstrengung) und zum anderen in Schnittebenen basierte Ansätze (Modelle mit kritischen Ebenen) unterteilen.

In den folgenden Abschnitten werden neben regelwerksbasierten Vorgehensweisen auch fortschrittliche Schädigungsparameter beschrieben.

2.8.1 Regelwerksbasierte Vorgehensweise

Der Nachweis einer ausreichenden Ermüdungssicherheit erfolgt in nationalen wie auch internationalen Regelwerken vorwiegend mit dehnungs- und spannungsbasierten Ansätzen. Je nach Ansatz können die erforderlichen Dehnungen und Spannungen dabei mit vereinfachten linearelastischen oder elastisch-plastischen Materialmodellen berechnet werden.

2.8.1.1 FKM-Richtlinie

Die vom Forschungskuratorium Maschinenbau (*FKM*) herausgegebene *FKM*-Richtlinie [44] ermöglicht den spannungsbasierten, rechnerischen Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile. Die *FKM*-Richtlinie beschreibt sowohl den statischen als auch den Ermüdungsfestigkeitsnachweis und erlaubt hierbei neben der Bewertung von Nennspannungen auch die Bewertung örtlicher Spannungen.

Die *FKM*-Richtlinie liefert für den Festigkeitsnachweis einen einheitlich strukturierten Berechnungsalgorithmus aus Anweisungen, Formeln, Tabellen und Abbildungen, der zur besseren Verständlichkeit gezielt durch Beispiele ergänzt wird. Für den statischen Festigkeitsnachweis muss ein statischer Auslastungsgrad und für den Ermüdungsfestigkeitsnachweis ein sog. zyklischer Auslastungsgrad ermittelt werden. Beide Auslastungsgrade müssen kleiner als 1 sein. Hierbei ist zu berücksichtigen, dass ein Ermüdungsfestigkeitsnachweis stets den statischen Festigkeitsnachweis voraussetzt und dass der höhere Auslastungsgrad maßgebend für den Nachweis ist.

Aufgrund des vorgegebenen Berechnungsalgorithmus bietet sich die Implementierung oder Kopplung der *FKM*-Festigkeitsnachweise an FE-Programme an. An der *Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart* wurde diesbezüglich ein Verfahren entwickelt, bei dem die Berechnung der Spannungen zunächst mithilfe von FE-Simulationen erfolgt [42]. Der *FKM*-Berechnungsalgorithmus wird anschließend über eine *Python*-Schnittstelle (universelle Programmiersprache der *Python Software Foundation* [43]) und ein externes Rechenprogramm ausgeführt. Die Darstellung der berechneten Auslastungsgrade in Form von farbigen Konturplots erfolgt danach mit dem FE-Programm.

Die im Folgenden aufgeführten Erläuterungen beziehen sich auf die 6. Auflage der 2012 vom Forschungskuratorium Maschinenbau (*FKM*) herausgegebenen *FKM*-Richtlinie „Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile“. Zudem wird ausschließlich auf den Festigkeitsnachweis auf Grundlage von örtlichen Spannungen eingegangen, da dieser im Rahmen der in Abschnitt 5.2 beschriebenen FE-Simulationen zur Lebensdauerabschätzung verwendet wird.

Allgemeine Voraussetzungen und Definitionen

Der im Nachweispunkt bzw. in dessen Umgebung vorliegende örtliche Spannungszustand ist entscheidend für den Festigkeitsnachweis. Für die Berechnung der örtlichen

Spannungen bietet sich insbesondere die Finite-Elemente-Methode (*FEM*) an, wobei die Berechnung hierbei gemäß *FKM*-Richtlinie mit linearelastischem Werkstoffverhalten erfolgen muss. Zudem wird für den Festigkeitsnachweis vorausgesetzt, dass sich die kritischen Nachweispunkte auf der Bauteiloberfläche befinden. Ohne äußere Belastung liegt dort ein ebener Spannungszustand vor.

Im Nachweispunkt ist ein lokales Koordinatensystem zu definieren, dessen x- und y-Achsen in der Oberfläche liegen und dessen z-Achse senkrecht zur Oberfläche steht und ins Bauteilinnere zeigt.

Die örtlichen Spannungskomponenten für duktile Werkstoffe können dabei am Nachweispunkt auf zweierlei Art und Weise festgelegt werden:

- Die Spannungen σ_x , σ_y und $\tau = \tau_{xy}$ befinden sich in der Oberfläche; Normal- und Schubspannungen in z-Richtung sollen vernachlässigbar sein oder alternativ
- die Hauptspannungen σ_1 und σ_2 liegen in der Bauteiloberfläche.

Abb. 2-5 zeigt schematisch die Definition der örtlichen Spannungskomponenten für duktile Werkstoffe am Nachweispunkt im kartesischen Koordinatensystem (a) und mit Hauptspannungen (b).

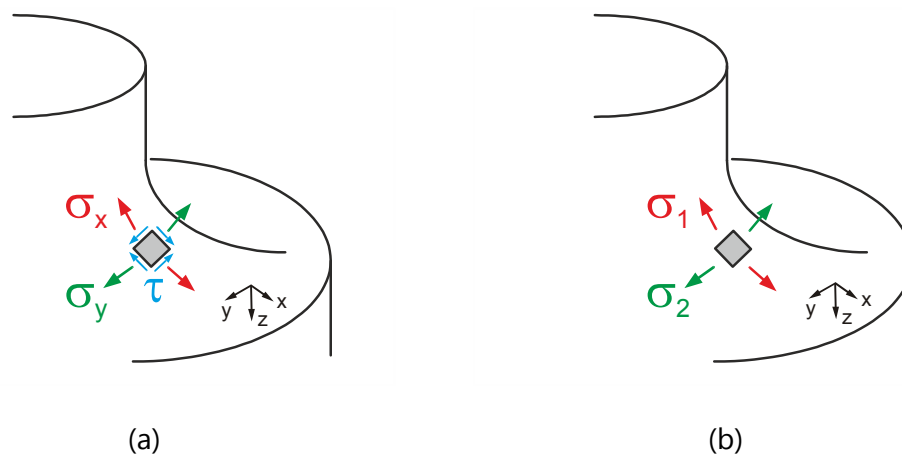


Abb. 2-5: Örtliche Spannungskomponenten am Nachweispunkt nach *FKM*-Richtlinie: (a) kartesisches Koordinatensystem x, y, z ; (b) Hauptspannungen.

Ein- und mehrachsige Spannungen

Die im Nachweispunkt auftretenden örtlichen Spannungen können zum einen aus einer einzelnen Belastung und zum anderen aus mehreren, gleichzeitig wirkenden Belastungen entstehen. Hieraus können sowohl einachsige als auch mehrachsige Spannungszustände resultieren.

Bei der Überlagerung mehrerer Spannungsarten (Normal- und Schubspannung) bzw. Spannungskomponenten ist für den statischen Festigkeitsnachweis stets die ungünstigste Konstellation zu bewerten.

Zeitlich veränderliche Spannungen sind für den Fall des Ermüdungsfestigkeitsnachweises als proportionale, synchrone oder nichtproportionale Spannungen zu berücksichtigen.

Festigkeitsnachweis

Der Festigkeitsnachweis erfolgt durch die Berechnung eines Auslastungsgrades unter Berücksichtigung der vorhandenen Beanspruchung, der Konstruktionskennwerte, der Werkstoff-Festigkeitskennwerte und einem geforderten Sicherheitsfaktor.

2.8.1.2 Kerntechnisches Regelwerk (ASME-BPVC)

Der von der ASME (*The American Society of Mechanical Engineers*) herausgegebene *ASME Boiler & Pressure Vessel Code (ASME-BPVC)* beschreibt sowohl eine spannungsbaasierte Ermüdungsanalyse nach Section III, Division 1, Subsection NB [45] als auch eine dehnungsbasierte Ermüdungsanalyse nach Section III, Division 1, Subsection NH [32]. Die Ermüdungsanalyse kann sowohl bei einem körperfesten Hauptachsensystem als auch bei einem nicht körperfesten Hauptachsensystem erfolgen.

Die Ermüdungsanalyse des korrespondierenden deutschen Regelwerks des *Kerntechnischen Ausschusses* [46] in der aktuell gültigen Fassung 11/2013 ist an die oben erwähnten ASME-Regeln angelehnt und wird deshalb nicht näher erörtert.

Bei den im Folgenden erläuterten dehnungs- und spannungsbasierten Ermüdungsanalysen ist die Berechnung der benötigten Vergleichsdehnung bzw. Vergleichsspannung nicht nur an Bedingungen geknüpft, sondern auch mit Lastgrenzen verbunden. Detaillierte Erläuterungen hierzu finden sich im jeweiligen Regelwerk.

Aufgrund der schrittweisen Vorgehensweise zur Ermittlung der Vergleichsdehnung bzw. Vergleichsspannung bietet sich auch beim ASME-Ermüdungsfestigkeitsnachweis die Implementierung oder Kopplung an FE-Programme an. An der *Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart* wurde diesbezüglich ein Verfahren entwickelt, bei dem die Berechnung der Spannungen und Dehnungen zunächst mithilfe von FE-Simulationen erfolgt [47]. Die Berechnung der Vergleichsdehnung bzw. Vergleichsspannung gemäß ASME-Vorgehensweise wird anschließend über ein externes *Fortran*-Programm ausgeführt.

Spannungsbasiertes Vorgehen

Die Berechnung einer Vergleichsspannungsschwingbreite nach ASME-BPVC ist in Abschnitt NB-3216 des ASME-BPVC [45] beschrieben. Hierbei wird zwischen einem körperfesten und einem nicht körperfesten Hauptachsensystem unterschieden. Im Folgenden wird nur auf die Ermittlung der Vergleichsspannung für ein nicht körperfestes Hauptachsensystem eingegangen, da dieses Vorgehen der Normalfall ist und den Sonderfall des körperfesten Hauptachsensystems mit einschließt:

- Ermittlung aller sechs Spannungskomponenten und ihres zeitlichen Verlaufs für einen vollständigen Belastungszyklus im körperfesten Koordinatensystem.
- Wahl eines Referenzzeitpunktes t_i mit maximalem oder minimalem Spannungszustand.
- Bildung der Differenzen aus dem allgemeinen Spannungsverlauf $\sigma(t)$ und Referenzwerten $\sigma(t_i)$:

$$\begin{aligned}\sigma'_x(t) &= \sigma_x(t) - \sigma_x(t_i); \sigma'_y(t) = \sigma_y(t) - \sigma_y(t_i); \sigma'_z(t) = \sigma_z(t) - \sigma_z(t_i) \\ \tau'_{xy}(t) &= \tau_{xy}(t) - \tau_{xy}(t_i); \tau'_{yz}(t) = \tau_{yz}(t) - \tau_{yz}(t_i); \\ \tau'_{zx}(t) &= \tau_{zx}(t) - \tau_{zx}(t_i).\end{aligned}\quad (2-11)$$

- Berechnung des zeitlichen Verlaufs der drei modifizierten Hauptspannungen $\sigma'_1(t)$, $\sigma'_2(t)$ und $\sigma'_3(t)$.
- Berechnung des zeitlichen Verlaufs der drei modifizierten Hauptspannungsdifferenzen $S'_{ij}(t)$:

$$S'_{ij}(t) = \sigma'_i(t) - \sigma'_j(t).\quad (2-12)$$

- Die Hälfte der größten Schwingbreite der drei modifizierten Hauptspannungsdifferenzen ergibt die gesuchte Vergleichsspannungsamplitude:

$$\sigma_{v,a} = \frac{1}{2} \max\{S'_{ij,max} - S'_{ij,min}\}.\quad (2-13)$$

Dehnungsbasiertes Vorgehen

Die Berechnung einer Vergleichsdehnungsschwingbreite nach *ASME-BPVC* ist in Anhang T-1413 (Subsection NH) des *ASME-BPVC* [32] für allgemeine Beanspruchungen mit einem nicht körperfesten Hauptachsensystem beschrieben. Die Vergleichsdehnungsschwingbreite ist sowohl für linearelastische als auch für elastisch-plastische Berechnungen in folgenden Schritten zu berechnen:

- Ermittlung aller sechs Dehnungskomponenten und ihres zeitlichen Verlaufs für einen vollständigen Belastungszyklus im körperfesten Koordinatensystem.
- Wahl eines Referenzzeitpunktes t_0 mit maximalem oder minimalem Dehnungszustand.
- Bildung der Differenzen aus allgemeinem Dehnungsverlauf $\varepsilon(t)$ und Referenzwerten $\varepsilon(t_0)$:

$$\begin{aligned}\Delta\varepsilon_{x,i} &= \varepsilon_x(t_i) - \varepsilon_x(t_0); \Delta\varepsilon_{y,i} = \varepsilon_y(t_i) - \varepsilon_y(t_0); \Delta\varepsilon_{z,i} = \varepsilon_z(t_i) - \varepsilon_z(t_0) \\ \gamma_{xy,i} &= \gamma_{xy}(t_i) - \gamma_{xy}(t_0); \gamma_{yz,i} = \gamma_{yz}(t_i) - \gamma_{yz}(t_0); \\ \gamma_{zx,i} &= \gamma_{zx}(t_i) - \gamma_{zx}(t_0).\end{aligned}\quad (2-14)$$

- Berechnung der Vergleichsdehnungsschwingbreite nach der Gestaltänderungsenergiehypothese für jeden Zeitpunkt i des Belastungszyklus:

$$\Delta\varepsilon_v(t_i) = \frac{\sqrt{2}}{2(1+v^*)} \left[\begin{array}{l} (\Delta\varepsilon_{x,i} - \Delta\varepsilon_{y,i})^2 + (\Delta\varepsilon_{y,i} - \Delta\varepsilon_{z,i})^2 + \\ (\Delta\varepsilon_{z,i} - \Delta\varepsilon_{x,i})^2 + \frac{3}{2}(\Delta\gamma_{xy,i} + \Delta\gamma_{yz,i} + \Delta\gamma_{zx,i})^2 \end{array} \right]^{1/2} \quad (2-15)$$

Per Definition wird hierbei $v^* = 0,3$ für elastische und $v^* = 0,5$ für inelastische Berechnungen verwendet.

- Die maximale Vergleichsdehnungsschwingbreite ergibt schließlich die gesuchte Vergleichsdehnungsschwingbreite:

$$\Delta\varepsilon_v = \max\{\Delta\varepsilon_v(t_i)\}. \quad (2-16)$$

Ein alternatives Vorgehen zur Berechnung der Vergleichsdehnungsschwingbreite nach *ASME-BPVC* bei körperfestem Hauptachsensystem findet sich in Anhang T-1414 (Subsection NH) des *ASME-BPVC* [32].

Mittelwertkurven

Die Abschätzung der Lebensdauer erfolgt mit den berechneten Vergleichsdehnungsamplituden bzw. Vergleichsspannungsamplituden und mit sog. Lebensdauerkurven.

In Regelwerken finden sich hierfür sog. Auslegungskurven. Diese werden aus experimentell ermittelten Mittelwertkurven unter Berücksichtigung von Abminderungsfaktoren als untere Einhüllende generiert. Nach *Haibach* [48] existiert eine große Anzahl an Gleichungen, die eine mathematische Beschreibung von Mittelwertkurven ermöglichen. Die von *Chopra & Shack* [33] im Abschlussbericht *NUREG/CR-6909* veröffentlichte Mittelwertkurve für austenitische, rostfreie Stähle bei Temperaturen bis 400 °C und in Luftumgebung basiert auf der sog. *Langer*-Gleichung [49] und ist wie folgt definiert:

$$\ln(N) = 6,891 - 1,920 \cdot \ln(\varepsilon_a - 0,112). \quad (2-17)$$

Erfolgt die Abschätzung der Lebensdauer mithilfe von Spannungs-Lebensdauer-Kurven (S-N-curves), werden die Vergleichsdehnungsamplituden linearelastisch in Vergleichsspannungsamplituden umgerechnet. Der von *Chopra & Shack* [33] hierfür verwendete E-Modul beträgt 195,1 GPa für austenitische, rostfreie Stähle bei Temperaturen bis 400 °C und in Luftumgebung.

Der Einfluss der Temperatur wird dahingehend berücksichtigt, dass diese Spannungs-Lebensdauer-Kurven mit dem Verhältnis aus temperaturabhängigem E-Modul zu E-Modul bei Raumtemperatur gewichtet werden. Allerdings muss das Ver- oder Entfestigungsverhalten des Werkstoffs bei unterschiedlichen Temperaturen ebenfalls beachtet werden [50].

2.8.2 Fortschrittliche Schädigungsparameter

Für die Bewertung von Bauteilen, die durch eine wechselnde Last beansprucht werden, existiert eine Vielzahl an Festigkeitshypothesen, die auf spannungs-, dehnungs- oder

energiedichtebasierten Ansätzen beruhen. Im Folgenden werden grundlegende Zusammenhänge

- des energiedichtebasierten Ansatzes nach *Smith, Watson und Topper (SWT)* [51],
- des energiedichtebasierten Ansatzes nach *Gupta und Fesich (GF)* [56], [102],
- des spannungsbasierten, integralen Ansatzes der Schubspannungsintensitätshypothese (*SIH*) und
- des dehnungsbasierten Ansatzes nach *Fatemi und Socie (FS)* [52]

erläutert. Für weitergehende Informationen wird auf *Fesich* [30], [41] verwiesen.

2.8.2.1 Energiedichtebasierte Ansätze

Die in einem Schwingenspiel umgesetzte plastische Energie lässt sich als der Flächeninhalt der Spannungs-Dehnungs-Hysteresen darstellen. Nach *Liu* [53] kann auch der elastische Anteil der Dehnungsenergie bestimmt werden, indem die beiden Bereiche an der steigenden und an der fallenden Hystereseschleife zusammengesetzt werden.

Die Energiedichte bzw. die volumenbezogene Energie errechnet sich durch das Produkt aus Spannung und Dehnung. Somit kann die Hysterese fläche als Maß der umgesetzten Energie mit der Lebensdauer bzw. den Lastwechseln bis zum Versagen korreliert werden. Zur Ermittlung dieser Energie stehen nach *Fesich* [30], [41] folgende Möglichkeiten zur Verfügung:

- direkte Ermittlung aus experimentellen Daten,
- numerische Ermittlung aus FE-Simulationen,
- vereinfachte Berechnung ohne Berücksichtigung der Form der Hystereseschleifen.

Im Rahmen dieser Arbeit finden die beiden letztgenannten Methoden Anwendung.

Ansatz nach Smith, Watson und Topper (SWT)

Der bekannte *Smith, Watson und Topper (SWT)* – Parameter [51] zählt nach *Fesich* [30], [41] formal zu den energiedichtebasierten Ansätzen, da er aus einer Kombination von Spannungs- und Dehnungstermen besteht. Dadurch lässt er sich auch der vereinfachten Berechnung ohne Berücksichtigung der Hystereseschleifen zuordnen. In der von *Socie* [54] angegebenen Form kann der *Smith, Watson und Topper* – Parameter auch zur Berechnung der Lebensdauer verwendet werden:

$$\sigma_{n,max} \cdot \frac{\Delta \varepsilon_1}{2} = \frac{\sigma_f'^2}{E} \cdot (2 \cdot N_f)^{2b} + \sigma_f' \cdot \varepsilon_f' \cdot (2 \cdot N_f)^{b+c}. \quad (2-18)$$

Dabei ist $\sigma_{n,max}$ die größte Normalspannung in der Ebene n und $\Delta \varepsilon_1$ die Schwingbreite der größten Hauptdehnung. σ_f' ist der zyklische Spannungskoeffizient, ε_f' ist der zyklische Dehnungskoeffizient. N_f ist die Bruchlastspielzahl bei der größten Normalspannung $\sigma_{n,max}$, und b bzw. c sind Exponenten der elastischen bzw. plastischen Dehnungs-Wöhlerlinie.

Oftmals wird der *SWT*-Ansatz jedoch als dehnungsbasierter Ansatz mit einer Mittelspannungskorrektur interpretiert [55].

Ansatz nach Gupta und Fesich (GF)

Auch ein an der *MPA Universität Stuttgart* und dem *IMWF Universität Stuttgart* entwickelter Ansatz von *Gupta, Fesich* et al. [56] nutzt die vereinfachte Berechnungsmethodik ohne Berücksichtigung der Form der Hystereseschleifen. Dabei werden die Amplitudenwerte als diejenigen Werte betrachtet, die für die Ermüdungsschädigung relevant sind. Der Schädigungsparameter des *MPA-/IMWF*-Ansatzes nach *Gupta* und *Fesich* (GF) ist definiert als:

$$\left(\sigma_{n,max} \cdot \frac{\Delta \varepsilon_n}{2} + \frac{\Delta \tau}{2} \cdot \frac{\Delta \gamma}{2} \right)_{max} = f(N_A). \quad (2-19)$$

Erweiterter Ansatz nach Fesich (FGF)

Auf der Basis des von *Gupta & Fesich* (GF) entwickelten Ansatzes wurde von *Fesich* [30], [41] ein erweiterter Ansatz zur Ermüdungsbewertung komplexer Bauteile vorgeschlagen. Dieser Ansatz bezieht den in Bauteilen und Komponenten vorliegenden Beanspruchungsgradienten mit in die Bewertung ein. Grundlage hierfür ist die Theorie zur Stützwirkung gekerbter Querschnitte nach *Siebel & Stieler* [57]. Der wirkende, normierte Dehnungs- bzw. Schiebungsgradient ist folgendermaßen definiert:

$$\chi_\varepsilon^* = \frac{1}{\varepsilon_{max}} \left(\frac{d\varepsilon}{dx} \right)_{max} \quad (2-20)$$

$$\chi_\gamma^* = \frac{1}{\gamma_{max}} \left(\frac{d\gamma}{dx} \right)_{max}. \quad (2-21)$$

Die Gleichung zur Ermittlung des Schädigungsparameters mithilfe des erweiterten Ansatzes nach *Fesich* lautet:

$$\left(\frac{1}{1 + \chi_\varepsilon^*} \right) \cdot \sigma_{n,max} \cdot \frac{\Delta \varepsilon_n}{2} + \left(\frac{1}{1 + \chi_\gamma^*} \right) \cdot \frac{\Delta \tau}{2} \cdot \frac{\Delta \gamma}{2} = f(N_A). \quad (2-22)$$

Durch die Berücksichtigung des Gradienteneffekts in Form der beiden Faktoren ist der von *Fesich* erweiterte Schädigungsparameter, vgl. Gl. 2-22, immer kleiner (oder gleich) als der von *Gupta & Fesich* entwickelte Schädigungsparameter, vgl. Gl. 2-19.

2.8.2.2 Spannungsbasierter, integraler Ansatz

Herkömmliche, spannungsbasierte Festigkeitshypothesen, wie z. B. die Gestaltänderungsenergiehypothese (*GEH*) nach *von Mises* oder die Schubspannungshypothese (*SH*) nach *Tresca*, können bei Ermüdungsbeanspruchung nicht immer ohne Einschränkungen verwendet werden. In der Vergangenheit wurde deshalb eine Vielzahl spannungsbasierter Ansätze entwickelt, die auch bei wechselnder Beanspruchung zur Lebensdauerbewertung verwendet werden können. Zu nennen sind u. a. *Sines* [58], *Findley* [59], *McDi-*

armid [60], Dang Van [61] und Papadopoulos [62], [63]. Eine ausführliche Übersicht hierzu gibt Fesich [30], [41]. Liu & Zenner [64], [65], [66] entwickelten auf Basis von Simbürger [67] die Schubspannungsintensitätshypothese (SIH) als integralen Ansatz zur Bestimmung der Lebensdauer. Die Vergleichsspannungsamplitude wird hierbei definiert als:

$$\sigma_{v,a} = \sqrt{\frac{15}{8\pi} \int_{\phi=0}^{\pi} \int_{\psi=0}^{2\pi} [a\tau_{\gamma\phi a}^2(1 + m\tau_{\gamma\phi m}^2) + b\sigma_{\gamma\phi a}^2(1 + n\sigma_{\gamma\phi m}^2)] \sin\psi d\psi d\phi}. \quad (2-23)$$

Die Parameter a und b berücksichtigen hierin das Wechselfestigkeitsverhältnis von Normal- und Schubspannungen, die Parameter m und n berücksichtigen die Mittelspannungsempfindlichkeit [30], [41].

2.8.2.3 Dehnungsbasierter Ansatz nach Fatemi und Socie (FS)

Dehnungsbasierte Ansätze verfolgen – ähnlich wie energiedichtebasierte Ansätze und spannungsbasierte Ansätze – das Ziel, aus einer beliebigen, ggf. mehrachsigen Beanspruchung einen Schädigungsparameter zu bestimmen, der eine Lebensdauerbewertung ermöglicht.

Neben vielen anderen dehnungsbasierten Ansätzen wurde 1988 von Fatemi und Socie ein Ansatz entwickelt [52], der auf Arbeiten von Kandil, Brown und Miller [68] basiert [30], [41]. Der dehnungsbasierte Ansatz nach Fatemi und Socie (FS) lautet:

$$\frac{\Delta\gamma_{max}}{2} \left(1 + k \cdot \frac{\Delta\sigma_{n,max}}{R_e} \right) = f(N_A). \quad (2-24)$$

Dieser Ansatz hat innerhalb der dehnungsbasierten Ansätze eine weite Verbreitung gefunden [30], [41].

3 Werkstoffcharakterisierung

Dieses Kapitel widmet sich der grundlegenden Charakterisierung des austenitischen Werkstoffs *X6CrNiNb18-10* (1.4550), der für die experimentellen Untersuchungen, siehe Kapitel 4, verwendet wurde. Im Folgenden werden zunächst die Herstellung und die Wärmebehandlung beschrieben. Daneben wird eine Übersicht der chemischen Zusammensetzung gegeben und es folgt eine detaillierte Gefügecharakterisierung. Eine Zusammenstellung der mechanisch-technologischen Kennwerte und die dynamische E-Modul-Bestimmung runden die Werkstoffcharakterisierung ab.

Die folgenden Untersuchungen wurden größtenteils im Rahmen des *BMBF*-Forschungsvorhabens *02NUK009E* an der *Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart* durchgeführt [7]. Eine Ausnahme hiervon sind die Ergebnisse der dehnungskontrollierten Schwingversuche, die überwiegend am Fachgebiet und Institut für Werkstoffkunde (*IfW*) der Technischen Universität Darmstadt im Rahmen des *BMBF*-Forschungsvorhabens *02NUK009D* ermittelt wurden [69]. Beide Forschungsvorhaben sind Teil des gemeinsamen *BMBF*-Verbundvorhabens „Thermische Ermüdung“ (*02NUK009*) der nuklearen Sicherheitsforschung „Grundlagen des System-, Ausström- und Werkstoffverhaltens von Rohrleitungen bei thermischer Wechselbeanspruchung“ [34].

Ergänzende Versuchs- und Werkstoffdaten wurden gezielt aus abgeschlossenen Forschungsvorhaben, die ebenfalls an der *Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart* durchgeführt wurden, übernommen.

3.1 Halbzeug, Herstellung und Wärmebehandlung

Der für die experimentellen Untersuchungen verwendete austenitische Werkstoff *X6CrNiNb18-10* wurde über den Projektpartner *AREVA NP GmbH* von der Firma *BGH Edelstahl Freital GmbH* zur Verfügung gestellt. Das geschmiedete und geschälte Stangenmaterial (Durchmesser $\varnothing 106\text{ mm}$) stammte laut Abnahmeprüfzeugnis Nr. 294612 (Rev. 2) vom 23.03.2010 [70] aus der Schmelze 773668.

Im Rahmen des *BMBF*-Verbundvorhabens erfolgte eine Wärmebehandlung ($1030\text{ °C} / 90\text{ min}$ / flüssiger Stickstoff) des Probenmaterials. Der Zustand nach der Wärmebehandlung wird im Folgenden als **Ausgangszustand** bezeichnet.

3.2 Chemische Zusammensetzung

Die chemische Zusammensetzung des Werkstoffs *X6CrNiNb18-10* wurde am *IfW Darmstadt* durch eine optische Funken-Emissions-Spektralanalyse (*FESA*) überprüft, siehe Abschlussbericht *02NUK009D* [69]. Die Zusammensetzung entspricht den Vorgaben der *KTA 3201.1* [14] und zeigt auch im Vergleich zu den Werten des Abnahmeprüf-

zeugnisses [70] nur geringfügige Abweichungen. Die Ergebnisse sind in Tab. 3-1 zusammengestellt.

Tab. 3-1: Chemische Zusammensetzung des Werkstoffs *X6CrNiNb18-10* (Angaben in Massenprozent).

Nachweis		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Nb	Co
IfW		0,02	0,3	2,0	0,019	< 0,01	18,1	9,9	0,46	0,03
BGH ¹⁾		0,023	0,34	1,86	0,019	0,002	18,1	10,1	0,45	0,037
KTA	min.	---	---	---	---	---	17,0	9,0	10xC	---
3201.1	max.	0,04	1,0	2,0	0,035	0,015	19,0	12,0	0,65	0,2
KTA	min. ²⁾	---	---	---	---	---	18,0	9,0	13xC	---
3201.1 ²⁾	max. ²⁾	0,03	0,5	2,0	0,025	0,010	19,0	12,0	0,65	0,2

¹⁾ Abnahmeprüfzeugnis Nr. 294612 (Rev. 2) vom 23.03.2010 [70].

²⁾ Bei Verwendung für heißgehende (Betriebstemperatur $T \geq 200 \text{ }^\circ\text{C}$), reaktorwasserführende Rohrleitungen und Komponenten in SWR-Anlagen.

3.3 Gefügecharakterisierung

Zur Gefügecharakterisierung wurden an der *Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart* detaillierte metallografische Untersuchungen des $\varnothing 106 \text{ mm}$ – Stangenmaterials durchgeführt. Hierfür wurden Bereiche in der Stangenmitte und am Rand betrachtet. Nach der Entnahme von Quer- und Längsschliffen wurden dort die Korngröße, die Makrohärte, der δ -Ferrit-Anteil, die Versetzungsdichte und die Größe der Niobkarbide bestimmt. Die Lage der Entnahmestellen zur Gefügecharakterisierung zeigt Abb. 3-1.

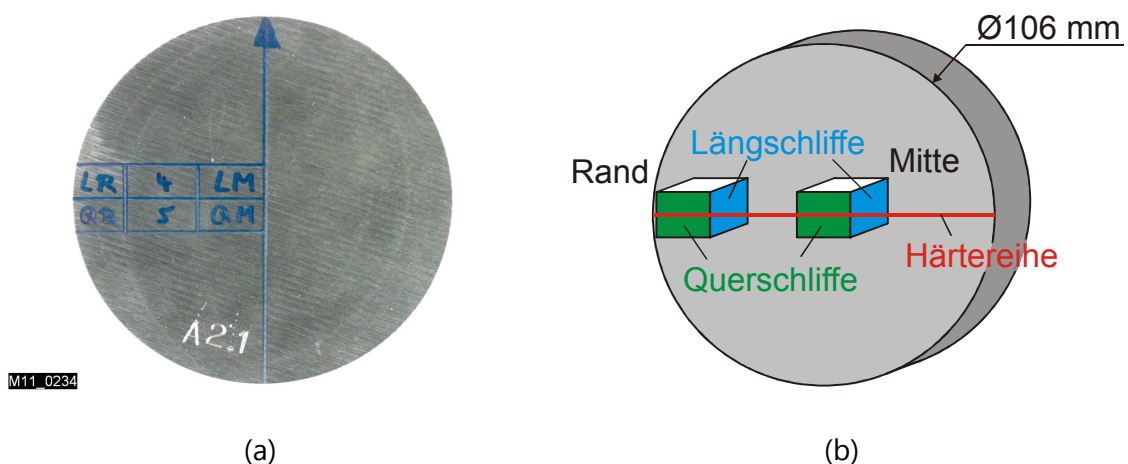


Abb. 3-1: Entnahmestellen zur Gefügecharakterisierung des Werkstoffs *X6CrNiNb18-10*: (a) reale Probenlage; (b) schematische Darstellung.

In [Abb. 3-2](#) ist die Mikrostruktur des Werkstoffs *X6CrNiNb18-10* im Ausgangszustand als lichtmikroskopische Aufnahme abgebildet. Zu sehen sind Quer- und Längsschliffe aus dem Randbereich und aus der Mitte des $\varnothing 106\text{ mm}$ – Stangenmaterials.

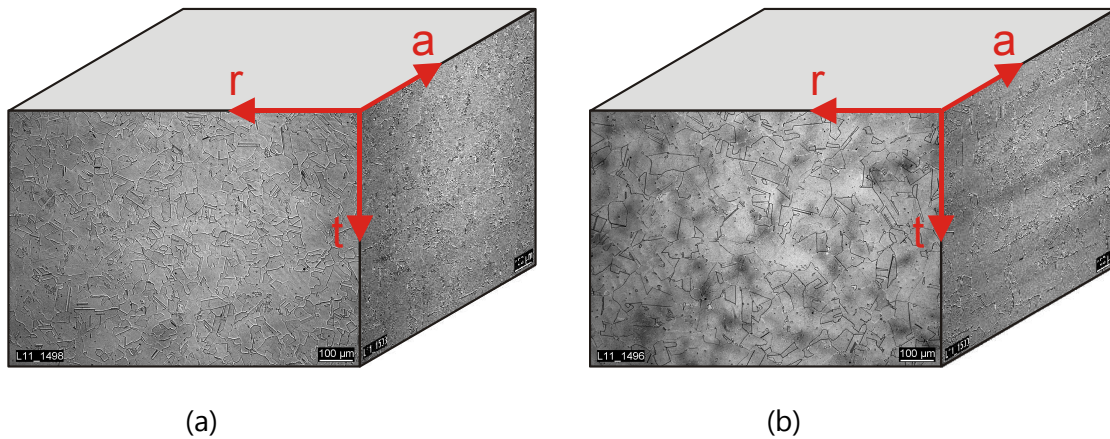


Abb. 3-2: Mikrostruktur des Werkstoffs *X6CrNiNb18-10* im Ausgangszustand bei 100-facher Vergrößerung: (a) Randbereich; (b) Mitte.

Zur Veranschaulichung der charakteristischen Gefügemerkmale zeigt [Abb. 3-3](#) die Mikrostruktur des Werkstoffs *X6CrNiNb18-10* bei einer höheren Vergrößerung. Zu sehen sind wiederum Quer- und Längsschliffe aus dem Randbereich und aus der Mitte des $\varnothing 106\text{ mm}$ – Stangenmaterials.

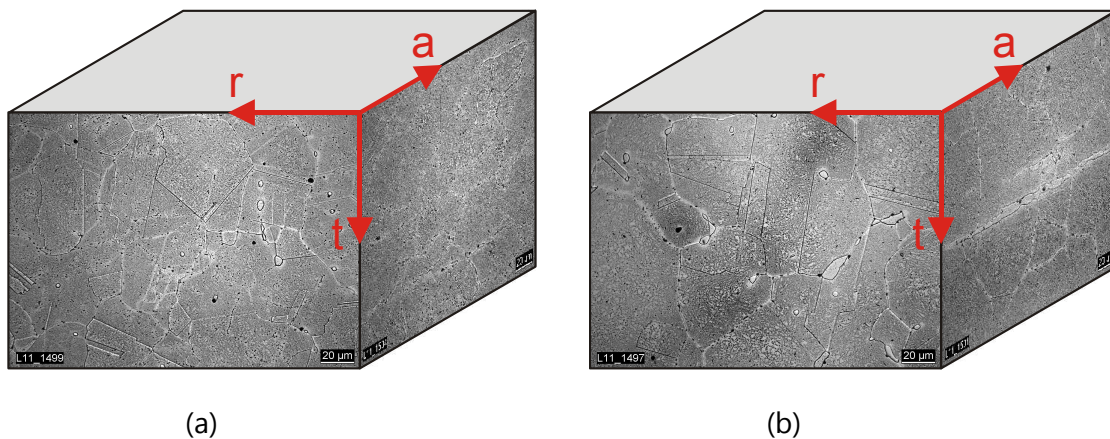


Abb. 3-3: Mikrostruktur des Werkstoffs *X6CrNiNb18-10* im Ausgangszustand bei 500-facher Vergrößerung: (a) Randbereich; (b) Mitte.

Das untersuchte $\varnothing 106\text{ mm}$ – Stangenmaterial weist ein typisches austenitisches Gefüge mit charakteristischen Zwillingkorngrenzen und teils markanten δ -Ferrit-Bereichen auf. Sowohl an den Korngrenzen als auch in den Austenitkörnern selbst sind Ausscheidungen (Niobkarbide), erkennbar als schwarze Punkte, zu sehen. Durch diese Niobkarbidbildung wird die Niobkonzentration in der Matrix verringert. Diese Details sind als Übersicht in [Abb. 3-4](#) nochmals ausführlich dargestellt.

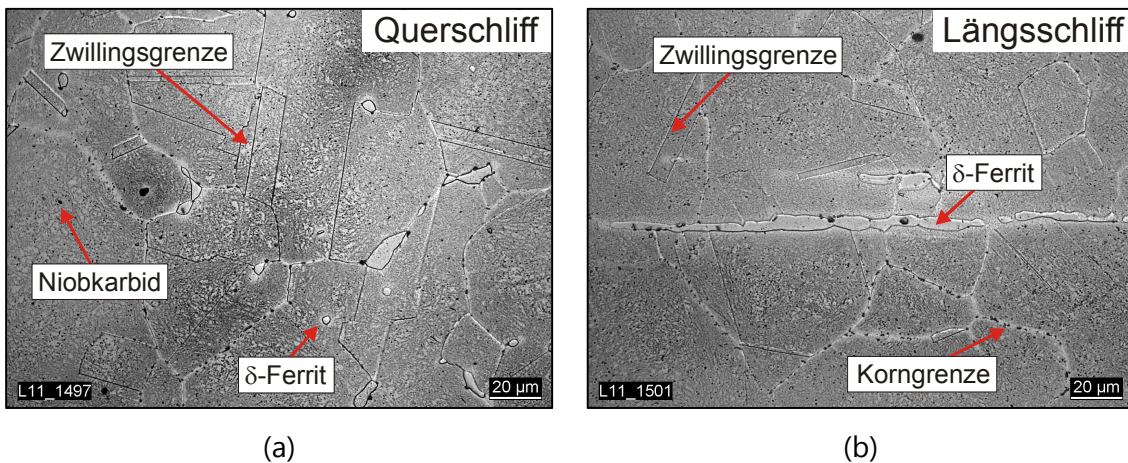


Abb. 3-4: Mikrostruktur des Werkstoffs *X6CrNiNb18-10* im Ausgangszustand bei 500-facher Vergrößerung: (a) Querschliff; (b) Längsschliff.

Die Analyse der Ausscheidungen erfolgt im Rahmen von *TEM*-Untersuchungen (Transmissionselektronenmikroskop). Mithilfe von Ausziehabrücken, sog. Extraktionsreplika, ist es hierbei möglich, die im Gefüge vorhandenen Ausscheidungen zu analysieren, siehe [Abb. 3-5](#). Durch den Einsatz der energiedispersiven Röntgenspektroskopie (*EDS* bzw. *EDX*) konnten die Ausscheidungen anschließend eindeutig als Niobkarbide identifiziert werden.

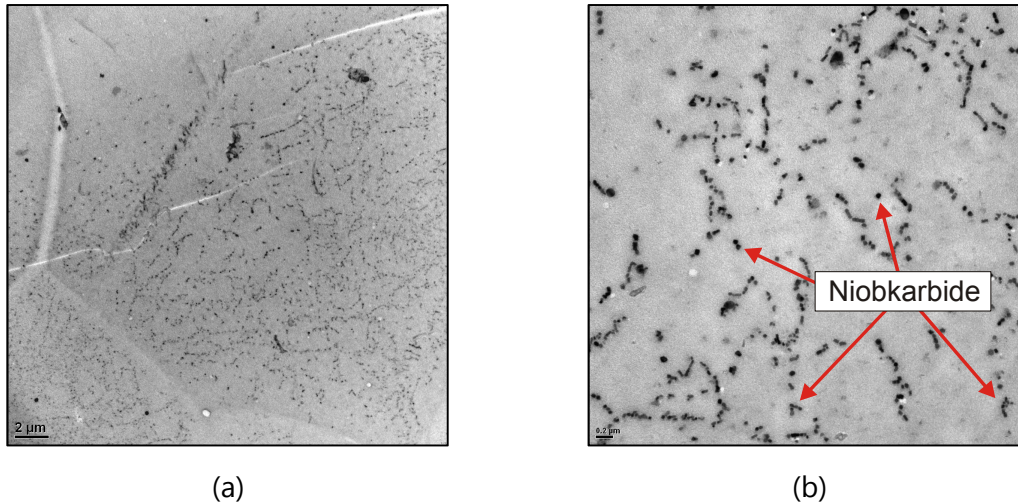


Abb. 3-5: *TEM*-Untersuchung (Extraktionsreplika) der Ausscheidungen (Niobkarbide): (a) Übersicht; (b) Detail.

Die Analyse der Größenverteilung der Niobkarbide zeigt, dass neben sehr fein verteilten, perlschnurartigen Niobkarbiden auch größere, globulare Niobkarbide vorhanden sind. Diese Beobachtungen wurden auch in Untersuchungen von *Soppa & Kohler* [18] und *Büttner* [31] gemacht. In [Abb. 3-6](#) ist die Größenverteilung der Niobkarbide abgebildet. Der Durchmesser der größeren Niobkarbide betrug ca. 228 nm, der Durchmesser der kleineren Niobkarbide ca. 45 nm.

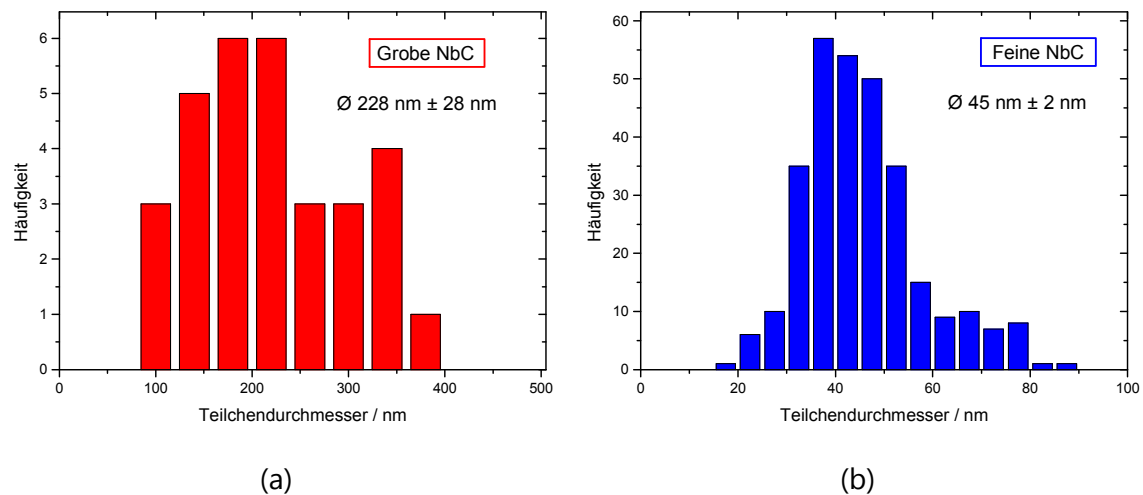


Abb. 3-6: Niobkarbidverteilung /-größe: (a) grob verteilte Niobkarbide; (b) fein verteilte Niobkarbide.

TEM-Untersuchungen wurden jedoch nicht nur an Extraktionsreplika, sondern auch an gedünnten Metallfolien durchgeführt. Hierbei konnten neben den bereits erwähnten Niobkarbiden auch die bereits im Ausgangszustand vorhandenen Versetzungen sichtbar gemacht werden. Abb. 3-7 zeigt, dass die Versetzungen größtenteils um die perlschnurartig verteilten Niobkarbide herum angeordnet sind. Die ermittelte Versetzungsdichte beträgt im Ausgangszustand $\rho = (0,6 \pm 0,2) \cdot 10^{14} \text{ m}^{-2}$. Dieser Wert ist charakteristisch für einen unverformten, wärmebehandelten Zustand des austenitischen Werkstoffs X6CrNiNb18-10 [18].

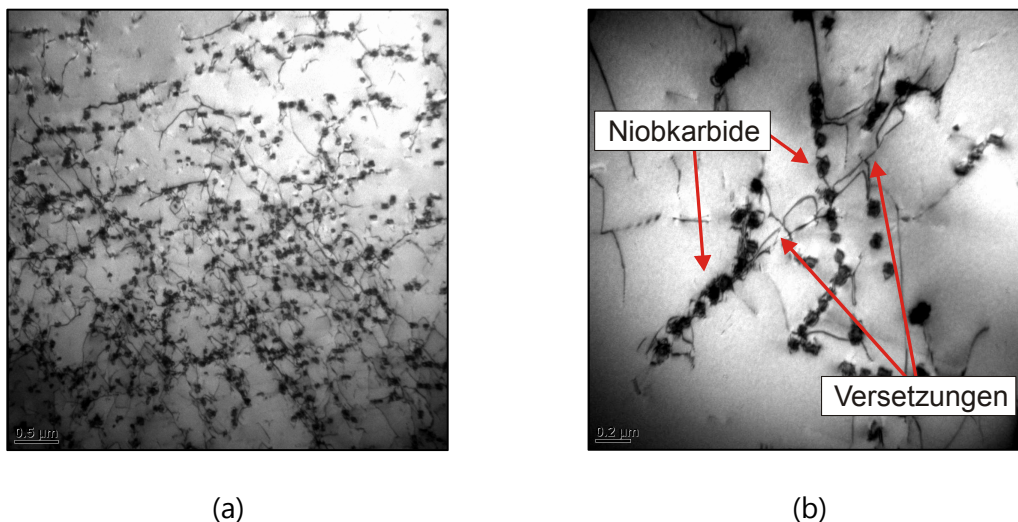


Abb. 3-7: TEM-Untersuchung (gedünnte Metallfolie) der Versetzungen: (a) Übersicht; (b) Detail.

Die Korngröße wurde optisch durch genormte Bildreihentafeln nach *DIN EN ISO 643* [71] an metallografisch präparierten Quer- und Längsschliffen bestimmt. Im Randbe-

reich des $\varnothing 106 \text{ mm}$ – Stangenmaterials lag die Korngröße G bei 5,5 und in dessen Zentrum bei 4.

Neben der Korngröße wurde auch die Makrohärte an Quer- und Längsschliffen ermittelt. Mit dem Messsystem *Dia Testor 2RC-S* der Firma *Wolpert* wurde die Makrohärte HV 10 hierbei nach *DIN EN ISO 6507-1* [72] als Mittelwert aus mehreren Einzelmessungen bestimmt. Die Randbereiche des $\varnothing 106 \text{ mm}$ – Stangenmaterials wiesen dabei eine geringfügig höhere Makrohärte auf als Bereiche in der Mitte.

Dieser Befund wurde zusätzlich durch eine Härtereihe, die den Verlauf der Makrohärte über dem Querschnitt widerspiegelt, bestätigt. Abb. 3-8 zeigt den Verlauf dieser Härtereihe über dem Querschnitt des $\varnothing 106 \text{ mm}$ – Stangenmaterials.

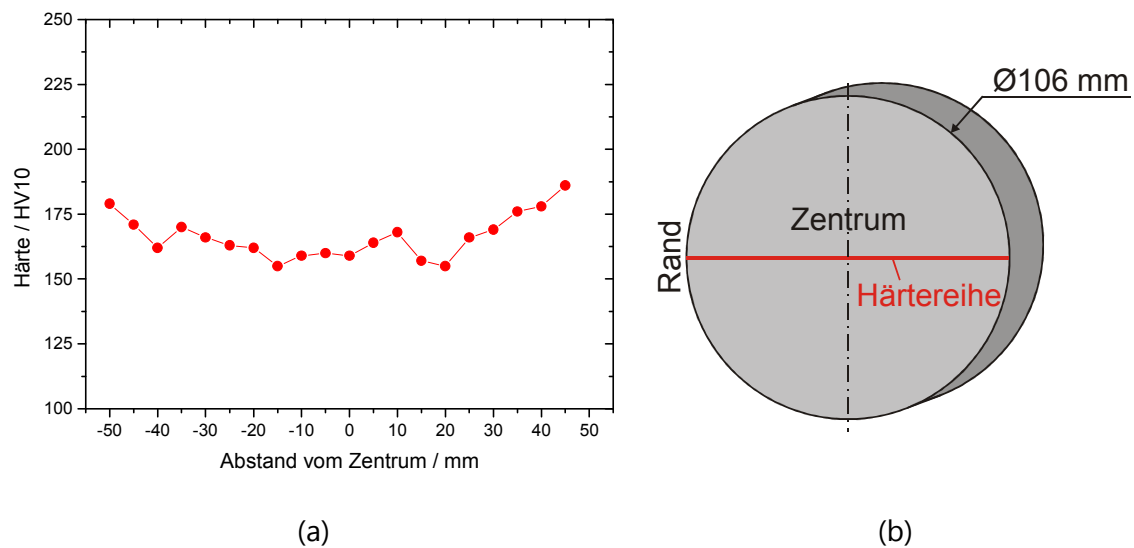


Abb. 3-8: Härtereihe (HV 10) über dem Querschnitt des $\varnothing 106 \text{ mm}$ – Stangenmaterials: (a) Messergebnisse; (b) Lage der Härtereihe.

Hierbei ist ebenfalls ein schwacher Abfall der gemessenen Härtewerte vom Rand zur Mitte der Stange hin festzustellen. Dies korrespondiert insgesamt mit den Ergebnissen der Korngrößenbestimmung, d. h. die Härtewerte sind umso geringer, je größer und größer verteilt die Körner sind.

Der mithilfe eines magnetinduktiven Verfahrens gemessene δ -Ferrit-Anteil des $\varnothing 106 \text{ mm}$ – Stangenmaterials beträgt maximal 1,9 %. Im Randbereich der Stange ist der δ -Ferritgehalt minimal höher als im Zentrum.

3.4 Mechanisch-technologische Kennwerte

Mechanisch-technologische Kennwerte des $\varnothing 106 \text{ mm}$ – Stangenmaterials aus dem Werkstoff *X6CrNiNb18-10* wurden mit Zug- bzw. Schwingversuchen nach *DIN EN ISO 6892-1* [73], *DIN EN ISO 6892-2* [74] bzw. *DIN 50100* [75] ermittelt. Die Versuche wur-

den bei Raumtemperatur (RT) und teilweise bei erhöhten Temperaturen (200 °C, 350 °C) durchgeführt, um die Temperaturabhängigkeit einzelner Kennwerte zu erfassen. Statische Kennwerte wurden am *IfW Darmstadt* mit *IfW*-Zugversuchsproben vom Typ 11c bei Raumtemperatur ermittelt, siehe [Abb. 3-9](#).

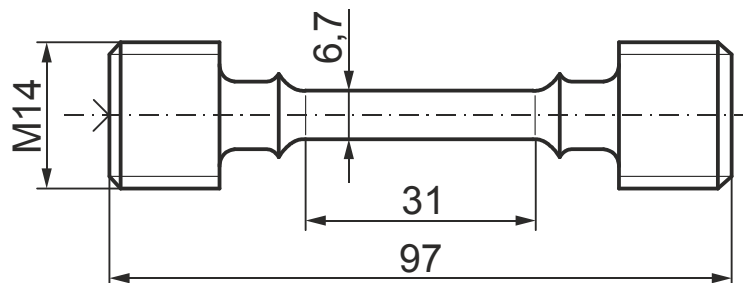


Abb. 3-9: *IfW*-Zugversuchsprobe Typ 11c mit M14-Gewinde.

Eine Zusammenstellung der statischen mechanisch-technologischen Kennwerte findet sich in [Tab. 3-2](#). Die Kennwerte wurden hierbei als Mittelwerte aus mehreren Einzelversuchen gebildet.

Tab. 3-2: Mechanisch-technologische Kennwerte des Werkstoffs *X6CrNiNb18-10* bei RT.

Quelle	$R_{p0,2} / \text{MPa}$	$R_{p1,0} / \text{MPa}$	R_m / MPa	$A_5 / \%$	$Z / \%$	KV / J ¹⁾
<i>IfW</i>	244	278	596	68	82	---
<i>Soppa</i> [18]	243	277	554	58	74	---
<i>Fesich</i> [30],[41]	248	---	574	51	78	---
<i>Reicherter</i> [28]	239	274	541	60	83	---
<i>BGH</i> ²⁾	251	294	562	57	77	261
<i>KTA 3201.1</i>	> 205	> 240	510 – 740	> 40	---	> 100 ³⁾

¹⁾ Kerbschlagarbeit (ISO-V) bei 20 °C, Entnahmerichtung *längs*.

²⁾ Abnahmeprüfzeugnis Nr. 294612 (Rev. 2) vom 23.03.2010 [70].

³⁾ Mittelwert aus drei Proben. Kleinster Einzelwert $KV_{min} = 90 J$.

Verglichen mit den Versuchswerten von *Soppa* [18], *Reicherter* [28] und *Fesich* [30], [41] sowie mit den Werten des Abnahmezeugnisses [70] zeigt sich eine sehr gute Übereinstimmung der mechanisch-technologischen Kennwerte. Auch die Vorgaben der *KTA 3201.1* [14] werden allesamt erfüllt.

Die am *IfW Darmstadt* ermittelten technischen Fließkurven bei Raumtemperatur sind in [Abb. 3-10](#) abgebildet. Hierbei fallen insbesondere die großen Bruchdehnungen von über 60 % auf, die auf das hohe plastische Verformungsvermögen des Werkstoffs

X6CrNiNb18-10 hinweisen. Zudem fehlt der Bereich einer ausgeprägten Streckgrenze. Auch dies ist typisch für den untersuchten austenitischen Werkstoff.

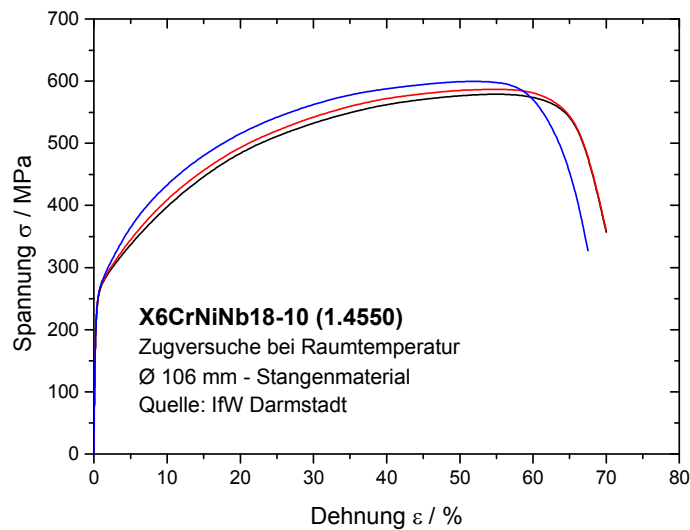


Abb. 3-10: Technische Fließkurven des Werkstoffs X6CrNiNb18-10 bei RT [Quelle: IfW].

Zyklische Kennwerte wurden am *IfW Darmstadt* bei verschiedenen Temperaturen und für verschiedene Dehnungsamplituden ermittelt. Die einachsigen, rein wechselnden Zug-Druck-Wechselversuche wurden dehnungskontrolliert (Dehnungsverhältnis $R_\epsilon = -1$) und bei konstanter Temperatur (isotherm) durchgeführt. Ergänzend hierzu erfolgten an der *Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart* zusätzliche Schwingversuche. Die hierfür verwendeten Schwingversuchsproben sind in [Abb. 3-11](#) als reale Probe (oben) und als technische Zeichnung (unten) dargestellt. Die Probenoberfläche war bei sämtlichen Schwingversuchen poliert.

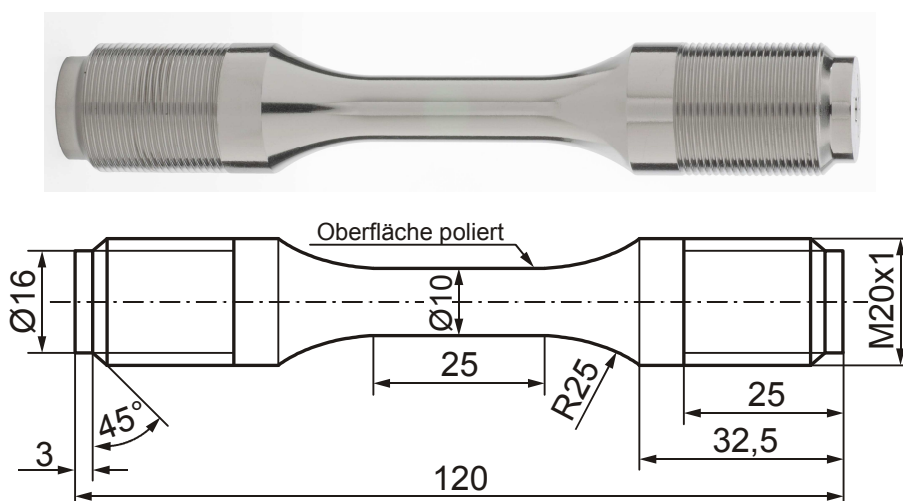


Abb. 3-11: MPA-Schwingversuchsprobe: (oben) reale Probe; (unten) technische Zeichnung.

Die Temperaturstützstellen RT , 200 °C und 350 °C wurden hierbei zur Erfassung von Temperatureinflüssen auf das Ermüdungsverhalten des Werkstoffs $X6CrNiNb18-10$ gewählt. Sie stehen in direktem physikalischen Zusammenhang mit realen Betriebssituationen in kerntechnischen Anlagen [69].

Das mechanische Belastungsniveau (Dehnungsamplitude) sollte sowohl den Kurzzeitfestigkeitsbereich (*low cycle fatigue, LCF*) als auch den Bereich der Langzeitfestigkeit (*high cycle fatigue, HCF*) abdecken. Aus diesem Grund lagen die gewählten Dehnungsamplituden im Bereich von $0,14\%$ bis $0,78\%$ und führten zu Lebensdauern, die sich über mehrere Zehnerpotenzen erstreckten. Die Ergebnisse der am *IfW Darmstadt* und der *Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart* durchgeführten dehnungskontrollierten Schwingversuche sind in [Abb. 3-12](#) zusammenfassend dargestellt. Eine detaillierte Übersicht der Versuchsdaten findet sich in [Anhang 1](#).

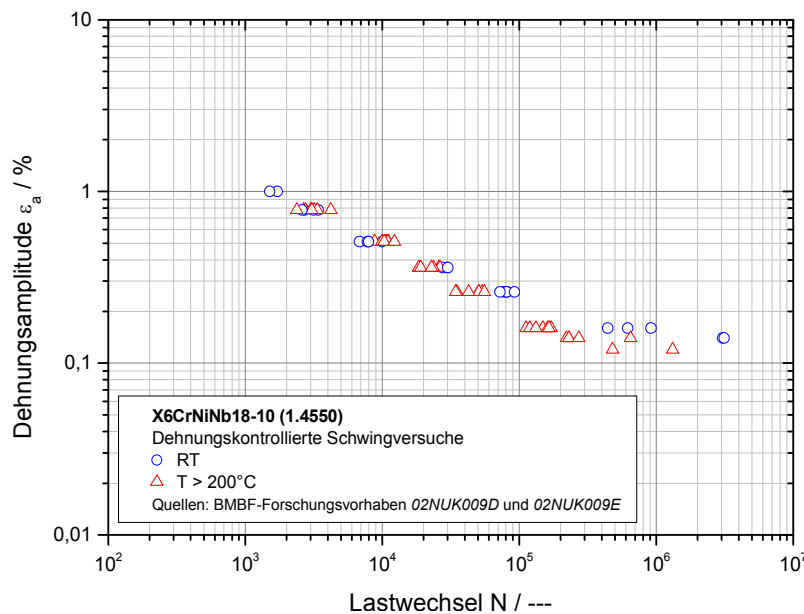


Abb. 3-12: Dehnungskontrollierte Schwingversuche des Werkstoffs $X6CrNiNb18-10$.

Tendenziell ist ab ca. 50000 Lastwechseln eine signifikante Temperaturabhängigkeit zu beobachten. Dies äußert sich darin, dass die Anrisschwingspielzahl N_A bei konstanter Dehnungsamplitude mit steigender Versuchstemperatur abnimmt. Dies bestätigen auch Untersuchungen von *Wilhelm, Steinmann & Rudolph* [76].

Den Einfluss der Dehnungsamplitude auf das Verfestigungsverhalten unter wechselnder Belastung bei Raumtemperatur zeigt [Abb. 3-13](#). Der Verlauf der Spannungsamplitude in Bezug auf die Lebensdauer weist darauf hin, dass der Werkstoff $X6CrNiNb18-10$ bei Dehnungsamplituden größer als $0,36\%$ stark verfestigt.

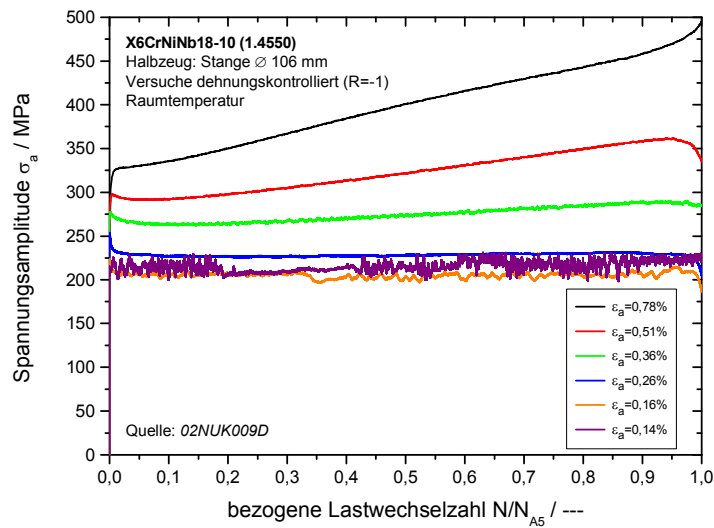


Abb. 3-13: Zyklisches Werkstoffverhalten des Werkstoffs X6CrNiNb18-10 bei RT.

Im Vergleich dazu zeigt sich bei einer konstanten Versuchstemperatur von 200 °C kein derartiger Effekt. Hier bleibt die Spannungsamplitude nach einer anfänglichen, geringen Verfestigung bis zum Anriss nahezu konstant. Lediglich bei der größten Dehnungsamplitude von 0,78 % ist ein gleichmäßiger Spannungsabfall bis kurz vor dem Anriss festzustellen, siehe [Abb. 3-14](#).

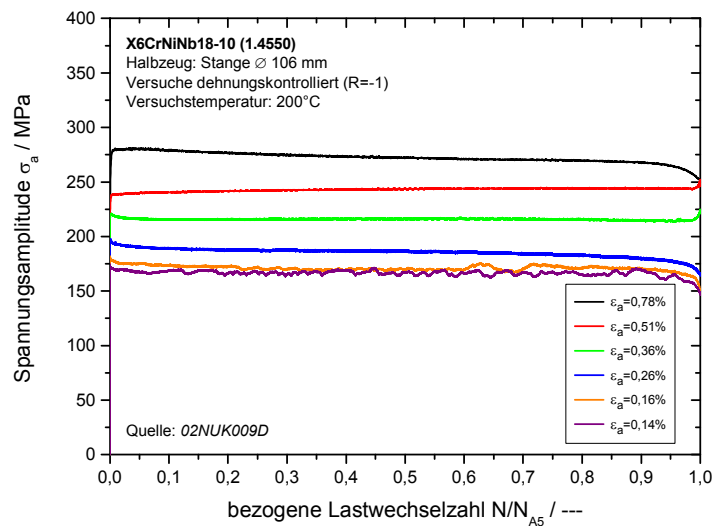


Abb. 3-14: Zyklisches Werkstoffverhalten des Werkstoffs X6CrNiNb18-10 bei 200 °C.

Die dehnungskontrollierten Schwingversuche bei 350 °C zeigen ein im Vergleich zu den RT-Versuchen entgegengesetztes Verhalten. Nach einer anfänglichen, geringen Verfestigung sinkt die Spannungsamplitude im weiteren Verlauf wieder ab, um auf diesem neuen Niveau nahezu konstant bis zum Anriss zu bleiben. Lediglich bei der größten

Dehnungsamplitude von 0,78 % ist ein gleichmäßiger Spannungsabfall bis kurz vor dem Anriss festzustellen. Abb. 3-15 zeigt die Spannungsverläufe bei 350 °C.

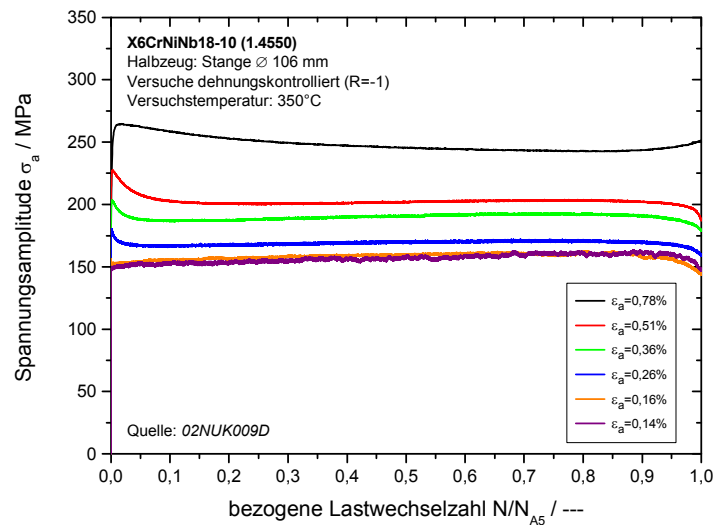


Abb. 3-15: Zyklisches Werkstoffverhalten des Werkstoffs X6CrNiNb18-10 bei 350 °C.

Aus den Versuchsergebnissen der Schwingversuche wurden zyklische Fließkurven für Raumtemperatur und erhöhte Temperaturen (200 °C und 350 °C) abgeleitet. Ausgehend von stabilisierten Hystereseschleifen (stabilisierter Zyklus) erfolgte hierbei die Ermittlung der Spannungsamplituden bezogen auf die jeweiligen Dehnungsamplituden.

Mithilfe des *Ramberg-Osgood*-Ansatzes [77] erfolgte anschließend die mathematische Beschreibung und Anpassung der zyklischen Fließkurven an die Versuchsergebnisse. Die in der Schwingfestigkeit übliche Formulierung des Dreiparameteransatzes nach *Ramberg-Osgood* lautet:

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{K'} \right)^{1/n'} \quad (3-1)$$

Darin ist K' der zyklische Verfestigungskoeffizient und n' der zyklische Verfestigungsexponent. Die Parameter des *Ramberg-Osgood*-Ansatzes für zyklische Fließkurven bei Raumtemperatur und erhöhten Temperaturen des untersuchten Werkstoffs X6CrNiNb18-10 sind in Tab. 3-3 angegeben [69].

Tab. 3-3: *Ramberg-Osgood*-Parameter des Werkstoffs X6CrNiNb18-10 [69].

Temperatur / °C	E-Modul / MPa	K' / MPa	n' / ---	$1/n'$ / ---
RT	186000	1400	0,260	3,85
200	169000	700	0,195	5,13
350	161000	550	0,170	5,88

Abb. 3-16 zeigt die Zusammenstellung der zyklischen Fließkurven des Werkstoffs *X6CrNiNb18-10* für Raumtemperatur und erhöhte Temperaturen. Ergänzend hierzu sind die zugehörigen *Ramberg-Osgood*-Annäherungen dargestellt.

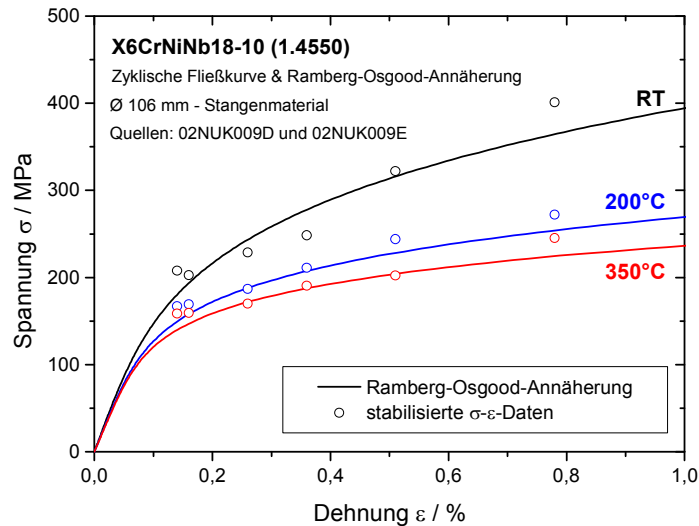


Abb. 3-16: Zyklische Fließkurven des Werkstoffs *X6CrNiNb18-10*.

Es ist offensichtlich, dass eine signifikante Temperaturabhängigkeit besteht. Bei Raumtemperatur ist die ertragbare Spannung somit größer als bei höheren Temperaturen. Die Unterschiede der zyklischen Fließkurven zwischen den bei 200 °C und 350 °C durchgeführten Schwingversuchen fallen hingegen deutlich geringer aus.

Grund hierfür kann die verformungsinduzierte Martensitbildung sein. Diese tritt nur zwischen der sog. Martensitstarttemperatur M_s und einer Grenztemperatur, der sog. Umwandlungstemperatur M_d bzw. M_{d30} , auf [17]. Nach den von *Smaga* [17] angegebenen Berechnungsformeln [78], [79] liegt die Martensitstarttemperatur M_s für den in dieser Arbeit untersuchten Werkstoff *X6CrNiNb18-10* zwischen -120 °C und -50 °C, die Umwandlungstemperatur M_{d30} bewegt sich im Bereich zwischen 0 °C und $+40$ °C.

Bei einer mechanischen Belastung im Temperaturbereich bis ca. $+40$ °C ist somit eine verformungsinduzierte Phasenumwandlung von Austenit zu α' -Martensit möglich. Diese kann letztlich zu einer Verfestigung des Werkstoffs führen.

3.5 Dynamische E-Modul-Bestimmung

Die Ermittlung des E-Moduls erfolgte dynamisch mit dem Impulserregungsverfahren nach *ASTM 1876-07* [80] im Rahmen einer Frequenzanalyse. Der E-Modul wurde hierbei für den Temperaturbereich von Raumtemperatur bis ca. 350 °C mit dem Messsystem *GrindoSonic* der Firma *Lemmens N.V.* bestimmt.

Bei diesem Verfahren wird der E-Modul aus einer angeregten longitudinalen oder transversalen Eigenschwingung berechnet [81], [82]. Die dynamisch ermittelten Werte stimmen nach *Ledbetter* [83] mit den Werten aus statischen Verfahren, wie z. B. Zugversuchen, überein. Nach *Reicherter* [28], [29] und *Büttner* [31] bietet das dynamische Impulserregungsverfahren im Vergleich zu statischen Verfahren den Vorteil, dass temperaturabhängige E-Moduln sowohl zuverlässig als auch mit einer geringen Streuung bestimmt werden können.

In Abb. 3-17 sind die Ergebnisse zweier dynamischer E-Modul-Messungen des Werkstoffs *X6CrNiNb18-10* und eine lineare Anpassung des temperaturabhängigen E-Moduls dargestellt. Die Messungen zeigen zum einen die geringe Streuung der Messwerte und zum anderen den linearen Zusammenhang des E-Moduls bezogen auf die Temperatur. Durchgeführt wurden die Messungen jeweils im Temperaturbereich von Raumtemperatur bis ca. 350 °C.

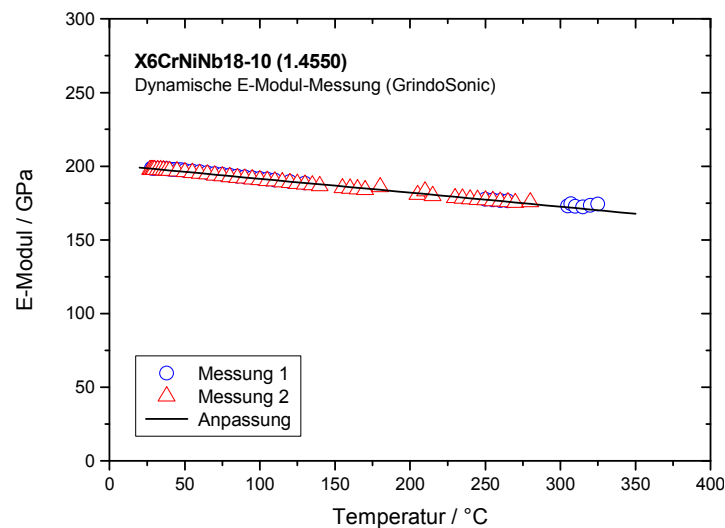


Abb. 3-17: E-Modul (temperaturabhängig) des Werkstoffs *X6CrNiNb18-10*.

4 Experimentelle Untersuchungen

Das Ziel der im Folgenden beschriebenen Untersuchungen besteht darin, die Einflüsse thermischer Wechselbelastung auf die Mikrostruktur des Werkstoffs *X6CrNiNb18-10* zu analysieren und zu quantifizieren. Hierfür werden mit einer neu entwickelten Spezialprobe (*Kalottenprobe*) thermische Wechselversuche bis ca. 350 °C durchgeführt. Die Versuche werden jeweils gezielt unterbrochen, um die Probenoberfläche und das Gefüge bzw. die Mikrostruktur metallografisch zu untersuchen.

4.1 Vorüberlegungen

Thermische Wechselversuche erfordern einen hohen experimentellen Aufwand hinsichtlich der eingesetzten Messtechnik, der Steuer- und Regelungstechnik sowie der Prüfeinrichtung. Deshalb erfolgt die Dimensionierung thermisch beanspruchter Bauteile oftmals auf Basis isothermer Ermüdungsversuche, die bei äquivalenter Temperatur durchgeführt werden. Die äquivalente Temperatur wird nach *Malpertu & Remy* [84], *Manson* [85], *Remy* [86] und *Taira* [87] in Abhängigkeit der Belastungsart bzw. des Werkstoffs als durchschnittliche oder maximale Zyklustemperatur definiert.

Bei verschiedenen Temperaturen innerhalb eines Zyklus thermischer Ermüdungsbeanspruchung liegen jedoch häufig unterschiedliche Schädigungsmechanismen vor, die sich nach *Krauß* [88] gegenseitig beeinflussen oder miteinander in Wechselwirkung stehen können.

Taira stellte die Hypothese auf, dass die durch Temperaturwechsel hervorgerufene Schädigung durch rein mechanische Schwingversuche bei äquivalenter Temperatur beschreibbar sei [87]. Diese Annahme besitzt allerdings nur in günstigen Fällen Gültigkeit, da sich durch Temperaturwechsel hervorgerufene Schädigungsabläufe nach *Maier* [89] nicht immer durch isotherme, mechanische Schwingversuche abbilden lassen. Problematisch ist nach *Krauß* [88] auch die von *Skelton et al.* [90] vorgeschlagene Methode der abschnittswise Berechnung thermischer Hystereseschleifen. Dies erfolgt anhand mehrerer isothermer Ermüdungsversuche, die bei unterschiedlichen Temperaturen durchgeführt wurden. Doch auch hierbei können Wechselwirkungen zwischen Schädigungsmechanismen, die bei unterschiedlicher Temperatur aktiv sind, nicht wiedergegeben werden.

Aus den hier erläuterten Gründen sind nach *Krauß* [88] thermische Wechselversuche nicht nur für mechanismenorientierte Untersuchungen des Schädigungsverlaufs, sondern auch bei rein lebensdauerorientierten Fragestellungen unverzichtbar.

Aufgrund dieser Vorüberlegungen wurden sowohl eine Prüfvorrichtung als auch eine neuartige Probenform entwickelt, die im Zusammenspiel hochfrequente, thermische Wechselversuche ermöglichen. Im folgenden Abschnitt wird detailliert auf die hierfür durchgeführten Untersuchungen eingegangen.

4.2 Entwicklung der Prüfvorrichtung und der Kalottenprobe

In diesem Abschnitt werden detaillierte numerische und experimentelle Vorarbeiten zur Entwicklung der Prüfvorrichtung für thermische Wechselversuche vorgestellt. Die Randbedingungen waren hierbei wie folgt definiert:

- Temperaturwechselversuche mit Lastspielzahlen $> 10^5$;
- austenitischer Werkstoff *X6CrNiNb18-10*;
- Temperaturbereich bis 350 °C.

Das Ziel bestand darin, eine optimale Probengeometrie und eine dazugehörige Prüfvorrichtung zu entwickeln und dadurch definierte und reproduzierbare Beanspruchungszustände zu realisieren. Daneben sollte eine gezielte Modifikation der Temperaturamplitude und der Frequenz möglich sein.

Um die Einflussgrößen möglichst gering und kontrollierbar zu halten, sollten sowohl die Prüfvorrichtung als auch die Probengeometrie für alle thermischen Wechselversuche verwendet werden. Für die Durchführung thermischer Wechselversuche ist es außerdem entscheidend, die Dauer eines Temperaturschwingspiels bzw. eines thermischen Lastzyklus bereits im Vorfeld zu kennen. Nur dadurch kann die Gesamtdauer des thermischen Wechselversuchs annähernd abgeschätzt werden.

4.2.1 Machbarkeitsstudie

Für die Durchführung thermischer Wechselversuche muss neben einer geeigneten Erwärmungsmethode auch eine passende Kühlung gewählt werden. Prinzipiell kann die Erwärmung in einem Ofen (Wärmestrahlung), induktiv bzw. konduktiv (Wirbelströme), durch Laserstrahlung und diverse weitere Nischenverfahren erfolgen. Für die Kühlung sind neben passiven Systemen, wie z. B. von Medium durchströmten Kühlbohrungen und freier Abkühlung an Luft, auch aktive Systeme, wie z. B. lokale Druckluftkühlung, denkbar.

Um versuchsbegleitende Mikrostrukturanalysen, insbesondere Eigenspannungsmessungen (*XRD*) und *REM*-Untersuchungen, siehe Abschnitt 4.4, zerstörungsfrei durchführen zu können, wurde die Dimensionierung der Probe auf den Bauraum der zur Verfügung stehenden Messgeräte (*XRD*, *REM*, ...) abgestimmt. Die Probenform bzw. deren äußere Abmessung ergab sich somit aus einer maximal möglichen Grundfläche von 33,0 mm x 60,00 mm bei einer maximalen Höhe von 20,0 mm.

4.2.1.1 Numerische Voruntersuchungen

Realisierbare Temperatur- und Spannungsverteilungen wurden mithilfe numerischer Voruntersuchungen in unterschiedlichen Probenvarianten analysiert und auf ihre Anwendbarkeit hin getestet.

Wassergekühlte Hohlzylinder

Wassergekühlte Hohlzylinder mit konstanter Wanddicke bzw. mit Hourglass-Kontour wurden im Rahmen einer Diplomarbeit von Moogk [91] einer thermischen Wechselbelastung unterworfen. Die axiale Länge der Hohlzylinder mit konstanter Wanddicke (Abb. 4-1 a) variierte zwischen $9,0\text{ mm}$ und $21,0\text{ mm}$. Die Wanddicke betrug $1,0\text{ mm}$ und der Innendurchmesser lag zwischen $3,0\text{ mm}$ und $7,0\text{ mm}$.

Die Hohlzylinder mit Hourglass-Kontour (Abb. 4-1 b) waren $26,0\text{ mm}$ lang und hatten einen konstanten Innendurchmesser von $5,0\text{ mm}$. Die Wanddicke variierte zwischen $1,0\text{ mm}$ und $2,0\text{ mm}$ bei einem Außendurchmesser zwischen $7,0\text{ mm}$ und $9,0\text{ mm}$.

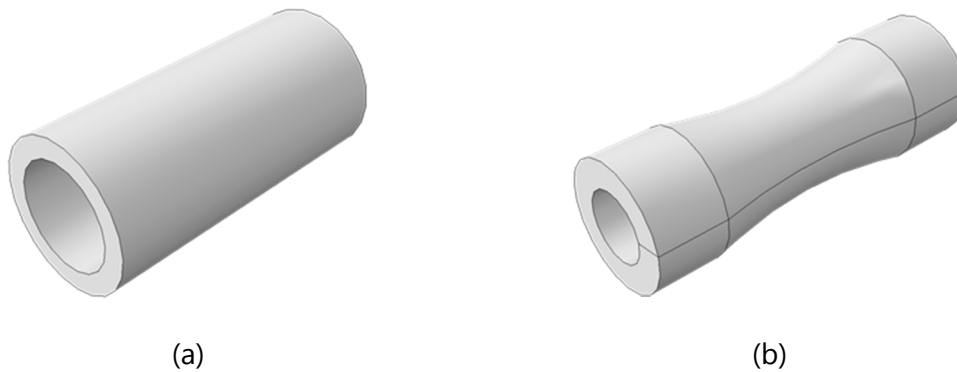


Abb. 4-1: Wassergekühlte Hohlzylinder (3D-Modelle): (a) Hohlzylinder mit konstanter Wanddicke; (b) Hohlzylinder mit Hourglass-Kontour.

Die Erwärmung der Außenoberfläche erfolgte bei Moogk [91] jeweils induktiv über Wirbelströme, während die Innenfläche konstant durch erzwungene Konvektion (Wasserkühlung) gekühlt wurde. Bei einer Frequenz von 1 Hz ($\sim 0,5\text{ s}$ Aufheizen und $\sim 0,5\text{ s}$ Abkühlen) konnten Temperaturschwingbreiten von ca. 200 K im Bereich zwischen 200 °C und 400 °C realisiert werden.

Bei den analysierten Spannungs- und Dehnungsverläufen trat keine Phasenverschiebung auf. Zudem lag ein körperfestes Hauptachsensystem vor. Die von Moogk [91] analytisch gemäß *ASME Boiler & Pressure Vessel Code (ASME-BPVC)* [32], [45] berechneten Schwingspielzahlen bis zum Anriss lagen sowohl beim Hohlzylinder mit konstanter Wanddicke als auch beim Hohlzylinder mit Hourglass-Kontour bei weit mehr als 10^6 Lastwechseln. Somit wäre es nahezu unmöglich, ein Ermüdungsversagen innerhalb eines vertretbaren Zeitraums hervorzurufen.

Eine größere Wanddicke der Proben könnte die Lebensdauer zwar verringern, führt jedoch auch zu einer höheren Mittelspannung. Eine größere Eindringtiefe der Wirbelströme erhöht zwar die Spannungs- und Dehnungsschwingbreiten, führt aber zu keiner signifikanten Reduzierung der berechneten Lastwechsel.

Aufgrund der aufgetretenen und beschriebenen Einschränkungen kamen wassergekühlte Hohlzylinder für die geplanten thermischen Wechselversuche nicht infrage.

Quaderförmige Proben

Neben den von Moogk [91] getesteten zylindrischen Hohlproben wurden mehrere Geometrievarianten quaderförmiger Proben mit beidseitiger halbkugelförmiger Einziehung (Kalotte) unter Luftanströmung berechnet. Bei diesen Probenformen handelt es sich um ebene Platten mit definierten Einbuchtungen auf beiden Seiten. Dadurch ergab sich eine geringe Wanddicke im Zentrum und eine beidseitige Kühlung wurde ermöglicht. Zudem werden durch die konkave Form unerwünschte „Beul-Effekte“ vermieden. Die analysierte thermische Wechselbelastung bestand aus einem zyklischen Wärmeeintrag über die Oberfläche und einer gezielten Luftanströmung zur zyklischen Kühlung. Zudem wurde eine zusätzliche Wärmeabfuhr durch Kühlbohrungen getestet. [Abb. 4-2](#) und [Abb. 4-3](#) zeigen verschiedene Varianten der getesteten Probengeometrien jeweils als Achtelmodell.

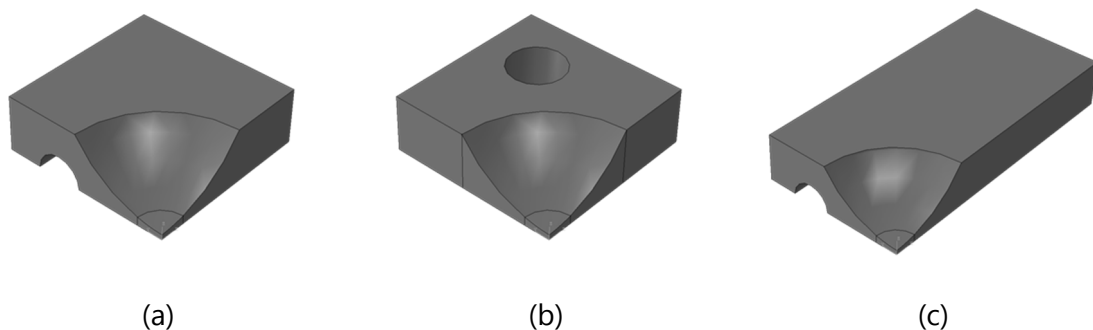


Abb. 4-2: Quaderförmige Proben mit halbkugelförmiger Einziehung, sog. „Kalottenproben“ (3D-Achtelmodelle): (a) quadratische Grundfläche mit horizontaler Kühlbohrung; (b) quadratische Grundfläche mit axialer Kühlbohrung; (c) rechteckige Grundfläche mit langer horizontaler Kühlbohrung.

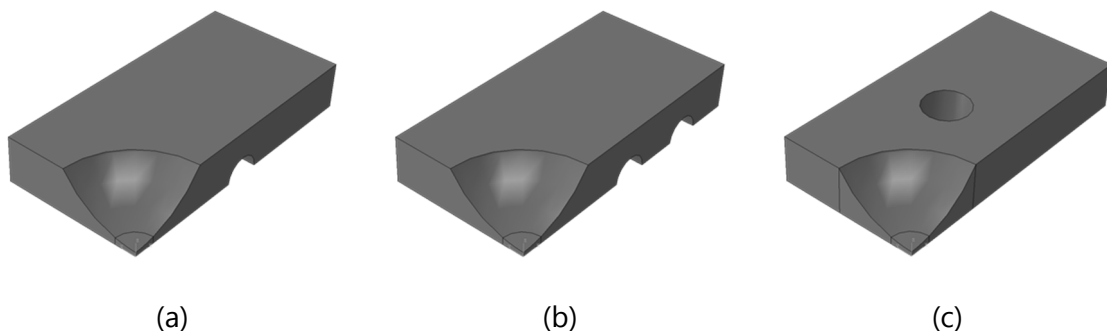


Abb. 4-3: Quaderförmige Proben mit rechteckiger Grundfläche und halbkugelförmiger Einziehung, sog. „Kalottenproben“ (3D-Achtelmodelle) (a) kurze horizontale Kühlbohrung; (b) zwei kurze horizontale Kühlbohrungen; (c) axiale Bohrung.

Im Zentrum der Kalotte wird nach einer geometrieabhängigen Einschwingphase ein nahezu konstanter Temperaturzyklus von $\sim 150\text{ }^{\circ}\text{C}$ bis $\sim 300\text{ }^{\circ}\text{C}$ bei einer Frequenz von ca. $0,25\text{ Hz}$ erreicht.

Neben den halbkugelförmigen Einbuchtungen (Kalotte) wurde auch eine Variante mit ebenem Bereich im Zentrum der Probe untersucht, siehe [Abb. 4-4 a](#). Ausgehend von weiteren erfolgversprechenden Ergebnissen wurde die Form der Kalottenproben dahingehend optimiert, dass ein größerer Radius der halbkugelförmigen Einbuchtung modelliert wurde, siehe [Abb. 4-4 b](#).

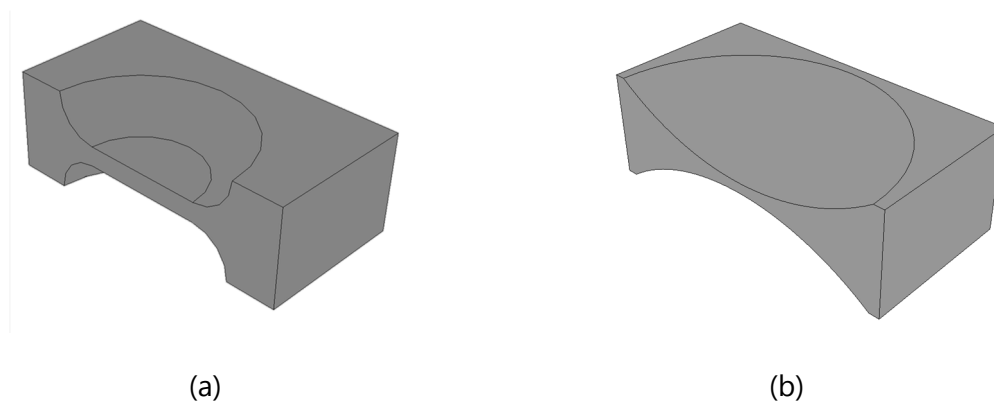


Abb. 4-4: Optimierte Probenvarianten (3D-Modelle): (a) quaderförmige Probe mit beidseitiger ebener Einbuchtung; (b) Kalottenprobe mit beidseitig vergrößerter Einbuchtung. Die Darstellung zeigt jeweils ein Halbmodell.

Die numerischen Untersuchungen der wassergekühlten Hohlproben [91] und der quaderförmigen Kalottenproben bilden die Basis für die im folgenden Abschnitt erläuterten experimentellen Voruntersuchungen zur Entwicklung einer geeigneten Probenform und Prüfeinrichtung.

4.2.1.2 Experimentelle Voruntersuchungen

Auf Grundlage der in Abschnitt 4.2.1.1 erläuterten numerischen Voruntersuchungen zu thermischen Wechsellastversuchen wurden experimentelle Vorversuche zur Optimierung der Probengeometrie und der Prüfeinrichtung durchgeführt.

Abkühlversuche

Zur Ermittlung realer Abkühlkurven wurde ein $0,8\text{ mm}$ dünnes Blech aus Edelstahl (Querschnitt $\sim 200\text{ mm} \times 400\text{ mm}$) mehrmals mit einem Heißluftföhn auf eine maximale Oberflächentemperatur von $320\text{ }^{\circ}\text{C}$ erwärmt und anschließend mit Druckluft wieder bis auf $\sim 40\text{ }^{\circ}\text{C}$ abgekühlt. Die Oberflächentemperatur wurde sowohl mit einem aufgelöteten Thermoelement als auch mithilfe eines Infrarot-Thermografiesystems (kurz: Thermokamera) gemessen. Der schematische Versuchsaufbau (a) und der gemessene Temperaturverlauf an der Oberfläche (b) sind in [Abb. 4-5](#) dargestellt.

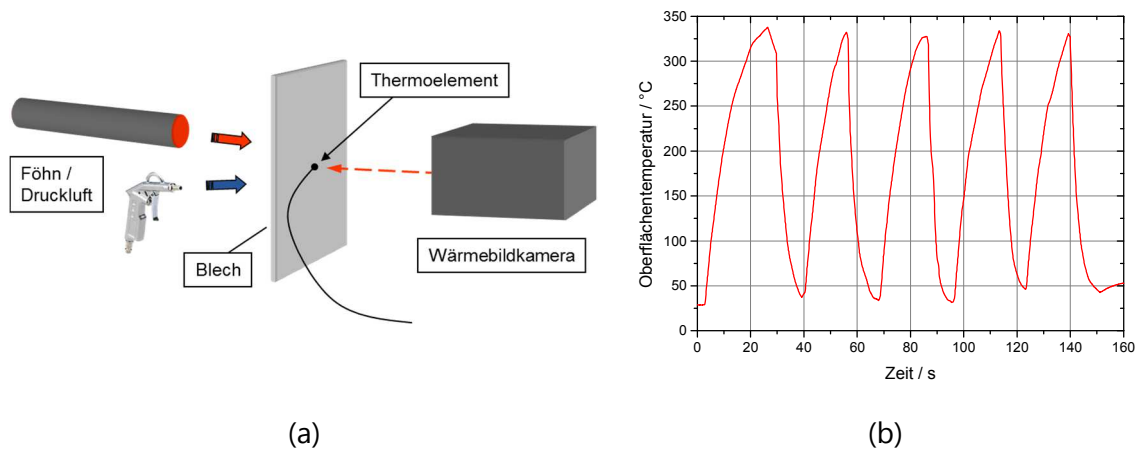


Abb. 4-5: Abkühlversuche mit Druckluft: (a) schematischer Versuchsaufbau; (b) gemessener Temperaturverlauf an der Oberfläche.

Ausgehend von einer Maximaltemperatur von $\sim 320\text{ °C}$ ergab sich eine mittlere Abkühlzeit von $\sim 1,1\text{ s}$ für $\Delta T = 100\text{ K}$ und von $\sim 2,0\text{ s}$ für $\Delta T = 150\text{ K}$, siehe [Abb. 4-6](#).

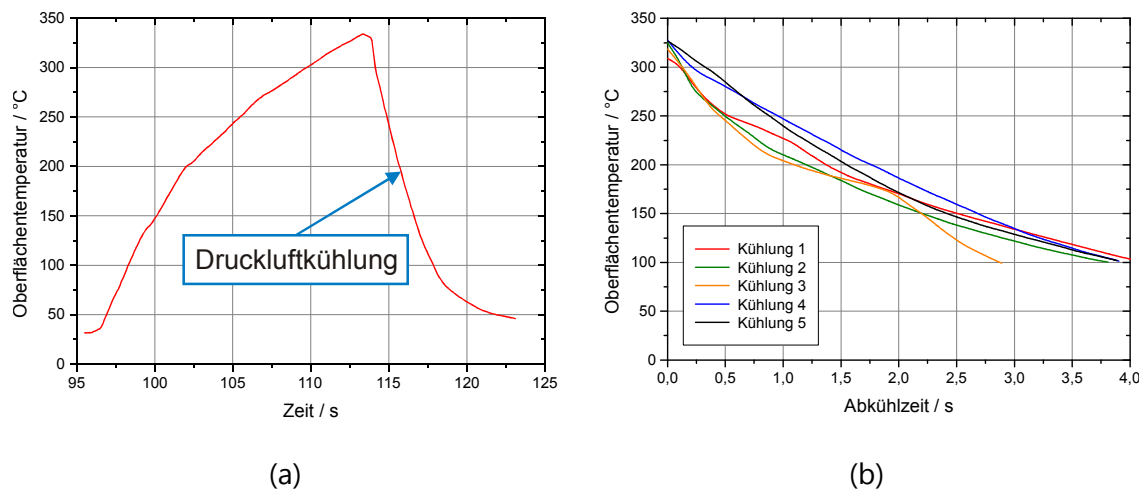


Abb. 4-6: Oberflächentemperatur beim lokalen Kühlen mit Druckluft: (a) Aufheizen und Druckluftkühlung; (b) Vergleich der Abkühlkurven ausgehend von $\sim 320\text{ °C}$.

Die numerisch ermittelten Abkühlzeiten bei einer Wanddicke von $1,0\text{ mm}$ konnten somit durch diese Abkühlversuche mit einem Blech der Dicke $0,8\text{ mm}$ bestätigt werden. Die Wanddicke der Probe für hochfrequente thermische Wechselsversuche sollte folglich im Bereich von $\sim 1,0\text{ mm}$ liegen.

Aufheizversuche

Zum Aufheizen der Proben standen an der *Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart* verschiedene Öfen und ein *Gleeble®*-System [92] zur Verfügung.

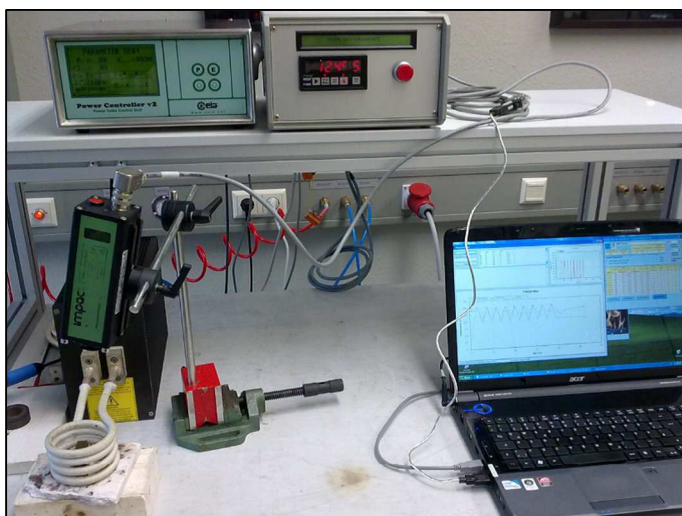
Die Ofenerwärmung führte zwar zu einer relativ gleichmäßigen Temperaturverteilung, allerdings waren nur sehr geringe Aufheizraten realisierbar. Dadurch wären zum einen unverhältnismäßig lange Versuchszeiten und zum anderen zu geringe Temperatur- und Spannungsgradienten in der Probe entstanden.

Die Erwärmung durch das *Gleeble*[®]-System hingegen ermöglicht eine hohe Aufheizrate. Allerdings muss die Probe hierbei fest eingespannt sein, was wiederum zu einer unerwünschten, äußeren mechanischen Belastung führt.

Da beide Varianten für die geplanten thermischen Wechselversuche ungeeignet erschienen, wurde die Möglichkeit der berührungslosen Induktionserwärmung gewählt. Hierzu erfolgte ein Test-Versuchsaufbau bei der auf Hochfrequenzenerwärmung spezialisierten Firma *LTB Bachofer GmbH & Co. KG* in Weil der Stadt, siehe nachfolgenden Abschnitt.

Versuchsaufbau

In einem ersten Test wurde ein massiver Quader mit den Abmessungen $30,0\text{ mm} \times 30,0\text{ mm} \times 10,0\text{ mm}$ von einer umwickelten Induktionsspule zyklisch auf $\sim 300\text{ °C}$ aufgeheizt und anschließend durch manuelle Zufuhr von Druckluft auf $\sim 200\text{ °C}$ abgekühlt. Abb. 4-7 zeigt den ersten provisorischen Prüfaufbau zur induktiven Erwärmung eines Quaders.



(a)



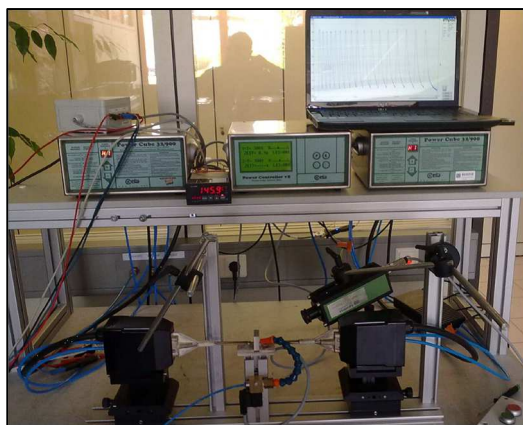
(b)

Abb. 4-7: Erster provisorischer Prüfaufbau zur induktiven Erwärmung: (a) Übersicht mit Messtechnik; (b) Detail mit Probekörper (Quader), Induktionsspule und Pyrometer zur Temperaturmessung.

In einem zweiten Test wurde der massive, quaderförmige Probekörper aus dem ersten Test durch zwei kleinere Induktionsspulen zyklisch beidseitig auf $\sim 300\text{ °C}$ erwärmt und durch Druckluft wieder bis auf $\sim 200\text{ °C}$ abgekühlt. Die Steuerung der Druckluftkühlung

erfolgte hierbei über ein Magnetventil, das asynchron zu den Induktionsspulen getaktet war. Der zweite provisorische Prüfaufbau zur induktiven Erwärmung eines Quaders ist in [Abb. 4-8 a](#) dargestellt. Bei diesem Vortest erhöhte sich die Grundwärme im Quader kontinuierlich und die Abkühlkurve wurde immer länger.

In einem dritten Vorversuch wurde eine quaderförmige Probe mit beidseitiger Einbuchtung zyklisch induktiv erwärmt und asynchron mit Druckluft gekühlt. Die Oberflächentemperatur im Zentrum der Kalotte wurde nun beidseitig mit Pyrometern gemessen. Testweise erfolgte sowohl die induktive Erwärmung als auch die Druckluftkühlung ein- bzw. beidseitig. Während der ersten Aufheizphase wurde die Generatorleistung reduziert, in den darauffolgenden Temperaturzyklen wurde die Generatorleistung auf unterschiedliche Werte erhöht. Die Aufheizzeit bzw. die jeweilige Aufheizrate konnte somit gezielt eingestellt werden. Die Kühlung bzw. die Kühlrate konnte durch den Druck bzw. die Durchflussmenge der Druckluft angepasst werden. [Abb. 4-8 b](#) zeigt den provisorischen Prüfaufbau zur induktiven Erwärmung und asynchroner Druckluftkühlung der quaderförmigen Probe mit beidseitiger Einbuchtung.



(a)



(b)

Abb. 4-8: Provisorischer Prüfaufbau zur induktiven Erwärmung und asynchroner Druckluftkühlung: (a) zweiter Vorversuch; (b) dritter Vorversuch.

Durch lokale induktive Erwärmung und anschließende lokale Druckluftkühlung verschiedener Probenvarianten konnten Temperaturschwingbreiten von $\sim 150\text{ K}$, bezogen auf eine Maximaltemperatur von $\sim 300\text{ }^\circ\text{C}$, realisiert werden.

4.2.2 Kalottenprobe

Zur Ermittlung der Anrisslastspielzahlen und zur Analyse der Gefügeveränderungen bei thermisch wechselnder Belastung wurde $\varnothing 106\text{ mm}$ – Stangenmaterial aus dem in Kapitel 3 charakterisierten Werkstoff 1.4550 (*X6CrNiNb18-10*) verwendet. In [Abb. 4-9 a](#) und

Abb. 4-9 b ist der – auf Grundlage der in Abschnitt 4.2.1 gewonnenen Erkenntnisse – neu entwickelte Probekörper (im Folgenden *Kalottenprobe* genannt) dargestellt.

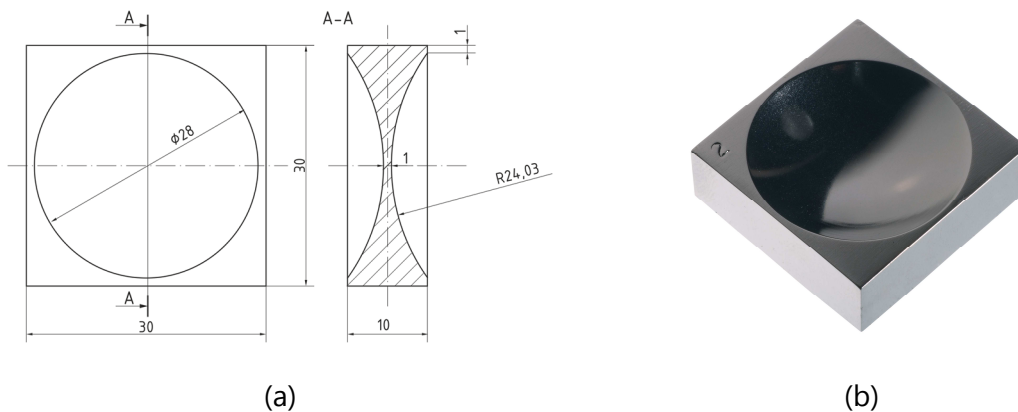


Abb. 4-9: Kalottenprobe: (a) technische Zeichnung; (b) realer Probekörper.

Die Lage der Entnahmestellen der Kalottenproben im $\varnothing 106 \text{ mm}$ – Stangenmaterial zeigt [Abb. 4-10](#). Um vergleichbare Bedingungen zu erzielen, wurden die Entnahmestellen der Kalottenproben so positioniert, dass die Zentren der Kalottenproben auf einem Kreis um den Mittelpunkt des Stangenmaterials lagen.

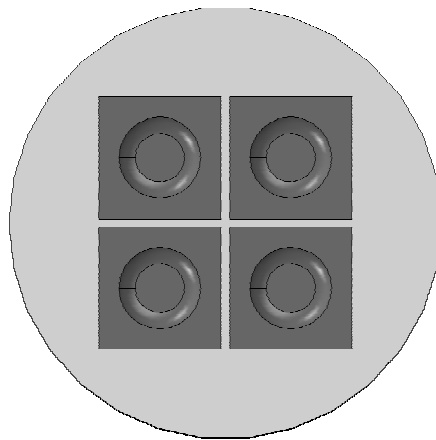


Abb. 4-10: Entnahmestellen der Kalottenproben im $\varnothing 106 \text{ mm}$ - Stangenmaterial.

Die Kalottenprobe ist so gestaltet, dass sie in der Probenmitte die geringste Materialdicke ($1,0 \text{ mm}$) besitzt. An dieser Stelle treten die größten Temperaturgradienten auf und so erfährt der Werkstoff hier auch die größten Spannungen und Dehnungen. Folglich ist die größte Schädigung und somit ein eventuelles Werkstoffversagen in der Probenmitte zu erwarten. Zudem ermöglichen es die äußeren Abmessungen der Kalottenprobe ($30,0 \text{ mm} \times 30,0 \text{ mm} \times 10,0 \text{ mm}$), die Oberfläche der Kalottenproben während definierter Versuchsunterbrechungen im Rasterelektronenmikroskop (REM), unter dem

Lichtmikroskop (*LiMi*) und hinsichtlich Eigenspannungen (*XRD*) zerstörungsfrei zu untersuchen.

Damit das Material im Ausgangszustand möglichst wenig Eigenspannungen oder andere Werkstoffveränderungen durch Kaltverformung aufweist, wurden die Kalottenproben mit hoher Präzision senkerodiert und anschließend poliert. Der Ausgangszustand der Probenoberfläche wurde anschließend jeweils mithilfe optischer *REM*-Aufnahmen dokumentiert.

4.2.3 Prüfvorrichtung

Die an der *Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart* entwickelte Prüfvorrichtung zur Durchführung thermischer Wechsellastversuche im High-Cycle-Fatigue (*HCF*) – Bereich ($> 10^5$ Lastwechsel) ist in [Abb. 4-11](#) schematisch und in [Abb. 4-12](#) real dargestellt.

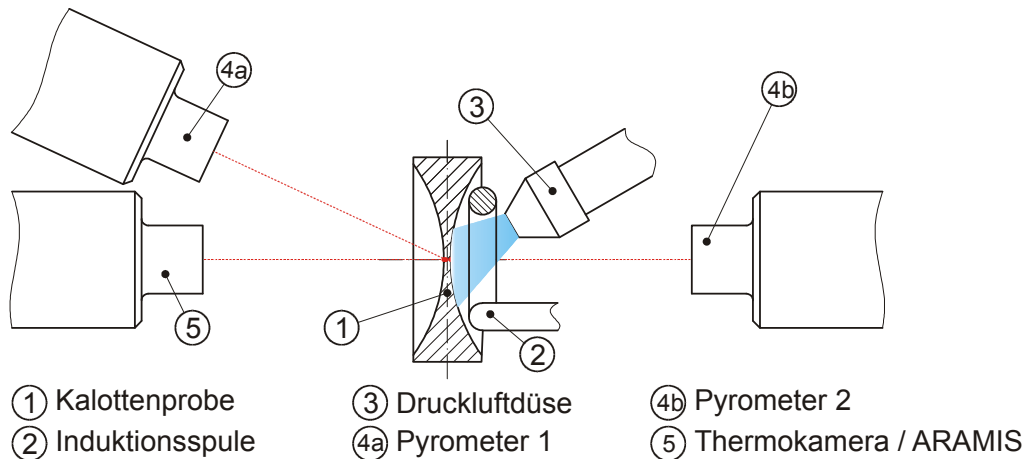


Abb. 4-11: Schematische Darstellung der Prüfvorrichtung.

Um die thermische Wechselbelastung nachzubilden, wird eine Kalottenprobe (1) aus dem Werkstoff *X6CrNiNb18-10* in der Probenmitte zyklisch auf Maximaltemperatur erwärmt und über eine Druckluftdüse (3) wieder auf Minimaltemperatur abgekühlt. Die Erwärmung der Probe erfolgt dabei über eine Induktionsspule (2), die über einen Hochfrequenzgenerator angesteuert wird. Die Oberflächentemperatur in der Mitte der Probe wird beidseitig und kontinuierlich mit zwei Pyrometern (4a+b) ermittelt. Diese beiden Pyrometer regeln ebenfalls das zyklische Umschalten zwischen den Aufheiz- und den Abkühlphasen der temperaturgeregelten Wechsellastversuche.

Um den Temperaturverlauf über der Oberfläche der Probe zu ermitteln, kann dieser während des Versuchsablaufs auf der spulenabgewandten Seite durch eine Thermokamera (5) aufgezeichnet werden. Zusätzlich können dort die auftretenden Dehnungen mithilfe des optischen Messsystems *ARAMIS* (5) ermittelt werden. Für Details zu den Messungen wird auf die Abschnitte 4.3.1 und 4.3.2 verwiesen.



Abb. 4-12: Experimenteller Versuchsaufbau an der *MPA Universität Stuttgart*.

Die Probenaufnahme ist derart gestaltet, dass die während des Versuchs auftretenden Dehnungen nicht behindert werden. Der Wärmestrom, der über die Probenaufnahme abfließt, ist sehr gering und kann vernachlässigt werden. Mit diesem Versuchsaufbau ist es möglich, definierte und reproduzierbare Beanspruchungszustände zu realisieren. Insbesondere können die Temperaturamplitude und die Frequenz der Temperaturwechsel gezielt verändert und untersucht werden. Dieser Versuchsaufbau wurde für alle an der *Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart* durchgeführten und im Folgenden beschriebenen thermischen Wechselsversuche verwendet.

4.3 Durchführung thermischer Wechselsversuche

Mit den in Abschnitt 4.2.2 beschriebenen Kalottenproben wurden hochfrequente thermische Wechselsversuche mit unterschiedlichen Versuchsparametern durchgeführt. Die im Zentrum der Kalottenprobe gemessene Temperatur lag hierbei zwischen $\sim 150\text{ }^{\circ}\text{C}$ und $\sim 300\text{ }^{\circ}\text{C}$ bzw. zwischen $\sim 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ und $\sim 270\text{ }^{\circ}\text{C}$, wodurch eine Temperaturdifferenz beim Zyklieren von $\sim 150\text{ K}$ bzw. $\sim 70\text{ K}$ auftrat. Demzufolge konnte eine Heizrate von $\sim 90\text{ K/s}$ bzw. $\sim 60\text{ K/s}$ realisiert werden. Die Kühlrate betrug jeweils $\sim 75\text{ K/s}$. In [Tab. 4-1](#) sind die wesentlichen Versuchsparameter zusammengestellt.

Tab. 4-1: Versuchsparameter der thermischen Wechselsversuche.

Temperaturbereich	Temperaturdifferenz	Heizrate	Kühlrate
$\sim 150\text{ }^{\circ}\text{C}$ bis $\sim 300\text{ }^{\circ}\text{C}$	$\sim 150\text{ K}$	$\sim 90\text{ K/s}$	$\sim 75\text{ K/s}$
$\sim 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ bis $\sim 270\text{ }^{\circ}\text{C}$	$\sim 70\text{ K}$	$\sim 60\text{ K/s}$	$\sim 75\text{ K/s}$

4.3.1 Temperaturmessungen mit Pyrometern und Thermokamera

Während der Versuche wurden die Temperaturen im Zentrum der Kalottenprobe beidseitig mit zwei Pyrometern kontinuierlich gemessen (Online-Messung). Zum einen konnten dadurch die Temperaturverläufe live verfolgt werden, zum anderen wurde die Temperaturbelastung der Kalottenproben lückenlos dokumentiert. [Abb. 4-13](#) zeigt exemplarisch die mittels Pyrometer gemessenen Temperaturverläufe im Zentrum der Kalottenprobe.

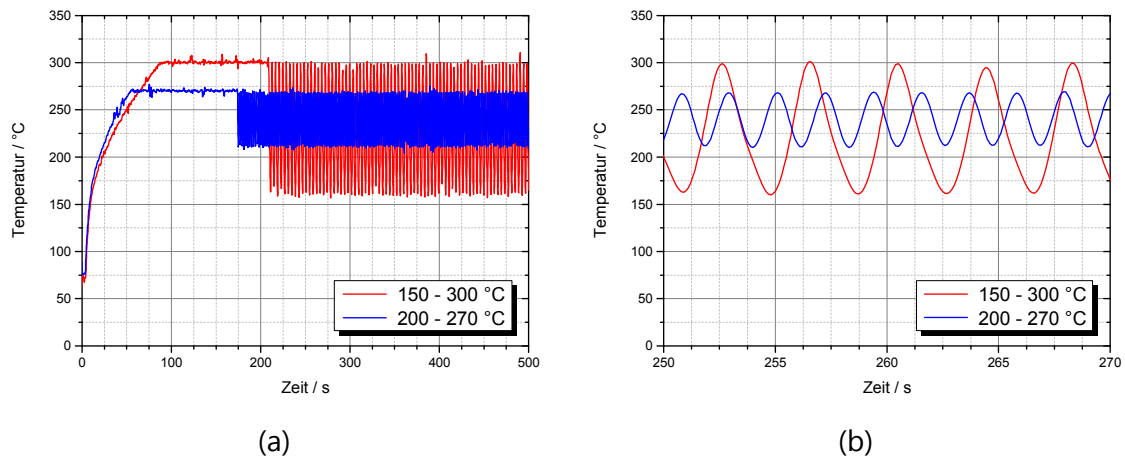


Abb. 4-13: Gemessene Oberflächentemperaturen (Pyrometer) im Zentrum der Kalottenprobe: (a) Übersicht; (b) Detail während der Temperaturwechsel.

Zu erkennen sind die Aufheizphasen auf Maximaltemperatur (270 °C bzw. 300 °C) mit reduzierter Generatorleistung, die 120 s dauernden Haltephasen bis zur nahezu vollständigen Erwärmung der gesamten Kalottenprobe auf Maximaltemperatur und daran anschließend das thermische Zyklieren zwischen Maximaltemperatur T_{max} und Minimaltemperatur T_{min} . [Abb. 4-14](#) stellt die drei Phasen (Aufheizen, Halten, Zyklieren) der thermischen Wechselversuche schematisch dar.

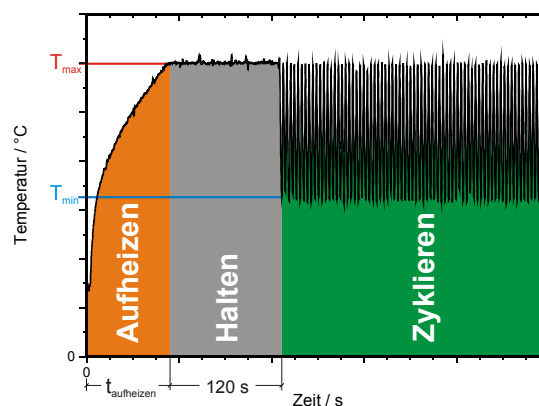


Abb. 4-14: Phasen der thermischen Wechselversuche (schematische Darstellung).

Um nicht nur einen punktuellen Temperaturverlauf im Zentrum der Kalottenproben zu ermitteln, wurden des Weiteren gezielte Messungen mit einem Infrarot-Thermografiesystem (kurz: Thermokamera) durchgeführt. Damit konnte zusätzlich auch die räumliche und zeitliche Temperaturverteilung auf der Oberfläche der Kalottenproben während der thermischen Wechselversuche dokumentiert und analysiert werden.

Zur Kalibrierung der berührungslosen Temperaturmessverfahren (Pyrometer und Thermokamera) wurden im Vorfeld aufwändige Voruntersuchungen und Vergleichsmessungen mit einem Thermoelement auf der metallisch glänzenden Oberfläche der Kalottenprobe durchgeführt. In [Abb. 4-15](#) sind mittels Thermokamera gemessene Oberflächentemperaturen der Kalottenprobe zu verschiedenen Zeitpunkten abgebildet. Die Bilder wurden während des Versuchs mit Temperaturwechseln zwischen $\sim 150\text{ °C}$ und $\sim 300\text{ °C}$ erstellt.

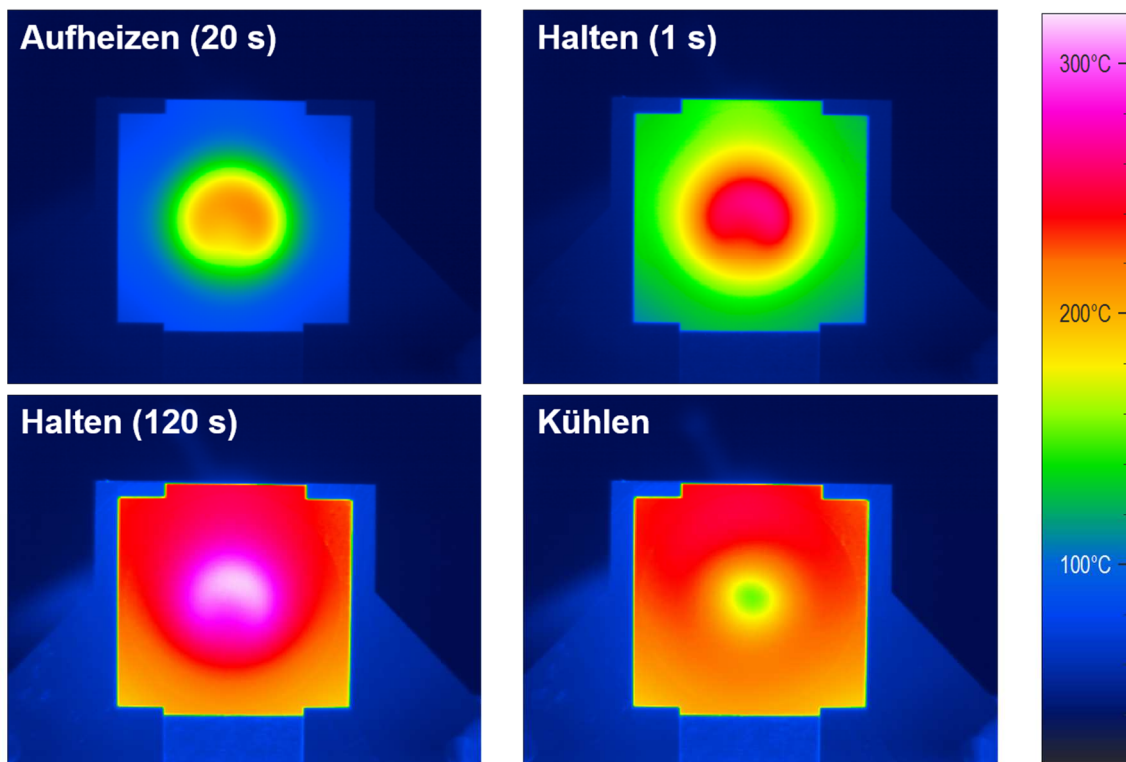


Abb. 4-15: Gemessene Oberflächentemperaturen (Thermokamera) der Kalottenprobe zu verschiedenen Zeitpunkten (hier: Zyklieren zwischen $\sim 150\text{ °C}$ und $\sim 300\text{ °C}$).

Sowohl beim Aufheizen als auch zu Beginn der Haltephase ist die gleichmäßige radiale Temperaturverteilung (konzentrisch um das Zentrum der Kalottenprobe) zu erkennen. Erst nach ca. 120 Sekunden Haltezeit weist der obere Bereich der Kalottenprobe etwas höhere Temperaturen auf als der untere Bereich. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die Kalottenprobe einen Teil der zugeführten Wärme an der Unterseite durch Wärmeleitung an die metallische Unterkonstruktion abgibt. An der Oberseite geht jedoch nur ein geringer Teil der Wärme durch freie Konvektion mit der Umgebung verloren. Die

Druckluftkühlung erfolgt lokal im Zentrum der Kalottenprobe. Somit werden die äußeren Bereiche der Kalottenprobe nur schwach gekühlt und pendeln sich im Temperaturbereich um ca. 200 °C ein.

Mithilfe eines fiktiven, horizontalen Schnitts durch das Zentrum der Kalottenprobe (*Pfad L1*) wurden die mit der Thermokamera gemessenen Temperaturverläufe an der Oberfläche zu verschiedenen Zeitpunkten während des Versuchs mit Temperaturwechseln zwischen ~150 °C und ~300 °C analysiert, siehe Abb. 4-16.

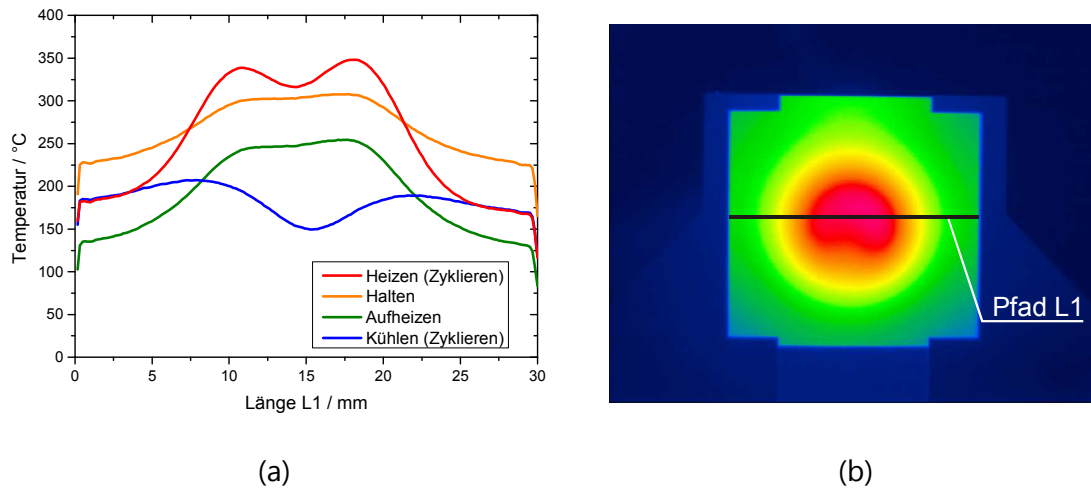


Abb. 4-16: Gemessene Oberflächentemperaturen der Kalottenprobe: (a) örtliche Temperaturverläufe entlang Pfad L1 (Horizontale durch das Zentrum, Thermokamera); (b) Auswertepfad auf der Oberfläche der Kalottenprobe.

Während der Aufheizphase (grüne Kurve) bildet sich im Zentrum der Kalottenprobe ein Plateau, das während der Haltephase (orange Kurve) breiter wird. Nach außen hin wird die Steigung geringer, die Temperaturen steigen dort auf nur ca. 200 °C an.

Beim Kühlen (blaue Kurve) während des Zyklierens wird im Zentrum der Kalottenprobe die erstrebte Minimaltemperatur erreicht, während die Randbereiche ihre Temperaturen nahezu unbeeindruckt beibehalten. Dieser Effekt ist insbesondere durch die auf das Zentrum der Kalottenprobe zentrierte Druckluftkühlung, die kurze Kühldauer und die größere Wanddicke bzw. größere warme Masse im Randbereich zu erklären.

Beim Aufheizen (rote Kurve) auf Maximaltemperatur zeigen sich während des Zyklierens markante Temperaturextrempunkte beidseitig neben dem Kalottenzentrum. Diese beschriebenen Effekte sind zum einen auf die torusförmige Geometrie der Induktionsspule, siehe Abb. 5-4, und zum anderen auf den geringen Abstand der Induktionsspule zur Kalottenprobe direkt unter der Induktionsspule zurückzuführen.

4.3.2 Optische Verformungs-/Dehnungsmessung mit ARAMIS

Zusätzlich zur Temperaturmessung mithilfe der Thermokamera, siehe Abschnitt 4.3.1, wurden auch die Verformungen und die Dehnungen der Kalottenprobe während der thermischen Wechselsversuche gezielt gemessen. Das hierbei verwendete Messsystem ARAMIS ist ein System der Firma GOM (Gesellschaft für Optische Messtechnik [93]) zur optischen 2D- und 3D-Verformungsanalyse. Dieses System basiert auf dem Prinzip der digitalen Bildkorrelation. Es ist besonders dazu geeignet, dreidimensionale Verformungen und Dehnungen an realen Bauteilen und Werkstoffproben mit hoher Zeit- und Ortsauflösung sowie hoher Genauigkeit zu ermitteln. ARAMIS ermöglicht bei statisch oder dynamisch belasteten Proben und Bauteilen die berührungslose und materialunabhängige Bestimmung von:

- ebenen Dehnungstensoren und Dehnungsraten,
- 2D-/3D-Verschiebungen,
- 2D-/3D-Geschwindigkeiten und Beschleunigungen [93].

Zur Ermittlung der Dehnungen während der thermischen Wechselsversuche wurde – ebenso wie bei der Temperaturmessung mithilfe der Thermokamera – die freie Oberfläche, d. h. die der Induktionsspule und der Druckluftdüse gegenüberliegende Seite der Kalottenprobe, verwendet. Das Ergebnis einer Dehnungsberechnung mit ARAMIS zeigt Abb. 4-17 exemplarisch für einen thermischen Wechselsversuch zwischen $\sim 150\text{ °C}$ und $\sim 300\text{ °C}$.

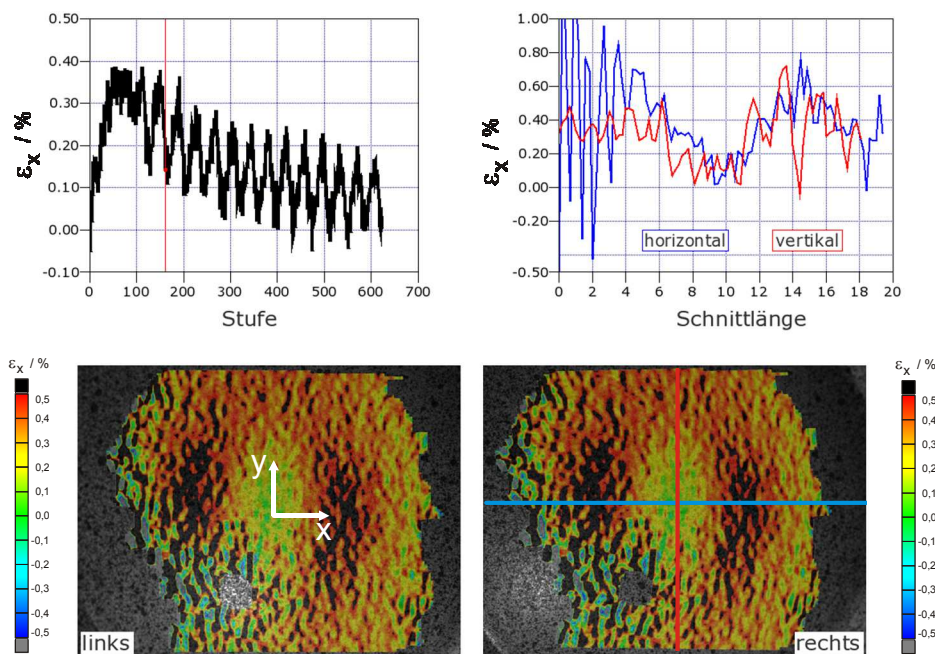


Abb. 4-17: Optische Dehnungsmessung (ARAMIS) der Kalottenprobe des thermischen Wechselsversuchs zwischen $\sim 150\text{ °C}$ und $\sim 300\text{ °C}$.

Links oben ist der zeitliche Verlauf der Dehnung in x-Richtung (horizontal) im Zentrum der Kalottenprobe dargestellt. Nach der Aufheiz- und der Haltephase beginnt das thermische Zyklieren. Dies spiegelt sich auch im zyklischen Dehnungsverlauf wider. Zu erkennen ist zudem eine Abnahme der Mitteldehnung in x-Richtung nach wenigen Thermozyklen.

Rechts oben ist die Dehnung in x-Richtung entlang eines fiktiven, horizontalen (blau) bzw. vertikalen (rot) Schnitts durch das Zentrum der Kalottenprobe während der Kühlphase (Minimaltemperatur) abgebildet. Das Minimum der Dehnung in x-Richtung befindet sich zu diesem Zeitpunkt im Zentrum der Kalottenprobe.

Die unteren beiden Bilder zeigen das linke bzw. rechte Kamerabild der ARAMIS-Messung, die jeweils mit der skalierten Farbdarstellung der Dehnung in x-Richtung überlagert wurden. Bereiche, in denen keine Werte berechnet werden konnten bzw. in denen es keine Überschneidung von linkem und rechtem Kamerabild gab, sind ausgeblendet (schwarz).

Die gemessenen zeitlichen Temperatur- und Dehnungsverläufe im Zentrum der Kalottenprobe sind in [Abb. 4-18](#) für einen thermischen Wechserversuch zwischen $\sim 150\text{ }^{\circ}\text{C}$ und $\sim 300\text{ }^{\circ}\text{C}$ detailliert dargestellt. Hierbei ist zu beachten, dass die mit ARAMIS gemessenen Dehnungen den Gesamtdehnungen, d. h. der Summe aus thermischen und mechanischen Dehnungen, entsprechen.

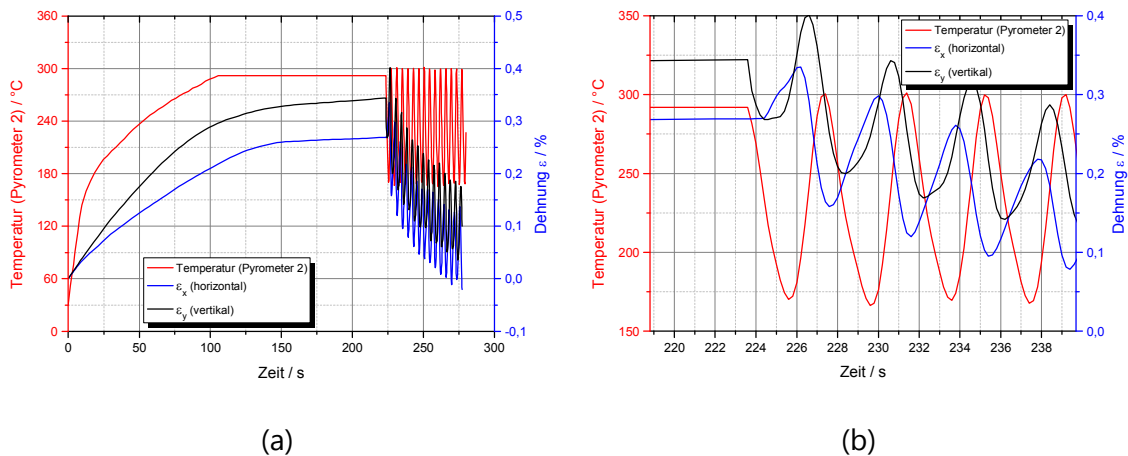


Abb. 4-18: ARAMIS-Dehnungsmessung und gemessene Oberflächentemperatur (Pyrometer) im Zentrum der Kalottenprobe für einen thermischen Wechserversuch zwischen $\sim 150\text{ }^{\circ}\text{C}$ und $\sim 300\text{ }^{\circ}\text{C}$: (a) Übersicht; (b) Detail während thermischer Wechselbelastung.

Bei näherer Betrachtung erkennt man, dass die gemessenen Dehnungen in horizontaler (x, blau) und vertikaler (y, schwarz) Richtung in der Aufheiz- und Haltephase ansteigen (a). Die starke Zunahme der Dehnungen während der Aufheizphase (ca. 100 s) schwächt sich dabei während der Haltephase (bis ca. 220 s) deutlich ab. Während der thermischen Belastungszyklen (b) schwingen die gemessenen Dehnungen mit einer geringen

Phasenverschiebung zur gemessenen Temperatur (rot). Auffällig ist zudem die signifikante Richtungsabhängigkeit der gemessenen Dehnungen. So ist die gemessene vertikale Dehnung in y-Richtung teilweise um ca. 50 % größer als die gemessene horizontale Dehnung in x-Richtung. Dies ist darauf zurückzuführen, dass sich die Kalottenprobe während der thermischen Wechselversuche an drei Seiten (seitlich und nach oben) völlig frei bewegen kann, die Unterseite jedoch als Auflagefläche dient. Eine weitere mögliche Ursache könnte die Geometrie der Induktionsspule – ein an der Unterseite nicht ganz geschlossener Torus – sein, siehe [Abb. 5-4](#).

4.3.3 Lebensdauer

Die Ergebnisse der an der *Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart* durchgeführten thermischen Wechselversuche der Kalottenproben aus dem Werkstoff *X6CrNiNb18-10* sind in [Tab. 4-2](#) zusammengestellt.

Tab. 4-2: Versuchsergebnisse der thermischen Wechselversuche.

Merkmal	Einheit	Probe 3	Probe 5	Probe 6	Probe 7	Probe 8
Mikrorisse	ab Zyklen	n. b. *)	~2500	n. b.	n. b.	~5000
Mikrorisse	% Makroriss	n. b. *)	~12–20	n. b.	n. b.	~25–50
Makroriss (Durchriss)	Zyklen	--- **)	~12000 – 20000	~15000 – 20000	~175000 – 235000	~10000 – 20000

*) n. b.: nicht bestimmbar / nicht bestimmt

**) Durchläufer: Keine Auffälligkeiten nach mehr als 600000 Thermozyklen.

Mikrorisse wurden am Rasterelektronenmikroskop (*REM*) und auch mittels Lichtmikroskopie (*LiMi*) optisch identifiziert. Als Versagen wurde ein „Durchriss“ im Zentrum der Kalottenprobe definiert, siehe [Abb. 4-19](#). Der Durchriss ist somit 1 mm lang (dünnste Stelle der Kalottenprobe) und erstreckt sich von einer Seite auf die andere Seite der kalottenförmigen Einbuchtung.

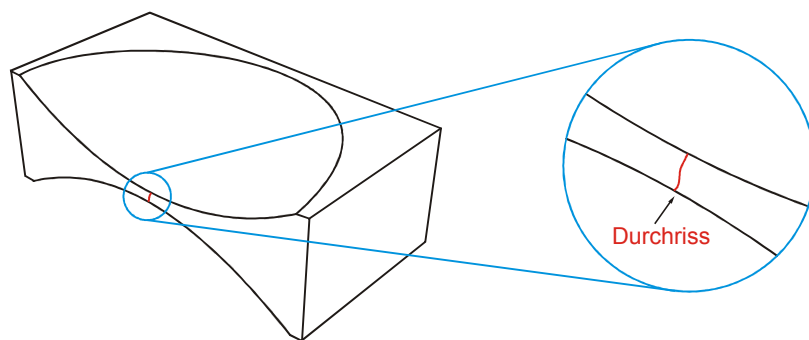


Abb. 4-19: Durchriss im Zentrum der Kalottenprobe.

4.4 Mikrostrukturanalyse thermisch belasteter Kalottenproben

Das Ziel der im Folgenden beschriebenen Untersuchungen bestand darin, die Gefügeveränderungen der Kalottenproben aus dem Werkstoff *X6CrNiNb18-10* unter thermisch inhomogener Belastung mittels Lichtmikroskopie (*LiMi*), Raster- und Transmissionselektronenmikroskopie (*REM / TEM*) sowie der *FIB*-Technik zu analysieren. Zudem wurde die Entwicklung der Eigenspannungen an der Oberfläche der Kalottenproben durch Röntgenbeugung (*XRD*) bestimmt. Ergänzend zu den in den folgenden Abschnitten abgebildeten Bildern finden sich weitere Aufnahmen in [Anhang 2](#) bis [Anhang 9](#).

4.4.1 Gefügeveränderungen an der Oberfläche

Während definierter Versuchsunterbrechungen wurden Gefügeveränderungen an der Oberfläche der Kalottenproben zerstörungsfrei analysiert. Hierfür kühlten die Kalottenproben auf Raumtemperatur ab. Die untersuchte Stelle befand sich direkt im Zentrum der Kalottenproben auf der freien Oberfläche, die der Induktionsspule und der Druckluftdüse gegenüberliegt. Die Härteeindrücke dienten hierbei als Markierung und beeinflussten die Untersuchungsergebnisse in keiner Weise.

[Abb. 4-20](#) zeigt die beobachteten Gefügeveränderungen an der Oberfläche im Zentrum der Kalottenprobe zu verschiedenen Zeitpunkten – vom Ausgangszustand bis 20000 thermischen Zyklen ($\sim 150\text{ °C}$ bis $\sim 300\text{ °C}$). Bereits nach 1500 thermischen Zyklen sind deutliche Gefügeveränderungen und nach 4545 thermischen Zyklen erste Mikrorisse zu erkennen.

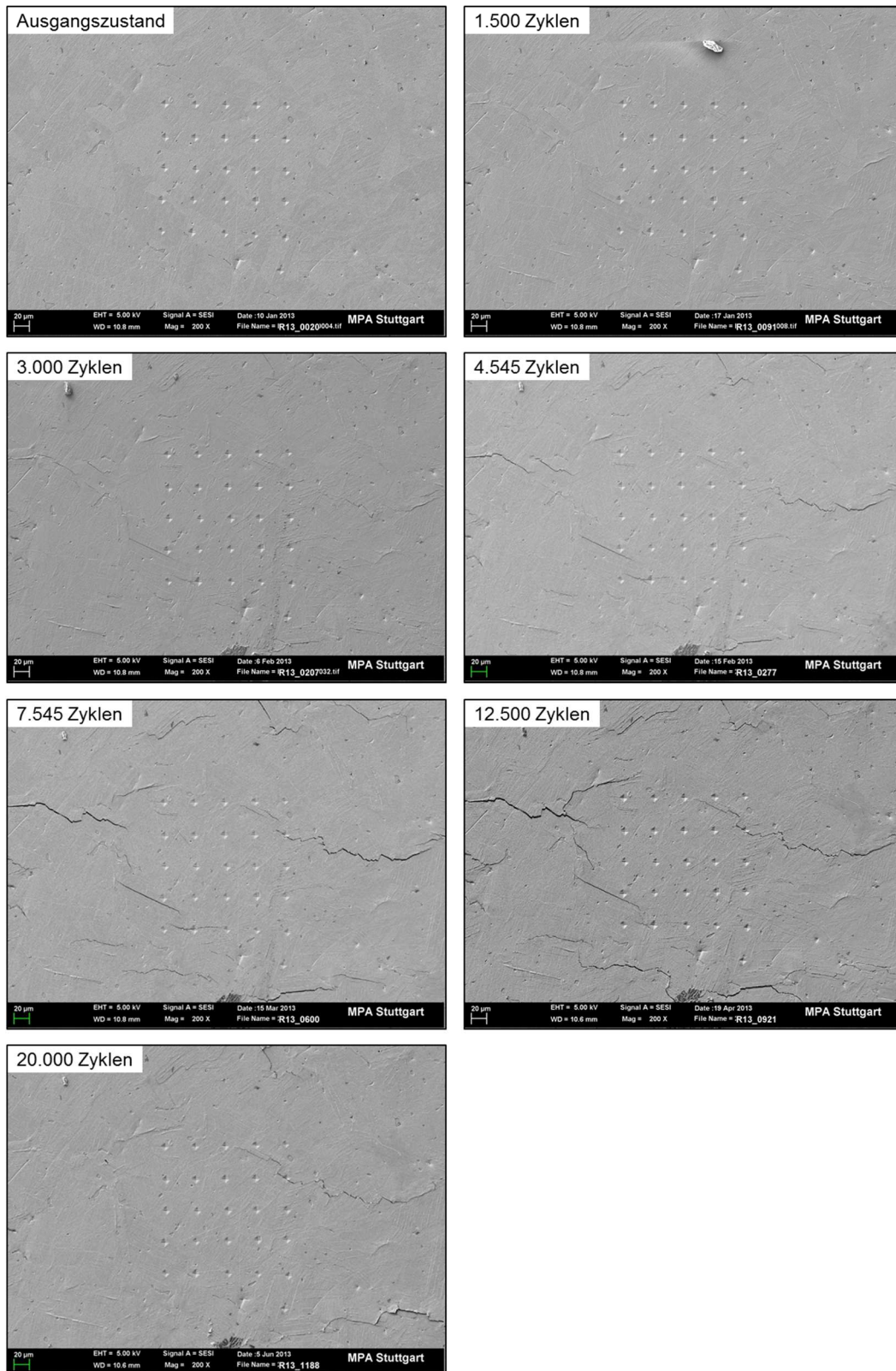


Abb. 4-20: Gefügeveränderungen im Zentrum der Kalottenprobe 5: REM-Untersuchung.

Neben Mikrorissen entstanden innerhalb mehrerer Körner parallele Strukturen, die eine von Korn zu Korn unterschiedliche Orientierung aufwiesen, siehe [Abb. 4-21](#).

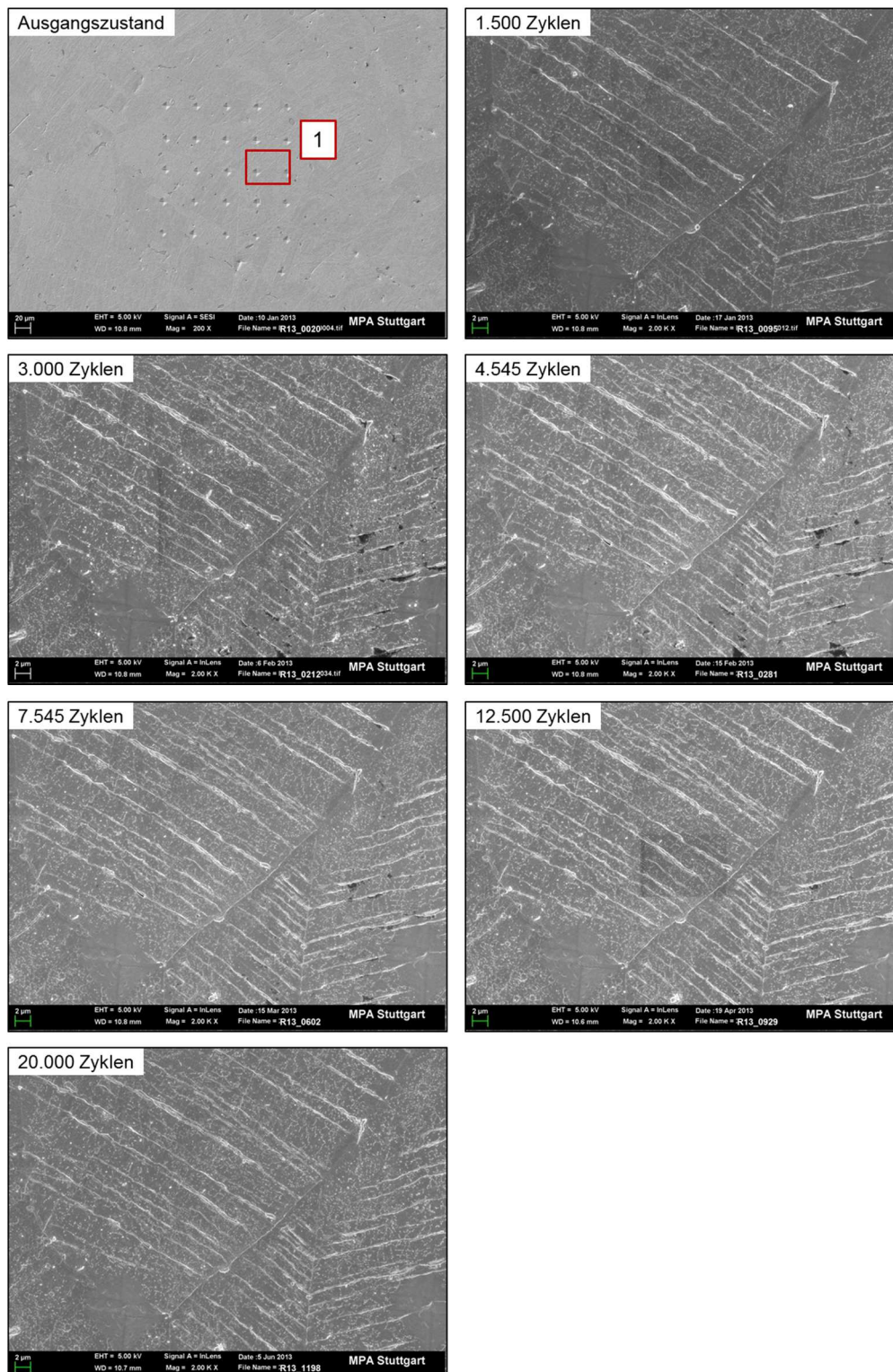


Abb. 4-21: Gefügeveränderungen im Zentrum der Kalottenprobe 5: REM-Untersuchung an Detail aus markierter Stelle 1.

Um die Entstehung dieser parallelen Strukturen zu untersuchen, wurden auch Stellen außerhalb des Kalottenzentrums betrachtet. Mit zunehmender Entfernung sank die äußere thermische Wechselbelastung, da sowohl die Maximaltemperaturen als auch die Temperaturgradienten beim Aufheizen und Abkühlen deutlich geringer waren.

In ca. 2,5 mm Entfernung vom Kalottenzentrum konnten diese parallelen Strukturen in weiten Teilen der Oberfläche gefunden werden, siehe [Abb. 4-22](#). Aber auch dort konnte kornübergreifend keine einheitliche Orientierung dieser parallelen Linienstrukturen festgestellt werden.

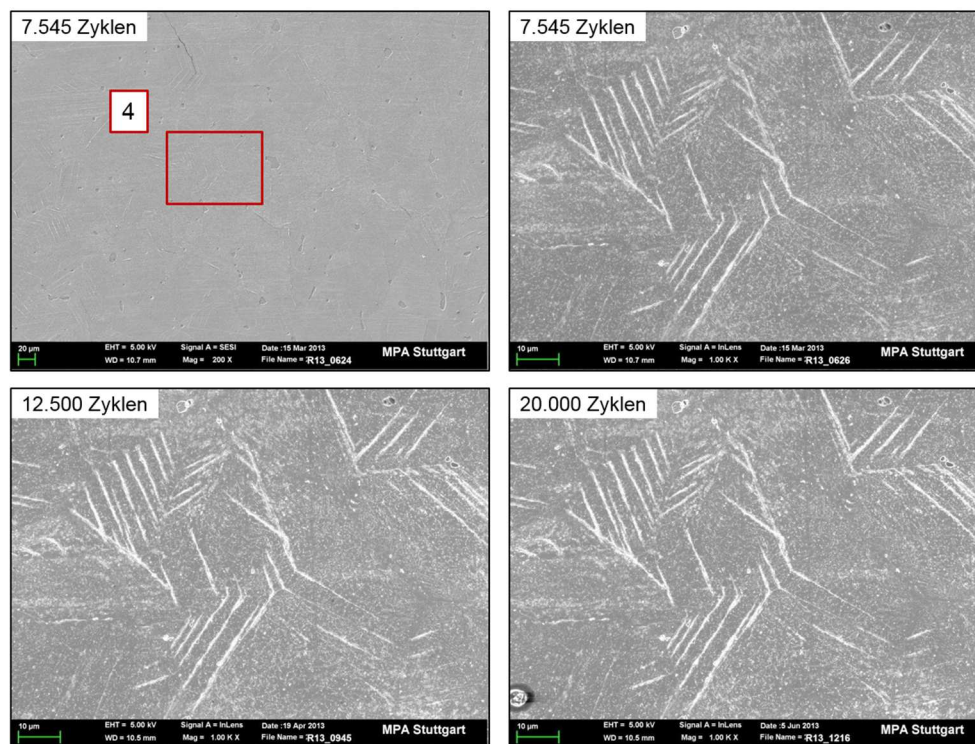


Abb. 4-22: Gefügeveränderungen 2,5 mm entfernt vom Zentrum der Kalottenprobe 5: **REM-Untersuchung an Details aus markierter Stelle 4.**

In einer Entfernung von ca. 5,0 mm vom Kalottenzentrum lagen diese Strukturen vereinzelt und nur noch innerhalb weniger Körner vor, siehe [Abb. 4-23](#).

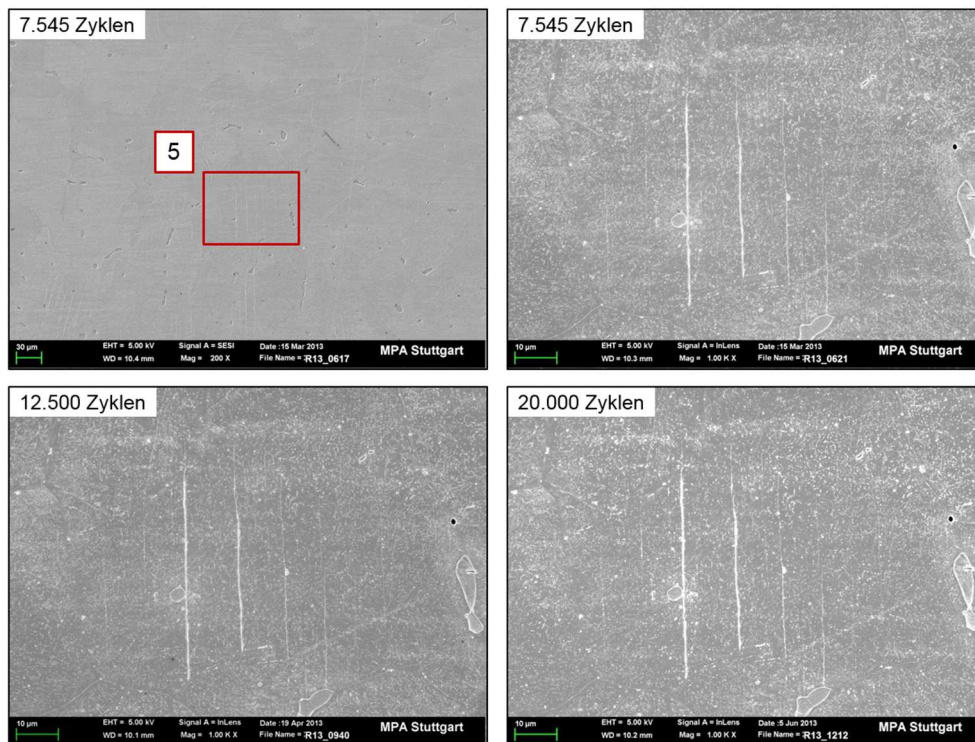


Abb. 4-23: Gefügeveränderungen 5,0 mm entfernt vom Zentrum der Kalottenprobe 5: REM-Untersuchung an Details aus markierter Stelle 5.

Auffällig ist bei beiden untersuchten Stellen außerhalb des Kalottenzentrums, dass sich trotz fortgesetzter thermischer Belastung bis 20000 Zyklen kaum zusätzliche parallele Linienstrukturen entwickelt haben und auch die bestehenden Strukturen kaum größer wurden.

Ausgehend von den bislang dargestellten *REM*-Untersuchungen kann die Vermutung, dass diese parallelen Strukturen sog. Gleitbänder mit charakteristischen Intrusionen und Extrusionen sind, jedoch noch nicht zweifelsfrei bestätigt werden. Deshalb wurden weitere Untersuchungen durchgeführt, die im Folgenden detailliert beschrieben werden.

4.4.2 In-/Extrusionen, Mikrorissinitiierung und Mikrorisswachstum

Mit Hilfe der in Abschnitt 2.5 beschriebenen *Focused Ion Beam (FIB)* – Methode wurden die mit dem Rasterelektronenmikroskop (*REM*) beobachteten Oberflächeneffekte bis in eine Tiefe von ca. $20\ \mu\text{m}$ im Zentrum der Kalottenproben untersucht. Von besonderem Interesse war hierbei, auf welche Art und Weise die bereits in Abschnitt 4.4.1 vermuteten parallelen Strukturen in die Tiefe des Werkstoffs verlaufen, ob sie tatsächlich Gleitbänder bzw. Gleitlinien aus Intrusionen und Extrusionen darstellen und ob diese parallelen Strukturen zugleich Ausgangspunkte für entstehende Mikrorisse sind.

Hierfür wurde aus einer thermisch wechselnd belasteten Kalottenprobe eine Viertelprobe entnommen, die auch den am höchsten beanspruchten Bereich im Zentrum der Kalottenprobe enthielt, siehe [Abb. 4-24](#) (b). Da die Original-Probenoberfläche untersucht wurde, erfolgte keine weitere Probenvorbereitung. [Abb. 4-24](#) (a) zeigt die auf einen Probenhalter fixierte Viertelprobe in der Probenkammer des für die *FIB*-Untersuchungen verwendeten Cross-Beam-Geräts *AURIGA* der Firma *Carl Zeiss Microscopy GmbH* [37]. Die Viertelprobe ist dabei um exakt 54° zur *REM*-Säule gekippt und befindet sich mit einem Arbeitsabstand von $5,0\text{ mm}$ im sog. Koinzidenzpunkt (Kreuzungspunkt von Elektronen- und Ionenstrahl) von *REM*- und *FIB*-Säule. Dadurch kann der Materialabtrag während des *FIB*-Prozesses mit dem Rasterelektronenmikroskop (*REM*) verfolgt werden.

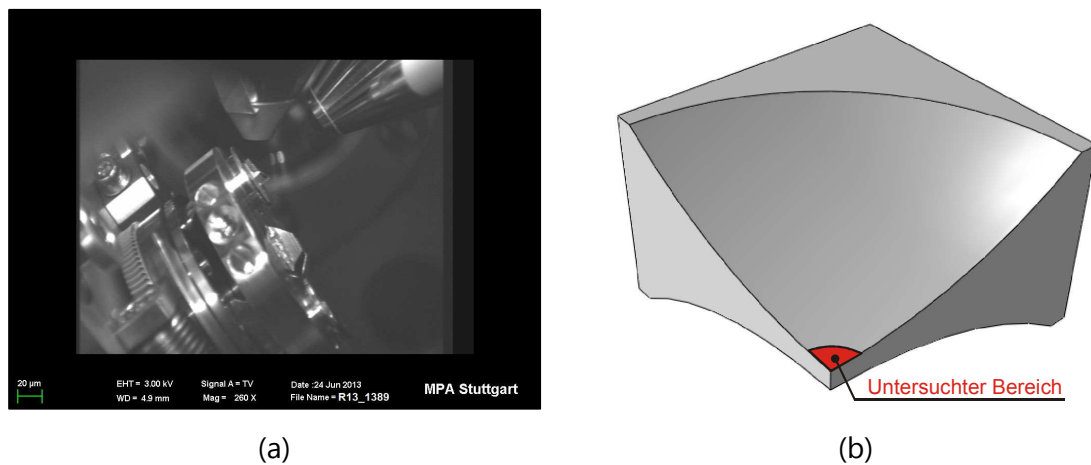
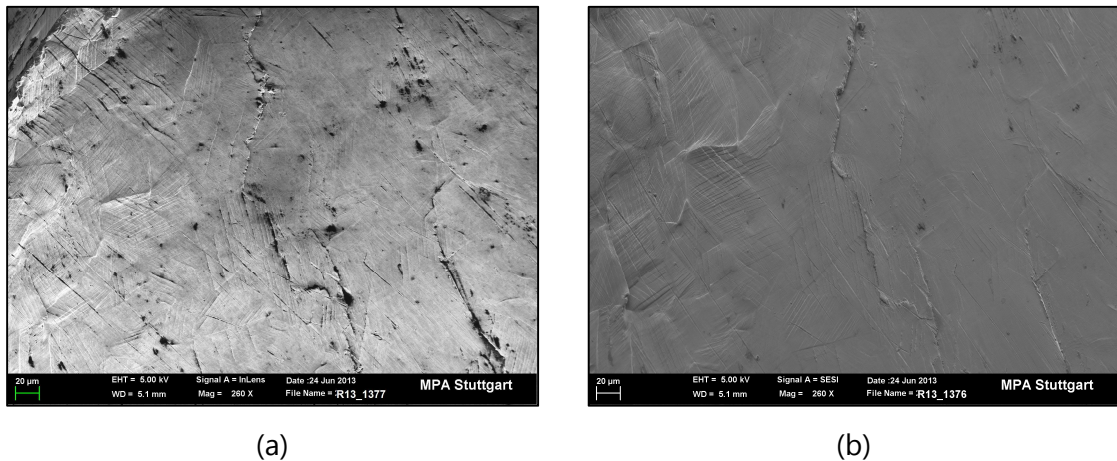


Abb. 4-24: (a) Blick in die Probenkammer, Probe befindet sich um 54° gekippt im Koinzidenzpunkt; (b) Viertelprobe für *FIB*-Untersuchungen.

Der untersuchte Bereich im Zentrum der Kalottenprobe (Koinzidenzpunkt) ist in [Abb. 4-25](#) sowohl als *FIB*-Aufnahme (a), als auch als *REM*-Aufnahme (b) dargestellt. Der *FIB*-Schnitt erfolgte im Zentrum der Kalottenprobe an einer charakteristischen Stelle, an der neben sichtbaren Gleitlinien an der Oberfläche auch in die Tiefe gehende Mikrorisse vermutet wurden.



(a)

(b)

Abb. 4-25: Untersucher Bereich im Zentrum der Kalottenprobe (Koinzidenzpunkt):
(a) FIB-Bild; (b) REM-Bild.

Auf die zu untersuchenden Stellen wurde ein sog. Platin-Deposit aufgebracht, siehe [Abb. 4-26](#). Das auf der Probenoberfläche abgeschiedene Platin deckte dabei einen Bereich von ca. $2\ \mu\text{m} \times 20\ \mu\text{m}$ ab. Diese Platinschicht diente dazu, die zu untersuchende Stelle vor Ionenbeschuss zu schützen, Artefakte aufgrund von Oberflächenrauheiten zu vermeiden und die Randschärfe des FIB-Schnitts zu verbessern [36].

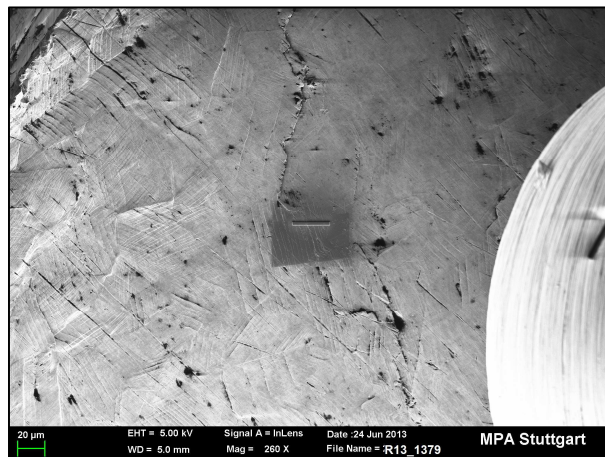


Abb. 4-26: Präparation mit Platin-Deposit.

An dieser präparierten Stelle erfolgte der FIB-Schnitt bzw. der schrittweise Materialabtrag in die Tiefe. In einem ersten Schritt wurde mit einem hohen Ionenstrahlstrom von $10\ \text{nA}$ ein trapezförmiger Bereich bis in eine Tiefe von ca. $20\ \mu\text{m}$ abgetragen. Die Schnittqualität, die sich insbesondere durch die Beschaffenheit der in die Tiefe geschnittenen Ebene zeigt, ist dabei allerdings noch nicht ausreichend gut, um Gefügedetails zu erkennen.

Um die Schnittqualität zu erhöhen, wurde deshalb in einem zweiten Schritt mit einem kleineren Ionenstrahlstrom von 2 nA direkt an der Schnittebene Material abgetragen. Die erzeugte Schnittqualität ist zwar deutlich besser als im ersten Schritt des Materialabtrags, ermöglicht aber immer noch keine eindeutige Beurteilung von Gefügedetails.

In einem dritten Schritt erfolgte anschließend das schrittweise „Polieren“ der Schnittfläche mit kleiner werdenden Ionenstrahlströmen bis ca. 10 pA . Diese Vorgehensweise liefert letztendlich eine ausreichend hohe Schnittqualität, um Gefügedetails beurteilen zu können. [Abb. 4-27](#) zeigt exemplarisch eine „polierte“ Schnittfläche im Zentrum der Kalottenprobe nach thermischer Wechselbelastung. Auffällige Gefügedetails, insbesondere Mikrorisse und Gleitlinien, werden im Folgenden näher analysiert.

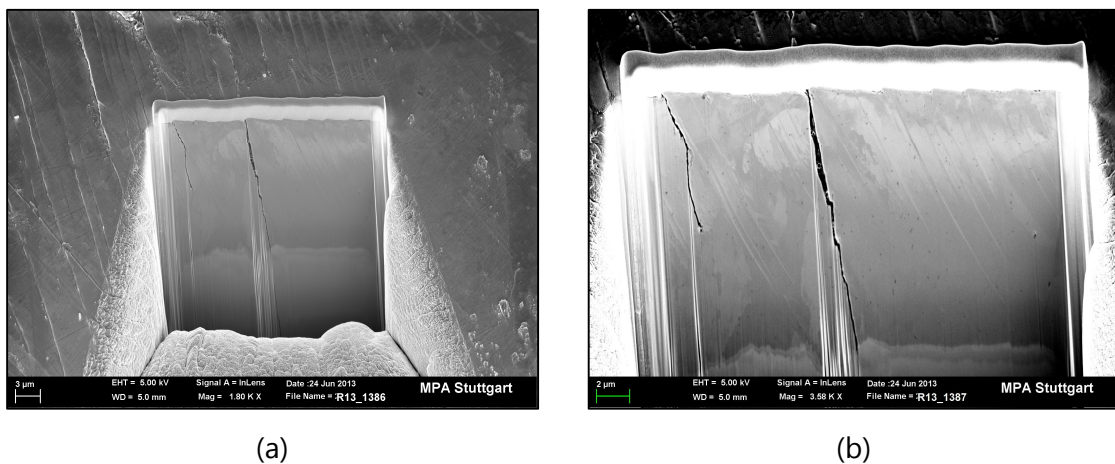
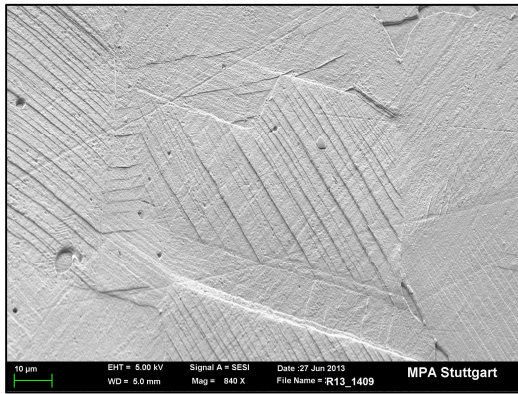


Abb. 4-27: Dritter Schritt des Materialabtrags mit einem Ionenstrahlstrom von 10 pA : (a) Übersicht; (b) Detail mit Mikroriss und Gleitlinien.

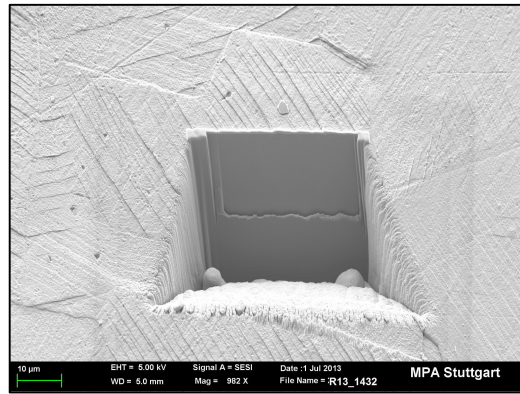
4.4.2.1 Parallele Gleitlinien (Intrusionen und Extrusionen)

Zunächst werden Bereiche mit einer Vielzahl an parallelen Strukturen, sog. Gleitlinien (Intrusionen und Extrusionen, siehe Abschnitt 2.3), untersucht. Der *FIB*-Schnitt erfolgte hierbei innerhalb eines Austenitkorns, siehe [Abb. 4-28](#).

Bei genauer Betrachtung erkennt man, dass die an der Oberfläche parallel angeordneten Gleitlinien auch im Werkstoffinneren parallel verlaufen und Gleitstufen bilden, siehe [Abb. 4-29](#). Zudem zeigt sich innerhalb des Austenitkorns ein leichter Kornorientierungskontrast, obwohl der *FIB*-Schnitt keine Korngrenze durchdrungen hatte. Dieser Kontrast könnte durch eine „Subkornstruktur“ hervorgerufen worden sein, deren „Subkörner“ durch die parallelen Gleitstufen abgegrenzt werden. Des Weiteren sind die vorhandenen Niobkarbide als dunkle, fein verteilte Punkte deutlich zu erkennen.

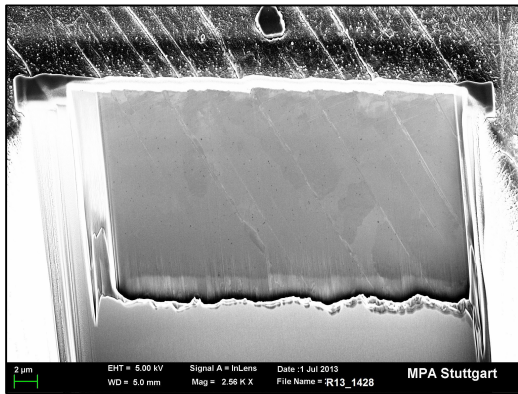


(a)

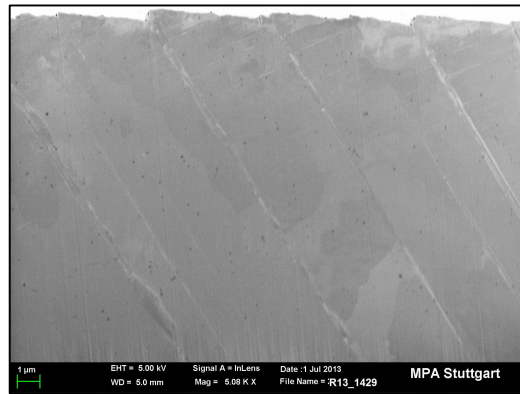


(b)

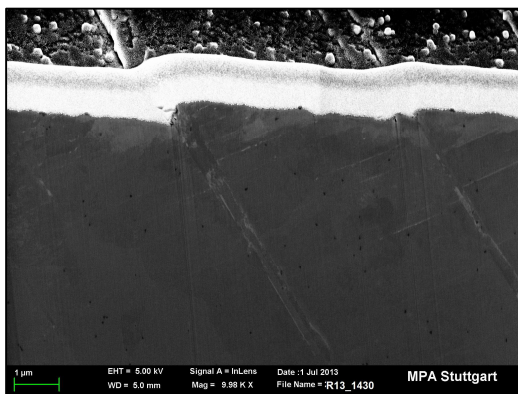
Abb. 4-28: Untersucher Bereich mit parallelen Gleitlinien (Intrusionen und Extrusionen):
(a) Oberfläche; (b) FIB-Schnitt.



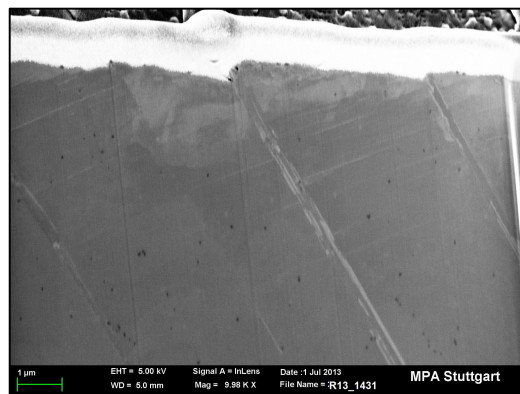
(a)



(b)



(c)



(d)

Abb. 4-29: FIB-Schnitt im Bereich paralleler Gleitlinien (Intrusionen und Extrusionen):
(a) Übersicht; (b-d) Detailaufnahmen.

Die in diesem Abschnitt erläuterten Erkenntnisse der *FIB*-Untersuchungen verdeutlichen, dass die parallelen Strukturen tatsächlich Gleitlinien bzw. Gleitbänder mit charakteristischen Intrusionen und Extrusionen sind.

4.4.2.2 Mikrorissinitiierung

Da in Bereichen mit parallelen Gleitlinien (Intrusionen und Versetzungen) auch Mikrorisse vermutet wurden, erfolgten weitere *FIB*-Schnitte an unterschiedlichen Stellen im Zentrum der Kalottenprobe, siehe [Abb. 4-30](#).

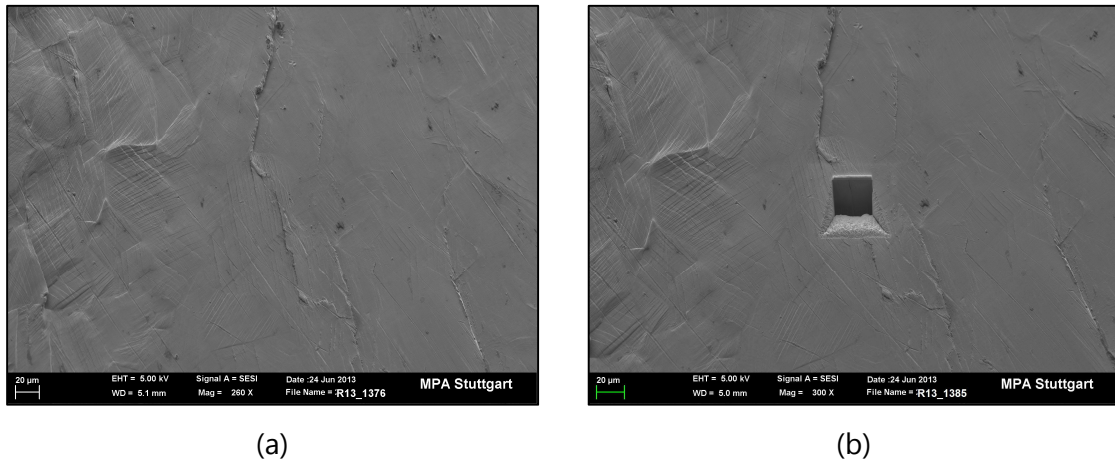


Abb. 4-30: Untersuchter Bereich mit parallelen Gleitlinien (Intrusionen und Extrusionen): (a) Oberfläche; (b) *FIB*-Schnitt.

Mit fortschreitender Länge des *FIB*-Schnitts wurde ein Mikroriss entdeckt, der ca. 20 µm in das Werkstoffinnere gewachsen war, siehe [Abb. 4-31](#) (a) und (b).

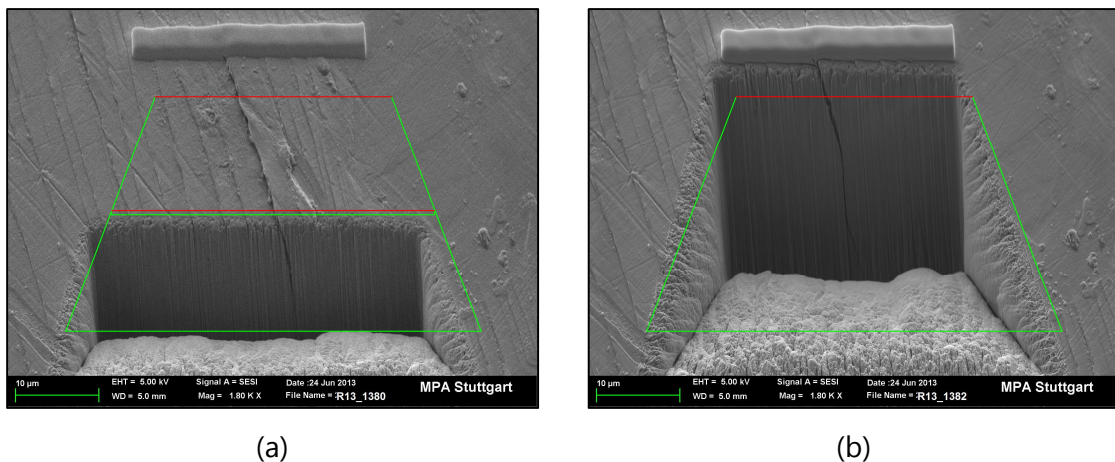


Abb. 4-31: *FIB*-Schnitte durch einen Mikroriss.

Bei genauer Betrachtung und mithilfe einer weiteren „*FIB*-Politur“ ist ein zweiter Mikroriss zu erkennen, siehe [Abb. 4-32](#) (a). Die gefundenen Mikrorisse initiieren jeweils an der

Oberfläche an Gleitlinien (Intrusionen und Extrusionen) und folgen diesen zunächst ins Werkstoffinnere. Im weiteren Verlauf ändern die Mikrorisse jedoch ihre Orientierung.

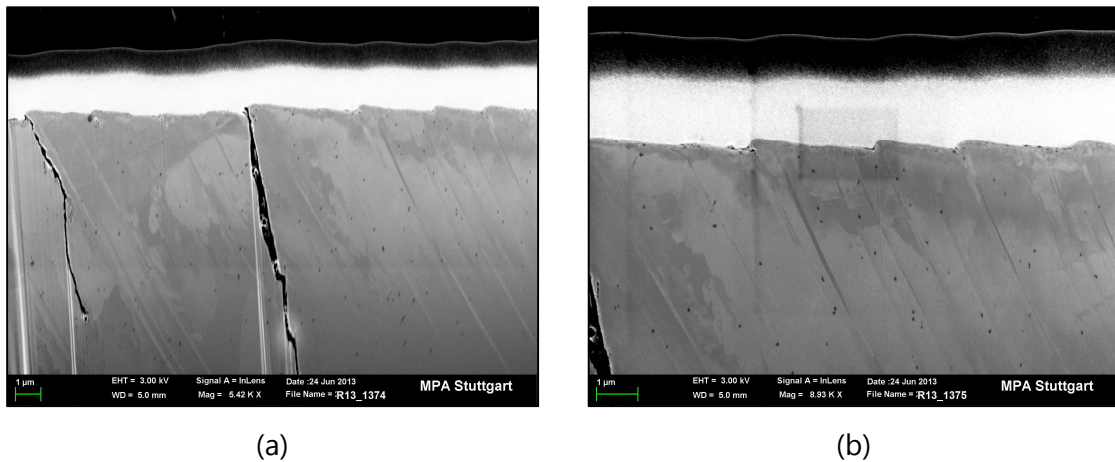


Abb. 4-32: FIB-Schnitte: Gleitlinien (Intrusionen und Extrusionen), Mikrorissinitiierung und Mikrorisse.

Das Oberflächenrelief der Gleitlinien bildet Mikrostrukturen aus, siehe [Abb. 4-32 \(b\)](#), die zu Mikrokerben und somit zu Spannungserhöhungen an der Oberfläche führen [94]. An diesen Mikrokerben wird der Werkstoffzusammenhalt lokal getrennt und Mikrorisse bilden sich. Dieser Sachverhalt wurde u. a. von *Lukas* [95], *Figuroa & Laird* [96] sowie *Kim & Laird* [97] bestätigt und zeigt, dass auch bei thermischer Wechselbelastung ein Zusammenhang zwischen Gleitlinien (Intrusionen und Extrusionen) und Mikrorissinitiierung besteht.

4.4.2.3 Mikrorisswachstum

Im Folgenden wird gezeigt, dass ausgehend von der beschriebenen Mikrorissinitiierung auch Mikrorisswachstum an der Oberfläche im Bereich der Gleitlinien (Intrusionen und Extrusionen) stattfindet. Hierzu wurden an markanten Stellen im Zentrum der Kalottenprobe weitere FIB-Schnitte erstellt. [Abb. 4-33](#) zeigt exemplarisch einen dieser Bereiche.

An den durch Gleitlinien hervorgerufenen Mikrokerben initiieren Mikrorisse, da sich der Werkstoff aufgrund der äußeren thermischen Belastung entlang von Gleitlinien parallel verschiebt und dabei Intrusionen und Extrusionen entstehen. Die Materialtrennung und damit auch das Mikrorisswachstum erfolgen nicht mehr ins Werkstoffinnere hinein, sondern entlang der parallelen Gleitlinien.

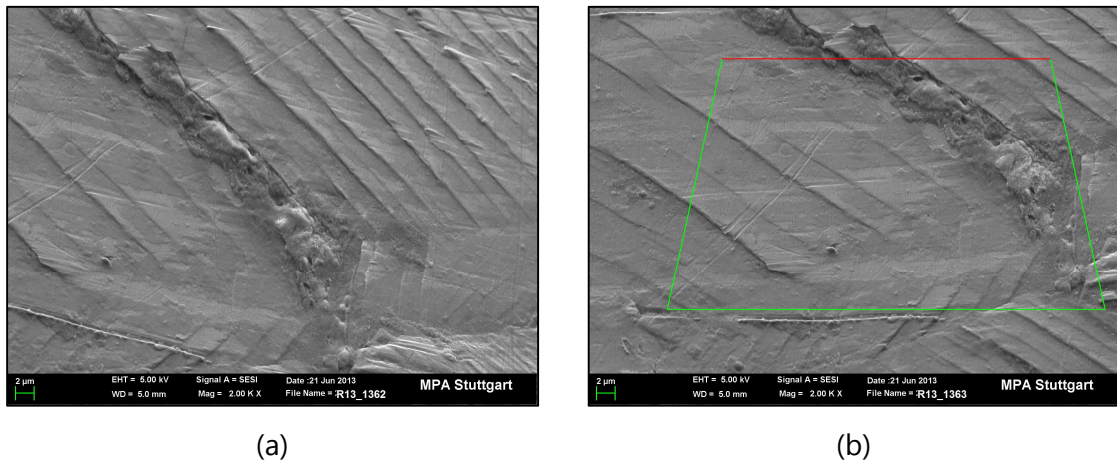


Abb. 4-33: Markanter Bereich mit parallelen Gleitlinien (Intrusionen und Extrusionen): (a) Übersicht; (b) Position des *FIB*-Schnitts.

Diese Erkenntnis zeigt [Abb. 4-34](#) sehr deutlich anhand eines mehrere Mikrometer tiefen und langen Mikrorisses. Für diese Aufnahmen wurden mehrere Bilder zu verschiedenen, zeitlich aufeinander folgenden Zeitpunkten während des *FIB*-Schnitts erstellt.

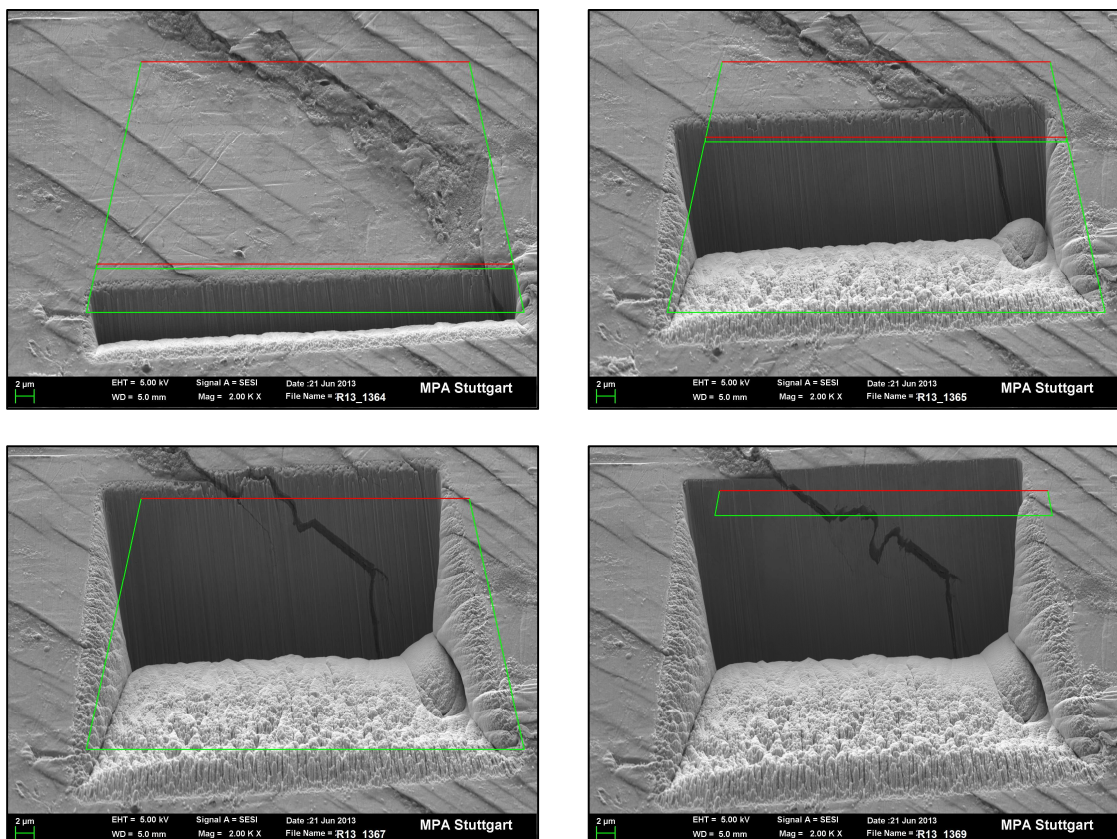


Abb. 4-34: *FIB*-Schnitte durch einen markanten Mikroriss.

4.4.3 Makrorisse und Versagen

Im Gegensatz zu den Mechanismen der Mikrorissinitiierung wurde der makroskopische Rissverlauf nicht mit dem Rasterelektronenmikroskop und der *FIB*-Technik, sondern mithilfe von lichtmikroskopischen Untersuchungen dokumentiert.

Abb. 4-35 zeigt lichtmikroskopische Aufnahmen des dominanten Hauptrisses im Zentrum der Kalottenprobe 5 nach ca. 20000 thermischen Lastwechseln zwischen $\sim 150\text{ }^{\circ}\text{C}$ und $\sim 300\text{ }^{\circ}\text{C}$. Die Übersicht (a) zeigt den Rissverlauf mit makroskopisch nahezu linearer Ausrichtung. Im Detail (b) ist der gezackte bzw. gewinkelte Rissverlauf mit starken Richtungswechseln im Bereich der Härteeindrücke dargestellt.

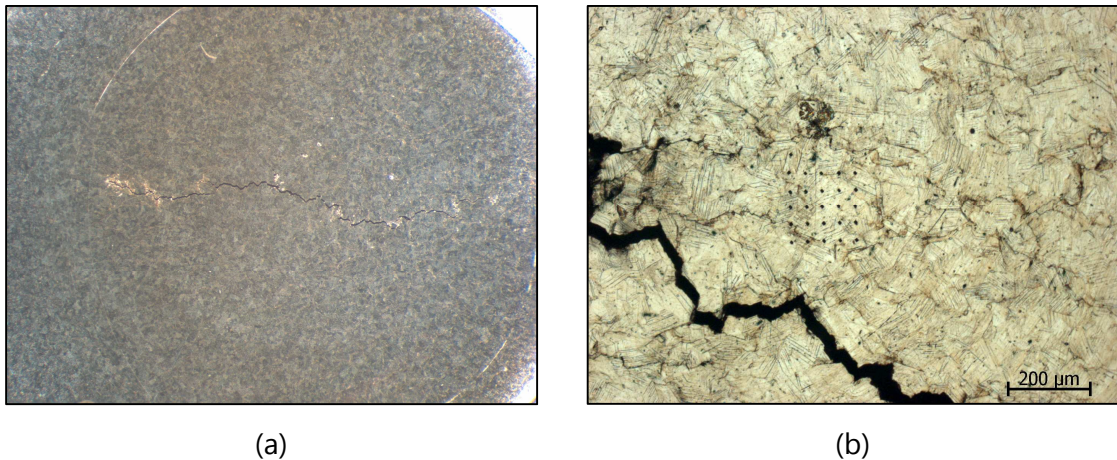


Abb. 4-35: Lichtmikroskopische Aufnahmen im Zentrum von Kalottenprobe 5 nach ca. 20000 thermischen Lastwechseln zwischen $\sim 150\text{ }^{\circ}\text{C}$ und $\sim 300\text{ }^{\circ}\text{C}$: (a) Übersicht; (b) Detail mit dominantem Hauptriss neben Härteeindrücken.

Der Verlauf der Risse in die Tiefe wurde anhand lichtmikroskopischer Aufnahmen im Zentrum der Kalottenprobe 6 nach ca. 22000 thermischen Lastwechseln zwischen $\sim 150\text{ }^{\circ}\text{C}$ und $\sim 300\text{ }^{\circ}\text{C}$ untersucht. Sowohl in ungeätzten (a) als auch in geätzten (b) Längsschliffen sind mehrere Risse deutlich zu erkennen. Die Risse verlaufen im Austenitkorn nicht nur nahezu axial in Bezug auf die Längsachse des Ausgangsmaterials (Stange) und somit auch parallel zu den zeitig angeordneten δ -Ferrit-Bereichen, sondern auch senkrecht zur Richtung der größten Hauptspannung σ_1 , siehe Abb. 4-36.

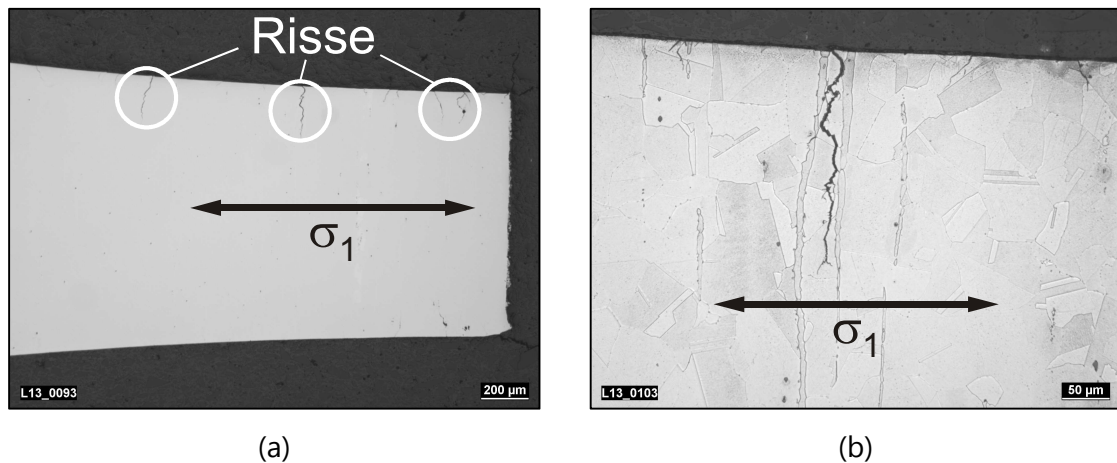


Abb. 4-36: Lichtmikroskopische Aufnahmen im Zentrum von Kalottenprobe 6 nach ca. 22000 thermischen Lastwechseln zwischen $\sim 150\text{ }^{\circ}\text{C}$ und $\sim 300\text{ }^{\circ}\text{C}$: (a) Übersicht Längsschliff; (b) Detail geätzter Längsschliff.

4.4.4 Versetzungsstrukturen

Zusätzlich zu den in den vorigen Abschnitten erläuterten mikrostrukturellen Untersuchungen des Gefüges (Intrusionen und Extrusionen, Mikro- und Makrorisse) wurden auch die vorhandenen Versetzungsstrukturen mithilfe von *TEM*-Untersuchungen analysiert. Diese *TEM*-Untersuchungen erfolgten im Zentrum von Kalottenprobe 6 nach ca. 22000 thermischen Lastwechseln zwischen $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ und $300\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Die ermittelte Versetzungsdichte betrug hierbei $\rho = (0,4 \pm 0,1) \cdot 10^{14} \text{ m}^{-2}$ und unterscheidet sich somit nur unwesentlich von der Versetzungsdichte im Ausgangszustand, siehe Abschnitt 3.3. Eine bei rein mechanischer Belastung auftretende Erhöhung der Versetzungsdichte, wie von *Soppa & Kohler* [18] festgestellt, konnte bei den rein thermisch belasteten Kalottenproben nicht beobachtet werden.

Anhand gedünnter Metallfolien wurden die vorhandenen Versetzungen sichtbar gemacht. In *Abb. 4-37* erkennt man, dass die Versetzungen erneut größtenteils um die perlschnurartig verteilten Niobkarbide herum angeordnet sind. Auch hierbei zeigen sich im Vergleich mit den *TEM*-Untersuchungen im Ausgangszustand, vgl. Abschnitt 3.3, keine signifikanten Unterschiede.

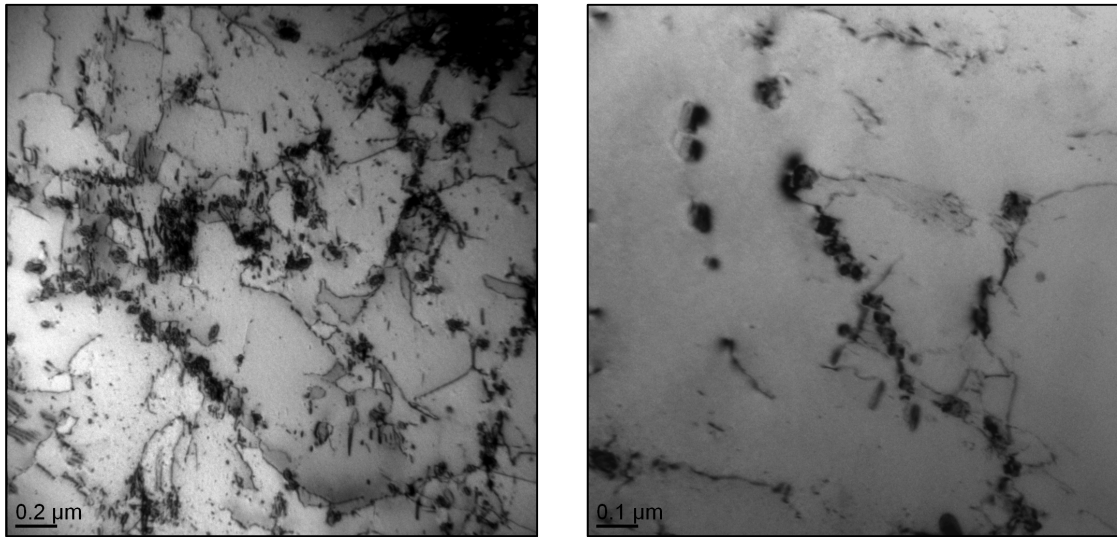


Abb. 4-37: TEM-Untersuchungen (gedünnte Metallfolien) im Zentrum der Kalottenprobe 6 nach ca. 22000 thermischen Lastwechseln ($\sim 150\text{ }^{\circ}\text{C}$ und $\sim 300\text{ }^{\circ}\text{C}$).

4.4.5 Eigenspannungen

Neben teilzerstörenden mechanischen Untersuchungsmethoden wie der *FIB*-Technik und den *TEM*-Untersuchungen wurden auch zerstörungsfreie Messmethoden eingesetzt, um zusätzliche Informationen über die thermisch wechselnd belasteten Kalottenproben zu erhalten. Zu diesen zusätzlichen Informationen zählen oberflächennahe Eigenspannungen. Mithilfe des Röntgendiffraktometers *D5000* der Firma *Siemens* erfolgte die Analyse des Eigenspannungszustands der Kalottenproben mittels Röntgenbeugung (*XRD*).

Während definierter Versuchsunterbrechungen konnten die auf Raumtemperatur abgekühlten Kalottenproben hinsichtlich ihrer Eigenspannungen untersucht werden. Der Verlauf der Eigenspannungen in Abhängigkeit der Thermozyklen wurde hierfür an der Oberfläche im Zentrum der Kalottenproben ermittelt. Die Ergebnisse der ermittelten Eigenspannungen sind in [Abb. 4-38](#) für die zwischen $\sim 150\text{ }^{\circ}\text{C}$ und $\sim 300\text{ }^{\circ}\text{C}$ thermisch wechselnd belastete Kalottenprobe 5 dargestellt.

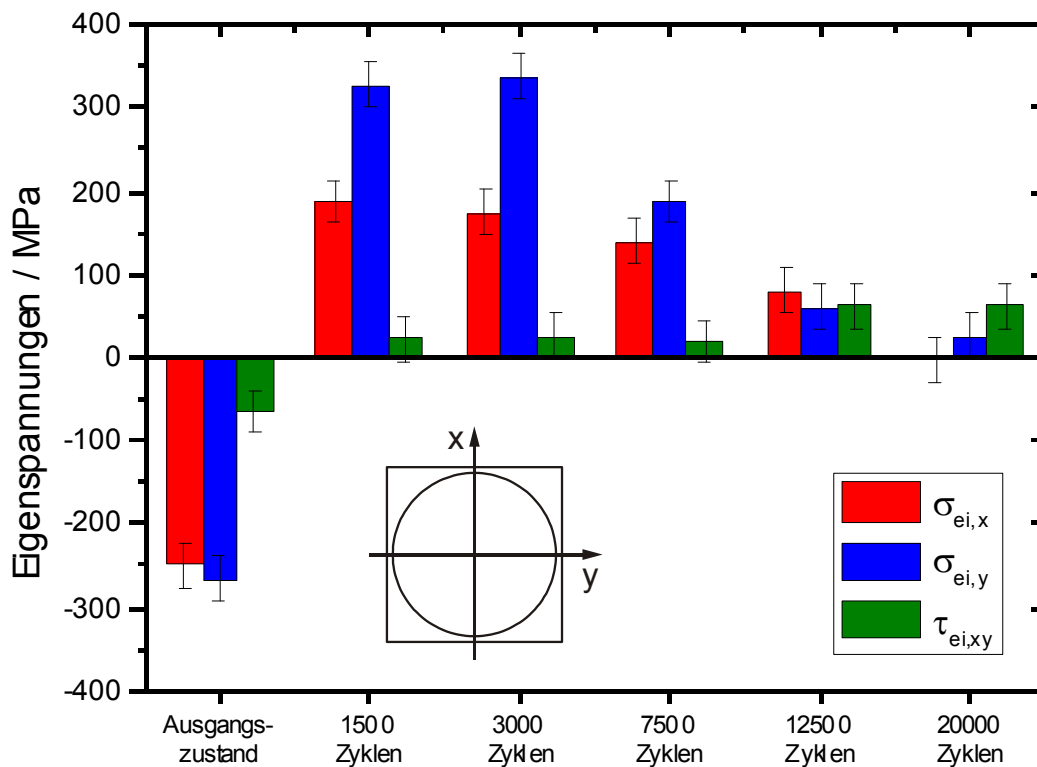


Abb. 4-38: Eigenstressungen im Zentrum der Kalottenprobe 5.

Trotz schonender und spannungsarmer Fertigung der Kalottenproben durch Senkero-dieren und anschließendes Schleifen bzw. Polieren waren bei allen untersuchten Kalot-tenproben im Ausgangszustand deutliche Druckspannungen in beiden Koordinaten-richtungen vorhanden. Schon nach wenigen Thermozyklen wurden diese Druckspan-nungen jedoch in Zugspannungen umgelagert.

Zusätzlich fällt die ungleichmäßige Ausrichtung der Eigenstressungen auf, denn die Eigenstressung in y-Richtung übersteigt die Eigenstressung in x-Richtung zumeist deutlich. Ein ähnlicher Effekt zeigte sich bei den mit *ARAMIS* gemessenen Gesamtdehnungen, vergleiche Abschnitt 4.3.2.

Im weiteren Verlauf der thermischen Wechsellersuche ist eine deutliche Abnahme der ermittelten Eigenstressungen im Zentrum der Kalottenprobe erkennbar. Offensichtlich führten die entstandenen und wachsenden Mikrorisse zu einer Reduzierung der an der Oberfläche vorliegenden Eigenstressungen. Sobald ein ausgeprägter Makroriss vorlag – was nahezu einem Durchriss im Zentrum der Kalottenprobe entspricht – waren fast keine Eigenstressungen mehr messbar. Bei Kalottenprobe 5 war dies nach ca. 20000 Thermozyklen der Fall.

5 Numerische Untersuchungen

Nachfolgend werden die in Kapitel 4 ausführlich erläuterten experimentellen, thermischen Wechsellastversuche mithilfe von 3D-Finite-Elemente-Simulationen numerisch analysiert. Hierbei werden aufwändige und umfangreiche Untersuchungen mit dem Finite-Elemente-Programm *ABAQUS* unter Zuhilfenahme von benutzerdefinierten Unterprogrammen durchgeführt, um das reale Verhalten der Kalottenprobe abzubilden. Die Lebensdauerbewertung erfolgt anschließend nach gültigen Regelwerksverfahren (*ASME*, *FKM*) sowie mithilfe von fortschrittlichen Schädigungsparametern, vgl. Abschnitt 2.8.

5.1 Materialmodellierung

Für die 3D-Finite-Elemente-Simulationen wird ein plastisches Materialmodell auf Basis eines *Chaboche*-Modells [40] mit kinematischer und isotroper Verfestigung verwendet, siehe Abschnitt 2.7. Dieses plastische Materialmodell wird mithilfe des benutzerdefinierten Unterprogramms *UMAT* in das Finite-Elemente-Programm *ABAQUS* implementiert. Die numerische Integration erfolgt implizit unter Verwendung der *Rückwärts-Euler-Methode* [98]. Die benötigten Materialparameter stammen hierfür aus einachsigen, isothermen Schwingversuchen des Werkstoffs *X6CrNiNb18-10*. Die zugrunde liegenden Versuche werden mit unterschiedlichen Dehnungsamplituden (dehnungskontrolliert) und bei verschiedenen Temperaturen durchgeführt, siehe Abschnitt 3.4.

Die Anpassung erfolgte insbesondere an Versuchsdaten bei 200 °C und 350 °C, da die in Abschnitt 4.3 durchgeführten thermischen Wechsellastversuche (Kalottenprobe) im Temperaturbereich zwischen 150 °C und 350 °C lagen.

Zur Bestimmung der Materialparameter werden die experimentellen Schwingversuche mit dem plastischen Materialmodell numerisch nachgerechnet. Dabei werden die Modell- und Materialparameter so lange variiert, bis die Summe der Quadrate der Differenzen zwischen den gemessenen und den berechneten Spannungen minimal ist. Die temperaturabhängigen Materialparameter werden durch Interpolation der Parameter bei 200 °C und 350 °C ermittelt.

Im Folgenden wird die gute Übereinstimmung der numerischen Ergebnisse (Materialmodell) mit den experimentellen Versuchsdaten anhand von ausgewählten Beispielen gezeigt.

In [Abb. 5-1](#) ist exemplarisch die Nachrechnung eines dehnungskontrollierten Schwingversuchs bei 200 °C (links) bzw. bei 350 °C (rechts) dargestellt. Der Verlauf der maximalen und minimalen Spannungsamplituden σ_a (experimentell ermittelt bzw. berechnet) ist hierbei in Abhängigkeit der bezogenen Lastwechselzahl N/N_{A5} bis zum Anriss aufgetragen. Daraus geht hervor, dass mit dem verwendeten Materialmodell das zyklische Werkstoffverhalten sehr gut wiedergegeben wird.

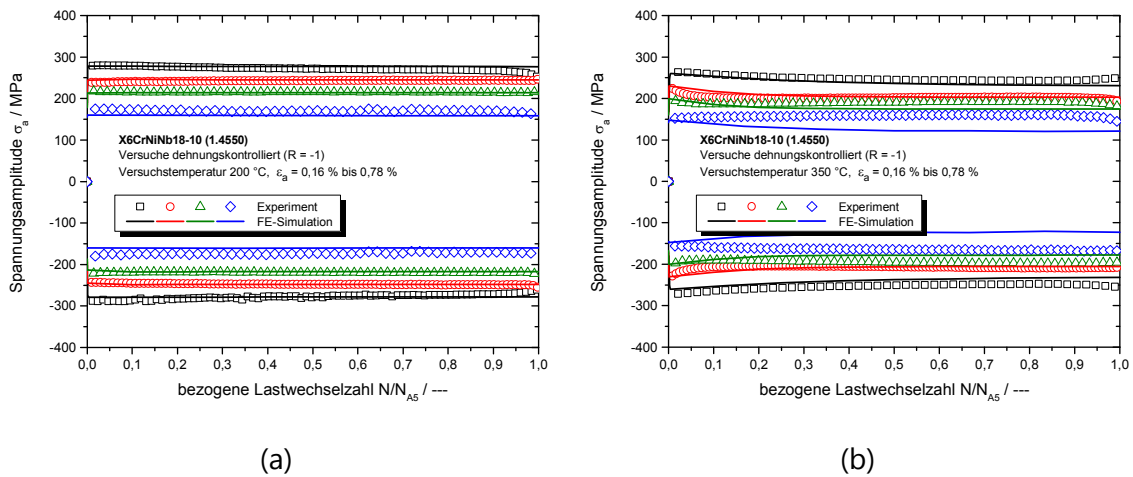


Abb. 5-1: Simulation zyklischer Spannungsverläufe (min./max.): dehnungskontrollierte Schwingversuche bei 200 °C (a) und bei 350 °C (b).

Charakteristische Spannungs-Dehnungs-Hysteresen im stabilisierten Zustand bei $N_A/2$ sind in [Abb. 5-2](#) für dehnungskontrollierte Schwingversuche bei 200 °C (links) bzw. bei 350 °C (rechts) und Dehnungsamplituden von jeweils $\varepsilon_a = 0,16\%$ bis $\varepsilon_a = 0,78\%$ dargestellt. Der Vergleich von experimentell und numerisch ermittelten Spannungs-Dehnungs-Hysteresen zeigt, dass das verwendete Materialmodell das zyklische Werkstoffverhalten realitätsnah wiedergibt.

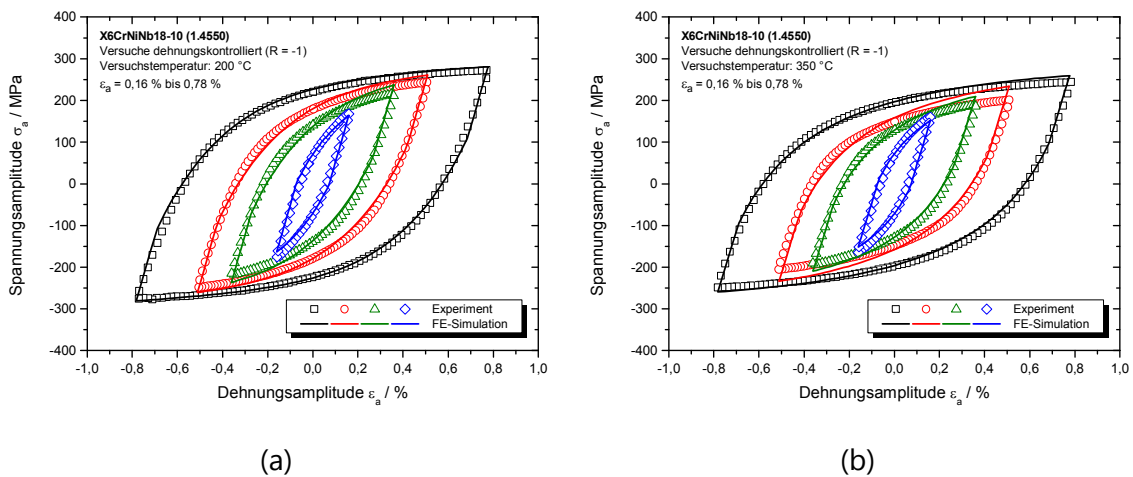


Abb. 5-2: Simulation stabilisierter Spannungs-Dehnungs-Hysteresen: dehnungskontrollierte Schwingversuche bei 200 °C (links) bzw. bei 350 °C (rechts).

5.2 Thermomechanische 3D-Finite-Elemente-Simulation

Das thermomechanische Verhalten der Kalottenproben unter hochfrequenter, thermischer Wechselbelastung wird mithilfe von 3D-Finite-Elemente-Simulationen numerisch

untersucht. Die Modellerstellung und die anschließende numerische Simulation werden mit dem Finite-Elemente-Programm *ABAQUS* unter Zuhilfenahme von benutzerdefinierten Unterprogrammen durchgeführt. Die thermomechanische Simulation erfolgt hierbei sequentiell (1. Schritt: thermische Simulation, 2. Schritt: strukturmechanische Simulation) und nicht gekoppelt, da angenommen wurde, dass das mechanische Verformungsverhalten keine signifikante Rückwirkung auf das thermische Verhalten ausübt. Zudem werden die Rechenzeiten und der Speicherbedarf der Finite-Elemente-Simulationen durch die verwendete sequentielle Berechnung wesentlich reduziert.

5.2.1 Modellerstellung und Randbedingungen

Das 3D-Modell der Kalottenprobe entspricht geometrisch der realen Kalottenprobe und besteht insgesamt aus ca. 8500 kubischen Elementen (DC3D8-Elemente für die thermischen und C3D8-Elemente für die strukturmechanischen Simulationen) und ca. 9700 Elementknoten. Die vorhandenen geometrischen Symmetrien können bei der Modellerstellung nicht genutzt werden, da sowohl die Druckluftkühlung als auch die induktive Erwärmung nur auf einer Seite der Kalottenprobe wirken (keine Symmetrie in der xy -Ebene). Zudem ist die Induktionsspule ein Torus, der an der Unterseite fertigungsbedingt nicht komplett geschlossen ist (keine Symmetrie in der xz -Ebene). Um das thermische Verhalten der Kalottenprobe realitätsnah abzubilden, wird auch auf die Symmetrie in der yz -Ebene verzichtet.

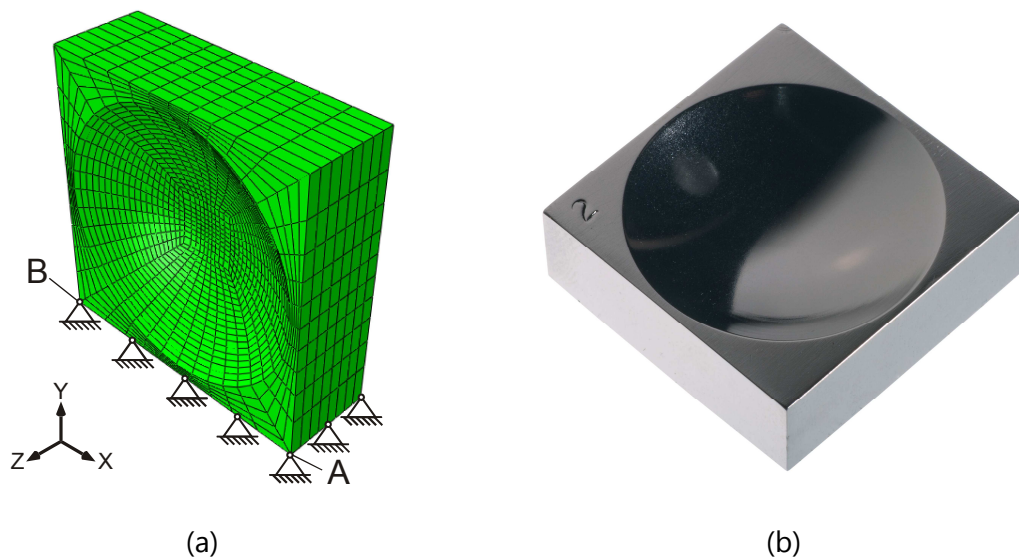


Abb. 5-3: Kalottenprobe: (a) vernetztes 3D-Finite-Elemente-Modell mit kinematischen Randbedingungen; (b) reale Kalottenprobe.

Im 3D-Modell der Kalottenprobe werden Bereiche im Zentrum der kalottenförmigen Einbuchtung feiner vernetzt als Randbereiche, da die höchsten Temperaturgradienten im Zentrum auftreten und dort die größte thermomechanische Beanspruchung verur-

sachen. Das vernetzte 3D-Modell der Kalottenprobe mit kinematischen Randbedingungen zeigt [Abb. 5-3](#). Daneben ist die reale Kalottenprobe abgebildet.

In der strukturmechanischen Simulation wird der Verschiebungsfreiheitsgrad in y-Richtung an der gesamten Unterseite der Kalottenprobe gesperrt. Zudem werden an zwei Eckknoten (A und B) an der vorderen Unterseite der Kalottenprobe zusätzliche Verschiebungsfreiheitsgrade in x- bzw. z-Richtung gesperrt. Durch diese Verschiebungsrandbedingungen ist das strukturmechanische 3D-Modell der Kalottenprobe statisch bestimmt.

5.2.2 Thermische Simulation

Die eingebrachte Wärme beim Heizen und die abgeführte Wärme beim Kühlen variieren aufgrund der hochfrequenten, thermischen Wechselbelastung zeitlich sehr stark. Zusätzlich verursachen die Probengeometrie und die Form der Induktionsspule eine räumlich inhomogene Temperaturverteilung. Diese zeit- und ortsabhängige Temperaturbelastung wird mit dem Finite-Elemente-Programm *ABAQUS* unter Zuhilfenahme der benutzerdefinierten Unterprogramme *DFLUX* und *FILM* modelliert und numerisch berechnet.

Die Finite-Elemente-Simulationen werden – ebenso wie der reale Versuch, siehe Abschnitt 4.2.3 – temperaturgeregelt durchgeführt. Das Umschalten zwischen den drei Versuchsabschnitten – *Aufheizen*, *Halten* und *Zyklieren* – und der Wechsel zwischen den einzelnen Heiz- und Kühlphasen während des Zyklierens erfolgt hierbei durch definierte Umschaltbedingungen.

Zur realistischen Abbildung der thermischen Wechsellversuche werden physikalische Randbedingungen bei der Modellierung berücksichtigt. Hierzu zählen u. a. die Wärmebringung durch Induktion beim Heizen, die Wärmeabfuhr durch erzwungene Konvektion beim Kühlen mit Druckluft und die freie Konvektion an die Umgebung. Die hierfür benötigten physikalischen Werkstoffeigenschaften, wie z. B. spezifische Wärmekapazität und temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit, wurden nach *Büttner* [31] aus der Literatur entnommen, vgl. Abschnitt 2.2.

Zur Anpassung der Finite-Elemente-Simulationen an die thermischen Wechsellversuche und insbesondere zur quantitativen Beschreibung der Wärmezufuhr und -abfuhr wurde ein selbstoptimierendes, benutzerdefiniertes Unterprogramm entwickelt und optimiert [99], [100]. Dadurch können die Zykluszeiten (*Aufheizen*, *Halten* sowie *Aufheizen bzw. Abkühlen während des Zyklierens*) der Finite-Elemente-Simulationen an die Zykluszeiten der thermischen Wechsellversuche angepasst und die benötigten Wärme- und Kühlströme bestimmt werden.

5.2.2.1 Wärmeeinbringung in das 3D-Modell

Die induktive Erwärmung der Kalottenprobe, die im experimentellen Versuch mithilfe einer Induktionsspule erfolgt, siehe Abschnitt 4.2.3, wird in den Finite-Elemente-Simulationen mit einem numerischen (Ersatz-)Modell realisiert.

Die komplexe Modellierung der Induktionsspule als Wärmequelle erfolgt dabei mithilfe des benutzerdefinierten Unterprogramms *DFLUX*. Dies ermöglicht die individuelle Definition ungleichförmiger Wärmestromdichten als Funktion von Zeit, Ort, Temperatur u. a. innerhalb einer thermischen Finite-Elemente-Simulation mit *ABAQUS*. Die berechnete volumetrische Wärmestromdichte beschreibt dabei den Wärmestrom pro Volumen, der in das Finite-Elemente-Modell fließt [101]. Diese Wärmestromdichte imitiert diejenigen Wirbelströme, die die reale Kalottenprobe erwärmen. Ausgehend vom kürzesten Abstand zur Mantelfläche der modellierten Induktionsspule erfährt somit jedes Element der Kalottenprobe einen individuellen, zeitabhängigen Wärmestrom, der mit zunehmendem Abstand abnimmt.

5.2.2.2 Modellierung der Induktionsspule

Die im experimentellen Versuch verwendete Induktionsspule ist in [Abb. 5-4](#) dargestellt. Da die Induktionsspule fertigungsbedingt an der Unterseite offen ist und insgesamt keine geschlossene Torusform aufweist, wird sie auch im Finite-Elemente-Modell als offener Torus modelliert. Dadurch ist es möglich, die numerisch berechnete Temperaturverteilung sehr genau an die reale Temperaturverteilung anzupassen.

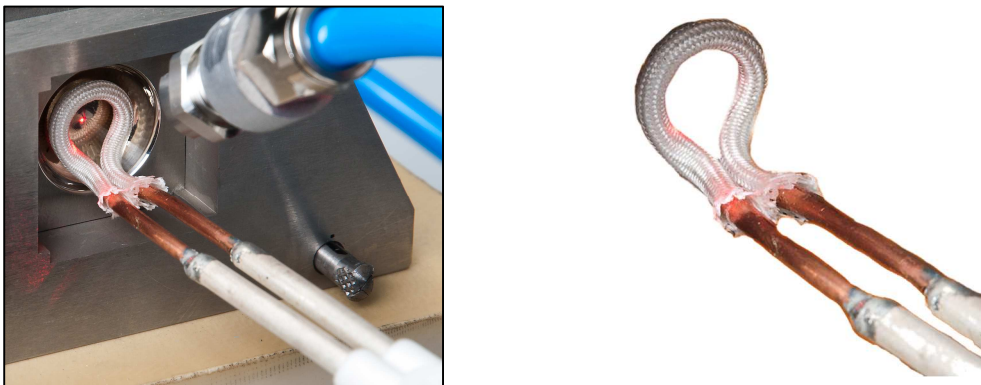


Abb. 5-4: Reale Induktionsspule (Versuchsstand).

Grundlage der Modellierung der Induktionsspule ist die mathematische Beschreibung eines Torus:

$$r = \sqrt{(\sqrt{x^2 + y^2} - R)^2 + z^2}. \quad (5-1)$$

Hierbei sind x , y und z die kartesischen x -, y - und z -Koordinaten im 3D-Raum. R beschreibt den Mittelkreisradius und r den Radius des Ringkörpers. Durch eine zusätzliche

mathematische Bedingung im Programmcode des benutzerdefinierten Unterprogramms *DFLUX* wird die Öffnung des Torus an der Unterseite realisiert. Die schematische Darstellung der modellierten Induktionsspule als Wärmequelle zeigt [Abb. 5-5](#) als 3D-Ansicht (links) und als Frontalansicht (rechts).

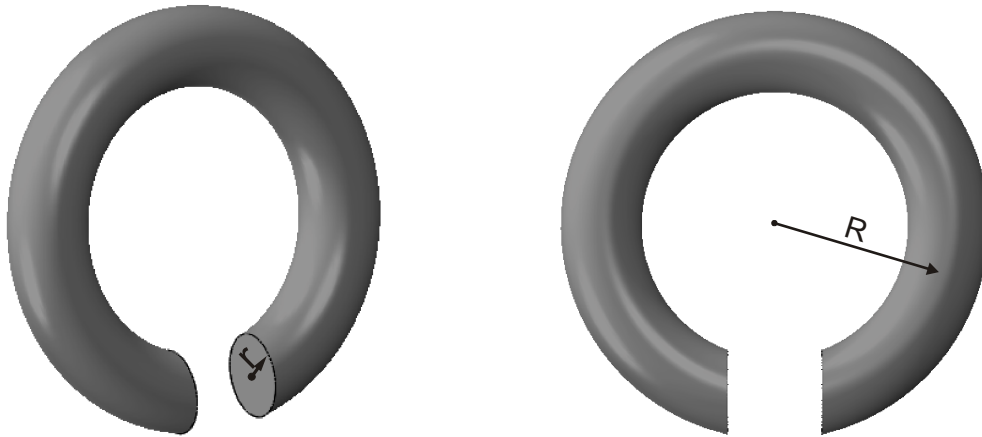


Abb. 5-5: Schematische Darstellung der modellierten Induktionsspule (Wärmequelle).

5.2.2.3 Kühlung durch Druckluft

Die Kühlung der Kalottenprobe, die im experimentellen Versuch mithilfe von Druckluft und einer Druckluftdüse erfolgt, siehe Abschnitt 4.2.3, wird in den Finite-Elemente-Simulationen mit einem numerischen (Ersatz-)Modell realisiert.

Die aufwändige Modellierung der Druckluftdüse als Wärmesenke erfolgt dabei mithilfe des benutzerdefinierten Unterprogramms *FILM*. Dieses ermöglicht die individuelle Definition ungleichförmiger Wärmeübergangskoeffizienten und Kühltemperaturen als Funktion von Zeit, Ort, Temperatur u. a. innerhalb einer thermischen Finite-Elemente-Simulation mit *ABAQUS* [101]. Die berechneten Wärmeübergangskoeffizienten beschreiben dabei zusammen mit der Kühltemperatur die Druckluftkühlung der Kalottenprobe.

Die Druckluftkühlung wird als kreisförmiger Bereich auf einer Seite der Kalottenprobenoberfläche modelliert, innerhalb dessen die maximale Wärmeabfuhr erfolgt, siehe [Abb. 5-6](#) (blauer Bereich). Der kreisförmige Bereich entspricht dem Durchmesser der Druckluftdüse. Ausgehend vom kürzesten Abstand zu diesem Kreis erfährt jedes zu kühlende Oberflächenelement der Kalottenprobe eine individuelle, zeitabhängige Wärmeabfuhr.

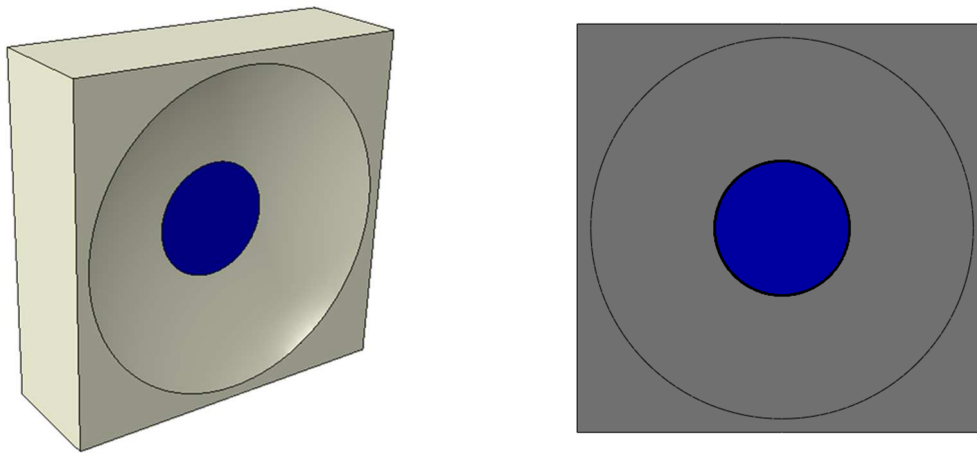


Abb. 5-6: Schematische Darstellung der modellierten Druckluftkühlung (Wärmesenke).

5.2.2.4 Umgebungsbedingungen

Zur realistischen Abbildung der thermischen Wechselversuche müssen nicht nur die aktive Erwärmung (Induktion) und die aktive Kühlung (erzwungene Konvektion), sondern auch passive Wärmeübergänge berücksichtigt werden. Hierzu zählen zum einen die Wärmeleitung an der Unterseite der Kalottenprobe an die Versuchseinrichtung und zum anderen die freie Konvektion an die Umgebung.

Die beiden passiven Wärmeübergänge (Wärmeleitung, freie Konvektion) haben im Gegensatz zu den aktiven Wärmeübergängen (Induktion, erzwungene Konvektion) einen deutlich geringeren Einfluss auf die Temperaturfeldberechnung. Dies führt letztlich zu erheblich kleineren Wärmeübergangskoeffizienten im Bereich der passiven Wärmeübergänge. Zudem können die beiden passiven Wärmeübergänge in den thermischen Finite-Elemente-Simulationen mit *ABAQUS* als konstante Größen definiert werden, da sie keinen zeit- und ortsabhängigen Schwankungen unterliegen.

5.2.2.5 Ergebnisse

Im Folgenden werden die Ergebnisse der thermischen Finite-Elemente-Simulationen mit *ABAQUS* vorgestellt und mit den gemessenen Oberflächentemperaturen, siehe Abschnitt 4.3.1, verglichen. Insbesondere wird dabei auf die Temperaturverteilung für den Zeitpunkt maximaler und minimaler Temperatur während des thermischen Zyklierens eingegangen. Zusätzlich werden die gemessenen und die numerisch berechneten Temperaturverläufe im Zentrum der Kalottenprobe gegenübergestellt.

Die numerisch berechneten Oberflächentemperaturen am 3D-Finite-Elemente-Modell der Kalottenprobe sind in [Abb. 5-7](#) (links) neben den mithilfe der Thermokamera gemessenen Oberflächentemperaturen (rechts) dargestellt. Die beiden Temperaturvertei-

lungen entsprechen dem Zeitpunkt maximaler Temperatur während des thermischen Zyklierens zwischen 150 °C und 300 °C.

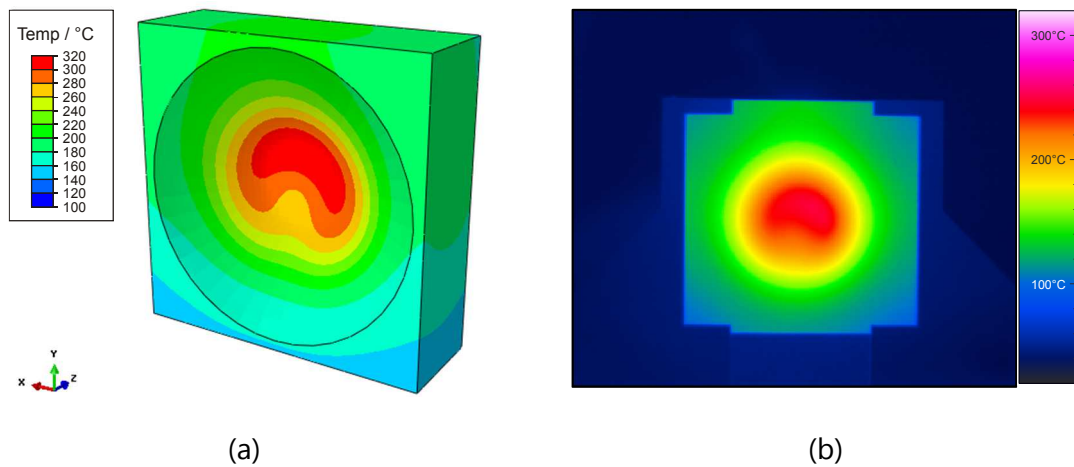


Abb. 5-7: Oberflächentemperaturen (Temperaturverteilung) während des thermischen Zyklierens (150 – 300 °C) bei Maximaltemperatur: (a) FE-Simulation mit ABAQUS; (b) Messung mit der Thermokamera.

Sowohl bei der numerisch berechneten Temperaturverteilung als auch bei der experimentell bestimmten Temperaturverteilung befindet sich das Temperaturmaximum bei Maximaltemperatur im Zentrum der Kalottenprobe. Auch der nierenförmige Bereich maximaler Temperaturen (rot) wird von der numerischen FE-Simulation realitätsgetreu wiedergegeben. Nicht nur qualitativ, sondern auch quantitativ liegt eine gute Übereinstimmung vor, da neben der Maximaltemperatur auch die räumliche Verteilung annähernd übereinstimmen.

Die Temperaturverteilung zum Zeitpunkt minimaler Temperatur während des thermischen Zyklierens zwischen 150 °C und 300 °C zeigt [Abb. 5-8](#). Die Ergebnisse der FE-Simulation mit ABAQUS sind links, die mit der Thermokamera gemessenen Oberflächentemperaturen sind rechts abgebildet.

Sowohl bei der numerisch berechneten Temperaturverteilung als auch bei der experimentell bestimmten Temperaturverteilung befindet sich das Temperaturminimum bei Minimaltemperatur im Zentrum der Kalottenprobe. Auch der nahezu konzentrische Bereich minimaler Temperaturen (dunkelblau) wird von der numerischen FE-Simulation tendenziell wiedergegeben. Nicht nur qualitativ, sondern auch quantitativ liegt eine gute Übereinstimmung vor, da neben der Minimaltemperatur auch die räumliche Verteilung weitgehend übereinstimmen.

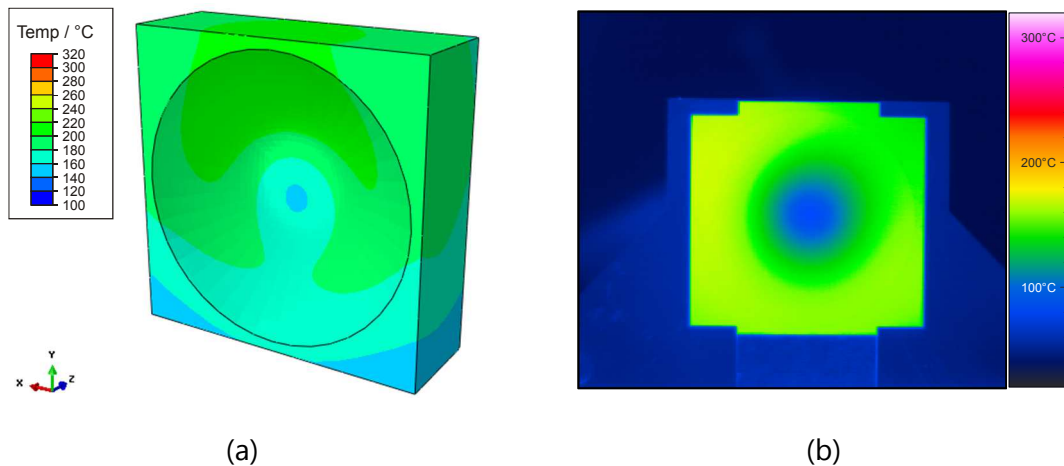


Abb. 5-8: Oberflächentemperaturen (Temperaturverteilung) während des thermischen Zyklierens (150 – 300 °C) bei Minimaltemperatur: (a) FE-Simulation mit *ABAQUS*; (b) Messung mit der Thermokamera.

Die Auswertung der Temperaturverläufe erfolgt bei der FE-Simulation an derjenigen Position, an der auch die Temperatur mit dem Pyrometer gemessen wurde. Eine möglichst exakte Abbildung der realen Temperaturverläufe und der realen Temperaturverteilung durch die numerische Berechnung ist zwingend erforderlich, da diese lokalen Temperatur-Zeit-Verläufe $T_i(t)$ als Last für die im Anschluss folgende strukturelle Berechnung der Bauteilbeanspruchung verwendet werden, siehe Abschnitt 5.2.3. Das Ergebnis der numerischen Berechnung des Temperaturverlaufs im Zentrum der Kalottenprobe ist in [Abb. 5-9](#) gemeinsam mit dem experimentellen Messergebnis dargestellt.

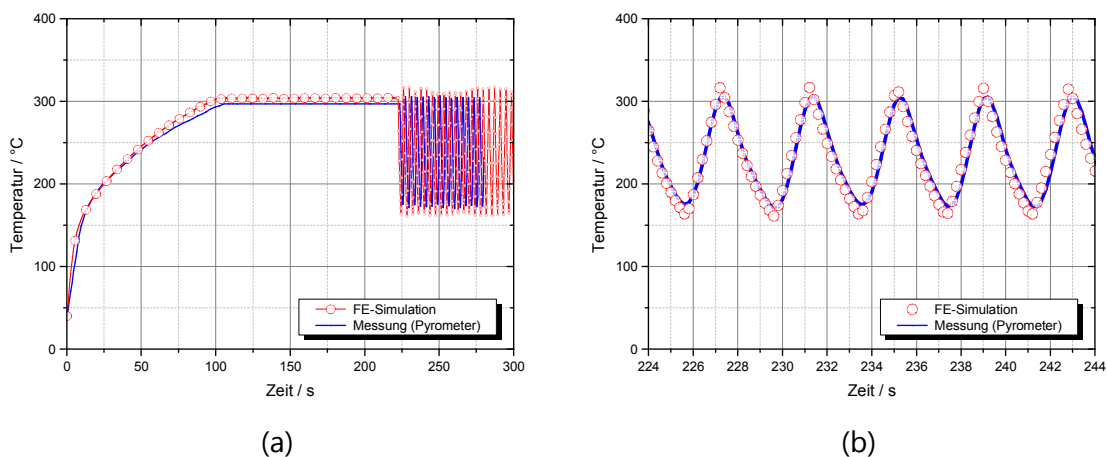


Abb. 5-9: Vergleich des gemessenen und des numerisch berechneten Temperaturverlaufs im Zentrum der Kalottenprobe: (a) Übersicht; (b) Detail während der Temperaturwechsel.

Es liegt eine sehr gute quantitative Übereinstimmung zwischen dem numerischen und dem experimentellen Ergebnis vor. Nicht nur die Temperaturverläufe beim Aufheizen, während der Haltephase und beim thermischen Zyklieren, sondern auch die Höhe der Minimal- und Maximaltemperaturen stimmen sehr gut überein. Die beschriebenen Ergebnisse der thermischen FE-Simulation bilden somit die Grundlage für die im Folgenden erläuterte strukturmechanische Simulation.

5.2.3 Strukturmechanische Simulation

Nachdem in thermischen FE-Simulationen die lokalen Temperatur-Zeit-Verläufe $T_i(t)$ berechnet wurden, werden diese als Last für die nun folgende strukturmechanische Berechnung der Bauteilbeanspruchung (Kalottenprobe) definiert. Für die strukturmechanische FE-Simulation wurde das in Abschnitt 2.7 beschriebene und in Abschnitt 5.1 angepasste *Chaboche*-Materialmodell verwendet. Die weiteren benötigten mechanischen und temperaturabhängigen Werkstoffeigenschaften, wie z. B. E-Modul und Wärmedehnung, wurden *Büttner* [31] entnommen, siehe hierzu auch Abschnitt 2.4. Im Unterschied zur thermischen FE-Simulation musste anschließend lediglich der Elementtyp dahingehend geändert werden, dass neben Temperaturfreiheitsgraden auch Verschiebungsfreiheitsgrade aktiv sind.

Im Folgenden werden die numerisch berechneten Vergleichsspannungen, Hauptspannungen und Dehnungen der Kalottenprobe erläutert. Hierzu werden die Spannungen zu verschiedenen Zeitpunkten der thermischen Wechselversuche betrachtet und mit den zeitgleich vorliegenden Temperaturverteilungen verglichen. Die Temperaturverteilungen stammen aus der thermischen FE-Simulation, siehe Abschnitt 5.2.2. Zudem werden die numerisch berechneten Dehnungen den experimentell ermittelten Dehnungen, vgl. Abschnitt 4.3.2, gegenübergestellt.

5.2.3.1 Vergleichsspannung nach von Mises

Abb. 5-10 zeigt exemplarisch die numerisch berechnete Vergleichsspannung nach *von Mises* am 3D-Modell der Kalottenprobe zum Zeitpunkt maximaler (links) bzw. minimaler (rechts) Temperatur für Thermozyklen zwischen $\sim 150\text{ }^\circ\text{C}$ und $\sim 300\text{ }^\circ\text{C}$.

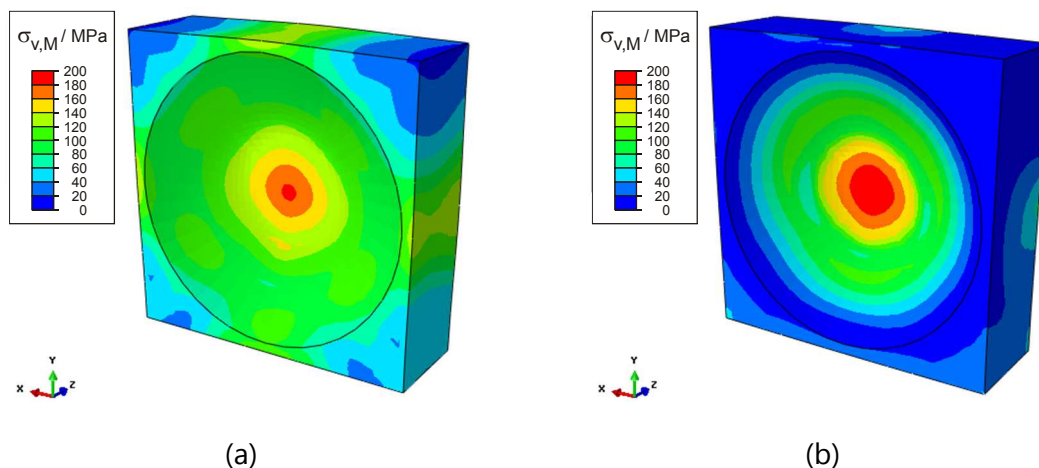


Abb. 5-10: Numerisch berechnete Vergleichsspannung nach *von Mises* am 3D-Modell der Kalottenprobe ($\sim 150\text{ }^{\circ}\text{C} - \sim 300\text{ }^{\circ}\text{C}$): (a) Zeitpunkt der Maximaltemperatur; (b) Zeitpunkt der Minimaltemperatur.

Sowohl bei Maximaltemperatur als auch bei Minimaltemperatur ist die numerisch mit dem FE-Programm *ABAQUS* berechnete Vergleichsspannung nach *von Mises* im Zentrum der Kalottenprobe maximal und beträgt jeweils ca. 200 MPa . Damit liegen die Spannungen im Bereich der 0,2 %-Dehngrenze des Werkstoffs *X6CrNiNb18-10*, siehe [Tab. 3-2](#). Dadurch sind lokale Plastifizierungen im Zentrum der Kalottenprobe möglich.

5.2.3.2 Hauptspannungen

Zusätzlich zur Vergleichsspannung werden im Folgenden auch die Hauptspannungen betrachtet. Hierzu werden die numerisch berechneten Hauptspannungen am 3D-Modell der Kalottenprobe den zeitgleich vorliegenden Oberflächentemperaturen (numerisch berechnetes Temperaturprofil) gegenübergestellt. [Abb. 5-11](#) zeigt eindringlich, dass bei maximaler Temperatur (a) große Druckspannungen (b) im Zentrum der Kalottenprobe vorliegen.

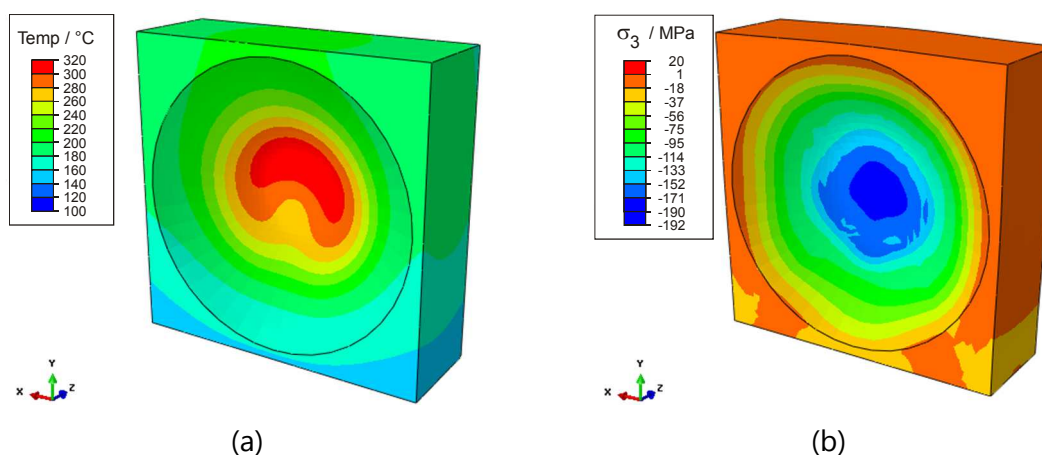


Abb. 5-11: (a) Numerisch berechnete Temperaturverteilung bei maximaler Temperatur $T_{max} \sim 300\text{ }^{\circ}\text{C}$; (b) minimale Hauptspannung σ_3 zum gleichen Zeitpunkt.

Im Gegensatz dazu verdeutlicht Abb. 5-12, dass zum Zeitpunkt minimaler Temperatur (a) starke Zugspannungen (b) im Zentrum der Kalottenprobe überwiegen.

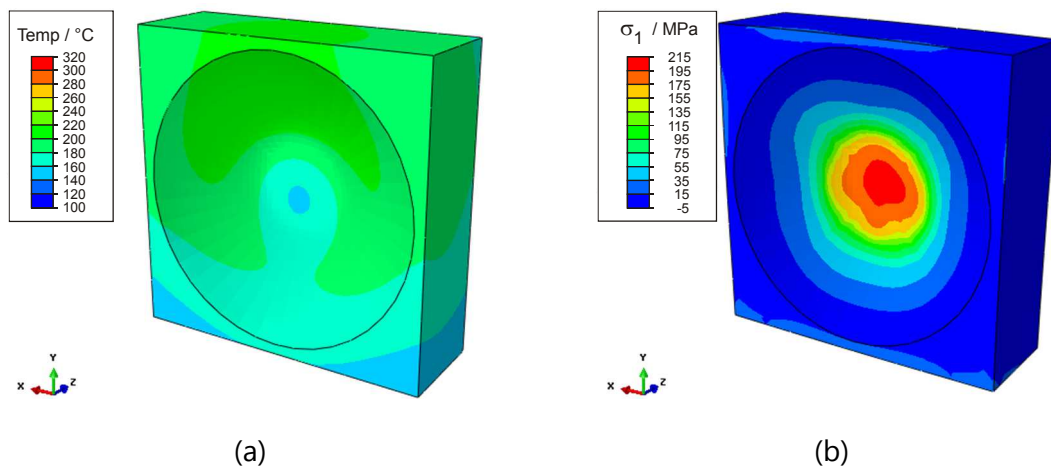


Abb. 5-12: (a) Numerisch berechnete Temperaturverteilung bei minimaler Temperatur $T_{min} \sim 150 \text{ }^\circ\text{C}$; (b) maximale Hauptspannung σ_1 zum gleichen Zeitpunkt.

5.2.3.3 Dehnungen

Die im Rahmen der strukturmechanischen FE-Simulation mit *ABAQUS* numerisch berechneten Dehnungen sind in Abb. 5-13 (a) den mit *ARAMIS* gemessenen Dehnungen (b) gegenübergestellt. Die thermischen Zyklen lagen hierbei zwischen $\sim 150 \text{ }^\circ\text{C}$ und $\sim 300 \text{ }^\circ\text{C}$. Bei beiden Ergebnissen wird der Zeitpunkt maximaler Temperatur während des thermischen Zyklrierens betrachtet.

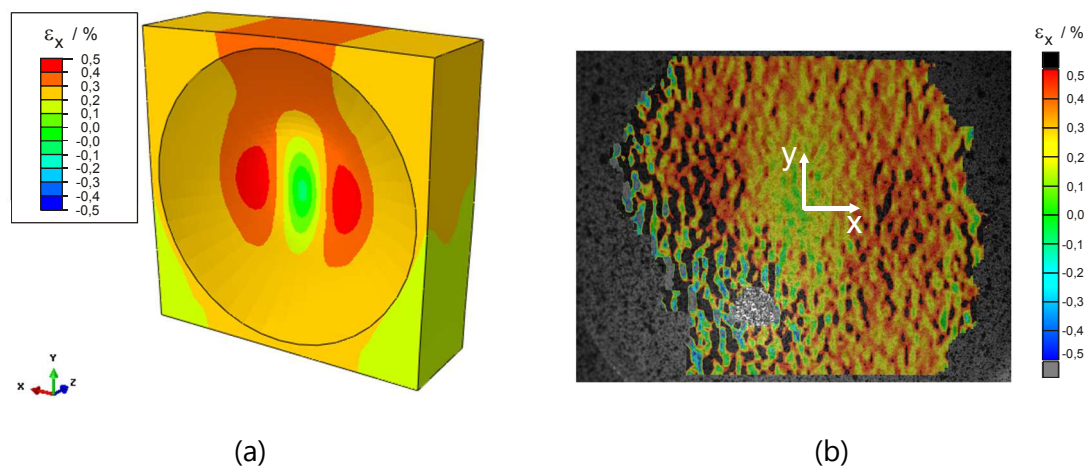


Abb. 5-13: Dehnungsverteilung bei Maximaltemperatur $T_{max} \sim 300 \text{ }^\circ\text{C}$: (a) FE-Ergebnis; (b) *ARAMIS*-Messung.

Sowohl bei der numerisch berechneten Dehnungsverteilung als auch bei der experimentell bestimmten Dehnungsverteilung befindet sich das Dehnungsminimum bei Maximaltemperatur $T_{\max} \sim 300 \text{ }^\circ\text{C}$ im Zentrum der Kalottenprobe. Auch der Bereich maximaler Dehnungen (rot bzw. schwarz) wird von der numerischen FE-Simulation realitätsgetreu wiedergegeben. Nicht nur qualitativ, sondern auch quantitativ liegt eine sehr gute Übereinstimmung vor, da neben den absoluten Dehnungswerten auch die räumliche Verteilung sehr gut übereinstimmen.

Zusätzlich zur räumlichen Verteilung der Dehnungen ist auch deren zeitlicher Verlauf für die Bewertung der thermischen Wechselbelastung relevant. In [Abb. 5-14](#) ist hierfür der Temperatur-Zeit-Verlauf (rot) den Dehnungs-Zeit-Verläufen im Zentrum der Kalottenprobe gegenübergestellt. Die thermischen Zyklen lagen hierbei zwischen $\sim 150 \text{ }^\circ\text{C}$ und $\sim 300 \text{ }^\circ\text{C}$.

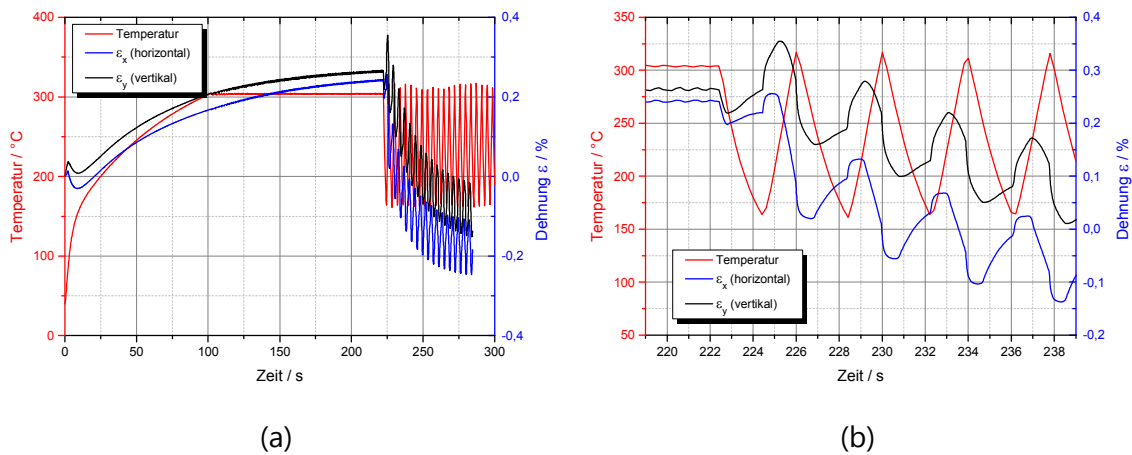


Abb. 5-14: Dehnungen und Temperatur im Zentrum der Kalottenprobe: (a) Ergebnisse der FE-Simulation für Temperaturwechsel zwischen $\sim 150 \text{ }^\circ\text{C}$ und $\sim 300 \text{ }^\circ\text{C}$ als Übersicht und während Thermozyklen (b).

In [Abb. 5-14](#) (a) ist der numerisch berechnete thermische Wechserversuch bis zu einer Versuchsdauer von ca. 300 s dargestellt. In der Aufheiz- und Haltephase bis ca. 250 s und einer Maximaltemperatur von $300 \text{ }^\circ\text{C}$ nehmen die berechneten Dehnungen in horizontaler (blau) und vertikaler (schwarz) Richtung zu. In [Abb. 5-14](#) (b) sind die während des thermischen Zyklierens numerisch berechneten Dehnungen und die Temperatur im Zentrum der Kalottenprobe dargestellt. Die Dehnungen schwingen hierbei mit einer geringen Phasenverschiebung zur Temperatur.

Zusätzlich werden im Folgenden die gemessenen und die numerisch berechneten Dehnungsverläufe im Zentrum der Kalottenprobe gegenübergestellt. Die Auswertung der FE-Simulation erfolgt hierbei an derselben Position, an der die Dehnung mit dem optischen Messsystem *ARAMIS* gemessen wurde. Eine gute Abbildung des realen Verformungsverhaltens durch die numerische Berechnung ist erforderlich, da die Ergebnisse der strukturmechanischen Berechnung (Dehnung, Spannung) für die im Anschluss folgende Lebensdauerbewertung verwendet werden, siehe Abschnitt 5.3.

Zu beachten ist hierbei, dass die Auswertung der mit dem optischen Messsystem *ARAMIS* gemessenen Dehnungen an vier nebeneinanderliegenden Messpunkten im Zentrum der Kalottenprobe erfolgt. Daraus ergibt sich ein Streuband, in dem sich die numerisch berechnete Dehnung befinden sollte. In [Abb. 5-15](#) ist das Ergebnis der numerischen Berechnung des Dehnungsverlaufs ε_y im Zentrum der Kalottenprobe gemeinsam mit dem experimentellen Messergebnis dargestellt.

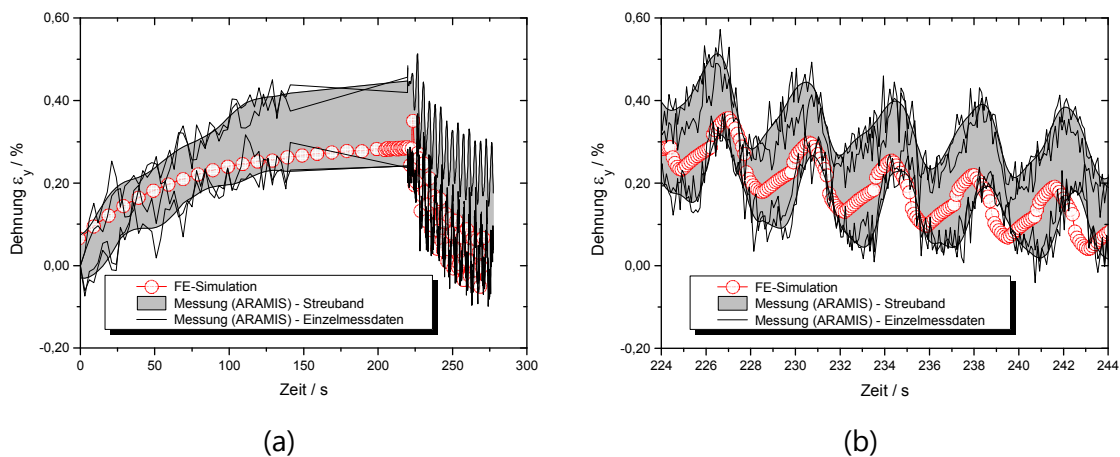


Abb. 5-15: Vergleich des gemessenen und des numerisch berechneten Dehnungsverlaufs ε_y im Zentrum der Kalottenprobe: (a) Übersicht; (b) Detail während der Temperaturwechsel.

Es zeigt sich eine gute Übereinstimmung zwischen dem numerischen und dem experimentellen Ergebnis. Insbesondere die Dehnungsverläufe beim Aufheizen und während der Haltephase bis ca. 225 s Versuchsdauer stimmen gut überein, wobei sie tendenziell am unteren Streuband der Messwerte liegen, siehe [Abb. 5-15](#) (a). Beim anschließenden thermischen Zyklieren liegen die numerisch berechneten Dehnungen innerhalb des experimentellen Streubands und auch die Frequenzen der Schwingungen decken sich. Zudem entspricht die Dehnungsschwingbreite der Einzelmessungen annähernd der numerisch berechneten Dehnungsschwingbreite, siehe [Abb. 5-15](#) (b). Die beschriebenen Ergebnisse der strukturmechanischen FE-Simulation bilden somit die Grundlage für die im Folgenden erläuterte Lebensdauerbewertung.

5.3 Lebensdauerbewertung

Die Abschätzung und Bewertung der Lebensdauer erfolgt für einen repräsentativen thermischen Zyklus im eingeschwungenen Bereich (> 25 Thermozyklen). Hierbei wird zunächst mithilfe der regelwerksbasierten Vorgehensweise nach *ASME* (vgl. Abschnitt 2.8.1.2) und *FKM* (vgl. Abschnitt 2.8.1.1) diejenige Stelle der Kalottenprobe identifiziert, die als kritisch hinsichtlich Schädigung zu sehen ist.

Dort wird anschließend die Lebensdauer mit verschiedenen fortschrittlichen Schädigungsparametern (vgl. Abschnitt 2.8.2) und regelwerksbasierten Vorgehensweisen bestimmt. Hierfür ist es erforderlich, im Vorfeld entsprechende Lebensdauer- bzw. Schädigungsparameter an einachsigen Schwingversuchen bzw. einachsigen numerischen Modellen zu ermitteln. Abschließend erfolgt die vergleichende Darstellung der Ergebnisse.

5.3.1 Regelwerksbasierte Vorgehensweise

Zur Identifikation der kritischen Stelle wird zunächst die Vergleichsdehnungsschwingbreite nach *ASME-BPVC* (NH-T-1413) [32] bestimmt. Grundlage hierfür sind strukturmechanische FE-Simulationen mit einem elastisch-plastischen Materialmodell nach *Chaboche*.

Außerdem wird der Auslastungsgrad nach *FKM*-Richtlinie bestimmt. Als Kriterium dienen hierbei numerisch berechnete Spannungen aus der FE-Simulation mit elastischem Materialmodell. Anzumerken ist hierbei, dass kein statischer Festigkeitsnachweis durchgeführt wurde. Der Fokus lag ausschließlich auf der Bewertung der Wechselbelastung. Für Details zur Vorgehensweise sei auf die Abschnitte 2.8.1.1 und 2.8.1.2 verwiesen.

Die Verteilung der numerisch berechneten Vergleichsdehnungsschwingbreite nach *ASME-BPVC* und des Auslastungsgrads nach *FKM*-Richtlinie zeigt [Abb. 5-16](#) (a) bzw. (b). Grundlage war ein repräsentativer Thermozyklus zwischen $\sim 150\text{ }^{\circ}\text{C}$ und $\sim 300\text{ }^{\circ}\text{C}$. Die höchsten Werte (rot) treten jeweils im Zentrum der Kalottenprobe auf. Als kritische Stelle wird somit das Zentrum der Kalottenprobe identifiziert.

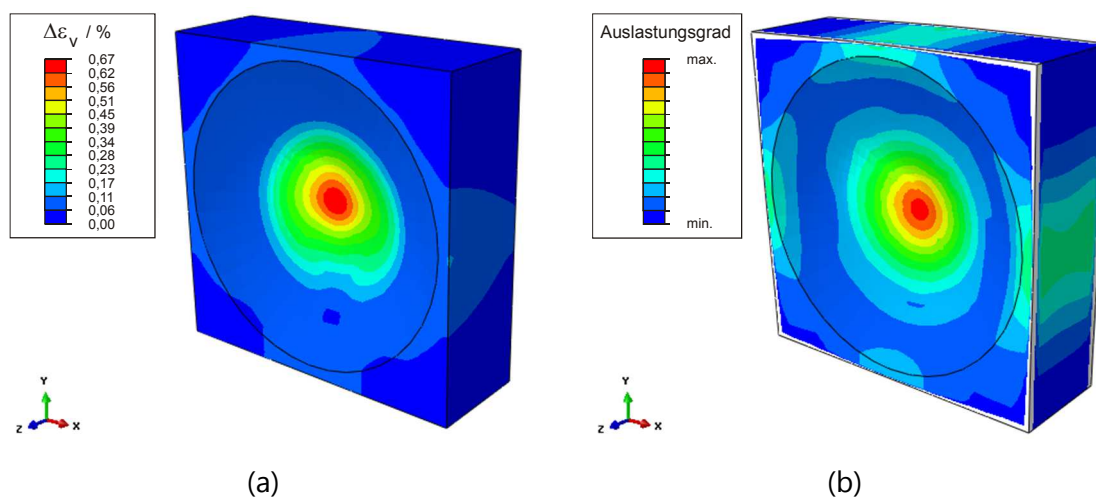


Abb. 5-16: Identifikation der kritischen Stelle (FE-Simulation): (a) Vergleichsdehnungsschwingbreite nach *ASME-BPVC*; (b) Auslastungsgrad nach *FKM*-Richtlinie.

5.3.1.1 Auswertung nach ASME-BPVC

Die maximale Vergleichsdehnungsschwingbreite nach *ASME-BPVC* beträgt 0,67 % im Zentrum der Kalottenprobe, siehe [Abb. 5-16](#) (a). Dies entspricht einer Vergleichsdehnungsamplitude von 0,335 %. Vergleicht man diese Dehnungsamplitude mit isothermen, rein mechanischen Schwingversuchsdaten, so ergeben sich Anrisslastwechsel von ca. 20000 bis 25000, siehe [Abb. 3-12](#). Die experimentell untersuchten Kalottenproben zeigten eine Lebensdauer von ca. 10000 bis 20000 thermischen Lastwechseln, bis ein Durchriss im Zentrum auftrat, siehe Abschnitt 4.3.3.

Die nach *ASME-BPVC* berechnete Lebensdauer der untersuchten Kalottenproben unter thermischer Ermüdung ist somit geringer als die Lebensdauer bei isothermer mechanischer Belastung. Dieser Zusammenhang wird in [Abb. 5-17](#) nochmals grafisch verdeutlicht. Ergänzend ist die von *Chopra & Shack* [33] im Abschlussbericht *NUREG/CR-6909* veröffentlichte Mittelwertkurve (Anrisslastwechsel) für austenitische, rostfreie Stähle bei Temperaturen bis 400°C und in Luftumgebung abgebildet.

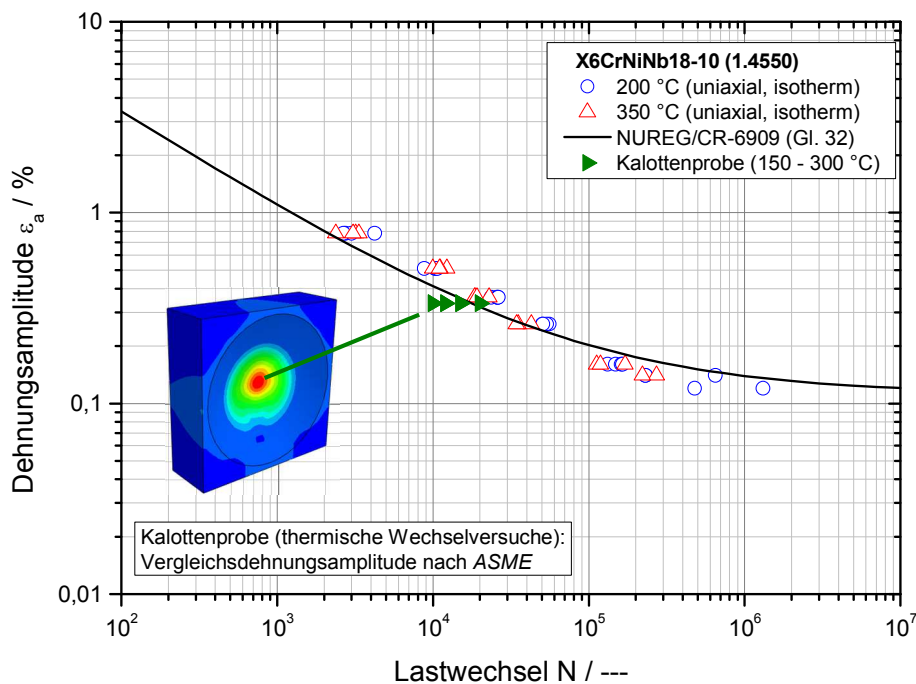


Abb. 5-17: Vergleich von isothermen Schwingversuchen und thermischen Wechselversuchen (Kalottenprobe): Auswertung nach *ASME-BPVC*.

5.3.1.2 Auswertung nach FKM-Richtlinie

Der maximale Auslastungsgrad nach *FKM-Richtlinie* tritt im Zentrum der Kalottenprobe auf, siehe [Abb. 5-16](#) (b). Mit der *FKM-Richtlinie* ist jedoch keine quantitative Lebensdauerauswertung möglich, da für die Kalottenprobe keine zu gewährleistende Lebensdauer angegeben werden kann. Dennoch deuten größere Auslastungsgrade tendenziell

auf eine höhere Schädigung hin. Die Auslastungsgrade dienen im Rahmen dieser Arbeit somit lediglich zur Identifikation der kritischen Stelle.

5.3.2 Fortschrittliche Schädigungsparameter

Nachdem das Zentrum der Kalottenprobe als kritische Stelle hinsichtlich der Ermüdungsschädigung identifiziert wurde, wird dort die Lebensdauer mit verschiedenen fortschrittlichen Schädigungsparametern bestimmt. Anwendung findet hierbei das an der *Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart* entwickelte AIM-Life – Konzept. Dieses Konzept ermöglicht eine integrierte Ermüdungsbewertung komplex beanspruchter Bauteile mit verschiedensten Festigkeitshypothesen. Für weitere Informationen wird auf Arbeiten von Gupta [102], [56], Fesich [30], [41] sowie Fesich, Herter & Roos [103] und auch Fesich, Herter & Schuler [104] verwiesen.

5.3.2.1 Schädigungsparameter-Referenzkurven (Mittelwertkurven)

Die Basis der im Folgenden erläuterten Lebensdauerbewertung sind die in Abschnitt 3.4 beschriebenen Schwingversuche. Anhand dieser einachsigen, isothermen Schwingversuche werden Schädigungsparameter ermittelt, aus denen eine Schädigungsparameter-Referenzkurve bzw. eine Schädigungsparameter-Wöhlerlinie erstellt wird (Mittelwertkurven). Hierzu wurde folgende Formulierung analog zu Gleichung 2-17 verwendet:

$$\ln(N) = A - B \cdot \ln(SP - C). \quad (5-2)$$

Diese Formulierung stellt den mathematischen Zusammenhang zwischen den Lastwechseln N und einem Schädigungsparameter (SP) mithilfe der Koeffizienten A , B und C dar. Die Koeffizienten A , B und C der verwendeten Schädigungsparameter sind in Tab. 5-1 zusammengestellt. Die Schädigungsparameter beruhen auf energiedichtebasierten, spannungsbasierten und dehnungsbasierten Ansätzen, siehe Abschnitt 2.8.2.

Tab. 5-1: Mittelwertkurven aus einachsigen, isothermen Schwingversuchen.

Ansatz	Einheit	A	B	C
Smith, Watson und Topper (<i>SWT</i>)	MJ/m ³	9,3129	1,6842	0,0617
Gupta und Fesich (<i>GF</i>)	MJ/m ³	9,3706	1,6819	0,0619
Fatemi und Socie (<i>FS</i>)	---	1,8141	1,9082	0,0005
Schubspannungsintensitätshyp. (<i>SIH</i>)	MPa	20,6295	2,5753	117,7916

Die Schädigungsparameter-Referenzkurve für den von Fesich [30] erweiterten, energie-basierten Ansatz entspricht der Schädigungsparameter-Referenzkurve von Gupta & Fesich, da bei den zugrunde liegenden einachsigen Schwingversuchen keine Gradienteneffekte auftreten.

5.3.2.2 Bewertung der Schädigungsparameter

Zur Bewertung der Lebensdauer muss der zeitliche Verlauf der realen, lokalen Beanspruchungen im Zentrum der Kalottenprobe ermittelt werden. Die strukturmechanische FE-Simulation mit *ABAQUS* liefert hierzu die benötigten Spannungs- und Dehnungssensoren. Damit neben dem elastisch-plastischen Werkstoffverhalten auch Effekte durch die thermisch wechselnde Belastung berücksichtigt werden, wird ein repräsentativer thermischer Zyklus im eingeschwungenen Zustand (> 25 Thermozyklen) gewählt. Für diesen werden anschließend Schädigungsparameter (*SWT*, *Gupta-Fesich*, *Fatemi-Socie*, *SIH*) ermittelt. Da die experimentell ermittelte Lebensdauer der Kalottenproben bekannt ist, kann die berechnete Lebensdauer mithilfe der Mittelwertkurven bewertet werden.

Die Auswertung der energiedichtebasierten Ansätze nach *Smith, Watson* und *Topper* (*SWT*) und nach *Gupta & Fesich* (*GF*), vgl. Abschnitt 2.8.2.1, ist in [Abb. 5-18](#) und in [Abb. 5-19](#) dargestellt. Bei beiden Diagrammen erkennt man, dass die thermischen Wechselversuche der Kalottenproben nichtkonservativ bewertet werden. Obwohl laut Schädigungsparameter eine Lebensdauer von ca. 35000 (*SWT*) bzw. ca. 30000 (*GF*) Lastwechseln erreicht werden müsste, trat Versagen, d. h. ein Durchriss im Zentrum, bei den experimentell untersuchten Kalottenproben bereits im Bereich von ca. 10000 bis 20000 Lastwechseln auf. Die Lebensdauer der thermisch belasteten Kalottenproben wird somit überschätzt. Der von *Fesich* erweiterte Schädigungsparameter mit Berücksichtigung des Gradienteneffekts würde ebenfalls zu einer nichtkonservativen Bewertung der thermischen Wechselversuche führen, da der Schädigungsparameter durch die beiden Faktoren (Dehnungs- und Schiebungsgradient) kleiner wird, vgl. Gl. 2-22.

Die Auswertung des spannungsbasierten, integralen Ansatzes der Schubspannungsinintensitätshypothese (*SIH*), vgl. Abschnitt 2.8.2.2, zeigt [Abb. 5-20](#). Im Unterschied zu den energiedichtebasierten Ansätzen nach *Smith, Watson* und *Topper* (*SWT*) bzw. nach *Gupta* und *Fesich* (*GF*) werden die thermischen Wechselversuche der Kalottenproben zu konservativ bewertet. Statt einer vorhergesagten Lebensdauer von ca. 3500 Lastwechseln versagten die Kalottenproben im realen Versuch im Bereich von ca. 10000 bis 20000 Lastwechseln durch einen Durchriss im Zentrum. Die Lebensdauer der thermisch belasteten Kalottenproben wird insgesamt deutlich unterschätzt.

Abschließend zeigt [Abb. 5-21](#) die Auswertung des dehnungsbasierten Ansatzes nach *Fatemi* und *Socie* (*FS*), vgl. Abschnitt 2.8.2.3. Auffällig ist hierbei die im Vergleich zu den anderen Ansätzen überdurchschnittlich gute Übereinstimmung von vorhergesagter und realer Lebensdauer der Kalottenproben unter thermischer Wechselbelastung. Die berechnete Lebensdauer von ca. 20000 Lastwechseln wird durch reales Versagen (Durchriss im Zentrum) im Bereich von ca. 10000 bis 20000 Lastwechseln bestätigt. Die Lebensdauer der thermisch belasteten Kalottenproben wird somit gut beschrieben.

Hinsichtlich der Vorhersagegenauigkeit zeigt sich somit kein einheitliches Bild, denn die berechnete Lebensdauer wird im Vergleich zur experimentell ermittelten Lebensdauer der Kalottenprobe unter thermischer Wechselbelastung teilweise unterschätzt, teilweise

aber auch überschätzt. Dies führt neben einer konservativen Bewertung (*SIH*) auch zu einer nichtkonservativen Bewertung (*SWT*, *GF*) der Lebensdauer.

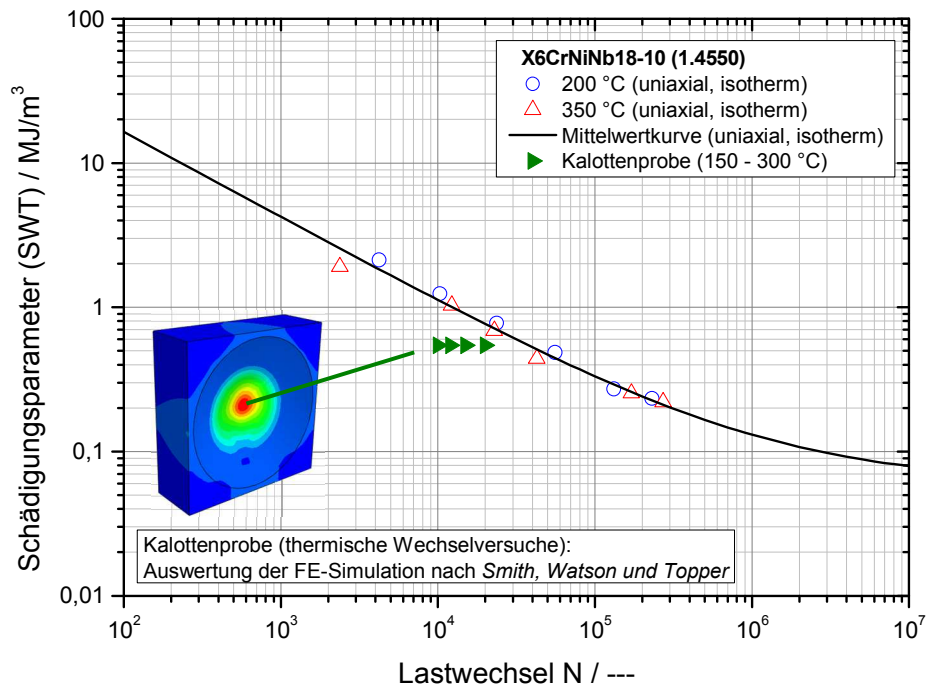


Abb. 5-18: Vergleich von isothermen Schwingversuchen und thermischen Wechselversuchen (Kalottenprobe): Auswertung nach *Smith, Watson und Topper*.

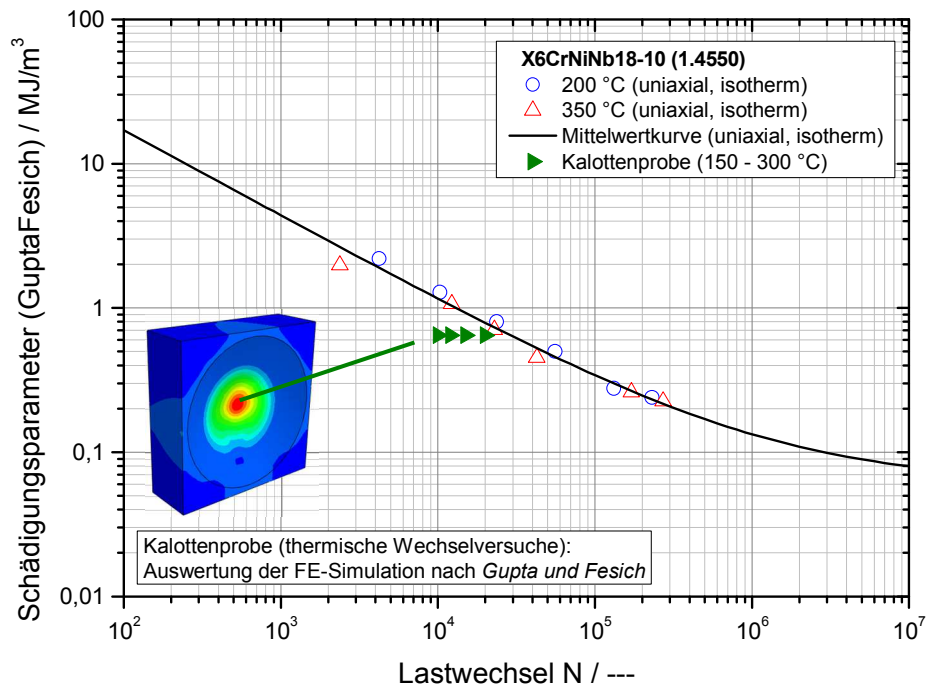


Abb. 5-19: Vergleich von isothermen Schwingversuchen und thermischen Wechselversuchen (Kalottenprobe): Auswertung nach *Gupta und Fesich*.

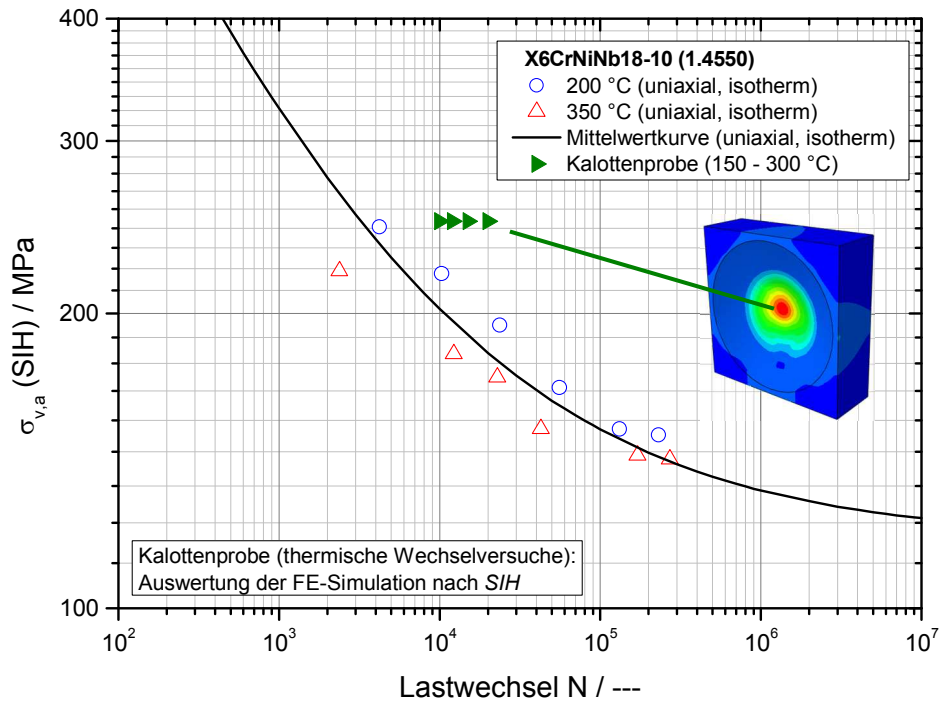


Abb. 5-20: Vergleich von isothermen Schwingversuchen und thermischen Wechselversuchen (Kalottenprobe): Auswertung nach *SIH*.

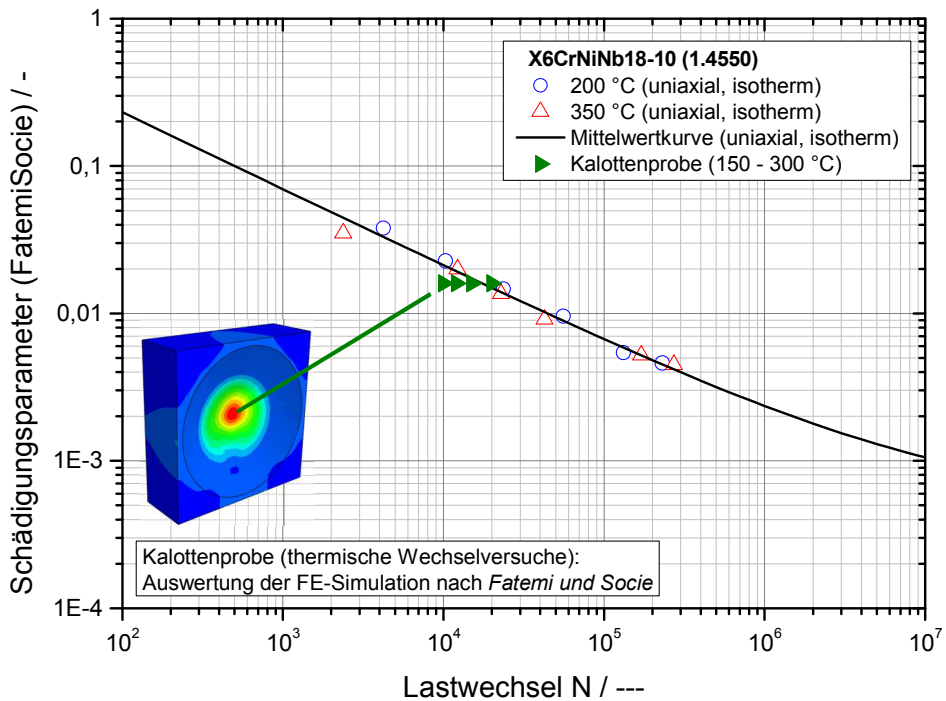


Abb. 5-21: Vergleich von isothermen Schwingversuchen und thermischen Wechselversuchen (Kalottenprobe): Auswertung nach *Fatemi und Socie*.

6 Zusammenfassung und Ausblick

In der vorliegenden Arbeit wurden die Mechanismen der Rissentstehung unter thermischer Wechselbelastung bis $\sim 300^\circ\text{C}$ am austenitischen Werkstoff *X6CrNiNb18-10* (1.4550) untersucht. Hierfür wurden intensive experimentelle und numerische Forschungs- und Entwicklungsarbeiten an der Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart durchgeführt.

Prüfstand und Kalottenprobe

Die Entwicklung einer optimalen Probengeometrie (*Kalottenprobe*) und eines dazugehörigen Prüfstands war die Grundlage umfassender experimenteller Untersuchungen. Der neu entwickelte Prüfstand bestand im Wesentlichen aus einer induktiven Erwärmungseinheit, einer zyklischen Druckluftkühlung und einer individuellen Mess- und Steuerungseinheit. Insbesondere konnten hierdurch definierte und reproduzierbare Beanspruchungszustände realisiert werden. Zusätzlich ermöglichte der neue Prüfstand eine gezielte Modifikation der Temperaturamplitude und der Temperaturwechselfrequenz.

Thermische Wechselversuche

Mit den neu entwickelten Kalottenproben wurden thermische Wechselversuche im Temperaturbereich von $\sim 150^\circ\text{C}$ bis $\sim 300^\circ\text{C}$ durchgeführt. Die Temperaturdifferenz im Zentrum der Kalottenproben lag während des thermischen Zyklierens bei $\sim 70\text{ K}$ bis $\sim 150\text{ K}$. Die thermischen Wechselversuche wurden mit Aufheizraten von $\sim 60\text{ K/s}$ bis $\sim 90\text{ K/s}$ und mit Kühlraten von $\sim 75\text{ K/s}$ durchgeführt.

Die kontinuierliche Temperaturmessung erfolgte mithilfe von zwei Pyrometern im Zentrum der Kalottenprobe (Online-Messung). Ergänzend hierzu wurde die räumliche und zeitliche Temperaturverteilung auf der Oberfläche der Kalottenproben zu bestimmten Zeitpunkten mit einer Thermokamera dokumentiert und analysiert.

Zusätzlich zur Temperaturmessung wurden auch die Verformungen und Dehnungen der Kalottenprobe während der thermischen Wechselversuche mit dem Messsystem *ARAMIS* zu bestimmten Zeitpunkten gemessen.

Mikrostrukturuntersuchungen

Die Größe der neu entwickelten Kalottenprobe ermöglichte die zerstörungsfreie Analyse der Oberfläche während gezielter Versuchsunterbrechungen im Rasterelektronenmikroskop (*REM*), unter dem Lichtmikroskop (*LiMi*), mit der *FIB*-Technik sowie die Bestimmung vorhandener Eigenspannungen (*XRD*).

Hierbei wurden insbesondere die beobachteten Gefügeveränderungen an der Oberfläche analysiert. Ausgehend von Intrusionen und Extrusionen konnte die Entstehung von

Mikrorissen (Mikrorissinitiierung) nachgewiesen werden. Im weiteren Verlauf der thermischen Belastung wuchsen diese Mikrorisse sowohl in die Tiefe als auch entlang der Oberfläche, bis ein dominanter Makroriss letztlich zum Versagen der Kalottenprobe, d. h. zum Durchriss im Kalottenzentrum, führte.

Zusätzlich wurde der Verlauf der Eigenspannungen in Abhängigkeit der Thermozyklen an der Oberfläche im Zentrum der Kalottenproben ermittelt. Mit fortschreitender Anzahl an Mikrorissen wurde eine deutliche Abnahme der Eigenspannungen beobachtet. Bei Versagen der Kalottenprobe bzw. bei Vorhandensein eines ausgeprägten Makrorisses waren fast keine Eigenspannungen mehr vorhanden.

Numerische Untersuchungen

Die experimentellen thermischen Wechselfersuche wurden mithilfe von 3D-Finite-Elemente-Simulationen numerisch berechnet und analysiert. Im Rahmen von aufwändigen und umfangreichen Untersuchungen mit dem FE-Programm *ABAQUS* und unter Zuhilfenahme von benutzerdefinierten Unterprogrammen konnte das reale Verhalten der Kalottenprobe numerisch abgebildet werden. Für die numerische Beschreibung des Werkstoffverhaltens wurde ein anisothermes, plastisches Materialmodell auf Basis eines *Chaboche*-Modells mit kinematischer und isotroper Verfestigung verwendet.

Mithilfe der entwickelten benutzerdefinierten Unterprogramme ist es möglich, die numerischen Finite-Elemente-Simulationen jederzeit an neue Versuchsparameter anzupassen. Die selbstoptimierenden, benutzerdefinierten Unterprogramme erleichtern hierbei nicht nur die Anpassung der benötigten Kenngrößen, sondern reduzieren auch den Zeitaufwand für die Modellerstellung erheblich.

Lebensdauerbewertung

Die Abschätzung und Bewertung der Lebensdauer erfolgte für einen repräsentativen thermischen Zyklus im eingeschwungenen Zustand. Hierbei wurde zunächst mithilfe der regelwerksbasierten Vorgehensweise nach *ASME-BPVC* und *FKM*-Richtlinie diejenige Stelle der Kalottenprobe identifiziert, die als kritisch hinsichtlich Schädigung zu sehen ist.

Die Lebensdauer wurde dort anschließend mit verschiedenen fortschrittlichen Schädigungsparametern (*SWT*, *Gupta-Fesich*, *Fatemi-Socie*, *SIH*) bestimmt. Hierfür war es erforderlich, im Vorfeld entsprechende Lebensdauer- bzw. Schädigungsparameter an einachsigen Schwingversuchen bzw. einachsigen numerischen Modellen zu ermitteln. Neben energiedichtebasierten Ansätzen kamen auch spannungs- und dehnungsbasierte Ansätze zum Einsatz.

Hinsichtlich der Vorhersagegenauigkeit zeigte sich kein einheitliches Bild, denn die berechnete Lebensdauer wurde im Vergleich zur experimentell ermittelten Lebensdauer der Kalottenprobe unter thermischer Wechselbelastung teilweise unterschätzt, teilweise

aber auch überschätzt. Dies führte neben einer konservativen Bewertung durch die Schubspannungsintensitätshypothese (*SIH*) auch zu einer nichtkonservativen Bewertung der Lebensdauer durch die energiedichtebasierten Ansätze nach *Smith, Watson* und *Topper (SWT)* sowie *Gupta-Fesich (GF)*. Der dehnungsbasierte Ansatz nach *Fatemi* und *Socie (FS)* zeigte insgesamt die beste Übereinstimmung von vorhergesagter und realer Lebensdauer.

Ausblick

Mit dem entwickelten Prüfstand können somit thermische Wechselversuche mit nahezu beliebigen Versuchsparametern durchgeführt werden. Um mögliche Streuungen bei der Ermittlung der Lebensdauer zu minimieren und um den Rissfortschritt noch detaillierter zu dokumentieren, könnten zusätzliche thermische Wechselversuche durchgeführt werden. Zudem wäre es denkbar, die Versuchsparameter im Rahmen einer Parameterstudie dahingehend zu variieren, dass verschiedenste Kombinationen aus Maximal- und Minimaltemperatur, Temperaturbereich und Temperaturwechselfrequenz (Aufheiz- und Kühlrate) geprüft werden. Hierbei wäre es auch interessant zu erforschen, inwiefern sich eine zusätzliche Haltephase bei Maximal- und / oder Minimaltemperatur auf die Mechanismen der Rissentstehung bzw. des Risswachstums und auf die Lebensdauer auswirkt.

Durch eine größere Anzahl an thermischen Wechselversuchen könnten auch die verwendeten Schädigungsparameter genauer bestimmt und sicherer validiert werden. Allerdings müsste die unter Umständen enorme Versuchsdauer der thermischen Wechselversuche bedacht und in der Versuchsplanung berücksichtigt werden.

Für Rissfortschrittsuntersuchungen wäre es sicherlich hilfreich, auch die Anzahl und die Länge der entstehenden Mikrorisse zu kennen. Zudem wäre es wünschenswert, dass auch andere Werkstoffe mit dem neu entwickelten Prüfstand bei thermischer Wechselbelastung untersucht würden. Hierbei wäre es interessant zu ermitteln, inwiefern die beim Werkstoff *X6CrNiNb18-10 (1.4550)* gewonnenen Erkenntnisse auch bei anderen Werkstoffen zutreffen oder ob gänzlich andere Mechanismen zum Tragen kommen.

7 Literatur

- [1] ROOS, E.; HERTER, K.-H.; OTREMBIA, F. & METZNER, K.-J. (2001): *Effects of Thermal Loads to Stress Analytics and Fatigue Behaviour*. Proceedings of the 16th Intern. Conf. on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT-16), paper No. 1726, Div. B, 12.-17. August 2001, Washington DC, USA.
- [2] ROOS, E. & DIEM H. (2007): *Anriss- und Rissfortschrittsverhalten bei wechselnder thermischer Beanspruchung*. 39. Tagung des DVM-Arbeitskreises *Bruchvorgänge*, 13. und 14. Februar 2007, DVM-Bericht 239 Bruchmechanik und Bauteilsicherheit, Themenschwerpunkt: Ermüdungsbruch, S. 221-235.
- [3] BEIER, H. T. (2010): *Seminarblock „Thermomechanische Ermüdung“ – Betriebsfestigkeit auf der Grundlage örtlicher Beanspruchungen*. Universitäre Weiterbildung, Fachgebiet Werkstoffmechanik, Darmstadt.
- [4] SURESH, S. (1998): *Fatigue of materials*. Cambridge University Press, 2nd Edition.
- [5] THOMPSON, N.; WADSWORTH, N. J. & LOUAT, N. (1956): *The origin of fatigue fracture in copper*. Philosophical Magazine 1, pp. 113-126.
- [6] KRÄTSCHMER, D. M. (2011): *Bewertung mikrostruktureller Werkstoffschädigung bei Schwingbeanspruchung mit stochastischen Methoden*. Dissertation, Universität Stuttgart.
- [7] UTZ, S.; SOPPA, E. A. & SCHULER, X. (2013): *Thermische Ermüdung in Kraftwerkskomponenten – Charakterisierung und Weiterentwicklung von Lebensdauermodellen: Teilprojekt „Lebensdauerbewertung mit mikromechanischen Werkstoffmodellen“*. BMBF-Forschungsvorhaben 02NUK009E, Abschlussbericht, Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart.
- [8] COTTRELL A. H. & HULL, D. (1957): *Extrusions and intrusions by cyclic slip in copper*. Proceedings Royal Soc., A 242, S. 211-213.
- [9] WOOD (1956): *Fatigue in Aircraft Structures*. Proceedings of the International Conference, Columbia University, New York 1056: Academic Press.
- [10] MAY, A. N. (1960): *Model of metal fatigue*. Nature, Vol. 185. S. 303.
- [11] HEUBNER, U. (2014): *Merkblatt 821: Edelstahl Rostfrei – Eigenschaften*. In Informationsstelle Edelstahl Rostfrei (Hrsg.), 4. Aufl., Düsseldorf.
- [12] DIN EN 10272 (2007): *Stäbe aus nichtrostendem Stahl für Druckbehälter*. Deutsche Fassung EN 10272: 2007. DIN Deutsches Institut für Normung e. V. Berlin.
- [13] DIN EN 10222-5 (1999): *Schmiedestücke aus Stahl für Druckbehälter – Teil 5: Martensitische, austenitische und austenitisch-ferritische nichtrostende Stähle*. Deutsche Fassung EN 10222-5: 1999. DIN Deutsches Institut für Normung e. V. Berlin.

- [14] KTA 3201.1 (1998): *Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren*. Teil 1: Werkstoffe und Erzeugnisformen, Sicherheitstechnische Regel des KTA (Kerntechnischer Ausschuss), Fassung 6/98.
- [15] SCHOB, V. (2001): *Martensitische Umwandlung und Ermüdung austenitischer Edelstähle, Gefügeveränderungen und Möglichkeiten der Früherkennung von Ermüdungsschädigungen*. Dissertation, Technische Universität Bergakademie Freiberg.
- [16] NEBEL, T. (2002): *Verformungsverhalten und Mikrostruktur zyklisch beanspruchter metastabiler Stähle*. Dissertation, Technische Universität Kaiserslautern.
- [17] SMAGA, M. (2005): *Experimentelle Untersuchung der Mikrostruktur sowie des Verformungs- und Umwandlungsverhaltens zyklisch beanspruchter metastabiler austenitischer Stähle*. Dissertation, Technische Universität Kaiserslautern.
- [18] SOPPA, E. A. & KOHLER, C. (2011): *Mikromechanische und atomistische Modellierung der Anrissbildung bei ermüdungsbeanspruchten Stählen*. BMWi-Forschungsvorhaben 150 1353, Abschlussbericht, Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart.
- [19] DIN EN 10088-1 (2005): *Nichtrostender Stahl – Teil 1: Verzeichnis der nichtrostenden Stähle*. Deutsche Fassung EN 10088-1: 2005. DIN Deutsches Institut für Normung e. V. Berlin.
- [20] DIN EN ISO 3651-2 (1998): *Ermittlung der Beständigkeit nichtrostender Stähle gegen interkristalline Korrosion – Teil 2: Nichtrostende ferritische, austenitische und ferritisch-austenitische (Duplex-) Stähle – Korrosionsversuch in schwefelsäurehaltigen Medien*. Deutsche Fassung EN ISO 3651-2: 1998. DIN Deutsches Institut für Normung e. V. Berlin.
- [21] FISCHMEISTER, H. F. (1989): *Legierungs- und Werkstoffkunde der Eisenwerkstoffe – Teil 1: Metallkundliche Grundlagen*. Max-Planck-Institut (MPI) Stuttgart.
- [22] GUY, A. G. (1971): *Introduction to materials science*. McGraw-Hill Book Co., New York.
- [23] BAIN, E. C.; ABORN, R. H. & RUTHERFORD, J. J. B. (1933): *The nature of prevention of intergranular corrosion in austenitic stainless steels*. Trans. Am. Soc. Steel Treat., Vol. 21, S. 481-509.
- [24] BÄUMEL, A. et al. (1964): *Deutung der Ursachen der interkristallinen Korrosion von nichtrostenden Stählen in Zusammenhang mit der Chromverarmungstheorie*. Corrosion Science, Vol. 4, S. 89-103.
- [25] CIHAL, V. & KASOVA, I. (1970): *Relation between carbide precipitation and intercrystalline corrosion of stainless steels*. Corrosion Science, Vol. 10, S. 875-881.

- [26] SEDRIKS, A. J. (1996): *Corrosion of Stainless Steels*. 2. Aufl., New York, Wiley-Interscience.
- [27] FARAHAD, A. I. Z. & EL-BITAR, T. A. (2010): *Effect of Nb, Ti and cold deformation on microstructure and mechanical properties of austenitic stainless steels*. Mat. Sci. Eng. A 527, S. 3662-3669.
- [28] REICHERTER, B. (2011): *Untersuchung der werkstoffmechanischen Vorgänge zur verbesserten Lebensdauervorhersage im Low Cycle Fatigue Bereich*. Dissertation, Universität Stuttgart.
- [29] REICHERTER, B.; SCHULER, X. & HERTER, K.-H. (2009): *Nachweis der Ermüdungsfestigkeit bei kerntechnischen Komponenten aus ferritischen und austenitischen Werkstoffen*. BMWi-Forschungsvorhaben 150 1296, Abschlussbericht, Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart.
- [30] FESICH, T. M. (2012): *Festigkeitsnachweis und Lebensdauerberechnung bei komplex mehrachsiger Schwingbeanspruchung*. Dissertation, Universität Stuttgart.
- [31] BÜTTNER, M. (2011): *Versagensverhalten rissbehafteter Mischschweißnähte – theoretische und experimentelle Untersuchungen*. Dissertation, Universität Stuttgart.
- [32] ASME Boiler & Pressure Vessel Code, Section III (2011): *Rules for Construction of Nuclear Facility Components*. Division 1 – Subsection NH: *Class 1 Components in Elevated Temperature Service*. The American Society of Mechanical Engineers, New York, 2011a Addenda.
- [33] NUREG/CR-6909 (2007): CHOPRA, E. K. & SHACK, W. J.: *Effect of LWR Coolant Environments on the Fatigue Life of Reactor Materials*. Final Report, Argonne National Laboratory, Washington, DC.
- [34] 02NUK009A bis 02NUK009E (2009-2013): *BMBF-Ausschreibung Forschung Energie 2020+*, Verbundvorhaben *Grundlagen des System-, Ausström- und Werkstoffverhaltens von Rohrleitungen bei thermischer Wechselbeanspruchung*.
- [35] MAILE, K. (2014): *Elektronenmikroskopie als Hilfsmittel bei der Werkstoffentwicklung*. Workshop „Einsatz elektronenmikroskopischer Untersuchungsmethoden für optimierte Anwendung technischer Werkstoffe“, 19. Mai 2014, Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart.
- [36] WILLER, D. (2014): *Funktion des FIB und Verwendung zur Charakterisierung des Gefüge- und Schädigungszustandes*. Workshop „Einsatz elektronenmikroskopischer Untersuchungsmethoden für optimierte Anwendung technischer Werkstoffe“, 19. Mai 2014, Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart.
- [37] CARL ZEISS MICROSCOPY GMBH (2014), Jena.

- [38] BRAGG, W. H. & BRAGG, W. L. (1913): *The Reflection of X-rays by Crystals*. In: Proceedings of the Royal Society of London, Series A. 88, Nr. 605, S. 428–438.
- [39] NITSCHKE-PAGEL, T. (2009): *Application of diffraction methods for the residual stress determination in welded joints*. Pressure Vessels & Piping Division Conference, Beitrag PVP2009-77752, Juli 2009, Prag, Tschechische Republik.
- [40] CHABOCHE, J.-L. & LEMAITRE, J. (1990): *Mechanics of solid materials*. Cambridge University Press, Cambridge.
- [41] FESICH, T. M. (2013): *Festigkeitsnachweis und Lebensdauerberechnung bei komplex mehrachsiger Schwingbeanspruchung*. Fortschritt-Berichte VDI, Reihe 5, Nr. 748, VDI-Verlag, Düsseldorf.
- [42] KOHLER, CHRIS (2014): *Persönliche Mitteilungen*. Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart.
- [43] PYTHON (© 1990-2014): Python Software Foundation, Beaverton, OR, USA.
- [44] FKM-RICHTLINIE (2012): *Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile*. 6., überarbeitete Ausgabe, Hrsg.: Forschungskuratorium Maschinenbau (FKM), VDMA Verlag GmbH, Frankfurt.
- [45] ASME Boiler & Pressure Vessel Code, Section III (2011): *Rules for Construction of Nuclear Facility Components*. Division 1 – Subsection NB: *Class 1 Components*. The American Society of Mechanical Engineers, New York, 2011a Addenda.
- [46] KTA 3201.2 (2013): *Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren*. Teil 2: Auslegung, Konstruktion und Berechnung, Sicherheitstechnische Regel des KTA (Kerntechnischer Ausschuss), Fassung 11/2013.
- [47] KRÄTSCHMER, D. M. (2011): *Persönliche Mitteilungen*. Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart.
- [48] HAIBACH, E. (2006): *Betriebsfestigkeit – Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung*. 3., korrigierte und ergänzte Auflage, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg.
- [49] LANGER, B. F. (1962): *Design of Pressure Vessels for Low-Cycle Fatigue*. Journal of Basic Engineering, 84(3), S. 389-402.
- [50] ROOS, E.; MAILE, K.; HERTER, K.-H. & SCHULER, X. (2005): *Experimental Verification of Different Parameters Influencing the Fatigue S/N-Curve*. 18th SMiRT Conference, 7.-12. August 2005, Beijing, China, S. 1064-1073.
- [51] SMITH, K. N.; WATSON, P. & TOPPER, T. H. (1970): *A stress-strain function for the fatigue of metals*. J. of Materials 5, S. 767.
- [52] FATEMI, A. & SOCIE, D. F. (1988): *A critical plane approach to multiaxial fatigue damage including out-of-phase loading*. Fatigue and Fracture of Engineering Materials & Structures, Bd. 11, Nr. 3, S. 149-165.

- [53] LIU, K. C. (1993): *A method based on virtual strain-energy parameters for multiaxial fatigue life prediction*. In: Advances in multiaxial fatigue, ASTM STP 1191, Hrsg. McDowell, D. & Ellis, R., The American Society for Testing and Materials, Philadelphia, S. 67-84.
- [54] SOCIE, D. F. (1987): *Multiaxial Fatigue Damage Models*. Journal of Engineering Materials and Technology, Bd. 109, Nr. 4, S. 293-298.
- [55] SOCIE, D. F. & MARQUIS, G. (2000): *Multiaxial fatigue*. Society of Automotive Engineers, Warrendale, Pennsylvania, S. 484.
- [56] GUPTA, S. K.; FESICH, T. M.; SCHULER, X.; BHASIN, V.; VAZE, K.; ROOS, E. (2011): *A critical plane based model for fatigue assessment under fixed and rotating principle direction loading*. Transactions, SMIRT 21, New Delhi.
- [57] SIEBEL, E. & STIELER, M. (1955): *Ungleichförmige Spannungsverteilung bei schwingender Belastung*. Z. VDI, Bd. 97, Nr. 5, S. 121-139.
- [58] SINES, G. (1955): *Failure of materials under combined repeated stresses with superimposed static stresses*. National Advisory Committee for Aeronautics.
- [59] FINDLEY, W. (1959): *A theory for the effect of mean stress on fatigue of metals under combined torsion and axial load or bending*. Journal of engineering for industry, Bd. 81, S. 301-306.
- [60] MCDIARMID, D. L. (1991): *A general criterion for high cycle multiaxial fatigue failure*. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, Bd. 14, Nr. 4, S. 429-453.
- [61] DANG VAN, K. (1993): *Macro-Micro Approach in High Cycle Multiaxial Fatigue*. In: Advances in multiaxial fatigue, ASTM STP 1191, Hrsg. McDowell D. & Ellis, R., The American Society for Testing and Materials, Philadelphia, S. 120-130.
- [62] PAPADOPOULOS, I. V. (1997): *A comparative study of multiaxial high-cycle fatigue criteria for metals*. International Journal of Fatigue, Bd. 19, Nr. 3, S. 219-235.
- [63] PAPADOPOULOS, I. V. (2001): *Long life fatigue under multiaxial loading*. International Journal of Fatigue, Bd. 23, Nr. 10, S. 839-849.
- [64] LIU, K. C. & ZENNER, H. (1993): *Berechnung der Dauerschwingfestigkeit bei mehrachsiger Beanspruchung – Teil 1*. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Bd. 24, Nr. 7, S. 240-249.
- [65] LIU, K. C. & ZENNER, H. (1993): *Berechnung der Dauerschwingfestigkeit bei mehrachsiger Beanspruchung - Teil 2*, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Bd. 24, Nr. 8, S. 296-303.
- [66] LIU, K. C. & ZENNER, H. (1993): *Berechnung der Dauerschwingfestigkeit bei mehrachsiger Beanspruchung - Teil 3*, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Bd. 24, Nr. 9, S. 339-347.

- [67] SIMBÜRGER, A. (1975): *Festigkeitsverhalten zäher Werkstoffe bei einer mehrachsigen phasenverschobenen Schwingbeanspruchung mit körperfesten und veränderlichen Hauptspannungsrichtungen*. Dissertation, Technische Hochschule Darmstadt.
- [68] KANDIL, F. A.; BROWN, M. W. & MILLER, K. J. (1982): *Biaxial Low-Cycle Fatigue Fracture of 316 Stainless Steel at Elevated Temperatures*. In: Mechanical behaviour and nuclear applications of stainless steel at elevated temperatures, Metals Society, London, S. 203-210.
- [69] SCHOLZ, A.; FISCHALECK, M. et al. (2013): *Numerische Simulation und experimentelle Charakterisierung des Ermüdungsrisswachstums unter thermozyklischer Beanspruchung*. BMBF-Forschungsvorhaben 02NUK009D, Abschlussbericht, Fachgebiet und Institut für Werkstoffkunde (IfW), Technische Universität Darmstadt.
- [70] BGH EDELSTAHL FREITAL GMBH (2010): *Abnahmeprüfzeugnis Nr. 294612 (Rev. 2) für die Schmelze 773668*, 23.03.2010.
- [71] DIN EN ISO 643 (2003): *Mikrophotografische Bestimmung der scheinbaren Korngröße*. Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin.
- [72] DIN EN ISO 6507-1 (2006): *Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Vickers – Teil 1: Prüfverfahren*. Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin.
- [73] DIN EN ISO 6892-1 (2009): *Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur*. Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin.
- [74] DIN EN ISO 6892-2 (2009): *Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil 2: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur*. Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin.
- [75] DIN 50100 (1978): *Werkstoffprüfung: Dauerschwingversuch – Begriffe, Zeichen, Durchführung, Auswertung*. Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin.
- [76] WILHELM, P.; STEINMANN, P. & RUDOLPH, J. (2014): *Discussion of Fatigue Data for Austenitic Stainless Steels*. ASME Pressure Vessels & Piping Division Conference, Beitrag PVP2014-28066, Juli 2014, Anaheim, Kalifornien, USA.
- [77] RAMBERG, W. & OSGOOD, W. R. (1943): *Description of stress-strain curves by three parameters*. Technical Note No. 902, National Advisory Committee For Aeronautics, Washington DC.
- [78] ECKSTEIN, H. (1990): *Korrosionsbeständige Stähle*. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig.
- [79] BECKER, H.; BRANDIS, H. & KÜPPERS, W. (1986): *Zur Verfestigung instabil austenitischer nichtrostender Stähle und ihre Auswirkung auf das Umformverhalten von Feinblechen*. Thyssen Edelst. Techn. Berichte, 12. Band, Heft 1.

- [80] ASTM 1876-07 (2007): *Standard Test Method for Dynamic Young's Modulus, Shear Modulus, and Poisson's Ratio by Impulse Excitation of Vibration*. ASTM International, West Conshohocken.
- [81] GÖNS, E. (1931): *Über die Bestimmung des Elastizitätsmoduls von Stäben mit Hilfe von Biegungsschwingungen*. Annalen der Physik, 5. Folge, Band 11, Heft 6, S. 649-678.
- [82] BERRY, B. S. (1990): *Dynamic Modulus Measurements and Materials Research*. In: Dynamic Elastic Modulus Measurements in Materials, ASTM STP 1045, Hrsg. Wolfenden, A., The American Society for Testing and Materials, Philadelphia.
- [83] LEDBETTER, H. (1993): *Dynamic vs. Static Young's moduli: A case study*. Materials Science and Engineering, A165, S. L9-L10.
- [84] MALPERTU, J. L. & REMY, L. (1990): *Influence of Test Parameters on the Thermal-Mechanical Fatigue Behavior of a Superalloy*. Metallurgical Transactions A, 21A, S. 389-399.
- [85] MANSON, S. S. (1966): *Thermal stress and low cycle fatigue*. McGraw-Hill Book Company, New York.
- [86] REMY, L. (1996): *Damage Modelling in Thermal Mechanical Fatigue*. Mechanical Behaviour of Materials at High Temperature, (Ed.: Branco, M.), Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, S. 399-417.
- [87] TAIRA, S. (1973): *Relationship between Thermal Fatigue and Low-Cycle Fatigue at Elevated Temperatures*. Fatigue at elevated Temperatures, ASTM STP 520, (Ed.: Carden, A. E.; Mc Evily, A. J. & Wells, C. H.), American Society for Testing and Materials, Philadelphia, S. 80-101.
- [88] KRAUB, M. (2006): *Zur thermischen Ermüdung der Mg-Legierungen AZ31 und AZ91*. Dissertation, Universität Kassel.
- [89] MAIER, H. J. (1998): *Ermüdungsverhalten bei hoher und variierender Temperatur*. Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe, (Ed.: Christ, H. J.), Werkstoff-Informationsgesellschaft Frankfurt, S. 185-191.
- [90] SKELTON, R. P.; WEBSTER, G. A., de MESTRAL, B. & WANG, C.-Y. (2000): *Modelling Thermo-mechanical Fatigue Hysteresis Loop from Isothermal Cyclic Data*. Thermo-mechanical Fatigue Behavior of Materials: Third Volume, ASTM STP 1371, (Ed.: Sehitoglu, H. & Maier H. J.), American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA, S. 69-84.

- [91] MOOGK, S. (2009): *Thermische Ermüdung in Kraftwerkskomponenten – Versuchsaufbau zur experimentellen Simulation thermischer Ermüdungsprozesse*. Unveröffentlichte Diplomarbeit, Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre (IMWF), Universität Stuttgart.
- [92] GLEEBLE[®]-Systems: *The Standard for Thermal-Mechanical Physical Simulation*. Dynamic Systems Inc., USA.
- [93] Gesellschaft für Optische Messtechnik mbH (GOM): *ARAMIS – Optische 3D-Verformungsanalyse*. Braunschweig.
- [94] MA, B.-T. & LAIRD, C. (1989): *Overview of Fatigue Behavior in Copper Single Crystals – II. Population, Size, Distribution and Growth Kinetics of Stage I Cracks for Tests at Constant Strain Amplitude*. *Acta Metallurgica*, 27, S. 349.
- [95] LUKAS, P. (1996): *Fatigue Crack Nucleation and Microstructure*. In: *ASM Handbook: Fatigue and Fracture*, Kapitel 19, S. 96.
- [96] FIGUEROA, J. C. & LAIRD, C. (1983): *Crack Initiation Mechanisms in Copper Polycrystals Cycled under Constant Strain Amplitudes and in Step Tests*. *Materials Science and Engineering*, 60, S. 45.
- [97] KIM, W. H. & LAIRD, C. (1978): *Crack Nucleation and Stage I Propagation in High-Strain Fatigue – II. Mechanisms*. *Acta Metallurgica*, 26, S. 789.
- [98] QUARTERONI, A. & VALLI, A. (2008): *Numerical Approximation of Partial Differential Equations*. Springer Series in Computational Mathematics, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg.
- [99] AL-ARADI, A. (2013): *Numerische Untersuchungen zur thermischen Ermüdung von Kraftwerkskomponenten*. Unveröffentlichte Studienarbeit, Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre (IMWF), Universität Stuttgart.
- [100] ATTINGER, S. (2012): *Experimentelle und numerische Untersuchungen zur thermischen Ermüdung von Kraftwerkskomponenten*. Unveröffentlichte Studienarbeit, Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre (IMWF), Universität Stuttgart.
- [101] DASSAULT SYSTÈMES (2012): *Abaqus User Subroutines Reference Manual*. Dassault Systèmes Simulia Corp., Providence, RI, USA.
- [102] GUPTA, S. K. & FESICH, T. M. (2010): *Fatigue Investigations under Complex Multi-axial Loading*. MPA/BARC Internal Report, Mumbai / Stuttgart.

- [103] FESICH, T. M.; HERTER, K.-H. & ROOS, E. (2012): *Untersuchungen zur Anwendung der Festigkeitshypothesen bei schwingender Beanspruchung im Rahmen rechnerischer Festigkeitsnachweise*. BMWi-Forschungsvorhaben 150 1355, Abschlussbericht, IMWF Universität Stuttgart.
- [104] FESICH, T. M.; HERTER, K.-H. & SCHULER, X. (2012): *Sicherheitsbewertung kerntechnischer Komponenten bei komplexer, mehrachsiger Schwingbeanspruchung*. BMWi-Forschungsvorhaben 150 1392, Abschlussbericht, Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart.

8 Anhang

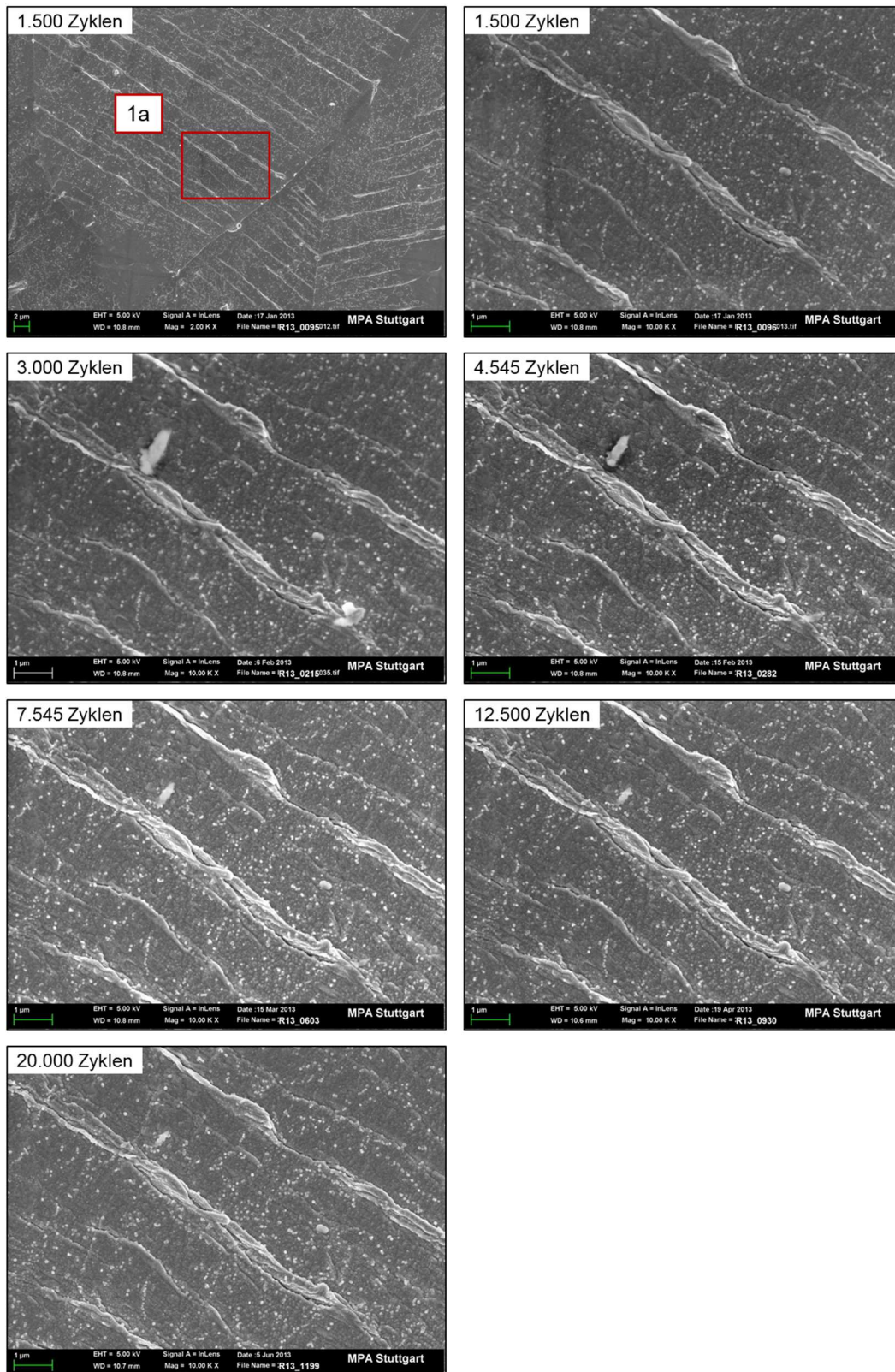
Anhang 1: Dehnungskontrollierte Schwingversuche des Werkstoffs X6CrNiNb18-10: Versuchsübersicht.

Probe	Temp.	$\dot{\epsilon}$	f	ϵ_m	ϵ_a	N_{A5}	N_{A25}
	°C	% / min	Hz	%	%	---	---
aRH RT d1	RT	6,0	0,032	0,0	0,78	2598	2602
aRH RT d2	RT	6,0	0,049	0,0	0,51	7935	8486
aRH RT d3	RT	6,0	0,069	0,0	0,36	30123	31286
aRH RT d4	RT	124,8	2,0	0,0	0,26	92256	93186
aRH RT d5	RT	76,8	2,0	0,0	0,16	443020	445164
aRH RT d6	RT	67,2	2,0	0,0	0,14	3130130	DL **)
aRH 2 d1	200	6,0	0,032	0,0	0,78	4215	4377
aRH 2 d2	200	6,0	0,049	0,0	0,51	10319	10330
aRH 2 d3	200	6,0	0,069	0,0	0,36	23665	23711
aRH 2 d4	200	124,8	2,0	0,0	0,26	55656	56816
aRH 2 d5	200	76,8	2,0	0,0	0,16	132110	133690
aRH 2 d6	200	67,2	2,0	0,0	0,14	230412	232912
MPA_THE1	200	30,0	0,78	0,0	0,16	n. b. *)	165000
MPA_THE2	200	30,0	0,89	0,0	0,14	n. b. *)	650000
MPA_THE3	200	30,0	1,04	0,0	0,12	n. b. *)	1316000
aRH 35 d1	350	6,0	0,032	0,0	0,78	2376	2446
aRH 35 d2	350	6,0	0,049	0,0	0,51	12276	12461
aRH 35 d3	350	6,0	0,069	0,0	0,36	22890	23823
aRH 35 d4	350	124,8	2,0	0,0	0,26	42675	44527
aRH 35 d5	350	76,8	2,0	0,0	0,16	170980	184450
aRH 35 d6	350	67,2	2,0	0,0	0,14	271832	285692

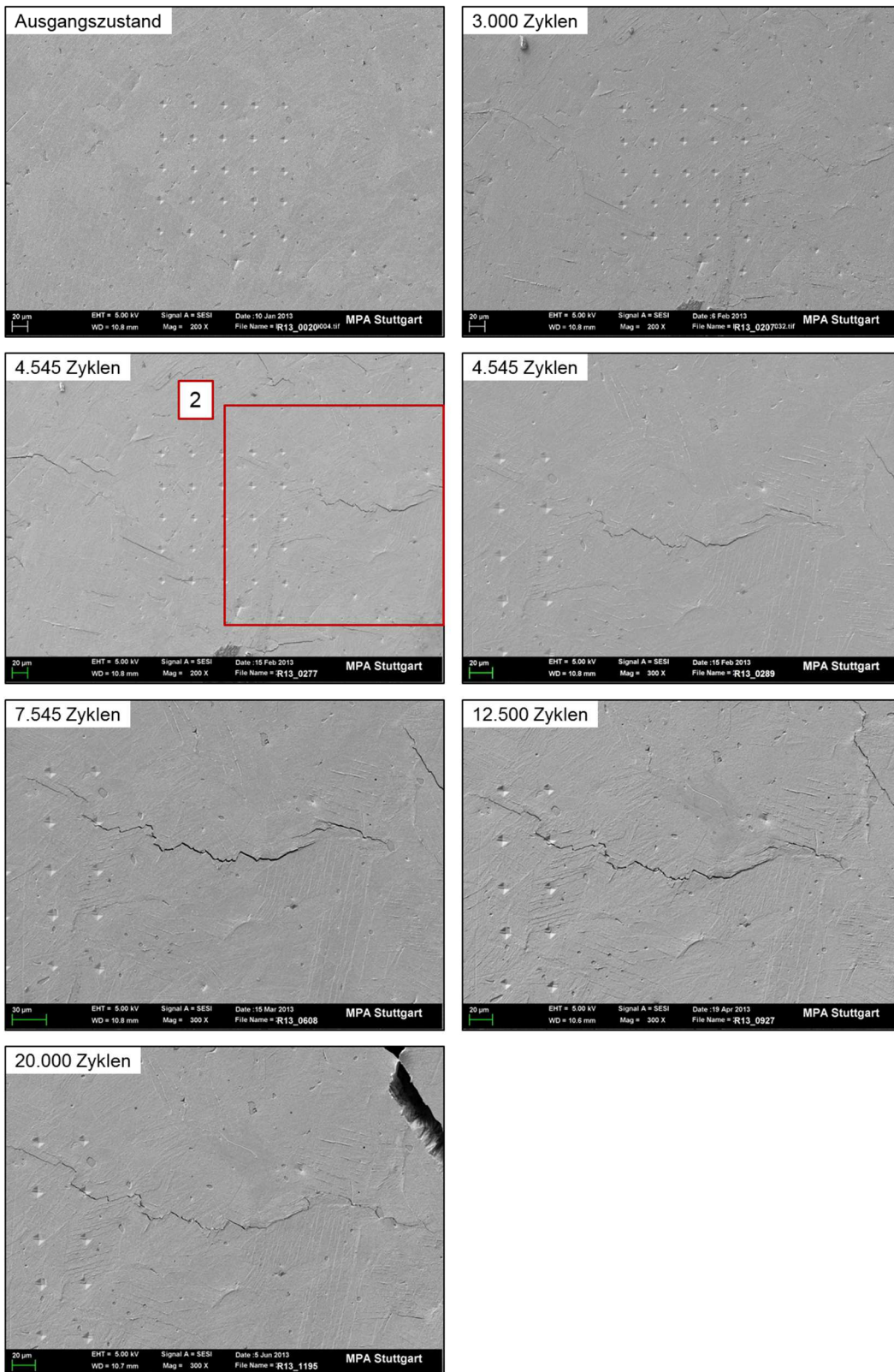
*) n. b. – nicht bestimmbar / nicht bestimmt

***) DL – Durchläufer

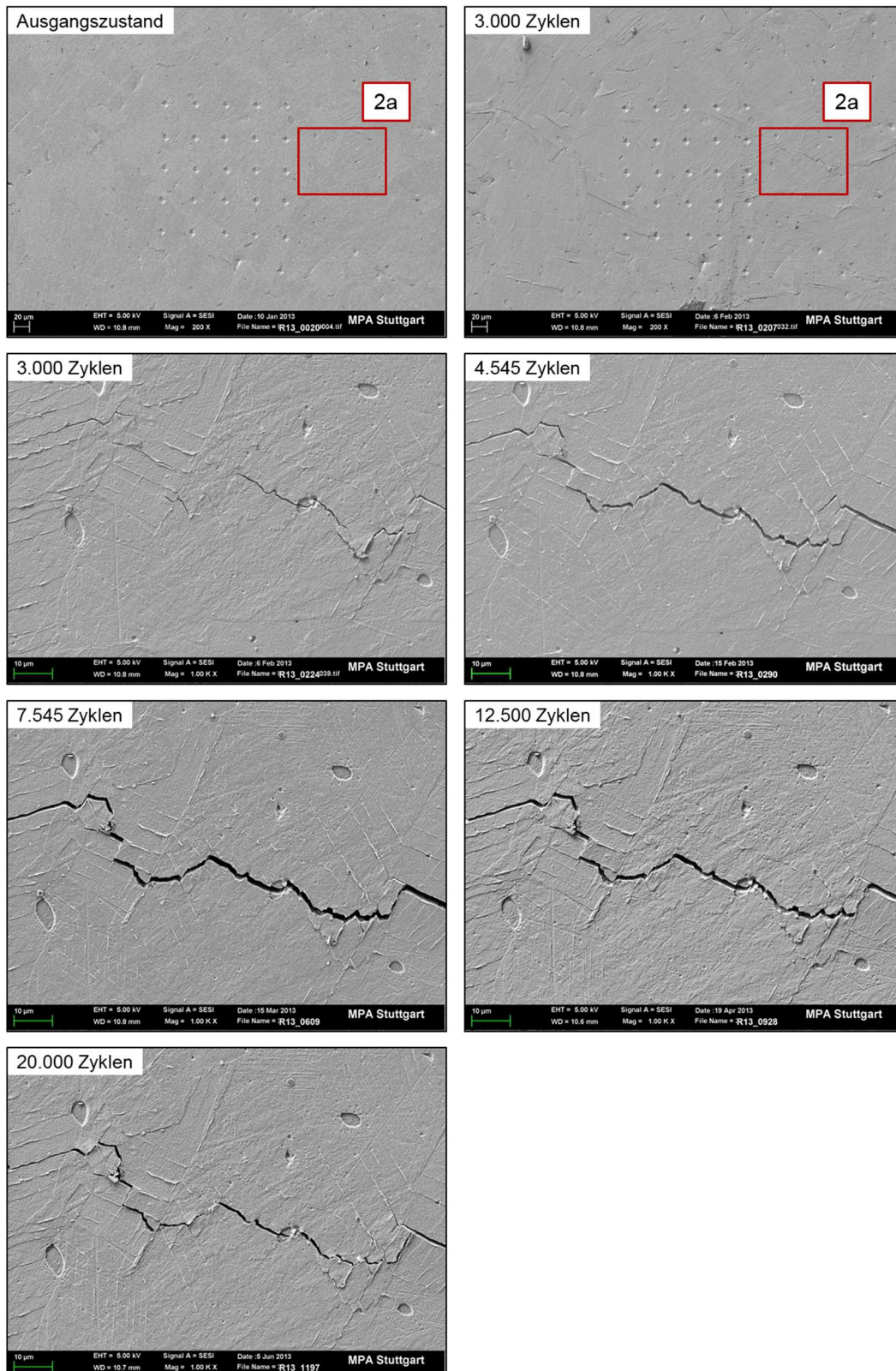
Anhang 2: Gefügeveränderungen im Zentrum der Kalottenprobe 5: REM-Untersuchung an Detail aus markierter Stelle 1a.



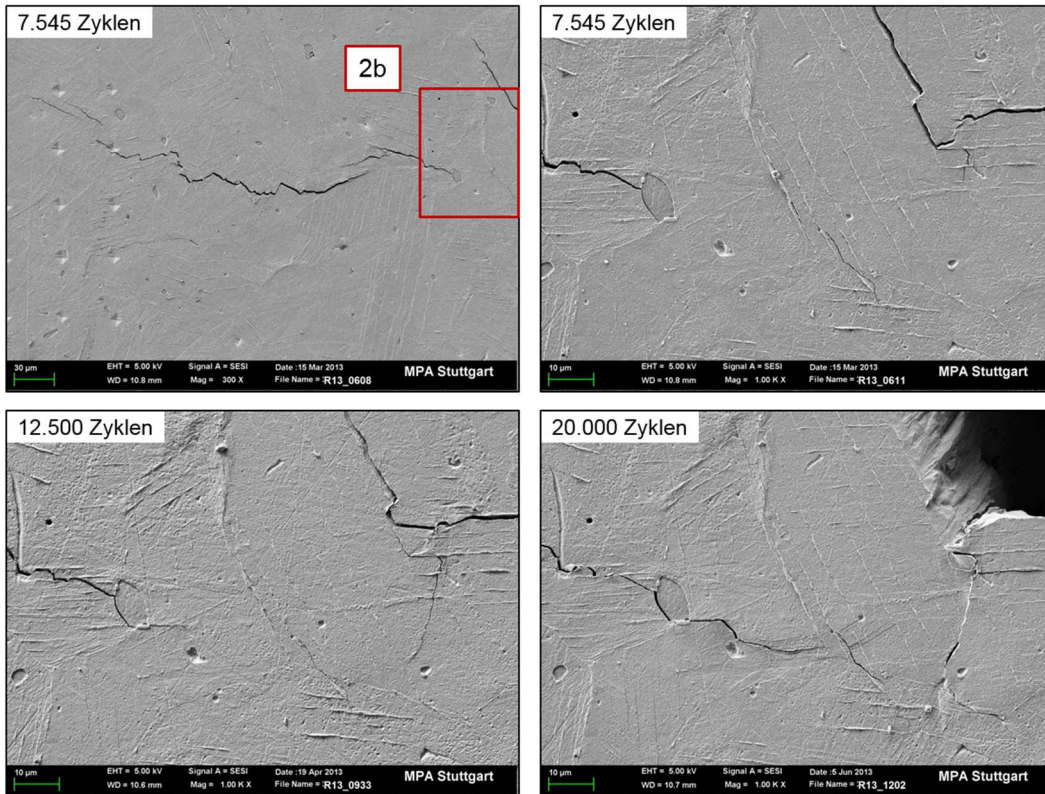
Anhang 3: Gefügeveränderungen im Zentrum der Kalottenprobe 5: REM-Untersuchung an Detail aus markierter Stelle 2.

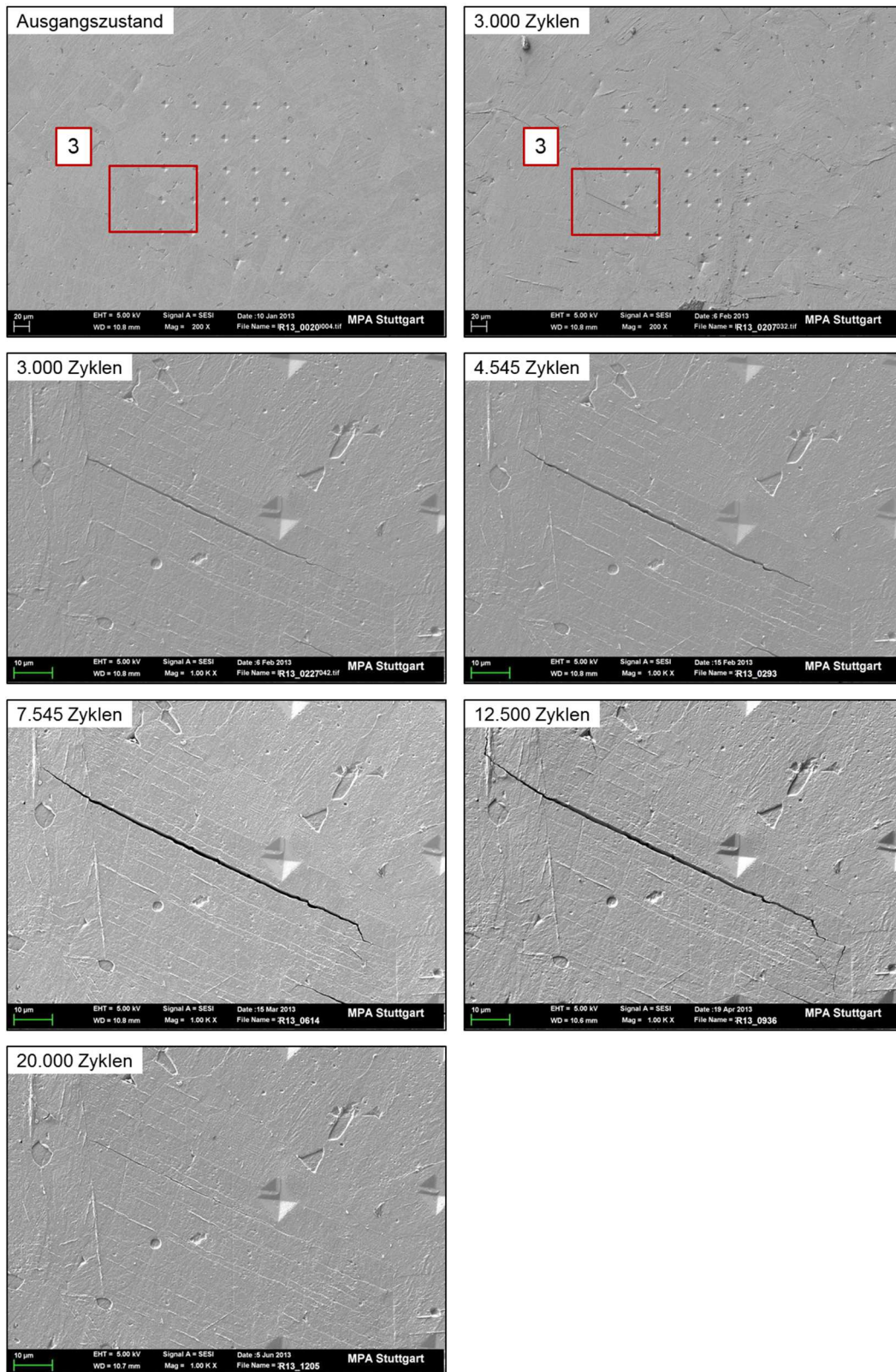


Anhang 4: Gefügeveränderungen im Zentrum der Kalottenprobe 5: REM-Untersuchung an Detail aus markierter Stelle 2a.

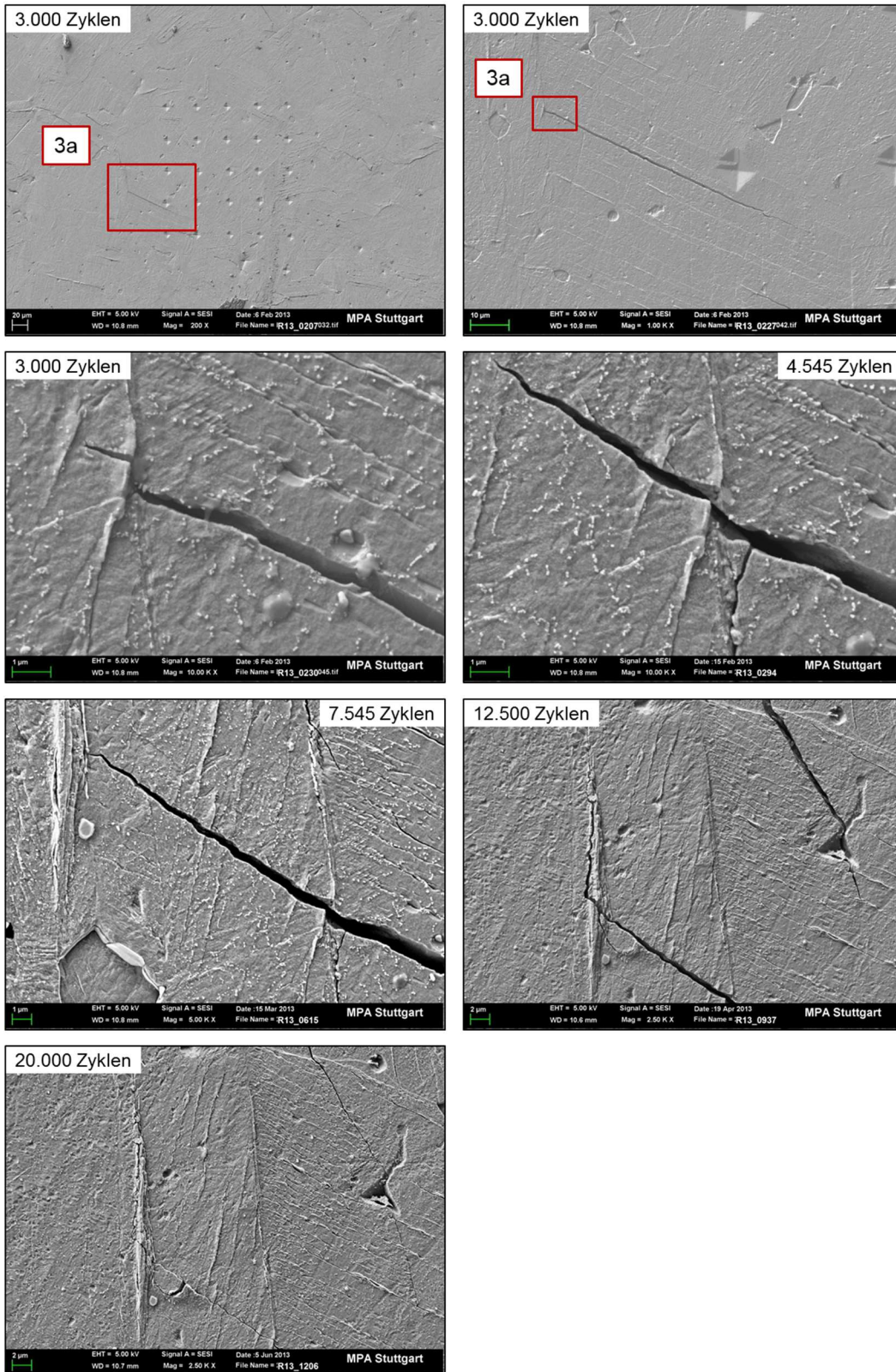


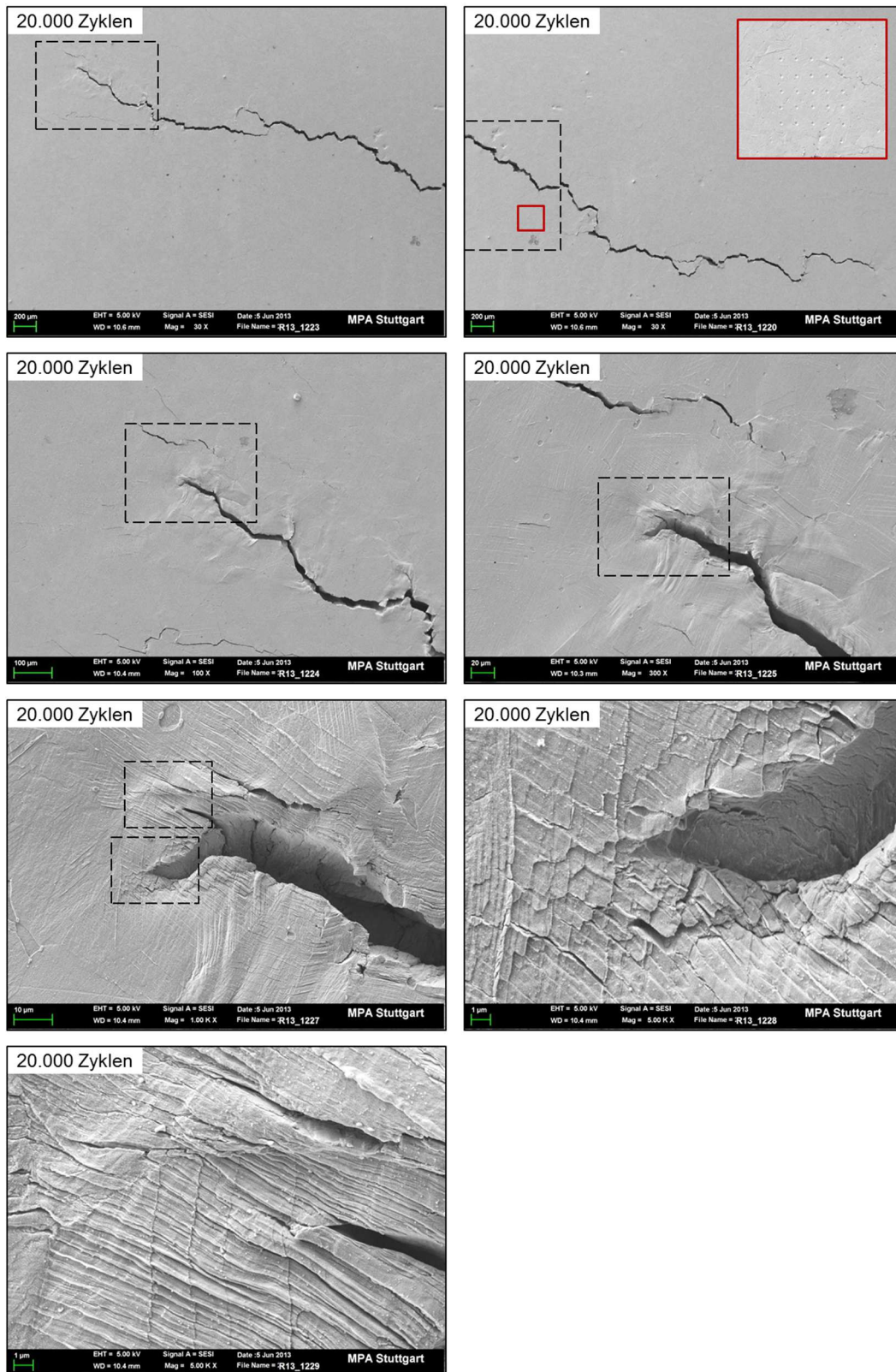
Anhang 5: Gefügeveränderungen im Zentrum der Kalottenprobe 5: REM-Untersuchung an Detail aus markierter Stelle 2b.



Anhang 6: Gefügeveränderungen im Zentrum der Kalottenprobe 5: REM-Untersuchung an Detail aus markierter Stelle 3.

Anhang 7: Gefügeveränderungen im Zentrum der Kalottenprobe 5: REM-Untersuchung an Detail aus markierter Stelle 3a.



**Anhang 8: Makroriss im Zentrum der Kalottenprobe 5: REM-Untersuchung an linker Riss-
spitze.**

Anhang 9: Makroriss im Zentrum der Kalottenprobe 5: REM-Untersuchung an rechter Risspitze.

