

# **Festigkeitsnachweis und Lebensdauerberechnung bei komplex mehrachsiger Schwingbeanspruchung**

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

vorgelegt von  
**Dipl.-Ing. Thomas M. Fesich,**  
M.S. (The George Washington University)  
aus Neumarkt i.d.OPf.

Hauptberichter:	Prof. Dr.-Ing. habil. E. Roos
Mitberichter:	Prof. Dr.-Ing. J. Starflinger
Tag der mündlichen Prüfung:	12.12.2012

2012

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



## Vorwort

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

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. E. Roos. Seine fördernde Begleitung und Unterstützung, das fortwährende Interesse am fachlichen Verlauf der Arbeit und die wertvollen Diskussionen und Hinweise haben wesentlich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen.

Herrn Prof. Dr.-Ing. J. Starflinger danke ich sehr herzlich für sein großes Interesse an dieser Arbeit und die Bereitschaft zur Übernahme des Mitberichts.

Ebenfalls sehr herzlich bedanken möchte ich mich bei meinen Kolleginnen und Kollegen an der Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart und dem IMWF für die stets sehr gute Zusammenarbeit. Für die konstruktiven Diskussionen möchte ich insbesondere meinen Kollegen Herrn Dr.-Ing. Michael Seidenfuß, Herrn Dr.-Ing. Karl-Heinz Herter und Herrn Dipl.-Ing. Xaver Schuler danken. Für ihre fachlichen Hinweise möchte ich mich bei Frau Dr. rer. nat. Ewa Soppa und Herrn Dr.-Ing. Daniel Krätschmer bedanken. Den Ingenieuren und Technikern der Referate „Schwingfestigkeit“, „Allgemeine Werkstoffprüfung“ und „Warmversuch“ gilt mein Dank für die Durchführung des aufwändigen Versuchsprogrammes. Bei Frau Stefanie Bisinger möchte ich mich sehr herzlich für die fortlaufende hervorragende organisatorische Unterstützung während des Entstehens dieser Arbeit bedanken. Nicht zuletzt gilt mein Dank allen Kolleginnen und Kollegen am IMWF für die angenehme Arbeitsatmosphäre in den drei Jahren meiner Tätigkeit am IMWF.

Ein wesentlicher Teil der Untersuchungen wurde mit Mitteln des Bundesministeriums für Wirtschaft und Technologie im Rahmen der Forschungsvorhaben BMWi 1501355 und BMWi 1501392 gefördert.

Meiner Ehefrau Maike, meinen Eltern Dieter und Ulrike sowie meiner Schwester Sabine möchte ich von ganzem Herzen für die Unterstützung und Motivation sowie das mir entgegengebrachte Vertrauen und Verständnis während dem Entstehen dieser Arbeit danken.

---

## Inhaltsverzeichnis

Formelzeichen und Indizes.....	VII
Zusammenfassung .....	X
Abstract .....	XIII
1 Einleitung und Zielsetzung .....	1
1.1 Ausgangssituation und historischer Überblick.....	1
1.2 Aufgabenstellung.....	2
1.3 Vorgehensweise.....	4
2 Stand von Wissenschaft und Technik .....	5
2.1 Werkstoffmechanische Grundlagen .....	5
2.1.1 Spannung und Dehnung.....	5
2.1.2 Zyklisches Werkstoffverhalten .....	11
2.1.3 Mehrachsige Schwingbeanspruchungen .....	16
2.1.4 Kerbeinfluss .....	24
2.2 Mikrostrukturelle Grundlagen .....	26
2.2.1 Schadensakkumulation und Rissinitiierung .....	27
2.2.2 Besonderheiten bei nichtproportionaler Beanspruchung .....	33
2.3 Ermüdungsmodelle zur Lebensdauerberechnung.....	33
2.3.1 Spannungsbasierte Modelle .....	38
2.3.2 Dehnungsbasierte Modelle .....	43
2.3.3 Energiedichtebasierte Modelle .....	47
2.3.4 Lebensdauerberechnung nach kerntechnischem Regelwerk .....	52
2.4 Berücksichtigung elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens .....	55
3 Konzept zur geschlossenen Bewertung komplexer Ermüdungszustände ..	57
3.1 Das MPA AIM-Life Verfahren zur Lebensdauerberechnung .....	57
3.2 Numerische Simulation des zyklischen Werkstoffverhaltens.....	59
3.3 Entwicklung einer modifizierten Festigkeitshypothese .....	64
3.3.1 Ausgangsbasis und Grundüberlegungen.....	64
3.3.2 Formulierung des Gradienteneffekts.....	67
3.4 Zusammenfassung.....	71
4 Experimentelle Untersuchungen .....	74
4.1 Werkstoffe und Probenformen.....	74
4.1.1 Werkstoff 20MnMoNi5-5 .....	74
4.1.2 Werkstoff X6CrNiNb18-10 .....	77
4.1.3 Probenformen .....	81
4.2 Durchgeführte Schwingversuche.....	83
4.2.1 Einachsige Versuche .....	86
4.2.2 Torsions-Wechselversuche .....	88
4.2.3 Zug-Druck-Wechselversuche an gekerbten Proben .....	91
4.2.4 Torsions-Wechselversuche an gekerbten Proben .....	92
4.2.5 Schwingversuche mit komplex proportionalen Beanspruchungen.....	93
4.2.6 Schwingversuche mit komplex nichtproportionalen Beanspruchungen ..	95

---

4.2.7	Weitere Schwingversuche .....	98
5	Finite Elemente Berechnungen .....	99
5.1	Modellerstellung .....	99
5.2	Ergebnisse der Berechnungen .....	100
6	Identifikation der mikrostrukturellen Schädigungsprozesse.....	105
6.1	Ferritischer Werkstoff 20MnMoNi5-5.....	105
6.1.1	Einachsiges Ermüdungsverhalten .....	105
6.1.2	Ermüdungsverhalten bei reiner Torsion.....	107
6.1.3	Ermüdungsverhalten bei komplexer Beanspruchung .....	110
6.2	Austenitischer Werkstoff X6CrNiNb18-10 .....	111
6.2.1	Einachsiges Ermüdungsverhalten .....	111
6.2.2	Ermüdungsverhalten bei reiner Torsion.....	112
6.2.3	Ermüdungsverhalten bei komplexer Beanspruchung .....	113
7	Verifizierung der Ermüdungsmodelle .....	116
7.1	Hypothesenauswahl .....	116
7.2	Mittelwertskurven .....	117
7.3	Bewertung der Festigkeitshypothesen .....	119
7.4	Mikrostrukturelle Validierung .....	131
8	Anwendung und Ausblick .....	136
A.	Anhang.....	138
	Literaturverzeichnis .....	161

---

**Formelzeichen und Indizes**
**Formelzeichen**

<b>Symbol</b>	<b>Einheit</b>	<b>Bedeutung</b>
A	mm <sup>2</sup>	Fläche
A,B,C	-	Parameter der Langer-Gleichung
a <sub>ij</sub>	-	Richtungskosinus
b	-	Schwingfestigkeitsexponent
c	-	Zyklischer Duktilitätsexponent
D	-	Schädigung im Jiang-Modell
d	mm	Durchmesser
E	MPa	E-Modul
F	N	Kraft
F <sub>NP</sub>	-	Nichtproportionalitätsfaktor
f	1/s	Frequenz
G	-	Norm des Spannungsgradienten
G	MPa	Schubmodul
I	MPa	Invariante des Spannungstensors
J	MPa	Invariante des Spannungsdeviators
K	MPa	Statischer Verfestigungskoeffizient
K'	MPa	Zyklischer Verfestigungskoeffizient
k	-	Werkstoffparameter des Fatemi-Socie Modells
M <sub>t</sub>	Nmm	Torsionsmoment
N <sub>A</sub>	-	Schwingspielzahl bis Anriss
N <sub>B</sub>	-	Berechnete Schwingspielzahl
n	-	Normalenrichtung
n <sub>1</sub>	-	Statischer Verfestigungsexponent
n <sub>2</sub>	-	Zyklischer Verfestigungsexponent
q	-	Mehrachsigkeitsgrad nach Clausmeyer
r	mm	Radius
S	-	Werkstoffparameter des Kandil-Brown-Miller Modells
$\bar{S}$	MPa	Spannungstensor
$\bar{S}'$	MPa	Spannungsdeviator
T	-	Periodendauer
t	s	Zeit

## Formelzeichen und Indizes

---

$\alpha$	-	Nichtproportionaler Verfestigungskoeffizient
$\alpha_k$	-	Statische Formzahl
$\beta_k$	-	Dynamische Kerbwirkungszahl
$\delta$	- / °	Phasenwinkel
$\chi$	-	Bezogener Spannungs- bzw. Dehnungsgradient
$\varepsilon$	-	Dehnung
$\varepsilon_f'$	-	Zyklischer Duktilitätskoeffizient
$\phi$	- / °	Azimuthwinkel
$\gamma$	-	Schiebung
$\nu$	-	Querkontraktionszahl (Poisson-Zahl)
$\theta$	- / °	Schubspannungswinkel
$\rho$	mm	Kerbradius
$\sigma_f'$	MPa	Schwingfestigkeitskoeffizient
$\sigma$	MPa	Spannung
$\sigma_0$	MPa	Zyklische Fließgrenze
$\tau$	MPa	Schubspannung
$\omega$	1/s	Winkelgeschwindigkeit
$\psi$	- / °	Poldistanzwinkel

### Indizes

#### Symbol

#### Bedeutung

a	Amplitude
ax	Axial
B	Berechnung
char	Charakteristische Ebene
el	Elastisch
Exp	Experiment
FE	Finite Elemente Berechnung
fikt.-el.	Fiktiv-elastisch
h	Hydrostatisch
i,j	Einsteinsche Summenindizes
id	Ideell
krit	Kritisch
m	Mittel-
max	Maximal
MCC	Minimum Circumscribed Circle Methode



LC	Longest Chord Methode
n	Normal
NP	Nichtproportional
okt	Oktaeder
r	Reduziert
r	Radial
t	Tangential-
v	Vergleichs-
w	Wechselfest
x,y,z	Kartesische Koordinatenrichtung
$\varepsilon$	Auf Normaldehnung basierend
$\gamma$	Auf Schiebung basierend

Weitere Formelzeichen werden im Text erläutert.

### Zusammenfassung

Die Ermüdungsbewertung schwingend beanspruchter Bauteile ist von großer Bedeutung, um einerseits den sicheren Betrieb von Maschinen und Anlagen zu gewährleisten und andererseits zu große Konservativitäten bei der Dimensionierung oder Festlegung der zulässigen Lebensdauer zu vermeiden.

Eine experimentelle Bewertung der real auftretenden, komplexen Beanspruchungen ist in vielen Fällen nicht möglich oder nicht mit vertretbarem Aufwand umsetzbar. Die Gründe hierfür liegen insbesondere in den immer kürzeren Entwicklungszyklen. Im Anlagenbau sind die Komponenten zudem oftmals Einzelkonstruktionen, so dass hier eine experimentelle Lebensdauerbestimmung nicht möglich ist. Daher werden vermehrt rechnerische Verfahren benötigt und eingesetzt, um die Ermüdungslebensdauer bei komplexen Beanspruchungen zu bestimmen. Bei der Anwendung eines lokalen Konzepts muss dazu aus der lokal wirkenden Beanspruchung (Spannungs- und Dehnungszustand) ein Schädigungsparameter als repräsentative Vergleichsgröße ermittelt werden, welcher die Lebensdauerbewertung anhand einer experimentell ermittelten Schädigungsparameter-Wöhlerkurve ermöglicht.

Im Rahmen dieser Arbeit werden zunächst die Grundlagen des zyklischen Werkstoffverhaltens von Stählen dargelegt und die mathematischen Zusammenhänge zur Bestimmung von Spannungen und Dehnungen in Schnittebenen des Werkstoffs aufgezeigt. Des Weiteren werden die zum Verständnis des Schädigungsmechanismus Ermüdung notwendigen mikrostrukturellen Grundlagen der Werkstoffschädigung erläutert. Anschließend wird ein ausführlicher Überblick über die existierenden Ermüdungsmodelle, ihre Anwendungsbereiche und Limitationen gegeben. Im Bereich der Dauerfestigkeit basieren die Festigkeitshypothesen zur Ermittlung einer repräsentativen Vergleichsgröße meist auf Spannungsbetrachtungen (spannungsbasierte Ansätze). Für den Bereich der Zeitfestigkeit sind dehnungsbasierte oder energiedichtebasierte Ansätze verbreitet. Während für den Bereich der Dauerfestigkeit gut verifizierte Modelle existieren, gibt es im Bereich der Zeitfestigkeit, insbesondere bei komplexen nichtproportionalen Beanspruchungen, noch keinen allgemein gültigen und verifizierten Ansatz. Zudem stellt die Übertragbarkeit von an Kleinproben ermittelten Lebensdauern auf reale Komponenten eine weitere Herausforderung dar.

In der vorliegenden Arbeit werden daher auf der Basis des dehnungsbasierten Fatemi-Socie-Ansatzes sowie eines an IMWF/MPA Universität Stuttgart von Fesich und Gupta entwickelten energiedichtebasierten Ermüdungsmodells zwei neue Ansätze zur Ermüdungsbewertung komplexer Bauteile vorgeschlagen. Diese beziehen, auf der Basis der anerkannten Theorie Siebels zur Stützwirkung gekerbter Querschnitte, den in Bauteilen und Proben herrschenden Beanspruchungsgradienten mit in die Bewertung ein. Sowohl für den neu entwickelten dehnungsbasierten Ansatz als auch für den neu entwickelten energiedichtebasierten Ansatz werden dazu die real wirkenden Gradienten der Normaldehnung und der Schiebung an der höchstbeanspruchten Stelle ermittelt. Diese Gradienten werden als Skalierungsfaktoren direkt auf die Normalspannungs-Normaldehnungsterme bzw. die Schubspannungs-Schiebungsterme der Schädigungsparameter angewandt. Dadurch unterscheidet

sich die Vorgehensweise grundlegend von den bisher verwendeten empirischen Modellen. Die Verknüpfung der lokalen Beanspruchung im Werkstoff mit dem mesoskopischen Beanspruchungsgefälle trägt der ingenieurmäßigen Definition des technischen Anrisses Rechnung: Eine Anrissdefinition über einen (global messbaren) Lastabfall im dehnungsgeregelten Versuch macht die Berücksichtigung des mesoskopischen Beanspruchungsgefälles an der höchstbeanspruchten Stelle im Bauteil notwendig.

Um die beiden neu entwickelten Ansätze anwenden und mit etablierten Ansätzen vergleichen zu können, wird ein integriertes rechnerisches Ermüdungskonzept, die MPA Advanced Integrated Multiaxial Fatigue Life (MPA AIM-Life)-Methode entwickelt. Diese Methode umfasst die numerische Simulation des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens mittels einer effizienten Finite Elemente-Berechnung, um insbesondere die Effekte der nichtproportionalen Zusatzverfestigung metallischer Werkstoffe berücksichtigen zu können. Dazu wird ein im FE-Code ABAQUS vorhandenes, elastisch-plastisches Werkstoffmodell mit kombinierter isotroper und kinematischer Verfestigung zur Simulation des zyklisch stabilisierten Werkstoffverhaltens um eine benutzerdefinierte Materialroutine zur dehnungsabhängigen Simulation der nichtproportionalen Zusatzverfestigung erweitert. Das Werkstoffmodell wird ausschließlich über die auftretenden Axialkräfte in proportionalen und nichtproportionalen Versuchen mit kombinierter Zug-Druck- und Torsionsbeanspruchung kalibriert. Dadurch ist eine physikalisch sinnvolle experimentelle Verifikation des Werkstoffmodells beispielsweise über den Abgleich der Torsionsmomente von numerischer Simulation und Experiment bei nicht-proportionaler Beanspruchung möglich.

Mittels der durch dieses Modell ermittelten lokalen Spannungs- und Dehnungsgrößen können in der modular aufgebauten Analyseverfahren vorhandene und neue Ermüdungsmodelle berechnet werden.

Der experimentelle Teil der vorliegenden Dissertation umfasst einachsige und proportional- sowie nichtproportional-mehrachsige Schwingversuche an dem ferritischen Werkstoff 20MnMoNi5-5 und dem austenitischen rostfreien Edelstahl X6CrNiNb18-10.

In fraktographischen und metallographischen Untersuchungen werden die mikrostrukturellen Schädigungsprozesse analysiert und für die verschiedenen Beanspruchungen und Lebensdauerbereiche gegenübergestellt.

Aus den einachsigen Schwingversuchen werden die grundlegenden Werkstoffdaten und Schädigungsparameter-Wöhlerlinien ermittelt. Eine Bewertung der Schwingversuche mit Torsionswechsel- sowie phasengleich und phasenverschoben überlagerten Axial- und Torsionswechselbeanspruchungen mit den vorgestellten Ermüdungsmodellen ermöglicht Aussagen über die unterschiedliche Vorhersagegüte der Modelle. Zusätzliche Versuche an gekerbten Proben ermöglichen eine weitere Bewertung des Einflusses von Spannungs- bzw. Dehnungsgradienten auf die Lebensdauer.

In den untersuchten Anwendungsbereichen kann durch Anwendung der beiden neu entwickelten Ansätze eine erhöhte Vorhersagequalität bei der Bewertung der

## Zusammenfassung

---

Ermüdungslebensdauer erzielt werden. Die bei Anwendung der bisher etablierten Festigkeitshypothesen auftretenden Unsicherheiten durch nicht-konservative Bewertung der Versuche mit komplexen nichtproportionalen Beanspruchungen werden bei Anwendung der neu entwickelten Ansätze minimiert. Zugleich werden durch die Berücksichtigung des Beanspruchungsgradienten auch die Konservativitäten bei der Bewertung von gekerbten Proben vermindert.

Die durchgeführten Untersuchungen leisten einen Beitrag zur Analyse des Ermüdungsverhaltens metallischer Werkstoffe unter komplexer mehrachsiger Beanspruchung. Die vorgestellte Bewertungsmethodik erlaubt bei vertretbarem ingenieurtechnischen Aufwand eine genauere Bewertung dieser Beanspruchungen für die überprüften Lastfälle und Materialien hinsichtlich der zu erwartenden Lebensdauer im Zeitfestigkeitsbereich, als dies mit den seither etablierten Methoden möglich ist.

---

**Abstract**

A comprehensive fatigue evaluation of cyclically loaded components and parts is important for two reasons: First, to ensure safe operation of structures and components, and second, to avoid too conservative designs and ensure customized in-service lifetime monitoring.

As R&D periods decrease and cost efficiency demands rise, experimental fatigue assessment of complex loaded components is often neither possible nor desirable due to these time and cost constraints. In addition, for the energy sector, most components are designed and constructed individually on-site, so that an advanced experimental investigation is not possible. Thus, simulation-based approaches become increasingly important to determine fatigue life of complexly loaded components. To evaluate fatigue life using a local approach, a Fatigue Damage Parameter needs to be determined from the locally acting stress and strain components. This Fatigue Damage Parameter can be used as a representative equivalent damage parameter to facilitate the fatigue evaluation based on a simple experimental fatigue damage parameter-type of Woehler curve.

In this work, the theoretical basics of metal fatigue are presented and a detailed mathematical description of the methodologies to determine stress and strain quantities on characteristic planes within the material is given. In addition, the theory of micro-structural fatigue is given as far as it is necessary to understand the process of fatigue in an engineering scope. The main existing fatigue damage evaluation approaches are presented in greater detail, including their applicability for and limitations to different load conditions and life regimes. In the high cycle fatigue regime, strength hypotheses are mostly based on stress calculations (stress-based approaches). In the low cycle fatigue regime, common approaches are either strain or energy based. For the high cycle fatigue regime, experimentally verified and accepted approaches exist to correlate fatigue life under different loading conditions. Yet, no general theory has been developed and verified for complex nonproportional load conditions in the low cycle fatigue regime. In addition, the transferability of specimen test lives to the life of real components is not addressed in a satisfying way.

To overcome the shortcomings of the existing approaches, two approaches are proposed in this work. One of them is based on the well-known strain based Fatemi-Socie damage parameter, while the other is an extension of the energy-based parameter previously proposed by Gupta and Fesich. Both approaches use the well-established notch theory originally developed by Siebel and co-workers to incorporate the effect of inhomogeneous stress and strain states in solid (notched) specimen or real components by explicitly considering the strain gradient. Both the newly developed strain based approach as well as the newly developed energy based approach use the real analytical normal and shear strain gradients at the hotspot. These gradients are directly applied to the respective normal or shear stress/strain components of the fatigue damage parameter. Thus, the proposed models differ noticeably from many strictly empirical models available. The

combination of the local stresses/strains at the hotspot and the mesoscopic strain gradients accounts for the engineering scale of the commonly used fatigue crack initiation definition: Crack initiation definitions using a (globally measurable) load drop for strain controlled fatigue loadings (thus with a noticeable resulting crack depth) imply that the mesoscopic stress or strain gradients have to be taken into account in addition to the local stresses and strains at the hotspot.

To apply these two newly developed theoretical concepts to specimen and components and to compare the results with conventional approaches, the MPA Advanced Integrated Multiaxial Fatigue Life (MPA AIM-Life) concept is introduced. This concept comprises an efficient numerical simulation routine to simulate the cyclically stabilized, elastic-plastic stress-strain response of materials showing non-negligible nonproportional hardening. The available ABAQUS elastic-plastic combined isotropic and kinematic hardening model that can be used to simulate the cyclically stabilized stress-strain behavior is thus extended by a user defined subroutine. This subroutine enables the strain dependent simulation of nonproportional hardening effects. The material model is solely calibrated by experimentally measured axial forces under proportional and non-proportional combined tension-torsion fatigue loading. Therefore, no equivalent stress or strain calculations are needed for calibration. Besides, the model can be verified experimentally e.g. by comparing the resulting torque from experiments and simulations of proportional or nonproportional fatigue loadings.

The stress and strain components determined by this model can then be used in the modular MPA AIM-Life concept to evaluate fatigue life with various existing and newly proposed approaches.

The experimental part of this dissertation comprises uniaxial and proportional as well as non-proportional multiaxial fatigue tests performed on the ferritic steel 20MnMoNi5-5 and the austenitic stainless steel X6CrNiNb18-10.

Fractographic and metallurgical investigations are performed to determine the microstructural fatigue damage processes and the results are presented for the various load conditions and life regimes tested. The results of the microstructural analyses performed on the multiaxially loaded specimen can be linked to the findings from earlier works at MPA regarding uniaxial fatigue behavior of similar materials.

Based on simple uniaxial smooth specimen fatigue test results, cyclic material behavior and fatigue damage parameter Woehler curves are determined. The evaluation of pure torsion solid specimen fatigue tests as well as proportional and non-proportional tension-torsion fatigue tests depicts the prediction accuracy of the various existing and newly proposed fatigue damage parameters. Additionally, investigations performed on notched specimen under uniaxial and pure torsion load conditions show that the effect of stress and strain gradients cannot be neglected. The two proposed approaches can be used to overcome this major shortcoming of the existing models.

For the investigated materials, load conditions and in the tested fatigue regime, the two newly developed approaches yield an improved prediction accuracy compared to conventional approaches. While many conventional approaches yield non-

conservative predictions for complex loadings, the risk of non-conservative results for these load conditions is minimal for the two newly developed approaches. This is especially important for materials showing strong nonproportional hardening. At the same time, by taking into account the gradient effects, the newly developed approaches also reduce the conservative prediction errors for notched specimen.

With the performed theoretical and experimental investigations, this work contributes to a better understanding of the fatigue behavior of metals under complex multiaxial loading. The proposed fatigue life concept allows a significantly improved evaluation of the investigated materials under complex cyclic loading while still being numerically efficient.





## 1 Einleitung und Zielsetzung

### 1.1 Ausgangssituation und historischer Überblick

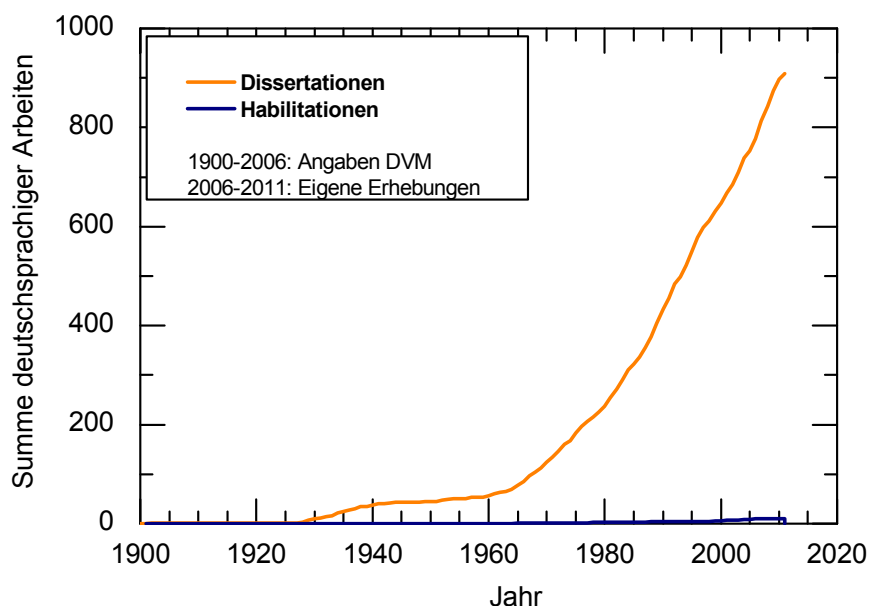
Die Geschichte der industriellen Revolution und des technischen Fortschritts seit Beginn des 19. Jahrhunderts ist geprägt von der bis dato nie bekannten Geschwindigkeit der technischen Weiterentwicklung. Parallel zur fortschreitenden Technologisierung des Alltags entstand dabei aber auch die Notwendigkeit, den damit einhergehenden Problemen auf wissenschaftlich fundierter Basis zu begegnen. Somit ist auch die Geschichte der Schwingfestigkeit und ihrer Anwendungsgebiete untrennbar mit den technischen Entwicklungen des 19. Jahrhunderts verbunden. Die ersten Veröffentlichungen zur Ermüdung (vgl. [1]) von Treibseilen im Bergwerksbau des Ober-Bergrath W.A.J. Albert [2] aus dem Jahr 1837 dokumentieren dies eindrucksvoll. Nur wenige Jahre später datiert einer der frühesten dokumentierten Ermüdungsschadensfälle mit Auswirkungen auf Leib und Leben. Das Eisenbahnunglück von Meuden, in einer zeitgenössischen Darstellung in Abbildung 1.1, forderte 1842 das Leben vieler Passagiere.



Abbildung 1.1: Zeitgenössische Darstellung des Eisenbahnunglücks von Meuden [3], Nachdruck mit freundlicher Genehmigung The Bridgeman Art Library

Seit dieser Zeit ist das Interesse an den komplexen Phänomenen, die zur Werkstoffermüdung und zu Bauteilversagen führen, stetig gestiegen. Dabei konzentrierten sich frühere Arbeiten vorwiegend auf einfache Untersuchungen und den Bereich der Dauerfestigkeit. Mit den verfügbaren Ansätzen (vgl. Abschnitt 2.3.1) lassen sich dauerfeste Beanspruchungen auch mit zufriedenstellenden Ergebnissen bewerten. Damit rücken zunehmend komplexe Aufgabenstellungen und der Bereich der

Zeitfestigkeit in den Vordergrund. Die Bandbreite der Themen reicht hier von der atomistischen Simulation und dem experimentellen Nachweis der Versetzungsbewegungen bis hin zur Entwicklung von Bewertungsmethoden für komplexe Bauteile bei komplexer thermischer und mechanischer Betriebsbelastung. Trotz des hohen Forschungsaufwandes in diesem Bereich (vgl. [Abbildung 1.2](#)) hat sich noch kein allgemein gültiger und verifizierter Bewertungsansatz zum Festigkeitsnachweis komplex schwingend Beanspruchter Proben und Bauteile durchgesetzt.



**Abbildung 1.2:** Summe der Dissertationen und Habilitationen im deutschsprachigen Raum. (Quelle: 1900-2006 [4], 2006-2011 eigene Erhebung)

### 1.2 Aufgabenstellung

Um den Notwendigkeiten einer gesteigerten Energieeffizienz im Einsatz sowie einer auch betriebswirtschaftlich effizienten Nutzung nachzukommen, können technische Komponenten i. Allg. nicht dauerhaft ausgelegt werden. Insbesondere im Kraftwerksbau steigen die Anforderungen, auch bestehende Kraftwerke so zu betreiben, dass sie in „smart grids“ die durch den Einsatz regenerativer Energien aus Sonne, Wind und Wasser auftretenden Schwankungen schnell und sicher ausgleichen, um jederzeit die von den Verbrauchern benötigte Energie im Netz bereit zu halten. Dies stellt die Kraftwerksbetreiber vor enorme Herausforderungen, da bereits im Einsatz befindliche Anlagen auf einen Dauerbetrieb mit nur wenigen An- und Abfahrvorgängen ausgelegt wurden. Mittlerweile sind die Anlagen allerdings einer Vielzahl solcher, durch hohe Beanspruchungsamplituden gekennzeichneten, An- und Abfahrvorgänge ausgesetzt. Umso wichtiger ist es, die komplexen auftretenden Beanspruchungen sicher im Rahmen einer Ermüdungsbewertung erfassen und beurteilen zu können.

Im Fahrzeugbau besteht die Notwendigkeit, trotz gesteigerter Sicherheitsanforderungen und verbesserter Fahrdynamik die Emissionen im Fahrbetrieb weiter abzusenken. Neben Effizienzverbesserungen im Antriebsstrang und aero-

dynamischen Maßnahmen kommt der konsequenten Anwendung von Leichtbaumethoden eine zentrale Rolle bei der Erreichung dieses Zieles zu. Hierbei sollen unnötige Konservativitäten in der Konstruktion so weit wie möglich vermieden werden, ohne die Sicherheit der Konstruktion über die Produktlebensdauer zu gefährden. Dazu ist aber ein Verständnis der grundlegenden Ermüdungsmechanismen bei komplexer mehrachsiger Beanspruchung unabdingbar.

Krupp [5] definiert drei wesentliche Themengebiete bei der weiteren Erforschung der Werkstoff- und Bauteilermüdung:

- “Die Entwicklung von Verfahren, gefährliche mikrostrukturelle Veränderungen, insbesondere Anrisse, rechtzeitig im Betrieb zu erkennen (damage monitoring).
- Analyse der zeitabhängigen und zyklenabhängigen Versagensmechanismen [...].
- Entwicklung neuer und Verbesserung vorhandener physikalisch basierter Schädigungs- und Lebensdauervorhersagemodelle und deren konsequente Anwendung, [...]”

Die vorliegende Arbeit widmet sich dem letztgenannten Punkt in mehrfacher Weise: Übergeordnetes Ziel der Arbeit ist die Entwicklung einer Methodik zur realistischeren Ermittlung der Lebensdauer von komplex beanspruchten Proben und Bauteilen.

Während für den Bereich der Dauerfestigkeit bereits gut verifizierte Festigkeits-hypothesen existieren, gibt es für die Bewertung des Zeitfestigkeitsgebiets bei elastisch-plastischen Spannungszuständen immer noch offene Fragestellungen hinsichtlich der allgemeinen Anwendbarkeit verfügbarer Ansätze. Ein weiteres Problem liegt in der Ermittlung einer Vergleichsgröße bei Spannungszuständen mit nicht körperfestem Hauptachsensystem, für die der Festigkeitsnachweis mit konventionellen Methoden nicht mehr durchführbar ist. Schließlich muss auch bei Anwendung eines lokalen Konzeptes zur Ermüdungsbewertung die Übertragbarkeit der an ungekerbten Kleinproben ermittelten Ergebnisse auf komplexere, inhomogene Spannungs- und Dehnungszustände gewährleistet sein. Die im Rahmen dieser Arbeit entwickelte Methodik soll daher für die Ermittlung der Lebensdauer von Proben im Zeitfestigkeitsgebiet bei komplexen mehrachsigen, elastisch-plastischen Spannungszuständen geeignet sein und zusätzlich einen werkstoffmechanischen Lösungsansatz für die Übertragbarkeitsproblematik bei gradientenbehafteten Beanspruchungen geben.

Zunächst wird dazu ein möglichst umfassender Überblick über den Stand von Wissenschaft und Technik im Bereich der Langzeit- und Kurzzeitdauerfestigkeit gegeben. Aus den daraus gewonnenen Erkenntnissen werden zwei neue weiterentwickelte Lebensdauervorhersagemodelle vorgestellt, welche die Bewertung von komplex mehrachsigen Ermüdungsbeanspruchungen auch bei gradientenbehafteten Bauteilen ermöglicht. Es wird eine Möglichkeit aufgezeigt, diese Modelle konsequent als integriertes Ermüdungskonzept im Rahmen eines Bauteilbewertungsprozesses anzuwenden, was mit dem im Rahmen dieser Arbeit an der MPA Universität Stuttgart entwickelten MPA AIM-Life-Verfahren (MPA Advanced Integrated Multiaxial Fatigue Life Approach) möglich wird. Das vorgestellte Konzept

wird durch experimentelle und numerische Untersuchungen verifiziert. Metallographische und fraktographische Untersuchungen geben einen Einblick in die mikrostrukturellen Abläufe der Werkstoffermüdung.

Ein Teil der hier dokumentierten Arbeiten wurde im Rahmen der Reaktorsicherheits-Forschungsvorhaben Nr. 150 1392 sowie Nr. 150 1355 vom Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie (BMWi) gefördert.

### **1.3 Vorgehensweise**

Zunächst folgt eine Erläuterung des Stands von Wissenschaft und Technik in Bezug auf die grundlegende Kontinuumsmechanik, die Beschreibung zyklischen Werkstoffverhaltens und eine Einführung in die Grundgrößen mehrachsiger Beanspruchungen. Danach werden die – dem makroskopisch-technischen Versagen zugrunde liegenden – mikromechanischen Vorgänge der Rissinitiierung theoretisch dargelegt. Eine ausführliche Darstellung der existierenden Ermüdungsmodelle ist die notwendige Voraussetzung zum Verständnis der kritischen Problemstellungen, die mit herkömmlichen Ermüdungskonzepten nur unzureichend gelöst werden können.

Es folgt die Vorstellung des im Rahmen dieser Arbeit entwickelten integrierten Ermüdungskonzeptes inklusive der entwickelten Simulationsmethodik zur korrekten Ermittlung des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens bei nichtproportionalen Beanspruchungen. Besonderes Augenmerk wird auf die Darstellung der theoretischen Überlegungen gelegt, die zur Entwicklung von zwei neuen Schädigungsparametern führen.

Zur Validierung dieses Konzeptes werden ein- und mehrachsige Schwingversuche mit proportionalen und nichtproportionalen Beanspruchungsverläufen an gekerbten und ungekerbten Proben aus den Werkstoffen 20MnMoNi5-5 und X6CrNiNb18-10 durchgeführt. Die Ergebnisse der Finiten Elemente Berechnungen mit der neu entwickelten Simulationsmethodik werden anhand der experimentellen Daten validiert. Durch fraktographische und metallographische Untersuchungen werden die zur Ermüdung führenden mikrostrukturellen Schädigungsprozesse belegt. Anschließend wird die Vorhersagegüte gängiger existierender Ermüdungsmodelle sowie der beiden neu entwickelten Ansätze statistisch bewertet. Abschließend erfolgt eine zusammenfassende Bewertung der in dieser Arbeit gewonnenen Erkenntnisse.

## 2 Stand von Wissenschaft und Technik

### 2.1 Werkstoffmechanische Grundlagen

#### 2.1.1 Spannung und Dehnung

Im folgenden Abschnitt sollen die grundlegenden Spannungs-Dehnungsbeziehungen zum besseren Verständnis der verwendeten Hypothesen und Beziehungen zur Bewertung von Ermüdungsbeanspruchungen einführend erläutert werden. Für eine detailliertere Betrachtung sei auf das umfassend zu diesem Thema vorhandene Schrifttum verwiesen, z.B. [6], [7], [8].

Der Spannungszustand wird über drei Normal- und sechs Schubspannungskomponenten in einem kartesischen Koordinatensystem x-y-z vollständig beschrieben.

$$\bar{\bar{S}} = \begin{bmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_z \end{bmatrix} \text{ bzw. in Einsteinscher Konvention: } \bar{\bar{S}} = \sigma_{ij} \quad (2.1)$$

Dabei gilt vereinfachend die Schreibweise  $\sigma_{ij} = \sigma_j$ . Da aus dem Gesetz der zugeordneten Schubspannungen die Symmetrie des Tensors folgen muss, lässt sich der Spannungstensor über nur sechs unabhängige Komponenten darstellen:

$$\bar{\bar{S}} = \begin{bmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{xy} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{xz} & \tau_{yz} & \sigma_z \end{bmatrix}, \text{ da } \sigma_{ij} = \sigma_{ji} \quad (2.2)$$

Bei allen technisch beanspruchten Bauteilen treten Lastspannungen nicht statisch auf, sondern mehr oder weniger zeitlich veränderlich. Daher gilt

$$\sigma_{ij} = \sigma_{ij}(t), \quad (2.3)$$

wobei statische und zeitlich variable Anteile unterschieden werden. In der prüftechnischen Umsetzung werden Last- oder Dehnungssignale meist sinusförmig oder dreiecksförmig aufgebracht. Für reale zeitlich veränderliche Belastungen müssen über geeignete Zählverfahren (z.B. das Rainflow-Verfahren) Umkehrpunkte der Last und somit Schwingspiele, Mittelwerte und Amplituden ermittelt werden. Als Laufvariable für die zeitliche Betrachtung der im Folgenden  $T = 2\pi$ -periodischen Funktion wird die Winkelgeschwindigkeit eingeführt, so dass zur Beschreibung eines Schwingspiels unter Berücksichtigung eventuell auftretender Phasenverschiebungen  $\delta$  der einzelnen Lastspannungen zueinander gilt:

$$\sigma_{ij}(t) = \sigma_{ij,m} + \sigma_{ij,a} \sin(\omega t - \delta) \quad (2.4)$$

Bei statischen wie schwingenden Festigkeitsberechnungen ist es oftmals nötig, Spannungen nicht in den kartesischen Koordinatenrichtungen, sondern in

bestimmten Ebenen im Werkstoff anzugeben. Für die durch die Flächennormale  $\vec{n}$  bestimmte Schnittebene ABC lässt sich die resultierende Schnittkraft über das Kräftegleichgewicht und die jeweiligen Richtungskosinusse am Schnittelement zerlegen, siehe Abbildung 2.1.

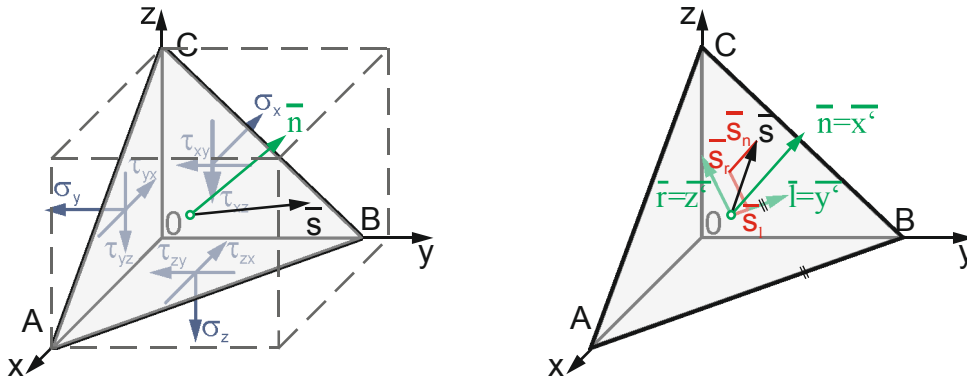


Abbildung 2.1: Schnittebenen im Würfelement

Dabei wird für die gewählte Schnittebene ein neues Koordinatensystem  $x'-y'-z'$  (oftmals auch  $n$ - $l$ - $r$ , vgl. z.B. [9]) gewählt. Der Richtungskosinus zwischen dem  $j$ -ten Richtungsvektor des Originalsystems  $\vec{j}$  und dem  $i$ -ten Vektor des neuen Koordinatensystems  $\vec{i}'$  lässt sich dann definieren zu

$$a_{ij} = \cos(\vec{j}, \vec{i}') \quad (2.5)$$

Im allgemeinen dreiaxigen Fall ist die Überführung eines im kartesischen Koordinatensystem  $x$ - $y$ - $z$  gegebenen Spannungszustands in das gedrehte kartesische System  $x'$ - $y'$ - $z'$  über die Rotation um den Azimuth  $\phi$  ( $0 \leq \phi \leq \pi$ ) und den Poldistanzwinkel  $\psi$  ( $-\pi \leq \psi \leq \pi$ ) sinnvoll, siehe Abbildung 2.2.

Mit diesen beiden Transformationen ist die Ebene (und damit auch der Normalenvektor  $\vec{n}$ ) eindeutig definiert. Für die Festlegung der beiden in der Ebene liegenden, das orthogonale Koordinatensystem aufspannenden Richtungsvektoren ist zusätzlich eine weitere Randbedingung nötig. Wird das originale System so gewählt, dass die freie Oberfläche eines Bauteils oder einer Probe in der  $x$ - $y$ -Ebene liegt, kann die  $y'$ -Achse im neuen Koordinatensystem parallel zur Schnittlinie AB der Schnittebene mit der  $x$ - $y$ -Ebene gewählt werden (vgl. z.B. [6]), siehe Abbildung 2.1. Damit ergeben sich die Richtungskosinusse zu:

$$\begin{aligned} a_{11} &= \cos \phi \sin \psi & a_{12} &= \sin \phi \sin \psi & a_{13} &= \cos \psi \\ a_{21} &= -\sin \phi & a_{22} &= \cos \phi & a_{23} &= 0 \\ a_{31} &= -\cos \phi \cos \psi & a_{32} &= -\sin \phi \cos \psi & a_{33} &= \sin \psi \end{aligned} \quad (2.6)$$

Die kompletten Transformationsgleichungen für den dreiaxigen Spannungszustand lassen sich anschaulich über die Einsteinsche Summenkonvention zusammenfassen zu

$$\sigma_{k'l'} = a_{k'i} a_{l'j} \sigma_{ij} \quad (2.7)$$

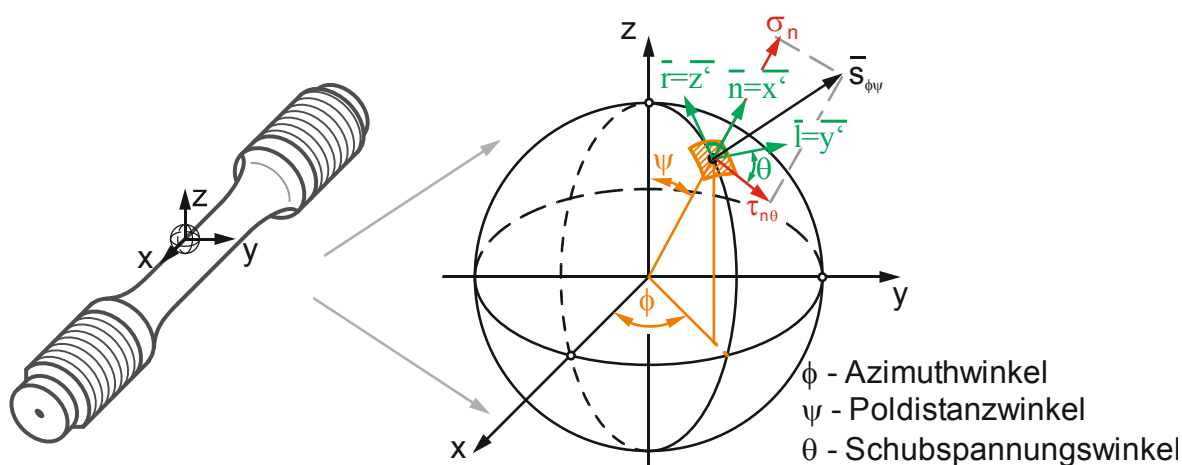
Dabei zeigen gestrichelt denotierte Indizes Achsenrichtungen im lokalen  $x'$ - $y'$ - $z'$ -Koordinatensystem an. Für die Normalspannung in  $x'$ -Richtung gilt damit beispielsweise nach Gleichung (2.7):

$$\begin{aligned}\sigma_{x'} &= a_{11}a_{11}\sigma_x + a_{12}a_{12}\sigma_y + a_{13}a_{13}\sigma_z + \\ &+ 2a_{11}a_{12}\tau_{xy} + 2a_{12}a_{13}\tau_{yz} + 2a_{11}a_{13}\tau_{xz}\end{aligned}\quad (2.8)$$

Analog gilt für die Schubspannung  $\tau_{x'y'}$ :

$$\begin{aligned}\tau_{x'y'} &= a_{11}a_{21}\sigma_x + a_{12}a_{22}\sigma_y + a_{13}a_{23}\sigma_z + (a_{11}a_{22} + a_{12}a_{21})\tau_{xy} + \\ &+ (a_{12}a_{23} + a_{13}a_{22})\tau_{yz} + (a_{13}a_{21} + a_{11}a_{23})\tau_{xz}\end{aligned}\quad (2.9)$$

Streng genommen muss die Ebenen-Indizierung noch mit in die Spannungsindizierung aufgenommen werden, d.h. Gl. (2.8) und (2.9) gelten für  $\sigma_{x',\phi\psi}$  und  $\tau_{x'y',\phi\psi}$ . Aus Gründen der Übersichtlichkeit wird auf diese zusätzliche Notation aber im Folgenden verzichtet. Die anderen Normal- und Schubspannungskomponenten können analog aus Gleichung (2.7) entwickelt werden.



**Abbildung 2.2:** Kugelkoordinaten für beliebige Schnittebenen, vgl. [10]

Für die Betrachtung von Schädigungsparametern ist es oft nötig, die Normalspannung senkrecht zu einer durch  $\phi$  und  $\psi$  festgelegten Schnittebene  $\sigma_{x'}$  sowie die resultierende Schubspannung  $\tau_{x'\theta}$  in dieser Schnittebene zu betrachten. Da die Normalspannungsrichtung eindeutig festgelegt ist, reduziert sich die Betrachtung der Normalspannung auf der Schnittebene auf ein skalares Problem:

$$\sigma_{x',a} = \frac{1}{2} [\max(\sigma_{x'}(t)) - \min(\sigma_{x'}(t))] \quad (2.10)$$

$$\sigma_{x',m} = \frac{1}{2} [\max(\sigma_{x'}(t)) + \min(\sigma_{x'}(t))] \quad (2.11)$$

Die Berechnung der Mittelwerte und Amplituden der in der Schnittebene wirkenden Schubspannung gestaltet sich deutlich aufwändiger. Die für ein Schwingspiel  $T$  geschlossene dreidimensionale Bahnkurve des Spannungsvektors auf der Schnittebene wird dazu zunächst in die Schnittebene projiziert, siehe [Abbildung 2.3](#). Zu einem diskreten Zeitpunkt  $t_i \in T$  beschreibt die Spitze des Schubspannungsvektors den Punkt  $T_i$  auf der Bahnkurve.

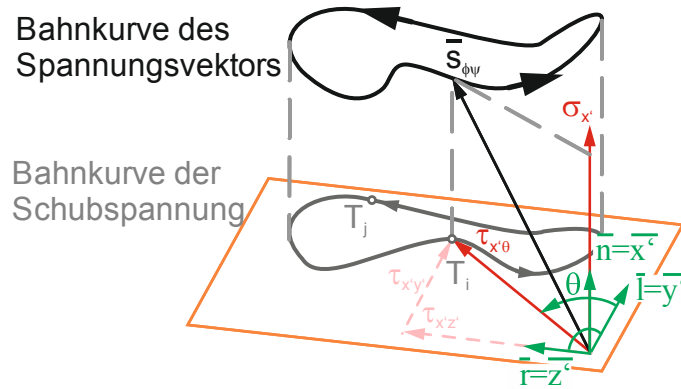


Abbildung 2.3: Bahnkurve des Spannungsvektors für eine Schnittebene

Der Schubspannungsvektor  $\bar{\tau}_{x'\theta}(t = T_i)$  ist dabei durch seinen Betrag sowie den Winkel  $\theta$  definiert, und es gilt:

$$\tau_{x'\theta} = \sqrt{\tau_{x'y'}^2 + \tau_{x'z'}^2} \quad (2.12)$$

$$\theta = \begin{cases} \arctan\left(\frac{\tau_{x'z'}}{\tau_{x'y'}}\right) & \text{für } \tau_{x'y'} \geq 0 \wedge \tau_{x'z'} \geq 0 \\ \arctan\left(\frac{\tau_{x'z'}}{\tau_{x'y'}}\right) + \pi & \text{für } \tau_{x'y'} < 0 \\ \arctan\left(\frac{\tau_{x'z'}}{\tau_{x'y'}}\right) + 2\pi & \text{für } \tau_{x'y'} \geq 0 \wedge \tau_{x'z'} < 0 \end{cases} \quad (2.13)$$

Das eigentliche Problem besteht nun in der Definition von Mittelspannung und Amplitude. Eine Übersicht über verschiedene Algorithmen zur Lösung dieses Problems und deren Schwachstellen findet sich z.B. bei [9] oder [11].

Eine frühe Methodik zur Definition der Schubspannungsamplitude in der Schnittebene geht auf Grubisic und Simbürger [12] zurück. Bei dieser Methode der längsten Projektion (longest projection, LP) wird die Bahnkurve der Schubspannung auf alle durch den Ursprung des Koordinatensystems  $x'-y'-z'$ ,  $0'$  laufenden Geraden projiziert. Die längste Projektion wird dann als doppelte Schubspannungsamplitude definiert, der Vektor vom Ursprung des Koordinatensystems hin zum Mittelpunkt der längsten Projektion als mittlere Schubspannung. Diese Definition führt jedoch bei bestimmten Bahnkurven zu widersprüchlichen Annahmen für die Mittelspannung [9]. Eine ähnliche Definition besagt, dass anstelle der längsten Projektion auf eine Ursprungsgerade direkt die längste Sehne der Kurve gebildet wird (longest chord, LC), Abbildung 2.4. Diese Methode versagt allerdings, wenn die Bahnkurve der Schubspannung ein gleichschenkliges Dreieck in der Schnittebene bildet, da dann die Definition der Mittelspannung nicht mehr eindeutig ist. Für die numerische Umsetzung der LC Methode werden alle geordneten Paare, d.h. 2-Tupel, von Punkten auf der Bahnkurve gebildet und das größte Tupel ausgewählt.

$$\tau_{x'\theta,a} = \frac{1}{2} \overline{T_i T_j^*} = \frac{1}{2} \max_{i \in T} \left\{ \max_{j \in T} \{ \overline{T_i T_j} \} \right\} \quad (2.14)$$



Die mittlere Schubspannung kann dann aus den Schubspannungen zu den Zeitpunkten  $i^*$  und  $j^*$  gebildet werden:

$$\tau_{x'\theta,m} = \sqrt{\left(\frac{1}{2}(\tau_{x'y'}(i^*)) + (\tau_{x'y'}(j^*))\right)^2 + \left(\frac{1}{2}(\tau_{x'z'}(i^*)) + (\tau_{x'z'}(j^*))\right)^2} \quad (2.15)$$

Eine Methode, die die oben beschriebenen Mehrdeutigkeiten beseitigt, ist die Methode des kleinsten umschreibenden Kreises (minimum circumscribed circle, MCC), Abbildung 2.5, oder der kleinsten umschreibenden Ellipse (MCE). Der MCC Algorithmus wurde in der von [9] vorgeschlagenen Variante umgesetzt. Dabei wird zunächst die Menge aller 2-Tupel und die Menge aller 3-Tupel aus den diskreten Bahnpunkten  $T_i$  gebildet. Aus den Tupeln werden anschließend umschreibende Kreise gebildet. Der kleinste Kreis, der alle Punkte der Bahnkurve enthält, ist der MCC, dessen Radius als Schubspannungsamplitude definiert wird. Bei der Methode der kleinsten umschreibenden Ellipse erfolgt die Berechnung der Amplitude über die quadratische Mittelung der Halbachsen. Die Ermittlung der mittleren Schubspannung erfolgt in beiden Fällen analog zur LC-Methode.

Sowohl der LC als auch der MCC Algorithmus wurden in das AIM-Life-Konzept implementiert, siehe Abschnitt 3. Allerdings ist der MCC Algorithmus um einen Faktor  $> 5$  rechenzeitintensiver.

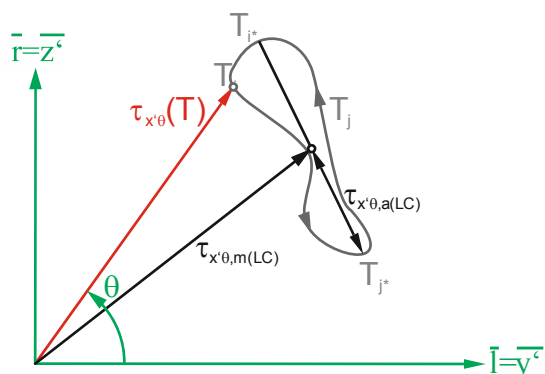


Abbildung 2.4: Methode der längsten Sehne

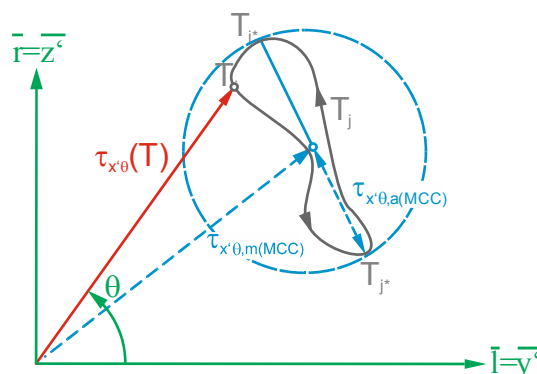


Abbildung 2.5: Methode des kleinsten umschreibenden Kreis

Neben den Schnittebenen und den darauf aufgelösten Spannungs- und Dehnungskomponenten sind noch zwei weitere Spannungsgrößen für die Festigkeitsberechnung von besonderer Bedeutung, der hydrostatische und der deviatorische Spannungsanteil. Jeder Spannungstensor lässt sich in einen hydrostatischen Anteil und einen deviatorischen Anteil zerlegen:

$$\begin{aligned} \bar{\bar{S}} &= \bar{\bar{S}}_h + \bar{\bar{S}}' = \\ &= \begin{bmatrix} \sigma_h & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_h & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_h \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} \sigma_x - \sigma_h & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{xy} & \sigma_y - \sigma_h & \tau_{yz} \\ \tau_{xz} & \tau_{yz} & \sigma_z - \sigma_h \end{bmatrix} \end{aligned} \quad (2.16)$$

Der hydrostatische Spannungsanteil wird in einigen Ansätzen zur Lebensdauerberechnung als Term zur Mittelspannungskorrektur verwendet (vgl. [6]). Am infinitesimalen Würclelement bewirkt der hydrostatische Spannungsanteil eine reine Volumenänderung bei gleichzeitiger Winkeltreue und hat den Wert der Normalspannung auf der Oktaederebene. Der hydrostatische Spannungsanteil lässt sich aus der 1. Invarianten  $I_1$  des Spannungstensors gemäß Gleichung (2.17) berechnen.

$$\sigma_h = \frac{1}{3}(\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z) = \frac{I_1}{3} \tag{2.17}$$

Aus der 2. Invarianten des Spannungsdeviators lassen sich hingegen die bekannten Beziehungen zur Schubspannung auf der Oktaederebene und damit zum statischen Versagenskriterium nach von Mises herstellen.

Für die ingenieurmäßige Anwendung von Schädigungsparametern sei darauf hingewiesen, dass die Schnittebene mit der höchsten Normal- oder Schubspannung exakt bestimmt werden kann. Da Ebenen mit nur kleinen Winkelvariationen aber durchaus noch annähernd gleich große Spannungskomponenten aufweisen können, ist auch in diesen Ebenen mit Versagen zu rechnen, falls Werkstoffinhomogenitäten oder fertigungsbedingte Einflüsse auf den Werkstoff auftreten. Zwei Beispiele für die Veränderung der Spannungskomponenten in allen Ebenen senkrecht zur Probenoberfläche sind in Abbildung 2.6 und Abbildung 2.7 gegeben.

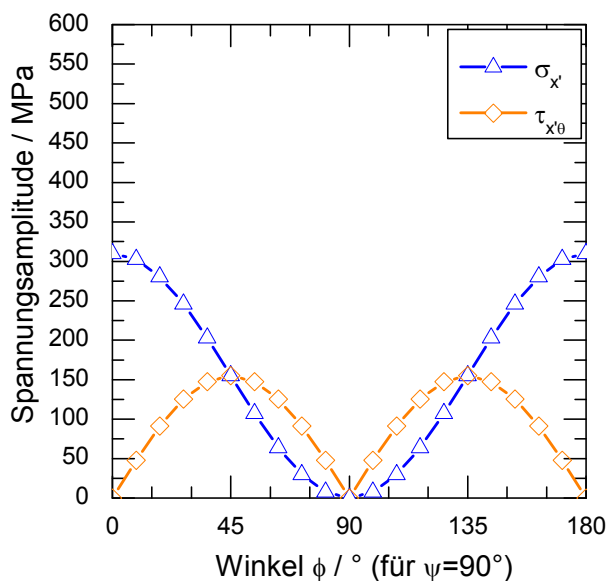


Abbildung 2.6:  $\sigma, \tau$  in allen Ebenen senkrecht zu Oberfläche: Einachsiger Schwingversuch

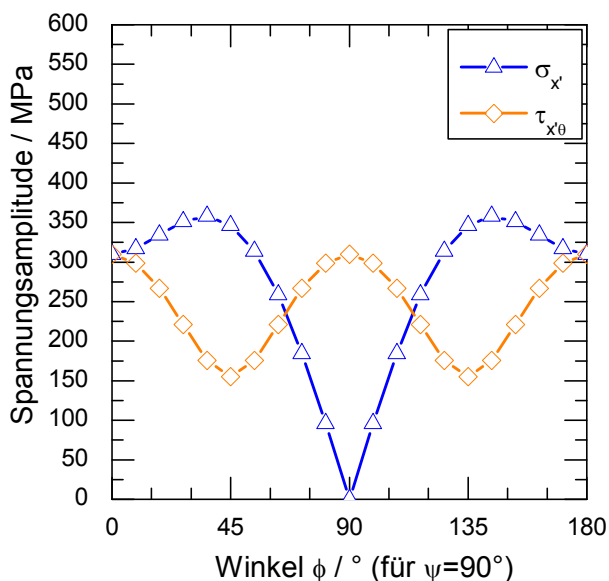


Abbildung 2.7:  $\sigma, \tau$  in allen Ebenen senkrecht zu Oberfläche: Tension-Torsion,  $\delta = 90^\circ$

Die oben ausgeführten Betrachtungen zum Spannungstensor lassen sich mit Hilfe des Hook'schen Gesetzes auch für den Verzerrungstensor herleiten. Der Zusammenhang zwischen Spannung und Dehnung bei linear-elastischem Werkstoffverhalten ist vollständig durch (2.18) bestimmt. Als zusätzliche Materialkonstanten werden dabei der Elastizitätsmodul  $E$  und die Querkontraktionszahl  $\nu$  benötigt.

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_z \\ \tau_{xy} \\ \tau_{xz} \\ \tau_{yz} \end{bmatrix} = \frac{E(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)} \begin{bmatrix} 1 & \frac{\nu}{1-\nu} & \frac{\nu}{1-\nu} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{\nu}{1-\nu} & 1 & \frac{\nu}{1-\nu} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{\nu}{1-\nu} & \frac{\nu}{1-\nu} & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1-2\nu}{2(1-\nu)} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1-2\nu}{2(1-\nu)} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1-2\nu}{2(1-\nu)} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_z \\ \varepsilon_{xy} \\ \varepsilon_{xz} \\ \varepsilon_{yz} \end{bmatrix} \quad (2.18)$$

Dabei ist zu beachten, dass die Schiebungen mit dem Faktor 1/2 angesetzt werden, um die Transformationseigenschaften des Verzerrungstensors zu erhalten:

$$\bar{E} = \begin{bmatrix} \varepsilon_x & \varepsilon_{xy} & \varepsilon_{xz} \\ \varepsilon_{xy} & \varepsilon_y & \varepsilon_{yz} \\ \varepsilon_{xz} & \varepsilon_{yz} & \varepsilon_z \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \varepsilon_x & \gamma_{xy}/2 & \gamma_{xz}/2 \\ \gamma_{xy}/2 & \varepsilon_y & \gamma_{yz}/2 \\ \gamma_{xz}/2 & \gamma_{yz}/2 & \varepsilon_z \end{bmatrix} \quad (2.19)$$

Die Beziehungen aus den Gleichungen (2.3) - (2.15) gelten dann analog.

### 2.1.2 Zyklisches Werkstoffverhalten

Ein beliebiger, zeitlich veränderlicher Spannungs- und Dehnungsverlauf führt im Werkstoff – eine Beanspruchung unter der Schädigungsgrenze ausgeschlossen – zu Ermüdung. Im (prüftechnisch) idealisierten Fall wird diese Beanspruchung durch ein einfaches, z.B. sinusförmiges Signal aufgebracht. Für ein Lastspiel lassen sich die Spannungs-Dehnungs-Beziehungen als Hysterese darstellen, siehe Abbildung 2.8.

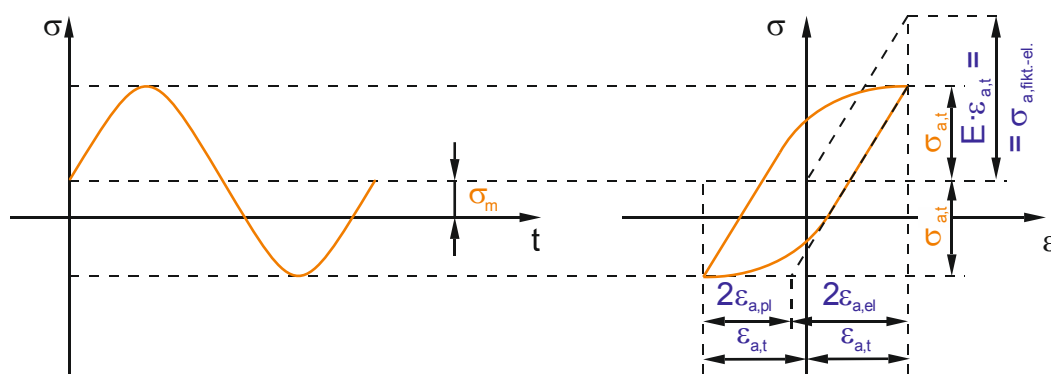
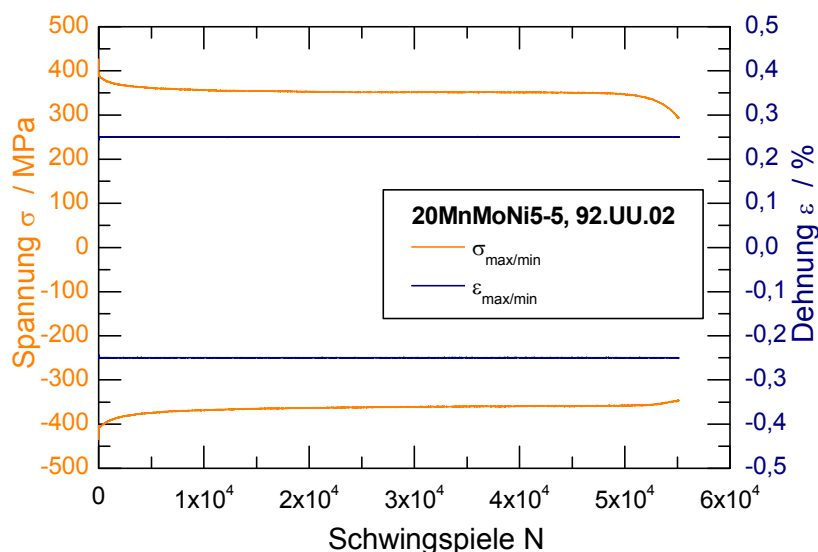


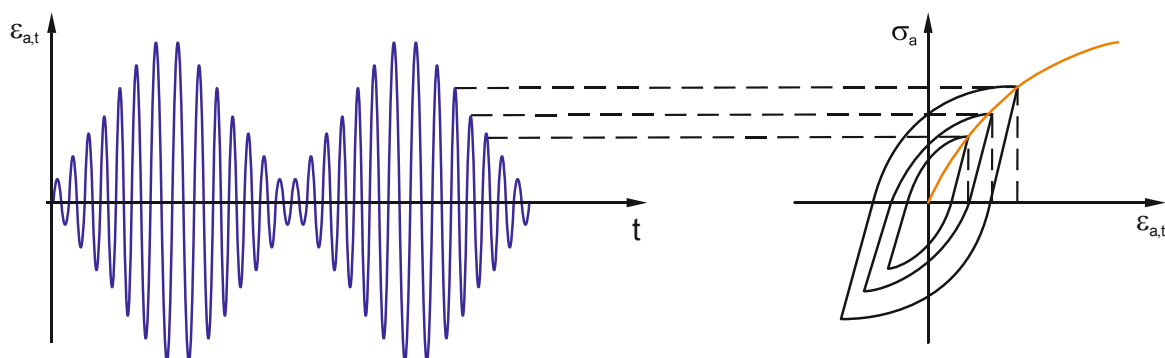
Abbildung 2.8: Grundgrößen zyklischer Beanspruchung

Um das transiente Verhalten (Wechselent- bzw. -verfestigung) sowie zeitabhängige Vorgänge (zykl. Kriechen/Relaxation) darzustellen, können die maximalen und minimalen Werte über der Schwingungszahl in der sog. Wechselverformungskurve aufgetragen werden, siehe Abbildung 2.9.



**Abbildung 2.9:** Wechselverformungskurve eines einachsigen Schwingversuchs

Sofern für den untersuchten Werkstoff bei dehnungsgeregelten Schwingversuchen mit rein wechselnder Zug-Druck-Beanspruchung ein stabilisierter Bereich des Werkstoffverhaltens eintritt, können stabilisierte Hystereseschleifen aus Versuchen an ungekerbten Proben mit unterschiedlichen Dehnschwingbreiten zusammengefasst werden. Damit lässt sich das zyklisch stabilisierte Spannungs-Dehnungsverhalten eines Werkstoffs eindeutig bestimmen. In Anlehnung an die klassische, im Zugversuch gewonnene (quasistatische) Fließkurve lässt sich somit eine zyklische Fließkurve generieren. Im Incremental Step Test lässt sich die zyklische Fließkurve über ein vereinfachtes Verfahren mit gestuften Dehnungsamplituden mit nur einer Probe ermitteln [13], siehe [Abbildung 2.10](#). Es sei jedoch darauf hingewiesen, dass der Incremental Step Test bei Werkstoffen mit ausgeprägt transientem Verhalten die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve insbesondere bei kleinen Dehnungsamplituden nicht korrekt wiedergibt. Die beim erstmaligen Durchlaufen der hohen Dehnungsamplituden entstehende Verfestigung bei wechselverfestigenden Werkstoffen führt zu einer zu hohen Spannung bei nachfolgenden kleineren Amplituden. Nach Krupp [5] lässt sich dies auf die bei hohen Amplituden entstehenden Versetzungsanordnungen zurückführen. Dieses Verhalten kann auch bei dem im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Werkstoff X6CrNiNb18-10 nachvollzogen werden.



**Abbildung 2.10:** Zyklische Fließkurve aus dem Incremental Step Test

In Analogie zur Ramberg-Osgood-Formulierung des statischen Werkstoffverhaltens kann auch für die zyklische Spannungs-Dehnungs-Beziehung eine Formulierung im Dreiparameteransatz [14] angegeben werden:

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + K \left( \frac{\sigma}{E} \right)^n \quad (2.20)$$

beziehungsweise mit der in der Schwingfestigkeit gebräuchlichen Formulierung

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma_a}{E} + \left( \frac{\sigma_a}{K'} \right)^{1/n'} \quad (2.21)$$

mit dem zyklischen Verfestigungskoeffizient  $K'$  und dem zyklischen Verfestigungsexponent  $n'$ .

Die ertragbaren Schwingspiele einer Probe in Abhängigkeit der Beanspruchungsgröße lassen sich im grundlegenden Wöhlerdiagramm, oder bei dehnungsbasierter Auftragung in Dehnungs-Wöhlerkurven bzw. Anrisskennlinien angeben. Dabei werden Versuchsergebnisse mit konstanter Mittellast oder konstantem R-Verhältnis zusammengefasst und als Spannungs- oder Dehnungsamplitude über der ertragbaren Lastwechselzahl doppelt- oder halblogarithmisch aufgetragen. Bei kubisch raumzentrierter (krz) Gitterstruktur des Werkstoffs weist die Wöhlerkurve einen definierten Abknickpunkt bei ca.  $10^6$ - $10^7$  Lastwechseln auf, während dies bei kubisch flächenzentrierten (kfz) Werkstoffen im Allgemeinen nicht der Fall ist, siehe [Abbildung 2.11](#).

Bei Auftragung über der Dehnungsamplitude entfällt dieser Knickpunkt [15]. Im Bereich der Zeitfestigkeit wird zwischen der Kurzzeitfestigkeit (low cycle fatigue, LCF) und der Langzeitfestigkeit (high cycle fatigue, HCF) unterschieden. Der Übergang zwischen HCF und LCF ist dabei nicht einheitlich definiert, aber im Bereich von  $10^4$ - $10^5$  Schwingspielen anzusetzen. In diesem Bereich liegt der Schnittpunkt des elastischen und des plastischen Anteils der Dehnungswöhlerlinie. Der Einfluss verschiedener Umgebungsmedien und der Temperatur ist im Rahmen dieser Betrachtung nicht als weiterer Einflussparameter aufgeführt, bei einer Bauteilbewertung gegebenenfalls aber noch gesondert zu berücksichtigen.

An dieser Stelle sei auf eine ausführliche Betrachtung der Wöhlerkurven sowie Betrachtungen zu einem weiteren Abfall der Schwingfestigkeit bei sehr hohen Lastwechselzahlen (V/UHCF, very/ ultra high cycle fatigue) verzichtet und auf das Schrifttum (z.B. [5], [15]) verwiesen. Insbesondere soll an dieser Stelle darauf hingewiesen werden, dass im Bereich sehr hoher Lastwechselzahlen (und damit geringer plastischer Verformung) durch zeitabhängige, überlagerte Schädigungsprozesse eine Überwindung von Rissstoppbarrieren möglich wird und damit ein weiterer Abfall der Wöhlerkurve folgen kann [5].

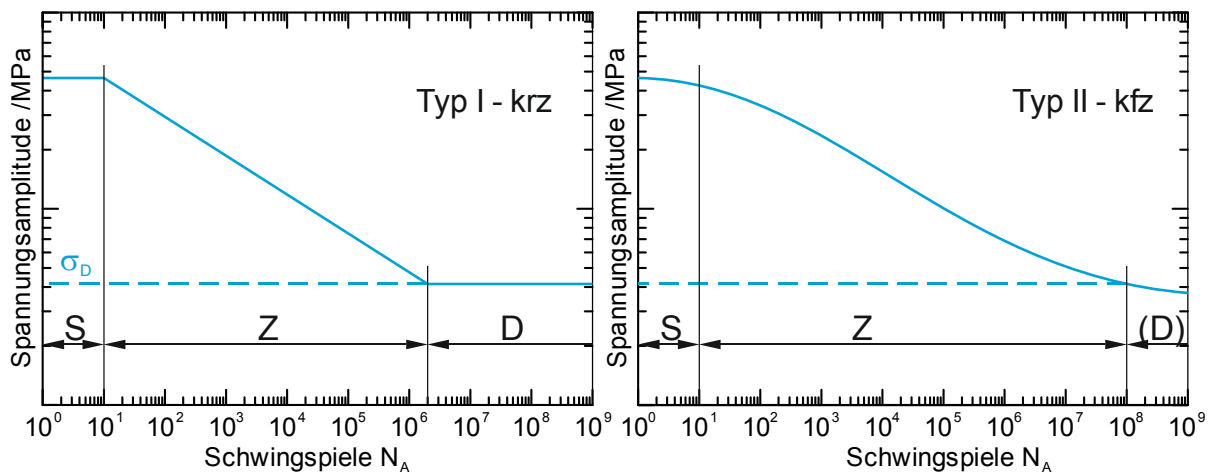


Abbildung 2.11: Schematische Darstellung der Wöhlerkurven Typ I (Mikrostruktur kubisch raumzentriert, krz) und Typ II (Mikrostruktur kubisch flächenzentriert, kfz) (S – Quasistatischer Bereich; Z – Zeitfestigkeit, D – Dauerfestigkeit)

Die Bestimmung der Lebensdauer in Abhängigkeit der Spannung ist historisch bedingt und u. A. auf die einfache Prüftechnik z.B. durch Biegewechselversuche mit definiertem Biegemoment zurückzuführen. Krupp [5] weist darauf hin, dass bei komplexen Bauteilen selbst bei einer Beaufschlagung der Struktur mit einer definierten (Nenn-)Spannung aus der Bauteilstruktur eine lokal aufgeprägte Dehnung folgt, welche dementsprechend auch in dehnungskontrollierten Versuchen zu untersuchen ist. Die Umrechnung und zusammenfassende Bewertung von dehnungs- und spannungskontrollierten Versuchen ist nicht ganz problemlos. Insbesondere im HCF-Bereich können die versuchstechnischen Unterschiede zu Abweichungen in der Lebensdauer führen, vgl. [16].

Nimmt bei dehnungskontrollierter Versuchsdurchführung die Spannungsamplitude im Versuchsverlauf zunächst zu, zeigt der Werkstoff ein verfestigendes Verhalten. Nimmt die Spannungsamplitude hingegen ab, entfestigt der Werkstoff. Die genauen mikrostrukturellen Vorgänge, welche dieses Verhalten beeinflussen, werden im Abschnitt 2.2.1 diskutiert. Nach Auftreten eines makroskopischen Anrisses fällt in beiden Fällen die Spannungsamplitude insbesondere durch einen Abfall der maximalen Zugspannung ab, vergleiche [Abbildung 2.12](#).

Weitere wichtige Phänomene, deren Auftreten bei Ermüdungsschädigung berücksichtigt werden müssen, sind das zyklische Kriechen (bzw. Ratchetting) und die zyklische Mittelspannungsrelaxation. In spannungskontrollierten Versuchen mit Mittelspannung kann es beim Ratchetting zu einer Zunahme von Mitteldehnung kommen, deren Akkumulation bei der Absicherung von Bauteilen ggf. begrenzt werden muss. Bei dehnungskontrollierten Versuchen mit Mitteldehnung kann durch Relaxation die Mittelspannung im Versuchsverlauf abgebaut werden. Diese Relaxation muss bei Überlegungen zur Übertragbarkeit auf reale Bauteile berücksichtigt werden.

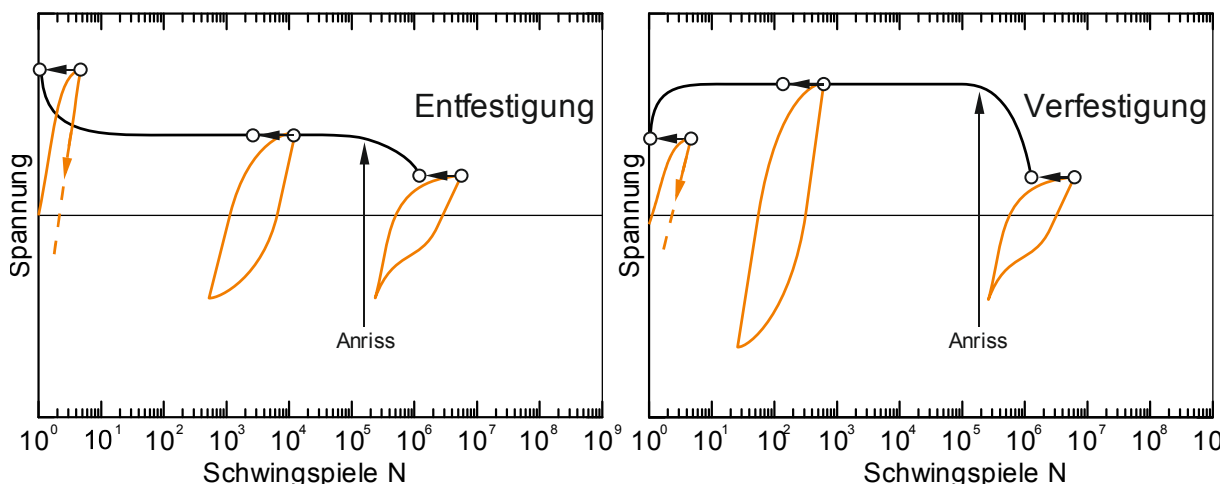


Abbildung 2.12: Schematische Darstellung ver- und entfestigenden Verhaltens bei dehnungsgeregelter Versuchsdurchführung, vgl. [17].

Bei Auftragung einachsiger Schwingversuche über der Dehnungsamplitude ist es zusätzlich möglich, die Beziehungen für den elastischen Anteil und den plastischen Anteil zu separieren und in doppeltlogarithmischer Auftragung als Geraden darzustellen (vgl. [15]), siehe Abbildung 2.13. Dieser Zusammenhang lässt sich mathematisch gemäß Gleichung (2.22) als Vierparameteransatz formulieren. Dabei wird meist statt der Lastwechselzahl  $N$  die Lastumkehrzahl  $2N$  verwendet.

$$\epsilon_a = \epsilon_{a,el} + \epsilon_{a,pl} = \frac{\sigma_f}{E} (2N)^b + \epsilon_f' (2N)^c \tag{2.22}$$

In Regelwerken zur Auslegung kerntechnischer Komponenten [18], [19] und in neueren Publikationen wird verbreitet auch ein logarithmischer Ansatz zur Beschreibung einer (Dehnungs-) Wöhlerlinie gemäß Gleichung (2.23) verwendet ([20], zitiert in [19]).

$$\ln(N) = A - B \ln(\epsilon_a - C) \tag{2.23}$$

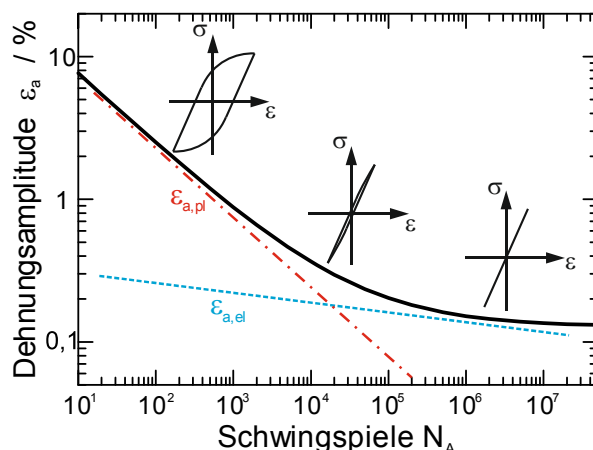


Abbildung 2.13: Dehnungs-Wöhlerlinie mit elastischem und plastischem Anteil

### 2.1.3 Mehrachsige Schwingbeanspruchungen

Für technische Anwendungen ist es wichtig, die ertragbare Anzahl von Schwingspielen für eine bestimmte Belastungshöhe bis zum Bauteilversagen voraussagen zu können. Im Rahmen von Nenn- und Strukturspannungskonzepten kann für eine Bauteilgeometrie mit einem definierten äußeren Lastzustand, dessen Komponenten proportional variiert werden, eine Nenn- oder Strukturspannungs-Wöhlerlinie, d.h. eine Lebensdauerlinie des Bauteils, erzeugt werden. Anhand dieser Wöhlerlinie ist aber nur eine Abschätzung der Lebensdauer möglich, wenn alle das Ermüdungsverhalten beeinflussenden Parameter (Spannungszustand, Geometrie, fertigungsbedingte Oberflächengüte, Werkstoffzustand, Temperatur und Umgebungsmedium) konstant gehalten werden. Der damit verbundene experimentelle Aufwand (für jede Parametervariation ist eine neue Lebensdauerlinie zu ermitteln) ist jedoch unverhältnismäßig hoch, so dass im Rahmen moderner Verfahren zunehmend lokale Konzepte Anwendung finden.

#### 2.1.3.1 Grundlagen

In der Festigkeitsberechnung – statisch wie schwingend - muss bei Anwendung eines lokalen Konzeptes bei mehrachsiger Beanspruchung aus den Einzelkomponenten des Spannungs- bzw. Dehnungstensors eine repräsentative Vergleichsgröße (FDP – Fatigue Damage Parameter) gebildet werden, welche die Beanspruchung des Werkstoffs auf den einachsigen Fall zurückführbar macht. Mit dieser repräsentativen Vergleichsgröße ist dann auch eine Bewertung anhand der in einachsigen Versuchen gewonnenen Werkstoffkennwerte möglich. In der klassischen Festigkeitsberechnung wird aus dem mehrachsigen Spannungszustand eine Vergleichsspannung gebildet, welche mit dem entsprechenden Werkstoffkennwert (z.B. Dauerfestigkeit) verglichen wird. Schematisch ist dieses Vorgehen in Abbildung 2.14 dargestellt, einer Erweiterung der Darstellungsweise von Issler [21] für die Dauerfestigkeit.



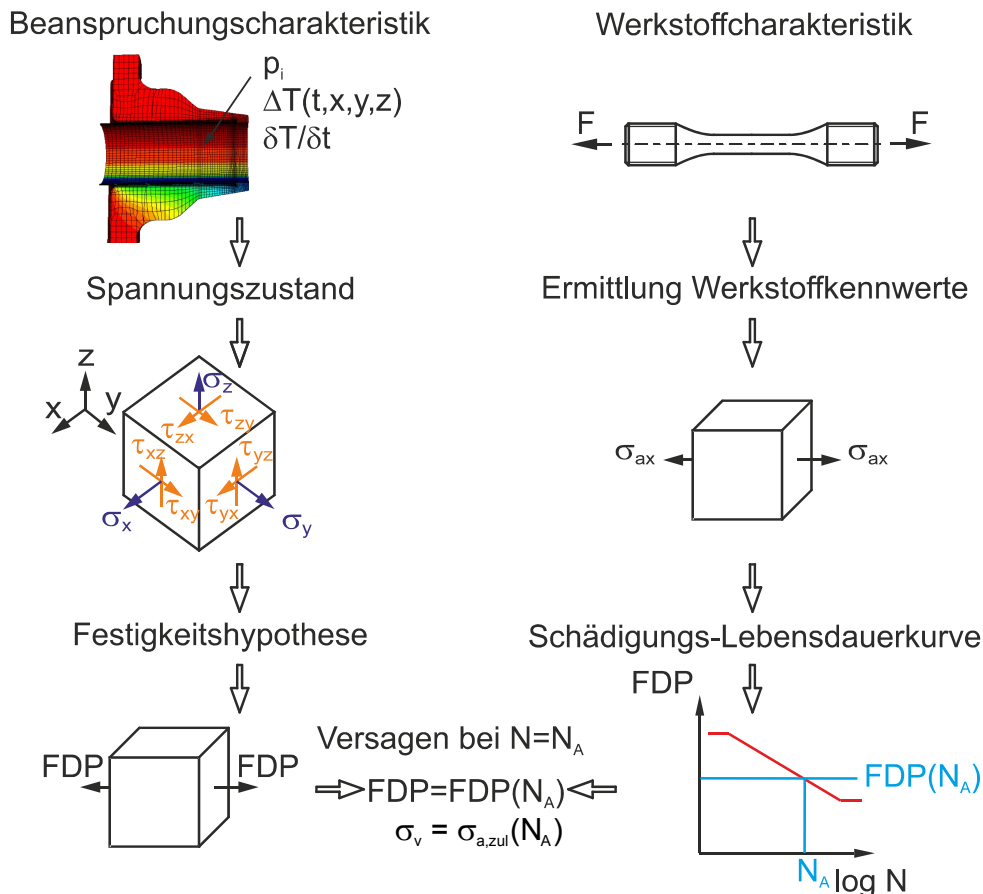


Abbildung 2.14: Lebensdauerbewertung bei mehrachsiger Schwingbeanspruchung

Den Einfluss mehrachsiger Beanspruchung auf die Lebensdauer von Bauteilen wies Issler durch (spannungskontrollierte) Schwingversuche an glatten und gekerbten Hohlzylindern nach [22]. Bei abwechselnder Beanspruchung durch Innendruck und Längszug zeigte sich – trotz im zeitlichen Verlauf stets einachsiger Beanspruchung – im Vergleich zur Schwingbeanspruchung in nur einer Richtung eine zusätzliche Schädigung durch die richtungswechselnden Lastspannungen im Zeit- und Dauerfestigkeitsbereich. Der von Issler berichtete Abfall der Dauerfestigkeit beträgt hierbei immerhin 30 %. Dies zeigt, dass zur Analyse mehrachsiger Schwingbeanspruchungen eine systematische Unterteilung verschiedener mehrachsiger Spannungszustände sinnvoll ist.

Für eine solche Unterteilung komplexer Schwingbeanspruchungen sind viele Klassifizierungen in der Literatur gebräuchlich. Im Folgenden wird die in [Abbildung 2.15](#) dargestellte Systematik angewandt, welche auf der zusammenfassenden Betrachtung der Ergebnisse mehrerer Autoren bei [15], sowie bei [22] aufbaut. Explizit nicht berücksichtigt werden auch hier mehrstufige oder stochastische Lasten, welche durch gesonderte Betriebsfestigkeitsbetrachtungen berücksichtigt werden müssen. Ebenso soll im Weiteren der Effekt der Schwingungsform, wie er an der MPA Universität Stuttgart beispielsweise von Bhonghibhat [23] untersucht wurde, nicht weiter diskutiert werden.

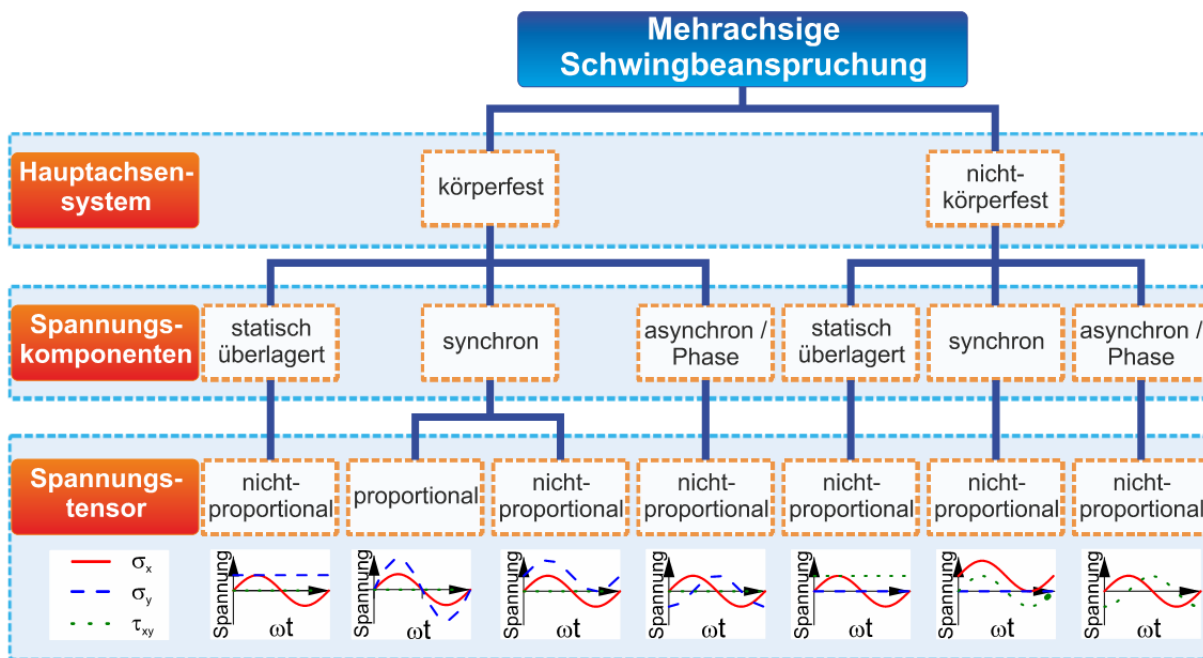


Abbildung 2.15: Systematik mehrachsiger Schwingbeanspruchung

Ausgangsbasis für diese Untergliederung ist das zeitliche Verhalten des Hauptachsengerüsts des Spannungs- bzw. Dehnungstensors. Für körperfestes und variables Hauptachsensystem wird weiterhin eine Unterteilung in Schwingbeanspruchungen mit überlagerten statischen Spannungskomponenten, in synchrone (d.h. frequenz- und phasengleiche) Schwingbeanspruchungen mehrerer Komponenten und in phasenverschobene (allgemeiner: asynchrone, jedoch werden solche Beanspruchungen im Rahmen dieser Arbeit nicht weiter untersucht) Schwingbeanspruchungen vorgenommen. Die Abgrenzung von statischen Anteilen vom Mittelspannungs- bzw. –dehnungseinfluss trägt dabei der Tatsache Rechnung, dass eine rein statische Beanspruchungskomponente einen anderen Schädigungsbeitrag leisten wird als Mittelspannungskomponenten; siehe beispielsweise die Untersuchungen zum Ratcheting-Verhalten von SA333 Stahl bei vorheriger Schädigung durch einmalige Zugbeanspruchung und durch vorhergehende zyklische Beanspruchung mit Mittelspannung bei Sivaprasad et al. [24].

Der Effekt statischer Spannungskomponenten bzw. von Mittelspannungen hängt nach [6] von der Versagensart des Werkstoffs ab. Während der negative Effekt statischer Zugspannungen sowohl bei wechselnder Normalspannung als auch bei wechselnder Torsion stets auftritt, hat eine statische Druckspannung nur einen positiven Einfluss auf Werkstoffe, die normalspannungskontrolliert versagen, jedoch keinen Einfluss auf Werkstoffe, die bevorzugt schubspannungskontrolliert versagen. Der Effekt einer statischen Torsionsspannung wird ebenfalls unterschiedlich diskutiert: Wang und Miller [25] berichten von einem deutlich negativen Einfluss einer Schubmittelspannung bei Torsionsversuchen eines NiCrMo-Stahls und zitieren Versuche von Gough u.A. mit gleichem Ergebnis. Sines [26] zitiert hingegen Arbeiten mehrerer Autoren ohne einen Einfluss von statischer Torsionsspannung.

Für die Abgrenzung von proportionalem zu nichtproportionalem Verhalten wird hier zunächst eine eng gefasste Definition gewählt, die besagt, dass für proportionales

Verhalten die einzelnen Komponenten des Dehnungs- oder Spannungstensors zueinander zu ihrem Ausgangstensor proportional bleiben, d.h.

$$\lambda_{ij}(t) = \frac{\sigma_i(t)}{\sigma_j(t)} = \text{const.} \neq f(t) \quad (2.24)$$

oder mit der skalaren Funktion  $C(t)$ :

$$\varepsilon_{ij}(t) = C(t) \varepsilon_{ij}(t_0) \quad (2.25)$$

Diese Definition wird beispielsweise bei [15] verwendet. Eine etwas weiter gefasste Definition wird von Socie und Marquis verwendet [6], nach der Beanspruchungen nur dann nichtproportional sind, wenn das Hauptachsengerüst des Dehnungstensors während des Beanspruchungszyklusses seine Richtung verändert. Da der Schädigungseinfluss der konstanten Spannungsanteile oftmals getrennt von den schwingenden Anteilen behandelt wird, wird die Abgrenzung von proportionalem und nichtproportionalem Verhalten von einigen Autoren auch nur für die Spannungsamplituden vorgenommen [15].

Nichtproportionale Beanspruchungen mit nicht körperfestem Hauptachsensystem lösen komplexe mikrostrukturelle Vorgänge aus; zudem ist ihre Berechnung von zusätzlichen Schwierigkeiten beeinflusst. Daher werden solche Beanspruchungen im Abschnitt 2.1.3.3 gesondert behandelt.

### 2.1.3.2 Mehrachsige Kenngrößen

Im vorherigen Abschnitt wurde der zeitliche Verlauf des Spannungs- und Dehnungszustandes hinsichtlich seiner Mehrachsigkeit untersucht. Es ist jedoch auch wichtig, den momentanen oder maximalen Grad der Mehrachsigkeit eines Spannungszustandes zu kennen, da aus dem statischen Fall der Einfluss der Mehrachsigkeit auf das Versagensverhalten bekannt ist [27]. So lässt sich im Mohrschen Spannungskreis anschaulich darstellen, dass ein Körper unter einachsiger Beanspruchung bei Erreichen einer kritischen Schubspannung

$$\tau_{\max} = (\sigma_1 - \sigma_3)/2 = \tau_{\text{krit}} \quad (2.26)$$

zu fließen beginnt. Liegt hingegen ein dreiachsiger Spannungszustand mit  $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3 > 0$  vor, kann der Mohrsche Spannungskreis bei hydrostatischem Spannungszustand bis zu einem Punkt mit Radius 0 degeneriert werden. Damit kann die Fließbedingung nicht erreicht werden und ein an sich duktiler Werkstoff spröde versagen. Eine Mehrachsige Kenngröße muss also die beiden für duktilen und sprödes Werkstoffverhalten charakteristischen Spannungsgrößen aus Gl. (2.17) und (2.26) in Relation setzen.

Verschiedene Mehrachsige Kenngrößen sind in [28] zusammengestellt. Daraus soll im Folgenden nur der Mehrachsige Grad  $q$  nach Clausmeyer [29] näher betrachtet werden, der bei der bruchmechanischen Sicherheitsanalyse angerissener Bauteile angewandt wird, siehe [30]. Dieser ist definiert als der Quotient der Henckyschen reduzierten Schubspannung und der hydrostatischen Spannung.

Mit dem Ausdruck

$$\tau_r = \sqrt{\left(\frac{\sigma_1^2 - 3\sigma_2^2}{3}\right)} = \sqrt{-J_2} = \frac{1}{\sqrt{3}} \sigma_{v,\text{vonMises}} \quad (2.27)$$

für die reduzierte Schubspannung und Gl. (2.17) für die hydrostatische Spannung folgt damit

$$q = \frac{\tau_r}{\sigma_h} = \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{\sigma_v}{\sigma_h}. \quad (2.28)$$

Daraus ergibt sich, dass  $q$  für höchste Mehrachsigkeit mit einem ideal hydrostatischen Spannungszustand zu  $q = 0$  wird und für diesen Spannungszustand, bei dem Gleitvorgänge vollständig verhindert werden, minimal wird.

### 2.1.3.3 Nichtproportionale Beanspruchungen

Auf die Notwendigkeit, proportionale von nichtproportionalen Beanspruchungen zu unterscheiden, wurde bereits im Abschnitt 2.1.3.1 hingewiesen. Nach [6] ergeben sich bei nichtproportionaler Beanspruchung mindestens drei zusätzliche Problemstellungen bei der Ermüdungsbewertung:

- Eine werkstoffmechanisch sinnvolle Schwingspielzählung
- Das Auftreten von nichtproportionaler Zusatzverfestigung
- Die werkstoffmechanische Begründbarkeit der Schädigungsparameter

Auf die Problematik der Schwingspielzählung soll im Rahmen dieser Arbeit nicht weiter eingegangen werden. Für die vorliegenden Versuche mit nichtproportionaler Beanspruchung durch Phasenverschiebung ohne Frequenzdifferenzen ist es ausreichend, Schwingspiele analog zu den einachsigen Versuchen nach Durchlaufen einer vollständigen Sinuswelle für die Axiallast und die Torsionslast zu definieren. Für weitergehende Betrachtungen zu Zählverfahren sei auf die z.B. in [31] gesammelt ausgewertete Literatur verwiesen.

Das Auftreten der nichtproportionalen Zusatzverfestigung äußert sich bei gleich großen Dehnungsamplituden darin, dass bei phasenverschobener Zug- und Torsionswechselbeanspruchung deutlich größere Spannungsamplituden als im phasengleichen Fall auftreten. [Abbildung 2.16](#) und [Abbildung 2.17](#) zeigen die Kraft-Dehnungs- und Torsionsmoment-Schiebungsverläufe zylindrischer Proben mit Vollquerschnitt des ferritischen Werkstoffs 20MnMoNi5-5 bei gleichen Dehnungsamplituden unter proportionaler und 90° nichtproportionaler Beanspruchung. Deutlich ist der Anstieg sowohl der Axialkraft als auch des Torsionsmomentes im Sinne einer isotropen Zusatzverfestigung zu erkennen. Der Abfall der Anrisslebensdauer durch die nichtproportionale Beanspruchung beträgt in diesem Fall mehr als 40%. Arbeiten von Sakane, Itoh et al. [32] und Itoh, Sakane et al. [33] weisen für den austenitischen Stahl Typ 304 sogar auf eine um den Faktor 10 verringerte Lebensdauer bei nichtproportionaler Beanspruchung hin. Die mikrostrukturellen Ursachen der nichtproportionalen Verfestigung werden im Abschnitt 2.2.2 genauer erläutert.

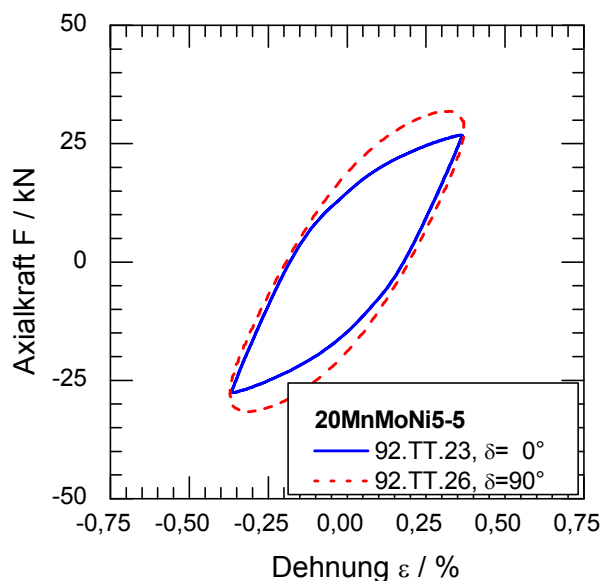


Abbildung 2.16: Axialkraft, proportionale und nichtproportionale Beanspruchung

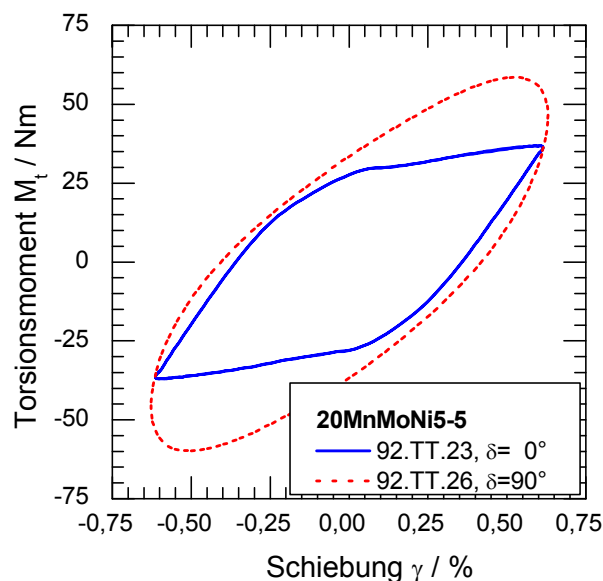


Abbildung 2.17: Torsionsmoment, proportionale und nichtproportionale Beanspruchung

Ähnlich wie bei den proportionalen Ver- und Entfestigungsmechanismen ist auch bei der nichtproportionalen Zusatzverfestigung die Art der Versuchsdurchführung relevant: Sonsino [34] berichtet bei 90° nichtproportionaler Beanspruchung bei dehnungsgeregelten Versuchen einen Abfall der ertragbaren Amplitude, bei spannungsgeregelten Versuchen jedoch eine Erhöhung. Falls der Werkstoff ein entsprechendes Verfestigungsverhalten zeigt, dürfte dieser Unterschied auf die dehnungsgeregelte durch die nichtproportionale Zusatzverfestigung auftretende höhere Spannung zu erklären sein. Für den nichtproportionalen spannungsgeregelten Versuch bei gleichbleibender Spannung wird hingegen bei einem solchen Werkstoffverhalten durch die Verfestigung de facto eine geringere Dehnung erreicht. Bei einer Phasenverschiebung um 90° zeigen Werkstoffe die größtmögliche Zusatzverfestigung. Daher ist eine Quantifizierung des nichtproportionalen Zusatzverfestigungseffektes über den Vergleich von proportionalen (in-phase) und 90° nichtproportionalen (90° out-of-phase) Versuchen möglich. Die nichtproportionale Zusatzverfestigung wird dann typischerweise über eine Erhöhung der zyklischen Fließkurve modelliert: Dazu wird der modifizierte zyklische Verfestigungskoeffizient  $K'_{NP}$  nach Gl. (2.29) statt des zyklischen Verfestigungskoeffizienten  $K'$  in der Modellierung der zyklisch stabilisierten Fließkurve, Gl. (2.30) verwendet:

$$K'_{NP} = (1 + \alpha \cdot F_{NP}) K' \quad (2.29)$$

$$\sigma_a = K'_{NP} \cdot (\varepsilon_{a,pl})^{n'} \quad (2.30)$$

In Gl. (2.29) stellt  $\alpha$  den nichtproportionalen Verfestigungskoeffizient dar, der Nichtproportionalitätsfaktor  $F_{NP}$  ist ein Maß für die Nichtproportionalität des Spannungs- bzw. Dehnungspfades. Beide Größen variieren nach [6] zwischen 0 und 1;  $n'$  ist der zyklische Verfestigungsexponent. Materialien mit geringerer Stapelfehlerenergie zeigen ein höheres  $\alpha$  (vgl. [32]). Neben dem Material ist auch das Verhältnis von Dehnungs- und Schiebungsamplitude ausschlaggebend für die Höhe der

nichtproportionalen Zusatzverfestigung. Maximale Zusatzverfestigung wird dabei nach übereinstimmenden Berichten für kreisförmige Pfade in der  $\varepsilon - \gamma / \sqrt{3}$  Ebene erreicht, d.h. für  $\Delta\varepsilon = \Delta\gamma / \sqrt{3}$  [35], [36].

Der nichtproportionale Verfestigungskoeffizient lässt sich aus einem Vergleich der zyklischen Vergleichsspannungs-Vergleichsdehnungskurven von proportionalen und nichtproportionalen Versuchen bei identischen Vergleichsdehnungsamplituden bestimmen [6], [37], z.B. mit der Vergleichsspannungsamplitude nach von Mises:

$$\alpha = \frac{\sigma_{v,a,90^\circ}}{\sigma_{v,a,0^\circ}} - 1 \quad (2.31)$$

Dieser Zusammenhang lässt sich auch bei Auftragung der zyklischen Vergleichsspannungsamplitude über der Vergleichsdehnungsamplitude darstellen, vgl. Abbildung 2.18.

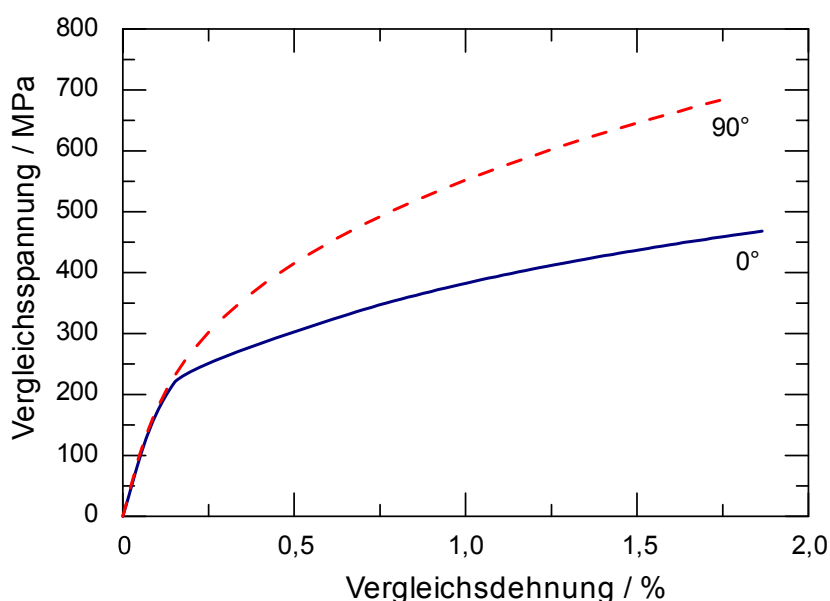


Abbildung 2.18: Nichtproportionale Zusatzverfestigung (schematisch)

Fatemi und Shamsaei [37] schlagen zusätzlich eine empirische Formel zur Bestimmung von  $\alpha$  aus den Parametern der zyklischen und monotonen Spannungs-Dehnungskurve vor, welche für verschiedene Stähle und Leichtmetalle experimentell verifiziert wurde:

$$\alpha = 1,6 \left( \frac{K}{K'} \right)^2 \left( \frac{\Delta\varepsilon}{2} \right)^{2(n-n')} - 3,8 \left( \frac{K}{K'} \right)^2 \left( \frac{\Delta\varepsilon}{2} \right)^{(n-n')} + 2,2 \quad (2.32)$$

Rother [38] weist zu Recht darauf hin, dass die Berechnung der nichtproportionalen Zusatzverfestigung aus einer rein formalen Anwendung der Formeln für die Vergleichsspannung bei phasenverschobener Beanspruchung nicht werkstoffmechanisch begründbar ist, da diese Vergleichsspannung für phasenverschobenes Auftreten der Schub- und Normalspannungsmaxima nicht in der Realität wirkt. Eine Definition der nichtproportionalen Zusatzverfestigung rein aus den auftretenden Axial- oder Schubspannungen ist analog zu Gl. (2.31) möglich, liefert allerdings andere Werte für  $\alpha$ .

Sakane, Itoh et al [32] verwenden eine Definition, bei der für  $K'$  statt der zyklischen Spannung die größte Hauptdehnungsdifferenz eingesetzt wird. Die so modifizierte nichtproportionale Hauptdehnung kann als Schädigungsparameter mit befriedigendem Ergebnis eingesetzt werden, ohne dass dafür eine aufwändige Ermittlung des realen Spannungs-Dehnungs-Verhaltens nötig ist. Allerdings wird in diesem Fall rein mathematisch ein größerer Dehnungswert als Kenngröße für die zusätzliche Ermüdungsbeanspruchung im Werkstoff berechnet, obwohl sich in der Realität die Dehnung nicht ändert, sondern bei gleichbleibender Dehnung eine höhere Spannung auftritt. Daher ist diese Definition mikromechanisch nicht korrekt.

Für den Nichtproportionalitätsfaktor  $F_{NP}$  werden unterschiedliche Bestimmungsmethoden verwendet. Eine anschauliche Definition von Kanazawa et al. [39] analysiert die Schiebungen in allen Schnittebenen des Werkstoffs, welche für die Gleitvorgänge in diesen Ebenen charakteristisch sind. Über den Quotient aus Schiebungsschwingbreite unter einem Winkel von  $\pi/4$  zur Ebene maximaler Schiebung ( $\Delta\gamma_{\pi/4}$ ) und der maximalen Hauptschiebungsschwingbreite ( $\Delta\gamma_{13}$ ) lässt sich der Nichtproportionalitätsfaktor quantifizieren zu:

$$F_{NP} = \frac{\Delta\gamma_{\pi/4}}{\Delta\gamma_{13}} \quad (2.33)$$

Fernando, Brown und Miller [40] weisen darauf hin, dass bei der Verwendung dieses Nichtproportionalitätsfaktors der nichtproportionale Verfestigungskoeffizient aus Gleichung (2.29) nicht konstant sein muss. Anstelle über phänomenologische Nichtproportionalitätsfaktoren kann die zusätzliche Verfestigung auch über Mróz- oder Memory Surface Modelle modelliert werden (siehe z.B. [41]).

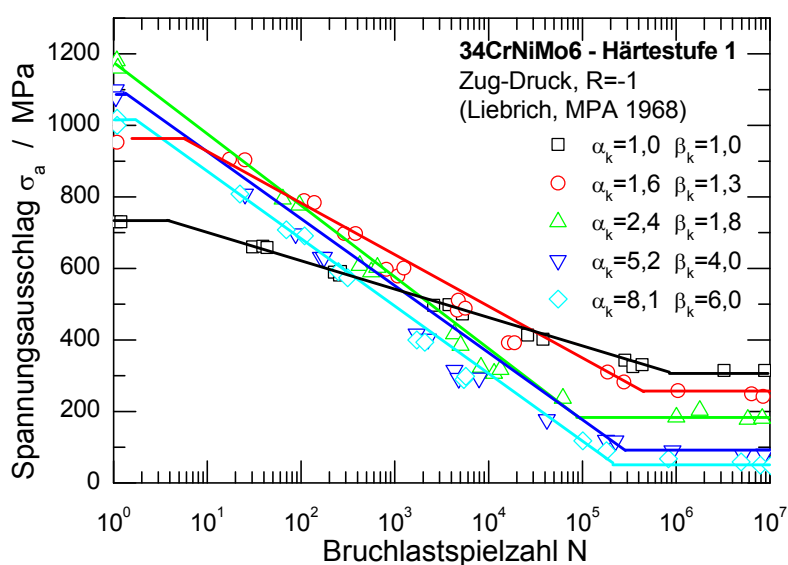
Die aufgeführten Zusammenhänge müssen anschließend in ein numerisches Werkstoffmodell implementiert werden, um die für eine Ermüdungsbewertung benötigten realen Spannungs-Dehnungs-Beziehungen aus einem FE-Modell generieren zu können. Je nachdem, ob transientes Verhalten oder nur das zyklisch stabilisierte Verhalten wiedergegeben werden soll, können diese Modelle beliebig komplex werden [38], [42], [43], [44].

Die dritte grundsätzliche Problemstellung ist die werkstoffmechanische Begründbarkeit der Schädigungsparameter. Zunächst liegt es nahe, die für den statischen Festigkeitsnachweis gut verifizierten Festigkeitshypothesen auch für schwingende Beanspruchungen zu verwenden. Dies funktioniert allerdings nur im dauerfestigkeitsnahen Bereich, da bei größeren Plastifizierungen die Unterschiede in der Lebensdauer durch den flachen Verlauf der Spannungs-Dehnungskurve bei plastischem Werkstoffverhalten nicht mehr hinreichend aufgelöst werden können. Eine Verwendung von dehnungsbasierten Ansätzen scheint – auch hinsichtlich der im folgenden Kapitel erläuterten mikromechanischen Grundlagen der Werkstoffermüdung – sinnvoller. Um die bei gleicher Dehnung auftretende größere Spannung bei nichtproportionaler Beanspruchung abbilden zu können, bieten sich kombinierte Modelle an, bei denen der Schädigungsparameter sowohl Dehnungs- als auch Spannungsterme enthält. Der Abschnitt 2.3 gibt einen Überblick über die unterschiedlichen Schädigungsparameter.

### 2.1.4 Kerbeinfluss

Die an glatten Proben ermittelten Schwingfestigkeitskennwerte können nicht ohne Weiteres auf reale Bauteile übertragen werden. Einerseits müssen Umwelt- und Größeneinflüsse beachtet werden, andererseits sind Komponenten stets auch konstruktiven oder aus Herstellung und Gebrauch resultierenden Kerben ausgesetzt.

Für Nenn- oder Strukturspannungskonzepte werden experimentelle Untersuchungen an Proben mit, zum realen Bauteil äquivalenten, Kerbgeometrien durchgeführt. Auf die Ermittlung von elastisch-plastischen Spannungs- und Dehnungsspitzen im Kerbgrund kann dabei verzichtet werden. Eine klassische Auftragung der Nennspannungsamplitude über der ertragbaren Schwingspielzahl kann dann zur Bewertung der Kerbwirkung unterschiedlicher Kerbgeometrien verwendet werden, vgl. z.B. die Untersuchungen von Liebrich an der MPA Stuttgart [45], [Abbildung 2.19](#).



**Abbildung 2.19:** Nennspannungswöhlerlinien gekerbter Proben [45]

Bei Verwendung eines lokalen Konzepts wird der lokale Zustand in einer Kerbe betrachtet und mit der entsprechenden Wöhlerkurve des ungekerbten Grundwerkstoffs verglichen, siehe [Abbildung 2.20](#). Dazu muss aber eine Übertragbarkeit der Schwingfestigkeit glatter Proben bei einachsiger Beanspruchung auf die lokalen Begebenheiten im Kerbgrund gegeben sein. Diese Übertragbarkeit ist jedoch nicht immer vorhanden (siehe z.B. [46]), weshalb auch das lokale Konzept nicht ohne experimentelle Verifikation verwendet werden kann.

Um die notwendigen lokalen Spannungs- oder Dehnungswerte zu berechnen, lassen sich analytische Lösungsansätze z.B. nach Neuber verwenden. Im kerntechnischen Regelwerk [47] und der DIN EN 13445-3 [48] erfolgt die Bewertung bei linear-elastischer Betrachtung mittels eines Plastifizierungsfaktors, mit Hilfe dessen lokale Plastifizierungen und daraus einhergehende größere Dehnungen berücksichtigt werden. Zusammenfassende Untersuchungen in [49] weisen auf eine konservative Bewertung durch die KTA-Plastifizierungsfaktoren hin. Durch mittlerweile mit relativ geringem Aufwand durchführbare elastisch-plastische FE-Rechnungen ist die



Verwendung von Plastifizierungsfaktoren vielfach nicht mehr nötig, da die realen Kerbgrundbeanspruchungen simulativ ermittelt werden können.

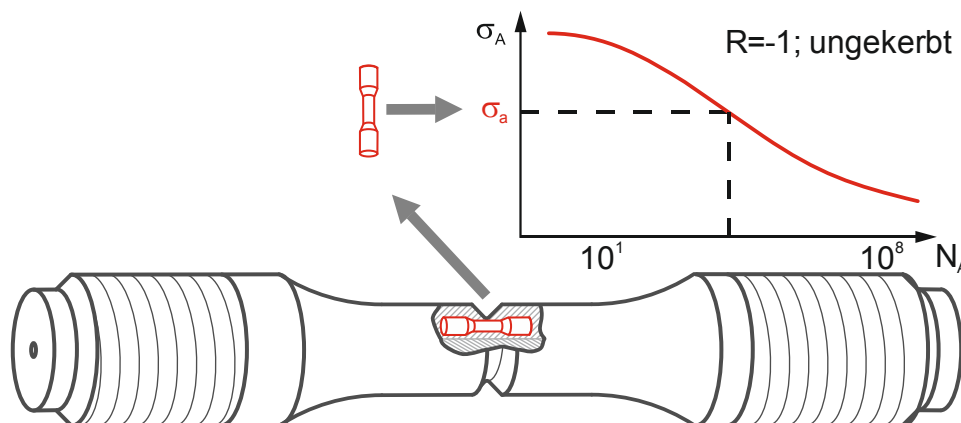


Abbildung 2.20: Veranschaulichung des lokalen Konzepts

Im linear-elastischen Fall uniaxialer Belastung lassen sich aus der Geometrie der Kerbe und der Belastungsart die bekannten statischen Formzahlen  $\alpha_K$  beispielsweise nach der FKM-Richtlinie [50] berechnen. Zu berücksichtigen ist dabei zusätzlich der im Kerbgrund zweiachsige und im Probeninneren dreiachsige Spannungszustand trotz global einachsiger Belastung. Im überelastischen Bereich kann über die Neubersche Theorie eine Aufteilung in Spannungs- und Dehnungsformzahl erfolgen [17]. Bei schwingender Beanspruchung wird der Kerbeffekt nicht vollumfänglich wirksam. Die abgeminderte Kerbwirkung lässt sich im Dauerfestigkeitsbereich über die Kerbwirkungszahl  $\beta_K$  beschreiben. Die Minderung der theoretisch durch die Formzahl ausgedrückten Spannungsspitze im Vergleich zur experimentell ermittelten Amplitude kann nach Siebel [51] über die dynamische Stützziffer  $n_\chi$  beschrieben werden:

$$\beta_K = \frac{\alpha_K}{n_\chi} \quad (2.34)$$

Der Einfluss von Kerben auf die Lebensdauer wird in der Literatur bereits für einachsig belastete Proben kontrovers angegeben. Dabei ist zu beachten, dass hierbei auch global einachsige Belastungen lokal mehrachsige Spannungszustände hervorrufen. Dieser Einfluss der „inhärenten Mehrachsigkeit“ wird bei Susmel [52] und Susmel, Atzori et al. [53] ausführlich diskutiert. Nach Socie und Marquis [6] haben scharfe Kerben mit einem Kerbradius  $< 1$  mm einen weniger starken Einfluss als erwartet. Die dort zitierte Auswertung eines SAE-Testprogramms mit kombinierter Zug- und Torsionswechselbelastung einer gekerbten Welle liefert bei Betrachtung der Dehnungswöhlerlinie konservative Vorhersagen, die auf eine Vernachlässigung des Gradienteneinflusses zurückgeführt werden. Spannungskontrollierte Untersuchungen von Itatani, Tanaka et al. [54] an austenitischem Stahl zeigen für den Werkstoff SUS316L einen deutlichen Anstieg der Lebensdauer für milde Kerben ( $\alpha_K = 1,5$ ), sowie einen Anstieg der Lebensdauer im HCF-Bereich und Abfall im LCF-Bereich für Proben mit  $\alpha_K = 2,5$ . Beim Werkstoff SUS316NG wird eine geringe Lebensdauer für beide Kerbschärfen im HCF berichtet. Für die mild gekerbte Probe wird im LCF-Bereich jedoch ein Anstieg der Lebensdauer ermittelt. Vergleichende

Arbeiten von Laue, Bomas und Mayr [55], [56] mit spannungs- und dehnungskontrollierten Versuchen am unlegierten Einsatzstahl Cm15 zeigen vergleichbare Lebensdauern für dehnungsgeregelt geprüfte Proben unterschiedlicher Formzahlen und spannungskontrolliert geprüfter Proben bei gleicher (zyklisch stabilisierter) Kerbdehnung. Im Vergleich zu ungekerbten Proben weisen die gekerbten Proben in einer Variante mit feinkörnigem Gefüge eine um den Faktor 10 längere Lebensdauer auf. Für eine grobkörnige Variante desselben Werkstoffs liegt der Faktor nur bei 2. Die längere Lebensdauer gekerbter Proben deuten Laue et al. als Effekt des bei Kerbproben lokal begrenzten hochbeanspruchten Volumens. Dieses führt bei dem vorliegenden Werkstoff mit feinkörnigem Gefüge zu einer nur eingeschränkt möglichen Ausbreitung von Gleitbändern und die Rissinitiierung erfolgt stattdessen an Korngrenzen oder persistenten Gleitbändern. Bei größerem Gefüge tritt dieser Effekt den Autoren zufolge aufgrund dann ausgeprägter Mikrorissen weniger stark in den Vordergrund, siehe auch [57].

Der Einfluss der Korngröße wird bei Laue et al. mittels der Ergebnisse von Kage, Miller und Smith [58] als Einfluss des Stadium I- Risswachstums erklärt, welches sich im Oberflächenkorn bei unterschiedlicher Korngröße auf die Lebensdauer auswirkt.

Susmel et al. [53] fassen mehrere Untersuchungen so zusammen, dass bei Verwendung eines lokalen Konzepts die Konservativität mit steigender Kerbschärfe zunimmt.

Gekerbte Rundproben reagieren nach [6] weniger empfindlich auf Torsions- als auf Zugschwingbeanspruchung. Die Autoren zitieren Arbeiten von Nisitani und Kawano zum Ermüdungsverhalten von verschiedenartig gekerbten Proben unter Torsionsbeanspruchung. Aus dem unterschiedlichen Verhalten von abgesetzten Proben und Proben mit Umfangskerben lässt sich die Notwendigkeit folgern, den Spannungsgradienten in die Ermüdungsbewertung mit einzubeziehen. Auf diesen Punkt soll im Abschnitt 3.3 noch näher eingegangen werden. Torsionsermüdungsversuche von Itatani, Tanaka et al. [54] zeigen eine zunehmende Lebensdauer für austenitische Proben aus SUS316L mit zunehmender Kerbschärfe. Dieser Effekt ist insbesondere bei höheren Spannungsamplituden ausgeprägt, dort werden um Faktor 4 höhere Lebensdauern erreicht. Für SUS316NG werden tendenziell ähnliche, wenn auch weniger ausgeprägte Ergebnisse berichtet.

Der Einfluss von Kerben auf mehrachsige proportionale und nichtproportionale Beanspruchungen ist derzeit Gegenstand intensiver Forschungen. Dazu sei auf aktuelle Publikationen, z.B. [59], [52], verwiesen.

### 2.2 Mikrostrukturelle Grundlagen

Üblicherweise wird bei Betrachtung der mikrostrukturellen Vorgänge bei der Werkstoffermüdung die gesamte Lebensdauer in die Phasen

- (technisch) anrissfreier Zustand
- zyklische Ver- und Entfestigungsvorgänge
- Rissinitiierung
- Rissfortschrittsphase sowie schließlich
- Versagen des Bauteiles durch einen Gewaltbruch

unterteilt. Letzterer entsteht, wenn die durch den gewachsenen Ermüdungsriß herabgesetzte Querschnittsfläche die maximale Last der zyklische Belastung statisch nicht mehr ertragen kann. Die einzelnen Phasen der Werkstoffermüdung sind dabei nicht stringent getrennt behandelbar und werden in der Literatur in unterschiedlichem Maßstab zusammengefasst oder weiter unterteilt. Für ungekerbte Proben dominiert im HCF-Bereich die Rissinitiierungsphase die Lebensdauer, während im LCF-Bereich die Lebensdauer von der Risswachstumsphase dominiert wird.

Eine exakte Definition des Anrisses hängt von der angewandten mikromechanischen Modellvorstellung und Größenskala ab und ist demnach nicht eindeutig. Zur Definition der Anrisslebensdauer bei der Auftragung von dehnungskontrolliert durchgeführten Versuchen in Schädigungsparameter-Wöhlerlinien muss daher ein Kriterium eines „technischen Anrisses“ gefunden werden. Gängige und in den einschlägigen Regelwerken [60], [61], verankerte Kriterien zur Definition eines makroskopischen Anrisses sind z.B. ein bestimmter Lastabfall im Vergleich zum stabilen Zyklus oder die Veränderung des E-Modulquotienten aus fallendem und steigendem Hystereseast.

Dennoch soll zum tieferen Verständnis der werkstoffmechanischen Vorgänge und hinsichtlich der fraktographischen Untersuchungen in Abschnitt 6 im Folgenden auf die zur mikrostrukturellen Rissinitiierung führenden werkstoffmechanischen Vorgänge eingegangen werden. Dies ist notwendig, da die mikrostrukturellen Versetzungsbewegungen, welche zur Bildung von Gleitbändern, Deformation und schließlich zum Ermüdungsversagen führen, die im Werkstoff umgesetzte Formänderungsenergie charakterisieren. Diese Formänderungsenergie wiederum ist Basis der Energiebetrachtungen zur Definition eines Schädigungsparameters, wie er im Rahmen dieser Arbeit vorgeschlagen wird.

Für eine weiterführende Beschreibung der mikrostrukturellen Vorgänge sei auf das existierende Schrifttum, beispielsweise von Christ [62], Suresh [63], und Krupp [5] verwiesen.

### **2.2.1 Schadensakkumulation und Rissinitiierung**

Selbst bei makroskopisch elastischen Beanspruchungsamplituden wird an Defekten zyklische Mikroplastizität induziert, welche selbst wiederum weitere Gleitvorgänge erschwert. Da es sich bei diesen Vorgängen um dissipative Effekte handelt, kann nach [64] durch die lokale Temperaturerhöhung Mikrostress-Relaxation auftreten. Je nach Ausprägung dieser beiden gegensätzlichen Effekte können so zyklische Ver- oder Entfestigungsvorgänge erklärt werden [64].

Die sich als Dipole festsetzenden Stufenversetzungen in kfz Werkstoffen bilden für geringe plastische Schiebungsamplituden  $\Delta\gamma_{pl}/2$  typische Bündel/Ader-Strukturen [5]. Bei steigender Schiebung treten erstmals persistente Gleitbänder (persistent slip bands, PSB) auf. Mit dem Auftreten der persistenten Gleitbänder ist der Schwellenwert zur Rissinitiierung erreicht [5], und die makroskopische zyklische Ver-/Entfestigungsphase ist abgeschlossen [65]. Der Begriff der „persistenten Gleitbänder“ geht auf Thompson et al. [66] zurück, die zeigten, dass Gleitspuren an der Oberfläche wechselverformten Kupfers selbst nach elektrolytischem Polieren bei

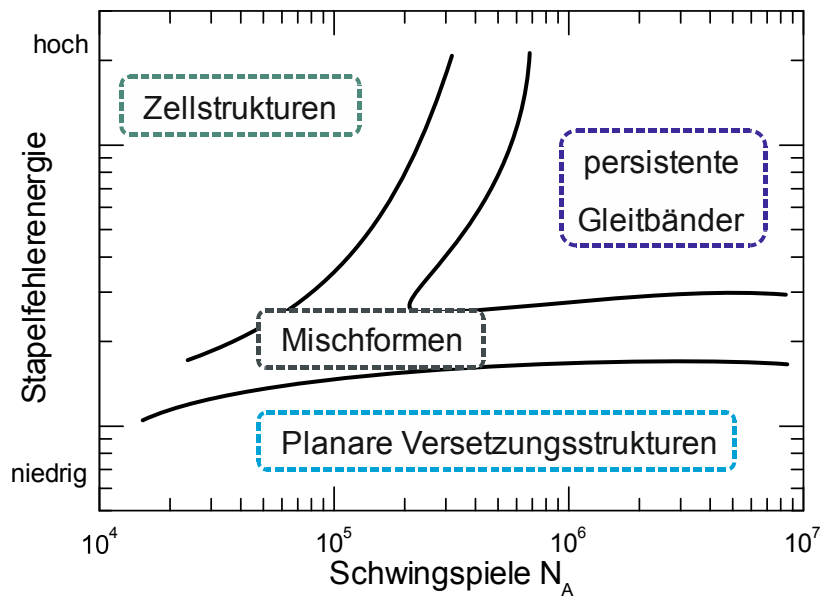
weiterer Wechselbeanspruchung an denselben Stellen wieder entstehen. Während der Volumenanteil der persistenten Gleitbänder mit steigender Schiebung zunimmt, bleibt die zugehörige Schubspannung in einem Einkristall auf einem konstanten Plateau. Erst bei Erreichen einer Sättigung steigt die Schubspannung weiter an [5].

Wenn Diffusionsprozesse bei höheren Temperaturen und Korrosionsprozesse unter Mediumseinfluss nicht betrachtet werden, sind nach Lukáš drei verschiedene Rissinitiierungsmechanismen bei Ermüdung möglich [65]:

- Rissinitiiierung an Gleitbändern,
- Rissinitiiierung an Korngrenzen (insbesondere bei hohen Dehnungsamplituden und bei höheren Temperaturen),
- Rissinitiiierung an Oberflächeneinschlüssen.

Dabei stellt die Rissinitiiierung an Gleitbändern nach [65] den grundlegenden Anrissmechanismus bei Ermüdungsbeanspruchung dar, weil sich auch die beiden anderen Mechanismen mehr oder weniger direkt darauf zurückführen lassen. Die Rissinitiiierung an Korngrenzen wird nach Krupp [5] durch elastische und plastische Anisotropie des Gefüges polykristalliner Werkstoffe hervorgerufen, Mughrabi [67] zeigt, dass die Rissinitiiierung an Korngrenzen an den Stellen beginnt, an denen persistente Gleitbänder aufeinandertreffen. Neben der Rissinitiiierung an Oberflächeneinschlüssen kann die zur Initiierung notwendige Spannungskonzentration auch durch Poren, bearbeitungsbedingte Kerben oder durch Extrusionen hervorgerufen werden. Die Rissinitiiierung an nichtmetallischen Einschlüssen ist bei Stählen nach [5] häufigste Ursache für einen Ermüdungsanriss. Bei allen Initiierungstypen tritt dabei ein Versagen für homogene Werkstoffe an oder nahe der Oberfläche auf. Oberflächennahe Körner zeigen eine deutlich höhere Dichte an persistenten Gleitbändern als Körner im Volumen.

Zusammenfassend werden die oberflächennahen Bereiche durch zwei Parameter beeinflusst: die Spannungs- bzw. Dehnungsamplitude sowie der Widerstand gegen Quergleiten. Nach [65] können die oberflächennahen Versetzungsstrukturen daher als Felder in Abhängigkeit von Schwingenspielzahl (als quantitatives Maß der Beanspruchungshöhe) und der Stapelfehlerenergie (als ein quantitatives Maß für den Widerstand gegen Quergleiten) dargestellt werden, siehe Abbildung 2.21.



**Abbildung 2.21:** Veranschaulichung unterschiedlicher oberflächennaher Versetzungsstrukturen nach [65]

Lukáš [65] fasst Beobachtungen verschiedener Autoren zu den persistenten Gleitbändern für kfz Werkstoffe mit einer hohen Stapelfehlerenergie für beliebige Dehnamplituden sowie für krz Werkstoffe für niedrige Dehnamplituden zusammen. Während neu gebildete persistente Gleitbänder die typische Leiterstruktur zeigen, weisen länger existierende persistente Gleitbänder eine Zellstruktur auf. Diese Umwandlung der Versetzungsstruktur ist verantwortlich für das sogenannte „secondary hardening“ [68]. Das bei Austeniten beobachtbare sekundäre Verfestigungsverhalten ist im Gegensatz dazu von der verformungsinduzierten Martensitumwandlung bestimmt. Persistente Gleitbänder enden an der freien Oberfläche unter Bildung von Intrusionen und Extrusionen. Für leiterförmige persistente Gleitbänder kann nach [65] ein direkter Zusammenhang zwischen Leiterstruktur und Oberflächenrelief auftreten. Werkstoffe mit großem Widerstand gegen Quergleitungen weisen keine persistenten Gleitbänder auf [65].

Im Bereich höherer Dehnungsamplituden dominiert die Bildung von Zellstrukturen. Peralta et al. [69] geben bei Untersuchungen von polykristallinem Kupfer eine Grenze von  $\varepsilon_a = 0,1\%$  an. **Abbildung 2.22** zeigt eine solche Zellstruktur für eine Probe von Soppa und Kohler [70] aus dem austenitischen Werkstoff X6CrNiNb18-10, welche mit einer rein wechselnden Dehnungsamplitude von  $\varepsilon_a = 1,5\%$  bis zum Bruch belastet wurde. Deutlich zu erkennen sind in der transmissionselektronenmikroskopischen (TEM) Untersuchung die versetzungsarmen Kanäle und die Wände als versetzungsreiche Strukturen.

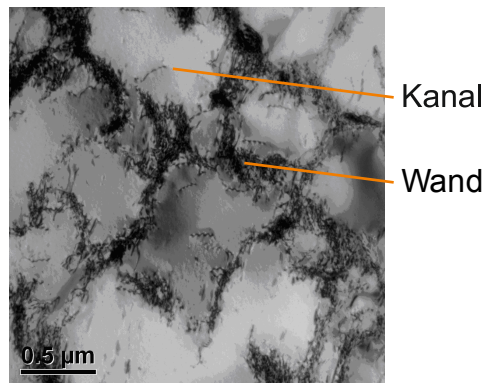


Abbildung 2.22: Zellstruktur in X6CrNiNb18-10, aus [70]

Oberflächenstrukturen mit Extrusionen und Intrusionen werden auch hier über kollektive Versetzungsbewegungen innerhalb einer Schicht solcher Zellen entlang der Gleitebene gebildet. Im Gegensatz zu den durch persistente Gleitbänder entstehenden Reliefstrukturen spielt hier aber auch das Zusammenspiel von unterschiedlichen Gleitsystemen eine Rolle [65]. Mughrabi [67] weist darauf hin, dass an der Oberfläche entstehende „net extrusions“ und „Berg-und-Tal“-Profile die Oberflächenstruktur bestimmen und weniger eine strikte paarweise Zusammensetzung von Extrusionen und Intrusionen. Insbesondere bei feinkörnigem Material kann so die Oberflächenrauigkeit, welche durch zufällig orientierte Gleitungen und weniger durch persistente Gleitbänder entsteht, für die Initiierung transkristalliner Stadium I- Risse verantwortlich gemacht werden [67].

In Materialien mit sehr geringen Stapelfehlerenergien bildet sich durch planare Anordnung von nicht persistenten Versetzungsbändern eine mehr oder weniger regelmäßige, aufgeraute Oberflächentopologie.

Allen drei der eigentlichen Rissinitiierung vorausgehenden Mechanismen ist gemein, dass erst durch sie eine ausreichend aufgeraute Oberflächentopologie mit lokal konzentrierter zyklischer plastischer Verformung entsteht, an der lokale Verfestigung auftritt und die eigentliche Rissinitiierung stattfindet. Da kleinere Korngrößen eine Versetzungsbewegung erschweren, ist die Rissinitiierung zusätzlich auch von der Größe des Gefüges abhängig [6], [57]. Bei extrem hohen Lastwechselzahlen (im UHCF-Bereich) kann jedoch ein Schädigungsmechanismen-Wechsel auftreten, so dass für diesen Bereich gesonderte Betrachtungen notwendig sind. Hierzu wird auf das Schrifttum (z.B. [5]) verwiesen.

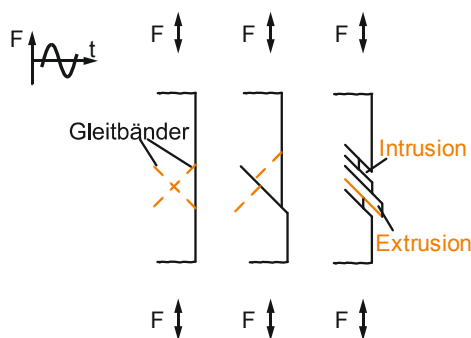
Unterschiedlich detaillierte qualitative Modellvorstellungen ermöglichen eine einfache Darstellung des komplexen Rissinitiierungsverhaltens polykristalliner Metalle. Eine vereinfachte Modellvorstellung der Intrusionen und Extrusionen aufgrund der relativen Bewegung von Gleitbändern in Oberflächenkörnern wie in Abbildung 2.23 hat zur Beschreibung des Anrissverhaltens von polykristallinen Metallen weite Verbreitung erlangt.

Für die Beschreibung der Rissbeanspruchung wird oftmals die bruchmechanische Terminologie von Mode I, Mode II oder Mode III Beanspruchung verwendet. Dabei entsteht Mode I Beanspruchung aus Zugbelastungen, während Mode II und Mode III in einem Oberflächenriss bei Schub- oder Torsionsbelastung auftreten. Die Mode II in-plane Belastung auf der Oberfläche lässt den Riss weiter entlang der Oberfläche

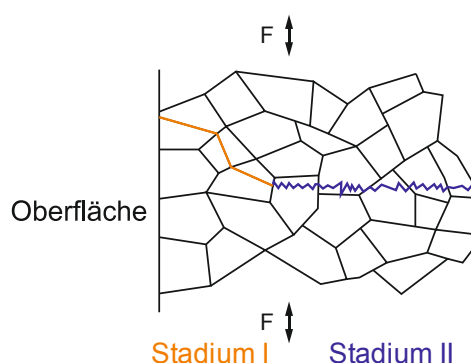
wachsen, während die Mode III Belastung an der Rissfront in der maximalen Risstiefe auftritt.

Die frühe, von Einfachgleitung geprägte Phase des Risswachstums (die, je nach Sichtweise, auch noch der Rissinitiierung zugeordnet wird), wird als Stadium I-Risswachstum (Stage I) bezeichnet. Diese Phase des Übergangs zum Mikrorisswachstum äußert sich in Risspfaden entlang der primären Gleitrichtung, d.h. bruchmechanisch gesehen in Mode II bzw. etwa unter  $45^\circ$  zur größten Normalspannung. Stadium I Risse wachsen innerhalb eines Kornes oder bis auf wenige Korndurchmesser heran. Fraktographisch ist dieses Stadium durch eine gezackte bzw. facettierte Bruchfläche gekennzeichnet [63].

Im Stadium II-Risswachstum (Stage II) ist die plastische Zone an der Risspitze durch die Größe des Risses oder durch höhere Spannungsintensitäten auf mehr als eine Korngröße angewachsen. Durch Gleitvorgänge entlang zweier Gleitsysteme entsteht eine makroskopisch senkrecht zur größten Hauptspannung stehende Rissfläche (bruchmechanisch Mode I). Schematisch sind die beiden Rissstadien in [Abbildung 2.24](#) dargestellt. Nach Weick [42] kann das Risswachstum bei sehr hohen Lastamplituden durch homogene Versetzungsbewegungen auch direkt makroskopisch senkrecht zur größten Hauptspannung beginnen.



[Abbildung 2.23](#): Vereinfachtes Intrusionen-Extrusionen Modell, [17]



[Abbildung 2.24](#): Stadium I und Stadium II Risswachstum

Durch die gegenläufig wirkenden Gleitvorgänge im Stadium II entstehen auch die von Zappfe und Worden 1951 [71] erstmals beschriebenen Schwingstreifen. Diese sind in Stählen jedoch nicht immer ausgeprägt sichtbar, sondern werden in ihrer Ausprägung durch die Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K$ , den Spannungszustand, sowie von Werkstoff und Umgebungsbedingungen beeinflusst. Suresh [63] zeigt, dass für hohe Spannungsintensitäten Mikrohohlraumkoaleszenz und intergranulares Versagen auftreten kann, während für niedrige Spannungsintensitäten eine facettierte Bruchfläche dokumentiert wurde (siehe auch Abschnitt 6 für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten fraktographischen Untersuchungen).

Bei dem im Rahmen dieser Arbeit untersuchten metastabilen austenitischen Stahl X6CrNiNb18-10 muss noch eine weitere mikrostrukturelle Besonderheit berücksichtigt werden. Bei metastabilen Werkstoffen kann es bei ausreichender Energiezufuhr zu einer Phasenumwandlung kommen, bei der der metastabile kubisch flächenzentrierte Austenit in einen kubisch raumzentrierten  $\alpha'$ -Martensit

umgewandelt wird. Soppa und Kohler [70] zeigen in einem X6CrNiNb18-10 mit leicht anderer Wärmebehandlung (1050 °C/10 Min/Wasser), dass das Wachstum der Ermüdungsrisse im LCF-Regime größtenteils durch die Martensitphase kontrolliert wird. Soppa und Kohler konnten an den Mantelflächen der Probe keine Extrusionen und Intrusionen detektieren. Für denselben Werkstoff in der auch im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Wärmebehandlung (1060 °C /110min/Wasser) wurden in einem früheren Vorhaben an der MPA [72] jedoch transkristalline, geradlinige Anrisse beobachtet, welche auf ein durch persistente Gleitbänder bestimmtes Rissverhalten schließen lassen. Da sich die beiden Werkstoffe nur in ihrer aus unterschiedlicher Wärmebehandlung resultierender Mikrostruktur unterscheiden, muss diese einen Einfluss auf die Anrissmechanismen haben.

Eine Differenzierung der Anrisse bei mehrachsigen Beanspruchungen ist durch die Arbeiten von Brown und Miller [73] mit mehrachsigen Ermüdungsversuchen möglich. Je nach Art des Schubspannungskontrollierten Risswachstums wird dabei in sog. Case A Risse und Case B Risse unterschieden, siehe Abbildung 2.25.

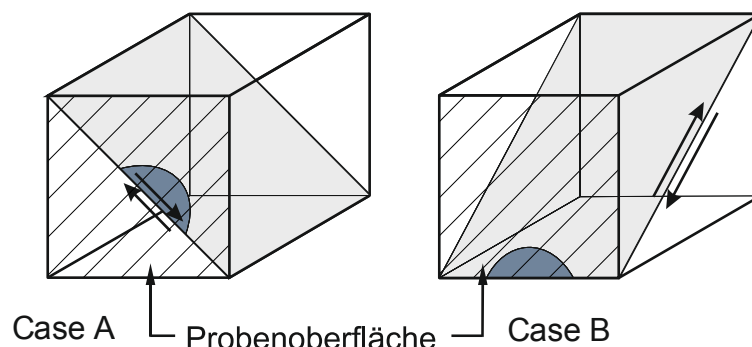


Abbildung 2.25: Case A und Case B Risswachstum, nach [6]

Bei Case A Rissen wirkt die Schubspannung an der Oberfläche nur parallel zum Anriss (in-plane shear, Mode II) und nicht senkrecht zur Oberfläche in Risstiefenrichtung. Daher sind diese Risse tendenziell nicht so tief wie Case B Risse. In diesen wirkt die Schubspannung senkrecht zum Anriss (out-of-plane shear, Mode III). Case B Risse wachsen in der 45°-Ebene und werden durch die bei einachsiger Belastung beschriebenen Intrusionen-Extrusionen-Modelle beschrieben. Während für reine Zugwechselversuche sowohl Case A als auch Case B Risse auftreten können, versagen Versuche unter wechselnder Torsion oder bei überlagerten Beanspruchungen aus Zug und Torsion nach [6] stets wie in Case A beschrieben, siehe z.B. auch Untersuchungen von Robillard und Cataillaud [74]. Case B tritt bei Versuchen mit biaxialer Zugbeanspruchung auf.

Für ingenieurmäßige Lebensdauerberechnungen sind die vorstehenden Ausführungen über die mikrostrukturellen Rissentstehungsmechanismen nur bedingt geeignet. Ein Verständnis dieser Vorgänge ist jedoch zwingend notwendig, um ein mikrostrukturell begründbares Bewertungskonzept für die Lebensdauerberechnung bei beliebiger komplexer Beanspruchung zu begründen. Andernfalls ließe sich aus einer beliebigen Kombination von Spannungs- und Dehnungsgrößen über geschickte Auswahl von Parametern und Kombinationen für eine begrenzte Grundmenge an experimentellen Daten stets ein guter numerischer Fit erzielen. Diese Vorgehens-



weise wird aber nicht zielführend sein bei der Suche nach einem allgemein gültigen, physikalisch sinnvollen Modell zur Ermittlung der Anrisslebensdauer aus dem technisch anrissfreien Zustand, wie sie in dieser Arbeit verfolgt wird.

### 2.2.2 Besonderheiten bei nichtproportionaler Beanspruchung

Auf die grundsätzliche Bedeutung der nichtproportionalen Beanspruchung als Ursache einer zusätzlichen Verfestigung wurde bereits in Abschnitt 2.1.3.3 hingewiesen. Cailletaud et al. [36] werten experimentelle Daten kubisch flächenzentrierter (Waspalloy, Alloy718, 1100 Aluminium, Kupfer und 316L Stainless Steel) sowie kubisch raumzentrierter (12%Cr-Stahl, Mild Steel, 1045 Steel, 1%CrMoV Stahl) Werkstoffe mehrerer Autoren aus. Die Fähigkeit zur Quergleitung (niedrige Stapelfehlerenergie) lässt sich anhand dieser Daten direkt mit der Größe der nichtproportionalen Verfestigung verknüpfen.

Sakane, Itoh et al. [32] untersuchten die Verknüpfung von Stapelfehlerdichte, Dehnungsamplitude und Nichtproportionalität unter verschiedenen Dehnungspfaden. Für proportionale Beanspruchungen dokumentieren die Autoren bei hohen Dehnungsamplituden  $>1\%$  die Ausbildung von Zellformationen, während für niedrigere Amplituden Versetzungsbündel entstehen. Mit zunehmender Nichtproportionalität sinkt die nötige Mindestdehnungsamplitude, oberhalb derer es zu Zellbildung in der Mikrostruktur kommt. Unabhängig vom Dehnungspfad sind die Spannungsamplitude und die Zellstrukturgröße in dieser Untersuchung eindeutig reziprok korreliert. Bei Schwingungszahlen von  $N > 10^4$  tritt bei diesen Untersuchungen keine nichtproportionale Verfestigung mehr auf. Die Tendenz zu abnehmendem Einfluss der nichtproportionalen Beanspruchung wird auch von Socie [75] bestätigt.

Rother [38] zitiert Arbeiten von Hoffmeyer und Tanaka mit der Erkenntnis, dass die nichtproportionale Verfestigung reversibel ist und sich bei Wechsel von out-of-phase zu in-phase Beanspruchungen nach zyklischer Stabilisierung wieder eine Stabilisierung auf dem in-phase-Spannungsniveau ergibt. Dies ist bei Betriebsfestigkeitsuntersuchungen zu berücksichtigen.

### 2.3 Ermüdungsmodelle zur Lebensdauerberechnung

Die im vorherigen Kapitel erläuterten mikrostrukturellen Grundlagen ermöglichen ein Verständnis der Vorgänge, die zu einem Anriss unter schwingender Beanspruchung führen. Für die ingenieurmäßige Anwendung ist vor allem der Zeitpunkt wichtig, zu dem ein technischer Anriss eines Bauteils auftritt, um Lebensdauerabschätzungen vornehmen und Revisionsintervalle festlegen zu können. Dabei ist grundsätzlich zu unterscheiden, ob Komponenten langzeit- bzw. dauerfest ausgelegt werden sollen, oder ob die Beanspruchungen eine Auslegung im Bereich der Kurzzeitfestigkeit erfordern. Durchströmte Kraftwerksbauteile müssen die im normalen Betrieb auftretenden Belastungen i.d.R. langzeitfest ertragen, während die durch An- und Abfahrvorgänge oder Störungen auftretenden Belastungen nur verhältnismäßig selten auftreten und daher im Bereich der Kurzzeitfestigkeit abgesichert werden müssen. Die bei kombinierter HCF- und LCF-Belastung auftretenden Überlagerungs-

effekte müssen im Rahmen einer Betriebsfestigkeitsuntersuchung speziell berücksichtigt werden.

Radaj und Vormwald [15] weisen darauf hin, dass die Zuordnung der mehrachsigen zur einachsigen Beanspruchung davon abhängt, welche physikalische Größe als ausschlaggebend für Riss bzw. Bruch angesehen wird. Aufgrund der mikrostrukturellen Vorgänge kann z.B. eine Kombination aus zyklischer Hauptschubspannung oder -schiebung als Ursache der mikrostrukturellen Anrisse und zugehöriger (positiver) Normalspannung, welche die Risse vergrößert, angenommen werden.

Für die Bewertung mehrachsiger Schwingbeanspruchungen im (makroskopisch linear-elastischen) dauerfestigkeitsnahen Bereich werden Festigkeitshypothesen angewandt, welche – analog zu den statischen Ansätzen – auf Spannungen basieren. Im Bereich der Kurzzeitfestigkeit sind diese Ansätze nicht mehr geeignet, da durch das Abflachen der Spannungs-Dehnungskurve bei großen plastischen Dehnungen spannungsbasierte Ansätze die unterschiedlichen Beanspruchungshöhen nicht mehr sauber auflösen können. Zudem stellt sich aus mikromechanischer Sicht die Frage nach den die Schädigung bewirkenden Größen. Daher werden im Zeitfestigkeitsgebiet Schädigungsparameter auf der Basis von Dehnungen oder Energiedichte betrachtet, siehe Abbildung 2.26 und die mikromechanischen Grundlagen im vorausgegangenen Abschnitt. Für eine Betrachtung auch über den eigentlichen Anriss hinaus sind bruchmechanische Modelle auf der Basis von Kurz- oder Langrisskonzepten möglich. Diese werden im Rahmen dieser Arbeit nicht weiter betrachtet. Ein stochastisches, mikromechanisches Modell zur Schädigungsbewertung wurde an der MPA von Krämer und Krolop [76] sowie von Krätschmer [77] entwickelt und eingesetzt.

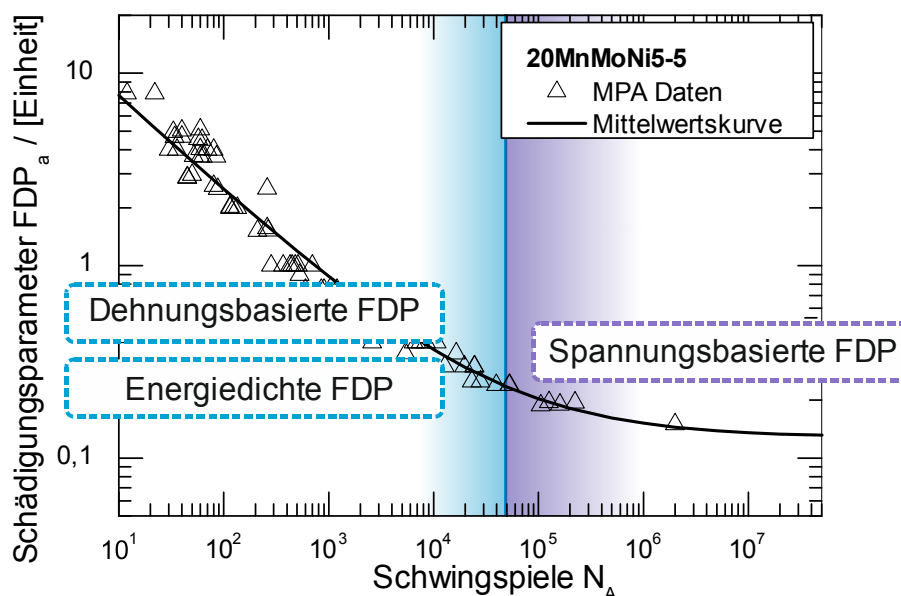


Abbildung 2.26: Anwendungsbereiche unterschiedlicher Festigkeitshypothesen (FDP = Fatigue Damage Parameter)

Die Versuchsergebnisse bei schwingender Beanspruchung streuen aufgrund der komplexen mikrostrukturellen Abläufe und des großen Einflusses beispielsweise der Oberflächenstruktur stärker als bei quasistatischer Beanspruchung. Daher müssen

entsprechend große Sicherheitsfaktoren (entweder in Bezug auf die zulässige Beanspruchung oder in Bezug auf die zulässige Lebensdauer) angewandt werden.

Innerhalb der spannungs-, dehnungs- oder energiedichtebasierten Festigkeitshypothesen lassen sich die Modelle in integrale Ansätze (Ansätze der integralen Anstrengung) und in Schnittebenen-basierte Ansätze (Modelle mit kritischen Ebenen, critical plane approaches) unterteilen. Für die integralen Modelle werden entweder Invarianten des Spannungs- bzw. Dehnungstensors verwendet (vgl. zum Beispiel die Erweiterung der von Mises Hypothese für zyklische Schwingbeanspruchung), oder aber es wird über mehrere Ebenen ein Mittelwert gebildet und verwendet. Die Schnittebenen-basierten Modelle gehen auf Ideen von Findley [78] sowie Stulen and Cumings zurück ([79], zitiert bei [80]).

Insgesamt sollte ein gutes Modell folgende Eigenschaften aufweisen:

- Realistische Wiedergabe des zyklischen elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens. Während der Effekt nichtproportionaler Zusatzverfestigung unbedingt mit erfasst werden muss, kann auf die numerisch aufwändige und kostenintensive Modellierung der transienten Ver- und Entfestigungsvorgänge i.d.R. verzichtet werden. Der Grund hierfür liegt in der Formulierung der gängigen Festigkeitshypothesen, welche nur auf stabilisierten Spannungs- und Dehnungswerten basieren. Eine Einbeziehung der während der transienten Vorgänge mehr oder weniger umgesetzten Energien findet i.A. nicht statt. Bei Betriebsfestigkeitsuntersuchungen kann hingegen der Reihenfolgeeffekt u.U. nicht vernachlässigt werden.
- Sinnvolle Definition der maximalen Beanspruchung insbesondere bei nicht-proportionaler Beanspruchung sowie der zugehörigen Amplituden und Lastwechseldauer.
- Berücksichtigung des kompletten lokalen Spannungs- und Dehnungszustandes inklusive statischer Anteile.
- Berücksichtigung nicht-lokaler Einflussfaktoren auf die lokalen Risswachstumseigenschaften. Dieser Punkt mag bei formaler Anwendung eines lokalen Ermüdungskonzepts zunächst nicht zwingend erscheinen. Eine Betrachtung der Definition des „technischen Anrisses“ macht jedoch deutlich, dass lokale Gradienten- und Stützeffekte, wie sie beispielsweise bei der Berechnung der dynamischen Kerbwirkungszahl seit langem bekannt sind, notwendigerweise in ein Lebensdauerkonzept einfließen sollten, um Konservativitäten zu reduzieren.

Eine Darstellung aller verfügbaren Festigkeitshypothesen für mehrachsige Schwingbeanspruchung ist aufgrund der beinahe unüberschaubaren Vielzahl bestehender und laufend hinzukommender Ansätze nicht möglich. Zudem existieren viele Hypothesen in diversen Modifikationen, oder aber mit formal gleichem Aufbau bei unterschiedlichen theoretischen Begründungen. Eine Übersicht bekannterer Festigkeitshypothesen in Tabelle 2.1 zählt mehr als 50 Hypothesen, erhebt aber keinerlei Anspruch auf Vollständigkeit und soll nur einen Eindruck der vielfältigen verfügbaren Hypothesen geben. Eine Überprüfung der Hypothesen unter Berücksichtigung der im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Versuche zeigt, dass

## 2 Stand von Wissenschaft und Technik

---

nur wenige Hypothesen das Potential für eine allgemeingültige Anwendung bei gleichzeitig vertretbarem ingenieurmäßigen Aufwand bieten. Daher werden im Folgenden ausgewählte Hypothesen näher betrachtet und zwei Ansätze erweitert. Weitere Ausführungen finden sich beispielsweise in den Werken [6], [15], [80].

Tabelle 2.1: Auswahl vorhandener Festigkeitshypothesen zur Schwingfestigkeit

Hypothese		Theoret. Grundlage					Hypothese		Theoret. Grundlage				
Autoren	Jahr	Spannung	Dehnung	Energie	Krit. Ebene <sup>1)</sup>	Integral <sup>1)</sup>	Autoren	Jahr	Spannung	Dehnung	Energie	Krit. Ebene <sup>1)</sup>	Integral <sup>1)</sup>
NH: Lamé, Rankine	1833, 88	x					Liu, K.C	1993			x	x	
SH: Tresca	1864	x					Liu, Y.	2005				x	
GEH: Huber; v.Mises; Maxwell; Hencky	H 1904 vM 1913	x					Manson; Coffin	1954		x			
Bach, C.v.	nach 1890	x				x	Matake	1977	x				x
Bhongbhibhat, T.	1986	x				o	McDiarmid, D.L.	1973	x				x
Brown, M.W.; K.J. Miller	1973		x			x	McDiarmid, D.L.	1994	x				x
Capper, L.	1937	x				x	McDiarmid, D.L.	1985	x				x
Chu, C.C.	1987		x				Miller, W.R.; K. Ohji; J. Martin	1977	x				o
Chu, C.C.	1987			x		x	Morrow, J.	1965			x		
Chu, C.C.; F.A. Conle, J.F. Bonnen	1993			x		x	Ninic, D.	2007					
Crossland	1956	x				o	Nøkleby, J.O.	1981	x				x
Dang Van, K.	1989	x				x	Palin-Luc, T.; S. Lasserre	1997	x				x
Ellyin, F.	1989			x		x	Papadopoulos, I.V.	1998	x				x
Fatemi, A.; D.F. Socie	1988		x			x	Papadopoulos et al.	1997	x				x
Findley, W.N.	1953	x				x	Shariyat, M.	2009			x	x	x
Findley, W.N.	1956	x				x	Simbürger, A.	1975	x				x
Findley, W.N.	1959		x			x	Simbürger, A.; V. Grubisic	1976	x				x
Garud, Y.S.	1981			x			Sines, G.	1955	x			(o)	l
Glinka, G.; G. Wang; A. Plumtree	1995			x		x	Smith; Watson; Topper	1970			x		x
Gough, H.J.; H.V. Pollard,	1935	x					Smith; Watson; Topper; Socie	1987			x		x
Gupta, S.K.; T.M. Fesich	2011			x		x	Sonsino, C.M.	1997	x				x
Hull, W.C.	1977	x				o	Sonsino, C.M.	1997		x			x
Issler, L.	1973	x				o	Stulen, F.B.; H.N. Cummings	1954	x				x
Jiang, Y.	2000			x		x	Troost, A.; E. El-Magd	1976	x				x
Kakuno-Kawada	1979	x				l	Varvani-Farahani, A.	1999					
Liu, J., H. Zenner	2001	x				x	Wang, C.H.; M.W. Brown	1993		x			x
Liu, J.	2001	x				x	Zenner, H., I. Richter	1977	x				x

<sup>1)</sup> o = Oktaederebene; l – Invarianten-Kriterium

### 2.3.1 Spannungsbasierte Modelle

#### 2.3.1.1 Beanspruchungen mit körperfestem Hauptachsensystem

Im dauerfestigkeitsnahen Bereich sind die herkömmlichen Festigkeitshypothesen für eine synchrone Beanspruchung mit körperfestem Hauptachsensystem gut verifiziert. Die Langzeitfestigkeit lässt sich gut über den (elastischen) Spannungsverlauf beschreiben, weshalb in diesem Bereich v.a. spannungsbasierte Ansätze Anwendung finden.

Für mehrachsig phasengleiche Beanspruchungen duktiler Werkstoffe hat sich im Bereich der Dauerfestigkeit die Gestaltänderungsenergiehypothese (GEH) nach von Mises bewährt, welche auch als Hypothese des quadratischen Mittelwertes der Schubspannungen in sämtlichen Ebenen interpretiert werden kann [15]:

$$\begin{aligned} \sigma_{v,a}(\text{GEH}) &= \\ &= \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_{x,a} - \sigma_{y,a})^2 + (\sigma_{y,a} - \sigma_{z,a})^2 + (\sigma_{z,a} - \sigma_{x,a})^2 + 6 \cdot (\tau_{xy,a}^2 + \tau_{yz,a}^2 + \tau_{zx,a}^2)} \end{aligned} \quad (2.35)$$

Ebenso lässt sich für diese Beanspruchungen die Hypothese der größten Schubspannung (SH) nach Tresca anwenden.

$$\sigma_{v,a}(\text{SH}) = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} = \sigma_1 - \sigma_3 = 2 \tau_{\max} \quad (2.36)$$

Die Anwendung dieser beiden Hypothesen postuliert, dass – vergleichbar zum statischen Versagen durch Abgleitvorgänge – auch die Werkstoffermüdung durch Gleitvorgänge ausgelöst wird. Dann können die Hypothesen für den statischen Fall für den zyklischen Fall übernommen werden, indem die Spannungskomponenten durch die jeweiligen Amplituden ersetzt werden. Dies ist allerdings nur bei phasengleicher Beanspruchung möglich, da die Extremwerte der einzelnen Spannungskomponenten zeitgleich erreicht werden. Eine Bewertung des Spannungszustandes kann dann durch die Gegenüberstellung der Vergleichsspannung mit einem entsprechenden Werkstoffkennwert (also z.B. der Wechselfestigkeit) durchgeführt werden.

Die Vergleichsmittelspannung wird bei Verwendung der klassischen Hypothesen nach empirischen Ansätzen berechnet, vgl. [50]. In [81] wird für duktile Werkstoffe vorgeschlagen:

$$\sigma_{v,m} = \sigma_{1,m} + \sigma_{2,m} + \sigma_{3,m} \quad (2.37)$$

Ein frühes Modell zur Berechnung der Dauerfestigkeit bei überlagerter Biege- und Torsionsbeanspruchung wurde von Gough und Pollard [82] entwickelt. Aufgrund versuchstechnischer Einschränkungen wurden nur phasengleiche Beanspruchungskombinationen getestet und daraus für duktile Werkstoffe die noch heute verbreitete Gough-Ellipse abgeleitet:

$$\left( \frac{\Delta\sigma}{\Delta\sigma_D} \right)^2 + \left( \frac{\Delta\tau}{\Delta\tau_D} \right)^2 = 1 \quad (2.38)$$

Dabei sind  $\Delta\sigma_D$  bzw.  $\Delta\tau_D$  die dauerhaft ertragbaren Normal- bzw. Schubspannungsschwingbreiten bei rein wechselnder Beanspruchung.

Liegt eine Beanspruchung mit zusätzlichen überlagerten statischen Anteilen vor, so kann je nach Art der überlagerten Spannungskomponenten ein körperfestes (Überlagerung von statischer mit schwingender Normalspannung) oder nicht-körperfestes Hauptachsensystem (eine Komponente als Schubspannung) vorliegen.

Sines [83] untersuchte den Effekt überlagerter statischer Spannungen systematisch. Statische Normalspannungen werden in diesem Ansatz über die mittlere hydrostatische Spannung berücksichtigt. Die Oktaederschubspannung wird dabei als versagensrelevante Basis des Ansatzes verwendet, so dass sich mit dem werkstoffabhängigen Parameter  $\alpha$  und dem Werkstoffkennwert  $A$  ergibt:

$$\frac{1}{3} \sqrt{(\sigma_{1,a} - \sigma_{2,a})^2 + (\sigma_{2,a} - \sigma_{3,a})^2 + (\sigma_{3,a} - \sigma_{1,a})^2} + \alpha \cdot 3\sigma_{h,m} = A \quad \text{bzw.} \quad (2.39)$$

$$\frac{\Delta\tau_{\text{okt}}}{2} + \alpha \cdot 3\sigma_{h,m} = A$$

Die Oktaederschubspannung  $\tau_{\text{okt}}$  kann dabei nach [84] als Mittelwert der Schubspannungen in sämtlichen Schnittebenen angesehen werden. In einer Modifikation nach Crossland wird die mittlere hydrostatische Spannung  $\sigma_{h,m}$  in Gleichung (2.39) durch ihren Maximalwert ersetzt.

Trotz formaler Ähnlichkeit zu dem Ansatz von Sines baut der Ansatz von Findley [78] auf einer anderen theoretischen Überlegung auf – der Definition einer kritischen Schnittebene im Werkstoff, in der Ermüdungsrisse entstehen. Die Ebene ergibt sich für den maximalen Schädigungsparameter nach Gleichung (2.40) mit  $k$  als werkstoffabhängigem Parameter.

$$\left( \frac{\Delta\tau}{2} + k\sigma_n \right)_{\text{max}} = f(N_A) \quad (2.40)$$

Eine Erweiterung nach McDiarmid [85] unterscheidet zwischen Case A und Case B Anrissen (vgl. Abschnitt 2.2.1). Als kritische Ebene wird hier die Ebene der maximalen Schubspannung  $\tau_{\text{max}}$  und nicht wie bei Sines die Ebene des maximalen Schädigungsparameters verwendet. Damit ergibt sich mit  $\tau_{w,A/B}$  als der Schubwechselfestigkeit für Case A / B –Risse sowie der statischen Zugfestigkeit  $R_m$  für die Berechnung der Dauerfestigkeit:

$$\frac{\Delta\tau_{\text{max}}}{2\tau_{w,A/B}} + \frac{\sigma_{n,\text{max}}}{2R_m} = 1 \quad (2.41)$$

Für den HCF-Bereich lässt sich dieser Zusammenhang als Schädigungsparameter-Wöhlerkurve angeben, wobei die rechte Seite von Gleichung (2.42) beispielsweise durch die Basquin-Formulierung dargestellt werden kann.

$$\frac{\Delta\tau_{\text{max}}}{2} + \left( \frac{\tau_{w,A/B}}{2R_m} \right) \sigma_{n,\text{max}} = f(N_A) \quad (2.42)$$

Phasenverschobene Schwingbeanspruchungen lassen sich durch ihr zeitabhängiges Verhältnis der Last- und Hauptspannungen charakterisieren, d.h. die Gleichungen (2.24) und (2.25) sind nicht mehr anwendbar. Sofern die Lastspannungen nur orthogonal wirkende Normalspannungen sind, liegt dennoch ein körperfestes Hauptachsensystem vor. In diesem Fall lässt sich die Oktaederschubspannungshypothese (OSH) nach Issler [22] anwenden. Diese postuliert Versagen bei Erreichen einer kritischen Schubspannung gemäß Gleichung (2.43) in der Oktaederebene.

$$\tau_{\text{okt,krit}} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sigma_w = \sqrt{\frac{2}{3}} \tau_w \quad (2.43)$$

Die sich bei unterschiedlicher Phasenverschiebung ergebenden Grenzkurven (Abbildung 2.27) wurden für Beanspruchungen im HCF und im Bereich der Dauerfestigkeit gut verifiziert. Auffällig ist, dass die höchste ertragbare Amplitude bei einer Phasenverschiebung der Hauptspannungen von 60°, die geringste ertragbare Amplitude bei einer Phasenverschiebung der Hauptspannungen von 180° auftritt. Dies ist nicht zu verwechseln mit den Effekten einer überlagerten Schub- und Normalspannung. Dort tritt der maximale negative Effekt bei einer Phasenverschiebung von 90° auf.

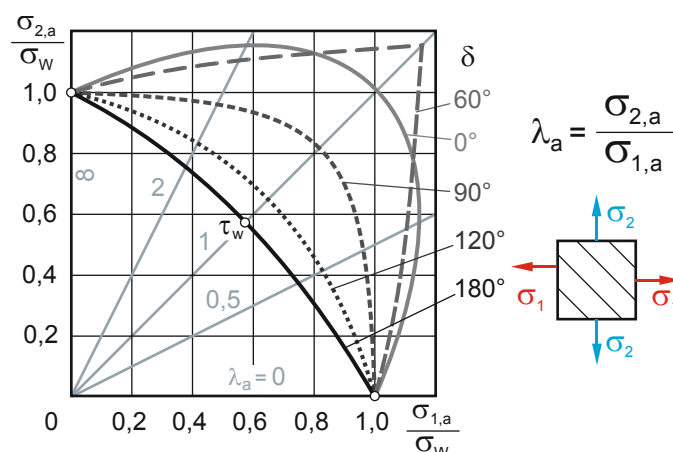


Abbildung 2.27: Grenzkurven der Oktaederschubspannung für phasenverschobene Beanspruchungen; nach [22].

### 2.3.1.2 Beanspruchungen mit nicht körperfestem Hauptachsensystem

Bereits synchron schwingende Normal- und Schubbeanspruchungen, welche nicht rein schwellend oder rein wechselnd sind, erzeugen ein nichtkörperfestes Hauptachsensystem. Analog stellt sich bei überlagerter Schub- und Normalspannung mit einem statischen Anteil ein nichtkörperfestes Hauptachsensystem ein. Formal lassen sich die für schwingende Beanspruchungen modifizierten „klassischen“ Hypothesen auch für phasenverschobene Beanspruchungen anwenden, sofern zu jedem Zeitpunkt die wirkende Vergleichsspannung berechnet wird. Daraus ergibt sich theoretisch die phasengleiche Beanspruchung als ungünstigster Fall [86]. Dies steht im Widerspruch zu den realen Versuchsergebnissen. Mit dem Anstrengungsverhältnis nach Bach [87] ist es jedoch möglich, für einfache Beanspruchungsfälle im



Gebiet der Dauerfestigkeit die Gestaltenergieänderungshypothese mit einem Anstrengungsverhältnis zu modifizieren. Dadurch wird die Schubspannung auf den zeitlichen Verlauf der Normalspannung überführt [88]. Eine andere Modifikation der klassischen Festigkeitshypothesen erfolgt über den Bezug auf einen kritischen Referenzzeitpunkt und wird beispielsweise im kerntechnischen ASME-Regelwerk verwendet. Diese Vorgehensweise wird als explizit für nichtproportionale Beanspruchungen geeignet ausgewiesen. Der Ansatz ist im Abschnitt 2.3.4 dargestellt, liefert allerdings nur bedingt befriedigende Ergebnisse.

Auch einige der anderen ursprünglich für körperfestes Hauptachsensystem abgeleiteten Hypothesen lassen sich – z.T. mit Erweiterungen unterschiedlicher Autoren – bei nicht körperfestem Hauptachsensystem anwenden. Verschiedene Erweiterungen der Oktaederschubspannungshypothese ermöglichen beispielsweise eine Anwendung der OSH auch bei nicht körperfestem Hauptachsensystem. Diese Modifizierte OSH (MOSH) berücksichtigt, dass sich die Oktaederebene bei drehendem Hauptachsensystem ebenfalls dreht [23]. Eine Verallgemeinerung auf beliebige Schnittebenen ist die an der MPA entwickelte und im Bereich der Dauerfestigkeit gut verifizierte Methode der Kritischen Schnittebene (MKS) [89]. Für diesen Ansatz wird für jede Schnittebene  $(\phi, \psi)$  eine in Abhängigkeit der dort wirkenden Spannungskomponenten  $\tau_{\phi\psi,m}$ ,  $\sigma_{\phi\psi,m}$ ,  $\sigma_{\phi\psi,a}$  zulässige Schubspannungsamplitude  $\tau_{\phi\psi,A}$  gebildet und der wirkenden Amplitude gegenübergestellt. Als Versagenskriterium gilt dann:

$$\tau_{\phi\psi,a} = \tau_{\phi\psi,A}(\tau_{\phi\psi,m}, \sigma_{\phi\psi,m}, \sigma_{\phi\psi,a}) \quad (2.44)$$

Grubisic und Simbürger [12] definieren einen integralen Schädigungsparameter  $S$ , bei dem für den ebenen Spannungszustand über nur einen Winkel alle Ebenen gemittelt werden:

$$S = \sqrt{\frac{8}{\pi} \int_{\phi=0}^{\pi} S_n^2 d\phi} \quad (2.45)$$

Dabei gilt:

$$S_n = \frac{\sigma_{v,a}}{\sigma_{a,c}}, \quad (2.46)$$

$\sigma_{a,c}$  ist die kritische Spannungsamplitude, d.h. der entsprechende Werkstoffkennwert, für eine gegebene Lebensdauer.

Dang Van [90] schlägt einen Ansatz zur Bestimmung der Dauerfestigkeit vor, der – ebenso wie die Ansätze von Sines, Findley und McDiarmid – auf einer Kombination von Schubspannungsschwingbreite und einer hydrostatischen Spannungskomponente beruht. Dang Vans Ansatz basiert auf einer Betrachtung der mikroskopischen Spannungen (in der Größenordnung eines Gefügekorns), um die Rissinitiierung innerhalb eines Gefügekorns abzubilden. Mit den beiden Konstanten  $a$  und  $b$  lässt sich formulieren:

$$\tau + a\sigma_h = b \quad (2.47)$$

Wird das Dang Van Kriterium für den HCF Bereich formuliert, müssen die Konstanten für die jeweilige Lebensdauer angepasst werden.

Papadopoulos formuliert ein Ermüdungskriterium sowohl für das Problem der Dauerfestigkeit als auch für den HCF-Bereich [91], [92]. Der entwickelte Ansatz beruht auf einer Betrachtung der mesoskopischen Größenskala. Diese Größenskala bezieht sich dabei – ebenso wie Dang Vans Mikro-Makro-Skalenansatz – auf die Gleitvorgänge innerhalb eines Gefügekorns. Papadopoulos setzt voraus, dass die durch zyklische Beanspruchung akkumulierte plastische Schiebung entlang einer Gleitebene zur makroskopischen Schubspannung amplitudengleich ist. Zur Bestimmung der Dauerfestigkeit muss daher diese mittlere Schubspannung (auch hier unter Berücksichtigung der hydrostatischen Spannung) limitiert werden. Der Ansatz kann dann mit den Materialkonstanten  $\alpha$  und  $\beta$  wie folgt formuliert werden:

$$\sqrt{\tau_a^2} + \alpha\sigma_h = \beta \quad \text{mit} \quad (2.48)$$

$$\sqrt{\tau_a^2} = \sqrt{\frac{5}{8\pi} \int_{\phi=0}^{2\pi} \int_{\psi=0}^{\pi} \int_{\theta=0}^{2\pi} (\tau_a(\phi, \psi, \theta))^2 d\theta \sin\psi d\psi d\phi} \quad (2.49)$$

Ein modifizierter Ansatz von Papadopoulos und Panoskaltsis [93] berücksichtigt zusätzlich den Spannungsgradienten. Die Invarianten-Formulierung des Ansatzes beruht auf dem Modell nach Crossland und Sines und wird mit dem Gradienten des hydrostatischen Spannungsanteils modifiziert. Der Gradient wird über seine Norm  $G$  in die Berechnung eines Schädigungsparameters einbezogen, so dass sich mit der 2. Invarianten des Spannungsdeviators  $J_2$  und der Werkstoffkonstanten  $c$  ergibt:

$$\sqrt{J_{2,a}} + \alpha\sigma_{h,\max} \left( 1 - \beta \left\langle \frac{G}{\sigma_{h,\max}} \right\rangle \right) \leq c \quad (2.50)$$

Dabei muss die McCauley-Klammer zusätzlich formal als Null definiert werden, falls  $\sigma_{h,\max} = 0$ . Auf die Details dieses Gradientenansatzes wird in Abschnitt 3.3 nochmals eingegangen.

Basierend auf Arbeiten von Simbürger [94] wurde von Zenner und Liu die Schubspannungsintensitätshypothese (SIH) als integraler Ansatz zur Bestimmung der Dauerfestigkeit entwickelt. Die Vergleichsspannung amplitudengleich wird nach [95] [96] [97] definiert zu:

$$\sigma_{v,a} = \sqrt{\frac{15}{8\pi} \int_{\phi=0}^{\pi} \int_{\psi=0}^{2\pi} \left[ a \tau_{\gamma\phi a}^2 (1 + m \tau_{\gamma\phi m}^2) + b \sigma_{\gamma\phi a}^2 (1 + n \sigma_{\gamma\phi m}^2) \right] \sin\psi d\psi d\phi} \quad (2.51)$$

Dabei berücksichtigen die Parameter  $a$  und  $b$  das Wechselfestigkeitsverhältnis von Normal- und Schubspannungen, die Parameter  $m$  und  $n$  berücksichtigen die Mittelspannungsempfindlichkeit unter Verwendung der Schwellfestigkeit des

Werkstoffs. Für den Fall einer rein wechselnden Normal- und Torsionsspannung ergibt sich aus der SIH für duktile Werkstoffe die bekannte Gough- Ellipse.

Sowohl integrale als auch Schnittebenen-basierte Ansätze lassen sich nach der einheitlichen Theorie der Dauerfestigkeit nach Liu (siehe z.B. die Erläuterungen von Radaj [15]) zusammenfassen. Über eine Weibull-Theorie des schwächsten Glieds für die Versagenswahrscheinlichkeit wird für spröde und duktile Werkstoffe eine einheitliche Theorie der Dauerfestigkeit abgeleitet. Durch die Variation des Weibull-Formfaktors können daraus die GEH, SH und weitere Festigkeitshypothesen als Sonderfälle dieser allgemeinen Theorie abgeleitet werden.

### 2.3.2 Dehnungsbasierte Modelle

Um der Notwendigkeit nachzukommen, technische Bauteile nicht dauerfest auszulegen, sondern für eine endliche Lebensdauer sicheren Betrieb zu gewährleisten, werden auch Festigkeitshypothesen benötigt, die das elastisch-plastische Werkstoffverhalten mit in die Ermüdungsberechnung einbeziehen. Da kurze Risse (insbesondere bei Vorhandensein von Kerben) in einem lokal vorwiegend dehnungsgeregelten Beanspruchungsfeld wachsen, ist auch aus bruchmechanischer Sicht die Verwendung von dehnungsbasierten Ansätzen zu bevorzugen.

Ähnlich wie bei den spannungsbasierten Ansätzen gilt es auch bei dehnungs- oder energiedichtebasierten Ansätzen, einen Vergleichsparameter zu bestimmen, mit dem beliebige mehrachsige Beanspruchungen auf eine einfache Schädigungsparameter-Wöhlerlinie zurückgeführt werden können, um eine Lebensdauervorhersage zu ermöglichen.

Dabei stellt sich prinzipiell die Frage, ob nur der plastische oder aber der elastische und der plastische Dehnungsanteil in den Schädigungsparameter eingehen. Nach [15] tragen nicht nur die plastischen Anteile der Dehnung über die Gleitlinienbildung zur Ermüdungsschädigung bei, vgl. die mikrostrukturellen Betrachtungen im Abschnitt 2.2, sondern auch Zugspannungen, welche die Anrisse vergrößern. Daher sind Ansätze mit Gesamtdehnungen zu bevorzugen. Zudem wird der plastische Anteil der Dehnungen im HCF sehr klein, so dass im HCF-Bereich Modelle mit ausschließlicher Berücksichtigung des plastischen Dehnungsanteils versagen.

Wird die elastisch-plastische Dehnung verwendet, muss dies auch bei der Berechnung der Querkontraktion berücksichtigt werden. Während die Querkontraktionszahl für den elastischen Bereich meist bei einem Wert von  $\nu_{el} \approx 0,3$  liegt, muss sie im plastischen Fall aufgrund der Volumenkonstanz den Wert  $\nu_{pl} = 0,5$  annehmen. Für die effektive Querkontraktionszahl gilt dann:

$$\nu_{eff} = \nu_{el} \frac{\varepsilon_{el}}{\varepsilon_t} + \nu_{pl} \frac{\varepsilon_{pl}}{\varepsilon_t} \quad (2.52)$$

Für mehrachsige Beanspruchungen kann die effektive Querkontraktionszahl iterativ nach Gleichung (2.53) berechnet werden, vgl. [98].

$$\nu_{eff} = \nu_{pl} - \frac{(\nu_{pl} - \nu_{el}) \Delta \sigma_V}{E \cdot \Delta \varepsilon_V} \quad (2.53)$$

### 2.3.2.1 Beanspruchungen mit körperfestem Hauptachsensystem

Im einfachsten Fall lässt sich aus der Vergleichsspannung quasielastisch eine Vergleichsdehnung berechnen:

$$\varepsilon_v = \frac{\sigma_v}{E} \quad (2.54)$$

Diese Umrechnung stellt aber streng genommen noch keine eigenständige Festigkeitshypothese dar, da hier die Vergleichsdehnung nicht aus dem Verformungstensor gewonnen wird, sondern lediglich eine lineare Umrechnung aus dem Spannungstensor erfolgt.

Analog zu den klassischen spannungsbasierten Festigkeitshypothesen lassen sich Dehnungsansätze formulieren, die für proportional mehrachsige Beanspruchungen anwendbar sind. Für duktile Werkstoffe lässt sich die Scherdehnungshypothese aus der Schubspannungshypothese ableiten [99]. Die Scherdehnungshypothese ist für den allgemeinen dreiachsigen Spannungszustand definiert als

$$\varepsilon_{v,a}(\text{SH}) = \frac{1}{1+\nu}(\varepsilon_1 - \varepsilon_3), \quad (2.55)$$

für den zweiachsigen Spannungszustand an der Bauteiloberfläche mit  $\sigma_3=0$  gilt:

$$\varepsilon_{v,a}(\text{SH}) = \frac{1}{1-\nu^2}(\varepsilon_1 + \nu\varepsilon_3) \quad (2.56)$$

Die Umrechnung der Oktaederschubspannungshypothese auf eine Vergleichsdehnung wird als Oktaederscherdehnungshypothese bezeichnet:

$$\varepsilon_{v,a}(\text{GEH}) = \frac{1}{\sqrt{2}(1+\nu)}\sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2} \quad (2.57)$$

Radaj und Vormwald [15] weisen darauf hin, dass der Begriff „Gestaltänderungsenergiehypothese“ für Gleichung (2.57) nur bei linearelastischem Werkstoffverhalten zulässig ist.

### 2.3.2.2 Beanspruchungen mit nicht körperfestem Hauptachsensystem

Aus den bereits genannten Gründen müssen für phasenverschobene, nichtproportionale Beanspruchungen spezielle Festigkeitshypothesen angewendet werden. Eine einfache Methode der integralen Beanspruchung ist die von Sonsino und Grubisic [100] definierte integrale Scherdehnung  $\gamma_{a,\text{arith}}$ , d.h. der arithmetische Mittelwert der Schiebungen in allen Ebenen der Oberfläche:

$$\gamma_{a,\text{arith}} = \frac{1}{\pi} \int_{\phi=0}^{\pi} \gamma(\phi) d\phi \quad (2.58)$$

Brown und Miller [73], [101] zeigen, dass zur Beschreibung des Ermüdungsverhaltens im LCF-Bereich zwei Dehnungsparameter notwendig sind. Analog zum spannungsbasierten Ansatz von Findley (siehe Abschnitt 2.3.1) wird die Kombination von Schiebung und Normaldehnung auf der Ebene der maximalen Schiebung als Schädigungsparameter gewählt. Für die Linien konstanter Lebensdauer ergibt sich damit die Beziehung

$$\frac{\varepsilon_1 - \varepsilon_3}{2} = f\left(\frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_3}{2}\right) \quad \text{bzw.} \quad \frac{\Delta\gamma_{13}}{2} = f(\Delta\varepsilon_n). \quad (2.59)$$

Brown und Miller geben für die von ihnen eingeführte Differenzierung von Case A und Case B Anrissen (siehe Abbildung 2.25) zwei unterschiedliche Ansätze an. Für Case A Versagen wird Gleichung (2.60) mit den lebensdauerabhängigen Parametern  $g$ ,  $h$  und  $j$  angegeben, wobei  $j=2$  für duktile Werkstoffe vorgeschlagen wird. Für Case B Versagen wird Gleichung (2.61) angegeben.

$$\left(\frac{\Delta\gamma_{13}}{2g}\right)^j + \left(\frac{\Delta\varepsilon_n}{h}\right)^j = 1 \quad (2.60)$$

$$\frac{\Delta\gamma_{13}}{2} = \text{const.} \quad (2.61)$$

Kandil, Brown und Miller [102] und Wang und Brown [103], [98] modifizierten den Ansatz für das Versagen nach Case A zu

$$\frac{\Delta\gamma_{13}}{2} + S\Delta\varepsilon_n = f(N_A). \quad (2.62)$$

Dabei ist  $S$  ein material- und lebensdauerabhängiger Parameter, der so bestimmt wird, dass die Daten aus einachsigen Schwingversuchen und Torsionsversuchen in ein gemeinsames Streuband fallen. Socie und Marquis [6] geben Werte zwischen  $S=1$  und  $S=2,4$  für verschiedene Stähle und Temperaturen an.

Die rechte Seite von Gleichung (2.62) lässt sich über den sogenannten Vierparameteransatz unter Berücksichtigung der Mittelspannung darstellen, so dass sich ergibt:

$$\frac{\Delta\gamma_{13}}{2} + S\Delta\varepsilon_n = \frac{\sigma_f' - 2\sigma_{n,\text{mean}}}{E} (2N_A)^b + \varepsilon_f' (2N_A)^c. \quad (2.63)$$

Basierend auf den Arbeiten von Kandil, Brown und Miller entwickelten Fatemi und Socie [104] einen von vielen Autoren als gut verifizierten Ansatz für Werkstoffe, die vorwiegend in Mode II versagen. Dieses Modell geht davon aus, dass eine unregelmäßige Rissgeometrie unter Schiebung zu Reibung der Rissflanken führt, welche das Risswachstum behindern. Positive Normalspannungen senkrecht zur Rissebene vermindern diese Reibung und beschleunigen die Entstehung eines technischen Anrisses. Vergleichende fraktographische Untersuchungen von Zug- und Torsionsversuchen (siehe Abschnitt 6) zeigen bei Torsionsversuchen ausgeprägte Rissflankenreibung, während dies bei den uniaxialen Versuchen nicht der Fall ist. Fatemi, Shamsaei und Zhang [105] vergleichen Versuche mit quasi identischen Schubspannungsamplituden, Vergleichsdehnungen und –spannungen, aber unterschiedlich großen Normalspannungen auf der Ebene der maximalen Schiebung. Dabei zeigt sich bei größerer Normalspannung ein deutlicher Anstieg der Risswachstumsgeschwindigkeit.

Fatemi und Socie ersetzen den Normaldehnungsterm des Kandil-Brown-Miller-Ansatzes durch einen Normalspannungsterm, welcher auf die monotone

Streckgrenze des Werkstoffs normiert wird, um die Kombination mit der dimensionslosen Dehnung zu ermöglichen, vgl. (2.64).

$$\frac{\Delta\gamma_{\max}}{2} \left( 1 + k \frac{\sigma_{n,\max}}{R_e} \right) = f(N_A) \quad (2.64)$$

Der Parameter  $k$  in Gleichung (2.64) wird so bestimmt, dass die Ergebnisse der Zug- und Torsionsversuche in einem gemeinsamen Streuband liegen. Nach [6] ist  $k$  eine lebensdauerabhängige Variable, deren Wert im HCF-Bereich ansteigt und die sich aus der einachsigen Spannungs-Lebensdauerkurve berechnen lässt. Ihr Wert liegt typischerweise bei  $k \leq 1$ . Eine Besonderheit des Ansatzes ist die implizite Differenzierung zwischen der das Versagen initiierenden Dehnung und der das Versagen beschleunigenden Normalspannung: Wenn der alternierende Schiebungsanteil in Gleichung (2.64) zu Null wird, ist der Schädigungsparameter stets auch Null, so dass die (statische) maximale Normalspannung nicht als Ermüdungsschädigung erkannt wird. Über die Verwendung der maximalen Spannung wird eine Mittelspannungskorrektur vorgenommen. Für die rechte Seite der Gleichung (2.64) schlagen Fatemi und Koautoren unterschiedliche Ansätze basierend auf den Coffin-Manson-Beziehungen oder einer empirischen Formel in Abhängigkeit der Brinell-Härte des Werkstoffs vor [37].

Ein weiterer, prinzipbedingter Vorteil bei der Verwendung von Ansätzen mit kombinierten Spannungs- und Dehnungstermen ist die Berücksichtigung der nichtproportionalen Zusatzverfestigung. Diese ist bei rein auf Dehnungen basierenden Ansätzen nicht möglich.

Liu und Mahadevan [106] interpretieren die Idee der kritischen Schnittebene für allgemeines, nicht auf Mode I oder Mode II/III beschränktes Versagensverhalten so um, dass auf einer „charakteristischen Ebene“ im Werkstoff die komplexen Spannungs- und Dehnungszustände weniger komplex zu berechnen sind als für den allgemeinen dreiachsigen Spannungszustand. Im Gegensatz zur kritischen Schnittebene, deren Ursprung in der Beobachtung von dominanten Anrissebenen im Bauteil liegt, beruht das Konzept der charakteristischen Ebene nach Gleichung (2.65) rein auf einer Komplexitätsreduktion des allgemeinen Ermüdungsproblems. Dadurch wird gleichzeitig auch eine Unstetigkeit der Ergebnisse beim Wechsel von Mode I-Modellen zu Mode II/III-Modellen für Werkstoffe, deren Versagensverhalten nicht eindeutig einem Modus zugeordnet werden kann, vermieden. Jedoch muss zur Bestimmung der Modellparameter (Winkel der charakteristischen Ebene, Parameter  $\beta$ ,  $k$ ) aus Gleichung (2.65) je nach Verhältnis der dauerhaft ertragbaren Schiebungs- und Normaldehnungsamplituden ein unterschiedliches Verfahren angewandt werden. Mittelspannungseinfluss und nichtproportionale Zusatzverfestigung werden über Vorfaktoren mit in die Berechnung einbezogen. Für eine detaillierte Betrachtung sei auf die Originalliteratur verwiesen.

$$\frac{(1 + \alpha F_{NP})}{(1 - \sigma_{m,\text{char}}/R_e)} \cdot \frac{1}{\beta} \sqrt{\left(\varepsilon_{a,\text{char}}\right)^2 + \left(\frac{\varepsilon_{N,A}}{\gamma_{N,A}}\right)^2} \left(\gamma_{a,\text{char}}\right)^2 + k(\varepsilon_{a,h})^2 = f(N_A) \quad (2.65)$$

Analog zur dehnungsbasierten Form dieses Kriteriums verwenden die Autoren auch eine Energiedichte-basierte Betrachtung, sowie für den HCF-Bereich eine spannungsbasierte Version des Ansatzes.

Bei den dehnungsbasierten Ansätzen hat insbesondere der Ansatz nach Fatemi und Socie eine weite Verbreitung gefunden. Dieser zeigt gute Übereinstimmungen mit Experimenten und bietet dabei eine werkstoffmechanisch sinnvolle Interpretation des Versagensverhaltens mit den in Abschnitt 2.2 beschriebenen Mechanismen.

### 2.3.3 Energiedichtebasierte Modelle

Die plastische Energie  $\Delta W_{pl}$ , die in einem Schwingenspiel umgesetzt wird, lässt sich als der Flächeninhalt der Spannungs-Dehnungs-Hystereseschleife aus  $\Delta\sigma$ - $\Delta\varepsilon$  darstellen. Gleichzeitig kann auch der elastische Anteil der Dehnungsenergie  $\Delta W_{el}$ , welcher sich aus den beiden Teilen an der steigenden und fallenden Hystereseschleife zusammensetzt, nach Liu [107] wie in Abbildung 2.28 bestimmt werden.

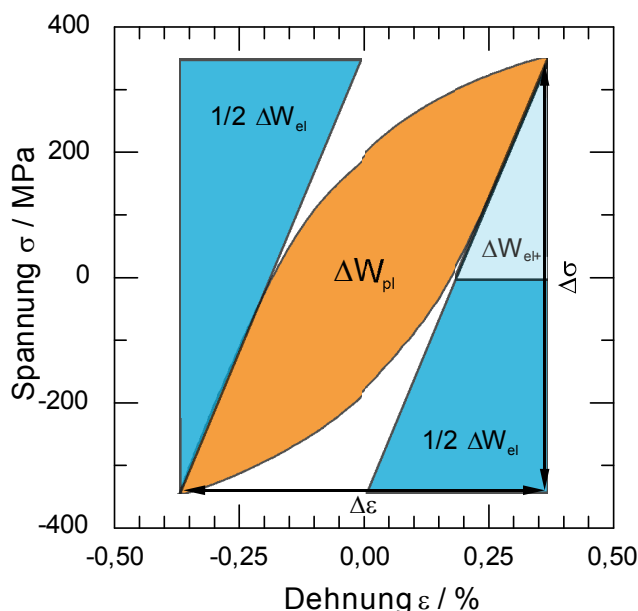


Abbildung 2.28: Elastischer und plastischer Energieumsatz eines Schwingspiels

Dabei wird das Produkt aus Spannung und Dehnung in der Einheit der Spannung errechnet, die sich zu einer volumenbezogenen Energie („Energiedichte“) umrechnen lässt, vgl. Gleichung (2.66).

$$[\sigma \cdot \varepsilon] = \text{MPa} = \frac{\text{N}}{\text{mm}^2} \cdot \frac{\text{mm}}{\text{mm}} = \frac{0,001 \text{ Nm}}{\text{mm}^3} = 10^{-3} \frac{\text{J}}{\text{mm}^3} \text{ bzw. } \frac{\text{MJ}}{\text{m}^3} \quad (2.66)$$

Es ist also anschaulich klar, dass die Hystereseffläche als Maß der umgesetzten Energie mit  $N_A$  korreliert werden kann. Zur Ermittlung dieser Energien stehen vier prinzipielle Möglichkeiten zur Verfügung:

- Die direkte Ermittlung aus den experimentellen Daten. Diese Methode wird bei Reicherter [108] angewandt. Dem Vorteil einer realistischen und genauen Errechnung des Flächeninhalts der Hystereseschleife steht allerdings ein

größerer numerischer Aufwand zur Gewinnung des Flächeninhalts gegenüber. Zudem ist die direkte Ermittlung der Energien für Torsionsversuche nicht möglich. Da die Torsionsmoment-Schiebungs-Kurven im überelastischen Bereich nicht linear in Schubspannungs-Schiebungs-Kurven umgerechnet werden können, muss für eine gute Approximation an den realen Verlauf die Torsionsspannung aufwändig mit Näherungslösungen (z.B. dem frühen Ansatz von Ludwik/Scheu und Nadai aus den 1920er Jahren [109]) ermittelt werden. Andernfalls wird die aus der Schubspannungs-Schiebungs-Hysterese zu ermittelnde Energie zu groß abgeschätzt.

- Die numerische Ermittlung aus FE-Berechnungen. Die gesuchten Spannungs-Dehnungsbeziehungen für den stabilisierten Zustand können aus FE-Berechnungen extrahiert werden. Dazu muss jedoch ein experimentell verifiziertes Materialmodell implementiert sein, welches mindestens den stabilisierten Zustand des Werkstoffverhaltens inklusive der zu berücksichtigenden kinematischen, isotropen und nichtproportionalen Verfestigung abbilden kann.
- Die Ermittlung aus dem Masing-Verhalten des Werkstoffs. Die Form der Hysteresefläche lässt sich nach [6] in guter Näherung mit dem zyklischen Verfestigungsexponent beschreiben. Daraus lässt sich die plastische Energie der Hysterese nur aus der Spannungs- und plastischen Dehnungsschwingbreite sowie dem zyklischen Verfestigungsexponenten berechnen. Dies ist Grundlage für viele Ansätze basierend auf den Untersuchungen von Morrow [110]. Allerdings zeigen nicht alle Werkstoffe Masing-Verhalten. Für solche Werkstoffe wird eine Ermittlung der Hysteresefläche mehr oder weniger große Abweichungen zur realen Hysteresefläche ergeben.
- Eine vereinfachte Berechnung ohne Berücksichtigung der Form der Hystereseschleife. Wenn der absolute Wert der Energieumsetzung pro Zyklus nur von untergeordneter Bedeutung ist, und stattdessen die Korrelation der verschiedenen großen Energien mit der jeweiligen Lastspielzahl interessiert, kann auf eine Nachbildung der exakten Form der Hysterese verzichtet werden. Stattdessen wird ein repräsentatives Rechteck durch die beiden Umkehrpunkte der Hystereseschleife oder aus Spannungs- und Dehnungsamplituden gebildet. Damit wird die Energie nur um die nicht farblich hinterlegten Bereiche aus Abbildung 2.28 überschätzt. Die Korrelation dieses Flächeninhaltes kann dann analog zu den vorherigen Varianten gebildet werden, wobei Konstanten in diesem Fall andere Werte annehmen können bzw. weitere Vorfaktoren eingeführt werden müssen. Als Vertreter dieser Vorgehensweise lässt sich der bekannte Smith, Watson, Topper Parameter (z.B. wie von Socie [111] angegeben) interpretieren, auch wenn dieser Ansatz oftmals als dehnungsbasierter Ansatz mit einer Mittelspannungskorrektur interpretiert wird [6]. Auch ein an IMWF und MPA Universität Stuttgart von Gupta und Fesich [112] entwickelter Energieansatz verwendet diese Berechnungsmethodik.



### 2.3.3.1 Beanspruchungen mit körperfestem Hauptachsensystem

Viele der Energiedichte-basierten Ansätze beruhen auf den Betrachtungen von Morrow [110]. Die in einem Schwingspiel umgesetzte plastische Energie lässt sich nach Halford [113] unter Ausnutzung des Masing-Verhaltens berechnen:

$$\Delta W_{pl} = \Delta \sigma \Delta \varepsilon_{pl} \left( \frac{1-n'}{1+n'} \right) \quad (2.67)$$

Die Korrelation von Energie und Lebensdauer erfolgt mithilfe der Größen aus dem Vierparameteransatz, vgl. Gleichung (2.22):

$$\Delta W_{pl} = \Delta \sigma \Delta \varepsilon_{pl} \left( \frac{1-n'}{1+n'} \right) = 4 \sigma_f' \varepsilon_f' \frac{c-b}{c+b} (2N_A)^{b+c} \quad (2.68)$$

### 2.3.3.2 Beanspruchungen mit nicht körperfestem Hauptachsensystem

Der Ansatz Morrows wurde von Garud [114] auf mehrachsige proportionale oder nichtproportionale Beanspruchungen erweitert. Für eine kombinierte Zug- und Torsionsbeanspruchung wird nach [6] zusätzlich ein Gewichtungsfaktor  $\xi$  eingeführt, der die Wirkung der Energie aus der Schubbeanspruchung abschwächt. Damit lassen sich deutlich bessere Ergebnisse erzielen.

$$\Delta W_{pl} = \Delta \sigma \Delta \varepsilon_{pl} \left( \frac{1-n'}{1+n'} \right) + \xi \cdot \Delta \tau \Delta \gamma_{pl} \left( \frac{1-n'}{1+n'} \right) \quad (2.69)$$

Garud schlägt nach [6] einen werkstoffunabhängigen Wert von  $\xi = 1/2$  für den Gewichtungsfaktor vor. Socie und Marquis [6] berichten von anderen Werten, die für bestimmte Werkstoffe oder Belastungskombinationen bessere Ergebnisse liefern.

Sowohl der Ansatz von Morrow als auch der von Garud berücksichtigen nur die plastische Energiedichte. Da im HCF-Bereich die plastischen Dehnungen sehr klein werden, ist die Berechnung der Schädigungsparameter in diesem Fall schwierig und mit großen relativen Fehlern behaftet. Dies lässt sich mit dem von Ellyin et al. [115] vorgeschlagenen Modell umgehen, da hier die gesamte Energiedichte pro Schwingspiel betrachtet wird. Diese ist mit den Bezeichnungen aus Abbildung 2.28 definiert als

$$\Delta W_t = \Delta W_{pl} + \Delta W_{el+} \quad (2.70)$$

Für einachsige oder proportional mehrachsige Beanspruchungen können die positiv-elastische Energie  $\Delta W_{el+}$  und die plastische Energie  $\Delta W_{pl}$  in geschlossener Form angegeben werden. Bei nichtproportionaler Beanspruchung muss die plastische Energie über ein inkrementelles zyklisches Verfestigungsmodell berechnet werden.

Der bekannte Ansatz nach Smith, Watson und Topper (SWT) wurde ursprünglich als eine Mittelspannungskorrektur für einachsige Versuche hergeleitet. Die Eignung des Ansatzes für einachsige, dehnungs- und spannungskontrolliert durchgeführte Versuche mit Mittelspannungen wird beispielsweise bei Issler [21] gezeigt. In der von Socie [75] dargestellten Form, siehe Gleichung (2.71), kann der Ansatz aber auch zur Berechnung der Lebensdauer für proportionale und nichtproportionale Beanspruchungen von Werkstoffen, die vorzugsweise unter Mode I versagen, verwendet werden. Aufgrund der Kombination von Spannungs- und Dehnungstermen lässt er

sich formal den energiebasierten Ansätzen zurechnen, auch wenn die exakte Form der Hystereseschleife nicht in die Berechnung eingeht.

$$\sigma_{n,\max} \frac{\Delta \varepsilon_1}{2} = \frac{\sigma_f'^2}{E} (2N_A)^{2b} + \sigma_f' \varepsilon_f' (2N_A)^{b+c}. \quad (2.71)$$

Liu [107] verallgemeinerte das Konzept der Energiedichte für allgemeine mehrachsige Beanspruchungen in der sog. virtuellen Dehnungsenergie (virtual strain energy, VSE). Der gesamte Energieumsatz eines Schwingspiels,

$$\Delta W = \Delta W_{pl} + 2 \cdot \frac{1}{2} \Delta W_{el}, \quad (2.72)$$

lässt sich unter Vernachlässigung der Form der Hysterese fläche (Einbeziehung der nicht farbigen Bereiche in Abbildung 2.28) näherungsweise darstellen als

$$\Delta W_\varepsilon = \Delta W_{pl} + \Delta W_{el} = \Delta \sigma \Delta \varepsilon. \quad (2.73)$$

Analog dazu kann die durch Schiebung und Schubspannung umgesetzte Energie formuliert werden:

$$\Delta W_\gamma = \Delta \tau \Delta \gamma \quad (2.74)$$

Die Lebensdauer wird nun sowohl von  $\Delta W_\varepsilon$  als auch  $\Delta W_\gamma$  beeinflusst. Liu unterscheidet zwischen Werkstoffen, die in Mode I oder Mode II versagen. Für Mode I Versagen wird daher zunächst die Ebene gesucht, in der  $\Delta W_\varepsilon$  maximal wird, und anschließend  $\Delta W_\gamma$  auf dieser Ebene addiert, Gleichung (2.75). Für Mode II Versagen wird dementsprechend die Ebene mit maximalem  $\Delta W_\gamma$  gesucht, und dort die entsprechende Energie  $\Delta W_\varepsilon$  berechnet, Gleichung (2.76).

$$\Delta W_I = (\Delta \sigma \Delta \varepsilon)_{\max} + \Delta \tau \Delta \gamma = f(N_A) \quad (2.75)$$

$$\Delta W_{II} = \Delta \sigma \Delta \varepsilon + (\Delta \tau \Delta \gamma)_{\max} = f(N_A) \quad (2.76)$$

Für Mode II Versagen muss bei der Bildung der Dehnungs- und Spannungsschwingbreiten weiterhin zwischen Case A und Case B Risswachstum unterschieden werden. Bei nichtproportionaler Beanspruchung wird der Lastpfad durch zwei getrennte Betrachtungen zusammengesetzt; Details siehe beispielsweise bei Karolczuk und Macha [80].

Eine ganze Reihe weiterer Kriterien basiert auf einer linearen Kombination von Energietermen aus Normal- und Schubspannung. Sie unterscheiden sich jeweils in der Definition der kritischen Ebene, der Summation und Gewichtung der einzelnen Anteile, oder auch in der Verwendung von Mittelspannungskorrekturen für Normal- und/oder Schubanteile.

Chu et al. [116] gewichten die Schubanteile doppelt und definieren die kritische Ebene als die Ebene mit maximaler Normalspannung:

$$(\sigma_n)_{\max} \varepsilon_{n,a} + 2(\tau_{\max} \gamma_a) = f(N_A) \quad (2.77)$$

In einer späteren Modifikation [117] wird die Ebene des größten Schädigungsparameters in allen zur freien Oberfläche senkrecht stehenden Ebenen gewählt.

Chen et al [118] verwenden analog zu Liu die Ebene der größten Normaldehnung als kritische Ebene für normalspannungskontrolliertes Versagen und addieren dort  $\Delta W_\varepsilon$  und  $\Delta W_\gamma$  ohne weitere Vorfaktoren:

$$\Delta\sigma_n(\Delta\varepsilon_n)_{\max} + \Delta\tau\Delta\gamma = f(N_A) \quad (2.78)$$

Für schubspannungskontrolliertes Versagen wird die Ebene maximaler Schiebung ohne weitere Unterscheidung in Case A und B Anrisse verwendet:

$$\Delta\sigma_n\Delta\varepsilon_n + \Delta\tau(\Delta\gamma)_{\max} = f(N_A) \quad (2.79)$$

Li et al. [119] wiederum kombinieren die Ansätze von Liu et al. und Chen et al. insofern, dass die einfachere Formulierung von Liu et al. mit einer Mittelspannungskorrektur versehen wird und statt einer Summation der Energieterme eine quadratische Mittelung gemäß Gleichung (2.80) verwendet wird. Diese Mittelung ist allerdings werkstoffmechanisch nicht begründbar.

$$\sqrt{\left(\Delta\sigma_{n,\max} \frac{(\Delta\varepsilon_n)_{\max}}{2}\right)^2 + \left(\frac{\Delta\tau}{2} \frac{\Delta\gamma}{2}\right)^2} = f(N_A) \quad (2.80)$$

Die rechte Seite der Gleichungen (2.75) bis (2.80) lässt sich wieder über den Vierparameteransatz darstellen.

Ein an IMWF/MPA Universität Stuttgart entwickelter Ansatz von Gupta, Fesich et al. [112] nutzt aufgrund der einfachen Anwendbarkeit (es werden keine Parameter eingeführt, die nicht oder experimentell nur mit großem Aufwand bestimmbar sind) und der werkstoffmechanischen Begründbarkeit eine einfache Kombination aus den beiden Energietermen  $\Delta W_\varepsilon$  und  $\Delta W_\gamma$  mit einer Mittelspannungskorrektur. Dabei werden – analog zu den Ansätzen nach Smith, Watson, Topper oder Li et al. die Amplitudenwerte als für die Ermüdungsschädigung repräsentative Größen verwendet.

Die Verwendung der Amplitude als schädigungsrelevante Größe lässt sich zum Einen aus der historischen Verwendung der Amplitude als zu vergleichender Parameter begründen, vgl. die Auftragung in der Wöhlerkurve oder die Erkenntnis aus den Arbeiten von Basquin, Coffin und Manson (beispielsweise bei Christ [62]), dass die Dehnungsamplitude mit der Ermüdungsschädigung korreliert ist. Zum Anderen ist so auch eine Möglichkeit gegeben, den Effekt einer mittleren Normalspannung auf das Ermüdungsverhalten mit einzubeziehen: Durch die Verwendung der maximalen Normalspannung statt der Amplitude erfolgt eine Mittelspannungskorrektur.

Die kritische Ebene wird bei dem an IMWF/MPA Universität Stuttgart entwickelten Ansatz nicht a priori festgelegt, sondern ergibt sich aus dem Maximalwert des Schädigungsparameters. Für diesen Ansatz ergibt sich damit die in Gleichung (2.81) dargestellte Formulierung.

$$\left(\sigma_{n,\max} \frac{\Delta\varepsilon_n}{2} + \frac{\Delta\tau}{2} \frac{\Delta\gamma}{2}\right)_{\max} = f(N_A) \quad (2.81)$$

Die vorgestellten Betrachtungen korrelieren stets die in einem stabilisierten Zyklus umgesetzte Energie mit der Anrisslebensdauer. Nach Socie und Marquis [6] ist die aus allen Zyklen aufakkumulierte Energie bis zum Anriss nicht konstant, sondern steigt mit zunehmender Anrisslebensdauer an.

### 2.3.3.3 Inkrementelle Modelle

Allen genannten Modellen ist gemeinsam, dass sie auf Dehnungs- und Spannungsgrößen beruhen, die auf der Grundlage von Zyklen ermittelt werden (d.h. Amplituden, Schwingbreiten oder Maximalwerten). Daraus lassen sich drei Voraussetzungen für die Anwendbarkeit dieser Modelle folgern:

- Eine korrekte Ermittlung der überelastischen Spannungs-Dehnungs-Beziehungen,
- die Notwendigkeit eines Zählverfahrens für mehrstufige Lasten, sowie
- das Vorhandensein eines zyklisch stabilisierten Verhaltens, bzw. die Definition eines repräsentativen Zyklus (z.B. bei  $N_A / 2$ ).

Diese Voraussetzungen müssen dabei stets separat von der eigentlichen Ermüdungsbewertung erfüllt werden. Dazu sind ein geeignetes Materialmodell und ein entsprechender Zählalgorithmus erforderlich.

Mit einem inkrementellen Ermüdungskriterium lassen sich diese Voraussetzungen integriert erfüllen. Dazu wird die Schädigung durch Ermüdungsbeanspruchung nicht mehr pro Zyklus definiert und dann über eine geeignete Schadensakkumulationshypothese aufsummiert, sondern die Schädigung wird fortlaufend während der numerischen Berechnung des Ermüdungsvorgangs akkumuliert. Ein bekannter Vertreter dieser Modelle ist der energiebasierte Ansatz von Jiang [43]. Die inkrementelle Schädigung lässt sich in der Form

$$dD = \langle \sigma_{mr} - \sigma_w \rangle^m \left( 1 + \frac{\sigma}{\sigma_f} \right) dY \quad (2.82)$$

darstellen. Dabei wird der Term in der MacCauley-Klammer mit  $\sigma_{mr}$  und  $m$  als werkstoffabhängigen Parametern zur Berücksichtigung des Memory-Verhaltens benötigt,  $\sigma_f$  ist die wahre Bruchspannung und  $dY$  der eigentliche Ermüdungsschädigungsparameter. Dieser wird bei Jiang gemäß Gleichung (2.83) definiert.

$$dY = a \sigma d\varepsilon_{pl} + \frac{1-a}{2} \tau d\gamma_{pl} \quad (2.83)$$

Der prinzipielle Aufbau des Schädigungsparameters entspricht den oben genannten energiebasierten Ansätzen von Chu et al., Chen et al. und weiteren Autoren.

### 2.3.4 Lebensdauerberechnung nach kerntechnischem Regelwerk

Für die Berechnung eines zur Ermüdungsanalyse notwendigen Schädigungsparameters sind im internationalen kerntechnischen Regelwerk spannungs- und dehnungsbasierte Ansätze gebräuchlich. Die zur Berechnung der jeweiligen Ansätze nötigen Spannungen und Dehnungen können dabei je nach verwendetem Verfahren auf elastisch-plastischem oder vereinfachtem linear-elastischem Werkstoffverhalten beruhen.

Im amerikanischen ASME Boiler & Pressure Vessel Code [18] ist sowohl eine spannungsbasierte Ermüdungsanalyse nach ASME Section III Division 1 Subsection NB als auch eine dehnungsbasierte Ermüdungsanalyse nach Subsection NH möglich. Beide Verfahren unterscheiden zwischen dem Vorgehen bei körperfestem und nicht körperfestem Hauptachsensystem. Die Verfahren nach dem deutschen Regelwerk des Kerntechnischen Ausschusses (KTA-Regel 3201.2) [47] sind an die entsprechenden ASME-Regeln angelehnt und werden daher hier nicht gesondert behandelt. In jedem Fall ist die Anwendbarkeit der im Folgenden aufgeführten Verfahren zur Ermittlung der Vergleichsspannung bzw. -dehnung an Bedingungen geknüpft und mit Lastgrenzen verbunden. Diese können dem entsprechenden Regelwerk entnommen werden.

### 2.3.4.1 Spannungsbasiertes Vorgehen

Die Ermittlung einer Vergleichsspannungsschwingbreite ist im ASME-Code in Abschnitt NB-3216 geregelt. Da sich das Vorgehen bei körperfestem Hauptachsengerüst als Sonderfall des Vorgehens bei nicht körperfestem Hauptachsengerüst darstellt, wird im Folgenden nur die Ermittlung der Vergleichsspannung für ein nichtkörperfestes Hauptachsengerüst dargestellt:

- Ermittlung aller sechs Spannungskomponenten und ihres zeitlichen Verlaufs für einen gesamten Zyklus im körperfesten Koordinatensystem.
- Wahl eines Referenzzeitpunktes  $t_i$  mit maximalem oder minimalem Spannungszustand.
- Bildung der Differenzen aus allgemeinem Spannungsverlauf und Referenzwerten.

$$\begin{aligned}\sigma'_x(t) &= \sigma_x(t) - \sigma_x(t_i); \quad \sigma'_y(t) = \sigma_y(t) - \sigma_y(t_i); \quad \sigma'_z(t) = \sigma_z(t) - \sigma_z(t_i) \\ \tau'_{xy}(t) &= \tau_{xy}(t) - \tau_{xy}(t_i); \quad \tau'_{yz}(t) = \tau_{yz}(t) - \tau_{yz}(t_i); \\ \tau'_{zx}(t) &= \tau_{zx}(t) - \tau_{zx}(t_i)\end{aligned}\quad (2.84)$$

- Berechnung des zeitlichen Verlaufs der drei modifizierten Hauptspannungen
- Berechnung der maximalen Schwingbreite der modifizierten Hauptspannungsdifferenzen: Zunächst werden die Hauptspannungsdifferenzen  $S'_{ij}(t)$  für jeden Zeitpunkt  $t$  berechnet:

$$S'_{12}(t) = \sigma'_1(t) - \sigma'_2(t); \quad S'_{23}(t) = \sigma'_2(t) - \sigma'_3(t); \quad S'_{31}(t) = \sigma'_3(t) - \sigma'_1(t) \quad (2.85)$$

Anschließend werden die Schwingbreiten  $S'_{r,ij}$  der drei modifizierten Hauptspannungsdifferenzen bestimmt.

- Der Betrag der größten Schwingbreite entspricht dann der doppelten Vergleichsspannungsamplitude:

$$\begin{aligned}\sigma_{v,a} = S_a &= \frac{1}{2} \max \left\{ S'_{r,ij} \right\} = \\ &= \frac{1}{2} \max \left\{ \left| S'_{12,\max} - S'_{12,\min} \right|, \left| S'_{23,\max} - S'_{23,\min} \right|, \left| S'_{31,\max} - S'_{31,\min} \right| \right\}\end{aligned}\quad (2.86)$$

### 2.3.4.2 Dehnungsbasiertes Vorgehen

Das dehnungsbasierte, auf elastisch-plastischen Berechnungen beruhende Vorgehen nach dem ASME-Code ist für allgemeine Beanspruchungen mit nichtkörperfestem Hauptachsensystem in Abschnitt NH-T-1413 beschrieben. Die Vergleichsdehnungsschwingbreite berechnet sich dabei wie folgt:

- Ermittlung aller sechs Dehnungskomponenten und ihres zeitlichen Verlaufs für einen gesamten Zyklus im körperfesten Koordinatensystem. Falls die Dehnungskomponenten über eine rein elastische Berechnung ermittelt werden, so sind die Dehnungsspitzen an geometrischen Unstetigkeiten gesondert zu betrachten.
- Wahl eines Referenzzeitpunktes  $t_0$  mit maximalem oder minimalem Dehnungszustand.
- Bildung der Differenzen aus allgemeinem Dehnungsverlauf und Referenzwerten.

$$\begin{aligned} \Delta \varepsilon'_{xi} &= \varepsilon_x(t_i) - \varepsilon_x(t_0); \quad \Delta \varepsilon'_{yi} = \varepsilon_y(t_i) - \varepsilon_y(t_0); \quad \Delta \varepsilon'_{zi} = \varepsilon_z(t_i) - \varepsilon_z(t_0) \\ \gamma'_{xy,i} &= \gamma_{xy}(t_i) - \gamma_{xy}(t_0); \quad \gamma'_{yz,i} = \gamma_{yz}(t_i) - \gamma_{yz}(t_0); \\ \gamma'_{zx,i} &= \gamma_{zx}(t_i) - \gamma_{zx}(t_0) \end{aligned} \quad (2.87)$$

- Berechnung der Dehnungsschwingbreite für jeden Zeitpunkt nach der Gestaltänderungsenergiehypothese.

$$\Delta \varepsilon_v(t_i) = \frac{\sqrt{2}}{2(1 + \nu^*)} \left[ \left( \Delta \varepsilon_{xi} - \Delta \varepsilon_{yi} \right)^2 + \left( \Delta \varepsilon_{yi} - \Delta \varepsilon_{zi} \right)^2 + \left( \Delta \varepsilon_{zi} - \Delta \varepsilon_{xi} \right)^2 + \frac{3}{2} \left( \Delta \gamma_{xyi} + \Delta \gamma_{yzi} + \Delta \gamma_{zxi} \right)^2 \right]^{1/2} \quad (2.88)$$

Dabei gilt  $\nu^* = 0,3$  für elastische und  $\nu^* = 0,5$  für inelastische Berechnungen.

- Die maximale Dehnungsschwingbreite wird dann als Vergleichsdehnungsschwingbreite verwendet.

$$\varepsilon_{v,a} = \frac{1}{2} \max \{ \Delta \varepsilon_v(t_i) \} \quad (2.89)$$

### 2.3.4.3 Verfügbare Mittelwertkurven

Für relevante Werkstoffgruppen werden in den Regelwerken Auslegungskurven (Design Curves) angegeben, die aus experimentell ermittelten Mittelwertkurven (Mean Data Curves) unter Berücksichtigung von Abminderungsfaktoren ermittelt werden. Dazu werden auf die Spannung bzw. Dehnung und auf die Lebensdauer unterschiedliche Abminderungsfaktoren angewandt und anschließend die untere Einhüllende der so entstandenen Kurven als Auslegungskurve verwendet. Die verwendeten Mittelwertkurven sind in [19] zusammengestellt. Basierend auf der Neuauswertung einer vergrößerten Datenbasis werden in den Empfehlungen der US

Nuclear Regulatory Commission [19] die Mittelwertskurven für Raumtemperatur (RT) und Dehnungsangaben in Prozent wie folgt angegeben:

$$\ln(N) = 6,583 - 1,975 \ln(\varepsilon_{a,\%} - 0,113) \quad (\text{Kohlenstoffstähle}) \quad (2.90)$$

$$\ln(N) = 6,449 - 1,808 \ln(\varepsilon_{a,\%} - 0,151) \quad (\text{niedriglegierte Stähle}) \quad (2.91)$$

$$\ln(N) = 6,891 - 1,920 \ln(\varepsilon_{a,\%} - 0,112) \quad (\text{austenit. rostfreie Stähle}) \quad (2.92)$$

Bei der Verwendung von Spannungs-Lebensdauer-Kurven (S-N-curves) erfolgt eine linear-elastische Umrechnung der Dehnungsamplituden. Der dazu verwendete E-Modul ist in [19] für Raumtemperatur (RT) gegeben zu

$$E = 206.800 \text{ MPa} \quad (\text{Kohlenstoffstähle u. niedriglegierte Stähle}) \text{ bzw.} \quad (2.93)$$

$$E = 195.100 \text{ MPa} \quad (\text{austenitische rostfreie Stähle}). \quad (2.94)$$

## 2.4 Berücksichtigung elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens

Für die korrekte Ermittlung der Schädigungsparameter zur Lebensdauerberechnung ist eine Kenntnis der elastisch-plastischen Spannungs-Dehnungsbeziehungen notwendig. Diese können aber nur in einfachen, homogenen Belastungsfällen direkt aus den experimentellen Größen errechnet werden (z.B. einachsige Beanspruchung ungekerbter Proben). Für den allgemeinen Fall ist es notwendig, den Zusammenhang zwischen zyklischer Dehnung und zugehöriger Spannung mittels eines zyklischen Plastizitätsmodells herzustellen.

Ein allgemein anwendbares Modell zur Beschreibung des Ermüdungsverhaltens muss die folgenden Phänomene abbilden können (u.a. [120], [121], [122]):

- Elastisch-plastisches Werkstoffverhalten
- Isotrope und kinematische (Bauschinger-Effekt) Verfestigung
- Nichtproportionale Zusatzverfestigung
- Zyklisch transiente Ver- und Entfestigungsvorgänge
- Mittelspannungsrelaxation und Ratcheting
- Dehnungsgrößen- bzw. Reihenfolgeeffekte
- Dehnrateneffekte
- Temperaturabhängigkeit

Je nach Anwendungsfall lassen sich aber numerisch effizientere Lösungen mit einfacheren Modellen erzielen, sofern deren Einschränkungen für die jeweilige Problemstellung nicht relevant sind.

Der prinzipielle Aufbau eines Plastizitätsmodells (Stoffgesetzes) beinhaltet vier grundlegende Bestandteile:

- Fließbedingung (yield function)  
Mit der Fließbedingung wird die Beanspruchungshöhe definiert, bei der abhängig vom jeweiligen Spannungszustand Fließen eintritt.
- Fließregel (flow rule)  
Durch die Fließregel wird die Richtung des plastischen Verzerrungsinkrements in Abhängigkeit des Spannungszustands beschrieben

- Formänderungsgesetz (plasticity law)  
Die Korrelation der Spannungen und Dehnungen erfolgt über das Formänderungsgesetz.
- Verfestigungsgesetz (hardening law)  
Das Verfestigungsgesetz gibt an, wie groß die Erhöhung des Formänderungswiderstands bei veränderter Verzerrung ist.

Große Unterschiede existieren in den verfügbaren Verfestigungsgesetzen. Einfache lineare Verfestigungsgesetze beispielsweise nach Prager [123] lassen nur einfache Betrachtungen zur kinematischen Verfestigung, nicht aber zur genauen Form der Hysterese zu. Mehrflächenmodelle des Mróz-Typs [124] können die Hysterese fläche über ein Polygon besser abbilden. Allerdings weisen solche Modelle Schwächen bei der Abbildung von Ratchetting-Vorgängen auf [125]. Diese können mit nichtlinearen kinematischen Verfestigungsgesetzen des Armstrong-Frederick-Chaboche-Typs (AFC-Modell) [126], [127] behoben werden. An IMWF und MPA Universität Stuttgart wurde auf der Basis der Formulierung von Ohno und Wang [128] ein modifiziertes AFC-Modell weiterentwickelt, welches zur viskoplastischen Berechnung von Bauteilen aus Stählen unter Ermüdungsbeanspruchung erfolgreich eingesetzt wird [129].

Nachteilig an diesem Werkstoffmodell sind der große numerische Aufwand sowie die Anzahl der zu bestimmenden Parameter. Zudem wird durch die Simulation nicht nur der Hystereseschleife, sondern auch der gesamten transienten Vorgänge eine große Anzahl an Information erzeugt, welche später nicht in die Berechnung der Schädigungsparameter einfließen. In Abschnitt 3.2 wird daher ein Verfahren eingeführt, welches das zyklisch stabilisierte Werkstoffverhalten mit einer deutlich verbesserten numerischen Effizienz abbilden kann.



### 3 Konzept zur geschlossenen Bewertung komplexer Ermüdungszustände

Im Rahmen dieser Arbeit wurde ein Verfahren zur umfassenden Bewertung von Ermüdungsbeanspruchungen entwickelt. Dabei standen zwei prinzipielle Anwendungsfelder bei der Entwicklung des Konzeptes im Vordergrund:

- Zum einen soll eine Bewertung existierender bzw. Verifikation neuer Festigkeitshypothesen anhand des experimentellen Versuchsprogramms dieser und angrenzender Arbeiten möglich sein (*Bewertung komplexer Schwingbeanspruchungen*);
- zum anderen soll das Konzept für einen Einsatz in der Ingenieurspraxis anwendbar sein und eine realistische Ermüdungsbewertung von Komponenten ermöglichen (*Bewertung komplexer Bauteile*).

Beide Ziele werden mit dem *MPA Advanced Integrated Multiaxial Fatigue Life (MPA AIM-Life)* Verfahren erreicht, das im Folgenden genauer beschrieben wird.

#### 3.1 Das MPA AIM-Life Verfahren zur Lebensdauerberechnung

Das *MPA Advanced Integrated Multiaxial Fatigue Life (MPA AIM-Life)* Verfahren ist, um die oben definierten Ziele zu erreichen und eine gute Erweiterbarkeit bzw. Anpassbarkeit zu gewährleisten, modular aufgebaut. Es besteht aus vier grundsätzlichen Bausteinen, die in Abbildung 3.1 dargestellt sind.

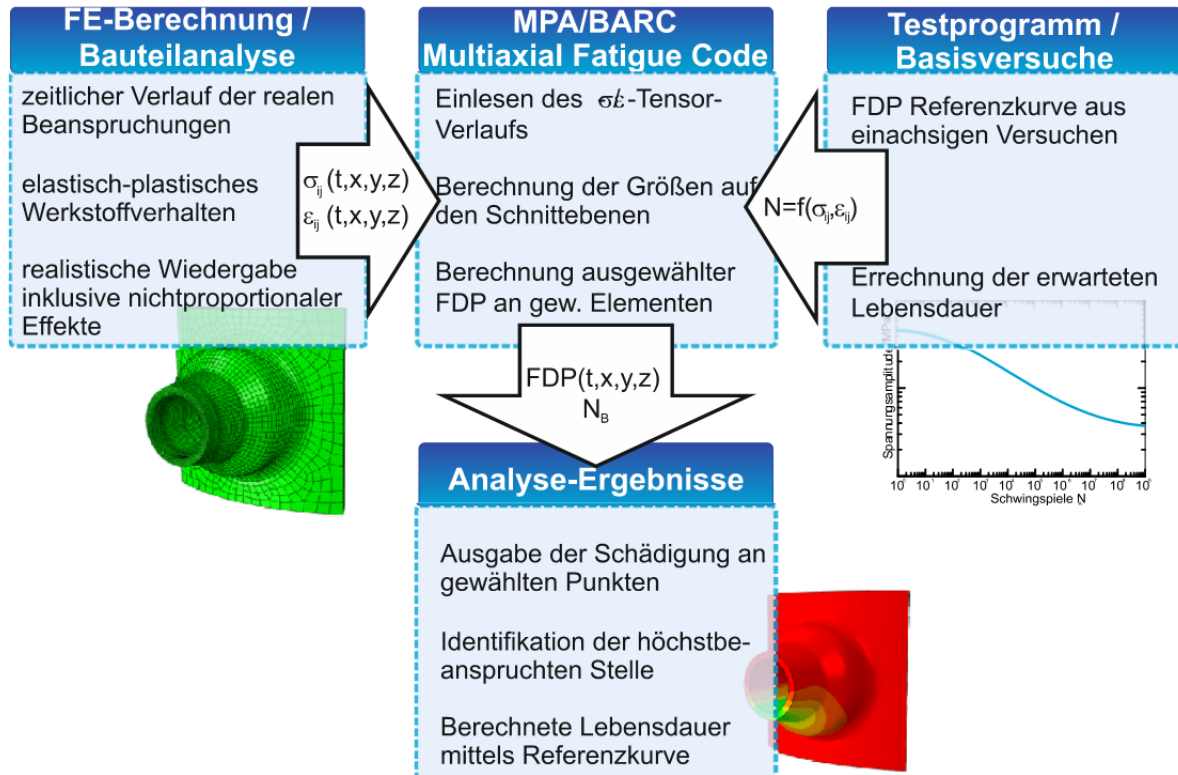


Abbildung 3.1: Prinzip des Ansatzes MPA AIM-Life

Grundlage jeder Ermüdungsbewertung sind die im Versuchsprogramm durchgeführten Basisversuche. Soll die Vorhersagensqualität eines oder mehrerer Schädigungs-

### 3 Konzept zur geschlossenen Bewertung komplexer Ermüdungszustände

---

parameter bewertet werden, müssen – wie im Rahmen dieser Arbeit – Ermüdungsversuche unter einachsiger und unterschiedlich komplexer mehrachsiger Beanspruchung durchgeführt werden. Bei Auftragung in einer Schädigungsparameter-Wöhlerlinie sollten die Versuchspunkte unter einachsiger und beliebig komplexer Beanspruchung in einem gemeinsamen, möglichst engen Streuband liegen. In diesem Fall kann für diesen Schädigungsparameter aus einachsigen Versuchen eine Schädigungsparameter- Referenzkurve erstellt werden, mit der die Anrisslebensdauer von komplexen Bauteilen nach dem lokalen Konzept bewertet werden kann. Aus den Basisversuchen werden die Spannungs- und Dehnungstensoren (sofern diese analytisch ermittelbar sind) und die zu den entsprechenden Lashorizonten gehörenden experimentellen Anrisschwingenspielzahlen für die weitergehende Analyse bereitgestellt.

Die Berechnung der lokalen Spannungs- und Dehnungstensoren bei komplexeren Proben und/oder Belastungen oder bei Komponenten ist im Modul „FE-Berechnung/ Bauteilanalyse“ zusammengefasst und baut auf Vorarbeiten am IMWF [130] auf. Ziel des Moduls ist, den zeitlichen Verlauf der realen lokalen Beanspruchungen für einen stabilisierten Zyklus zu ermitteln. Dabei sind insbesondere das elastisch-plastische Werkstoffverhalten und die auftretenden Effekte bei nichtproportionaler Beanspruchung zu berücksichtigen. Die genaue Vorgehensweise ist im Abschnitt 3.2 dargestellt. Mit dem verwendeten Modul ist es möglich, für Bauteilbewertungen die Komponenten der Spannungs- und Dehnungstensoren für jeden Knotenpunkt der FE-Berechnung für ein komplettes Schwingenspiel formatiert auszugeben. Dadurch ist die Beanspruchung nicht auf regelförmige (sinus-, trapezförmige,...) Schwingungen beschränkt, sondern auch real erfasste Lastzyklen können detailgetreu abgebildet werden. Aus dem FE-Berechnungsmodul werden also für einen ausgewählten Punkt (z.B. bekannter Ort höchster Beanspruchung bei einfachen Probengeometrien) oder für ganze Bereiche eines FE-Modells die realitätsnah berechneten Spannungs- und Dehnungstensoren in ihrem zeitlichen Verlauf für die weitere Analyse zur Verfügung gestellt.

Mit den Eingangsgrößen dieser beiden Module lassen sich die verschiedenen Schädigungsparameter berechnen. Dazu wird das eigentliche Berechnungsmodul verwendet, welches in Zusammenarbeit mit dem Bhabha Atomic Research Center (BARC), Mumbai, entwickelt wurde [112]. Um möglichst einfach auch neue Ansätze auf ihre Vorhersagequalität hin zu bewerten, ist das Berechnungstool ebenfalls modular aufgebaut. Die prinzipielle Funktionsweise ist in [Abbildung 3.2](#) dargestellt. Für Details zur Berechnung der Spannungs- und Dehnungsgrößen auf den Schnittebenen sowie der einzelnen Schädigungsparameter sei auf die entsprechenden Kapitel in Abschnitt 2 verwiesen.

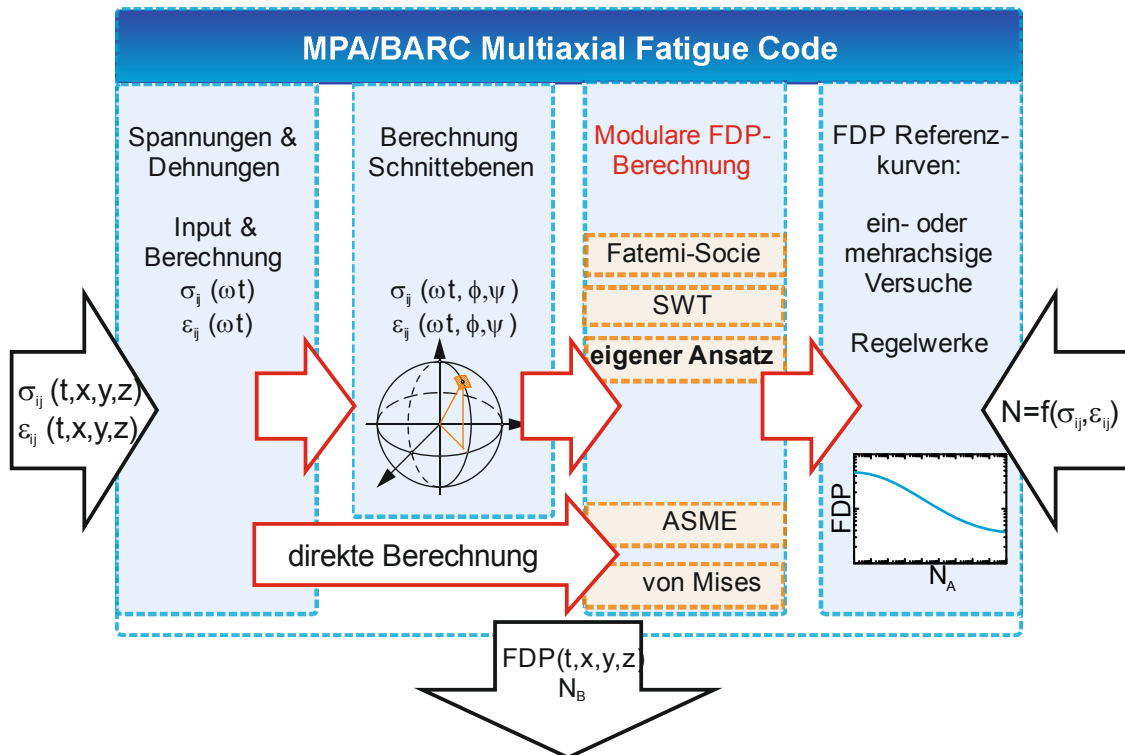


Abbildung 3.2: Detail-Struktur des Multiaxial Fatigue Code im MPA AIM-Life-Konzept

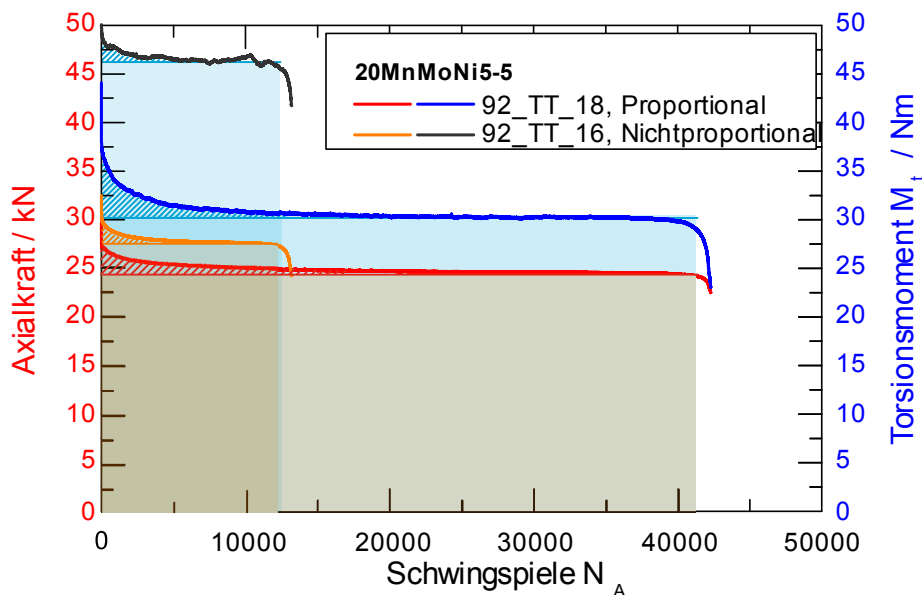
Anschließend können die Berechnungsergebnisse visualisiert werden. Es können sowohl die Spannungs-Dehnungsgrößen in ihrer Verteilung über den abgerollten Winkeln der Einheitskugel (vgl. Abbildung 2.2) dargestellt werden, als auch die entsprechenden Schädigungsparameter. Damit ist z.B. für mikrostrukturell-fraktographische Untersuchungen monokristalliner Werkstoffe eine Überprüfung der berechneten kritischen Schnittenebene möglich. Die Vorhersagegüte einer zu überprüfenden Hypothese kann aus der Streuung in den Punkten der Schädigungsparameter-Wöhlerlinie (FDP- $N_A$ -Diagramm) ermittelt werden. Eine alternative Auftragung ergibt sich, wenn aus der Referenzkurve der einachsigen Basisversuche eine zu erwartende berechnete Anrisslebensdauer  $N_B$  ermittelt wird. Diese kann dann der experimentellen Anrisslebensdauer  $N_A$  in einem  $N_A$ - $N_B$ -Diagramm gegenübergestellt werden.

### 3.2 Numerische Simulation des zyklischen Werkstoffverhaltens

Der numerischen Simulation des zyklischen Werkstoffverhaltens kommt eine zentrale Rolle bei der Entwicklung eines Bewertungskonzepts für Ermüdungsbeanspruchung zu. Die durch das reale Werkstoffverhalten beeinflussten, elastisch-plastischen Spannungsgrößen sind für viele Anwendungsfälle nicht direkt aus dem Experiment ermittelbar. In Versuchsprogrammen wird dies – insbesondere bei der Behandlung dünnwandiger Hohlzylinder unter Torsion – vielfach vernachlässigt. Dennoch ist die korrekte Ermittlung der lokal wirkenden Spannungs- und Dehnungskomponenten notwendige Voraussetzung zur korrekten Ermittlung eines Schädigungsparameters. Für diese werden – sofern keine inkrementell formulierten Schädigungsparameter verwendet werden – nur Informationen aus dem zyklisch stabilisierten Werkstoffzustand benötigt. Diese Vereinfachung ist insofern zulässig, da der Bereich der

### 3 Konzept zur geschlossenen Bewertung komplexer Ermüdungszustände

transienten Ver- bzw. Entfestigung (schraffierte Bereiche in [Abbildung 3.3](#)) im Vergleich zur durch den stabilisierten Zustand charakterisierten Fläche (eingefärbte Bereiche) sehr gering ist. Auch die nichtproportionale Zusatzverfestigung ist bereits nach wenigen Schwingspielen voll ausgeprägt (Benallal und Marquis [35] charakterisieren die nichtproportionale Zusatzverfestigung bei 316SS nach ca. 20 Schwingspielen als abgeschlossen). Garud [114] zitiert Arbeiten von Morrow, wonach sich die Energie pro Zyklus sogar noch vor der Wechselverformungskurve stabilisiert. Für Werkstoffe, die kein ausgeprägt stabilisiertes Verhalten zeigen, kann u.U. jedoch die Anwendung eines AFC-Werkstoffmodells sowie eines inkrementell formulierten Schädigungsparameters notwendig werden.



**Abbildung 3.3:** Fehlergröße bei der Vernachlässigung des transienten Verhaltens in der Ermittlung des Schädigungsparameters

Ist eine Betrachtung des transienten Verhaltens unumgänglich oder im Fokus einer gezielten Untersuchung, so kann dennoch auf eine Simulation der gesamten Ermüdungslebensdauer verzichtet werden. Stattdessen kann ein numerischer Algorithmus verwendet werden, welcher aus mehreren nacheinander simulierten Schwingspielen das transiente Verhalten extrapoliert und über einen Schwingspielsprung hinweg die Schädigung extrapoliert aufakkumuliert. Dabei muss jedoch über eine variable Sprungweite und ein Abbruchkriterium gesichert sein, dass keine unrealistischen Ergebnisse durch zu weite Extrapolation entstehen können. Ein solches Verfahren wird beispielsweise von Cojocar und Karlsson [131] beschrieben.

Im Rahmen dieser Arbeit wird ein Simulationsverfahren eingesetzt, welches zielgerichtet das zyklisch stabilisierte, lokale Werkstoffverhalten inklusive auftretender Nichtproportionalitätseffekte wiedergibt. Diese Simulationsmethodik wurde in ABAQUS Version 6.10.2 unter Verwendung einer benutzerdefinierten Subroutine erstellt. Das prinzipielle Vorgehen ist in [Abbildung 3.4](#) dargestellt.

### 3 Konzept zur geschlossenen Bewertung komplexer Ermüdungszustände

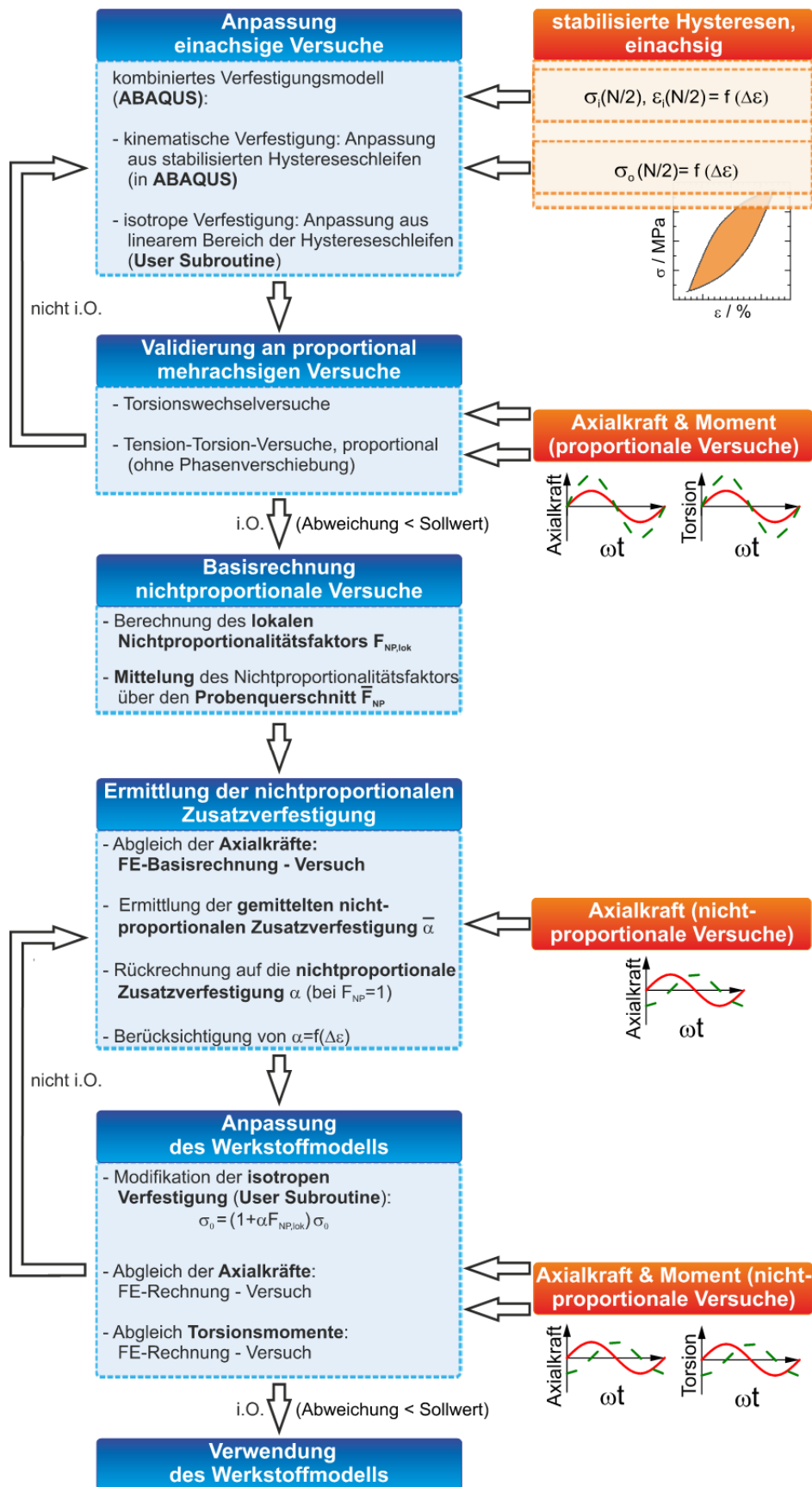


Abbildung 3.4: Flussdiagramm der Simulation des nichtproportional verfestigenden zyklisch stabilisierten Werkstoffverhaltens

### 3 Konzept zur geschlossenen Bewertung komplexer Ermüdungszustände

---

Zunächst wird ein in ABAQUS implementiertes kombiniertes nichtlineares Verfestigungsmodell in Kombination mit einer benutzerdefinierten Subroutine verwendet, um das zyklisch stabilisierte Werkstoffverhalten abzubilden. Die kinematische Verfestigung wird dabei über die Vorgabe von Spannungs-Dehnungs-Wertepaaren der stabilisierten Hystereseschleifen verschiedener Dehnungsamplituden unter Berücksichtigung des dehnungsamplitudenabhängigen Verhaltens angepasst. Für die Anpassung der isotropen Verfestigung wird die zyklische Fließgrenze  $\sigma_0$  als Funktion der Hauptdehnungsamplitude ermittelt und in einer benutzerdefinierten Subroutine für die lokale Hauptdehnungsamplitude des jeweiligen FE-Knotens errechnet:

$$\sigma_0 = f(\Delta\varepsilon_1) \quad (3.1)$$

Damit können proportional mehrachsige Versuche (z.B. reine Torsionswechselversuche, proportionale Tension-Torsion Versuche) simuliert werden. Die Validierung erfolgt dann über direkt im Versuch messbare Größen (Kräfte und Momente); gegebenenfalls müssen Iterationsschleifen durchlaufen werden.

Zur korrekten Simulation der Versuche mit nichtproportionaler Beanspruchung ist es nötig, die nichtproportionale Zusatzverfestigung des Werkstoffs zu bestimmen. Die weit verbreitete Methode, die nichtproportionale Zusatzverfestigung direkt aus den stabilisierten  $\sigma_{v,a}, \varepsilon_{v,a}$ -Kurven zu bestimmen, ist aus mehreren Gründen nicht optimal:

- Bei formaler Anwendung der Vergleichsspannungen und Dehnungen sind die ermittelten Größen werkstoffmechanisch nicht sinnvoll.
- Für elastisch-plastische Torsionsbeanspruchungen muss die Ermittlung der Vergleichsspannung iterativ erfolgen, da aus dem Torsionsmoment nicht direkt auf die nichtproportionale Schubspannung geschlossen werden kann.
- Für Vollquerschnitte ist der nach Gleichung (2.33) ermittelte Nichtproportionalitätsfaktor  $F_{NP}$  über den Querschnitt nicht konstant.

In der hier aufgezeigten Methode wird daher die nichtproportionale Zusatzverfestigung aus einem Vergleich der experimentellen Ergebnisse nichtproportional beanspruchter Vollproben und der FE-Simulation dieser Proben mit dem für proportionale Beanspruchung validierten Werkstoffgesetz ohne Berücksichtigung der nichtproportionalen Verfestigung gewonnen. Dazu wird zunächst in einer benutzerdefinierten Subroutine für den gesamten Probenquerschnitt A der Nichtproportionalitätsfaktor  $F_{NP}$  gemäß Gleichung (2.33) ermittelt. Für den Vollquerschnitt unter phasenverschobener Zug-Druck- und Torsionswechselbeanspruchung treten die größten Schiebungen in um den Winkel  $\pi/4$  versetzten Ebenen während eines Schwingenspiels jeweils für den Zeitpunkt maximaler Axialkraft und maximalen Torsionsmomentes auf. Während die Schiebung aus der Axialkraft in einer um  $\pi/4$  versetzten Ebene zur Axialrichtung über den Querschnitt konstant ist, nimmt die Schiebung aus dem Torsionsmoment über den Querschnitt linear zu:

$$\Delta\gamma(F_{ax}) \neq f(r) \quad (3.2)$$

$$\Delta\gamma(M_t) = f(r) \Rightarrow \Delta\gamma(M_t) = \Delta\gamma(r)(M_t) \quad (3.3)$$

### 3 Konzept zur geschlossenen Bewertung komplexer Ermüdungszustände

Dementsprechend variiert auch der Nichtproportionalitätsfaktor  $F_{NP}$  über den Querschnitt stetig oder auch mit einem Maximum bei  $F_{NP, \delta=90^\circ} = 1$ . Diese Zusammenhänge sind anschaulich in Abbildung 3.5 dargelegt.

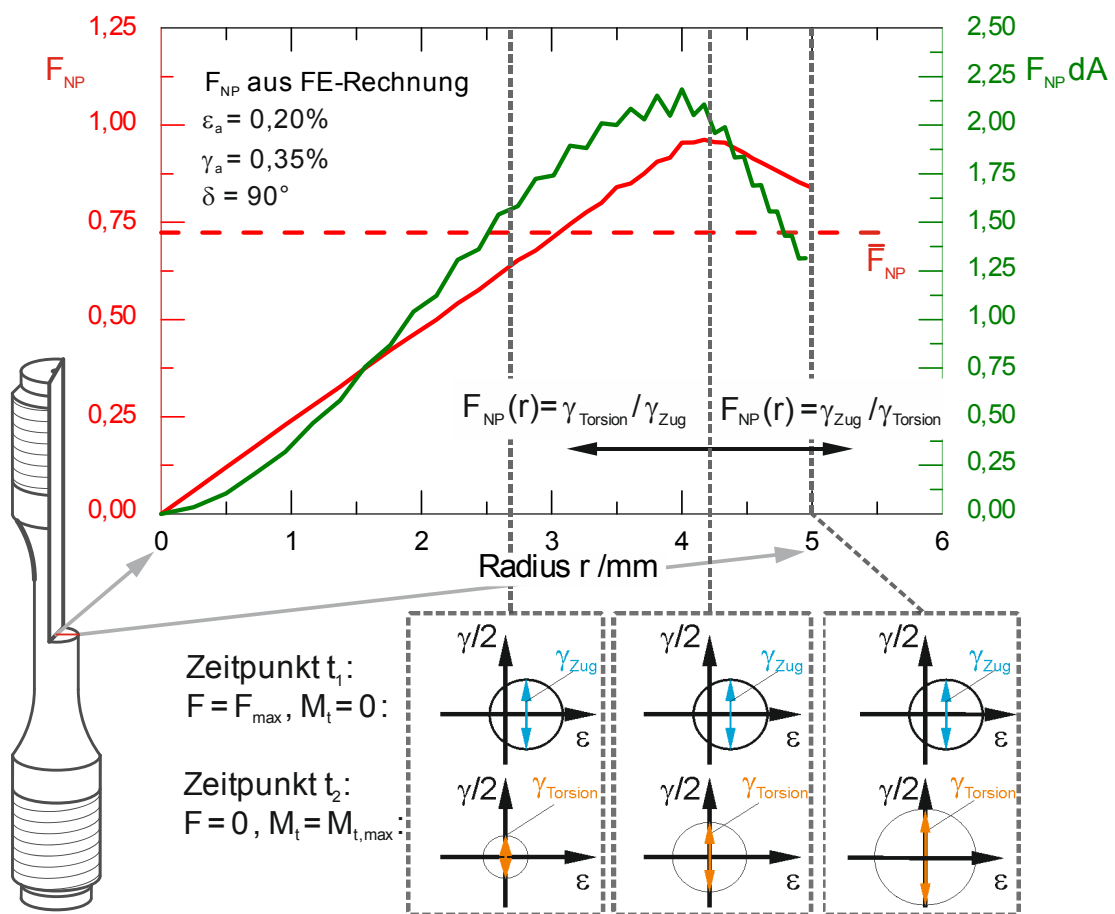


Abbildung 3.5: Berechnung des Nichtproportionalitätsfaktors

Für einen Tension-Torsion-Test mit Phasenverschiebung lässt sich der Nichtproportionalitätsfaktor  $F_{NP, \delta=90^\circ}(r)$  theoretisch bestimmen zu:

$$F_{NP, \delta=90^\circ}(r) = \frac{\min(\Delta\gamma(r)(M_t), \Delta\gamma(F_{ax}))}{\max(\Delta\gamma(r)(M_t), \Delta\gamma(F_{ax}))} \quad (3.4)$$

Zur Kalibrierung des Werkstoffmodells kann nur die global über den ganzen Probenquerschnitt wirkende Axialkraft aus dem Versuch verwendet werden. Daher muss auch der über den Querschnitt gemittelte Faktor  $\bar{F}_{NP}$  bekannt sein. Dieser kann z.B. aus der differentiellen Betrachtung

$$\bar{F}_{NP} = \frac{1}{\pi r^2} \int_0^r (F_{NP}(\tilde{r}) \cdot 2\pi \tilde{r}) d\tilde{r} = \frac{2}{r^2} \int_0^r (F_{NP}(\tilde{r}) \cdot \tilde{r}) d\tilde{r}, \quad (3.5)$$

oder allgemeiner für nicht kreisförmige Vollquerschnitte zu

$$\bar{F}_{NP} = \frac{1}{A} \int F_{NP}(x, y) d\tilde{A} \quad (3.6)$$

errechnet werden.

### 3 Konzept zur geschlossenen Bewertung komplexer Ermüdungszustände

---

Durch den Vergleich der Axialkräfte aus dem Experiment mit Phasenverschiebung  $F_{ax,Exp 90^\circ}$  und der FE-Berechnung ohne Berücksichtigung der Zusatzverfestigung  $F_{ax,FE}^*$  kann die nichtproportionale Zusatzverfestigung  $\alpha$  als zusätzliche isotrope Verfestigung gemäß Gleichung (2.29) ermittelt werden:

$$\Delta\sigma_0 = (1 + \alpha \bar{F}_{NP})\sigma_0 - \sigma_0 \quad (3.7)$$

Da die tatsächliche nichtproportionale Zusatzverfestigung als isotroper Effekt auftritt, vgl. [35], ist diese Vorgehensweise auch werkstoffmechanisch gut begründbar. Die tatsächliche nichtproportionale Zusatzverfestigung lässt sich dann ermitteln zu

$$\alpha = \frac{(F_{ax,Exp 90^\circ} - F_{ax,FE}^*)}{\pi r^2 \cdot \sigma_0} \cdot \frac{1}{\bar{F}_{NP}} \quad (3.8)$$

Die so ermittelten Werte von  $\alpha$  liegen über den experimentell abgedeckten Bereich gemittelt bei 0,94 für den Austenit und 0,16 für den Ferrit. Zur genaueren Beschreibung des Werkstoffverhaltens wurde für beide verwendete Werkstoffe eine dehnungsamplitudenabhängige Formulierung von  $\alpha$  implementiert. Mit diesen Werten für  $\alpha$  können nun die Gleichungen (2.29) und daraus (2.30) berechnet werden. Die Simulationsergebnisse dieser entwickelten Methode sind in Abschnitt 5 beschrieben. Die mit den Simulationen ermittelten lokalen Spannungen und Dehnungen können dann zur Berechnung eines Schädigungsparameters verwendet werden. Zwei neu entwickelte Schädigungsparameter werden im folgenden Abschnitt vorgestellt.

### 3.3 Entwicklung einer modifizierten Festigkeitshypothese

#### 3.3.1 Ausgangsbasis und Grundüberlegungen

Aus der in Abschnitt 2.3 vorgestellten Vielzahl von Festigkeitshypothesen ist ersichtlich, dass beinahe jede beliebige Kombination von Spannungs- und Dehnungstermen bereits als Festigkeitshypothese vorgeschlagen wurde. Zusätzlich gibt es verschiedene Ermüdungsmodelle, d.h. Ansätze, welcher Wert einer Beanspruchung als ermüdungsrelevant angesehen wird (z.B. die größte Schiebung in einer Schnittebene oder der größte Wert des Schädigungsparameters). Eine allgemein gültige fundierte Ermüdungsbewertung darf aber nicht rein auf mathematischen Anpassungen beliebiger Parameter beruhen, sondern muss werkstoffmechanisch und mikrostrukturell begründbar sein. Zwei erfolgversprechende Ansätze werden dazu genauer betrachtet: Der aus der Literatur bekannte und gut experimentell verifizierte Ansatz nach Fatemi und Socie, sowie der an IMWF/MPA Universität Stuttgart entwickelte energiebasierte Ansatz. Auf Basis dieser beiden Ansätze werden in dieser Arbeit zwei neue Schädigungsparameter entwickelt und experimentell verifiziert.

Der Ansatz nach Fatemi und Socie, vgl. Gleichung (2.64), beruht auf der vereinfachten Annahme, dass die Schiebung verantwortlich für die Rissinitiierung ist und eine positive Normalspannung den Rissentstehungs- und -wachstumsprozess durch Verminderung der Rissflankenreibung fördert, vgl. Abbildung 3.6 .



$$\frac{\Delta\gamma}{2} \left( 1 + k \frac{\sigma_{n,\max}}{R_e} \right) = f(N_A) \quad (2.64)$$

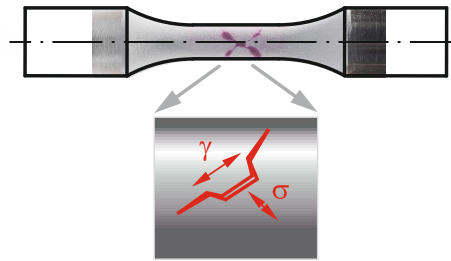


Abbildung 3.6: Anriss-Modell für den Ansatz nach Fatemi-Socie, vgl. [6].

Der an IMWF und Universität Stuttgart entwickelte Ansatz, vgl. Gleichung (2.81), beruht auf der Überlegung, dass sowohl die Energie aus der Schiebung als auch aus der Normaldehnung zur Ermüdung beiträgt. Dabei wird die Amplitude als versagensrelevante, repräsentative Größe identifiziert und für die Normalspannungskomponente durch den maximalen Wert der Spannung ersetzt, um eine Mittelspannungskorrektur vergleichbar dem Ansatz nach Smith, Watson und Topper zu erzielen.

$$\left( \sigma_{n,\max} \frac{\Delta\varepsilon_n}{2} + \frac{\Delta\tau}{2} \frac{\Delta\gamma}{2} \right)_{\max} = f(N_A) \quad (2.81)$$

Socie und Marquis [6] zeigen, dass die Addition von Normal- und Schiebungstermen werkstoffmechanisch gerechtfertigt ist, da sich die Energiefreisetzungsrates des Risswachstums aus den Komponenten  $J_I$  und  $J_{II}$  zusammensetzt; vgl. [132].

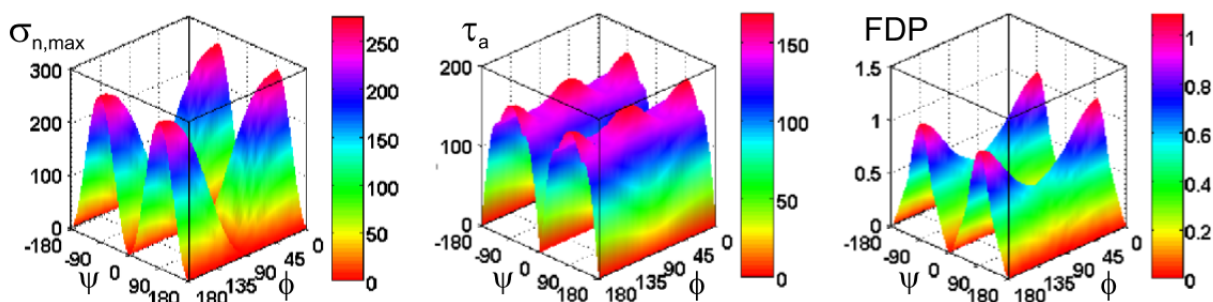
Beide ausgewählte Ansätze beruhen auf der Betrachtung von Schnittebenen. Für solche Schnittebenen-Modelle lassen sich zwei Gruppen von Ermüdungsmodellen unterscheiden:

- Modelle mit der Ebene der größten Schiebung oder Normaldehnung als kritischer Ebene
- Modelle mit der Ebene des maximalen Schädigungsparameters als kritischer Ebene.

In beiden Gruppen wird oft eine Kombination aus Normalspannung oder -dehnung und Schiebung auf der jeweiligen Ebene kombiniert. Für die Modelle der ersten Gruppe spricht die Beobachtung vieler Autoren (vgl. z.B. die Arbeiten von Pascoe und de Villiers [133]), dass duktile Werkstoffe zunächst in der Ebene maximaler Schiebung Risse initiieren. Analoges Verhalten lässt sich für Mode I Versagen in Ebenen größter Normaldehnung beobachten. Allerdings beschreiben die Autoren auch, dass die Anrisslebensdauer nicht nur von der Schiebungsschwingbreite, sondern vom gesamten Dehnungszustand abhängt. Wird nun bei Mode II Werkstoffen eine Kombination aus zyklischer Schiebung (welche zur Rissinitiierung notwendig ist) und einer Normalspannung (welche die Rissflankenreibung reduziert und dadurch das zum Erreichen des technischen Anrisses notwendige

### 3 Konzept zur geschlossenen Bewertung komplexer Ermüdungszustände

Risswachstum fördert) als versagensrelevanter Mechanismus erkannt und mathematisch formuliert, muss daher eine Definition gemäß der zweiten Gruppe von Ansätzen gewählt werden. Ansonsten wird eine Ebene, die nur eine geringfügig kleinere als die maximale Schiebungsschwingbreite aufweist, nicht als kritisch erkannt, selbst wenn auf ihr deutlich größere Normalspannungen wirken. Ein weiteres Beispiel, das für die Verwendung der Ebene des maximalen Schädigungsparameters spricht, ist in [Abbildung 3.7](#) dargestellt. Für eine phasenverschobene, kombinierte Zug- und Torsionsbelastung kann bei Verwendung der maximalen Schiebungsamplitude ([Abbildung 3.7 Mitte](#)) eine Ebene ausgewählt werden, auf der eine hohe oder geringe Normalspannung ([Abbildung 3.7 links](#)) wirkt. Dementsprechend können auf diesen Ebenen sehr unterschiedliche Schädigungsparameter ([Abbildung 3.7 rechts am Beispiel des neu entwickelten energiedichte-basierten Ansatzes](#)) berechnet werden.



[Abbildung 3.7](#): Maximale Normalspannung, Schiebungsamplitude und berechneter Schädigungsparameter für alle Schnittbenen.

Sowohl der Ansatz nach Fatemi und Socie, als auch der energiebasierte IMWF/MPA-Ansatz verwendet daher zur Ermittlung der kritischen Ebene den maximalen Schädigungsparameter. Durch einen Vergleich der berechneten Schädigungsparameter für unterschiedliche Phasenverschiebungen bei ansonsten gleichen Spannungen und Dehnungen kann das Verhalten der Schädigungsparameter bei nichtproportionaler Beanspruchung analysiert werden. Wie in [Abbildung 3.8](#) ersichtlich, nimmt der Wert des Schädigungsparameters nach Fatemi und Socie für eine Phasenverschiebung von  $90^\circ$  ein Minimum an, d.h. die berechnete Lebensdauer nimmt zu. Dieses Verhalten wird durch die bei nichtproportionaler Beanspruchung auftretende höhere Spannung allerdings wieder kompensiert. Der energiebasierte IMWF/MPA-Ansatz weist hingegen für alle Phasenverschiebungen eine fast einheitliche Schädigung aus, siehe [Abbildung 3.9](#). Bei zu erwartender nichtproportionaler Verfestigung wird daher tendenziell eine kürzere Lebensdauer für nichtproportionale Beanspruchungen vorhergesagt.

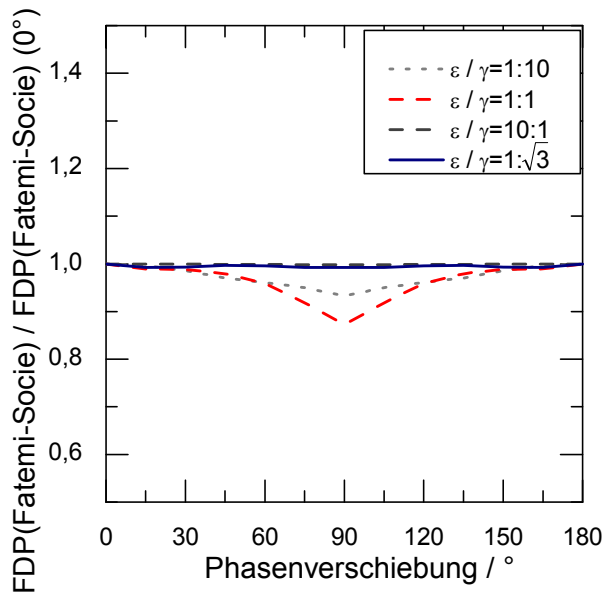


Abbildung 3.8: Ansatz nach Fatemi-Socie bei phasenverschobener Beanspruchung

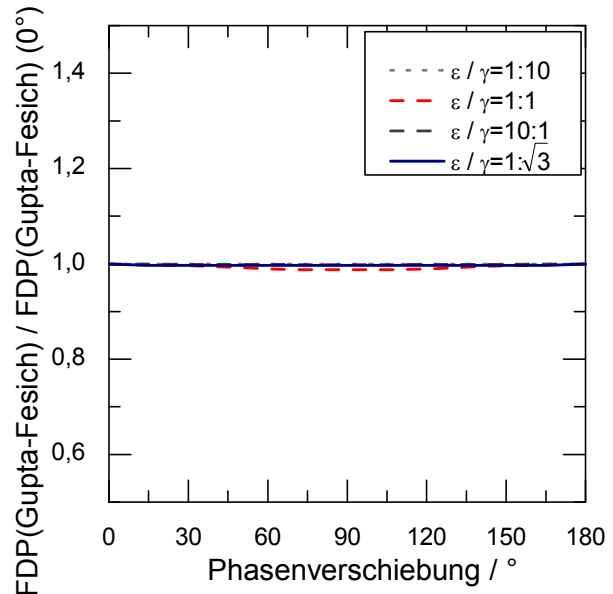


Abbildung 3.9: IMWF/MPA energie-basierter Ansatz bei phasenverschobener Beanspruchung

#### 3.3.2 Formulierung des Gradienteneffekts

Die beiden Ansätze erfüllen in ihrer vorliegenden Formulierung zwei wichtige Kriterien:

- Durch die Berücksichtigung von Dehnungen und elastisch-plastischen Spannungen kann das nichtproportionale Werkstoffverhalten berücksichtigt werden.
- Durch die Ermittlung der höchstbeanspruchten Ebene ist das Konzept auf beliebige Beanspruchungen anwendbar.

Damit lassen sich bereits mit guter Genauigkeit Versuche an einfachen Probengeometrien bewerten. Bei der Bewertung realer Bauteile müssen jedoch i.d.R. nichthomogene Spannungs- und Verzerrungszustände berücksichtigt werden. Diese Problematik tritt bereits bei gekerbten Proben oder aber Vollproben mit Torsionsbeanspruchung auf. Vergleichende Untersuchungen von Nisitani und Kawano [134] an Proben mit umlaufenden Einstichkerben und abgesetzten Wellen zeigen ebenfalls den Effekt einer gradientenbehafteten Beanspruchung auf die Lebensdauer. Daher wird im Folgenden für die beiden Festigkeitshypothesen eine neue Formulierung unter Berücksichtigung inhomogener Spannungs- und Verzerrungszustände entwickelt.

Grundsätzlich lassen sich zwei unterschiedliche Ansätze zur Berücksichtigung gradientenbehafteter Spannungs- und Dehnungszustände unterscheiden: In einer Gruppe werden inhomogen beanspruchte Proben nicht mit ihrem an der Oberfläche herrschenden Spannungs- und Dehnungszustand bewertet. Stattdessen wird über eine statistische „Weakest Link“ Betrachtung ein über ein kritisches Volumen gemittelter Schädigungsparameter ermittelt, oder aber es wird der Spannungs- und

### 3 Konzept zur geschlossenen Bewertung komplexer Ermüdungszustände

Dehnungstensor an einem Punkt in einem bestimmten Abstand unterhalb der Probenoberfläche zur Berechnung eines Schädigungsparameters verwendet. Diese Ansätze finden sich in der „Theorie der kritischen Distanz“ von Susmel, Taylor und Co-Autoren (z.B. [52], [135], [136], [137]). Die für gekerbte Proben und den HCF-Bereich entwickelte Methodik eignet sich jedoch nur bedingt dafür, das Ermüdungsverhalten ungekerbter Bauteile mit linear-inhomogenen Dehnungsverläufen zu beschreiben, an denen Anrisse stets an der Oberfläche entstehen. Die andere Gruppe von Ansätzen beruht auf einer echten Berücksichtigung des Spannungsgradienten für die Ermüdung. Dazu sind allerdings nur wenige Untersuchungen, beispielsweise von Papadopoulos und Panoskaltis [93], verfügbar.

Einige Grundlagen der Kerbtheorie wurden bereits in Abschnitt 2.1.4 erläutert. Ausgangspunkt der Überlegungen im Rahmen dieser Arbeit ist die Berücksichtigung des Gradienteneffektes in Form einer dynamischen Stützziffer, wie sie bereits von Siebel [51] für den Dauerfestigkeitsbereich zur Abminderung der (statischen) Kerbwirkung entwickelt wurde. Die dynamische Stützziffer hängt von Werkstoff, Festigkeit und dem bezogenen Spannungsgradienten  $\chi^*$  ab. Dieser wiederum setzt sich aus einem durch entsprechende Beanspruchung (Biegung, Torsion) hervorgerufenen Anteil  $\chi_0^*$  sowie einem durch die Kerbe hervorgerufenen Gradient  $\chi_k^*$  zusammen und lässt sich auch als der bezogene (oder reduzierte) Spannungsgradient im Kerbgrund darstellen, siehe Gleichung (3.9). Auf die Wichtigkeit einer solchen Normierung des Spannungsgefälles wird später noch eingegangen.

$$\chi^* = \frac{1}{\sigma_{\max}} \left( \frac{d\sigma}{dx} \right)_{\max} \quad (3.9)$$

Für den elastisch-plastischen Fall und die Umsetzung in den beiden dehnungs- bzw. energiedichtebasierten Ansätzen ist es sinnvoll, analog zu Gleichung (3.9) einen bezogenen Dehnungsgradienten zu ermitteln. Für einfache Torsions- oder Biegebeanspruchungen ungekerbter Proben, siehe Abbildung 3.10, lässt sich der bezogene Dehnungsgradient analytisch angeben:

$$\chi_\varepsilon^* = \frac{1}{\varepsilon_{\max}} \left( \frac{d\varepsilon}{dx} \right)_{\max} = \frac{2}{b} \text{ bzw.} \quad (3.10)$$

$$\chi_\gamma^* = \frac{1}{\gamma_{\max}} \left( \frac{d\gamma}{dx} \right)_{\max} = \frac{2}{b} \quad (3.11)$$

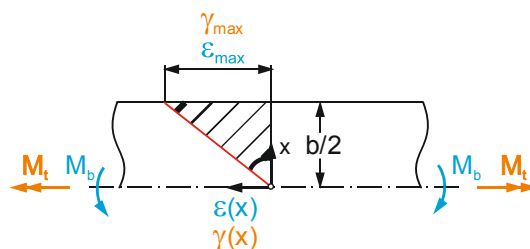


Abbildung 3.10: Bezogener Dehnungsgradient bei Torsion / Biegung (vgl. [17])

### 3 Konzept zur geschlossenen Bewertung komplexer Ermüdungszustände

Bei gekerbten Proben hingegen muss der bezogene Dehnungsgradient aus einer numerischen Analyse des Dehnungsverlaufes ermittelt werden. Formal muss der reduzierte Gradient noch für den Fall  $\varepsilon_{\max} = 0$  bzw.  $\gamma_{\max} = 0$  definiert werden zu

$$\chi_{\varepsilon}^* = 0 \text{ für } \varepsilon_{\max} = 0 \text{ bzw. } \chi_{\gamma}^* = 0 \text{ für } \gamma_{\max} = 0 \quad (3.12)$$

Papadopoulos und Panoskaltsis [93] modifizieren das auf der hydrostatischen Spannung basierende Crossland-Ermüdungskriterium mit der euklidischen Norm des Gradienten der hydrostatischen Spannung  $\nabla\sigma_h$ , siehe Abschnitt 2.3.1.2:

$$\begin{aligned} \|\nabla\sigma_h\| &= \left\| \left( \frac{\partial\sigma_{h,\max}}{\partial x}, \frac{\partial\sigma_{h,\max}}{\partial y}, \frac{\partial\sigma_{h,\max}}{\partial z} \right) \right\| = \\ &= \sqrt{\left( \frac{\partial\sigma_{h,\max}}{\partial x} \right)^2 + \left( \frac{\partial\sigma_{h,\max}}{\partial y} \right)^2 + \left( \frac{\partial\sigma_{h,\max}}{\partial z} \right)^2} \end{aligned} \quad (3.13)$$

Bei Torsionsbeanspruchungen existiert eine Reihe von Untersuchungen, nach denen eine Mittelspannung keinen Einfluss auf die Ermüdung hat, vgl. Abschnitt 2.1.3.1. Daraus schließen Papadopoulos und Panoskaltsis, dass der Gradient der Torsion – welcher bei Beanspruchung mit und ohne Mittelspannung unterschiedlich groß ist – nicht in der Ermüdungsbewertung berücksichtigt werden muss. Dies widerspricht jedoch den experimentellen Beobachtungen bei Proben mit Vollquerschnitten. Richtig ist, dass sich der absolute Gradient bei Proben mit gleicher Amplitude, aber unterschiedlichen R-Verhältnissen unterscheidet, siehe Abbildung 3.11. Der bezogene Gradient nach Gleichung (3.10) bzw. (3.11) jedoch ist für beide Beanspruchungen gleich. Daher muss nicht der absolute Gradient, sondern der bezogene Gradient zur Bewertung über den Querschnitt inhomogener Schiebungen herangezogen werden.

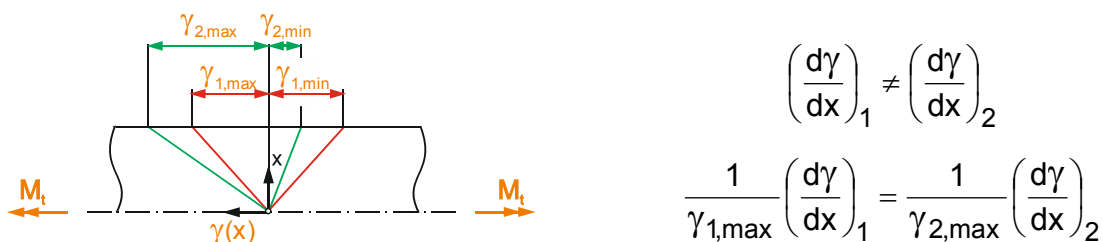


Abbildung 3.11: Schiebungsgradienten bei Torsionsbeanspruchung mit verschiedenen R-Verhältnissen

Durch die Verwendung des bezogenen Gradienten entfällt die Berücksichtigung der Mittellast auch für Biegebeanspruchungen. Diesem Mittelspannungseinfluss kann aber durch die Verwendung der maximalen Spannung  $\sigma_{\max}$  statt der Spannungsamplitude  $\sigma_a$  in der Formulierung des Schädigungsparameters Rechnung getragen werden.

Nadot und Billaudeau [138] wenden die Definition von Papadopoulos und Panoskaltsis auf künstliche Defekte an und schlagen unterschiedliche Vereinfachungen unter Ausnutzung geometrischer Symmetrien vor.

### 3 Konzept zur geschlossenen Bewertung komplexer Ermüdungszustände

---

Für die vorliegenden Untersuchungen an symmetrischen Rundproben wird ebenfalls eine Vereinfachung getroffen, mit der die Gradienteneffekte im Sinne eines ingenieurmäßigen Ansatzes mit vertretbarem Rechenaufwand bewertet werden können. Dennoch soll der Effekt des Gradienten direkt analytisch erfasst werden und nicht nur implizit über eine Auswertung des Schädigungsparameters in einer bestimmten Tiefe unter der Probenoberfläche. Letztere Vorgehensweise wird in der Literatur zwar auch als Schnittebenen-basierter Gradientenansatz bezeichnet (vgl. z.B. [139]), jedoch ist diese Prozedur nicht in Übereinstimmung mit den experimentellen Beobachtungen (Rissausgang an der Oberfläche) und werkstoffmechanischen Überlegungen zu bringen.

Aufbauend auf den vorangegangenen Überlegungen wird ein dehnungsbasierter Schädigungsparameter zur Bewertung komplex beanspruchter Bauteile vorgeschlagen, der an die Arbeit von Fatemi und Socie anknüpft. Um die Grundidee einer Trennung von Rissauslösung durch die Schiebungsamplitude und einer vereinfachten Rissausbreitung durch die Normalspannung in der kritischen Ebene beizubehalten, werden auch die Gradienteneffekte separiert und auf den jeweiligen Term bezogen, so dass mit den Beziehungen für  $\chi_\gamma^*$  und  $\chi_\varepsilon^*$  gemäß Gleichung (3.10) und (3.11) für den neu entwickelten dehnungsbasierten Ansatz gilt:

$$\left( \frac{1}{1 + \chi_\gamma^*} \right) \frac{\Delta\gamma}{2} \left[ 1 + k \left( \frac{1}{1 + \chi_\varepsilon^*} \right) \frac{\sigma_{n,\max}}{R_e} \right] = f(N_A) \quad (3.14)$$

Für homogene Dehnungszustände geht der Ansatz auf die bekannte Formel von Fatemi und Socie zurück. Vereinfachend werden für die bezogenen Gradienten die aus den makroskopischen Beanspruchungen ermittelten Werte der Schiebung (aus Torsion) und Normaldehnung (aus der Axialkraft) zur Ermittlung des Gradienten in radialer Richtung (senkrecht zur Probenoberfläche) für alle Schnittebenen verwendet, da eine Ermittlung der Schiebungs- und Dehnungsgradienten in allen Schnittebenen nicht mit vertretbarem numerischem Aufwand realisierbar ist.

Analog wird auch ein energiedichtebasierter Ansatz vorgeschlagen, der auf den vorausgegangenen Arbeiten an IMWF/MPA aufbaut. Auch hier wird eine gradientenabhängige Formulierung mit separater Berücksichtigung des bezogenen Gradienten der Schiebung und der Dehnung implementiert. Damit ergibt sich für den neu entwickelten energiedichtebasierten Ansatz die Formulierung:

$$\left( \frac{1}{1 + \chi_\varepsilon^*} \right) \sigma_{n,\max} \frac{\Delta\varepsilon_n}{2} + \left( \frac{1}{1 + \chi_\gamma^*} \right) \frac{\Delta\tau}{2} \frac{\Delta\gamma}{2} = f(N_A) \quad (3.15)$$

In beiden Ansätzen wird dem schädigungsmindernden Effekt des Gradienten somit durch einen physikalisch begründbaren Skalierungsfaktor Rechnung getragen. Die versagensrelevanten Größen werden dabei durch die aus den Dehnungs- bzw. Schiebungsgradienten berechneten Vorfaktoren,

$$\left( \frac{1}{1 + \chi_{\varepsilon}^*} \right) \text{ bzw. } \left( \frac{1}{1 + \chi_{\gamma}^*} \right),$$

skaliert. Für den neu entwickelten energiedichtebasierten Ansatz lässt sich die Skalierung anschaulich als eine Verkleinerung der durch Spannungs- und Dehnungsschwingbreite aufgespannten Fläche in Abbildung 2.28 zeigen, welche den Energieumsatz eines Schwingspiels durch Normalspannung und –dehnung beschreibt. Analog wird auch der Energieumsatz durch Schubspannung und Schiebung skaliert.

Die beiden so neu entwickelten Ansätze werden im Kapitel 7 zusammen mit ausgewählten Ansätzen anhand der in Kapitel 4 beschriebenen Versuche bewertet. Die Ergebnisse zeigen für beide Ansätze eine höhere Genauigkeit als die bereits bekannten Ansätze. Sie sind daher besser für die Ermüdungsbewertung komplexer Bauteile geeignet als bisher verfügbare Ansätze.

### 3.4 Zusammenfassung

Um die Anwendung des im Rahmen dieser Arbeit entwickelten, integrierten Bewertungskonzepts für komplexe Bauteile zu verdeutlichen, sollen im Folgenden die wesentlichen Schritte unter Verwendung der bereits dargestellten Gleichungen nochmals zusammengefasst werden.

Die Ermittlung der wirkenden Spannungen und Dehnungen an den höchstbeanspruchten Stellen erfolgt experimentell oder über ein geeignetes und verifiziertes Finite Elemente Materialmodell. Das in dieser Arbeit entwickelte, effiziente Materialmodell zur Simulation des zyklisch stabilisierten Spannungszustands ist in Kapitel 3.2 beschrieben. Die nichtproportionale Zusatzverfestigung kann über den nichtproportionalen Verfestigungskoeffizient  $\alpha$  sowie den Nichtproportionalitätsfaktor  $F_{NP}$  beschrieben werden. Dabei gibt der nichtproportionale Verfestigungskoeffizient  $\alpha$  die vom Werkstoff abhängige, maximale Zusatzverfestigung beim Vergleich einer proportionalen mit einer um  $90^\circ$  nichtproportionalen Beanspruchung an, ist also ein Werkstoffkennwert:

$$\alpha = \frac{\sigma_{v,a,90^\circ}}{\sigma_{v,a,0^\circ}} - 1 \quad (2.31)$$

Für die vorliegenden Untersuchungen wurde eine neue Methode zur Quantifizierung des nichtproportionalen Verfestigungskoeffizienten aus Versuchsergebnissen an zylindrischen Vollproben unter proportionaler und nichtproportionaler Tension-Torsion-Belastung vorgeschlagen:

$$\alpha = \frac{(F_{ax,Exp\ 90^\circ} - F_{ax,FE}^*)}{\pi r^2 \cdot \sigma_0} \cdot \frac{1}{F_{NP}} \quad (3.8)$$

Der Nichtproportionalitätsfaktor  $F_{NP}$  gibt an, wie stark die nichtproportionale Zusatzverfestigung für die tatsächliche Beanspruchung ausgebildet ist. Die

### 3 Konzept zur geschlossenen Bewertung komplexer Ermüdungszustände

Berechnung erfolgt über die Hauptschiebung  $\Delta\gamma_{13}$  und die Schiebung in der um  $45^\circ$  zu dieser Ebene versetzten Ebene im Werkstoff,  $\Delta\gamma_{\pi/4}$ :

$$F_{NP} = \frac{\Delta\gamma_{\pi/4}}{\Delta\gamma_{13}} \quad (2.33)$$

Die Berechnung der Schiebungen in den Schnittebenen des Werkstoffs kann über die Gleichungen und Zusammenhänge im Abschnitt 2.1 erfolgen. Für einen Vollquerschnitt unter überlagerter Zug-Druck- und Torsionsbeanspruchung lässt sich der Nichtproportionalitätsfaktor in Abhängigkeit des Probenradius auch direkt angeben:

$$F_{NP,\delta=90^\circ}(r) = \frac{\min(\Delta\gamma(r)(M_t), \Delta\gamma(F_{ax}))}{\max(\Delta\gamma(r)(M_t), \Delta\gamma(F_{ax}))} \quad (3.4)$$

Mit diesen Größen lässt sich nun die zyklische Fließkurve zur Ermittlung der Spannung für eine gegebene Dehnung ermitteln:

$$K'_{NP} = (1 + \alpha \cdot F_{NP}) K' \quad (2.29)$$

$$\sigma_a = K'_{NP} \cdot (\varepsilon_{a,pl})^{n'} \quad (2.30)$$

Für eine verbesserte Beschreibung nicht nur der zyklisch stabilisierten Ober- und Unterspannungen, sondern der gesamten Hystereseschleifen, wird in dieser Arbeit zusätzlich eine dehnungsamplitudenabhängige Formulierung der zyklischen Fließgrenze verwendet:

$$\sigma_0 = f(\Delta\varepsilon_1) \quad (3.1)$$

Damit sind die Spannungs- und Dehnungsgrößen an der zu berechnenden Stelle bekannt. Für die Ermittlung des Schädigungsparameters muss nun noch der an dieser Stelle wirkende normierte Dehnungs- bzw. Schiebungsgradient berechnet werden:

$$\chi_\varepsilon^* = \frac{1}{\varepsilon_{\max}} \left( \frac{d\varepsilon}{dx} \right)_{\max} \quad (3.10)$$

$$\chi_\gamma^* = \frac{1}{\gamma_{\max}} \left( \frac{d\gamma}{dx} \right)_{\max} \quad (3.11)$$

Damit können nun die Schädigungsparameter (FDP) gebildet werden. Für den neu entwickelten dehnungsbasierten Ansatz ergibt sich:

$$FDP(F_{\text{esich}}, \text{Dehnung}) = \left( \frac{1}{1 + \chi_\gamma^*} \right) \frac{\Delta\gamma}{2} \left[ 1 + k \left( \frac{1}{1 + \chi_\varepsilon^*} \right) \frac{\sigma_{n,\max}}{R_e} \right] = f(N_A) \quad (3.14)$$

Der energiedichte-basierte Ansatz lässt sich errechnen als:



$$\text{FDP}(\text{Fesich, Energie}) = \left( \frac{1}{1 + \chi_\varepsilon^*} \right) \sigma_{n,\max} \frac{\Delta \varepsilon_n}{2} + \left( \frac{1}{1 + \chi_\gamma^*} \right) \frac{\Delta \tau}{2} \frac{\Delta \gamma}{2} = f(N_A) \quad (3.15)$$

Aus einer Versuchsreihe von ausschließlich einachsigen Versuchen lässt sich nun eine Schädigungsparameter-Wöhlerlinie als Referenz-Wöhlerlinie bilden:

$$N_A = f(\text{FDP}) \quad (3.16)$$

Anhand dieser Referenz-Wöhlerlinie lässt sich nun für einen beliebigen, experimentell oder rechnerisch ermittelten Schädigungsparameter eine zu erwartende Lebensdauer vorhersagen.

Im nächsten Kapitel sollen die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten und verwendeten experimentellen Untersuchungen dargestellt werden.

### 4 Experimentelle Untersuchungen

Die hier dargestellten Versuche beruhen auf Arbeiten, welche im Rahmen des BMWi-Forschungsvorhabens Nr. 1501392 „Sicherheitsbewertung kerntechnischer Komponenten bei komplexer, mehrachsiger Schwingbeanspruchung“ [140] und des BMWi-Forschungsvorhabens Nr. 1501355 „Untersuchungen zur Anwendung der Festigkeitshypothesen bei schwingender Beanspruchung“ [141] an IMWF/MPA Universität Stuttgart durchgeführt wurden. Zusätzlich konnte auf einige ergänzende Versuchs- und Werkstoffdaten aus dem davor durchgeführten BMWi- Vorhaben 1501296 „Nachweis der Ermüdungsfestigkeit bei kerntechnischen Komponenten aus ferritischen und austenitischen Werkstoffen“ [49] zurückgegriffen werden. Diese sind an den jeweiligen Stellen entsprechend gekennzeichnet.

#### 4.1 Werkstoffe und Probenformen

Das experimentelle Versuchsprogramm wurde an den zwei Werkstoffen 20MnMoNi5-5 und X6CrNiNb18-10 durchgeführt, die sich in ihrem statischen wie zyklischen Verhalten grundlegend unterscheiden. Durch die Verwendung zweier Werkstoffe kann die Untersuchung von Festigkeitshypothesen auf einer allgemeineren Basis erfolgen, da spezielle Werkstoffeffekte nicht als allgemein gültige Beobachtungen in die Bewertung einer Hypothese einfließen. Während der Werkstoff 20MnMoNi5-5 eine ferritisch-perlitische Gefügestruktur aufweist, besitzt der Werkstoff X6CrNiNb18-10 eine austenitische Grundstruktur.

##### 4.1.1 Werkstoff 20MnMoNi5-5

Der für die Untersuchungen in dieser Arbeit verwendete Werkstoff 20MnMoNi5-5 (1.6310) liegt an der MPA Universität Stuttgart aus dem Forschungsvorhaben [142] vor und wurde auch im Rahmen des Forschungsvorhabens [49] verwendet. Der für Rohrleitungen und Druckbehälter eingesetzte Werkstoff liegt als gewalzte Platte mit Schmelzen-Nr. 674 867 vor. Die gewalzte Platte wurde einer Wärmebehandlung (Härten: 900 °C/1h/Wasser; Anlassen: 690 °C/4h/Luft; Spannungsarmglühen: 600 °C/1h) unterzogen.

##### 4.1.1.1 Chemische Zusammensetzung und Metallographie

Die chemische Zusammensetzung des Werkstoffs 20MnMoNi5-5 wurde im Rahmen der beiden o.g. Forschungsvorhaben überprüft und ist in Tabelle A.1 dargestellt. Für eine detaillierte Untersuchung des Gefüges wurden Schlitze in allen drei Raumrichtungen in mittlerer Plattenlage entnommen, siehe Abbildung 4.1.

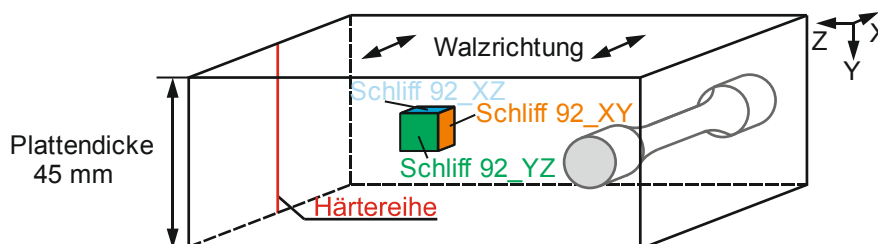


Abbildung 4.1: Schlitzentnahme und Probenlage 20MnMoNi5-5

Die durch das Walzen vorliegende Seigerungstextur lässt sich in 50facher Vergrößerung im Schliff-Würfel nach Ätzung mit 3% alk.  $\text{HNO}_3$  gut erkennen, siehe [Abbildung 4.2 links](#). Bei 500facher Vergrößerung ([Abbildung 4.2 rechts](#)) lassen sich auch einzelne Mangansulfid-Platten (hier: in der Schliffebene XY) erkennen.

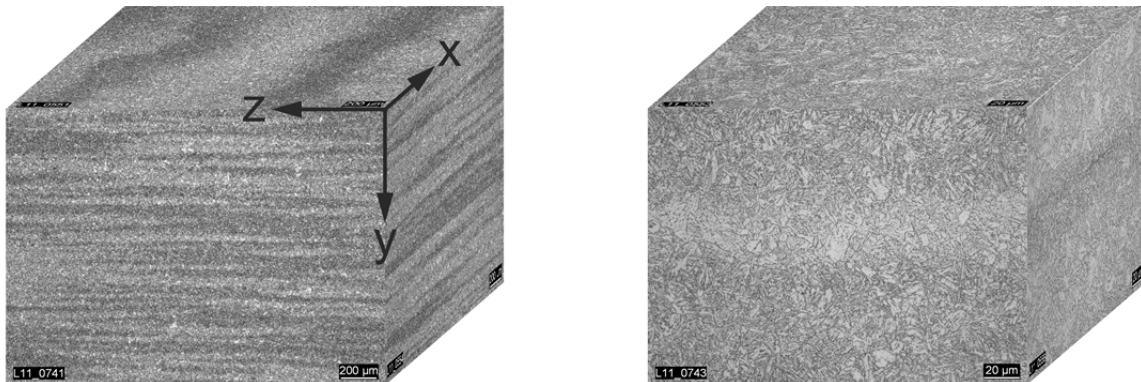


Abbildung 4.2: Mikrostruktur, 50fach (links) und 500fach (rechts) vergrößert, 20MnMoNi5-5

#### 4.1.1.2 Mechanisch-technologische Kennwerte

Die mechanischen Kennwerte wurden in Zugversuchen in den beiden o.g. Forschungsvorhaben an der MPA Universität Stuttgart ermittelt. [Tabelle 4.1](#) enthält die mechanisch-technologischen Kennwerte aus 27 Längs- und 43 Querproben aus [142] und je 3 Proben aus [49]. Die Probenentnahme ist nur für die Versuche aus dem Vorhaben BMWi 1501296 bekannt und identisch mit der hier verwendeten Probenentnahmeposition (Mittig in der Plattendicke). Deshalb wurden diese statischen Kennwerte für alle nötigen Berechnungen verwendet. Die technischen Fließkurven der Zugversuche sind in [Abbildung 4.3](#) dargestellt.

[Tabelle 4.1](#): Mechanisch-technologische Kennwerte 20MnMoNi5-5, aus [142], [49]

Quelle	Probenlage	Temp.	$R_e / R_{p0,2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	E [MPa]	$A_{gt}$ [%]	$A_5$ [%]	Z [%]
MPA [142]	Längs	RT	518	636	204600	-	26	73
MPA [142]	Quer	RT	508	637	204400	-	24	73
MPA [49]	Längs	RT	505	668	210000	11	22	68
MPA [49]	Quer	RT	482	671	206000	11	23	64

Die Bestimmung der zyklischen Spannungs-Dehnungskurve bei Raumtemperatur erfolgte sowohl aus einer Zusammenstellung der stabilisierten Hystereseschleifen aus 23 dehnungsgeregelten, einstufigen einachsigen Schwingversuchen (inklusive der Daten aus [49]), als auch durch zwei durchgeführte Incremental Step Tests [13] mit je nur einer benötigten Probe. Die entsprechend ermittelten Fließkurven sind in [Abbildung 4.4](#) dargestellt. Für den ferritischen Werkstoff zeigen die Fließkurven aus den Incremental Step Tests eine gute Übereinstimmung mit der zyklisch stabilisierten Fließkurve.

## 4 Experimentelle Untersuchungen

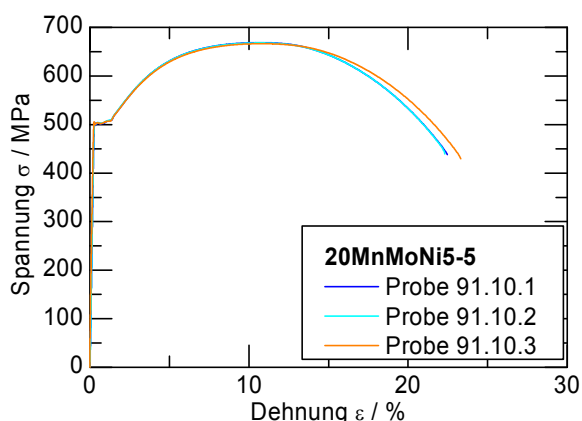


Abbildung 4.3: Technische Fließkurve 20MnMoNi5-5, Daten aus [49]

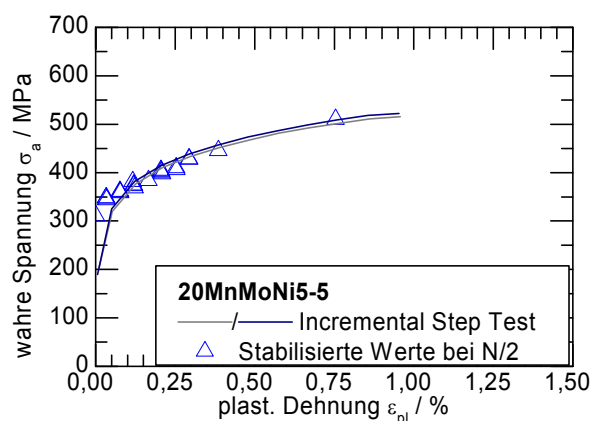


Abbildung 4.4: Zyklische Fließkurve 20MnMoNi5-5

Zur Annäherung der zyklischen Fließkurve über eine Ramberg-Osgood-Gleichung nach (2.21) wurden die stabilisierten Hysteresen verwendet. Die so ermittelten Ramberg-Osgood-Parameter sind zusammen mit den zyklischen Werkstoffkennwerten der Basquin-Coffin-Manson-Gleichung (2.23) in Tabelle 4.2 angegeben. Die Aufteilung der Dehnungswöhlerkurve in elastischen und plastischen Anteil ist in Abbildung 4.5 dargestellt.

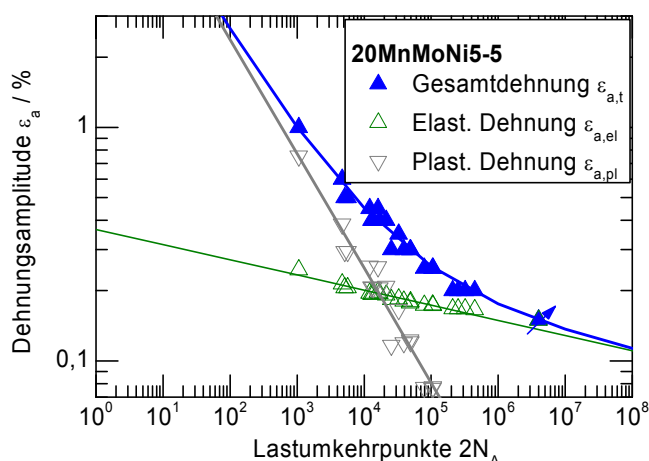


Abbildung 4.5: Dehnungswöhlerlinie, Aufteilung in elastischen und plastischen Anteil, 20MnMoNi5-5

Tabelle 4.2: Zyklische Werkstoffkennwerte, 20MnMoNi5-5

Zyklische Werkstoffkennwerte							
	T	K' /MPa	n'	$\sigma_f'$ /MPa	$\epsilon_f'$ /%	b	c
<b>Eigene Versuche</b>	RT	807	0,110	761	0,227	-0,0649	-0,490

Zur Verdeutlichung der nichtproportionalen Zusatzverfestigung des Werkstoffs sind in Abbildung 4.6 die zyklische Fließkurve sowie die stabilisierten Werte der Vergleichsspannung über der Vergleichsdehnung angegeben. Darin wird deutlich, dass die

nach der von Mises- Hypothese berechneten Vergleichsspannungen der Versuche mit Phasenverschiebung für äquivalente Vergleichsdehnungen deutlich über denen der Versuche ohne Phasenverschiebung liegen.

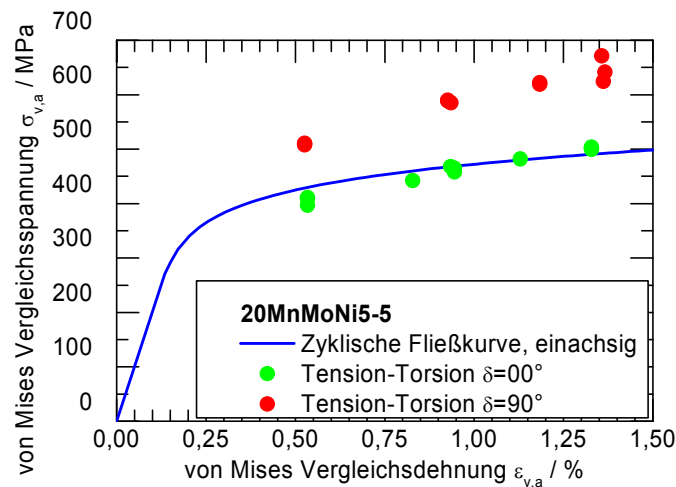


Abbildung 4.6: Nichtproportionale Verfestigung, 20MnMoNi5-5

#### 4.1.2 Werkstoff X6CrNiNb18-10

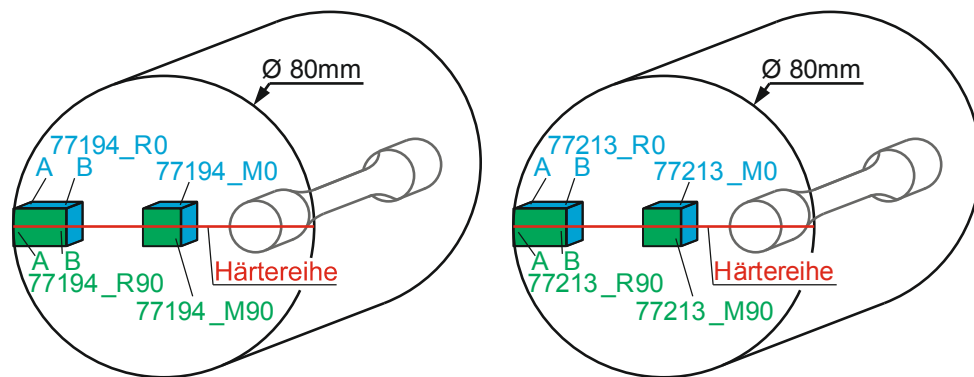
Der austenitische Werkstoff X6CrNiNb18-10 (1.4550) für die Untersuchungen in dieser Arbeit liegt an der MPA Universität Stuttgart als Stangenmaterial (Durchmesser 80 mm) vor. Die von der Firma BGH Edelstahl Siegen GmbH hergestellte Charge 77194 wurde bereits für die Versuche bei [49] verwendet. Die gewalzten und geschälten Platten wurden einer Wärmebehandlung (1060°C/110min/Wasser) unterzogen. Proben aus dieser Werkstoffcharge werden mit Probenamen beginnend mit „F“ und „G“ bezeichnet. Zusätzlich wurde identisches Stangenmaterial aus einer weiteren Charge 77213 (Wärmebehandlung: 1050°C/110min/Wasser) für Proben verwendet. Diese tragen Bezeichnungen beginnend mit dem Buchstaben „Y“.

##### 4.1.2.1 Chemische Zusammensetzung und Metallographie

Die chemische Zusammensetzung des Werkstoffs X6CrNiNb18-10 wurde im Rahmen der beiden o.g. Forschungsvorhaben überprüft und ist in Tabelle A.2 dargestellt. Für eine detaillierte Untersuchung des Gefüges wurden Schlitze in Längsrichtung und Querrichtung in der Mitte der Stange sowie an zwei verschiedenen Randlagen entnommen, siehe Abbildung 4.7.

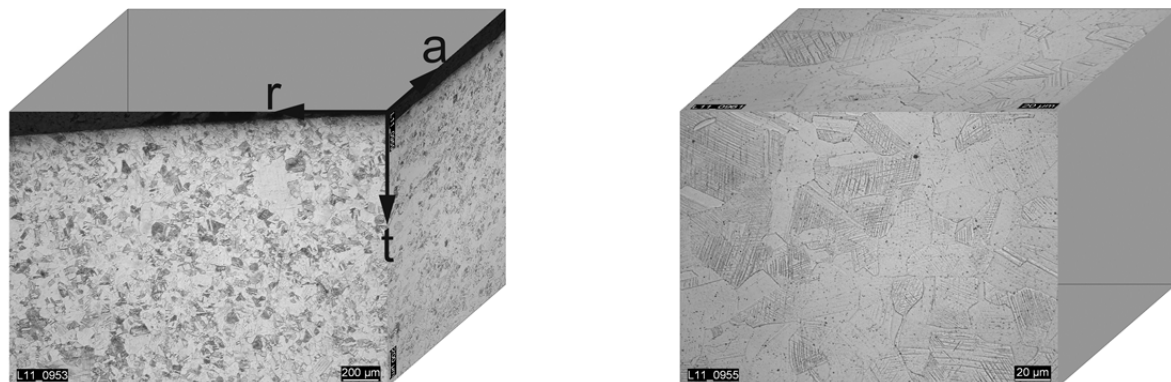
Beide Chargen zeigen eine große Anfälligkeit gegenüber verformungsinduzierter Martensitbildung, weshalb zur Schliifpräparation eine lange Polierzeit (> 1 Woche auf dem Vibrationstisch) nötig ist, um die durch Sägeentnahme veränderte oberste Gefügeschicht wieder zu entfernen.

Beide Chargen zeigen am geschälten Rand der Stange einen zunehmenden Anteil an Verformungsmartensit. Dieser ist in Abbildung 4.8 und Abbildung 4.9 durch die dunklere Farbe im Schliifbild bei 50facher Vergrößerung und die nadelige Struktur bei 500facher Vergrößerung zu erkennen. Dies bestätigen auch die im Rahmen dieses Projektes sowie bei [108] durchgeführten Härtemessungen über den Stangenquerschnitt.

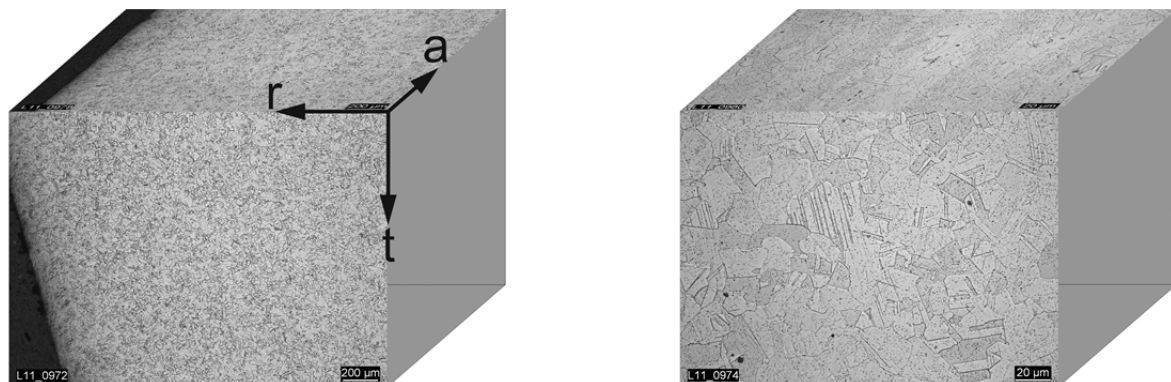


**Abbildung 4.7:** Schlifffentnahme und Probenlage X6CrNiNb18-10

Das Gefüge der Randschicht weist zudem einen geringeren Anteil an  $\delta$ -Ferrit-zeilen auf. Diese Gefügeschicht ist jedoch nur wenige mm stark ausgeprägt. Das randferne Gefüge beider Chargen weist keinen ausgeprägten verformungsinduzierten Martensit auf. In beiden Chargen liegen zudem feinverteilte Karbide vor. Die Korngröße der Charge 77194 ist dabei etwas größer als in der Charge 77213. Das Gefüge beider Chargen für die bei der Probenfertigung relevante Mittenlage ist in [Abbildung 4.10](#) und [Abbildung 4.11](#) dargestellt. In allen Abbildungen ist die Lage der Schliffe relativ zum Stangenmaterial durch die axiale (a), tangentiale (t) und radiale (r) Koordinate gekennzeichnet.



**Abbildung 4.8:** Mikrostruktur, 50fach (links) und 500fach (rechts) vergrößert, X6CrNiNb18-10, Charge 77194, Randlage A (77194\_R, A)



**Abbildung 4.9:** Mikrostruktur, 50fach (links) und 500fach (rechts) vergrößert, X6CrNiNb18-10, Charge 77213, Randlage A (77213\_R, A)

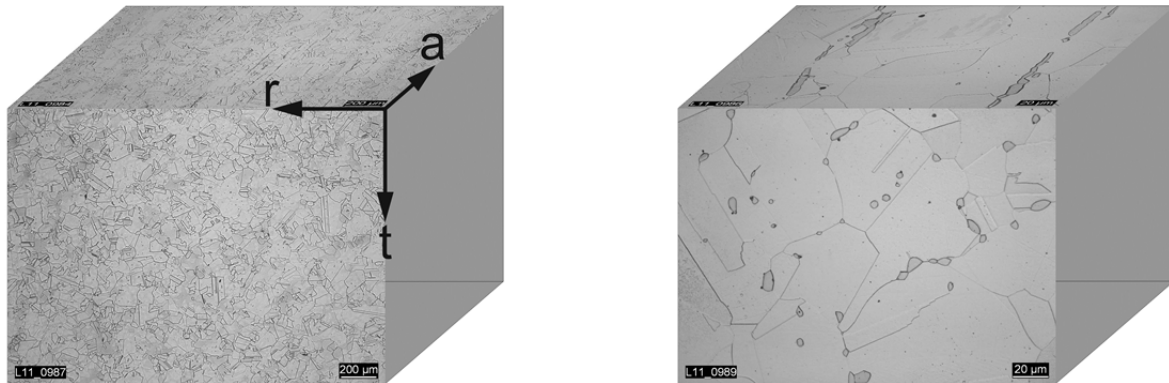


Abbildung 4.10: Mikrostruktur, 50fach (links) und 500fach (rechts) vergrößert, X6CrNiNb18-10, Charge 77194, Lage Mitte (77194\_M)

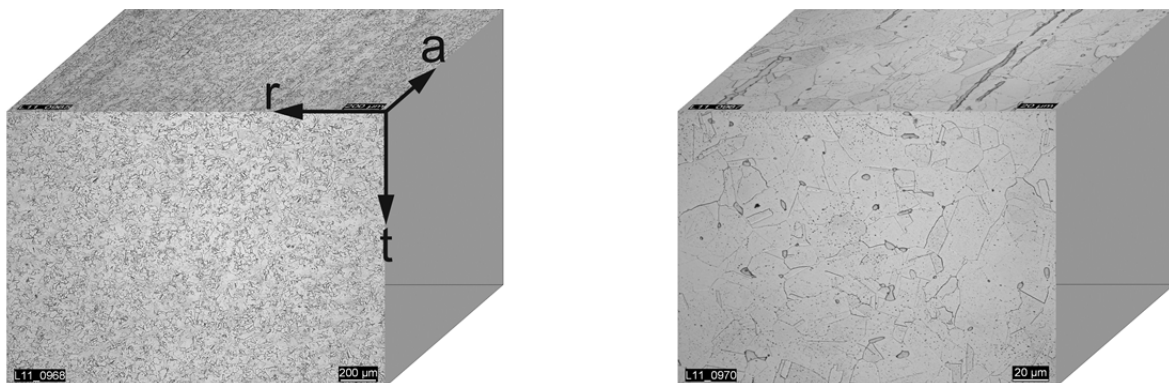


Abbildung 4.11: Mikrostruktur, 50fach (links) und 500fach (rechts) vergrößert, X6CrNiNb18-10, Charge 77213, Lage Mitte (77213\_M)

#### 4.1.2.2 Mechanisch-technologische Kennwerte

Die mechanischen Kennwerte wurden in Zugversuchen an der MPA Universität Stuttgart ermittelt. Tabelle 4.3 enthält die mechanisch-technologischen Kennwerte als Mittelwerte aus je 3 eigenen Versuchen sowie Werte aus [49], [143]. Die ermittelten Werte zeigen eine sehr gute Übereinstimmung mit den in [144] ermittelten Werten, welche ebenfalls an der Charge 77213 ermittelt wurden. Die Probenentnahme erfolgte sowohl mittig als auch auf einem Teilkreis mit mindestens 10 mm Abstand von der fertigen Probenoberfläche zur Oberfläche der Stange im Auslieferungszustand.

Tabelle 4.3: Mechanisch-technologische Kennwerte X6CrNiNb18-10

Quelle	Charge	Temp.	$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	E [MPa]	$A_{gt}$ [%]	$A_5$ [%]	Z [%]
Zeugnis BGH 68407 [143]	77194	RT	242	548	-	-	57	78
MPA [49]	77194	RT	239	541	196000	47	60	83
Zeugnis BGH 68248 [143]	77213	RT	251	588	-	-	52	75
Eigene Versuche	77213	RT	248	574	197500	39	51	78

## 4 Experimentelle Untersuchungen

Die Unterschiede der beiden Chargen liegen im Rahmen des zu erwarteten Chargeneinflusses. Im Bereich der im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Dehnungsamplituden von  $\varepsilon_a \leq 1,0\%$  können die Versuchsergebnisse in einem einzigen Streuband bewertet werden. Eine gesonderte Auswertung nach Chargen muss daher nicht erfolgen. Die entsprechenden Fließkurven sind in Abbildung 4.12 dargestellt.

Die Bestimmung der zyklischen Spannungs-Dehnungskurve bei Raumtemperatur erfolgte auch bei diesem Werkstoff sowohl aus einer Zusammenstellung der stabilisierten Hystereseschleifen (Multiple Step Test, MST) aus insgesamt 16 dehnungsgeregelten, einstufigen einachsigen Schwingversuchen (inklusive der Daten aus [49]), als auch durch zwei durchgeführte Incremental Step Tests (IST) mit je nur einer benötigten Probe. Die entsprechend ermittelten Fließkurven sind in Abbildung 4.13 dargestellt. Durch das starke Verfestigungsverhalten des Werkstoffs ist die Verwendung des Incremental Step Tests zur Fließkurvenbestimmung bei niedrigen Dehnamplituden ungeeignet. Hier fällt die Versetzungsanordnung bei den hohen Amplitudenzyklen im IST ins Gewicht, die bei den nachfolgenden geringeren Amplituden zu einem veränderten Werkstoffverhalten führt, vgl. [62]. Bei hohen Dehnungsamplituden im Einstufentest hingegen liegt die im IST ermittelte Fließkurve aufgrund der geringeren akkumulierten plastischen Dehnung unterhalb der Fließkurve aus dem MST, vgl. [5].

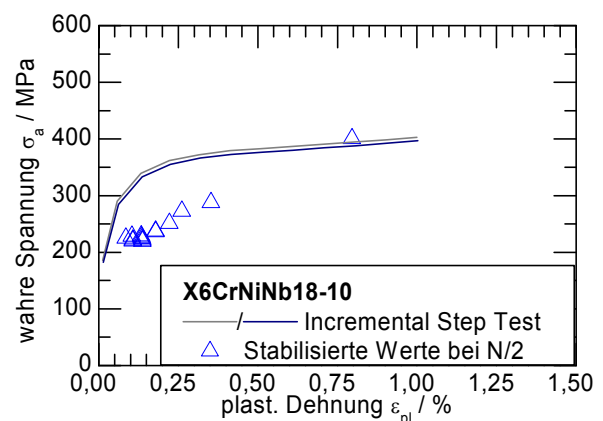
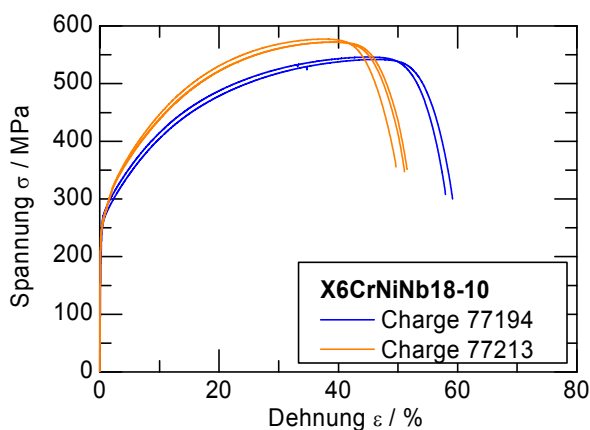


Abbildung 4.12: Technische Fließkurve X6CrNiNb18-10; Charge 77194 aus [49], Charge 77213 eigene Versuche

Abbildung 4.13: Zyklische Fließkurve X6CrNiNb18-10

Auch für den Werkstoff X6CrNiNb18-10 wurden die Ramberg-Osgood-Koeffizienten sowie die zyklischen Werkstoffkennwerte für eine Aufteilung der Dehnungswöhlerlinie gemäß Abbildung 4.14 ermittelt. Die entsprechenden Werte sind in Tabelle 4.4 dargestellt.



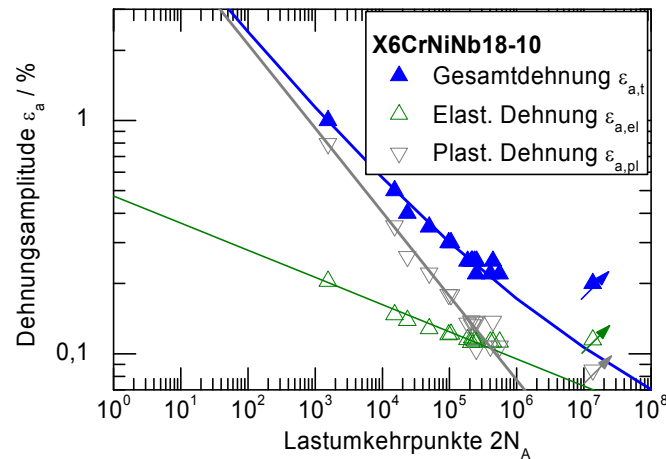


Abbildung 4.14: Dehnungswöhlerlinie, Aufteilung in elastischen u. plastischen Anteil, X6CrNiNb18-10 (Durchläufer sind bei Versuchsende mit Pfeilsymbol markiert)

Tabelle 4.4: Zyklische Werkstoffkennwerte, X6CrNiNb18-10

Zyklische Werkstoffkennwerte							
	T	K' /MPa	n'	$\sigma_f'$ /MPa	$\epsilon_f'$ /%	b	c
<b>Eigene Versuche</b>	RT	1542	0,289	931	0,112	-0,117	-0,360

Zur Darstellung der nichtproportionalen Zusatzverfestigung des Werkstoffs sind in Abbildung 4.15 die zyklische Fließkurve in der Ramberg-Osgood-Annäherung aus den einachsigen Versuchen sowie die stabilisierten Werte der Vergleichsspannung über der Vergleichsdehnung für die durchgeführten proportionalen und nichtproportionalen Versuche angegeben.

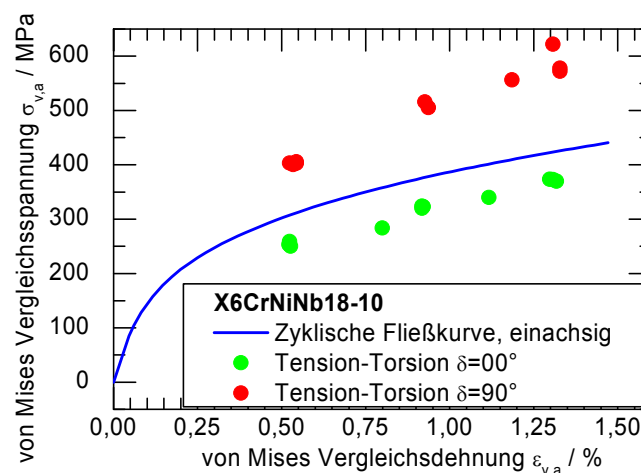


Abbildung 4.15: Nichtproportionale Verfestigung, X6CrNiNb18-10

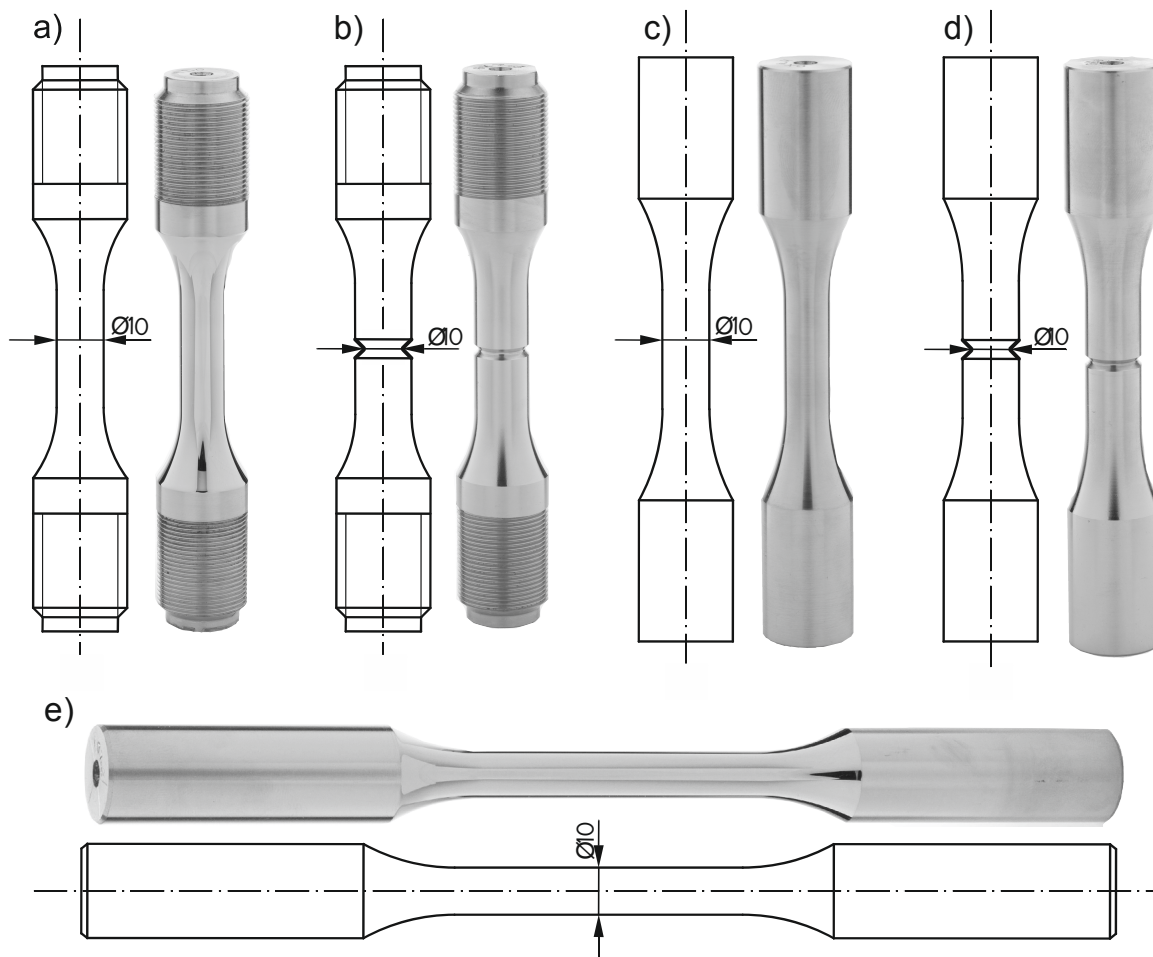
#### 4.1.3 Probenformen

Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Versuche umfassen einachsige Zug-Druck-Wechselversuche und Torsions-Wechselversuche, jeweils durchgeführt an

#### 4 Experimentelle Untersuchungen

ungekerbten und gekerbten Vollproben, sowie Versuche mit Zug-Druck-Wechselbeanspruchung mit phasengleich (proportional) und phasenverschoben (nichtproportional) überlagerter Torsionswechselbeanspruchung (Tension-Torsion-Versuche). Alle Proben haben einen Nettodurchmesser von 10 mm und sind als Vollproben ausgeführt. Diese Probenart birgt zusätzliche Schwierigkeiten in der Berechnung und Versuchsdurchführung. Bei Torsionsbeanspruchung darf der Spannungsgradient nicht vernachlässigt werden; zusätzlich ergibt sich durch ein ungünstiges Flächen- zu Widerstandsmoment-Verhältnis insbesondere bei schlanken Proben eine größere Knickgefahr. Dafür bieten Vollproben die Möglichkeit, gerade den Effekt der inhomogenen Spannungs- und Dehnungsverteilung bei ansonsten gleich bleibenden Randbedingungen zu untersuchen. Dies ist nötig, um später die Übertragbarkeit auf reale Bauteile zu verbessern.

Eine Übersicht der verwendeten Proben ist in [Abbildung 4.16](#) dargestellt. Details und Abmaße der Proben sind den Anhängen [Abbildung A.1](#) bis [Abbildung A.5](#) zu entnehmen.



**Abbildung 4.16:** Verwendete Proben. a) Zug-Druck, ungekerbt b) Zug-Druck, gekerbt c) Torsion ungekerbt d) Torsion, gekerbt e) Tension-Torsion

Die Prüfquerschnitte der glatten Proben sind mit den in [49] geprüften Proben identisch, um eine Vergleichbarkeit der Ergebnisse zu gewährleisten. Die Proben wurden mit abnehmender Spandicke gedreht, geschliffen und mechanisch poliert. Die Oberflächenqualität wurde in Stichproben überprüft und dokumentiert. Die

Ergebnisse sind für alle Probenformen in Tabelle 4.5 statistisch ausgewertet dokumentiert. Aufgrund der verfügbaren Messtechnik wurden die Proben für die Tension-Torsion-Versuche mit einer zylindrischen Messlänge von  $> 50$  mm ausgeführt. Sechs ferritische Tension-Torsion-Proben wurden mit einem Plasma-polierverfahren poliert. Die erreichbare Oberflächengüte ist mit  $R_a < 2 \mu\text{m}$  zwar noch ausreichend gut, allerdings schlechter als mit der an der MPA durchgeführten mechanischen Politur, weshalb alle anderen Proben mechanisch poliert geprüft wurden. Ein signifikanter Einfluss des Polierverfahrens auf die Lebensdauer wurde analog zu früheren Vorhaben an der MPA [49] nicht festgestellt.

Die gekerbten Proben wurden mit einem Durchmesser von 10 mm im Kerbgrund und einer Kerbtiefe von 1 mm gefertigt. Bei einem Kerbradius von 0,5 mm ergibt sich damit für die Zug-Druck-Probe eine Formzahl von  $\alpha_{k,z/d} = 2,9$  und für die Torsionsprobe eine Formzahl von  $\alpha_{k,t} = 1,8$ . Auch die Oberflächengüte der im Kerbgrund feingedrehten Kerbproben wurde an Stichproben überprüft und ist in Tabelle 4.5 aufgeführt.

Tabelle 4.5: Oberflächengüte der verwendeten Proben

Probenart	Ungekerbt	Gekerbt	Tension-Torsion
n	8	4	10
$\mu(R_a) / \mu\text{m}$	0,025	0,411	0,104
$s(R_a) / \mu\text{m}$	0,017	0,229	0,065

n - Stichprobengröße;  $\mu$  - Erwartungswert, s - Standardabweichung

Zusätzlich wurden die im Rahmen des an der MPA durchgeführten Projektes [49] ermittelten Versuchsergebnisse von Hohlproben unter proportionaler und nicht-proportionaler überlagerter Beanspruchung von Zug-Druck und Torsion mit in die Bewertung aufgenommen. Die Hohlproben sind als dünnwandige Hohlzylinder mit einem Außendurchmesser von 24 mm und einem Innendurchmesser von 20 mm ausgeführt. Für Details zu dieser Probengeometrie sei auf [49] verwiesen.

## 4.2 Durchgeführte Schwingversuche

Die in dieser Arbeit verwendete Datenbasis für die beiden Werkstoffe besteht aus eigenen Schwingversuchen sowie an der MPA vorliegenden Daten aus [49], [108]. Die Versuche unterteilen sich in einachsige Versuche zur Basischarakterisierung des Ermüdungsverhaltens der beiden Werkstoffe sowie in Versuchsreihen zur Untersuchung des Einflusses proportionaler und nichtproportionaler mehrachsiger Beanspruchungen. Alle Versuche wurden dehnungskontrolliert und bei Raumtemperatur in den Labors der MPA Universität Stuttgart durchgeführt. Die Dehnungs- bzw. Schiebungsamplituden wurden sinusförmig mit einer Frequenz von in der Regel 0,2 Hz aufgebracht. Davon abweichend wurde die Frequenz für sehr niedrige bzw. hohe Amplituden zu 1 Hz bzw. 0,05 Hz gewählt. Die ersten 10 Schwingspiele wurden zur besseren Regelbarkeit der Versuche mit einer Frequenz von 0,04 Hz durchgeführt. Eine Übersicht der durchgeführten Versuche ist in Tabelle 4.6 aufgelistet. Die detaillierten Versuchsergebnisse sind im Anhang aufgeführt. Als Abschaltkriterium der Versuche wurde ein Lastabfall gemäß ASTM E 606 [60]

#### 4 Experimentelle Untersuchungen

---

gewählt. Um eine fraktographische Analyse der Bruchflächen zu ermöglichen, wurden die Versuche nicht bis zum vollständigen Bruch der Proben durchgeführt, sondern der Versuch bei einem Lastabfall von 15 – 30 % im Vergleich zum stabilisierten Zyklus abgeschaltet. Für die einachsigen Versuche wurden aus den Anrisslastspielzahlen für den fünfprozentigen Lastabfall Mittelwertskurven der Spannungen, Dehnungen und Schädigungsparameter ermittelt. Diese sind in Abschnitt 7.2 dargestellt. Die den ASME Mittelwertskurven zugrunde liegenden Anrisschwingspielzahlen wurden aus vielen verschiedenen Versuchsergebnissen kompiliert [19]. Die einzelnen Anrisslastwechselzahlen dabei wurden mit einem Lastabfall von in der Regel 25 % (vereinzelt aber auch nur 1-5%) ermittelt, was bei einem Probendurchmesser von ca. 5-10 mm einer Risstiefe von ca. 3 mm entspricht [19]. Die in dieser Arbeit für einen fünfprozentigen Lastabfall ermittelten Anrisschwingspielzahlen liegen aufgrund des steilen Lastabfalls nach Anriss bei Zug-Druck-Wechselbeanspruchung ungekerbter Proben allerdings nur wenig konservativer und können problemlos mit den entsprechenden Mittelwertskurven bewertet werden. In einzelnen Fällen konnten die mehrachsigen Versuche nicht mit einem Lastabfallkriterium bewertet werden. Dies ist im Einzelfall in den Versuchstabellen im Anhang dokumentiert.

Tabelle 4.6: Verfügbare Versuchsdaten, Übersicht

Werkstoff	Austenit	Ferrit		
<b>Einachsige Basisuntersuchungen und Werkstoff-Charakterisierung</b>				
<b>Incremental Step Tests</b>	2	2		
<b>Vollproben, Ergänzung Z/D- Wöhlerkurven</b>				
eigene Versuche	7	8		
Versuche aus [49], $R=-1$	7	14		
Versuche aus [49], $R>-1$	5	6		
<b>Untersuchungen zur Mehrachsigkeit</b>				
<b>Ungekerbte Vollproben</b>				
<i>Torsion</i> , $R=-1$				
eigene Versuche	9	10		
Versuche aus [49]	-	25		
<b>Gekerbte Vollproben</b>				
1) <b>Zug-Druck</b> , $R=-1$	9	11		
2) <i>Torsion</i> , $R=-1$	10	10		
***				
<b>Ungekerbte Vollproben, <math>R=-1</math></b>				
<b>Überlagerung Zug/Druck + Torsion</b>				
1) $0^\circ$ <i>Phasenverschiebung</i>	11	11		
2) $90^\circ$ <i>Phasenverschiebung</i>	9 (+1 K)	9 (+2 K)		
3) $60^\circ / 180^\circ$ <i>Phasenverschiebung</i>	4	6		

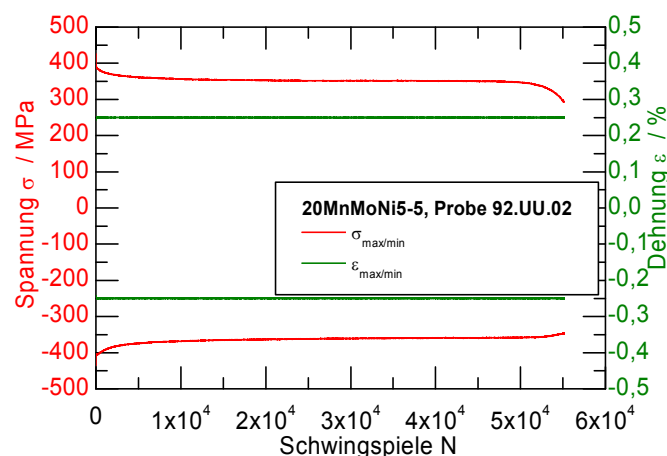
K – Während des Ermüdungsprozesses zusätzliches Auftreten von Knicken

### 4.2.1 Einachsige Versuche

Die einachsigen Versuche wurden auf einer servo-hydraulischen 100 kN-Universalprüfmaschine der Firma Schenck an der MPA Stuttgart durchgeführt. Die Dehnungsregelung erfolgte über eine PID-Regelung und einen MTS-Messaufnehmer (Clip Gauge) mit der Messlänge 10 mm. Während der Versuchsdurchführung wurden Kraft, Dehnung, Traversenweg und der Dehnungs-Sollwert kontinuierlich aufgezeichnet und für jede Hysterese separat gespeichert. Für die HCF-Versuche wurde nach den ersten Schwingspielen nur noch jede 10. oder 100. Hysterese aufgezeichnet. Zusätzlich wurden zur besseren Auswertbarkeit in einer separaten Datei für jede Hystereseschleife die maximalen und minimalen Dehnungs- und Spannungswerte aufgezeichnet.

Die Versuche am ferritischen Werkstoff 20MnMoNi5-5 zeigen in den ersten Zyklen eine deutliche Entfestigung und danach ein quasi-neutrales Verhalten mit einem ausgeprägten stabilisierten Zustand. Dies bestätigt prinzipiell die Beobachtungen aus [49]. Die dort berichtete ausgeprägte Anfangsverfestigung der ersten Zyklen konnte allerdings für die niedrigen Dehnungsamplituden mit  $\varepsilon_a < 0,3\%$  nicht beobachtet werden.

Exemplarisch ist die Wechselverformungskurve für die Probe 92.UU.02 in [Abbildung 4.17](#) dargestellt. Zur Beschreibung des zyklischen Ver- bzw. Entfestigungsverhaltens kann auch ein Vergleich von statischer und zyklisch stabilisierter Fließkurve herangezogen werden. Aus dem Schnittpunkt der zyklischen und der statischen Fließkurve ist ersichtlich, bei welchen Dehnungsamplituden ein Werkstoff zyklisch ver- oder entfestigt. Wie in [Abbildung 4.18](#) ersichtlich, schneiden sich zyklisch stabilisierte und statische Fließkurve im experimentell überprüften Dehnungsamplitudenbereich nicht, der Werkstoff zeigt hier stets ein entfestigendes Verhalten. Eine detaillierte Übersicht der Versuchsdaten befindet sich im Anhang, siehe [Tabelle A.3](#).



**Abbildung 4.17:** Wechselverformungskurve der Probe 92.UU.02, 20MnMoNi5-5

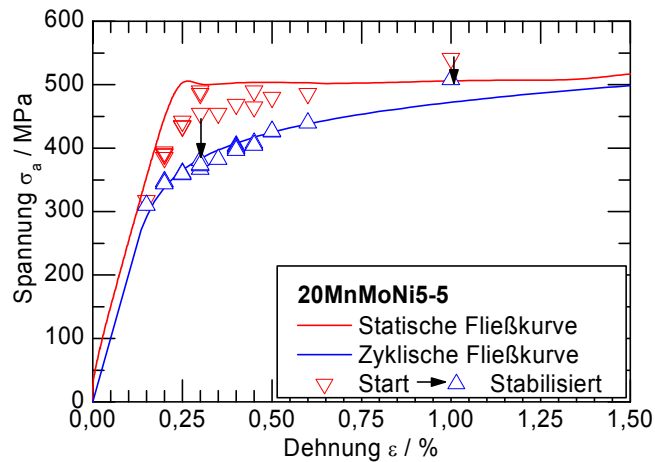


Abbildung 4.18: Vergleich statischer und zyklischer Fließkurve, 20MnMoNi5-5

Die Versuchsergebnisse des austenitischen Werkstoffs bestätigen die Ergebnisse aus [49]. Bei den geprüften Dehnungsamplituden von  $\varepsilon_a < 0,3\%$  tritt zunächst eine Anfangsverfestigung auf, welche nach ca. 20 – 30 Schwingspielen in eine deutliche Entfestigung übergeht. Diese übertrifft den absoluten Effekt der anfänglichen Verfestigung. Insgesamt zeigt der Werkstoff daher ein entfestigendes Verhalten. Exemplarisch ist die Wechselverformungskurve für die Probe Y.1.05 in [Abbildung 4.19](#) dargestellt. Auch für den austenitischen Werkstoff lässt sich das grundsätzliche zyklische Verhalten aus dem Vergleich statischer und zyklischer Fließkurve ableiten. Der Versuch mit einer Dehnungsamplitude von  $\varepsilon_a = 1,0\%$  zeigt eine Verfestigung, während die Versuche mit Dehnungsamplituden von  $\varepsilon_a \leq 0,25\%$  ein insgesamt entfestigendes Verhalten zeigen, siehe [Abbildung 4.20](#). Für diesen Werkstoff schneiden sich also die beiden Fließkurven. Die Versuchsdaten der neu durchgeführten Versuche sind dem Anhang [Tabelle A.4](#) zu entnehmen.

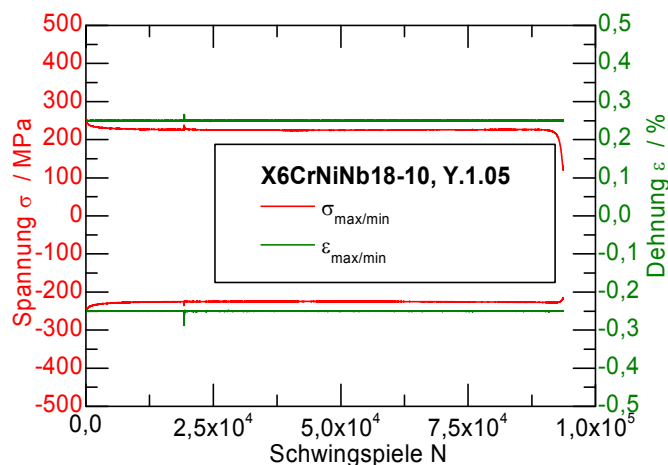


Abbildung 4.19: Wechselverformungskurve der Probe Y.1.05, X6CrNiNb18-10

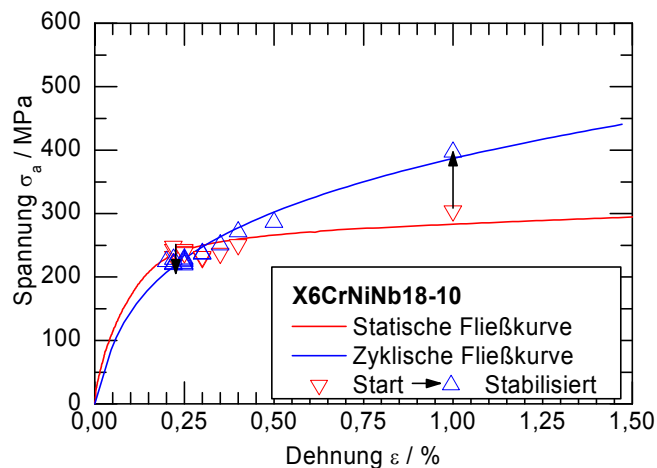


Abbildung 4.20: Vergleich statischer und zyklischer Fließkurve, X6CrNiNb18-10

### 4.2.2 Torsions-Wechselversuche

Die Torsionswechselversuche wurden mit einem servo-hydraulischen Torsator der Firma Schenck durchgeführt, siehe [Abbildung 4.21](#). Dieser Versuchsaufbau ermöglicht eine längskraftfreie Prüfung. Der maximale Drehwinkel beträgt  $50^\circ$  Ausschlag bei einem maximalen Drehmoment von 2000 Nm.

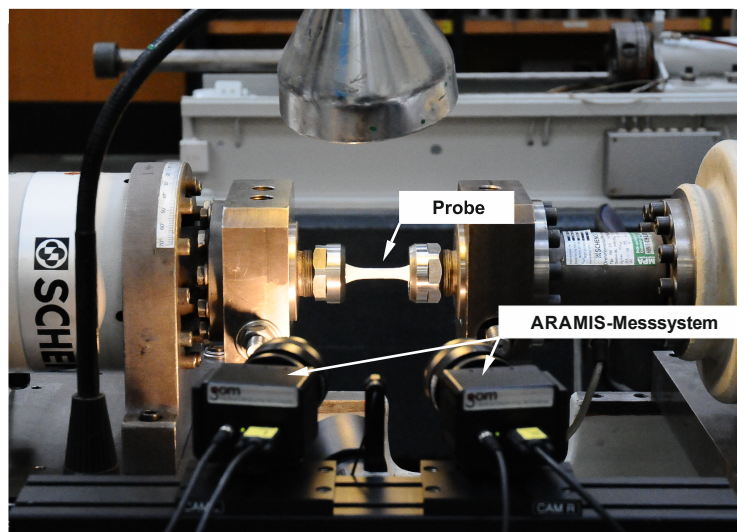


Abbildung 4.21: Torsator

Die Regelung der Versuche erfolgte über eine Winkelregelung, d.h. die auf der zylindrischen Probenoberfläche vorliegende Schiebung wurde nicht direkt als Regelgröße verwendet, sondern über eine Finite Elemente Berechnung aus der Verdrehung der Probe vorausberechnet. Zur Kontrolle der berechneten Schiebung wurden ausgewählte Proben mit dem optischen Dehnungsmesssystem ARAMIS während des Versuchs überwacht; die Messungen zeigen eine gute Übereinstimmung mit den vorausberechneten Schiebungen. Zusätzlich wurde für jeden Lasthorizont ein Versuch bei der Hälfte der erwarteten Schwingungszahl verlangsamt, um mit höherer Aufzeichnungsaufösung ein Schwingenspiel mit dem ARAMIS-System aufzuzeichnen. Aus den gemessenen Schiebungs-Drehmoment-Beziehungen ist es für die vorliegenden überelastischen Torsionsbeanspruchungen



der Vollproben nicht direkt möglich, die Schubspannung an der Probenoberfläche anzugeben. Zwar sind Näherungsformeln zur Ermittlung der Torsionsspannung, beispielsweise nach Ludwik und Scheu [109] schon seit den 1920er Jahren bekannt und immer noch mit befriedigender Genauigkeit im Einsatz (vgl. [108]); für eine Darstellung in Wechselverformungskurven aus experimentellen Drehmomentdaten ist diese Umrechnung aber nur bedingt geeignet.

Es bietet sich für solche Darstellungen daher an, eine ideale Schubspannung gemäß den Zusammenhängen für linear-elastisches Werkstoffverhalten nach Gleichung (4.1) zu definieren und zu verwenden:

$$\tau_{id} = \frac{M_t}{W_t} = \frac{16}{\pi d^3} M_t. \quad (4.1)$$

Diese ideale Schubspannung wird im Folgenden zur besseren Darstellung der Wechselverformungskurven verwendet. Für die Berechnung von Vergleichsspannungen und Schädigungsparametern wurden mittels experimentell verifizierter FE-Berechnungen die realen Schubspannungen auf der Probenoberfläche ermittelt und verwendet.

Die Torsionsproben des ferritischen Werkstoffs zeigen ein vergleichbares Ermüdungsverhalten wie die einachsig belasteten Proben. Exemplarisch ist der Verlauf der Spannungs- und Schiebungsextrema je Schwingspiel in Abbildung 4.22 für die Probe 92.TU.10 dargestellt. In allen geprüften Lasthorizonten entfestigt der Werkstoff deutlich, bevor sich ein stabilisierter Zustand einstellt, siehe Abbildung 4.23. Die Versuchsdaten der neu durchgeführten Versuche sind dem Anhang Tabelle A.5 zu entnehmen.

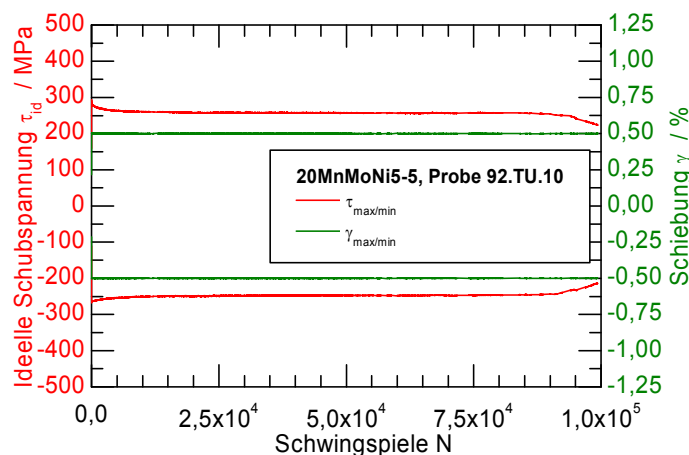


Abbildung 4.22: Wechselverformungskurve der Probe 92.TU.10, 20MnMoNi5-5

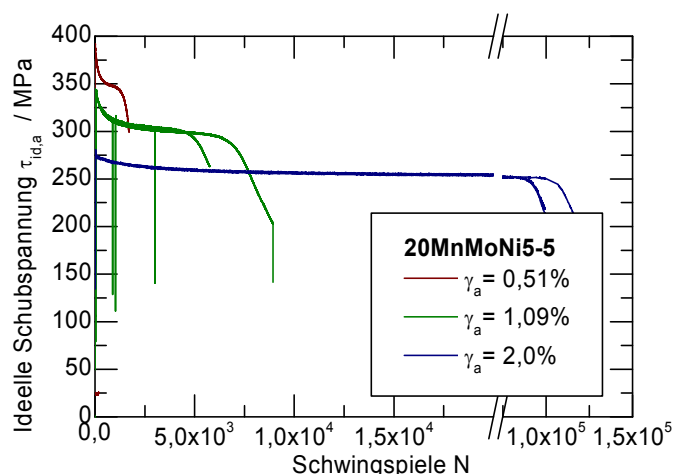


Abbildung 4.23: Wechselverformungskurven ( $R_\gamma = -1$ ), Torsion, 20MnMoNi5-5

Auch die Ergebnisse der ungekehrten Torsionswechselversuche des austenitischen Werkstoffs bestätigen das in den einachsigen Versuchen beschriebene grundsätzliche Ermüdungsverhalten. Die Versuche mit einer Schiebungsamplitude von  $\gamma_a = 0,54\%$ , siehe [Abbildung 4.24](#), zeigen eine deutliche Anfangsentfestigung mit anschließend stabilem Verhalten und nur leichter sekundärer Verfestigung bei Schwingspielzahlen  $N > 10^5$ . Bei einer Schiebungsamplitude von  $\gamma_a = 1,06\%$  wird die Anfangsentfestigung der ersten ca. 50 Schwingspiele direkt von einer Verfestigung abgelöst, so dass sich kein stabiler Bereich mehr einstellt. Bei einer Schiebungsamplitude von  $\gamma_a = 1,86\%$  tritt keine Entfestigung und kein stabiles Verhalten mehr auf. Die Versuche zeigen bei diesen hohen Verformungen ausschließlich eine Verfestigung, siehe [Abbildung 4.25](#). Die Versuchsdaten sind im Anhang [Tabelle A.6](#) aufgeführt.

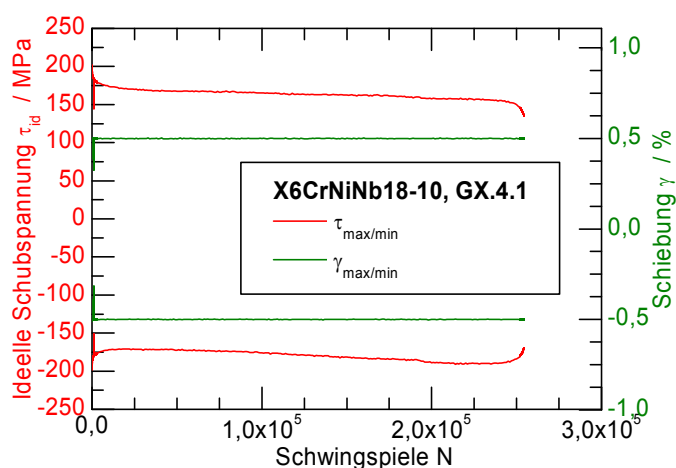


Abbildung 4.24: Wechselverformungskurve der Probe GX.4.1, X6CrNiNb18-10

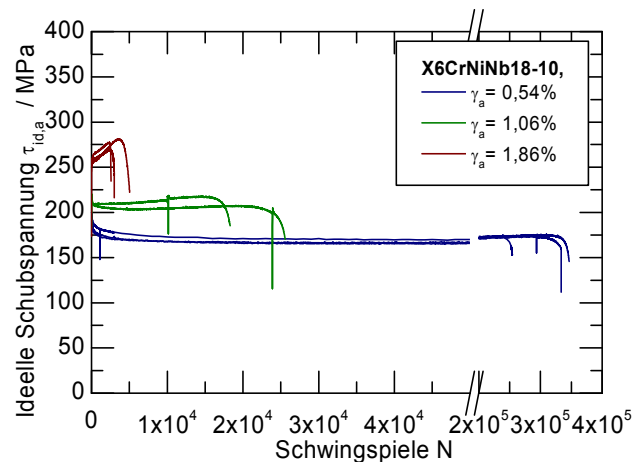


Abbildung 4.25: Wechselverformungskurven ( $R_\gamma = -1$ ), Torsion, X6CrNiNb18-10

### 4.2.3 Zug-Druck-Wechselversuche an gekerbten Proben

Die Übertragbarkeit von Schwingfestigkeitskennwerten auf reale Bauteile ist aufgrund der dort i.Allg. nicht homogenen Spannungsverteilung nicht ohne weiteres möglich. Selbst bei der Anwendung eines lokalen Konzeptes gemäß Abbildung 2.20 muss das Bauteilverhalten bei Anwendung herkömmlicher Schädigungsparameter gesondert von den an glatten Proben ermittelten Kennwerten überprüft werden. Ein erster Schritt dafür sind Schwingversuche an gekerbten Proben.

Für alle Versuche an gekerbten Proben wurden die globalen Dehnungen mit einem Messaufnehmer mit 10 mm Messlänge als Regelgröße für die rein wechselnden Versuche verwendet. Aus den Finite Elemente Berechnungen wurden daraus die lokalen Dehnungen ermittelt. Aufgrund der inhomogenen Spannungszustände im Kerbquerschnitt kann die genaue Spannung im Kerbgrund im überelastischen Bereich ebenfalls nur durch eine Finite Elemente Simulation ermittelt werden. Über eine Netzverfeinerungsstudie wurde sichergestellt, dass die Ergebnisse der FE-Berechnungen hinreichend genau an die realen Bedingungen heranreichen. Zur Darstellung der Wechselverformungskurven ist es zweckmäßig, die Nennspannung über dem Querschnitt anzugeben.

Für die durchgeführten Versuche am ferritischen Werkstoff ist dies in [Abbildung 4.26](#) dargestellt. Während für den niedrigen Lasthorizont noch ein stabiles Verhalten erreicht wird, ist dieses bei den höheren Amplituden nur noch schwach ausgeprägt. Bei den Versuchen mit  $\varepsilon_a \geq 0,88\%$  tritt kein stabilisiertes Verhalten mehr ein. In diesem Fall wird in Anlehnung an [19] die maximale Spannungsamplitude als Referenzwert zur Identifizierung des Anrisses mit dem 5%-Lastabfallkriterium verwendet. Der Grund für den kontinuierlichen Lastabfall liegt in den bei gekerbten Proben bereits sehr früh entstehenden ersten Mikrorissen, welche die Tragfähigkeit des Querschnitts vermindern. Die Ergebnisse der Versuche sind tabellarisch im Anhang [Tabelle A.7](#) aufgeführt.

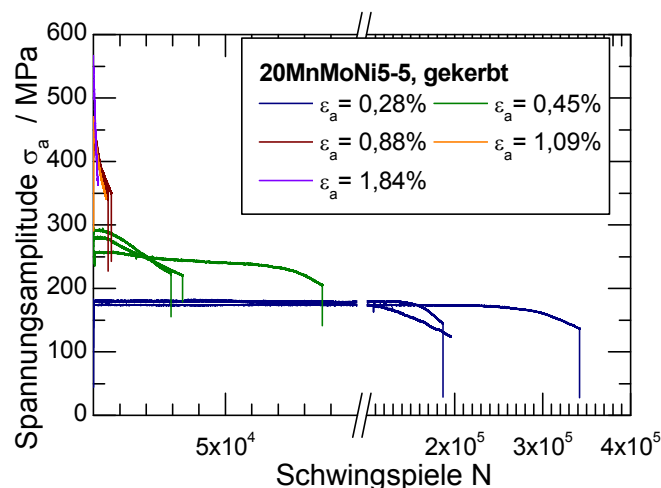


Abbildung 4.26: Vergleich der Wechselverformungskurven ( $R_\varepsilon = -1$ ), Zug-Druck, 20MnMoNi5-5, gekerbt

Die gekerbten Zug-Druck-Proben des austenitischen Werkstoffs zeigen für mittlere und niedrige Lasthorizonte ein stabiles Verhalten. Auffällig ist bei den Proben des Lasthorizontes mit  $\varepsilon_a = 0,48\%$  ein starker Anstieg der Spannungsamplitude zum Ende der Lebensdauer, der von dem durch die Abnahme des tragenden Querschnittes verursachten Lastabfall gefolgt wird. Für die Versuche mit  $\varepsilon_a = 0,84\%$  wird kein stabilisierter Zustand mehr erreicht. Die Wechselverformungskurven sind in [Abbildung 4.27](#) dargestellt. Die Versuchsergebnisse sind tabellarisch im Anhang [Tabelle A.8](#) zusammengefasst.

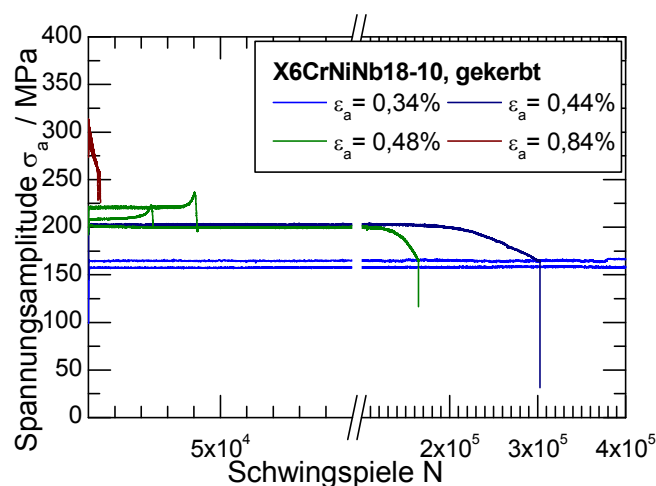
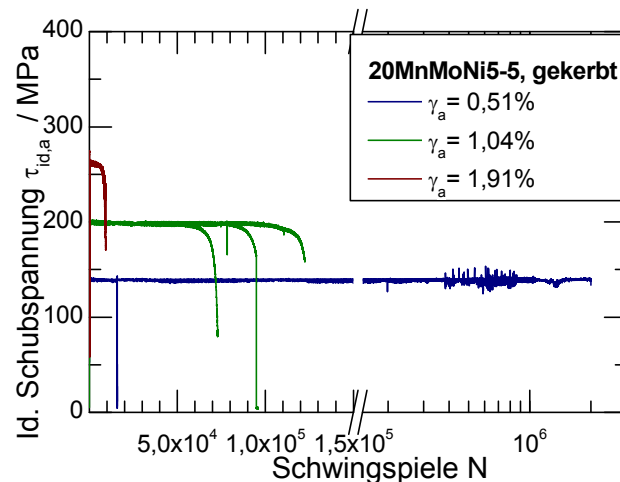


Abbildung 4.27: Vergleich der Wechselverformungskurven ( $R_\varepsilon = -1$ ), Zug-Druck X6CrNiNb18-10, gekerbt

### 4.2.4 Torsions-Wechselversuche an gekerbten Proben

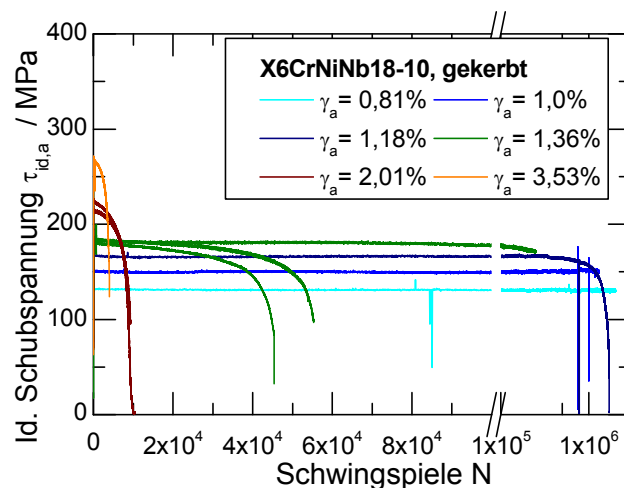
Analog zur Betrachtung der gekerbten Zug-Druck-Proben wird für Torsionsbeanspruchungen die ideale Torsionsspannung als Nennspannung angegeben. Die Versuche wurden drehwinkelgeregelt ebenfalls rein wechselnd durchgeführt. Die Versuchsdaten des ferritischen Werkstoffs zeigen für alle geprüften Schiebungsamplituden ein stabilisiertes Verhalten. Für den Lasthorizont  $\gamma_a = 0,51\%$  wurden zwei Proben nach 1 bzw. 2 Mio. Schwingspielen als Durchläufer gewertet

und der Versuch gestoppt. Eine dritte Probe wurde nach einem deutlichen Anriss gestoppt, obwohl kein Lastabfall auftrat. Die Wechselverformungskurven sind in [Abbildung 4.28](#) dargestellt, die Versuchsdetails im Anhang [Tabelle A.9](#).



[Abbildung 4.28](#): Vergleich der Wechselverformungskurven ( $R_\gamma = -1$ ), Torsion, 20MnMoNi5-5, gekerbt

Die Wechselverformungskurven des austenitischen Werkstoffs für die Torsionsversuche mit gekerbten Proben zeigen für  $\gamma_a \leq 1,18\%$  einen ausgeprägten Bereich stabilen Werkstoffverhaltens. Für  $\gamma_a = 1,36\%$  ist dieser nur noch bei einer der drei getesteten Proben vorhanden, während zwei weitere Proben kein stabiles Verhalten zeigen und deutlich früher versagen. Für  $\gamma_a \geq 2\%$  wird kein stabilisiertes Verhalten mehr beobachtet, siehe [Abbildung 4.29](#). In [Tabelle A.10](#) sind die Versuchsergebnisse tabellarisch aufgeführt.



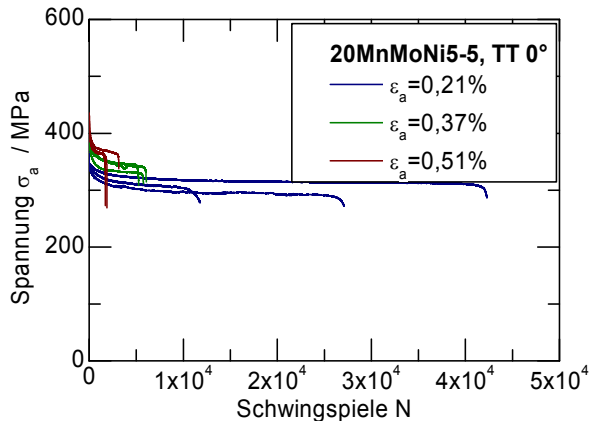
[Abbildung 4.29](#): Vergleich der Wechselverformungskurven ( $R_\gamma = -1$ ), Torsion, X6CrNiNb18-10, gekerbt

#### 4.2.5 Schwingversuche mit komplex proportionalen Beanspruchungen

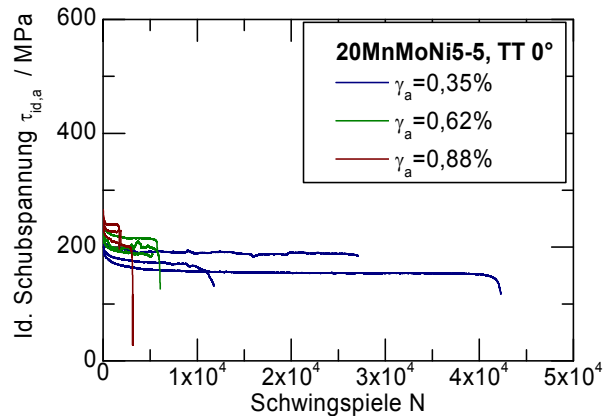
Die Überlagerung von Normal- und Schubspannungskomponenten stellt nicht nur einen für die mathematische Beschreibung von Festigkeitshypothesen, sondern auch für die praktische Anwendbarkeit relevanten Parameter dar.

## 4 Experimentelle Untersuchungen

Die Ergebnisse der Tension-Torsion Versuche des ferritischen Werkstoffs sind in [Abbildung 4.30](#) für die Normalspannung und in [Abbildung 4.31](#) für die Schubspannung dargestellt. Das Entfestigungsverhalten ist bei beiden Spannungskomponenten analog zu beobachten und entspricht dem aus den einachsigen Versuchen zu erwartenden Verhalten. Die Skalierung wurde dabei so gewählt, dass eine Vergleichbarkeit zu den Ergebnissen für nichtproportionale Beanspruchungen im folgenden Abschnitt gewährleistet ist.

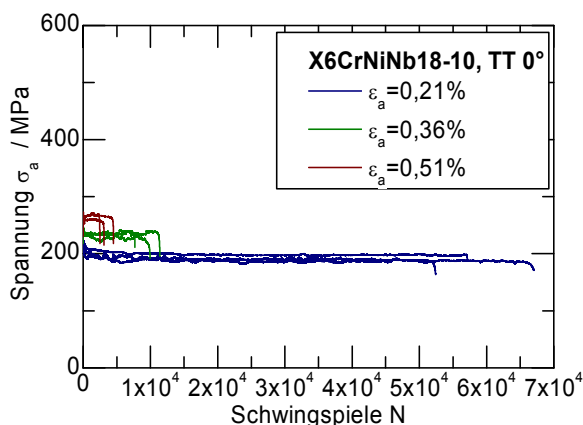


**Abbildung 4.30:** Wechselverformungskurven, Normalspannung, Ferrit  $\delta = 0^\circ$ , Tension-Torsion (TT),  $R = -1$

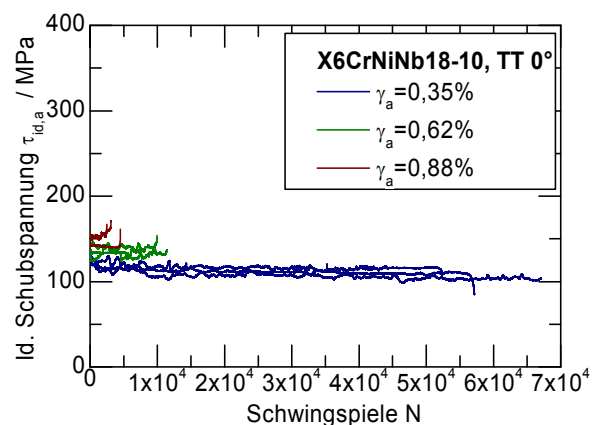


**Abbildung 4.31:** Wechselverformungskurven, Schubspannung, Ferrit  $\delta = 0^\circ$ , Tension-Torsion (TT),  $R = -1$

Die Ergebnisse der Tension-Torsion Versuche des austenitischen Werkstoffes zeigen tendenziell ein ähnlich übertragbares Verhalten. Durch die relativ kleinen auftretenden Kräfte und Momente (insbesondere durch das geringe Widerstandsmoment gegen Torsion) an der schlanken Probe wirken sich allerdings Messunsicherheiten sowie äußere Störeinflüsse auf das Maschinensignal deutlich stärker aus, so dass ein vermehrtes Versuchsrauschen in den Wechselverformungskurven, [Abbildung 4.32](#) und [Abbildung 4.33](#), auftritt.



**Abbildung 4.32:** Wechselverformungskurven, Normalspannung, Austenit, Tension-Torsion (TT)  $\delta = 0^\circ$ ,  $R = -1$

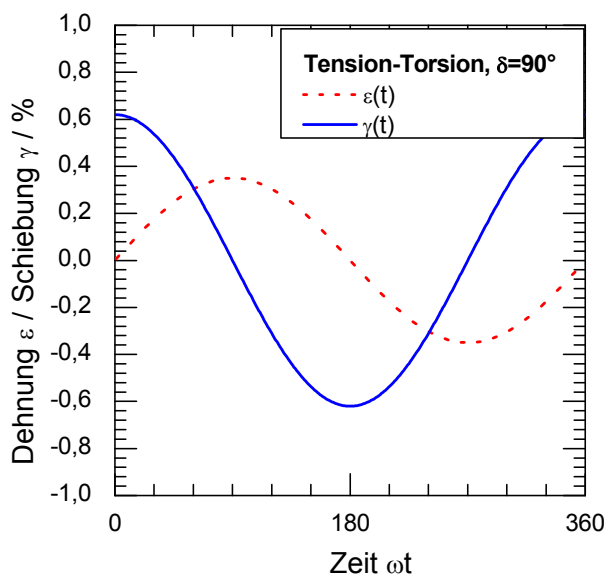


**Abbildung 4.33:** Wechselverformungskurven, Schubspannung, Austenit, Tension-Torsion (TT)  $\delta = 0^\circ$ ,  $R = -1$

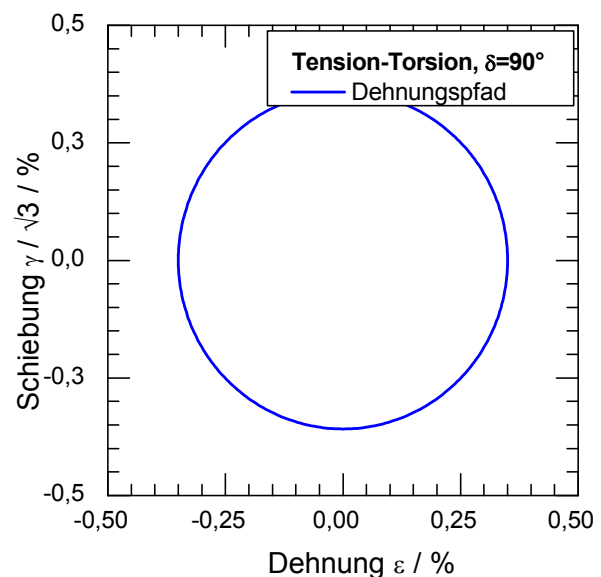
#### 4.2.6 Schwingversuche mit komplex nichtproportionalen Beanspruchungen

Auf die Bedeutung der nichtproportionalen Beanspruchung ist bereits mehrfach hingewiesen worden. Zur Überprüfung verfügbarer Festigkeitshypothesen und zur Charakterisierung des nichtproportionalen Werkstoffverhaltens wurden Versuche mit  $\delta = 90^\circ$  Phasenverschiebung (vgl. [Abbildung 4.34](#)) ausgewählt. Diese Phasenverschiebung ist aus zweifacher Hinsicht besonders geeignet:

- Die Nichtproportionalität des Dehnungspfades (ausgedrückt durch die Kreisform des  $\varepsilon$ - $\gamma$ -Pfades, siehe [Abbildung 4.35](#)) ist besonders ausgeprägt.
- Die üblichen Schädigungsparameter ergeben bei dieser Phasenverschiebung für ansonsten gleichbleibende Beanspruchungen den geringsten Schädigungswert, was zu einer nicht-konservativen Bewertung der Lebensdauer führen kann; siehe [Abbildung 3.8](#). Eine Ausnahme bildet hier der am IMWF entwickelte energiebasierte Ansatz [112], siehe [Abbildung 3.9](#).



[Abbildung 4.34](#): Zeitlicher Beanspruchungsverlauf,  $90^\circ$  Phasenverschiebung, Tension-Torsion (TT),  $R = -1$



[Abbildung 4.35](#): Dehnungspfad der nichtproportionalen Beanspruchung, Tension-Torsion (TT),  $R = -1$

Die Wechselverformungskurven des ferritischen Werkstoffs zeigen, dass sich das prinzipielle Einstellen eines stabilen Zustands nicht ändert. Jedoch liegen die Spannungsniveaus sowohl der Normalspannung, [Abbildung 4.36](#), als auch der Schubspannung, [Abbildung 4.37](#), auf einem höheren Niveau als bei vergleichbaren Dehnungsamplituden und proportionaler Beanspruchung, vgl. [Abbildung 4.30](#) und [Abbildung 4.31](#). Die nichtproportionale Zusatzverfestigung hat einen deutlichen Einfluss auf die ersten Schwingspiele.

## 4 Experimentelle Untersuchungen

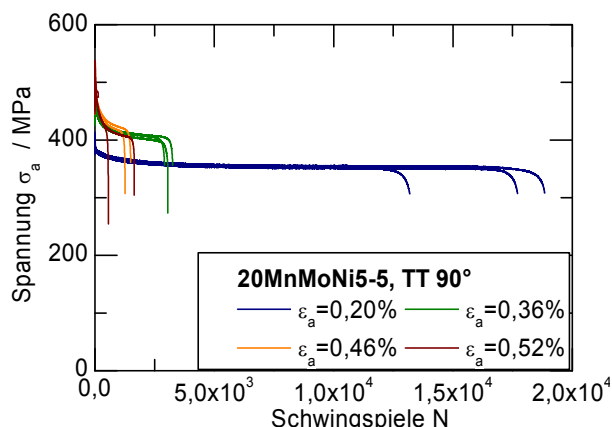


Abbildung 4.36: Wechselverformungskurven, Normalspannung, Ferrit, Tension-Torsion (TT)  $\delta = 90^\circ$ ,  $R = -1$

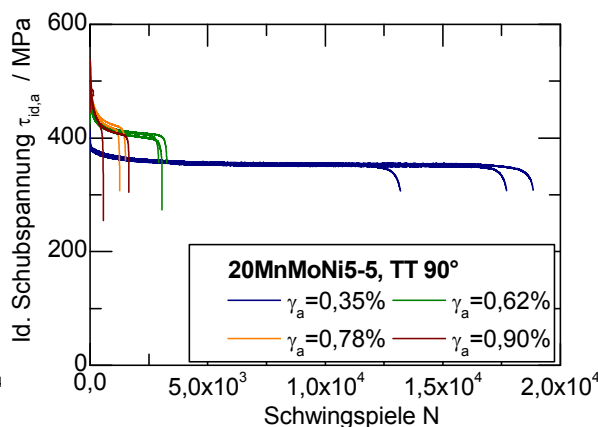


Abbildung 4.37: Wechselverformungskurven, Schubspannung, Ferrit, Tension-Torsion (TT)  $\delta = 90^\circ$ ,  $R = -1$

Für den austenitischen Werkstoff sind die Wechselverformungskurven in [Abbildung 4.38](#) und [Abbildung 4.39](#) dargestellt. Dieser Werkstoff weist eine im Vergleich zum Ferrit deutlich stärkere Ausprägung der nichtproportionalen Verfestigung auf. Dies lässt sich in den im Vergleich zu den Versuchen mit proportionaler Beanspruchung ([Abbildung 4.32](#) und [Abbildung 4.33](#)) deutlich höheren absoluten Spannungsniveaus bei vergleichbaren Dehnungsamplituden erkennen. Während bei den niedrigeren Lasthorizonten noch ein deutlich ausgeprägter stabilisierter Zustand erkennbar ist, ist dieser bei den höheren Lasthorizonten nicht mehr deutlich erkennbar.

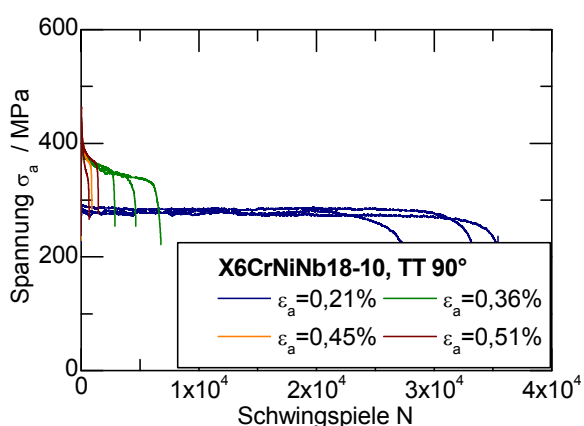


Abbildung 4.38: Wechselverformungskurven, Normalspannung, Austenit, Tension-Torsion (TT)  $\delta = 90^\circ$ ,  $R = -1$

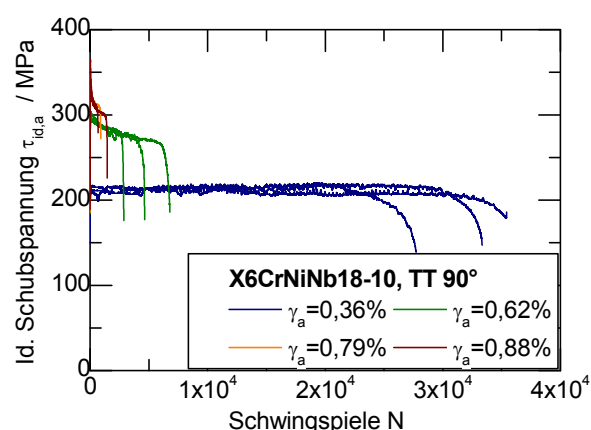


Abbildung 4.39: Wechselverformungskurven, Schubspannung, Austenit, Tension-Torsion (TT)  $\delta = 90^\circ$ ,  $R = -1$

Der Vergleich der Wechselverformungskurven proportional und nichtproportional beanspruchter Proben ermöglicht die Quantifizierung der nichtproportionalen Zusatzverfestigung nicht nur in ihrer absoluten Höhe, sondern auch in ihrer zeitlichen Ausprägung.

In [Abbildung 4.40](#) und [Abbildung 4.41](#) sind die ersten Schwingspiele der Axialkraft für proportionale und nichtproportionale Beanspruchung beim ferritischen Werkstoff 20MnMoNi5-5 gegenübergestellt. Sehr deutlich ist zu erkennen, dass im ersten Schwingspiel für vergleichbare Axialdehnungen ähnliche Spannungswerte erreicht



werden. Für den niedrigsten Lasthorizont behindert die nichtproportionale Beanspruchung die Entfestigungsvorgänge, so dass die Entfestigung insgesamt deutlich geringer ausfällt. Für den Lasthorizont  $\varepsilon_a \approx 0,36\%$  überwiegt die nichtproportionale Verfestigung die im proportionalen Fall auftretende leichte Entfestigung, so dass sich insgesamt ein verfestigendes Werkstoffverhalten zeigt. Für die mit einer Dehnungsamplitude von  $\varepsilon_a \approx 0,5\%$  geprüften Proben ist die bereits bei proportionalen Beanspruchungen deutliche Anfangsverfestigung im nichtproportionalen Fall nochmals deutlich stärker ausgeprägt. Die zusätzlichen Verfestigungsmechanismen sind bereits nach den ersten 5 bis 10 Zyklen vollständig ausgeprägt. Die anschließende zyklische Entfestigung der nichtproportional beanspruchten Proben entspricht im Wesentlichen dem Verhalten bei proportionaler Beanspruchung.

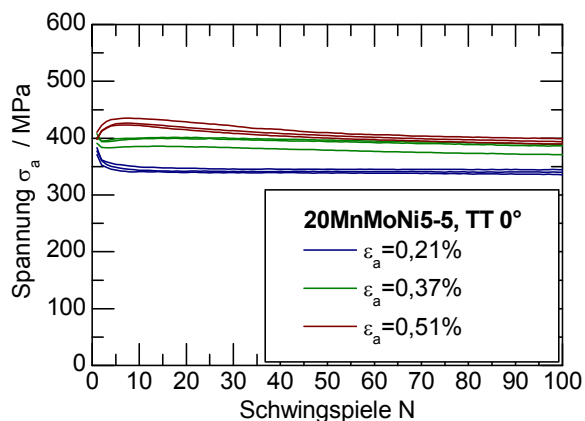


Abbildung 4.40: Anfangsverhalten, Ferrit, Tension-Torsion (TT)  $\delta = 0^\circ$

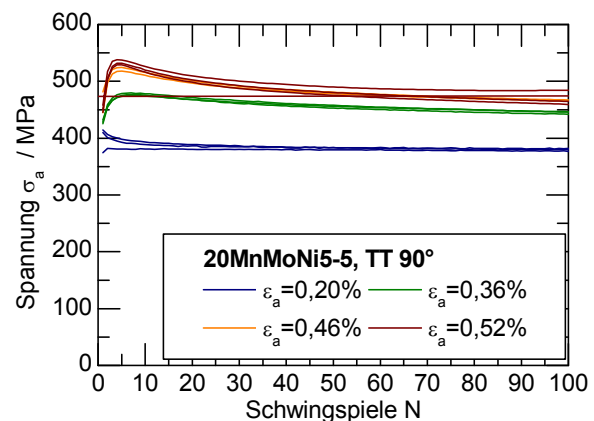


Abbildung 4.41: Anfangsverhalten, Ferrit, Tension-Torsion (TT)  $\delta = 90^\circ$

Für den austenitischen Werkstoff lässt sich der Effekt der nichtproportionalen Zusatzverfestigung in den ersten Schwingspielen noch deutlicher anhand des direkten Vergleichs der Wechselverformungskurven proportionaler und nichtproportionaler Beanspruchung zeigen, siehe [Abbildung 4.42](#) und [Abbildung 4.43](#). Hier sind die Effekte spätestens nach etwa 20 Schwingspielen voll ausgeprägt.

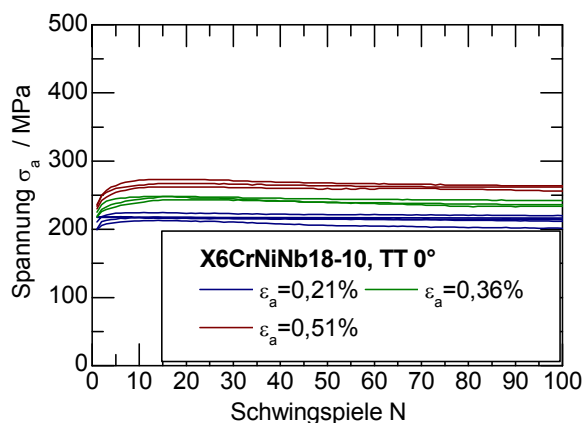


Abbildung 4.42: Anfangsverhalten, Austenit, Tension-Torsion (TT)  $\delta = 0^\circ$

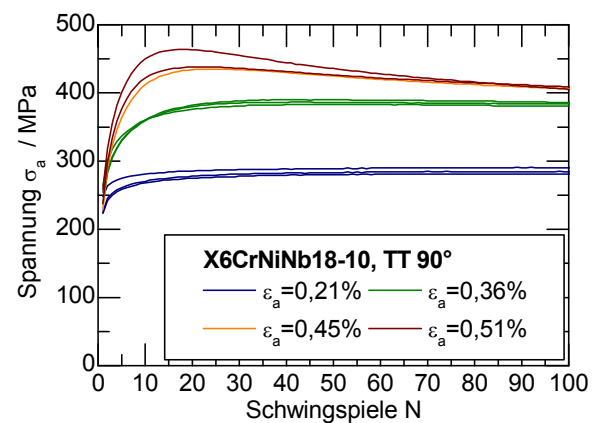


Abbildung 4.43: Anfangsverhalten, Austenit, Tension-Torsion (TT)  $\delta = 90^\circ$

Die Untersuchungen bestätigen die Ergebnisse von [32], wonach der Effekt der nichtproportionalen Zusatzverfestigung bei längeren Lebensdauern weniger stark ausgeprägt ist als im LCF-Bereich.

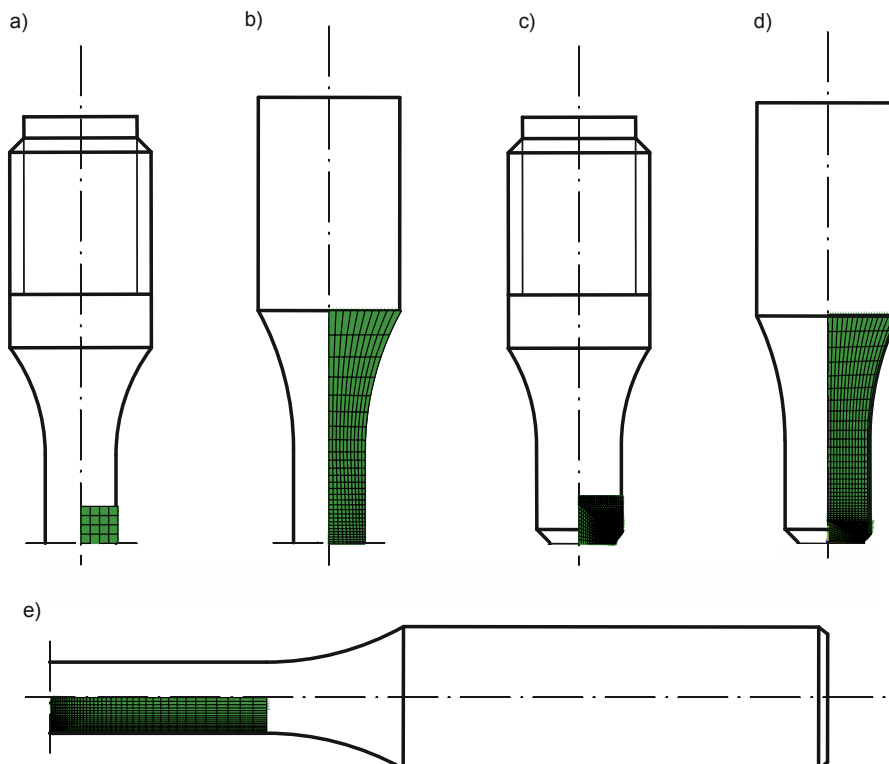
### 4.2.7 Weitere Schwingversuche

Zusätzlich zu den im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Schwingversuchen wurden zur Bewertung der Vorhersagequalität unterschiedlicher Ansätze im Kapitel 7 die im Rahmen des Projektes [49] durchgeführten Versuche herangezogen. Diese wurden an Proben aus denselben Werkstoffchargen ebenfalls in den Labors der MPA Universität Stuttgart geprüft. Die herangezogenen Versuche umfassen einachsige Versuche an ungekerbten Vollproben ohne und mit Mitteldehnung an beiden Werkstoffen, reine Torsions-Wechselversuche und einige wenige Torsions-Schwellversuche an ungekerbten Vollproben aus dem Werkstoff 20MnMoNi5-5, sowie proportionale und nichtproportionale Tension-Torsion-Versuche an Hohlproben (Innendurchmesser  $d_i = 20$  mm, Wanddicke  $s = 2$  mm) beider Werkstoffe. Die Versuche sind im Anhang, Tabelle A.13 bis Tabelle A.17, aufgeführt.

## 5 Finite Elemente Berechnungen

### 5.1 Modellerstellung

Die Ermittlung der elastisch-plastischen Spannungen und Dehnungen bei Versuchen mit inhomogenen Spannungs- und Dehnungszuständen ist über Finite Elemente Berechnungen möglich. Unter Ausnutzung der Symmetrien der Proben wurden für alle Probenformen Finite Elemente Modelle in ABAQUS 6.10.2 erstellt. Eine Übersicht über die verwendeten achsensymmetrischen 2D-Modelle ist in [Abbildung 5.1](#) dargestellt. Die jeweils modellierten Bereiche sind schematisch durch das Elementnetz angedeutet. Eine hinreichend genaue Auflösung der Spannungs- und Dehnungstensoren im Kerbgrund wurde über eine Netzfeinheitsstudie sichergestellt. Dazu wurden Proben mit verschiedenen Elementgrößen in 2D und 3D-Modellen miteinander verglichen. Aufgrund der Ergebnisse der Netzstudie wurden zur Optimierung der Rechenzeit unter Ausnutzung aller Probensymmetrien 2D-Modelle für die Berechnungen verwendet. Für die einachsig belasteten Proben, [Abbildung 5.1 a\)](#), und die Tension-Torsion-Proben, [Abbildung 5.1 e\)](#), wurden 2D-Modelle des zylindrischen Probenbereichs erstellt. Für die gekerbten Proben der Zug-Druck-Versuche, [Abbildung 5.1 c\)](#), wurde der zylindrische Probenbereich einschließlich der Kerbe modelliert. Da die Torsionsversuche nicht mit einem Clip Gauge geregelt wurden, sondern die Verdrehung über den gesamten nicht-eingespannten Probenteil aufgebracht wurde, ist die Modellierung nur des zylindrischen Probenteils nicht mehr ausreichend. Stattdessen wurden 2D-Viertelmodelle der Torsionsproben mit und ohne Kerben erstellt, siehe [Abbildung 5.1 b\)](#) und [d\)](#).



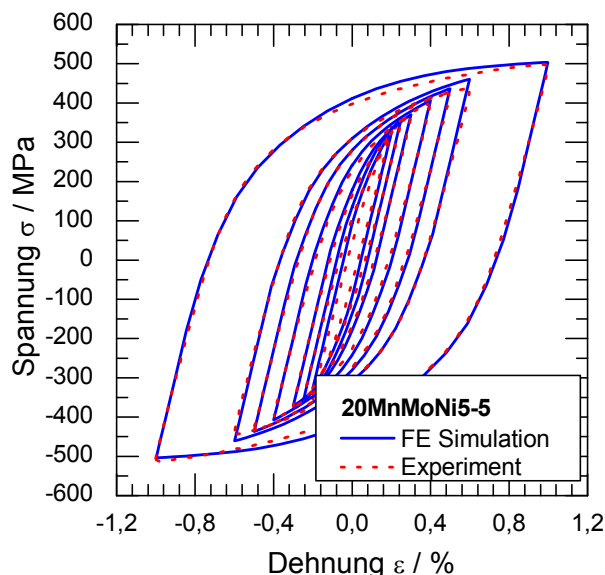
**Abbildung 5.1:** Verwendete FE-Modelle: a) Zug-Druck, ungekerbt; b) Torsion, ungekerbt; c) Zug-Druck, gekerbt; d) Torsion, gekerbt; e) Tension-Torsion

Die numerische Simulation der unterschiedlichen Beanspruchungen sollte wenn möglich mit nur einem Werkstoffmodell für jeden Werkstoff durchgeführt werden. Die einfache Verwendung der zyklischen Fließkurve (vgl. Abschnitt 4.1) 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 Verfestigungsmodell in ABAQUS gewählt und um eine benutzerdefinierte Subroutine erweitert.

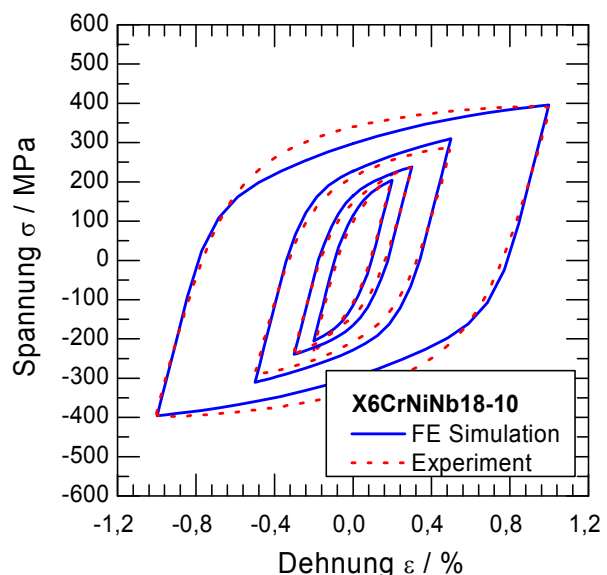
Das zugrunde liegende, elastisch-plastische, kombinierte Verfestigungsmodell verwendet neben dem E-Modul für die Darstellung des elastischen Werkstoffverhaltens die zyklisch stabilisierten Spannungs-Dehnungs-Hystereseschleifen bei drei unterschiedlichen Dehnungsamplituden 0,25%, 0,5% und 1,0%. Andere Dehnungsamplituden werden bei der Simulation interpoliert. Dieses kombinierte Verfestigungsmodell wurde im Rahmen dieser Arbeit um eine benutzerdefinierte Subroutine (UHARD) erweitert. Dabei wurde zur besseren Anpassung der Simulation an die realen Versuchsergebnisse eine dehnampplitudenabhängige zyklische Streckgrenze implementiert und die nichtproportionale Zusatzverfestigung mit dem in Abschnitt 3.2 detailliert beschriebenen Modell eingeführt, vgl. auch Abbildung 3.4.

### 5.2 Ergebnisse der Berechnungen

Die Übereinstimmung der Simulation mit den Ergebnissen der einachsigen Schwingversuche ist für alle Dehnungsamplituden gegeben. Für die verfügbaren Dehnungshorizonte sind die stabilisierten Zyklen von Experiment und Simulation in [Abbildung 5.2](#) und [Abbildung 5.3](#) für die beiden Werkstoffe gegenüber gestellt.



[Abbildung 5.2](#): Simulation stabilisierte Hystereseschleifen, 20MnMoNi5-5

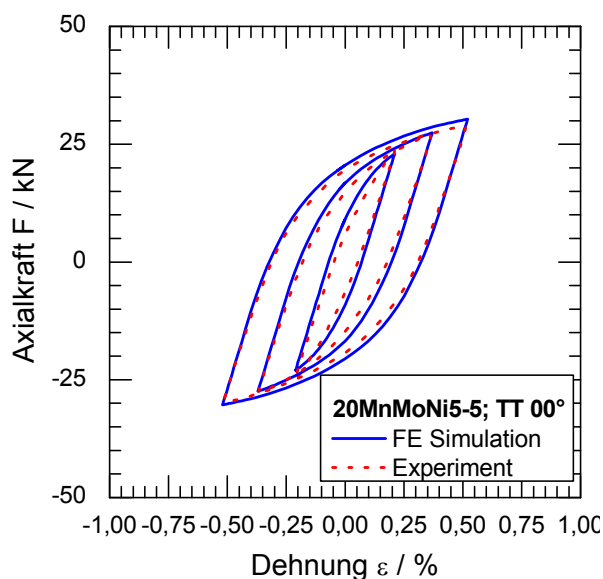


[Abbildung 5.3](#): Simulation stabilisierte Hystereseschleifen, X6CrNiNb18-10

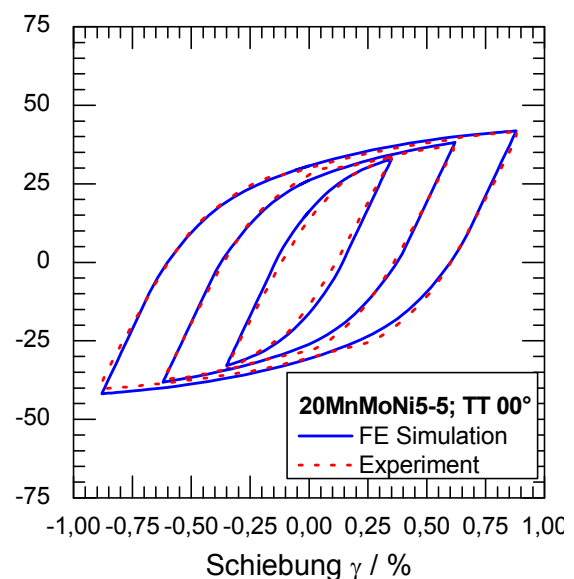
Die Simulation der Torsionsversuche wurde über einen Abgleich der experimentell und simulativ ermittelten Torsionsmomente bei identischen aufgeprägten Verdrehungen verifiziert. Die Übereinstimmung ist auch hier erwartungsgemäß gut.

Daher können die in der Berechnung ermittelten Werte der Schubspannung an der Probenoberfläche für die Ermittlung der Schädigungsparameter verwendet werden. Die Verifizierung der Berechnungen für die gekerbten Proben erfolgt ebenfalls über den Abgleich von Kraft- und Torsionsmomenten aus FE-Rechnung und Experiment. Die Übereinstimmung der Ergebnisse für die Versuche bei einachsiger Belastung ist für beide Werkstoffe sehr gut. Die experimentellen Ergebnisse der Versuche an gekerbten Torsionsversuchen ist für den austenitischen Werkstoff ebenfalls sehr gut. Die Torsionsmomente für den Werkstoff 20MnMoNi5-5 werden hingegen im Dauerfestigkeitsbereich um etwa 25 % überschätzt, was in diesem Fall zu konservativeren Lebensdauerberechnungen führt. Der Grund für diese Abweichung konnte nicht mit abschließender Sicherheit geklärt werden, dürfte jedoch u.A. in der Interpolation der Werkstoffdaten bei absolut gesehen kleinen Spannungen liegen. Im Zeitfestigkeitsgebiet werden die experimentellen Werte auch für diesen Werkstoff sehr gut durch die Simulation vorhergesagt.

Die Ergebnisse der Berechnungen für proportional überlagerte Zug-Druck- und Torsionsbeanspruchung sind für den ferritischen Werkstoff in [Abbildung 5.4](#) und [Abbildung 5.5](#) sowie für den austenitischen Werkstoff in [Abbildung 5.6](#) und [Abbildung 5.7](#) den im Experiment ermittelten Kraft- bzw. Momentenverläufen gegenübergestellt. Die Übereinstimmung der Extremwerte sowie der Hystereseflächen ist für die meisten Lasthorizonte sehr gut, einzig die realen Maximalspannungen des austenitischen Werkstoffes bei großen Dehnungsamplituden werden überschätzt.



**Abbildung 5.4:** Hysteresen Tension-Torsion, proportional, 20MnMoNi5-5, Tension-Torsion (TT),  $R = -1$



**Abbildung 5.5:** Schiebungshysteresen Tension-Torsion, prop., 20MnMoNi5-5, Tension-Torsion (TT),  $R = -1$

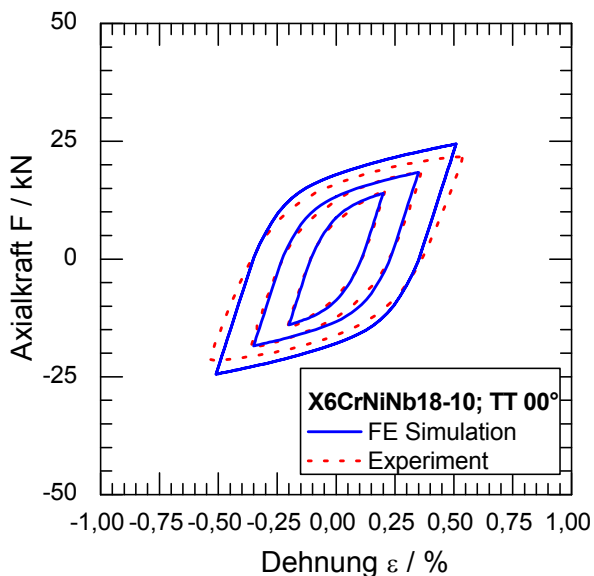


Abbildung 5.6: Hysteresen Tension-Torsion, proportional; X6CrNiNb18-10, Tension-Torsion (TT),  $R = -1$

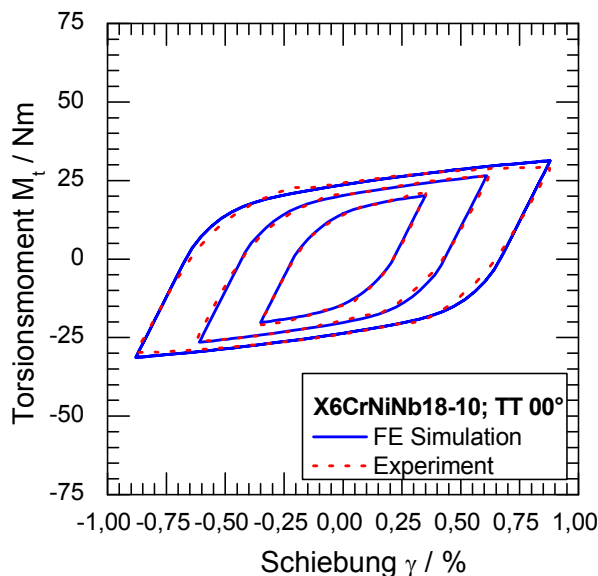


Abbildung 5.7: Schiebungshysteresen Tension-Torsion, prop.; X6CrNiNb18-10, Tension-Torsion (TT),  $R = -1$

Die Simulation der nichtproportionalen Versuche mit einem herkömmlichen Materialmodell liefert ohne die Berücksichtigung der nichtproportionalen Zusatzverfestigung keine zufriedenstellenden Ergebnisse. Das im Rahmen dieser Arbeit entwickelte und im Abschnitt 3.2 (Abbildung 3.4) erläuterte Simulationskonzept verbessert die Vorhersagequalität erheblich. Ein Vergleich von konventioneller und neu entwickelter Simulationsmethodik in [Abbildung 5.8](#) und [Abbildung 5.9](#) zeigt dies am Beispiel des austenitischen Werkstoffs. Sowohl die Extremwerte als auch die Form der Hystereseflächen werden bei Vernachlässigung der Zusatzverfestigung nicht mit zufriedenstellender Güte vorhergesagt.

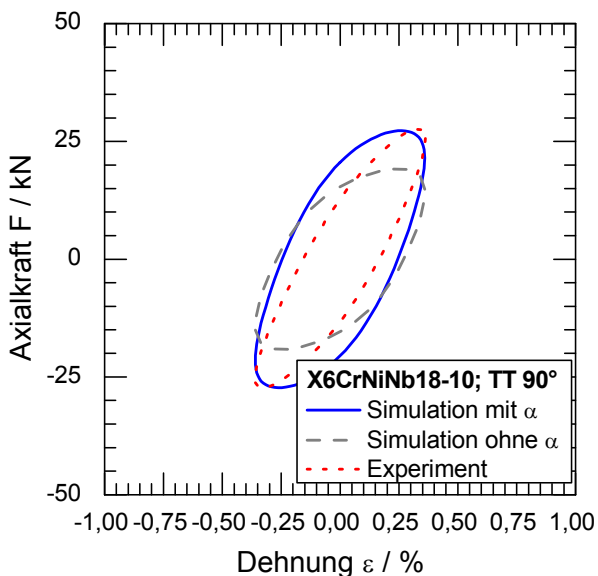


Abbildung 5.8: Vergleich Simulation mit und ohne Zusatzverfestigung  $\alpha$ , Tension-Torsion (TT),  $R = -1$ , Axialkräfte

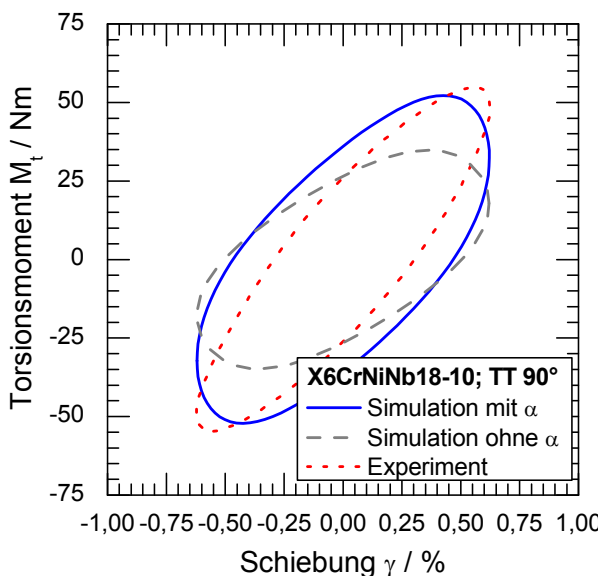
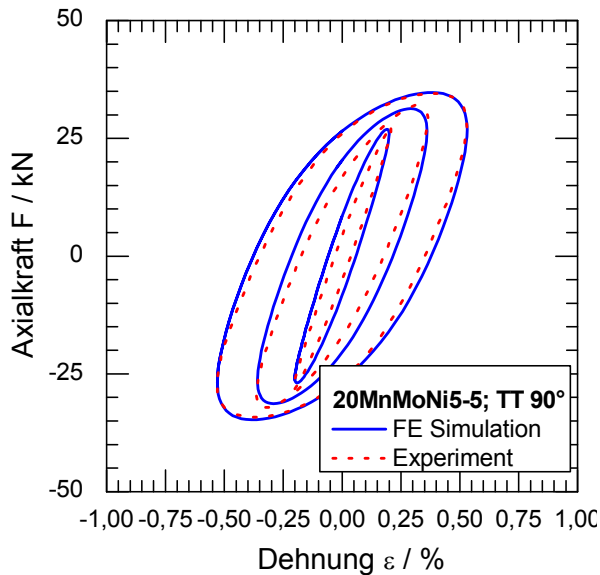
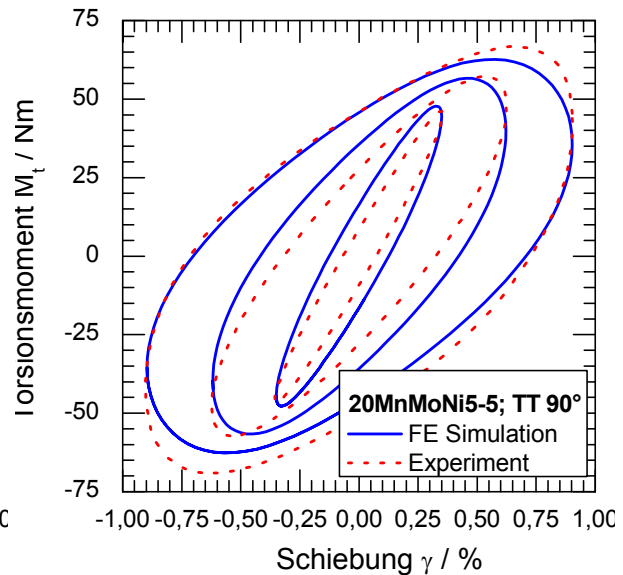


Abbildung 5.9: Vergleich Simulation mit und ohne Zusatzverfestigung  $\alpha$ , Tension-Torsion (TT),  $R = -1$ , Torsionsmomente

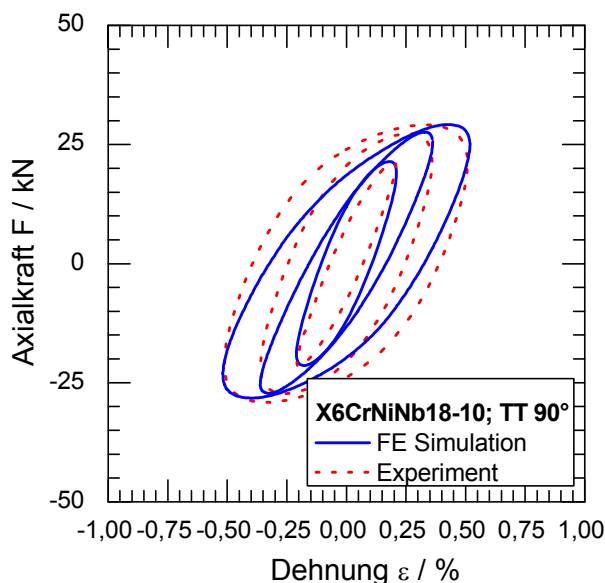
Die mit dem neuen Modell berechneten Axialkräfte und Torsionsmomente sind für den ferritischen Werkstoff in [Abbildung 5.10](#) und [Abbildung 5.11](#) sowie für den austenitischen Werkstoff in [Abbildung 5.12](#) und [Abbildung 5.13](#) dargestellt. Die Übereinstimmung ist für beide Werkstoffe und alle Lasthorizonte sehr gut. Bemerkenswert und ein Hinweis auf die gute Anwendbarkeit der entwickelten Methodik ist die große Übereinstimmung der Torsionsmomente, obwohl in der Simulationsmethodik nur eine Anpassung der Axialkräfte erfolgt.



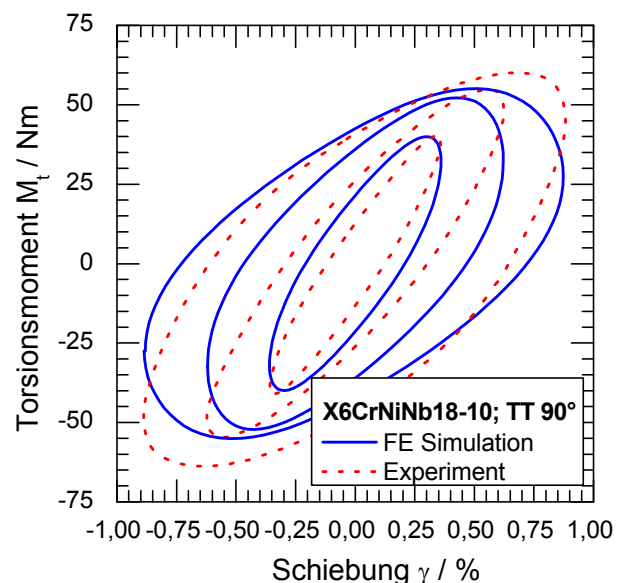
**Abbildung 5.10:** Hysteresen Tension-Torsion (TT), nichtproportional, 20MnMoNi5-5,  $R = -1$



**Abbildung 5.11:** Schiebungshysteresen Tension-Torsion (TT), nichtproportional, 20MnMoNi5-5,  $R = -1$



**Abbildung 5.12:** Hysteresen Tension-Torsion (TT), nichtproportional, X6CrNiNb18-10,  $R = -1$



**Abbildung 5.13:** Schiebungshysteresen Tension-Torsion (TT), nichtproportional, X6CrNiNb18-10,  $R = -1$

## 5 Finite Elemente Berechnungen

Zusätzlich zur Überprüfung der Spannungs- und Dehnungsgrößen des stabilisierten Zustandes erfolgt eine Überprüfung der mittels der neu entwickelten Simulationemethodik berechneten Nichtproportionalität. In Abbildung 5.14 sind die in der entwickelten Subroutine berechneten Nichtproportionalitätsfaktoren für eine proportionale und eine 90° phasenverschobene, nichtproportionale Beanspruchung gegenübergestellt. Für den proportionalen Fall ist der Nichtproportionalitätsfaktor erwartungsgemäß Null (Abbildung 5.14 links). Für den vollständig nichtproportionalen Fall (Abbildung 5.14 rechts) ist der Nichtproportionalitätsfaktor nur in der Probenmitte ( $r = 0$ ) Null. Nach außen hin nimmt der Nichtproportionalitätsfaktor positive Werte an und erreicht an der Stelle  $r(\gamma_{\text{Zug}} = \gamma_{\text{Torsion}})$  ein Maximum mit  $F_{\text{NP}} = 1$ , vgl. auch Abbildung 3.5.

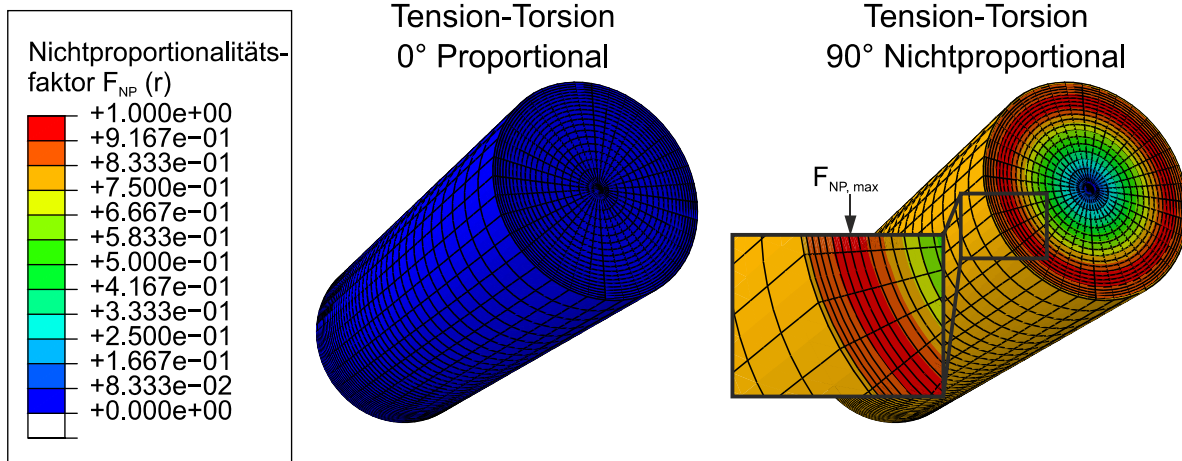


Abbildung 5.14: Nichtproportionalitätsfaktor  $F_{\text{NP}}$ , Tension-Torsion



## 6 Identifikation der mikrostrukturellen Schädigungsprozesse

Für ein tieferes Verständnis der Vorgänge, die zum Versagen durch Ermüdung führen, ist eine metallographische und fraktographische Auswertung und Bewertung der durchgeführten Versuche unerlässlich. Die fraktographische Beurteilung hilft, insbesondere auch die Schwächen herkömmlicher Anrissdefinitionen zu verstehen. Für die Untersuchungen in Abschnitt 7 wurde der Anriss über einen fünfprozentigen Lastabfall der Axiallast (bei Versuchen mit axialer Komponente) bzw. des Torsionsmomentes (bei reinen Torsionsversuchen) definiert. Fatemi und Socie [104] identifizierten die mangelhafte Korrelation von Lastabfall, Rissfortschritt und Rissmodus als eine bedeutende Fehlerquelle. Dennoch hat sich bis heute aus Gründen der Praktikabilität kein anderes Anrisskriterium in der ingenieurmäßigen Anwendung durchgesetzt.

### 6.1 Ferritische Werkstoff 20MnMoNi5-5

#### 6.1.1 Einachsiges Ermüdungsverhalten

Die einachsigen Versuche an ungekerbten Proben zeichnen sich wie erwartet durch einen steilen Lastabfall nach dem Anriss aus, vgl. Abbildung 4.17. Die Anrisse liegen makroskopisch stets senkrecht zur Probenachse, d.h. in Richtung der größten Normalspannung. Die Anrisse wurden nach Ende des Versuchs durch eine Farbeindringprüfung sichtbar gemacht. Beispielhaft sind die Proben 92.UU.01 und 92.UU.02 ( $\varepsilon_a = 0,25\%$ ) in Abbildung 6.1 und Abbildung 6.2 dargestellt.



Abbildung 6.1: Probe 92.UU.01



Abbildung 6.2: Probe 92.UU.02

Da die Zähigkeit des ferritischen Werkstoffs bei niedrigen Temperaturen eine Tieflage aufweist, ist es möglich, die angerissenen Proben zur fraktographischen Untersuchung bei sehr niedrigen Temperaturen (Kühlung durch flüssigen Stickstoff) spröde aufzubrechen. Die rasterelektronenmikroskopischen Übersichtsaufnahmen in Abbildung 6.3 und Abbildung 6.4 zeigen die typischen Schwingbruch-Charakteristika. Während die Probe 92.UU.02 nur einen gewachsenen Anriss aufweist, sind in der Probe 92.UU.01 zwei dominante Anrisse zu erkennen. Generell bilden sich unter einachsiger Beanspruchung bei den geprüften Lasthorizonten nur wenige Anrisse an der Probenoberfläche.

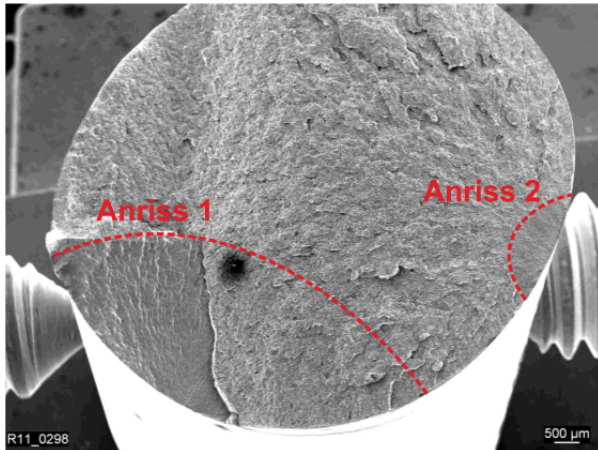


Abbildung 6.3: Bruchfläche, Probe 92.UU.01, 20MnMoNi5-5

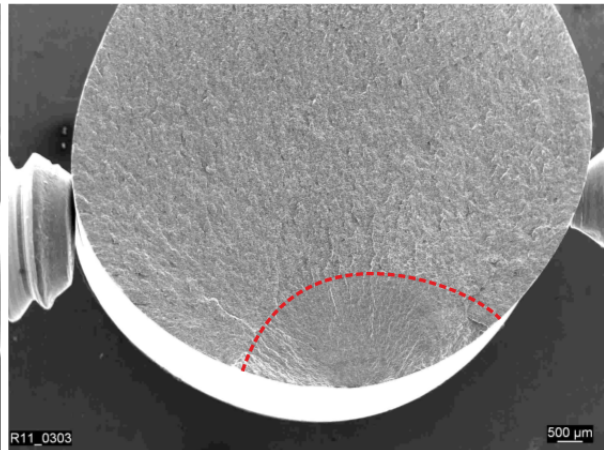


Abbildung 6.4: Bruchfläche, Probe 92.UU.02, 20MnMoNi5-5

Durch eine genauere Analyse der Bruchflächen konnten die Hauptursachen für den Bruchausgang untersucht werden. Als bruchauslösend erwiesen sich zum einen nichtmetallische Einschlüsse, vgl. Abbildung 6.5 und Abbildung 6.6. Der riss-initiiierende Einschluss in Probe 92.UU.01 wurde durch eine Energiedispersive Röntgenspektroskopie-Analyse (EDS-Analyse) als Aluminiumoxid identifiziert und hat in etwa eine Größe von  $5 \times 10 \mu\text{m}$ .

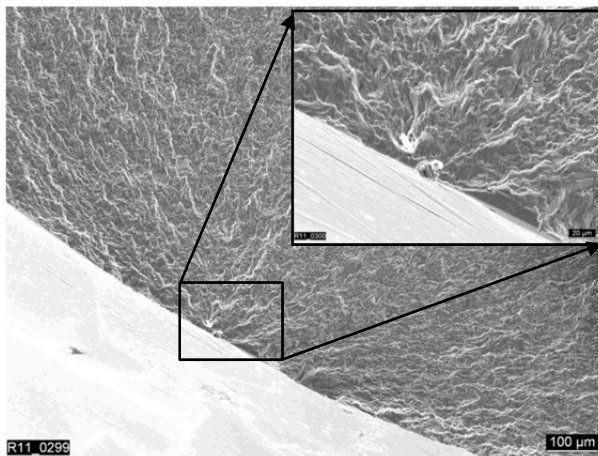


Abbildung 6.5: Bruchausgang, Anriss 1, Probe 92.UU.01, 20MnMoNi5-5

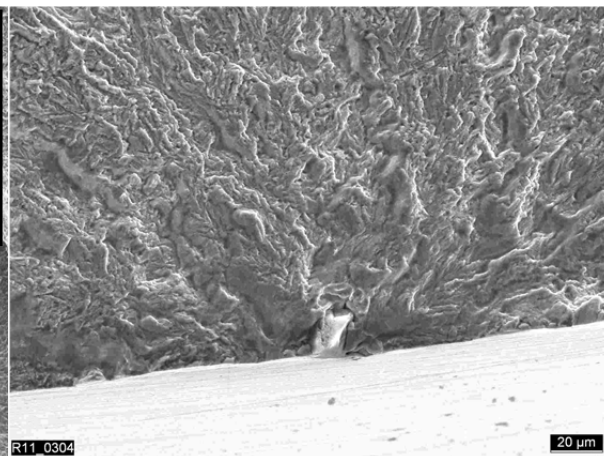


Abbildung 6.6: Bruchausgang, Probe 92.UU.02, 20MnMoNi5-5

Eine weitere Rissursache sind die trotz sehr guter mechanischer Politur nicht gänzlich zu vermeidenden Polierriefen, die bei einem mechanischen Polierverfahren bevorzugt in Umfangsrichtung auftreten und damit im Sinne einer Kerbe zu einer Spannungserhöhung führen, siehe Abbildung 6.7 und Abbildung 6.8.

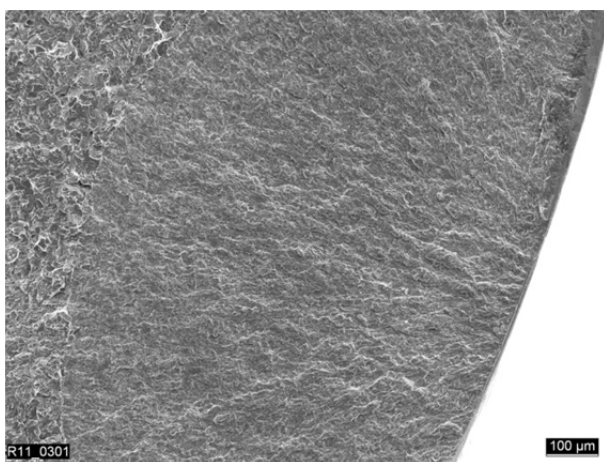


Abbildung 6.7: Bruchausgang, Anriss 2, Probe 92.UU.01, 20MnMoNi5-5

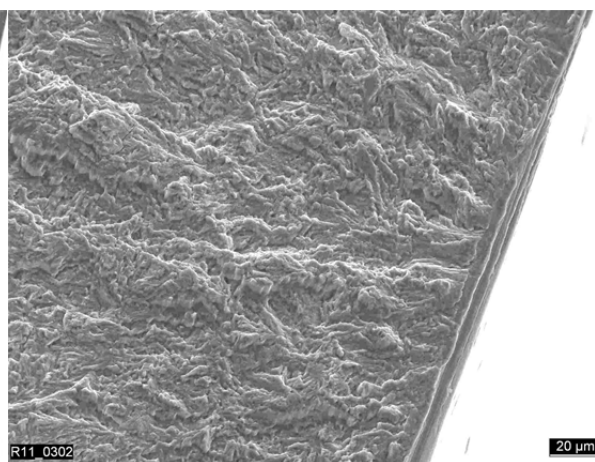


Abbildung 6.8: Bruchausgang, Anriss 2, Probe 92.UU.01, 20MnMoNi5-5, Detail

### 6.1.2 Ermüdungsverhalten bei reiner Torsion

Die durchgeführten Torsionsversuche wurden mit dem an der MPA Universität Stuttgart zur Verfügung stehenden optischen Dehnmesssystem ARAMIS™ überwacht. Dadurch konnte eine Korrelation von Risswachstum und Lastabfall hergestellt werden. In [Abbildung 6.9](#) ist die Wechselverformungskurve der Probe 92.TU.02 aus dem Werkstoff 20MnMoNi5-5 dargestellt. Bei Anwendung eines fünf- bzw. zehnpromzentigen Lastabfallkriteriums ergibt sich für diese Probe eine Anrisschwingspielzahl von  $N_{A,5\%} = 5100$  bzw. von  $N_{A,10\%} = 5524$ . [Abbildung 6.10](#) zeigt die Probe nach dem Ausbau bei ca. 14 % Lastabfall ( $N = 5752$ ) und einer Farbeindringprüfung zur Rissdetektion.

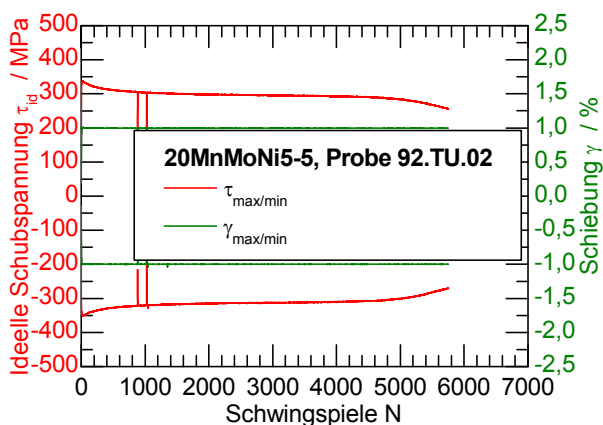


Abbildung 6.9: Wechselverformungskurve, 92.TU.02

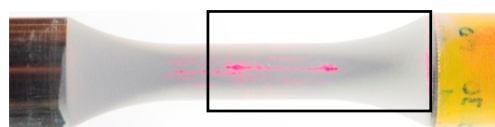


Abbildung 6.10: Probe 92.TU.02, ARAMIS-Messfeld markiert

Bei Analyse der optischen Anrissüberwachung mit dem ARAMIS-System ([Abbildung 6.11](#)-[Abbildung 6.14](#)) wird deutlich, dass die auf einen Riss hinweisende gemessene Dehnungskonzentration an der Oberfläche bereits deutlich früher auftritt. Bereits bei einer Schwingspielzahl von  $N = 4000$  ist ein ca. 2 mm langer Anriss zu erkennen. Bei der Anrisschwingspielzahl des fünfprozentigen Lastabfallkriteriums sind bereits drei Anrisse zu erkennen, deren primärer Riss bereits eine Länge von ca. 8 mm aufweist.

## 6 Identifikation der mikrostrukturellen Schädigungsprozesse

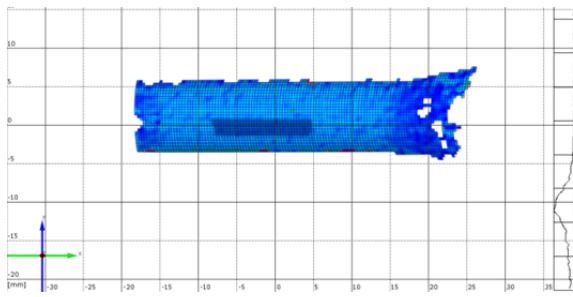


Abbildung 6.11: 92.TU.02, N = 2500

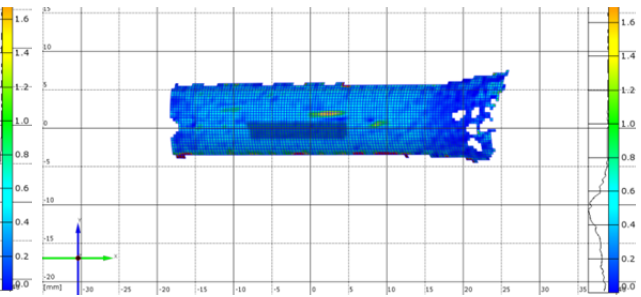


Abbildung 6.12: 92.TU.02, N = 4000

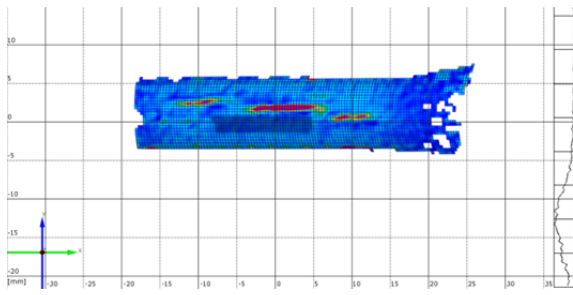


Abbildung 6.13: 92.TU.02, N = 5100

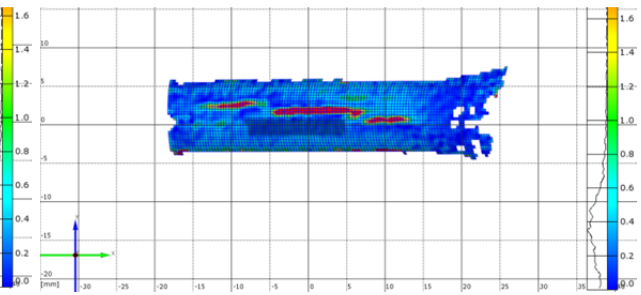


Abbildung 6.14: 92.TU.02, N = 5520

Ein Vergleich der unterschiedlichen Schiebungshorizonte, vgl. [Abbildung 6.15](#) zeigt, dass bei den großen Lasthorizonten viele Risse zu einer makroskopischen Größe wachsen, während die niedriger belasteten Proben meist nur einen oder wenige dominante Anrisse zeigen.

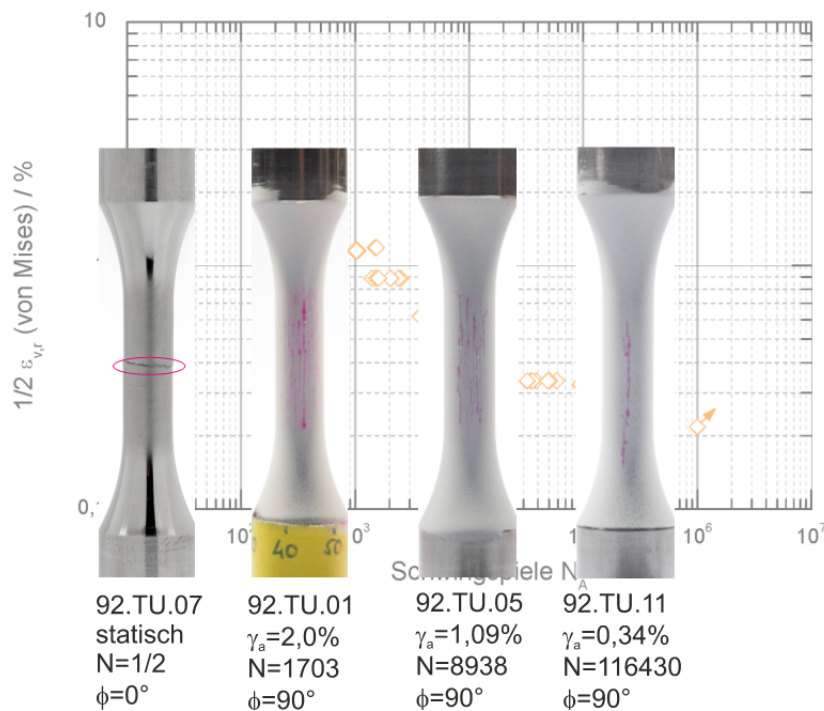
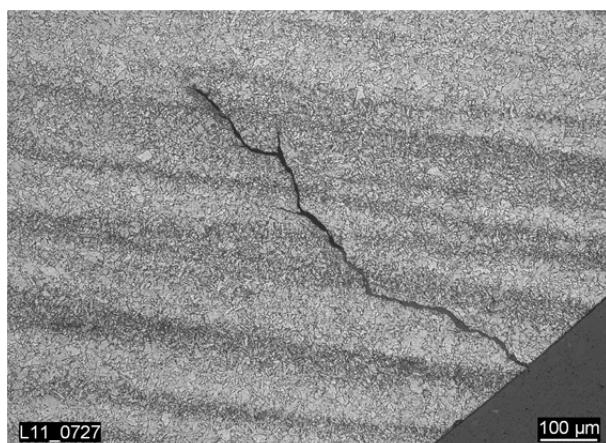


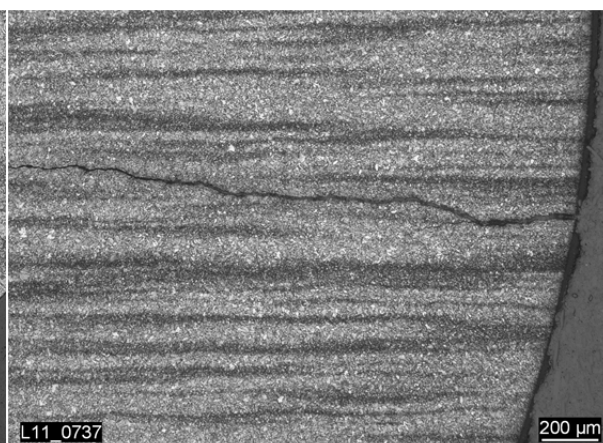
Abbildung 6.15: Probenanrisse, Torsion, 20MnMoNi5-5

Auffällig ist, dass alle Risse entlang der Axialrichtung und somit nicht senkrecht zur Ebene der größten Hauptspannung wachsen, wie dies bei den einachsigen belasteten Proben der Fall ist. Dies ist im speziellen Fall des vorliegenden Werkstoffs auf die starke Seigerungsstruktur der gewalzten Ferritplatte zurückzuführen. Durch die

Richtung der Probenentnahme (vgl. Abbildung 4.1) fällt die Seigerungsstruktur mit der Axialrichtung der Probe zusammen. Dies beeinflusst das Risswachstum sowohl an der Oberfläche, als auch in Tiefenrichtung, wie Untersuchungen an senkrecht zur Probenachse entnommene und mit 3% alk. HNO<sub>3</sub> geätzte Schliffbilder in [Abbildung 6.16](#) und [Abbildung 6.17](#) zeigen. Deutlich ist zu erkennen, dass das Risswachstum in die Tiefe von diesen Seigerungen lokal (Abbildung 6.16) oder auch über die gesamte Risstiefe beeinflusst ist.

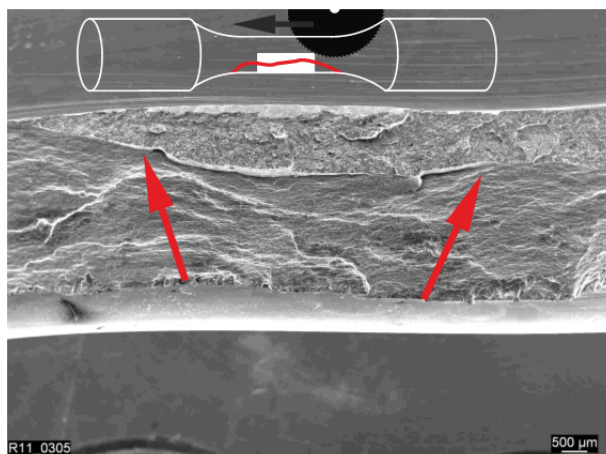


[Abbildung 6.16](#): Schliffbild, Probe 92.TU.01

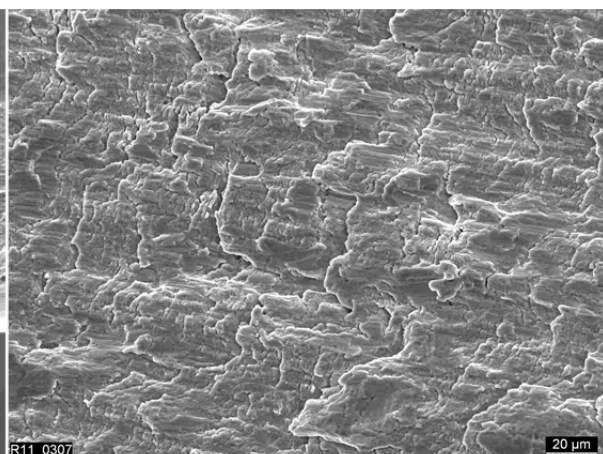


[Abbildung 6.17](#): Schliffbild, Probe 92.TU.09

Durch rückseitiges Ansägen der Proben in Axialrichtung und vorsichtiges Aufbrechen bei tiefen Temperaturen konnten für einige Proben auch die Bruchflächen für eine fraktographische Analyse mit dem REM zugänglich gemacht werden. [Abbildung 6.18](#) zeigt die Bruchfläche der Probe 92.TU.04. Dabei ist die Risswachstumsrichtung mit Pfeilen dargestellt, die Bildposition relativ zur Probe entnommen werden. Die Detailanalyse in [Abbildung 6.19](#) zeigt deutlich die durch das wiederholte Aufeinanderreiben der Rissflanken glatt gedrückte Schwingbruchfläche.



[Abbildung 6.18](#): Längsanriss Probe 92.TU.04



[Abbildung 6.19](#): Detail der Schwingbruchfläche, Probe 92.TU.04

Der makroskopisch in axialer Richtung verlaufende Riss ist mit einer facettierten Substruktur überlagert, deren einzelne Rissflächen in die Probe hineinverlaufen. Dies dürfte ein Hinweis darauf sein, dass der sichtbare makroskopische Rissverlauf durch die Seigerungen aufgeprägt ist und nicht dem eigentlichen Rissverlauf im

ungestörten Werkstoff entspricht. Daraus folgt, dass die makroskopische Anrissrichtung aus dem idealen Werkstoffverhalten in diesem Fall nicht auf den realen Werkstoff übertragbar ist. Auch wenn der Rissverlauf durch die Seigerungen nicht mit der theoretischen Risswachstumsrichtung übereinstimmt, wird im folgenden Kapitel gezeigt, dass die Berechnung der Lebensdauer über einen Schädigungsparameter dennoch gute Ergebnisse liefert.

### 6.1.3 Ermüdungsverhalten bei komplexer Beanspruchung

Um das Anrissverhalten des ferritischen Werkstoffs bei komplexer Beanspruchung untersuchen zu können, sind die Ergebnisse jeweils einer Probe des höchsten und des niedrigsten Lasthorizontes bei phasengleicher (proportionaler) Beanspruchung in Abbildung 6.20 und  $90^\circ$  phasenverschobener (nichtproportionaler) Beanspruchung in Abbildung 6.21 gegenübergestellt. Aus dem makroskopischen Rissverlauf lassen sich keine grundlegenden Unterschiede der proportional und nichtproportional beanspruchten Proben ableiten. Auffällig ist, dass sich die makroskopischen Rissverläufe (d.h. die Winkel  $\phi$ ) bei den Proben mit niedrigerer Beanspruchung von denen der Proben mit höherer Beanspruchung unterscheiden.

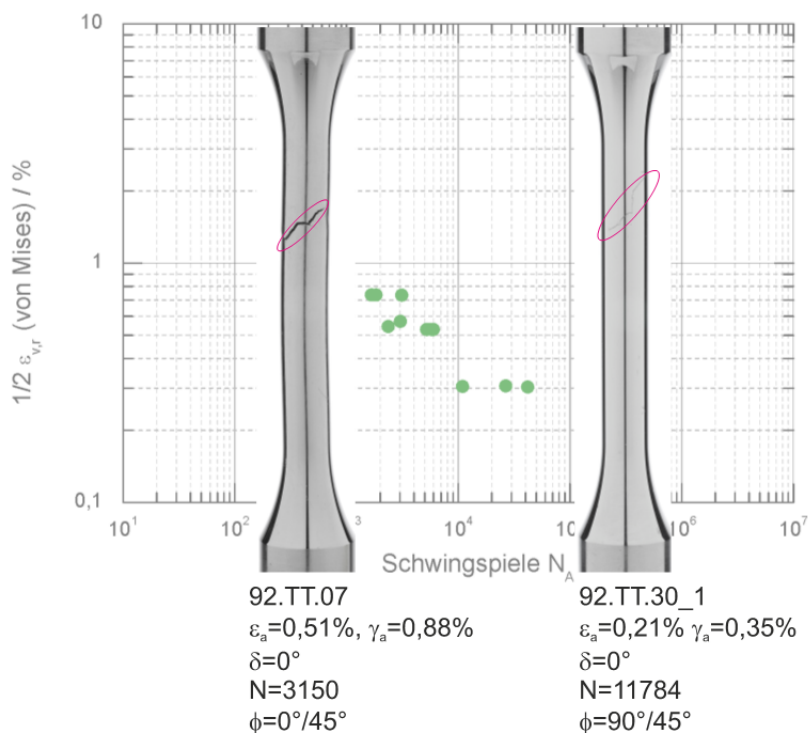


Abbildung 6.20: Probenanrisse, Tension-Torsion proportional, 20MnMoNi5-5

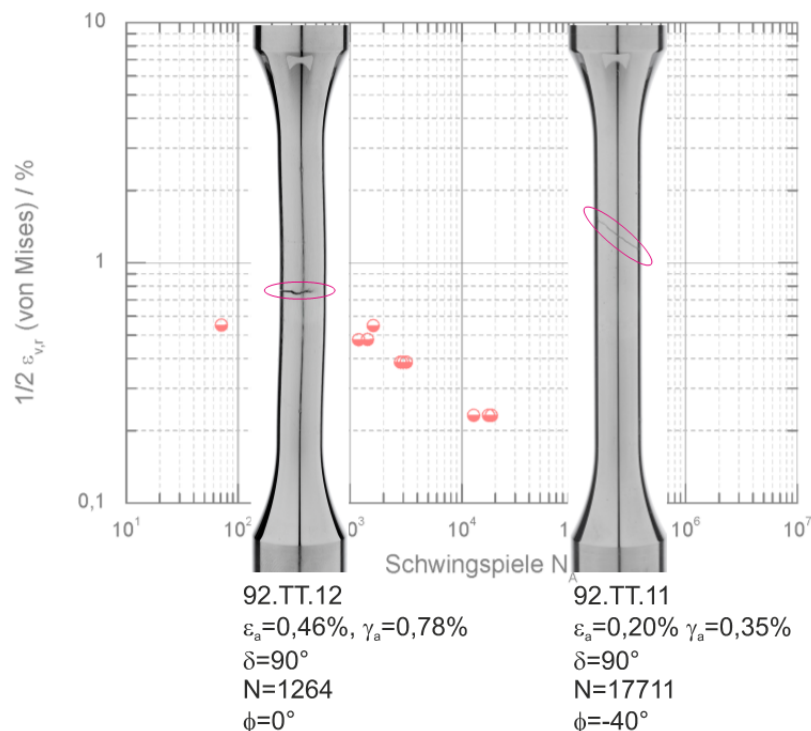


Abbildung 6.21: Probenanrisse, Tension-Torsion nichtproportional, 20MnMoNi5-5

## 6.2 Austenitischer Werkstoff X6CrNiNb18-10

### 6.2.1 Einachsiges Ermüdungsverhalten

Wie in Abschnitt 2.2 erläutert, wurde das Ermüdungsverhalten von X6CrNiNb18-10 bereits in mehreren Forschungsvorhaben der MPA Universität Stuttgart [70] [72], untersucht. Der kurzgeglühte Werkstoff aus dem Vorhaben [70] wies keine Rissinitiation an Ex- / Intrusionen auf. Der im Rahmen der Vorhaben [49], [72] untersuchte Werkstoff (in der hier vorliegenden Wärmebehandlung) wies ein über persistente Gleitbänder beschreibbares Anrissverhalten auf: Die Proben an diesem Werkstoff zeigten Risse mit geradlinig-transkristallinem Verlauf. Zudem konnten in [108] Gleitbänder an der Oberfläche identifiziert werden. Dieses Anrissverhalten wurde auch bei den im Rahmen dieser Arbeit geprüften Proben festgestellt, siehe Abbildung 6.22.



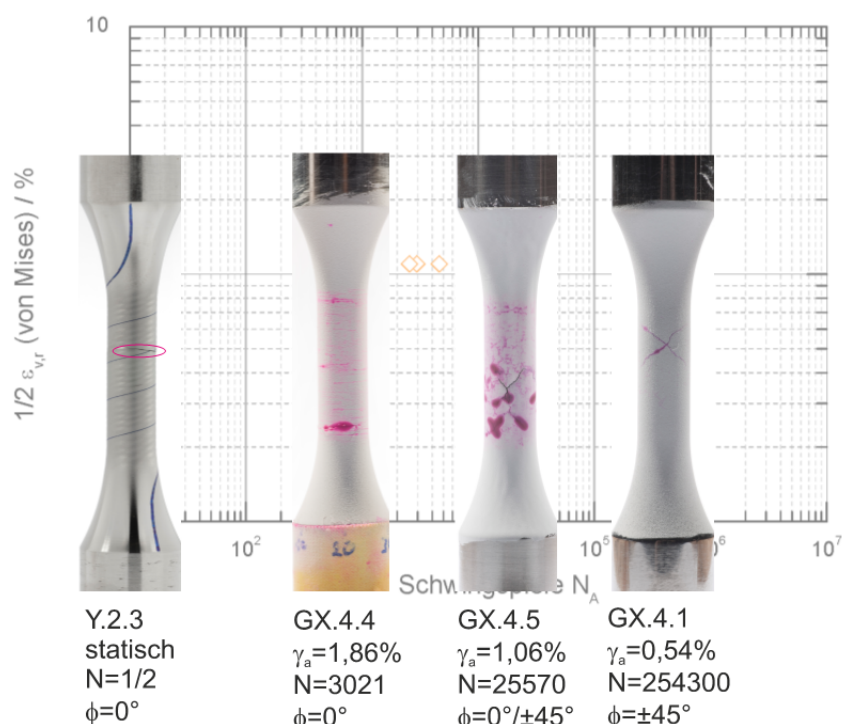
Abbildung 6.22: Probe Y.1.3

Die Beobachtungen von Chauvot [145] sind dazu konsistent. In letzterer Arbeit wurde Werkstoff derselben Charge und Wärmebehandlung wie der hier vorliegende

Probenwerkstoff verwendet, so dass sich die Ergebnisse besonders gut für eine vergleichende Bewertung eignen. Nach Chauvot erfolgte die Rissinitiation fast ausschließlich an Gleitbändern, Zwillingskorngrenzen und Korngrenzen und nur in Ausnahmefällen an Einschlüssen. Die Hauptrisse wuchsen dabei meist als Einzelrisse. Diese Beobachtung trifft auch für die polierten Proben von Soppa und Kohler [70] zu. Soppa und Kohler stellten fest, dass Dichte und Charakter der Mikrorisse von der ursprünglichen Rauigkeit und der lokalen Mikrostruktur abhängen.

### 6.2.2 Ermüdungsverhalten bei reiner Torsion

Die unter rein wechselnder Torsionsbeanspruchung geprüften Proben zeigen im Gegensatz zu den ferritischen Proben eine von der Belastungshöhe abhängige Anrissebene. Die Proben bei hohen aufgeprägten Schiebungen (kurzen Lebensdauern) versagen durch schubspannungskontrollierte Anrisse, welche bevorzugt senkrecht zur Probenachse in Umfangsrichtung auftreten. Dies entspricht somit dem im statischen Versuch zu erwartenden Versagensmodus. Die Bevorzugung der Umfangsrisrichtung gegenüber der werkstoffmechanisch gleich beanspruchten Axialrichtung dürfte in diesem Fall auf die trotz sehr guter mechanischer Politur vorhandenen Umfangsriefen zurückzuführen sein. Bei niedrigeren Lasthorizonten verschiebt sich der Anrissmechanismus hin zu x-förmigen Rissen mit einer Anrissebene von  $\pm 45^\circ$ . Dies entspricht den Ebenen mit größter Normalspannung. Dieses Anrissverhalten stimmt mit den von Socie und Marquis [6] zitierten Arbeiten an Austenit überein. Die auftretenden Rissformen sind in [Abbildung 6.23](#) dargestellt.

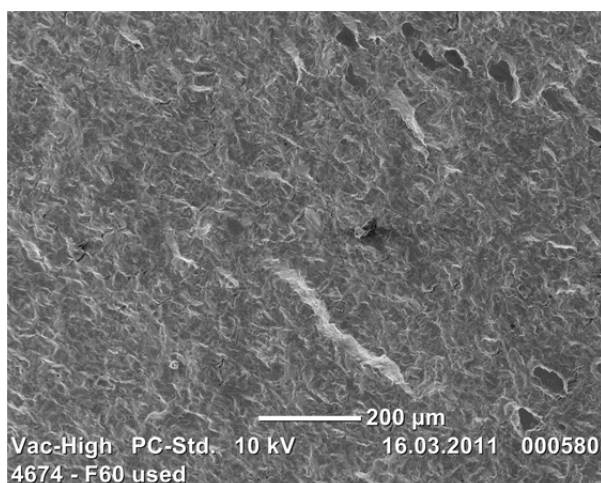


**Abbildung 6.23:** Probenanrisse, Torsion, X6CrNiNb18-10

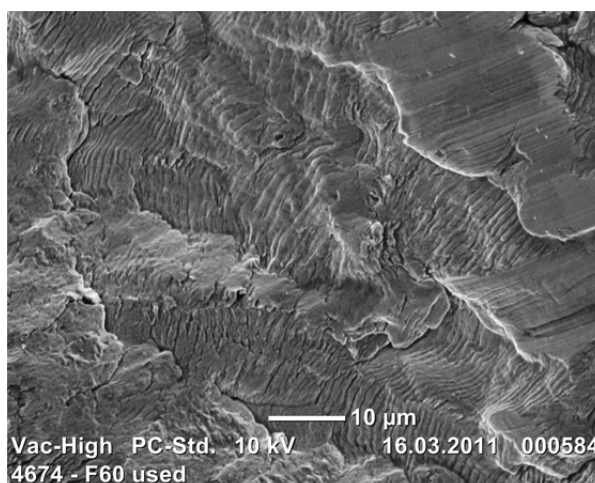
Zur Analyse der Bruchfläche wurde die Probe Y.2.2 ( $\gamma_a = 1,06\%$ ) raster-elektronenmikroskopisch untersucht. Diese Probe weist – ebenso wie die Probe GX.4.1 in [Abbildung 6.23](#) – einen Anriss mit  $\phi = \pm 45^\circ$  auf. Durch die auf dieser Ebene wirkende wechselnde Normalspannung weist die Bruchfläche zusammen-



gedrückte Bereiche auf, welche als glatte dunkle Flächen deutlich in [Abbildung 6.24](#) erkennbar sind. In der Detailaufnahme [Abbildung 6.25](#) lassen sich in weniger zusammengedrückten Bereichen dennoch deutlich die einzelnen Schwingstreifen erkennen.



[Abbildung 6.24](#): Schwingbruchfläche  
Probe Y.2.2



[Abbildung 6.25](#): Schwingbruchfläche  
Probe Y.2.2, Detail

### 6.2.3 Ermüdungsverhalten bei komplexer Beanspruchung

Die Analyse der makroskopischen Rissverläufe der komplex beanspruchten Proben bestätigt den bei reiner Torsion sowie bei den komplex beanspruchten ferritischen Proben beobachteten Wechsel des Risspfads bei Erreichen höherer Schwingspielzahlen. Dabei liegen die Risse bei hohen Lasthorizonten sowohl bei proportionaler als auch bei nichtproportionaler Beanspruchung in erster Näherung orthogonal zur Probenachse, während die Anrisse bei den niedrigeren Lasthorizonten in einem spitzeren Winkel zur Probenachse stehen, siehe [Abbildung 6.26](#) und [Abbildung 6.27](#).

## 6 Identifikation der mikrostrukturellen Schädigungsprozesse

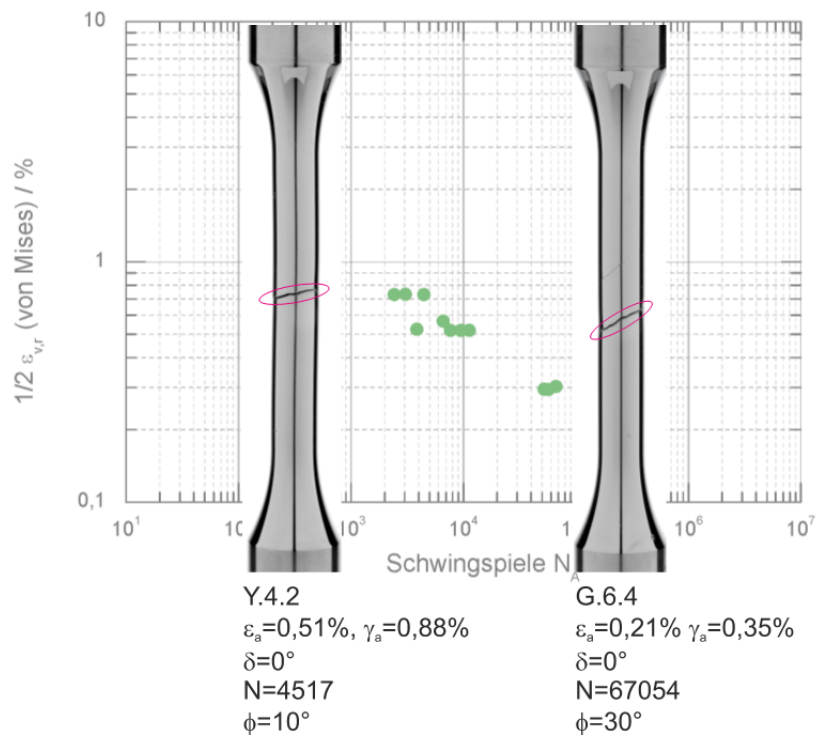


Abbildung 6.26: Probenanrisse, Tension-Torsion proportional, X6CrNiNb18-10

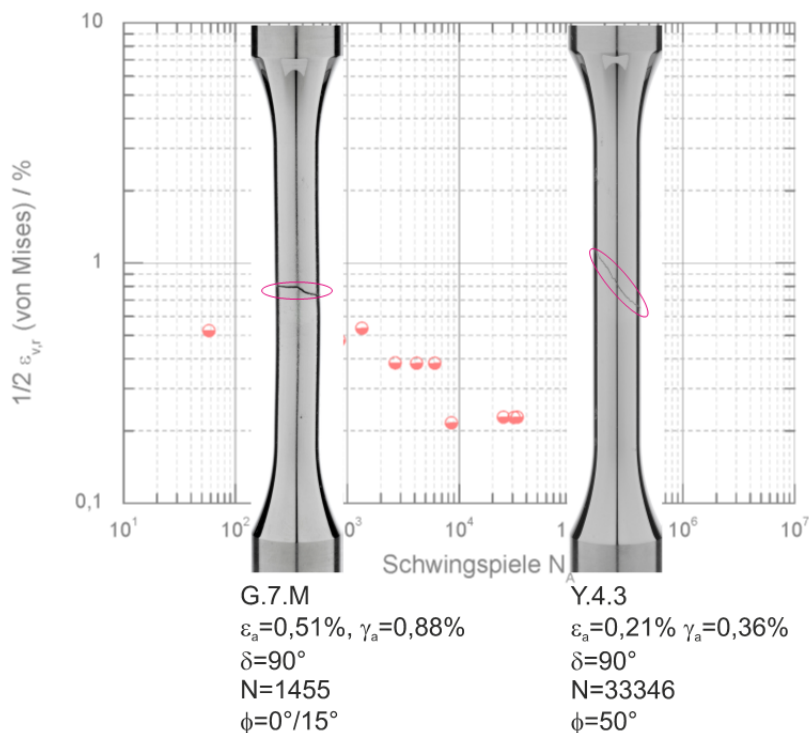
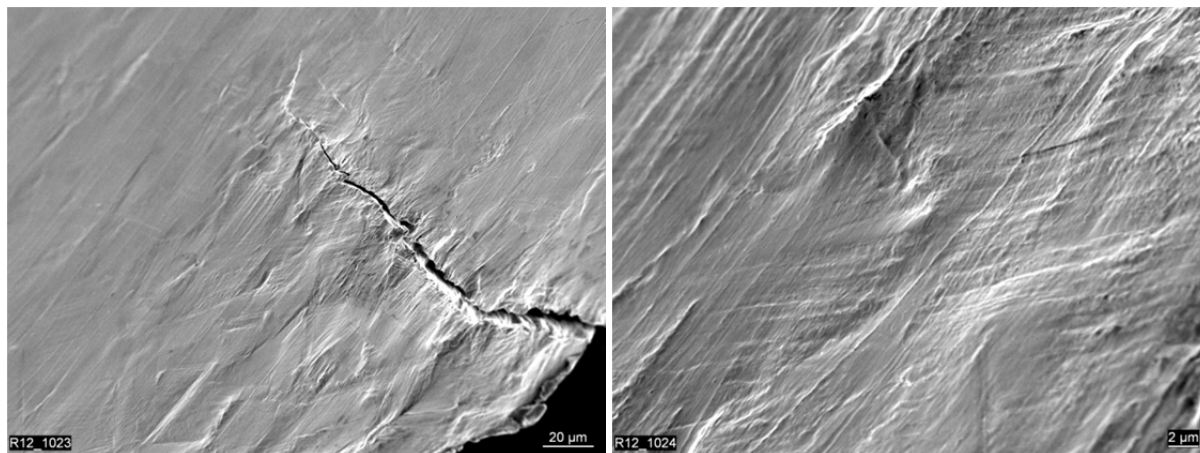


Abbildung 6.27: Probenanrisse, Tension-Torsion nichtproportional, X6CrNiNb18-10

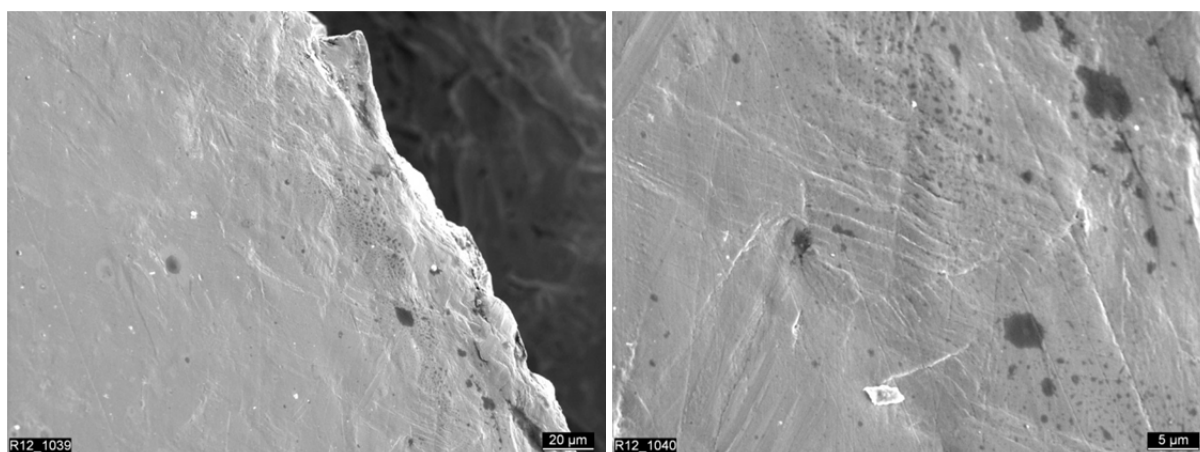
Zur genaueren Identifikation des Anrissverhaltens bei komplexer Beanspruchung wurden Proben mit proportionaler und nichtproportionaler Beanspruchung auf

Gleitbänder an der Probenoberfläche hin untersucht. In [Abbildung 6.28](#) ist ein Nebenanriss abgebildet, in dessen Umfeld deutliche Versetzungsstrukturen zu erkennen sind. In der Detailaufnahme [Abbildung 6.29](#) lassen sich die Versetzungsstrukturen deutlich sichtbar machen. Dabei lassen sich insbesondere in [Abbildung 6.29](#) solche Strukturen erkennen, deren Verlauf sich in den Anrissrichtungen des Haupt- sowie des Nebenanrisses widerspiegelt.



[Abbildung 6.28](#): Gleitbänder, Probe Y.5.2, proportional  
[Abbildung 6.29](#): Gleitbänder, Probe Y.5.2, proportional (Detail)

Für die nichtproportionale Beanspruchung konnten im Umfeld der Anrisse ebenfalls Versetzungsstrukturen festgestellt werden. In [Abbildung 6.30](#) sind deutlich die abgestuften Gleitebenen im Bereich der plastischen Risspitze sowie die Gleitebenen an der Oberfläche in Rissnähe zu erkennen. [Abbildung 6.31](#) zeigt die Versetzungsstrukturen im Detail.



[Abbildung 6.30](#): Gleitbänder, Probe G7.2, nichtproportional  
[Abbildung 6.31](#): Gleitbänder, Probe G7.2, nichtproportional (Detail)

Damit konnte das von [108] für einachsige Beanspruchungen beschriebene Versagensverhalten des austenitischen Werkstoffes auch für komplex mehrachsige Beanspruchungen verifiziert werden.

### 7 Verifizierung der Ermüdungsmodelle

#### 7.1 Hypothesenauswahl

Die Bewertung der Vorhersagequalität einer Festigkeitshypothese ist über den Vergleich der experimentell ermittelten Lebensdauer  $N_A$  und der aus der Vergleichsgröße berechneten Lebensdauer  $N_B$  möglich. Für die berechnete Lebensdauer wird dazu der mittels einer Festigkeitshypothese aus den jeweiligen Beanspruchungen ermittelte Schädigungsparameter mit einer Best-Fit- oder Mittelwertskurve verglichen, die aus den einachsigen Versuchen gebildet wird.

Eine Bewertung aller im Abschnitt 2.3 aufgeführten Hypothesen ist nicht zielführend. Stattdessen wurden mittels des entwickelten AIM-Life-Verfahrens folgende Hypothesen ausgewählt, welche im Folgenden auf ihre Vorhersagegüte hin bewertet werden:

- ein spannungsbasierter Ansatz zur Ermittlung einer Vergleichsspannungsschwingbreite nach von Mises, siehe Gleichung (2.24), („von Mises, Spannung“)
- der spannungsbasierte, integrale Ansatz der Schubspannungsintensitätshypothese (SIH), siehe Gleichung (2.51), („SIH“)
- der linear-elastische Ansatz nach dem ASME Code als Vertreter der Ansätze in Regelwerken, siehe Gleichung (2.86), („ASME-Code“)
- ein dehnungsbasierter Ansatz zur Ermittlung einer Vergleichsdehnungsschwingbreite nach von Mises, siehe Gleichung (2.57), („von Mises, Dehnung“)
- der energiedichtebasierte Ansatz nach Smith, Watson und Topper, siehe Gleichung (2.71), („SWT“)
- der weit verbreitete dehnungsbasierte Ansatz nach Fatemi und Socie, siehe Gleichung (2.64), sowie („Fatemi-Socie“)
- der an IMWF/MPA Universität Stuttgart entwickelte Ansatz, siehe Gleichung (2.81), („Gupta-Fesich“, „GF“).

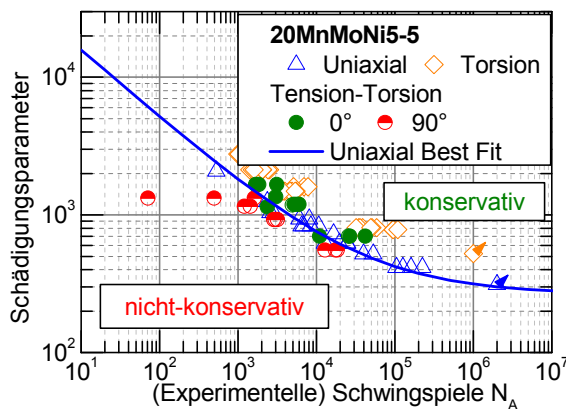
Zusätzlich werden die beiden im Rahmen dieser Arbeit neu entwickelten Ansätze unter Berücksichtigung des Gradienteneffekts auf ihre Vorhersagegüte hin überprüft:

- ein neuentwickelter, dehnungsbasierter Ansatz, siehe Gleichung (3.14), („Eigener Ansatz, Dehnungsbasiert“, „FFS“) sowie
- ein neu entwickelter energiedichtebasierter Ansatz, siehe Gleichung (3.15), („Eigener Ansatz, Energiedichte-basiert“, „FGF“).

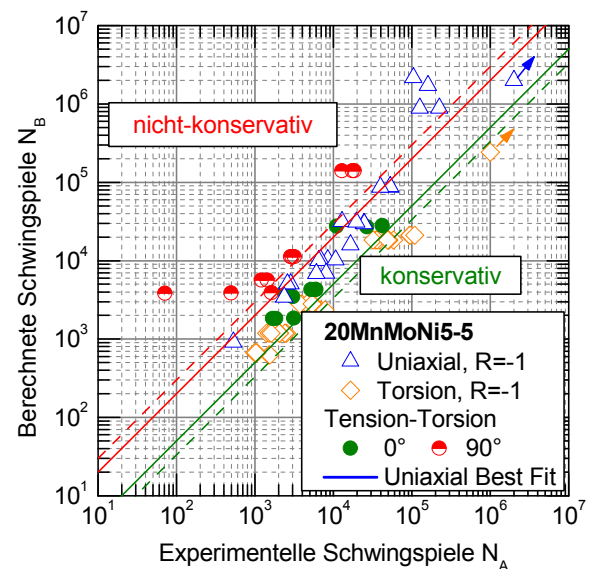
Die Darstellung der Auswertung erfolgt üblicherweise entweder in Schädigungsparameter-Lebensdauer-Diagrammen, vgl. Abbildung 7.1, oder in  $N_B$ - $N_A$ -Dia-

grammen, vgl. [Abbildung 7.2](#). Darin lassen sich die Bereiche konservativer und nicht-konservativer Vorhersagen durch die Mittelwertskurven der einachsigen Versuche voneinander abgrenzen.

Aufgrund der identischen Skalierung beim Vergleich mehrerer Festigkeitshypothesen eignet sich das Lebensdauerdiagramm nach [Abbildung 7.2](#) besser und wird daher im Folgenden verwendet. Zur einfacheren Bewertung der Ergebnisse sind in diesem Diagramm die Streubänder mit den Faktoren 2 und 3 zur konservativen bzw. nicht-konservativen Seite in grün und rot eingetragen.



[Abbildung 7.1](#): Schädigungsparameter-Lebensdauer (FDP- $N_B$ -)Diagramm



[Abbildung 7.2](#):  $N_B$  -  $N_A$  -Diagramm

## 7.2 Mittelwertskurven

Zur Berechnung der vorhergesagten Lebensdauer wurden für alle Ansätze Mittelwertskurven der einachsigen Versuche ermittelt. Dabei wurde eine Formulierung analog zu Gleichung (2.23) gewählt.

$$\ln(N) = A - B \ln(\varepsilon_a - C) \quad (2.23)$$

Die Koeffizienten für die einzelnen Ansätze sind in [Tabelle 7.1](#) für den ferritischen Werkstoff und [Tabelle 7.2](#) für den austenitischen Werkstoff aufgeführt. Für die Bewertung des Ansatzes nach dem ASME-Regelwerk wurde die im ASME Code 2010 zugrunde gelegte Mittelwertskurve [19] verwendet.

Tabelle 7.1: Mittelwertskurven der einachsigen Versuche, Ferrit

<b>Ansatz</b>	<b>Einheit</b>	<b>A</b>	<b>B</b>	<b>C</b>
<b>von Mises, Spannung</b>	MPa	27,634	3,987	291,2
<b>SIH</b>	MPa	27,296	4,125	218,0
<b>von Mises, Dehnung</b>	1/1	-4,837	2,329	0,001251
<b>SWT</b>	MPa	9,765	2,689	0,2381
<b>Fatemi-Socie</b>	1/1	-2,270	2,681	0,002713
<b>IMWF/MPA</b>	MJ/m <sup>3</sup>	9,762	2,572	0,2700
<b>Eigener Ansatz, Dehnungsbasiert</b>	1/1	-1,718	2,110	0,002575
<b>Eigener Ansatz, Energiedichte-basiert</b>	MJ/m <sup>3</sup>	9,762	2,572	0,2700

Tabelle 7.2: Mittelwertskurven der einachsigen Versuche, Austenit

<b>Ansatz</b>	<b>Einheit</b>	<b>A</b>	<b>B</b>	<b>C</b>
<b>von Mises, Spannung</b>	MPa	16,987	1,837	207,3
<b>SIH</b>	MPa	16,795	1,837	186,7
<b>von Mises, Dehnung</b>	1/1	-4,705	2,384	0,001465
<b>SWT</b>	MPa	8,884	1,745	0,3627
<b>Fatemi-Socie</b>	1/1	3,142	1,782	0,01422
<b>IMWF/MPA</b>	MJ/m <sup>3</sup>	8,945	1,739	0,3733
<b>Eigener Ansatz, Dehnungsbasiert</b>	1/1	1,725	1,853	0,007221
<b>Eigener Ansatz, Energiedichte-basiert</b>	MJ/m <sup>3</sup>	8,945	1,739	0,3733

### 7.3 Bewertung der Festigkeitshypothesen

Im Folgenden werden die oben ausgewählten Ansätze auf ihre Eignung zur Berechnung der Lebensdauer überprüft.

Die Auswertung nach der elastisch-plastischen Vergleichsspannungsschwingbreite nach von Mises, [Abbildung 7.3](#) und [Abbildung 7.4](#), zeigt, dass die Torsionsversuche deutlich zu konservativ bewertet werden. Für die proportionalen Tension-Torsion-Versuche ergibt sich ebenfalls eine zu konservative Bewertung deutlich außerhalb des Streubandes. Im Vergleich dazu liegen die nichtproportionalen Versuche teilweise auf der nicht-konservativen Seite, wobei die Berechnungen stark zu beiden Seiten streuen. Die Vorhersagequalität dieser Versuche weicht bei Vernachlässigung der nichtproportionalen Zusatzverfestigung allerdings deutlich weiter zur nicht-konservativen Seite ab. Für die gekerbten Versuche werden so stark konservative Vorhersagen getroffen, dass eine Bewertung der gekerbten Versuche anhand dieser Hypothese keine zufriedenstellenden Ergebnisse mehr liefert.

Die Schubspannungsintensitätshypothese, welche im Dauerfestigkeitsbereich noch gut verifiziert ist, liefert im Zeitfestigkeitsbereich fast durchgehend zu konservative Vorhersagen, siehe [Abbildung 7.5](#) und [Abbildung 7.6](#). Auffällig ist die im Vergleich zu anderen Ansätzen deutlich konservativere Bewertung der nichtproportionalen Versuche. Die gekerbten Versuche werden auch hier viel zu konservativ bewertet.

Die linear-elastische Bewertung nach dem ASME-Code, [Abbildung 7.7](#) und [Abbildung 7.8](#), liefert überdurchschnittlich gute Ergebnisse für die Versuche mit mehrachsig proportionaler Beanspruchung. Die phasenverschobenen, nichtproportionalen Versuche werden allesamt nicht-konservativ bewertet und fallen außerhalb des Streubands. Daher ist die Vorgehensweise nach ASME-Code wenig gut geeignet, die durchgeführten Versuche mit nichtproportionalen Beanspruchungen zu bewerten. Der Grund hierfür ist die fehlende Möglichkeit, die nichtproportionale Zusatzverfestigung und damit die auftretenden höheren Spannungsniveaus in der Probe zu berücksichtigen. Während die gekerbten Zug-Druck-Versuche für 20MnMoNi5-5 zwar deutlich zu konservativ, aber teilweise noch innerhalb des Streubands liegen, werden die Versuche an X6CrNiNb18-10 und die Versuche an gekerbten Torsionsproben insgesamt viel zu konservativ bewertet.

Die Bewertung der Vergleichsdehnung, [Abbildung 7.9](#) und [Abbildung 7.10](#), zeigt – analog zum Vorgehen nach ASME-Code – eine deutlich nicht-konservative Vorhersage der Lebensdauer bei nichtproportionalen Beanspruchungen. Diese ist umso stärker ausgeprägt, je größer die nichtproportionale Zusatzverfestigung des Werkstoffs ist. Die Bewertung der gekerbten Proben entspricht ebenfalls der des ASME-Codes.

Der Ansatz nach Smith, Watson und Topper wird i.A. für Materialversagen in Mode I verwendet [6]. Für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Versuche zeigt sich, dass die fehlende Berücksichtigung der Schiebungsanteile zu einer tendenziell nicht-konservativen Bewertung mehrachsiger Versuche führt, siehe [Abbildung 7.11](#) und [Abbildung 7.12](#). Dadurch werden die bei allen anderen überprüften Ansätzen konservativ bewerteten Torsionsversuche im Mittel nicht-konservativ bewertet. Während die proportional mehrachsigen Tension-Torsion-Versuche zufriedenstellend bewertet werden, liegen die Ergebnisse der nichtproportionalen Versuche deutlich auf der nicht-konservativen Vorhersageseite und nur geringfügig besser als bei den

Ansätzen nach ASME oder der Vergleichsdehnung. Auch mit diesem Ansatz werden die gekerbten Versuche zu konservativ bewertet.

Der Ansatz nach Fatemi und Socie ermöglicht über die Bestimmung des k-Parameters a priori eine treffende Vorhersage der Torsionsversuche, siehe [Abbildung 7.13](#) und [Abbildung 7.14](#). Die in der Literatur übereinstimmend berichtete Eignung zur Bewertung proportionaler und nichtproportionaler Beanspruchungen wird durch die vorliegenden Ergebnisse an ungekerbten Proben bestätigt. Mittelwert und Standardabweichung der Bewertungen liegen für alle ungekerbten Versuchsreihen in der Spitzengruppe der berücksichtigten Ansätze. Allerdings werden die gekerbten Proben auch mit diesem Ansatz nicht zufriedenstellend bewertet. Insbesondere für den austenitischen Werkstoff könnte eine lebensdauerabhängige Formulierung des Werkstoffparameters k zu einer weiteren Verbesserung der Vorhersagegüte führen. Allerdings würde dadurch der nötige Berechnungsaufwand noch weiter erhöht.

Der von an IMWF/MPA Universität Stuttgart von Fesich und Gupta entwickelte Ansatz, [Abbildung 7.15](#) und [Abbildung 7.16](#), liefert für alle ungekerbten Versuchsreihen ähnlich treffende Ergebnisse wie der Ansatz nach Fatemi und Socie. Die Versuche werden im Mittel jedoch etwas konservativer bewertet. Der große Vorteil dieses Ansatzes liegt jedoch in der einfacheren Umsetzung, da die experimentell aufwändige Ermittlung eines zusätzlichen Parameters entfällt und zur Ermittlung der Mittelwertskurve nur einachsige Schwingversuche benötigt werden. Zusätzlich werden die beiden im Rahmen dieser Arbeit neu entwickelten Ansätze mit Berücksichtigung des Gradienteneffektes bewertet.

Der neu entwickelte, dehnungsbasierte Ansatz zeigt dabei für alle Versuchsreihen und beide Werkstoffe eine überlegene Vorhersagegüte, siehe [Abbildung 7.17](#) und [Abbildung 7.18](#). Mittelwerte und Standardabweichungen aller Vorhersagereihen weisen im Vergleich der überprüften Ansätze Bestwerte auf, siehe [Tabelle 7.3](#). Für den ferritischen Werkstoff liegen bis auf wenige Ausnahmen alle Versuche im Streuband; für den austenitischen Werkstoffe werden die gekerbten Versuche nun nicht-konservativ, aber noch mit befriedigender Genauigkeit, vorhergesagt. Die für den Ansatz nötigen k-Werte wurden zu  $k_{opt} = 1,3$  für den ferritischen Werkstoff und  $k_{opt} = 4,1$  für den austenitischen Werkstoff bestimmt.

Der neu entwickelte Energiedichte-basierte Ansatz liefert bis auf die konservative Bewertung der reinen Torsionsversuche ähnlich gute Ergebnisse für die ungekerbten Proben. Die gekerbten Proben werden zwar weniger genau als mit dem dehnungsbasierten Ansatz bewertet, jedoch immer noch deutlich besser als mit allen existierenden Ansätzen. Im Gegensatz zum dehnungsbasierten Ansatz liegen die Ergebnisse der gekerbten Proben nun zur konservativen Seite hin. Während die Ergebnisse des ferritischen Werkstoffs noch nahe am Streuband liegen, weichen die Versuche an gekerbten Proben aus Austenit im HCF jedoch bereits deutlich zur konservativen Seite ab.

In [Tabelle 7.3](#) sind die Ansätze hinsichtlich ihrer statistischen Vorhersagegüte gegenübergestellt. Überdurchschnittlich gute bzw. schlechte Werte sind farblich in grün bzw. rot gekennzeichnet.



Tabelle 7.3: Statistische Auswertung der Vorhersagegüte der überprüften Ansätze

		$\sigma$ (vM)	SIH	ASME	$\varepsilon$ (vM)	SWT	FS	GF	FFS	FGF
<b>Tension</b> <b>R = -1</b>	$\mu$	1,02	1,02	1,30	1,01	1,02	1,02	1,02	0,99	1,02
	s	0,24	0,25	1,09	0,28	0,30	0,29	0,29	0,25	0,29
<b>Torsion</b> <b>R = -1</b>	$\mu$	4,18	5,77	3,55	4,34	0,62	1,21	4,31	1,01	2,56
	s	1,74	3,12	3,83	2,20	0,43	0,53	1,79	0,37	1,13
<b>Ten-Tor</b> <b>00°</b>	$\mu$	3,11	3,54	1,38	1,54	1,40	1,67	1,87	0,96	1,42
	s	1,73	1,88	0,57	0,51	0,63	0,74	0,78	0,36	0,59
<b>Ten-Tor</b> <b>90°</b>	$\mu$	1,36	12,20	0,25	0,24	0,29	1,38	1,90	0,66	1,51
	s	1,28	8,40	0,15	0,13	0,16	0,63	0,93	0,33	0,74
<b>Ten-Tor</b> <b>60/180°</b>	$\mu$	4,76	11,58	0,57	0,62	0,72	1,31	1,68	0,73	1,31
	s	1,57	6,82	0,29	0,42	0,32	0,31	0,41	0,22	0,36
<b>Tension</b> <b>R &gt; -1</b>	$\mu$	0,91	0,90	0,93	0,85	0,90	1,02	0,92	1,06	0,92
	s	0,38	0,37	0,45	0,29	0,32	0,35	0,33	0,30	0,33
<b>Torsion</b> <b>R = 0</b>	$\mu$	3,37	4,19	1,59	2,73	0,64	1,25	4,05	0,99	2,45
	s	0,20	0,24	0,09	0,16	0,04	0,07	0,24	0,06	0,14
<b>Tension,</b> <b>Kerbe</b>	$\mu$	7,04	21,47	5,26	5,92	9,07	12,54	9,76	1,09	5,49
	s	9,65	24,05	8,14	7,29	10,23	14,19	11,23	0,94	6,94
<b>Torsion,</b> <b>Kerbe</b>	$\mu$	52,04	66,36	40,77	57,70	12,53	18,50	61,05	0,52	11,35
	s	94,48	121,78	84,27	103,83	22,96	28,87	100,33	0,47	21,16

$\mu$  - Mittel- bzw. Erwartungswert, s - Standardabweichung

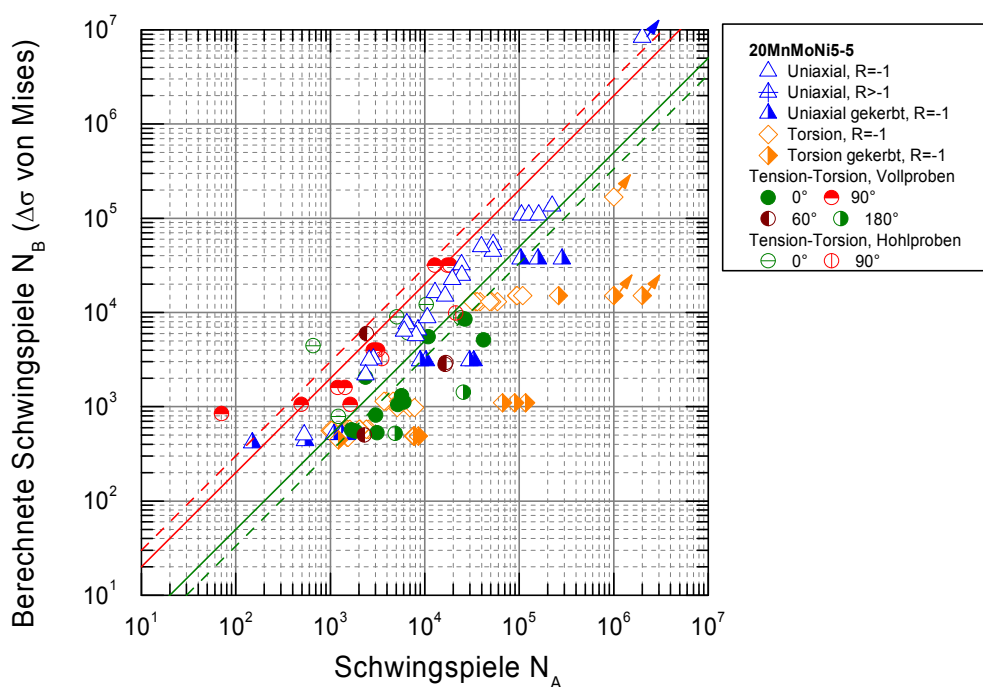


Abbildung 7.3: Versuchsergebnisse Ferrit, ausgewertet nach von Mises (Spannung)

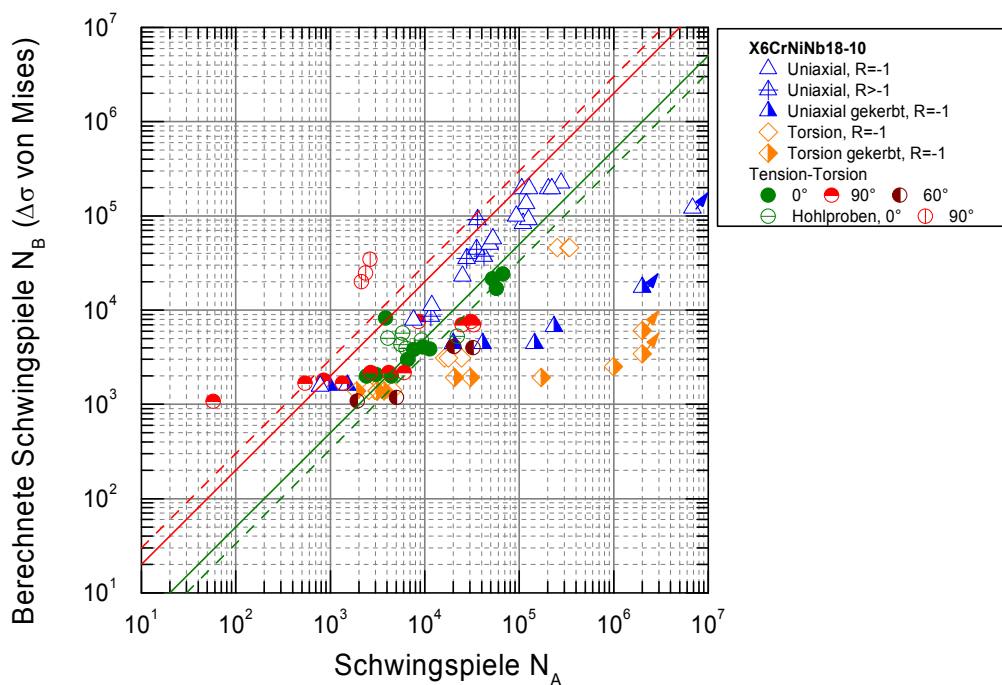


Abbildung 7.4: Versuchsergebnisse Austenit, ausgewertet nach von Mises (Spannung)

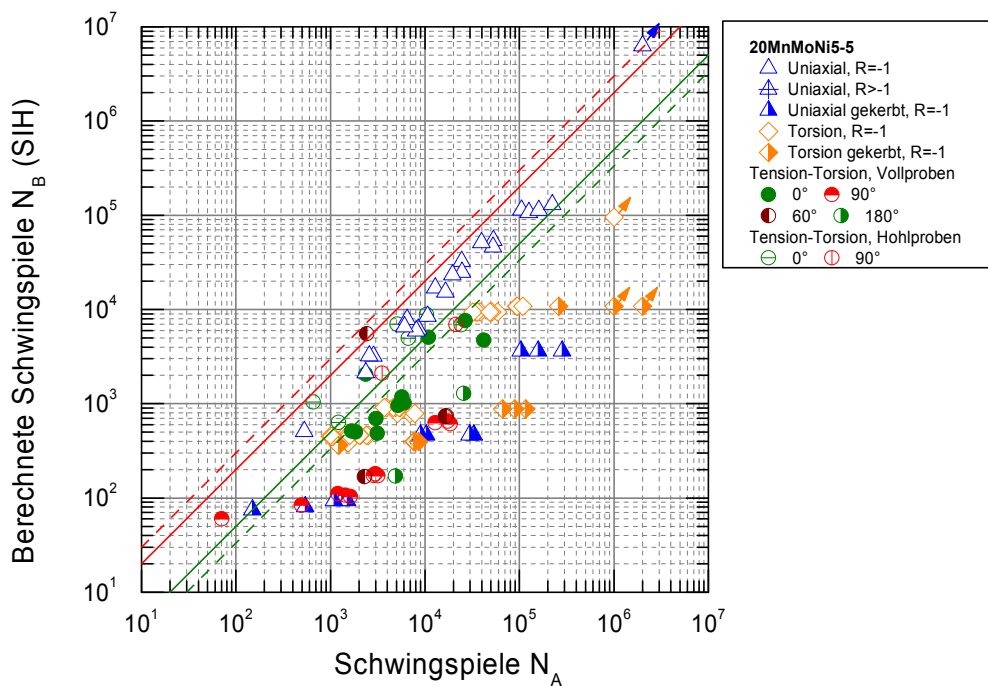


Abbildung 7.5: Versuchsergebnisse Ferrit, ausgewertet nach SIH

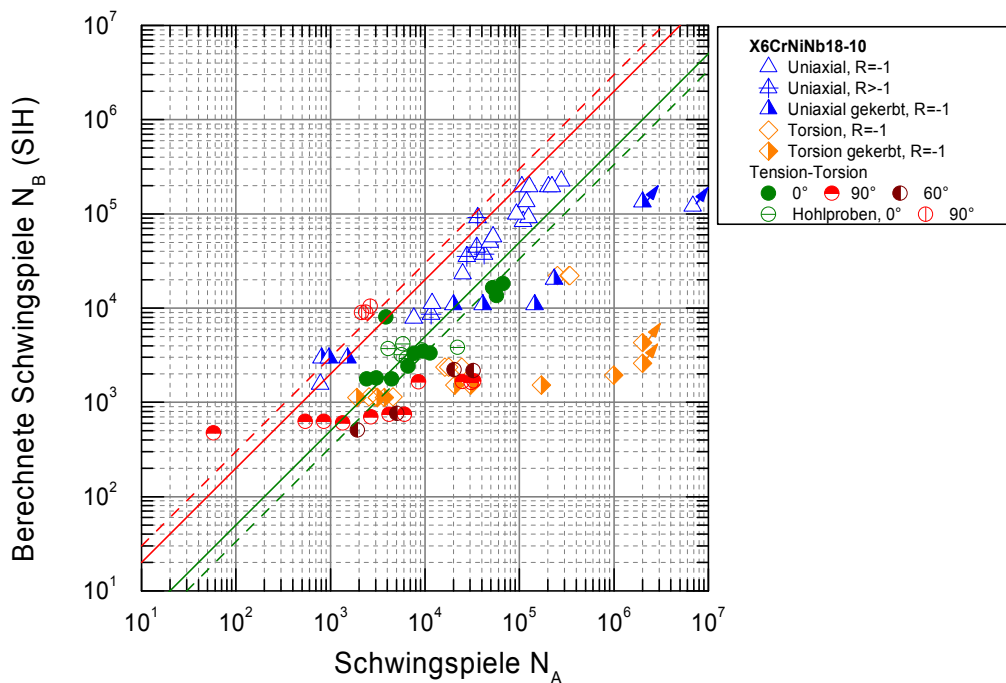


Abbildung 7.6: Versuchsergebnisse Austenit, ausgewertet nach SIH

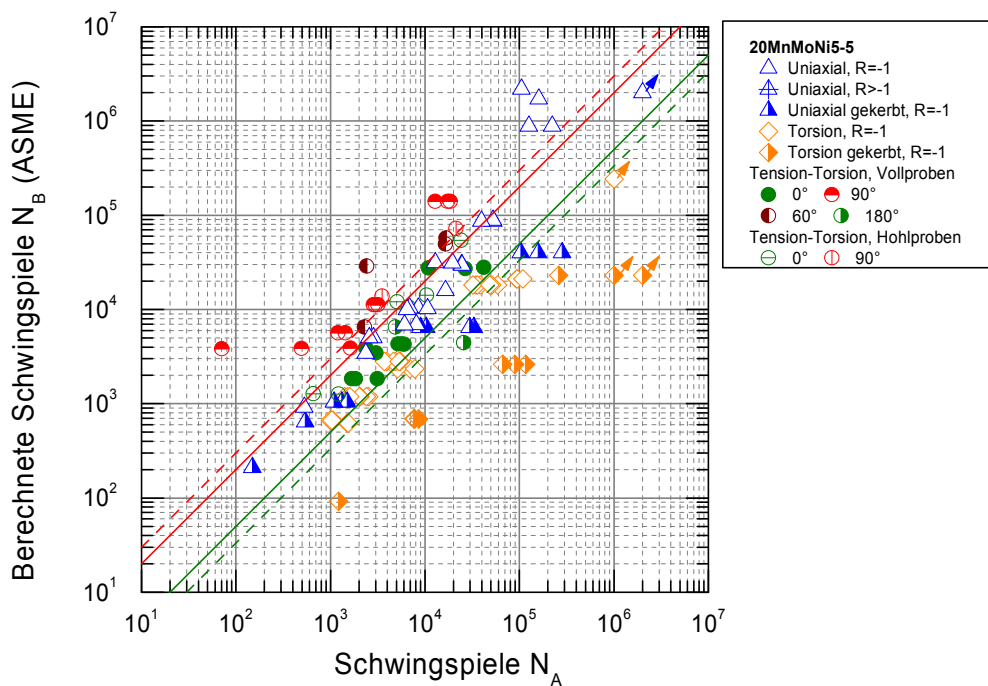


Abbildung 7.7: Versuchsergebnisse Ferrit, ausgewertet nach ASME-Code

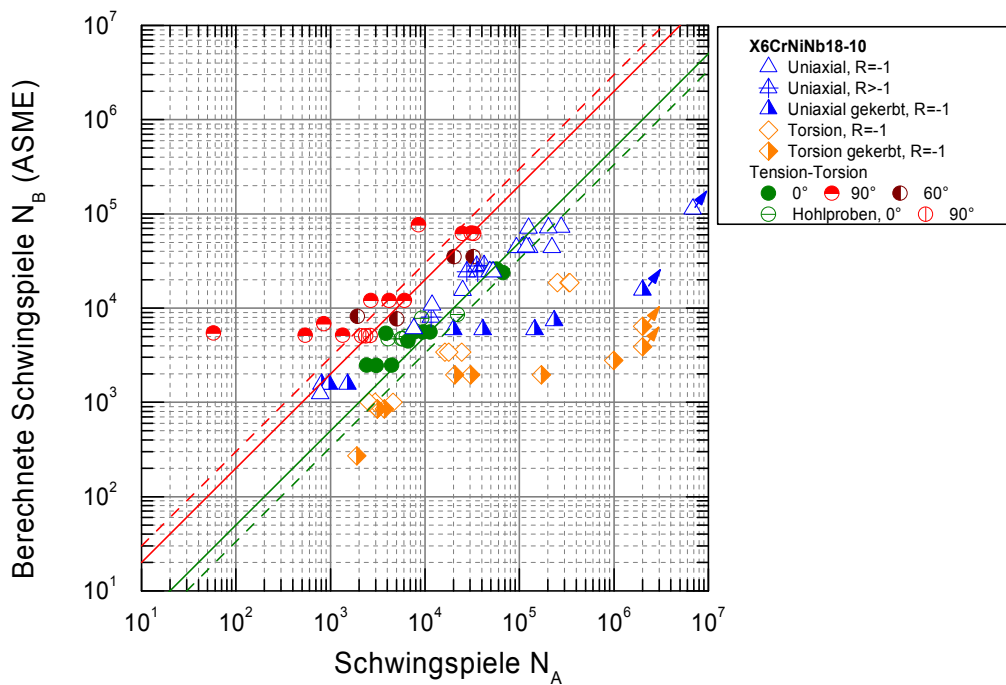


Abbildung 7.8: Versuchsergebnisse Austenit, ausgewertet nach ASME-Code

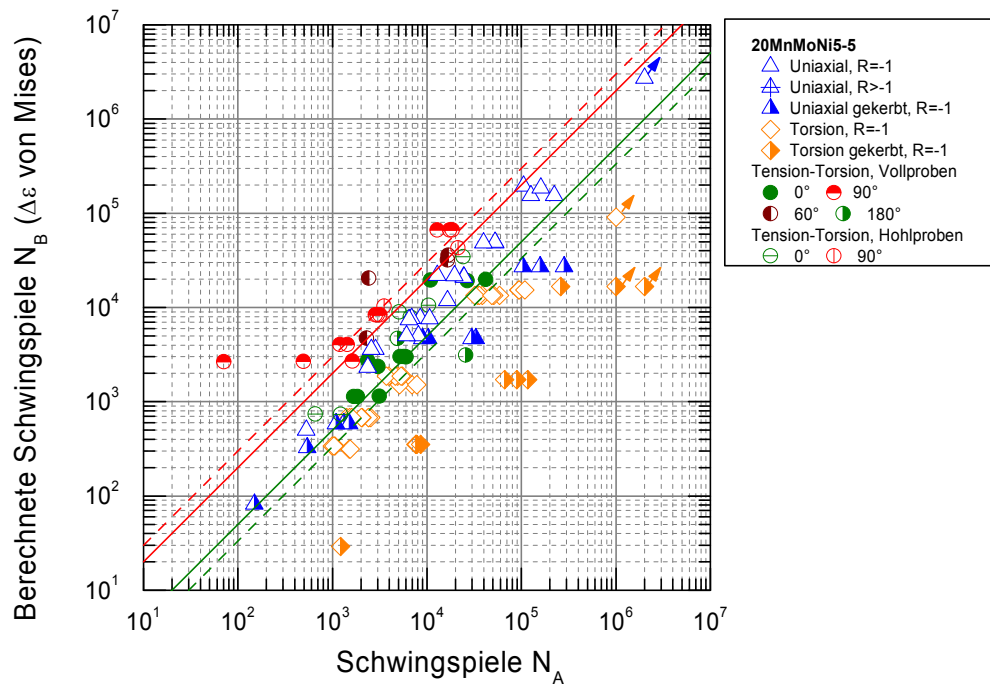


Abbildung 7.9: Versuchsergebnisse Ferrit, ausgewertet nach von Mises (Dehnung)

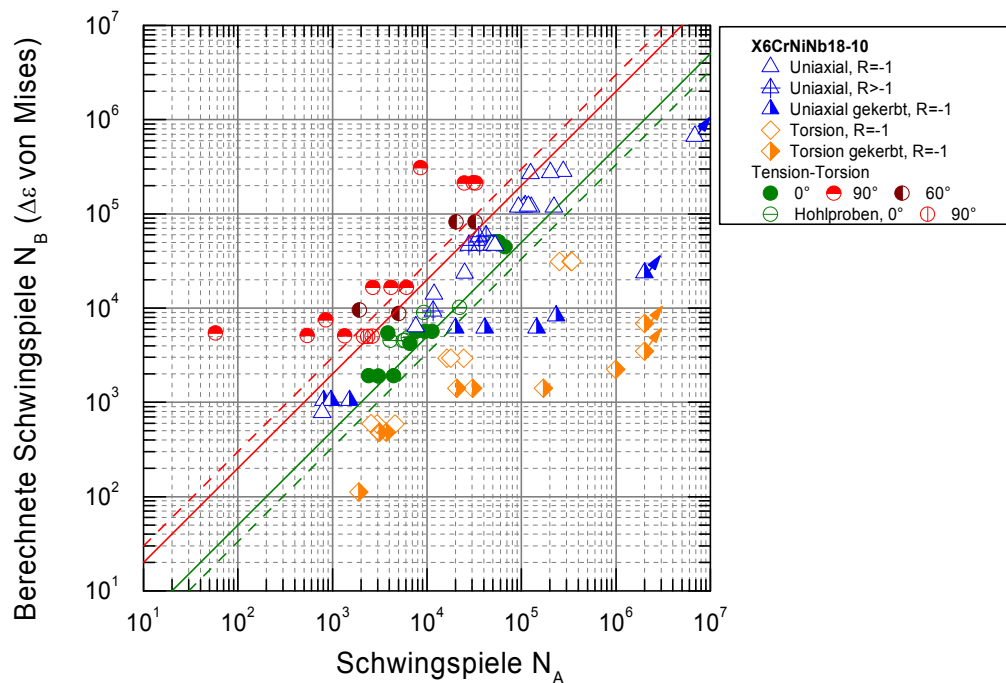


Abbildung 7.10: Versuchsergebnisse Austenit, ausgewertet nach von Mises (Dehnung)

## 7 Verifizierung der Ermüdungsmodelle

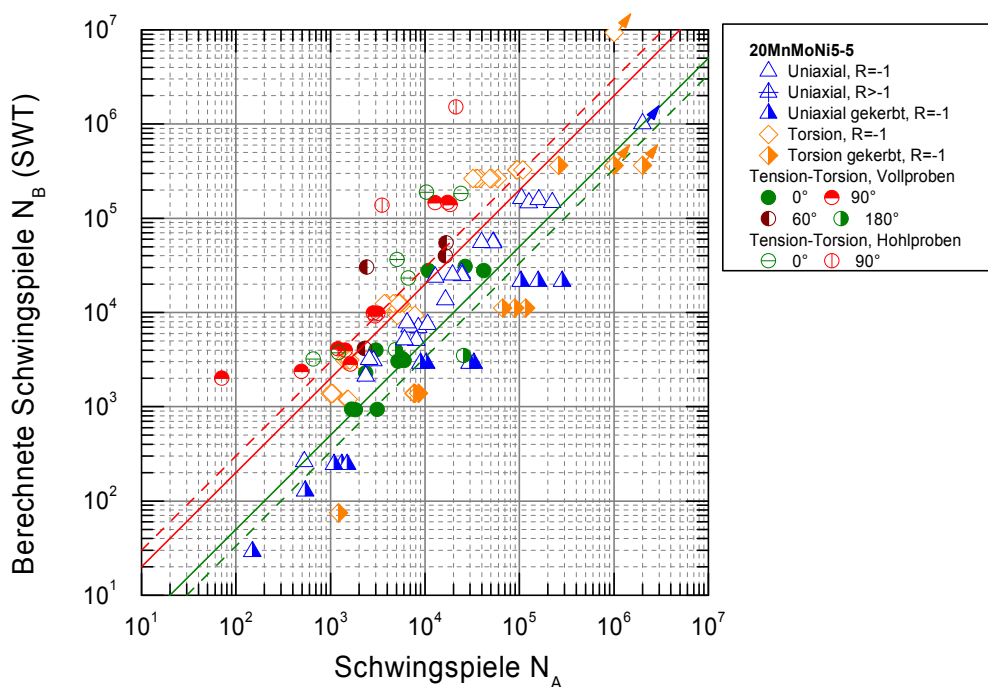


Abbildung 7.11: Versuchsergebnisse Ferrit, ausgewertet nach Smith, Watson, Topper

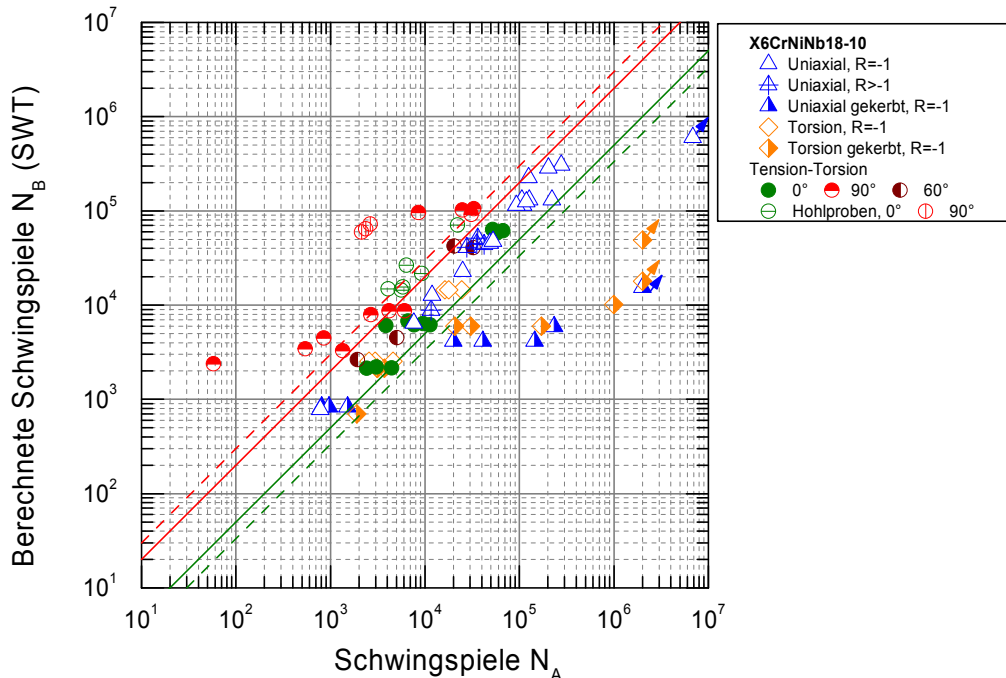


Abbildung 7.12: Versuchsergebnisse Austenit, ausgewertet nach Smith, Watson, Topper

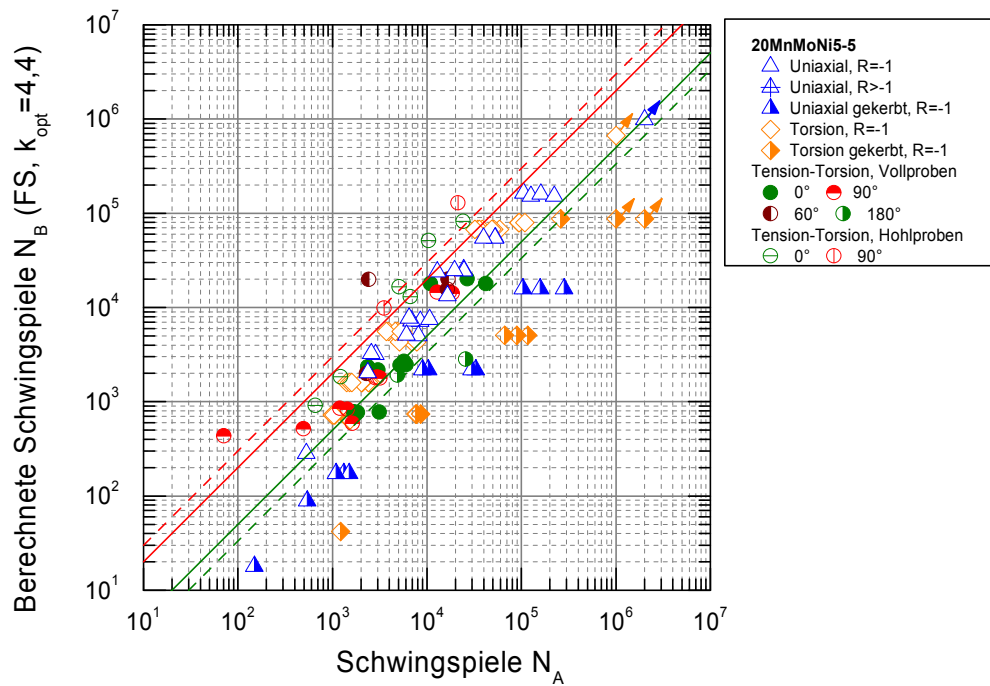


Abbildung 7.13: Versuchsergebnisse Ferrit, ausgewertet nach Fatemi und Socie

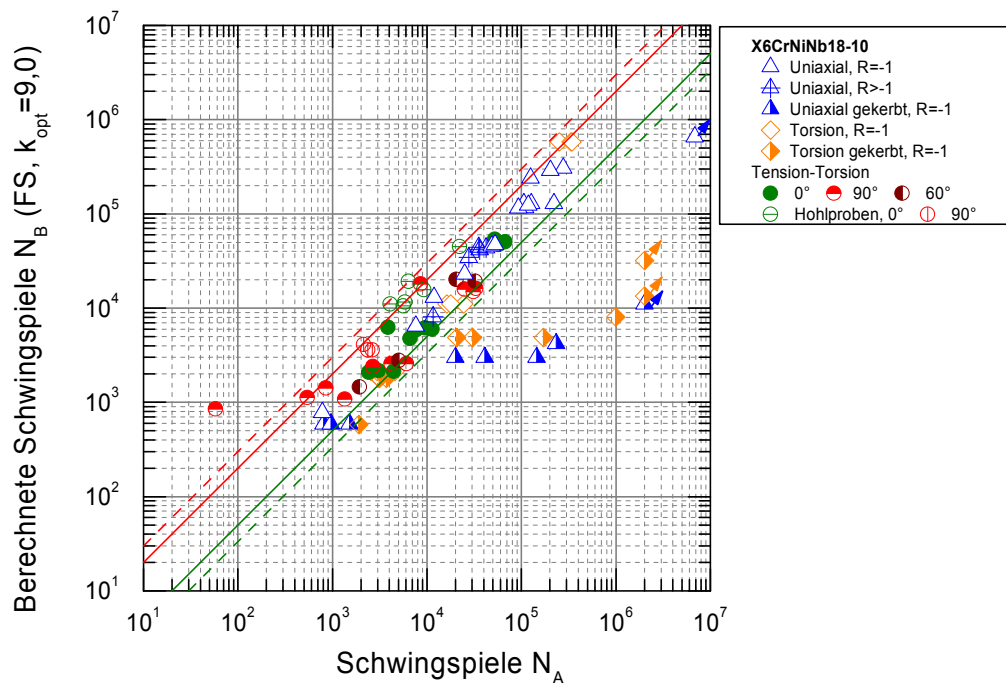


Abbildung 7.14: Versuchsergebnisse Austenit, ausgewertet nach Fatemi und Socie

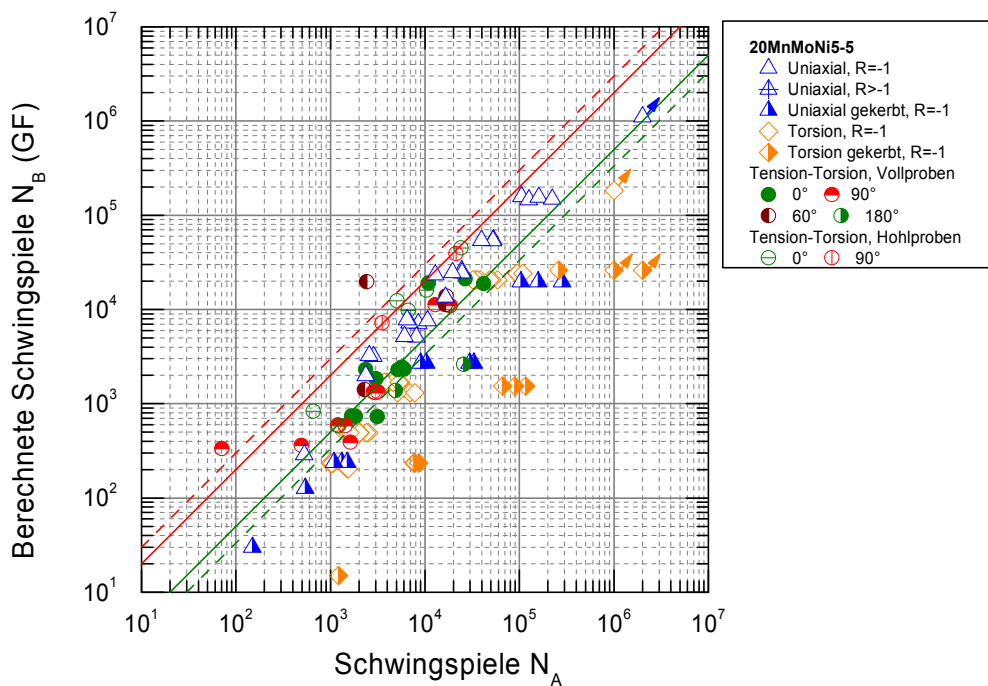


Abbildung 7.15: Versuchsergebnisse Ferrit, ausgewertet nach IMWF/MPA

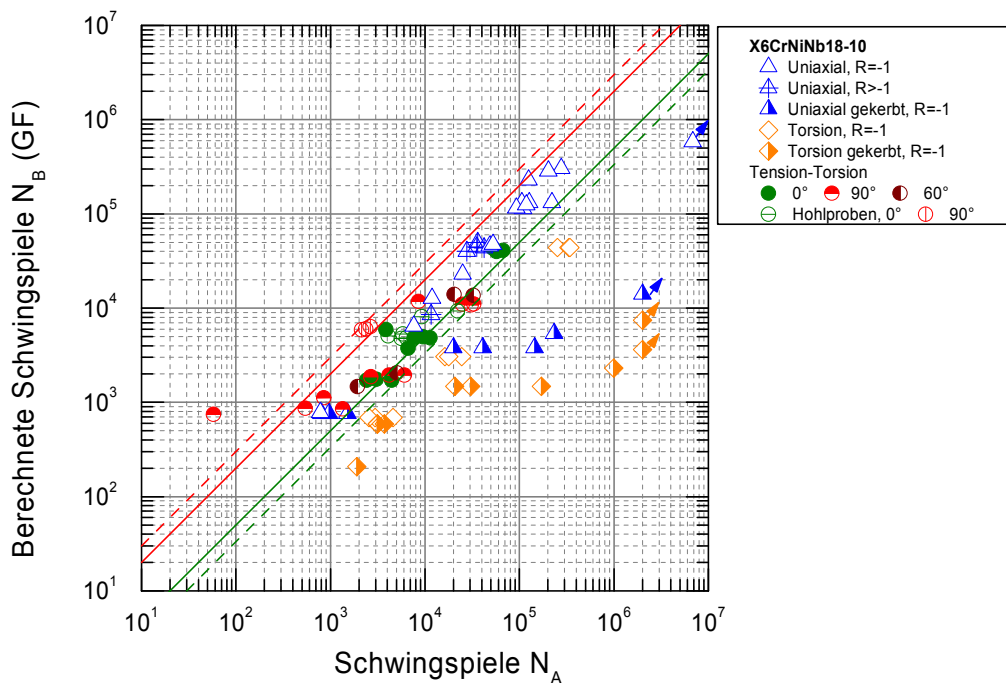


Abbildung 7.16: Versuchsergebnisse Austenit, ausgewertet nach IMWF/MPA



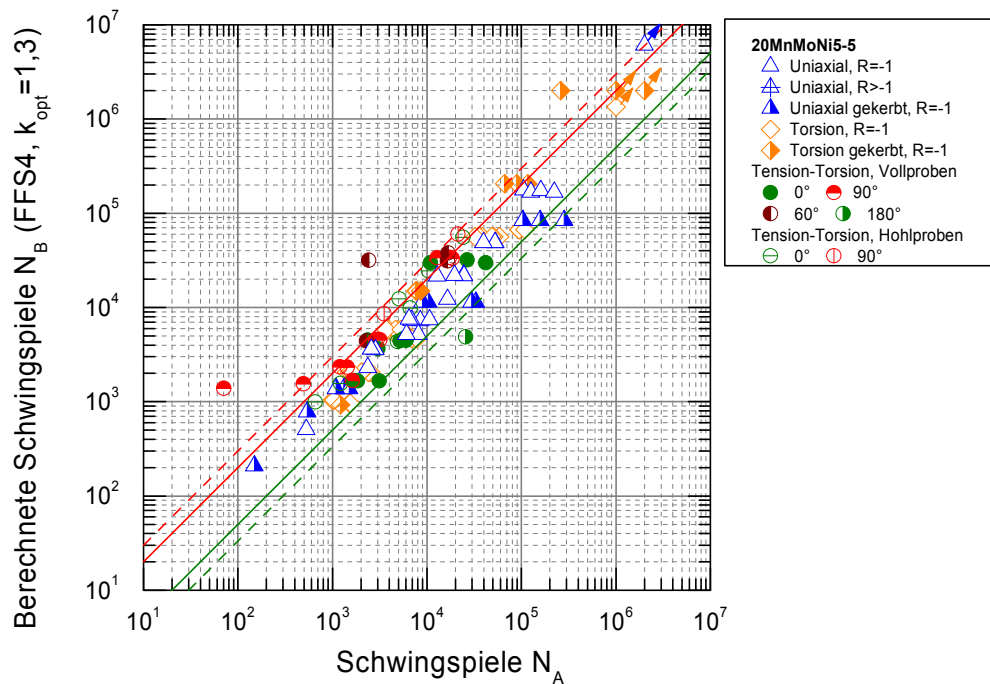


Abbildung 7.17: Versuchsergebnisse Ferrit, ausgewertet nach dem neu entwickelten dehnungsbasierten Ansatz

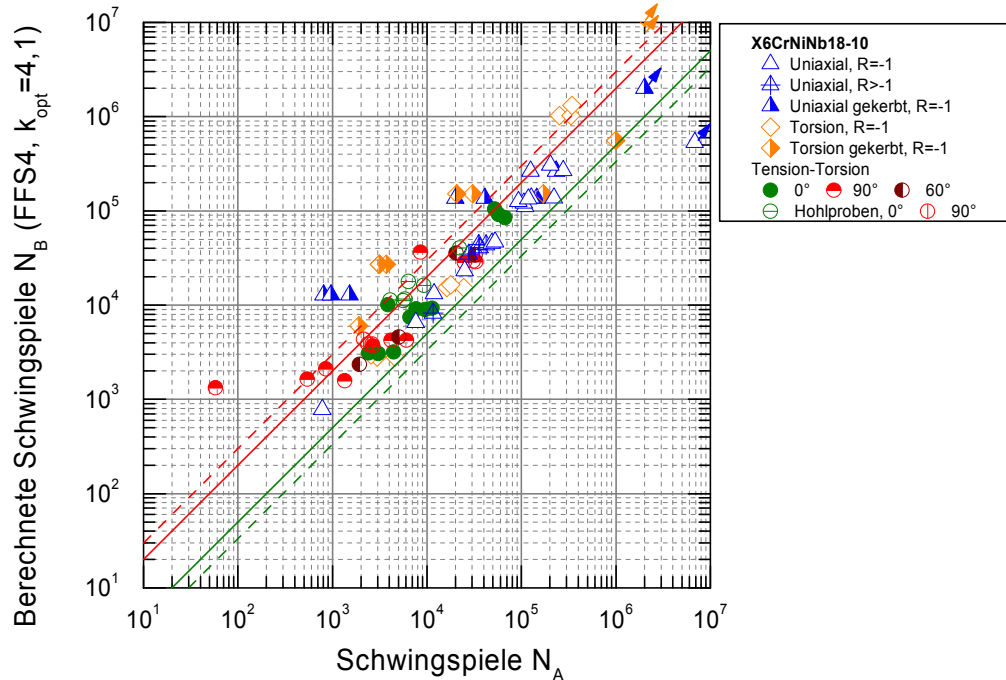


Abbildung 7.18: Versuchsergebnisse Austenit, ausgewertet nach dem neu entwickelten dehnungsbasierten Ansatz

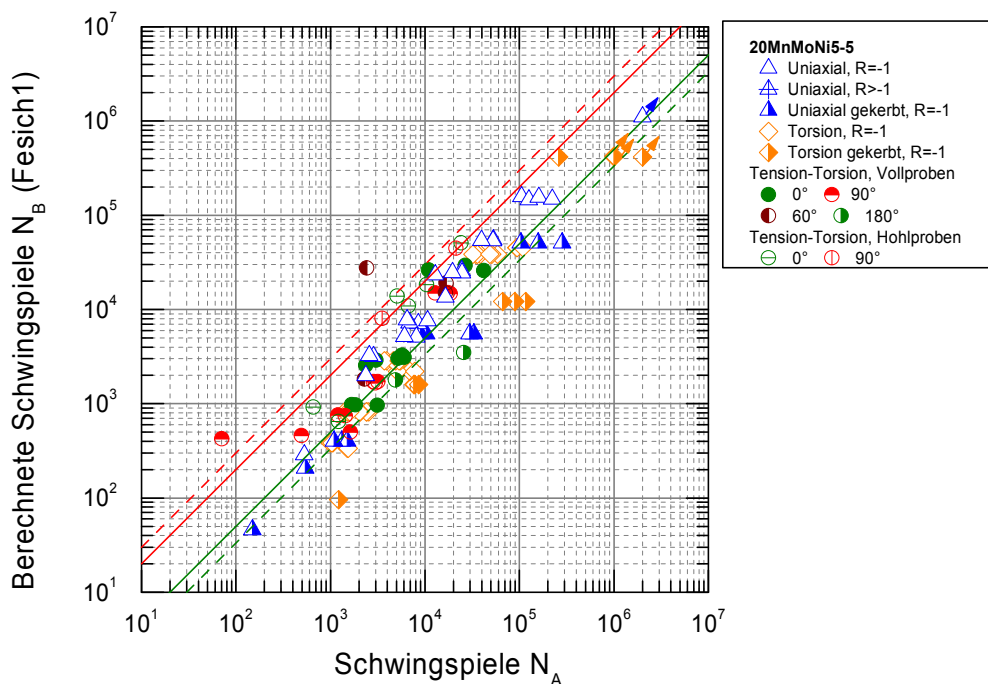


Abbildung 7.19: Versuchsergebnisse Ferrit, ausgewertet nach dem neu entwickelten Energiedichte-basierten Ansatz

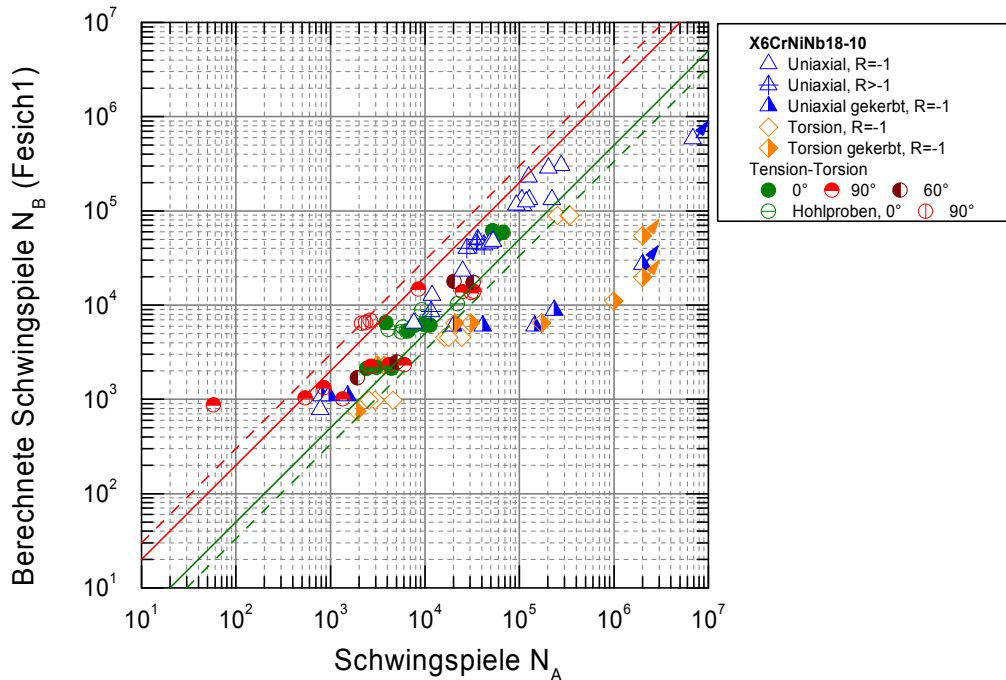


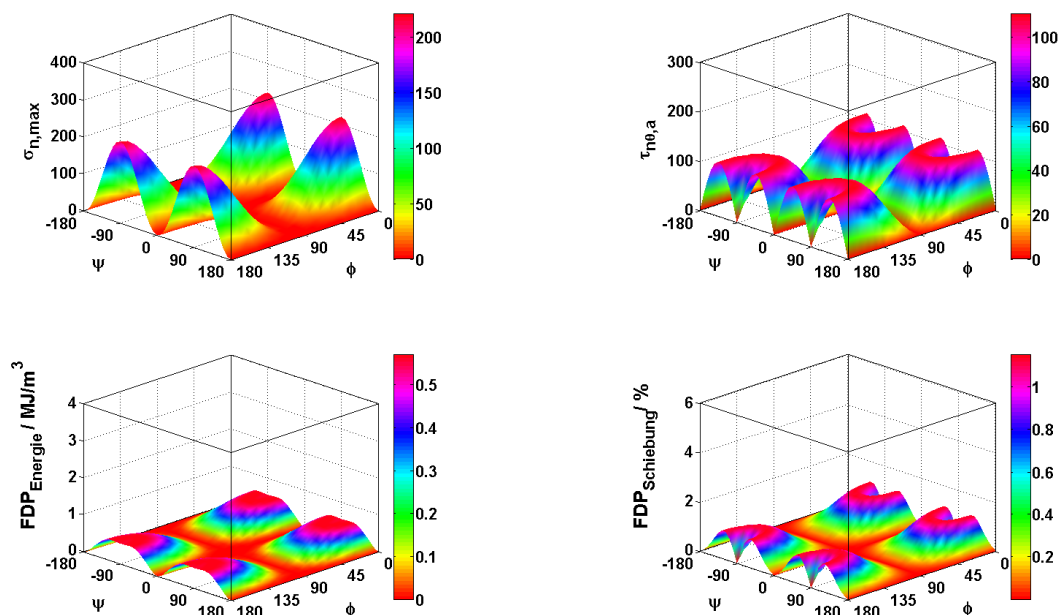
Abbildung 7.20: Versuchsergebnisse Austenit, ausgewertet nach dem neu entwickelten Energiedichte-basierten Ansatz

## 7.4 Mikrostrukturelle Validierung

Für die Verifikation der neu entwickelten Schädigungsmodelle ist die im vorigen Abschnitt überprüfte statistische Qualität der Vorhersagen für ein möglichst allgemeines Versuchskollektiv ein notwendiges, aber nicht hinreichendes Kriterium. Zusätzlich muss die durch den Schädigungsparameter festgelegte kritische Ebene einen Bezug zur tatsächlichen Versagensebene aufweisen. Es ist jedoch nicht zielführend, nur die mathematisch höchstbeanspruchte Ebene für einen Vergleich mit dem experimentellen Rissverlauf zu vergleichen. Durch Werkstoff- und Fertigungseinflüsse (z.B. Seigerungen beim ferritischen Werkstoff, Polierriefen) kann eine weniger beanspruchte Ebene dennoch rissinitiierend wirken.

Im Folgenden sollen exemplarisch die vorausberechneten hochbeanspruchten Ebenen mit den tatsächlich auftretenden Anrissen korreliert werden. Dazu werden für ausgewählte Proben jeweils die auf allen Ebenen auftretenden maximalen Normalspannungen, die Schubspannungsamplituden, sowie die Werte der beiden neu entwickelten Schädigungsparameter dargestellt. Da die Seigerungszonen des ferritischen Werkstoffs die makroskopische Rissbildung offensichtlich dominieren (siehe Abschnitt 6.1.2), werden an dieser Stelle nur die Ergebnisse des austenitischen Werkstoffs (vgl. Abschnitt 6.2) bewertet. Die Ergebnisse für die in [Abbildung 6.20](#) und [Abbildung 6.21](#) dargestellten ferritischen Proben sind aber im Anhang, [Abbildung A.24](#) - [Abbildung A.27](#), aufgeführt.

Für die Zug-Druck-Wechselversuche ist die Versagensebene ( $\psi = 90^\circ$ ,  $\phi = 0^\circ$ ) durch die größte Normalspannungsamplitude definiert. Der Energiedichte-basierte Ansatz gibt dies auch korrekt wieder. Für den auf der maximalen Schiebungsamplitude beruhenden Ansatz ist die makroskopische Versagensebene nicht mit der Ebene des maximalen Schädigungsparameters korreliert, siehe [Abbildung 7.21](#).



[Abbildung 7.21](#): Schnittebenengrößen, Zug-Druck-Wechselversuch Y.1.3

## 7 Verifizierung der Ermüdungsmodelle

Beim Vergleich der makroskopischen Anrisse unter Torsionswechselbeanspruchung mit den errechneten Schädigungsparametern ergibt sich aufgrund des unterschiedlichen experimentell beobachteten Verhaltens der Proben im HCF und LCF-Bereich (vgl. Abbildung 6.23) auch eine unterschiedliche Übereinstimmung der Ebenen. Während für den LCF-Torsionswechselversuch, Abbildung 7.22, bei beiden Ansätzen eine Korrelation des makroskopischen Anrisses und der Ebene des maximalen Schädigungsparameters auftritt, kann dies beim normalspannungskontrollierten Ermüdungsanriss der HCF-Probe, Abbildung 7.23, nicht bestätigt werden.

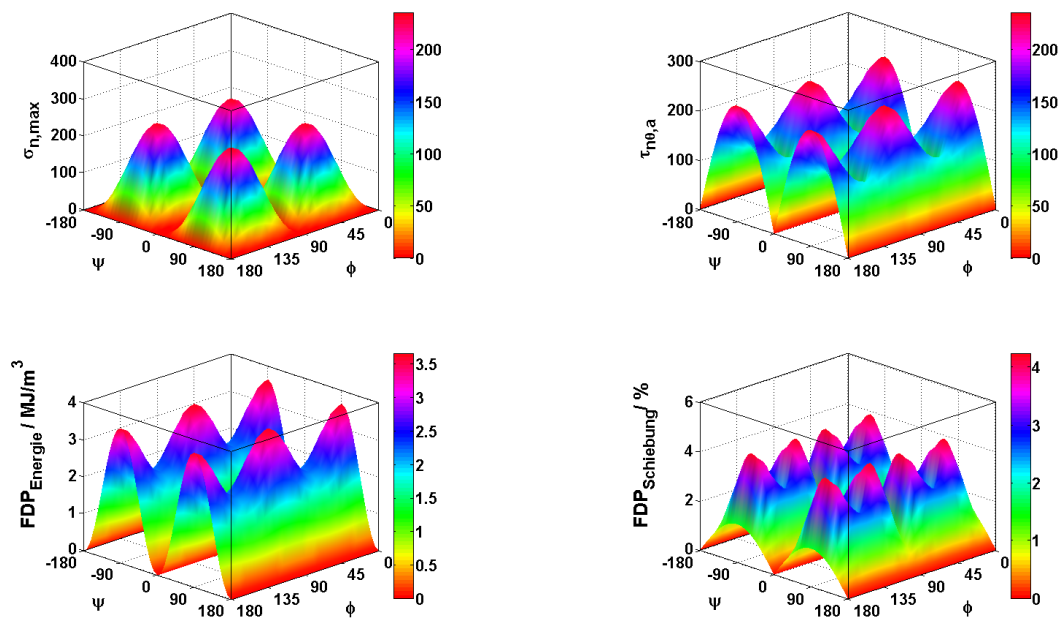
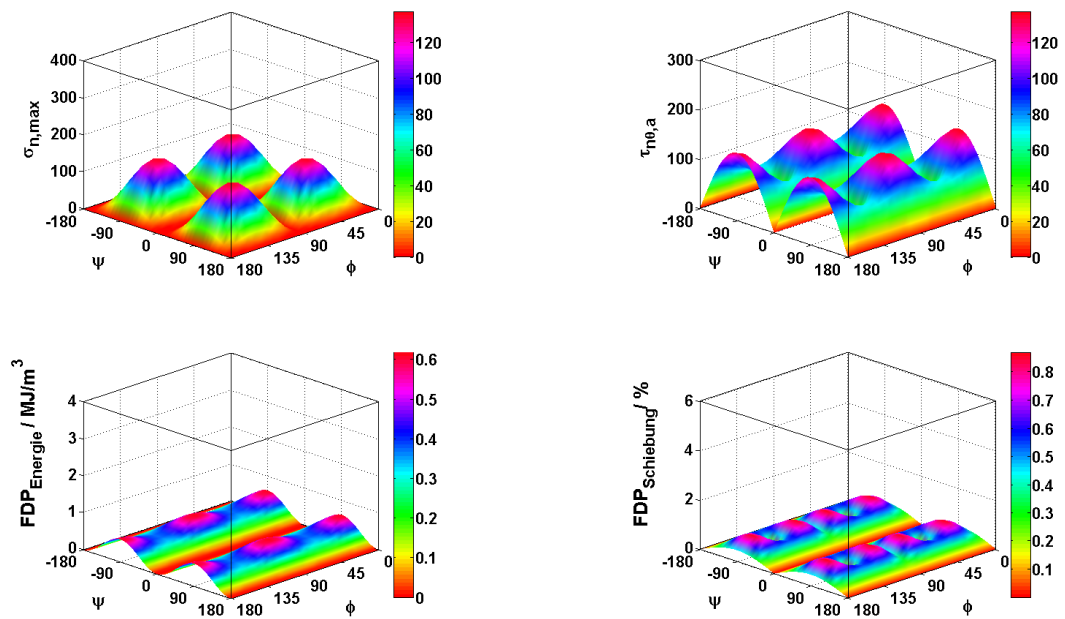
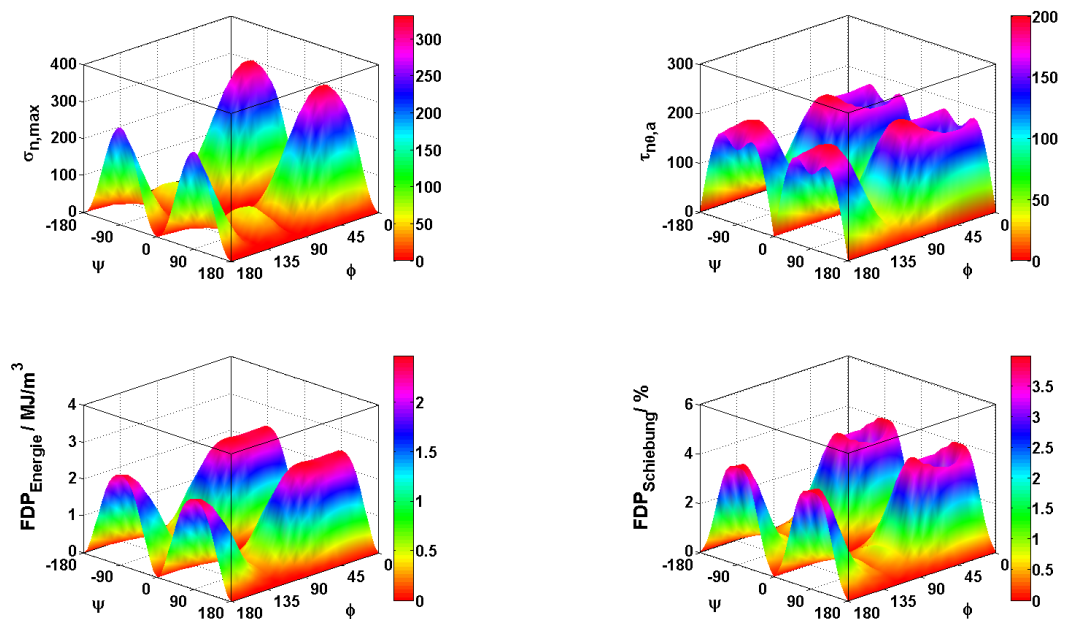


Abbildung 7.22: Schnittebenengrößen, Torsionswechselversuch GX.4.4 (Versuch:  $\psi = 90^\circ$ ;  $\phi = 0^\circ$ )



**Abbildung 7.23:** Schnittebenengrößen, Torsionswechselversuch GX.4.1 (Versuch:  $\psi = 90^\circ$ ;  $\phi = 45^\circ$  )

Für die proportionalen Tension-Torsion-Versuche lässt sich die makroskopische Versagensebene sowohl bei hohen, [Abbildung 7.24](#), als auch bei niedrigen Lasthorizonten, [Abbildung 7.25](#), sehr gut mit der vorhergesagten höchstbeanspruchten Ebene des Energiedichte-basierten Ansatzes korrelieren. Der schiebungsbasierte Ansatz zeigt nur für den hohen Lasthorizont eine befriedigende Übereinstimmung.



**Abbildung 7.24:** Schnittebenengrößen, Tension-Torsion-Versuch, proportional, Y.4.2 (Versuch:  $\psi = 90^\circ$ ;  $\phi = 10^\circ$  )

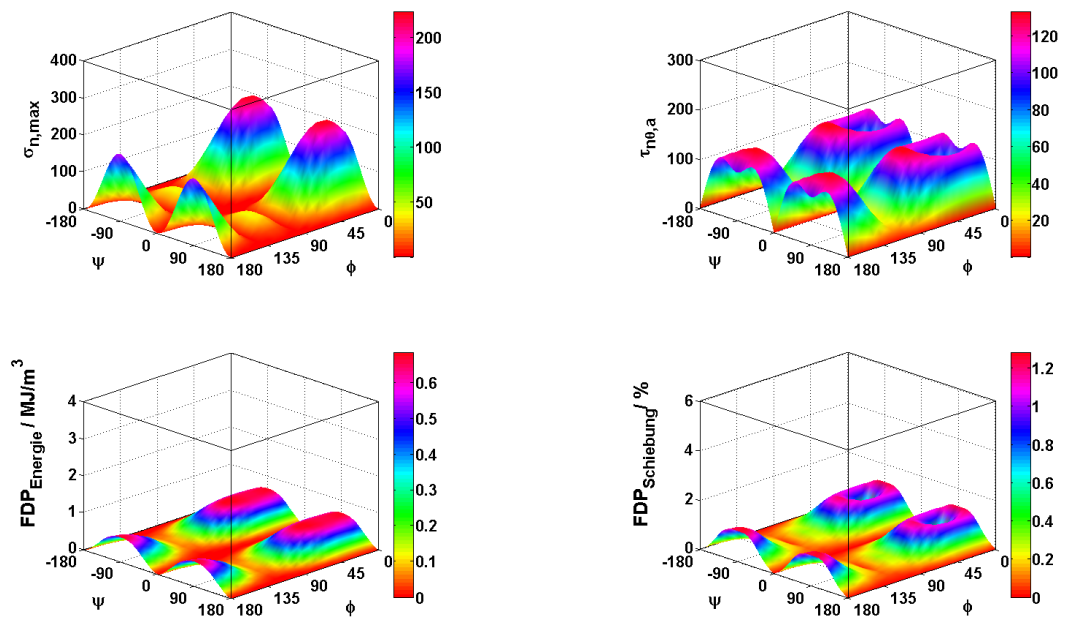


Abbildung 7.25: Schnittebenengrößen, Tension-Torsion-Versuch, proportional, G.6.4 (Versuch:  $\psi = 90^\circ$ ;  $\phi = 30^\circ$ )

Im nichtproportionalen Fall zeigen beide Ansätze für den hohen Lasthorizont eine gute Übereinstimmung mit dem makroskopisch auftretenden Rissverlauf, siehe [Abbildung 7.26](#). Im niedrigen Lasthorizont, [Abbildung 7.27](#), ist dies für beide Hypothesen nur eingeschränkt der Fall.

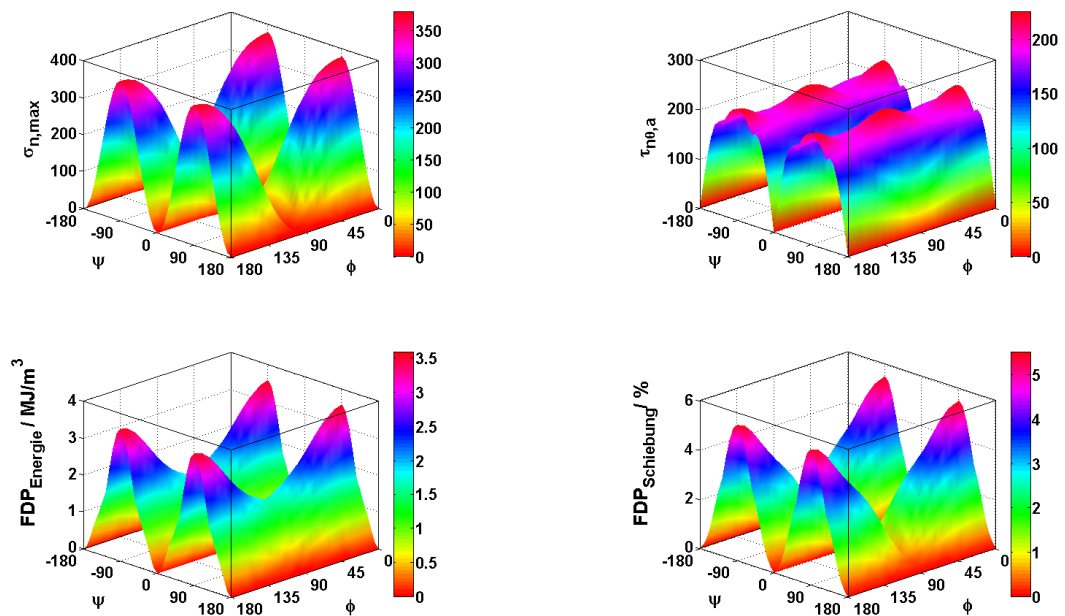


Abbildung 7.26: Schnittebenengrößen, Tension-Torsion-Versuch,  $90^\circ$  nichtprop., G.7.M (Versuch:  $\psi = 90^\circ$ ;  $\phi = 0^\circ/15^\circ$ )

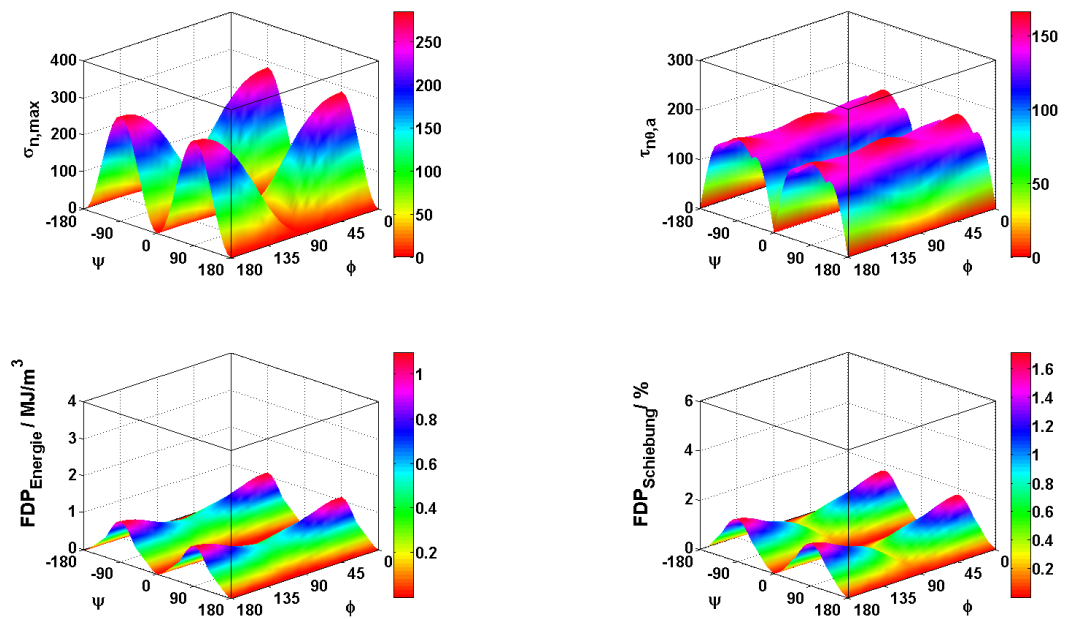


Abbildung 7.27: Schnittebenengrößen, Tension-Torsion-Versuch, 90° nichtprop., Y.4.3 (Versuch:  $\psi = 90^\circ$ ;  $\phi = 50^\circ$ )

Zusammenfassend zeigt der Energiedichte-basierte Ansatz eine insgesamt bessere Korrelation von experimentell beobachtetem Rissverlauf und postulierter kritischer Ebene. Dies bezieht sich jedoch nur auf den makroskopischen Anriss, wie er nach Ende des Versuchs dokumentiert werden konnte. Für eine fundierte mikrostrukturell begründete Analyse kann in weiterführenden Arbeiten zusätzlich über eine in-situ Dokumentation der Rissinitiierung während des Versuchs die kritische Ebene, in der der Riss initiiert, ermittelt und dokumentiert werden.

### 8 Anwendung und Ausblick

In der vorliegenden Arbeit wurde ein Überblick des Stands von Wissenschaft und Technik der Ermüdungsbewertung gegeben. Basierend auf den theoretischen Überlegungen zur Berücksichtigung des Gradienteneffektes wurden zwei neue Ansätze entwickelt, mit denen eine Bewertung nicht nur beliebig komplexer mehrachsiger lokaler Spannungszustände möglich wird, sondern gleichzeitig die mikrostrukturell begründeten Stützwirkung realer Bauteile berücksichtigt werden kann.

Mit der entwickelten MPA AIM-Life-Methodik ist es möglich, Proben mit inhomogenen Beanspruchungszuständen oder innerhalb der in dieser Arbeit überprüften Anwendungsbereiche auch Bauteile in einer Ermüdungsanalyse zu erfassen. Voraussetzung dafür ist jedoch das Vorhandensein eines stabilisierten Werkstoffzustands in jeder auftretenden Betriebslaststufe sowie die Gültigkeit der aus einachsigen Versuchen ermittelten Schadensakkumulationshypothesen.

Für die korrekte Ermittlung der Schädigungsparameter ist die Kenntnis des elastisch-plastischen Spannungs-Dehnungszustandes unter Berücksichtigung der nicht-proportionalen Zusatzverfestigung unumgänglich. Weist ein Werkstoff eine nichtproportionale Zusatzverfestigung auf, so ist diese für die höchstbeanspruchte Stelle im Bauteil zu quantifizieren, vgl. Abbildung 3.5. Wird dies vernachlässigt, verschieben sich die mit einem Schädigungsparameter ermittelten Ergebnisse der Lebensdauerberechnung bei nichtproportionalen Beanspruchungen stets zur nicht-konservativen Seite. Dies ist auch der Grund dafür, dass linear-elastische Ansätze oder rein spannungsbasierte Ansätze bei Werkstoffen, die eine Zusatzverfestigung unter nichtproportionaler Beanspruchung zeigen, wenn möglich zu vermeiden sind.

Die bei realen Bauteilen auftretenden und seit langem bekannten Stützwirkungseffekte bei gradientenbehafteten Beanspruchungen werden mit konventionellen Ansätzen zur Ermüdungsbewertung nicht oder nicht werkstoffmechanisch begründbar berücksichtigt. Dies führt vielfach zu einer zu konservativen Auslegung von Bauteilen. Um das in diesen Konservativitäten liegende Leichtbau- und Kostenpotential besser auszunutzen, wurden zwei Ansätze entwickelt, mit denen sich die Vorhersage realer Bauteile deutlich verbessern lässt. Basis des entwickelten dehnungsbasierten Ansatzes ist der experimentell gut verifizierte und weit verbreitete Ansatz nach Fatemi und Socie. Der energiedichte-basierte Ansatz beruht auf Vorarbeiten an IMWF und MPA Universität Stuttgart. Die Erweiterung der beiden Ansätze lässt sich rein aus theoretischen Überlegungen ableiten. Das entwickelte Verfahren benötigt im Gegensatz zu Verfahren der kritischen Distanz keine weiteren Schwingversuche zur Parameteridentifikation.

Die vorgeschlagenen neu entwickelten Ansätze wurden anhand einer breiten Datenbasis experimentell verifiziert und in ein numerisches Konzept integriert, welches die Ermüdungsbewertung von komplexen Bauteilen mit unterschiedlichen Schädigungsparametern deutlich vereinfacht.



Zusätzliche fraktographische Untersuchungen ermöglichen ein verbessertes Verständnis der mikrostrukturell ablaufenden Vorgänge bei komplexer Ermüdungsbeanspruchung. Hier sind weitere Arbeiten, insbesondere zur Korrelation der kritischen Ebene mit der Ebene der mikrostrukturellen Rissinitiation, notwendig und wünschenswert.

## A. Anhang

Tabelle A.1: Chemische Zusammensetzung 20MnMoNi5-5, aus [49]

Nachweis		Massenanteile in %						
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
MPA [49]		0,24	0,21	1,43	0,007	0,001	0,10	0,506
KTA 3201.1	min	0,15	0,10	1,15	-	-	-	0,40
	max	0,25	0,25	1,55	0,012	0,012	0,20	0,55
		Ni	Al	Cu	V	Sn	N	As
MPA [49]		0,72	0,010	0,056	0,004	0,006	0,008	0,007
KTA 3201.1	min	0,45	0,010	-	-	-	-	-
	max	0,85	0,040	0,12	0,020	0,011	0,013	0,025

Tabelle A.2: Chemische Zusammensetzung X6CrNiNb18-10, Daten aus [49], [143]

Nachweis		Massenanteile in %						
Charge		C	Si	Mn	P	S	Co	
MPA [49]	77194	0,019	0,21	1,87	0,011	0,003	0,03	
Zeugnis Nr. 68407 [143]	77194	0,018	0,18	1,90	0,01	0,002	0,03	
Zeugnis Nr. 68248 [143]	77213	0,026	0,22	1,88	0,009	0,001	0,03	
KTA 3201.1	min							
	max	0,04	1,0	2,0	0,035	0,015	0,2	
	max <sup>1)</sup>	0,03	0,5	2,0	0,025	0,010	0,2	
		Cr	Mo	Nb	Ni	Ti	$\delta$ -Ferrit	
MPA [49]	77194	18,67	0,35	0,33	10,94	0,006		
Zeugnis Nr. 68407 [143]	77194	18,6	0,36	0,310	10,7	0,009	4,6%	
Zeugnis Nr. 68248 [143]	77213	18,45	0,36	0,35	10,8	0,02	3,2%	
KTA 3201.1	min	17,0 18,0 <sup>1)</sup>			10x(C) 13x(C) <sup>1)</sup>			
	max	19,0	-	0,65	12,0	-		
	max <sup>1)</sup>	19,0	-	0,65	12,0	-		

<sup>1)</sup> Bei Verwendung für heißgehende (Betriebstemp.  $T \geq 200 \text{ }^\circ\text{C}$ ), reaktorwasserführende Rohrleitungen u. Komponenten in SWR-Anlagen

Tabelle A.3: Versuchsergebnisse, einachsig, 20MnMoNi5-5

Probe	d	$\epsilon_{x,m}$	$\epsilon_{x,a}$	f	Schwingspiel N			$F_m$	$F_a$	Bemerkung
					5% Lastabfall	Versuchs- ende	Stabiler Zyklus			
	mm	%	%	Hz				kN	kN	
92.UU.04	9,97	0	0,15	0,04/1	DL	2 Mio.	1 Mio.	-0,32	24,22	
92.UU.06	9,98	0	0,2	0,04/1	105100	114000	57000	-0,77	27,15	
92.UU.09	9,95	0	0,2	0,04/1	160800	164054	82000	-0,62	27,01	
92.UU.11	9,90	0	0,2	0,04/1	222856	222937	111468	0,10	26,47	
92.UU.01	9,95	0	0,25	0,04/0,2	52899	53613	26807	-0,30	27,86	
92.UU.02	9,94	0	0,25	0,04/0,2	52767	55115	27558	-0,37	27,99	
92.UU.03	9,95	0	0,25	0,04/0,2	39738	44508	22254	-0,35	27,94	
92.UU.05	10	0	1,00	0,05	530	563	282	-0,52	39,71	H

DL – Durchläufer; H – Anriss aus Deformation der Hystereseffläche ermittelt

Tabelle A.4: Versuchsergebnisse, einachsig, X6CrNiNb18-10

Probe	d	$\epsilon_{x,m}$	$\epsilon_{x,a}$	f	Schwingspiel N			$F_m$	$F_a$	Bemerkung
					5% Lastabfall	Versuchs- ende	Stabiler Zyklus			
	mm	%	%	Hz				kN	kN	
GX1.1	9,99	0	0,20	0,04/1	DL	6,8 Mio.	1 Mio.	-0,30	17,60	
GX1.6	9,97	0	0,22	0,04/1	278000	278434	139200	-0,14	17,16	
Y1.6	9,96	0	0,22	0,04/1	203500	209500	105800	-0,07	17,24	
Y.1.3	9,96	0	0,25	0,04/0,2	126800	127551	63500	0,00	17,23	
Y.1.5	9,96	0	0,25	0,04/0,2	92812	93662	45000	0,03	17,79	
Y.1.4	9,96	0	0,25	0,04/0,2	118300	119309	59700	-0,05	17,46	
GX.1.2	9,99	0	1,00	0,05	779	858	429	-0,21	31,11	H

DL – Durchläufer; H – Anriss aus Deformation der Hystereseffläche ermittelt

Tabelle A.5: Versuchsergebnisse, Torsion, 20MnMoNi5-5

Probe	d	$\gamma_m$	$\gamma_a$	f	Schwingspiel N			$M_{t,m}$	$M_{t,a}$	Bemerkung
					5% Lastabfall	Versuchsende	Stabiler Zyklus			
	mm	%	%	Hz				Nm	Nm	
92.TU.03	9,92	0,00	0,34	1	DL	1,0E+06	500000	7,2	40,8	
92.TU.04	10	0,00	0,51	1	93500	99290	49645	1,8	49,8	
92.TU.10	9,93	0,00	0,51	1	94440	99400	49700	1,0	48,4	
92.TU.11	9,9	0,00	0,51	1	109000	116430	58215	-2,2	48,0	
92.TU.05	9,93	0,00	1,09	1	6924	8938	3885	4,1	58,9	
92.TU.02	9,98	0,00	1,09	0,2	5100	5752	2876	-1,6	59,4	
92.TU.09	9,94	0,00	1,09	1	7770	8460	4230	-1,5	58,6	
92.TU.01	9,98	0,00	1,99	0,05	1500	1703	852	-2,6	67,9	
92.TU.08	9,93	0,00	1,99	0,05	1500	1790	800	-2,0	66,0	
92.TU.06	9,96	0,00	1,99	0,05	1540	1880	940	4,8	66,8	

DL – Durchläufer

Tabelle A.6: Versuchsergebnisse, Torsion, X6CrNiNb18-10

Probe	d	$\gamma_m$	$\gamma_a$	f	Schwingspiel N			$M_{t,m}$	$M_{t,a}$	Bemerkung
					5% Lastabfall	Versuchsende	Stabiler Zyklus			
	mm	%	%	Hz				Nm	Nm	
GX.4.1	9,98	0	0,54	1	252020	254300	127000	-1,52	33,40	
GX.4.3	10	0	0,54	1	332940	333610	170000	-1,57	33,26	
Y2.04	9,97	0,0	0,54	1	342500	346400	173000	-1,37	33,15	
GX.4.2	9,97	0,0	1,06	0,2	16210	16380	8190	0,25	41,89	
GX.4.5	9,91	0,0	1,06	1	24530	25570	12780	4,68	39,23	
Y2.02	9,99	0,0	1,06	1	17820	18330	9160	2,00	41,70	
GX.4.4	9,97	0,0	1,86	0,05	2956	3021	1511	0,00	51,52	
Y2.06	9,99	0,0	1,86	0,05	2550	2569	1280	4,35	52,93	
GX.4.6	9,98	0,0	1,86	0,05	4600	5040	2520	0,59	53,48	

Tabelle A.7: Versuchsergebnisse gekerbte Proben, Zug-Druck, 20MnMoNi5-5

Probe	d	$\rho$	$\epsilon_{x,a}$	f	Schwingspiel N			$F_m$	$F_a$	Bemerkung
					5% Lastabfall	Versuchs- ende	Stabiler Zyklus			
	mm	mm	%	Hz				kN	kN	
92.UU.22	10	0	0,28	0,04/0,2	103604	195404	10004	0,00	13,98	
92.UU.18	10	0	0,28	0,04/0,2	157650	186550	93350	0,00	13,99	
92.UU.17	10	0	0,28	0,04/0,2	284412	341863	150000	1,75	13,64	
92.UU.23	10	0	0,45	0,04/0,2	10304	33778	3000	0,59	21,94	
92.UU.13	10	0	0,45	0,04/0,2	8936	29476	1016	1,31	22,92	
92.UU.16	10	0	0,45	0,04/0,2	29850	86785	940	-0,80	20,24	
92.UU.20	10	0	0,88	0,04/0,2	1314	5614	102	1,06	33,36	
92.UU.24	10	0	0,88	0,04/0,2	1504	6834	102	-0,82	33,90	
92.UU.15	10	0	0,88	0,04/0,2	1092	5603	50	0,13	35,69	
92.UU.19	10	0	1,09	0,04/0,2	540	4880	100	-0,29	36,05	
92.UU.21	10	0	1,84	0,04/0,2	150	1710	50	-0,27	42,87	

Tabelle A.8: Versuchsergebnisse gekerbte Proben, Zug-Druck, X6CrNiNb18-10

Probe	d	$\rho$	$\epsilon_{x,a}$	f	Schwingspiel N			$F_m$	$F_a$	Bemerkung
					5% Lastabfall	Versuchs- ende	Stabiler Zyklus			
	mm	mm	%	Hz				kN	kN	
GX.3.3	10	0	0,34	0,04/ 0,2/2	DL	2 Mio.	1 Mio.	-0,53	13,04	
GX.3.M	10	0	0,34	0,04/2	DL	2 Mio.	1 Mio	2,00	12,20	
GX2.3	10	0	0,44	0,04/0,2	233448	302786	150048	-0,81	15,89	
GX.3.6	10	0	0,48	0,04/0,2	41100	41316	20000	1,05	17,24	
GX2.M	10	0	0,48	0,04/0,2	20088	24490	5000	2,31	16,37	H
GX3.5	10	0	0,48	0,04/0,2	144906	164700	82303	1,04	15,66	
GX.3.2	10	0	0,84	0,04/0,2	804	4404	50	-0,39	24,54	
GX3.4	10	0	0,84	0,04/0,2	1514	4554	42	-0,78	22,89	
GX3.1	10	0	0,84	0,04/0,2	962	3658	20	0,24	23,82	

DL – Durchläufer; H – Anriss aus Deformation der Hysteresefläche ermittelt

Tabelle A.9: Versuchsergebnisse gekerbte Proben, Torsion, 20MnMoNi5-5

Probe	d	$\rho$	$\gamma_a$	f	Schwingspiel N			$M_{t,a}$	Bemerkung
					5% Lastabfall	Versuchs- ende	Stabiler Zyklus		
	mm	mm	%	Hz			Nm		
92.TU.14	10	0	0,51	1	2000000	2000000	DL	27,3	
92.TU.23	10	0	0,51	1	1000000	1000000	DL	27,21	
92.TU.15	10	0	0,51	1	260000	263200	4000	27,35	
92.TU.22	10	0	1,04	1	116430	122500	62000	38,62	
92.TU.13	10	0	1,04	1	89271	94850	47000	39,11	
92.TU.20	10	0	1,04	0.05/1	66249	72930	35000	38,68	
92.TU.18	10	0	1,91	1	8554	8970	102	50,88	
92.TU.21	10	0	1,91		7819	7816	1001	51,02	
92.TU.19	10	0	1,91		7604	9294	4600	51,36	
92.TU.17	10	0	5,27	1	1221	1763	122	67,9	

Tabelle A.10: Versuchsergebnisse gekerbte Proben, Torsion, X6CrNiNb18-10

Probe	d	$\rho$	$\gamma_a$	f	Schwingspiel N			$M_{t,a}$	Bemerkung
					5% Lastabfall	Versuchs- ende	Stabiler Zyklus		
	mm	mm	%	Hz			Nm		
Y.3.6	10	0,5	0,081	1/2	DL	2 Mio.	1 Mio.	25,69	
GX.5.2	10	0,5	1	1	DL	2 Mio.	1 Mio.	29,44	
GX.5.3	10	0,5	1,18	1	994265	1,72 Mio.	500000	32,23	
Y.3.4	10	0,5	1,36	1	170296	245000	5000	35,79	
Y.3.5	10	0,5	1,36	1	30510	55340	100	35,99	
GX.5.4	10	0,5	1,36	1	20630	45340	100	35,50	
GX.5.6	10	0,5	2,01	1	3120	8034	50	43,89	
GX.5.M	10	0,5	2,01	1	3707	10000	100	42,14	
GX.5.5	10	0,5	2,01	1	3129	9487	100	44,15	
GX.5.1	10	0,5	3,53	1	1895	3995	100	52,73	

Tabelle A.11: Versuchsergebnisse Tension-Torsion, 20MnMoNi5-5

Probe	$\delta$	$\varepsilon_{x,a}$	$\gamma_a$	Schwingspiel N			$F_m$	$F_a$	$M_{t,m}$	$M_{t,a}$	Bemerkung
				5% Lastabfall	Versuchs- ende	Stabiler Zyklus					
92.TT.18	0	0,21	0,35	41867	42292	21146	-0,88	24,71	0,3	30,3	
92.TT.21	0	0,21	0,35	26625	27085	13544	-0,40	23,05	-0,8	37,5	
92.TT.30_1	0	0,21	0,35	10922	11784	5892	-0,64	24,25	-0,3	33,8	
92.TT.2	0	0,37	0,62	5721	5749	2875	-0,34	26,25	-0,3	42,3	
92.TT.17	0	0,37	0,62	6003	6065	3033	-0,22	26,98	-0,6	39,8	
92.TT.23	0	0,37	0,61	5200	5265	2632	-0,42	27,20	-0,1	37,0	
92.TT.7	0	0,51	0,88	3125	3150	1575	-0,50	29,10	0,8	40,9	
92.TT.25	0	0,51	0,88	1840	1879	939	-0,22	28,88	-1,1	44,8	
92.TT.27	0	0,51	0,88	1671	1722	860	-0,19	28,58	-1,9	46,8	
92.TT.13	0	0,20	0,88	3039	3382	1691	-0,53	18,13	-0,1	54,8	
92.TT.8	0	0,53	0,2	2365	2421	1210	-0,11	33,87	-0,3	11,6	
92.TT.11	90	0,20	0,35	17377	17711	8856	-0,5	27,3	0,0	43,8	
92.TT.16	90	0,20	0,35	12806	15193	6597	-0,6	27,7	-0,3	46,3	
92.TT.22	90	0,20	0,35	18459	18845	9423	-0,4	27,8	-0,1	46,9	
92.TT.9	90	0,36	0,62	2846	2920	1460	0,0	32,1	-0,1	57,4	
92.TT.15.1	90	0,36	0,62	3188	3262	1631	0,0	32,4	0,2	57,5	
92.TT.26	90	0,37	0,63	2988	3059	1530	0,1	31,7	0,6	59,3	
92.TT.12	90	0,46	0,78	1199	1264	632	0,1	33,3	-0,1	60,7	
92.TT.30.2	90	0,46	0,78	1438	1497	750	0,0	33,5	-0,1	61,6	
92.TT.29	90	0,53	0,90	1622	1646	823	0,3	32,2	-0,5	61,8	
92.TT.28	90	0,53	0,90	495	559	280	0,2	34,4	-1,2	68,0	K
92.TT.15	90	0,52	0,90	71	142	71	-0,4	37,9	-0,6	69,4	K
92.TT.1	60	0,20	0,35	16760	16791	8396	-2,7	26,55	1,73	44,11	
92.TT.6	60	0,21	0,35	16470	16629	8250	-0,6	26,75	0,63	44,51	
92.TT.14	180	0,21	0,36	25737	25851	12926	-1,2	24,20	-3,90	29,54	
92.TT.4	60	0,36	0,62	2425	2509	1255	-0,9	31,42	1,49	59,53	
92.TT.20	60	0,36	0,62	2284	2351	1176	-0,1	31,11	-0,37	58,05	
92.TT.10	180	0,36	0,62	4891	4994	2450	-0,3	25,83	0,33	40,80	

K – Während des Ermüdungsprozesses zusätzliches Auftreten von Knicken

Tabelle A.12: Versuchsergebnisse Tension-Torsion, X6CrNiNb18-10

Probe	$\delta$	$\varepsilon_{x,a}$	$\gamma_a$	Schwingspiel N			$F_m$	$F_a$	$M_{t,m}$	$M_{t,a}$	Bemerkung
				5% Lastabfall	Versuchs- ende	Stabiler Zyklus					
G.6.4	0	0,21	0,35	66859	67054	33528	-0,23	14,55	0,06	21,19	
Y.4.4	0	0,21	0,35	57173	57180	28757	-0,26	15,49	0,89	21,86	
Y.5.2	0	0,21	0,35	52203	52431	26216	-0,14	14,87	0,07	22,95	
G6.1	0	0,36	0,62	9534	9938	4765	-0,18	18,17	-0,11	26,26	
Y.4.5	0	0,36	0,62	11318	11394	5100	-0,2	18,5	0,10	26,46	
Y.5.4	0	0,36	0,62	7677	7691	3846	-0,13	18,56	-0,22	27,42	
G.7.5	0	0,51	0,88	3061	3101	1530	-0,19	20,50	-1,07	29,90	
Y.4.2	0	0,51	0,88	4455	4517	2259	-0,3	21,0	0,73	27,81	
Y.4.6	0	0,51	0,88	2423	2480	1240	-0,25	21,20	-0,13	29,50	
G.6.5	0	0,51	0,20	3868	3937	1934	0,10	21,57	0,62	4,10	
Y.4.1	0	0,2	0,87	6620	6776	3398	-0,42	12,64	0,00	38,55	
G.7.1	90	0,21	0,35	33080	35401	17700	-0,03	21,60	-0,38	40,76	
G7.2	90	0,21	0,36	24939	27728	13864	-0,09	21,90	-0,40	41,90	
Y.4.3	90	0,21	0,36	30955	33346	16673	-0,09	22,41	-0,57	42,55	
G7.4	90	0,36	0,61	2680	2866	1433	0,02	28,60	-0,25	56,00	
Y.5.1	90	0,36	0,62	4177	4630	2315	0,20	27,40	-0,12	54,31	
Y.5.3	90	0,36	0,62	6056	6786	3393	0,17	27,40	-0,03	54,80	
G.6.M	90	0,45	0,79	849	909	454	0,27	29,32	-0,46	61,55	
G.7.3	90	0,51	0,88	542	666	333	0,50	28,70	-1,88	62,00	K
G.7.M	90	0,51	0,88	1351	1455	727	0,29	29,42	-0,46	59,81	K
G.6.6	60	0,21	0,35	20334	20517	10259	-0,3	20,1	0,2	36,0	
G.7.6	60	0,21	0,35	32413	32667	16344	-0,2	20,4	0,01	35,95	
Y.4.M	60	0,36	0,61	1926	2153	1076	8,4	28,1	-1,8	55,1	
Y.5.5	60	0,36	0,61	5038	5605	2803	-0,0	26,6	0,8	51,9	

K – Während des Ermüdungsprozesses zusätzliches Auftreten von Knicken



Tabelle A.13: Versuchsergebnisse, einachsig, 20MnMoNi5-5, Daten aus [49]

Probe	d	$\epsilon_{x,m}$	$\epsilon_{x,a}$	f	Schwingspiel N			$F_m$	$F_a$	Bemerkung
					5% Lastabfall	Versuchsende	Stabiler Zyklus			
	mm	%	%	Hz				kN	kN	
92.9.21	12	0	0,3	0,04/0,2	24489	29736	14868	-0,09	41,55	
92.11.Q1	12	0	0,3	0,04/0,2	24679	28654	14327	-0,05	42,10	
92.B.2	10	0	0,3	0,04/0,2	12815	13618	6809	-0,37	29,89	
92.B.5	10	0	0,3	0,04/0,2	19619	23201	11600	-0,35	29,37	
92.9.17	12	0	0,35	0,04/0,2	16461	17868	8934	-0,18	43,24	
92.9.2	12	0	0,4	0,2	8505	9826	4913	0,90	45,65	
92.9.3	12	0	0,4	0,1	6868	7364	3682	0,90	45,39	
92.9.20	12	0	0,4	0,04/0,2	6460	7568	3784	-0,34	45,20	
92.9.5	12	0	0,4	0,2	10684	11664	5832	0,68	44,84	
92.C.5	10	0	0,45	0,04/0,2	8072	9048	4524	-0,31	32,07	
92.C.9	10	0	0,45	0,04/0,2	6078	6753	3377	-0,24	31,77	
92.9.11	12	0	0,5	0,05	2845	3149	1575	0,29	48,19	
92.9.19	12	0	0,5	0,04/0,2	2582	2850	1425	-0,34	48,25	
92.9.18	12	0	0,6	0,04/0,2	2371	2961	1481	-4,07	50,10	
92.D.7	10	0,2	0,3	0,04/0,2	19464	23081	11541	-0,26	29,34	
92.C.2	10	0,2	0,3	0,04/0,2	21472	23776	11888	-0,03	29,47	
92.B.1	10	0,2	0,3	0,04/0,2	15542	18805	9403	-0,23	29,62	
92.9.07	12	0,7	0,3	0,01/ 0,04/0,2	16939	17895	8948	21,57	42,10	
92.10.18	12	2,7	0,3	0,01/ 0,04/0,2	14867	16233	8117	0,84	41,01	
92.D.8	10	0,55	0,45	0,04/0,2	8084	9130	4565	-0,22	32,40	

Tabelle A.14: Versuchsergebnisse, einachsig, X6CrNiNb18-10, Daten aus [49]

Probe	d	$\epsilon_{x,m}$	$\epsilon_{x,a}$	f	Schwingspiel N			$F_m$	$F_a$	Bemerkung
					5% Lastabfall	Versuchs- ende	Stabiler Zyklus			
	mm	%	%	Hz				kN	kN	
F 2.7.4	11	0	0,25	0,04/0,2	109892	113379	56689	-0,18	21,75	
F 2.4.3	12	0	0,25	0,01/ 0,04/0,2	106316	111387	55691	0,02	24,95	
F 2.3.2	12	0	0,3	0,01/ 0,04/0,2	48648	51783	25891	0,06	26,71	
F 2.3.4	12	0	0,3	0,01/ 0,04/0,2	52428	52935	26467	-0,03	26,51	
F 2.3.5	12	0	0,35	0,01/ 0,04/0,2	25081	26200	13100	-0,02	28,43	
F 2.3.1	12	0	0,4	0,04/0,2	11826	11951	5975	-0,10	30,71	
F 2.4.2	12	0	0,50	0,01/ 0,04/0,2	7602	7939	3970	0	32,40	
F 2.9.1	10	0,2	0,3	0,04/0,2	42216	44426	22210	-0,16	18,90	
F 2.9.M	10	0,2	0,3	0,04/0,2	35239	37125	18560	0,00	18,68	
F 10.4	10	0,55	0,45	0,04/0,2	11570	11806	5900	-0,24	22,12	
F 2.3.M	12	0,7	0,3	0,01/ 0,04/0,2	36291	36910	18450	0,11	25,78	
F 2.4.1	12	2,7	0,30	0,01/ 0,04/0,2	27731	29079	14540	0,22	27,40	

Tabelle A.15: Versuchsergebnisse, Torsion, 20MnMoNi5-5, Daten aus [49]

Probe	d	$\gamma_m$	$\gamma_a$	f	Schwingspiel N			$M_{t,a}$	Bemerkung
					5% Lastabfall	Versuchsende	Stabiler Zyklus		
	mm	%	%	Hz			Nm		
92.T.2	10	0	0,54	1	38590	54650	27325	51,6	
92.T.4	10	0	0,54	1	34460	56110	28055	51,0	
92.T.5	10	0	0,54	1	35870	67800	33900	48,8	
92.T.6	10	0	0,54	1	32180	61310	30655	47,7	
92.T.7	10	0	0,54	1	58620	58890	29445	51,2	
92.T.9	10	0	0,54	1	51040	51540	25770	51,4	
92.T.10	10	0	0,54	1	48860	49470	24735	51,8	
92.T.8	10	0	1,03	1	4880	6310	3155	58,7	
92.T.34	10	0	1,03	1	3920	5690	2845	61,0	
92.T.14	10	0	1,03	1	5470	8850	4425	57,8	
92.T.18	10	0	1,03	1	4620	7400	3700	58,0	
92.T.52	10	0	1,03	1	3720	5130	2565	60,9	
92.T.39	10	0	1,03	1	5320	8980	4490	59,6	
92.T.11	10	0	1,48	1	1410	1450	725	63,7	
92.T.12	10	0	1,48	1	1520	1600	800	63,3	
92.T.13	10	0	1,48	1	2420	3200	1600	56,4	
92.T.15	10	0	1,48	1	2530	4050	2025	62,5	
92.T.16	10	0	1,48	1	2060	2240	1120	63,3	
92.T.17	10	0	1,48	1	2400	3600	1800	62,4	
92.T.19	10	0	1,48	1	2050	3000	1500	62,9	
92.T.38	10	0	1,48	1	2030	3600	1800	62,8	
92.T.46	10	0	1,48	1	1602	2280	1140	65,2	
92.T.49	10	0	1,94	0,05	1057	1200	600	69,3	
92.T.53	10	0	1,94	0,05	993	1370	685	69,3	
92.T.57	10	0	1,94	0,05	1032	1600	800	69,0	

Tabelle A.16: Versuchsergebnisse Tension-Torsion, 20MnMoNi5-5, Hohlproben, Daten aus [49]

Probe	$\delta$	$\varepsilon_{x,a}$	$\gamma_a$	Schwingspiel N			$F_m$	$F_a$	$M_{t,m}$	$M_{t,a}$	Bemerkung
				5% Lastabfall	Versuchs- ende	Stabiler Zyklus					
92.14.3H	0	0	1,44	659	900	450	15	0	3,0	337,5	S
92.C.6H	0	0	1,44	1216	1236	628	0	0	0,6	392,0	
92.C.1H	0	0	0,58	10400	10800	5400	0	0	-2,5	315,3	
92.C.4H	0	0,16	0,58	6682	6800	4400	-0,8	26,05	-1,3	292,0	
92.13.2H	0	0,12	0,58	5066	5080	2540	-0,5	20,37	-5,1	297,5	
92.14.2H	0	0,08	0,40	24136	24200	12100	-1,3	17,25	0,1	304,5	
92.C.9H	90	0,12	0,58	3520	3600	1800	-1	29,96	0,9	345,1	
92.14.1H	90	0,08	0,40	21385	21600	10800	-3,6	19,2	1,2	319,1	

S – Axialkraft 15 kN statisch

Tabelle A.17: Versuchsergebnisse Tension-Torsion, X6CrNiNb18-10, Hohlproben, Daten aus [49]

Probe	$\delta$	$\varepsilon_{x,a}$	$\gamma_a$	Schwingspiel N			$F_m$	$F_a$	$M_{t,m}$	$M_{t,a}$	Bemerkung
				5% Lastabfall	Versuchs- ende	Stabiler Zyklus					
G3.2H	0		0,72	22234	23000	11500	0,00	0,00	-0,20	247,9	
G3.5H	0		0,90	6345	6570	3285	0,00	0,00	-2,63	261,2	
G1.1H	0	0,12	0,72	9278	9872	4936	-0,86	12,56	0,69	239,6	
F3.5H	0	0,12	0,90	5824	5952	2976	-0,15	9,56	2,33	238,1	
F3.4H	0	0,12	0,90	4075	4134	2067	-1,57	9,59	20,41	243	
F3.2H	0	0,12	0,90	5603	5820	2910	-1,87	8,85	-5,96	251,0	
G2.5H	90	0,12	0,90	2142	2217	1108	-1,43	24,47	-7,00	206,9	
H3.1H	90	0,12	0,90	2646	2670	1335	-1,42	26,11	0,58	196,6	
G1.4H	90	0,12	0,90	2368	2401	1200	-1,82	26,06	-7,15	202,5	

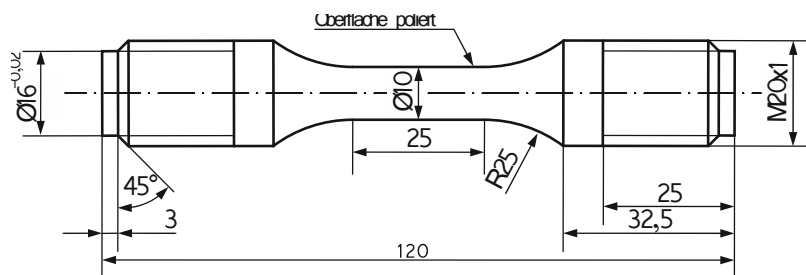


Abbildung A.1: Probenform einachsige Schwingversuche

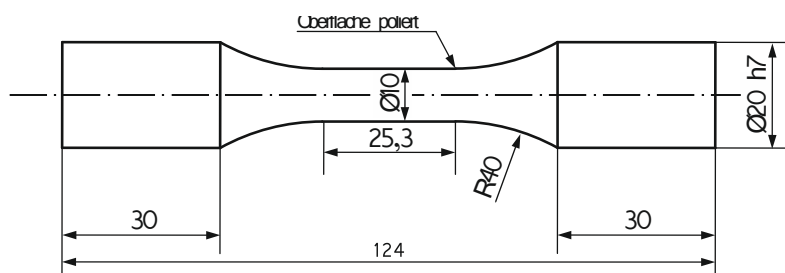


Abbildung A.2: Probenform Torsions-Schwingversuche

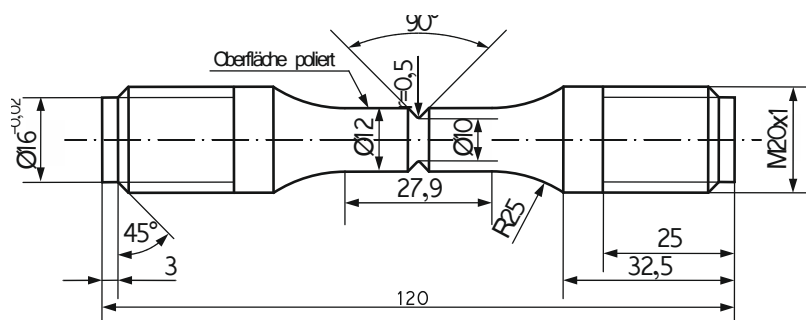


Abbildung A.3: Probenform gekerbte Zug-Druck-Schwingversuche

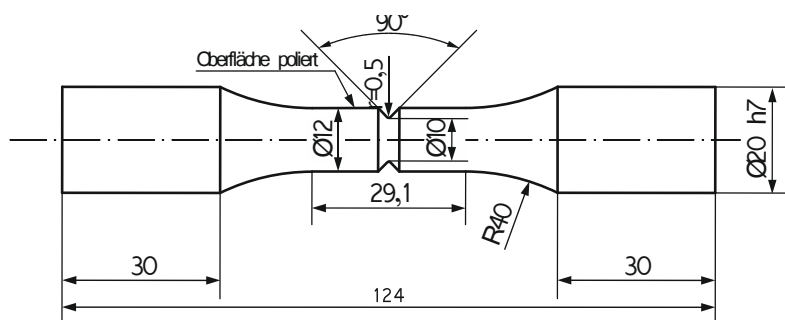


Abbildung A.4: Probenform gekerbte Torsions-Schwingversuche

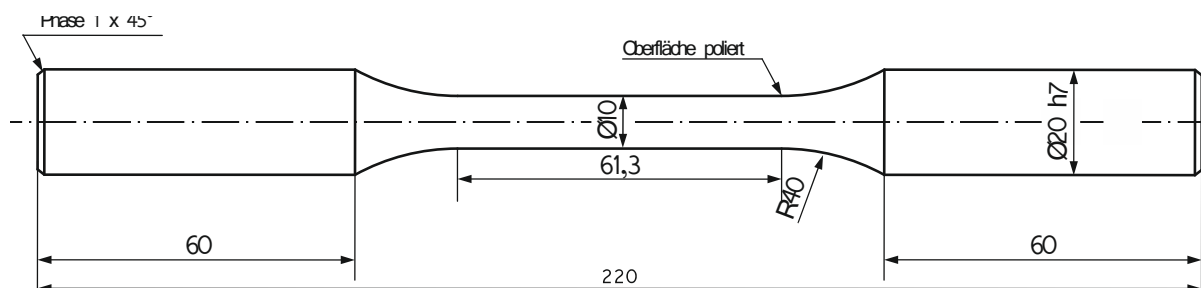


Abbildung A.5: Probenform Tension-Torsion-Schwingversuche

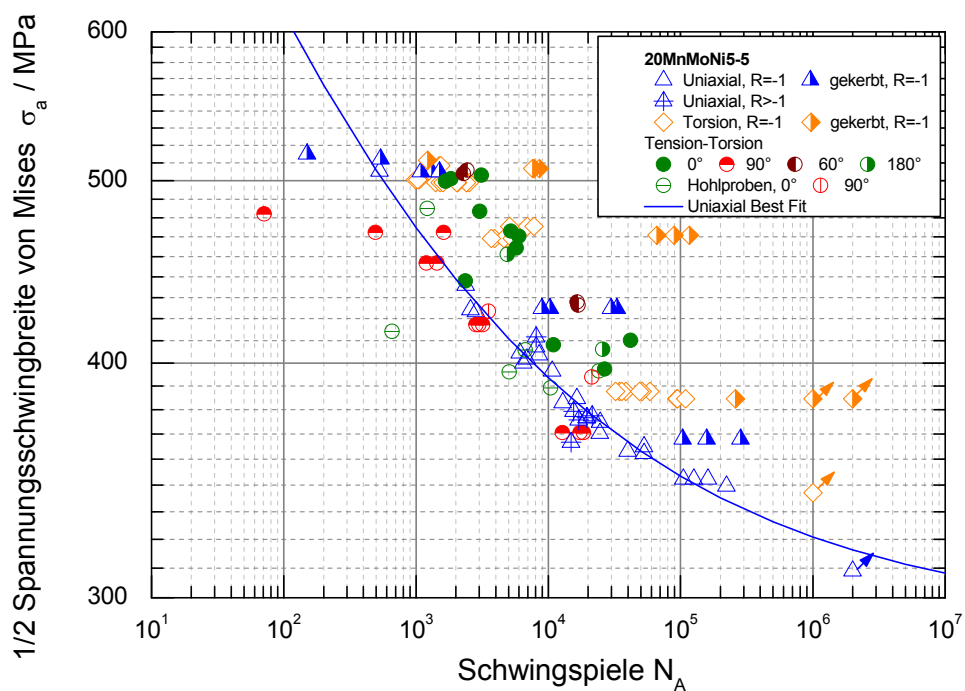


Abbildung A.6: Versuchsergebnisse Ferrit, ausgewertet nach von Mises (Spannung)

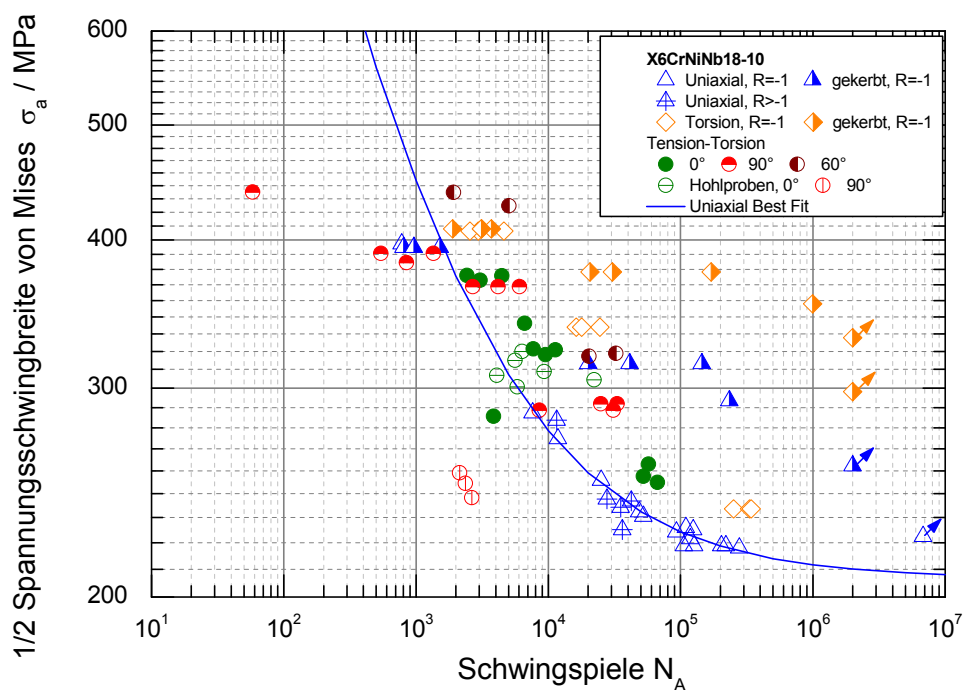


Abbildung A.7: Versuchsergebnisse Austenit, ausgewertet nach von Mises (Spannung)

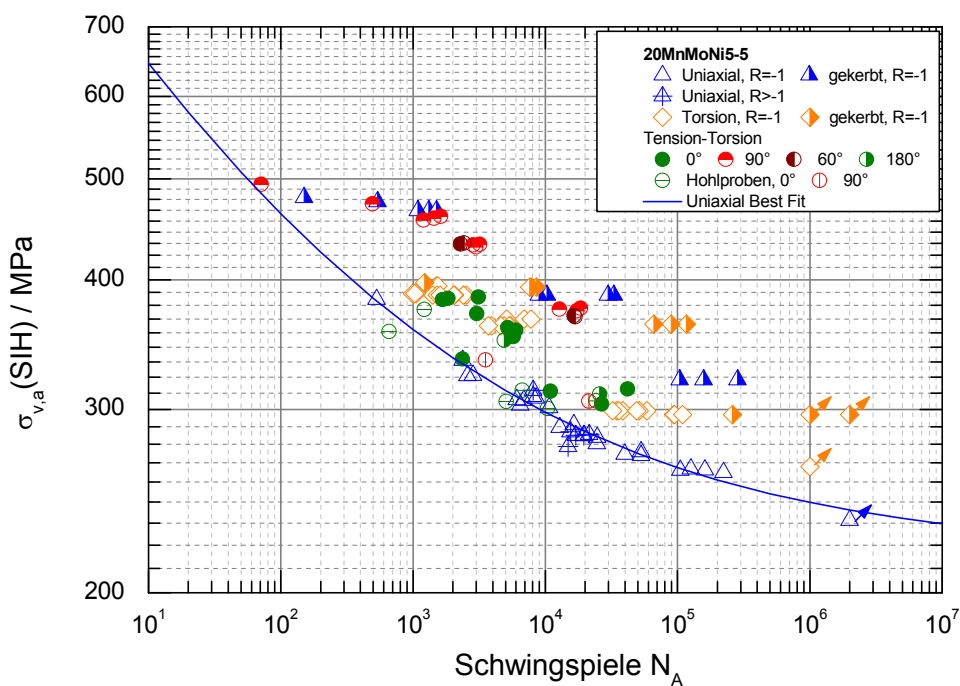


Abbildung A.8: Versuchsergebnisse Ferrit, ausgewertet nach SIH

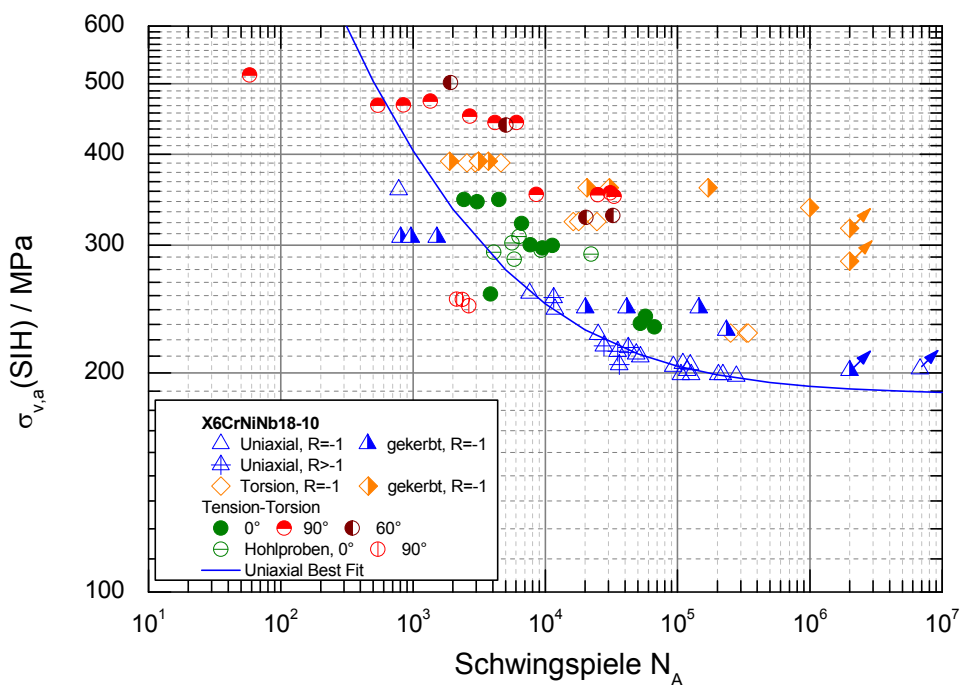


Abbildung A.9: Versuchsergebnisse Austenit, ausgewertet nach SIH

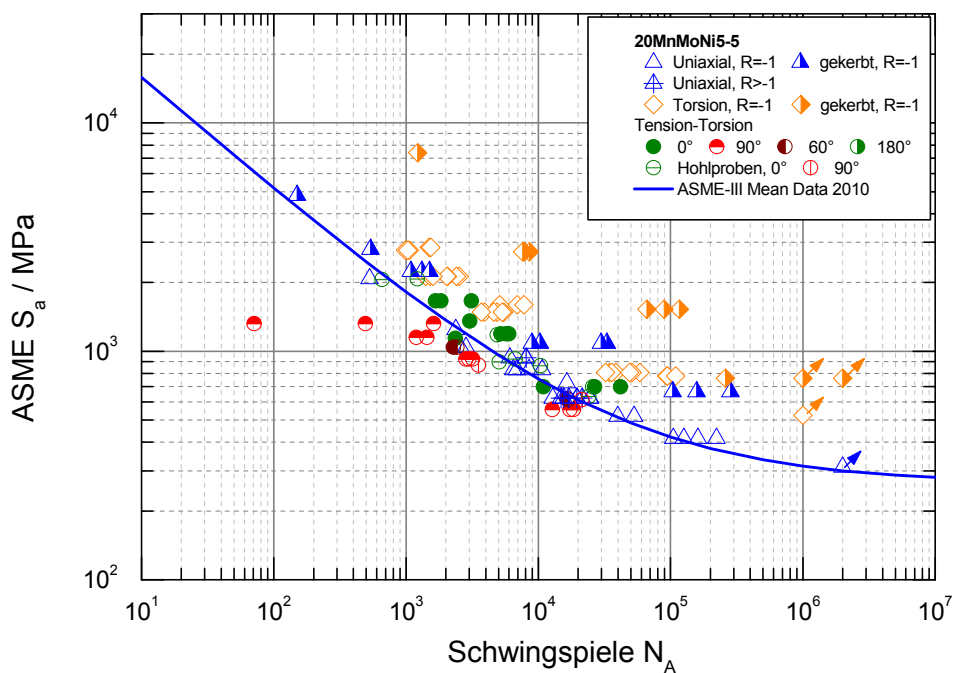


Abbildung A.10: Versuchsergebnisse Ferrit, ausgewertet nach ASME-Code

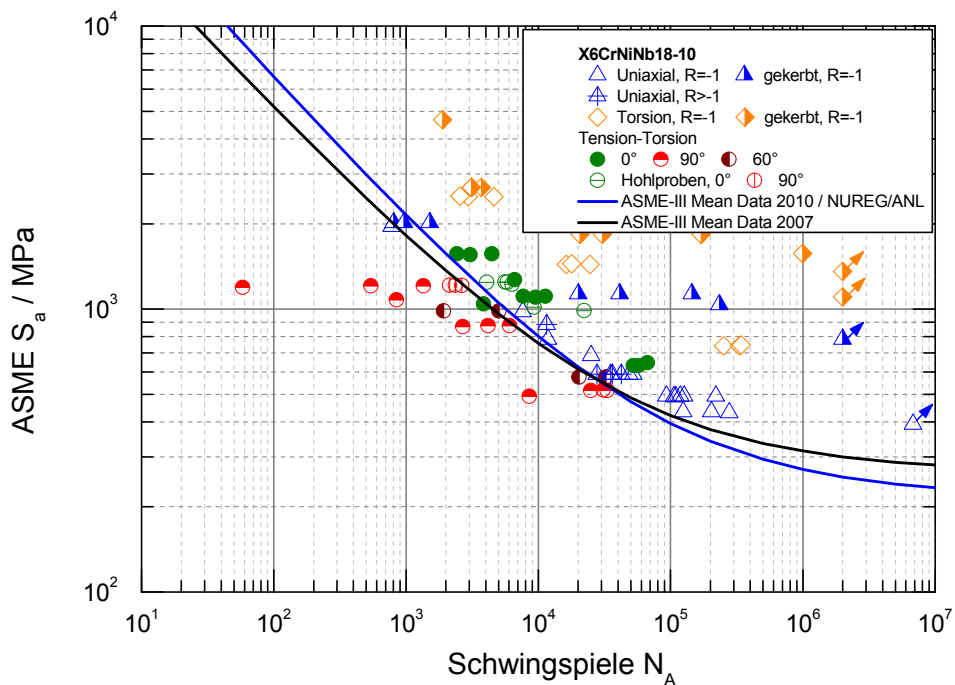


Abbildung A.11: Versuchsergebnisse Austenit, ausgewertet nach ASME-Code



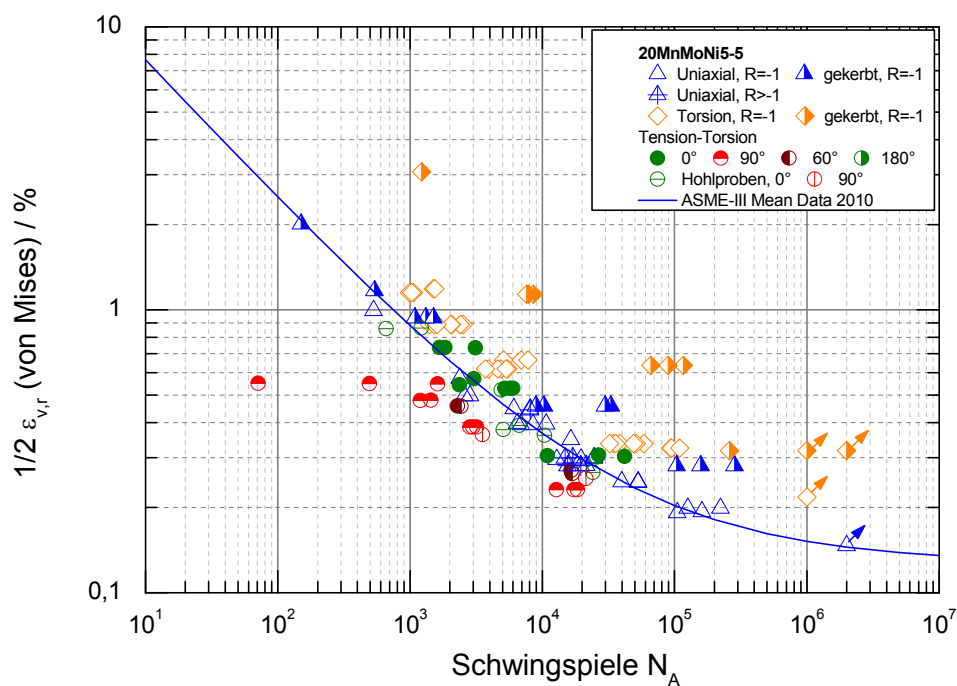


Abbildung A.12: Versuchsergebnisse Ferrit, ausgewertet nach von Mises (Dehnung)

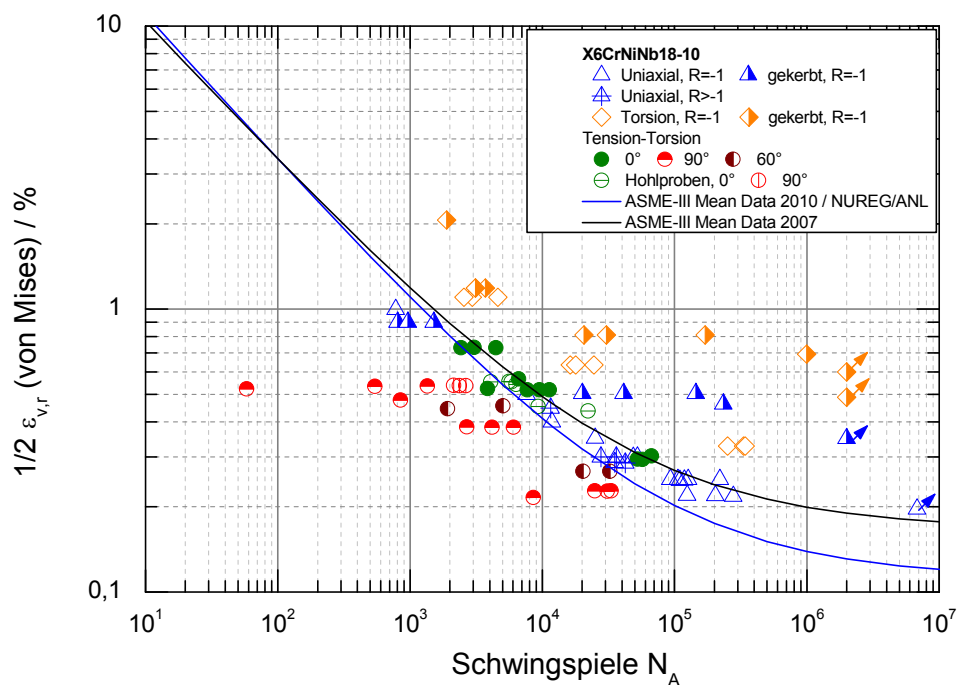


Abbildung A.13: Versuchsergebnisse Austenit, ausgewertet nach von Mises (Dehnung)

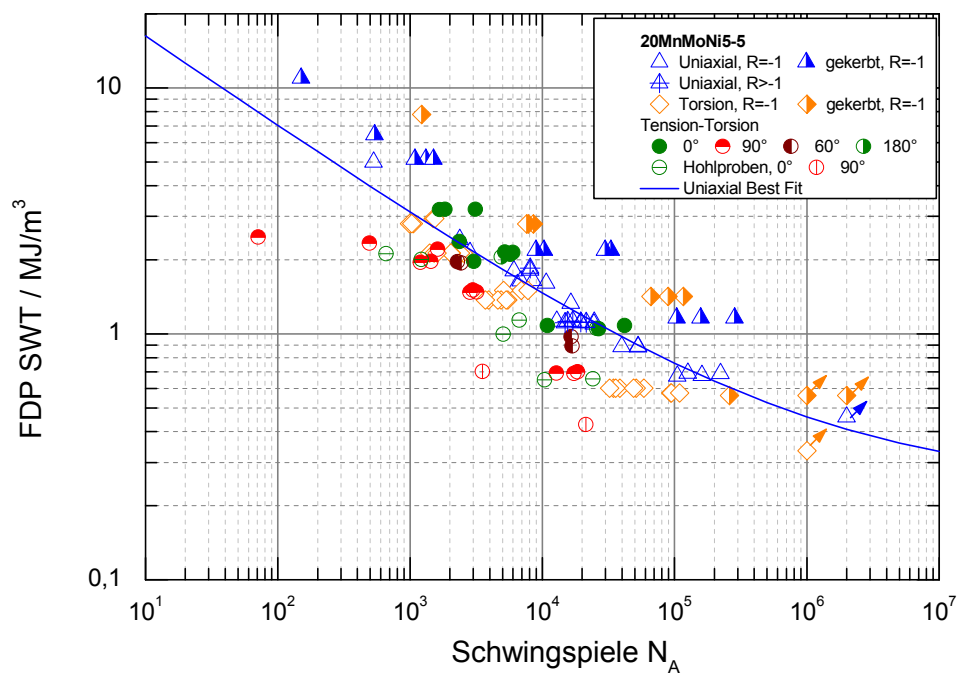


Abbildung A.14: Versuchsergebnisse Ferrit, ausgewertet nach Smith, Watson, Topper

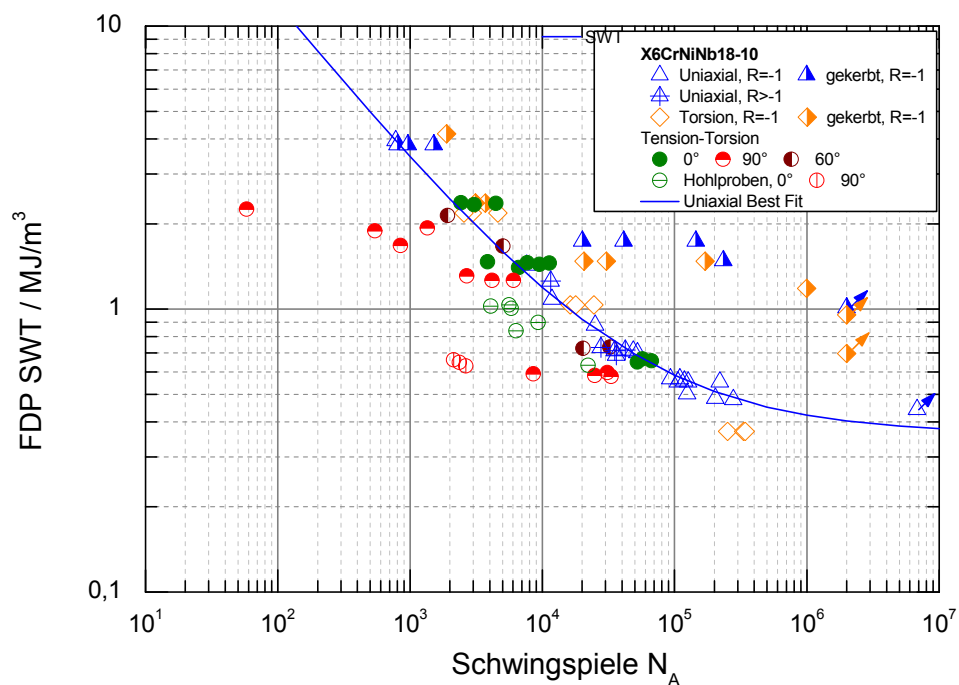


Abbildung A.15: Versuchsergebnisse Austenit, ausgewertet nach Smith, Watson, Topper

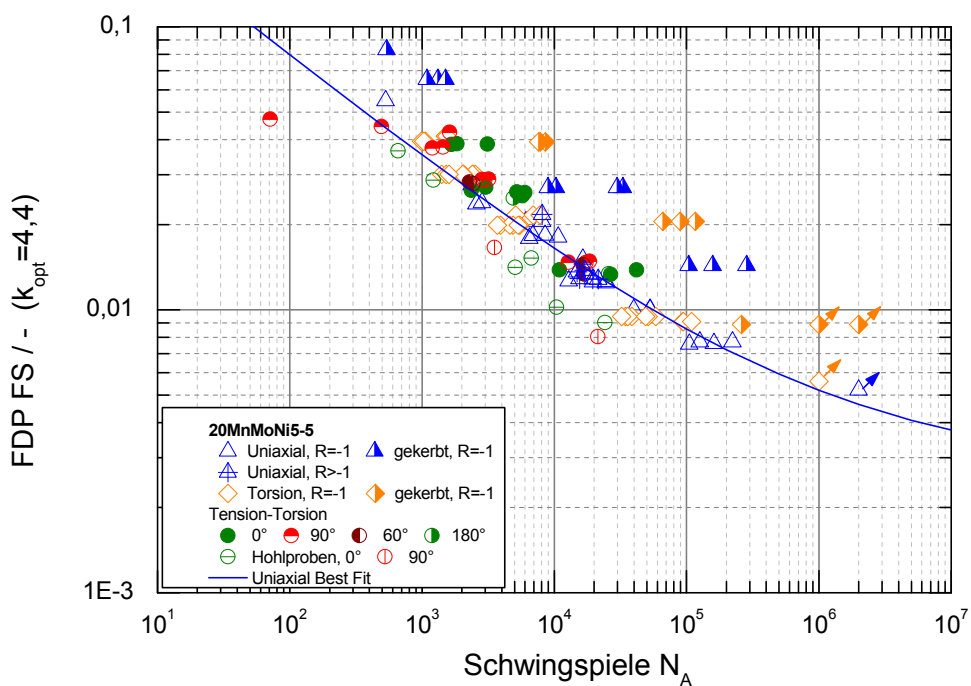


Abbildung A.16: Versuchsergebnisse Ferrit, ausgewertet nach Fatemi und Socie

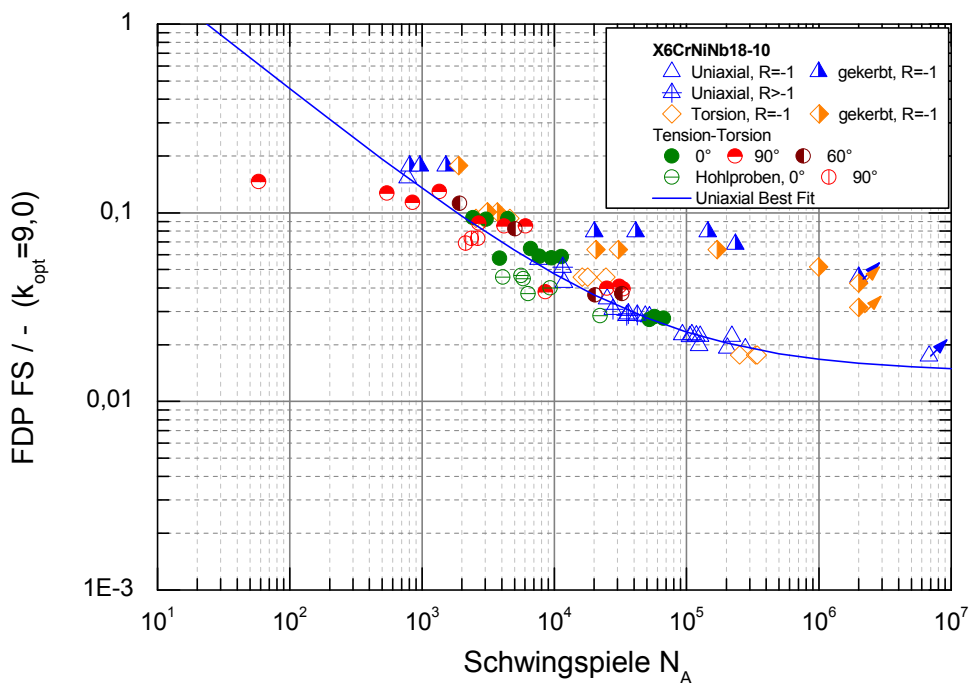


Abbildung A.17: Versuchsergebnisse Austenit, ausgewertet nach Fatemi und Socie

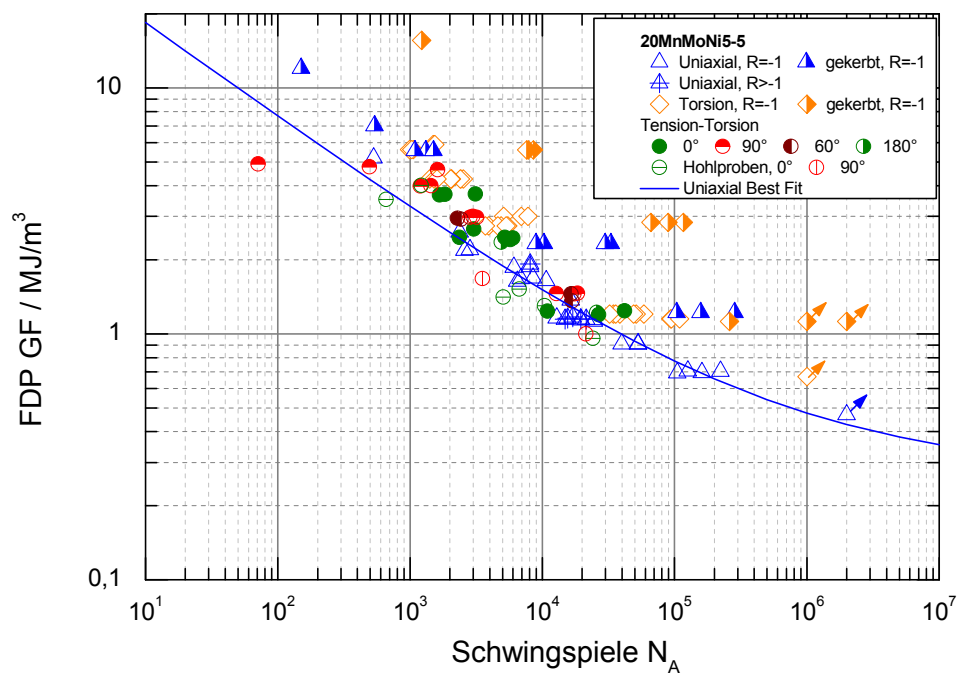


Abbildung A.18: Versuchsergebnisse Ferrit, ausgewertet nach IMWF/MPA

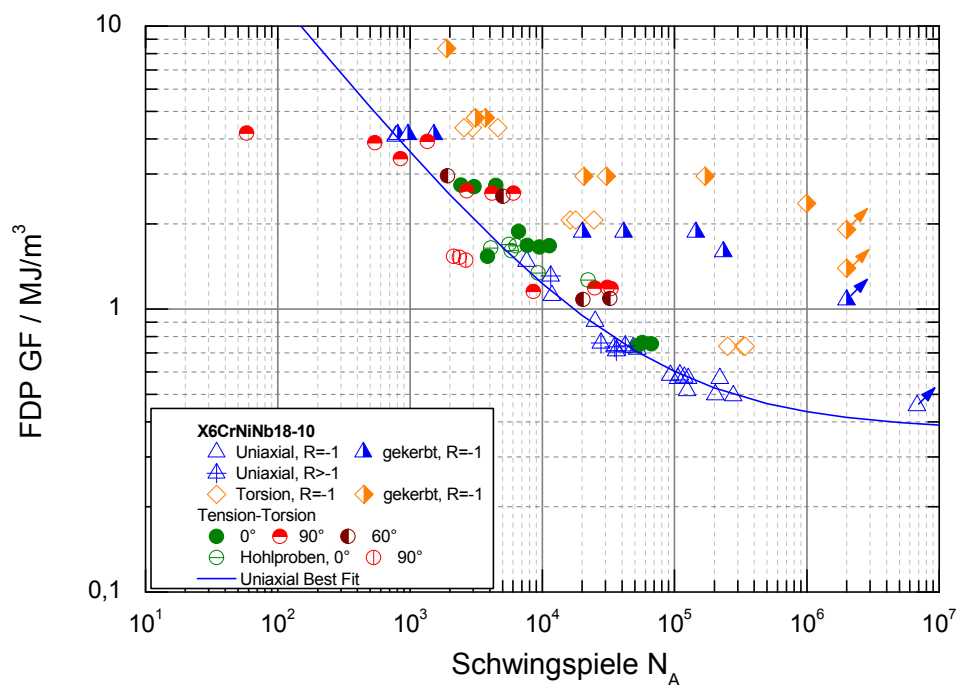


Abbildung A.19: Versuchsergebnisse Austenit, ausgewertet nach IMWF/MPA

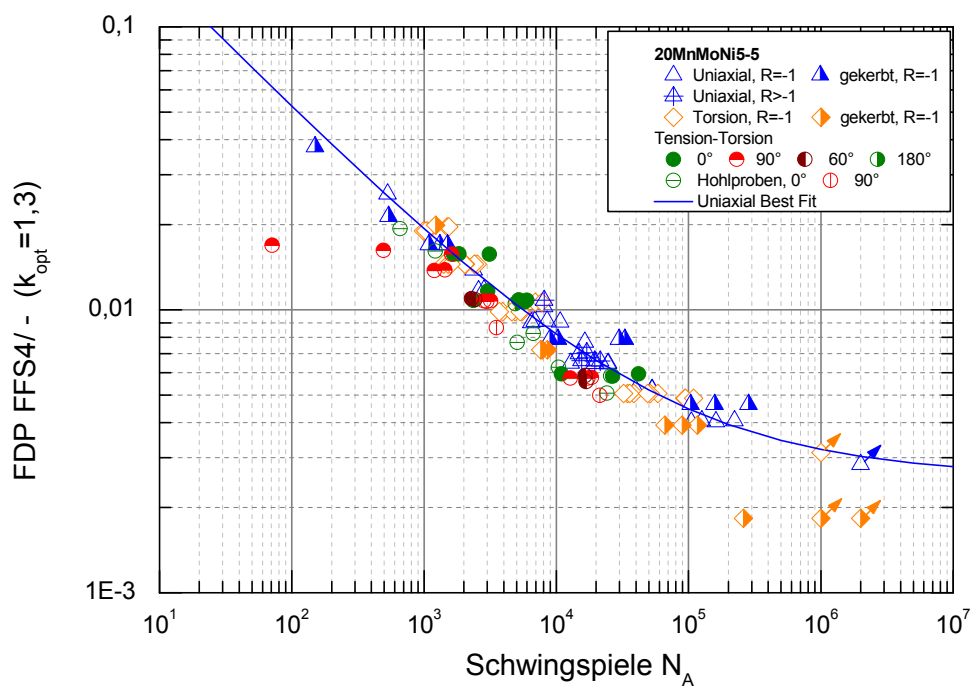


Abbildung A.20: Versuchsergebnisse Ferrit, ausgewertet nach eigenem dehnungs-basierten Ansatz

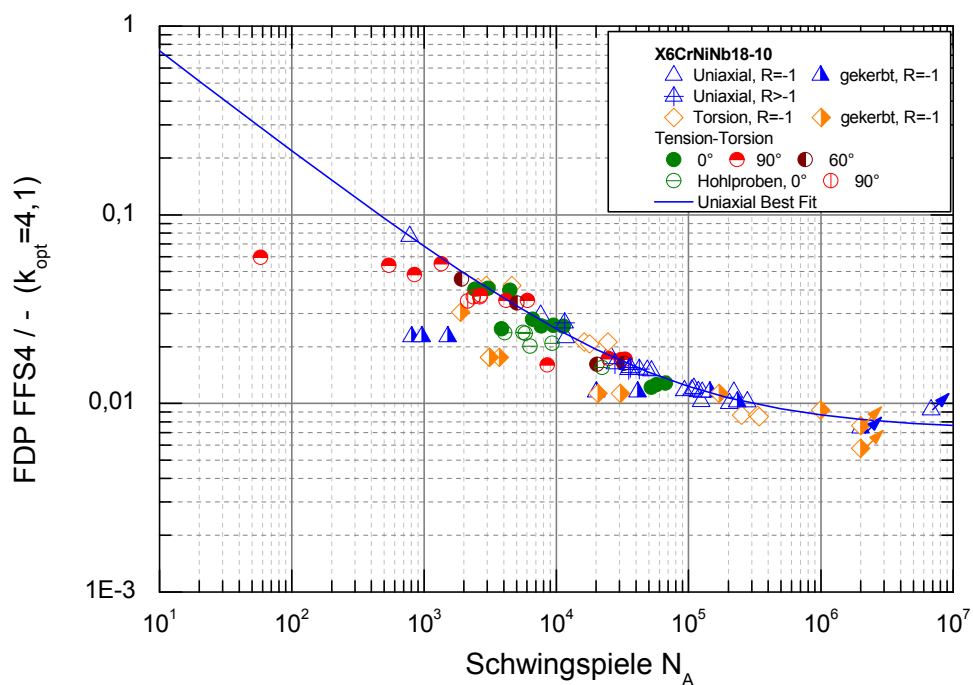


Abbildung A.21: Versuchsergebnisse Austenit, ausgewertet nach eigenem dehnungsbasierten Ansatz

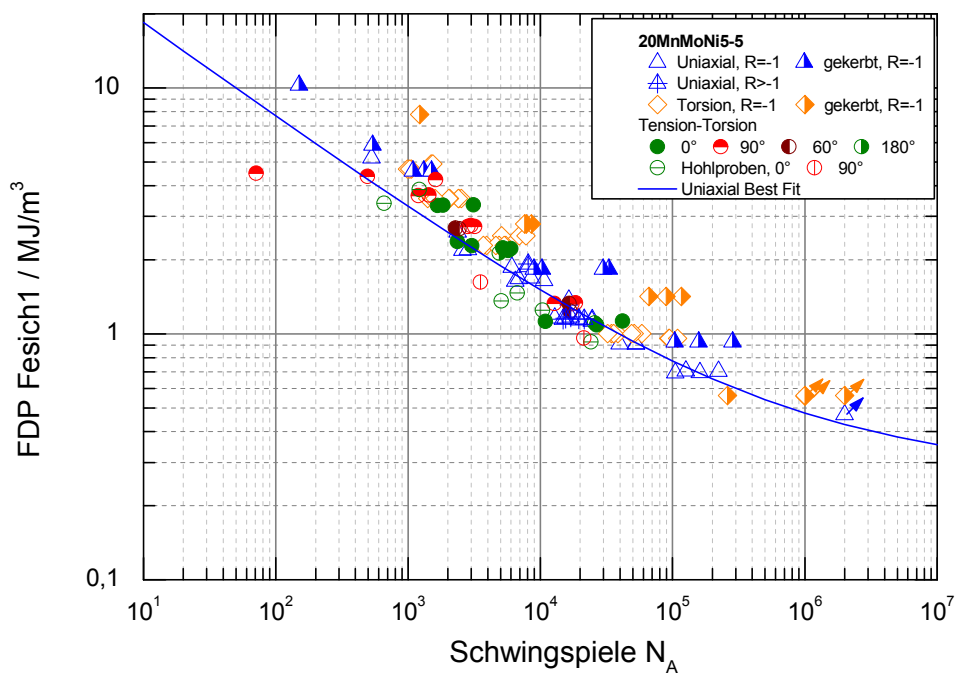


Abbildung A.22: Versuchsergebnisse Ferrit, ausgewertet nach eigenem Energiedichte-basiertem Ansatz

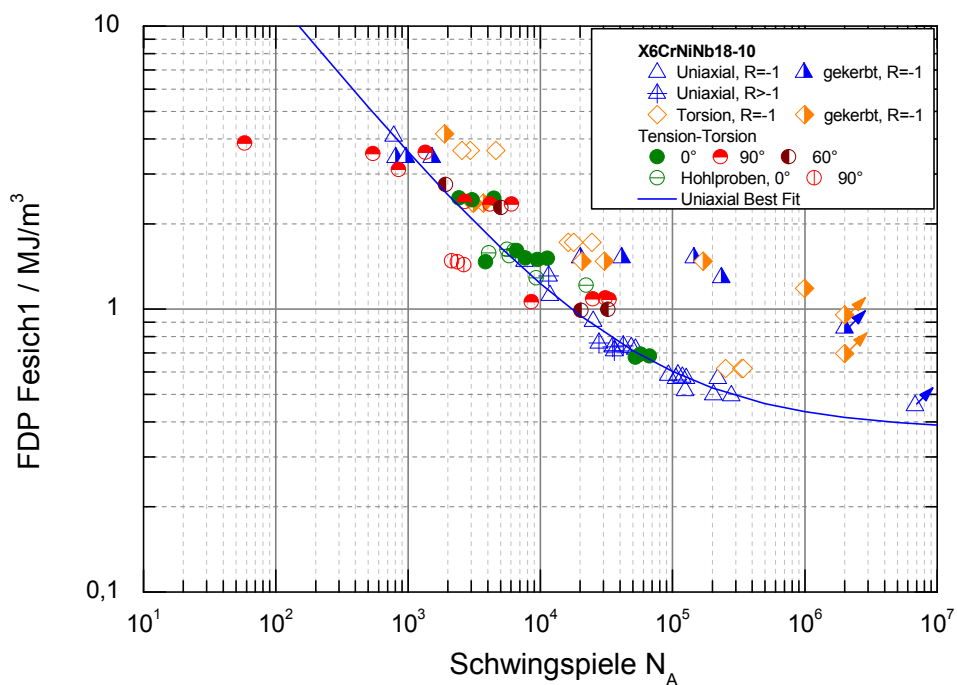


Abbildung A.23: Versuchsergebnisse Austenit, ausgewertet nach eigenem Energiedichte-basiertem Ansatz

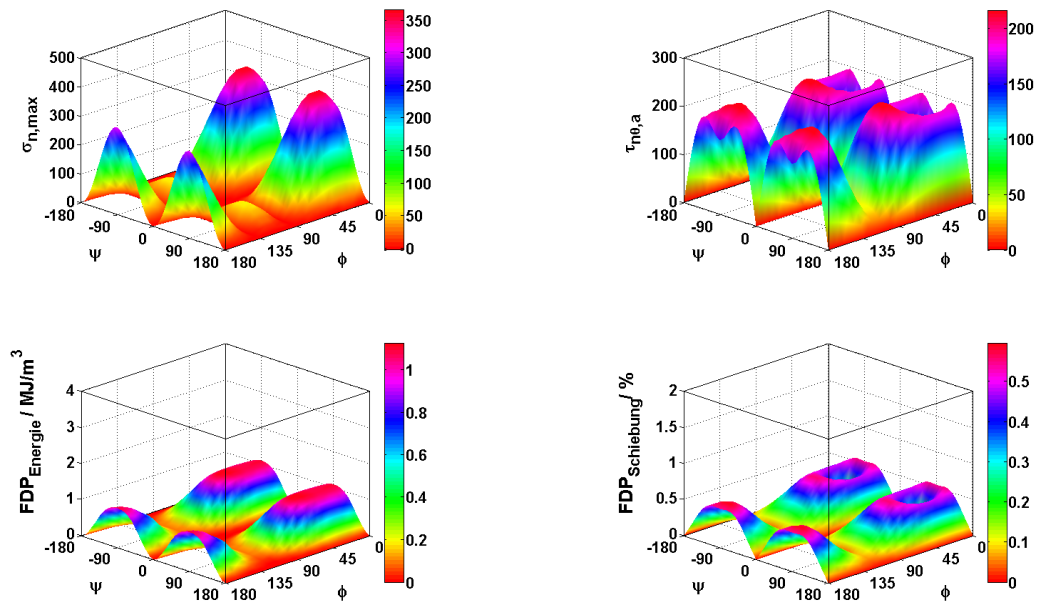


Abbildung A.24: Schnittebenengrößen, Tension-Torsion-Versuch, proportional, 92.TT.30\_1 (Versuch:  $\psi = 90^\circ$ ;  $\phi = 90^\circ/45^\circ$ )

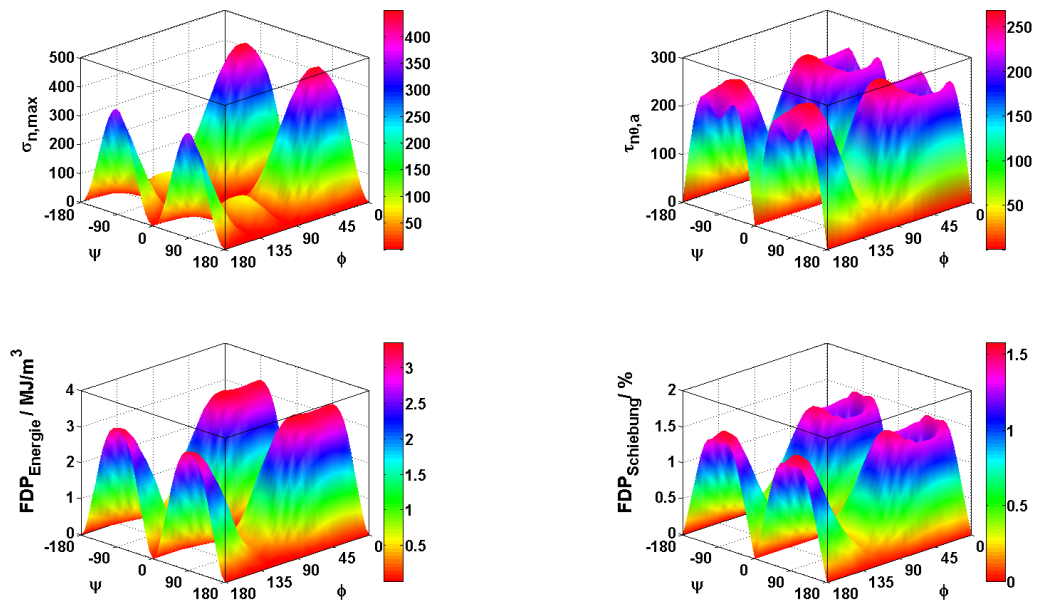


Abbildung A.25: Schnittebenengrößen, Tension-Torsion-Versuch, proportional, 92.TT.07 (Versuch:  $\psi = 90^\circ$ ;  $\phi = 0^\circ/45^\circ$ )

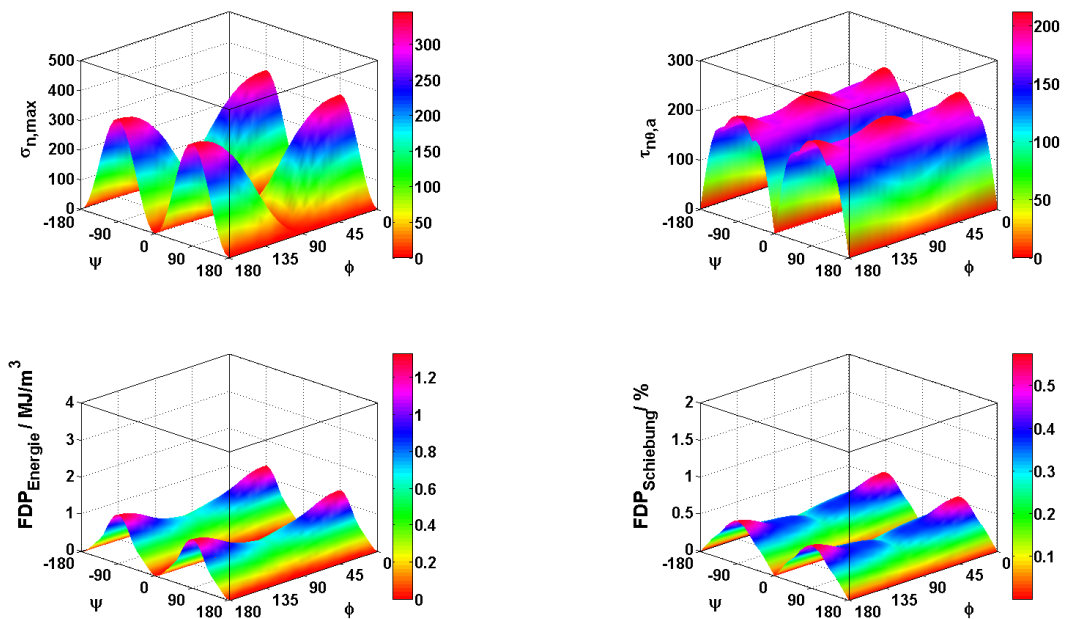


Abbildung A.26: Schnittebenengrößen, Tension-Torsion-Versuch, 90° nichtprop., 92.TT.11 (Versuch:  $\psi = 90^\circ$ ;  $\phi = -40^\circ$ )

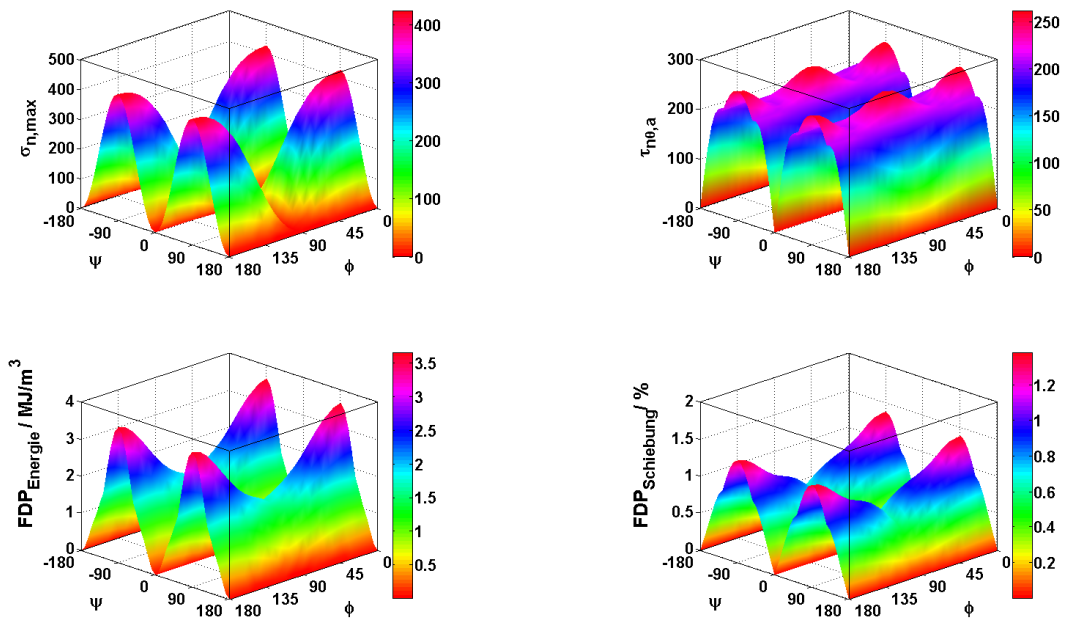


Abbildung A.27: Schnittebenengrößen, Tension-Torsion-Versuch, 90° nichtprop., 92.TT.12 (Versuch:  $\psi = 90^\circ$ ;  $\phi = 0^\circ$ )



---

**Literaturverzeichnis**

- [1] W. Schütz, Zur Geschichte der Schwingfestigkeit. DVM Sonderheft 4, Berlin: Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung, 2008.
- [2] W. Albert, Über Treibseile am Harz, *Archiv für Mineralogie, Geognosie, Bergbau und Hüttenkunde*, Bd. 10, S. 215-237, 1837.
- [3] A. Provost, Disaster on the Railway between Versailles and Bellevue, 8th May 1842 (oil on canvas), Musee de l'Ile de France, Sceaux, France / Giraudon / The Bridgeman Art Library , 1842.
- [4] DVM, Verzeichnis deutschsprachiger Dissertationen und Habilitationen auf dem Gebiet der Schwingfestigkeit. Chronologische Reihenfolge 1900 bis 2006. DVM Sonderheft 02, Berlin: Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung, 2006.
- [5] U. Krupp, Mikrostrukturelle Aspekte der Rissinitiierung und -ausbreitung in metallischen Werkstoffen, Habilitation, Universität Siegen, Siegen, 2004.
- [6] D. F. Socie und G. Marquis, Multiaxial fatigue, Warrendale, Pa: Society of Automotive Engineers, 2000, S. 484.
- [7] R. J. Roark und W. C. Young, Formulas for stress and strain, 5 Hrsg., New York,N.Y: McGraw-Hill, 1975, S. 624.
- [8] S. P. Timoshenko und J. N. Goodier, Theory of elasticity, 3 Hrsg., Tokyo, London: McGraw-Hill, 1970.
- [9] I. V. Papadopoulos, Critical plane approaches in high-cycle fatigue: on the definition of the amplitude and mean value of the shear stress acting on the critical plane, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Bd. 21, Nr. 3, S. 269-285, 1998.
- [10] E. Roos und S. Issler, Bewertungsansätze bei komplexer mehrachsiger Schwingbeanspruchung und Vergleich mit experimentellen Untersuchungen, *VGB Powertech*, Bd. 82, Nr. 6, S. 78-87, 2002.
- [11] L. Susmel, A simple and efficient numerical algorithm to determine the orientation of the critical plane in multiaxial fatigue problems, *International Journal of Fatigue*, Bd. 32, Nr. 11, S. 1875-1883, 2010.
- [12] V. Grubisic und A. Simbürger, Fatigue under combined out-of-phase multiaxial stresses, in *Fatigue Testing and Design*, Bd. 2, London, Soc. of Environmental Engineers, 1976, S. D27.1-D27.28.
- [13] R. Landgraf, J. Morrow und T. Endo, Determination of the Cyclic Stress-Strain Curve, *Journal of Materials, JMLSA*, Bd. 4, Nr. 1, S. 176-188, 1969.
- [14] W. Ramberg und W. R. Osgood, Description of stress-strain curves by three

- parameters, *NACA Techn. Report*, Nr. 902, 1943.
- [15] D. Radaj und M. Vormwald, Ermüdungsfestigkeit: Grundlagen für Ingenieure, 3 Hrsg., Berlin: Springer, 2007.
- [16] H. D. Solomon, C. Amzallag, R. E. DeLair und A. J. Vallee, Comparison of the fatigue life of type 304L SS measured in load and strain controlled tests, in *Proceedings of the 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System – Water Reactors –*, Salt Lake City, 2005.
- [17] E. Roos, Festigkeitslehre 1. Vorlesungsmanuskript, Universität Stuttgart, Stuttgart, 2007.
- [18] The American Society of Mechanical Engineers, ASME Boiler & Pressure Vessel Code, Section III. Rules for Construction of Nuclear Power Plant Components, Division I, Sub-section NB & NH, New York: American Society of Mechanical Engineers, 2010.
- [19] E. K. Chopra und W. J. Shack, Effect of LWR Coolant Environments on the Fatigue Life of Reactor Materials. NUREG/CR-6909, Argonne National Laboratories, Washington, DC, 2007.
- [20] B. F. Langer, Design of pressure vessels for low-cycle fatigue, *Journal of Basic Engineering Trans ASME*, Bd. 84, S. 389-399, 1962.
- [21] S. Issler, Entwicklung eines Verfahrens zur Lebensdauervorhersage für Schaufel-Scheibe-Verbindungen bei Gasturbinen, MPA Universität Stuttgart, Stuttgart, 2001.
- [22] L. Issler, Festigkeitsverhalten metallischer Werkstoffe bei mehrachsiger phasenverschobener Beanspruchung, MPA Universität Stuttgart, Stuttgart, 1973.
- [23] T. Bhonghibhat, Festigkeitsverhalten von Stählen unter mehrachsiger Phasenverschobener Schwingbeanspruchung mit unterschiedlichen Schwingungsformen und Frequenzen. Technisch-Wissenschaftlicher Bericht 86/01, MPA Universität Stuttgart, Stuttgart, 1986.
- [24] S. Sivaprasad, S. K. Paul, S. K. Gupta, V. Bhasin, N. Narasaiah und S. Tarafder, Influence of uniaxial ratchetting on low cycle fatigue behaviour of SA 333 Gr. 6 C-Mn steel, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Bd. 87, Nr. 8, S. 464-469, 2010.
- [25] C. H. Wang und K. J. Miller, The effect of mean shear stress on torsional fatigue behaviour, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials & Structures*, Bd. 14, Nr. 2-3, S. 293-307, 1991.
- [26] G. Sines, Behavior of Metals under Complex Static and Alternating Stresses, in *Metal Fatigue*, York, McGraw-Hill, 1959, S. 145-169.
- [27] H. Clausmeyer, K. Kußmaul und E. Roos, Der Einfluß des

- Spannungszustandes auf den Versagensablauf angerissener Bauteile aus Stahl, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Bd. 20, Nr. 4, S. 101-117, 1989.
- [28] T. Schütt, L. Stumpfrock, A. Völling und W. Bleck, Anwendbarkeit technischer Ersatzkennwerte für duktile Rissinitiierung in Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes, MPA Universität Stuttgart, Stuttgart, 2005.
- [29] H. Clausmeyer, Über die Versprödung von Stahl unter mehrachsiger Beanspruchung, 1968.
- [30] E. Roos, Grundlagen und notwendige Voraussetzungen zur Anwendung der Reißwiderstandskurve in der Sicherheitsanalyse angerissener Bauteile, *Fortschritt-Berichte VDI. Reihe 18: Mechanik, Bruchmechanik*, Nr. 122, 1993.
- [31] E. Haibach, Betriebsfestigkeit, 3 Hrsg., Berlin: Springer, 2006.
- [32] M. Sakane, T. Itoh, S. Kida, O. Masateru und D. F. Socie, Dislocation structure and non-proportional hardening of type 304 stainless steel, in *Proc. of the 5th Intl. Conf. on Biax./Multiax. Fatigue and Fracture (5ICBMFF)*, Krakau, 1997.
- [33] T. Itoh, M. Sakane, M. Ohnami und D. F. Socie, Nonproportional Low Cycle Fatigue Criterion for Type 304 Stainless Steel, *Journal of Engineering Materials and Technology*, Bd. 117, Nr. 3, S. 285-292, 1995.
- [34] C. M. Sonsino, Influence of load and deformation-controlled multiaxial tests on fatigue life to crack initiation, *International Journal of Fatigue*, Bd. 23, Nr. 2, S. 159-167, 2001.
- [35] A. Benallal und D. Marquis, Constitutive Equations for Nonproportional Cyclic Elasto-Viscoplasticity, *Journal of Engineering Materials and Technology*, Bd. 109, Nr. 4, S. 326-336, 1987.
- [36] G. Cailletaud, V. Doquet und A. Pineau, Cyclic Multiaxial Behaviour of an Austenitic Stainless Steel: Microstructural Observations and Micromechanical Modelling, in *Fatigue under Biaxial and Multiaxial Loading, ESIS10*, London, Mechanical Engineering Publications, 1991, S. 131-149.
- [37] A. Fatemi und N. Shamsaei, Multiaxial fatigue: An overview and some approximation models for life estimation, *International Journal of Fatigue*, Bd. 33, Nr. 8, S. 948-958, 2011.
- [38] K. Rother, Beitrag zur rechnerischen Lebensdaueranalyse bei mehrachsiger, nichtproportionaler Beanspruchung, Technische Universität Darmstadt, Darmstadt, 2005.
- [39] K. Kanazawa, K. J. Miller und M. W. Brown, Cyclic deformation of 1% Cr-Mo-V steel under out-of-phase loads, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Bd. 2, Nr. 2, S. 217-228, 1979.
- [40] U. S. Fernando, M. W. Brown und K. J. Miller, Cyclic Deformation and Fatigue

- Endurance of En15R Steel under Multiaxial Out-of-Phase Loading, in *Fatigue under Biaxial and Multiaxial Loading, ESIS10*, London, Mechanical Engineering Publications, 1991, S. 337-356.
- [41] D. L. McDowell, An Experimental Study of the Structure of Constitutive Equations for Nonproportional Cyclic Plasticity, *Journal of Engineering Materials and Technology*, Bd. 107, Nr. 4, S. 307-315, 1985.
- [42] M. Weick, Untersuchung und Modellierung der Lebensdauer unter nichtproportionaler mehrachsiger Wechselbeanspruchung (Dissertation), TU Karlsruhe, Karlsruhe, 2005.
- [43] Y. Jiang, A fatigue criterion for general multiaxial loading, *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, Bd. 23, S. 19-32, 2000.
- [44] J. Hoffmeyer, Anrisslebensdauervorhersage bei mehrachsiger Beanspruchung auf Basis des Kurzrissskonzepts. Veröffentlichung des Instituts für Stahlbau und Werkstoffmechanik der Technischen Universität Darmstadt, TU Darmstadt, Darmstadt, 2005.
- [45] M. Liebrich, Kerbempfindlichkeit von Stählen im Gebiet der Zeitfestigkeit. Technisch-wissenschaftlicher Bericht 1968/05, MPA Universität Stuttgart, Stuttgart, 1968.
- [46] R. Hund, H.-J. Ertelt und B. Kröplin, Zur Übertragbarkeit der Schwingfestigkeit aus einachsigen Begleitprobenversuchen auf Bauteile aus Tiefziehstählen, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Bd. 26, Nr. 5, S. 269-275, 1995.
- [47] Kerntechnischer Ausschuss, *Sicherheitstechnische Regel des KTA 3201.1: Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren. Teil 1: Werkstoffe und Erzeugnisformen*, Salzgitter: KTA, 2003.
- [48] DIN 13445, *Unbefeuerte Druckbehälter - Teil 3: Konstruktion; Deutsche Fassung EN 13445-3:2002*, Deutsches Institut für Normung, Hrsg., 2002.
- [49] K. H. Herter, B. Reicherter und X. Schuler, Nachweis der Ermüdungsfestigkeit bei kerntechnischen Komponenten aus ferritischen und austenitischen Werkstoffen. Abschlussbericht Reaktorsicherheitsforschung Vorhaben Nr. 1501296, MPA Universität Stuttgart, Stuttgart, 2009.
- [50] FKM Richtlinie, Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile, VDMA-Verlag, 2002.
- [51] E. Siebel und M. Stieler, Ungleichförmige Spannungsverteilung bei schwingender Belastung, *Z. VDI*, Bd. 97, Nr. 5, S. 121-139, 1955.
- [52] L. Susmel, *Multiaxial notch fatigue*, Boca Raton, Fla, Cambridge: CRC Press; Woodhead Publishing, 2009, S. xix, 566.
- [53] L. Susmel, B. Atzori, G. Meneghetti und D. Taylor, Notch and mean stress effect in fatigue as phenomena of elasto-plastic inherent multiaxiality, *Engineering Fracture Mechanics*, Bd. 78, Nr. 8, S. 1628-1643, 2011.

- [54] M. Itatani, K. Tanaka, I. Ohkawa, T. Yamada und T. Saito, Fatigue behavior of circumferentially notched round bars of austenitic stainless steel under torsional and axial load, in *ASME 2010 Pressure Vessels and Piping Division/K-PVP Conference (PVP2010)*, Bellevue, WA, 2010.
- [55] S. Laue, H. Bomas und P. Mayr, Untersuchungen zur Anrisslebensdauervorhersage gekerbter Proben mit dem örtlichen Konzept am Beispiel des Stahls Cm15, *Zeitschrift für Metallkunde*, Bd. 94, Nr. 5, S. 499-504, 2003.
- [56] S. Laue, H. Bomas und P. Mayr, Vergleichende Untersuchungen zur Anrisslebensdauervorhersage gekerbter Proben mit dem Örtlichen Konzept und dem Nennspannungskonzept am Beispiel des Stahls Cm15, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Bd. 35, Nr. 3, S. 135-142, 2004.
- [57] E. Forsyth, *The physical basis of metal fatigue*, New York: American Elsevier Pub. Co., 1969, S. 200.
- [58] M. Kage, K. J. Miller und R. A. Smith, Fatigue crack initiation and propagation in a low-carbon steel of two different grain sizes, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures*, Bd. 15, Nr. 8, S. 763-774, 1992.
- [59] M. Sakane, S. Zhang und K. TaeJoon, Notch Effect on Multiaxial Low Cycle Fatigue, in *Proceedings of The Ninth International Conference on Multiaxial Fatigue & Fracture (ICMFF9)*, 2010.
- [60] *ASTM E606: Standard practices for Strain-Controlled Fatigue Testing*, West Conshohocken, PA: ASTM International, 2004.
- [61] E-DIN EN 3988, *DIN EN 3988 (Entwurf): Luft- und Raumfahrt – Prüfverfahren für metallische Werkstoffe – Dehnungsgesteuerter Kurzzeit-Ermüdungs-Versuch (LCF)*, 1998.
- [62] H.-J. Christ, *Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe*, 2. Hrsg., Weinheim: Wiley-VCH, 2009, S. 287.
- [63] S. Suresh, *Fatigue of materials*, 2 Hrsg., Cambridge: Cambridge University Press, 1998, S. 679.
- [64] J. Lemaitre, J.-L. Chaboche und B. Shrivastava, *Mechanics of solid materials*, 1. Hrsg., Cambridge: Cambridge Univ. Press, 1998, S. 556.
- [65] P. Lukáš, Fatigue Crack Nucleation and Microstructure, in *ASM handbook*, 1 Hrsg., Bd. 19: Fatigue and Fracture, Metals Park, ASM International, 1996, S. 96-109.
- [66] N. Thompson, N. Wadsworth und N. Louat, Xi. The origin of fatigue fracture in copper, *Philosophical Magazine*, Bd. 1, Nr. 2, S. 113-126, 1956.
- [67] H. Mughrabi, R. Wang, K. Differt und U. Essmann, Fatigue Crack Initiation by Cyclic Slip Irreversibilities in High-Cycle Fatigue, in *Fatigue Mechanisms: Advances in Quantitative Measurement of Physical Damage*,

- ASTM STP 811 , 1983, S. 271-281.
- [68] R. Wang und H. Mughrabi, Secondary cyclic hardening in fatigued copper monocrystals and polycrystals, *Materials Science and Engineering*, Bd. 63, Nr. 2, S. 147-163, 1984.
- [69] P. Peralta, C. Laird, U. Ramamurty, S. Suresh, G. Campbell, W. King und T. E. Mitchell, Fatigue Crack Nucleation in metallic materials, in *Small fatigue cracks*, 1 Hrsg., Amsterdam [etc.], Elsevier, 1999, S. 17-28.
- [70] E. Soppa und C. Kohler, Mikromechanische und atomistische Modellierung der Anrissbildung bei ermüdungsbeanspruchten Stählen, MPA Universität Stuttgart, Stuttgart, 2011.
- [71] C. Zappfe und C. Worden, Fractographic registrations of fatigue, *Trans. Am. Soc. for Metals*, Bd. 43, S. 958-969, 1951.
- [72] D. Krämer, S. Krolop, A. Scheffold und R. Stegmeyer, Die numerische Simulation inelastischen Werkstoffverhaltens und deren Bewertung anhand von Bauteilversuchen im Temperaturbereich unter 400 °C., MPA Universität Stuttgart, Stuttgart, 1997.
- [73] M. W. Brown und K. J. Miller, A theory for fatigue failure under multiaxial stress-strain conditions, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, Bd. 187, S. 745-755, 1973.
- [74] M. Robillard und G. Cailletaud, 'Directionally Defined Damage' in Multiaxial Low-Cycle Fatigue: Experimental Evidence and Tentative Modeling, in *Fatigue under biaxial and multiaxial loading*, ESIS10, London, Mechanical Engineering Publications, 1991, S. 103-130.
- [75] D. F. Socie, Multiaxial Fatigue Damage Models, *Journal of Engineering Materials and Technology*, Bd. 109, Nr. 4, S. 293-298, 1987.
- [76] D. Krämer und S. Krolop, Entwicklung eines schädigungsmechanischen Modells zur Bewertung der Lebensdauer von Kraftwerkskomponenten bei zyklischer mechanischer Beanspruchung. Abschlussbericht zum BMBF Vorhaben 1501095, MPA Universität Stuttgart, Stuttgart, 2001.
- [77] D. Krätschmer, Bewertung mikrostruktureller Werkstoffschädigung bei Schwingbeanspruchung mit stochastischen Methoden (Dissertation), MPA Universität Stuttgart, Stuttgart, 2011.
- [78] W. Findley, A theory for the effect of mean stress on fatigue of metals under combined torsion and axial load or bending, *Journal of engineering for industry*, Bd. 81, S. 301-306, November 1959.
- [79] F. B. Stulen und H. N. Cummings, A failure criterion for multiaxial fatigue stresses, in *Proceedings ASTM*, Bd. 54, ASTM STP, 1954, S. 822-835.
- [80] A. Karolczuk und E. Macha, A Review of Critical Plane Orientations in Multiaxial Fatigue Failure Criteria of Metallic Materials, *International Journal of Fracture*,

- Bd. 134, S. 267-304, 2005.
- [81] K. Wellinger und H. Dietmann, Festigkeitsberechnung. Grundlagen und technische Anwendung, 3 Hrsg., Kröner, 1976.
- [82] H. J. Gough und H. V. Pollard, The strength of metals under combined alternating stresses, *ARCHIVE: Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers 1847-1982 (vols 1-196)*, Bd. 131, Nr. 1935, S. 3-103, 1935.
- [83] G. Sines, Failure of materials under combined repeated stresses with superimposed static stresses, National Advisory Committee for Aeronautics, 1955.
- [84] V. Novozhilov, Physical meaning of stress invariants used in the theory of plasticity, *Prikladnaja matematika i mehanika : PMM*, Bd. 16, Nr. 5, S. 617-619, 1952.
- [85] D. L. McDiarmid, A general criterion for high cycle multiaxial fatigue failure, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Bd. 14, Nr. 4, S. 429-453, 1991.
- [86] H. Dietmann und W. Lempp, Untersuchungen zum Festigkeitsverhalten von Stählen bei mehrachsiger phasenverschobener Dauerschwingbeanspruchung, *Konstruktion*, Bd. 31, S. 191-200, 1979.
- [87] C. J. Bach und R. Baumann, Elastizität und Festigkeit, 9., verm. Aufl. Hrsg., Berlin: Springer, 1924, S. 687 S..
- [88] K. Wellinger, Das Anstrengungsverhältnis nach C. Bach. Anwendung bei verschiedenen Hypothesen, *Z. VDI*, Bd. 95, Nr. 13, S. 377-378, 1953.
- [89] E. Roos, T. Gengenbach, M. Rauch und J. Schemmel, Lebensdauerermittlung bei mehrachsigen wechselnden Beanspruchungen im niedrigen und hohen Temperaturbereich, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Bd. 34, Nr. 9, S. 781-789, 2003.
- [90] K. Dang Van, Macro-Micro Approach in High Cycle Multiaxial Fatigue, in *Advances in multiaxial fatigue*, Philadelphia, Pa., ASTM Special Technical Publications, 1993, S. 120-130.
- [91] I. V. Papadopoulos, A comparative study of multiaxial high-cycle fatigue criteria for metals, *International Journal of Fatigue*, Bd. 19, Nr. 3, S. 219-235, 1997.
- [92] I. V. Papadopoulos, Long life fatigue under multiaxial loading, *International Journal of Fatigue*, Bd. 23, Nr. 10, S. 839-849, 2001.
- [93] I. V. Papadopoulos und V. P. Panoskaltsis, Invariant formulation of a gradient dependent multiaxial high-cycle fatigue criterion, *Engineering Fracture Mechanics*, Bd. 55, Nr. 4, S. 513-528, 1996.
- [94] A. Simbürger, Festigkeitsverhalten zäher Werkstoffe bei einer mehrachsigen phasenverschobenen Schwingbeanspruchung mit körperfesten und veränderlichen Hauptspannungsrichtungen, Technische Hochschule

- Darmstadt, Darmstadt, 1975.
- [95] J. Liu und H. Zenner, Berechnung der Dauerschwingfestigkeit bei mehrachsiger Beanspruchung — Teil 1, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Bd. 24, Nr. 7, S. 240-249, 1993.
- [96] J. Liu und H. Zenner, Berechnung der Dauerschwingfestigkeit bei mehrachsiger Beanspruchung — Teil 2, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Bd. 24, Nr. 8, S. 296-303, 1993.
- [97] J. Liu und H. Zenner, Berechnung der Dauerschwingfestigkeit bei mehrachsiger Beanspruchung — Teil 3, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Bd. 24, Nr. 9, S. 339-347, 1993.
- [98] C. H. Wang und M. W. Brown, Life Prediction Techniques for Variable Amplitude Multiaxial Fatigue—Part 1: Theories, *Journal of Engineering Materials and Technology*, Bd. 118, Nr. 3, S. 367, 1996.
- [99] L. Issler, Festigkeitslehre - Grundlagen, 2 Hrsg., Berlin: Springer, 2006.
- [100] C. M. Sonsino und V. Grubisic, Kurzzeitschwingfestigkeit von duktilen Stählen unter mehrachsiger Beanspruchung, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Bd. 15, Nr. 11, S. 378-386, 1984.
- [101] M. W. Brown und K. J. Miller, Two Decades of Progress in the Assessment of Multiaxial Low-Cycle Fatigue Life, in *Low-cycle fatigue and life prediction*, Philadelphia, PA, ASTM, 1982, S. 482-499.
- [102] F. A. Kandil, M. W. Brown und K. J. Miller, Biaxial Low-Cycle Fatigue Fracture of 316 Stainless Steel at Elevated Temperatures, in *Mechanical behaviour and nuclear applications of stainless steel at elevated temperatures.*, London, Metals Society, 1982, S. 203-210.
- [103] C. H. Wang und M. W. Brown, A Path-Independent Parameter for Fatigue under Proportional and Non-Proportional Loading, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Bd. 16, Nr. 12, S. 1285-1297, 1993.
- [104] A. Fatemi und D. F. Socie, A critical plane approach to multiaxial fatigue damage including out-of-phase loading, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials & Structures*, Bd. 11, Nr. 3, S. 149-165, 1988.
- [105] A. Fatemi, N. Shamsaei und H. Zhang, *Damage Development and Fatigue Life Assessment under Combined Stresses*, Bd. 2009, Hyannis, MA, 2009.
- [106] Y. Liu und S. Mahadevan, Multiaxial high-cycle fatigue criterion and life prediction for metals, *International Journal of Fatigue*, Bd. 27, Nr. 7, S. 790-800, Juli 2005.
- [107] K. C. Liu, A method based on virtual strain-energy parameters for multiaxial fatigue life prediction, in *Advances in multiaxial fatigue*, D. McDowell und R. Ellis, Hrsg., Philadelphia, Pa., ASTM STP 1191, 1993, S. 67-84.



- [108] B. Reicherter, Untersuchung der werkstoffmechanischen Vorgänge zur verbesserten Lebensdauervorhersage im Low Cycle Fatigue Bereich, Universität Stuttgart, Stuttgart, 2011.
- [109] P. Ludwik und R. Scheu, Vergleichende Zug-, Druck-, Dreh- und Walzversuche, *Stahl und Eisen*, Bd. 45, Nr. 11, S. 373-381, 1925.
- [110] J. Morrow, Cyclic Plastic Strain Energy and Fatigue of Metals, in *Internal friction, damping, and cyclic plasticity : a symposium pres. at the 67. annual meeting, American Society for Testing and Materials*, Philadelphia Pa, ASTM, 1965, S. 45-87.
- [111] D. F. Socie, Critical Plane Approaches for Multiaxial Fatigue Damage Assessment, in *Advances in multiaxial fatigue*, Philadelphia, Pa., 1993, S. 7-36.
- [112] S. K. Gupta, T. M. Fesich, X. Schuler, V. Bhasin, K. Vaze und E. Roos, A critical plane based model for fatigue assessment under fixed and rotating principle direction loading, *Transactions, SMiRT 21, New Delhi*, 2011.
- [113] G. R. Halford, The Energy Required for Fatigue, *Journal of Materials*, Bd. 1, Nr. 1, S. 3-18, 1966.
- [114] Y. Garud, A New Approach to the Evaluation of Fatigue Under Multiaxial Loadings, *Journal of Engineering Materials and Technology*, Bd. 103, S. 118-126, 1981.
- [115] F. Ellyin, K. Golos und Z. Xia, In-Phase and Out-of-Phase Multiaxial Fatigue, *Journal of Engineering Materials and Technology*, Bd. 113, S. 112-118, 1991.
- [116] C. C. Chu, F. A. Conle und J. J. Bonnen, Multiaxial stress-strain modeling and fatigue life prediction of SAE axle shafts, in *Advances in multiaxial fatigue*, D. McDowell und R. Ellis, Hrsg., Philadelphia, Pa., ASTM, 1993, S. 37-54.
- [117] C. C. Chu, Fatigue Damage Calculation using the Critical Plane Approach, *Journal of Engineering Materials and Technology*, Nr. 117, S. 41-49, January 1995.
- [118] X. Chen, S. Xu und D. Huang, A critical plane-strain energy density criterion for multiaxial low-cycle fatigue life under non-proportional loading, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Bd. 22, Nr. 8, S. 679-686, 1999.
- [119] J. Li, J. Liu, Q. Sun, Z.-P. Zhang und Y.-J. Qiao, A modification of Smith-Watson-Topper damage parameter for fatigue life prediction under non-proportional loading, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Bd. 35, Nr. 4, S. 301-316, 2012.
- [120] A. Scheffold, Experimentelle und numerische Untersuchungen zum zyklischen, inelastischen Verformungsverhalten austenitischer Stähle, Universität Stuttgart, Stuttgart, 1997.
- [121] J.-L. Chaboche, A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories, *International journal of plasticity*, Bd. 24, Nr. 10, S. 1642-1693, 2008.

- [122] S. K. Paul, S. Sivaprasad, S. Dhar und S. Tarafder, Key issues in cyclic plastic deformation: Experimentation, *Mechanics of Materials*, Bd. 43, Nr. 11, S. 705-720, 2011.
- [123] W. Prager, The theory of plasticity: a survey of recent achievements, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, Bd. 169, S. 41-57, 1955.
- [124] Z. Mróz, On the description of anisotropic workhardening, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Bd. 15, Nr. 3, S. 163-175, 1967.
- [125] R. Döring, J. Hoffmeyer, T. Seeger und M. Vormwald, A plasticity model for calculating stress–strain sequences under multiaxial nonproportional cyclic loading, *Computational Materials Science*, Bd. 28, Nr. 3-4, S. 587-596, 2003.
- [126] C. Frederick und P. Armstrong, A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect. Report RD/B/N731 (2007 Reprint), *Materials at High Temperatures*, Bd. 24, Nr. 1, S. 1-26, 1966 (2007 reprint).
- [127] J.-L. Chaboche, On some modifications of kinematic hardening to improve the description of ratchetting effects, *International journal of plasticity*, Bd. 7, Nr. 7, S. 661-678, 1991.
- [128] N. Ohno und J.-D. Wang, Kinematic hardening rules with critical state of dynamic recovery, part I: formulation and basic features for ratchetting behavior, *International journal of plasticity*, Bd. 9, Nr. 3, S. 375-390, 1993.
- [129] M. Rauch, Entwicklung eines Lebensdauerkonzeptes für Schaufel-Welle-Verbindungen stationärer Turbinen aus Nickelbasis- und 10 %-Chromlegierungen (Dissertation), Universität Stuttgart, Stuttgart, 2006.
- [130] T. M. Fesich, E. Roos, X. Schuler, K. H. Herter und D. Krätschmer, Das MPA AIM-Life Konzept zur Ermüdungsbewertung bei komplexen Beanspruchungen, in *37. MPA Seminar, Oktober 2011*, Stuttgart, MPA Universität Stuttgart, 2011.
- [131] D. Cojocaru und A. M. Karlsson, A simple numerical method of cycle jumps for cyclically loaded structures, Bd. 28, Nr. 12, S. 1677-1689, 2006.
- [132] H. Ishikawa, H. Kitagawa und H. Okamura, J Integral of a Mixed Mode Crack and its Application, in *3rd International Conference on Mechanical Behaviour of Materials*, 1979.
- [133] K. J. Pascoe und J. W. R. de Villiers, Low cycle fatigue of steels under biaxial straining, *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, Bd. 2, Nr. 2, S. 117-126, 1967.
- [134] H. Nisitani und K. Kawano, Non-propagating crack and crack strength of shafts with a shoulder fillet subjected to rotary bending, in *Proceedings of the 11th Japan Congress on Materials Research*, 1968.
- [135] D. Taylor und G. Wang, The validation of some methods of notch fatigue analysis, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Bd. 23, Nr.

- 5, S. 387-394, 2000.
- [136] L. Susmel und D. Taylor, A simplified approach to apply the theory of critical distances to notched components under torsional fatigue loading, *International Journal of Fatigue*, Bd. 28, Nr. 4, S. 417-430, 2006.
- [137] L. Susmel, B. Atzori, G. Meneghetti und D. Taylor, Estimating the Notch and Mean Stress Effect in Fatigue through the Degree of Multiaxiality of the local Elasto-Plastic Stress/Strain Fields, in *Proceedings of The Ninth International Conference on Multiaxial Fatigue & Fracture (ICMFF9)*, Parma, 2010.
- [138] Y. Nadot und T. Billaudeau, Multiaxial fatigue limit criterion for defective materials, *Engineering Fracture Mechanics*, Bd. 73, Nr. 1, S. 112-133, 2006.
- [139] R. A. Naik, D. B. Lanning, T. Nicholas und A. R. Kallmeyer, A critical plane gradient approach for the prediction of notched HCF life, *International Journal of Fatigue*, Bd. 27, Nr. 5, S. 481-492, 2005.
- [140] T. M. Fesich, K.-H. Herter und X. Schuler, Sicherheitsbewertung kerntechnischer Komponenten bei komplexer, mehrachsiger Schwingbeanspruchung. Abschlussbericht Reaktorsicherheits-Vorhaben Nr. 1501392, MPA Universität Stuttgart, Stuttgart, 2012 (in Arbeit).
- [141] T. M. Fesich und E. Roos, Untersuchungen zur Anwendung der Festigkeitshypothesen bei schwingender Beanspruchung im Rahmen rechnerischer Festigkeitsnachweise. Abschlussbericht Reaktorsicherheits-Vorhaben Nr. 1501355, IMWF Universität Stuttgart, Stuttgart, 2012 (in Arbeit).
- [142] D. Sturm und W. Stoppler, Forschungsprogramm Phänomenologische Behälterberstversuche RS279, MPA Universität Stuttgart, Stuttgart, 1983.
- [143] BGH Edelstahl Freital GmbH, *Werkstoffzeugnisse 1.4550 Charge 77213 und 77194*, Freital, 1997.
- [144] M. Sester, Erfassung und Bewertung von Schädigungsmechanismen in austenitischen Kraftwerkskomponenten unter mechanischer und thermozyklischer Belastung, Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik, Freiburg, 2000.
- [145] C. Chauvot, Rissbildung und Risswachstum in dem Rohrleitungsstahl X6CrNiNb18-10 unter plastischer Wechselverformung - Experimentelle Untersuchungen und Modellierung (Dissertation), Universität Karlsruhe, Karlsruhe, 2001.



---

**Lebenslauf**
**Thomas M. Fesich**

Dipl.-Ing.; M.Sc. (The George Washington University)

- 27.06.1983 Geb. in Nürnberg
- Familienstand Verheiratet




---

**AUSBILDUNG**

06/2002 Willibald-Gluck-Gymnasium, Neumarkt i. d. OPf.  
 • Abschluss Abitur

07/2002 – 04/2003 Zivildienst, Stationäre Altenpflege, Neumarkt

**Studium**

10/2003 – 03/2009 **Universität Stuttgart: Technologiemanagement**  
 • Fachrichtung Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre  
 Thermische Strömungsmaschinen  
 • Abschluss **Diplom-Ingenieur**

08/2007 – 09/2008 **The George Washington University**, Washington, DC  
 • Fachrichtung Transportation Safety Engineering  
 • Abschluss **Master of Science**

**Studienbegleitendes** (Auswahl)

04 – 05/2002 **BMW AG**, Regensburg  
 03 – 04/2005 **Siemens AG**, Automation & Drives, Amberg  
 08/2006 **NASA**, Ames Research Center, Mountain View, CA, USA  
 05/2005 – 09/2006 **The European Association of Aerospace Students**,  
 Präsident des Internationalen Vorstandes  
 09/2008 – 02/2009 **Dr.-Ing. h.c. F. Porsche AG**, Weissach

---

**BERUFSERFAHRUNG**

04/2009 – 03/2012 **Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre (IMWF), Universität Stuttgart**

seit 05/2012 **Robert Bosch GmbH**,  
 Diesel Systems, Feuerbach

Gerlingen, Oktober 2012.