

Technisch-
Wissenschaftlicher-
Bericht

Tim Schopf

**Experimentelle und
numerische Untersuchungen
zum Ermüdungsverhalten
austenitischer Werkstoffe
im HCF- und VHCF-Bereich**

**Experimentelle und numerische Untersuchungen zum
Ermüdungsverhalten austenitischer Werkstoffe im
HCF- und VHCF-Bereich**

vorgelegt von
Tim Vincent Paul Schopf, M.Sc.
geboren in Filderstadt

Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart
2024

Technisch-Wissenschaftlicher-Bericht
Band: 2024/01

Tim Vincent Paul Schopf:
Experimentelle und numerische Untersuchungen
zum Ermüdungsverhalten austenitischer Werkstoffe
im HCF- und VHCF-Bereich

Herausgeber:
Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart
Pfaffenwaldring 32
70569 Stuttgart
Internet: <http://www.mpa.uni-stuttgart.de>

© MPA, Stuttgart 2024
Alle Rechte vorbehalten
ISBN: 978-3-946789-16-1

Experimentelle und numerische Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten austenitischer Werkstoffe im HCF- und VHCF-Bereich

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

vorgelegt von

Tim Vincent Paul Schopf, M.Sc.

geboren in Filderstadt

Hauptberichter: Prof. Dr.-Ing. Stefan Weihe
Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. Tilmann Beck
Tag der mündlichen Prüfung: 12. Oktober 2023

Materialprüfungsanstalt (MPA) der Universität Stuttgart

Januar 2024

*„Über allem Wissen steht das Können
und darüber der Charakter“*

Carl Duisberg (1861-1935)

Vorwort

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

Mein erster Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. Stefan Weihe. Seine Begleitung mit wertvollen Diskussionen und Hinweisen hat zum Gelingen dieser Arbeit und darüber hinaus sehr zu meiner fachlichen und persönlichen Weiterentwicklung beigetragen. Herrn Prof. Dr.-Ing. Tillman Beck danke ich für die Übernahme des Mitberichts, sowie für die Kooperation und Unterstützung im Rahmen des gemeinsamen BMWi-Forschungsvorhabens VHCF-Austenit-I.

Danken möchte ich auch den Kolleginnen und Kollegen der MPA und des IMWF für die sehr gute Zusammenarbeit. Insbesondere bei der Abteilung Bauteilbewertung und Zuverlässigkeit sowie bei den Kollegen M.Sc. Florian Fehringer, M.Sc. Lukas Frank, M.Sc. Fabian Silber, Dipl.-Ing. Christian Swacek bedanke ich mich für ein persönliches und positives Arbeitsklima.

Herrn Dr.-Ing. Ludwig Stumpfrock danke ich für die hervorragende Zusammenarbeit und ganz besonders für das entgegengebrachte Vertrauen sowie die fortwährende Unterstützung und Förderung. Herrn Dipl.-Ing. Xaver Schuler danke ich für die Berufung an die MPA sowie die Initiierung meiner Forschungsarbeiten.

Für die produktive Zusammenarbeit im gemeinsamen Forschungsvorhaben VHCF-Austenit-I danke ich den Kollegen des WKK der TU Kaiserslautern, besonders Herrn M.Sc. Tobias Daniel und Herrn Dr.-Ing. Marek Smaga sowie Herrn Dr. Jürgen Rudolph von der Framatome GmbH.

Von ganzem Herzen danke ich meiner Ehefrau Rebecca, meinen Kindern, meinen Eltern und meiner Familie für ihre vielfältige Unterstützung, Motivation und das entgegengebrachte Verständnis.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
1.1	Motivation	1
1.2	Zielsetzung und Vorgehensweise	3
2	Stand von Wissenschaft und Technik	7
2.1	Werkstoffmechanische Grundlagen	7
2.1.1	Zyklische Beanspruchung	7
2.1.2	Zyklische Ver- und Entfestigung	8
2.1.3	Definition zyklischer Werkstoffkennwerte	9
2.2	Mikrostrukturelle Grundlagen	13
2.2.1	Gefüge und Versetzungsstruktur bei zyklischen Belastungen	13
2.2.2	Schädigungsmechanismen und Rissinitiierung	14
2.2.3	Verformungsinduzierte α' -Martensitbildung	16
2.3	Ermüdungsverhalten im VHCF-Bereich	18
2.4	Grundlagen der Betriebsfestigkeit	20
2.4.1	Mehrstufige Beanspruchungen	20
2.4.2	Schadensakkumulation	21
2.4.3	Transiente Dauerfestigkeit	22
2.5	Örtliches Konzept und Schädigungsparameter	24
2.5.1	Schädigungsparameter P_{SWT} nach Smith, Watson und Topper	25
2.5.2	Schädigungsparameter P_{HL} nach Haibach und Lehrke	26
2.5.3	Schädigungsparameter P_{J}	27

3	Versuchsdurchführung und Werkstoffcharakterisierung	37
3.1	Prüfstände und Versuchsdurchführung.....	37
3.1.1	Ermüdungsversuche unter zyklischer Beanspruchung.....	37
3.1.2	Ermüdungsversuche zur transienten Dauerfestigkeit	37
3.2	Werkstoffcharakterisierung und Probengeometrie	38
3.2.1	Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10	39
3.2.2	Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb (E 19 9 Nb R 3 2).....	44
3.2.3	Probengeometrie.....	49
4	Experimentelle Ergebnisse	51
4.1	Ermüdungsversuche bei einstufiger Beanspruchung.....	52
4.1.1	Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 bei Raumtemperatur	52
4.1.2	Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 bei $T = 300\text{ °C}$	55
4.1.3	Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb bei Raumtemperatur.....	60
4.1.4	Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb bei $T = 300\text{ °C}$	61
4.1.5	Vergleich der Ergebnisse der Einstufenversuche	66
4.2	Ermüdungsversuche bei zweistufiger Beanspruchung	69
4.2.1	Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 bei $T = 300\text{ °C}$	69
4.2.2	Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb bei $T = 300\text{ °C}$	71
4.2.3	Vergleich der Ergebnisse der Zweistufenversuche	72
4.3	Ergebnisse zu Ermüdungsversuchen unter mehrstufiger Beanspruchung .	74
4.4	Ermüdungsversuche zur transienten Dauerfestigkeit	81
4.4.1	Zweistufige Ermüdungsversuche zur transienten Dauerfestigkeit...	81
4.4.2	Mehrstufige Ermüdungsversuche zur transienten Dauerfestigkeit ..	86
4.4.3	Vergleich der Ergebnisse zur transienten Dauerfestigkeit	90
4.5	Bruchflächenanalysen und Feritscope®-Messungen.....	93

5 Numerische Berechnungen	105
5.1 Materialmodell.....	107
5.2 Ergebnisse für mehrstufige Beanspruchungen	113
6 Bewertungsmethoden im LCF/HCF- und VHCF-Bereich	115
6.1 Bewertung von einstufigen Beanspruchungen im VHCF-Bereich	115
6.2 Bewertung von mehrstufigen Beanspruchungen	123
6.2.1 Ermittlung von zyklischen Werkstoffkennwerten	123
6.2.2 Modifizierter Schädigungsparameter $P_{HL,m}$	128
6.2.3 Modifizierter Schädigungsparameter $P_{J,m}$	130
6.2.4 Ergebnisse der Berechnungen zur Ermüdungsbewertung bei mehrstufigen Beanspruchungen.....	134
6.3 Bewertung der transienten Dauerfestigkeit	140
7 Zusammenfassung und Ausblick	147
Literaturverzeichnis	151
Anhang	163

Kurzfassung

Ziel dieser Arbeit ist die Formulierung einer Ermüdungsbewertungsmethodik zur Berücksichtigung von Beanspruchungen im Bereich hoher Lastwechselzahlen und deren Überlagerung mit Beanspruchungen im Zeitfestigkeitsbereich für austenitische Werkstoffe und deren Schweißverbindungen.

Anhand umfangreicher experimenteller Untersuchungen konnten das komplexe zyklische Werkstoffverhalten sowie signifikante plastische Dehnungsanteile bei sehr geringen Beanspruchungen identifiziert werden. Diese bilden die Grundlage zur Berechnung der Ermüdungsbeanspruchung und der Verbesserung der Bewertungsmethodik. Zusätzlich leisten Erkenntnisse aus Ermüdungsversuchen mit betriebsrelevanten Belastungskollektiven einen wesentlichen Beitrag zu einer konsolidierten Abdeckung von nichtlinearen Schadensakkumulationseffekten und der transienten Dauerfestigkeit. Ein weiterer Baustein stellt die elastisch-plastische Bewertung der experimentellen Ergebnisse aus der Literatur dar. Hiermit können validierte Ermüdungskurven mit einem Gültigkeitsbereich bis in den VHCF-Bereich, gestützt auf einer experimentellen Datenbasis, bereitgestellt werden.

In numerischen Untersuchungen wurde gezeigt, dass mit Hilfe der abgeleiteten Materialmodelle und eines nichtlinear isotrop-kinematisch kombinierten Verfestigungsansatzes das transiente Verhalten der Spannungs-Dehnungs-Tensoren aus den Experimenten abgebildet werden kann. Somit lassen sich die notwendigen zyklischen Beanspruchungsgrößen zur Berechnung der Ermüdungsschädigung aus numerischen Analysen ableiten und zur Verfügung stellen. Des Weiteren kann durch die Modifikation von Schädigungsparametern anhand mehrparametrischer Formulierungen der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve und einer Anpassung zur verbesserten Beschreibung der Ermüdungskurven im VHCF-Bereich eine höhere Genauigkeit in der Lebensdauerberechnung erreicht werden.

Die Ergebnisse der entwickelten Ermüdungsbewertungsmethodik zeigen, dass die nichtlinearen Schädigungseffekte sowie das transiente Dauerfestigkeitsverhalten von kombinierten Beanspruchungen aus LCF-/HCF- und VHCF-Bereich, respektive Beanspruchungen unterhalb der Dauerfestigkeit, konsistent abgedeckt werden können. Die Lebensdauer der Versuche wird innerhalb eines engen Streubereichs vorhergesagt.

Abstract

The objective of this work is the formulation of a fatigue assessment methodology for the consideration of loadings in the high cycle and very high cycle fatigue regime and their superposition with loadings in the low cycle fatigue regime for austenitic stainless steel materials and their associated weld metals.

With the help of extensive experimental investigations, the complex cyclic material behavior and significant plastic strain components at very low stress levels have identified. These form the basis for the calculation of valid fatigue loadings and the improvement of the assessment methodology. In addition, findings from fatigue tests with operationally relevant load collectives make an essential contribution to a consolidated coverage of nonlinear damage accumulation effects and transient endurance limit behavior. A further component is the elastic-plastic assessment of the experimental results from the literature. Hereby, validated fatigue curves with a range up to the VHCF regime can be provided, supported by an experimental database.

Numerical investigations have shown that the transient behavior of the stress-strain tensors from the experiments can be reproduced with the aid of the derived material models and a nonlinear isotropic-kinematic combined hardening approach. Thus, the necessary cyclic loading variables for the calculation of fatigue damage can be taken or made available from numerical analyses. Furthermore, by modifying damage parameters using multi-parametric formulations of the cyclic stress-strain curve and an adaptation for an improved description of the fatigue curves in the VHCF regime, a higher accuracy in the lifetime calculation can be achieved.

The results of the developed fatigue assessment methodology show, that nonlinear damage effects as well as transient endurance limit behavior of combined loadings from LCF/HCF and VHCF regimes, respectively loadings below the fatigue limit, can be covered consistently. The lifetime of all executed tests is predicted within a narrow scatter range.

Abkürzungen und Formelzeichen

Abkürzungen

Abkürzung	Bedeutung
AFC	Armstrong-Frederick-Chaboche
AISI	American Iron and Steel Institute
ASME	American Society of Mechanical Engineers
BMWi	Bundesministerium für Wirtschaft und Energie
BZF	Beanspruchungs-Zeit-Funktion
CTOD	crack tip opening displacement
DIN	Deutsches Institut für Normung
DL	Durchläufer
EBSD	electron backscatter diffraction
FGA	fine granular area
FKM	Forschungskuratorium Maschinenbau
HCF	high cycle fatigue
HL	Haibach und Lehrke
IMWF	Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre
kfz	kubisch flächenzentriert
krz	kubisch raumzentriert
LCF	low cycle fatigue
MPA	Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart
PID	Proportional-Integral-Differential
REM	Rasterelektronenmikroskop
RT	Raumtemperatur
SWT	Smith, Watson und Topper
TEM	Transmissionselektronenmikroskop
VHCF	very high cycle fatigue

Weitere Abkürzungen werden im Text erläutert.

Formelzeichen

Symbol	Einheit	Bedeutung
a	mm	Risslänge /-tiefe
a ₀	mm	Anfangsrisslänge /-tiefe
a _{end}	mm	Endrisslänge /-tiefe
b'	–	Schwingfestigkeitsexponent
c'	–	zyklische Duktilitätsexponent
d	–	Steigung der P _J -Wöhlerlinie
f	Hz	Frequenz
i	–	Zählvariable
k	–	Neigungsexponent
n'	–	zyklischer Verfestigungsexponent
m	–	Wöhlerlinienexponent
m _J	–	ansatzspezifische Werkstoffkonstante (J-Integral)
n	–	Parameter von Risswachstumsgleichungen
n _i	–	aktuelle Lastwechselzahl
q	–	Kollektivbeiwert
t	s	Zeit
A	%	Bruchdehnung
A _L , B _L , C _L	–	Koeffizienten der Langer-Gleichung
A ₀₋₃	–	Parameter zur Berechnung von σ_{op} für P _J
C _J	–	ansatzspezifische Werkstoffkonstante (J-Integral)
C _k	–	Materialparameter des AFC-Materialmodells
D	–	Schadenssumme
E	MPa	Elastizitätsmodul
ΔFE_A	Vol.-%	Differenzbetrag ferromagnetischer Anteil
G	–	Korngrößenkennzahl
K'	–	zyklischer Versfestigungskoeffizient
ΔJ_{eff}	kJ/m ²	effektive J-Integralschwingbreite
$\Delta J_{eff,th}$	kJ/m ²	theoretisch abgeschätzte J-Integralschwingbreite
N	–	Lastwechselzahl
N _A	–	Lastwechselzahl bis Anriss
N _B	–	Lastwechselzahl bis Bruch
N _G	–	Grenzlastwechselzahl

Abkürzungen und Formelzeichen

N_i	–	aktuell zugeordnete ertragbare Lastwechselzahl
N_K	–	Knicklastwechselzahl
ΔN_i	–	Differenzwert des Nickeläquivalents
Q	–	Parameter zur Wöhlerkurvenbeschreibung nach Basquin
Q_∞	–	Materialparameter des AFC-Materialmodells
R	–	Spannungsverhältnis
R_m	MPa	Zugfestigkeit
$R'_{p0,2}$	MPa	aus n' und K' berechnete zyklische Dehngrenze
R_Z	μm	maximale Rauheitsprofilhöhe
T	$^\circ\text{C}$	Temperatur
P_{HL}	MPa	Schädigungsparameter nach Haibach und Lehrke
$P_{HL,m}$	MPa	modifizierter Schädigungsparameter nach Haibach und Lehrke
P_J	MPa	Schädigungsparameter nach Vormwald
$P_{J,m}$	MPa	modifizierter Schädigungsparameter nach Vormwald
$P_{J,D}$	MPa	aktuelle Dauerfestigkeit des Schädigungsparameters P_J
$P_{J,D0}$	MPa	anfängliche Dauerfestigkeit des Schädigungsparameters P_J
$P_{J,Z}$	MPa	Stützwert der P_J -Schädigungsparameter-Wöhlerlinie
P_{SWT}	MPa	Schädigungsparameter nach Smith, Watson und Topper
W_{el}	J	elastische Verformungsenergie
W_{pl}	J	plastische Verformungsenergie
Z	%	Brucheinschnürung
α	–	Rückspannungstensor
α_k	–	Rückspannungsterm
β	–	Faktor des ebenen Spannungs- oder /Dehnungszustandes
γ_k	–	Materialparameter des AFC-Materialmodells
ε	– / %	Dehnung
$\dot{\varepsilon}$	%/s	Dehnrate
$\Delta\varepsilon$	– / %	Dehnungsschwingbreite
$\Delta\varepsilon_{eff}$	– / %	effektive Dehnungsschwingbreite
$\Delta\varepsilon_{pl,eff}$	– / %	effektive plastische Dehnungsschwingbreite
ε_a	– / %	Dehnungsamplitude
$\varepsilon_{a,D}$	– / %	Dauerfestigkeitsdehnung
ε_{cl}	– / %	Rissschließdehnung
ε_m	– / %	Mitteldehnung
ε_o	– / %	Oberdehnung

ε_{op}	– / %	Rissöffnungsdehnung
ε_u	– / %	Unterdehnung
$\varepsilon_{a,el}$	– / %	elastischer Anteil der Dehnungsamplitude
$\varepsilon_{a,pl}$	– / %	plastischer Anteil der Dehnungsamplitude
ε'_f	–	zyklischer Duktilitätskoeffizient
γ_{SFE}	$\text{mJ}\cdot\text{m}^{-2}$	Stapelfehlerenergie
σ	MPa	Spannung
$\boldsymbol{\sigma}$	–	Spannungstensor
$\Delta\sigma$	MPa	Spannungsschwingbreite
$\Delta\sigma_{eff}$	MPa	effektive Spannungsschwingbreite
σ_D	MPa	Dauerfestigkeitsspannung
$\sigma_{t,D}$	MPa	technische Dauerfestigkeit
σ_a	MPa	Spannungsamplitude
σ_{cl}	MPa	Risschließspannung
σ_m	MPa	Mittelspannung
σ_o	MPa	Oberspannung
σ_{op}	MPa	Rissöffnungsspannung
σ_u	MPa	Unterspannung
σ'_f	MPa	Schwingfestigkeitskoeffizient
σ_F	MPa	Ersatzfließgrenze
σ_0	MPa	Größe der Fließfläche
$\sigma _0$	MPa	Größe der Fließfläche bei $\varepsilon_{pl} = 0$ %

Weitere Formelzeichen werden im Text erläutert.

1 Einleitung

1.1 Motivation

Die in nationalen und internationalen Regelwerken (z.B. ASME oder FKM) enthaltenen Ermüdungsanalysen basieren auf spezifizierten oder gemessenen Belastungen und Häufigkeiten aus dem Betrieb. Dabei wird bei der Auslegung von sicherheitsrelevanten Bauteilen häufig vorausgesetzt, dass Beanspruchungen im Zeitfestigkeitsbereich in ihrer Häufigkeit nur mit Abschlägen durch Sicherheitsfaktoren zugelassen sind. Dagegen bleiben Beanspruchungen unterhalb der Dauerfestigkeit, wie hochzyklische Schwingbeanspruchungen oder Resonanzschwingungen meist unberücksichtigt und leisten somit keinen Beitrag zur Schadensakkumulation. Dies führt zu einer konservativen Bauteilauslegung im Zeitfestigkeitsbereich und zu einer nicht-konservativen Auslegung im Bereich hochzyklischer Beanspruchungen. Hinzu kommen nicht berücksichtigte Interaktionseffekte von Beanspruchungen im Zeitfestigkeitsbereich und Dauerfestigkeitsbereich, welche nur durch komplexe nichtlineare Schadensakkumulationshypothesen und das transiente Dauerfestigkeitsverhalten phänomenologisch abgebildet werden können. In [Kta17] wird sogar explizit darauf hingewiesen, dass die Themen „hochzyklische Belastungen infolge Schwingungsanregungen in Kombination mit Belastungen im Zeitfestigkeitsbereich“ und eine „mögliche Reduzierung der Dauerfestigkeit im ultrahochzyklischen Bereich ($N > 2 \cdot 10^7$)“ Gegenstand der aktuellen Forschung sind. Ermüdungsbeanspruchungen im niederzyklischen Bereich (LCF – *low cycle fatigue*), im hochzyklischen Bereich (HCF – *high cycle fatigue*) und bis in den ultrahochzyklischen Bereich (VHCF – *very high cycle fatigue*) können für Komponenten und sicherheitsrelevante Bauteile überlagert auftreten und in ihrer Interaktion jeweils einen relevanten Anteil der Schädigung ausmachen [Epr14, Tgw15]. Dementsprechend sind hier Lastkollektive zu betrachten, wie sie in der derzeitigen Ermüdungsanalyse nationaler und internationaler Regelwerke nicht explizit berücksichtigt werden und für die auch noch keine allgemeine, abgesicherte Bewertungsmethode, das heißt ein konsolidiertes Schadensakkumulationsmodell, verfügbar ist.

1 Einleitung

Als Grundlage einer klassischen Lebensdauerbewertung dient in der Regel eine Ermüdungskurve, welche anhand experimenteller Daten erstellt und abgeleitet wird. Insbesondere sind die Ermüdungskurven für austenitische Stähle der nationalen und internationalen Regelwerke im HCF-Bereich und vor allem im VHCF-Bereich nicht mit ausreichend experimentellen Untersuchungen validiert, siehe Bild 1.1. Die Datengrundlage dieser Kurven basiert überwiegend auf Versuchen im Bereich von 10^2 bis 10^6 Lastwechsel, die angegebenen Ermüdungskurven decken aber einen Bereich bis 10^{11} Lastwechsel ab. Deshalb gibt es derzeit auch internationale Bemühungen, die Datenbasis durch weltweite Kooperationen zu erweitern und eine abgesicherte HCF- und VHCF-Datenbasis aufzubauen [Met15].

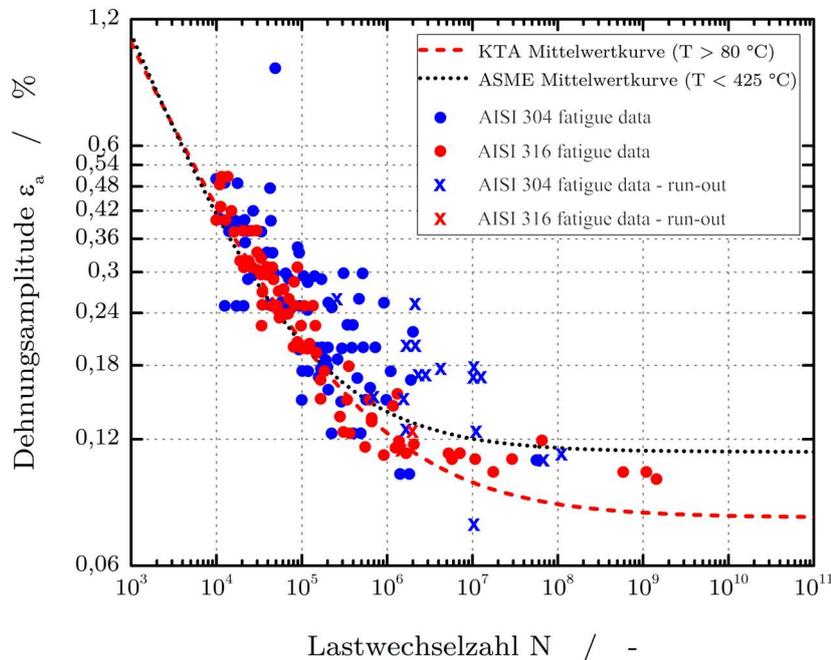


Bild 1.1: Internationale Datenbank für Ermüdungsversuche an austenitischen Werkstoffen in Luft, nach [Met15]

Ein Hauptgrund für die geringe Datendichte dehnungsgeregelter Ermüdungsversuche im HCF- und VHCF-Bereich liegt in der Versuchsdauer. Ergebnisse können für $N > 2 \cdot 10^7$ nur mit sehr hohen Prüffrequenzen generiert werden. Die Prüftechnik von Ultraschallanlagen kann hier mit 20.000 Hz Prüffrequenz als geeignetes Werkzeug dienen. Eine rein fiktiv-elastische Bewertung, wie sie in der einschlägigen VHCF-Literatur angewandt wird, bietet keine Möglichkeit die Versuchsergebnisse aus Ultraschallanlagen direkt mit den bereits vorhandenen Daten der Regelwerke (oder den Daten aus Bild 1.1) abzugleichen. Diese basieren mehrheitlich auf gemessenen elastisch-plastischen Spannungen und Dehnungen.

1.2 Zielsetzung und Vorgehensweise

Das Ziel dieser Arbeit ist die Schaffung einer Daten- und Bewertungsgrundlage für das Ermüdungsverhalten austenitischer Werkstoffe bei großen und sehr großen Lastwechselzahlen. Die Untersuchungen konzentrieren sich dabei auf den austenitischen Stahl X6CrNiNb18-10 (Werkstoffnummer 1.4550) und dessen zugehörigen Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb (Werkstoffnummer 1.4551) in geschweißtem Zustand. Hierbei wird der oben bereits formulierte Forschungsbedarf direkt aufgegriffen. Es ist im Rahmen dieser Arbeit vorgesehen, insbesondere den Kenntnisstand zu folgenden Themenstellungen zu erweitern und zu konsolidieren:

- Erweiterung der Datenbasis und Schaffung einer Vergleichsbasis zum Ermüdungsverhalten austenitischer Werkstoffe im HCF- und VHCF-Bereich
- Untersuchung und Bewertung des Ermüdungsverhaltens bei nicht konstanter Beanspruchungsamplitude (Belastungskollektive aus LCF-HCF)
- Untersuchung und Bewertung des Ermüdungsverhaltens und der transienten Dauerfestigkeit bei nicht konstanter Beanspruchungsamplitude (Belastungskollektive aus LCF/HCF-VHCF)
- Erarbeitung einer Bewertungsmethode im VHCF-Bereich zu Versuchsergebnissen aus Ultraschallprüfanlagen bei 20.000 Hz
- Erweiterung von Schädigungsparametern zur Lebensdauerberechnung für austenitische Werkstoffe bei Raumtemperatur und erhöhten Temperaturen im VHCF-Bereich

Mit den Erkenntnissen aus den bearbeiteten Themenfeldern soll die Ermüdungsbewertung für austenitische Werkstoffe vom LCF-Bereich bis in den VHCF-Bereich erweitert werden. Dabei werden die Einflussgrößen Temperatur, Betriebsfestigkeit (nicht konstante Beanspruchungen), nichtlineare Schadensakkumulation und transientes Dauerfestigkeitsverhalten berücksichtigt. Ziel ist es insbesondere das hohe plastische Verformungsvermögen im HCF- und auch im VHCF-Bereich abzubilden, um die Lebensdauerberechnung in diesen Bereichen und unterhalb der Dauerfestigkeit mit einer hohen Genauigkeit umsetzen zu können. Besonders bei sehr hohen Lastwechselzahlen (ab $N \geq 10^6$) kommt es schon durch kleine Fehler in der Bewertung der einzelnen Schadensanteile aufgrund der linearen Akkumulation zu signifikanten Abweichungen in der Lebensdauerberechnung.

Bild 1.2: 3D-CAD Zeichnung einer
SSFE-Stütze –
Repräsentative Komponente
für überlagerte
Beanspruchungen

LCF/HCF-Bereich
(thermische Transienten)

VHCF-Bereich
(strömungsinduzierte
Schwingungen)



Im ersten Schritt werden experimentelle Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten im HCF- und VHCF-Bereich umgesetzt. Dafür werden einstufige Ermüdungsversuche des Grundwerkstoffs X6CrNiNb18-10 und des Schweißzusatzwerkstoffs 19 9 Nb bei Raumtemperatur und bei erhöhten Temperaturen durchgeführt. Die erzielten Ergebnisse geben Erkenntnisse über das zyklische Verformungsverhalten und dienen als Grundlage für numerische Berechnungen und Ermüdungsbewertungen. Hinzu kommen Ermüdungsversuche bei zweistufiger und mehrstufiger Beanspruchung. Die zugehörigen Beanspruchungen werden anhand von aufgezeichneten Betriebsdaten einer Steuerstabführungseinsatzstütze (SSFE-Stütze) abgeleitet und in Blockprogrammversuchen umgesetzt, siehe Bild 1.2. In Bezug auf eine nichtlineare Schadensakkumulation können so unterschiedliche Ansätze validiert und gegenübergestellt werden. Dabei können auch komplexe Schädigungsparameter, welche die gesamte Belastungsvorgeschichte mit einbeziehen, auf das elastisch-plastische Verformungsverhalten von austenitischen Werkstoffen angepasst werden. Die hierdurch verbesserte Abbildung der Schädigung über die Belastungshistorie soll in die Ermüdungsbewertung integriert werden.

Eine Berücksichtigung von Beanspruchungen unterhalb der Dauerfestigkeit kann dann zusätzlich über eine transiente Dauerfestigkeit umgesetzt werden. Experimentelle Untersuchungen in diesem Bereich stellen sicher, dass die Bewertungsmethode auf das zyklische Werkstoffverhalten im VHCF-Bereich erweitert und somit das transiente Dauerfestigkeitsverhalten validiert abgebildet werden kann.

Im zweiten Schritt werden aus den Versuchsdaten numerische Modelle erstellt. Im Mittelpunkt steht dabei ein Materialmodell, welches das zyklische Werkstoffverhalten vom LCF- bis in den VHCF-Bereich abbildet. Daraus können dann für beliebige Beanspruchungskombinationen und Lasthistorien zur Ermüdungsbewertung notwendige Spannungs-Dehnungs-Hysteresen ermittelt werden. Mit der Anwendung von komplexen Schädigungsparametern lassen sich danach die je Lastwechsel hervorgerufenen Schädigungsanteile berechnen.

Neu abgeleitete Ermüdungskurven, welche durch ihre mathematische Formulierung eine verbesserte Beschreibung zulassen, werden abgeleitet und in die Lebensdauerberechnung integriert. Anschließend werden die in den Experimenten untersuchten Ermüdungseffekte über die Schadensakkumulationshypothese berücksichtigt. Dabei wird ein nichtlineares Schadensakkumulationsmodell zum Einsatz kommen, welches zusätzlich die Dauerfestigkeit aufgrund der Belastungsvorgeschichte absenkt.

Abschließend werden die einzelnen Bausteine in einer Methodik umgesetzt, welche ausgehend von einer breiten Datenbasis eine verbesserte Ermüdungsbewertung für austenitische Werkstoffe bei Raumtemperatur und erhöhten Temperaturen für sehr hohe Lastwechselzahlen gewährleisten soll.

2 Stand von Wissenschaft und Technik

2.1 Werkstoffmechanische Grundlagen

2.1.1 Zyklische Beanspruchung

Um technische Bauteile oder Werkstoffe vergleichsgerecht einer zyklischen Belastung zu unterziehen, ist es notwendig, diese zu definieren. In Bild 2.1 (links) ist die in der deutschen Norm [Din50] festgelegte Form der Schwingung mit den beschreibenden Größen dargestellt. Mit der Mittelspannung σ_m und der Spannungsamplitude σ_a ist die schwingende Beanspruchung über die Versuchsfrequenz f und ein zugehörige Zyklenform (rechteck-, dreieck-, sinusförmig) vollständig beschrieben [Rad07]. Infolge der Werkstoffreaktion entstehen Spannungs-Dehnungs-Zeitverläufe, welche sich als Hysteren darstellen lassen, siehe Bild 2.1 (rechts).

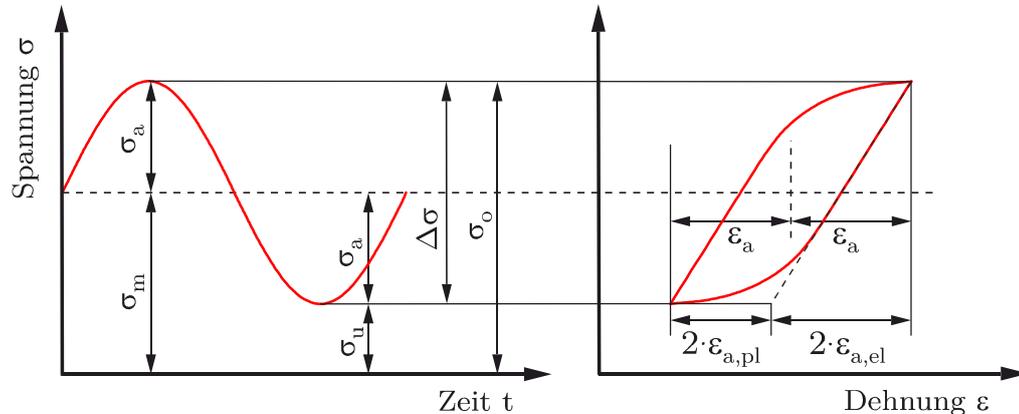


Bild 2.1 Schwingenspiel in Form einer idealisierten sinusförmigen Belastung (links) sowie eine daraus resultierende Spannungs-Dehnungs-Hysterese (rechts) mit den jeweils zugehörigen Spannungs- und Dehnungs-Kenngrößen

Das Verhältnis von Unterspannung σ_u zu Oberspannung σ_o wird R-Verhältnis genannt und definiert dabei den Bereich der Beanspruchung. Dabei kann zwischen dem Zugschwellbereich für $1 > R > 0$, dem Wechselbereich für $0 > R > -\infty$ und dem Druckschwellbereich für $\infty > R > 1$ unterschieden werden [Die92]. In dieser Arbeit kommt insbesondere der Spezialfall der reinen Wechselbeanspruchung ($\sigma_m = 0$) mit $R = -1$ zur Anwendung.

2.1.2 Zyklische Ver- und Entfestigung

Darüber hinaus kann aufgrund der einachsigen zyklischen Beanspruchung ein transientes Werkstoffverhalten entstehen. Die Vorgänge der zyklischen Werkstoffverfestigung und der zyklischen Werkstoffentfestigung zeichnen sich durch eine Zu- bzw. Abnahme der Spannungsamplitude bei konstanter Dehnungsamplitude aus [Chr91]. Bild 2.2 zeigt je einen typisierten zyklischen Spannungsverlauf für eine Verfestigung (links) und eine Entfestigung (rechts). Von besonderer Bedeutung ist, dass die Ver- bzw. Entfestigungsvorgänge zu Beginn der zyklischen Belastung meist sehr schnell voranschreiten und anschließend in einen Sättigungsbereich übergehen [Chr09].

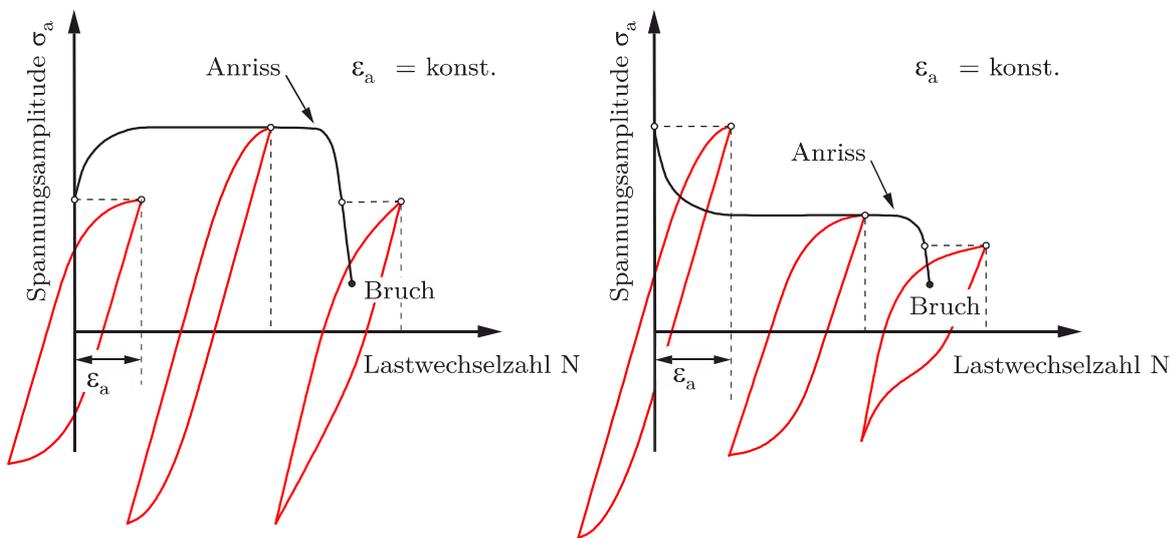


Bild 2.2 Typisierte Spannungsverläufe unter zyklischer Belastung für eine Werkstoffverfestigung (links) und eine Werkstoffentfestigung (rechts)

In Bild 2.3 ist die Wechselverformungskurve des in dieser Arbeit untersuchten Werkstoffs X6CrNiNb18-10 bei Raumtemperatur für eine Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,2 \%$ dargestellt. Es zeigt sich zu Beginn eine Werkstoffentfestigung und anschließend eine über die gesamte Versuchsdauer verlaufende sekundärer Verfestigung, welche nachweislich durch eine verformungsinduzierte α' -Martensitbildung hervorgerufen wird. Auch solche mikrostrukturellen Werkstoffreaktionen müssen, zumindest phänomenologisch, für eine konsolidierte Lebensdauerbewertung mitberücksichtigt werden, um das komplexe Werkstoffverhalten abzubilden. Der technische Anriss der Probe, wie in Bild 2.2 angedeutet, hat einen deutlichen Spannungsabfall zur Folge, bis der Bruch der Probe eintritt. Um eine Vergleichsmöglichkeit mehrerer Versuche zu gewährleisten wird für dehnungsgeregelte Versuche meist ein Lastabfall von 25 % gegenüber dem stabilisierten Bereich als Versagenskriterium definiert. Um eine konsistente Lebensdauerbewertung durchzuführen, sollten ausschließlich Versuchsergebnisse mit demselben oder vergleichbaren Versagenskriterium berücksichtigt werden.

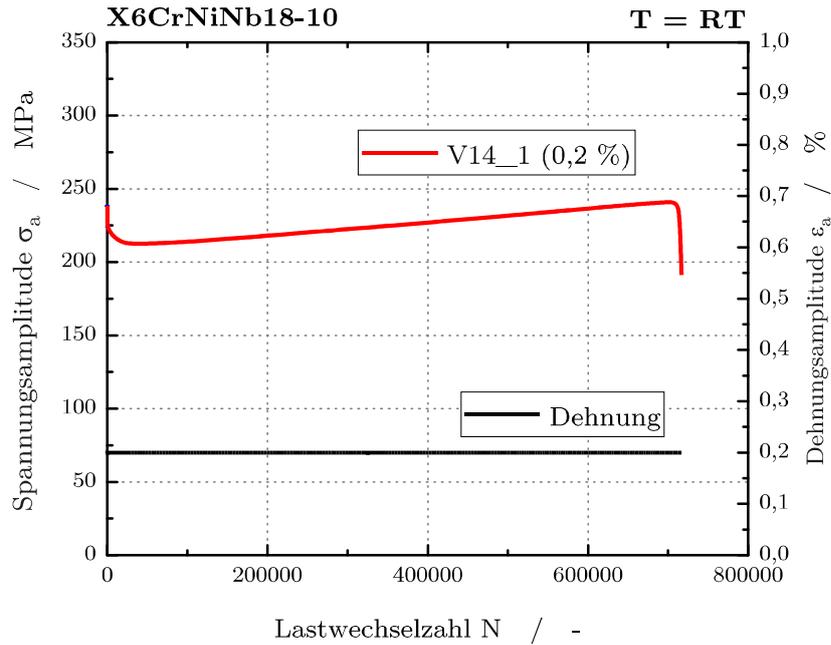


Bild 2.3 Wechselverformungskurve des Werkstoffs X6CrNiNb 18-10 bei Raumtemperatur für eine Dehnungsamplitude von $\varepsilon_a = 0,2$ % mit Entfestigung und sekundärer Verfestigung

2.1.3 Definition zyklischer Werkstoffkennwerte

Kann wie oben beschrieben ein stabilisierter Zustand erreicht werden, kann das Werkstoffverhalten auf unterschiedlichen Beanspruchungsniveaus anhand der zyklisch stabilisierten Spannungs-Dehnungs-Hysteresen charakterisiert werden. Dafür wird die Korrelation zwischen der stabilisierten Spannungsamplitude und den Werten der zugehörigen Dehnungsamplituden genutzt. Die mathematische Beschreibung durch Gleichung 2.1 der resultierenden zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve wird nach Ramberg und Osgood vorgenommen [Ram43].

$$\varepsilon_a = \varepsilon_{a,el} + \varepsilon_{a,pl} = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (2.1)$$

Mithilfe des zyklischen Versfestigungskoeffizienten K' und des zyklischen Verfestigungsexponenten n' , welche bei doppelt logarithmischer Auftragung der Spannungs-Dehnungs-Kurve abgeleitet werden können, siehe Bild 2.4, ist eine Beschreibung über den gesamten Beanspruchungsbereich gegeben. Die übliche und in dieser Arbeit eingesetzte Vorgehensweise nutzt einen Best-Fit Algorithmus zur Anpassung der Ramberg-Osgood-Gleichung an die gegebenen Wertepaare aus Spannungsamplitude und Gesamtdehnungsamplitude. Der zugrunde gelegte Elastizitätsmodul E wird im Rahmen der Werkstoffcharakterisierung anhand normgerechter Zugversuche für den jeweiligen

Werkstoff ermittelt. Generell wird eine Verwendung von Werkstoffkennwerten aus experimentell ermittelten Daten, welche den Werkstoffzustand möglichst genau abbilden, empfohlen.

Zur Berechnung bestimmter Schädigungsparameter ist zusätzlich die zyklische Dehngrenze $R'_{p0,2}$ erforderlich. Diese kann über den zyklischen Verfestigungskoeffizient und Verfestigungsexponent direkt berechnet werden, siehe Gleichung 2.2,

$$R'_{p0,2} = K' \cdot 0,002^{n'} \quad (2.2)$$

und wird bei einem plastischen Dehnungsanteil von 0,2 % definiert.

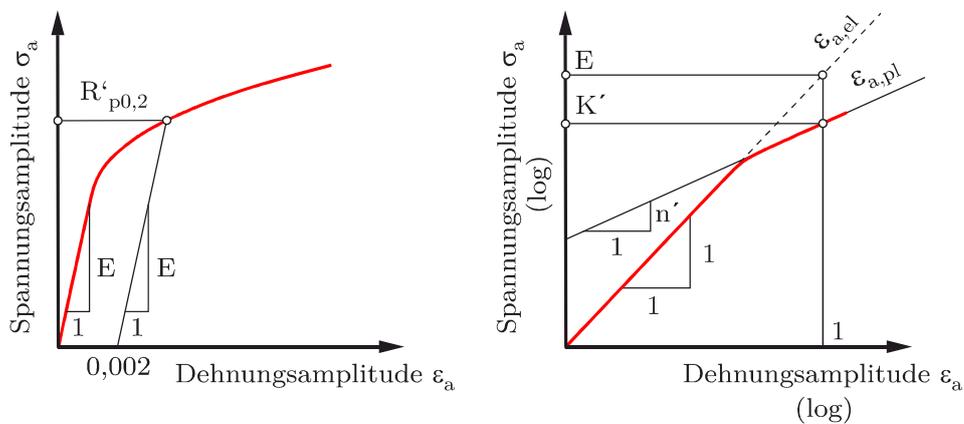


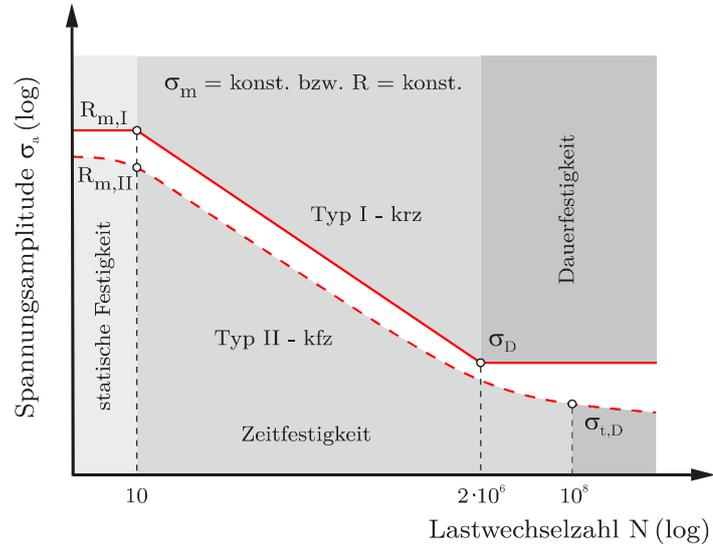
Bild 2.4 Schematische Darstellung der zyklische Spannung-Dehnungs-Kurve mit linearer (links) und logarithmischer (rechts) Skalierung und den jeweils zugehörigen Kenngrößen

Ermüdungsversuche sind nicht nur die Grundlage der Charakterisierung des zyklischen Spannungs-Dehnungs-Verhaltens, sondern stellen auch den Zusammenhang zwischen der Beanspruchungshöhe und Lebensdauer her. Hierzu kann eine spannungskontrollierte oder dehnungskontrollierte Versuchsdurchführung eingesetzt werden. Als Ergebnis entstehen bei spannungskontrollierten Versuchen Wöhlerlinien, welche die Spannungsamplitude über der Bruchlastwechselzahl N_B auftragen [Sch97].

Bild 2.5 stellt schematisch zwei Arten von Wöhlerkurven dar. Die Unterscheidung basiert auf unterschiedlichen Atomgitterstrukturen. Der Wöhlerkurventyp I ist bei ferritisch-perlitischen Stählen mit kubisch-raumzentriertem Gitter und heterogenen Nichteisenmetallen zu erwarten. Ein Verlauf nach Wöhlerkurventyp II ergibt sich für austenitische Stähle und andere Legierungen mit kubisch-flächenzentrierte Atomgitter, wie zum Beispiel Aluminiumlegierungen. Sind für Wöhlerkurven von Typ I sogenannte Eckschwingspielzahlen, wie beispielsweise die Dauerfestigkeit σ_D bei $2 \cdot 10^6$ etabliert, können diese für Typ II nicht klar definiert werden [Hah95], [Heu97]. Für

Werkstoffe des Wöhlerkurventyps II ist keine echte Dauerfestigkeit festzustellen, es wird deshalb eine technische Dauerfestigkeit $\sigma_{t,D}$ bei $N = 10^8$ Lastwechseln definiert. Jedoch kann auch bei höheren Lastwechselzahlen Versagen eintreten. Hier liegt die Versagensursache meist in Form nichtmetallischer Einschlüsse im Inneren des Bauteils [Bat06].

Bild 2.5 Prinzipielle Einteilung der Wöhlerkurven vom Typ I – für kubisch-raumzentrierte Werkstoffe und Typ II – für kubisch-flächenzentrierte Werkstoffe



Wird als Basis eine dehnungskontrollierte Versuchsdurchführung angesetzt, wird eine sogenannte Anrisskennlinie anhand der Dehnungsamplitude und der zugehörigen ertragbaren Lastwechselzahl in doppeltlogarithmischer Darstellung aufgetragen. Die hierbei international etablierte Aufteilung in die Bereiche LCF (low cycle fatigue) und HCF (high cycle fatigue) findet bei einer Lastwechselzahl von $N = 5 \cdot 10^4$ statt. Während im LCF-Bereich der plastische Dehnungsanteil dominiert, ist es im HCF-Bereich der elastische Anteil. Für Lastwechselzahlen oberhalb $N = 10^7$ definiert sich der VHCF-Bereich (very high cycle fatigue) [Mug06]. Für die meisten Werkstoffe ergibt sich hier eine makroskopisch rein elastische Beanspruchung. Zur Beschreibung von Anrisskennlinien wird in der Regel der Ansatz nach Manson, Coffin und Morrow [Man65], [Cof54], [Mor65] verwendet, siehe Gleichung 2.3.

$$\varepsilon_a = \varepsilon_{a,el} + \varepsilon_{a,pl} = \frac{\sigma_f'}{E} (2 \cdot N_A)^{b'} + \varepsilon_f' (2 \cdot N_A)^{c'} \quad (2.3)$$

Unter Verwendung des Schwingfestigkeitskoeffizienten σ_f' und des Schwingfestigkeits-exponenten b' wird der elastische Dehnungsanteil bestimmt. Der zyklische Duktilitätskoeffizient ε_f' und der zyklische Duktilitätsexponent c' definieren den plastischen Dehnungsanteil. Zudem besteht über die Kompatibilitätsbedingungen ein direkter Zusammenhang zu den Ramberg-Osgood-Parametern, Gleichung 2.4 und 2.5.

$$n' = \frac{b'}{c'} \tag{2.4}$$

$$K' = \frac{\sigma'_f}{\varepsilon'^{n'}_f} \tag{2.5}$$

Eine weitere in dieser Arbeit eingesetzte mathematische Formulierung benannt nach Langer wird durch Gleichung 2.4 bestimmt [Lan62].

$$\ln(N) = A - B \cdot \ln(\varepsilon_a - C) \tag{2.6}$$

Die Koeffizienten A, B und C werden anhand der Methode der kleinsten Fehlerquadrate abgeschätzt. Liegt ein bestimmter Beanspruchungsbereich im Fokus, kann die Abbildung der Datenpunkte durch die Funktion mittels einer höheren Gewichtung verbessert werden. Der Langer-Ansatz eignet sich im Besonderen zur Beschreibung von Anrisskennlinien und Schädigungsparameter-Wöhlerlinien und dient damit als Grundlage von Bewertungskonzepten und Lebensdauerberechnungen.

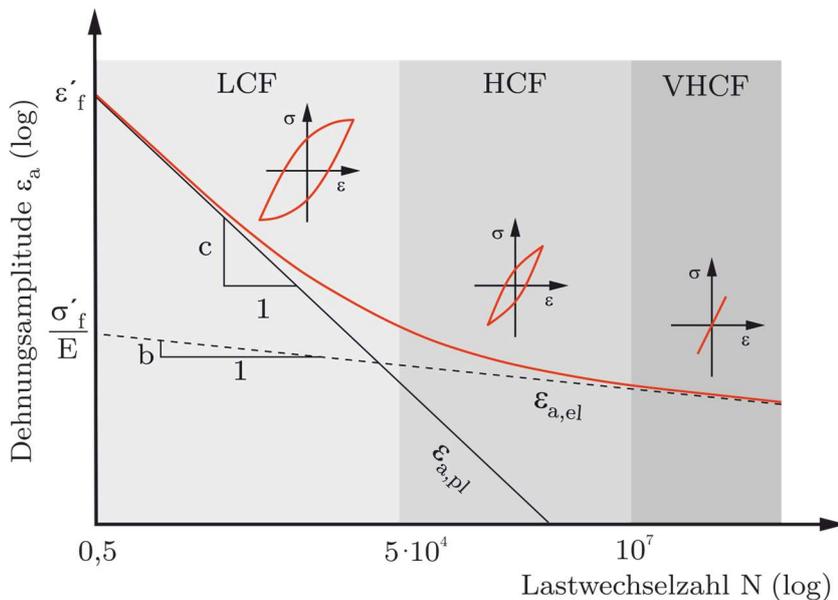


Bild 2.6 Verlauf einer üblichen Anrisskennlinie in doppeltlogarithmischer Darstellung mit der Aufteilung in ihre elastischen und plastischen Dehnungsanteile nach Manson und Coffin sowie einer Unterteilung in die Bereiche LCF, HCF und VHCF

Bei allen bisher genannten Ermüdungskurven handelt es sich um Mittelwertkurven. Ermüdungsversuche unterliegen aber aufgrund natürlicher Werkstoffinhomogenitäten eine Streuung bezüglich ihrer Lebensdauer. Auf jedem Beanspruchungsniveau kann diese Streuung anhand einer Gauß- oder Weibullverteilung beschrieben werden. Die

Mittelwertkurve gibt dabei eine Überlebenswahrscheinlichkeit von 50 % an. Für die Beschreibung der Streuung wird die Streuspanne T verwendet. Die Lastwechselwerte $N_{10\%}$, $N_{90\%}$ und die Lastwerte $\sigma_{10\%}$, $\sigma_{90\%}$ geben an, bei welcher Belastung oder Lastwechselzahl 10 % beziehungsweise 90 % aller Proben versagt haben [Ade01, Hai06].

2.2 Mikrostrukturelle Grundlagen

2.2.1 Gefüge und Versetzungsstruktur bei zyklischen Belastungen

Abgesehen von makroskopisch messbaren Effekten, welche meist in einer phänomenologischen Betrachtungsweise berücksichtigt werden, sind für die Werkstoffermüdung bei zyklischer Belastung Vorgänge auf atomarer oder mikroskopischer Ebene von großer Bedeutung [Kru04, Ric12]. Im Besonderen zu Beginn der Belastungshistorie sind mikrostrukturelle Veränderungen wie beispielsweise die Ausbildung von Versetzungsstrukturen oder das Entstehen von Zwillingskorngrenzen zu beobachten. Selbst bei makroskopisch elastischem Werkstoffverhalten treten demnach für den Werkstoff irreversible Vorgänge auf. In [Utz15] konnte für den in dieser Arbeit verwendeten Werkstoff X6CrNiNb18-10 an dünnen Metallfolien mittels TEM-Untersuchungen neben Niobkarbiden auch bereits im Ausgangszustand vorhandenen Versetzungen nachgewiesen werden. Dabei ordneten sich die Versetzungen besonders in der Nähe von Niobkarbiden an. Die ermittelte mittlere Versetzungsdichte des Werkstoffs bei Raumtemperatur betrug $\rho = 0,6 (\pm 0,2) \cdot 10^{14} \text{ m}^{-2}$. Für den unverformten, wärmebehandelten austenitischen Werkstoffs X6CrNiNb18-10 kann dieser Wert in [Sop11] bestätigt werden.

Für kubisch flächenzentrierte Werkstoffe sind in Bild 2.7 in Abhängigkeit der Stapelfehlerenergie die dominierenden Versetzungsanordnungen bei zyklischer Werkstoffbeanspruchung schematisch dargestellt [Luk96, Fel68]. Die Stapelfehlerenergie kann generell als ein quantitatives Maß für den Widerstand gegen Quergleiten interpretiert werden [Fes12]. Für hohe plastische Dehnungsanteile formieren sich aus versetzungsreichen Wänden und versetzungsarmen Kanälen Versetzungszellen, deren Größe und Ausprägung von der Höhe der plastischen Dehnungsamplitude abhängt [Sop15]. Für eine hohe Stapelfehlerenergie und Beanspruchungen im HCF- und VHCF-Bereich, spricht bei hohen Lastwechselzahlen und geringen plastischen Dehnungsamplituden, dominiert für kubisch-flächenzentrierte Werkstoffe die Ausprägung von persistenten Gleitbändern [Mug79, Mug 83, Tho56]. Die Stapelfehlerenergie liegt für den Werkstoff X6CrNiNb18-10 bei Raumtemperatur bei $\gamma_{\text{SFE}} = 28 (\pm 6) \text{ mJ} \cdot \text{m}^{-2}$ [Sch01]. Zusätzlich besteht eine signifikante Abhängigkeit von der Temperatur. In [Tal07] zeigt sich anhand von Untersuchungen an CrNi-Stählen, dass ein Ansteigen mit der Temperatur

in einem Bereich von $d\gamma_{\text{SFE}} / dT = 0,05$ bis $0,1 \text{ mJ} / \text{m}^2 \cdot \text{K}$ liegt. Für den Werkstoff X6CrNiNb18-10 ergibt sich damit für eine Temperatur von $T = 300 \text{ °C}$ eine Stapelfehlerenergie $\gamma_{\text{SFE}} = 56 (\pm 6) \text{ mJ} \cdot \text{m}^{-2}$. Generell weisen metastabile austenitische Werkstoffe im Vergleich zu anderen Metallen geringe Stapelfehlerenergiewerte auf [Mül11].

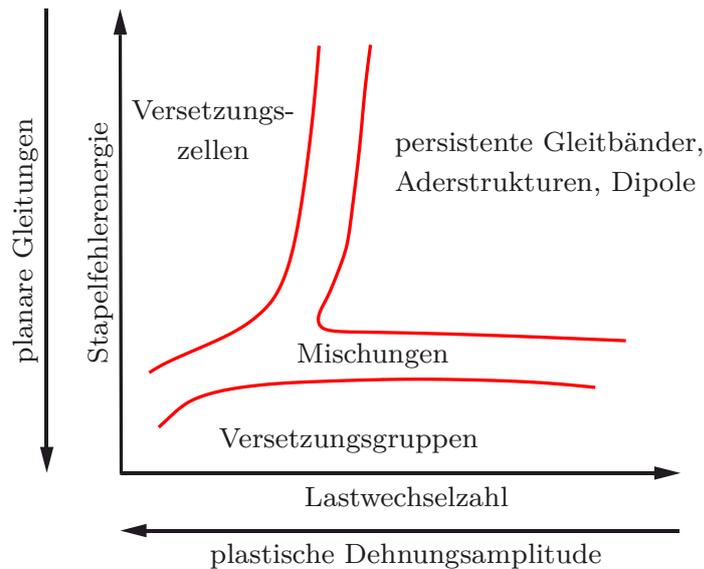
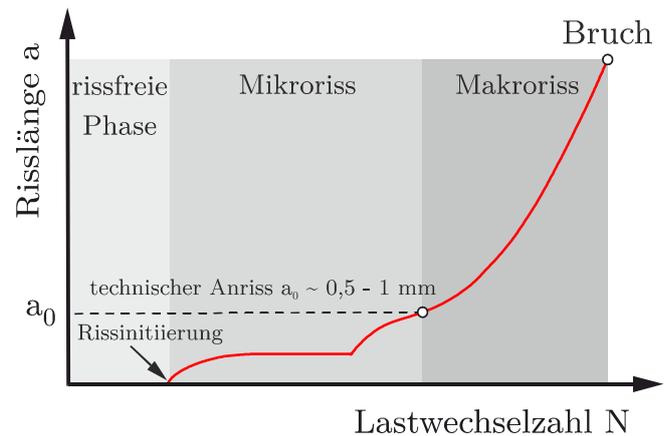


Bild 2.7 Zusammenstellung verschiedener Versetzungsanordnungen für kfz-Metalle unter zyklischer Belastung in Abhängigkeit der Stapelfehlerenergie, nach [Luk72]

2.2.2 Schädigungsmechanismen und Rissinitiierung

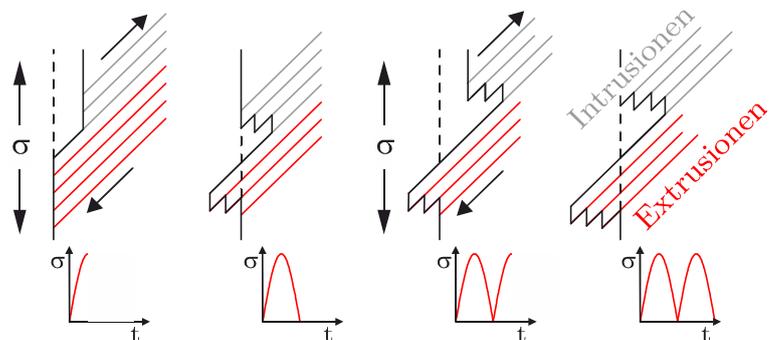
Bei zyklischen Belastungen kann das Versagen von Werkstoffen bereits unterhalb quasi-statischer Kennwerte erfolgen. Die wirkenden Schädigungsmechanismen unterscheiden sich dabei grundlegend und sollen in diesem Absatz kurz erläutert werden. Die Lebensdauer eines Bauteils lässt sich grundlegend in drei Phasen einteilen [Sur98]. In Bild 2.8 sind diese Phasen schematisch dargestellt und anhand der Risslänge a aufgeteilt. Der Verlauf beginnt beim Ausgangszustand des Materials und geht über den Anriss bis hin zum Restbruch der Probe.

Bild 2.8 Ablauf von Ermüdungsvorgängen in polykristallinen Metallen in Abhängigkeit der Lastwechselzahl N



Wird von einem nicht vorgeschädigten Werkstoff oder einem Bauteil ohne Fehler ausgegangen, so durchläuft dieses zuerst eine anrissfreie Phase. In dieser werden durch strukturmechanische Vorgänge Werkstoffeigenschaften verändert [Spi06]. Es können demnach Effekte in Abhängigkeit von Belastung und Schwingspielzahl, wie der Anstieg des elektrischen Widerstandes, eine Abnahme der Wärmeleitfähigkeit oder Änderungen der mechanischen Dämpfung beobachtet werden [Sch97], [Stä82]. In der Rissbildungsphase sind vor allem oberflächennahe werkstoffmechanische Vorgänge von Bedeutung. Gründe hierfür sind inhomogene Spannungsverteilungen oder die mikrogeometrische Beschaffenheit der Oberfläche, die im Laufe der Werkstoffermüdung auftreten kann. Es kommt zu einer mikroskopischen plastischen Verformung. Dabei handelt es sich um irreversible Gleitvorgänge durch Versetzungsbewegungen [Pol87]. Diese Versetzungen können an der Oberfläche austreten und bilden dort sogenannte Extrusionen und Intrusionen, siehe Bild 2.9. Extrusionen und Intrusionen die in einer Ebene abgleiten, gleiten jedoch in der Regel auf einer parallelen benachbarten Ebene wieder zurück. So entstehen in Richtung der größten Schubspannung Gleitbänder, die zusammen mit den Intrusionen Risskeime darstellen. Diese Risskeime können Ausgangspunkte für einen Mikroriss sein [Läp08].

Bild 2.9 Vereinfachtes Modell zur Bildung von Intrusionen und Extrusionen aus Gleitbändern unter zyklischer Belastung



Es schließt sich das Mikrorisswachstum entlang der Gleitbänder und in Richtung der maximalen Schubspannung an. Für die Risslänge, die den Übergang von der Rissbildungsphase zur Rissfortschrittsphase definiert, gibt es unterschiedliche Angaben [San08]. Der sogenannte technische Anriss a_0 variiert meist zwischen 0,5 mm [Löp08] und 1 mm [See96]. Der Übergang wird von der Mikrostruktur, der Belastung und den Umgebungsbedingungen bestimmt [Soc00]. Meistens ändert der Mikroriss bei dem Übergang in die Risswachstumsphase seine Richtung. Er verläuft oft senkrecht zur größten Normalspannung. Das stabile makroskopische Risswachstum setzt sich mit jedem Schwingenspiel fort. Dadurch können Schwingstreifen entstehen, die unter Umständen nach dem Bruch der Probe mikroskopisch identifiziert werden. Ist der Riss letztendlich groß genug, dass die aufgebrachte Belastung durch den Restquerschnitt nicht mehr ertragen werden kann, ist der Restbruch der Probe die Folge.

Die Auftragung der Risslänge über der Lastwechselzahl zeigt, dass das Risswachstum den größten Anteil der Lebensdauer einnimmt. Teilweise kann ein Anteil von bis zu 90 % beobachtet werden. Das Mikrorisswachstum alleine kann sogar 70 % der gesamten Lebensdauer betragen [Löp08]. Diese Werte gelten jedoch nur für Labborproben und nicht für Bauteile, da eine Geometrieabhängigkeit besteht [Chr09]. Für ungekerbte Proben dominiert im HCF-Bereich die Rissinitiierungsphase die Lebensdauer, während im LCF-Bereich die Lebensdauer von der Risswachstumsphase dominiert wird [Fes12].

2.2.3 Verformungsinduzierte α' -Martensitbildung

Bei austenitischen (metastabilen) Stählen kommt es aufgrund einer sehr guten Kaltumformbarkeit und einem hohen plastischen Verformungsvermögen zu Bruchdehnungen von bis zu über 40 %. Dabei kann es sowohl bei statischer oder im Besonderen auch bei zyklischer Beanspruchung zu verformungsinduzierter α' -Martensitbildung kommen, gezeigt unter anderem in [She12, Sma08, Sma19]. Die damit einhergehende Materialverfestigung und Materialversprödung wirkt sich direkt auf das zyklische Werkstoffverhalten und die Lebensdauer aus. Für den in dieser Arbeit verwendeten metastabilen Werkstoff X6CrNiNb18-10 ist die Entstehung von verformungsinduziertem α' -Martensit und insbesondere eine Umwandlungsabhängigkeit von der Umgebungstemperatur in der Literatur belegt.

Bisherige Forschungsaktivitäten in [Mül13], [Sei14] und [Sop15] beschäftigen sich mit der Detektion von Werkstoffveränderungen dieser Art im Bereich von hochzyklischen Beanspruchungen. Mithilfe von zerstörungsfreien Prüfmethode wird die verfor-

mungsinduzierter α' -Martensitbildung erfasst und ein Zusammenhang mit dem Ermüdungsgrad des Werkstoffs hergestellt [Sor14b, Mül10a, Mül10b]. Es zeigt sich, dass aufgrund der erhöhten Festigkeit des ausgebildeten α' -Martensits Gradienten zum umgebenden austenitischen Grundgefüge entstehen und sich dadurch Spannungskonzentrationen ergeben. Die dadurch entstehenden werkstoffbedingte Mikrokerben können eine Rissinitiierung und demzufolge das Werkstoffversagen insbesondere im LCF-Bereich beschleunigen. Im HCF- und VHCF-Bereich konnte dagegen für den metastabilen austenitischen Stahl 1.4301 gezeigt werden, dass es an Mikrorissen, welche sich im austenitischen Grundgefüge gebildet haben, aufgrund einer überhöhten Rissspitzenbeanspruchung und α' -Martensitbildung zu einem Rissstopp kommen kann [Mül11] und [Zim12]. Als Begründung werden die höhere Festigkeit des Martensits, durch die Umwandlung eingebrachte Druckeigenstressungen und die Blockierung von Ermüdungsgleitbändern genannt. Das dadurch beeinflusste Ermüdungsverhalten wirkt sich auf die Wöhlerkurve aus und zeigt sich in einem horizontalen Verlauf zwischen 10^6 und 10^9 Lastwechseln sowie in einer tatsächlich vorhandenen Dauerfestigkeitsgrenze.

Im Zusammenhang mit der Erforschung des Ermüdungsverhaltens ist auch darauf hinzuweisen, dass bereits durch die Herstellung des Werkstoffs, des Halbzeuges und auch der Probe selbst verformungsinduzierter α' -Martensit in die Mikrostruktur eingebracht werden kann. So zeigen Untersuchungen an Proben des austenitischen Stahls X6CrNiNb18-10 eine durch kryogenes Drehen hervorgerufene Randschicht mit einem 40 %-igen α' -Martensitanteil [Sko14]. Die dadurch an der Oberfläche hervorgerufene Werkstoffverfestigung und die eingebrachten Druckeigenstressungen steigern die Lebensdauer in den einstufigen Ermüdungsversuchen signifikant. Ein ausgeprägter Einfluss auf das Ermüdungsverhalten durch verformungsinduzierte α' -Martensitbildung ist bei erhöhten Temperaturen von ca. 300 °C nicht zu erwarten. Mit steigenden Temperaturen nimmt die Austenitstabilität der Werkstoffe zu, wodurch die α' -Martensitbildung gehemmt bzw. unterdrückt wird. Als weitere Einflussgröße kann die Beanspruchungshöhe genannt werden. Untersuchungen zur Ermüdungsfestigkeit im LCF-Bereich haben gezeigt, dass bereits geringfügige lokale Streuungen der Festigkeit einen erheblichen Einfluss auf die Anrisslastwechselzahl haben können [Bos14]. Im HCF- und VHCF-Bereich spielen lokale Inhomogenitäten eine wichtige Rolle, da diese eine Spannungskonzentration darstellen und dementsprechend auch bei geringen zyklischen Lasten Risse auslösen können. Es ist anzunehmen, dass derartige Inhomogenitäten im HCF- und VHCF-Bereich einen noch größeren Einfluss auf die Anrissmechanismen aufweisen.

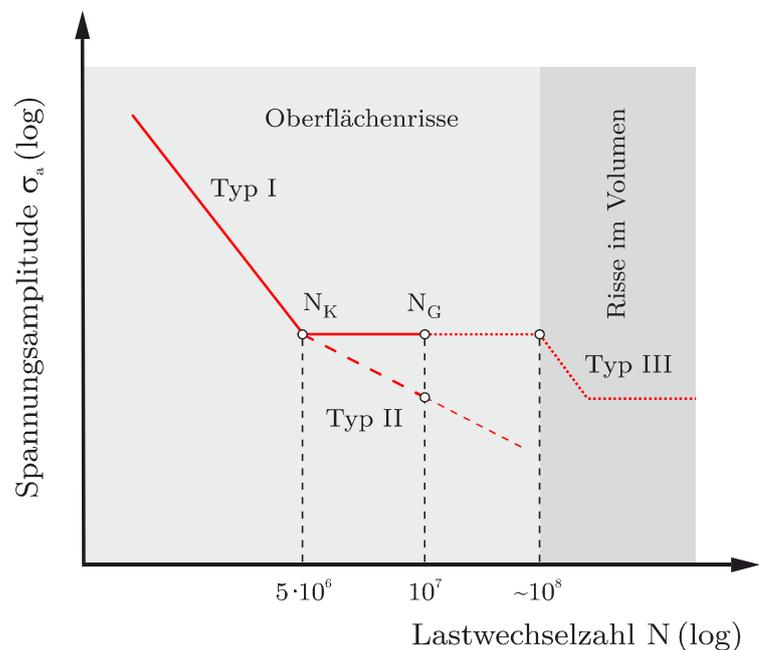
2.3 Ermüdungsverhalten im VHCF-Bereich

Untersuchungen im Bereich sehr hoher Lastwechselzahlen zeigen, dass die historisch gewachsene Vorstellung einer Dauerfestigkeit und ihre zugehörige Darstellung über eine Wöhlerkurve nicht für alle Werkstoffe gültig ist. Im VHCF-Bereich können verschiedene mikrostrukturelle Vorgänge zum Versagen metallischer Werkstoffe führen. In [Mug06] wird eine Einteilung in zwei Werkstoffkategorien vorgeschlagen. Werkstoffe der Kategorie I sind reine, einphasige und duktile Werkstoffe die keine inneren Fehlstellen und Defekte aufweisen. Diese Werkstoffe versagen im Bereich der Zeitfestigkeit durch die Bildung von persistenten Gleitbändern an der Oberfläche des Werkstoffs, welche über die Entstehung von Extrusionen und Intrusionen zu einer Rissinitiierung führen [Chr91, Chr09]. Wird der Grenzwert zur Bildung der persistenten Gleitbänder an der Oberfläche aufgrund der äußeren Belastung unterschritten, kommt es zu einer ausgeprägten Dauerfestigkeit. In Bild 2.10 entspricht dies Kurve-Typ I, einem horizontalen Verlauf der Wöhlerlinie im Dauerfestigkeitsbereich ohne weiteres Absinken wie es z.B. für einige ferritische Stähle zu finden ist [Din50, Roo08]. Typ II Werkstoffe (häufig kubisch-flächenzentrierte oder hexagonal dichtest-gepackte Werkstoffe) wie z.B. austenitische Stähle, Aluminium, Magnesium und Titan können einen weiteren Abfall im Anschluss an die Zeitfestigkeitsgerade aufweisen [Pyt11, Ost07]. Dabei ist der Versagensort durch Bildung von Gleitbändern oder durch irreversible plastische Verformungen jedoch immer an der Oberfläche zu finden. Für Kategorie I Werkstoffe kann dieser Effekt auf nach einem kurzzeitig „stabilen“ Dauerfestigkeitsniveau eintreten, vergleichbar zu Kurven-Typ III [Car02]. Werkstoffe der Kategorie II sind mehrphasige Legierungen, welche Fehlstellen, Einschlüsse oder auch Poren (Gusswerkstoffe) enthalten. Diese Werkstoffe können im Verlauf einer Wöhlerlinie durch Kurven-Typ III beschrieben werden. Während im Zeitfestigkeitsbereich das Versagen von der Oberfläche der Werkstoffe ausgeht, kommt es nach einem quasi-horizontalen Verlauf zu einem weiteren Abfall der Dauerfestigkeit im VHCF-Bereich. Das Versagen der Werkstoffe wird dabei im Volumen an inneren Fehlstellen initiiert. Für die in dieser Arbeit untersuchten Werkstoffe, sind überwiegend Ergebnisse erzielt worden, die ein Werkstoffversagen an der Oberfläche aufweisen [Müll11, Sma19, Dan20]. Eine Ausnahme davon ist [Tak08] der an einer Probe einen im Volumen initiierten Riss ohne ursprünglichen Defekt mit „fish eye“-Optik finden konnte.

Im HCF und VHCF-Bereich wurden in den vergangenen Jahren Untersuchungen eingeleitet, um das Werkstoffverhalten im Bereich der sogenannten „technischen Dauerfestigkeit“ zu erforschen. Untersuchungsschwerpunkte sind bislang insbesondere Werkstoffe aus dem Fahrzeug und Flugzeugbau, wo ausgeprägt hochzyklische

Schwingbeanspruchungen auftreten. Aufgrund der extrem großen Lastwechselzahlen wird angestrebt, mit möglichst großer Frequenz zu prüfen, um die Versuchsdauer zu minimieren. Die Prüffrequenzen der aktuell überwiegend verwendeten piezoelektrisch betriebenen Ultraschallprüfstände sind häufig im Bereich von 20 kHz, was sie zu einem geeigneten Werkzeug im Bereich der VHCF-Untersuchungen macht. Da es aufgrund der hohen Prüffrequenzen im Inneren der Proben zu einer signifikanten Erwärmung kommen kann, wird die Beanspruchung in der Regel gepulst aufgebracht [Mül13]. Dies erfordert eine auf steile Lastrampen beim Ein- und Ausschwingen der in Resonanz angeregten Probe optimierte Prüfstandregelung, um auch im Puls-Pause-Betrieb eine hinreichend genaue, einstufige Beanspruchung zu realisieren [Kov13].

Bild 2.10 Mögliche Verlaufsformen der Wöhlerkurve im Bereich hoher Lastwechselzahlen



Während sich in vielen technischen Bereichen und Regelwerken elastisch-plastische bzw. dehnungsbasierte Bewertungsmethoden etablieren, ist im VHCF-Umfeld (selbst im Bereich der Forschung) eine rein fiktiv-elastische Bewertung Stand der Technik. Als Grundannahme wird hier ein rein elastisches Materialverhalten aufgrund sehr geringer Beanspruchungen im VHCF-Bereich vorausgesetzt. Hinzu kommt, dass eine lokale Dehnungsmessung bei 20.000 Hz und erhöhten Temperaturen von 300 °C eine große technische Herausforderung darstellt. Besonders aber für austenitische Stähle ist bekannt, dass auch unterhalb der Dauerfestigkeit makroskopisch signifikante plastische Dehnungsanteile auftreten [Sor14a]. Auch für fortgeschrittene Bewertungsmethoden und Schädigungsparameter sind elastisch-plastische Spannungs-Dehnungs-Zustände die Grundlage und deshalb ihre Bestimmung eine Grundvoraussetzung für eine Lebensdauerbewertung [Rud18].

2.4 Grundlagen der Betriebsfestigkeit

Gegenüber den oben, für konstante Spannungs- oder Dehnungsamplituden, theoretisch erläuterten Zusammenhängen, steht in der Praxis von Bauteilen meist ein komplexes Zeit-Beanspruchungs-Spektrum [Bux88]. Je näher die Prüfbedingen an die tatsächliche Belastung des Bauteils oder der Probe heranreichen, desto genauer kann das Betriebsverhalten beschrieben werden. In verschiedenen Industriezweigen werden Beanspruchungen in Tests für verschiedenste Belastungsbedingungen aufgenommen. Mit der Zeit wurden dadurch Verfahren wie die Blockprogramme oder Versuche mit zufallsartiger Belastung (Randomversuche) entwickelt. Diese Beanspruchungs-Zeit-Funktionen (BZF) lassen sich in deterministische und stochastische Funktionen unterteilen [Din13]. Deterministische BZF lassen sich eindeutig beschreiben und sind deshalb vorhersehbar, während dies bei stochastischen BZF nicht der Fall ist [Bux73].

2.4.1 Mehrstufige Beanspruchungen

Ein Belastungskollektiv ist eine Zusammenstellung der innerhalb einer bestimmten Zeitspanne im betrachteten Querschnitt eines Bauteils auftretenden Beanspruchung nach Größe und Häufigkeit [Sch97]. Aus aufgezeichneten Messdaten, meist gemessene Wege oder Beschleunigungen, können über statistische Zählverfahren Beanspruchungskollektive ermittelt werden [Fkm95]. Für Betriebsfestigkeitsversuche werden solche Belastungskollektive entworfen, mit dem Ziel, einer realen Belastung aus dem Betrieb nahe zu kommen.

Historisch bedingt werden Versuchsergebnisse mit einem Belastungskollektiv immer auf Höhe der größten Spannungsamplitude, selbst wenn diese nur einmal auftritt, eingetragen. Dies führt zu einer Verschiebung der Versagenskurven hin zu größeren Lastwechselzahlen, zu der sogenannten Gaßner-Linie [Gas41, Gas64].

Eine versuchstechnische Lösung, die eine einfache Durchführung für Kollektivbeanspruchungen darstellt, ist ein sogenannter Blockprogrammversuch. Dazu werden aus der Verteilungsfunktion des Belastungskollektivs verschiedene Lastblöcke mit konstanter Beanspruchung und Dauer abgeleitet und diese im Versuch als Belastungshistorie auf die Probe aufgebracht. Im Gegensatz zu einstufigen Versuchen sind hierbei weitere Effekte zu beobachten, welche sich auf das Ermüdungsverhalten und die Lebensdauer auswirken. Eine wesentliche Rolle spielt die Reihenfolge der einzelnen Beanspruchungen die auf eine Probe oder auf eine Komponente aufgebracht werden. Unter Reihenfolgeeinfluss wird verstanden, dass sich für gleiche Lastblöcke in variierter Reihenfolge unterschiedliche Lebensdauern ergeben [Har60].

2.4.2 Schadensakkumulation

Im Bereich der Schwingfestigkeit wird zwischen Dauer- und Zeitfestigkeit unterschieden. Während die Lebensdauer bei dauerfester Auslegung theoretisch unbegrenzt ist, ist die Anzahl der Lastwechsel im Bereich der Zeitfestigkeit begrenzt. Bei hohen Schwingspielzahlen respektive geringen Beanspruchungen besteht selbst an Kerbstellen im allgemeinen ein linearer Zusammenhang zwischen Spannung und Dehnung (HCF- und VHCF-Bereich), während bei niedrigeren ertragbaren Schwingspielzahlen elastisch-plastische Wechselverformungen an der höchstbeanspruchten Stelle auftreten (LCF-Bereich). Zur Berechnung der Lebensdauer von Bauteilen wird in der Regel die lineare Schadensakkumulation mit dem Ansatz nach Palmgren und Miner [Pal24] – [Min45] eingesetzt. Zur Teilschädigung und damit zum Versagen des Bauteils, tragen hier lediglich die Laststufen oberhalb der Dauerfestigkeit bei. Dabei wird das stetige Amplitudenkollektiv in Stufen mit konstanter Amplitude und Stufenhäufigkeit n_i unterteilt [Hai06]. Für jede Stufe i wird ein Schädigungsanteil berechnet, indem die Stufenhäufigkeit durch die maximal ertragbare Schwingspielzahl N_i einer Wöhlerlinie geteilt wird. Schließlich wird jeder Schädigungsanteil aufaddiert. Ist die gesamte Schädigung $D \geq 1$, ist ein Versagen des Bauteils zu erwarten [Rad07]. Die Berechnung der Schadenssumme D erfolgt anhand der Gleichung 2.7:

$$D = \sum_{i=1}^m \frac{n_i}{N_i} \quad (2.7)$$

Neben der originalen Miner-Regel werden häufig auch einfache Modifikationen eingesetzt, die bei der Ermittlung der Schädigung auch Beanspruchungen im Dauerfestigkeitsbereich berücksichtigen, siehe Absatz 2.4.3. Als Voraussetzung gilt für die Berechnung in jedem Fall, dass die Mittelspannung bzw. das Spannungsverhältnis R von Lastkollektiv und Wöhlerlinie übereinstimmen, ansonsten ist es notwendig, eine Mittelspannungstransformation des Kollektivs durchzuführen [Hai75].

Eine alternative Ermüdungsbewertung erfolgt mithilfe von Schädigungsparametern und dem Örtlichen Konzept [Neu61]. Auch hier findet die lineare Schadensakkumulation in den meisten Ansätzen ihre Anwendung [Göt20]. Um die Schädigungsparameter-Anrisskennlinien zu erhalten, wird für jede geschlossene Hysterese der Schadensparameter berechnet. Die ermittelten Teilschädigungen aus den zugehörigen Anrisslastzyklenzahlen werden nach der Miner-Regel zur Schadenssumme aufsummiert. Als Schadensdefinition gilt, dass das Bauteil durch Anriss versagt, sobald die Summe den Wert 1 erreicht.

Für die lineare Schadensakkumulation spielt die Reihenfolge der Teilschädigungen keine Rolle. Die Schadenssumme bleibt unverändert, egal ob zuerst hohe und anschließend geringe Beanspruchungen oder umgekehrt aufgeprägt werden [Rad07]. Bei der Lebensdauerermittlung hat die Reihenfolge der Beanspruchungen dagegen einen hohen Einfluss. Es ergeben sich für Variationen eines Belastungskollektivs Unterschiede in der Höhe der ertragbaren Lastwechselzahlen [Har13].

Für definierte Kollektivformen wurden in [Ber01] Schwingversuche an ferritischen Stählen mit einem Kollektivumfang von 10^6 Schwingspielen durchgeführt und verglichen. Die Versuche zeigen, dass mit unter der Kollektivfunktion kleiner werdender Fläche die Lebensdauer zunimmt. In [Col09, Fis09] sind Versuche an austenitischen Stählen zu sehen, bei der zum einen von niedrigen zu hohen Amplituden (LOW-HIGH), von hohen zu niedrigen Amplituden (HIGH-LOW) sowie einer zufällig angeordneten Reihenfolge untersucht wurden. Die Ergebnisse zeigen einen konsistenten Einfluss der Reihenfolge, wobei die HIGH-LOW Lastfolgen die geringste und die LOW-HIGH Lastfolgen die höchste Lebensdauer aufweisen. Zufällig angeordnete Lastfolgen repräsentieren eine Mittelung dieser Beanspruchungen und ordnen sich auch in Bezug auf die Lebensdauer in der Mitte ein. Die in [Kam15, Kam17, Avi02] durchgeführten Experimente repräsentieren Kollektive mit Belastungskombination aus dem LCF- und HCF-Bereich. Es hat sich gezeigt, dass ein Versagen bereits bei einem Schädigungsgrad kleiner 1 eintreten kann. Ebenfalls sind in [Sch08] Werte im Bereich zwischen 0,1 - 0,78 erzielt worden. Anhand dieser und weiterer Arbeiten hat sich gezeigt, dass die Anwendung eines über den üblichen linearen Schadensakkumulationsansatz hinausgehenden Schadensakkumulationsmodells zu einer verbesserten Ermüdungsbewertung von ferritischen und austenitischen Stählen notwendig ist.

2.4.3 Transiente Dauerfestigkeit

Eine Vereinfachung des Palmgren-Miner-Ansatzes ist die Verwendung einer konstanten Dauerfestigkeit. Generell ist davon auszugehen, dass sich die dauerhaft ertragbare Beanspruchung eines Werkstoffs oder einer Komponente mit zunehmendem Schädigungsgrad reduziert [Rad07]. Durch kurzrissbruchmechanische Ansätze kann durch anfänglich vorhandene, sehr kleine Anrisse im Bereich von $\approx 10 \mu\text{m}$, ein transientes Rissöffnungs- und Riss-schließverhalten and damit einhergehend ein transiente Dauerfestigkeitsminderung berücksichtigt werden [Rud03].

Zur Berechnung der anteiligen Schädigung unterhalb der Dauerfestigkeit existiert darüber hinaus eine Mehrzahl von Modifikationen der klassischen linearen Schadensakkumulation. In Bild 2.11 ist der postulierte Verlauf der Wöhlerlinie unterhalb

der Dauerfestigkeit für die bekanntesten Varianten der linearen Schadensakkumulation dargestellt. Sie unterscheiden sich prinzipiell in der Betrachtung der Spannungen unterhalb der Dauerfestigkeit [Fat98]. Bei der Miner-Original werden Belastungen deren, Amplituden unterhalb der Dauerfestigkeit liegen, nicht berücksichtigt und leisten somit in der Berechnung keinen Anteil zur Schädigungsakkumulation [Min45]. Bei Miner-Elementar wird die Wöhlerlinie ab der Eckschwingspielzahl N_D mit gleicher Neigung wie in der Zeitfestigkeit in den Dauerfestigkeitsbereich hinein verlängert. Hiermit werden Beanspruchungen unterhalb der Dauerfestigkeit anteilig gleich gewichtet wie Beanspruchungen in der Zeitfestigkeit [Hai06]. Im Gegensatz dazu definiert die modifizierte Miner-Regel nach Haibach eine fiktive Fortsetzung der Wöhlerlinie mit einer flacheren Neigung von $2k - 1$ im unterhalb der Dauerfestigkeit [Hai70].

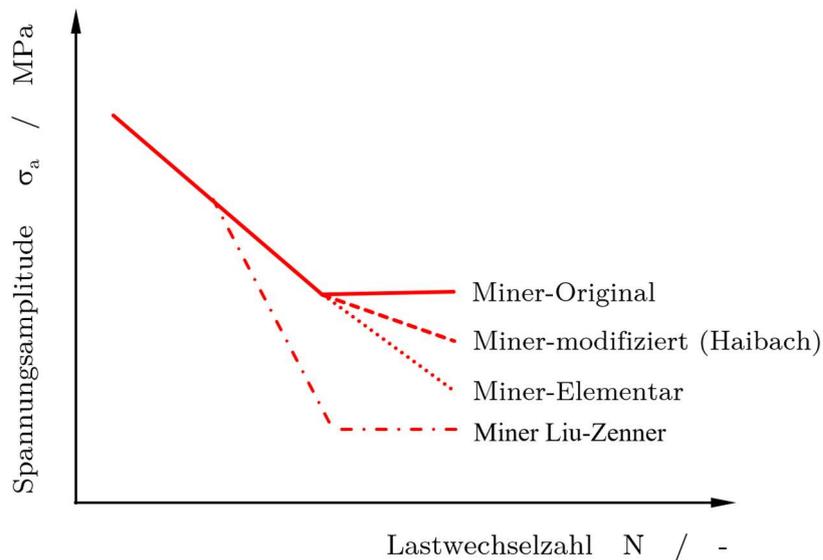


Bild 2.11: Verlauf der Wöhlerlinien für die Miner-Regel in der Originalen, der nach Haibach modifizierten und der Elementaren Umsetzung

Neben den Modifikationen der Palmgren-Miner-Regel, wie Liu-Zenner [Liu92] welche häufig in Regelwerken Anwendung finden [Sch74, Hai70], ist die Berücksichtigung des kontinuierlichen Absinkens der Dauerfestigkeit (S_D in Nennspannungsschreibweise) in Abhängigkeit vom aktuellen Schädigungsgrad (transiente Dauerfestigkeit) nach dem Verfahren der konsequenten Miner-Regel [Hai06] nach der Berechnungsvorschrift

$$D = 1 - \left(\frac{S_D(D)}{S_D} \right)^q \quad (2.8)$$

mit dem Parameter q als Kollektivbeiwert [Hai06] bekannt.

2.5 Örtliches Konzept und Schädigungsparameter

Das Nennspannungskonzept wird in der Festigkeitsberechnung am häufigsten eingesetzt. Dabei wird im höchstbeanspruchten Querschnitt eine Nennspannung definiert und der Bauteilwöhlerlinie gegenübergestellt, in welcher sämtliche Einflüsse auf das Schwingfestigkeitsverhalten (z.B. Mittelspannung, Kerbwirkung, Oberflächenrauheit) berücksichtigt sind. Der wesentlichste Vorteil dieses Konzeptes liegt in der einfachen Anwendung. Problematisch erweist sich das Nennspannungskonzept hingegen bei komplexen geometrischen Verhältnissen, da hier häufig keine eindeutige Nennspannung definiert werden kann. Beim Örtlichen Konzept bildet die auftretende elastisch-plastische Verformung an der höchstbeanspruchten Stelle des Bauteils die Grundlage der Lebensdauerrechnung. Benötigt werden als Kenndaten die zyklische Werkstoff-Fließkurve sowie die Dehnungswöhlerlinie. Die Berechnung der Beanspruchung erfolgt unter Verwendung der Methode der Finiten Elemente oder näherungsweise durch einfache Abschätzungen, beispielsweise mit der Neuber-Formel [Neu61]. Die Anwendung einer Reihe von vorgeschlagenen Schädigungsparametern in [Soc00] ergab, dass eine Lebensdauervorhersage damit zwar bedingt möglich ist, jedoch mit größeren Abweichungen zur sicheren und unsicheren Seite gerechnet werden muss. Insbesondere bei mehrstufigen Beanspruchungen und Beanspruchungen im VHCF-Bereich unterhalb der Dauerfestigkeit sind größere Abweichungen zu erwarten.

Für Stahlwerkstoffe ist die Treffsicherheit des Örtlichen Konzepts bei Verwendung gleicher Voraussetzungen ähnlich der des Nennspannungskonzepts [Eul98]. Der Vorteil des Örtlichen Konzepts gegenüber dem Nennspannungskonzept besteht darin, dass auch komplexe geometrische Strukturen berechnet werden können. Außerdem können bestimmte Einflüsse auf die Lebensdauer, wie Randschichten oder Eigenspannungen, sowie das Auftreten von Wechselplastifizierungen besser bzw. ausschließlich mit dem Örtlichen Konzept beschrieben und erfasst werden.

Dies wird im Folgenden durch die Qualifizierung eines die Beanspruchungsreihenfolge und die transiente Dauerfestigkeit berücksichtigenden Schädigungsparameteransatzes realisiert. Die Anwendbarkeit drei bekannter Schädigungsparameteransätze wird im Rahmen dieser Arbeit verfolgt und angepasst: der kurzrisbruchmechanisch motivierte Schädigungsparameter P_J , der Schädigungsparameter P_{HL} nach Haibach und Lehrke und dessen Modifikation sowie zum Vergleich der im Rahmen des Örtlichen Konzeptes übliche Schädigungsparameter nach P_{SWT} nach Smith, Watson und Topper [Smi70].

2.5.1 Schädigungsparameter P_{SWT} nach Smith, Watson und Topper

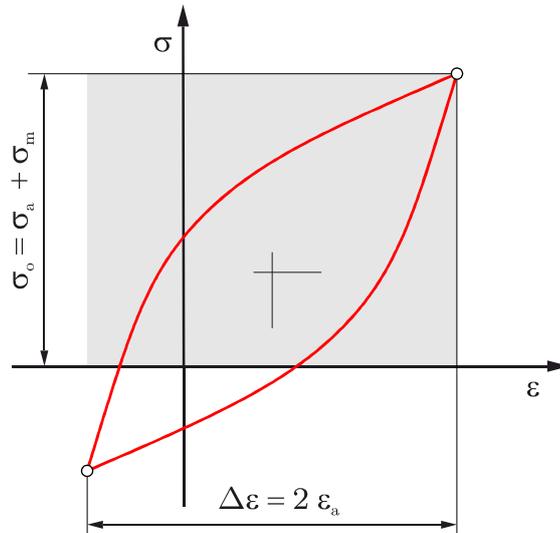


Bild 2.12: Darstellung der Größen zur Berechnung des P_{SWT} -Parameters innerhalb einer Spannungs-Dehnungs-Hysterese

Der bereits als Standard des Örtlichen Konzeptes erwähnte Schädigungsparameter nach Smith, Watson und Topper [Sim70] lässt sich mit der Mittelspannung nach der Gleichung 2.9

$$P_{SWT} = \sqrt{(\sigma_a + \sigma_m) \cdot \epsilon_a \cdot E} \quad (2.9)$$

darstellen. Wird die Dehnungswöhlerlinie analytisch in der Form nach Manson, Coffin und Morrow nach der Gleichung 2.10, so lässt sich der werkstoffabhängige Wert des Schädigungsparameters P_{SWT} aus

$$P_{SWT} = \sqrt{(\sigma_f')^2 \cdot (2 \cdot N)^{2 \cdot b'} + \epsilon_f' \cdot \sigma_f' \cdot E \cdot (2 \cdot N)^{b'+c'}} \quad (2.10)$$

ermitteln.

Der für eine Spannungs-Dehnungs-Hysterese berechnete P_{SWT} -Wert repräsentiert den proportionalen Parameterwert eines Lastwechsels. Mittels einer Schädigungsparameter-Wöhlerlinie und einer linearen Schadensakkumulation nach Gleichung 2.7 kann ein Schädigungsanteil zugewiesen und aufsummiert werden sowie eine Aussage in Bezug auf die eingebrachte Schädigung getroffen werden. Im Sinne des Örtlichen Konzeptes wird der Anteil einer Schädigung in einer ungekerbten Standardprobe und im Bauteil bei gleichen Werten für den berechneten Schädigungsparameter angenommen. Der P_{SWT} -Wert wird in der Dimension einer Spannung angegeben.

2.5.2 Schädigungsparameter P_{HL} nach Haibach und Lehrke

Der von Haibach und Lehrke vorgeschlagene und an Hand der Spannungs-Dehnungs-Hysterese in Bild 2.12 dargestellte Schädigungsparameter P_{HL} [Hai75] kann anhand Gleichung 2.11 berechnet werden.

$$P_{HL} = \sqrt{\Delta\sigma_{eff} \cdot \Delta\varepsilon_{eff} \cdot E} \quad (2.11)$$

Er stellt eine Ermüdungsbewertung, basierend auf einem stark vereinfachten kurzrisbruchmechanischen Rissfortschrittsmodell, dar.

Im Sinne des Örtlichen Konzeptes wird auch hier der Wert des Schädigungsparameters P_{HL} für die ungekerbte Probe dem Wert im Bauteil gleichgesetzt.

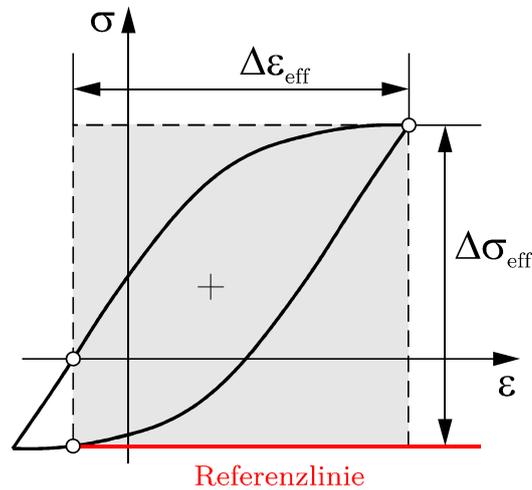


Bild 2.13: Schädigungsparameter P_{HL} nach Haibach und Lehrke nach

Hauptbestandteil des Haibach-Lehrke-Konzeptes ist die vereinfachende Annahme

$$\sigma_{op} = 0 \quad (2.12)$$

bzgl. der Rissöffnungsspannung σ_{op} . Das Risschließniveau (Referenzlinie, siehe Bild 2.13) wird vom größten in der Lasthistorie aufgetretenen Schwingspiel für alle folgenden kleineren Schwingspiele festgelegt. Dieses ändert sich nur dann, wenn ein Lastspiel bzw. Lastkollektiv mit einer höheren Belastung auftritt. Auf Möglichkeiten der Verbesserung des P_{HL} -Konzeptes durch verfeinerte Modellannahmen hinsichtlich des Rissverhaltens hat bereits Haibach selbst in [Hai06] hingewiesen. Der Ansatz nach Haibach-Lehrke kann dadurch zur Beschreibung von Reihenfolge- und nichtlinearen Schadensakkumulationseffekten gegebenenfalls in modifizierter Form (Rissöffnungsniveau, Absenkung der Dauerfestigkeit) durchaus in Betracht gezogen werden.

2.5.3 Schädigungsparameter P_J

Fortgeschrittene Schädigungsparameteransätze beziehen Erkenntnisse aus dem Bereich der Bruchmechanik kurzer Risse in die betreffenden Berechnungsalgorithmen mit ein, womit ein Schritt in Richtung mechanismenorientierter Beschreibung der realen Schädigungsprozesses umgesetzt wird, um nichtlineare Effekte der Schadensakkumulation und des transienten Schwellwertverhaltens zu berücksichtigen.

Als zu Grunde liegende bruchmechanische Parameter kommen vorzugsweise das zyklische J -Integral und die Risspitzenverschiebung CTOD (crack tip opening displacement) in Frage [See96]. Beide sind – weithin auch gestützt auf experimentelle Untersuchungen – als gleichermaßen geeignete elastisch-plastische Risspitzenparameter zu betrachten. Einfachere linearelastische Parameter erweisen sich auf Grund der Verletzung des Kleinbereichsfließkriteriums bei kurzen Rissen eher als problematisch. Der Schädigungsparameter P_J ([See96, Vor89] bzw. P_{RAJ} [Fkm19]) basiert auf dem zyklischen J -Integral mit einer analytischen Abschätzung nach Dowling [Dow87]:

$$\Delta J_{eff} = \left\{ 1,24 \cdot \frac{(\Delta\sigma_{eff})^2}{E} + \frac{1,02}{\sqrt{n}} \cdot \Delta\sigma_{eff} \cdot \left[\Delta\varepsilon_{eff} - \frac{\Delta\sigma_{eff}}{E} \right] \right\} \cdot a = P_J \cdot a \quad (2.13)$$

Die eingehenden Parameter sind nach Gleichung 2.13 in Bild 2.14 veranschaulicht.

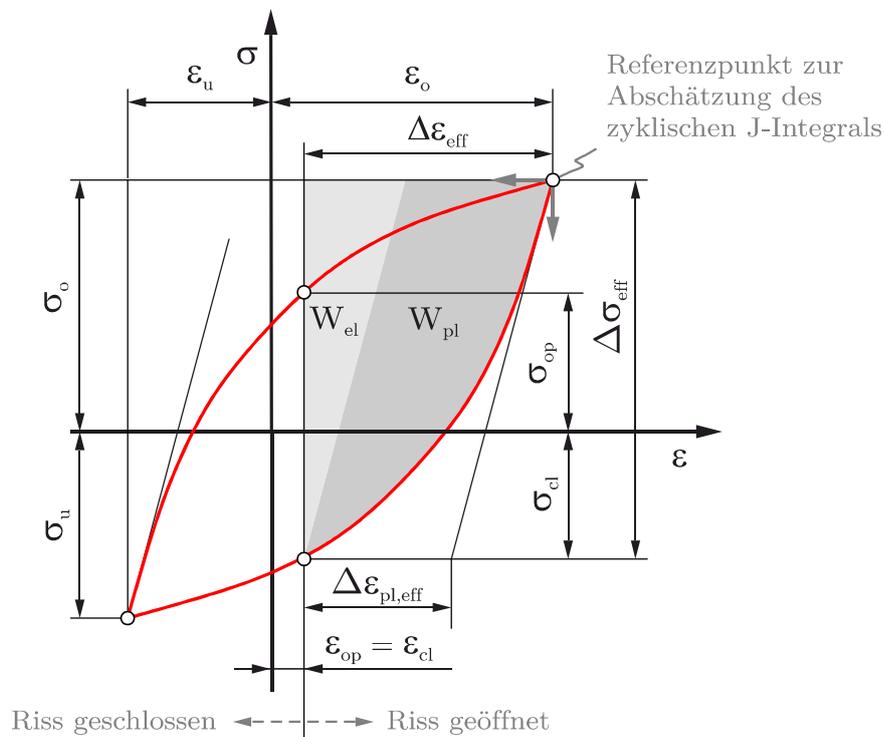


Bild 2.14: P_J -Parameter mit Rissöffnungs- und Riss-schließverhalten nach [Vor89]

Der riszlängenunabhängige Anteil der Gleichung 2.13 stellt hierbei den kurzriszbasierten Schädigungsparameter P_J dar. Die Rissfortschrittsrechnung startet grundsätzlich bei einer (fiktiven) Anfangsriszlänge a_0 , die aus den Kennwerten der Werkstoff-Wöhlerlinie gewonnen wird und somit den in der realen Struktur bis zum Auftreten von a_0 akkumulierten Schaden erfasst [Ant97].

Formal ergibt sich zur Anwendung des Modells die Rissfortschrittsgleichung

$$\frac{da}{dN} = C_J \cdot (\Delta J_{eff})^{m_J} \quad (2.14)$$

mit den ansatzspezifischen Werkstoffkonstanten C_J und m_J , nach Gleichung 2.14.

Schritt 1: Berechnung der Rissöffnungsdehnung ε_{op} einer fiktiven Einstufenbeanspruchung

Die effektive Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma_{eff}$ in Gleichung 2.13 ergibt sich gemäß Bild 2.14 aus der Differenz zwischen Oberspannung σ_o und der Spannung σ_{cl} , bei der sich der Riss gerade schließt und somit nicht weiter fortschreiten kann. Experimentell durch Feindehnungsmessung nachweisbar [z.B. Vor89] und numerisch näherungsweise berechenbar ist vor allem die Dehnung ε_{op} , und die zugehörige Spannung σ_{op} des aufsteigenden Hystereseastes, bei der sich der Riss gerade öffnet (Bild 2.14) für den Ansatz entscheidend. Zur Beschreibung des Zusammenhanges zwischen Rissöffnungs- und Risschließbeanspruchungen wird – gestützt auf diesbezüglichen experimentellen Untersuchungen [Vor89] – von der Identität der jeweiligen Dehnungswerte beim Öffnen und beim Schließen des Risses nach Gleichung 2.15

$$\varepsilon_{op} = \varepsilon_{cl} = \varepsilon_u + \frac{\sigma_{op} - \sigma_u}{E} + 2 \cdot \left(\frac{\sigma_{op} - \sigma_u}{2 \cdot K'} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (2.15)$$

ausgegangen (Bild 2.14). Die iterative Ermittlung der Risschließspannung aus dem abfallenden Hystereseast erfolgt dann nach

$$\varepsilon_o - \varepsilon_{cl} = \frac{\sigma_o - \sigma_{cl}}{E} + 2 \cdot \left(\frac{\sigma_o - \sigma_{cl}}{2 \cdot K'} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (2.16)$$

Zur näherungsweisen Ermittlung der Rissöffnungsspannung σ_{op} bei vorgegebener Oberspannung σ_o hat sich eine von Newman [New84] auf der Basis numerischer

Untersuchungen entwickelte und mit einem Korrekturterm zur Erhöhung der numerischen Stabilität [Sav95] versehene empirische Relation der Form

$$\sigma_{op} = \begin{cases} \sigma_o \cdot (A_0 + A_1 \cdot R + A_2 \cdot R^2 + A_3 \cdot R^3) & \text{für } R \geq 0 \\ \sigma_o \cdot (A_0 + A_1 \cdot R) & \text{für } R < 0 \end{cases} \quad (2.17)$$

$$A_0 = (0,825 - 0,34 \cdot \beta + 0,05 \cdot \beta) \cdot \left\{ \left[\cos \left(\frac{\pi \cdot \sigma_o}{2 \cdot \sigma_F} \right) \right]^{\frac{1}{\beta}} \cdot \sin \left[\cos \left(\frac{\pi \cdot \sigma_o}{2 \cdot \sigma_F} \right) \right] \right\} \quad (2.18)$$

$$A_1 = (0,415 - 0,071 \cdot \beta) \cdot \frac{\sigma_o}{\sigma_F} \quad (2.19)$$

$$A_2 = 1 - A_0 - A_1 - A_3 \quad (2.20)$$

$$A_3 = 2 \cdot A_0 + A_1 - 1 \quad (2.21)$$

bewährt. Als Ersatzfließgrenze σ_F in Gleichung 2.18 und 2.19 wird die Mittelung zwischen der zyklischer Dehngrenze $R'_{p0.2} = K' \cdot 0.002^n$ und der Zugfestigkeit R_m nach

$$\sigma_F = \frac{1}{2} \cdot (R'_{p0.2} + R_m) \quad (2.22)$$

bereits in [Vor89] vorgeschlagen.

Der Faktor β wurde ursprünglich [New84] zur Berücksichtigung von Beanspruchungen zwischen den Grenzfällen ebener Spannungszustand ($\beta = 1$) und ebener Dehnungszustand ($\beta = 3$) eingeführt.

Der werkstoffseitige Wert des Schädigungsparameters P_j (ungekerbte Standardprobe unter dehnungsgesteuerter Wechselbeanspruchung) kann nun für ein vorgegebenes Beanspruchungsniveau nach Gleichung 2.13 bestimmt werden. Er stellt im Sinne des Örtlichen Konzeptes den zulässigen Wert des Schädigungsparameters P_j dar und ist mit einer bestimmten zu erwartenden Anrisslastwechselzahl verknüpft. Die Dauerfestigkeit mit dem speziellen Wert des Schädigungsparameters $P_{j,D}$ ist hierbei der Son-

derfall bei $\sigma_o = \sigma_D$. Im Sinne des Örtlichen Konzeptes wird die Identität der Schädigungsprozesse in ungekerbter Standardprobe und Bauteil bei gleichen Werten für den Schädigungsparameter P_J angenommen.

Des Weiteren ist aus Wertetripeln $(\varepsilon_a, \sigma_a, N)$ der Wöhlerlinie, des Werkstoffs und der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve für $P_J \geq P_{J,D}$ eine P_J -Schädigungsparameter-Wöhlerlinie zu ermitteln und in der Form nach Basquin [Bas10]

$$\left(P_J\right)^m \cdot N = Q \quad \text{für } P_J \geq P_{J,D} \quad (2.23)$$

zu beschreiben. Die Variablen Q und m sind aus einer Regressionsrechnung zu ermitteln. Der Wöhlerlinienexponent m sollte hierbei der Äquivalenz von Schädigung und Rissfortschritt folgend identisch mit dem Exponenten des Rissfortschrittsgesetzes nach Gleichung 2.14 sein.

Die (fiktive) Anfangsriszlänge a_0 ergibt sich aus der Kombination des Rissfortschrittsgesetzes nach Gleichung 2.14 und der Schädigungsparameter-Wöhlerlinie nach Gleichung 2.23 direkt zu

$$a_0 = \left[\left(a_{end}\right)^{1-m} - (1-m) \cdot C_J \cdot Q \right]^{\frac{1}{1-m}} \quad (2.24)$$

bzw. aus der Integration des Rissfortschrittsgesetzes nach Gleichung 2.14 bis zur Endriszlänge a_{end} entsprechend des Schädigungskriteriums der zu Grunde liegenden Dehnungs-Wöhlerlinie.

Unter diesen Annahmen kann die Berechnung des P_J -Parameters unter Berücksichtigung der gesamten Belastungsvorgeschichte durchgeführt werden. Dazu ist es erforderlich, für jedes einzelne Lastspiel der Belastungshistorie die Bestimmung der Rissöffnungs- bzw. Riss-schließdehnung durchzuführen und einen P_J -Parameterwert zu bestimmen. Diese dient als Grundlage zur Berechnung unter Berücksichtigung der Beanspruchungsvorgeschichte $\varepsilon_{op} = \varepsilon_{open,ein}$ und $\sigma_{op} = \sigma_{open}$. Generell stellt die Rissöffnungs-spannung eine Variable dar, welche abhängig von der Vorbelastung ist und somit die Bewertung bzw. den P_J -Wert des aktuellen Lastwechsels beeinflusst. Eine Schadensakkumulation erfolgt dann wiederum mit dem reziproken Wert der Lastwechselzahl, die dem berechneten P_J -Wert in der Schädigungsparameter-Wöhlerlinie entspricht. Aufakkumuliert ergibt sich dann die Schadenssumme D_J , welche bei Erreichen des Wertes $D_J = 1$ Versagen postuliert.

Schritt 2: Berechnung der Rissöffnungsdehnung ε_{op} mit Vorgeschichte

Mit der Anwendung des P_J -Schädigungsparameters können Reihenfolgeeffekte beim Durchlauf durch die Lastfolge berücksichtigt werden. Bei der Berücksichtigung der Reihenfolgeeffekte werden zwei Effekte abgebildet:

1. Das Absinken der Dauerfestigkeit
2. Anpassung der Rissöffnungsdehnung (Belastungsvorgeschichte)

Sind die einstufigen, konstanten Größen σ_{open} und $\varepsilon_{open,ein}$ definiert, so kann eine Berechnung der tatsächlich wirkenden, variablen Rissöffnungsdehnungen ε_{open} auf Basis der Belastungsvorgeschichte erfolgen. Besteht eine Belastungsvorgeschichte, so existiert bereits eine Rissöffnungsdehnung $\varepsilon_{open,alt}$ auf Basis der vorher aufgetretenen Schwingspiele. Zur Berechnung von ε_{open} werden nun vier Fallgruppen unterschieden, die nacheinander in der hier festgelegten Reihenfolge für jede geschlossene Hysterese einzeln geprüft werden müssen. Erfüllt das aktuelle Schwingspiel einen der Fälle, so sind die nachfolgenden Fälle nicht mehr für dieses Schwingspiel zu prüfen:

1. Erster Fall:

Keine Änderung der Rissöffnungsdehnung, falls die Maximaldehnung des aktuellen Schwingspiels unterhalb der bereits existierenden Rissöffnungsdehnung $\varepsilon_{open,alt}$ liegt. In diesem Fall ist der Riss nicht geöffnet worden und das Schwingspiel trägt nicht zur Schädigung bei.

$$\varepsilon_{open} = \varepsilon_{open,alt}$$

2. Zweiter Fall:

a) Ist die Maximaldehnung $\varepsilon_{max,alt,SP}$ aller vorherigen geschlossenen Hysteresen kleiner als die Maximaldehnung $\varepsilon_{max,LF}$ der Vorgeschichte, so entspricht die tatsächlich wirkende Rissöffnungsdehnung der Rissöffnungsdehnung der fiktiven Einstufenbelastung.

b) Ist die Minimaldehnung $\varepsilon_{min,alt,SP}$ aller vorherigen geschlossenen Hysteresen größer als die Minimaldehnung $\varepsilon_{min,LF}$ der Vorgeschichte, so entspricht die tatsächlich wirkende Rissöffnungsdehnung der Rissöffnungsdehnung der fiktiven Einstufenbelastung.

$$\varepsilon_{open} = \varepsilon_{open,ein}$$

3. Dritter Fall:

Ist die Rissöffnungsdehnung der fiktiven Einstufenbelastung $\varepsilon_{open,ein}$ größer als die Rissöffnungsdehnung der Vorgeschichte $\varepsilon_{open,alt}$, so entspricht die tatsächlich wirkende Rissöffnungsdehnung der Rissöffnungsdehnung der Vorgeschichte.

$$\varepsilon_{open} = \varepsilon_{open,alt}$$

4. Vierter Fall:

Ist die Rissöffnungsdehnung der fiktiven Einstufenbelastung $\varepsilon_{open,ein}$ kleiner als die Rissöffnungsdehnung der Vorgeschichte $\varepsilon_{open,alt}$, so werden zwei Fälle unterschieden:

a) Ist die Spannungsamplitude des aktuellen Schwingspiels größergleich 40 % der rechnerischen Fließspannung σ_F , so ist ein signifikant größeres Schwingspiel entstanden und die tatsächlich wirkende Rissöffnungsdehnung entspricht der Rissöffnungsdehnung der fiktiven Einstufenbelastung.

$$\varepsilon_{open} = \varepsilon_{open,ein}$$

b) Ist die Spannungsamplitude des aktuellen Schwingspiels kleiner 40 % der rechnerischen Fließspannung σ_F , so entspricht die tatsächlich wirkende Rissöffnungsdehnung der Rissöffnungsdehnung der Vorgeschichte.

$$\varepsilon_{open} = \varepsilon_{open,alt}$$

Die tatsächlich wirkende, variable Risschließspannung σ_{close} wird anschließend wieder durch iteratives Lösen der Gleichung 2.16 erhalten. Sind alle Größen bekannt, so kann der Schädigungsparameter P_J für das aktuelle Schwingspiel berechnet werden. Für den Sonderfall, dass die Rissöffnungsdehnung kleiner der Minimaldehnung der Hysterese ist, entspricht die Risschließspannung der Minimalspannung und es gilt:

$$\Delta\sigma_{eff} = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad \text{und} \quad \Delta\varepsilon_{eff} = \varepsilon_{max} - \varepsilon_{min}$$

Am Ende der Berechnung des aktuellen Schwingspiels muss die Rissöffnungsdehnung der Vorgeschichte für die nachfolgenden Schwingspiele aktualisiert und übernommen werden. Tritt Fall 1, 2 oder 4 bei der Berechnung der globalen Rissöffnungsdehnung ein, gilt:

$$\varepsilon_{open,alt} = \varepsilon_{open}$$

Tritt Fall 3 bei der Berechnung der globalen Rissöffnungsdehnung ein, gilt:

$$\varepsilon_{open,alt} = \varepsilon_{open,ein} - (\varepsilon_{open,ein} - \varepsilon_{open,alt}) \cdot \exp(-15 \cdot N_i^{-1}) \quad (2.25)$$

N_i entspricht dabei der dem aktuellen Schwingspiel zugeordneten ertragbaren Schwingspielzahl aus der P_J -Schädigungsparameter-Wöhlerlinie. Für den Sonderfall, dass die Rissöffnungsdehnung kleiner der Minimaldehnung der Hysterese ist, muss die Rissöffnungsdehnung der Vorgeschichte nicht geändert werden.

Schritt 3: Anpassen der Dauerfestigkeitsgrenze $P_{J,D}$

Neben der Anpassung der Rissöffnungsdehnung können Reihenfolgeeffekte über das konsequente Absenken der Dauerfestigkeit $P_{J,D}$ in Abhängigkeit von der aktuellen Schadenssumme D sowie der Anfangs- und Endrisslänge (= Versagensrisslänge technischer Anriss) a_0 bzw. a_{end} erfolgen:

$$P_{J,D} = \Delta J_{eff,th} \cdot \frac{1}{((a_{end}^{1-m} - a_0^{1-m}) \cdot D + a_0^{1-m})^{1/(1-m)} + \frac{\Delta J_{eff,th}}{P_{J,D0}} - a_0} \quad (2.26)$$

Der Parameter $P_{J,D0}$ wird ebenfalls aus experimentellen Daten der Einstufenversuche abgeleitet. Hierfür werden die Dauerfestigkeitsgrenzen aus den elastisch-plastisch Bewerteten VHCF-Ermüdungsversuchen herangezogen. Aus den Spannungs-Dehnungs-Zeitverläufen bzw. den Hysteresen wird ein entsprechender P_J -Parameterwert berechnet. Weiter gilt:

$$\Delta J_{eff,th} = E / (5 \cdot 10^6 MPa) \quad (2.27)$$

und eine Anfangsrisslänge a_0 nach

$$a_0 = (a_{end}^{1-m} - (1-m) \cdot C \cdot P_{J,Z}^m)^{1/(1-m)} \quad (2.28)$$

sowie

$$C_J = 10^{-5} \cdot (5 \cdot 10^5)^m \cdot (E \cdot \frac{1}{MPa})^{-m} \quad (2.29)$$

und

$$m = -\frac{1}{d} \quad (2.30)$$

Die Risslänge des Technischen Anrisses wird aus der FKM-Richtlinie übernommen und auf $a_{\text{end}} = 0,5$ festgelegt. Die Steigung d ist direkt der P_J -Wöhlerlinie zu entnehmen, ebenfalls der Stützwert $P_{J,Z}$, welcher den Wert der der P_J -Schädigungsparameter-Wöhlerlinie für $N = 1$ darstellt.

Schritt 4: Schadensakkumulationsrechnung

Liegt nun eine Beanspruchung unterhalb der Dauerfestigkeitsgrenze ist diese in der Schadensakkumulation nicht zu berücksichtigen. Bei absinkender Dauerfestigkeitsgrenze ist die Dauerfestigkeit für jedes Lastspiel zu aktualisieren, um der Berücksichtigung eventueller schädigender Beanspruchungen unterhalb der ursprünglichen Dauerfestigkeitsgrenze Rechnung zu tragen.

Mit den unter Berücksichtigung der Belastungsvorgeschichte berechneten P_J -Parameterwerten wird eine einfache Schadensakkumulation durchgeführt. Dabei gilt, dass bei Erreichen der Schadenssumme $D = 1$ Versagen eintritt.

$$D = \sum \frac{1}{N_i} \tag{2.31}$$

N_i entspricht dabei der dem aktuellen Schwingspiel zugeordneten ertragbaren Schwingspielzahl aus der zugrunde gelegten P_J -Schädigungsparameter-Wöhlerlinie.

Die in Abschnitt 2.5.3 vorgestellten Inhalte, Abbildungen und Formeln sind in Anlehnung an die FKM-Richtlinie nichtlinear [Fkm19] gehalten.

Fazit

Der Stand von Wissenschaft und Technik zeigt, dass generell für das Ermüdungsverhalten austenitischer Werkstoffe im LCF-Bereich und HCF-Bereich eine gute Wissensbasis existiert. Auch sind einzelne Untersuchungen im VHCF-Bereich vorhanden. Eine breite Datengrundlage, die Ermüdungskurven bei hohen Lastwechselzahlen bis $N = 10^{11}$ absichert, ist dagegen nicht bekannt.

Hinzu kommt die zum Vergleich der Daten nicht ausreichende fiktiv-elastische Bewertung der mittels Ultraschallprüfanlage durchgeführten Versuche im VHCF-Bereich. Eine Bewertungsmethode, welche das hohe plastische Verformungsvermögen von austenitischen Werkstoffen im VHCF-Bereich und auch unterhalb der Dauerfestigkeit berücksichtigt, ist ebenfalls notwendig. Auch aktuelle Ansätze für Schädigungsparameter mit nichtlinearer Akkumulation sind zwar vielversprechend müssen aber dabei auf die Anwendung für erhöhte Temperaturen und das hohe plastische Verformungsvermögen angepasst werden.

Ziel ist es, eine Bewertungsmethode, welche das tatsächliche Ermüdungsverhalten über die gesamten Beanspruchungsbereiche berücksichtigt, für die Gruppe der austenitischen Werkstoffe und deren hohes plastisches Verformungsvermögen im HCF- und auch im VHCF-Bereich, zu erarbeiten. In der Umsetzung sollen die Einflussgrößen erhöhte Temperaturen, Betriebsfestigkeit (nicht konstante Beanspruchungen und deren Interaktionseffekte), nichtlineare Schadensakkumulation und transientes Dauerfestigkeitsverhalten berücksichtigt werden um die Lebensdauerberechnung im VHCF-Bereich und unterhalb der Dauerfestigkeit mit einer hohen Genauigkeit abzudecken.

3 Versuchsdurchführung und Werkstoffcharkterisierung

3.1 Prüfstände und Versuchsdurchführung

3.1.1 Ermüdungsversuche unter zyklischer Beanspruchung

Die einachsigen Schwingversuche wurden auf einer servohydraulischen Prüfmaschine mit 100 kN Lastvermögen durchgeführt. Für die Durchführung bei höheren Temperaturen wurde ein Ofen mit einer Mehrzonen-Regelung verwendet, Bild 3.1 links. Die Regelung der Schwingversuche erfolgte dehnungskontrolliert über eine klassische PID-Regelung. Als Messaufnehmer wurde ein Extensometer mit einer Messlänge von 20 mm verwendet. Während der Versuche wurden Kraft, Dehnung, Weg der Traverse sowie der Sollwert der Dehnung aufgezeichnet. Die Daten einzelner Hystereseschleifen wurden in nummerierten Dateien abgespeichert. Bei erhöhten Temperaturen wurde die Probe im Mehrzonen-Ofen auf die gewünschte Temperatur von $T = 300 \text{ °C}$ erwärmt. Die Temperaturüberwachung erfolgte über die gesamte Versuchsdauer durch auf der Probenoberfläche angebrachte Thermoelemente. Die Dehnrate der aufgebrachten Belastung betrug $\dot{\epsilon} = 1 \text{ \%}/\text{s}$, die ersten Schwingspiele wurden zur kontrollierten Ansteuerung mit einer geringere Dehnrate gefahren. Die Probenbelastung erfolgte sinusförmig. Als Abschaltkriterium wurde eine untere Lastgrenze so definiert, dass sie in jedem Fall deutlich unterhalb der nötigen Lastabfallgrenzen für das Anrisskriterium von 25 % Lastabfall liegt. Alle Versuche wurden in Luftumgebung durchgeführt.

3.1.2 Ermüdungsversuche zur transienten Dauerfestigkeit

Die Ermüdungsversuche zur Untersuchung der transienten Dauerfestigkeit sind in ihrer Durchführung nahezu identisch. Um jedoch sehr hohe Lastwechselzahlen in einer wirtschaftlich betrachteten Zeitspanne zu erreichen wurde folgende Vorgehensweise angewandt. Im ersten Schritt wurde die LCF-Beanspruchung wie bisher in dehnungsgeeregelter Weise mit einer konstanten Dehnrate von $\dot{\epsilon} = 1 \text{ \%}/\text{s}$ aufgebracht. Diese Versuchsregelung wird für die anschließende Beanspruchung unterhalb der ursprünglichen Dauerfestigkeitsgrenze (im VHCF-Bereich) solange beibehalten, bis sich ein stabiler Spannungs-Dehnungszustand eingestellt hat. Dies ist in der Regel bereits

nach ca. 10.000 – 50.000 Schwingspielen der Fall. Tritt dieser Zustand ein wird in eine kraftgeregelte Versuchskontrolle gewechselt und mit einer erhöhten Versuchsfrequenz von 20 Hz weitergeprüft. Dabei wird mittels Extensometer weiterhin die Dehnung aufgezeichnet. Innerhalb von 14 Tagen lassen sich $2 \cdot 10^7$ Lastwechsel erreichen. Die Regelung der kraftkontrollierten Abschnitte erfolgte über die von einer Messdose aufgenommenen Daten, welche am oberen Ende des Laststrangs eingebracht ist.

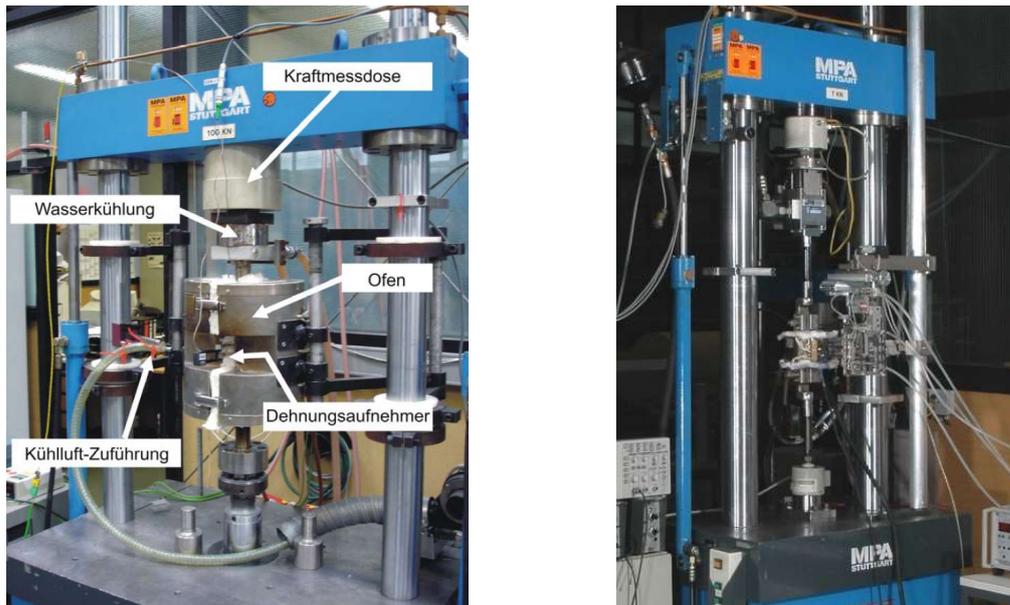


Bild 3.1: Prüfstände zur Durchführung einachsiger Schwingversuche

3.2 Werkstoffcharakterisierung und Probengeometrie

Das experimentelle Versuchsprogramm wurde an zwei Werkstoffen, dem austenitischen Niob-stabilisierten Stahl X6CrNiNb18-10 sowie dem zugehörigen gleichartigen Schweißzusatzwerkstoff E 19 9 R 3 2, durchgeführt. Aufgrund ihrer abweichenden Legierungsanteile, vor allem aber aufgrund ihrer verschiedenen herstellungsbedingten Ausgangszustände unterscheiden sich die Werkstoffe in ihrem quasi-statischen wie zyklischen Werkstoffverhalten grundlegend. Auf dieser Basis können Methoden und Berechnungskonzepte entwickelt und validiert werden, ohne dabei rein werkstoffspezifische Effekte oder fertigungsbedingte Eigenschaften abzubilden. Zur Charakterisierung der Werkstoffeigenschaften wurden in dieser Arbeit Analysen der chemischen Zusammensetzung durchgeführt, sowie das Gefüge anhand von Schlibbildern untersucht. Zusätzlich wurden die Schlibbilder mithilfe einer EBSD-Analyse ausgewertet. Eine Bestimmung mechanisch-technologischer Kennwerte erfolgte anhand von normgerechten Zugversuchen bei Raumtemperatur und bei $T = 300 \text{ °C}$. Härtmessungen der Halbzeuge beider Werkstoffe wurden im Vorfeld ebenfalls durchgeführt.

3.2.1 Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10

Der Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 wurde in Form eines Rohrabschnittes mit einem Außendurchmesser vom 333 mm und einer Wandstärke von 36 mm aus dem Forschungsvorhaben BMWi 1501548 bereitgestellt, siehe Anhang. In seiner nahtlosen Herstellung durchlief der Rohrabschnitt eine Warmumformung und wurde nachfolgend von innen gebohrt und von außen überdreht. Weiter wurde für 15 Minuten ein Lösungsglühvorgang bei 1020 - 1100 °C mit anschließendem Abschrecken in Wasser durchgeführt um einen definierten und vergleichbaren Ausgangszustand des Materials zu erhalten.

Tabelle 3.1: Ergebnisse der Spektralanalyse des Grundwerkstoffs X6CrNiNb18-10

Chemische Zusammensetzung in Massen-%							
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
0,042	0,41	1,82	0,021	0,004	17,12	0,284	10,36
Al	Co	Cu	Nb	Ti	V	W	Pb
0,004	0,057	0,177	0,651	0,007	0,051	0,022	<0,001
Sn	As	Ta	B	N	Fe		
0,007	0,004	0,002	<0,001	0,028	Rest		

In Tabelle 3.1 ist die chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffs in Massen-% aus der durchgeführten Spektralanalyse aufgeführt. Die hervorragenden Eigenschaften gegen Korrosion entstehen durch den hohen Chromgehalt. Aus diesem Grund eignet sich der Werkstoff besonders für Komponenten, welche unter Mediumseinfluss eingesetzt werden. Zudem wird durch den hohen Niob-Anteil ($\text{Nb}\text{-}\% \geq 12 \cdot \text{C}\text{-}\%$) der Kohlenstoff direkt unterhalb der Schmelzlinie zu Niobkarbiden abgebunden. Dadurch wird verhindert, dass sich bei geringeren Temperaturen Chromkarbide bilden können und es so zu einer lokalen Chromverarmung kommt. Auch die interkristalline Korrosion wird dadurch erschwert. Der hohe Nickelanteil von über 10 % erhöht ebenfalls die Korrosionsbeständigkeit. Mit der chemischen Zusammensetzung des Grundwerkstoffes X6CrNiNb18-10 ist mit einem rein austenitischen Gefüge ohne δ -Ferrit Anteile zu rechnen. Allerdings sind auf den Schlifffbildern mit 500-facher Vergrößerung Bereiche mit δ -Ferrit-Anteilen zu identifizieren. Eine Bewertung der Anteile wurde mithilfe von EBSD-Messungen am Ausgangszustand des Werkstoffs vorgenommen, siehe Bild 3.3, und anhand zusätzlicher Ferritgehaltmessungen validiert. Die Beträge des δ -Ferrit-Anteiles liegen zwischen 0,1 und 0,15 Vol.-%.

Unter dem Gesichtspunkt der Werkstoffermüdung bei zyklischer Belastung spielt zusätzlich die Austenitstabilität eine übergeordnete Rolle. Anhand empirisch gewonnener Zusammenhänge kann diese bewertet werden. Nach Eichelmann [Eic52] beträgt die Martensitstarttemperatur -189 °C und die $M_{d,30}$ -Temperatur nach Angel [Ang54], bei der eine plastische Dehnung von 30 % einen α' -Martensitanteil von 50 Vol.-% induziert, 25 °C . Für das Vorliegen von stabilem Austenit kann ein theoretisch notwendiger Nickeläquivalenzwert mit dem Nickel-Masseanteil in der Legierung verglichen werden. Der Differenzwert ΔNi zwischen beiden beträgt $-2,47$. Die oben aufgeführten Angaben lassen auf ein metastabiles Werkstoffverhalten bei Raumtemperatur schließen.

In Bild 3.2 sind lichtmikroskopische Aufnahmen des Grundwerkstoffes X6CrNiNb18-10 in 50-facher Vergrößerung (links) und in 500-facher Vergrößerung (rechts) dargestellt. Dabei lässt sich links die für austenitische Werkstoffe typische Mikrostruktur mit Zwillingskorngrenzen erkennen. Hinzu kommen in sehr geringer Zahl auftretende, perlenschnurartige δ -Ferrit-Bereiche, Bild 3.2 (rechts). Weiter sind an den Korngrenzen, als auch in den Körnern selbst, in nahezu willkürlicher Verteilung Niob-Karbide unterschiedlicher Größe zu erkennen. Diese haben im Abkühlvorgang bei hohen Temperaturen Kohlenstoff abgebunden, dadurch wurde bei geringeren Temperaturen kein Chrom an Kohlenstoff gebunden. Der Werkstoff zeigt lokal keine Chromverarmungen und weist somit im gesamten Gefüge keine lokalen Schwächungen der Korrosionsbeständigkeit auf.

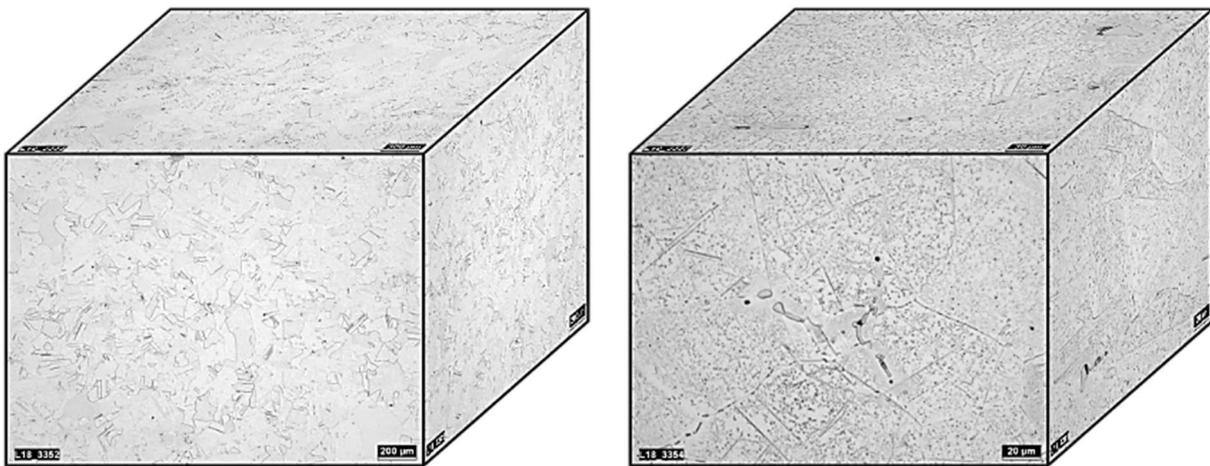


Bild 3.2: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Mikrostruktur des Grundwerkstoffes X6CrNiNb18-10 in 50-facher Vergrößerung (links) und in 500-facher Vergrößerung (rechts)

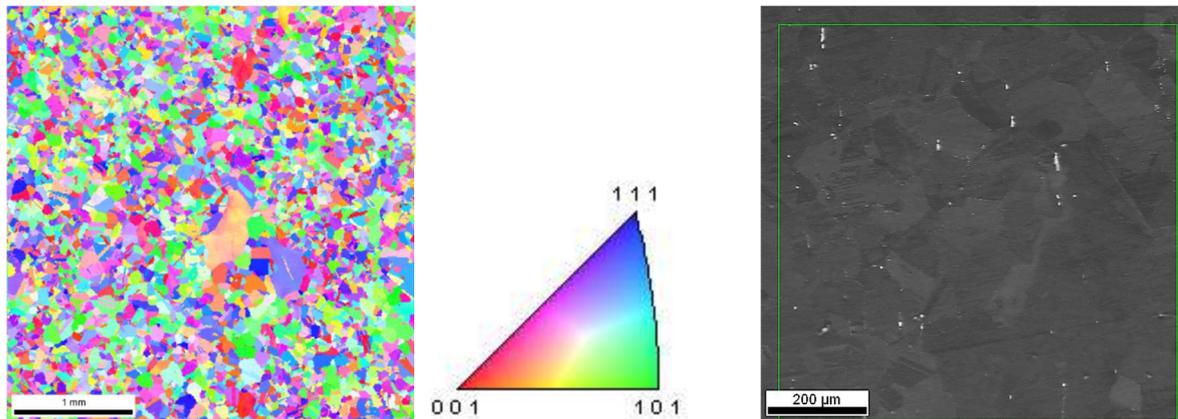


Bild 3.3: Ergebnisse der EBSD-Analyse des Grundwerkstoffs X6CrNiNb18-10 zur Kornorientierung in 22-facher Vergrößerung (links) und zum Ferritanteil, dargestellt durch weiße Einfärbung, in 100-facher Vergrößerung (rechts)

Die EBSD-Analyse liefert Erkenntnisse zur isotropen Homogenität des Gefüges, zu Korngrößenverteilung und zum δ -Ferrit-Gehalt. An unterschiedlichen Abschnitten des Rohres wurden umfassende Untersuchungen wie Härtemessungen und Korngrößenverteilung über die Wandstärke durchgeführt. Insgesamt wurde eine sehr homogene Werkstoffstruktur mit gleichverteilter Kornorientierung gefunden, siehe Bild 3.3 (links), was sich anhand einer mittleren Korngröße von circa $118 \mu\text{m} \pm 14 \mu\text{m}$ und einer durchschnittlichen Härte von sowohl Längs- als auch Querschliffen von $140 \text{HV} 10 \pm 5 \text{HV} 10$ zeigt. Die Ergebnisse sind im Vergleich mit Literaturwerten desselben Werkstoffes für die Betrachtung der Korngrößen und Härtewerte in guter Übereinstimmung [Sor14a, Sor14b].

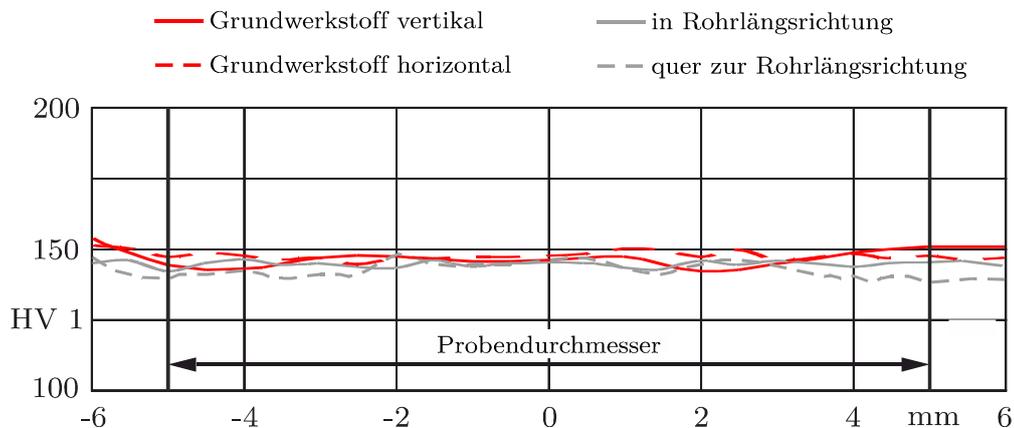


Bild 3.4: Gemessene Härteverläufe des Grundwerkstoffs X6CrNiNb18-10, vertikal und horizontal an einem Querschliff und einem Schliff in Längsrichtung

Zur Bestimmung normgerechter mechanischer Kennwerte wurden für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 Zugversuche durchgeführt. Es wurden je zwei Zugversuche bei Raumtemperatur nach DIN 50125 und bei $T = 300\text{ °C}$ nach DIN EN 6892-2 durchgeführt. Die Lage der Proben war bei Entnahme parallel an der Rohrlängsachse und mittig zur Wandstärke orientiert. In Bild 3.5 sind die technischen, quasistatischen Fließkurven aufgetragen. Tabelle 3.2 enthält die ermittelten mechanisch-technologischen Kennwerte. Der gemessene ferromagnetische Anteil beträgt nach den Versuchen für die bei Raumtemperatur geprüften Proben 1,4 – 1,5 Vol.-% und liegt ca. 1,35 – 1,4 Vol.-% über dem Ausgangswert (0,1 – 0,15 Vol.-%). Dieser Anstieg ist mit der verformungsinduzierten α' -Martensitbildung zu erklären. Die Proben bei $T = 300\text{ °C}$ weisen keinen Anstieg des ferromagnetischen Anteils auf.

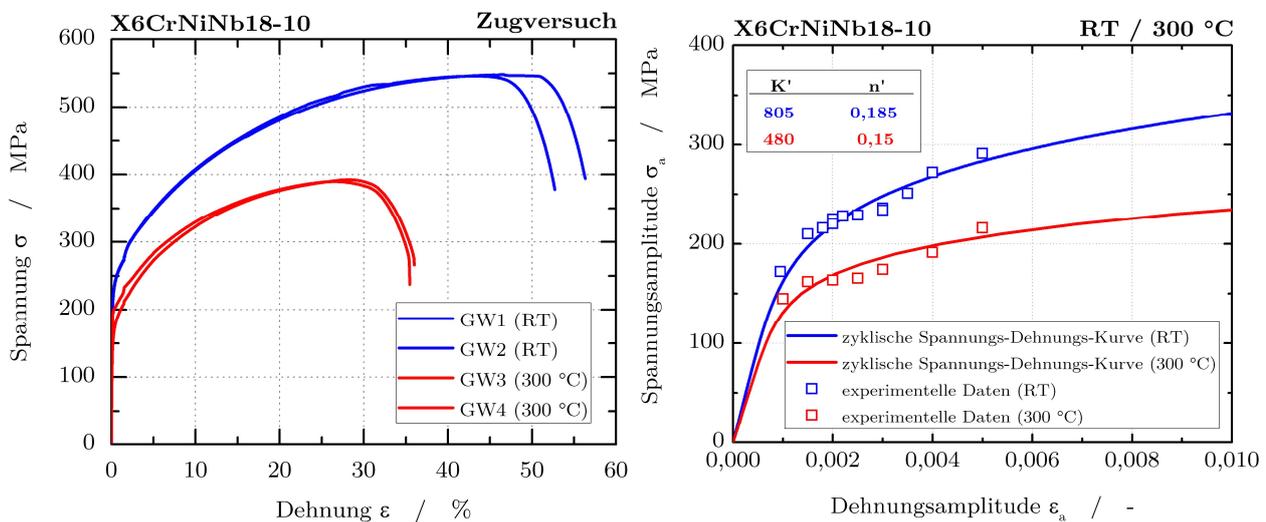


Bild 3.5: Technische, quasistatische Fließkurve (links) und zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve (rechts) für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 bei Raumtemperatur und bei einer Temperatur von $T = 300\text{ °C}$

Tabelle 3.2: Mechanisch-technologische Kennwerte des Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 bei Raumtemperatur und bei einer Temperatur von $T = 300\text{ °C}$

T	E [MPa]	R_{p0,2} [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	Z [%]
RT	195.000	231	547	54	72
300 °C	159.000	187	393	36	51

Zur Ableitung der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve wurden bei Raumtemperatur und bei $T = 300 \text{ °C}$ aus den dehnungskontrollierten Einstufenversuchen die stabilisierten Spannungs-Dehnungs-Hysteresen bei $N_B/2$ verwendet. Dabei sind die maximalen Spannungs- bzw. Dehnungsamplituden gegeneinander aufgetragen worden, siehe Bild 3.5. Anhand der Ramberg-Osgood-Gleichung kann mit dem Verfestigungskoeffizienten K' und dem Verfestigungsexponenten n' ein mathematischer Zusammenhang hergestellt werden.

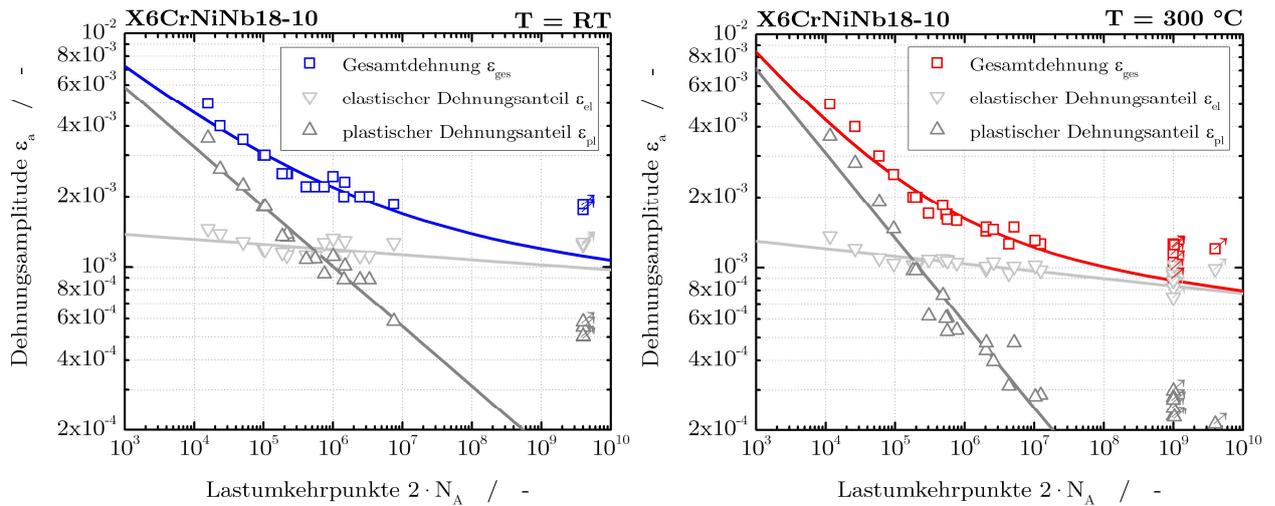


Bild 3.6: Anrisskennlinien für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 bei Raumtemperatur und $T = 300 \text{ °C}$ sowie deren Aufteilung in einen elastischen und einen plastischen Dehnungsanteil (Durchläufer sind mit Pfeilsymbolen markiert)

Der Verlauf der Anrisskennlinien wird mittels der Manson-Coffin Formulierung approximiert. Dabei wird die Dehnungsamplitude in ihren elastischen und ihren plastischen Anteil aufgespalten. Zur Beschreibung der Anrisskennlinien des Grundwerkstoffes X6CrNiNb18-10 bei Raumtemperatur und bei einer Temperatur von $T = 300 \text{ °C}$ wurden die in Tabelle 3.3 eingetragenen Kennwerte ermittelt, siehe Absatz 2.1.3. Die Formulierung deckt die Dauerfestigkeitsgrenze nicht explizit ab.

Tabelle 3.3: Zyklische Kennwerte des Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 bei Raumtemperatur und bei einer Temperatur von $T = 300 \text{ °C}$

T	K' [MPa]	n'	σ_f' [MPa]	ϵ_f' [%]	b	c
RT	805	0,185	315	0,03501	-0,02128	-0,25536
300 °C	480	0,15	261	0,11288	-0,32671	-0,36340

3.2.2 Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb (E 19 9 Nb R 3 2)

Der Schweißzusatzwerkstoff (oder auch Schweißgut) wurde einer speziell für das Forschungsvorhaben BMWi 1501548 angefertigten Schweißnaht entnommen. Die Schweißzusatzwerkstoffbezeichnung wird mit E 19 9 Nb R 3 2 benannt. Die Zeichen E für E-Handschiessen, R für Rutile sowie 3 2 für den Durchmesser 3,2 mm werden für das Material in geschweißtem Zustand in dieser Arbeit nicht verwendet. Unter Verwendung definierter Schweißparameter wurde mehrere Lagen zu einer 25 mm hohen und ca. 25 mm breiten U-Schweißnaht aufgebaut, siehe Anhang. Im Anschluss wurde die Schweißnaht bei 580 °C für 100 Minuten spannungsarmgeglüht. Die Proben wurden längs aus der Mitte der Schweißnaht entnommen und bestehen somit rein aus dem Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb.

Tabelle 3.4: Ergebnisse der Spektralanalyse des Schweißzusatzwerkstoffes in seinem geschweißtem Zustand 19 9 Nb

Chemische Zusammensetzung in Massen-%							
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
0,023	0,86	0,88	0,025	0,009	19,14	0,111	9,92
Al	Co	Cu	Nb	Ti	V	W	Pb
0,005	0,076	0,123	0,299	0,018	0,064	0,021	0,001
Sn	As	Ta	B	N	Fe		
0,009	0,004	<0,001	0,002	0,062	Rest		

In Tabelle 3.4 ist die chemische Zusammensetzung des Schweißguts in Massen-% aus der durchgeführten Spektralanalyse aufgeführt. Es handelt sich um einen zum Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 artgleichen austenitischen Schweißzusatzwerkstoff. Der geringe Kohlenstoffgehalt garantiert bessere Schweißeigenschaften, der im Vergleich zum Grundwerkstoff doppelt so hohe Siliziumanteil eine höhere Festigkeit. Zur detaillierteren Bestimmung der δ -Ferrit-Anteile wurden EBSD-Messungen am Ausgangszustand des Werkstoffs vorgenommen, siehe Bild 3.8, und anhand zusätzlicher Ferritgehaltmessungen validiert. Die Beträge des δ -Ferrit-Anteiles liegen zwischen 6 und 9 Vol.-%. Mit einem theoretischen Nickeläquivalent-Differenzwert von $\Delta Ni = -3,47$ ist das Schweißgut 19 9 Nb ein stabiler Austenit.

In den lichtmikroskopischen Aufnahmen in Bild 3.7 sind für die Schlitze in allen drei Ebenen unterschiedliche Strukturen zu erkennen. Die Erstarrungsdendriten laufen im Querschliff (vorne) zeilenförmig, leicht schräg nach außen hin orientiert, von unten

nach oben. Die zeilig dendritische Struktur wird in der Draufsicht und Seitenansicht der Längsschliffe in Schweißvorschubrichtung bestätigt. In 500-facher Vergrößerung sind deutliche δ -Ferrit-Anteile zu erkennen. Zusätzlich haben sich aufgrund des Schweißprozesses Poren unterschiedlicher Größe (zwischen 5 – 100 μm) gebildet. Diese wirken sich, wenn sie bei der Probenherstellung an die Oberfläche treten oder in das oberflächennahe Volumen gelangen, negativ auf die Lebensdauer aus.

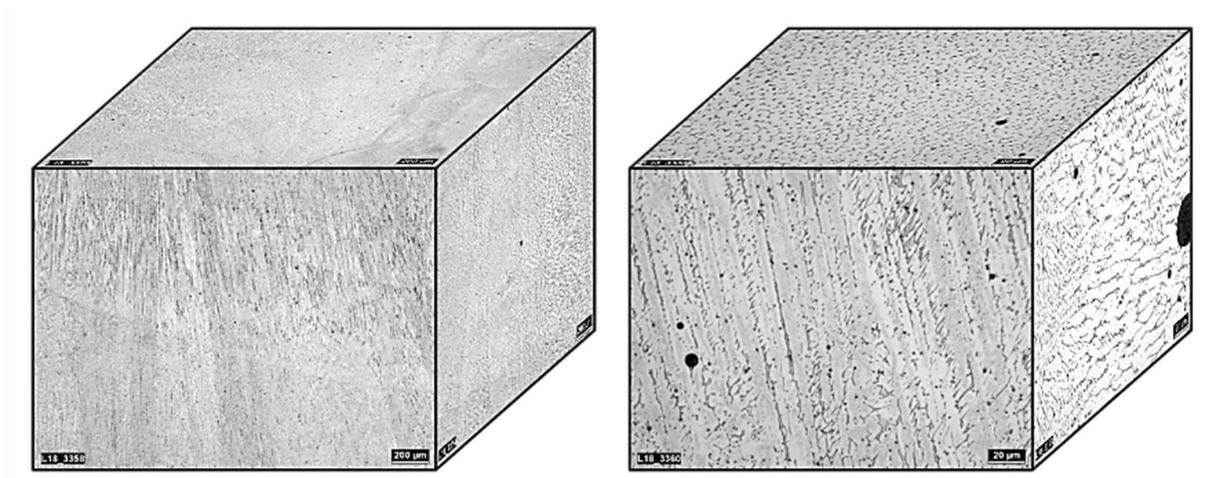


Bild 3.7: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Mikrostruktur des Schweißguts 19 9 Nb in 50-facher Vergrößerung (links) und in 500-facher Vergrößerung (rechts)

Im Vergleich zum Grundwerkstoff liegt ein Material mit einer weniger ausgeprägten Homogenität vor. Die langgezogene Kornstrukturen weisen einen mittleren Durchmesser von $150 \mu\text{m} \pm 64 \mu\text{m}$ bei einer Länge von 1,5 – 2 mm auf. Die Orientierung der Körner ist aufgrund der Vorzugswachstumsrichtung von unten nach oben nicht gleichverteilt, siehe Bild 3.8.

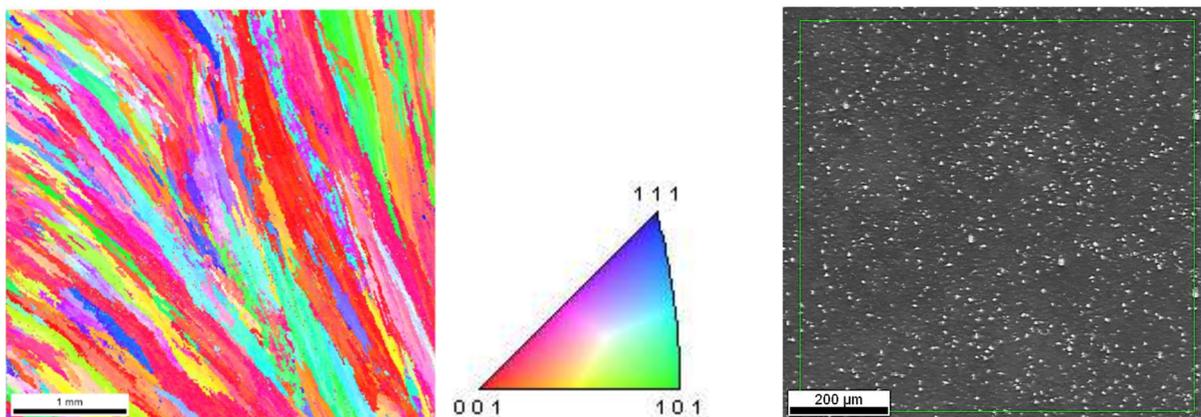


Bild 3.8: Ergebnisse der EBSD-Analyse des Schweißguts 19 9 Nb zur Kornorientierung in 22-facher Vergrößerung (links) und zum Ferritanteil, dargestellt durch weiße Einfärbung, in 100-facher Vergrößerung (rechts)

Aus den beschriebenen Inhomogenitäten des Schweißguts 19 9 Nb entsteht eine größere Streubreite der Härtewerte und somit der Festigkeitswerte im untersuchungsrelevanten Werkstoffvolumen, siehe Bild 3.9. Für Härtmessungen in vertikaler und horizontaler Richtung im Querschliff sowie in Schweißvorschubrichtung liegt der Mittelwert der Härtmessungen bei $232 \text{ HV } 10 \pm 42 \text{ HV } 10$. Außerhalb des Prüfquerschnitts der Proben liegen die Härtewerte z.B. im Randbereich oder in der Nähe der Wärmeeinflusszone deutlich weiter auseinander. Da die untersuchte Probengeometrie aus der Mitte der Schweißnaht entnommen wurde, sind die Randschichteffekte und Wärmeeinflusszoneneffekte zu vernachlässigen.

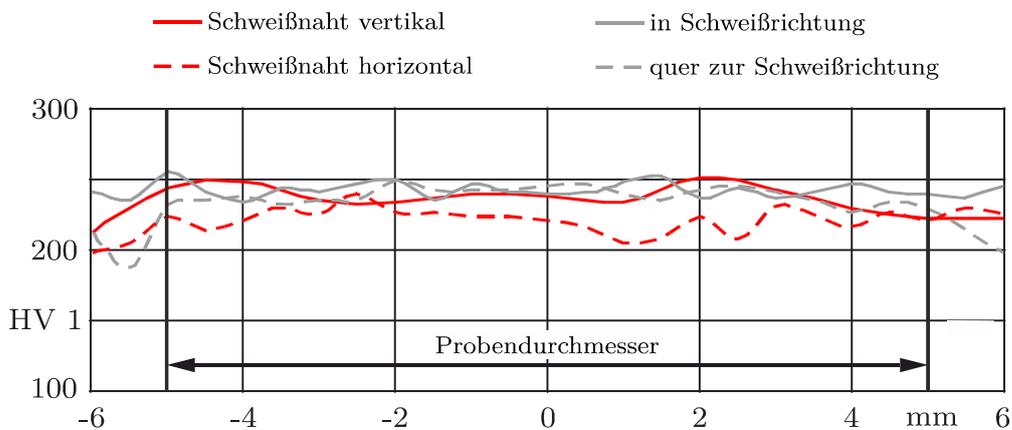


Bild 3.9: Gemessene Härteverläufe des Schweißguts 19 9 Nb vertikal und horizontal eines Schweißnahtquerschliffes und eines Schliffes in Schweißrichtung

Zur Bestimmung normgerechter mechanischer Kennwerte wurden am Schweißgut 19 9 Nb Zugversuche durchgeführt. Es wurden je zwei Zugversuche bei Raumtemperatur nach DIN 50125 und bei $T = 300 \text{ °C}$ bei DIN EN 6892-2 durchgeführt. In Bild 3.10 (links) sind die technischen, quasistatischen Fließkurven aufgetragen. Tabelle 3.5 enthält die ermittelten mechanisch-technologischen Kennwerte. Der gemessene ferromagnetische Anteil beträgt nach den Versuchen für die bei Raumtemperatur geprüften Proben 7 – 9 Vol.-% und liegt nur unwesentlich über dem Ausgangswert (5 – 9 Vol.-%). Dabei unterliegen die lokal gemessenen Werte einer relativ großen Streuung. Die Messungen an den Zugversuchsproben bestätigen das Vorliegen eines stabilen austenitischen Werkstoffzustandes ohne signifikante verformungsinduzierte α' -Martensitbildung bei Raumtemperatur. Die Proben bei $T = 300 \text{ °C}$ weisen ebenfalls keinen signifikanten Anstieg des ferromagnetischen Anteils auf.

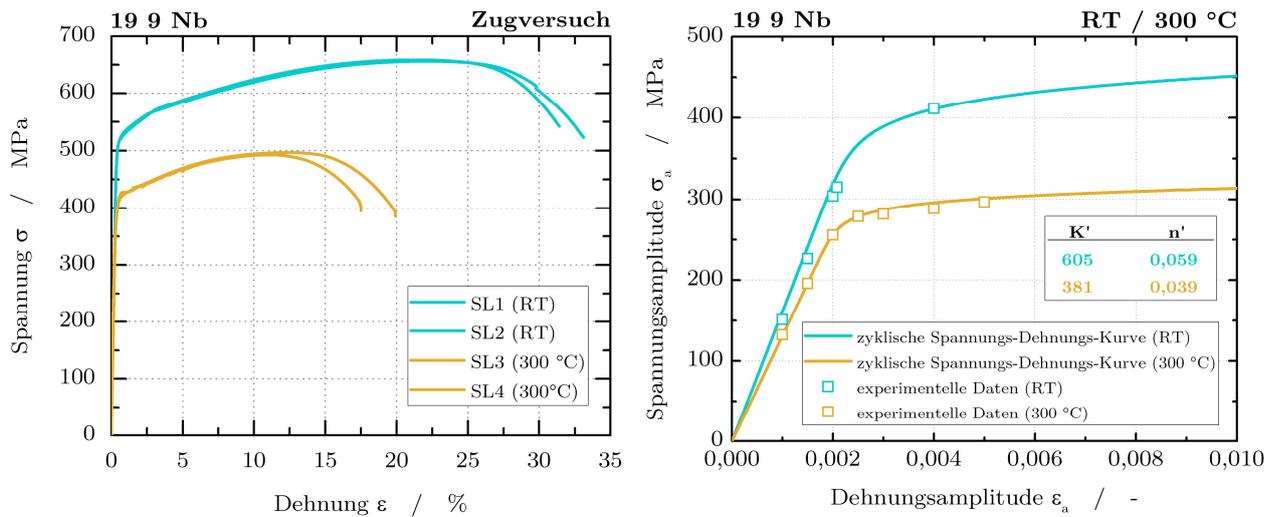


Bild 3.10: Technische, quasistatische Fließkurve (links) und zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve (rechts) für das Schweißgut 19 9 Nb bei Raumtemperatur und bei einer Temperatur von $T = 300 \text{ }^\circ\text{C}$

Die zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven des Schweißguts 19 9 Nb sind in Bild 3.10 (rechts) dargestellt. Es wurden bei Raumtemperatur und bei $T = 300 \text{ }^\circ\text{C}$ aus den dehnungskontrollierten Einstufenversuchen die stabilisierten Spannungs-Dehnungs-Hysteresen bei $N_B/2$ verwendet. Anhand der Ramberg-Osgood-Gleichung kann mit dem Verfestigungskoeffizienten K' und dem Verfestigungsexponenten n' ein mathematischer Zusammenhang hergestellt werden. Die abgeleiteten Werte sind in Bild 3.10 (rechts) als auch in Tabelle 3.6 eingetragen.

Tabelle 3.5: Mechanisch-technologische Kennwerte des Schweißguts 19 9 Nb bei Raumtemperatur und bei einer Temperatur von $T = 300 \text{ }^\circ\text{C}$

T	E [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	Z [%]
RT	161.000	518	658	32	56
300 °C	131.000	412	495	18	34

3 Versuchsdurchführung und Werkstoffcharakterisierung

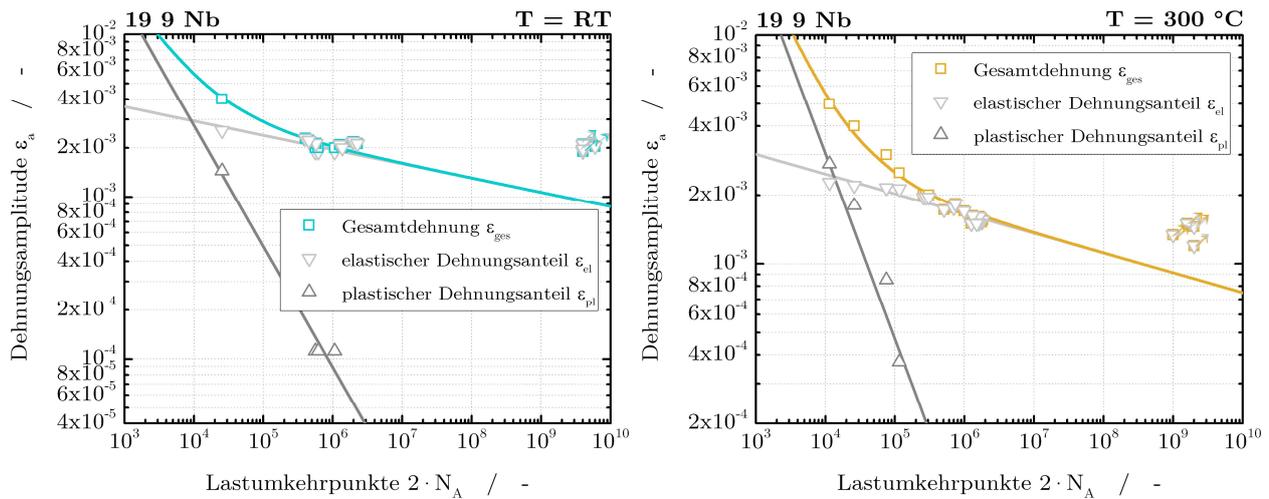


Bild 3.11: Anrisskennlinien für des Schweißguts 19 9 Nb bei Raumtemperatur und $T = 300 \text{ °C}$ sowie deren Aufteilung in einen elastischen und einen plastischen Dehnungsanteil (Durchläufer sind mit Pfeilsymbolen markiert)

In Bild 3.11 wird der Verlauf der Anrisskennlinien für das Schweißgut 19 9 Nb bei Raumtemperatur und bei einer Temperatur von $T = 300 \text{ °C}$ mittels der Manson-Coffin-Formulierung dargestellt. Dabei wird die Dehnungsamplitude in ihren elastischen und ihren plastischen Anteil aufgespalten. Zur Beschreibung der Anrisskennlinien wurden die in Tabelle 3.6 eingetragenen Kennwerte ermittelt, siehe Absatz 2.1.3. Die Formulierung deckt die Dauerfestigkeitsgrenze nicht explizit ab.

Tabelle 3.6: Zyklische Kennwerte das Schweißgut 19 9 Nb bei Raumtemperatur und bei einer Temperatur von $T = 300 \text{ °C}$

T	K' [MPa]	n'	σ_f' [MPa]	ϵ_f' [%]	b	c
RT	605	0,059	1057	2,61815	-0,08863	-0,74574
300 °C	381	0,039	716	5,31881	-0,08627	-0,81101

Es sei nochmals darauf hingewiesen, dass in dieser Arbeit das reine Schweißgut in verschweißtem und wärmebehandeltem Zustand untersucht wird und keine Schweißverbindung.

3.2.3 Probengeometrie

Die in dieser Arbeit verwendete Probengeometrie ist in Bild 3.12 dargestellt. Die LCF-Probe zu den experimentellen Untersuchungen in Luftumgebung hat eine Gesamtlänge von 120 mm, an den Probenschultern beträgt der Durchmesser 20 mm. Die Proben haben mit einer zylindrischen Messbereichslänge von 25 mm und einem Durchmesser von 10 mm. Die Proben wurden aus Rohren bzw. Schweißnähten entnommen (siehe Anhang) und an der MPA Stuttgart hergestellt. Der Prüfquerschnitt wurde mit speziellen Hartmetall-Schneideplatten feinstgedreht. Es wird mit kleinstmöglicher Oberflächenverdichtung gearbeitet um ein Entstehen von verformungsinduziertem α' -Martensit möglichst zu vermeiden.

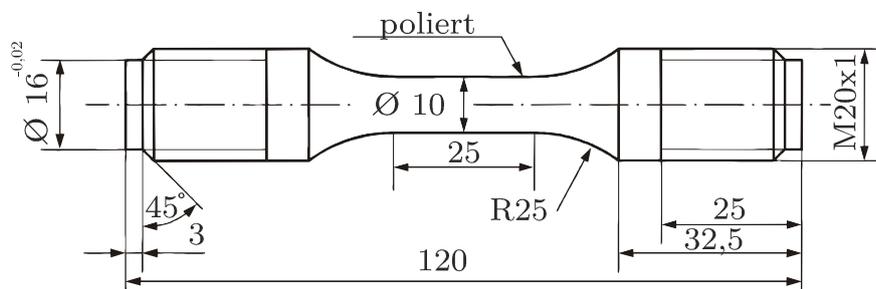


Bild 3.12: Probengeometrie für experimentelle Untersuchungen in Luftumgebung

Die Oberflächen wurden mit abnehmender Körnung bis hin zur Verwendung einer 1 μm Diamantpaste poliert, siehe Rauheitsmessungen in Bild 3.13. Auch für diesen Prozess wurde mit möglichst wenig Druck auf die Probenoberfläche gearbeitet, um einer verformungsinduzierten α' -Martensitbildung vorzubeugen. Rauheitsmessungen an mehreren Proben zeigten, dass mit einer gemittelten Rauhtiefe von $R_z < 0,15 \mu\text{m}$ eine sehr gute Oberflächenqualität erzielt werden konnte. Beispielhaft sind zwei Rauheitsmessungen in Bild 3.13 dargestellt.

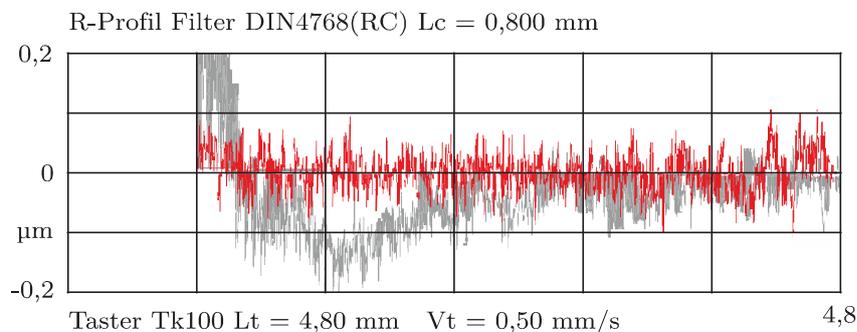


Bild 3.13: Beispielhafte Rauheitsmessungen an je einer Probe des Grundwerkstoffs X6CrNiNb18-10 (rot) und des Schweißguts 19 9 Nb (grau)

4 Experimentelle Ergebnisse

In Kapitel 4 werden die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten experimentellen Untersuchungen und deren Ergebnisse beschrieben. Insgesamt wurden dabei für beide Werkstoffe 72 Versuche durchgeführt, siehe Tabelle 4.1.

Die Einstufenversuche in Abschnitt 4.1 dienen der genauen Beschreibung des zyklischen Werkstoffverhaltens vom LCF- bis in den VHCF-Bereich. Aus den gewonnenen Daten können Materialmodelle und zyklische Werkstoffkennwerte abgeleitet werden. In Abschnitt 4.2 und 4.3 werden tiefergehende Versuche zum Interaktionsverhalten von mehrstufigen Kombinationen aus LCF- und HCF-Beanspruchungen umgesetzt. Weitere Erkenntnisse, welche in das Bewertungskonzept mit einfließen, werden aus den Versuchen zur transienten Dauerfestigkeit abgeleitet.

Tabelle 4.1: Versuchsmatrix der durchgeführten experimentellen Untersuchungen

Medium	Temperatur	Werkstoff	Versuche	Bemerkung
Luft	RT	X6CrNiNb18-10	8	Einstufenversuche
Luft	RT	19 9 Nb	4	Einstufenversuche
Luft	300 °C	X6CrNiNb18-10	12	Einstufenversuche
Luft	300 °C	19 9 Nb	12	Einstufenversuche
Luft	RT	X6CrNiNb18-10	4	Mehrstuftenversuche
Luft	RT	19 9 Nb	4	Mehrstuftenversuche
Luft	300 °C	X6CrNiNb18-10	6	Mehrstuftenversuche
Luft	300 °C	19 9 Nb	6	Mehrstuftenversuche
Luft	300 °C	X6CrNiNb18-10	8	transiente Dauerfestigkeit
Luft	300 °C	19 9 Nb	8	transiente Dauerfestigkeit

4.1 Ermüdungsversuche bei einstufiger Beanspruchung

Zur Grundcharakterisierung des zyklischen Werkstoffverhaltens bei Raumtemperatur konzentrieren sich die Untersuchungen insbesondere auf die Beanspruchungshorizonte im HCF- und VHCF-Bereich. Zusätzlich wurden die experimentellen Untersuchungen auf einer betriebsrelevanten Temperatur von 300 °C ausgeweitet. Dabei wurden dehnungskontrollierte Versuche mit einer konstanten Dehnrates von $\dot{\epsilon} = 1 \text{ \%}/\text{s}$ für die Dehnungsamplituden von $\epsilon_a = 0,1 \text{ \%}$, $0,15 \text{ \%}$ und $0,2 \text{ \%}$ durchgeführt. Dabei enthalten die gewonnenen Daten detaillierte Informationen über das zyklische Werkstoffverhalten und bilden die Grundlage der numerischen Modellbildung und der Lebensdauerberechnung bzw. -bewertung.

Unterdessen repräsentieren die Beanspruchungen $\epsilon_a = 0,1 \text{ \%}$ den VHCF-Bereich, $\epsilon_a = 0,15 \text{ \%}$ den Übergang zwischen HCF- und VHCF-Bereich und $\epsilon_a = 0,2 \text{ \%}$ den HCF-Bereich.

Aufgrund der geringen Dehnrates und der erwarteten hohen Lastwechselzahlen der Versuche im HCF- und VHCF-Bereich wurde die Grenzlastwechselzahl für die Versuchsdurchführung bei $2 \cdot 10^6$ Lastwechseln festgelegt. Durchläufer sind in den Diagrammen direkt oder im letzten Lastwechsel mit einem Pfeilsymbol gekennzeichnet.

4.1.1 Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 bei Raumtemperatur

Bild 4.1 zeigt links den zyklischen Spannungsverlauf (blau) bei einer konstanter Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,1 \text{ \%}$ (schwarz), sowie rechts die Entwicklung der Spannungs-Dehnungs-Hysterese (bunt) für ausgewählte Lastwechselzahlen für die Probe V30. Sowohl der Verlauf der Spannungsamplitude als auch die Entwicklung der Hysterese zeigen ein konstantes zyklisches Verhalten ohne Ver- bzw. Entfestigungsvorgänge. Bei dem Versuch handelt es sich um einen Durchläufer. Hervorzuheben ist, dass trotz der geringen Beanspruchung von circa 173 MPa bei Raumtemperatur ein plastisches Werkstoffverhalten zu beobachten ist. Dies hat zur Folge, dass bei der Modellbildung für die numerischen Berechnungen und vor allem bei der Bewertung der Lebensdauer von Beanspruchungen im VHCF-Bereich kein rein elastischer Ansatz gewählt werden kann. Dies gilt insbesondere für mehrstufige Kollektivbeanspruchungen, da die innerhalb der Hysterese liegende Fläche, welche die in den Werkstoff eingebrachte Energie repräsentiert, eine in Kombination mit höheren Beanspruchungen fortschreitende Schädigung bei sehr geringen Beanspruchungen annehmen lässt. In Kapitel 4.4 werden tiefere Untersuchungen zum transienten Dauerfestigkeitsverhalten durchgeführt und dargestellt.

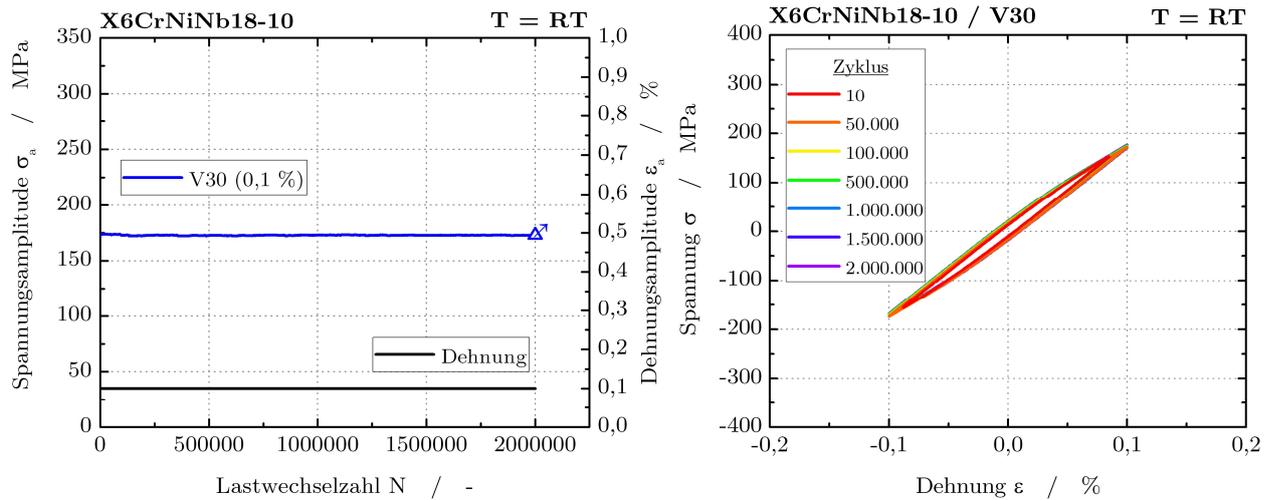


Bild 4.1: X6CrNiNb18-10 (RT) - Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude (links) und Entwicklung der Spannungs-Dehnungs-Hysteresis (rechts) für ausgewählte Lastwechselzahlen für eine Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,1$ %

Bei steigender Beanspruchung ist für Versuche mit konstanter Dehnungsamplitude nach einer anfänglichen Entfestigung ein konstanter Anstieg der Spannungsamplitude über die gesamte Versuchsdauer zu beobachten, siehe Bild 4.2. Bei der Probe V18_1 mit einer Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,15$ % beträgt dieser Anstieg bis zu einer Lastwechselzahl von $2 \cdot 10^6$ etwa 20 MPa oder relativ 10 %. Bei dem Versuch handelt es sich um einen Durchläufer. Bei einer über die Grenzlastwechselzahl hinausgehenden Versuchsdurchführung ist mit einer weiteren Verfestigung des Werkstoffs zu rechnen. Die Spannungs-Dehnungs-Hysteresen zeigen sich in ihrer Form über die gesamte Versuchslaufzeit nahezu unverändert. Durch die höhere Beanspruchung steigt der absolute Wert des plastischen Dehnungsanteils weiter, was sich auch anhand der Innenfläche der Hysteresis zeigen lässt.

4 Experimentelle Ergebnisse

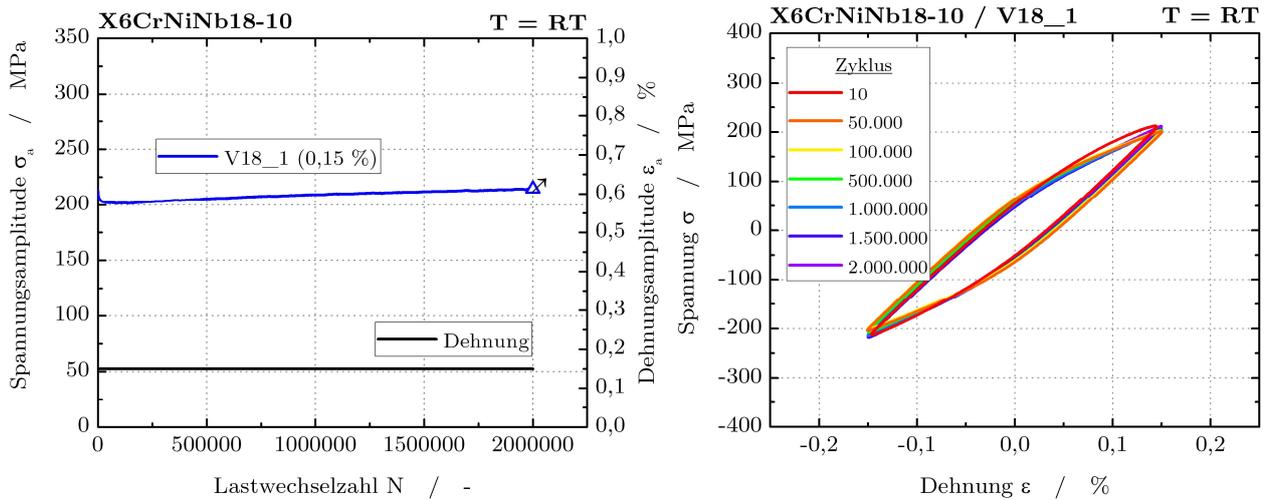


Bild 4.2: X6CrNiNb18-10 (300 °C) - Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude (oben) und Entwicklung der Spannungs-Dehnungs-Hysteresis (unten) für ausgewählte Lastwechselzahlen für eine Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,15$ %

Für eine Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,2$ % kommt es zuerst zu einer Entfestigung des Werkstoffs. Dabei reduzieren sich die maximalen bzw. minimalen Spannungswerte um ca. 35 MPa. Die Hysteresen der Lastwechsel 10 (erster Zyklus ohne regelungstechnisches Einschwingverhalten) und 40.000 (geringste Spannungsamplitude im Versuchsverlauf) zeigen dies in Bild 4.3 (rechts) eindeutig. Diese anfänglich zu beobachtende Entfestigung ist den Versetzungsbewegungen zuzuordnen. Dabei lösen sich die Versetzungen und wandern bis zu einem nächstgelegenen Hindernis, wie z.B. einer Korngrenze oder Strukturfehlern. Das Ansammeln bzw. Aufstauen der Versetzungen bewirkt, dass die Entfestigung in eine Sättigung über geht und im Anschluss teilweise eine Werkstoffverfestigung auftritt. Im Anschluss an den geringsten Spannungswert kommt es zu einem signifikanten Anstieg der Spannungsamplitude. Diese sekundäre Verfestigung lässt sich hier auf eine verformungsinduzierte α' -Martensitbildung zurückführen. Messungen an den Proben zeigen nach Versuchsende einen Volumenmartensitgehalt von 3,9 – 7,3 Vol.-%. Im Vergleich zum ungeprüften Werkstoff (ca. 0,1 Vol.-%) entspricht das einer 40- bis 70-fachen Steigerung. Der Spannungsanstieg verläuft für die drei getesteten Proben identisch, lediglich in Bezug auf die Lebensdauer der Proben ergeben sich unterschiedliche Lastwechselzahlen, siehe Bild 4.3 links.

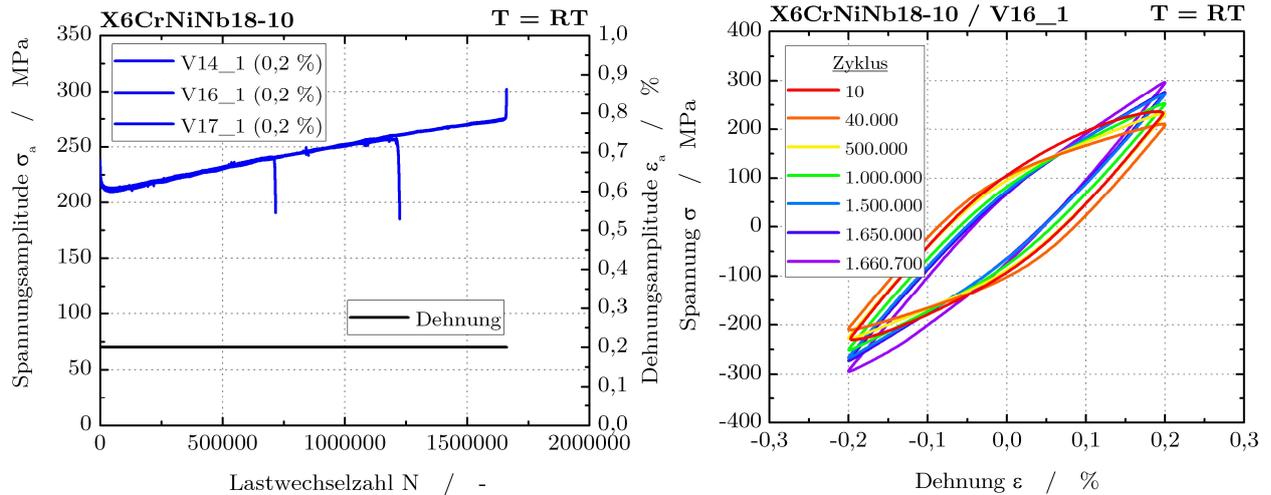


Bild 4.3: X6CrNiNb18-10 (300 °C) - Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude (links) und Entwicklung der Spannungs-Dehnungs-Hysterese (rechts) für ausgewählte Lastwechselzahlen für eine Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,2 \%$

4.1.2 Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 bei T = 300 °C

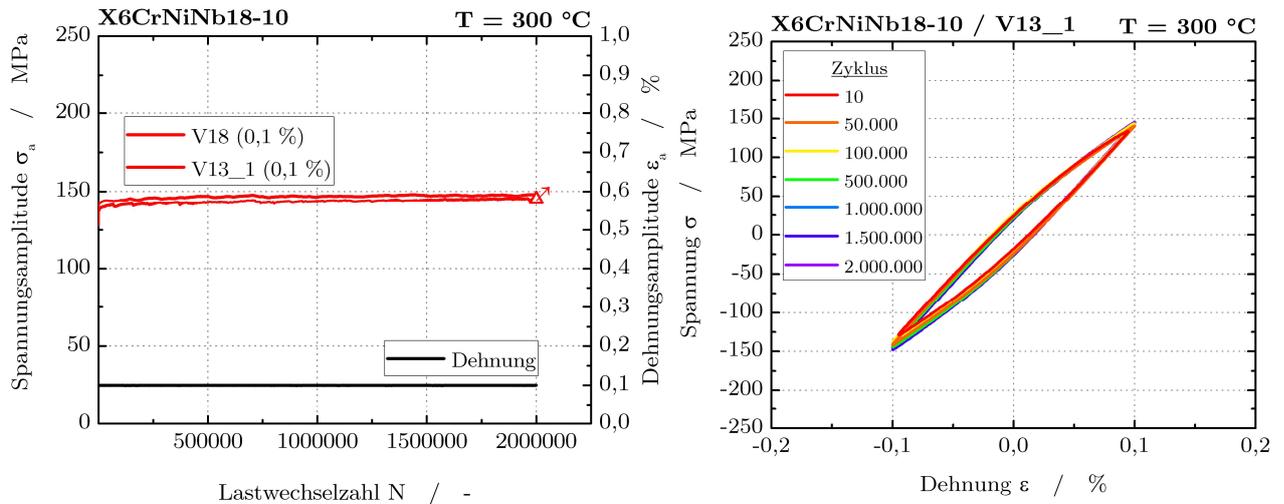


Bild 4.4: X6CrNiNb18-10 (300 °C) - Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude (links) und Entwicklung der Spannungs-Dehnungs-Hysterese (rechts) für ausgewählte Lastwechselzahlen für eine Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,1 \%$

In Bild 4.4 ist der zyklische Spannungsverlauf (links) sowie die Entwicklung der Spannungs-Dehnungs-Hysterese (rechts) für ausgewählte Lastwechselzahlen für die Dehnungsamplituden von $\epsilon_a = 0,1 \%$ bei $T = 300 \text{ °C}$ dargestellt. Bei beiden auf diesem Dehnungsniveau durchgeführten Versuchen handelt es sich um Durchläufer. Auch für eine erhöhte Temperatur ist zu erkennen, dass der Werkstoff bereits bei sehr geringen

4 Experimentelle Ergebnisse

Beanspruchungen von unter 150 MPa ein signifikant ausgeprägtes plastisches Werkstoffverhalten aufweist. Darüber hinaus zeigt sich ein tendenziell stabiles zyklisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten.

Für eine Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,15 \%$ prägt sich ein signifikantes zyklisches Verfestigungsverhalten aus, siehe Bild 4.5 links. Messungen an den Proben zeigen nach Versuchsende einen Volumenmartensitgehalt von ca. 0,35 Vol.-%. Im Vergleich zum ungeprüften Werkstoff (ca. 0,1 Vol.-%) entspricht das einer Verdreifachung der Werte. Jedoch stellt die erhöhte Temperatur ein Hindernis für die verformungsinduzierte α' -Martensitbildung dar. Aus diesem Grund ist keine weitere signifikante Werkstoffverfestigung zu erwarten, wie sie beispielsweise bei Versuchen unter Raumtemperatur vorkommt.

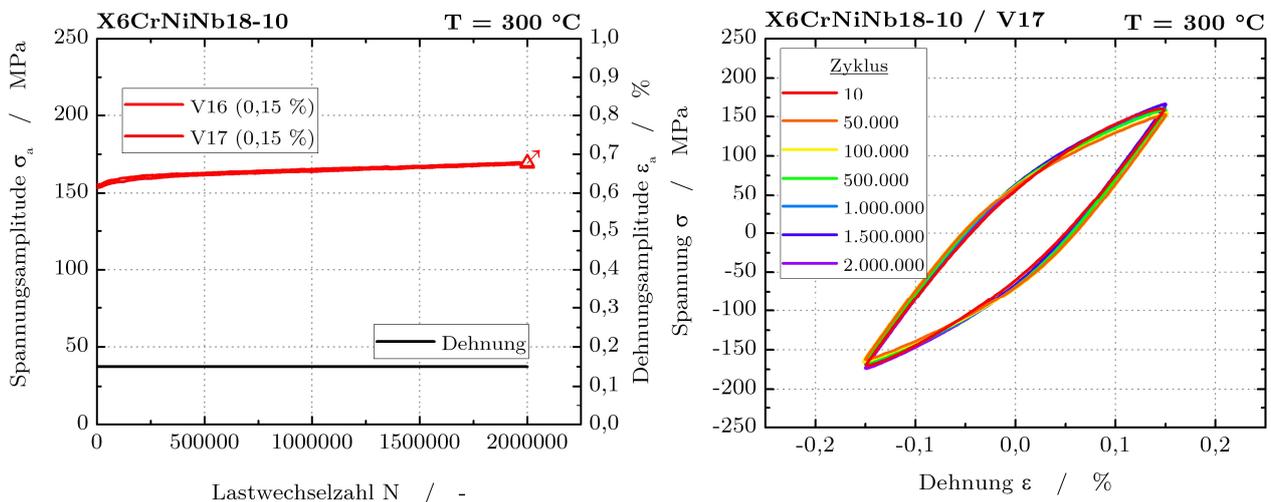


Bild 4.5: X6CrNiNb18-10 (300 °C) - Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude (links) und Entwicklung der Spannungs-Dehnungs-Hysteresis (rechts) für ausgewählte Lastwechselzahlen für eine Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,15 \%$

Die Ergebnisse für eine Beanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,2 \%$ für den Werkstoff X6CrNiNb18-10 bei $T = 300 \text{ °C}$ sind in Bild 4.6 dargestellt. Zu Versuchsbeginn entfestigt der Werkstoff (ca. 20 MPa bzw. 12 %) um anschließend in ein nahezu konstantes, leicht verfestigendes Werkstoffverhalten überzugehen. Anhand der Spannungs-Dehnungs-Hysteresen, in Bild 4.6 rechts, können die zyklischen Ver- und Entfestigungsvorgänge nachverfolgt werden. Für die drei durchgeführten Versuche zeigt sich eine sehr geringe Abweichung bezüglich der Lebensdauerlastwechselzahlen mit einem Mittelwert von 97.912 und einer Standardabweichung von 5.710 absolut und circa 5,8 % relativ.

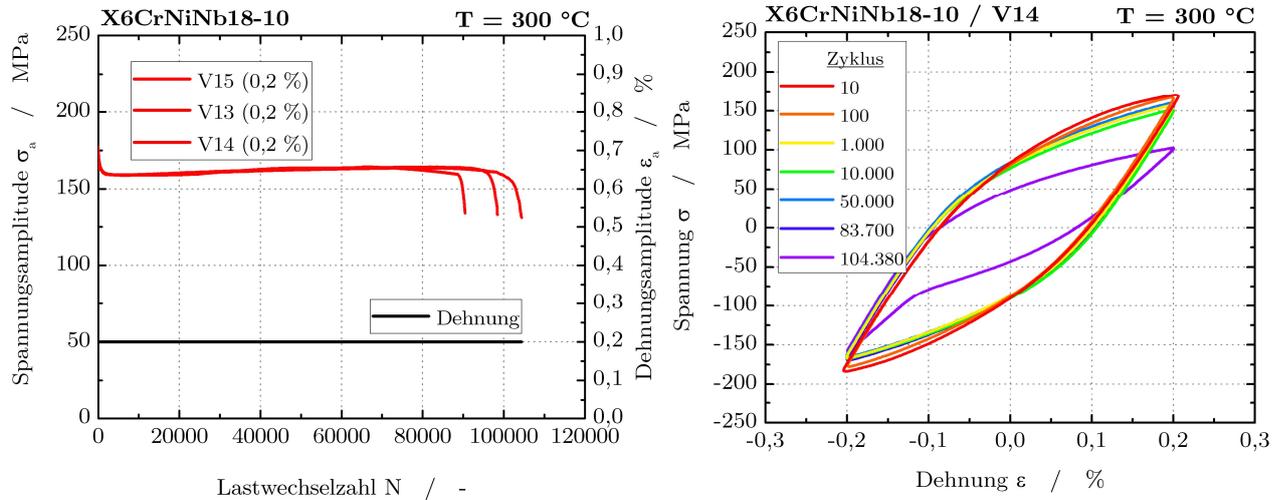


Bild 4.6: X6CrNiNb18-10 (300 °C) - Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude (links) und Entwicklung der Spannungs-Dehnungs-Hysterese (rechts) für ausgewählte Lastwechselzahlen für eine Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,2 \%$

Zur Grundcharakterisierung bei betriebsrelevanten Temperaturen wurden im HCF- und LCF-Bereich weitere Versuche bei $T = 300 \text{ °C}$ durchgeführt, dargestellt in Bild 4.7. Für die geprüften Dehnungsamplituden von $\epsilon_a = 0,3 \%$ / $0,4 \%$ / $0,5 \%$ ergibt sich ein vergleichbares Werkstoffverhalten. Nach einer anfänglichen Entfestigung stabilisiert sich die zyklische Spannungs-Dehnungs-Beziehung ohne weitere signifikante Ent- oder Verfestigungsvorgänge. Mit den oben dargestellten Versuchen wurde das zyklische Werkstoffverhalten des Grundwerkstoffs X6CrNiNb18-10 bei Raumtemperatur und bei 300 °C im HCF- und VHCF-Bereich untersucht. In den aufgezeichneten Spannungs-Dehnungs-Hysteresen zeigt sich für beide Temperaturen ein Werkstoffverhalten mit einem signifikanten plastischen Anteil bis in den VHCF-Bereich. Hinzu kommen Entfestigungsvorgänge, vorwiegend im HCF-Bereich, sowie unterschiedlich stark ausgeprägte Verfestigungsvorgänge für verschiedene Beanspruchungshöhen. Dieses komplexe Werkstoffverhalten muss in der numerischen Berechnung und Lebensdauerbewertung berücksichtigt und implementiert werden. Die im VHCF-Bereich üblicherweise eingesetzte rein linear-elastische Bewertung würde hier zu stark nicht-konservativen Ergebnissen führen. Insgesamt zeigt sich ein sehr konsistentes Ergebnisbild mit sehr geringen Streuwerten. Dies weist auf eine hohe Werkstoffqualität und eine hochgenaue Versuchsdurchführung hin.

4 Experimentelle Ergebnisse

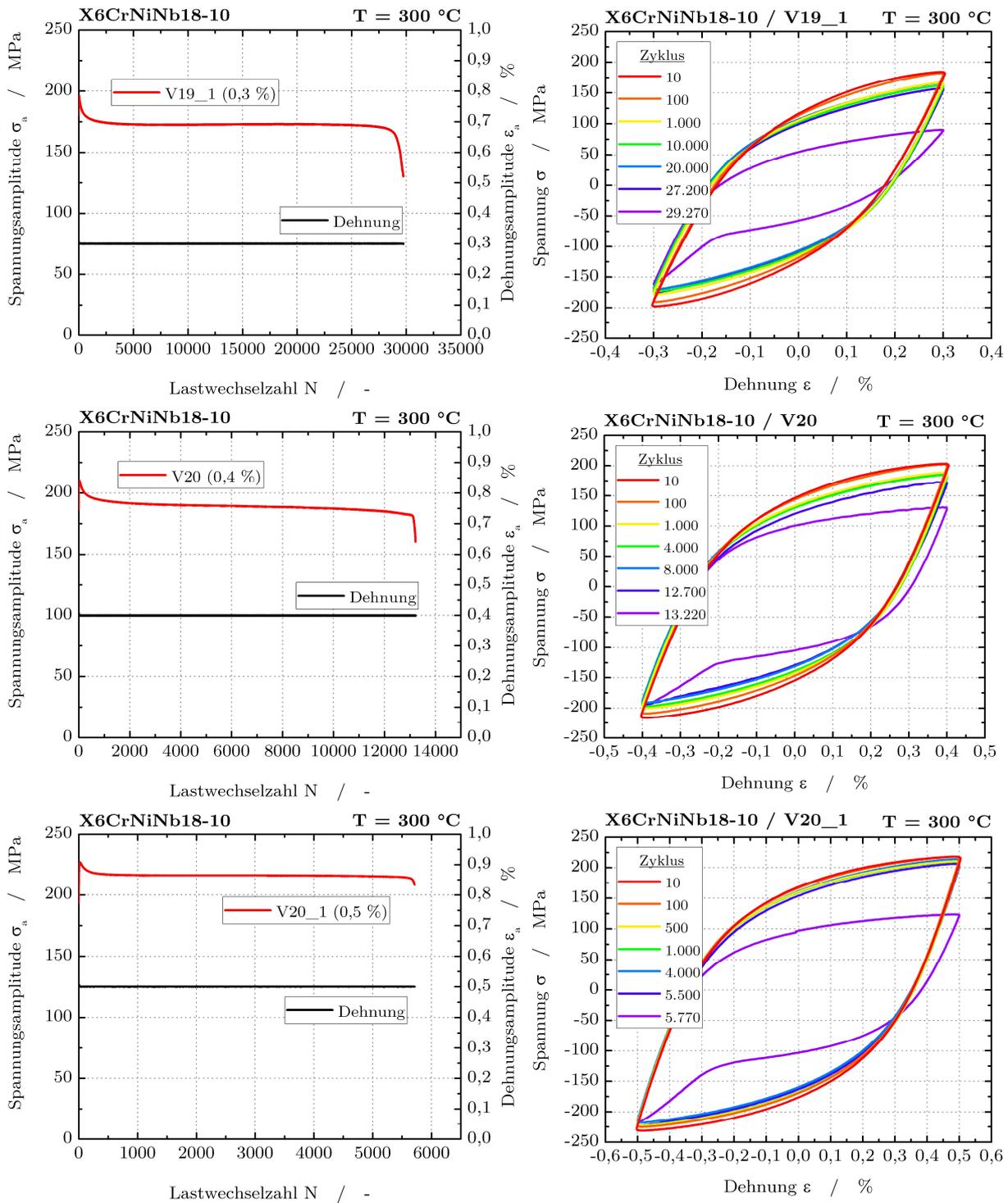


Bild 4.7: X6CrNiNb18-10 (300 °C) - Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude (links) und Entwicklung der Spannungs-Dehnungs-Hysterese (rechts) für ausgewählte Lastwechselzahlen für eine Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,3$ % (oben), $\epsilon_a = 0,4$ % (mittig) und $\epsilon_a = 0,5$ % (unten)

In Tabelle 4.2 sind die bei Raumtemperatur und $T = 300 \text{ }^\circ\text{C}$ erzielten Ergebnisse der Einstufenversuche für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 eingetragen. Die Lastwechselzahl wurde bei einem Lastabfall von 25 % ausgewertet und gewährleistet so eine Vergleichbarkeit zu den gängigen Standards in internationalen Regelwerken.

Tabelle 4.2: Versuchsergebnisse der Ermüdungsversuche bei einstufiger Beanspruchung für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 bei Raumtemperatur und $300 \text{ }^\circ\text{C}$

Probe	Werkstoff	Temperatur	Dehnungsamplitude	Lastwechselzahl
V14_1	X6CrNiNb18-10	RT	0,2 %	716.638
V16_1	X6CrNiNb18-10	RT	0,2 %	1.660.745
V17_1	X6CrNiNb18-10	RT	0,2 %	1.222.429
V18_1	X6CrNiNb18-10	RT	0,15 %	$2 \cdot 10^6$ (DL)
V30	X6CrNiNb18-10	RT	0,1 %	$2 \cdot 10^6$ (DL)
V13	X6CrNiNb18-10	$300 \text{ }^\circ\text{C}$	0,2 %	90.491
V14	X6CrNiNb18-10	$300 \text{ }^\circ\text{C}$	0,2 %	104.382
V15	X6CrNiNb18-10	$300 \text{ }^\circ\text{C}$	0,2 %	98.864
V16	X6CrNiNb18-10	$300 \text{ }^\circ\text{C}$	0,15 %	$2 \cdot 10^6$ (DL)
V17	X6CrNiNb18-10	$300 \text{ }^\circ\text{C}$	0,15 %	$2 \cdot 10^6$ (DL)
V18	X6CrNiNb18-10	$300 \text{ }^\circ\text{C}$	0,1 %	$2 \cdot 10^6$ (DL)
V13_1	X6CrNiNb18-10	$300 \text{ }^\circ\text{C}$	0,1 %	$2 \cdot 10^6$ (DL)
V19	X6CrNiNb18-10	$300 \text{ }^\circ\text{C}$	0,25 %	47.569
V19_1	X6CrNiNb18-10	$300 \text{ }^\circ\text{C}$	0,3 %	29.444
V20	X6CrNiNb18-10	$300 \text{ }^\circ\text{C}$	0,4 %	13.266
V20_1	X6CrNiNb18-10	$300 \text{ }^\circ\text{C}$	0,5 %	5.771

4.1.3 Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb bei Raumtemperatur

Für den Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb sind Versuche bei Raumtemperatur mit einer Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,2 \%$ durchgeführt worden. Für diese Beanspruchung zeigt sich nach einer anfänglichen Verfestigung ein stabiler zyklischer Werkstoffzustand. Dabei liegen die Spannungen mit ca. 300 MPa im Vergleich zum Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 bei gleicher Dehnungsamplitude um etwa 85 % höher. In Bezug auf die Lastwechselzahlen zeigt sich eine Streuung von teilweise über 75 %. Dieses Ergebnis ist für den Schweißzusatzwerkstoff in geschweißtem Zustand auf kleinen Poren bzw. Einschlüsse und einer generell hohen Inhomogenität des Werkstoffs zurückzuführen.

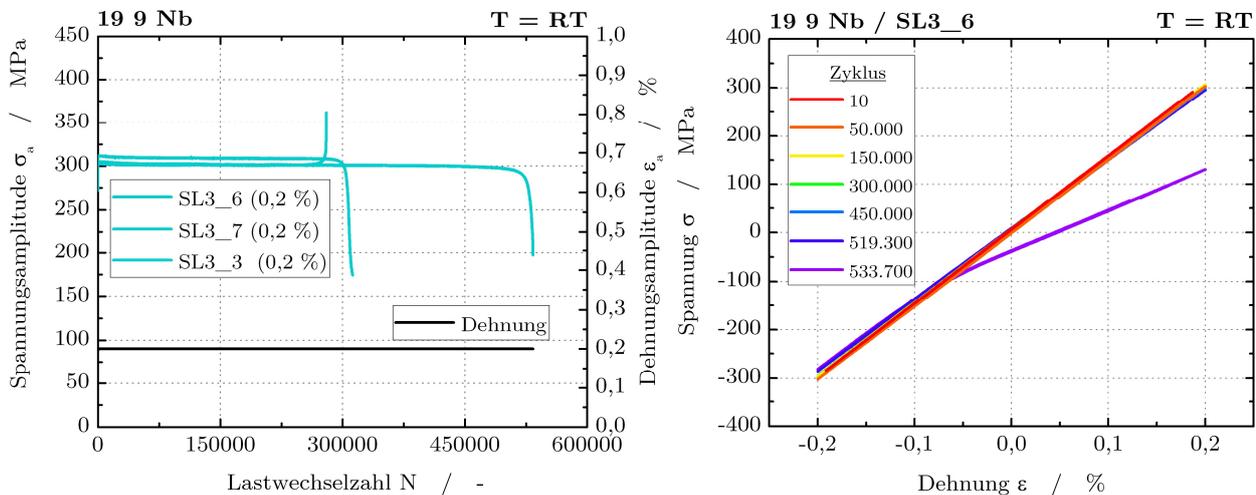


Bild 4.8: 19 9 Nb (RT) - Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude (links) und Entwicklung der Spannungs-Dehnungs-Hysterese (rechts) für ausgewählte Lastwechselzahlen für eine Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,2 \%$

Bei Raumtemperatur tritt für diese Werkstoffbeanspruchung ein rein linear-elastisches Verhalten über den gesamten Versuchszeitraum hinweg auf, siehe Bild 4.8 rechts. Weitere Versuche unterhalb der untersuchten Dehnungsamplitude führen demnach zu keinem weiteren Erkenntnisgewinn, da keine weitere Änderung in der Spannungs-Dehnungs-Beziehung auftreten wird. Die ebenfalls bereits erreichten Werte der Lastwechselzahlen lassen darauf schließen, dass kein Probenversagen unterhalb der gewählten Grenzlastwechselzahl von $2 \cdot 10^6$ bei der nächst geringeren Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,15 \%$ eintreten wird.

Für die Ableitung von Parametern zur Anwendung eines numerischen Materialmodells ist somit der HCF- und VHCF-Bereich experimentell ausreichend beschreiben. Anhand der Ergebnisse der beiden Werkstoffe für $T = 300 \text{ }^\circ\text{C}$ zeigt sich außerdem,

dass durch einen Versuch mit einer Dehnungsamplitude von $\varepsilon_a = 0,4 \%$ als Stützpunkt im LCF-Bereich und einer linearen Approximation als Näherungsverfahren gute Ergebnisse erreicht werden können. Der Werkstoff zeigt im LCF-Bereich eine zunächst sehr starke Entfestigung die dann in eine leichte aber bis zum abschließend eintretenden Lastabfall stetige Entfestigung übergeht. Das rein elastische Werkstoffverhalten wird durch ein elastisch-plastisches Verhalten abgelöst und kann anhand der aufgezeichneten Hysteresen ausreichend charakterisiert werden, siehe Bild 4.9.

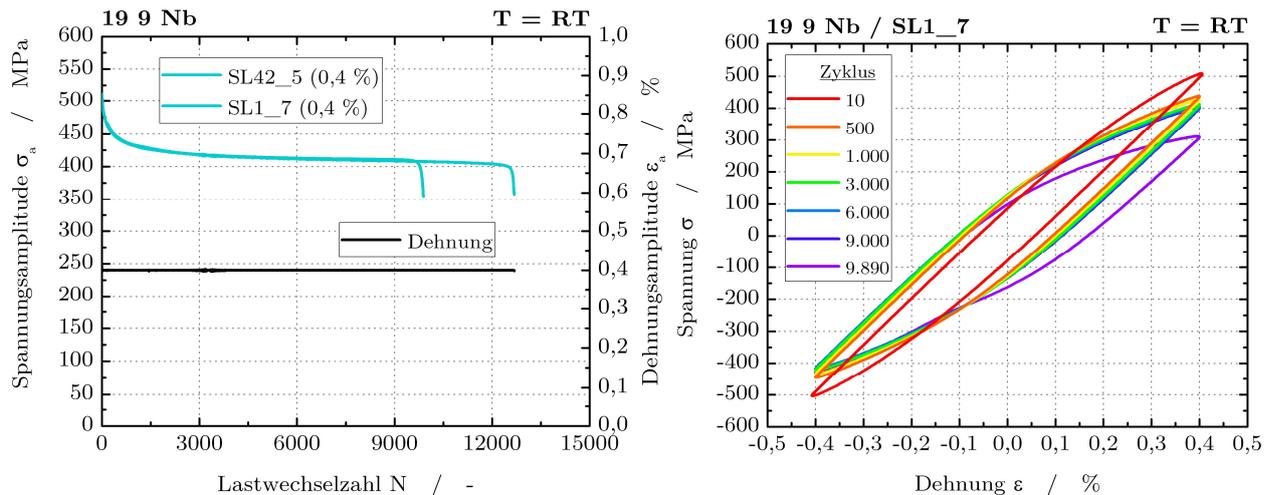


Bild 4.9: 19 9 Nb (RT) - Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude (links) und Entwicklung der Spannungs-Dehnungs-Hysteresen (rechts) für ausgewählte Lastwechselzahlen für eine Dehnungsamplitude von $\varepsilon_a = 0,4 \%$

Die erreichten Lastwechselzahlen ordnen sich im Bereich der in den Regelwerken angegebenen Mittelwertkurven ein. Zusätzlich lassen sich die Ergebnisse anhand der aus der Literatur als Vergleich herangezogenen Datenbasis plausibilisieren.

4.1.4 Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb bei $T = 300^\circ\text{C}$

In Bild 4.10 sind Versuche mit einer Dehnungsamplitude von $\varepsilon_a = 0,1 \%$ dargestellt. Es zeigt sich, dass der Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb bei einer Temperatur von $T = 300 \text{ }^\circ\text{C}$ für Beanspruchungen im VHCF-Bereich ein stabiles zyklisches Materialverhalten bei geringen Spannungswerten von in etwa 135 MPa aufweist. Zusätzlich ist das Werkstoffverhalten rein elastisch, was anhand der über die Versuchsdauer aufgezeichneten Spannungs-Dehnungs-Verläufen zu erkennen ist. Bei Versuchen auf diesem Beanspruchungsniveau handelt es sich um Durchläufer bis zu einer Grenzlastwechselzahl von $N_G = 2 \cdot 10^6$.

4 Experimentelle Ergebnisse

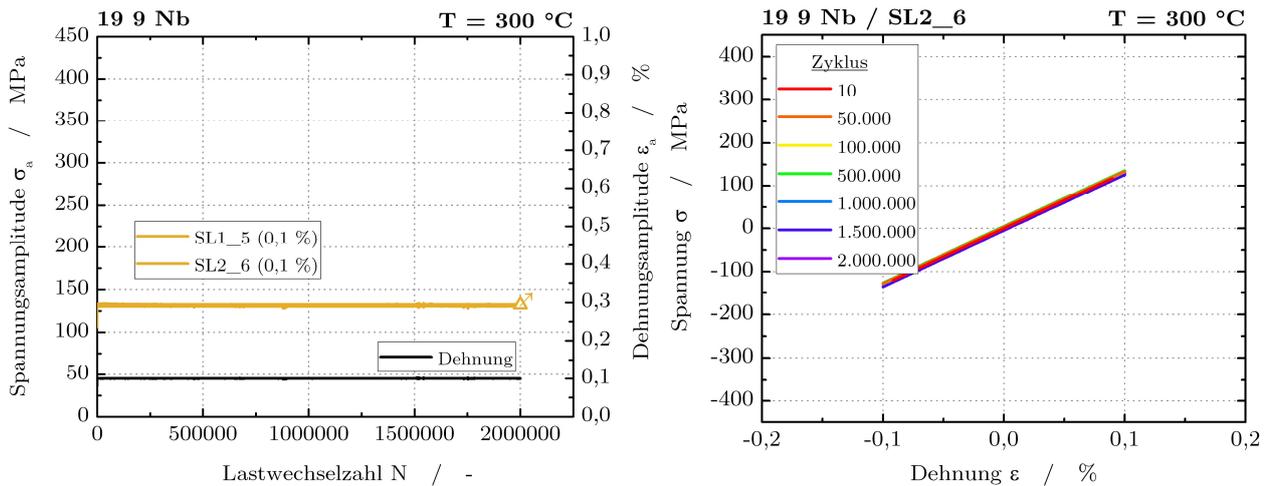


Bild 4.10: 19 9 Nb (300 °C) - Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude (links) und Entwicklung der Spannungs-Dehnungs-Hysteresis (rechts) für ausgewählte Lastwechselzahlen für eine Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,1$ %

Im HCF-VHCF-Übergangsbereich zeigt sich ein vergleichbares Ergebnis. Die Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,15$ % führt ebenfalls zu einem konstanten und stabilen zyklischen Materialverhalten bis hin zum Versagen. Beide Proben versagen innerhalb einer geringen Streuung bei 625.176 bzw. 748.822 Lastwechseln. Die abgebildeten Hysteresen zeigen ein rein elastisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten über den gesamten Versuchsverlauf, siehe Bild 4.11.

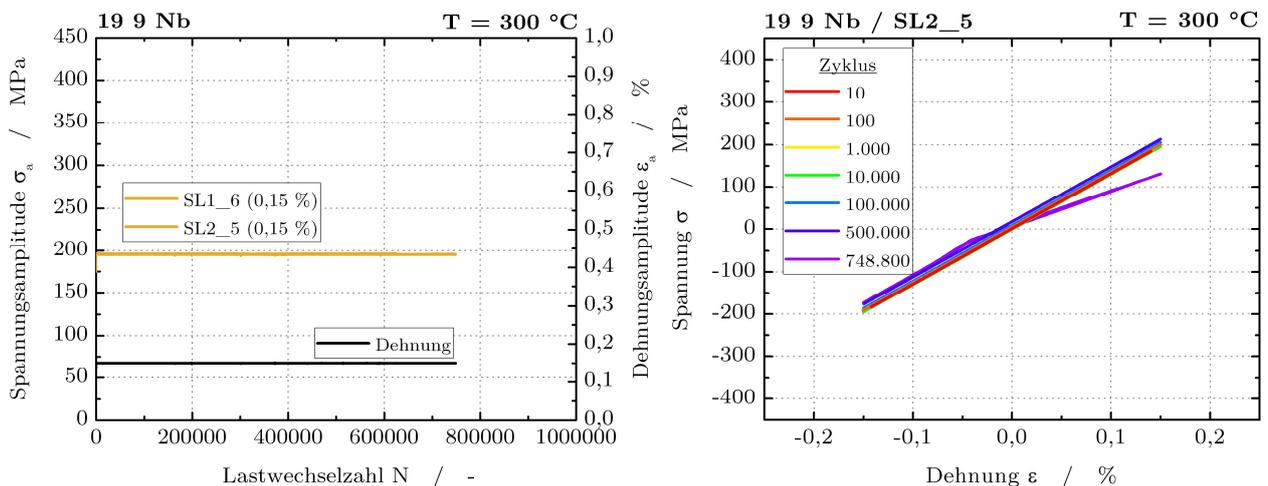


Bild 4.11: 19 9 Nb (300 °C) - Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude (links) und Entwicklung der Spannungs-Dehnungs-Hysteresis (rechts) für ausgewählte Lastwechselzahlen für eine Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,15$ %

Auf dem zum Vergleich der Werkstoffe repräsentativen Dehnungsniveau von $\varepsilon_a = 0,2 \%$ zeigt sich eine anfängliche Werkstoffentfestigung. Diese fällt, relativ zum Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10, geringer aus und ist in ihrem zeitlichen Verlauf verlangsamt. Teilweise ist eine geringe Entfestigung über die gesamte Versuchsdauer zu sehen. Während der ersten 1.000 Lastwechsel des Versuchs zeigt sich ein nahezu rein elastisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten, bis zum 25.000sten Zyklus entwickelt sich ein plastischer Dehnungsanteil. Demnach ist für den Werkstoff bei einem relativen Anteil von ca. 85 % ein elastisch-plastisches Werkstoffverhalten repräsentativ.

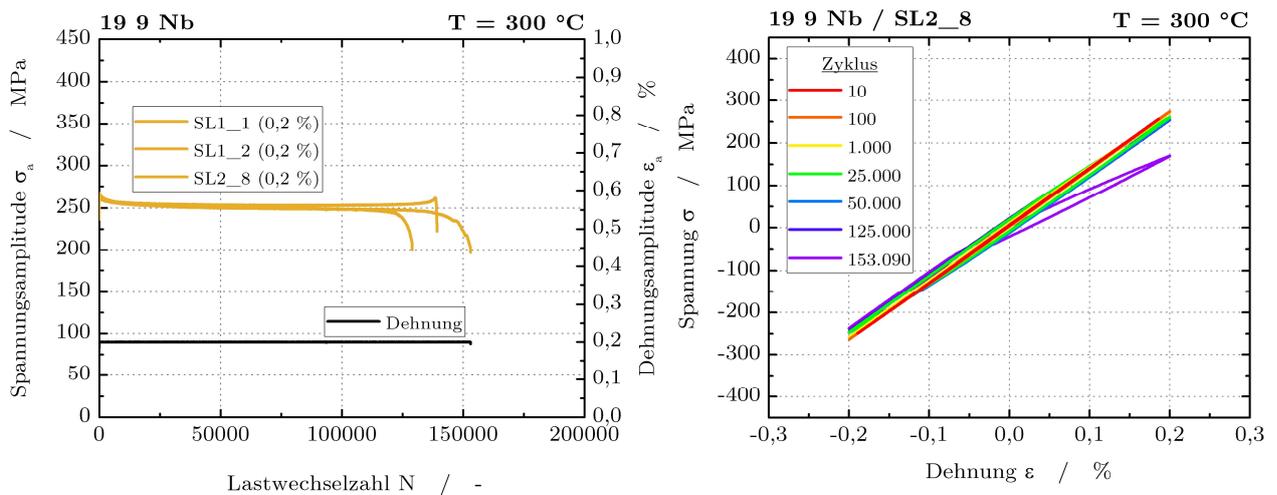


Bild 4.12: 19 9 Nb (300 °C) - Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude (links) und Entwicklung der Spannungs-Dehnungs-Hysterese (rechts) für ausgewählte Lastwechselzahlen für eine Dehnungsamplitude von $\varepsilon_a = 0,2 \%$

Zur weiteren Grundcharakterisierung bei betriebsrelevanten Temperaturen wurden im HCF- und LCF-Bereich weitere Versuche bei 300 °C durchgeführt, siehe Bild 4.13. Für die geprüften Dehnungsamplituden von $\varepsilon_a = 0,3 \%$ - $0,5 \%$ ergibt sich ein vergleichbares Werkstoffverhalten. Nach einer anfänglichen starken Entfestigung stabilisiert sich die zyklische Spannungs-Dehnungs-Beziehung mit einer weiteren leicht ausgeprägten Entfestigung. Mit den oben dargestellten Versuchen wurde das zyklische Werkstoffverhalten des Schweißguts bei Raumtemperatur und bei 300 °C im HCF- und VHCF-Bereich untersucht. In den aufgezeichneten Spannungs-Dehnungs-Hysteresen zeigt sich für beide Temperaturen ein rein elastisches Werkstoffverhalten für den VHCF-Bereich. Erst für Beanspruchungen im HCF-Bereich, ca. ab einer Dehnungsamplitude von $\varepsilon_a = 0,2 \%$, kommt es zu einem signifikanten plastischen Dehnungsanteil. Hinzu kommen Entfestigungsvorgänge, vorwiegend im LCF-Bereich, sowie ein stabiles Werkstoffverhalten im VHCF-Bereich.

4 Experimentelle Ergebnisse

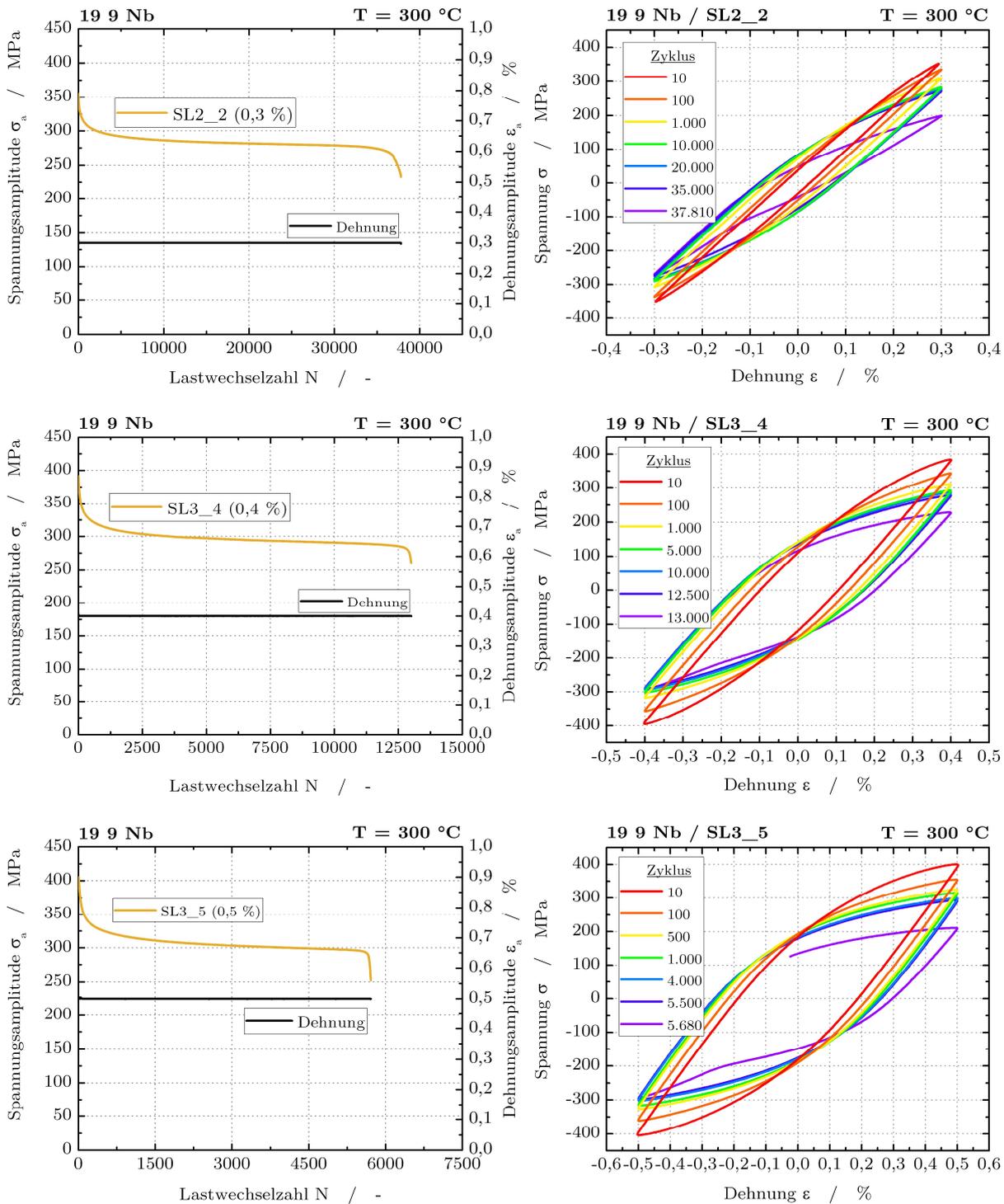


Bild 4.13: 19 9 Nb (300 °C) - Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude (links) und Entwicklung der Spannungs-Dehnungs-Hysterese (rechts) für ausgewählte Lastwechselzahlen für eine Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,3 \%$ (oben), $\epsilon_a = 0,4 \%$ (mittig) und $\epsilon_a = 0,5 \%$ (unten)

In Tabelle 4.3 sind die bei Raumtemperatur und $T = 300\text{ °C}$ erzielten Ergebnisse der Einstufenversuche für das Schweißgut 19 9 Nb eingetragen. Die Lastwechselzahl wurde bei einem Lastabfall von 25 % ausgewertet und gewährleistet so eine Vergleichbarkeit zu den gängigen Standards in internationalen Regelwerken.

Tabelle 4.3: Versuchsergebnisse der Ermüdungsversuche bei einstufiger Beanspruchung für den Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb bei Raumtemperatur und 300 °C

Probe	Werkstoff	Temperatur	Dehnungs- amplitude	Lastwechselzahl
SL3_3	19 9 Nb	RT	0,2 %	280.139
SL3_6	19 9 Nb	RT	0,2 %	532.776
SL3_7	19 9 Nb	RT	0,2 %	308.051
SL42_5	19 9 Nb	RT	0,4 %	12.672
SL1_7	19 9 Nb	RT	0,4 %	9.890
SL1_1	19 9 Nb	300 °C	0,2 %	128.609
SL1_2	19 9 Nb	300 °C	0,2 %	139.162
SL2_8	19 9 Nb	300 °C	0,2 %	152.504
SL1_6	19 9 Nb	300 °C	0,15 %	625.178
SL2_5	19 9 Nb	300 °C	0,15 %	748.822
SL1_5	19 9 Nb	300 °C	0,1 %	$2 \cdot 10^7$ (DL)
SL2_6	19 9 Nb	300 °C	0,1 %	$2 \cdot 10^7$ (DL)
SL2_1	19 9 Nb	300 °C	0,25 %	57.910
SL2_2	19 9 Nb	300 °C	0,3 %	37.653
SL3_4	19 9 Nb	300 °C	0,4 %	13.001
SL3_5	19 9 Nb	300 °C	0,5 %	5.712

4.1.5 Vergleich der Ergebnisse der Einstufenversuche

Die untersuchten Werkstoffe, beschrieben in Kapitel 3, sowie artverwandte und vergleichbare austenitische Stähle wie z.B. AISI 304 (1.4301) oder AISI 316 (1.4401) finden sich in vielen industriellen Bereichen wieder und sind international weit verbreitet. Obwohl sich die chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffe vom Schweißgut nur gering unterscheidet, ergeben sich, nicht zuletzt auch aufgrund des Schweißprozesses, deutliche Unterschiede für z.B. die mechanisch-technologischen Werkstoffkennwerte. Da mit einer Schweißverbindung im Normalfall auch immer eine Schwachstelle in eine Komponente eingebracht wird, werden für Komponenten mit sicherheitstechnischer Relevanz oftmals Schweißzusatzwerkstoffe mit höheren Festigkeiten verwendet. Diese dann sogenannten höherfesten oder „over-matched“ Schweißverbindungen führen zu gegenüber dem Grundwerkstoff gleichwertig oder höher belastbareren Verbindungen. Dies bedeutet, dass diese Werkstoffe auch über abweichende zyklische Eigenschaften und Kennwerte verfügen.

Für eine Bewertung von sicherheitsrelevanten Komponenten mit Schweißverbindungen müssen sowohl der Grundwerkstoff als auch die Schweißverbindung bzw. der Schweißzusatzwerkstoff in Kombination mit den von außen eingebrachten Beanspruchungen betrachtet werden. Ein tiefergehendes Wissen über das zyklische Werkstoffverhalten und die Lebensdauer ist demnach von großer Bedeutung. Die in diesem Abschnitt dargestellten Vergleiche an Ergebnissen liefern notwendige Erkenntnisse für die Bewertungsmethodik. Der Vergleich erfolgt anhand es repräsentativen Beanspruchungsniveaus von $\epsilon_a = 0,2 \%$.

Vergleichend sind die Versuchsergebnisse der beiden Werkstoffe für Raumtemperatur in Bild 4.14 und für $T = 300 \text{ °C}$ in Bild 4.15 dargestellt. Ebenfalls sind die Mittelwertkurven für austenitische Werkstoffe eines deutschen Regelwerkes [Kta17] sowie des international wichtigsten Regelwerks, dem ASME Code Case [Asm11], eingetragen. Diese Regelwerkskurven sind auf der Grundlage mehrerer austenitischer Stähle abgeleitet worden und sind diesbezüglich in ihrer Beschreibung generalisiert. Zusätzlich erfolgt ein Vergleich mit der MPA-Mittelwertkurve, welche ausschließlich für den Grundwerkstoff abgeleitet wurde. Für eine zusätzlichen Einordnung sind Daten aus der Literatur [Fes12, Kra01, Rei11, Wei07, Wei11] in den Diagrammen hinterlegt (graue Datenbasis). Die Ergebnisse zeigen, dass bei Raumtemperatur der Grundwerkstoff aufgrund seiner Verfestigung durch die verformungsinduzierte α' -Martensitbildung höhere Lebensdauern erreichen kann. Bei $T = 300 \text{ °C}$ erreicht das Schweißgut höhere Lebensdauern. Für die experimentell erzielten Lastwechselzahlen im LCF- und HCF-Bereich zeigen die Mittelwertkurven sehr gute Übereinstimmungen.

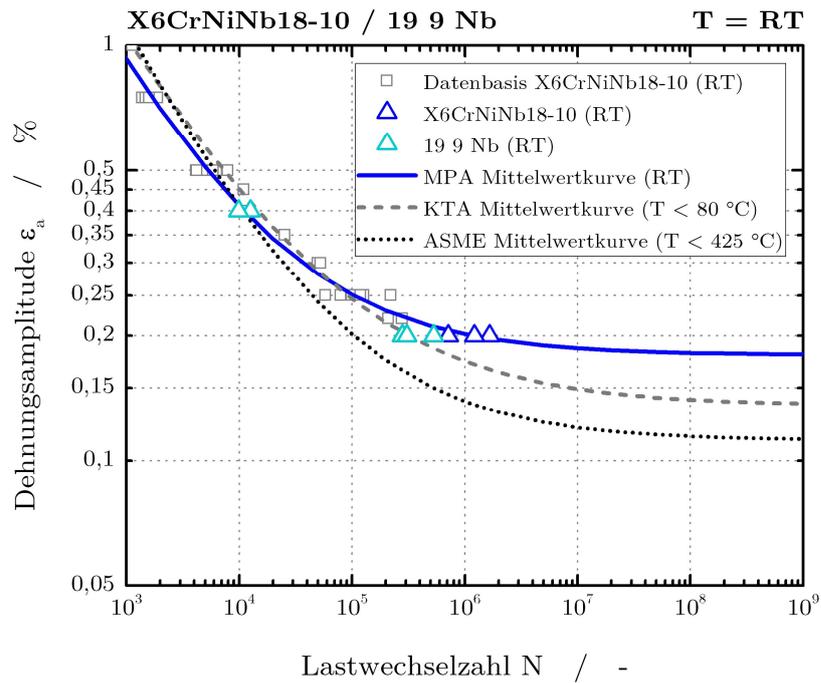


Bild 4.14: Versuchsergebnisse der Einstufenversuche bei Raumtemperatur für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 und das Schweißgut 19 9 Nb

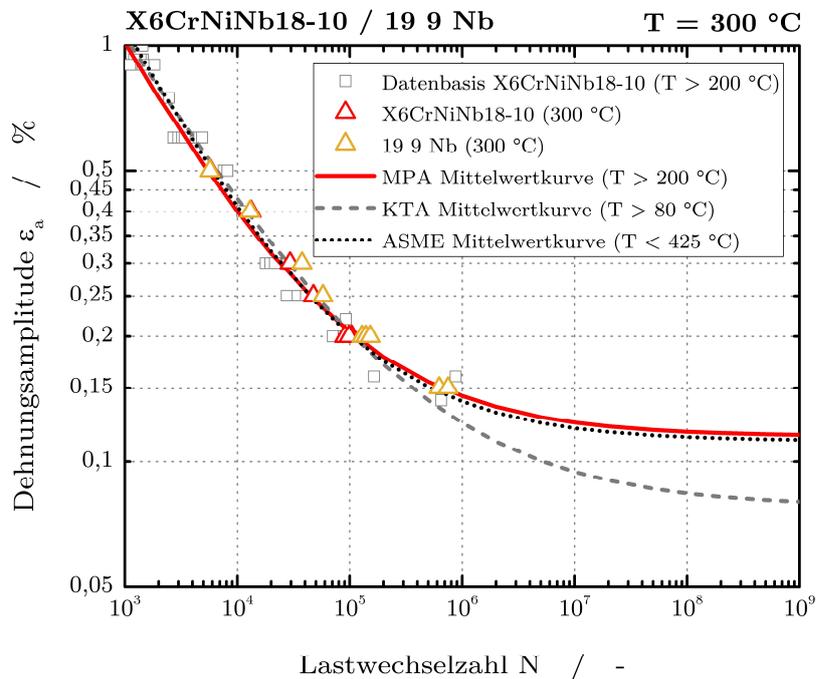


Bild 4.15: Versuchsergebnisse der Einstufenversuche bei T = 300 °C für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 und das Schweißgut 19 9 Nb

4 Experimentelle Ergebnisse

Für beide Temperaturen gilt, dass das Schweißgut zu Beginn der Beanspruchung signifikant höhere Spannungen bei gleichen Dehnungsamplituden aufweist (höherfeste oder „over-matched“ Schweißverbindung), siehe Bild 4.16 links. Der Grundwerkstoff zeigt, ebenfalls für beide Temperaturen, ein elastisch-plastisches Werkstoffverhalten, das Schweißgut ein rein elastisches. Die Spannungs-Dehnungs-Hysteresen rechts in Bild 4.16 repräsentieren, soweit möglich, einen stabilisierten Werkstoffzustand bei $N = N_B / 2$. Weitere Abbildungen zum Vergleich des zyklischen Werkstoffverhaltens befinden sich im Anhang.

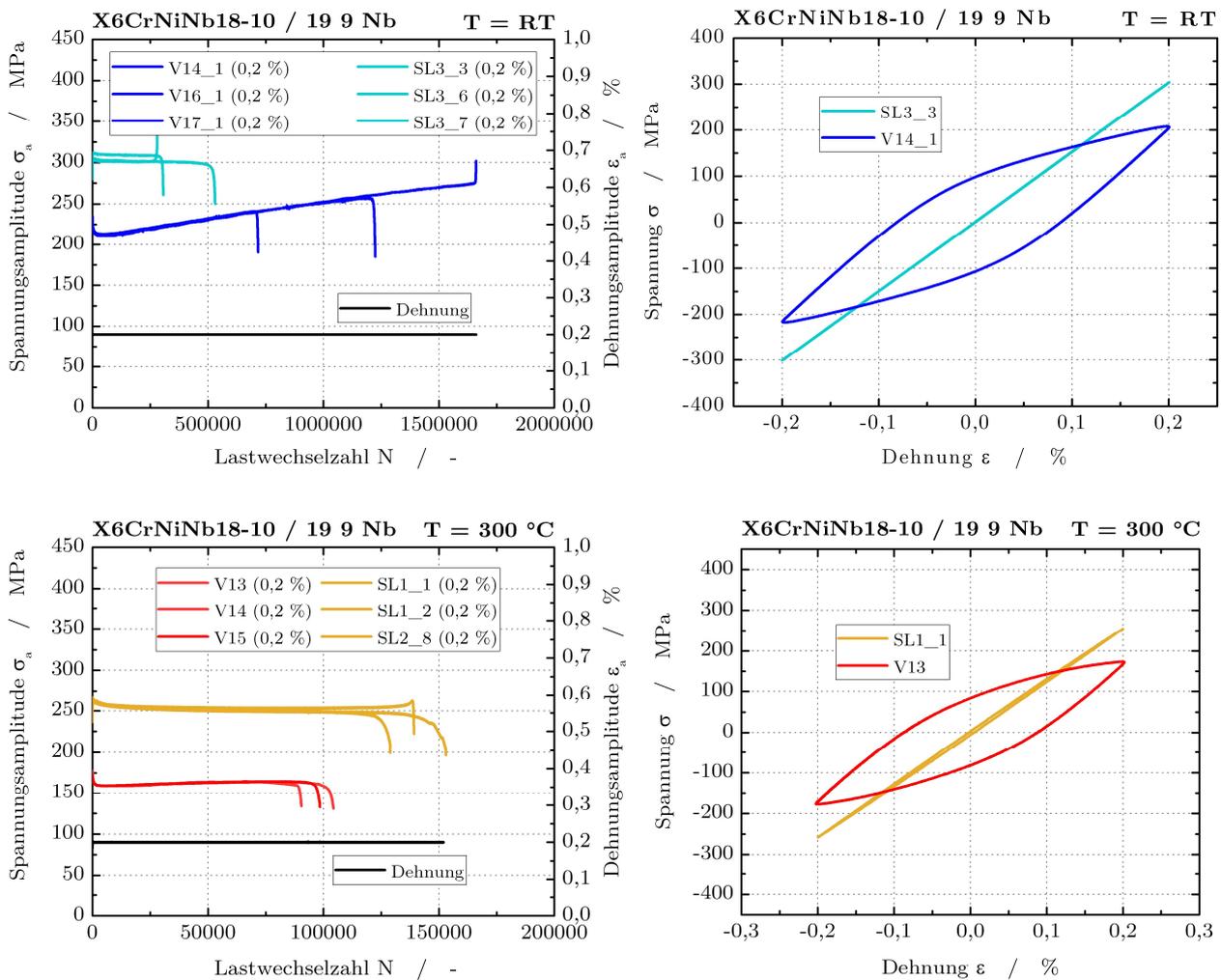


Bild 4.16: Vergleich des zyklischen Spannungs-Dehnungs-Verhaltens des Grundwerkstoffs X6CrNiNb18-10 und des Schweißzusatzwerkstoffs 19 9 Nb anhand der Verläufe von Spannungsamplituden (links) und Spannungs-Dehnungs-Hysteresen (rechts) bei Raumtemperatur (oben) und bei $T = 300 \text{ °C}$ (unten)

4.2 Ermüdungsversuche bei zweistufiger Beanspruchung

4.2.1 Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 bei $T = 300^\circ\text{C}$

Um den Einfluss einer vorangehenden Beanspruchung im VHCF- bzw. HCF-VHCF-Übergangsbereich auf die Lebensdauer im HCF/LCF-Bereich zu untersuchen, wurden Proben bis zu einer Lastwechselzahl von $2 \cdot 10^6$ zyklisch vorbelastet. Die Untersuchungen beschränken sich dabei auf die für diese Arbeit ausgewählte betriebsrelevante Temperatur von $T = 300^\circ\text{C}$. Die Untersuchungen wurden am Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 durchgeführt. In Bild 4.17 liegt die gewählte Vorbeanspruchung im VHCF-Bereich bei einer Dehnungsamplitude von $\varepsilon_a = 0,1\%$ und somit unterhalb der Dauerfestigkeit. Der Werkstoff zeigt über die Beanspruchungsdauer eine nahezu idealstabilisiertes Spannungs-Dehnungs-Verhalten. Im Anschluss kommt es durch das Umschalten auf das höhere Dehnungsniveau von $\varepsilon_a = 0,2\%$ zu einer Spannungserhöhung, die dann in eine Entfestigung mit anschließend leicht verfestigenden Werkstoffverhalten übergeht.

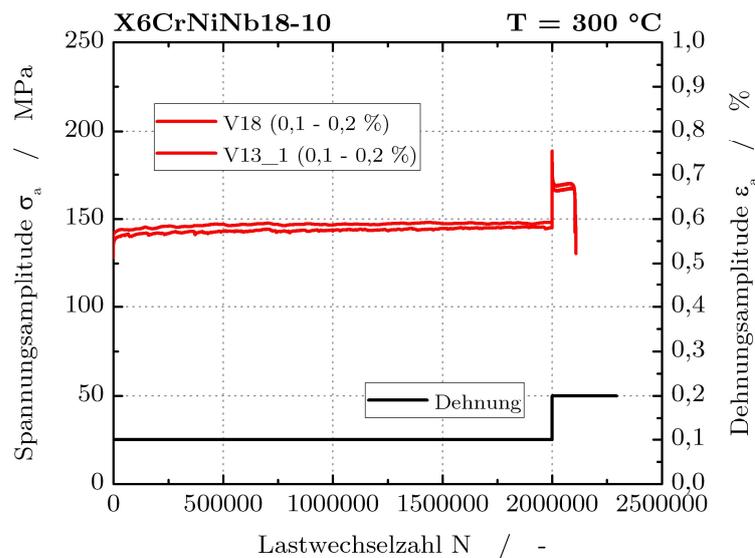


Bild 4.17: X6CrNiNb18-10 (300°C) – Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude aufgetragen über die Lastwechselzahl N für eine zweistufige Beanspruchung ($\varepsilon_a = 0,1$ und $0,2\%$)

Die Vorbelastung im HCF-VHCF-Übergangsbereich mit einer Dehnungsamplitude von $\varepsilon_a = 0,15\%$ führt zu einer deutlichen, teilweise durch verformungsinduzierte α' -Martensitbildung hervorgerufene, Verfestigung, siehe Bild 4.18. Das Werkstoffverhalten bei einer anschließend höheren Dehnungsamplitude gleicht qualitativ dem aus Einstufenversuchen und den Versuchen aus Bild 4.17.

4 Experimentelle Ergebnisse

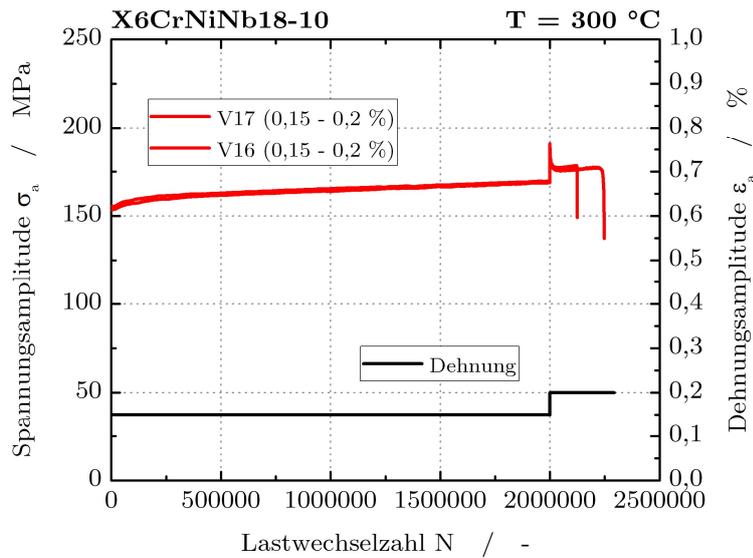


Bild 4.18: X6CrNiNb18-10 (300 °C) – Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude aufgetragen über die Lastwechselzahl N für eine zweistufige Beanspruchung ($\epsilon_a = 0,15$ und $0,2$ %)

Die Ergebnisse sind in Bild 4.19 den einstufigen Ermüdungsversuchen gegenübergestellt. Dabei sind lediglich die Anteile mit einer Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,2$ % vergleichend aufgetragen. Es ist deutlich zu erkennen, dass es durch die Vorbeanspruchung in Bereichen niedriger Beanspruchungen zu einer Verfestigung des Werkstoffs kommt und damit bei anschließend gleicher Dehnungsamplitude zu höheren Spannungswerten. Die Verfestigung im HCF-VHCF-Übergangsbereich ist dabei mit ca. 30 MPa stärker ausgeprägt, als die der Beanspruchung unterhalb der Dauerfestigkeitsgrenze, welche nur etwa 10 MPa beträgt. In Bezug auf die Lebensdauer lässt sich feststellen, dass es trotz der Spannungserhöhung bei gleicher Dehnungsamplitude zu keinem Rückgang der Lastwechselzahlen kommt. Für die Versuche mit einer Vorbeanspruchung von $\epsilon_a = 0,15$ % zeigt sich sogar eine im Durchschnitt leicht erhöhte Lebensdauer. Aufgrund der verformungsinduzierten α' -Martensitbildung, welche sich für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 bei $T = 300 \text{ }^\circ\text{C}$ in besonderer Weise bei einer Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,15$ % manifestiert, siehe Absatz 4.1.2, kann es durch diesen Effekt zu einer Werkstoffverfestigung und damit einhergehend zu einer erhöhten Lebensdauer kommen. Diese liegt jedoch in einem übliche Streuband und wird deshalb nicht explizit berücksichtigt. Es kommt jedoch in jedem Fall nicht zu einer Reduzierung der Lebensdauer durch Vorbeanspruchungen im VHCF-Bereich.

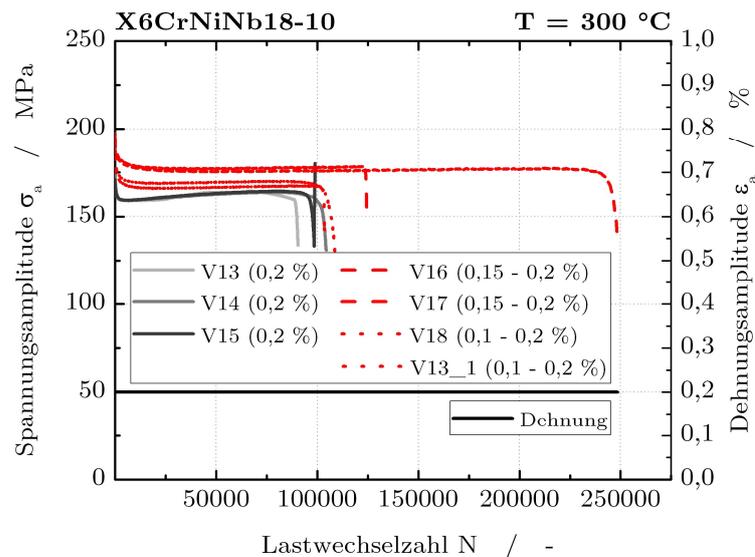


Bild 4.19: X6CrNiNb18-10 (300 °C) – Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude aufgetragen über die Lastwechselzahl N für eine Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,2$ % ohne und mit einer vorangegangenen Beanspruchung im HCF- bzw. VHCF-Bereich

4.2.2 Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb bei $T = 300^\circ\text{C}$

Für den Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb sind die Ergebnisse in Bild 4.20 dargestellt. Die gewählte Vorbeanspruchung liegt im VHCF-Bereich bei einer Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,1$ % und somit unterhalb der Dauerfestigkeit.

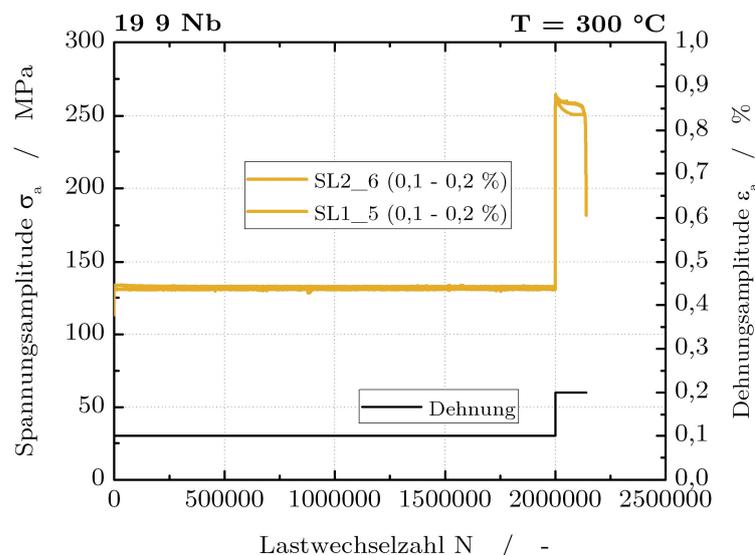


Bild 4.20: 19 9 Nb (300 °C) – Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude aufgetragen über die Lastwechselzahl N für eine zweistufige Beanspruchung ($\epsilon_a = 0,1$ und $\epsilon_a = 0,2$ %)

4 Experimentelle Ergebnisse

Bezüglich des Spannungsverlaufs ist keine Ver- bzw. Entfestigung zu erkennen. Durch das Umschalten auf das höhere Dehnungsniveau von $\varepsilon_a = 0,2\%$ kommt es zu einer Spannungserhöhung, die dann wiederum in eine Entfestigung und anschließend in ein stabiles Werkstoffverhalten übergeht.

Im Vergleich mit den einstufigen Versuchen zeigt sich, dass bei derselben Dehnungsamplitude von $\varepsilon_a = 0,2\%$ kein Unterschied im Spannungsniveau entsteht. Infolgedessen liegen auch die Versuche in Bezug auf die Lebensdauer bei gleichen Lastwechselzahlen. Durch eine Vorbeanspruchung kommt es demnach für den Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb zu keinem Einfluss auf das zyklische Werkstoffverhalten.

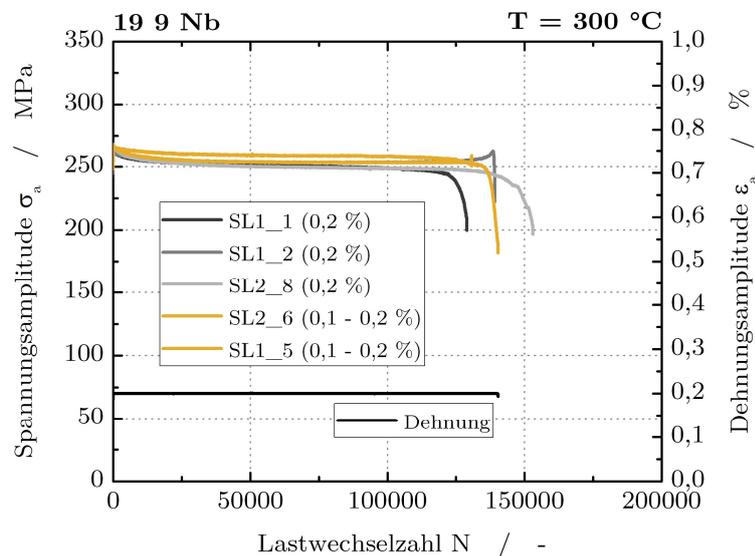


Bild 4.21: 19 9 Nb (300 °C) – Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude aufgetragen über die Lastwechselzahl N für eine Dehnungsamplitude von $\varepsilon_a = 0,2\%$ ohne und mit einer vorangegangenen Beanspruchung im HCF- bzw. VHCF-Bereich

4.2.3 Vergleich der Ergebnisse der Zweistufenversuche

In Bezug auf die Lastwechselzahlen lässt sich die oben getroffene Aussage, dass die Lebensdauer des Grundwerkstoffs X6CrNiNb18-10 und des Schweißzusatzwerkstoffs 19 9 Nb durch eine technisch relevante, vorangehende Beanspruchung unterhalb der Dauerfestigkeitsgrenze bzw. im VHCF-Bereich nur gering oder gar nicht beeinflusst wird, verifizieren. Die Ergebnisse aller 6 Versuche liegen innerhalb eines geringen Streubandes um die Mittelwertkurven, siehe Bild 4.22. In Tabelle 4.4 sind die Lastwechselzahlen der Ermüdungsversuche bei zweistufiger Beanspruchung mit vorangehender Beanspruchung im VHCF-Bereich für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 und den Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb bei 300 °C eingetragen.

Tabelle 4.4: Ergebnisse der Ermüdungsversuche bei zweistufiger Beanspruchung mit vorangehender Beanspruchung im VHCF-Bereich für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 und den Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb bei 300 °C

Probe	Werkstoff	Temperatur	Dehnungsamplitude	Lastwechselzahl
V18	X6CrNiNb18-10	300 °C	0,1 - 0,2 %	2.108.575
V13_1	X6CrNiNb18-10	300 °C	0,1 - 0,2 %	2.103.601
V16	X6CrNiNb18-10	300 °C	0,15 - 0,2 %	2.124.470
V17	X6CrNiNb18-10	300 °C	0,15 - 0,2 %	2.248.516
SL1_5	19 9 Nb	300 °C	0,1 - 0,2 %	2.140.054
SL2_6	19 9 Nb	300 °C	0,1 - 0,2 %	2.065.354

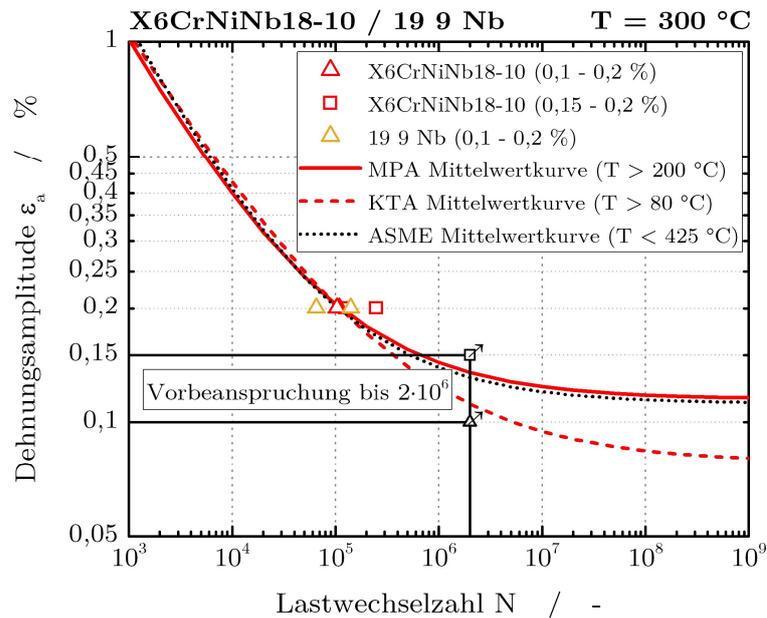


Bild 4.22: Ergebnisse der Zweistufenversuche bei T = 300 °C für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 und den Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb

4.3 Ergebnisse zu Ermüdungsversuchen unter mehrstufiger Beanspruchung

Basierend auf einer umfassenden Sichtung von Berechnungsunterlagen zur Schwingungsanalyse und Ermüdungsanalyse wurden aus Betriebsdaten einer für überlagerte Beanspruchungen repräsentativen Komponente die Lastniveaus mit den höchsten Schadensanteilen identifiziert, siehe Bild 4.23. Die Struktur unterliegt sowohl niederzyklischen Betriebsbeanspruchungen resultierend aus thermischen Schichtungs Vorgängen (LCF-Kollektive) als auch Betriebsschwingungen (HCF- und VHCF-Kollektive). Auf diese Weise wird sichergestellt, dass eine realitätsnahe Beanspruchungskombination als Grundlage für die experimentellen Untersuchungen dient. Schädigungseigenschaften wie nichtlineare Akkumulationseffekte oder ein transientes Dauerfestigkeitsverhalten sowie daraus abgeleitete Erkenntnisse lassen sich dadurch direkt in ein Ermüdungsbewertungskonzept übertragen.

Als Basis der hier durchgeführten Versuche dienen die in Tabelle 4.5 aufgeführten Beanspruchungsniveaus. Dabei stellen die Stufen 1 – 3 mit ihren zugehörigen Dehnungsamplituden und Lastwechselzahlen eine Beanspruchungsblock dar. Zusätzlich ist der durch lineare Schadensakkumulation abgeschätzte Schadensanteil eingetragen. Dabei wurden die gemessenen Auslenkungen für die Ermüdungsbewertung nach [Kta17] zusätzlich mit dem Schweißnahtfaktor 4 skaliert.

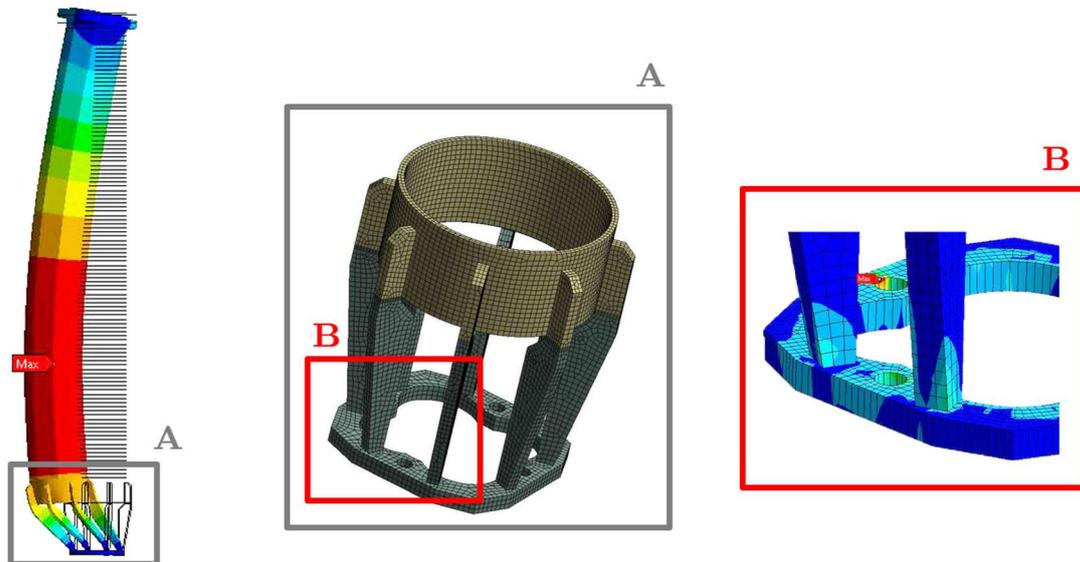


Bild 4.23: Darstellung der Schwingungsanalyse (links), dem numerischen Modell (Mitte) und einem Teilausschnitt der Ermüdungsanalyse (rechts) für die repräsentative Komponente [Sch21]

Tabelle 4.5: Beanspruchungskollektiv für Ermüdungsversuche bei mehrstufiger Beanspruchung für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 und den Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb bei Raumtemperatur und bei $T = 300\text{ °C}$

Temperatur	Stufe	Dehnungsamplitude	Lastwechsel	Schadensanteil (linear akk.)
RT	1	0,4 %	184	1/60
RT	2	0,234 %	5.766	1/30
RT	3	0,2 %	20.171	1/60
300 °C	1	0,4 %	167	1/60
300 °C	2	0,234 %	1.912	1/30
300 °C	3	0,2 %	1.874	1/60

Da sich die Reihenfolge der zu prüfenden Stufen (Blöcke) auf das Versuchsergebnis auswirkt, wird für die experimentellen Untersuchungen in dieser Arbeit eine Low-High-Low Lastreihenfolge verwendet. Diese schematisch in Bild 4.24 dargestellte Versuchsdurchführung beginnt und endet mit der kleinsten Laststufe. Dazwischen werden in aufsteigender Reihenfolge die Laststufen durchlaufen wobei die höchste Laststufe zweimal nacheinander durchlaufen wird. Die Low-High-Low Reihenfolge weist einen mit einer zufälligen Lastreihenfolge vergleichbaren Reihenfolgeeinfluss vor [Hai89], ist in ihrer versuchstechnischen Umsetzung jedoch deutlich einfacher zu handhaben. Die Versuche wurden für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 und das Schweißgut 19 9 Nb bei Raumtemperatur und bei $T = 300\text{ °C}$ durchgeführt.

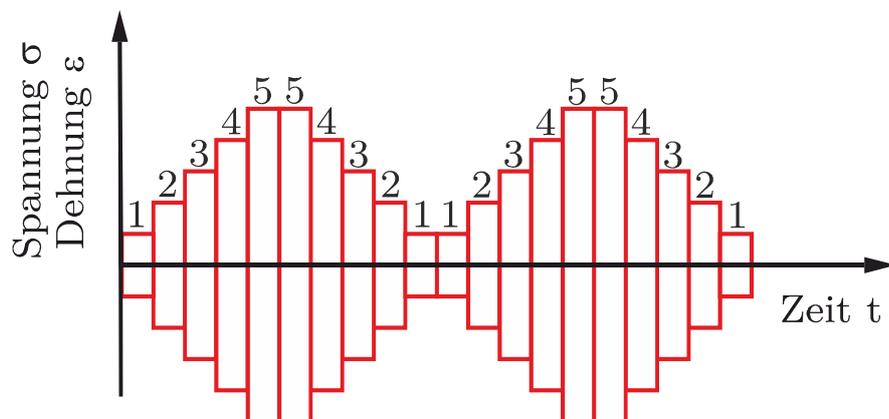


Bild 4.24: Schematische Darstellung eines Blockprogramms ausgeführt als mehrstufige Low-High-Low Lastreihenfolge

4 Experimentelle Ergebnisse

Die Verläufe der zyklischen Spannungsamplituden sind für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 bei Raumtemperatur in Bild 4.25 dargestellt. Für zwei Versuche ergibt sich eine geringe Streuung der Lebensdauer. Beide Proben durchlaufen den LOW-HIGH-LOW Lastfolgenblock drei Mal.

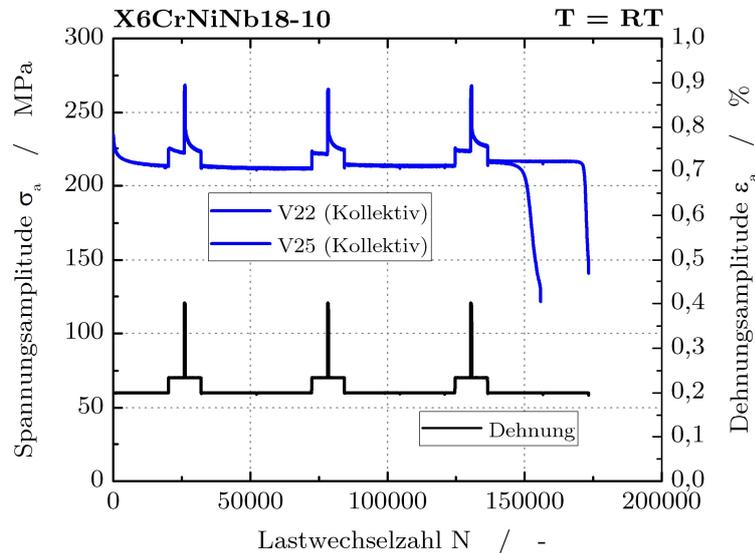


Bild 4.25: X6CrNiNb18-10 (RT) – Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude aufgetragen über die Lastwechselzahl N für ein mehrstufiges Beanspruchungsspektrum

In den ersten beiden Laststufen ist eine Werkstoffentfestigung zu beobachten. Für die folgenden Lastblöcke befinden sich diese Niveaus in einem stabilen zyklischen Spannungs-Dehnungs-Zustand. Hinzu kommt der Effekt, dass bei Umschalten der höchsten Beanspruchung auf das mittlere Dehnungsniveau bei jedem Lastblock ebenfalls eine Entfestigung stattfindet. Eine signifikante Werkstoffreaktion auf dem höchsten Dehnungsniveau ist nicht zu beobachten. Für eine Temperatur von 300 °C ist der Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude des Grundwerkstoffs X6CrNiNb18-10 in Bild 4.26 dargestellt. Beide Proben durchlaufen den LOW-HIGH-LOW Lastfolgenblock fünf Mal und weisen eine geringe Streuung bezüglich ihrer Lebensdauer auf. Für den ersten Lastblock zeigt sich mit Ausnahme der letzten Stufe für jedes Beanspruchungsniveau eine Werkstoffentfestigung. Bei der kleinsten Dehnungsamplitude kommt es bei jedem Lastblock zu einer Verfestigung, auf dem mittleren Dehnungsniveau zu einer Entfestigung. Auf dem höchsten Dehnungsniveau ist jeweils eine Entfestigung zu beobachten. Insgesamt sind die Spannungswerte der einzelnen Beanspruchungsstufen für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 sowohl bei Raumtemperatur als auch bei einer Temperatur von 300 °C - mit Ausnahme der anfänglichen Entfestigung - über der gesamten Versuchsdauer auf einem stabilen Niveau und bilden das komplexe Werkstoffverhalten aus den Einstufenversuchen ab.

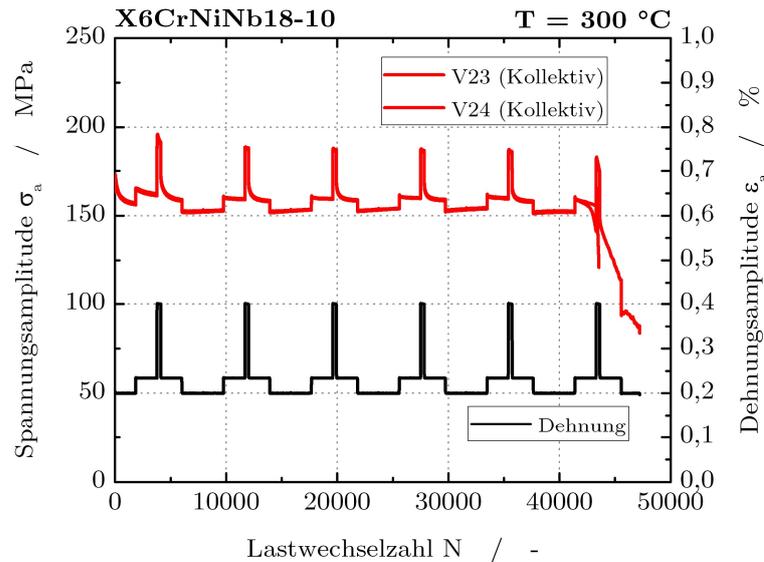


Bild 4.26: X6CrNiNb18-10 (300 °C) – Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude aufgetragen über die Lastwechselzahl N für ein mehrstufiges Beanspruchungsspektrum

Der Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb hatte bereits in den Versuchen mit einstufiger Beanspruchung ein größtenteils stabiles zyklisches Werkstoffverhalten gezeigt. Dies spiegelt sich auch in den Ergebnissen der mehrstufigen Versuche wieder. Für den ersten Lastblock ist bei Raumtemperatur eine Werkstoffentfestigung zu beobachten, anschließend ist aber in jedem Lastblock und für jede Dehnungsamplitude ein stabiler zyklischer Spannungs-Dehnungs-Zustand zu sehen, siehe Bild 4.27. Insgesamt nehmen die Spannungswerte vom ersten zum zweiten Lastblock hin ab, befinden sich aber anschließend über den restlichen Versuchsverlauf auf demselben Niveau.

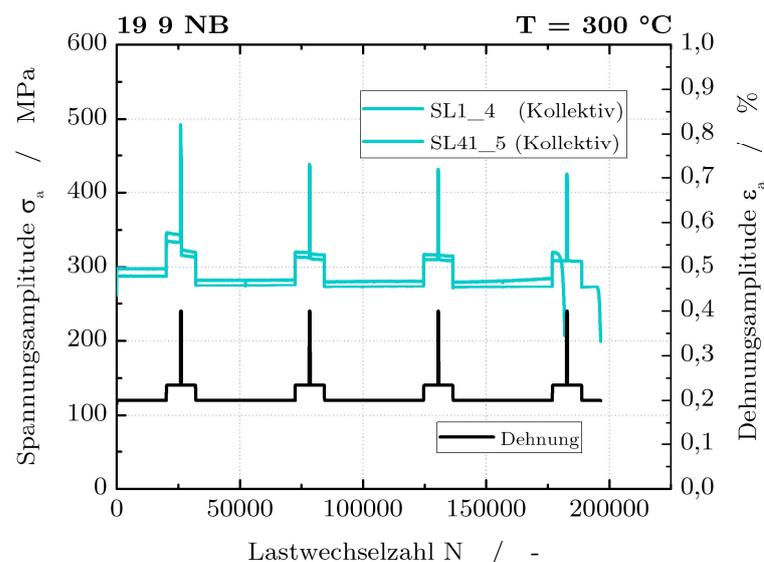


Bild 4.27: 19 9 Nb (RT) – Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude aufgetragen über die Lastwechselzahl N für ein mehrstufiges Beanspruchungsspektrum

4 Experimentelle Ergebnisse

Für eine Temperatur von $T = 300 \text{ °C}$ ist der Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude des Schweißzusatzwerkstoffs 19 9 Nb in Bild 4.28 dargestellt. Für die Versuche zeigt sich, wie schon bei Raumtemperatur, eine geringe Streuung der Lastwechselzahl N in Bezug auf die Lebensdauer. Beide Proben durchlaufen den LOW-HIGH-LOW Lastfolgenblock sieben Mal. Im gesamten ersten Lastblock ist eine starke Werkstoffentfestigung zu beobachten. Diese Entfestigungsvorgänge nehmen für die folgenden Lastblöcke ab, sind aber weiterhin und vor allem für das mittlere Lastniveau zu beobachten. Eine Ausnahme stellt dabei das Lastniveau mit der geringsten Dehnungsamplitude dar, welches sich anschließend in einem stabilisierten zyklischen Werkstoffzustand wiederfindet. Insgesamt kommt es jedoch für den Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb bei $T = 300 \text{ °C}$ über die gesamte Lebensdauer zu einem Absinken der Spannungswerte, sodass von einer fortschreitenden Entfestigung von Lastblock zu Lastblock gesprochen werden kann.

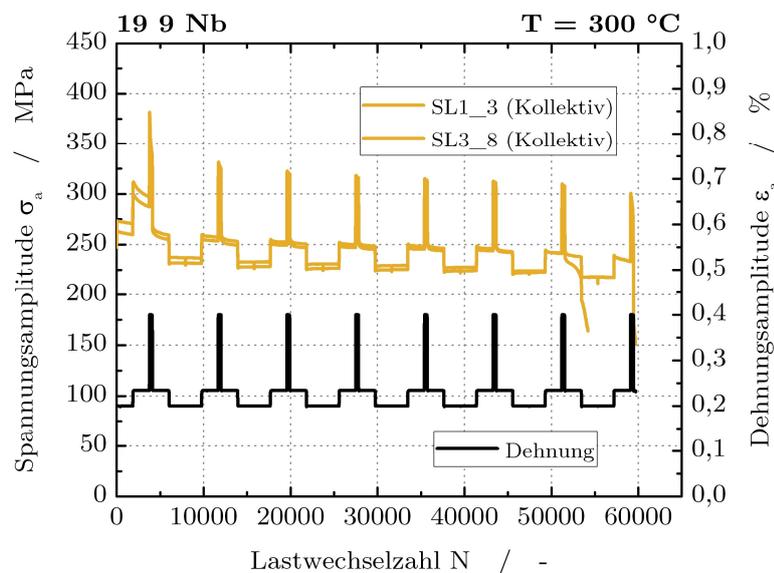


Bild 4.28: 19 9 Nb (300 °C) – Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude aufgetragen über die Lastwechselzahl N für ein mehrstufiges Beanspruchungsspektrum

Die Lastwechselzahlen der Ermüdungsversuche bei mehrstufiger Beanspruchung für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 und den Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb bei Raumtemperatur und bei $T = 300 \text{ °C}$ sind in Tabelle 4.6 eingetragen. Auch für diese Versuche ist ein Lastabfall von 25 % auf der jeweils aktuellen Stufe als Probenversagen definiert. Die Referenzwerte wurden dabei jeweils im zweiten durchlauf des Low-High-Low Lastblocks festgelegt.

Tabelle 4.6: Versuchsergebnisse der Ermüdungsversuche bei mehrstufigen Beanspruchungen für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 und den Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb bei Raumtemperatur und bei 300 °C

Probe	Werkstoff	Temperatur	Dehnungsamplitude	Lastwechselzahl
V22	X6CrNiNb18-10	RT	Kollektiv	153.311
V25	X6CrNiNb18-10	RT	Kollektiv	172.947
V23	X6CrNiNb18-10	300 °C	Kollektiv	43.551
V24	X6CrNiNb18-10	300 °C	Kollektiv	45.562
SL1_4	19 9 Nb	RT	Kollektiv	196.515
SL41_5	19 9 Nb	RT	Kollektiv	181.820
SL1_3	19 9 Nb	300 °C	Kollektiv	54.078
SL3_8	19 9 Nb	300 °C	Kollektiv	59.513

Vergleichend sind die Versuchsergebnisse der beiden Werkstoffe für Raumtemperatur für $T = 300 \text{ °C}$ in Bild 4.29 dargestellt. Aufgetragen ist die im Experiment ermittelte Lebensdauer gegenüber der durch die KTA-Mittelwertkurve und die Mittelwertkurve des ASME Code Case sowie der MPA-Mittelwertkurve berechneten Lebensdauer. Die Berechnung basiert auf der Annahme der linearen Schadensakkumulation.

Es zeigt sich, dass bei Raumtemperatur und damit bei hohen Lastwechselzahlen eine große Streuung der Ermüdungsbewertung anhand der Regelwerke bzw. der Mittelwertkurven entsteht. Der ASME Code Case liegt weit im konservativen Bereich, da er generell einen Temperatureinfluss bis $T = 425 \text{ °C}$ abdeckt. Die KTA-Mittelwertkurve liegt leicht im nicht-konservativen Bereich und die MPA-Mittelwertkurve weit im nicht-konservativen Bereich, obwohl letztere für die Einstufenversuche die beste Übereinstimmung aufweist. Diese Tendenz zeigt, dass eine genaue Beschreibung der Lebensdauer ohne Konservativitäten für Einstufenversuche, zu einer größeren Abweichung bei der Ermüdungsbewertung anhand einer linearen Schadensakkumulation führt.

Die Notwendigkeit einer Akkumulationshypothese, welche nichtlineare Schädigungseffekte berücksichtigt, wird demnach erst ersichtlich, wenn eine ausreichend genaue

4 Experimentelle Ergebnisse

Beschreibung für Einstufenversuche vorliegt. Die in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen verdeutlichen diese Vermutungen anhand der in Bild 4.29 dargestellten Ergebnisse.

Bei einer Temperatur von $T = 300 \text{ °C}$ und damit bei geringeren Lastwechselzahlen liegen die Ergebnisse der Ermüdungsbewertung einem engen Streuband. Dies lässt sich aufgrund der guten Übereinstimmung der Mittelwertkurven im LCF-Bereich erklären. Es zeigt aber auch, dass die Ergebnisse einer mittels linearer Schadensakkumulation durchgeführten Ermüdungsbewertung bei $T = 300 \text{ °C}$ konsistent auf der nicht-konservativen Seite liegen. Hierdurch lässt sich die bei Raumtemperatur gefundene Erkenntnis, dass für die untersuchten Werkstoffe nichtlineare Schadensakkumulationseffekte zu berücksichtigen sind, bestätigen.

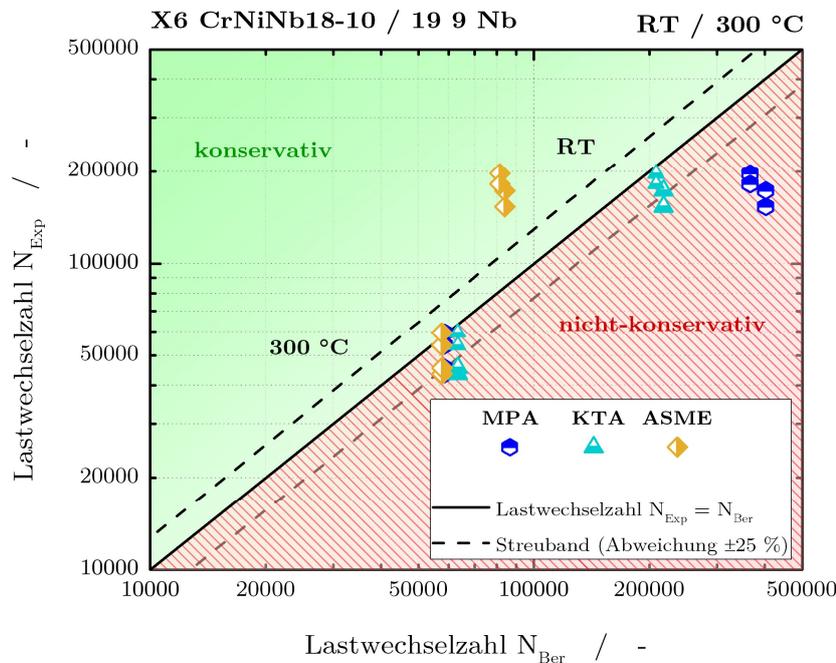


Bild 4.29: Versuchsergebnisse der Mehrstufenversuche bei Raumtemperatur und bei $T = 300 \text{ °C}$ für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 und den Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb

4.4 Ermüdungsversuche zur transienten Dauerfestigkeit

Um tiefergehende Erkenntnisse zum Ermüdungsverhalten unter Lastkombinationen aus LCF/HCF- und VHCF-Beanspruchungen zu erhalten, wurden weitere Versuche durchgeführt. Dabei wurde eine Beschränkung auf die betriebsrelevante und versagenskritischere Temperatur von $T = 300 \text{ °C}$ vorgenommen. Die transiente Dauerfestigkeit, sprich ein über die Dauer der Werkstoffbeanspruchung absinkender Dauerfestigkeitswert, steht hierbei im Fokus der Untersuchungen. Dafür wurden vorgelagerte Beanspruchungen im LCF- und HCF-Bereich bis zu einer Lebensdauer von circa 50 % bzw. 75 % auf Proben aufgebracht. Darauf folgen Beanspruchungen unterhalb, der aus einstufigen Versuchen abgeleiteten, Dauerfestigkeitsgrenze. Diese beträgt für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 $\varepsilon_{a,D} = 0,125 \text{ %}$ und für den Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb $\varepsilon_{a,D} = 0,14 \text{ %}$, jeweils gültig bei einer Temperatur von $T = 300 \text{ °C}$, siehe Abschnitt 7.1.

Die experimentellen Untersuchungen aus [Dan19] zeigen im VHCF-Bereich, dass für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 sowie für den Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb ein Probenversagen bis zu einer Lastwechselzahl von $N = 10^7$ eingetreten sein muss. Wird diese Lastwechselzahl im Versuch überschritten, kann davon ausgegangen werden, dass kein Probenversagen auch bei weiterer Beanspruchung bis etwa $N = 10^9$ Lastwechsel eintritt, [Dan20]. Die Grenzlastwechselzahl wird deshalb in den Versuchen zur transienten Dauerfestigkeit auf $2 \cdot 10^7$ festgelegt.

4.4.1 Zweistufige Ermüdungsversuche zur transienten Dauerfestigkeit

Der Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude über die Lastwechselzahl N ist für eine zweistufige Beanspruchungskombination aus dem HCF- und dem VHCF-Bereich in Bild 4.30 aufgetragen. Die Vorbeanspruchung beträgt für die Probe V27 50 % der Lebensdauer, bei einer Dehnungsamplitude von $\varepsilon_a = 0,2 \text{ %}$ und für die Probe V28 75 % der Lebensdauer, ebenfalls bei einer Dehnungsamplitude von $\varepsilon_a = 0,2 \text{ %}$. Im Anschluss wurden beide Proben auf einem Dehnungsniveau von $\varepsilon_a = 0,1 \text{ %}$ beansprucht. Dabei erreicht die Probe V27 die Grenzlastwechselzahl von $2 \cdot 10^7$ und wird als Durchläufer gewertet. Die Schädigung der Beanspruchung im HCF-Bereich reicht demnach nicht aus, um ein Probenversagen mit Beanspruchungen unterhalb der Dauerfestigkeit des Grundwerkstoffs X6CrNiNb18-10 hervorzurufen.

Die Probe V28 versagt nach 2.505.592 Lastwechseln bei einer Beanspruchung die unterhalb der ursprünglichen Dauerfestigkeit liegt. Die Vorbeanspruchung der Probe

4 Experimentelle Ergebnisse

von 75 % bezüglich der Lebensdauer bei einer Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,2 \%$, schädigt den Werkstoff in der Art vor, dass eine Beanspruchung von $\epsilon_a = 0,1 \%$ ausreicht, um bei der Probe ein Versagen hervorzurufen.

Das Materialverhalten zeigt sich identisch zu den einstufigen Beanspruchungen. Im HCF-Bereich kommt es nach einer anfänglichen Entfestigung zu einem leichten Anstieg der Spannungsamplitude, einer Verfestigung. Nach dem Umschalten auf das VHCF-Niveau kommt es nach einer Verfestigung schnell zu einem stabilen Spannungs-Dehnungs-Zustand für den Rest der Versuchsdauer. Dies lässt sich für beide Proben V27 und V28 beobachten.

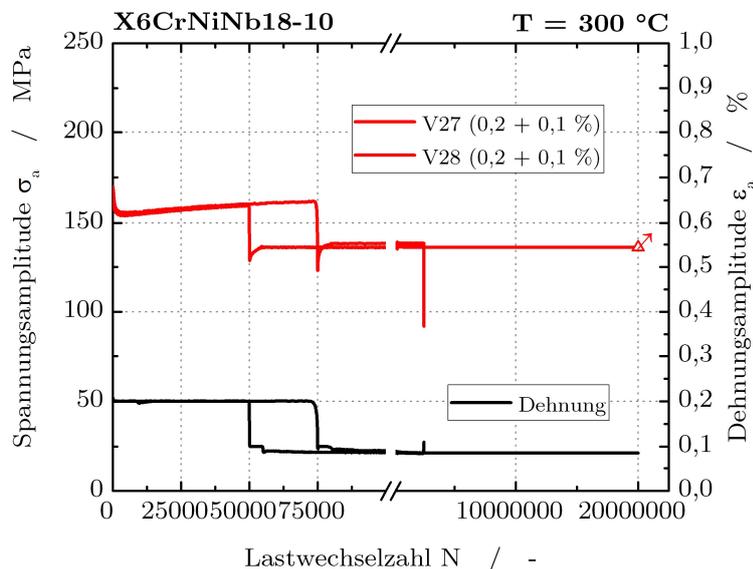


Bild 4.30: X6CrNiNb18-10 (300 °C) – Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude aufgetragen über die Lastwechselzahl N für eine zweistufige Beanspruchungskombination aus dem HCF- und dem VHCF-Bereich

Ein weiterer Rückgang der Lebensdauer kann festgestellt werden, wenn vorangehende Beanspruchungen im LCF-Bereich stattfinden. Der Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude über die Lastwechselzahl N ist für eine zweistufige Beanspruchungskombination aus dem LCF- und dem VHCF-Bereich in Bild 4.31 aufgetragen. Die Vorbeanspruchung beträgt für die Probe V23_1 50 % der Lebensdauer, bei einer Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,4 \%$ und für die Probe V25_1 75 % der Lebensdauer, ebenfalls bei einer Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,4 \%$. Im Anschluss wurden beide Proben auf einem Dehnungsniveau von $\epsilon_a = 0,1 \%$ beansprucht.

Die Probe V23_1 erreicht eine Lastwechselzahl von 614.699, die Probe V25_1 eine Lastwechselzahl von 186.255 bis zum Versagen. Der Rückgang der Lebensdauer bzw. das Absinken der Dauerfestigkeit ist also nicht nur vom Schädigungsanteil, in diesem Fall 50 % und 75 % der Lebensdauer, sondern auch von der Beanspruchungshöhe abhängig. Diese beiden Einflussgrößen, Schadensanteil und Beanspruchungshöhe, bestimmen in großem Maße direkt oder indirekt, über zyklische Rissöffnungs- und Riss-schließeffekte, die Lebensdauer.

Auch hier zeigt sich das Materialverhalten identisch zu den einstufigen Beanspruchungen. Im LCF-Bereich kommt es zu einer signifikanten Entfestigung, welche sich bis zum Umschaltzeitpunkt nahezu in einem gesättigten Bereich befindet. Nach dem Umschalten auf das VHCF-Niveau kommt es nach einer Verfestigung schnell zu einem stabilen Spannungs-Dehnungs-Zustand für den Rest der Versuchsdauer. Dies lässt sich für beide Proben V23_1 und V25_1 beobachten.

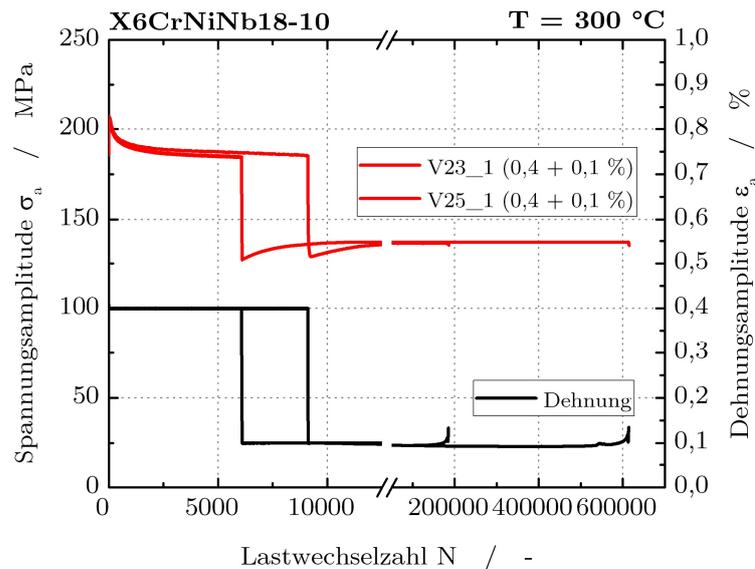


Bild 4.31: X6CrNiNb18-10 (300 °C) – Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude aufgetragen über die Lastwechselzahl N für eine zweistufige Beanspruchungskombination aus dem LCF- und dem VHCF-Bereich

Ein ähnliches Verhalten stellt sich auch für den Schweißzusatzwerkstoff ein. Der Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude über die Lastwechselzahl N ist für eine zweistufige Beanspruchungskombination aus dem HCF- und dem VHCF-Bereich in Bild 4.32 aufgetragen. Die Vorbeanspruchung beträgt für die Probe SL41_8 50 % der Lebensdauer, bei einer Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,2$ % und für die Probe SL2_7

4 Experimentelle Ergebnisse

75 % der Lebensdauer, ebenfalls bei einer Dehnungsamplitude von $\varepsilon_a = 0,2 \%$. Im Anschluss wurden beide Proben auf einem Dehnungsniveau von $\varepsilon_a = 0,1 \%$ beansprucht. Dabei erreicht die Probe SL41_8 die Grenzlastwechselzahl von $2 \cdot 10^7$ und wird als Durchläufer gewertet. Die Schädigung aus der Vorbeanspruchung im HCF-Bereich reicht demnach nicht aus, um eine Probenversagen mit Beanspruchungen unterhalb der Dauerfestigkeit des Schweißzusatzwerkstoffes 19 9 Nb hervorzurufen.

Die Probe SL2_7 versagt nach 4.041.270 Lastwechseln bei einer Beanspruchung die unterhalb der ursprünglichen Dauerfestigkeitsgrenze liegt. Die Vorbeanspruchung der Probe bei einer Dehnungsamplitude von $\varepsilon_a = 0,2 \%$ bis zu 75 % der Lebensdauer, schädigt den Werkstoff in der Art vor, dass eine Beanspruchung von $\varepsilon_a = 0,1 \%$ ausreicht um die Probe versagen zu lassen.

Das Materialverhalten zeigt sich identisch zu den einstufigen Beanspruchungen. Im HCF-Bereich kommt es nach einer anfänglichen Verfestigung zu einem leichten Abfall der Spannungsamplitude, einer Entfestigung. Nach dem Umschalten auf das VHCF-Niveau kommt es nahezu ohne eine Verfestigung sehr schnell zu einem stabilen Spannungs-Dehnungs-Zustand für den Rest der Versuchsdauer. Dies lässt sich für beide Proben SL41_8 und SL2_7 beobachten.

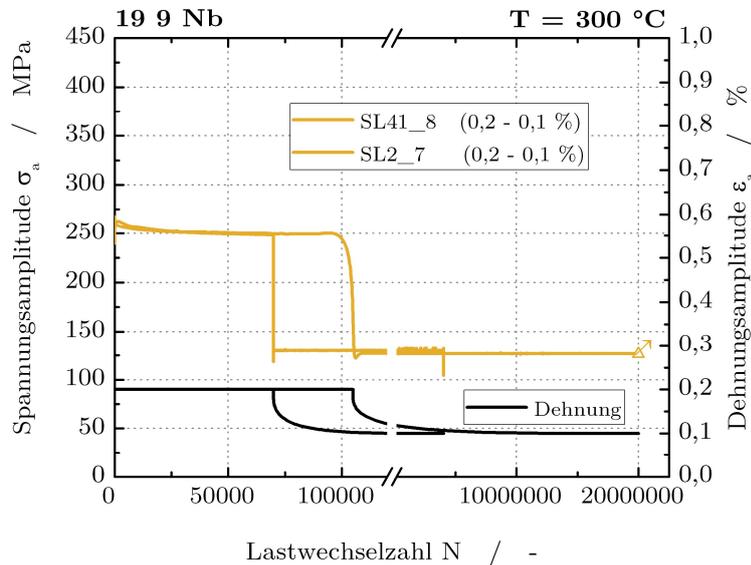


Bild 4.32: 19 9 Nb (300 °C) – Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude aufgetragen über die Lastwechselzahl N für eine zweistufige Beanspruchungskombination aus dem HCF- und dem VHCF-Bereich

Ein weiterer Rückgang der Lebensdauer kann für vorangehende Beanspruchungen im LCF-Bereich festgestellt werden. Der Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude über die Lastwechselzahl N ist für eine zweistufige Beanspruchungskombination aus

dem LCF- und dem VHCF-Bereich in Bild 4.33 aufgetragen. Die Vorbeanspruchung beträgt für die Probe SL42_2 50 % der Lebensdauer, bei einer Dehnungsamplitude von $\varepsilon_a = 0,4 \%$ und für die Probe SL42_2 75 % der Lebensdauer, ebenfalls bei einer Dehnungsamplitude von $\varepsilon_a = 0,4 \%$. Im Anschluss wurden beide Proben auf einem Dehnungsniveau von $\varepsilon_a = 0,1 \%$ beansprucht.

Die Probe SL42_1 erreicht eine Lastwechselzahl von 1.580.702, die Probe SL42_2 eine Lastwechselzahl von 412.676 bis zum Versagen. Der Rückgang der Lebensdauer bzw. das Absinken der Dauerfestigkeit ist auch für den Schweißzusatzwerkstoffes 19 9 Nb nicht nur vom Schädigungsanteil, in diesem Fall 50 % und 75 % der Lebensdauer, sondern auch von der Beanspruchungshöhe abhängig. Diese beiden Einflussgrößen, Schadensanteil und Beanspruchungshöhe, bestimmen in großem Maße direkt oder indirekt über zyklische Rissöffnungs- und Risschließeffekte, die Lebensdauer.

Auch hier zeigt sich das Materialverhalten identisch zu den einstufigen Beanspruchungen. Im LCF-Bereich kommt es zu einer signifikanten Entfestigung, welche sich bis zum Umschaltzeitpunkt nahezu in einem gesättigten Bereich befindet. Nach dem Umschalten auf das VHCF-Niveau kommt es nach einer Verfestigung schnell zu einem stabilen Spannungs-Dehnungs-Zustand für den Rest der Versuchsdauer. Dies lässt sich für beide Proben SL42_1 und SL42_2 beobachten.

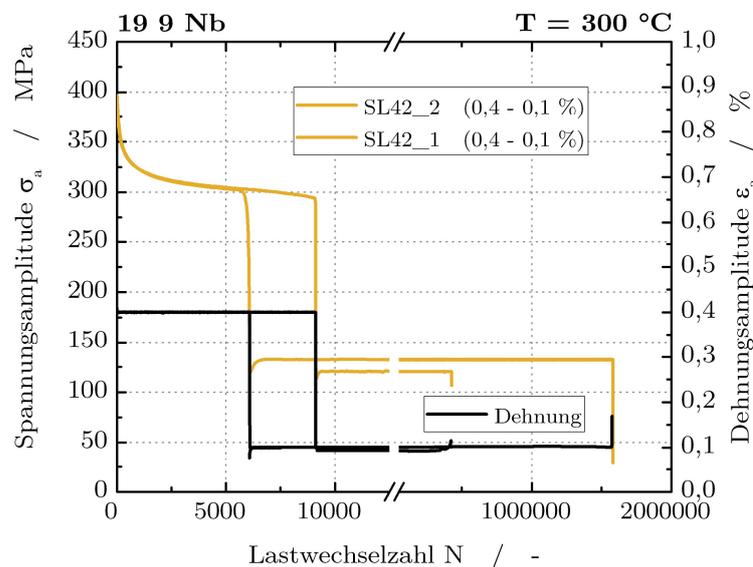


Bild 4.33: 19 9 Nb (300 °C) – Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude aufgetragen über die Lastwechselzahl N für eine zweistufige Beanspruchungskombination aus dem LCF- und dem VHCF-Bereich

Zusammenfassend sind die Versuchsergebnisse zur Untersuchung der transienten Dauerfestigkeit des Grundwerkstoffs X6CrNiNb18-10 und des Schweißzusatzwerkstoffs 19 9 Nb bei $T = 300 \text{ °C}$ bei zweistufiger Beanspruchung Tabelle 4.7 eingetragen. Dabei sind in der Spalte Dehnungsamplitude in Klammer die Vorschädigung des Werkstoffs für die jeweilige Dehnungsamplitude in Prozent angegeben. Durchläufer, welche bei einer Grenzlastwechselzahl von $2 \cdot 10^7$ ohne das Lastabfallkriterium erfüllt zu haben ausgebaut wurden, sind in der Spalte mit einem in Klammern stehendem DL gekennzeichnet.

Tabelle 4.7: Versuchsergebnisse der Ermüdungsversuche zur Untersuchung der transienten Dauerfestigkeit des Grundwerkstoffs X6CrNiNb18-10 und des Schweißguts 19 9 Nb bei 300 °C bei zweistufiger Beanspruchung

Probe	Werkstoff	Temperatur	Dehnungsamplitude	Lastwechselzahl
V27	X6CrNiNb18-10	300 °C	0,2 (50 %) – 0,1 %	$2 \cdot 10^7$ (DL)
V28	X6CrNiNb18-10	300 °C	0,2 (75 %) – 0,1 %	2.505.592
V23_1	X6CrNiNb18-10	300 °C	0,4 (50 %) – 0,1 %	614.669
V25_1	X6CrNiNb18-10	300 °C	0,4 (75 %) – 0,1 %	186.255
SL41_8	19 9 Nb	300 °C	0,2 (50 %) – 0,1 %	$2 \cdot 10^7$ (DL)
SL2_7	19 9 Nb	300 °C	0,2 (75 %) – 0,1 %	4.041.270
SL42_2	19 9 Nb	300 °C	0,4 (50 %) – 0,1 %	1.580.702
SL42_4	19 9 Nb	300 °C	0,4 (75 %) – 0,1 %	412.676

4.4.2 Mehrstufige Ermüdungsversuche zur transienten Dauerfestigkeit

Ebenfalls wurden Versuche mit mehrstufiger Vorbeanspruchung und einer anschließenden Belastung unterhalb der Dauerfestigkeitsgrenze durchgeführt. Das Lastkollektiv entspricht dabei dem aus den reinen Mehrstufenversuchen und bildet mit seinen Dehnungsniveaus den LCF- und HCF-Bereich ab. Hierdurch wird der Einfluss der Beanspruchungshöhe bzw. der Rissöffnung auf die anschließende Lebensdauer weiter untersucht. Generell gilt, für ungekerbte Proben dominiert im HCF-Bereich die Risssinitiationsphase die Lebensdauer, während im LCF-Bereich die Lebensdauer von der Risswachstumsphase dominiert wird [Fes12]. Dies bestätigen auch die Ergebnisse der einstufigen Vorbeanspruchungen. Bei hohen Beanspruchungen von $\epsilon_a = 0,4 \text{ %}$ (LCF-Bereich) ist bereits früh eine Risswachstumsphase vorhanden, wodurch eine

nachfolgende geringere Beanspruchung kritischer zu bewerten ist als bei geringen Beanspruchungen von $\varepsilon_a = 0,2 \%$ (HCF-Bereich) die sich noch in der Rissinitiierungsphase befinden. Somit führen hohe Beanspruchungen in einer mehrstufigen Belastungsfolge bei theoretisch gleichem Schädigungsgrad im Nachgang zu einer kürzeren Lebensdauer als geringe Beanspruchungen.

Aufgrund der bisher erzielten Ergebnisse wird die Vorbeanspruchung ausschließlich bis auf ca. 50 % der Lebensdauer definiert. Dabei wird jedoch aus zwei unterschiedlichen Dehnungsamplituden, $\varepsilon_a = 0,4 \%$ und $\varepsilon_a = 0,2 \%$, auf die nachfolgende Dehnungsamplitude von $\varepsilon_a = 0,1 \%$ unterhalb der ursprünglichen Dauerfestigkeit geschaltet. Für die Proben V21 und V21_1 zeigt sich ein für die Vorbeanspruchung zu den Mehrstufenversuchen identisches Werkstoffverhalten. Damit sind, wie zu erwarten, die Ver- bzw. Entfestigungsvorgänge für den Werkstoff bei gleichbleibenden Versuchsparametern in dieser Arbeit konsistent. Nach drei Lastblöcken wird aus einem Dehnungsniveau von $\varepsilon_a = 0,2 \%$, auf die nachfolgende Dehnungsamplitude von $\varepsilon_a = 0,1 \%$ unterhalb der ursprünglichen Dauerfestigkeit geschaltet. Es zeigt sich bei diesem Umschaltvorgang zuerst ein deutlicher Spannungsabfall mit einer anschließend signifikanten Werkstoffverfestigung. Nach kurzer Zeit stellt sich wieder ein stabiler Spannungs-Dehnungs-Zustand ein, siehe Bild 4.34.

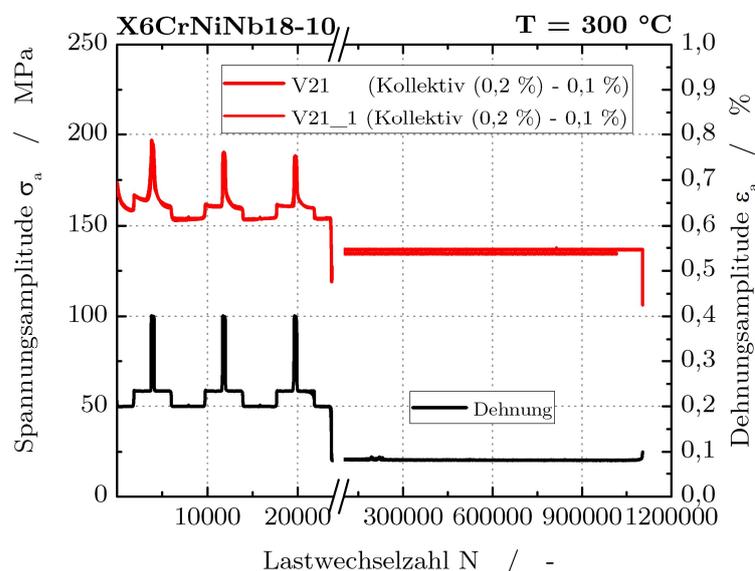


Bild 4.34: X6CrNiNb18-10 (300 °C) – Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude aufgetragen über die Lastwechselzahl N für eine mehrstufige Beanspruchungskombination aus dem LCF/HCF- und dem VHCF-Bereich

4 Experimentelle Ergebnisse

Zwei weitere Versuche am Grundwerkstoff dienen einer tiefergehenden Betrachtungsweise des Werkstoffverhaltens beim Umschalten aus verschiedenen Beanspruchungshöhen. Hierbei soll geklärt werden, in wieweit die Lebensdauer bei mehrstufigen Belastungshistorien von der letzten Beanspruchungshöhe abhängt. Nach 2,5 Lastblöcken wird aus einem Dehnungsniveau von $\epsilon_a = 0,4 \%$, auf die nachfolgende Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,1 \%$ unterhalb der ursprünglichen Dauerfestigkeit geschaltet. Damit ist die der VHCF-Belastung vorangehende Beanspruchung doppelt so hoch gewählt. Die Ergebnisse aus Bild 4.35 ergeben im Vergleich keinen Unterschied zu den Proben V21 bzw. V21_1. Die Belastungsvorgeschichte scheint demnach Rissöffnungs- bzw. Risschließeffekte zu überlagern bzw. zu dominieren.

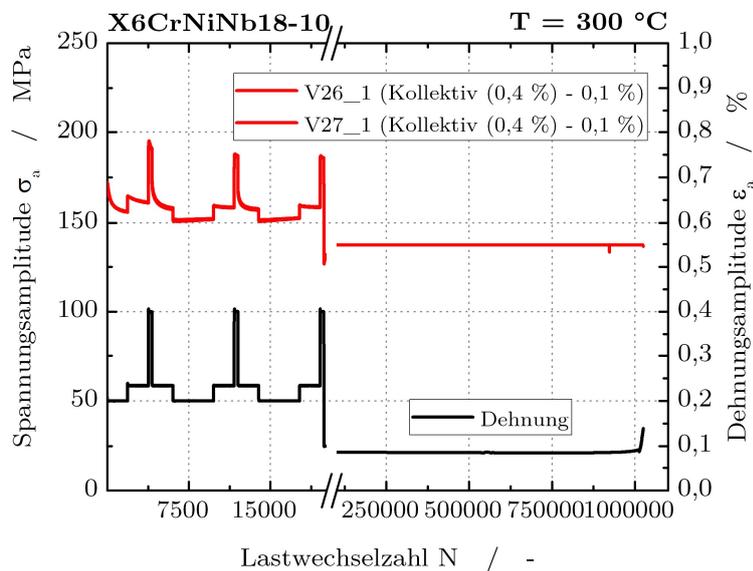


Bild 4.35: X6CrNiNb18-10 (300 °C) – Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude aufgetragen über die Lastwechselzahl N für eine mehrstufige Beanspruchungskombination aus dem LCF/HCF- und dem VHCF-Bereich

Da sich aus den Versuchen des artverwandten Grundwerkstoffes die Erkenntnis ergab, dass das Umschalten aus zwei verschiedenen Beanspruchungshöhen bei ansonsten gleicher Belastungsvorgeschichte bei einer Lebensdauer von etwa 50 % keinen signifikanten Einfluss auf die Gesamtlebensdauer aufweist, wurde für das Schweißgut auf diese Parametervariation verzichtet. In Bild 4.36 sind die Spannungs-Verläufe für den Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb dargestellt. Nach 2,5 Lastblöcken wird aus einem Dehnungsniveau von $\epsilon_a = 0,4 \%$, auf die nachfolgende Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,1 \%$ unterhalb der ursprünglichen Dauerfestigkeit geschaltet.

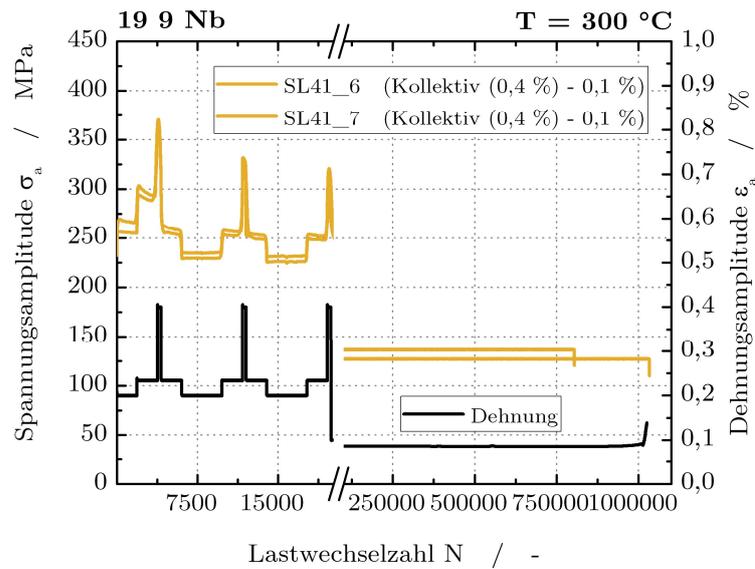


Bild 4.36: 19 9 Nb (300 °C) – Verlauf der zyklischen Spannungsamplitude aufgetragen über die Lastwechselzahl N für eine mehrstufige Beanspruchungskombination aus dem LCF/HCF- und dem VHCF-Bereich

Tabelle 4.8: Versuchsergebnisse der Ermüdungsversuche zur Untersuchung der transienten Dauerfestigkeit des Grundwerkstoffs X6CrNiNb18-10 bei 300 °C bei mehrstufiger Beanspruchung

Probe	Werkstoff	Temperatur	Dehnungsamplitude	Lastwechsel
V21	X6CrNiNb18-10	300 °C	Kollektiv (0,2) – 0,1 %	1.107.360
V21_1	X6CrNiNb18-10	300 °C	Kollektiv (0,2) – 0,1 %	1.016.086
V26_1	X6CrNiNb18-10	300 °C	Kollektiv (0,4) – 0,1 %	1.025.115
V27_1	X6CrNiNb18-10	300 °C	Kollektiv (0,4) – 0,1 %	923.183
SL41_6	19 9 Nb	300 °C	Kollektiv (0,4) – 0,1 %	1.032.787
SL41_7	19 9 Nb	300 °C	Kollektiv (0,4) – 0,1 %	804.441

Die Ergebnisse zeigen in Bezug auf die Lastwechselzahl N eine sehr geringe Streuung und wie bereits angesprochen keine Unterschiede bezüglich der Parametervariation, siehe Tabelle 4.8. Ebenfalls liegen beide Werkstoffe in einem engen Streuband und sind hinsichtlich der Lebensdauer somit identisch zu bewerten. Dieses Ergebnis zeigt weiterhin, dass die in dieser Arbeit verwendeten Werkstoffe und Versuchseinrichtungen belastbare und reproduzierbare Ergebnisse erzeugen.

4.4.3 Vergleich der Ergebnisse zur transienten Dauerfestigkeit

Die Versuchsergebnisse mit einstufiger Vorbeanspruchung sind für den Grundwerkstoff in Bild 4.37 und für den Schweißzusatzwerkstoff in Bild 4.38 dargestellt. Die Ergebnisse werden auf dem Niveau der geringsten Dehnungsamplitude ($\epsilon_a = 0,1 \%$) eingetragen. Somit ist zu erkennen, dass die Beanspruchung unterhalb der ursprünglichen Dauerfestigkeit der MPA- und ASME-Mittelwertkurve liegt und es bei einem Ansatz wie der Miner-Original Regel zu keiner weiteren Schädigung des Werkstoffes kommen würde. Die KTA-Mittelwertkurve zeigt auf diesem Niveau aufgrund ihrer starken Konservativität zwar eine Schädigung an, ist in ihrer Bewertung (siehe Abschnitt 7.3) dennoch nicht-konservativ. Für den Grundwerkstoff ergibt sich, dass eine Vorbeanspruchung im LCF-Bereich von $\epsilon_a = 0,4 \%$ bei einer Vorschädigung von 75 % der Lebensdauer einer einstufigen Belastung die geringste Lebensdauer mit $N = 186.255$ Lastwechseln aufweist. Es folgt die Vorbelastung bei $\epsilon_a = 0,4 \%$ mit einer Vorschädigung von 50 % bezüglich der Lebensdauer, die mit $N = 614.699$ Lastwechseln weniger Lastwechsel ertragen hat, als die Probe mit 75 % Vorschädigung bei $\epsilon_a = 0,2 \%$ ($N = 2.505.592$). Die Probe mit der geringsten Vorbelastung (50 % Lebensdauer bei $\epsilon_a = 0,2 \%$) erreicht die Grenzlastwechselzahl von $2 \cdot 10^7$. Die Vorbelastung reicht demnach nicht aus, um die Dauerfestigkeit unter den Wert von $\epsilon_a = 0,1 \%$ zu verlagern. Es ist davon auszugehen, dass der Werkstoff bei dieser Belastung im echten Dauerfestigkeitsbereich verbleibt.

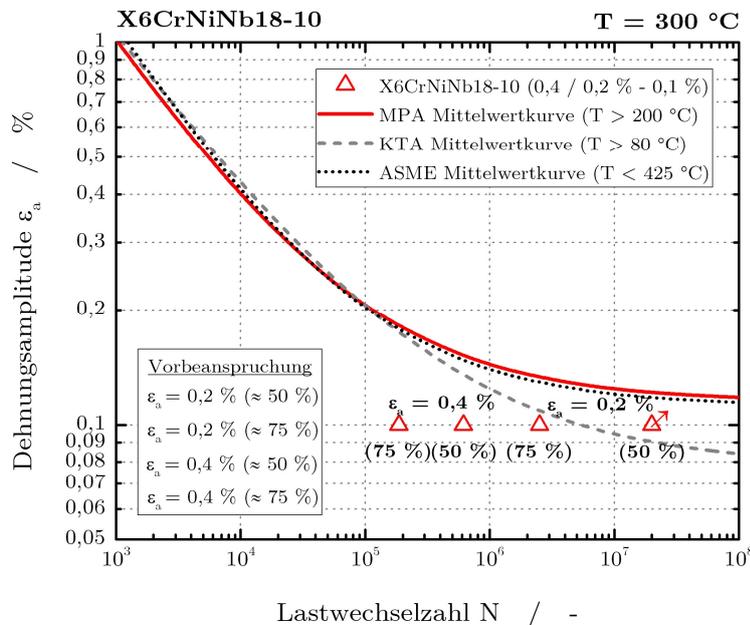


Bild 4.37: Ergebnisse der Versuche zur Untersuchung der transienten Dauerfestigkeit für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 unter zweistufiger Beanspruchung bei T = 300 °C

Ein vergleichbares Ergebnis zeigt sich für den Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb. Die Anordnung der Ergebnisse bezüglich der Lebensdauer erfolgt in der gleichen Reihenfolge. Jedoch weist der Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb, wie bei den Einstufen- und Mehrstufenversuchen eine höhere Lebensdauer auf. Ebenfalls kommt es für die geringste Belastung zu keinem Probenversagen mehr. Es zeigt sich, dass die Dauerfestigkeitsgrenze sowohl durch die Belastungshöhe als auch den Schädigungsgrad auf der entsprechenden Belastungshöhe zu geringeren Werten verschoben werden kann und demnach für beide Werkstoffe ein transientes Dauerfestigkeitsverhalten vorliegt, welches in der Bewertung der Lebensdauer mit zu berücksichtigen ist.

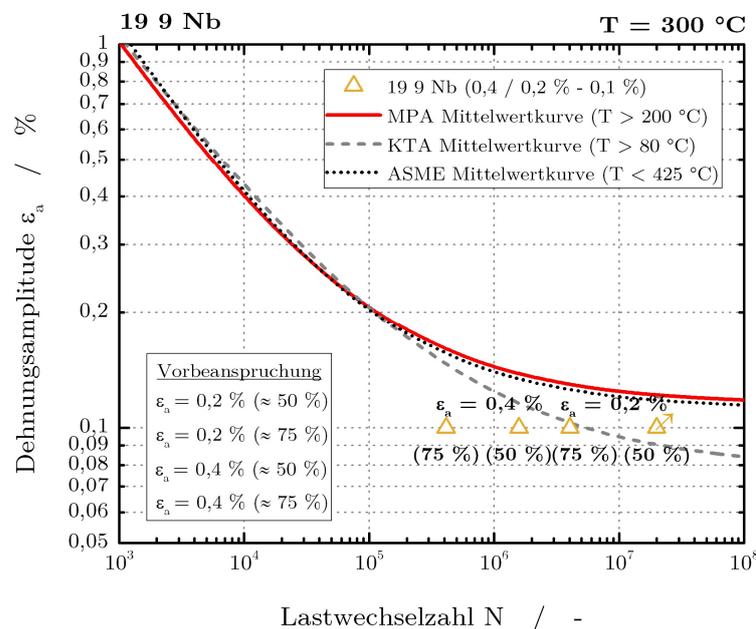


Bild 4.38: Ergebnisse der Versuche zur Untersuchung der transienten Dauerfestigkeit für das Schweißgut 19 9 Nb unter zweistufiger Beanspruchung bei T = 300 °C

Die Unterscheidung der Versuche mit mehrstufiger Vorbeanspruchung wurde bereits oben dargestellt. Die Ergebnisse liegen sowohl für den Grundwerkstoff als auch für den Schweißzusatzwerkstoff in einem gemeinsamen engen Streuband, siehe Bild 4.39 bzw. Tabelle 4.8. Die mehrstufige Vorbelastung bestand aus ca. 1.000 Lastwechsel bei $\varepsilon_a = 0,4$ %, ca. 9.000 Lastwechsel bei $\varepsilon_a = 0,234$ % und ca. 11.500 Lastwechsel bei einer Dehnungsamplitude von $\varepsilon_a = 0,2$ % auf die Proben aufgebracht. Diese Gesamtbelastung ergibt ausgetragen in einer LOW-HIGH-LOW Lastreihenfolge einen linearen Schädigungsanteil von etwa 50 %. Als Grundlage hierfür dienten die Ergebnisse der Mehrstufenversuche aus Abschnitt 4.3. Mit einer durchschnittlichen Lebensdauer

4 Experimentelle Ergebnisse

von ca. $N = 1.000.000$ Lastwechseln liegen die Ergebnisse für den Grundwerkstoff zwischen den beiden einstufigen Vorbelastungen von $\varepsilon_a = 0,4 \%$ und $\varepsilon_a = 0,2 \%$ (sowohl für eine Vorbelastung von 50 % bzw. 75 %). Der Schweißzusatzwerkstoff liegt mit einer durchschnittlichen Lebensdauer von ca. $N = 900.000$ Lastwechseln leicht unterhalb der 50 % Einstufenvorbelastung bei $\varepsilon_a = 0,4 \%$ aber dennoch im mittleren Bereich der Ergebnisse. Somit ergibt sich nicht nur für die Versuche mit einstufiger Vorbelastung ein konsistentes Ergebnis, nämlich eine zunehmende Lebensdauer mit geringerer Beanspruchungshöhe bzw. geringerem Schädigungsgrad, sondern auch für die Versuche mit mehrstufiger Vorbelastung. Da sich das Beanspruchungskollektiv zur Hälfte aus den beiden Dehnungsamplituden der einstufigen Vorbelastung zusammensetzt, findet sich das Ergebnis in einem Streubereich, welcher in Bezug auf die Lebensdauerlastwechselzahlen dieser beiden Dehnungsamplituden mittig liegt, wieder. Es ist zusätzlich festzuhalten, dass die Ergebnisse bezüglich MPA- und ASME-Mittelwertkurve unterhalb der Dauerfestigkeitsgrenze liegen und die KTA-Mittelwertkurve zwar eine Schädigung ausweist, aber auch hier zu einer stark nicht-konservativen Bewertung führt (siehe Abschnitt 7.3).

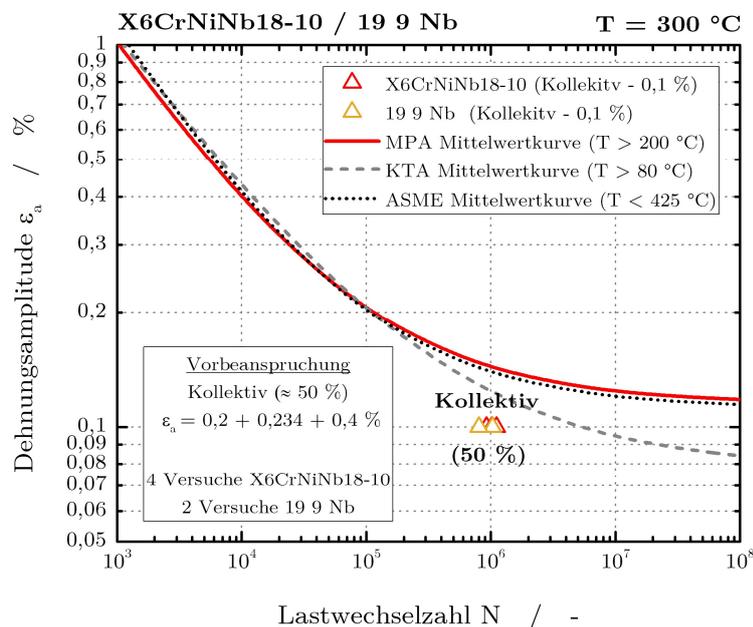


Bild 4.39: Ergebnisse der Versuche zur Untersuchung der transienten Dauerfestigkeit für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 und das Schweißgut 19 9 Nb unter mehrstufiger Beanspruchung bei $T = 300 \text{ °C}$

4.5 Bruchflächenanalysen und Feritscope®-Messungen

In diesem Abschnitt wird kurz auf die Bruchflächen und die Messungen des ferromagnetischen Anteils FM_A eingegangen. Dabei geht es in erster Linie um die Analyse und Absicherung bezüglich der Versagensmechanismen und der Verfestigungsvorgänge.

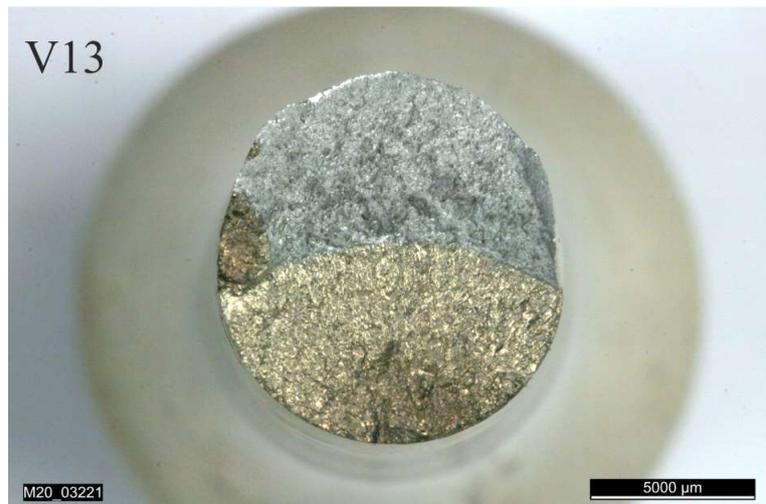
In Bild 4.40 sind die unter einem Lichtmikroskop aufgenommenen Bruchflächen ausgewählter Proben dargestellt. Dabei sind ausschließlich Proben aus Versuchen mit erhöhter Temperatur von $T = 300 \text{ °C}$ dargestellt. Die Proben repräsentieren den HCF-Bereich mit einer Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,2 \%$ (V13 / N = 90 491 + SL1_2 / N = 139 162), eine Kollektivbeanspruchung (V24 / N = 45 562 + SL3_8 / N = 59 513) sowie Versuche zur Untersuchung der transienten Dauerfestigkeit (V27_1 / N = 923 183 + V27 / N = 2 505 592 + SL1_4 / N = 1 032 787). Durch die bei erhöhten Temperaturen auftretenden Oxidschichten lassen sich Schwingbruchfläche und Restbruchfläche eindeutig voneinander trennen. Die Risstiefen bzw. die Anteile der Restbruchfläche sind abhängig von der letzten Beanspruchungshöhe und liegt im HCF-Bereich bei 5 mm bzw. 50 % und im VHCF-Bereich bei 7 – 8 mm bzw. bei 75 – 90 %.

Der Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 zeigt für alle Beanspruchungsbereiche eine ebene und flache Schwingbruchfläche mit leicht aufgerauten und zerklüfteten Restbruchflächen. Teilweise sind neben dem Hauptriss auch kleine Nebenanrisse zu erkennen (z.B. V13 und V24). Diese Aspekte sprechen für ein homogenes Werkstoffgefüge und eine konstante einachsige Lasteinbringung ohne Biegungsanteil. Das Schweißgut 19 9 Nb ist in den Bruchflächen anhand seiner dendritischen Strukturen leicht zu identifizieren. Sowohl die Schwingbruchfläche als auch die Restbruchfläche zeigen sich im HCF-Bereich stark zerklüftet. Im VHCF-Bereich ist die Schwingbruchfläche deutlich glatter ausgeprägt. Auch hier zeigen sich mehrere Nebenanrisse (z.B. SL3_8). Insgesamt lassen sich weder Vorzugsrichtungen für Rissverläufe noch systematisch auftretende Rissinitiierungsorte nachweisen.

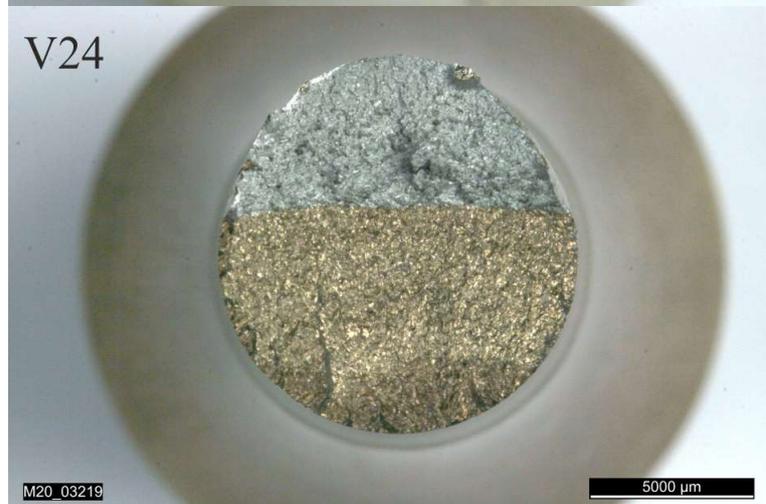
Es lässt sich zeigen, dass für beide Werkstoffe und für alle in dieser Arbeit untersuchten Beanspruchungskombinationen ein Materialversagen infolge von Rissinitiierung an der Oberfläche und Rissfortschritt eintritt, siehe Absatz 2.2.2. Alle untersuchten Proben zeigen einen für einen Ermüdungsbruch unter zyklischer Beanspruchung üblichen transkristallinen Bruchverlauf. Dieselben Versagensmechanismen sowie der Ursprungsort der Schädigung bei erhöhten Temperaturen lassen sich auch bei Raumtemperatur finden. Eine Rissinitiierung innerhalb des Werkstoffvolumens tritt auch für Beanspruchungen im VHCF-Bereich nicht auf.

4 Experimentelle Ergebnisse

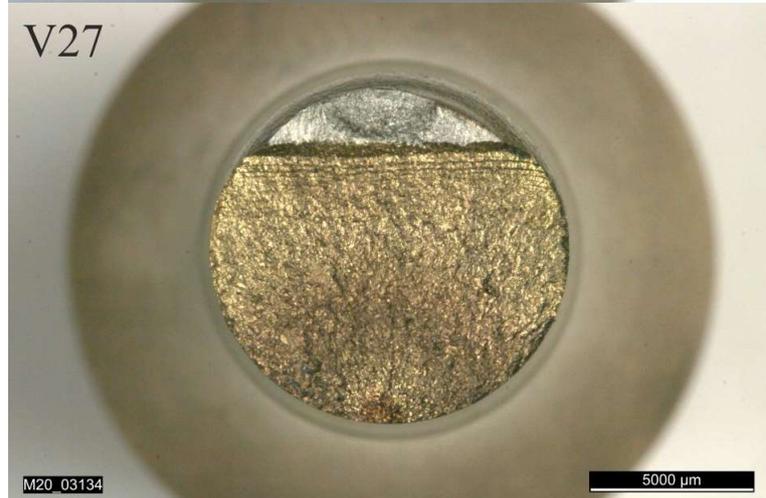
Übersicht V13



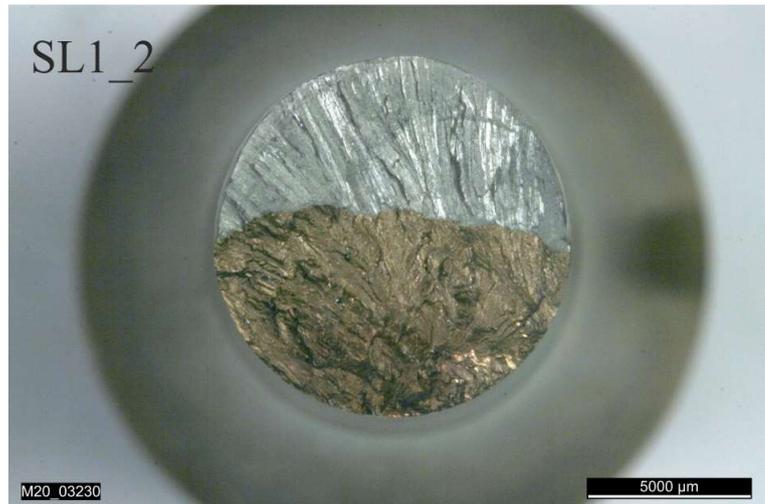
Übersicht V24



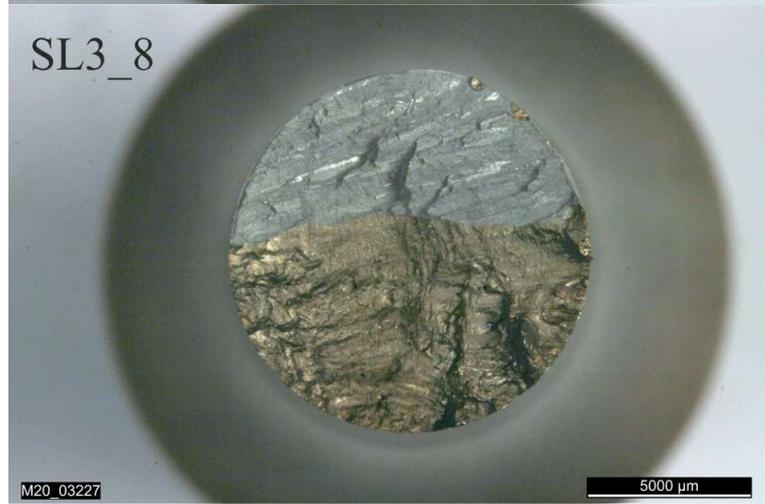
Übersicht V27



Übersicht SL1_2



Übersicht SL3_8



Übersicht SL1_4



Bild 4.40: Lichtmikroskopische Aufnahmen von Bruchflächen für ausgewählte experimentelle Untersuchungen des Grundwerkstoffs X6CrNiNb18-10 (V) und des Schweißguts 19 9 Nb (SL) bei $T = 300\text{ °C}$

4 Experimentelle Ergebnisse

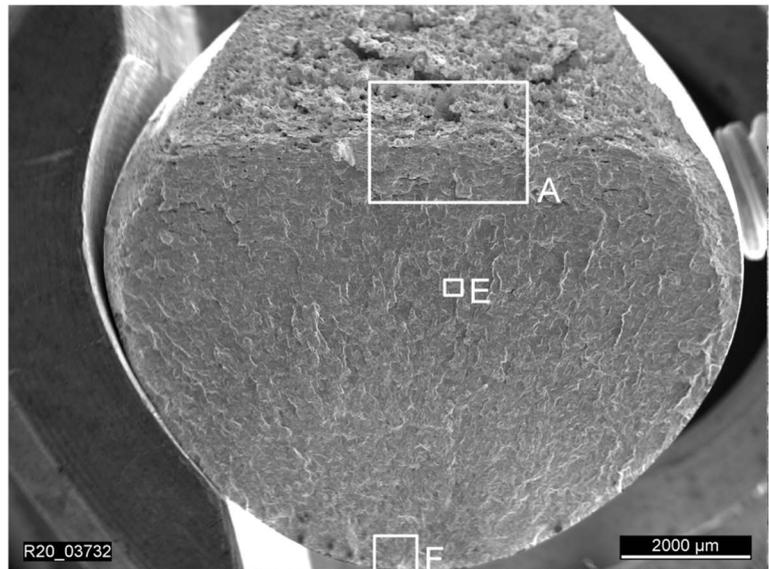
Eine genauere Analyse der Bruchflächen wurde mithilfe eines Rasterelektronenmikroskops durchgeführt. Beispielhaft sind die Ergebnisse für die Proben aus den Versuchen zur Untersuchung der transienten Dauerfestigkeit in Bild 4.41 und Bild 4.42 dargestellt. Weitere Ergebnisse sind im Anhang zu finden.

Die Untersuchungsschwerpunkte liegen auf der Schwingbruchfläche, dem Übergangsbereich zwischen Schwingbruch und Restbruch, auf Bereichen mit typischen Bruchflächenmerkmalen und die auf eine Rissinitiierung hindeutende Bereiche.

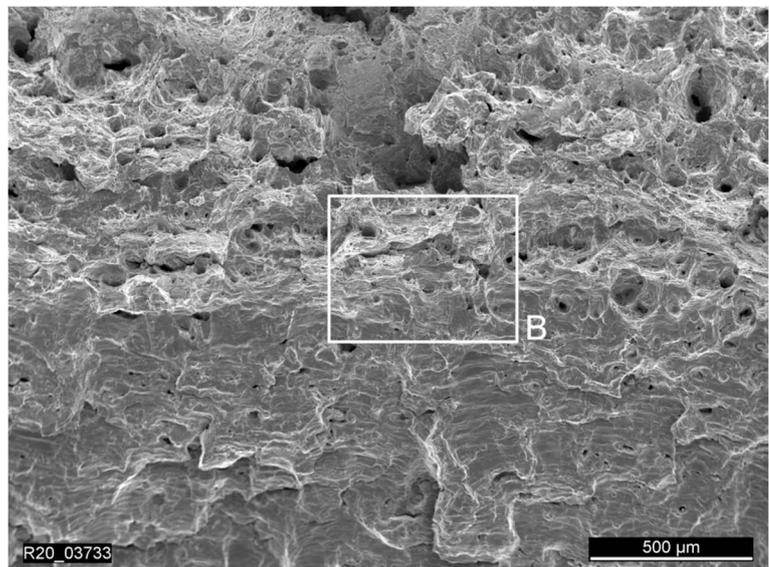
Bild 4.41 zeigt eine Gesamtübersicht sowie Detailaufnahmen der Probe V27_1 gefertigt aus dem Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10. Die Beanspruchungskombination von $\epsilon_a = \text{Kollektiv} + 0,1 \%$ bei einer Lastwechselzahl von $N = 923\,183$ wurde bei $T = 300 \text{ °C}$ umgesetzt. Die Fläche des Schwingbruchs lässt sich anhand der Schwingstreifen bestätigen (Ausschnitt E). Diese Fläche wird durch die Rissfront (Ausschnitt A und D) von der Restbruchfläche getrennt. Auf der unebenen Restbruchfläche (Ausschnitt C) sind duktile Wabenstrukturen zu erkennen. Der vermutete Ort der Rissinitiierung ist in Ausschnitt F und im Detail in Ausschnitt G dargestellt. Teilweise lassen sich für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 Rissinitiierungen an Niobkarbiden (nichtmetallischen Einschlüssen) nahe unter der Oberfläche finden, siehe Anhang.

Für das Schweißgut sind in Bild 4.42 Detailaufnahmen der Probe SL1_4 ($\epsilon_a = \text{Kollektiv} + 0,1 \%$ / $N = 1\,032\,787$ / $T = 300 \text{ °C}$) abgebildet. Der Übergangsbereich des Schwingbruchs und des Restbruchs ist in Ausschnitt A und B dargestellt. Auf der unebenen Restbruchfläche (Ausschnitt C) sind sehr schön duktile Wabenstrukturen zu erkennen. Der Bereich des Schwingbruchs zeigt hier deutlich weniger signifikant ausgeprägte Schwingstreifen (Ausschnitt D und E). Ebenfalls in Ausschnitt D und E zeigt sich eine homogen verteilte Porenstruktur mit Porengrößen zwischen $1 - 3 \mu\text{m}$. Einzelne größere Poren zwischen $10 - 20 \mu\text{m}$ Durchmesser lassen sich in Ausschnitt A, B und F finden. Der vermutete Ort der Rissinitiierung ist in Ausschnitt F und im Detail in Ausschnitt G dargestellt. Allgemein sind in den Analysen für das Schweißgut 19,9 Nb trotz der Vielzahl an Poren keine Rissinitiierungen im Volumen oder an Poren nahe der Oberfläche finden, weitere Abbildungen im Anhang. Dies ist vermutlich auf das hohe plastische Verformungsvermögen des Werkstoffs zurückzuführen, wodurch lokale Spannungsüberhöhungen an inneren mikroskopischen Kerben, wie z.B. Poren von $1 - 20 \mu\text{m}$ Durchmesser, durch Fließen abgebaut werden können.

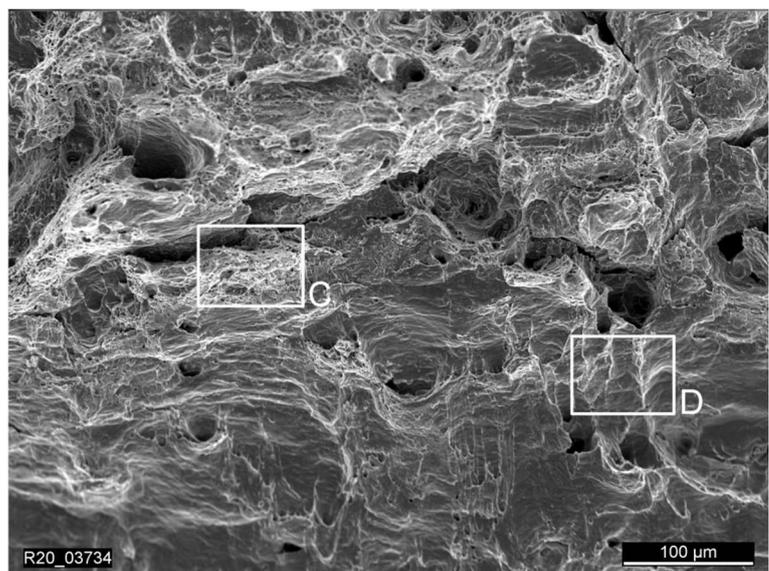
Übersicht V27_1



Ausschnitt A

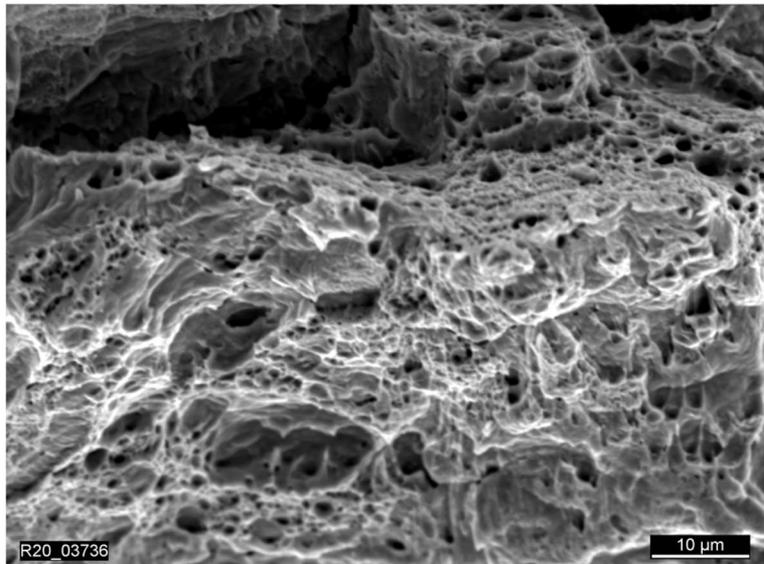


Ausschnitt B

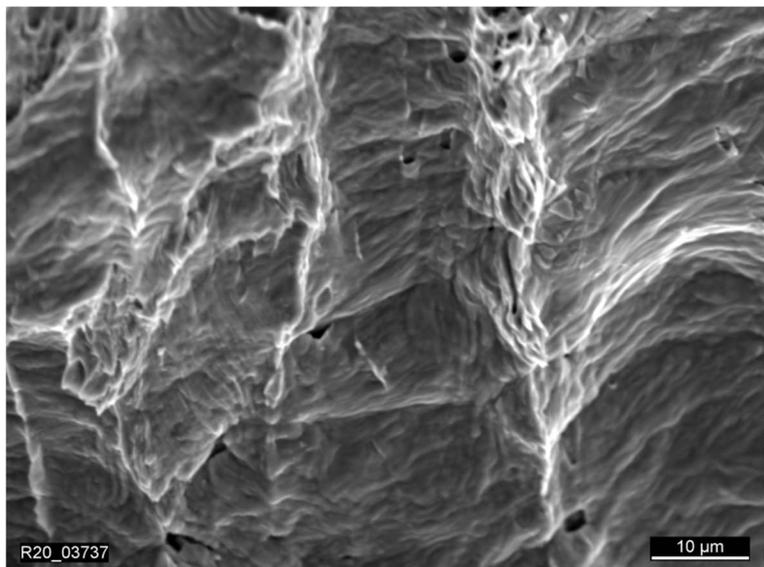


4 Experimentelle Ergebnisse

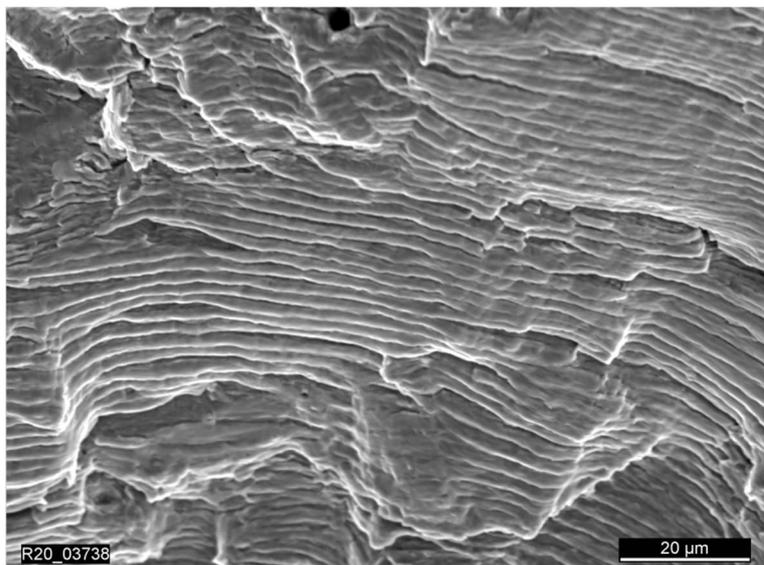
Ausschnitt C



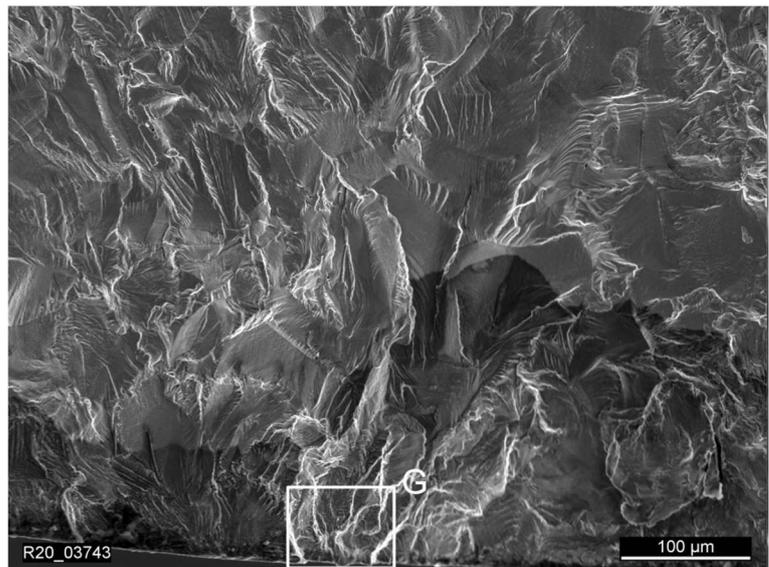
Ausschnitt D



Ausschnitt E



Ausschnitt F



Ausschnitt G

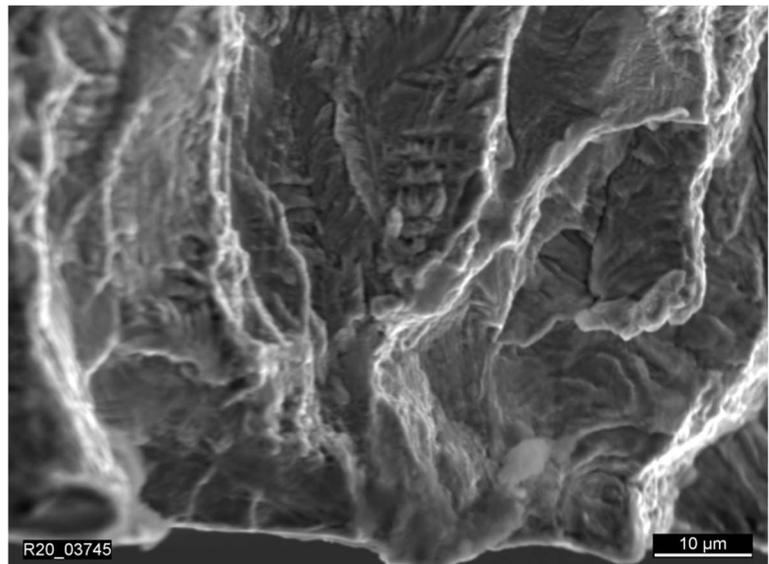
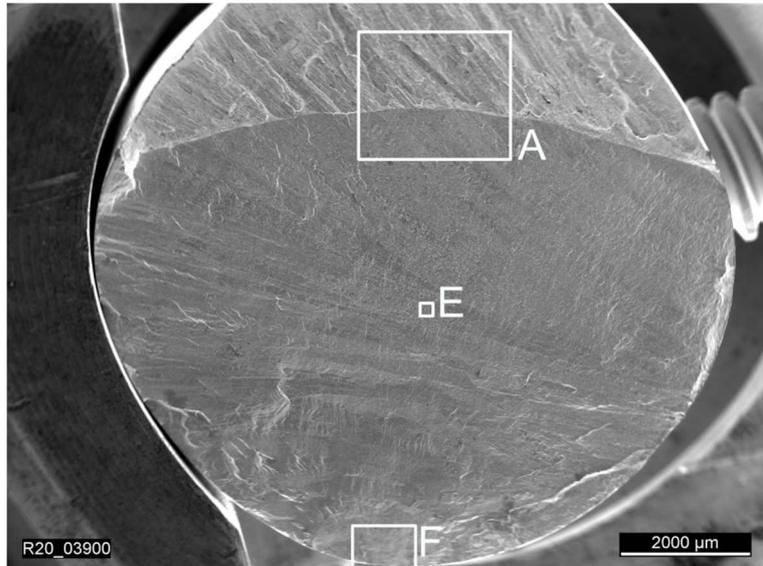


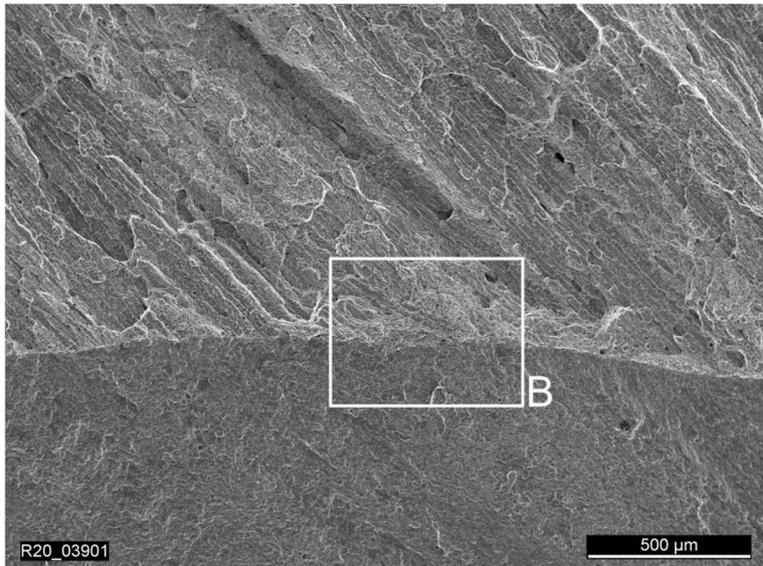
Bild 4.41: REM-Aufnahmen der Probe V27_1 (Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10) mit einer Beanspruchung von $\epsilon_a = \text{Kollektiv} + 0,1 \%$ bei $T = 300 \text{ °C}$ und einer Lastwechselzahl von $N = 923\ 183$

4 Experimentelle Ergebnisse

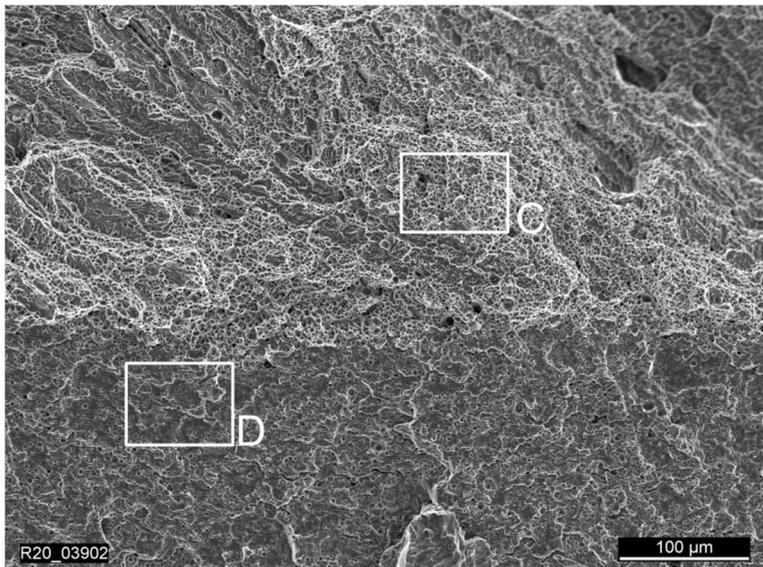
Übersicht SL1_4



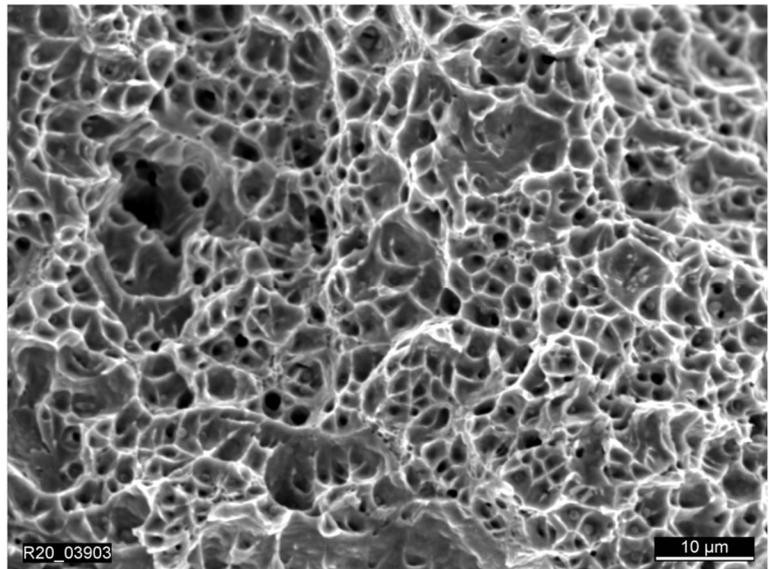
Ausschnitt A



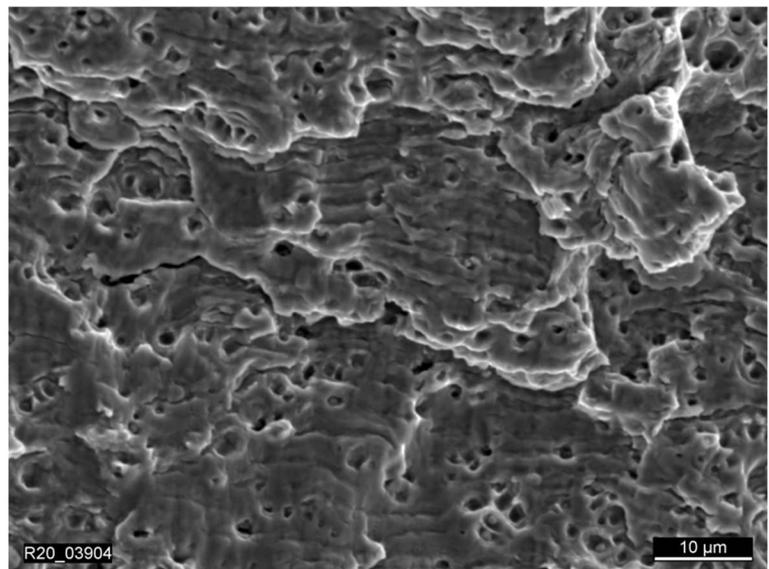
Ausschnitt B



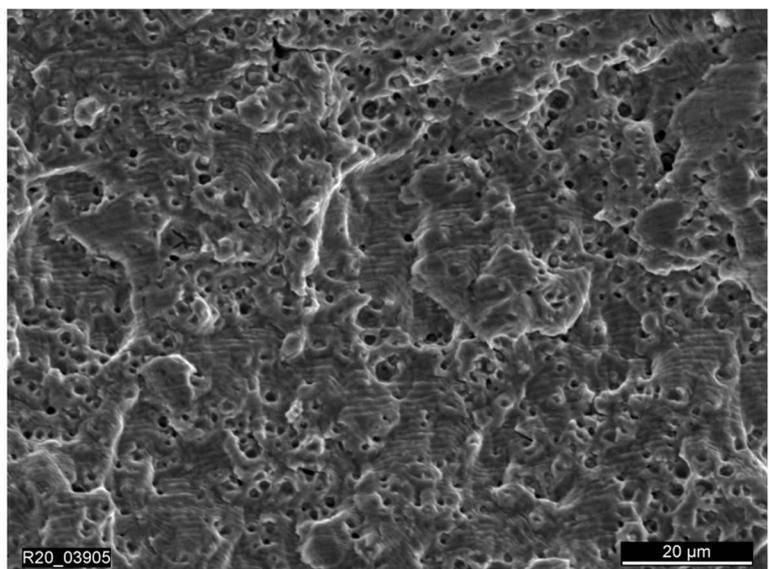
Ausschnitt C



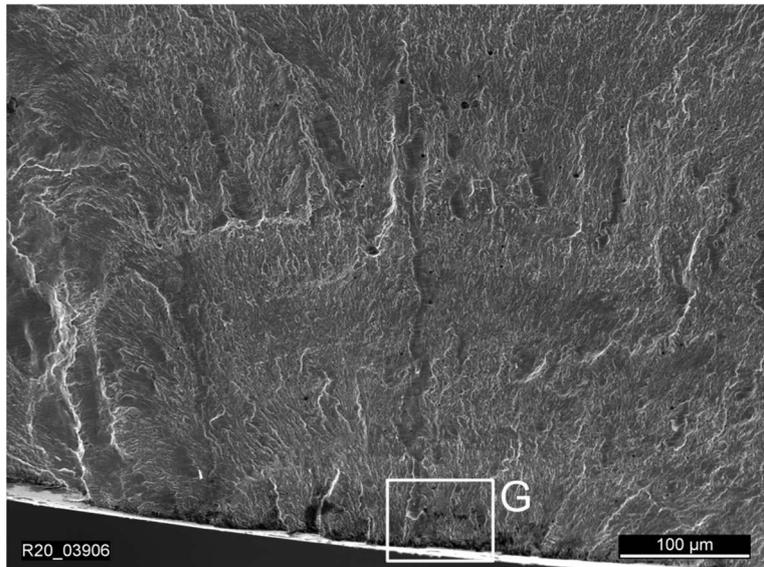
Ausschnitt D



Ausschnitt E



Ausschnitt F



Ausschnitt G

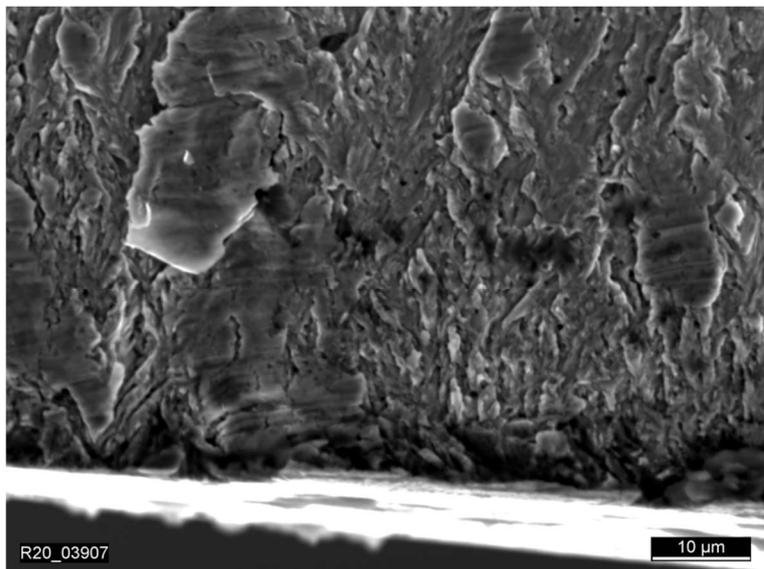


Bild 4.42: REM-Aufnahmen der Probe SL1_4 (Schweißgut 19 9 Nb) mit einer Beanspruchung von $\epsilon_a = \text{Kollektiv} + 0,1 \%$ bei $T = 300 \text{ °C}$ und einer Lastwechselzahl von $N = 1\,032\,787$

Zur Identifikation der verformungsinduzierten α' -Martensitbildung wurden mit einem Feritscope® vor und nach den Ermüdungsversuchen Messungen durchgeführt. Dabei wurde der ferromagnetische Anteil an vier Punkten über den Umfang der Proben im Prüfquerschnitt ermittelt und daraus ein repräsentativer Mittelwert gebildet. Die Ergebnisse für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 sind in Bild 4.43 als Differenzen der Ausgangswerte zu den Endwerten dargestellt. Es zeigt sich, dass insbesondere bei Raumtemperatur große Differenzen von bis zu $\Delta FE_A = 8$ Vol.-% entstehen können. Dies lässt sich anhand des Differenzwertes $\Delta Ni = -2,47$, berechnet aus Nickeläquivalent und tatsächlichem Nickelanteil, auf die Metastabilität des Werkstoffs zurückführen, siehe Abschnitt 3.2. Die Tendenz zur verformungsinduzierten α' -Martensitbildung steigt bei Raumtemperatur mit größer werdenden Beanspruchungen (Dehnungsamplituden) als auch mit höheren Lastwechselzahlen. Aufgrund der theoretischen Metastabilität des Werkstoffs sind für erhöhte Temperaturen keine verformungsinduzierte Umklappvorgänge der Gitterstruktur zu erwarten. Dennoch lassen sich in den Messungen Differenzen von bis zu $\Delta FE_A = 0,25$ Vol.-% nachweisen. Dabei sind vor allem hohe Lastwechselzahlen entscheidend. Diese lassen sich ohne ein vorheriges Probenversagen nur bei geringen Beanspruchungen im HCF- und VHCF-Bereich erreichen. Eine Differenz von $\Delta FE_A = 0,1$ Vol.-% entspricht für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 im Durchschnitt einer Verdoppelung gegenüber des Ausgangszustandes. Es ist davon auszugehen, dass dieser Anstieg nur durch die Bildung von verformungsinduzierten α' -Martensit entstehen kann. Eine signifikante makroskopisch zyklische Werkstoffverfestigung ist ab einem Wert von $\Delta FE_A = 0,2$ Vol.-% festzustellen (siehe z.B. Probe V18_1 in Bild 4.2 sowie V16 und V17 in Bild 4.5). Für Beanspruchungen von $\varepsilon_a = 0,2$ % ergeben sich bei Raumtemperatur und Lastwechselzahlen von $N > 1.000.000$ Differenzwerte von bis zu $\Delta FE_A = 8 - 10$ Vol.-%. Messungen am Schweißgut 19 9 Nb ergaben keine Änderungen des ferromagnetischen Anteils und lassen demnach eine verformungsinduzierte α' -Martensitbildung ausschließen. Der vergleichbar hohe Messwert von $FE_A = 6 - 9$ Vol.-% kann hierbei auf den δ -Ferritgehalt im Ausgangszustand des Schweißguts 19 9 Nb zurückgeführt werden, siehe Abschnitt 3.2.

4 Experimentelle Ergebnisse

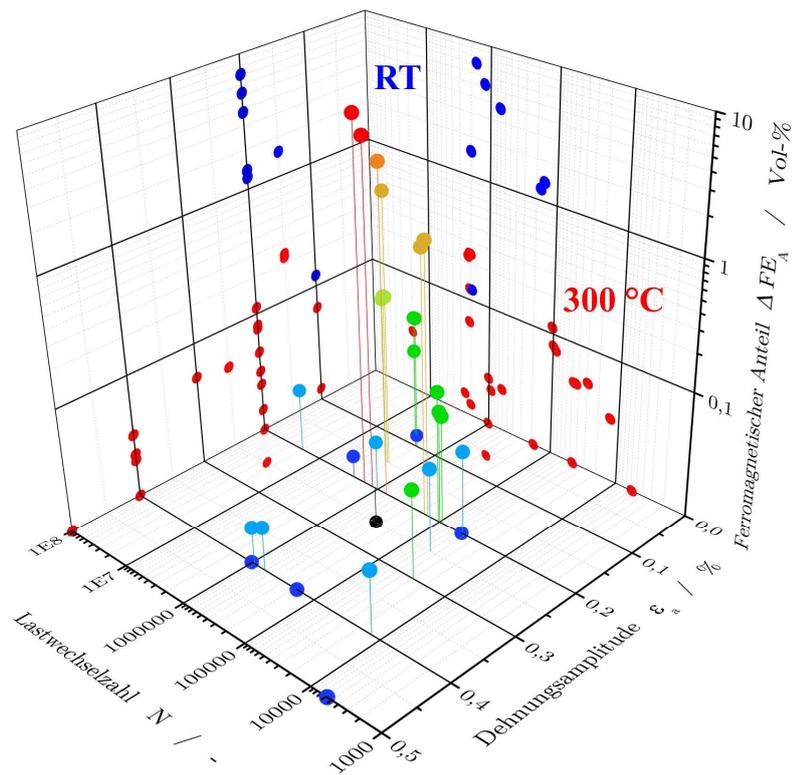


Bild 4.43: Differenz des ferromagnetischen Anteils ΔFE_A für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 bei Raumtemperatur und $T = 300 \text{ }^\circ\text{C}$ in Bezug auf die Dehnungsamplituden und die Lastwechselzahlen

5 Numerische Berechnungen

Um eine umfassende Bewertungsmethodik für die in dieser Arbeit durchgeführten experimentellen Untersuchungen bereitstellen zu können, müssen für die Berechnung der angewandten Schädigungsparameter Spannungs- und Dehnungstensoren bereitgestellt werden. Erfasste Messdaten aus den Versuchen sind in den meisten Fällen als Grundlage für eine Lebensdauerbewertung bzw. -berechnung nicht ausreichend. Hinzu kommt, dass für die Berechnung und Auslegung von Bauteilen, die numerische Berechnung als Hilfswerkzeug zur Reduzierung von Zeitaufwand und Kosten eingesetzt werden soll. Numerische Simulationen können unter Anwendung eines ausreichend genauen Materialmodells und den aus den Experimenten abgebildeten Randbedingungen Spannungs- und Dehnungsgrößen in der höchstbeanspruchten Schnittebene berechnen. Dadurch ist es möglich, mithilfe der Numerik, Bauteileffekte wie z.B. Geometrieeffekte, Mehrachsigkeit, Stützeffekte, Größeneffekte etc. abzubilden und in der Ermüdungsanalyse zu berücksichtigen.

In der Folge wurde für einstufige und mehrstufige Beanspruchungen zur späteren Lebensdauerbewertung sowie zur Bewertung der transienten Dauerfestigkeit in dieser Arbeit, für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 und das Schweißgut 19 9 Nb, ein vollumfängliches Materialmodell abgeleitet. Dabei werden Parameter vom LCF- über den HCF-Bereich bis in den VHCF-Bereich bereitgestellt.

Die Ermittlung der elastisch-plastischen Spannungs-Dehnungs-Zusammenhänge wurde mit dem Finite-Elemente Programm ABAQUS umgesetzt. Unter Ausnutzung der Rotationsymmetrie der Proben und den Randbedingungen aus den experimentellen Untersuchungen wurde ein numerisches Modell erstellt. Eine schematische Darstellung der verwendeten achsensymmetrischen 2D-Modelle ist in Bild 5.1 zu finden. Die jeweils vernetzten (modellierten) Bereiche sind beispielhaft durch das Elementnetz angedeutet. Eine hinreichend genaue Auflösung der Spannungen und Dehnungen im Schaftbereich wurde über eine Netzfeinheitsstudie sichergestellt. Dazu wurden Proben mit verschiedenen Elementgrößen in 2D- Modellen miteinander verglichen. Aufgrund der Ergebnisse der Netzstudie wurden zur Optimierung der Rechenzeit unter Ausnutzung aller Probensymmetrien 2D-Modelle für die Berechnungen verwendet.

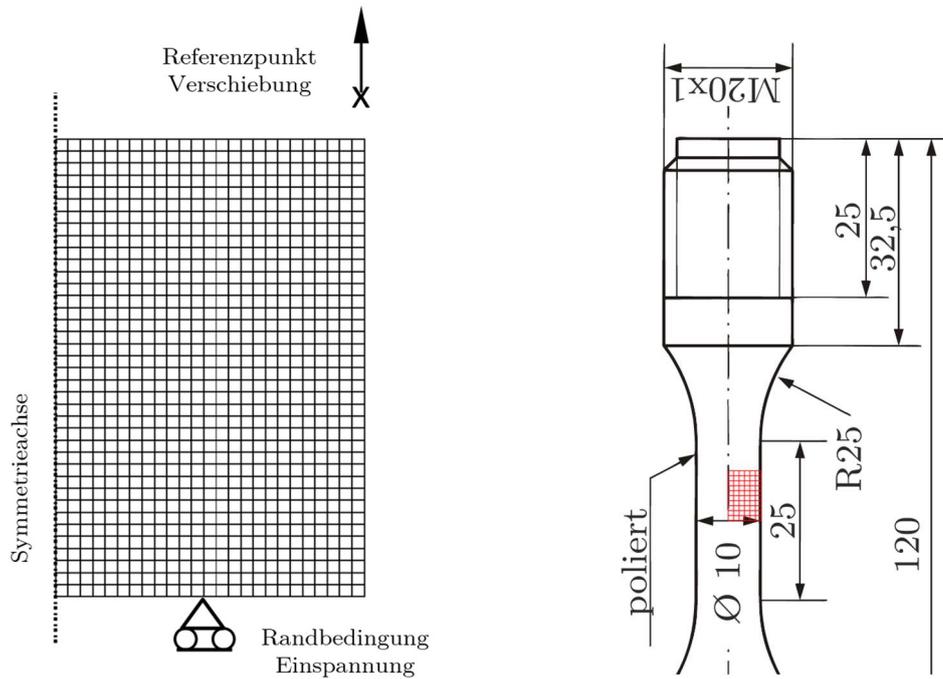


Bild 5.1: Idealisierte Darstellung des verwendeten axialsymmetrisches FE-Modells für einachsige zyklische Zug-Druck-Beanspruchungen

Die Abbildung des Materialverhaltens vom LCF-Bereich bis in den VHCF-Bereich stellt dabei eine besondere Herausforderung dar. Die numerische Simulation der unterschiedlichen Beanspruchungen wurde mit je einem Werkstoffmodell für Grundwerkstoff und Schweißwerkstoff durchgeführt. Die einfache Verwendung der zyklischen Fließkurve zur Simulation der einachsigen Versuche erweist sich daher für die vorliegende Arbeit als nicht zielführend, da ein solches Modell in ABAQUS keine befriedigenden Möglichkeiten bietet, eine Erweiterung zur Nachbildung der auftretenden nichtproportionalen Zusatzverfestigung zu implementieren. Stattdessen wurde ein kombiniertes kinematisch-isotropes Verfestigungsmodell gewählt und um eine benutzerdefinierte Subroutine erweitert. Das zugrundeliegende, elastisch-plastische, kombinierte Verfestigungsmodell verwendet neben dem E-Modul für die Darstellung des elastischen Werkstoffverhaltens die zyklisch stabilisierten Spannungs-Dehnungs-Hystereseschleifen bei sieben unterschiedlichen Dehnungsamplituden von $\epsilon_a = 0,1 \%$, $0,15 \%$, $0,2 \%$, $0,25 \%$, $0,3 \%$, $0,4 \%$ und $0,5 \%$. Durch die äußere Beanspruchung auftretende und abweichende Dehnungsamplituden werden bei der Simulation durch ABAQUS linear interpoliert. Durch eine benutzerdefinierte Subroutine (UHARD) werden die entsprechenden Materialparameter des kombinierten Verfestigungsmodells automatisch zugewiesen.

5.1 Materialmodell

Wenn infolge der Belastungen die Bauteilspannung die Elastizitätsgrenze des Materials, beschrieben durch die Fließfunktion f und den Spannungstensor $\boldsymbol{\sigma}$ mit

$$f(\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\alpha}) - \sigma^0 = 0, \quad (5.1)$$

überschritten wird, können zwei Formen des viskoplastischen Werkstoffmodells nach dem Entlasten und erneutem Belasten auftreten [Rös08]:

1. kinematische Verfestigung (Translation der Fließfläche)
2. isotrope Verfestigung (Ausdehnung der Fließfläche)

Das nichtlineare isotrop-kinematisch kombinierte Verfestigungsmodell kann die zyklischen Eigenschaften wie z.B. Bauschinger-Effekt, zyklisches Ver- und Entfestigen und Material-Ratcheting vorhersagen. Das Chaboche-Modell basiert auf dem Armstrong-Modell [Arm66] zur Beschreibung des nichtlinearen Materialverhaltens [Paa16]. Das Materialmodell besteht aus 3 Hauptteilen:

1. Fließfunktion, durch deren Hilfe bestimmt werden kann, bei welcher Belastung ein Werkstoff plastisches Verhalten zeigt,
2. Fließgesetz, welches die Beziehung zwischen plastischer Spannung und Dehnung ausdrückt,
3. Verfestigungsgesetz, welches die Änderung der Fließfunktion mit der plastischen Dehnung beschreibt.

Das Chaboche-Modell ist eine Überlagerung aus mehreren Rückspannungen. Das Modell wurde von Armstrong-Frederick in Verfestigungs- und Entfestigungstermen ausgedrückt [Cha83a]. Das Verfestigungsmodell mit 3 Termen ist eine Summation der kinematischen Variablen in Form der Gleichung

$$\dot{\boldsymbol{\alpha}}_k = C_k \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{pl} \frac{1}{\sigma^0} (\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\alpha}) - \gamma_k \boldsymbol{\alpha}_k \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{pl} + \frac{1}{C_k} \boldsymbol{\alpha}_k \dot{C}_k, \quad \boldsymbol{\alpha} = \sum_{k=1}^3 \boldsymbol{\alpha}_k \quad (5.2)$$

Wobei $\boldsymbol{\alpha}_k$ der Term des Rückspannungstensors ist und C_k sowie γ_k Materialparameter darstellen. Die letztgenannten können aus experimentellen Daten ermittelt werden. $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{pl}$ stellt die äquivalente plastische Dehnrate dar.

Das Chaboche-Materialmodell genießt eine sehr breite Akzeptanz innerhalb der angewandten Ingenieur- und Forschungsgemeinschaften [Agi17]. Aufgrund seiner Einfachheit und Robustheit wurde dieses Modell bereits in vielen kommerziellen Finite-Elemente-Software implementiert. Das Materialmodell war Gegenstand vieler Modifikationen und Erweiterungen. Diese Verbesserungen zielten darauf ab, die Simulationsergebnisse mit experimentellen zyklischen Belastungen zu validieren. Diese AFC-Erweiterungen verbesserten numerische Simulationen im Hinblick auf vorhandene Ermüdungsberechnungen [Agi17].

Bei der Verwendung konstitutiver Materialmodelle wird die Prozedur der Parameteridentifikation aus experimentellen Daten sehr komplex und zeitaufwändig. Daher ist es notwendig, numerische Methoden und Optimierungsansätze zu verwenden. Optimierungsmethoden bieten ein schnelles Mittel zur Vorhersage des mechanischen Materialverhaltens. Der im Rahmen dieser Arbeit angewandte Ansatz nach Armstrong-Frederik und Chaboche (AFC) wird mittels drei Rückspannungstensoren α umgesetzt [Cha83a, Cha83b]. Dazu erfordert das AFC-Modell sechs nichtlineare Verfestigungsvariablen $C_1, \gamma_1, C_2, \gamma_2, C_3, \gamma_3$, zwei isotrope Verfestigungsvariablen b, Q_∞ und die Größe der Fließfläche σ_0 . Anfangswerte der Parameter werden unter Verwendung der experimentellen Daten aus stabilisierten Hysteresen geschätzt. Durch eine implementierte Optimierungsroutine werden dann die gesuchten Materialparameter für die Simulation ermittelt. Die programmierte Matlab-Routine basiert auf einer genetischen Algorithmus-Methode und einer nichtlinearen Anpassung der kleinsten Fehlerquadrate, um genaue und zuverlässige optimierte Materialparameter zu erhalten. Weitere Materialparameter wie das E-Modul und die Anfangsfließgrenze R_0 müssen aus repräsentativen experimentellen Messdaten abgeleitet werden. Hierzu sind Zugversuche und Spannungs-Dehnungs-Hysteresen aus zyklischen Versuchen für beide Werkstoffe ausgewertet worden.

Die Ergebnisse der Anpassung des Materialmodells sind für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 in Bild 5.2 und für das Schweißgut 19 9 Nb in Bild 5.3 dargestellt. Für die als Stützpunkte dienenden Dehnungsamplituden sind die in den Versuchen aufgezeichneten Spannungs-Dehnungs-Hysteresen (schwarz) wiedergegeben. Die berechneten Werte des Materialmodells sind mithilfe farbiger Dreiecke eingetragen. Zusätzlich ist die Entwicklung des plastischen Dehnungsanteils (grüne Dreiecke) über der Gesamtdehnung ausgewiesen. Die genaue Beschreibung des plastischen Dehnungsanteils ist speziell im VHCF-Bereich ausschlaggebend und wurde innerhalb der Anpassungsfunktion mit doppelt gewichteter Genauigkeit bestimmt. Die Ergebnisse der Anpassung der Parameter b und Q_∞ sind in Bild 5.4 und Bild 5.5 zu sehen.

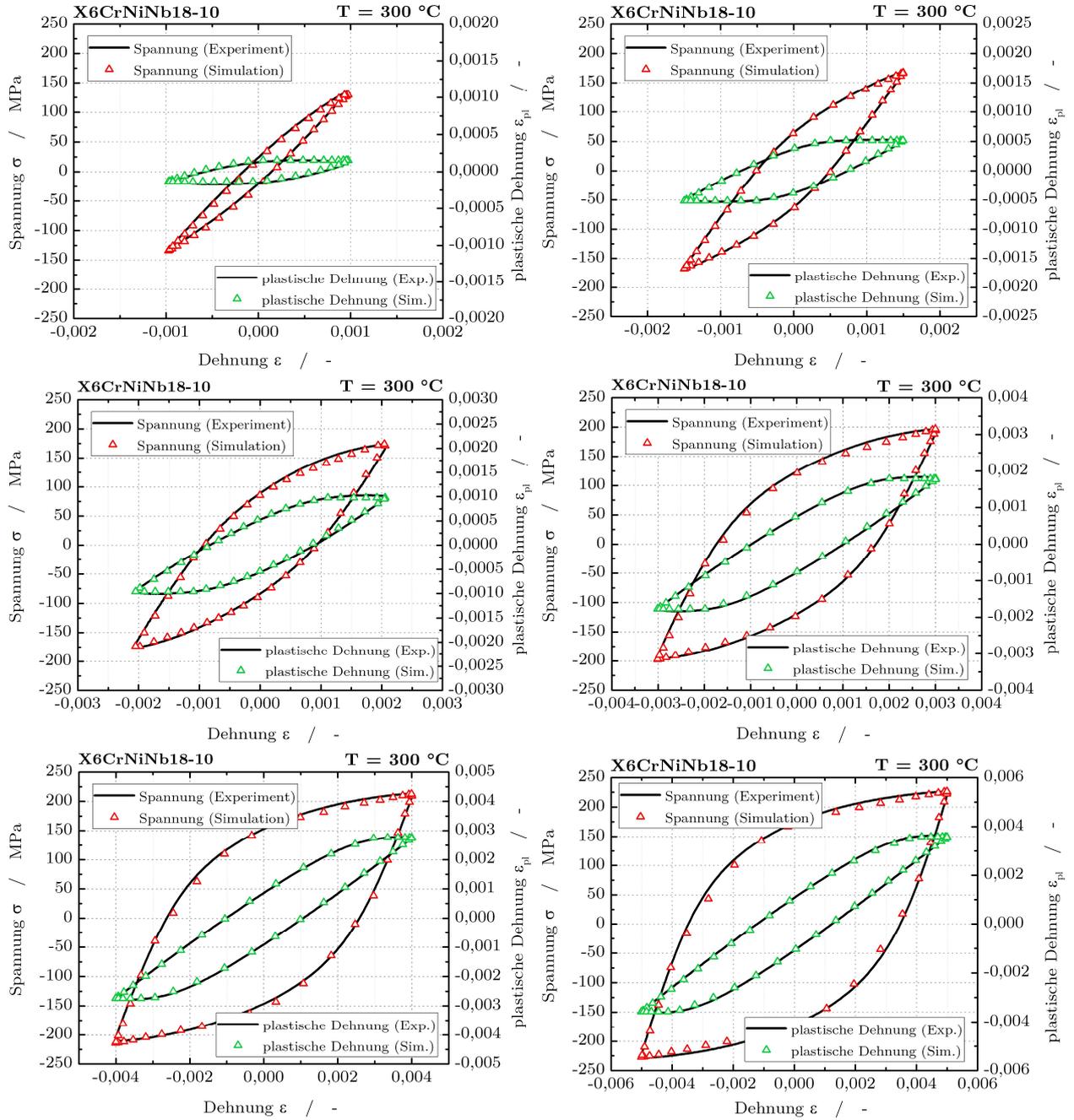


Bild 5.2: Darstellung der experimentellen Spannungs-Dehnungs-Hysteresen und der berechneten Spannung bzw. des plastischen Dehnungsanteils für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10

5 Numerische Berechnungen

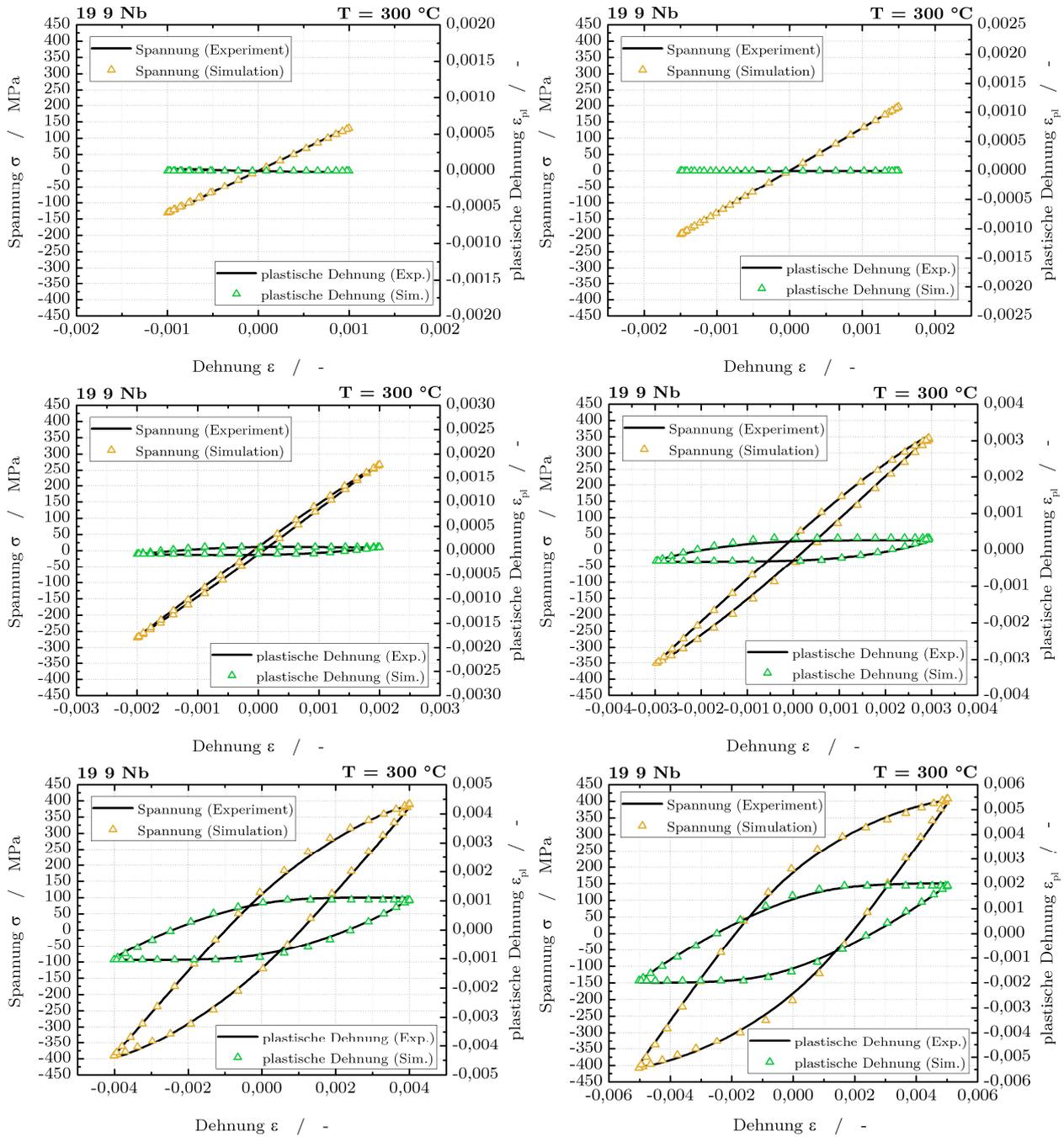


Bild 5.3: Darstellung der experimentellen Spannungs-Dehnungs-Hysteresen und der berechneten Spannung bzw. des plastischen Dehnungsanteils für das Schweißgut 19 9 Nb

Bei isotroper Verfestigung dehnt sich die Fließfläche mit der Erhöhung der plastischen Verformung aus. Die Expansion der Fließfläche wird als isotrope Verfestigung bezeichnet. Das nichtlineare isotrope Verfestigungsmodell wird in eine Exponentialform wie folgt ausgedrückt [Lem90]:

$$\sigma^0 = \sigma|_0 + Q_\infty(1 - e^{-b\bar{\varepsilon}^{pl}}) \tag{5.3}$$

In der Funktion beschreibt $\sigma|_0$ die Größe der Fließfläche bei $\varepsilon_{pl} = 0 \%$ und $\bar{\varepsilon}^{pl}$ die akkumulierte plastische Dehnung. Die größte Änderung der Fließfläche wird als Q_∞ bezeichnet. Der Parameter b ist ein Maß für die Änderungsrate der Fließfläche.

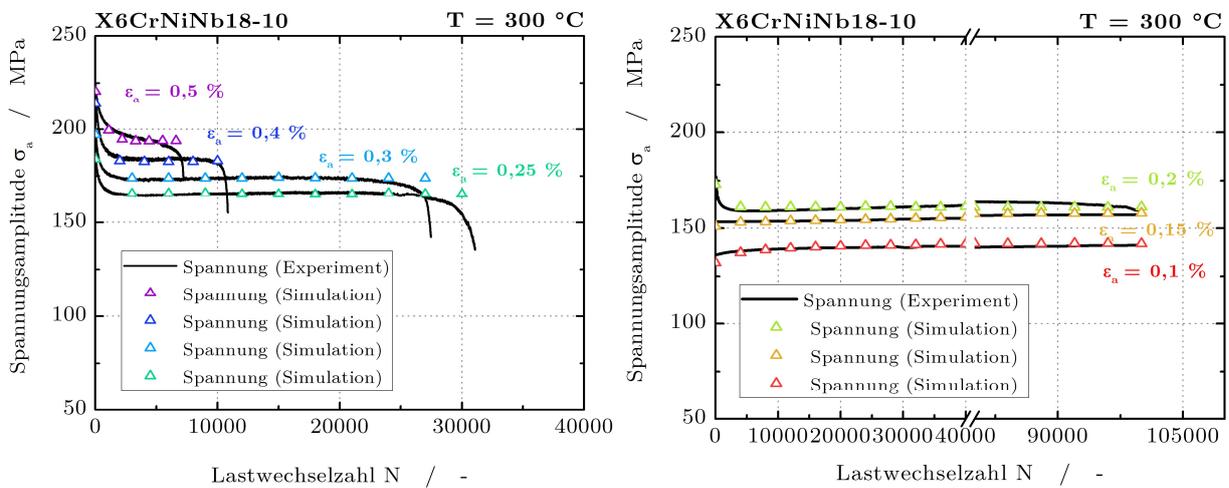


Bild 5.4: Verlauf der experimentellen Spannungsamplitude für den Grundwerkstoff bei 300 C° sowie die berechneten Spannungswerte der numerischen Simulation

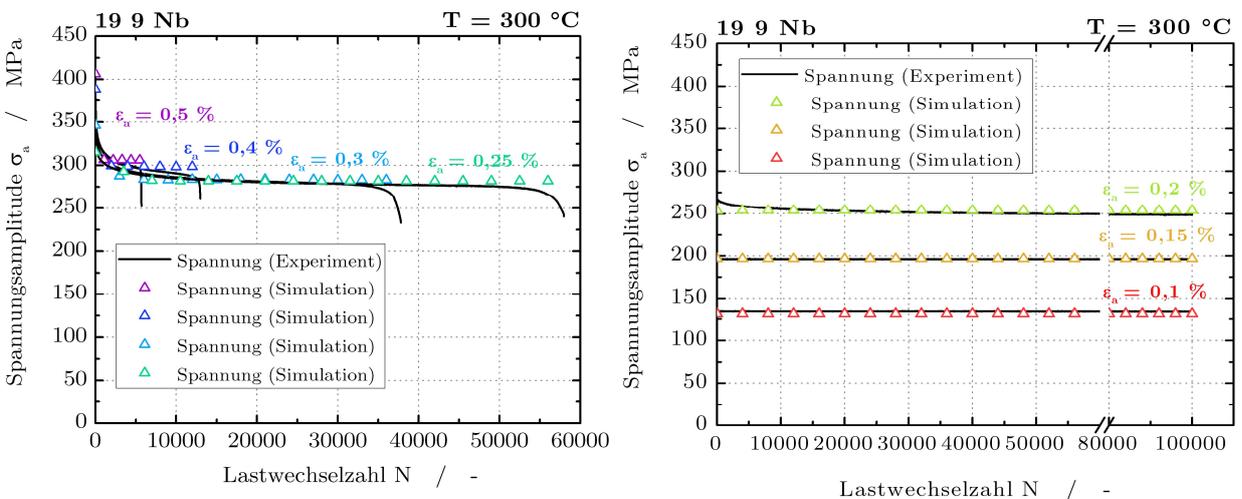


Bild 5.5: Verlauf der experimentellen Spannungsamplitude für den Grundwerkstoff bei 300 C° sowie die berechneten Spannungswerte der numerischen Simulation

In Tabelle 5.1 und Tabelle 5.2 sind die in dieser Arbeit verwendeten Parametersätze angegeben. Diese Datensätze sind nur im Speziellen für die angegebenen Randbedingungen (Werkstoff, Temperatur, Beanspruchungsbereich etc.) gültig. Generell kann mit dem hier vorgestellten Ansatz, für jeden beliebigen austenitischen Edelstahl, ein Materialmodell abgeleitet werden und als Grundlage für eine Ermüdungsbewertung vom LCF- bis in den VHCF-Bereich dienen.

Tabelle 5.1: Chaboche-Parameter des Grundwerkstoffs X6CrNiNb18-10 bei 300 °C mit einem E-Modul von $E = 159$ GPa für unterschiedliche Dehnungsamplituden als Stützstellen für das Materialmodell

ϵ_a	σ_0	C_1	C_2	C_3	γ_1	γ_2	γ_3	b	Q_∞
0,1 %	74,3	412.915	94.734	2.105	6.881	1,3	456,6	0,15	20
0,15 %	76,1	239.512	57.879	3.125	5.507	1,2	389	0,007	10
0,2 %	78	208.061	42.532	4.012	3.934	1,1	326	0,85	-16,5
0,25 %	80	177.500	29.558	4.492	2.884	1	278	0,5	-26,5
0,3 %	81,5	159.000	20.000	4.800	2.200	0,915	219	0,225	-30
0,4 %	83,5	135.000	9.054	5.200	1.475	0,75	100	0,2	-27,5
0,5 %	84	129.500	4.062	5.575	1.200	0,601	0,1	0,3	-12,5

Tabelle 5.2: Chaboche-Parameter des Schweißzusatzwerkstoffs 19 9 Nb bei 300 °C mit einem E-Modul von $E = 131$ GPa für unterschiedliche Dehnungsamplituden als Stützstellen für das Materialmodell

ϵ_a	R_0	C_1	C_2	C_3	γ_1	γ_2	γ_3	b	Q_∞
0,1 %	Spannungen unterhalb R_0 (linear-elastisch)								
0,15 %									
0,2 %	247	955.000	425.532	1.651	3.987	3,841	350	0,5	-21
0,25 %	247	855.378	246.172	1.878	3.812	3,616	334,4	0,602	-49
0,3 %	247	425.378	102.439	1.918	3.752	3,581	318,2	0,2	-78
0,4 %	247	346.560	65.720	2.189	3.594	3,214	298,2	0,251	-113
0,5 %	247	316.560	41.720	2.489	3.194	2,814	278,2	0,15	-134

5.2 Ergebnisse für mehrstufige Beanspruchungen

In diesem Abschnitt werden die Ergebnisse von numerischen Berechnungen unter Berücksichtigung des oben beschriebenen Materialmodells dargestellt. Es wurde eine kombinierte Beanspruchung aus einer zweistufigen Beanspruchung, bestehend aus VHCF- und HCF-Bereich, und eine mehrstufige Beanspruchung, bestehend aus LCF- und HCF-Bereich, beispielhaft ausgewählt. Es zeigt sich, dass das abgeleitete Materialmodell bzw. die einzelnen Parametersätze das Werkstoffverhalten sehr gut abbilden. Dabei werden die Spannungs-Dehnungs-Zustände aus den in für die einzelnen Beanspruchungsbereiche zugewiesen. Die komplexe Werkstoffcharakteristik zeichnet sich auch dadurch aus, dass beide Werkstoffe für unterschiedliche Beanspruchungshöhen sich in der Art verhalten, dass mithilfe eines einzelnen Parametersatzes kein ausreichend genaues Ergebnis erreicht werden kann. Während der Schweißzusatzwerkstoff im VHCF- und teilweise auch im HCF-Bereich noch ein rein elastisches Werkstoffverhalten aufweist, weist der Grundwerkstoff für kleinste Dehnungsamplituden einen signifikanten plastischen Anteil auf. Dieses Verhalten spiegelt sich auch für höhere Dehnungsamplituden wieder. Der Grundwerkstoff zeigt eine starke Entwicklung der plastischen Dehnungsamplitude auf während der Schweißzusatzwerkstoff einen sehr langsamen Anstieg aufweist. Zur Berücksichtigung dieser Effekte ist die Anwendung eines einfachen numerischen AFC-Modells nicht zielführend.

In Bild 5.6 und Bild 5.7 sind die Verläufe der experimentellen Spannungsamplituden über die Lastwechselzahl für die jeweiligen Einstufenversuche für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 und den Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb bei jeweils $T = 300 \text{ C}^\circ$ sowie die berechneten Spannungswerte der numerischen Simulation aufgetragen. Die Entfestigungsvorgänge bzw. Verfestigungsvorgänge sind mit ausreichender Genauigkeit beschrieben und die numerischen Ergebnisse zeigen eine quantitativ gute Übereinstimmung mit den Experimenten. Unter Anwendung des Materialmodells und der Subroutine kann das Werkstoffverhalten sowohl für den Grundwerkstoff als auch für den Schweißzusatzwerkstoff vom LCF- bis in den VHCF-Bereich durchgehend abgebildet werden. Aufgrund der genauen Berechnung von Spannungs-Dehnungs-Zeitverläufen durch die numerische Simulation, kann diese als Datengrundlage für die Ermüdungsbewertung und die Anwendung von Schädigungsparameter eingesetzt werden. Dies gilt sowohl für einfach Versuche an einachsigen beanspruchten Proben als auch für Beanspruchungen von Komponenten und Bauteilen.

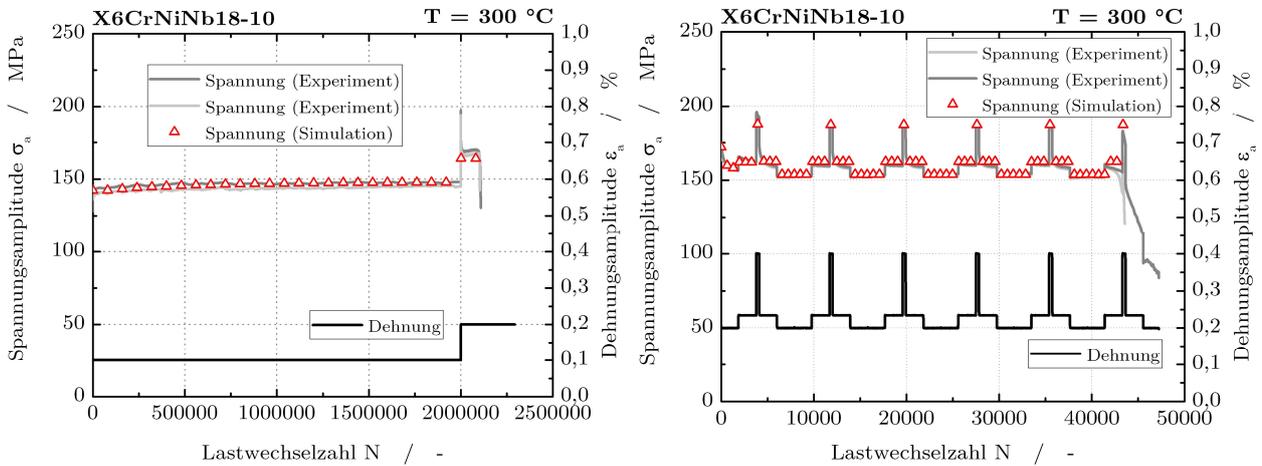


Bild 5.6: Verlauf der experimentellen Spannungsamplitude für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 für zweistufige Beanspruchungen im VHCF- und HCF-Bereich (links) und für mehrstufige Beanspruchungen (rechts) sowie die berechneten Spannungswerte der numerischen Simulation

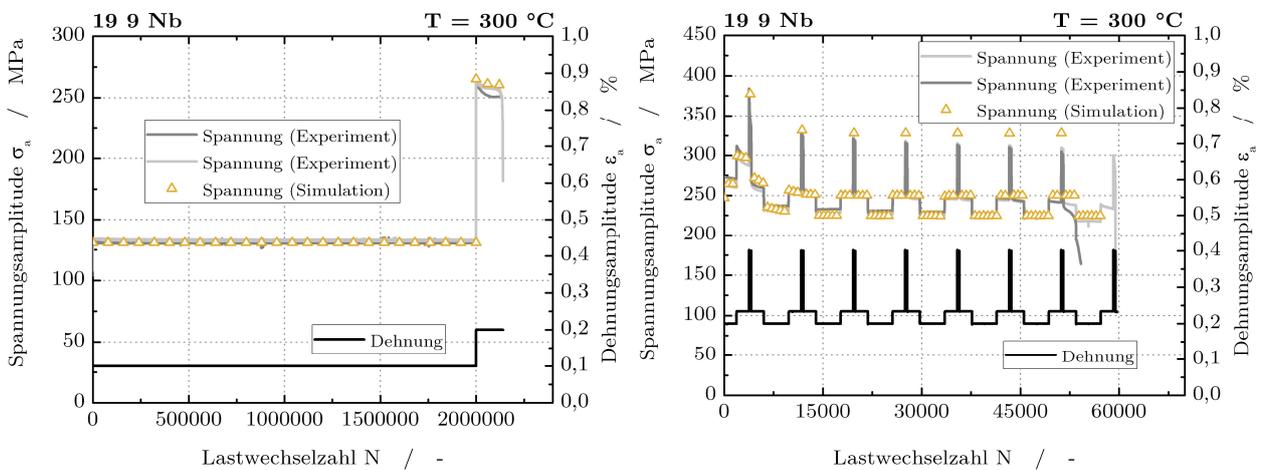


Bild 5.7: Verlauf der experimentellen Spannungsamplitude für das Schweißgut 19 9 Nb für zweistufige Beanspruchungen im VHCF- und HCF-Bereich (links) und für mehrstufige Beanspruchungen (rechts) sowie die berechneten Spannungswerte der numerischen Simulation

6 Bewertungsmethoden im LCF/HCF- und VHCF-Bereich

Der Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 hat, so wie viele andere austenitische Stähle auch, für sehr kleine Dehnungen in Bereichen zwischen $\varepsilon = 0,05 \%$ und $\varepsilon = 0,1 \%$ bereits signifikante plastische Anteile. Für eine valide Bewertung und zuverlässige Abschätzung der Lebensdauer im VHCF-Bereich muss das elastisch-plastische Werkstoffverhalten mitberücksichtigt werden. Eine weit verbreitete Vorgehensweise im VHCF-Bereich, die rein elastische bzw. fiktiv-elastische Bewertung, würde demnach zu großen Ungenauigkeiten bei den in dieser Arbeit eingesetzten Bewertungsmethoden führen.

6.1 Bewertung von einstufigen Beanspruchungen im VHCF-Bereich

Als Grundlage der Lebensdauerbewertung dienen die experimentell ermittelten Mittelwertkurven (dehnungsgeregelte Versuchsdurchführung) der Regelwerke [Kta17] als deutsche und [Asm11] als internationale Referenz. Diese Regelwerke bzw. Mittelwertkurven decken explizit die in dieser Arbeit untersuchten Werkstoffe ab. In den genannten Regelwerken wird dem VHCF-Verhalten bisher ausschließlich durch eine mittels Extrapolation über 4 Dekaden bestimmte Verlängerung der Auslegungsermüdungskurven bis zu 10^{11} Lastwechseln Rechnung getragen. Mögliche Ermüdungsfestigkeitsabsenkungen in diesem Bereich sowie LCF-VHCF- bzw. HCF-VHCF-Interaktionen finden in der Bewertungsmethodik keine explizite Berücksichtigung. Die gewonnenen Versuchsergebnisse in Kombination mit der elastisch-plastischen Bewertungsmethode ergeben die Möglichkeit für die in dieser Arbeit verwendeten Werkstoffe X6CrNiNb18-10 und 19 9 Nb experimentell validierte Mittelwertkurven bis zu einer Lastwechselzahl von $N = 10^9$ bereitzustellen. Dabei ist eine mögliche Berücksichtigung des Absinkens der Dauerfestigkeit im VHCF-Bereich ausreichend abgesichert und kann in das Bewertungskonzept übernommen werden.

Bei den hier zugrunde gelegten Daten muss für die Bewertung zwischen unterschiedlichen Versuchsfrequenzen unterscheiden werden. Dies liegt an den, bei verschiedenen Frequenzen aufgrund der Lasteinbringung entstehenden, grundlegend unterschiedlichen mechanischen Beanspruchungsverläufen. In der Versuchsdurchführung bis 1.000 Hz wird eine servohydraulische Prüfmaschine verwendet, welche ein im Vergleich zu herkömmlichen (z.B. in den oben aufgeführten Regelwerken) experimentellen Untersuchungen identische Spannungsverteilung erzeugt. Die Prüfmethode bei 20.000 Hz basiert auf einer Ultraschallanregung die zu einer stehenden Welle in der Probe führt. Informationen zur Prüfmethode und Spannungsverteilung sind in [Dan18] gezeigt.

1. Bewertungsmethode für Versuche an servohydraulischen Anlagen

Servohydraulische Anlagen können Versuchsfrequenzen von $f \ll 1$ Hz bis hin zu ca. 1.000 Hz erzeugen. Sie besitzen einen durchgehenden Laststrang der den Einbau einer Kraftmessdose ermöglicht. Die eingesetzten Probengeometrien lassen prinzipiell das Anbringen eines Extensometers zur Dehnungskontrolle oder -messung zu, jedoch waren diese bei Frequenzen von 980 Hz in dieser Arbeit nicht mehr einsetzbar. Zusätzlich kann noch der Weg der Traverse sprich die globale Verschiebung aufgezeichnet werden. Zusammen mit der Probengeometrie und der Prüftemperatur können diese Informationen in ein numerisches Modell überführt werden. Dabei sind auch die Randbedingungen des Versuchs von großer Bedeutung und müssen im Modell mit ausreichender Genauigkeit nachgestellt werden. Dies bezieht sich vor allem auf die Probeneinspannung (Freiheitsgrade) und eingestellten Prüfparameter. Mit während des Versuchs aufgezeichneten Zeitverläufen kann anhand einer strukturmechanischen Simulation der Versuch und somit die Beanspruchung nachgerechnet werden. Um ein realitätsnahes Werkstoffverhalten zu implementieren wird das Materialmodell aus Abschnitt 6.1 mit einbezogen. Die materialspezifischen Parameter aus des Grundwerkstoffes X6CrNiNb18-10 (Tabelle 5.1) und des Schweißguts 19 9 Nb (Tabelle 5.2) werden als Datenbasis mit in die Bewertungsmethodik mit einbezogen. Eine Subroutine weist anhand der auftretenden Beanspruchung und Temperatur die Parametersätze zu, um das entsprechende elastisch-plastische Materialverhalten auf die Probe in der numerischen Simulation zu übertragen. Als Ergebnis kann die maximale Dehnungsschwingbreite im höchst beanspruchten Querschnitt in Richtung der ersten Hauptspannung direkt aus der Simulation entnommen werden. Die resultierende elastisch-plastische Dehnungsamplitude wird dann als Bewertungsgrundlage gegenüber den Mittelwertkurven aufgetragen. Die Vorgehensweise zur Methodik für eine elastisch-plastische Bewertung im VHCF-Bereich für servohydraulische Anlagen ist schematisch in Bild 6.1 dargestellt.

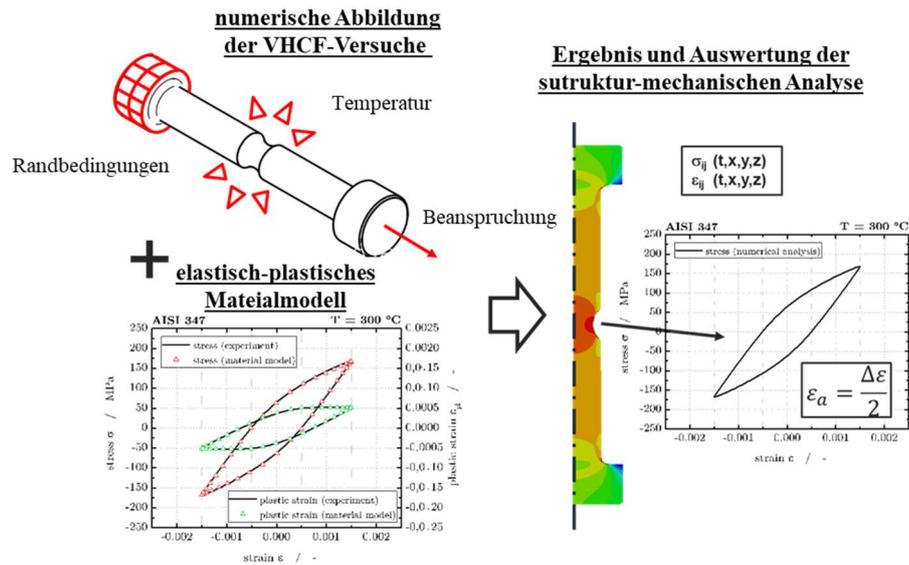


Bild 6.1: Schematische Darstellung der Vorgehensweise zur Bewertungsmethodik von experimentellen Ergebnissen aus dem VHCF-Bereich bei Versuchen an servohydraulischen Anlagen

2. Bewertungsmethode für Versuche an Ultraschallprüfanlagen

Die durch die Ultraschall Versuchsanlage in der Probe angeregte Welle sorgt für eine Verschiebung an der Unter- und Oberseite des Prüfkörpers. Der sich ausbildende Spannungsverlauf kann nicht mit einem Spannungsverlauf aus einer konventionellen Zug-Druck-Beanspruchung verglichen werden. Eine Bewertung anhand von strukturmechanischen Berechnungen alleine ist deshalb nicht möglich. Die wirkenden Kräfte können jedoch mithilfe einer numerischen Schwingungsanalyse bestimmt werden. Dazu ist es notwendig ein numerisches Modell mit den versuchstechnischen Randbedingungen aufzubauen und in einer sogenannten steady state dynamic analysis über die Frequenz des Gesamtsystems auszuwerten. Für die hier verwendeten Frequenzen von ca. 20.000 Hz können somit die in der Probe entstehenden Spannungen berechnet werden. Die Ergebnisse aus den steady state dynamic analysis wurden bereits bei vorangehenden Untersuchungen durch den Vergleich mit auf der Probe angebrachten Dehnungsmessstreifen experimentell validiert. Ebenfalls sind die in der Schwingungsanalyse berechneten und auf den Probekörper wirkenden Kräfte aufgrund der berücksichtigten Dynamik, Steifigkeit und Trägheit konsolidiert. Die Anwendung dieser äußeren Kräfte auf eine strukturmechanische Simulation mit elastisch-plastischem Materialverhalten würde zur gleichen Spannungsgröße im mittleren Querschnitt der Probe führen, und damit verbundenen, zu den im Materialmodell hinterlegten elastisch-plastischen Dehnung führen. Alternativ kann die Bewertung auch direkt über die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve erfolgen, siehe Bild 6.2.

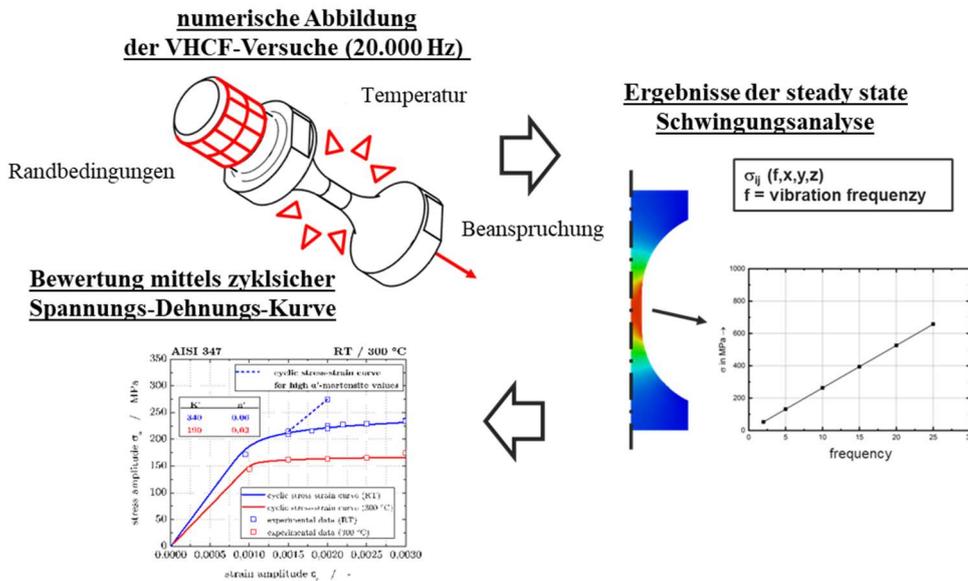


Bild 6.2: Schematische Darstellung der Vorgehensweise zur Bewertungsmethodik von experimentellen Ergebnissen aus dem VHCF-Bereich bei Versuchen an Ultraschallprüfanlagen

Für die verwendeten Werkstoffe werden, für Raumtemperatur und eine betriebsrelevante Temperatur von $T = 300 \text{ °C}$, in dieser Arbeit die aus experimentellen Daten abgeleiteten zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve bereitgestellt, siehe Bild 6.3. Für die im bis in den HCF-Bereich erreichten Lastwechselzahlen bzw. Spannungswerte spielt die Zusatzverfestigung durch verformungsinduzierten α' -Martensit besonders für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 bei Raumtemperatur eine entscheidende Rolle. Diese Verfestigungen werden zusätzlich innerhalb des zyklischen Spannungs-Dehnungs-Diagramms berücksichtigt, siehe Bild 6.3 gestrichelte Linie.

Ermittelt werden die Kurven durch zyklisch stabilisierte Spannungs-Dehnungs-Werte, welche gegeneinander aufgetragen und anhand der Ramberg-Osgood-Anpassung beschrieben werden. Der zyklische Verfestigungskoeffizient K' und der zyklische Verfestigungsexponent n' reichen aus um den Verlauf der Ramberg-Osgood-Gleichung eindeutig zu definieren. Wie auch für das elastisch-plastische Materialmodell muss für die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve für Raumtemperatur und $T = 300 \text{ °C}$ je eine eigene speziell für den VHCF-Bereich gültige Formulierung abgeleitet werden. Für den Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb kann zur Bewertung die Formulierung aus Bild 3.10 verwendet werden.

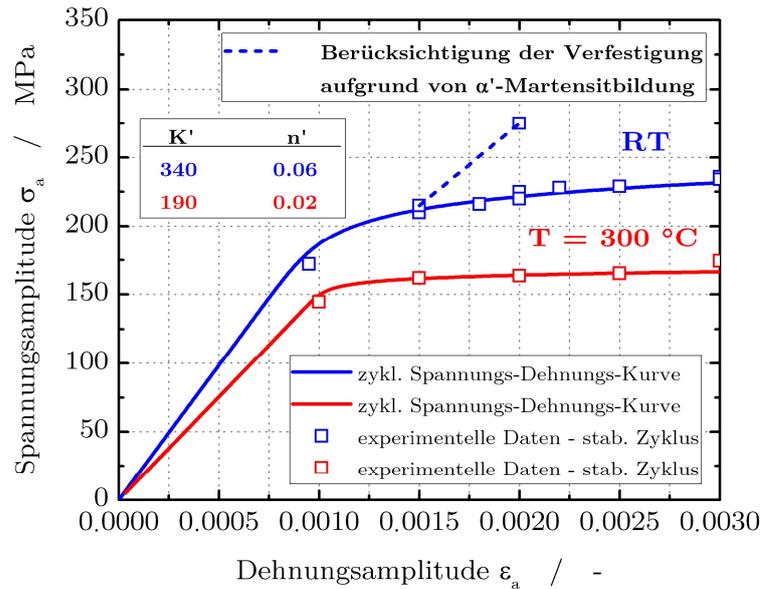


Bild 6.3: Zyklische Spannungs-Dehnungskurve des Grundwerkstoffs X6CrNiNb18-10 gültig im VHCF-Bereich mit Berücksichtigung der Zusatzverfestigung aufgrund von α' -Martensitbildung

Um einen Vergleich mit den Mittelwertkurven der Regelwerke herstellen zu können, ist es notwendig aus den Messgrößen der VHCF-Versuche über die oben dargestellten Methoden die Totaldehnungsamplituden zu berechnen. Als Ergebnis ist so jeder experimentell ermittelten Lastwechselzahl eine elastisch-plastische Dehnungsamplitude zugeordnet und ein Vergleich mit dehnungskontrollierten Versuchen möglich.

Insgesamt sind die berechneten Ergebnisse aus dem VHCF-Bereich und die experimentellen Ergebnisse aus dem LCF- und HCF-Bereich in guter Übereinstimmung und zeigen einen steten Verlauf über alle Lastwechselzahlen hinweg. Weiter zeigt sich deutlich, dass die in der KTA hinterlegten Mittelwertkurve im HCF- und dem VHCF-Bereich sehr konservativ verlaufen. Daraus ergibt sich auch eine zu konservative Dauerfestigkeitsgrenze. Die in dieser Arbeit für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 abgeleiteten Mittelwertkurven hingegen geben sowohl den Verlauf bis in den VHCF-Bereich als auch die Dauerfestigkeitsgrenze gut wieder. Dies gilt ebenso für die ASME-Mittelwertkurve bei den experimentellen Ergebnissen für 300 °C. Hierbei ist zu erwähnen, dass die ASME-Mittelwertkurve für alle Temperaturen bis 425 °C gilt und deshalb immer zu einer konservativen Abschätzung bei Raumtemperatur führt, siehe Bild 6.4. Zusätzlich zu den hier vorgestellten Bewertungsmethoden sind in die Diagramme Bild 6.4 die im VHCF-Bereich state of the art fiktiv-elastisch bewerteten Ergebnisse (graue Dreiecke) mit eingetragen. Es zeigt sich der deutliche Einfluss des plastischen Dehnungsanteils, welcher im HCF-Bereich sehr stark ausgeprägt ist. Aber auch im VHCF-Bereich und zur Ableitung einer Dauerfestigkeitsgrenze darf dieser

nicht unberücksichtigt werden. Die Dauerfestigkeit ergibt sich für die zwei verschiedenen Ansätze wie folgt:

Tabelle 6.1: Vergleich der Dauerfestigkeiten beider Werkstoffe anhand der verschiedenen Bewertungsmethoden fiktiv-elastisch und elastisch-plastisch

Methoden	Werkstoff	Temperatur	Dauerfestigkeit	Lastwechselzahl
fiktiv-elastisch	X6CrNiNb18-10	RT	0,125 %	$2 \cdot 10^9$
elastisch-plastisch	X6CrNiNb18-10	RT	0,185 %	$2 \cdot 10^9$
fiktiv-elastisch	X6CrNiNb18-10	300 °C	0,093 %	$2 \cdot 10^9$
elastisch-plastisch	X6CrNiNb18-10	300 °C	0,125 %	$2 \cdot 10^9$
fiktiv-elastisch	19 9 Nb	RT	0,19 %	$2 \cdot 10^9$
elastisch-plastisch	19 9 Nb	RT	0,2 %	$2 \cdot 10^9$
fiktiv-elastisch	19 9 Nb	300 °C	0,135 %	10^9
elastisch-plastisch	19 9 Nb	300 °C	0,145 %	10^9

Es zeigt sich, dass für den Grundwerkstoff Differenzen entstehen, welche über die eines übliche Streubandes hinausgehen, während für den Schweißzusatzwerkstoff eine fiktiv-elastische Bewertung vorgenommen werden kann, ohne bei einer Lebensdauerbewertung Konservativitäten außerhalb eines üblichen Streubandbereiches aufzubauen. Anhand der abgeleiteten Verläufe der Ermüdungskurven kann gezeigt werden, dass beide Werkstoffe einen vergleichbaren Verlauf der Lebensdauer bis in den HCF-Bereich aufweisen. Der Grundwerkstoff weist jedoch ein Probenversagen bis zu einer Lastwechselzahl von $N = 10^7$ auf, der Schweißzusatzwerkstoff lediglich bis $N = 10^6$. Für größere Lastwechselzahlen kann für beide Werkstoffe kein Probenversagen mehr festgestellt werden. Die Dauerfestigkeitsgrenze des Schweißzusatzwerkstoffs liegt zudem für beide Temperaturen über der des Grundwerkstoffs. Die hier neu erarbeiteten Erkenntnisse bezüglich des Verlaufes der Ermüdungskurven und der zu verwendenden echten Dauerfestigkeiten werden direkt in die in Abschnitt 6.2 und 6.3 folgenden Berechnungen übertragen und stellen die Grundlage einer validierten Ermüdungsbewertung im VHCF-Bereich dar.

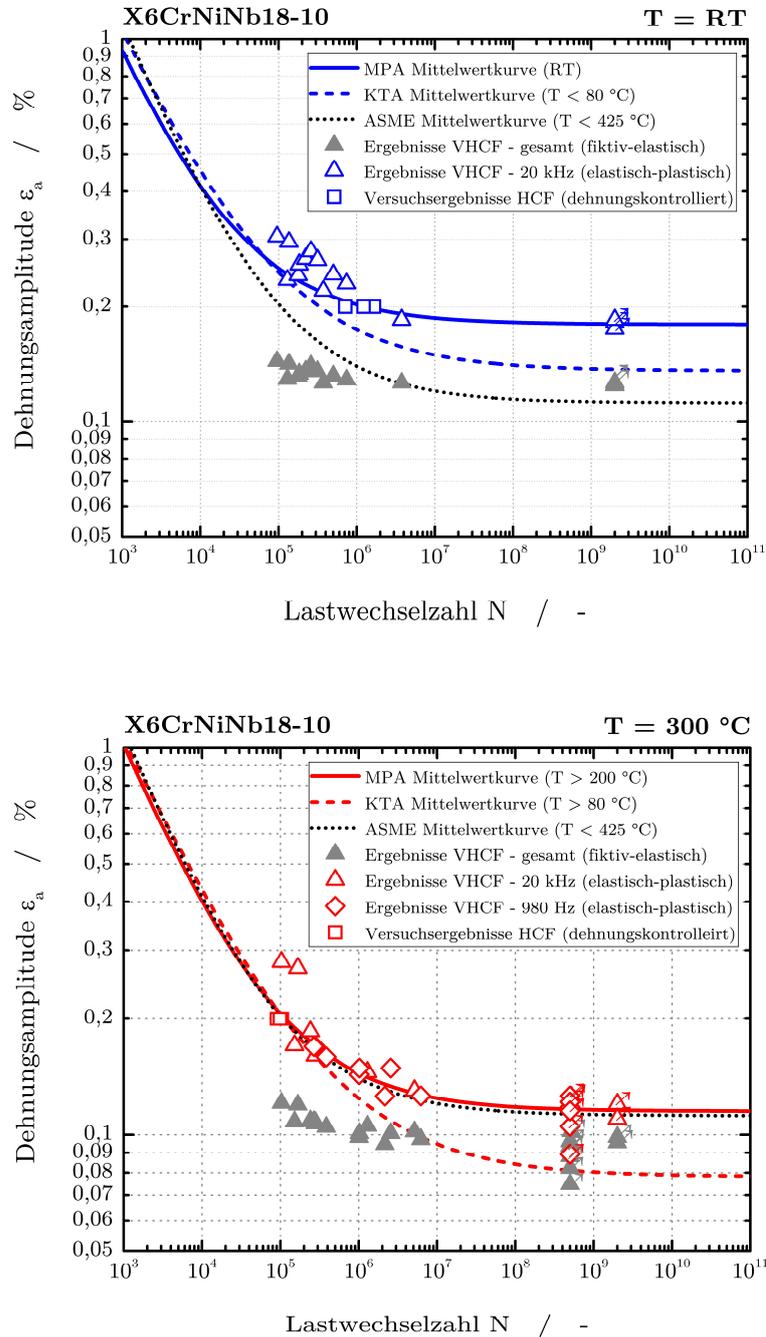


Bild 6.4: Darstellung der Ergebnisse des Grundwerkstoffs X6CrNiNb18-10 bei Raumtemperatur und $T = 300 \text{ C}^\circ$ von dehnungskontrollierten Einstufenversuche im HCF-Bereich bei einer konstanten Dehnrage von $1 \text{ \%}/\text{s}$ sowie aus [Dan20] bei 980 Hz bzw. 20 kHz

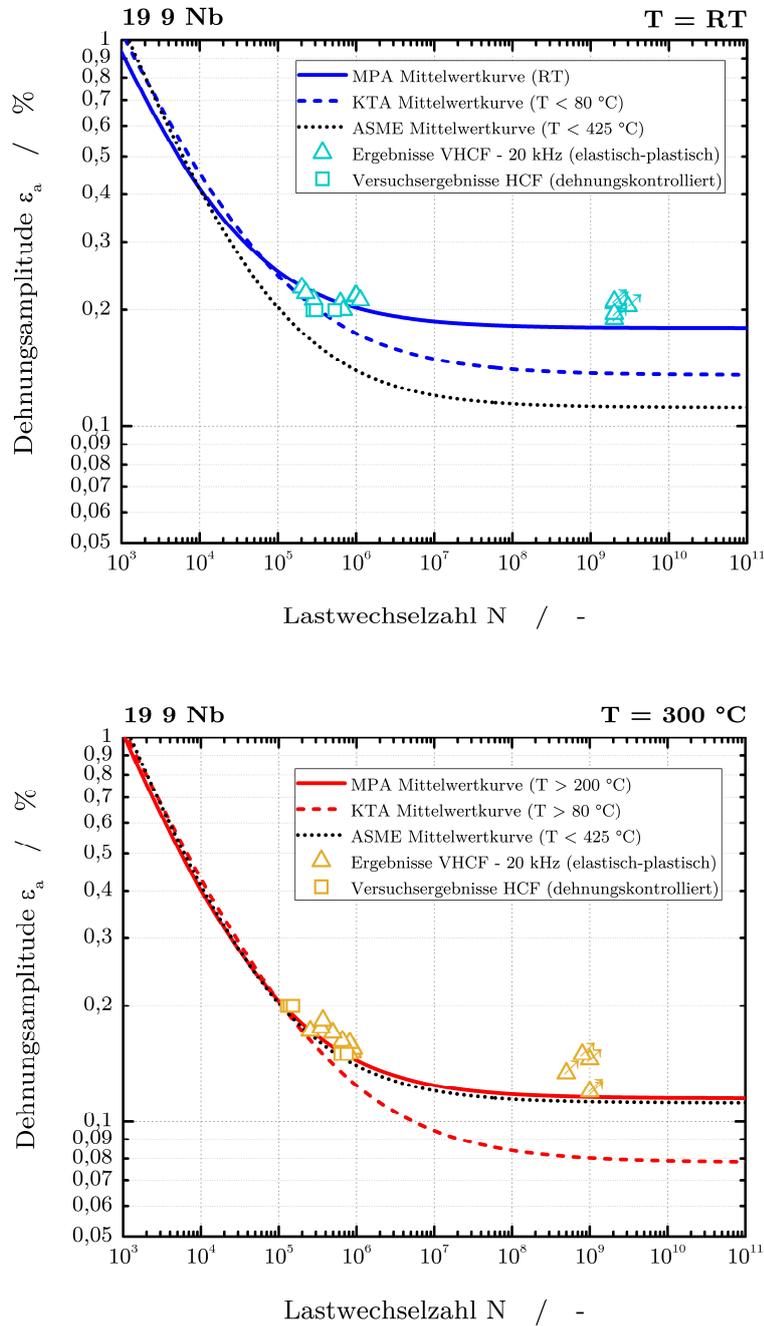


Bild 6.5: Darstellung der Ergebnisse des Schweißguts 19 9 Nb bei Raumtemperatur und $T = 300 \text{ C}^\circ$ von dehnungskontrollierten Einstufenversuche im HCF-Bereich bei einer konstanten Dehnrates von $1 \text{ \%}/\text{s}$ sowie aus [Dan20] bei 20 kHz

6.2 Bewertung von mehrstufigen Beanspruchungen

6.2.1 Ermittlung von zyklischen Werkstoffkennwerten

Zur Bewertung der durchgeführten mehrstufigen Ermüdungsversuche sind als Grundlage zyklische Werkstoffkennwerte und parameterspezifische Ermüdungskurven notwendig. Ein Parameter zur Berücksichtigung nichtlinearer Schädigungseffekte ist der in der aktuellen FKM-Richtlinie „Rechnerischer Festigkeitsnachweis unter expliziter Erfassung nichtlinearen Werkstoffverformungsverhaltens“ umgesetzte P_J -Parameter. Die Vorgehensweise orientiert sich an der FKM-Richtlinie und bezieht experimentell ermittelte Parameter sowie Erkenntnisse und Informationen aus den Versuchen mit ein. Eine Erweiterung auf im VHCF-Bereich duktile austenitische Werkstoffe sowie auf höhere Temperaturen wurde im Rahmen dieser Arbeit vorgenommen. Im ersten Schritt steht die Ermittlung der Schädigungsparameter-Wöhlerlinien für beide Werkstoffe bei Raumtemperatur und $T = 300\text{ °C}$. Diese werden aus den Einstufenversuchen abgeleitet. Dabei wird für jedes Beanspruchungsniveau der vorhandenen Versuche eine Berechnung des P_J -Parameters durchgeführt und über der im Versuch ermittelten Lastwechselzahl aufgetragen. Um eine einheitliche Vorgehensweise zu gewährleisten, wurde für beide Werkstoffe eine Grenzlasterwechselzahl von $2 \cdot 10^7$ festgelegt. Ein Probenversagen mit höheren Lastwechselzahlen kann aufgrund der Versuchsergebnisse im VHCF-Bereich ausgeschlossen werden [Dan20]. Mithilfe des VHCF-Materialmodells wird für diese Dauerfestigkeitsgrenze eine Spannungs-Dehnung-Hysteres errechnet und der P_J -Parameter ermittelt. Zusätzlich wird mit dem selben P_J -Wert ein Stützpunkt weit im VHCF-Bereich bei $2 \cdot 10^{11}$ definiert, um einen horizontalen Verlauf der Wöhlerlinie zu erreichen. Die Anpassung der aus der FKM-Richtlinie und der allgemeinen Literatur bekannten in doppelt-logarithmischer Darstellung linearen Ermüdungskurve wurde durch eine Langer-Gleichung ersetzt, siehe Gleichung 2.6. Es zeigt sich, dass für sehr duktile austenitische Werkstoffe ein linearer Zusammenhang vom LCF- bis in den VHCF-Bereich keine ausreichende Abbildung der Datenpunkte ergeben kann. Die Abfalchung der Kurve im HCF-/VHCF-Übergangsbereich kann durch die drei Parameter der Langer-Gleichung sehr gut abgebildet werden. Anhand eines Best-Fit Algorithmus werden die Langer-Parameter der Schädigungsparameter-Anrisskennlinien errechnet. Die Ergebnisse sind für beide Werkstoffe bei Raumtemperatur und $T = 300\text{ °C}$ in Bild 6.3 dargestellt. Aus diesen Schädigungsparameter-Anrisskennlinien wird in der späteren Schadensakkumulation die entsprechende Lastwechselzahl zur Berechnung des Schädigungsanteils entnommen.

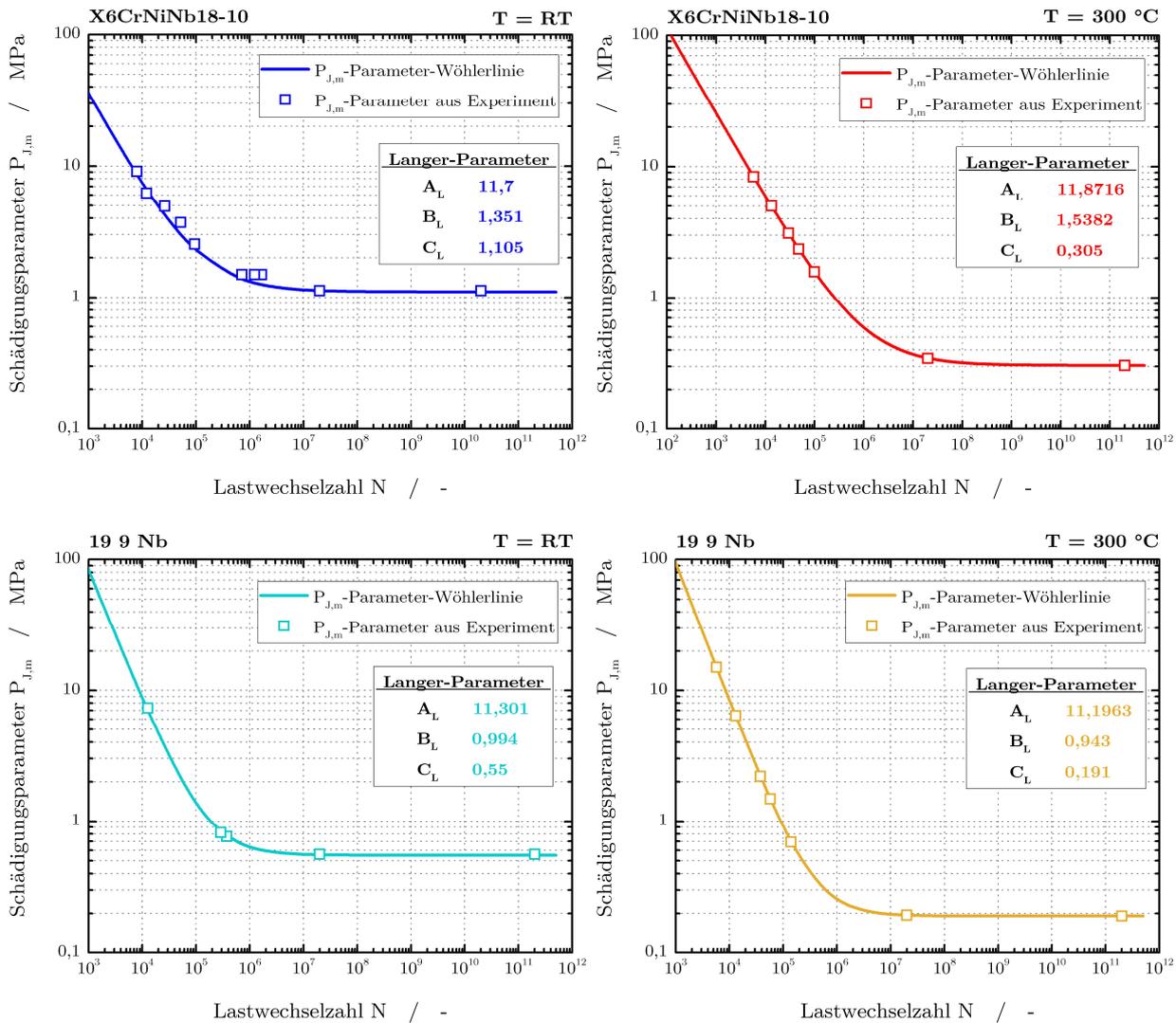


Bild 6.6: Abgeleitete P_J -Schädigungsparameter-Anrisskennlinien für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 und das Schweißgut 19 9 Nb

In gleicher Weise stellt auch die einheitliche Beschreibung der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve vom LCF- bis in den VHCF-Bereich eine Herausforderung dar. Für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 zeigt sich in Bild 3.5, dass eine einfache Ramberg-Osgood-Formulierung die Datenpunkte nicht ausreichend präzise abbilden kann, was insbesondere bei einer Schadensakkumulation im Bereich sehr hoher Lastwechselzahlen zu großen Ungenauigkeiten führen kann. Ebenfalls ist die Anrisskennlinie, siehe Bild 3.6, mittels Manson-Coffin-Gleichung unzureichend beschrieben. Als Grund für die unzureichende Beschreibung für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 ist das hohe plastische Verformungsvermögen im HCF- und VHCF-Bereich zu nennen. Die derzeit in der Literatur und in Regelwerken (z.B. FKM nichtlinear) eingesetzten Formulierungen eignen sich insbesondere für ferritische und höherfeste Stähle mit nahezu oder rein elastischem Werkstoffverhalten im Bereich der Dauerfestigkeit [Fkm19].

Eine Verbesserung für das in dieser Arbeit angewandte Berechnungskonzept und des Standes der Technik, kann mit einem einfachen Zweiparameter- oder Dreiparameteransatz erreicht werden. Während für Manson-Coffin solche Ansätze in der Forschung bereits einzeln vorgeschlagen sind [Wag18], ist für die Ramberg-Osgood-Gleichung kein vergleichbares Vorgehen bekannt.

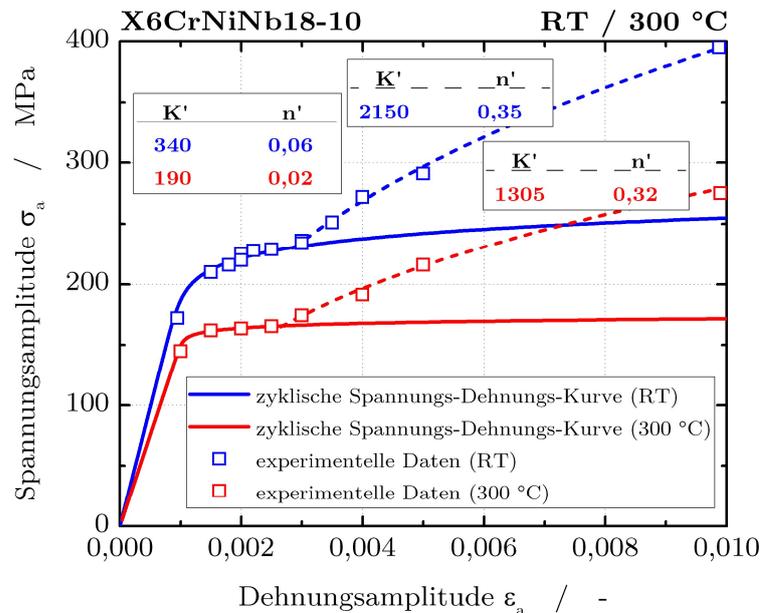


Bild 6.7: Zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve bei Raumtemperatur und $T = 300\text{ °C}$ des stabilisierten Werkstoffzustands mittels eines Zweiparameteransatzes

Diese Vorgehensweise erlaubt es für z.B. zwei oder drei Teilabschnitte separate Parametersätze zuzuweisen. In Bild 6.7 sind für die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve die Parameter der durchgezogenen Linien bis zu einer Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,25\%$ anzuwenden. Bei größeren Dehnungen wird die Beziehung mithilfe der gestrichelten Linien und deren zugehörigen Parameter beschreiben. Es zeigt sich deutlich, dass die sich dem linear-elastischen Bereich anschließende Korrelation der Datenpunkte deutlich flacher ausprägt und erst im Übergang des LCF-HCF-Bereichs ansteigt. Für das Schweißgut 19 9 Nb, siehe Bild 3.10 ist die Ramberg-Osgood-Formulierung mittels einfacher Manson-Coffin-Gleichung ausreichend.

Das für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 über den gesamten Beanspruchungsbereich nicht konsistente Verfestigungsverhalten, wirkt sich auch auf die Anrisskennlinie und die daraus resultierende Manson-Coffin-Formulierung aus. Da direkte Zusammenhänge zur Ramberg-Osgood-Formulierung bestehen, siehe Gleichung 2.4 und 2.5, sind die Gültigkeitsbereiche identisch festzulegen. Die Einteilung der Bereiche entfällt bei der Manson-Coffin-Formulierung auf die Lastwechselzahlen.

Dabei entspricht eine Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,25\%$ einer Lastwechselzahl von $N = 125\,000$. Zusätzlich kann hier ein dritter Parameterraum eingeführt werden, welcher die Dauerfestigkeit abbildet und damit konstante Dehnungsamplituden innerhalb des Bereiches. Die zugehörigen Parameter der mathematischen Formulierung sind in Tabelle 6.2 angegeben. Auch die Manson-Coffin-Formulierung für das Schweißgut 19 9 Nb, siehe Bild 3.11, ist nicht in der Lage, die Dauerfestigkeitsgrenze abzubilden. Hier ist jedoch ein Zweiparameteransatz ausreichend, siehe Bild 6.8. Die zugehörigen Parameter können aus Tabelle 6.3 entnommen werden.

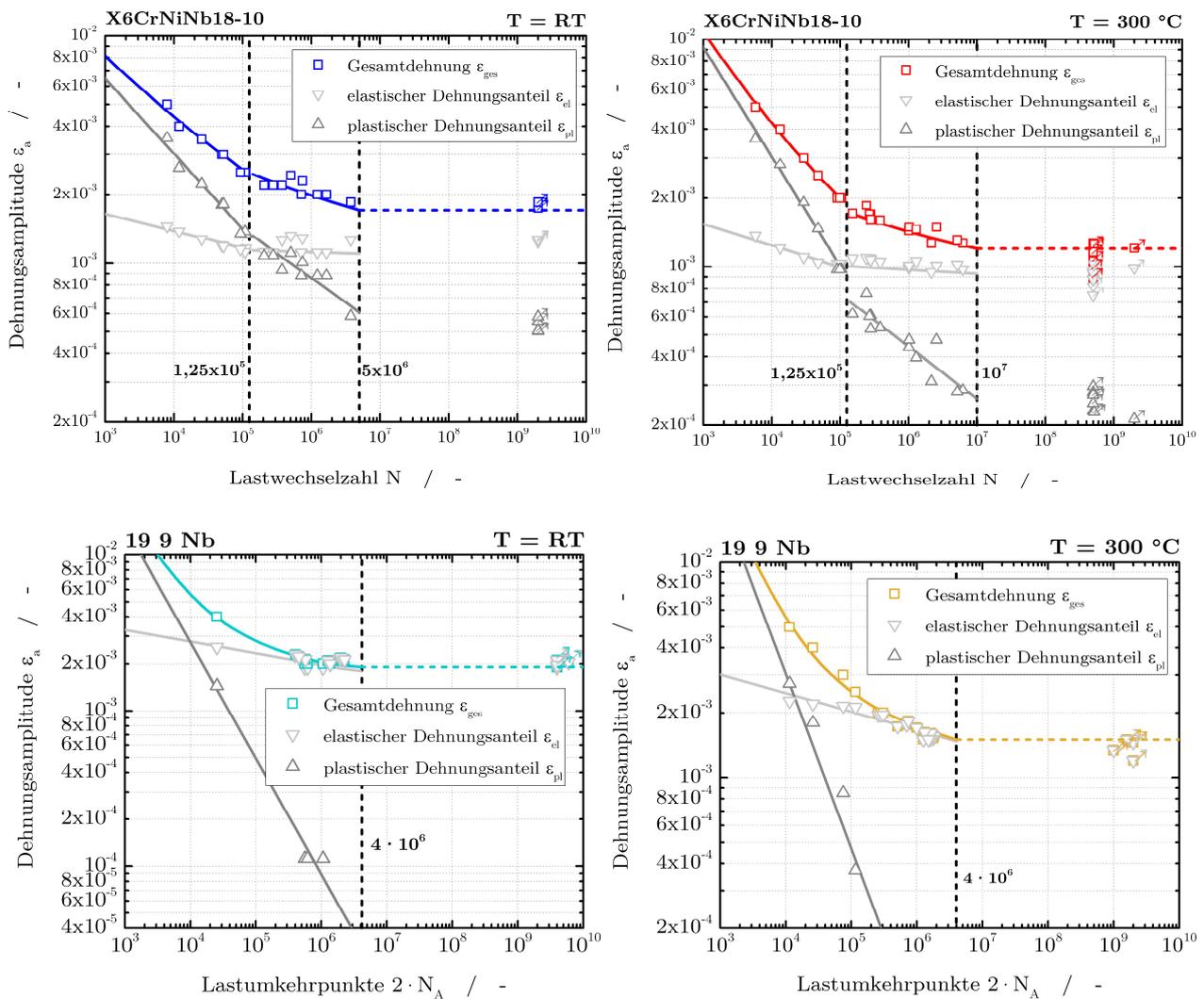


Bild 6.8: Anrisskennlinien bei Raumtemperatur und $T = 300\text{ °C}$ sowie deren Aufteilung in einen elastischen und einen plastischen Dehnungsanteil (Durchläufer sind mit Pfeilsymbolen markiert) mittels eines Zwei- oder Dreiparameteransatzes

Tabelle 6.2: Manson-Coffin-Parameter für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 anhand zugewiesener Gültigkeitsbereiche (Dreiparameteransatz)

Bereich	Temperatur	σ'_f	b'	ϵ'_f	c'
bis $1,25 \cdot 10^5$	RT	23 067	-0,08991	0,11709	-0,34376
$1,25 \cdot 10^5 - 5 \cdot 10^6$	RT	1 979	-0,00940	0,01001	-0,16602
ab $5 \cdot 10^6$	RT	$\epsilon_{el} = \text{konst.} = 0,00109 / \epsilon_{pl} = \text{konst.} = 0,00069$			
bis $1,25 \cdot 10^5$	300 °C	81 628	-0,09298	0,51338	-0,48485
$1,25 \cdot 10^5 - 10^7$	300 °C	2 040	-0,01765	0,01283	-0,23183
ab 10^7	300 °C	$\epsilon_{el} = \text{konst.} = 0,00098 / \epsilon_{pl} = \text{konst.} = 0,00026$			

Tabelle 6.3: Manson-Coffin-Parameter für das Schweißgut 19 9 Nb anhand zugewiesener Gültigkeitsbereiche (Zweiparameteransatz)

Bereich	Temperatur	σ'_f	b'	ϵ'_f	c'
bis $4 \cdot 10^6$	RT	1 057	-0,08863	2,61815	-0,74574
ab $4 \cdot 10^6$	RT	$\epsilon_{el} = \text{konst.} = 0,00195 / \epsilon_{pl} = \text{konst.} = 0$			
bis $4 \cdot 10^6$	300 °C	716	-0,08627	5,31881	-0,81101
ab $4 \cdot 10^6$	300 °C	$\epsilon_{el} = \text{konst.} = 0,00147 / \epsilon_{pl} = \text{konst.} = 0$			

Beide vorgestellten Ansätze lassen sich innerhalb der iterativen und skriptbasierten Umsetzung der Ermüdungsbewertung anhand zugewiesener Gültigkeitsbereiche einfach integrieren. Dadurch kann die Genauigkeit der aufgerufenen Variablen im Bereich hoher Lastwechselzahlen und damit einhergehend das Ergebnis der Lebensdauerberechnung deutlich verbessert werden.

6.2.2 Modifizierter Schädigungsparameter $P_{HL,m}$

Der Ansatz nach Haibach und Lehrke, siehe Absatz 2.5.2, stellt in seiner Anwendung und einfachen Umsetzung eine gute Alternative zu weit komplexeren und nur sehr aufwändig zu berechnenden Schädigungsparametern dar. Die Berücksichtigung aller Lastwechsel in Verbindung mit der konsequenten Minerregel bietet eine sinnvolle Grundlage für eine Erweiterung, welche eine Berücksichtigung von nichtlinearen Schadensakkumulationseffekten realistischer abbildet, als es der Grundansatz erlaubt.

Die Hauptproblematik des Grundansatzes besteht darin, dass das Bezugsniveau, mit welchem die nachfolgenden Lastspiele bewertet werden sich nur zu betragsmäßig größeren Spannungswerten verschieben lässt. Dies führt bei sehr hohen und gleichzeitig früh in der Lastfolge auftretenden Beanspruchungen zu einer Überbewertung der Schädigungsanteile von nachfolgenden geringeren Beanspruchungen. Somit liefert der Schädigungsparameter P_{HL} nach Haibach und Lehrke in Bezug auf eine Lebensdauerbewertung in den meisten Fällen ein stark konservatives Ergebnis.

Eine einfache aber effektive Modifikation orientiert sich dabei an der Herangehensweise des weitaus komplexeren P_J -Parameters aus der FKM-Richtlinie nichtlinear. Die in dieser Arbeit umgesetzte Modifikation ist in Bild 6.9 zu sehen. Ausgehend von einer Belastung ist der erste Schritt für beide Versionen des Schädigungsparameters identisch. Mithilfe der vereinfachten Annahme, dass der Riss sich bei einer Spannung von

$$\sigma_{op} = 0 \text{ MPa} \tag{6.1}$$

öffnet und die Rissöffnungsdehnung der Rissschließungsdehnung

$$\varepsilon_{op} = \varepsilon_{cl} \tag{6.2}$$

entspricht, wird eine Bezugslinie auf Höhe der Rissschließungsdehnung festgelegt. Die Schädigung der nachfolgenden geringeren Belastung wird anhand dieser Bezugslinie bewertet. Bei einer höheren Beanspruchung wird direkt eine neue Bezugslinie zur Berechnung des Schädigungsanteils verwendet. Der oben bereits angebrachte Kritikpunkt einer sich lediglich zu größeren Beanspruchungen verlagernden Bezugslinie kann somit umgangen werden.

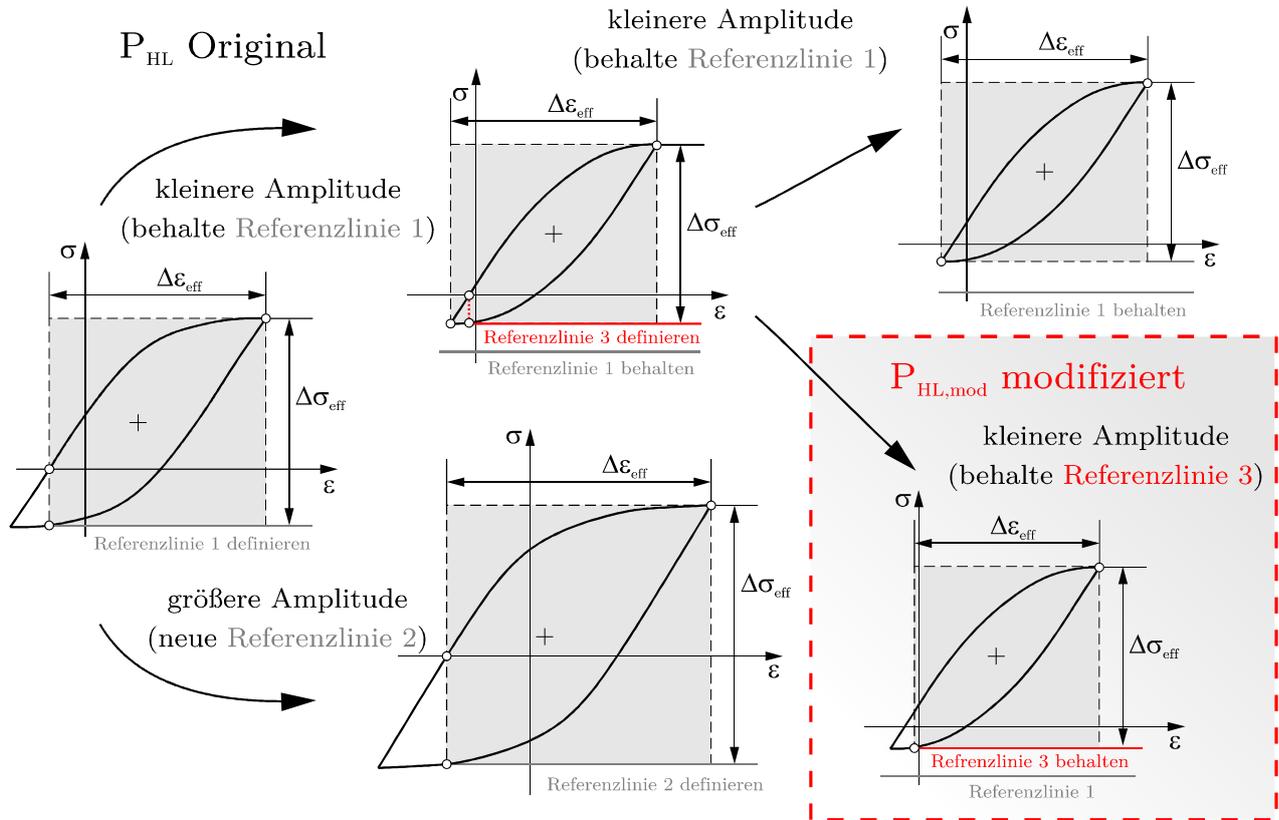


Bild 6.9: Graphische Darstellung der Definitionen der Bezugslinien zur Bewertung der nachfolgenden Belastungen für die Ansätze Haibach-Lehrke und die in diesem Projekt modifizierte Version des Haibach-Lehrke

Die Modifikation erweitert die Verschiebung der Bezugslinie des Grundansatzes hin zu geringeren Beanspruchungen. Demnach wird bei einer geringeren Beanspruchung die Schädigung ebenfalls mit der Bezugslinie der vorangegangenen Belastung bewertet, jedoch gleichzeitig eine neue Bezugslinie definiert. Erneut werden hierzu die bereits beschriebenen Grundannahmen angesetzt. Eine über die Belastungshistorie fortlaufende Überbewertung der Schädigungsanteile für geringe bis sehr geringe Belastungen kann hierdurch reduziert werden. Insbesondere für Beanspruchungen im HCF- und VHCF-Bereich in Kombination mit LCF-Beanspruchungen ist diese Erweiterung von Bedeutung und baut Konservativitäten ab.

6.2.3 Modifizierter Schädigungsparameter $P_{J,m}$

Um eine Erweiterung des P_J -Parameters, welcher in der aktuellen FKM-Richtlinie nicht auf erhöhte Temperaturen, nicht auf geschweißte Bauteile und nicht auf hochplastische austenitische Stähle bis in den VHCF-Bereich sinnvoll angewandt werden kann, durchzuführen, werden die folgenden Anpassungen durchgeführt.

Als Grundlage der Berechnung dienen die minimalen und maximalen Werte der Spannungen und Dehnungen aus dem Versuch in Form einer zyklischen Spannungs-Dehnungskurve (Ramberg-Osgood-Formulierung). Alternativ können die Werte auch aus den numerischen Berechnungen bereitgestellt werden. Aufgrund der in dieser Arbeit sehr guten Übereinstimmung von Experiment und numerischer Analyse ergibt sich für das Ergebnis hieraus eine zu vernachlässigende Abweichung. Die in der FKM-Richtlinie angegebene Vorgehensweise, welche eine Berechnung der Dehnungen aus den Spannungswerten unter Zuhilfenahme der Ramberg-Osgood Formulierung der zyklischen Fließkurve umsetzt, kann unter Einbezug des VHCF-Bereichs für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 nicht in ihrer ursprünglichen Form verwendet werden. Grund hierfür ist das zyklische Verfestigungsverhalten des Werkstoffs für Beanspruchungen im HCF-Bereich bis hin zur Dauerfestigkeitsgrenze. Eine ausreichend genaue Beschreibung der gesamten zyklischen Fließkurve anhand des zyklischen Verfestigungskoeffizienten K' und des zyklischen Verfestigungsexponenten n' ist mit einem Parametersatz nicht möglich. Des Weiteren werden der zyklische Verfestigungskoeffizient K' und der zyklische Verfestigungsexponent n' an weiteren Stellen der P_J -Parameterberechnung eingesetzt, z.B. bei der Bestimmung der Rissöffnungs- und Riss-schließdehnungen. Eine genaue Beschreibung des Werkstoffverhaltens über den gesamten Belastungshorizont ist für das Ergebnis der Lebensdauerberechnung von großer Wichtigkeit.

Dies zeigt sich auch durch die Aufteilung der Anrisskennlinie der dehnungsgeregelten Versuche in die jeweiligen Anteile der elastischen und der plastischen Dehnung. Auch hier kommt es zu einer nicht konsistenten Beschreibung der Datenpunkte durch einen Parametersatz der Manson-Coffin Formulierung. Soll die Vorgehensweise der FKM-Richtlinie angewandt werden, ist eine Unterteilung und das Arbeiten mit drei Parametersätzen zielführend. Die jeweiligen Parameter müssen dann über die aktuelle Beanspruchung identifiziert und zugeordnet werden. Dies gilt für den Grundwerkstoff bei Raumtemperatur und $T = 300 \text{ °C}$, siehe Tabelle 6.2. Der Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb ist für beide Temperaturen anhand eines Zweiparametersatzes ausreichend genau beschrieben, siehe Tabelle 6.3.

Ein weiterer Punkt der Anpassung liegt in der Verwendung von Werkstoffkennwerten, welche in dieser Arbeit direkt aus experimentellen Untersuchungen abgeleitet werden können und somit ein höchstmögliches Maß an Genauigkeit bei der P_J -Parameterberechnung ermöglichen. Dies betreffen beispielsweise den E-Modul und die Zugfestigkeit bei den entsprechend verwendeten Temperaturen. Alleine dadurch kann gegenüber der FKM-Richtlinie ($E = 206.000 \text{ MPa}$) für das Schweißgut 19 9 Nb bei Raumtemperatur ($E = 161.000 \text{ MPa}$) ein Fehler von ca. 20 % korrigiert werden.

Zur Bestimmung der Rissöffnungsspannung wird dem Berechnungsschema der FKM-Richtlinie gefolgt. Dabei wird die sogenannte Fließspannung σ_F anhand der ausgewiesenen Formel mit dem zyklischen Verfestigungskoeffizienten K' und dem zyklischen Verfestigungsexponenten n' bestimmt. Hierbei kommt es wieder zur Anwendung des implementierten zweiparametrischen Ansatzes zur Beschreibung der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve.

Des Weiteren werden die mathematischen Formulierungen der Ermüdungskurven durch geeignetere Beschreibungen ersetzt. Eine einfache in doppelt-logarithmischer Darstellung ausgewiesene Gerade ist nicht in der Lage, das komplexe Ermüdungsverhalten von metastabilen Austeniten über den gesamten Beanspruchungsbereich hinweg zu beschreiben, siehe Bild 6.6. Somit entfällt im Berechnungsschema Gleichung 2.23 und wird durch die Langer-Formulierung aus Gleichung 2.6 ersetzt. Diese ermöglicht eine durchgehend präzise Beschreibung des Ermüdungsverhaltens vom LCF- bis in den VHCF-Bereich, sowohl für erhöhte Temperaturen als auch für beide in dieser Arbeit verwendeten Werkstoffe. Dadurch ist es möglich, auch Berechnungen für sehr hohe Lastwechselzahlen bei kleinen Fehlergrößen zu erhalten. Bei unpräzisen Beschreibungen akkumulieren sich auch kleine Abweichungen des Schädigungsanteils zu unrealistischen Ergebnissen.

Die Ableitung der Parameter a_0 , C , $P_{J,Z}$ und m nach den Gleichungen 2.27 bis 2.30 erfolgt separat ausschließlich aus den LCF-Bereichen der Ermüdungskurven (bzw. der Langer-Gleichungen), welche einen näherungsweise linearen Verlauf in doppelt-logarithmischer Darstellung aufweisen. Die Risslänge des technischen Anrisses wird aus der FKM-Richtlinie übernommen und auf $a_{\text{end}} = 0,5$ festgelegt.

Als Konsequenz wird die im P_J -Parameter integrierte Berücksichtigung der transienten Dauerfestigkeit auch in dem mit der Langer-Formulierung angepassten Ansatz doppelt-logarithmisch linear durchgeführt, siehe Bild 6.10.

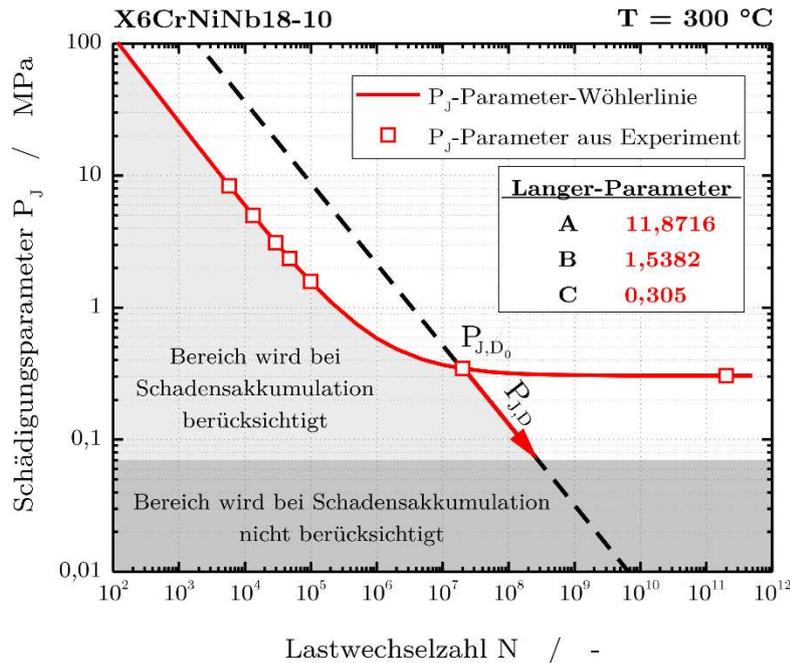


Bild 6.10: Umsetzung zur Berücksichtigung des transienten Dauerfestigkeitsverhaltens für den modifizierten P_J -Parameteransatz

Um dem echten Ermüdungsverhalten der in dieser Arbeit verwendeten Werkstoffe gerecht zu werden, muss die Erkenntnis der Dauerfestigkeitsgrenzen aus den Einstufenversuchen im VHCF-Bereich zusätzlich berücksichtigt werden. Da es für beide Werkstoffe im VHCF-Bereich zu keinem sekundären Abfall der Ermüdungskurve kommt und sich für Lastwechselzahlen oberhalb $N = 2 \cdot 10^7$ kein Versagen mehr zeigt, werden die abgeleiteten Werte für die Dauerfestigkeit bei $N = 2 \cdot 10^7$ als Ausgangspunkt für die Berechnungen der transienten Dauerfestigkeit eingesetzt. Liegt nun eine Beanspruchung unterhalb der Dauerfestigkeitsgrenze ist sie in der Schadensakkumulation nicht zu berücksichtigen. Bei absinkender Dauerfestigkeitsgrenze entlang des in Bild 6.10 dargestellten roten Pfeils, ist für jedes Lastspiel zu prüfen ob die aktuelle Beanspruchung auch unterhalb der aktuellen, reduzierten Dauerfestigkeit liegt. Die gestrichelte Linie wird dabei parallel zur Steigung im LCF-Bereich angesetzt und ist mit dem Wöhlerlinienexponent m dem Stützpunkt P_{J,D_0} vollständig definiert.

Die zur Berechnung von P_J notwendigen Parametersätze sind in Tabelle 6.4 aufgeführt. Dabei ist zu beachten, dass je Werkstoff und je Temperatur ein eigener Parametersatz Anwendung findet. Der Gültigkeitsbereich ist dabei unbeschränkt und erstreckt sich über den gesamten Beanspruchungshorizont vom LCF- bis weit in den VHCF-Bereich ($N = 10^{11}$). Im Weiteren wird die hier beschriebene Modifikation als $P_{J,m}$ -Parameter bezeichnet.

Tabelle 6.4: Parametersätze zur Berechnung der Schädigung anhand von $P_{J,m}$

Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 bei Raumtemperatur							
E-Modul	A_L	B_L	C_L	K'_1	n'_1	K'_2	n'_2
195 000	11,7	1,351	1,105	340	0,06	2150	0,35
$\Delta J_{\text{eff,th}}$	a_{end}	$P_{J,Z}$	a_0	d	m	C	σ_F
0,0394	0,5	112	0,0175	-0,316	3,165	$1,905 \cdot 10^{-4}$	401
$P_{J,D0}$	N_{D0}						
1,125	$2 \cdot 10^7$						
Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 bei $T = 300 \text{ }^\circ\text{C}$							
E-Modul	A_L	B_L	C_L	K'_1	n'_1	K'_2	n'_2
159 000	11,871	1,538	0,305	190	0,02	1305	0,32
$\Delta J_{\text{eff,th}}$	a_{end}	$P_{J,Z}$	a_0	d	m	C	σ_F
0,0318	0,5	1 505	0,0109	-0,595	1,681	$6,858 \cdot 10^{-5}$	285
$P_{J,D0}$	N_{D0}						
0,315	$2 \cdot 10^7$						
Schweißgut 19 9 Nb bei Raumtemperatur							
E-Modul	A_L	B_L	C_L	K'_1	n'_1	K'_2	n'_2
161 000	11,301	0,994	0,55	605	0,059	$= K'_1$	$= n'_1$
$\Delta J_{\text{eff,th}}$	a_{end}	$P_{J,Z}$	a_0	d	m	C	σ_F
0,0322	0,5	4 611	0,01	-0,683	1,464	$5,255 \cdot 10^{-5}$	539
$P_{J,D0}$	N_{D0}						
0,56	$2 \cdot 10^7$						
Schweißgut 19 9 Nb bei $T = 300 \text{ }^\circ\text{C}$							
E-Modul	A_L	B_L	C_L	K'_1	n'_1	K'_2	n'_2
131 000	11,196	0,943	0,191	381	0,039	$= K'_1$	$= n'_1$
$\Delta J_{\text{eff,th}}$	a_{end}	$P_{J,Z}$	a_0	d	m	C	σ_F
0,0262	0,5	89 739	0,0028	-1,006	0,994	$3,786 \cdot 10^{-5}$	397
$P_{J,D0}$	N_{D0}						
0,202	$2 \cdot 10^7$						

6.2.4 Ergebnisse der Berechnungen zur Ermüdungsbewertung bei mehrstufigen Beanspruchungen

Für die untersuchten Werkstoffe hat sich bestätigt, dass sich selbst ein aus komplexen Betriebsdaten abgeleitetes, vereinfachtes Mehrstufenkollektiv mithilfe der linearen Schadensakkumulation nicht ausreichend genau abbilden lässt, siehe Abschnitt 4.3 und 4.4. Die berechneten Schadenssummen der Original-Miner-Regel können sowohl für den Grundwerkstoff als auch für den Schweißzusatzwerkstoff bei Raumtemperatur und bei $T = 300 \text{ °C}$ signifikant unterhalb des Erwartungswertes $D \geq 1$ liegen. Damit ist die in internationalen Regelwerken meistverwendete Schadensakkumulationshypothese für die in dieser Arbeit durchgeführten Mehrstufenversuche nicht-konservativ. Zur Berechnung der in den unten aufgeführten Tabellen wurden die in den Regelwerken der KTA und der ASME veröffentlichten Mittelwert bzw. -Auslegungskurven als Grundlage verwendet. Diese Kurven sind auf der Grundlage mehrerer austenitischer Stähle abgeleitet worden und sind diesbezüglich in ihrer Beschreibung generalisiert. Dadurch entsteht in der Bewertung eine zusätzliche Konservativität. Die MPA-Mittelwertkurve ist eine rein für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10, mittels der gleichen mathematischen Formulierung, abgeleitete Mittelwertkurve. Ihr Verlauf ist im LCF-Bereich mit den Regelwerkskurven nahezu identisch. Im HCF- und VHCF-Bereich nähert sie sich der ASME-Kurve an.

Die Ergebnisse für den Grundwerkstoff sind in Tabelle 6.5 eingetragen. Es ist zu erkennen, dass sowohl die KTA- als auch die MPA-Mittelwertkurve unter der Annahme einer linearen Schadensakkumulation zu Schadenssummen zwischen $D = 0,4$ und $D = 0,8$ führen. Bei Raumtemperatur liefert die KTA-Kurve bessere Ergebnisse, bei 300 °C die MPA-Kurve. Im Vergleich zur MPA-Kurve liefert die ASME-Mittelwertkurve bei 300 °C ähnliche Ergebnisse. Während die KTA, sowie die MPA zwei Kurven, eine für Raumtemperatur und eine für erhöhte Temperaturen bereitstellt, ist in der ASME eine Mittelwertkurve für Temperaturen bis 425 °C zu verwenden. Aus diesem Grund errechnen sich die Schadenssummen der ASME bei Raumtemperatur zu $D > 1,8$. Die KTA-Auslegungskurve ist für alle Versuche stark konservativ.

Die Ergebnisse für den Schweißzusatzwerkstoff sind in Tabelle 6.6 dargestellt. Prinzipiell lassen sich hier dieselben Aussagen treffen, jedoch mit der Besonderheit, dass die Schadenssummen deutlich näher an $D = 1$ liegen. Als Grund ist hier die höhere Lebensdauer des Schweißzusatzwerkstoffs bei gleicher Belastung zu nennen. Da es sich um einen gleichartigen Werkstoff handelt, für den Schweißzusatzwerkstoff 19 9 Nb aber keine gesonderten Regelwerkskurven existieren wurden die Berechnung unter

der Annahme getroffen, dass die beste Beschreibung des Schweißzusatzwerkstoffs 19 9 Nb ebenfalls durch die Kurven des Grundwerkstoffs X6CrNiNb18-10 erfolgt. Die Ergebnisse der Einstufenversuche bestätigen diese Annahme im LCF- und HCF-Bereich. Ein signifikanter Unterschied entsteht erst im VHCF-Bereich, welcher in dieser Arbeit gesondert betrachtet wird.

Tabelle 6.5: Schadenssummen der Mehrstufenversuchen für den Grundwerkstoff bei Raumtemperatur und 300 °C für Mittelwert- und Auslegungskurven

Probe	Temperatur	MPA	KTA	KTA	ASME
		Mittelwert	Mittelwert	Auslegung	Mittelwert
V22	RT	0,3971	0,7171	15,4388	1,8473
V25	RT	0,4133	0,7787	17,0350	2,0351
V23	300 °C	0,7403	0,6837	8,8478	0,7513
V24	300 °C	0,7836	0,7225	9,3397	0,7948

Tabelle 6.6: Schadenssummen der Mehrstufenversuchen für den Schweißzusatzwerkstoff bei Raumtemperatur und T = 300 °C für Mittelwert- und Auslegungskurven

Probe	Temperatur	MPA	KTA	KTA	ASME
		Mittelwert	Mittelwert	Auslegung	Mittelwert
SL1_4	RT	0,5229	0,9314	19,9429	2,3875
SL41_5	RT	0,5108	0,8853	18,7483	2,2470
SL1_3	300 °C	0,9276	0,8556	11,0640	0,9412
SL3_8	300 °C	1,0179	0,9392	12,1458	1,0324

Um der Idee einer ingenieurmäßig einfach handhabbaren Bewertung von Mehrstufenversuchen gerecht zu werden, wurden mehrere Schädigungsparameter anhand der Experimente validiert. Die Ergebnisse sind in Tabelle 6.7 für den Grundwerkstoff und in Tabelle 6.8 für den Schweißzusatzwerkstoff zusammengestellt. Dabei wurden der Parameter Haibach-Lehrke (HL) und der Parameter nach Smith-Watson-Topper (SWT) als Grundlage verwendet. Im ersten Schritt steht hier ein Ableiten einer Schädigungsparameter-Wöhlerlinie auf Grundlage der Einstufenversuche. Diese Schädigungsparameter-Wöhlerlinie wird dann mit einer linearen Schadensakkumulation kombiniert. Die unterschiedlich starke Gewichtung der einzelnen Belastungsstufen entsteht aus der Berechnung der Schädigungsparameter selbst, welche in Kapitel 2 detailliert ausgeführt werden.

Grundsätzlich gilt der Parameter nach Haibach-Lehrke in seiner originalen Version als sehr konservativ, was sich in den Ergebnissen für HL bestätigt. Eine Modifikation (HL_m) wurde oben bereits eingeführt. Die Modifikation HL_m liefert dabei für Grundwerkstoff und Schweißzusatzwerkstoff bei Raumtemperatur und 300 °C verbesserte Ergebnisse. Der SWT-Parameter zeigt sich für alle aufgeführten Versuche, vergleichbar zu den Regelwerkskurven, als nicht-konservativ.

Tabelle 6.7: Schadenssummen der Mehrstufenversuchen für den Grundwerkstoff bei Raumtemperatur und $T = 300$ °C für verschiedene Schädigungsparameter

Probe	Temperatur	HL	HL_m	SWT	$P_{J,m}$
V22	RT	2,1881	0,9563	0,6246	1,070
V25	RT	2,4903	0,9910	0,6948	1,138
V23	300 °C	1,2799	0,9001	0,5246	1,069
V24	300 °C	1,3932	0,9925	0,5688	1,146

Tabelle 6.8: Schadenssummen der Mehrstufenversuchen für den Schweißzusatzwerkstoff bei Raumtemperatur und $T = 300$ °C für verschiedene Schädigungsparameter

Probe	Temperatur	HL	HL_m	SWT	$P_{J,m}$
SL1_4	RT	4,9484	1,6632	0,7874	1,188
SL41_5	RT	4,5788	1,5390	0,7286	1,038
SL1_3	300 °C	2,1024	1,0951	0,6531	1,083
SL3_8	300 °C	2,2732	1,2689	0,7188	1,182

Zur Berechnung der Schadenssummen mithilfe des $P_{J,m}$ -Parameters wurde die in dieser Arbeit modifizierte Berechnungsmethode aus Abschnitt 6.2.3 umgesetzt. Als Ergebnis wird für jeden Lastwechsel separat ein zugehöriger Schädigungsanteil berechnet, welcher abhängig von der bis zu diesem Zeitpunkt abgelaufenen Beanspruchungshistorie ist. Die daraus resultierende Nichtlinearität der Schädigung wird in einfacher Weise aufsummiert. In Bild 6.11 (Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10) und Bild 6.12 (Schweißgut 19 9 Nb) sind die Ergebnisse des Schädigungsparameters $P_{J,m}$ (blau, rot, türkis, gelb), der Schadenssumme D_J (schwarz) und der Dauerfestigkeitsgrenze $P_{J,D}$ (grün) für die Mehrstufenversuche bei Raumtemperatur und $T = 300$ °C über die Lastwechselzahl N aufgetragen. Zusätzlich sind die Schadenssummen $D_{J,25\%}$ der einzelnen Versuche bei 25 % Lastabfall eingetragen.

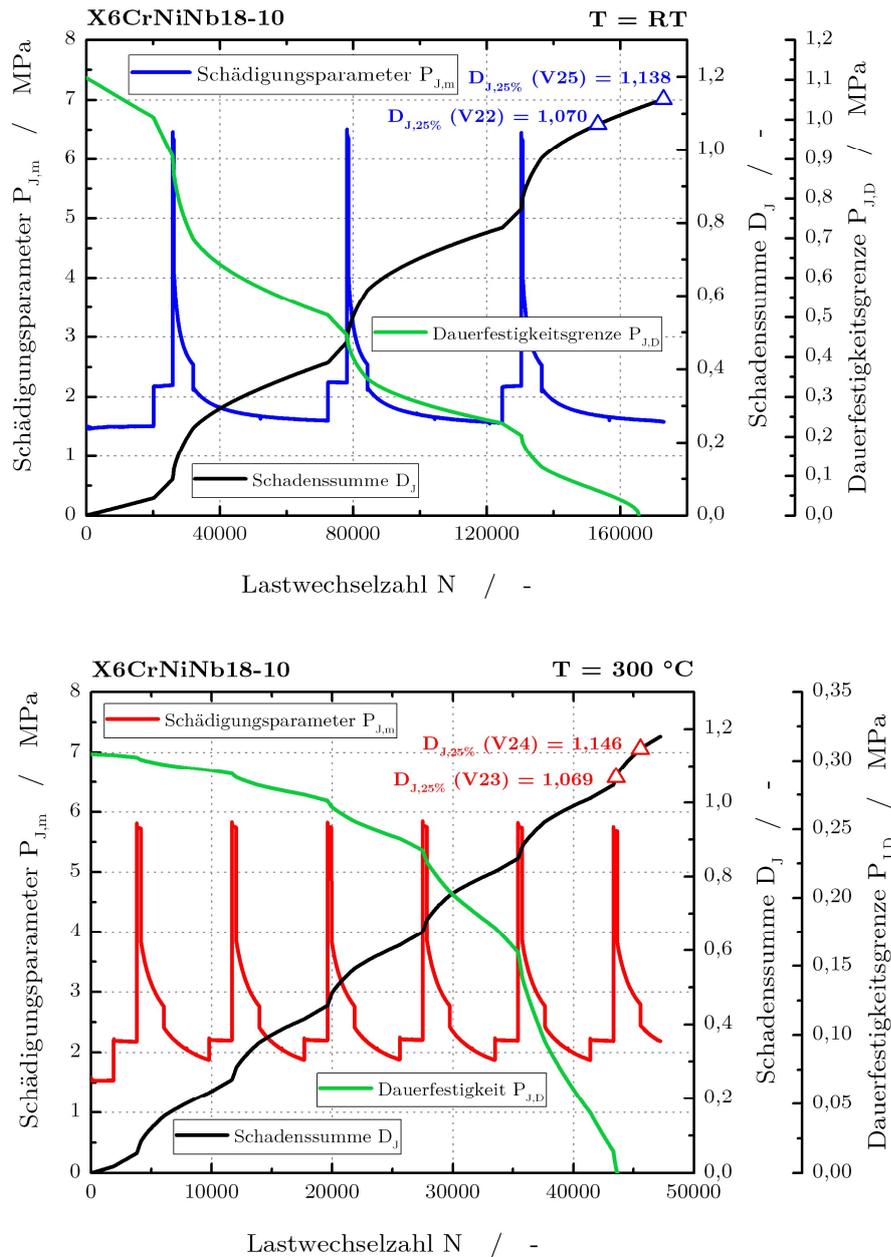


Bild 6.11: Verlauf der berechneten $P_{J,m}$ -Parameter-Werte, der Schadenssumme D_J sowie der Dauerfestigkeitsgrenze $P_{J,D}$ über die Lastwechselzahl

Die Ergebnisse zeigen, dass die Mehrstufenversuche mithilfe der nichtlinearen Schadensakkumulation (nichtlinearer Verlauf der Schadenssumme D über die Lastwechselzahl N) des $P_{J,m}$ -Parameters mit Schadenssummen von $D_J = 1$ bis $D_J = 1,15$ sehr treffgenau bewertet werden können. Zusätzlich geht mit fortschreitender Schädigung (steigenden D_J -Werten) eine Abnahme der Dauerfestigkeitsgrenze $P_{J,D}$ einher. Erreicht diese den Wert $P_{J,D} = 0$ MPa ist die Werkstoffschädigung theoretisch so weit fortgeschritten, dass alle nachfolgenden Beanspruchungen einen Schädigungsanteil zur Ermüdungsbewertung beitragen.

Im Verlauf der $P_{J,m}$ -Werte in Bild 6.11 und Bild 6.12 ist im Vergleich zu den Dehnungs- und Spannungsverläufen (siehe Abschnitt 4.3) zu erkennen, dass sich eine vorangehend höhere auf eine nachfolgend geringere Beanspruchung mit einer gesteigerten Schädigungsbewertung ($P_{J,m}$ -Wert) auswirkt. Diese baut sich mit fortschreitend gleichbleibender Beanspruchung langsam wieder ab und läuft asymptotisch auf den Wert der Einstufenbeanspruchung zu. Gegenätzlich dazu haben vorangehend geringere auf nachfolgend höhere Beanspruchung keinen Einfluss. In diesem Fall stellt sich direkt der $P_{J,m}$ -Wert der Einstufenbeanspruchung ein.

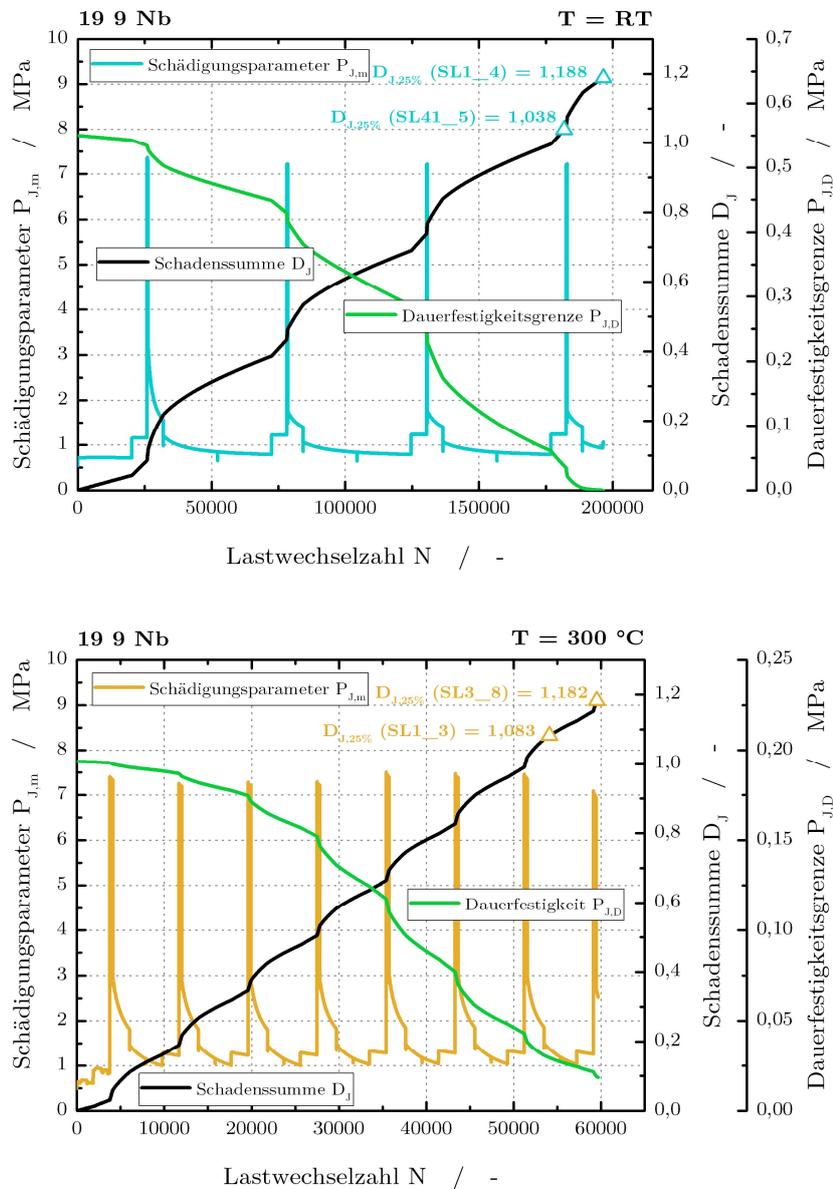


Bild 6.12: Verlauf der berechneten $P_{J,m}$ -Parameter-Werte, der Schadenssumme D_J sowie der Dauerfestigkeitsgrenze $P_{J,D}$ über die Lastwechselzahl

Zum Vergleich der verschiedenen Schädigungsparameter bzw. Ermüdungsbewertungen sind in Bild 6.13 die berechneten Lastwechselzahlen den Lastwechselzahlen aus den experimentellen Untersuchungen gegenübergestellt. Die oben beschriebenen Ergebnisse lassen sich in einem Diagramm für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 und das Schweißgut 19 9 Nb zusammenfassen. Der Parameter HL (Quadrat) ist teilweise stark konservativ. Die modifizierte Variante HL_m (Sechseck) ordnet sich in einem engen Streuband ein und ist in der Lage nichtlineare Schädigungseffekte verbessert abzubilden. Dabei ist vor allem die einfache und schnelle Umsetzung des Parameters in der Anwendung hervorzuheben. Die lineare Schadensakkumulation anhand der KTA-Mittelwertkurve (Dreieck) sowie der Parameter SWT (Raute) sind ausschließlich und signifikant nicht-konservativ, stellen aber neben HL den Stand der Technik dar. Die ebenfalls in dieser Arbeit modifizierte Ermüdungsbewertung anhand des $P_{J,m}$ -Schädigungsparameters (Stern) liegt zuverlässig in einem sehr engen Streuband auf der konservativen Seite und liefert in diesem Vergleich quantitativ die besten Ergebnisse, siehe Tabelle 6.7 und Tabelle 6.8. Die Komplexität und der Aufwand des $P_{J,m}$ -Parameters ist in der Gesamtumsetzung jedoch sehr hoch. Die Berechnung anhand der originalen Variante P_J der FKM-Richtlinie nichtlinear führt zu keinem Ergebnis. Generell sind die Ergebnisse bei Raumtemperatur und $T = 300\text{ °C}$ konsistent. Das Schweißgut 19 9 Nb weist im Vergleich höhere Lebensdauern auf, was sich konservativ auf die Lebensdauerbewertung auswirkt.

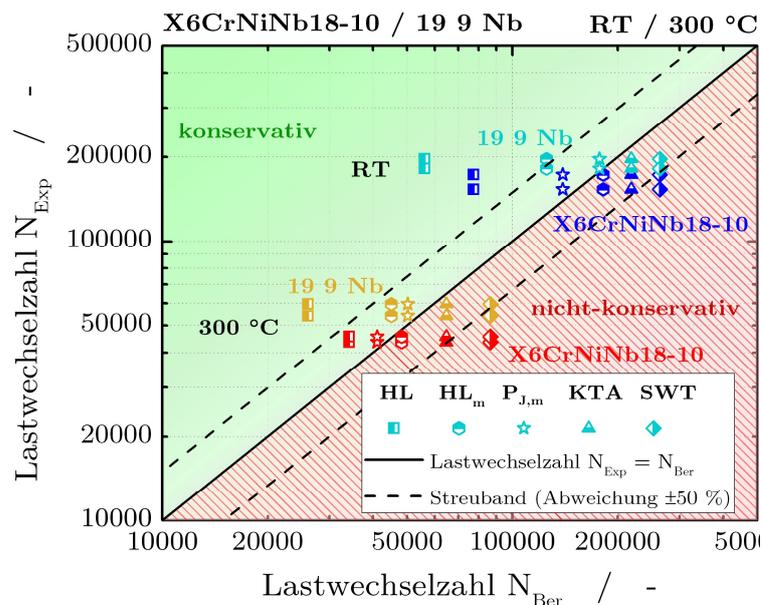


Bild 6.13: Bewertung der Mehrstufenversuche des Grundwerkstoffs und des Schweißguts bei Raumtemperatur und $T = 300\text{ °C}$ vergleichend für unterschiedliche Schädigungsparameter

6.3 Bewertung der transienten Dauerfestigkeit

Wie in Absatz 2.4.2 und Absatz 2.4.3 dargestellt, sind im Stand der Technik bereits Ansätze etabliert, welche in der Ermüdungsbewertung Beanspruchungen unterhalb der Dauerfestigkeit mitberücksichtigen. Dabei wird jedoch in den meisten Fällen die Ermüdungskurve verlängert und eine Schädigung unterhalb der Dauerfestigkeit zu jedem Zeitpunkt postuliert. Ein transientes Absinken der Dauerfestigkeit aufgrund einer fortschreitenden Werkstoffermüdung, sowie eine davon abhängige Unterscheidung in schädigungsrelevante und -irrelevante Anteile wird innerhalb des Parameters $P_{J,m}$ umgesetzt. Die Ergebnisse zur Ermüdungsbewertung der in Abschnitt 4.4 gezeigten experimentellen Untersuchungen am Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 sind in Bild 6.14 sowie Bild 6.15 dargestellt. Über die unterbrochen Achsenabschnitte sind sowohl die anfänglichen Verläufe ($P_{J,m}$, D_J , $P_{J,D}$) bei den Umschaltvorgängen der Lastblöcke, als auch die Wert zum Ende der Versuche wiedergegeben.

Für die zweistufigen Beanspruchungen zeigt sich im ersten Lastblock eine lineare Schadensentwicklung, welche zu einer starken Reduzierung der Dauerfestigkeitsgrenze auf bis zu 50 % führt. Die Vorbeanspruchung im LCF-Bereich (Bild 6.14 oben) und HCF-Bereich (Bild 6.14 unten) mit anschließender Belastung unterhalb der ursprünglichen Dauerfestigkeitsgrenze werden mit Schadenssummen zwischen $D_J = 0,91 - 1$ bewertet. Das Ergebnis für die Lastkombination HCF-VHCF (50 % Vorschädigung) liegt bei $D_J = 0,74$. Bei einer Grenzlastwechselzahl von $N = 2 \cdot 10^7$ wurde der Versuch ohne Probenversagen abgebrochen.

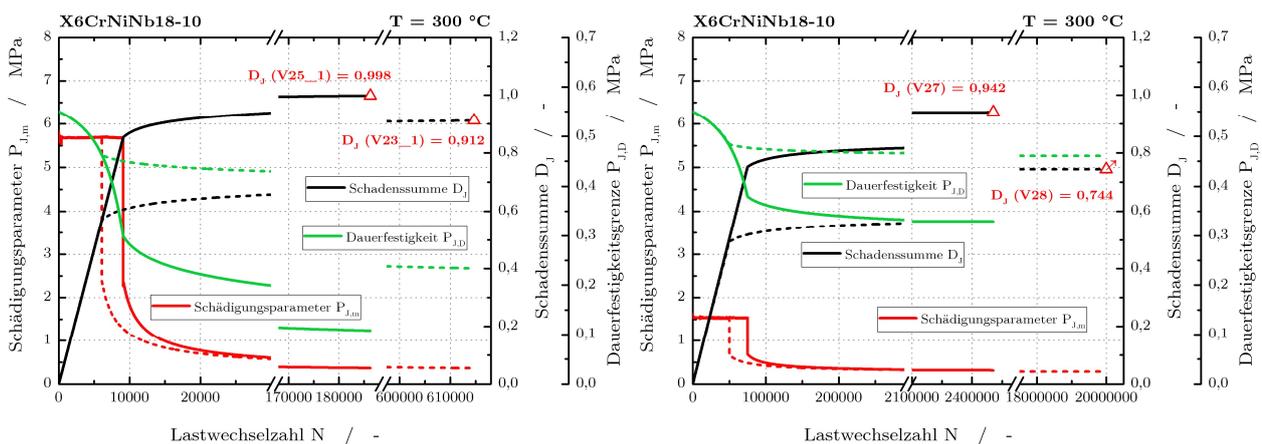


Bild 6.14: Verlauf der berechneten $P_{J,m}$ -Parameter-Werte, der Schadenssumme D_J sowie der Dauerfestigkeitsgrenze $P_{J,D}$ über die Lastwechselzahl für zweistufige Beanspruchungen im LCF/HCF-VHCF-Bereich

Die Verläufe der berechneten Werte des Parameters $P_{J,m}$ für die mehrstufigen Vorbeanspruchungen ($\approx 50\%$ Schädigung) sind in Bild 6.15 dargestellt. Die Ergebnisse liegen in einem Wertebereich von $D_J = 0,85 - 0,98$.

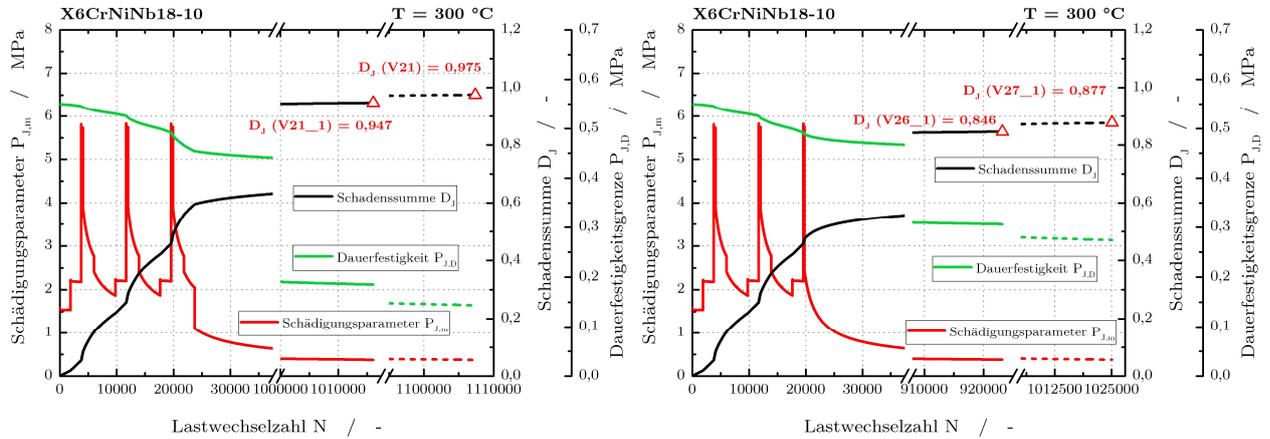


Bild 6.15: Verlauf der berechneten $P_{J,m}$ -Parameter-Werte, der Schadenssumme D_J sowie der Dauerfestigkeitsgrenze $P_{J,D}$ über die Lastwechselzahl

In Tabelle 6.9 sind die Ergebnisse der berechneten Schadenssummen anhand der unterschiedlichen Akkumulationsansätze aufgetragen. Zum Vergleich wurden die lineare Schadensakkumulation der KTA-Mittelwertkurve ($KTA_{lin.}$), die modifizierten Ansätze Miner-Elementar ($Min_{Ele.}$) und Miner-Haibach ($Min_{Hai.}$) auf Basis der ASME-Mittelwertkurve und der modifizierte $P_{J,m}$ -Parameter ($P_{J,m}$) herangezogen.

Tabelle 6.9: Schadenssummen verschiedener Schädigungsparameter zur Bewertung der transienten Dauerfestigkeit für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 bei $T = 300\text{ °C}$

Probe	Temperatur	$KTA_{lin.}$	$Min_{Ele.}$	$Min_{Hai.}$	$P_{J,m}$
V23_1	300 °C	0,616	0,536	0,527	0,912
V25_1	300 °C	0,784	0,761	0,758	0,998
V27	300 °C	1,156	0,836	0,799	0,942
V28 (DL)	300 °C	4,279	1,652	1,351	0,744
V21	300 °C	0,691	0,564	0,548	0,975
V21_1	300 °C	0,671	0,559	0,544	0,947
V26_1	300 °C	0,689	0,554	0,545	0,846
V27_1	300 °C	0,706	0,559	0,539	0,877

Zum Vergleich sind die Ergebnisse der verschiedenen Schädigungsparameter zur Bewertung der transienten Dauerfestigkeit für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 in Bild 6.16 eingetragen. Dabei sind die berechneten Lastwechselzahlen den Lastwechselzahlen aus den experimentellen Untersuchungen gegenübergestellt. Die lineare Schadensakkumulation anhand der KTA-Mittelwertkurve streut von stark nicht-konservativen bis hin zu konservativen Ergebnissen. Dies liegt vor allem an der bereits angesprochenen Konservativität der KTA-Mittelwertkurve im HCF- und VHCF-Bereich. Die Modifikationen Miner-Elementar und Miner-Haibach führen, mit Ausnahme je eines Versuchs, ebenfalls zu nicht-konservativen Ergebnissen. Die vertikale Anordnung der Datenpunkte in Bild 6.16 zeigt, dass diese Ansätze Lastkombinationen bestehend aus LCF/HCF- und VHCF sowie den Effekt der transienten Dauerfestigkeit nicht abbilden können. Die Ergebnisse des modifizierten $P_{J,m}$ -Parameters ordnen sich in einem engen Streuband ein, die Berechnung anhand der originalen Variante P_J der FKM-Richtlinie nichtlinear führt zu keinem Ergebnis. Die Orientierung entlang der $N_{Exp} - N_{Ber}$ Diagonalen verdeutlicht zudem eine konsolidierte Berücksichtigung für Beanspruchungen unterhalb der Dauerfestigkeit. Für den als Durchläufer gekennzeichneten, bei $2 \cdot 10^7$ abgebrochen, Versuch wird abgesehen von der Bewertung des $P_{J,m}$ -Parameters ($D_J = 0,744$) für die anderen Bewertungsansätze bereits ein Versagen mit $D = 1,3 - 4,2$ postuliert.

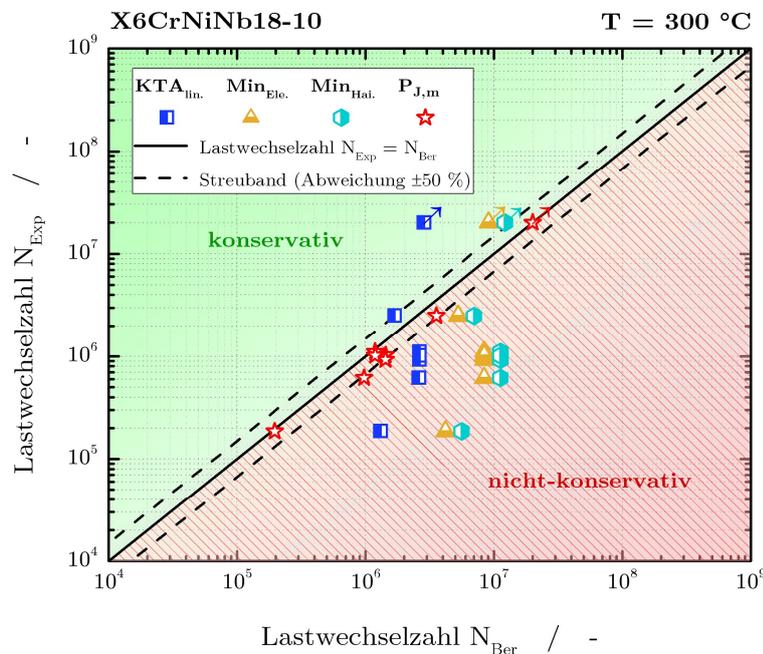


Bild 6.16: Bewertung der Versuche zur Untersuchung der transienten Dauerfestigkeit des Grundwerkstoffs bei $T = 300 \text{ °C}$ anhand unterschiedlicher Schädigungsparameter

Die Ergebnisse zur Ermüdungsbewertung der in Abschnitt 4.4 gezeigten experimentellen Untersuchungen am Schweißgut 19 9 Nb sind in Bild 6.17 sowie Bild 6.18 dargestellt. Über die unterbrochenen Achsenabschnitte sind sowohl die anfänglichen Verläufe ($P_{J,m}$, D_J , $P_{J,D}$) bei den Umschaltvorgängen der Lastblöcke, als auch die Wert zum Ende der Versuche wiedergegeben.

Für die zweistufigen Beanspruchungen zeigt sich im ersten Lastblock eine lineare Schadensentwicklung, welche zu einer starken Reduzierung der Dauerfestigkeitsgrenze auf bis zu über 50 % führt. Die Vorbeanspruchung im LCF-Bereich (Bild 6.17 links) und HCF-Bereich (Bild 6.17 rechts) mit anschließender Belastung unterhalb der ursprünglichen Dauerfestigkeitsgrenze werden mit Schadenssummen zwischen $D_J = 0,91 - 1$ bewertet. Das Ergebnis für die Lastkombination HCF-VHCF (50 % Vorschädigung) liegt bei $D_J = 0,421$. Bei einer Grenzlastwechselzahl von $N = 2 \cdot 10^7$ wurde der Versuch ohne Probenversagen abgebrochen.

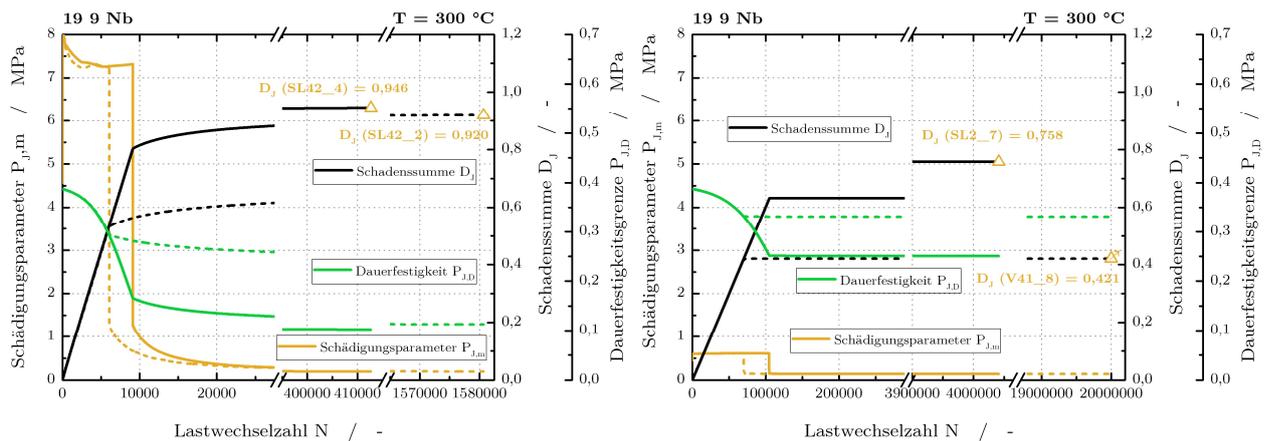


Bild 6.17: Verlauf der berechneten $P_{J,m}$ -Parameter-Werte, der Schadenssumme D_J sowie der Dauerfestigkeitsgrenze $P_{J,D}$ über die Lastwechselzahl

Die Verläufe der berechneten Werte des Parameters $P_{J,m}$ für die mehrstufigen Vorbeanspruchungen ($\approx 50\%$ Schädigung) sind in Bild 6.18 dargestellt. Die Verläufe der Schadenssumme D_J und der Dauerfestigkeit $P_{J,D}$ bilden dabei die Lasthistorie unter Berücksichtigung einer nichtlinearen Schädigung konsistent ab. Die Ergebnisse der Ermüdungsbewertung liegen dabei in einem Wertebereich von $D_J = 0,89 - 0,97$.

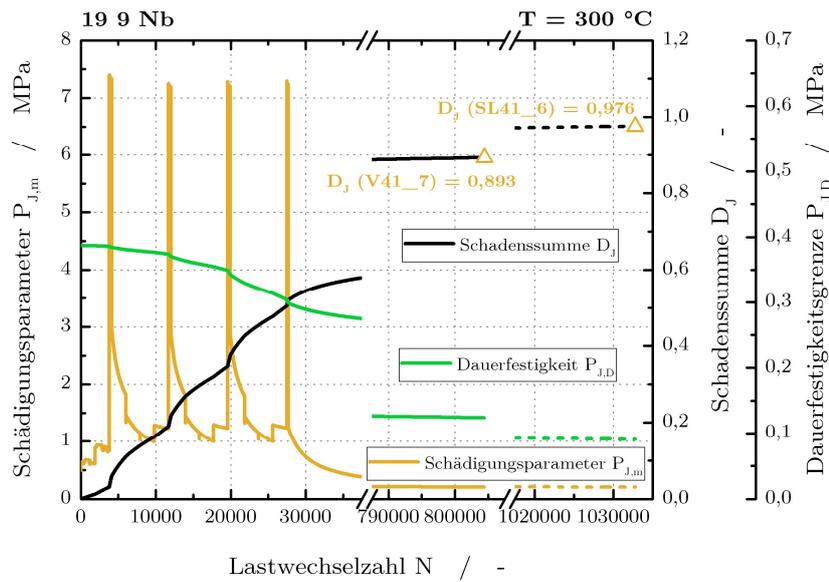


Bild 6.18: Verlauf der berechneten $P_{J,m}$ -Parameter-Werte, der Schadenssumme D_J sowie der Dauerfestigkeitsgrenze $P_{J,D}$ über die Lastwechselzahl

In Tabelle 6.10 sind die Ergebnisse der berechneten Schadenssummen anhand der unterschiedlichen Akkumulationsansätze aufgetragen. Zum Vergleich wurden die lineare Schadensakkumulation der KTA-Mittelwertkurve ($KTA_{lin.}$), die modifizierten Ansätze Miner-Elementar ($Min_{Ele.}$) und Miner-Haibach ($Min_{Hai.}$) auf Basis der ASME-Mittelwertkurve und der modifizierte $P_{J,m}$ -Parameter ($P_{J,m}$) herangezogen.

Tabelle 6.10: Schadenssummen verschiedener Schädigungsparameter zur Bewertung der transienten Dauerfestigkeit für das Schweißgut 19 9 Nb bei $T = 300 \text{ °C}$

Probe	Temperatur	$KTA_{lin.}$	$Min_{Ele.}$	$Min_{Hai.}$	$P_{J,m}$
SL42_4	300 °C	0,827	0,774	0,768	0,946
SL42_2	300 °C	0,801	0,594	0,570	0,920
SL2_7	300 °C	1,449	0,927	0,867	0,758
SL41_8 (DL)	300 °C	4,279	1,652	1,351	0,421
V41_6	300 °C	0,693	0,560	0,544	0,976
V41_7	300 °C	0,648	0,546	0,534	0,893

Zum Vergleich sind die Ergebnisse der verschiedenen Schädigungsparameter zur Bewertung der transienten Dauerfestigkeit für das Schweißgut 19 9 in Bild 6.19 eingetragen. Dabei sind die berechneten Lastwechselzahlen den Lastwechselzahlen aus den experimentellen Untersuchungen gegenübergestellt. Die lineare Schadensakkumulation anhand der KTA-Mittelwertkurve streut von stark nicht-konservativen bis hin zu konservativen Ergebnissen. Dies liegt vor allem an der bereits angesprochenen Konservativität der KTA-Mittelwertkurve im HCF- und VHCF-Bereich. Die Modifikationen Miner-Elementar und Miner-Haibach führen, mit Ausnahme je eines Versuchs, ebenfalls zu nicht-konservativen Ergebnissen. Die vertikale Anordnung der Datenpunkte in Bild 6.19 zeigt, dass diese Ansätze Lastkombinationen bestehend aus LCF/HCF- und VHCF sowie den Effekt der transienten Dauerfestigkeit nicht abbilden können. Die Ergebnisse des modifizierten $P_{J,m}$ -Parameters ordnen sich in einem engen Streuband ein, die Berechnung anhand der originalen Variante P_J der FKM-Richtlinie nichtlinear führt zu keinem Ergebnis. Die Orientierung entlang der $N_{Exp} - N_{Ber}$ Diagonalen verdeutlicht zudem eine konsolidierte Berücksichtigung für Beanspruchungen unterhalb der Dauerfestigkeit. Für den als Durchläufer gekennzeichneten, bei $2 \cdot 10^7$ abgebrochen, Versuch wird abgesehen von der Bewertung des $P_{J,m}$ -Parameters ($D_J = 0,421$) für die anderen Bewertungsansätze bereits ein Versagen mit $D = 1,3 - 4,2$ postuliert.

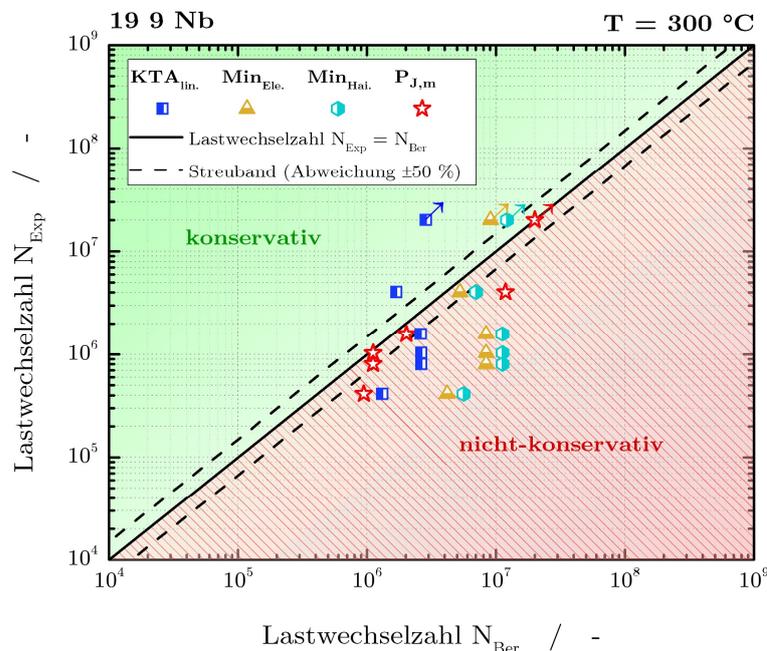


Bild 6.19: Bewertung der Versuche zur Untersuchung der transienten Dauerfestigkeit des Schweißzusatzwerkstoffs bei $T = 300 \text{ °C}$ anhand unterschiedlicher Schädigungsparameter

7 Zusammenfassung und Ausblick

Zusammenfassend zeigen die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen am Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 im LCF-Bereich eine sehr gute Übereinstimmung mit Ermüdungskurven der nationalen und internationalen Regelwerke. Auf dieser Grundlage können konsolidierte Ergebnisse bereitgestellt werden. Die Ergebnisse am Schweißgut 19 9 Nb stellen eine erstmalig alleinige Betrachtung des reinen Schweißzusatzwerkstoffes dar. In sich ergänzender Weise können somit die Erkenntnisse zu einer Ermüdungsbewertung von gleichartig verschweißten Komponenten aus austenitischen Stählen beitragen.

Anhand der umfangreichen experimentellen Untersuchungen an Luft im LCF-, HCF- und VHCF-Bereich können die in dieser Arbeit eingesetzten Werkstoffe über den gesamten Beanspruchungshorizont in ihrem zyklischen Werkstoff- und Ermüdungsverhalten gut beschrieben werden. Hinzu kommt, dass die Erweiterung der Datenbasis eine konsolidierte Grundlage für das Ableiten von zyklischen Werkstoffkennwerten und Modellparametern zur Ermüdungsbewertung und Lebensdauerberechnung bildet.

Zur Bewertung der experimentell erzielten Ergebnisse wurde für die eingesetzten Werkstoffe je ein Materialmodell abgeleitet. Als Grundlage wurden hier Spannungs-Dehnungs-Hysteresen unterschiedlicher Belastungshöhen aus den Einstufenversuchen verwendet und mithilfe von mathematischen Methoden an ein Materialmodell nach Armstrong-Frederick und Chaboche angepasst. Die Ergebnisse zeigen, dass eine numerische Abbildung des zyklischen Werkstoffverhaltens vom LCF- bis in den VHCF-Bereich hinein möglich und die nötige Genauigkeit zu einer Ermüdungsbewertung anhand numerischer Ergebnisse gegeben ist. Dies gilt sowohl für einstufige Beanspruchungen als auch für variable Beanspruchungsspektren. Unter Verwendung des in dieser Arbeit abgeleiteten Materialmodells, konnte dies anhand von numerisch nachgerechneten mehrstufigen Experimenten validiert werden. Somit können Spannungs-Dehnungs-Zeitverläufe aus numerischen Modellen für komplexe Bauteilgeometrien erzeugt werden, um Geometrieeffekte, Mehrachsigkeit, Stützeffekte, Größeneffekte etc. abzubilden und in der Ermüdungsanalyse zu berücksichtigen.

Eine gesonderte Bewertung wurde an den VHCF-Versuchsergebnissen aus [Dan20] durchgeführt. Eine rein fiktiv-elastische wird dabei durch eine Bewertung mit elastisch-plastischem Werkstoffverhalten ersetzt. Damit lassen sich auch Versuche, welche mit der im VHCF-Bereich üblichen Ultraschallprüfmethode und bis zu 20 kHz einer elastisch-plastischen Bewertung unterziehen. Den Regelwerkskurven gegenübergestellt zeigt sich, dass im HCF-/VHCF-Bereich Konservativitätsreserven liegen und die aus den Experimenten abgeleitete Dauerfestigkeit deutlich unterschritten wird. Der Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 und das Schweißgut 19 9 Nb weisen bei Raumtemperatur sowie bei $T = 300 \text{ °C}$ im VHCF-Bereich kein Probenversagen oberhalb einer Lastwechselzahl von $N > 2 \cdot 10^7$ auf. Dies wird für das Bewertungskonzept anhand von Ermüdungskurven mit einem horizontalen Verlauf im VHCF-Bereich berücksichtigt.

Als Ausgangspunkt für die Mehrstufenversuche wurden betriebsrelevante Belastungscharakteristika identifiziert, Belastungskollektive aus Betriebsdaten abgeleitet und für die experimentellen Umsetzung zur Verfügung gestellt. Die Ergebnisse zeigen, dass die lineare Schadensakkumulation in Zusammenhang mit in den Regelwerken zugrunde gelegte Mittelwertkurven ohne Sicherheitsfaktoren zu nicht-konservativen Aussagen führen kann. Unter Anwendung der modifizierten Schädigungsparameter $P_{HL,m}$ und $P_{J,m}$ konnte die Lebensdauer von mehrstufigen Beanspruchungen mit verbesserter Genauigkeit berechnet werden. Zusätzlich wurden Versuche mit Beanspruchungen im LCF/HCF- und VHCF-Bereich durchgeführt um das Verhalten der transienten Dauerfestigkeit zu untersuchen. Es zeigt sich, dass die Dauerfestigkeit beider Werkstoffe mit zunehmender Schädigung im LCF- oder HCF-Bereich absinkt. Dabei ist die unterhalb der ursprünglichen Dauerfestigkeit verbleibende Lebensdauer abhängig von der vorangegangenen Belastungshistorie.

Weiter zeigt sich, dass die nichtlinearen Schädigungseffekte von kombinierten Beanspruchungen aus LCF-/HCF- und VHCF-Bereich, welche in den Regelwerken nicht berücksichtigt werden, bzw. unterhalb der Dauerfestigkeit liegen, mithilfe des modifizierten $P_{J,m}$ -Parameters abgedeckt werden können. Ein zusätzliches Absinken der Dauerfestigkeit infolge einer vorangegangenen Beanspruchung wird durch den $P_{J,m}$ -Parameters ebenfalls berechnet und berücksichtigt. Klassische Ansätze aus der Literatur wie z.B. Miner-Elementar oder Miner-modifiziert erzielen in Bezug auf die Lebensdauerberechnung keine konsistenten Ergebnisse und sind demnach nicht in der Lage, die oben genannten Effekte abzubilden.

Eine weiterführende Fragestellung in Bezug auf die Ermüdungsbewertung von Belastungskombinationen aus LCF-/HCF- und VHCF-Bereich stellt die konsolidierte Berücksichtigung von komplexen multiaxialen und phasenverschobenen Beanspruchungen dar. In der numerischen Berechnung sind für einachsige Beanspruchungen bereits geometrieabhängige Effekte abgebildet, können aber in der Ermüdungsbewertung derzeit nur durch eine fiktiv-einachsige Formulierung, durch Konzepte wie z.B. Vergleichsspannungen und -dehnungen nach von Mises, berücksichtigt werden. Eine verbesserte Umsetzung mithilfe des Schädigungsparameters P_J ist auch für komplexe multiaxiale und phasenverschobene Beanspruchungen möglich. Dazu existieren in der Literatur bereits erste Ansätze, welche allerdings auf der standardmäßigen Formulierung des Parameters P_J und nicht auf der in dieser Arbeit modifizierten Variante $P_{J,m}$ aufbauen. Deshalb ist eine Anwendung auf austenitische Stähle im VHCF-Bereich sowie bei erhöhten Temperaturen derzeit nicht möglich. Es ist davon auszugehen, dass das komplexe zyklische Materialverhalten der hier untersuchten austenitischen Stähle für multiaxiale Ermüdungsbewertungen speziell adressiert werden muss. Dies könnte beispielsweise durch die Anpassung und Bereitstellung eines validierten Materialmodells in der numerischen Berechnung umgesetzt werden. Zusätzlich ist für eine Übertragung der Berechnungsmethoden auf die Bauteilebene eine gesonderte Betrachtung der Schweißverbindungen notwendig. Den wichtigsten Baustein stellt dabei ein experimentelles Untersuchungsprogramm dar, welches auf die offenen Fragestellungen abgestimmt werden muss. So können erarbeitete Ergebnisse zur Weiterentwicklung und Verbesserung direkt in die Methodik der Lebensdauerberechnung eingebracht werden. Darüber hinaus stellt die Überprüfung anhand der Ergebnisse von komplexen multiaxialen Ermüdungsversuchen an bauteilähnlichen Proben oder Komponenten die Grundlage für ein konsolidiertes Ermüdungsbewertungskonzept dar.

Literaturverzeichnis

- [Ade01] Adenstedt, R.: *Streuung der Schwingfestigkeit*, Dissertation, Technische Universität Clausthal, 2001.
- [Agi17] Agius, D., Kajtaz, M., Kourousis, K. I., Wallbrink, C., Wang, C. H., Hu W., Silva, J.: *Sensitivity and optimisation of the Chaboche plasticity model parameters in strain-life fatigue predictions*, ScienceDirect, Materials and Design 118 (2017) 107–121, 2017.
- [Alt07] Alt, A., et al.: *Schwingfestigkeit von Schraube-Mutter-Verbindungen*, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 38, Weinheim, 2007.
- [Ang54] Angel, T.: *Formation of martensite in austenitic stainless steels - Effects of deformation, temperature and composition*, Journal of the Iron and Steel Institute, 165–74, 1954.
- [Ant97] Anthes, R.J.: *Ein neuartiges Kurzrisssfortschrittsmodell zur Anrisslebensdauervorhersage bei wiederholter Beanspruchung*, Heft 57, Veröffentlichungen des Instituts für Stahlbau und Werkstoffmechanik der Technischen Hochschule Darmstadt, Darmstadt, 1997.
- [Arm66] Armstrong, P. J., Frederick, C. O.: *A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect*, CEGB Report (RD/B/N 731), 1966.
- [Avi02] AVIF-Vorhaben A145: *Untersuchung des langzeitigen Werkstoffverhaltens bei bauteilrelevanten Belastungskombinationen aus niederzyklischer Zugschwell- und hochzyklischer Wechselverformung unter Berücksichtigung der Kerbwirkung*, FKM-Nr. 052410, Abschlussbericht, Universität Stuttgart, 2002.

- [ASM11] ASME Boiler and Pressure Vessel Code: *Section III - Rules for Construction of Nuclear Facility Components*, Division 1, Subsection NB, The American Society of Mechanical Engineers, New York, 2011 Addenda, July 1, 2011.
- sowie ASME Boiler and Pressure Vessel Code: *Section III - Rules for Construction of Nuclear Facility Components*, Division 1, Appendices, Appendix I – Design Fatigue Curves, The American Society of Mechanical Engineers, New York, 2011 Addenda, July 1, 2011.
- sowie ASME Boiler and Pressure Vessel Code: *Criteria of Section III of the ASME Boiler and Pressure Vessel Code for Nuclear Vessels*, Library of Congress Catalog Card Number: 56-3934, 1964.
- sowie ASME Boiler and Pressure Vessel Code: *Criteria of the ASME Boiler and Pressure Vessel Code for design by analysis in Section III and VIII*, Division 2, Library of Congress Catalog Card Number: 56-3934, 1969.
- [Bas10] Basquin, O.H.: *The Exponential Law of Endurance Tests*, Proceedings of ASTM 10 (1910), S. 625/630, 1910.
- [Bat06] Bathias, C.: *Damage Mechanisms in gigacycle fatigue*, Proceedings of 9th International Fatigue Congress, Atlanta, 2006.
- [Ber01] Berger, C., et al.: *Betriebsfestigkeit in Germany – an overview International*, Journal of Fatigue 24, S. 603–625, 2002.
- [Bos14] Bosch, A., Lang, E., Beier, H. T., Vormwald, M., Langschwager, K., Scholz, A., Oechsner, M.: *Ermüdungsnachweis für unbearbeitete und nachbearbeitete Schweißverbindungen einschließlich thermozyklische, elastisch-plastische Beanspruchungen*, IGF-Vorhaben-Nr. 17457 N, Technische Universität Darmstadt, 2014.
- [Bus73] Buxbaum, O., Svenson, O.: *Zur Beschreibung von Betriebsbeanspruchungen mit Hilfe statistischer Kenngrößen*, Automobiltechnische Zeitschrift 75, 1973.
- [Bux88] Buxbaum, O.: *Betriebsfestigkeit – Sichere und wirtschaftliche Bemessung schwingbruchgefährdeter Bauteile*, Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, 1988.
- [Car02] Carstensen, J. V., Mayer, H., Bronsted, P.: *Very high cycle fatigue of thin walled tubes made from austenitic stainless steel*, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 25, 2002.

- [Cha83a] Chaboche, J.L., Rousselier, G.: *On the Plastic and Viscoplastic Constitutive Equations – Part I: Rules Developed With Internal Variable Concept*, Journal of Pressure Vessel Technology 105, S. 153–158, 1983.
- [Cha83b] Chaboche, J.L., Rousselier, G.: *On the Plastic and Viscoplastic Constitutive Equations – Part II: Application of Internal Variable Concepts to the 316 Stainless Steel*, Journal of Pressure Vessel Technology 105, S. 159–164, 1983.
- [Chr91] Christ, H.-J.: *Wechselverformung von Metallen*, Werkstoff-Forschung und -Technik 9, Springer Verlag, Berlin, 1991
- [Chr09] Christ, H.-J.: *Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe*, Wiley-VCH GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2009.
- [Cof54] Coffin, L.F.: *A Study of the Effects of Cyclic Thermal Stresses on a Ductile Material*, Transaction of the ASME 76, S. 931/950, 1954.
- [Col09] Colin, J., Fatemi, A.: *Variable amplitude cyclic deformation and fatigue behaviour of stainless steel 304L including step, periodic, and random loadings*, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 33, 205–220, 2009.
- [Dan18] Daniel, T., Boemke, A., Smaga, M., et al.: *Investigations of very high cycle fatigue behavior of metastable austenitic steels using servohydraulic and ultrasonic testings systems*. PVP2018-84639, Proceedings ASME PVP Conference, 15-20th July, Prague, 2018.
- [Dan19] Daniel, T., Smaga, M., Beck, T.: *Ermüdungsverhalten des metastabilen austenitischen Stahls AISI 347 bei Raumtemperatur und 300 °C im VHCF-Bereich*, Tagungsband Werkstoffprüfung, 2019.
- [Dan20] Daniel, T., Smaga, M., Beck, T., Schopf, T., Stumpfrock, L., Weihe, S., Rudolph, J.: *Investigations of very high cycle fatigue (VHCF) behavior of austenitic stainless steels and their welds for reactor internals at ambient temperature and 300 °C* PVP2020-21460, Proceedings ASME PVP Conference, Minneapolis, 2020.
- [Die92] Dietmann, H.: *Einführung in die Elastizitäts- und Festigkeitslehre*, Alfred Kröner Verlag, 3. Auflage, Stuttgart, 1992.
- [Din13] DIN 1311-1: *Schwingungen und Schwingungsfähige Systeme - Teil 1: Grundbegriffe, Einleitung*, Deutsches Institut für Normung e.V., Deutsche Fassung, Berlin, 2000.

- [Din50] DIN 50100: *Schwingfestigkeitsversuch - Durchführung und Auswertung von zyklischen Versuchen mit konstanter Lastamplitude für metallische Werkstoffproben und Bauteile*, Deutsches Institut für Normung e.V., Deutsche Fassung, Berlin, 2016.
- [Din51] DIN 50125: *Prüfung metallischer Werkstoffe*, Deutsches Institut für Normung e.V., Deutsche Fassung, Berlin, 2009.
- [Din68] DIN EN ISO 6892-2: *Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 2: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur*; Deutsche Fassung, EN ISO 6892-2, 2018.
- [Dow87] Dowling, N.E.: *J-Integral Estimates for Infinite Bodies*, Engineering Fracture Mechanics 26, S. 333/348, 1987.
- [Eic52] Eichelmann, G. H., Hull, F. C.: *The effect of composition in the temperature of spontaneous transformation of austenite to martensite in 18-8 type stainless steel*, Transaction of the ASME, 77–104, 1952.
- [Epr14] EPRI: *Program on Technology Innovation: Approach to Transition Nuclear Power Plants to Flexible Power Operations*, Palo Alto, CA:3002002612, 2014.
- [Eul98] Eulitz, K. G., Hickethier, H., Kotte, K. L.: *Lebensdauer bei Ermüdungsbeanspruchung vorhersagen*, Materialprüfung 40, S.250-254, 1998.
- [Fel68] Feltner, C. E., Laird, C.: *Factors influencing the dislocation structures in fatigued metals*, Transaction MS AIME 242, 1968.
- [Fat98] Fatemi, A., Yang, L.: *Cumulative Fatigue Damage and Life Prediction Theories: A Survey of the State of the Art for Homogeneous Materials*, International Journal of Fatigue 20, Nr. 1, S. 9/34, 1998.
- [Fes12] Fesich, T.: *Festigkeitsnachweis und Lebensdauerberechnung bei komplex mehrachsiger Schwingbeanspruchung*, Dissertation, Universität Stuttgart, 2012.
- [Fis09] Fissolo, A., Stelmaszyk, J.M.: *A first investigation on cumulative fatigue life for a type 304-L stainless steel used for pressure water reactor*, Proceedings of the ASME PVP, 2009 July 26-30, Prague, 2009.
- [Fkm14] FKM: *Vorhaben Nr. 145-3: Lebensdauerberechnung*, Forschungskuratorium Maschinenbau, Forschungsheft 193, 1995.

- [Fkm19] FKM: *Richtlinie nichtlinear: Rechnerischer Festigkeitsnachweis unter expliziter Erfassung nichtlinearen Werkstoffverformungsverhaltens*, FKM-Richtlinie, 1. Auflage, VDMA Verlag, 2019.
- [Gas41] Gassner, E.: *Auswirkung betriebsähnlicher Belastungsfolgen auf die Festigkeit von Flugzeugbauteilen*, Dissertation, TH Darmstadt, 1941.
- [Gas64] Gassner, E., Griese, F.W., Haibach, E.: *Ertragbare Spannungen und Lebensdauer einer Schweißverbindung aus St37 bei verschiedenen Formen des Beanspruchungskollektivs*, Archiv für das Eisenhüttenwesen 35, S. 255–267, 1964.
- [Göt20] Gotz, S., Eulitz, K.: *Betriebsfestigkeit – Bauteile sicher auslegen*, Springer Verlag, Berlin, 2020.
- [Hah95] Hahn, M.: *Festigkeitsberechnung und Lebensdauerabschätzung für Metallische Bauteile unter mehrachsiger schwingender Beanspruchung*, Dissertation, TU Berlin, 1995.
- [Hai70] Haibach, E.: *Modifizierte lineare Schadensakkumulations-Hypothese zur Berücksichtigung des Dauerfestigkeitsabfalls mit fortschreitender Schädigung*, LBF – Technische Mitteilung TM 50/70, 1970.
- [Hai75] Haibach, E., Lehrke, H.P.: *Das Verfahren der Amplitudentransformation*, Laboratorium für Betriebsfestigkeit (LBF), Bericht Nr. FB-125, Darmstadt, 1975.
- [Hai06] Haibach, E.: *Betriebsfestigkeit – Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung*, Springer Verlag 3., korrigierte und ergänzte Auflage, Berlin, 2006.
- [Har60] Hardrath, H. F., Naumann, E. C.: *Variable amplitude fatigue tests of aluminium alloy specimens*, American Society for Testing and Materials STP 274, S. 125, 1960.
- [Har61] Harris, W.J.: *Metallic Fatigue*, Pergamon Press, Oxford, 1961.
- [Har13] Harmischmacher, A.: *Schädigung und Lebensdauer von Aluminium-Gusslegierungen für thermisch – mechanisch hochbeanspruchte Motorbauteile*, Dissertation, Karlsruher Institut für Technik, 2013.
- [Kam15] Kamya, M., Kawakubo, M.: *Loading sequence effect on fatigue life of Type 316 stainless steel*, Elsevier, International Journal of Fatigue 81, 10–20, 2015.

- [Kam17] Kammerer, M. C., Herter, K.-H., Schuler, X., Weißenberg, T.: *Untersuchungen zum Einfluss bauteilrelevanter Beanspruchungen auf die Ermüdungsfestigkeit austenitischer und ferritischer Stähle einschließlich Schweißverbindungen*, BMWi Reaktorsicherheitsforschung – Kennzeichen 1501459, MPA Universität Stuttgart, 2017.
- [Kov13] Kovacs, S., Beck, T., Singheiser, L.: *Influence of mean stresses on fatigue life and damage of a turbine blade steel in the VHCF-regime*, International Journal of Fatigue 49, S. 90–99, 2013.
- [Kra01] Krämer, D. Krolop, S.: *Entwicklung eines schädigungsmechanischen Modells zur Bewertung der Lebensdauer von Kraftwerkskomponenten bei zyklischer mechanischer Beanspruchung*, Abschlussbericht zum BMBF Vorhaben 1501095, MPA Universität Stuttgart, 2001.
- [Kru04] Krupp, U.: *Mikrostrukturelle Aspekte der Rissinitiierung und -ausbreitung in metallischen Werkstoffen*, 2004.
- [Kta17] Sicherheitstechnische Regel des kerntechnischen Ausschusses: *KTA 3204 - Reaktordruckbehälter-Einbauten*, Fassung 2017-11, 2017.
- [Lan62] Langer, B. F.: *Design of pressure vessels for low-cycle fatigue*, Journal of Basic Engineering, Transaction ASME, vol. 84, S. 389-399, 1962.
- [Läp08] Läßle, V.: *Einführung in die Festigkeitslehre*, Vieweg + Teubner Verlag 2., verbesserte und erweiterte Auflage, Wiesbaden, 2008.
- [Lem90] Lemaitre, J., Chaboche, J.-L.: *Mechanics of solid materials*, Cambridge, Cambridge University Press, 1990.
- [Liu92] Liu, J., Zenner, H.: *Vorschlag zur Verbesserung der Lebensdauerabschätzung nach dem Nennspannungskonzept*, Konstruktion 44, S. 9-17, 1992
- [Luk72] Lukáš, P., Klesnil, M.: *Fatigue damage and dislocation substructure*, Proceedings of the 2nd International Conference on Corrosion Fatigue, Storrs, Connecticut, 1972.
- [Luk96] Lukáš, P.: *Fatigue Crack Nucleation and Microstructure*, ASM handbook, Erste Ausgabe, Bd. 19: Fatigue and Fracture, S. 96-109, Metals Park: ASM International, 1996.
- [Man65] Manson, S.S.: *Fatigue: a Complex Subject – Some Simple Approximations*, Experimental Mechanics 5, Nr. 7, S. 193/226, 1965.

- [Met15] Métais, T. P., Stevens, G., Blatman, G., Le Roux, J.C., Tregoning, R.L.: *EDF/NRC High-Cycle Fatigue Database Proposal*. PVP2015-45146, 2015 ASME Pressure Vessels and Piping Conference, Boston, MA, USA, July 19-23, 2015.
- [Min45] Miner, M.A.: *Cumulative Damage in Fatigue*, Journal of Applied Mechanics, September, S. A-159/A-164, 1945.
- [Mor65] Morrow, J.: *Cyclic Plastic Strain Energy and Fatigue of Metals*, ASTM STP (1965), Nr. 378, S. 45/87, 1965.
- [Mug79] Mughrabi, H., Ackermann, F., Herz, K.: *Persistent Slipbands in Fatigue Face-Centered and Body-Centered Cubic Metals*, J. Fong. Philadelphia, Pa., 1979.
- [Mug83] Mughrabi, H., Wang, R., Differt, K., Essmann, U.: *Fatigue Crack Initiation by Cyclic Slip Irreversibilities in High-Cycle Fatigue*, Fatigue Mechanisms: Advances in Quantitative Measurement of Physical Damage, pp. 271-281, 1983.
- [Mug06] Mughrabi, H.: *Specific features and mechanisms of fatigue in the ultra-high-cycle regime*, International Journal of Fatigue (28), 2006.
- [Mül10a] Müller-Bollenhagen, C., Zimmermann, M., Christ, H.-J.: *Adjusting the very high cycle fatigue properties of a metastable austenitic stainless steel by means of the martensite content*, Procedia Engineering 2, 2010.
- [Mül10b] Müller-Bollenhagen, C., Zimmermann, M., Christ, H.-J.: *Very high cycle fatigue behaviour of austenitic stainless steel and the effect of strain-induced martensite*, International Journal of Fatigue, Vol. 32, 2010.
- [Mül11] Müller-Bollenhagen, C.: *Verformungsinduzierte Martensitbildung bei mehrstufiger Umformung und deren Nutzung zur Optimierung der HCF- und VHCF-Eigenschaften von austenitischen Edelstahlblech*, Dissertation, Siegener Werkstoffkundliche Berichte, 2011.
- [Mül13] Müller, T., Sander, M.: *On the use of ultrasonic fatigue testing technique – Variable amplitude loadings and crack growth monitoring*, Ultrasonics 53, 2013.
- [Mye97] Myeon, TH., Yamabayashi, Y., Shimojo, M., Higo, Y.: *A new life extension method for high cycle fatigue using micro martensitic transformation in austenitic stainless steel*, International Journal of Fatigue, Vol. 19 (Issue 93), S. 69-73, 1997.

- [Neu61] Neuber, H.: *Theory of stress concentration for shear-strained prismatical bodies with arbitrary nonlinear stress-strain law*, Journal of Applied Mechanics, Transactions of the ASME, Volume 28, New York, 1961.
- [New84] Newman, J.C.: *A Crack Opening Stress Equation for Fatigue Crack Growth*, International Journal of Fracture 24, S. R 131/R 145, 1984.
- [Ost07] Osterman, F.: *Anwendungstechnologie Aluminium*, Springer Verlag 2. Auflage, Berlin, 2007.
- [Paa16] Paarmann, M., Sander, M.: *Numerical examinations of different plastic material models on crack growth behaviour under elevated temperature*, 21st European Conference on Fracture, June, 2016.
- [Pal24] Palmgren, A.: *Die Lebensdauer von Kugellagern*. VDI. 69 (1924) 14, S. 339-341, 1924.
- [Pol87] Polak, J.: *Resistivity of fatigued copper single crystals*, Material Science and Engineering 89, S. 35-43, 1987.
- [Pyt11] Pyttel, B., Schwerdt, D., Berger, C.: *Very High Cycle Fatigue – Is there a fatigue Limit*, International Journal of Fatigue 33, 2011.
- [Rad07] Radaj, D., Vormwald, M.: *Ermüdungsfestigkeit – Grundlagen für Ingenieure*, Springer Verlag, Dritte, neubearbeitete und erweiterte Auflage, Berlin, 2007.
- [Rei11] Reicherter, B.: *Untersuchung der werkstoffmechanischen Vorgänge zur verbesserten Lebensdauer vorhersage im Low Cycle Fatigue Bereich*, Dissertation, Universität Stuttgart, 2011.
- [Ram43] Ramberg, W., Osgood, W. R.: *Description of stress-strain curves by three parameters*, NACA Technology Report, Nr. 902, 1943.
- [Ric12] Richard, H. A., Sander, M.: *Ermüdungsrisse*, Vieweg + Teubner Verlag, 2., erweiterte Auflage, Wiesbaden, 2012.
- [Roo08] Roos, E., Maile, K.: *Werkstoffkunde für Ingenieure*, Springer Verlag 3., neubearbeitete Auflage, Berlin, 2008.
- [Rös08] Rösler, J., Harders, H., Bäker, M.: *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*, Vieweg + Teubner, Wiesbaden, 2008.
- [Rud03] Rudolph, J.: *Zur rechnerischen Bauteil-Ermüdungsfestigkeit unter dem besonderen Aspekt der Schweißnahtnachbearbeitung*, Habilitationsschrift, Universität Dortmund, 2003.

- [Rud18] Rudolph, J., Buchholz, B., Schuler, X., Schopf, T., Beck, T., Smaga, M., Daniel, T.: *Investigations of the fatigue behavior of austenitic stainless steels and their welds for reactor internals under combined low cycle (LCF), high cycle (HCF) and very high cycle (VHCF) operational loading conditions*. ASME 2018 PVP Conference, 15-20th July, Prague, 2018.
- [San08] Sander, M.: *Sicherheit und Betriebsfestigkeit von Maschinen und Anlagen - Konzepte und Methoden zur Lebensdauervorhersage*, Springer Verlag, Berlin, 2008.
- [Sav95] Savaides, G.: *Berechnung der Bauteilanrisslebensdauer bei mehrachsigen proportionalen Beanspruchungen*, Heft 54. Veröffentlichungen des Instituts für Stahlbau und Werkstoffmechanik der Technischen Hochschule Darmstadt, Darmstadt, 1995.
- [Sch01] Schoß, V.: *Martensitische Umwandlung und Ermüdung austenitischer Edelstähle, Gefügeveränderungen und Möglichkeiten der Früherkennung von Ermüdungsschädigungen*, Dissertation, Technische Universität Bergakademie Freiberg, 2001.
- [Sch73] Schütz, W., Zenner, H.: *Schadensakkumulatinsypothesen zur Lebensdauer-vorhersage bei schwingender Beanspruchung. Teil 2. Ein kritischer Überblick*, Zeitschrift für Werkstofftechnik 4, Nr. 2, S. 97-102, 1973.
- [Sch97] Schott, G.: *Werkstoffermüdung – Ermüdungsfestigkeit*, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 4., überarbeitete und erweiterte Auflage, Stuttgart, 1997.
- [Sch08] Schütz, W.: *Zur Geschichte der Schwingfestigkeit*, Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung e.V., DVM-Sonderheft 04, 2008.
- [Sch21] Schopf, T., Stumpfrock, L., Daniel, T., Smaga, M., Beck, T., Fischer, U., Rudolph, J.: *Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten austenitischer Werkstoffe und deren Schweißverbindungen für RDB- und Kerneinbauten im HCF- und VHCF-Bereich*, BMWi Forschungsvorhaben 1501548, Abschlussbericht, 2021.
- [See96] Seeger, T.: *Grundlagen für Betriebsfestigkeitsnachweise*, Stahlbau-Handbuch Band 1, Teil B. Stahlbau-Verlagsgesellschaft, Köln, 1996.

- [Sei14] Seiler, G., Boller, C.: *Zerstörungsfreie Detektion der Ermüdung von austenitischem Stahl X6CrNiNb1810 im HCF und VHCF-Bereich*, Universität des Saarlands, BMWi-Vorhaben Nr.: 1501409A, Abschlussbericht, 2014.
- [She12] Shen, Y.F., Li, X.X., Sun, X., Wang, Y.D., Zuo, L.: *Twinning and martensite in a 304 austenitic stainless steel*, Material Science and Engineering A, 552, 514–522, 2012.
- [Sko14] Skorupski, R., Smaga, M., Eifler, D.: *Influence of surface morphology on the fatigue behavior of metastable austenitic steel*, Advanced Materials Research 891-892 (2014), S. 464-469, 2014.
- [Sma08] Smaga, M., Walther, F., Eifler, D.: *Deformation-induced martensitic transformation in metastable austenitic steels*, Material Science and Engineering A, 483-484, 394, 2008.
- [Sma19] Smaga, M., Boemke, A., Daniel T., et al.: *Fatigue Behavior of Metastable Austenitic Stainless Steels in LCF, HCF and VHCF Regimes at Ambient and Elevated Temperatures*, Metals, 9(6), 704, 2019.
- [Smi70] Smith, K.N., Watson, P., Topper, T.H.: *A Stress-Strain Function for the Fatigue of Metals*, Journal of Materials, JMLSA 5, Nr. 4, S. 767/778, 1970.
- [Soc00] Socie, D. F., Marquis, G.: *Multiaxial fatigue*, Warrendale, Pa: Society of Automotive Engineers, S. xviii, 484, 2000.
- [Sop11] Soppa, E., Kohler C.: *Mikromechanische und atomistische Modellierung der Anrissbildung bei ermüdungsbeanspruchten Stählen*, BMWi Reaktorsicherheitsforschung – Kennzeichen 1501353, MPA Universität Stuttgart, Oktober 2011.
- [Sop15] Soppa, E., Kohler C.: *Untersuchung von Einflussfaktoren auf das zyklische Risswachstum angerissener Bauteile*, BMWi Reaktorsicherheitsforschung – Kennzeichen 1501391, MPA Universität Stuttgart, Januar 2015.
- [Sor14a] Sorich, A., Smaga, M., Eifler, D.: *Mechanismenorientierte Untersuchung des Ermüdungsverhaltens des austenitischen Stahles X6CrNiNb1810 im HCF- und VHCF-Bereich*, Technische Universität Kaiserslautern, BMWi-Vorhaben Nr.:1501409B, Abschlussbericht, 2014.

- [Sor14b] Sorich, A., Smaga, M., Eifler, D.: *Bewertung der Ermüdungsfestigkeit unter Berücksichtigung zyklischer Ver- und Entfestigungsvorgänge*, BMWi-Vorhaben 1501395B, Technische Universität Kaiserslautern, Abschlussbericht, 2014.
- [Spi06] Spickenreuther, M.: *Untersuchungen zur Berechnung der Dauerfestigkeit von randschichtgehärteten Dieseleinspritzdüsen*. Fakultät für Maschinenbau, Technische Universität Ilmenau, Dissertation, 2006.
- [Stä82] Stärk, K. F.: *Temperaturmessung an schwingend beanspruchten Werkstoffen*, Zeitschrift Werkstofftechnik, Ausgabe 13, S. 333-338, 1982.
- [Sur98] Suresh, S.: *Fatigue of materials*, 2nd edition, Cambridge: Cambridge University Press, 1998.
- [Tak08] Takahashi, K., Ogawa, T.: *Evaluation of giga-cycle fatigue properties of austenitic stainless steels using ultrasonic fatigue test*, Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering, Vol. 2 (No. 3), S. 366-373, 2008.
- [Tal07] Talonen, J.: *Effect of Strain-Induced Martensite Transformation on Mechanical Properties of Metastable Austenitic Stainless Steels*, Dissertation, Helsinki University of Technology, 2007.
- [Tgw15] TWG: *LM-NPP Recommendations for 2016-2017 Programme*, Technical Working Group on Life Management of Nuclear Power Plants (TWG-LMNPP), Meeting IAEA, Vienna, 25-27 February, 2015.
- [Tho56] Thompson, N., Wadsworth, N., Louat N.: *The origin of fatigue fracture in copper*, Philosophical Magazine, 1(2), S. 113-126, 1956.
- [Utz15] Utz, S.: *Thermische Ermüdung in Kraftwerkskomponenten: experimentelle und numerische Untersuchungen*, Dissertation, Universität Stuttgart, 2015.
- [Wag18] Wagener, R., Melz, T.: *Fatigue life curve – A continuous Wöhler curve from LCF to VHCF*, Materials Testing 60 (2018) 10, Carl Hanser Verlag, München, 2018.
- [Wei07] Weißenberg, T.: *Einfluss des Reaktorkühlmediums auf das Ermüdungsverhalten austenitischer Rohrleitungen*, BMU-Vorhaben SR 2501, MPA Universität Stuttgart, 2007.

- [Wei11] Weissenberg, T.: *Untersuchung des Einflusses von Reaktorkühlmedium auf das Ermüdungsverhalten austenitischer CrNi-Stähle*, BMU-Vorhaben SR 08 01312, MPA Universität Stuttgart, 2011.
- [Vor89] Vormwald, M.: *Anrisslebensdauervorhersage auf der Basis der Schwingbruchmechanik für kurze Risse*. Heft 47. Veröffentlichungen des Instituts für Stahlbau und Werkstoffmechanik der Technischen Hochschule Darmstadt, Darmstadt, 1989.
- [Zim12] Zimmermann, M.: *Diversity of damage evolution during cyclic loading at very high numbers of cycles*, International Materials Reviews 57, S. 73-91, 2012.

Anhang

Die im Folgenden dargestellten Inhalte sind dieser Abriet beigelegt, da sie wesentliche Grundinformationen enthalten. Insbesondere sind die Leistungsbeschreibungen der Werkstoffbeschaffungsvorgänge, FIP, WPS sowie Probenentnahmepläne enthalten. Zusätzlich sind Diagramme zum Vergleich des zyklischen Werkstoffverhaltens bei Raumtemperatur und $T = 300\text{ °C}$ sowie dem Vergleich des Grundwerksoffs X6CrNiNb18-10 und des Schweißguts 19 9 Nb angefügt. Ebenfalls sind zu Vervollständigung die Ergebnisse der fraktographischen Untersuchungen der in Kapitel 5 untersuchten Proben dargestellt.

Leistungsbeschreibung zur Beschaffung der Werkstoffe

Für das Verbundvorhaben der Reaktorsicherheitsforschung BMWi 1501548 wurde aufgrund einer Analyse von relevanten Konstruktionen und Betriebsdaten die SSFE-Stütze als repräsentatives Bauteil ausgewählt. Die Stütze besteht aus 22 mm starken Rippen, welche mittels Schweißverbindungen auf der Unterseite an die Gitterplatte sowie am oberen Ende an das Führungsrohr angeschweißt sind. Alle Komponenten sind aus dem austenitischen Stahl X6CrNiNb18-10 hergestellt. Um fundierte Erkenntnisse über dieses Bauteil gewinnen zu können ist es wichtig, dass sich der Herstellungsprozess des zu untersuchenden Werkstoffs und der Schweißverbindungen möglichst nahe an der Herstellung der Originalbauteile orientiert. Hierbei dienen die Werkstoff- und Herstellungsspezifikationen aus dem Regelwerk des kerntechnischen Ausschusses (KTA) so-wie die Originalunterlagen des Herstellers der SSFE-Stütze als Grundlage und werden nach Möglichkeit konsequent eingehalten. Der Leistungsumfang muss die unten aufgeführten Spezifikationen und damit die Ansprüche des Forschungsprojektes und der Reaktorsicherheitsforschung in vollem Umfang erfüllen. Alle Leistungen von der Werkstoffbeschaffung bis hin zur Wärmebehandlung müssen aus qualitätstechnischen Gründen von einem Anbieter ausgeführt werden und eine Dokumentation aufweisen.



SSFE-Stütze bestehend aus unterer Gitterplatte, Rippen und Führungsrohr

Grundwerkstoff

Als Grundwerkstoff dient der austenitische Stahl X6CrNiNb18-10 (Werkstoffnummer 1.4550). Der Werkstoff muss allen Anforderungen der sicherheitstechnischen Regel KTA 3201.01 des kerntechnischen Ausschusses genügen. Alle Proben für die Untersuchungen am Grundwerkstoff müssen aus einer Charge hergestellt werden. Die Anforderungen sind nachfolgend ausgeführt.

Herstellung des Werkstoffs:

Der Werkstoff soll im Elektrolichtbogenofen erschmolzen und gegebenenfalls nach dem AOD- o-der VOD-Verfahren nachbehandelt oder im Vakuum oder nach dem ESU-Verfahren umgeschmolzen werden. Bei Anwendung anderer Verfahren ist der Nachweis der Gleichwertigkeit zu erbringen.

Chemische Zusammensetzung:

Die Anforderungen an die chemische Zusammensetzung (Massenanteil in %) für die Schmelzanalyse sind untenstehender Tabelle zu entnehmen.

Tabelle 1: chemische Zusammensetzung für die Schmelzanalyse

Element	C	Si	Mn	P	S	Co	Cr	Ni	Nb
Min.	-	-	-	-	-	-	18,0*	9,0	13 x (%C)*
Max.	0,03*	0,5*	2,0	0,025*	0,01*	0,2	19,0*	12,0	0,65*

* für heißgehende ($T \geq 200 \text{ °C}$), wasserführende Komponenten in SWR-Anlagen

Mechanisch-technologische Eigenschaften:

Die mechanisch-technologischen Eigenschaften für die Erzeugnisformen Blech und Platte im Zug-versuch bei Raumtemperatur sind untenstehender Tabelle zu entnehmen.

Tabelle 2: mechanisch-technologische Eigenschaften bei Raumtemperatur

Erzeugnisform	Maßgebende Abmessung	0,2 % Dehngrenze ($R_{p0,2}$)	1 % Dehngrenze ($R_{p1,0}$)	Zugfestigkeit R_m	Bruchdehnung A_5
Blech	Blechdicke $\leq 75 \text{ mm}$	205 MPa	240 MPa	510 MPa - 740 MPa	längs 40 % quer 35 %

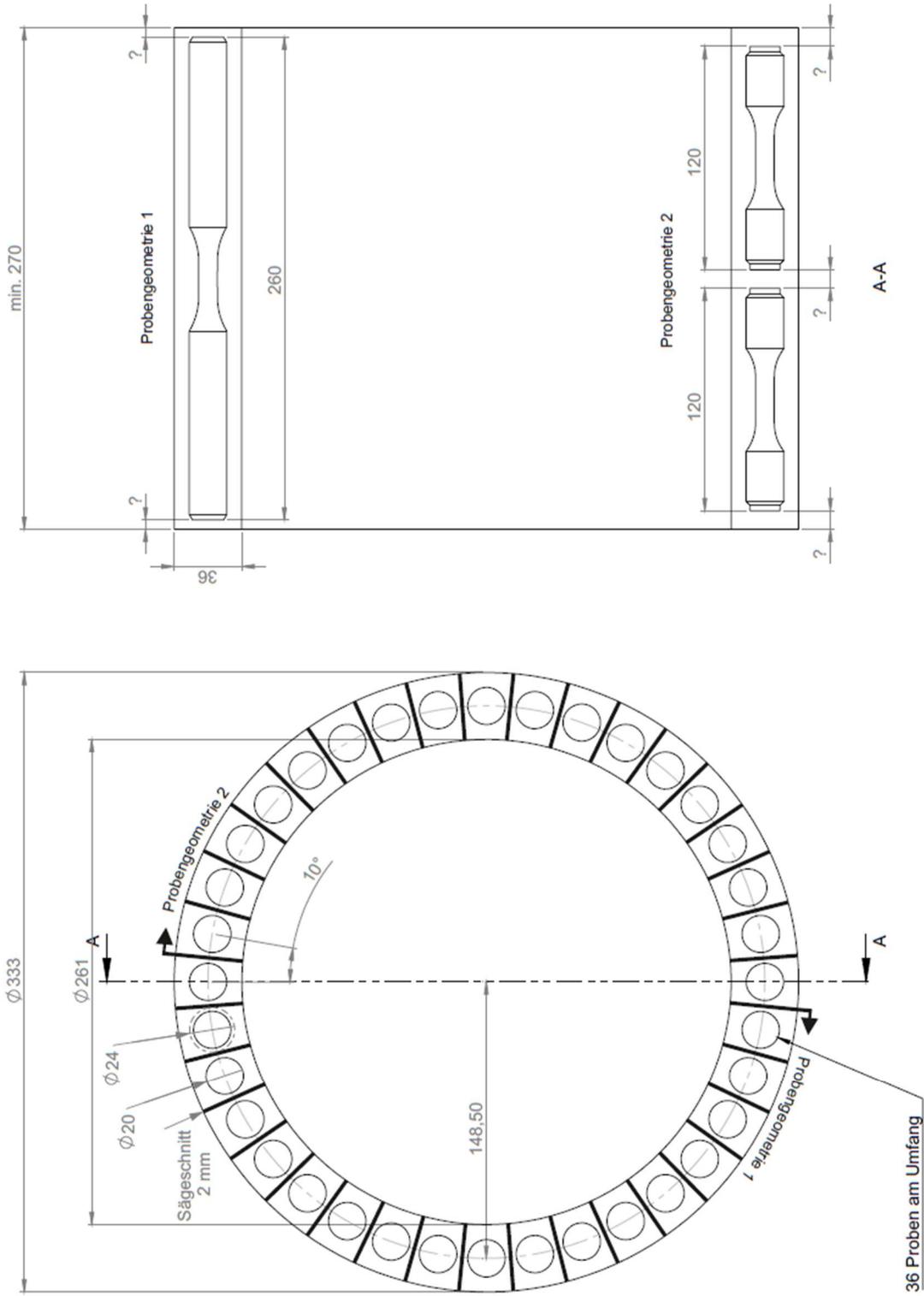
Die mechanisch-technologischen Eigenschaften für die Erzeugnisformen Blech und Platte im Zug-versuch bei höheren Temperaturen sind untenstehender Tabelle zu entnehmen.

Tabelle 3: mechanisch-technologische Eigenschaften bei höheren Temperaturen

Kennwert	bei Temperatur in °C							
	50	100	150	200	250	300	350	400
$R_{p0,2} \text{ min.}$	191	177	167	157	147	136	130	125
$R_{p1,0} \text{ min.}$	226	211	196	186	177	167	161	156
$R_m \text{ min.}$	-	-	-	370	360	350	335	320

Die Erzeugnisse aus dem Grundwerkstoff sind bei 1020 °C bis 1100 °C lösungszuglügen und anschließend in Wasser oder möglichst schnell an Luft abzuschrecken. Vorschlag: Lösungsglühen bei 1060 °C für 100 Minuten und anschließendes Abschrecken in Wasser.

Probenentnahmeplan:



Maßstab 1:2

Schweißgut

Der Schweißzusatz Böhler Fox SAS2-A welcher für die gesamten Schweißverbindungen zu verwenden ist, muss aus einer Charge sein. Für Schweißzusätze und -hilfsstoffe gelten die Regeln KTA 1408.1 bis KTA 1408.3.

Chemische Zusammensetzung:

Die Anforderungen an die chemische Zusammensetzung (Massenanteil in %) für die Schmelzanalyse sind untenstehender Tabelle zu entnehmen.

Tabelle 4: chemische Zusammensetzung für die Schmelzanalyse des Schweißguts

Element	C	Si	Mn	P	S	Co	Cr	Ni	Nb
Min.	-	0,6	0,8	-	-	-	18,7	10,0	12 x (%C)
Max.	0,04	1,1	1,3	0,018	0,015	0,2	20,0	11,0	0,65

Mechanisch-technologische Eigenschaften:

Die mechanisch-technologischen Eigenschaften sind in geschweißtem Zustand zu erfüllen.

Tabelle 5: mechanisch-technologische Eigenschaften des Schweißguts

Kennwert	0,2 % Dehngrenze $R_{p0,2}$ [N/mm ²]	1 % Dehngrenze $R_{p1,0}$ [N/mm ²]	Zugfestigkeit R_m [N/mm ²]	Bruchdehnung A_5 [%]
Min.	205	240	510	30
Max.	-	-	-	-

Schweißverbindung:

Für das Forschungsprojekt wird eine Schweißnaht benötigt, welche eine Gesamtlänge von mindestens 20 m aufweist (auch mehrere Teilstücke möglich). Die Naht muss linienförmig an ebenem Flachstahl ausgeführt werden. Es stehen zwei Alternativen zur Verfügung:

Die gesamte Schweißnaht wird nach der Schweißfolge 3 hergestellt.

Schweißspezifikation des Herstellers zur Kehlnaht zwischen Rippe und Führungsrohr

Schweißfolge Welding Sequence	Schweißverfahren Welding process	Schweißposition Welding Position	Schweißzusätze/Welding Materials						Schweißdaten/Welding Parameters										Anzahl No. of Passes	Bemerkungen/Remarks
			Hersteller/DIN-AWS-Bezeichnung Trade Name/DIN-AWS-Designation	Charge-Nr. Heat No.	F-Nr. F-No.	Abmessung (mm)	Pulver Flux Hersteller Manufacturer	Schulzgas (l/min) Inner Shielding Gas	Stromart Current	A	Geschw. (mm/min) Rate of Travel	Fendebtr. (mm) Width of Bead	Drahtgesch. (m/min) Weld Wire Feed	Vorwärm- temp. Preheat Temp.	Logen- anzahl No. of Passes					
3	E	W	Böhler Fox SAS2-AR	66982		φ 3,25					80±10	22±2	200+300			1	Decklagen schweißen, SN-sandstrahlen welding of cover passes, SN sandblasting			

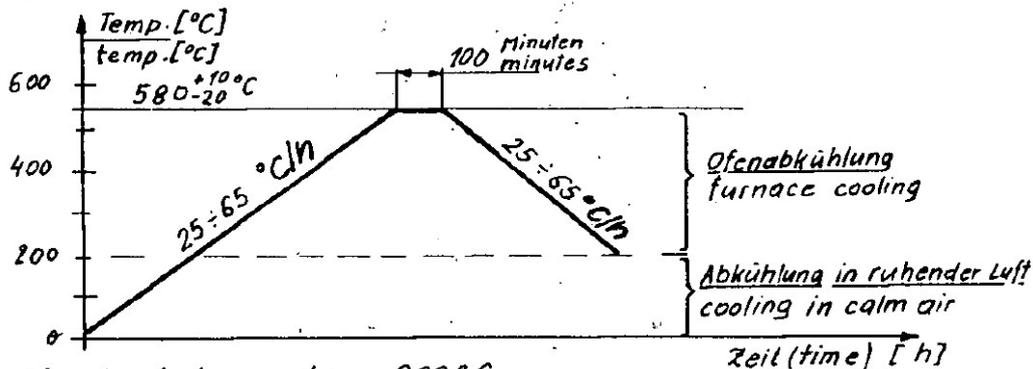
Der Schweißzusatz (Böhler Fox SAS2-AR oder Böhler SAS 2-IGR) für die gesamten Schweißverbindungen muss aus einer Charge sein. Für Schweißzusätze und -hilfsstoffe gelten die Regeln KTA 1408.1 bis KTA 1408.3.

Wärmebehandlung

Für die Schweißverbindungen wird nach dem Schweißvorgang eine Wärmebehandlung durchgeführt. Die Wärmebehandlung kann aus den nachfolgenden Zeichnungen entnommen werden.

Wärmebehandlung nach dem Schweißvorgang

Glühdiagramm
stress relieving diagram

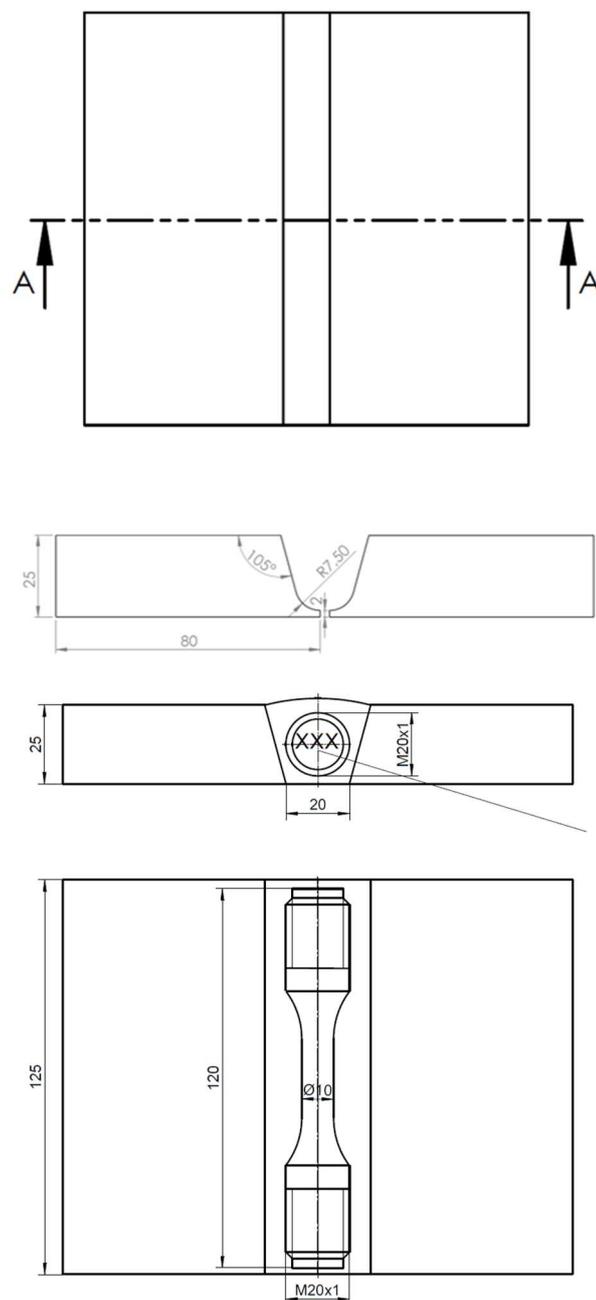


- Max. Ofeneinsatztemperatur: 200 °C
max. temp. when placing in furnace: 200 °C
- Ofenatmosphäre: leicht oxidierend
furnace atmosphere: easily oxidizing
- Temp.-Kontrolle: 1 TE je Glühlos und Ofenschreiber
temp. control: 1 TE per heat treatment lot and furnace recorder
- Dokumentation: Wärmebehandlungsbescheinigung
documentation: heat treatment certificate

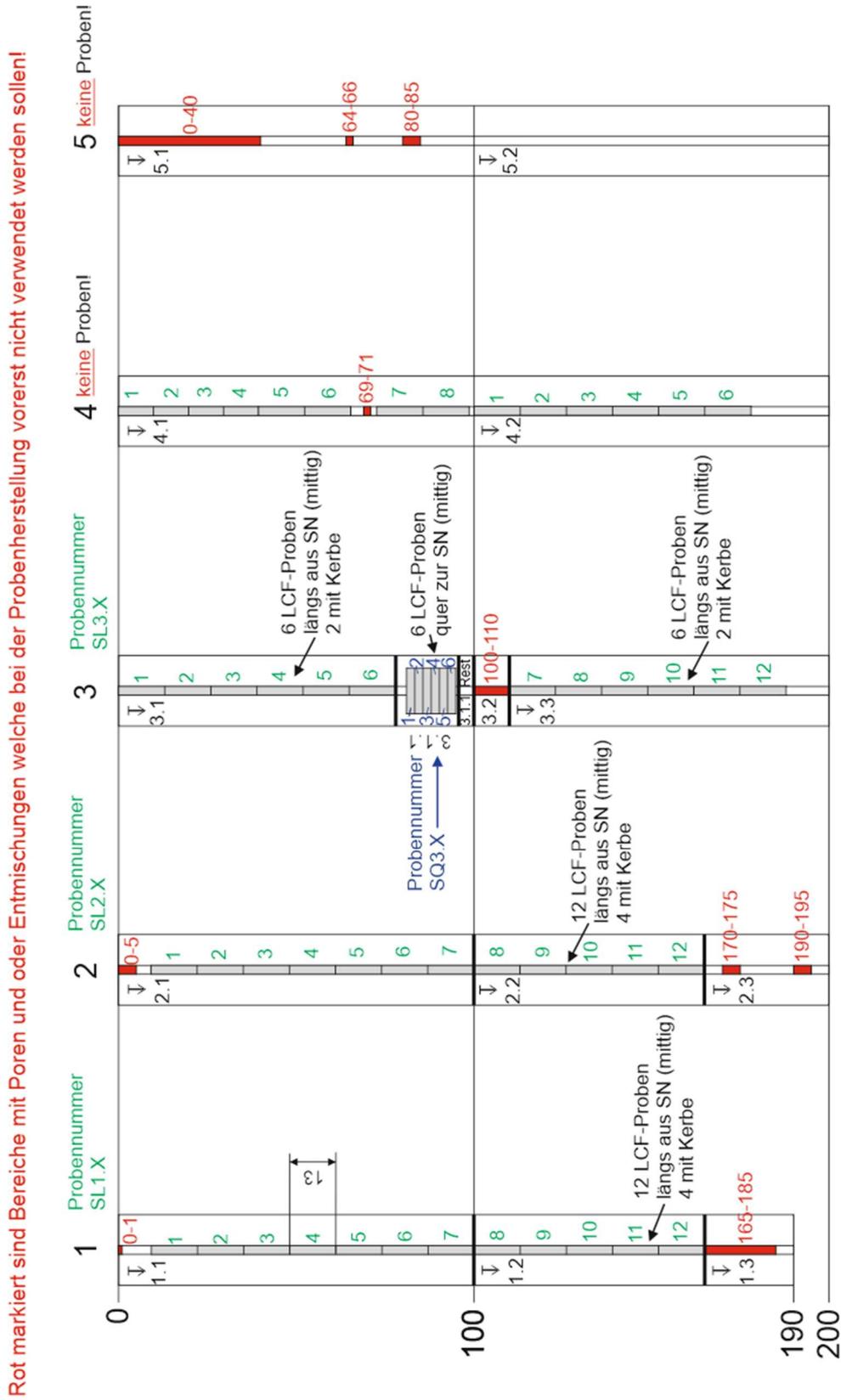
Probenentnahmeplan

Die Proben aus dem Schweißgut (SG) werden längs der Schweißnaht entnommen und bestehen dadurch im Gesamten aus dem zu untersuchenden Schweißzusatz. Ein Rohling für die Herstellung einer Probe hat einen Außendurchmesser von 21 mm. Die Geometrie der Schweißnaht kann aus den nachfolgenden Zeichnungen entnommen werden.

Schweißnahtgeometrie zur Entnahme von Proben längs der Schweißnaht



Visualisierung der Schweißfehler (Ultraschallprüfung)



FIP – Fertigungs- und Inspektionsplan

Bilfinger Engineering & Technologies GmbH		Fertigungs- und Inspektionsplan: / fabrication- and inspection plan:		FIP - 1.0		Seite 1 von 3 / page 1 of 3		Unterschrift: / signature:	
		Zeichnung-Nr.: / drawing-no.:		Stückliste-Nr.: / part list:				Datum: / date:	
Kom.-Nr.: / job-no.:		Spezifikationen: / specifications:		Rev.		Name / name		Projekt Leiter:	
F.510018.0510		DIN EN 13480		0		Mathias		22.05.2018	
Projekt: / project:		Material: / material:		Datum /		Name / name		Geprüft durch: /checked by:	
MPA Stuttgart		Blech 1.4541, geschweißt mit Fox SAS 2-A		22.05.18		Mathias		Projekt manager:	
Anlagenteil: / component:		Beschreibung der Arbeits- und Prüfungs Schritte / description of sequence of work and tests		Protokoll / report		Prüfung / check		Kunde	
20 m Blechstumpfhaut SAS 2-A						BET C NoBo		/ client	
Geplante Aufgaben / planned tasks								Notifizierte Stelle / notified body	
Schritt / step	Anforderung / requirement							23.05.2018	
								Bemerkungen / remarks	
1.0		Allgemeine Festlegungen General requirements							
1.1		Die Elektroden für die Stütz-, Full-, und Decklagen müssen aus dem gleichen Fertigungslos stammen. Schmelze 2140855							
2.0		Prüfung vor Fertigungsbeginn Check before start of production							
2.1	EN ISO 9001 EN ISO 3834-3	Kontrolle der Herstellerzulassung Check of manufacturer certificates		H	X				
2.2	EN ISO 15609 DIN EN 13480-4	Freigabe der Schweiß- und Wärmebehandlungspläne Approval of welding procedure specifications (WPS) and heat treatment plans (HT-Plans)		H	X				
2.3	EN ISO 9606-1 EN ISO 9606-4 EN ISO 14732 EN 287-1	Kontrolle der Qualifikation Schweißer / Maschinenschweißer Check of welders / welding operators		H	X				Liste der Schweißer List of welder
2.4	EN ISO 9712	Kontrolle der Qualifikation ZIP-Personal Check of NDE-personnel qualification		H	X				Liste ZIP-Personal List of NDE-personnel

H = Haltepunkt / hold point W = Informationspunkt / witness point S = Stichprobe / spot check R = Dokumentenprüfung / review of reports X = 100 % / full

Für „H“ und „W“ ist eine Einladung notwendig. / Invitation required for „H“ and „W“

BET= Bilfinger Engineering & Technologies NoBo = Notifizierte Stelle / notified body C = Kunde / client

Kom.-Nr. / job-no.: F:510018.0510		Projekt / project: MPA Stuttgart		Bilfinger Eng. & Techn. Dortmund				FIP-Nr. / FIP-no.:1.0 Rev. 0				Seite / page 2 von / of 3	
Geplante Aufgaben / planned tasks													
Schnitt / step	Anforderung / requirement	Beschreibung der Arbeits- und Prüfungs Schritte / description of sequence of work and tests				Protokoll / report		Prüfung / check		Bestätigung / confirmation		Bemerkungen / remarks	
						BET	C	NoBo	BET	C	NoBo		
2.5	QMV 09	Eingangskontrolle des Materials Receipt control of materials				P		H					Kennzeichnung, Abmessung, Beschädigung Marking, dimension, damage
2.6	EN 10204	Kontrolle der SZW-Zeugnisse Check of filler metal certificates						H					mindest. gem. EN 10204 – 2.2 minimum acc. EN 10204 – 2.2
4.0		Mechanische Bearbeitung Machining											
4.1	Umstempelberechtigung Marking transfer authorization	Zuschneid und Umstempelung Cutting and marking transfer				P		X					Umstempelbescheinigung Marking transfer report
4.2	Schweißpläne WPS	Fräsen der Schweißkanten Machining of weld bevels						X					
5.0		Schweißen Welding											
5.1	Schweißpläne WPS	100% VT der Schweißkanten 100% VT of weld bevels						X					Schweißkantenmaße Weld bevel dimensions
5.2	EN 13480-4 EN ISO 5817 B	Kontrolle der Schweißnahtvorbereitung und Kantensatz Check of weld preparation and misalignment						X					Kantenversatz ≤ 0,5 x WT, max. 2 mm Misalignment ≤ 0,5 x WT, max. 2 mm
5.3	Schweißpläne WPS	Heftschweißung Tack welding						X					
5.4	EN ISO 5817 B Schweißpläne WPS	Kontrolle des Schweißvorganges inkl. Kontrolle der Zwischenlagentemperatur und des Schweißzusatzwerkstoffes Control of welding process incl. check of interpass temperature and electrodes and filler metal Die Elektroden für die Stütz-, Füll-, und Decklagen müssen aus dem gleichen Fertigungslos stammen: Schmelze 2140855				P		X		S	R		Temperaturführungsprotokoll: Kontrolle von Schweißprozess, elektrische Parameter, Zwischenlagentemperatur, Schweißerstempel Weld temperature record: Check of welding process, electrical parameters, interpass temperature, welders marks
H = Haltepunkt / hold point W = Informationspunkt / witness point S = Stichprobe / spot check R = Dokumentenprüfung / review of reports X = 100 % / full Für „H“ und „W“ ist eine Einladung notwendig. / Invitation required for „H“ and „W“													

Kom.-Nr. / job-no.: F.510018.0510		Projekt / project: MPA Stuttgart		Biffinger Eng. & Techn. Dortmund		FIP-Nr. / FIP-no.: 1.0 Rev. 0		Seite / page 3 von / of 3	
Geplante Aufgaben / planned tasks									
Schritt / step	Anforderung / requirement	Beschreibung der Arbeits- und Prüfungs-schritte / description of sequence of work and tests	Protokoll / report	Prüfung / check		Bestätigung / confirmation		Bemerkungen / remarks	
				BET	C	NoBo	BET	C	NoBo
5.6	WB-Plan PWHIT plan	Wärmenachbehandlung Post weld heat treatment	P	X	R				Glühbescheinigung Heat treatment certificate
6.0		Zerstörungsfreie Prüfung (ZfP) Non destructive examination (NDE)							
6.0	EN ISO 17635 B EN ISO 5817 B EN 13480-5 Tab. 8.2-1	VT der Schweißnähte VT of weld seam		X	R				
7.0		Endinspektion Final inspection							
7.2	Zeichnung Drawing	Endabnahme der Blechstumpfnähte Inspection of plate butt welds	P	H X					
7.4		Oberflächenbearbeitung der Stupfnähte ist nicht vereinbart. Surface treatment of welds is not agreed on.		X					
7.5		Verpackung und Versand Packing and shipping		W X					
7.6	EN 10204	Dokumentation in Deutsch / Englisch Documentation in German / English	P	X					3.1-Zeugnis 3.1 certificate

H = Haltepunkt / hold point
 W = Informationspunkt / witness point
 S = Stichprobe / spot check
 R = Dokumentenprüfung / review of reports
 X = 100 % / full
 P = Protokoll / report
 BET = Biffinger Engineering & Technologies / notified body
 C = Kunde / client
 NoBo = Notifizierte Stelle / notified body
 BET = Biffinger Engineering & Technologies / manufacturer
 Für „H“ und „W“ ist eine Einladung notwendig. / Invitation required for „H“ and „W“

WPS – Schweißanweisung (Welding Procedure Specification)

Bilfinger Engineering & Technologies GmbH		Schweißanweisung Welding Procedure Specification		SP-Nr.: S-01 WPS-No.: S-01		Rev. 1	
Kommissionsname: MPA Stuttgart Commission Name:			Kommissions Nr.: F.510018.0510 Commission No:			Seite 1 / 1 Page	
VP-Nr./PQR-No.:							
Werkstoff 1: 1.4541 Material 1:		W1-Gr.: 8.1 Mat. 1-Gr.:					
Werkstoff 2: X8CrNiNb18-10 Material 2: 1.4541		W2-Gr.: 8.1 Mat. 2-Gr.:					
Stumpfnähte, Stutzen, Vollanschlöß: Butt welds, Nozzles, full penetr. welds:		Kehlnähte, teil-geschw. Nähte: Fillet welds, partial penetr. welds:					
Durchmesser: >= 115,0 mm Diameter:		Durchmesser: >= 115,0 mm Diameter:					
Wand- u. Nahtdicke: 12,0 - 48,0 mm Wall- a. weld thickness:		Wanddicke: 12,0 - 48,0 mm Wall thickness:					
Bemerkungen / Remarks: Kehlnahtdicke: a ≥ 2, mehrlagig / FW: a ≥ 2, multilayer Blech nicht einspannen! Naht frei schrumpfen lassen							
Vorwärmtemperatur: >= 5°C Preheat temperature:							
Zwischenlegentemp: max. 150 °C Inter Pass Temperature:							
Wärmebehandlung: WBP-8.1 Heat Treatment:							
Elektrodotrocknung: nach Herstellerangaben Electrode Drying: acc.to suppliers' s instruction							
Nahtart: Stumpfnah Weld Type: butt weld							
Schweißposition: PA Welding Position:							
Schweißerqualifikat.: EN 287 / EN ISO 9606-1 Welder Qualification:							
Schweißlage: Weld Pass:		Wurzel		Stütz-/Füll-/Decklage hot-pass/filling-/cap layer			
Schweißprozess: Weld Process:		Polarität: Polarity:		m-141 - =		111 + =	
Schweißzusatz Weld Material		Hersteller: Manufacturer:		Böhler		Böhler	
		Bezeichnung: Brand Name:		SAS2-IG		Fix SAS 2-A	
		Norm-Bez.: Stand.-Classific.:		W199Nb		E199NbR32	
Draht/Elektroden Durchmesser [mm]: Wire / Electrode Diameter:		2,0 2,4 3,0		3,2			
Schweißstrom [A]: Weld Current:		min. 50 70 80		80			
		max. 135 150 170		130			
Schweißspannung [V]: Weld Current Voltage:		min. 9 10 11		19			
		max. 14 15 18		26			
Schutzgas [l/min]: Shielding Gas:		Gruppe: Group		8-12 11			
Spülgas [l/min]: Backing Gas:		Gruppe: Group		10-50 11			
Schweißgeschw. [cm/min]: Welding Speed:		min. max. 3 12		6 20			
Drahtgesch. [cm/min]: wire speed:		min. max.					
Max. Pendelraupenbreite: [mm] Max. Width of Bead:							
Wärmeeinbringung [kJ/mm]: Heat Input:		min. / max. 0,76 1,80		0,58 1,26			
Bemerkungen / Remarks: SK säubern (z.B. Schleifen) + ggf. entfetten! / Weld bevels to be cleaned (e.g. grinding) + degreasing, if applicable. Vorrichten mit Spannvorrichtung ist erlaubt. / Fitting by use of clamping device is allowed. Helfern durch Schweißer mit o.g. Wurzel-Parametern oder WIG 50-160A / Tacking by welder with root-parameter or GTAW 50-160A. WIG-Elektroden LaRC(WLa-15) ISO 6848 mit D1,6-4,0mm. / GTAW-electrode LaRC(WLa-15) ISO 6848 with diam. 1,6-4,0mm. Wärmeeinbringung gem. EN 1011: Q=kJ/V. / Heat input acc. EN 1011: H=kJ/V. I1 = Inertes Gas, z.B. Ar99,99% / I1 = inert gas, e.g. Ar99,99%							
Prüfung Examination				Abnahme Inspection:			
Dortmund 23.05.2018		Erstellt Prepared		Geprüft Released		Kunde Client	
NS/TÜV/Abnahmegesellschaft NoBoTPI							

Bilfinger Engineering & Technologies GmbH		Wärmebehandlungsplan <i>Heat Treatment Procedure</i>		WBP-Nr.: WBP-8.1 Rev. 0 HTP-No.:			
Kommissionsname: MPA Stuttgart <i>Commission Name:</i>			Kommissions Nr.: F.510018.0510 <i>Commission No:</i>		Seite 1 / 1 Page		
8.1		gegen / to:		8.1			
1.4541				1.4541			
<p>The graph shows a temperature profile in °C. The y-axis is labeled 'Glütemperatur PWH-Temperatur', 'Vorwärmtemperatur preheat temperature', and 'Raumtemperatur ambient temperature'. The x-axis shows phases: Vorwärmung preheating, Schweißen welding, Abkühlung cooling, Aufheizen heating, Glühen annealing, and Abkühlung cooling. A peak temperature of t = 300°C is indicated during the heating phase.</p>							
Vorwärmen <i>Preheating</i>	Wanddicke <i>Wall Thickness [mm]</i>	Verfahren <i>Method</i>	Vorwärmtemp. TV <i>Preheat Temp. [°C]</i>	Zw.-Lg.-Temp. <i>Interpass Temp. [°C]</i>	Bemerkungen <i>Remarks</i>		
Werk / Baustelle <i>Shop / Field</i>	gemäß WPS <i>acc. to WPS</i>	elektrische oder Flammen-Erwärmung <i>electrical or flame heating</i>	---	gemäß WPS <i>acc. to WPS</i>	---		
Glühen <i>Annealing</i>	Wanddicke <i>Wall Thickness [mm]</i>	Verfahren <i>Method</i>	max. Aufheizrate <i>max. Heating Rate [K/h]</i>	Temp. <i>Temp. [°C]</i>	Regeltemp. TG <i>Control Temp. TG [°C]</i>	min. Glühdauer <i>min. Hold Time [min]</i>	max. Abkühlrate <i>max. Cool. Rate [K/h]</i>
Werk / Baustelle <i>Shop / Field</i>	25 - 25	Ofen <i>furnace</i>	60*	570 - 590	580	100-105	60*
Bemerkungen / <i>Remarks:</i> * Aufheiz- und Abkühlrate im Ofen für T>300°C.							
Dortmund 18.05.2018	Erstellt / <i>Prepared</i> Mathias	Geprüft / <i>Released</i> Jan	Kunde / <i>Client</i> [Signature]	NS/TÜV/Abnahmegesellschaft <i>NoBo/TPI</i>			

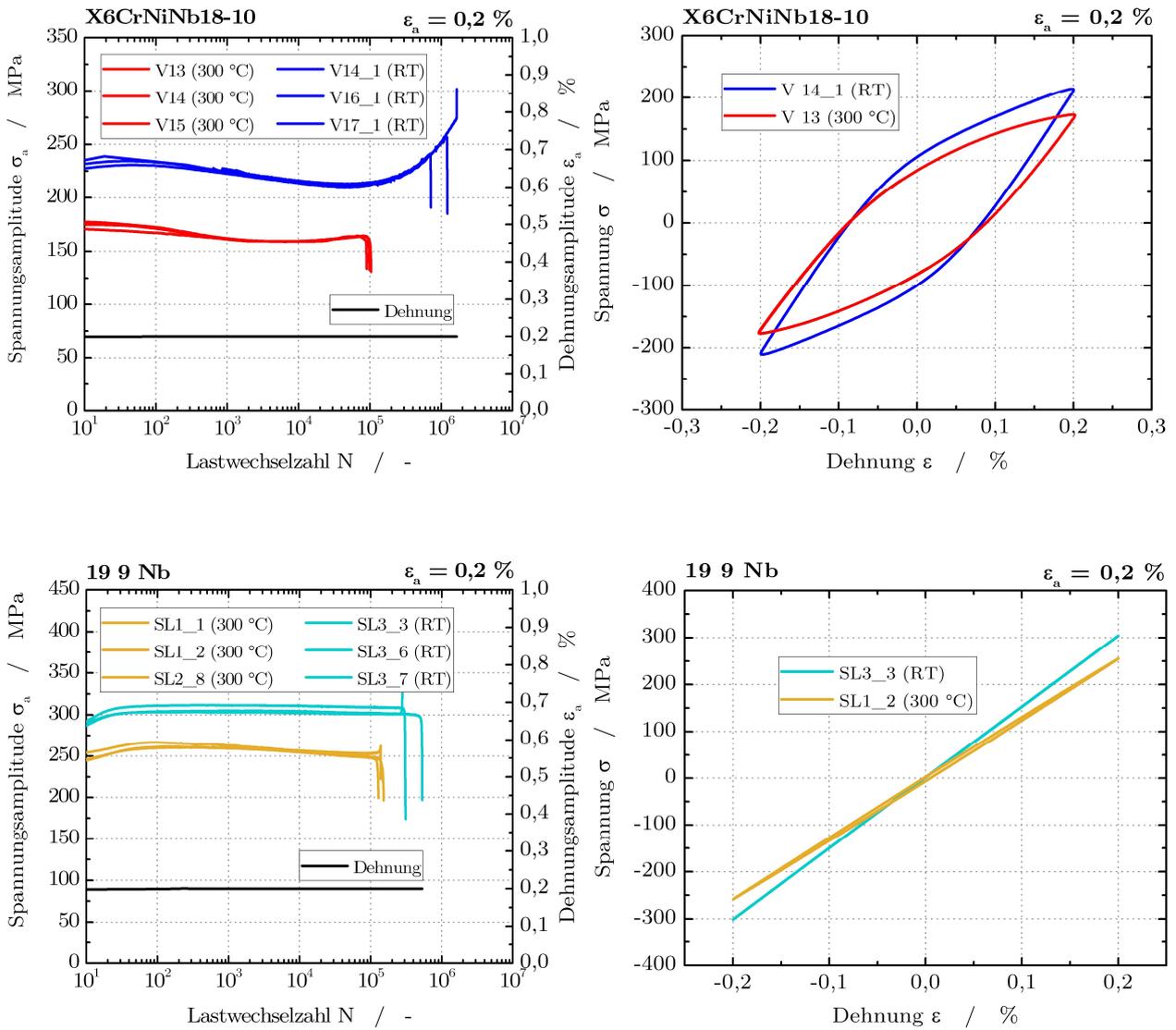


Bild A1: Für RT und $T = 300\text{ °C}$ vergleichende Darstellung der zyklischen Entwicklung der Spannungsamplitude sowie der Spannungs-Dehnungs-Hysterese bei $N_B/2$ für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 und das Schweißgut 19 9 Nb bei einer Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,2\%$

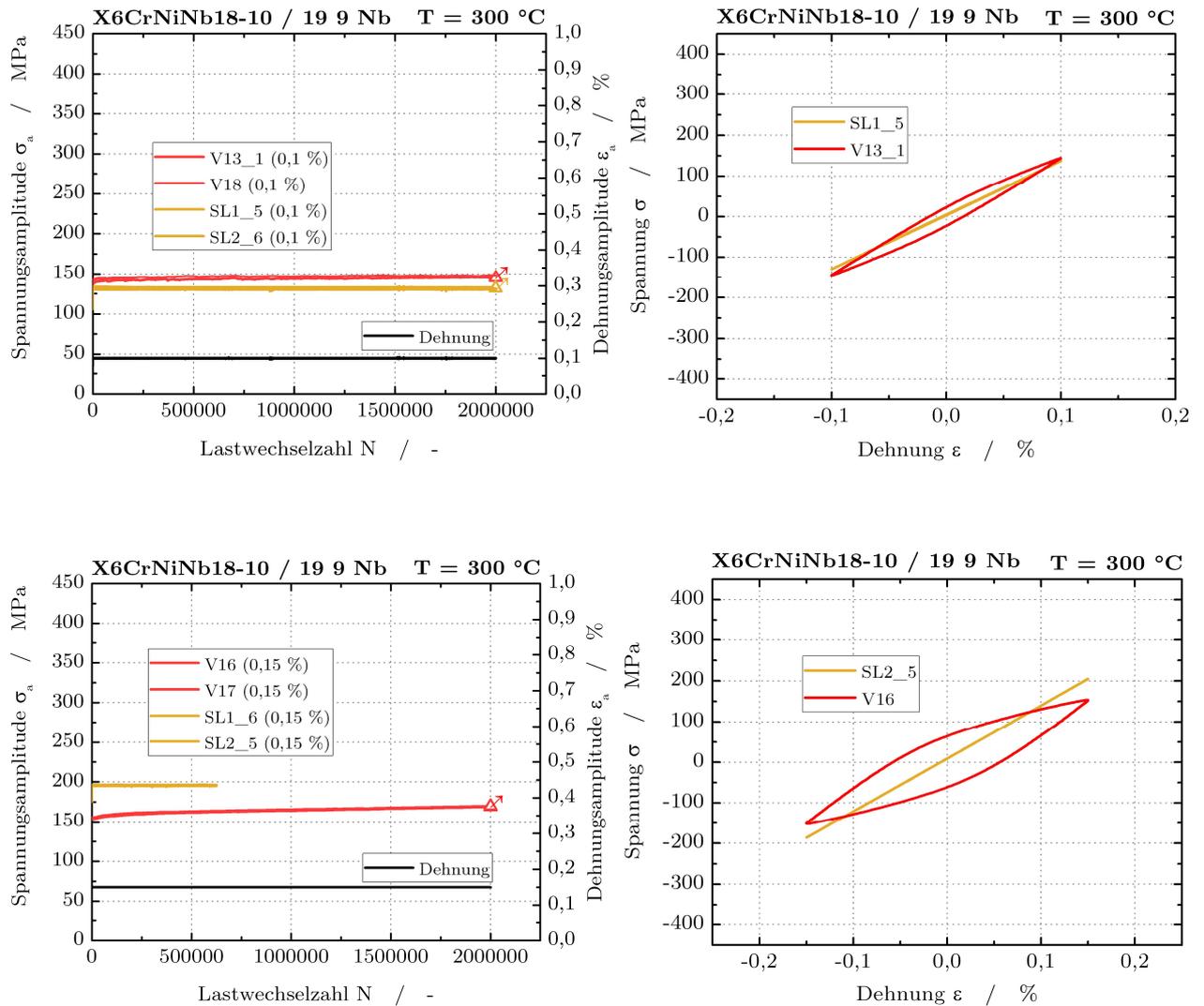


Bild A2: Für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 und das Schweißgut 19 9 Nb vergleichende Darstellung der zyklischen Entwicklung der Spannungsamplitude sowie der Spannungs-Dehnungs-Hysterese bei $N_B/2$ für RT und $T = 300\text{ °C}$ bei einer Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,1\%$ und $\epsilon_a = 0,15\%$

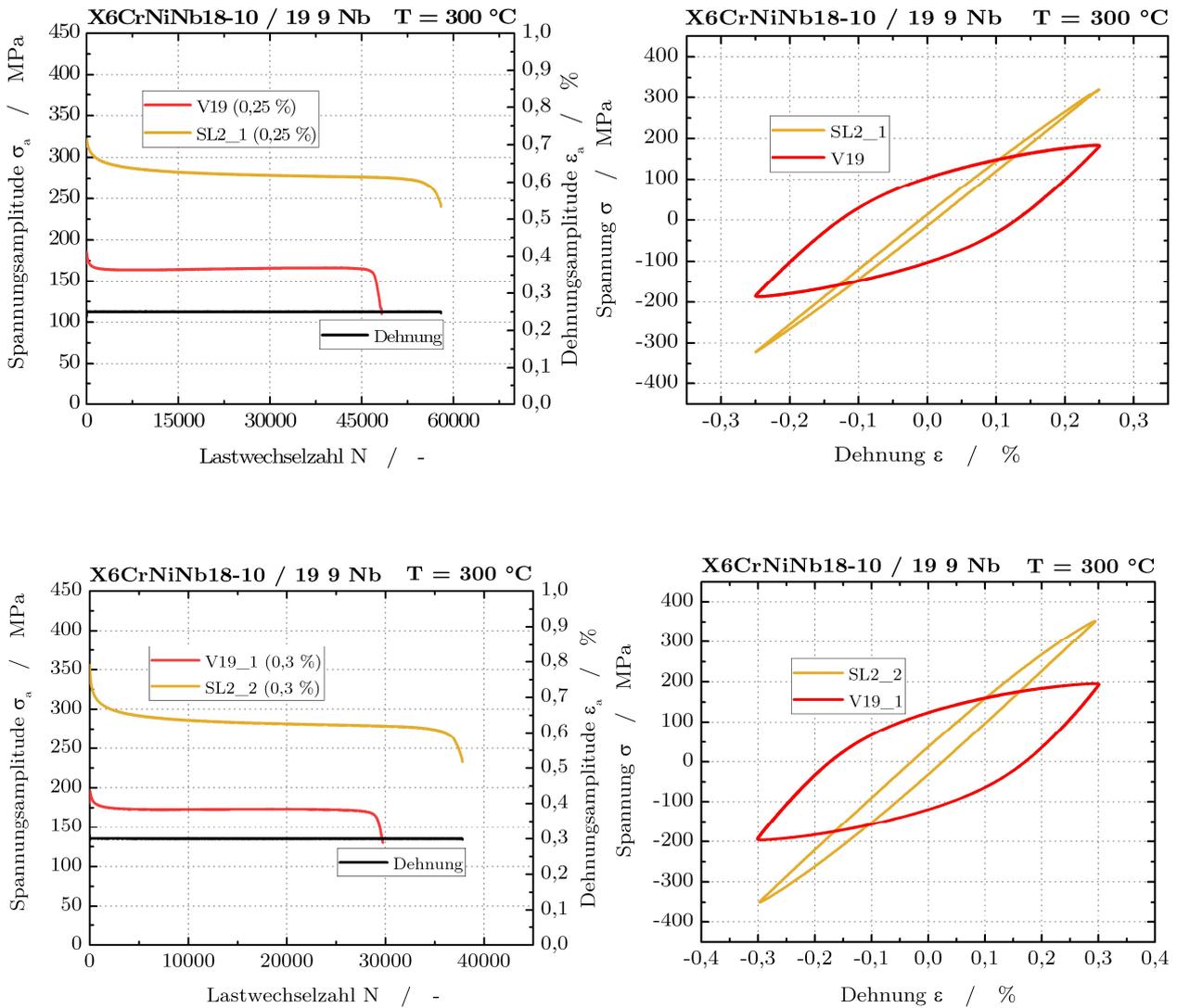


Bild A3: Für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 und das Schweißgut 19 9 Nb vergleichende Darstellung der zyklischen Entwicklung der Spannungsamplitude sowie der Spannungs-Dehnungs-Hysterese bei $N_B/2$ für RT und $T = 300$ °C bei einer Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,25$ % und $\epsilon_a = 0,3$ %

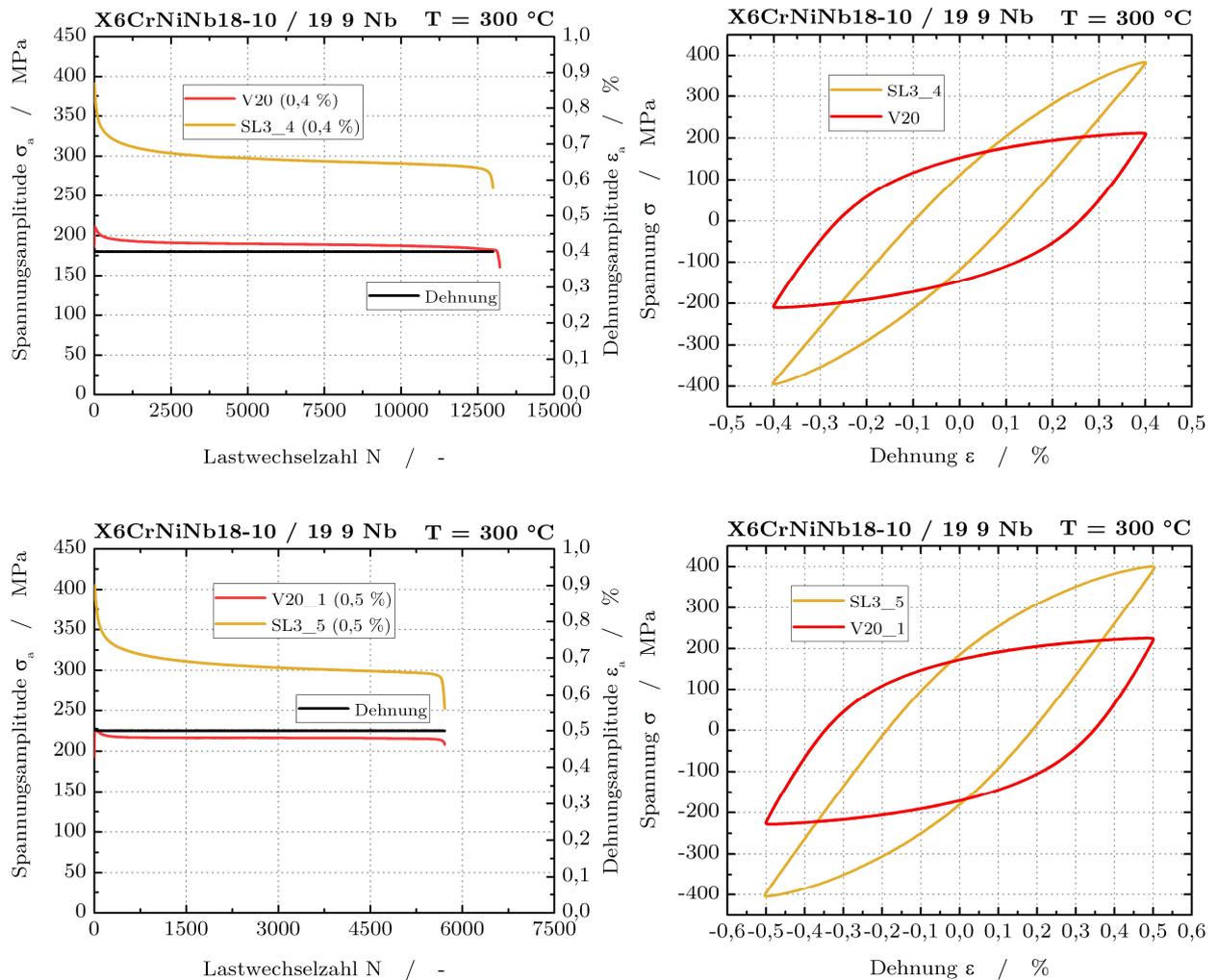
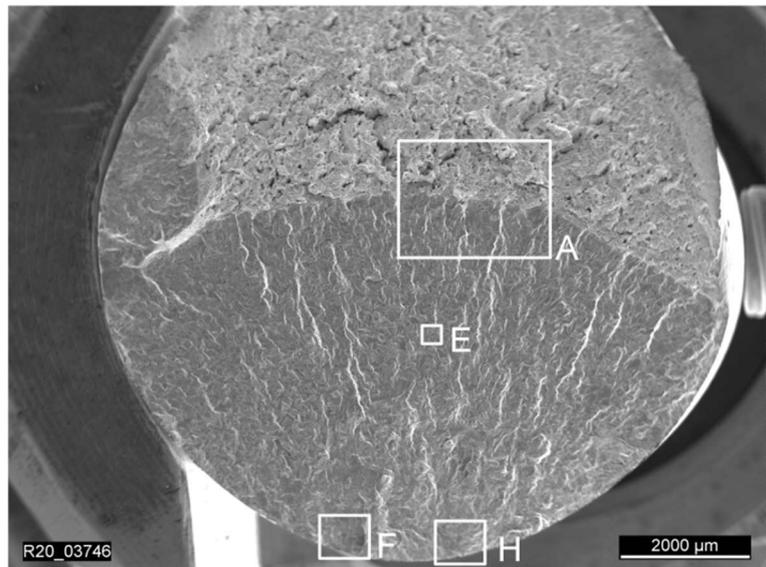
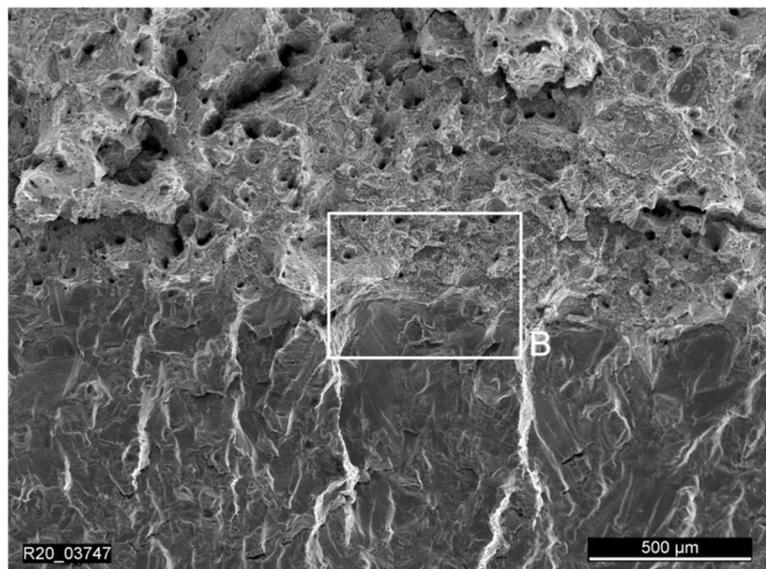


Bild A4: Für den Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 und das Schweißgut 19 9 Nb vergleichende Darstellung der zyklischen Entwicklung der Spannungsamplitude sowie der Spannungs-Dehnungs-Hysterese bei $N_B/2$ für RT und $T = 300\text{ °C}$ bei einer Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,4\text{ %}$ und $\epsilon_a = 0,5\text{ %}$

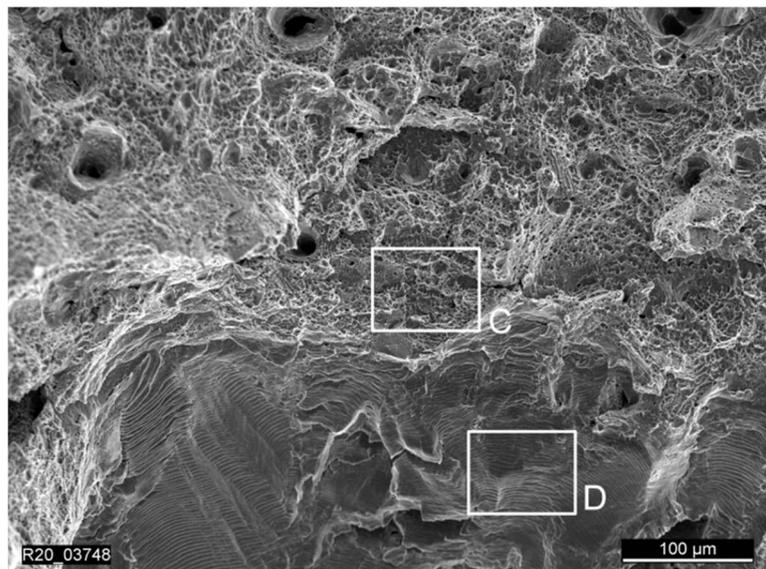
Übersicht V13



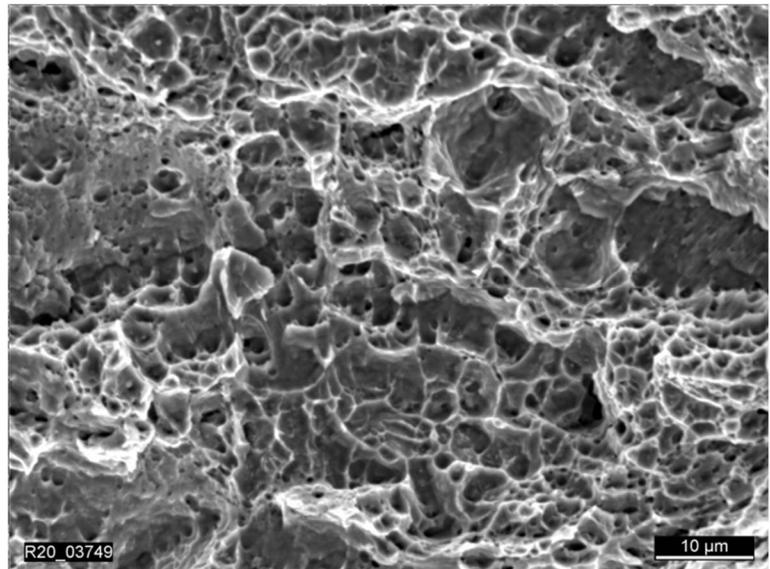
Ausschnitt A



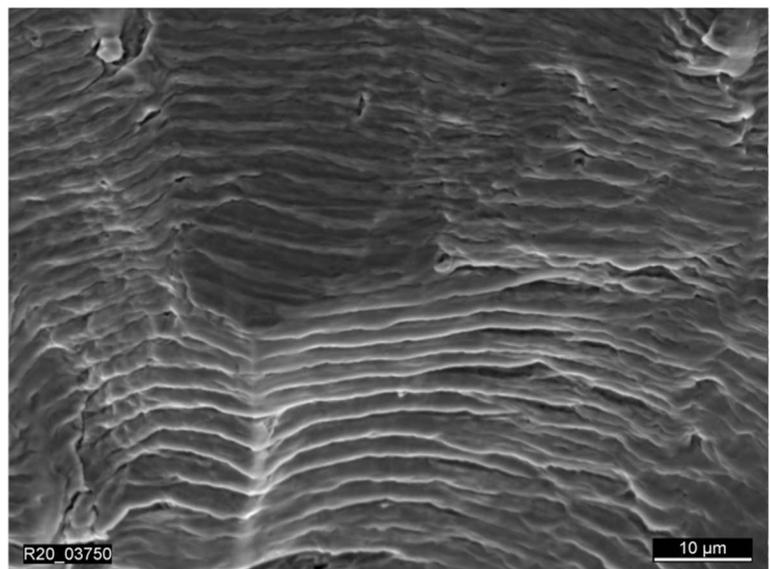
Ausschnitt B



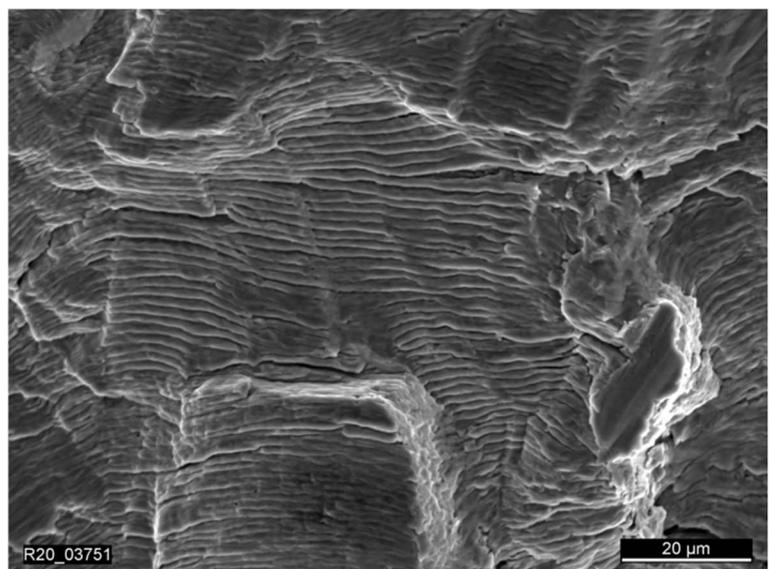
Ausschnitt C



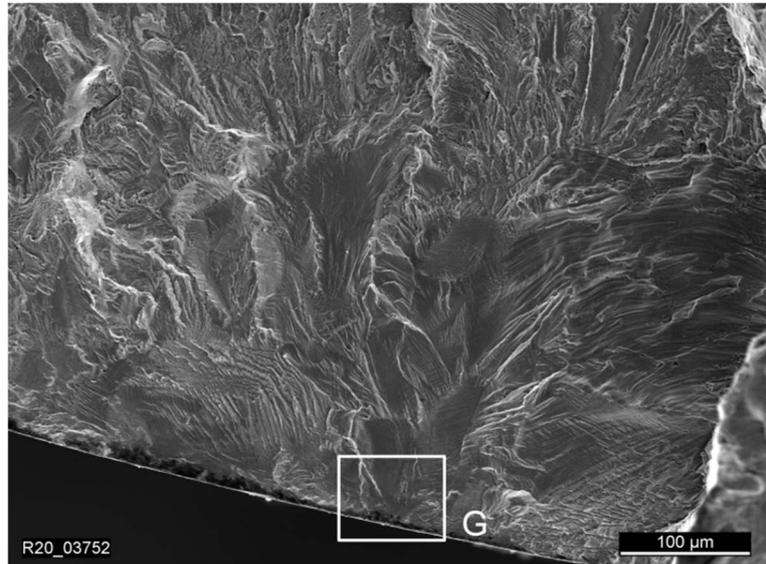
Ausschnitt D



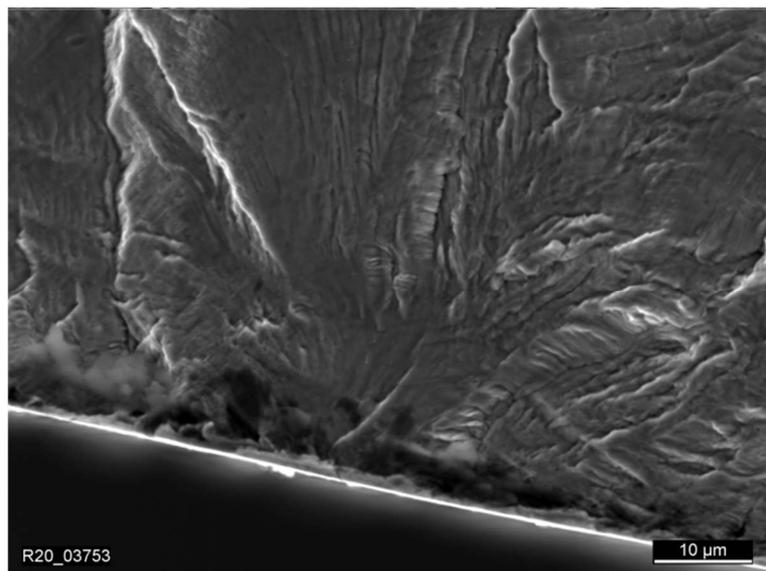
Ausschnitt E



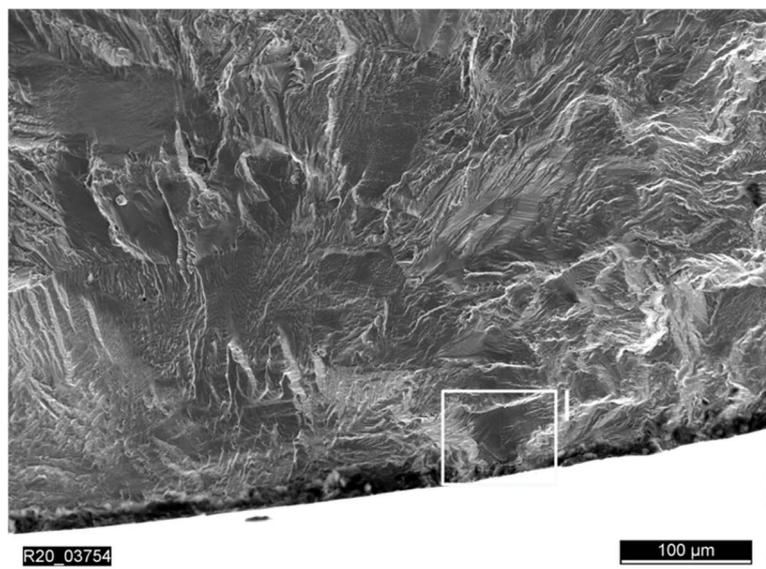
Ausschnitt F



Ausschnitt G



Ausschnitt H



Ausschnitt I

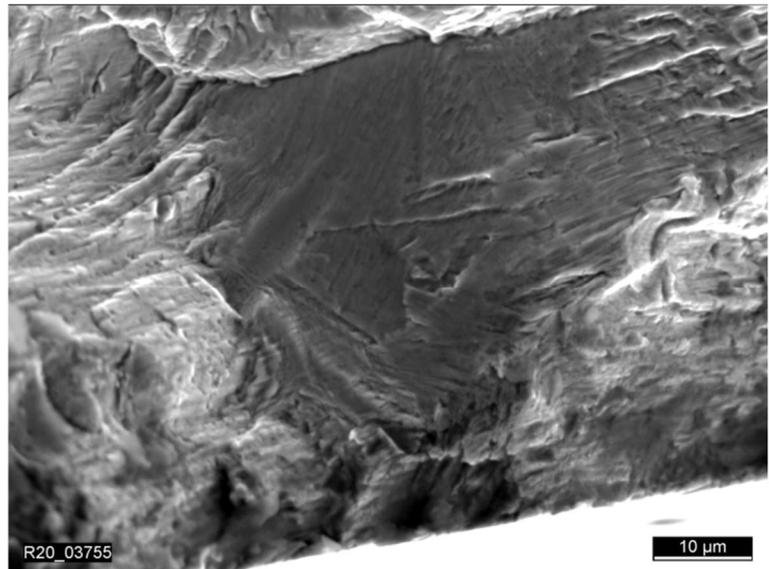
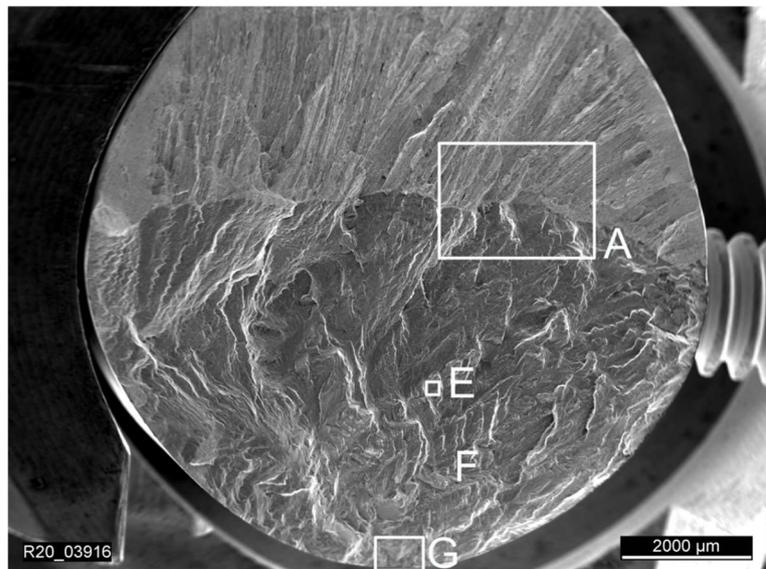
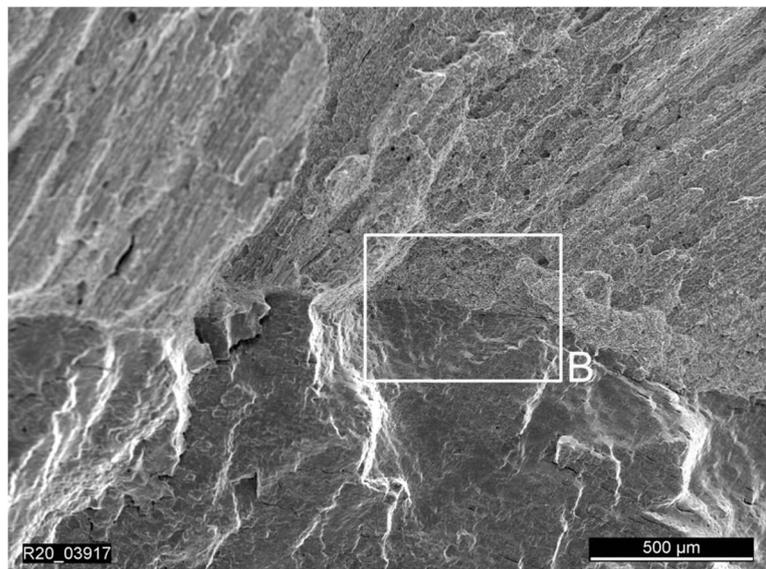


Bild A5: REM-Aufnahmen der Probe V13 (Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10) mit einer Beanspruchung von $\epsilon_a = 0,2 \%$ bei $T = 300 \text{ }^\circ\text{C}$ und einer Lastwechselzahl von $N = 90\ 491$

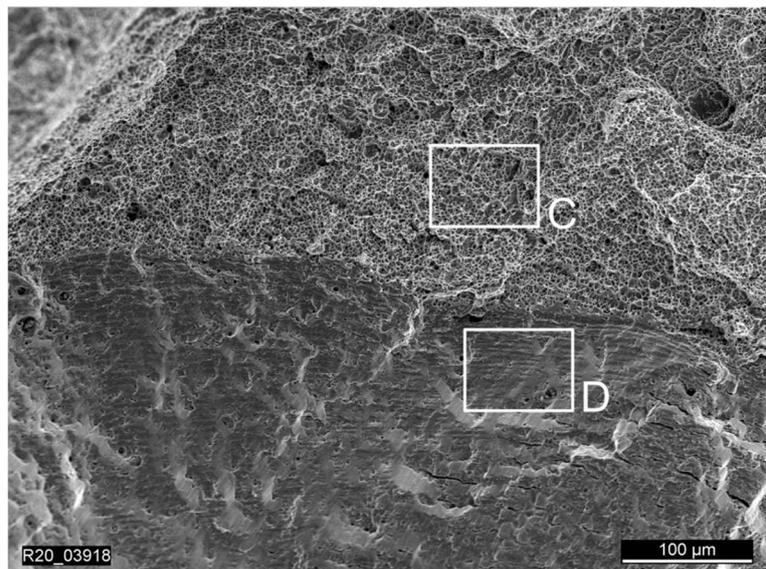
Übersicht SL1_2



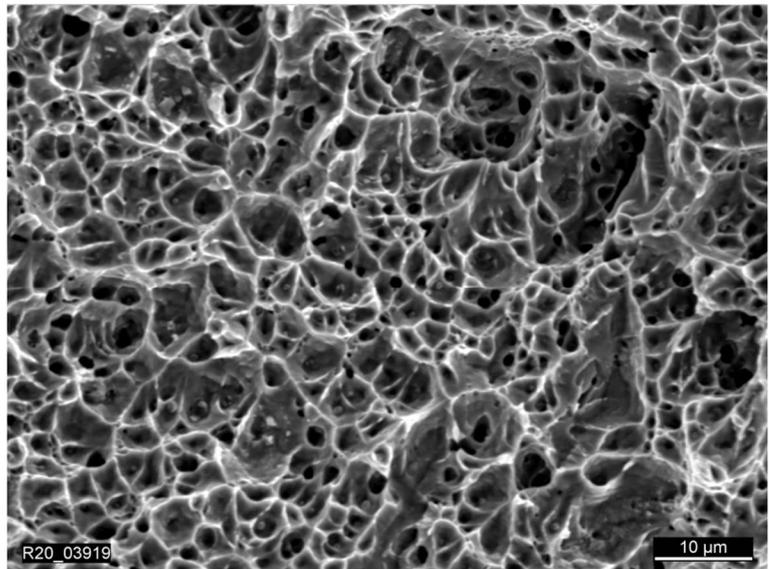
Ausschnitt A



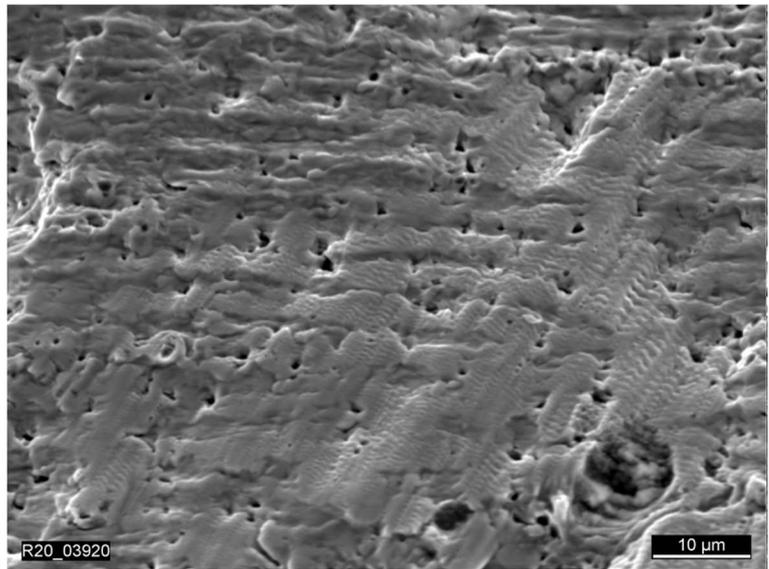
Ausschnitt B



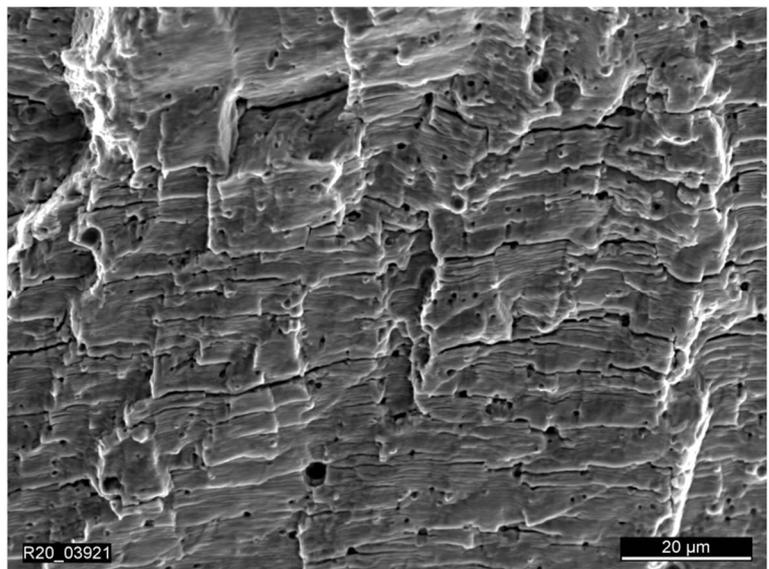
Ausschnitt C



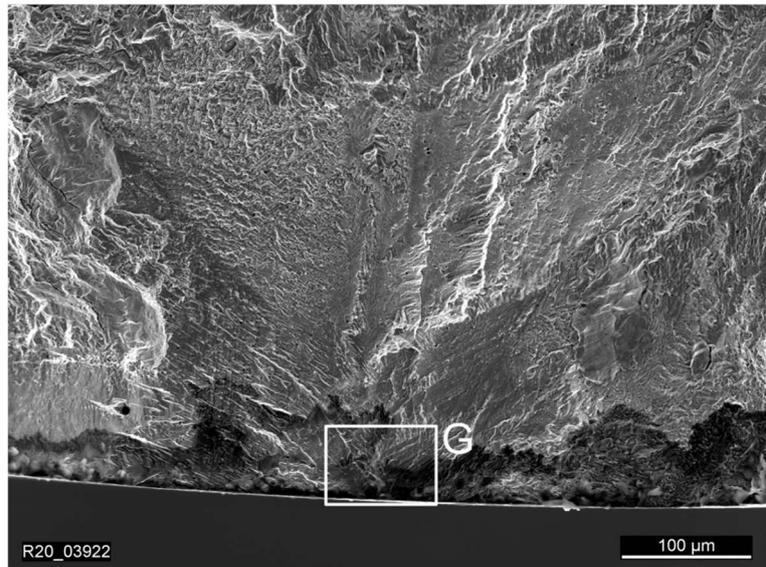
Ausschnitt D



Ausschnitt E



Ausschnitt F



Ausschnitt G

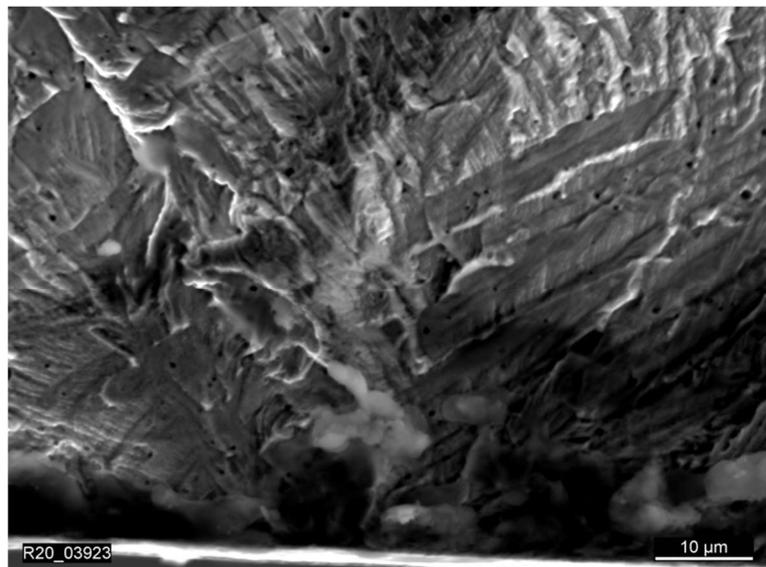
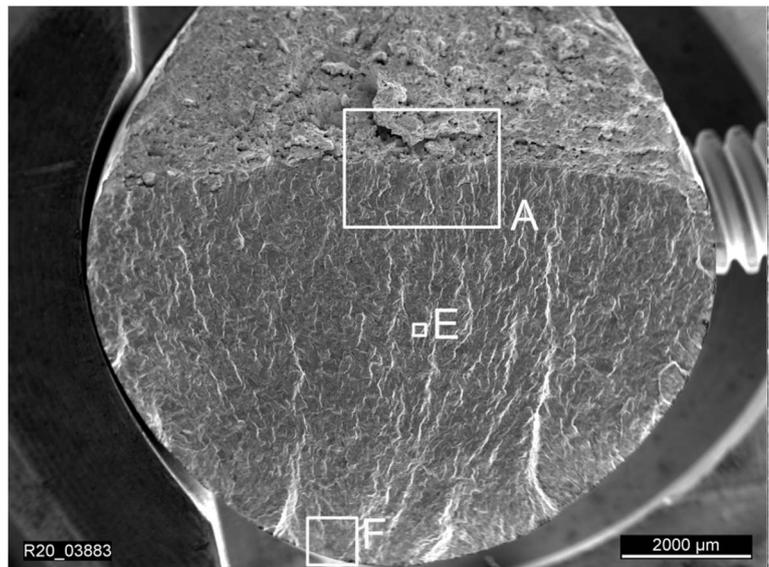
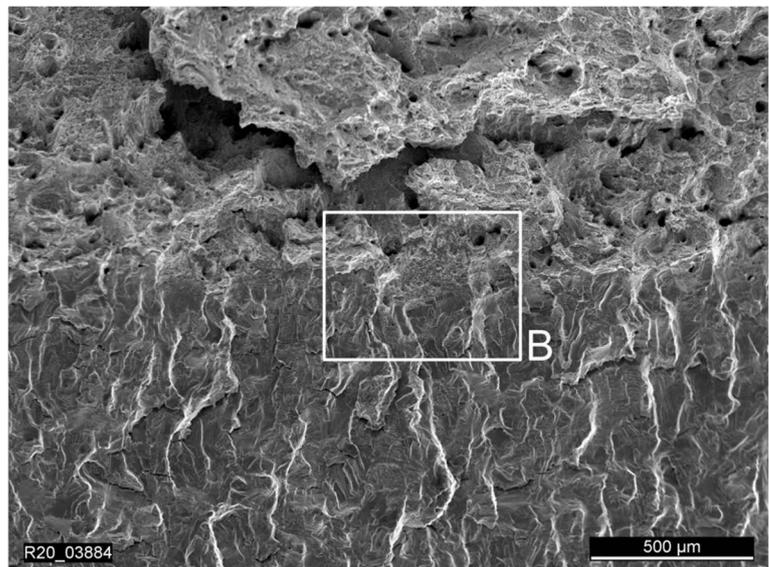


Bild A6: REM-Aufnahmen der Probe SL1_2 (Schweißgut 19 9 Nb) mit einer Beanspruchung von $\epsilon_a = 0,2 \%$ bei $T = 300 \text{ °C}$ und einer Lastwechselzahl von $N = 139\ 162$

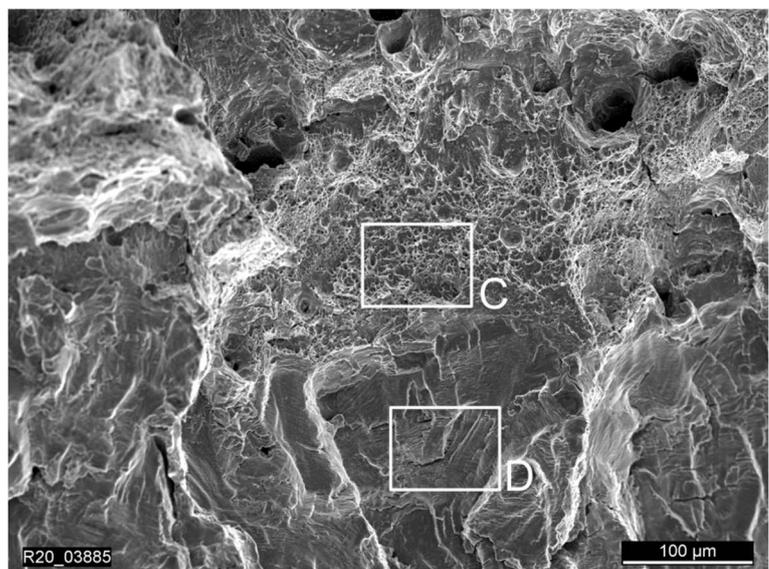
Übersicht V24



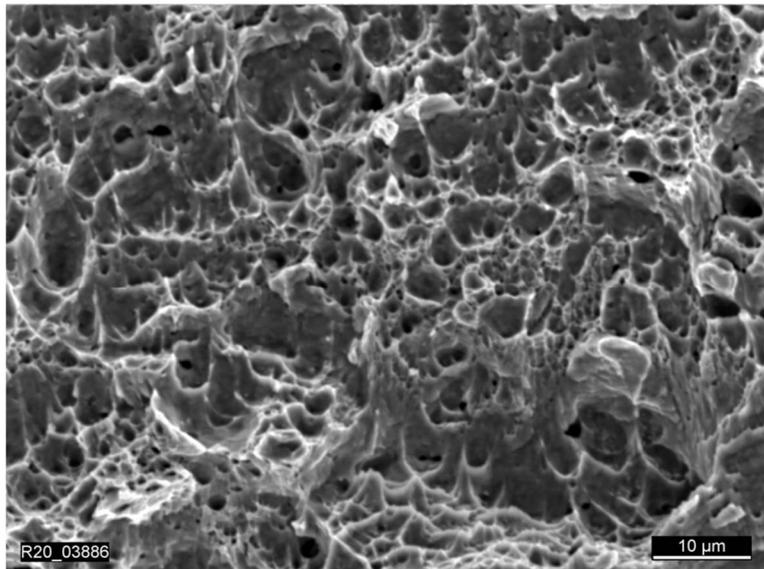
Ausschnitt A



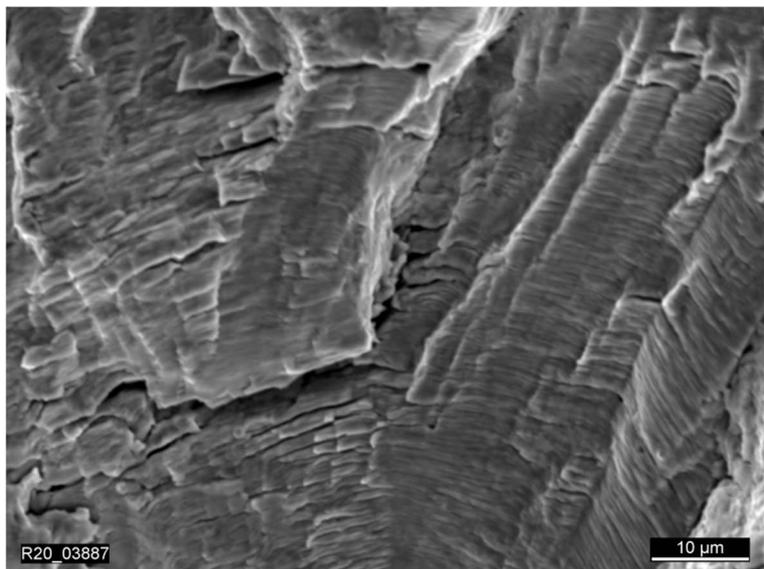
Ausschnitt B



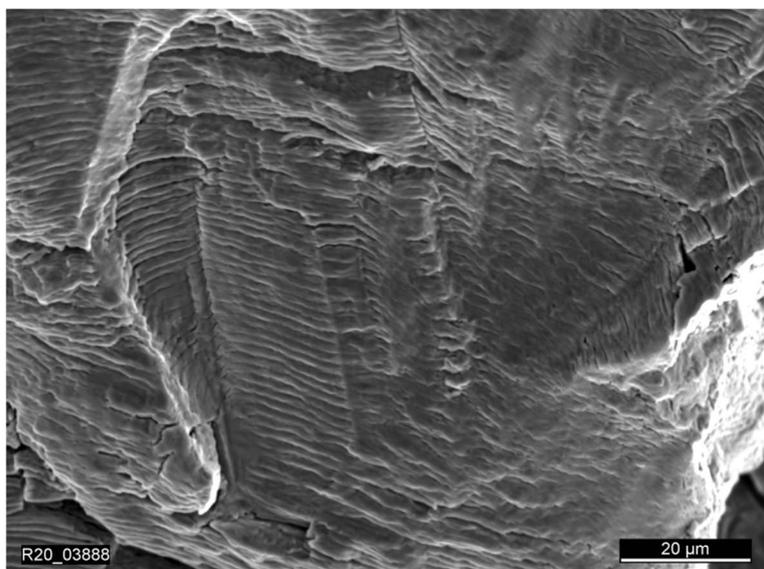
Ausschnitt C



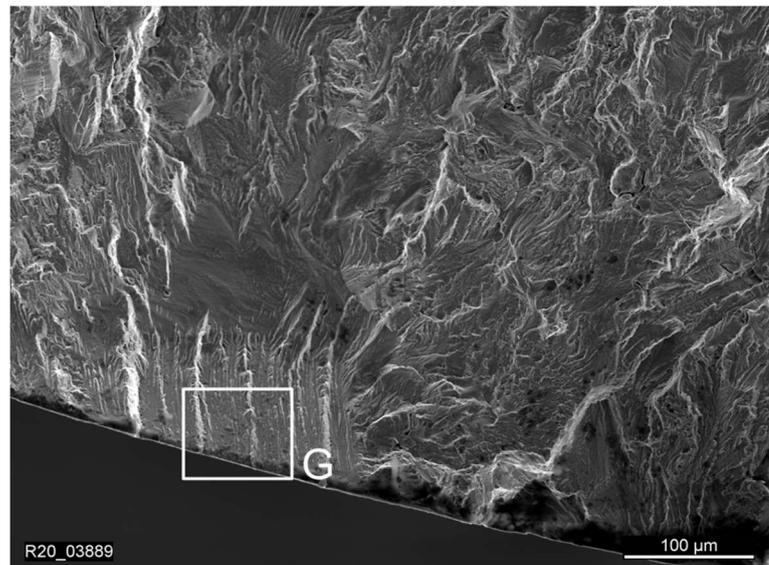
Ausschnitt D



Ausschnitt E



Ausschnitt F



Ausschnitt G

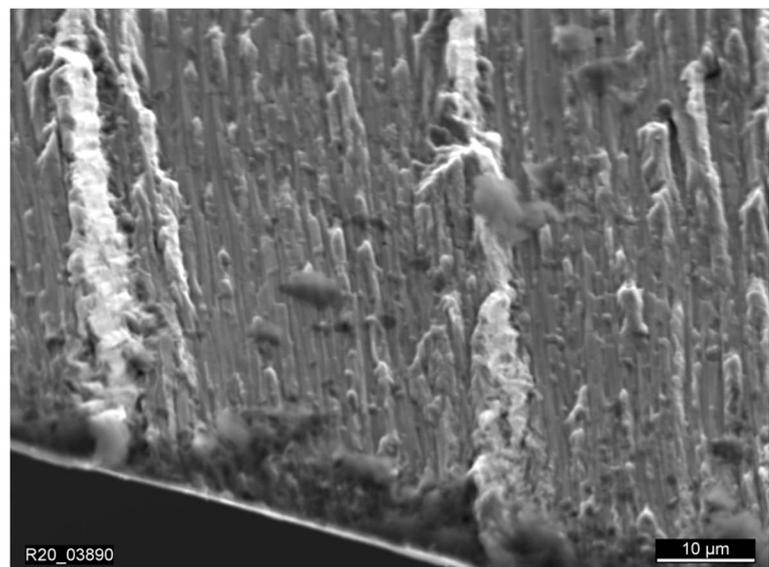
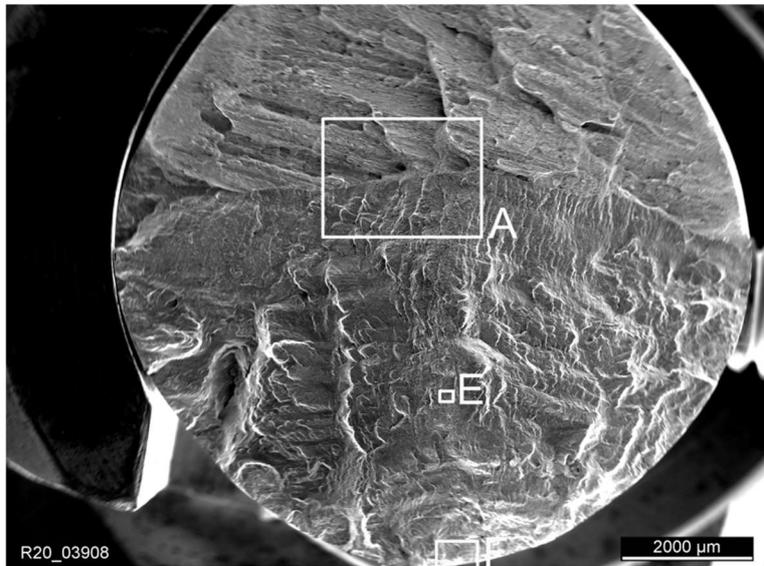
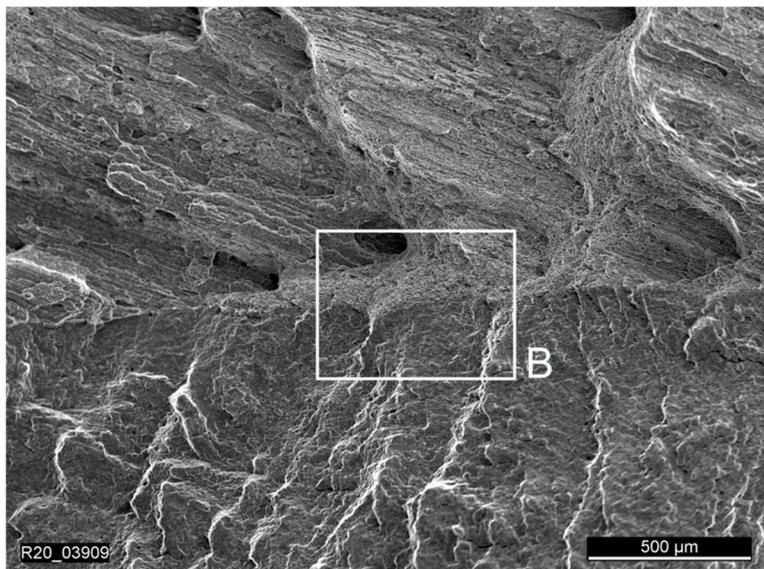


Bild A7: REM-Aufnahmen der Probe V24 (Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10) mit einer Beanspruchung von $\epsilon_a = \text{Kollektiv}$ bei $T = 300 \text{ }^\circ\text{C}$ und einer Lastwechselzahl von $N = 45\,562$

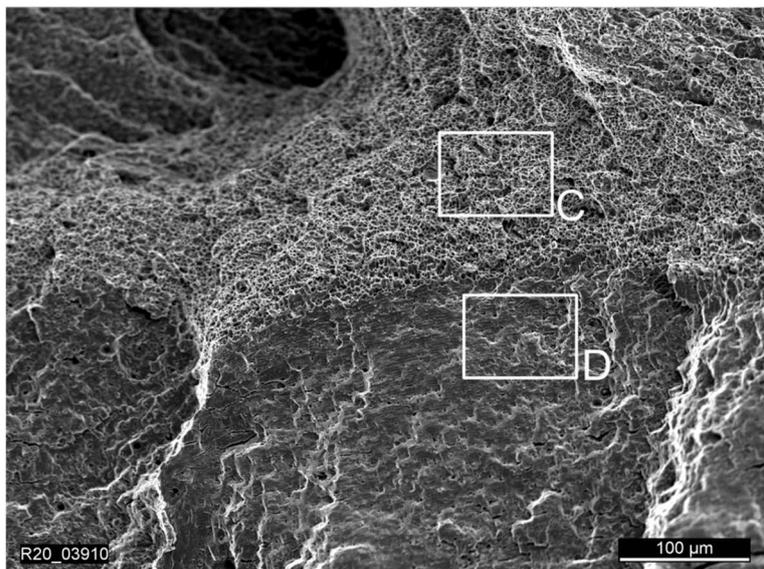
Übersicht SL3_8



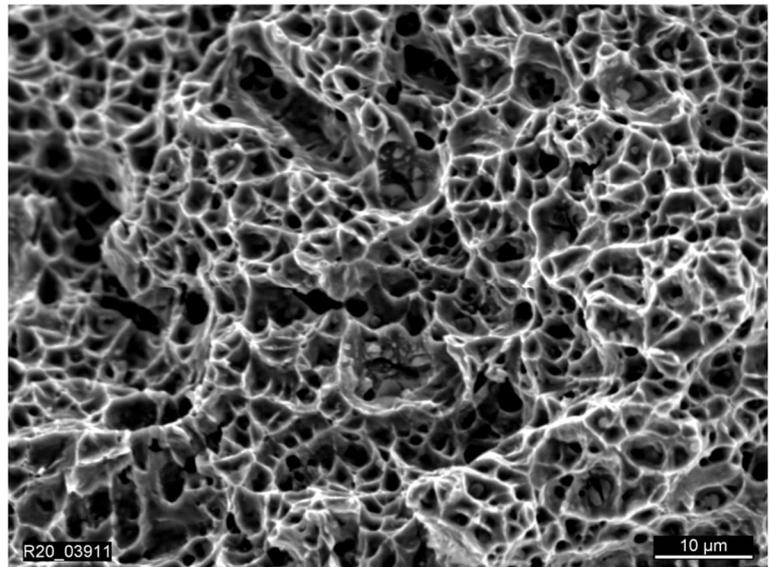
Ausschnitt A



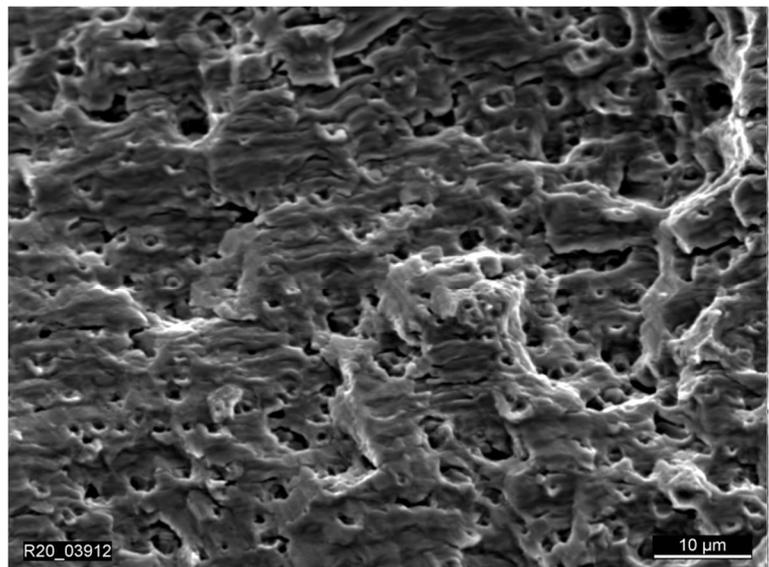
Ausschnitt B



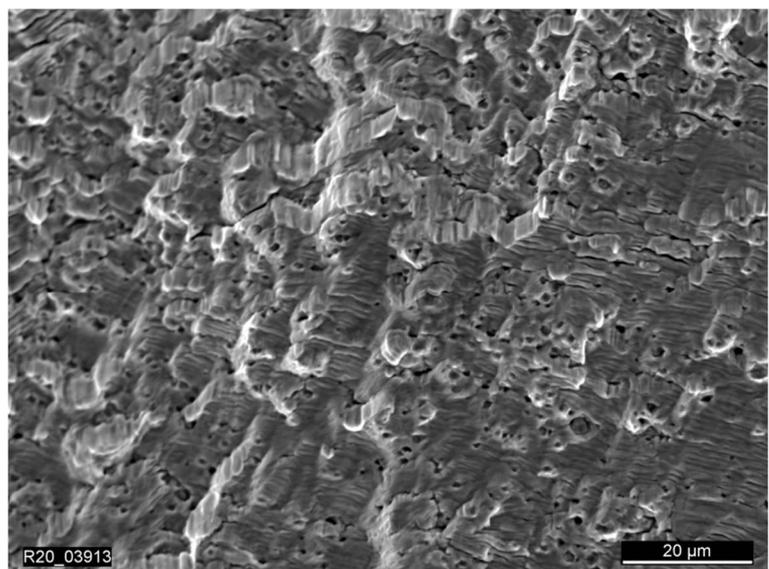
Ausschnitt C



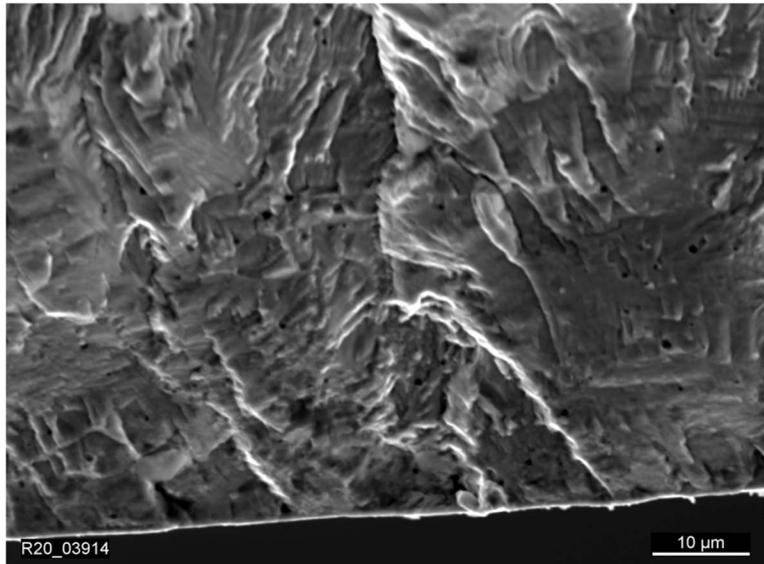
Ausschnitt D



Ausschnitt E



Ausschnitt F



Ausschnitt G

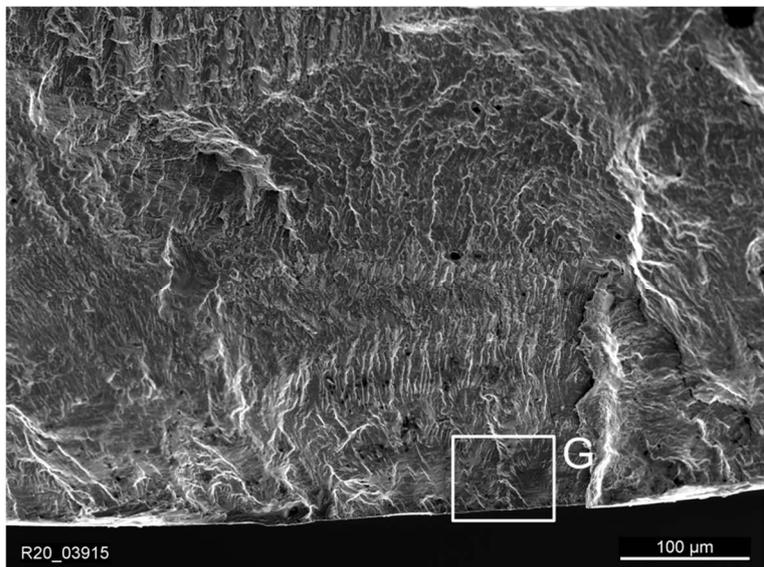
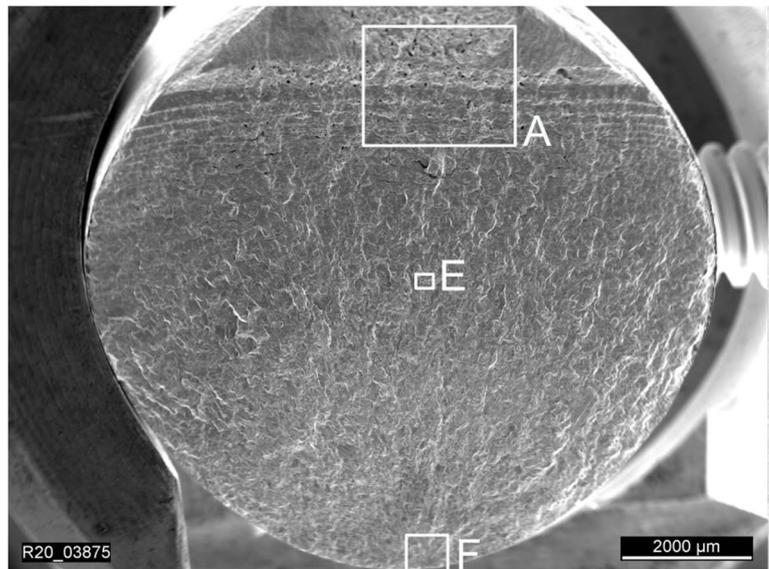
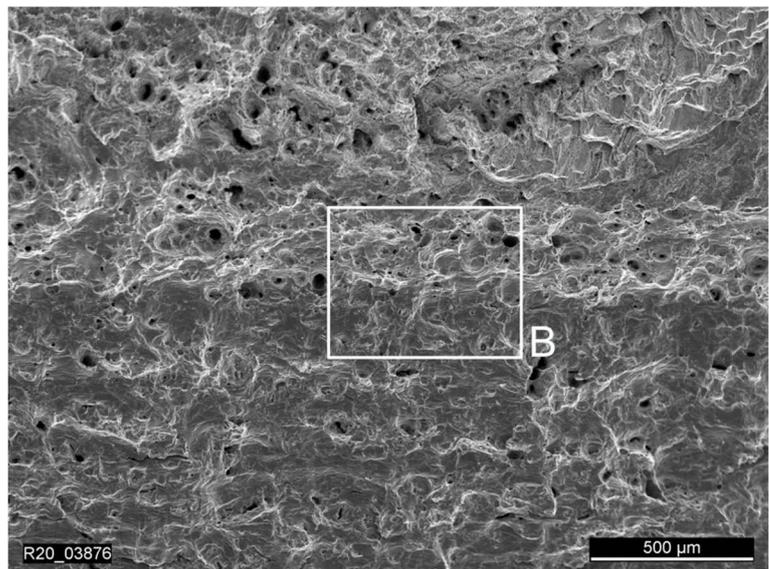


Bild A8: REM-Aufnahmen der Probe SL3_8 (Schweißgut 19 9 Nb) mit einer Beanspruchung von $\epsilon_a =$ Kollektiv bei $T = 300 \text{ °C}$ und einer Lastwechselzahl von $N = 59\,513$

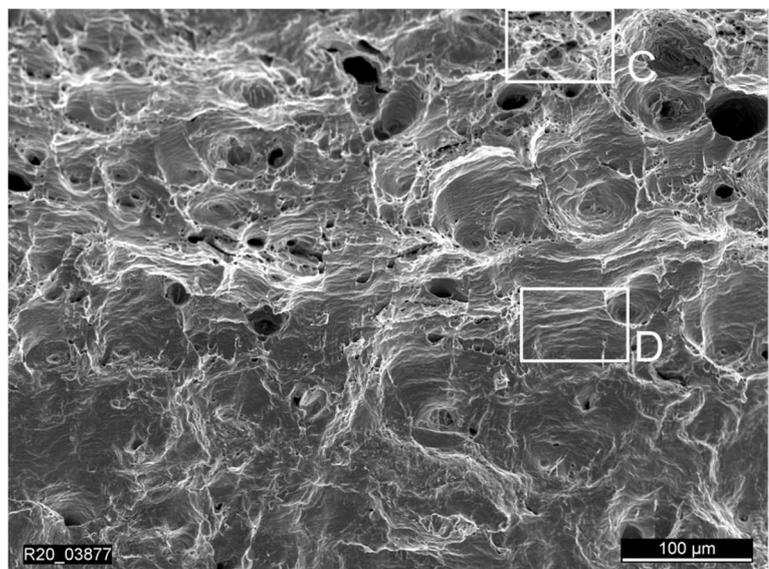
Übersicht V27



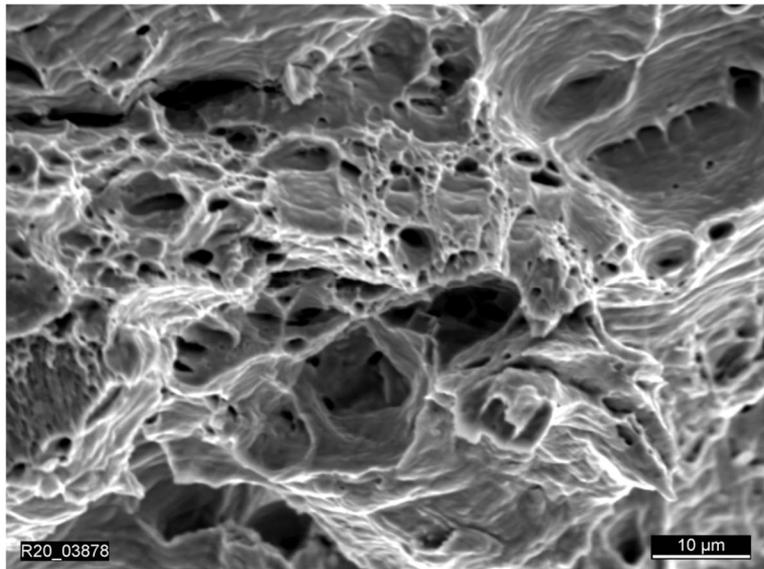
Ausschnitt A



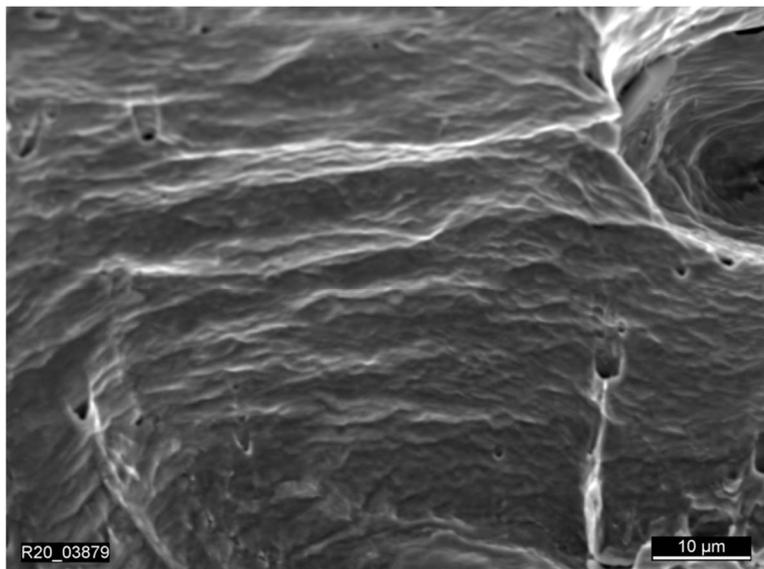
Ausschnitt B



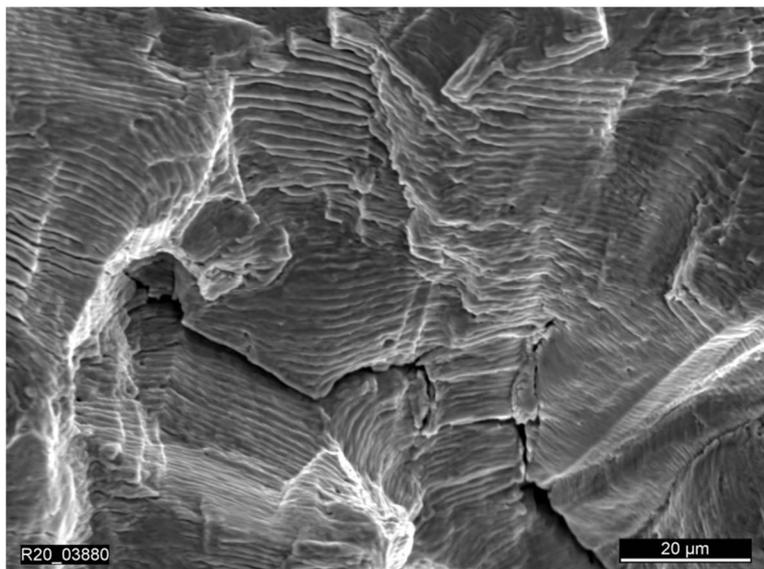
Ausschnitt C



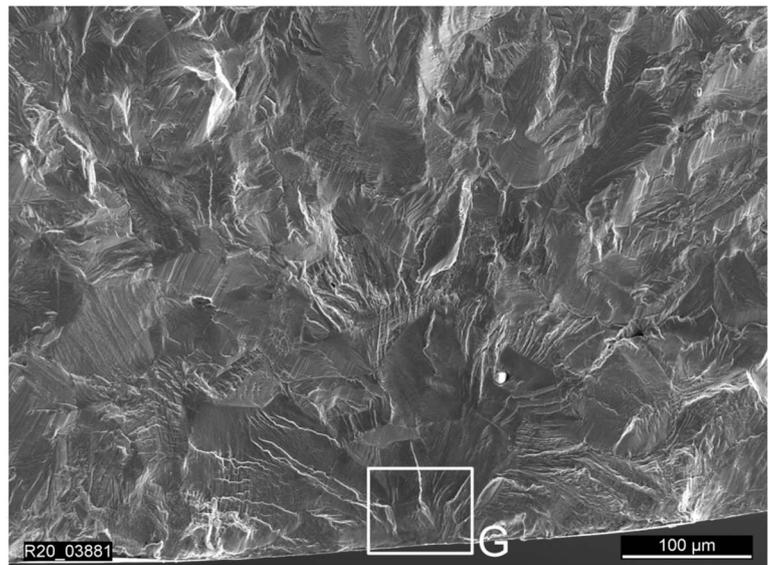
Ausschnitt D



Ausschnitt E



Ausschnitt F



Ausschnitt G

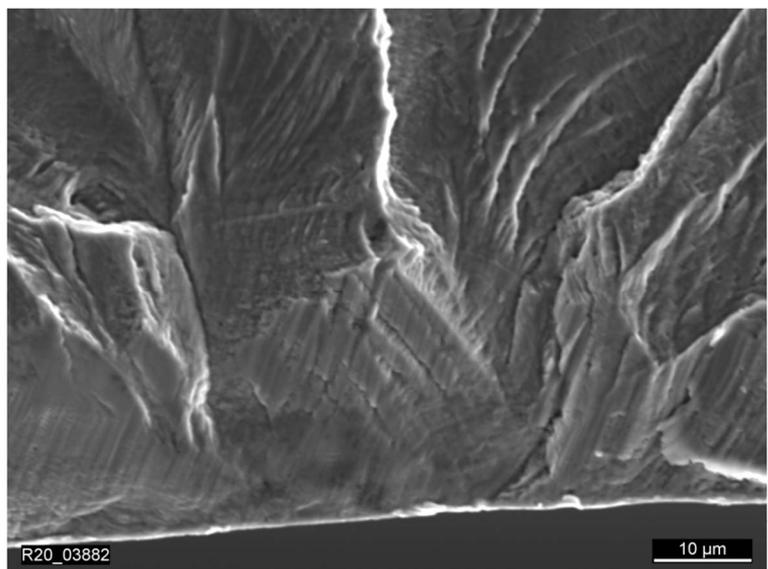


Bild A9: REM-Aufnahmen der Probe V27 (Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10) mit einer Beanspruchung von $\epsilon_a = \text{Kollektiv} + 0,1 \%$ bei $T = 300 \text{ }^\circ\text{C}$ und einer Lastwechselzahl von $N = 2\ 505\ 592$



Universität Stuttgart

ISBN: 978-3-946789-16-1