

Reaktorsicherheitsforschungsvorhaben Nr.:
Reactor Safety Research Project No.:

1501656

Abschlussbericht / Final Report

Vorhaben:

**KI-unterstützte, mikrostruktursensitive
Ermüdungsmodellierung für metastabile Austenite**

Research project:

**AI-assisted, microstructure-sensitive fatigue modelling for
metastable austenites**

Autor(en) / Author(s):

C. Häffner
S. Münstermann

Dienststelle / Performing Organisation:

Institut für Bildsame
Formgebung,
RWTH Aachen University

Berichtsdatum / Publication Date:

Februar 2026

Berichtsnr. / Report-No.:

.....

Das diesem Bericht zugrunde liegende Vorhaben wurde mit Mitteln des Bundesministeriums für Umwelt, Klimaschutz, Naturschutz und nukleare Sicherheit unter dem Förderkennzeichen 1501656 gefördert.

Gefördert durch:



Bundesministerium
für Umwelt, Klimaschutz, Naturschutz
und nukleare Sicherheit

aufgrund eines Beschlusses
des Deutschen Bundestages

Kurzfassung

Die Anforderungen an die in druckführenden Komponenten verwendeten Werkstoffe sind von besonderer Bedeutung. Neben einer ausreichenden Festigkeit und Zähigkeit sind die Korrosionseigenschaften ebenfalls ein integraler Bestandteil in der Bauteilauslegung. Diese Anforderungen erfüllt die Werkstoffklasse der nichtrostenden austenitischen Edelstähle. Durch die im laufenden Betrieb auftretenden zyklischen Belastungen durch beispielsweise Vibrationen oder auslegungsüberschreitende Störfälle ist ebenfalls eine ausreichende Schwingfestigkeit zu gewährleisten. Die in deutschen Atomkraftwerken verbauten druckführenden Komponenten werden häufig aus der Stahlgüte 1.4550 (X6CrNiNb18-10) hergestellt. Diese zeichnet sich jedoch durch ein metastabiles Gefüge aus, sodass das vorliegende austenitische Gefüge im Ausgangszustand durch externe Belastungen in Martensit umwandeln kann. Hierbei ändert sich das kubisch-flächenzentrierte in ein kubisch-raumzentriertes bzw. tetragonal-verzerrtes Raumgitter um. Dies geht wiederum mit einer erheblichen Veränderung der mechanischen Eigenschaften einher, welche in der Bauteilauslegung korrekterweise berücksichtigt werden müsste.

Mithilfe von numerischen Ansätzen im Kontext der mikrostruktursensitiven Ermüdungsmodellierung können die zyklischen Materialeigenschaften in Form der Werkstofflebensdauer quantitativ vorhergesagt werden. Durch die Verwendung von mikromechanisch-motivierten Materialmodellen auf Basis der Kristallplastizität kann die anisotrope elasto-plastische Verformung einzelner Körner berechnet werden. Dabei können neben der Bewegung und Interaktion von Versetzungen im Kristallgitter auch weitere mikromechanische Mechanismen, wie beispielsweise die belastungsinduzierte Phasenumwandlung abgebildet werden.

Basierend hierauf wurden in diesem Forschungsvorhaben die Ansätze der mikrostruktursensitiven Ermüdungsmodellierung erstmals auf metastabile austenitische Edelstähle angewandt. Hierzu wurden zunächst Charakteristika der vorliegenden austenitischen Mikrostruktur im Ausgangszustand mithilfe von lichtoptischer Mikroskopie sowie Elektronenrückstreubeugung erhoben und mithilfe der an der Forschungseinrichtung entwickelten Software *DRAGen* in statistisch repräsentative Volumenelemente überführt.

Neben der experimentellen Absicherung der Lebensdauer mithilfe moderner Kurzzeitverfahren

wurden die Materialparameter für den vorliegenden Werkstoff kalibriert. Im Anschluss wurden auf Basis kritischer Ermüdungsindikatoren, welche die Ermüdungsrissinitiierung abbilden, die Lebensdauer erfolgreich numerisch vorhergesagt werden. Eine explizite Berücksichtigung der Phasenumwandlung von Austenit zu Martensit musste dabei jedoch aufgrund von Rechenkapazitäten vernachlässigt werden. Hierbei zeigte sich jedoch, dass diese nicht explizit berücksichtigt werden muss und die Lebensdauer dennoch mit hoher Präzision abgebildet werden kann.

In numerischen Untersuchungen wurde das vorliegende Materialmodell unter Berücksichtigung der belastungsinduzierten Phasenumwandlung erstmals unter zyklischer Last eingesetzt. Im Vergleich mit experimentellen Ergebnissen zeigte sich, dass mithilfe des Modells die Evolution der martensitischen Phasenumwandlung qualitativ abgebildet werden kann. Weiterhin wurden potentielle Reihenfolgeeffekte numerisch untersucht und der Einfluss der Phasenumwandlung auf die Lebensdauer qualitativ erfasst.

Abstract

The requirements for materials used in pressure-bearing components are particularly important. In addition to sufficient strength and toughness, corrosion properties are also an integral part of component design. These requirements are met by the material class of austenitic stainless steels. Sufficient fatigue strength must also be ensured due to the cyclic loads that occur during operation, for example, due to vibrations or malfunctions that exceed the design specifications. The pressure-bearing components installed in German nuclear power plants are often made of steel grade 1.4550 (X6CrNiNb18-10). However, this grade is characterized by a metastable microstructure, which means that the existing austenitic microstructure in its initial state can be transformed into martensite by external loads. This causes the face-centered cubic lattice to change into a body-centered cubic or tetragonal distorted lattice. This in turn is accompanied by a significant change in the mechanical properties, which must be taken into account in the component design.

Using numerical approaches in the context of microstructure-sensitive fatigue modeling, the cyclic material properties can be quantitatively predicted in terms of finite fatigue life. By using micromechanically motivated material models based on crystal plasticity, the anisotropic elasto-plastic deformation of individual grains can be calculated. In addition to the movement and interaction of dislocations in the crystal lattice, other micromechanical mechanisms, such as load-induced phase transformation, can also be modeled.

Based on this, the approaches of microstructure-sensitive fatigue modeling were applied to metastable austenitic stainless steels for the first time in this research project. To this end, the characteristics of the existing austenitic microstructure in its initial state were first determined using optical microscopy and electron backscatter diffraction and then converted into statistically representative volume elements using the *DRAGen* software developed at the research facility.

In addition to experimentally verifying the fatigue life using modern short-time evaluation procedures, the material parameters were calibrated. Subsequently, the fatigue life was successfully predicted numerically on the basis of critical fatigue indicator parameters that represent fatigue crack initiation. However, explicit consideration of the phase transformation from austenite to martensite had to be neglected due to computing capacities. However, it became apparent

that this does not need to be explicitly taken into account and that the fatigue life can still be predicted with high precision.

In numerical investigations, the present material model was used for the first time under cyclic loading, taking into account load-induced phase transformation. Comparison with experimental results showed that the model can be used to qualitatively describe the evolution of martensitic phase transformation. Furthermore, potential sequencing effects were investigated numerically and the influence of phase transformation on fatigue life was qualitatively assessed.

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung	i
Abstract	iii
Abbildungsverzeichnis	vii
Tabellenverzeichnis	x
Abkürzungsverzeichnis	xi
1 Einleitung und Zielsetzung	1
1.1 Problemstellung und Motivation	1
1.2 Zielsetzung	2
1.3 Methodische Vorgehensweise	4
2 Stand der Wissenschaft und Technik	5
2.1 Grundlagen der Kristallplastizität	5
2.2 Erweiterung des Kristallplastizitätsmodells um den TRIP-Effekt	9
2.2.1 Kriterium und Wahrscheinlichkeit der martensitischen Keimbildung	11
2.2.2 Triebkraft für die martensitische Phasenumwandlung	13
2.2.3 Dehnungsinduzierte Martensitnukleation	14
2.2.4 Spannungsunterstütztes martensitisches Wachstum	14
2.2.5 Verfestigungs- und Entfestigungseffekte	15
2.2.6 Erweiterung der Fließregel um den TRIP-Effekt	16
2.3 Generierung von Mikrostrukturmodellen	16
2.4 Mikrostruktursensitive Ermüdungsmodellierung	18
3 Werkstoffcharakterisierung	20
3.1 Chemische Zusammensetzung	20
3.2 Lichtoptische Mikroskopie	22
3.3 Mechanische Eigenschaften	24
3.3.1 Härte	24
3.3.2 Festigkeitseigenschaften	25
3.3.3 Zähigkeitseigenschaften	28

3.4	Zyklische Materialeigenschaften	29
3.4.1	Dehnungssteigerungsversuche	30
3.4.2	Einstufenversuche	32
3.4.3	Lebensdauerbewertung mittels <i>StrainLife</i>	33
3.4.4	Einordnung der ermittelten Dehnungswöhlerlinie	40
3.4.5	TRIP-Effekt unter Ermüdungsbeanspruchung	41
4	Erzeugung statistisch repräsentativer Volumenelemente	45
4.1	Quantitative Gefügecharakterisierung	45
4.2	Machine Learning basierte SRVE-Generierung	47
5	Kalibrierung der Materialparameter	51
6	Mikrostruktursensitive Ermüdungsmodellierung	56
7	Numerische Untersuchungen	64
7.1	Numerischer Einfluss des TRIP-Effektes auf die Lebensdauer	64
7.2	Reihenfolgeeffekte	68
8	Zusammenfassung und Schlussfolgerungen	72
9	Literaturverzeichnis	74
10	Anhang	82

Abbildungsverzeichnis

Abb. 1.1	Methodische Vorgehensweise	4
Abb. 2.1	Definition des Deformationsgradienten mit Hilfe der verformten Konfiguration und Referenzkonfiguration [7]	6
Abb. 2.2	Schematische Darstellung der Zerlegung des Deformationsgradienten \mathbf{F} [7]	7
Abb. 2.3	Definition des gesamten Deformationsgradienten \mathbf{F} unter Berücksichtigung der Phasenumwandlung [7]	10
Abb. 2.4	Schematische Darstellung der Schnittpunkte von Scherbändern: Die Scherbänder werden in Form von ϵ -Martensit dargestellt, wobei nur bestimmte Schnittpunkte, dargestellt als α' , als martensitische Keime wirken [7] . . .	12
Abb. 2.5	Schematische Darstellung der Verfestigung durch den TRIP-Effekt [7] . . .	15
Abb. 3.1	Abschätzung der Gefügebestandteile auf Basis der chemischen Zusammensetzung in Form des a) <i>Schäffler</i> -Diagramms [34] und b) <i>Maurer</i> -Diagramms [35]	22
Abb. 3.2	Lichtoptische Panoramaaufnahme des Ausgangsgefüges bei 100-facher Vergrößerung im Querschliff	23
Abb. 3.3	Lichtoptische Aufnahmen des Ausgangsgefüges bei 500-facher Vergrößerung im Längsschliff a) mechanisch poliert und b) zusätzlich elektrolytisch poliert	24
Abb. 3.4	Darstellung der UCI-Härteverteilung im a) Längsschliff und b) Querschliff .	25
Abb. 3.5	Technische Zeichnung der verwendeten B8x40-Rundzugprobe, Maße in mm	26
Abb. 3.6	Spannung-Dehnung-Verläufe aus dem quasi-statischen Zugversuch bei Raumtemperatur	28
Abb. 3.7	Technische Zeichnung der verwendeten <i>Charpy</i> -V Probe, Maße in mm . .	28
Abb. 3.8	Maße der verwendeten Probengeometrie für zyklische Versuche, Maße in mm	29
Abb. 3.9	Randbedingungen im DSV in Abhängigkeit der Totaldehnungsamplitude .	31
Abb. 3.10	Entwicklung der Spannungsamplitude im DSV	31
Abb. 3.11	Spannung-Dehnung-Hysteresen im ESV bei a) $\epsilon_{a,t} = 0,4\%$ und b) $\epsilon_{a,t} = 0,8\%$	32
Abb. 3.12	Bilineare Dehnungswöhlerlinie auf Basis der ESV	33
Abb. 3.13	Entwicklung der Spannungsamplitude in Abhängigkeit der Schwingspielzahl für die zwei ESV	35

Abb. 3.14	Zusammenhang zwischen Spannungsamplitude und Totaldehnungsamplitude für den DSV sowie den zwei ESV bei halber Bruchlastspielzahl $N_B/2$	36
Abb. 3.15	Quotient in Abhängigkeit der Totaldehnungsamplitude	37
Abb. 3.16	Berechneter Zusammenhang zwischen Spannungsamplitude und Totaldehnungsamplitude auf Basis der überwiegend elastischen und plastischen Anteile	37
Abb. 3.17	Vergleich von ESV mit den mittels <i>StrainLife</i> berechneten Wöhlerkurven	39
Abb. 3.18	Einordnung der erzielten Ergebnisse im Kontext weiterer vom Projektträger GRS geförderter Projekte [36, 58, 59]	41
Abb. 3.19	Ergebnisse der am WPT durchgeführten ESV zur Untersuchung der martensitischen Phasenevolution	43
Abb. 3.20	Vergleich ausgewählter Hysterese für eine Totaldehnungsamplitude von $\varepsilon_{a,t} = 0,4\%$	44
Abb. 4.1	Blick in die Kammer des REM mit eingebauter Probe im Längsschliff	46
Abb. 4.2	Phasenverteilung im Längsschliff	46
Abb. 4.3	Darstellung der durchschnittlichen Kornorientierung (links) und eines beispielhaften Ausschnitts des Ellipsen-Fits (rechts) der Austenitkörner im Längsschliff (bunt: Austenit, weiß: Martensit)	47
Abb. 4.4	Schematische Funktionsweise des WGAN	48
Abb. 4.5	Ergebnisse des WGAN nach unterschiedlichen Trainingsepochen (orange: reale Daten, blau: synthetische Daten)	49
Abb. 4.6	Darstellung drei beispielhafter SRVE des 1.4550	50
Abb. 5.1	Darstellung des für die Kalibrierung verwendeten vereinfachten SRVE	52
Abb. 5.2	Gegenüberstellung der für die Kalibrierung verwendeten Hysterese sowie der simulierten Hysterese nach Kalibrierung der Materialparameter	54
Abb. 5.3	Validierung der ermittelten Modellparameter	55
Abb. 6.1	Verlauf von \overline{FIP}_p über die simulierten Schwingspiele (a) und Verteilung von ΔFIP_p in Abhängigkeit der Totaldehnungsamplitude (b)	57
Abb. 6.2	Vergleich zwischen experimentellen und simulierten Dehnungswöhlerlinien unter Annahme eines konstanten FIP_{crit}	59
Abb. 6.3	Verlauf des kritischen FIP als Funktion der Totaldehnungsamplitude	59
Abb. 6.4	Vergleich zwischen experimentellen und simulierten Dehnungswöhlerlinien für das Potenzgesetz	61

Abb. 6.5	Vergleich zwischen experimentellen und simulierten Dehnungswöhlerlinien auf Basis des modifizierten Ansatzes nach <i>Sayer et al.</i> [32]	63
Abb. 7.1	Simulationsergebnisse unter Berücksichtigung des TRIP-Effektes	65
Abb. 7.2	Darstellung des orts aufgelösten martensitischen Phasengehalts	66
Abb. 7.3	Qualitativer Einfluss des TRIP-Effektes auf die Lebensdauer	67
Abb. 7.4	Aufgebrachte Lasthistorien zur qualitativen Untersuchung von Überlasten und Reihenfolgeeffekten unter Berücksichtigung des TRIP-Effektes	69
Abb. 7.5	Darstellung des für die folgenden Simulationen verwendeten SRVE mit 167 Körnern	70
Abb. 7.6	Simulationsergebnisse unter Berücksichtigung von Reihenfolgeeffekten und des TRIP-Effektes	71
Abb. 10.1	Blick in die Kammer des REM mit eingebauter Probe im Querschliff	82
Abb. 10.2	Phasenverteilung im Querschliff	82
Abb. 10.3	Durchschnittlichen Kornorientierung der Austenitkörner im Querschliff (bunt: Austenit, weiß: Martensit)	82

Tabellenverzeichnis

Tab. 3.1	Vergleich der chemischen Zusammensetzung mit den Angaben der KTA-Richtlinie 3201.1 [33], Massenanteile in %	21
Tab. 3.2	Übersicht der ermittelten mechanisch-technologischen Eigenschaften aus dem quasi-statischen Zugversuch bei Raumtemperatur	26
Tab. 3.3	Kalibrierte Parameter des Olson-Cohen-Modells	27
Tab. 3.4	Übersicht der gemessenen Kerbschlagarbeiten	29
Tab. 3.5	Ergebnisse des DSV als Basis für die Berechnung der Dehnungswöhlerlinie mittels <i>StrainLife</i>	34
Tab. 3.6	Ergebnisse der zwei ESV als Basis für die Berechnung der Dehnungswöhlerlinie mittels <i>StrainLife</i>	35
Tab. 3.7	Übersicht der ermittelten Parameter für die Berechnung mittels <i>StrainLife</i>	39
Tab. 4.1	Phasenanteile in den EBSD-Messungen	46
Tab. 5.1	Übersicht der kalibrierten Materialparameter	55
Tab. 6.1	Parameter des modifizierten Ansatzes nach <i>Sayer et al.</i> [32]	62
Tab. 7.1	Übersicht der verwendeten Materialparameter für die numerischen Untersuchungen zur qualitativen Bewertung des TRIP-Effektes	64

Abkürzungsverzeichnis

CP	Crystal Plasticity
CPFEM	Crystal Plasticity Finite Element Method
DRAGen	Discrete RVE Automation and Generation
DSV	Dehnungssteigerungsversuch
EBSD	Electron Backscatter Diffraction
ESV	Einstufenversuch
FIP	Fatigue Indicator Parameter
GRS	Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheit gGmbH
IBF	Institut für Bildsame Formgebung der RWTH Aachen
IEHK	Institut für Eisenhüttenkunde der RWTH Aachen
kfz	Kubisch-flächenzentriert
KI	Künstliche Intelligenz
KTA	Kerntechnischer Ausschuss
LCF	Low Cycle Fatigue
LOM	Lichtmikroskopie
REM	Rasterelektronenmikroskop
RSA	Random Sequential Addition
RT	Raumtemperatur
RWTH	Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen
SRVE	Statistisch Repräsentatives Volumenelement
STEP	Short-time Evaluation Procedure
TRIP	Transformation Induced Plasticity
UCI	Ultrasonic Contact Impedance
UMAT	User Material
WGAN	Wasserstein Generative Adversarial Neural Network
WPT	Lehrstuhl für Werkstoffprüftechnik der TU Dortmund
WSSR	Weighted Sum of Squared Residuals
zmb	Zentrum Metallische Bauweisen der RWTH Aachen

1 Einleitung und Zielsetzung

In diesem Kapitel werden die Problemstellung sowie die Motivation des Forschungsvorhabens erläutert. Daran anknüpfend wird das Projektziel durch Teilziele definiert und die methodische Vorgehensweise zusammengefasst.

1.1 Problemstellung und Motivation

In Kernkraftwerken besteht ein Großteil der verbauten Rohrleitungen aus nichtrostenden austenitischen bzw. austenitisch plattierten Edelstählen. Häufig anzutreffende Vertreter dieser Werkstoffklasse sind die Stahlgüten 1.4550 (X6CrNiNb18-10) und 1.4551 (X5CrNiNb19-9), die sich durch einen hohen Korrosionswiderstand sowie einer hohen Zähigkeit auszeichnen. Im Bauteileinsatz treten jedoch auch zyklische Lasten auf, sodass für die genannten Stähle die Einstellung einer ausreichenden Schwingfestigkeit von großer Bedeutung ist. Die Gruppe der austenitischen Stähle kann allgemein in stabile und metastabile Stahlgüten unterteilt werden, wobei letztere ein metastabiles Gefüge aufweisen, sodass es in Abhängigkeit der Belastungshistorie zu einer belastungsinduzierten Umwandlung von Austenit in α' - oder ε -Martensit kommen kann, was als TRIP-Effekt – engl. *Transformation Induced Plasticity* – bekannt ist. Aufgrund der damit einhergehenden erheblichen Veränderung der individuellen mechanischen Eigenschaften übt diese Phasenumwandlung einen deutlichen Einfluss auf die mechanische Beanspruchbarkeit aus. Hiervon sind auch die zyklischen Materialeigenschaften maßgeblich betroffen. Dies basiert darauf, dass die Phasenumwandlung je nach Belastungssituation und Reihenfolge der einzelnen Lastzyklen zu unterschiedlichen Zeitpunkten der Belastungshistorie angestoßen wird, sodass ausgeprägte Reihenfolgeeffekte zu erwarten sind. Die quantitative Erfassung des Einflusses der belastungsinduzierten Phasenumwandlung auf die zyklischen Materialeigenschaften macht große experimentelle Anstrengungen erforderlich, da neben der Ermittlung zyklischer Kennwerte auch die Bestimmung lokal stattfindender Phasenumwandlungen erforderlich wird. Zudem fehlt bei diesen experimentellen Methoden die Möglichkeit der Separation der relevanten Einflussgrößen, was die Entwicklung eines analytischen Vorhersagemodells zur Bestimmung der Bauteillebensdauer zumindest erheblich verkompliziert. Andererseits ist aber ein erheblicher Bedarf an Modellen zur Lebensdauerprognose für zyklisch beanspruchte Bauteile zu erkennen, insbesondere wenn Aussagen zur zyklischen Restbeanspruchbarkeit nach auslegung-

überschreitenden Störfällen getroffen werden müssen. Insofern stellt sich die Frage, ob die benötigten Lebensdauerbewertungen auf Grundlage von numerischen Simulationen getroffen werden müssen, in denen die belastungsinduzierte Umwandlung des Austenits in Martensit explizit berücksichtigt wird. Mikrostruktursensitive Modellierungsansätze zur Beschreibung der Ermüdungseigenschaften verwenden ein skalenübergreifendes Simulationskonzept, um aus der Kenntnis der Gefügezusammensetzung und der individuellen Eigenschaften der einzelnen Gefügebestandteile die effektiven Eigenschaften des jeweiligen Werkstoffs abzuleiten. Dabei wird üblicherweise auf dreidimensionale, statistisch repräsentative Volumenelemente (3D-SRVE) zurückgegriffen, die unter Randbedingungen beansprucht werden, die im Idealfall den realen Einsatzbedingungen nachempfunden sind. In Bezug auf die zuvor beschriebene Problemstellung der Berücksichtigung von belastungsinduzierten Phasenumwandlungen weisen die Konzepte der mikrostruktursensitiven Ermüdungsmodellierung den Vorteil auf, dass eine Beschreibung der Phasenumwandlung auf der Skala der SRVE grundsätzlich realisierbar ist.

1.2 Zielsetzung

Dieses Projekt verfolgt das Ziel, die Konzepte der mikrostruktursensitiven Ermüdungsmodellierung so zu erweitern, dass quantitative Aussagen zu den Ermüdungseigenschaften metastabiler austenitischer Stähle getroffen werden können. Der zu entwickelnde Ansatz beschreibt die von der zyklischen Beanspruchung hervorgerufene Akkumulation der plastischen Dehnung durch mikromechanische Simulationen an 3D-SRVE unter Verwendung eines Kristallplastizitätsmodells mit nichtlinearer kinematischer Verfestigung. Aus diesen Simulationsrechnungen werden Ermüdungsindikatoren - engl. *Fatigue Indicator Parameter* (FIP) - extrahiert, die zur Berechnung der zyklischen Materialeigenschaften verwendet werden. Eine wesentliche Anforderung an die mikromechanischen Simulationen ist die Beschreibung der belastungsinduzierten Martensitbildung unter zyklischer Last. Hierzu werden entsprechende Phasenumwandlungskriterien identifiziert und definiert. Die damit einhergehenden Änderungen der konstitutiven Eigenschaften werden zudem durch ein entsprechendes Kristallplastizitätsmodell berücksichtigt.

Die übergeordnete Zielsetzung lässt sich in die folgenden Teilziele untergliedern:

- *Untersuchung der belastungsinduzierten Phasenumwandlung unter zyklischer Last:*
Mithilfe von experimentellen sowie numerischen Untersuchungen wird explizit die be-

lastungsinduzierte Phasenumwandlung der austenitischen Phase in eine martensitische Phase unter zyklischer Belastung untersucht.

▪ *Identifikation und Formulierung geeigneter Umwandlungskriterien:*

Die zuvor gewonnenen Erkenntnisse werden in formale Umwandlungskriterien überführt, sodass sie anschließend in das vorliegende Materialmodell implementiert werden können.

▪ *Erweiterung des Materialmodells zur Berücksichtigung der Phasenumwandlung:*

Ein bereits vorhandenes Kristallplastizitätsmodell wird durch die zuvor definierten Umwandlungskriterien so erweitert, dass die lastungsinduzierte Phasenumwandlung ebenfalls in mikromechanischen Simulationen unter zyklischer Belastung abgebildet werden kann.

▪ *Entwicklung einer Methode zur KI-unterstützten Kalibrierung des Materialmodells:*

Für die reproduzierbare Kalibrierung der Parameter im Kristallplastizitätsmodell wird eine auf Künstlicher Intelligenz beruhende Methode entwickelt, welche automatisiert und somit vom Anwender unabhängige Materialparameter ausgibt.

▪ *Entwicklung eines Konzepts zur Beschreibung der Ermüdungseigenschaften:*

Es wird ein auf Ermüdungsindikatoren basierendes Konzept zur Beschreibung der Ermüdungseigenschaften metastabiler austenitischer Stähle unter zyklischer Belastung entwickelt.

▪ *Validierung des Gesamtkonzepts:*

Das Gesamtkonzept dieses Vorhabens wird mithilfe von experimentellen sowie numerischen Versuchen validiert.

▪ *Numerische Untersuchung von Reihenfolgeeffekten:*

Mithilfe des validierten Konzepts wird die lastungsinduzierte Phasenumwandlung unter zyklischer Belastung hinsichtlich möglicher Reihenfolgeeffekte numerisch untersucht.

1.3 Methodische Vorgehensweise

Im Rahmen dieses Projektes sind umfassende experimentelle und numerische Untersuchungen unerlässlich. Der Fokus liegt hierbei zunächst auf der Identifikation von Umwandlungskriterien sowie der darauf aufbauenden Modifikation des Materialmodells, sodass mit diesem anschließend die belastungsinduzierte Phasenumwandlung von Austenit zu Martensit abgebildet werden kann. Nach erfolgreicher Anpassung des Materialmodells werden die entsprechenden Materialparameter durch einen Abgleich von Experiment und Simulation für den untersuchten Werkstoff vom Nutzer unabhängig kalibriert. Im Anschluss werden auf Basis licht- und elektronenmikroskopischer Untersuchungen die 3D-SRVE generiert. Durch Betrachtung von experimentellen Lebensdauern, können auf Basis der zyklischen Simulationen kritische Ermüdungsindikatoren berechnet und somit die Lebensdauer numerisch vorhergesagt werden. Im Anschluss erfolgen numerische Untersuchungen hinsichtlich von potentiellen Reihenfolgeeffekten und deren Einfluss auf die Lebensdauer. Diese methodische Vorgehensweise ist in Abbildung 1.1 schematisch dargestellt.

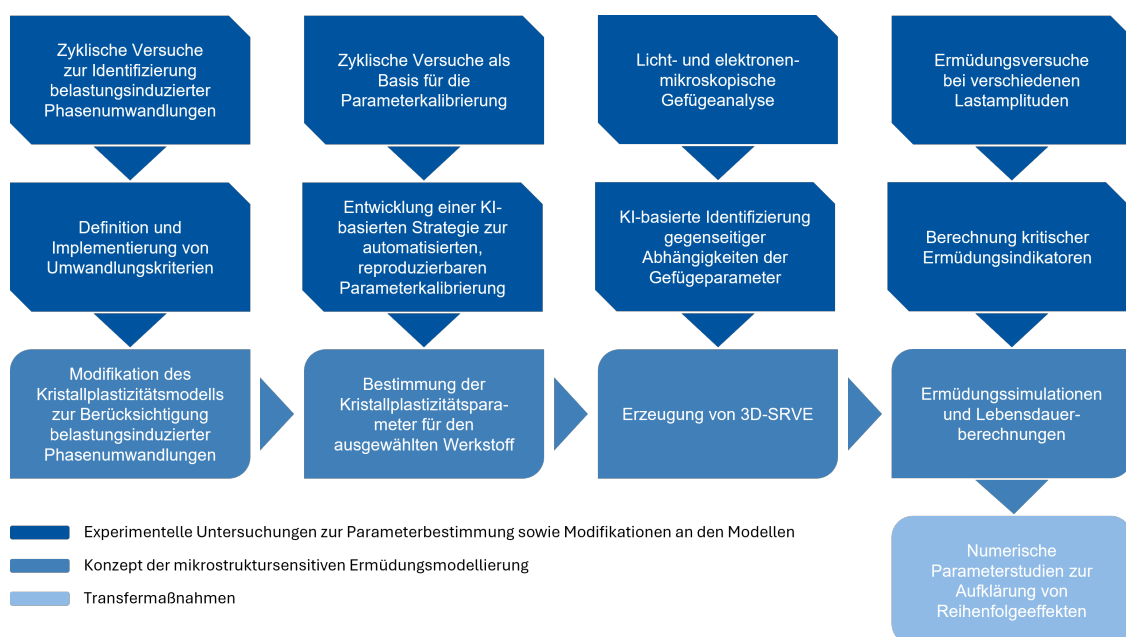


Abbildung 1.1: Methodische Vorgehensweise

2 Stand der Wissenschaft und Technik

In diesem Kapitel werden die relevanten theoretischen Grundlagen für die Bearbeitung des Forschungsvorhabens erläutert. Neben den Grundlagen des in diesem Vorhaben verwendeten mikromechanisch motivierten Materialmodells auf Basis der Kristallplastizität sowie dessen Erweiterung um die belastungsinduzierte martensitische Phasenumwandlung wird weiterhin auf die Generierung von Mikrostrukturmodellen sowie auf das Konzept der mikrostruktur-sensitiven Ermüdungsmodellierung eingegangen.

2.1 Grundlagen der Kristallplastizität

Die Grundlagen des in diesem Projekt verwendeten Materialmodells werden in den folgenden Abschnitten vorgestellt. Gegenüber klassischen Plastizitätsmodellen berücksichtigt die Kristallplastizität – engl. *Crystal Plasticity (CP)* – die anisotrope elasto-plastische Verformung einzelner Körner in kristallinen Materialien. Neben der Bewegung von Versetzungen im Kristallgitter können mithilfe von Kristallplastizitätsmodellen weitere Deformationsmechanismen, wie beispielsweise Phasentransformationen [1–4] oder Zwillingsbildung [5, 6] numerisch abgebildet werden.

Der Deformationsgradient \mathbf{F} an einem beliebigen Materialpunkt kann allgemein durch Gleichung 2.1 beschrieben werden. Dabei beschreiben die Vektoren \mathbf{x} und \mathbf{X} Linienvektoren in der verformten Konfiguration bzw. Referenzkonfiguration (siehe Abbildung 2.1).

$$\mathbf{F} = \frac{\partial \mathbf{x}}{\partial \mathbf{X}} \quad (2.1)$$

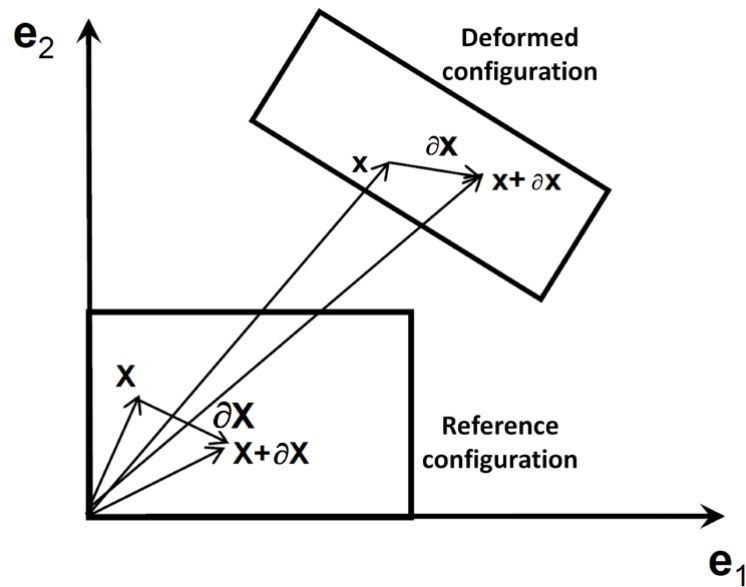


Abbildung 2.1: Definition des Deformationsgradienten mit Hilfe der verformten Konfiguration und Referenzkonfiguration [7]

Gemäß [8] kann der Deformationsgradient \mathbf{F} multiplikativ in einen elastischen Anteil \mathbf{F}^e und einen plastischen Anteil \mathbf{F}^p wie folgt zerlegt werden (siehe Gleichung 2.2).

$$\mathbf{F} = \mathbf{F}^e \mathbf{F}^p \quad (2.2)$$

Die plastische Verformung ergibt sich dabei aus der Bewegung von Versetzungen im Kristallgitter, während die elastische Verformung die Dehnung und Rotation des Kristalls umfasst. Dieses Verhalten ist schematisch in Abbildung 2.2 dargestellt, in dem eine Zwischenkonfiguration eingeführt wird, in der nur die Versetzungsbewegung stattfindet.

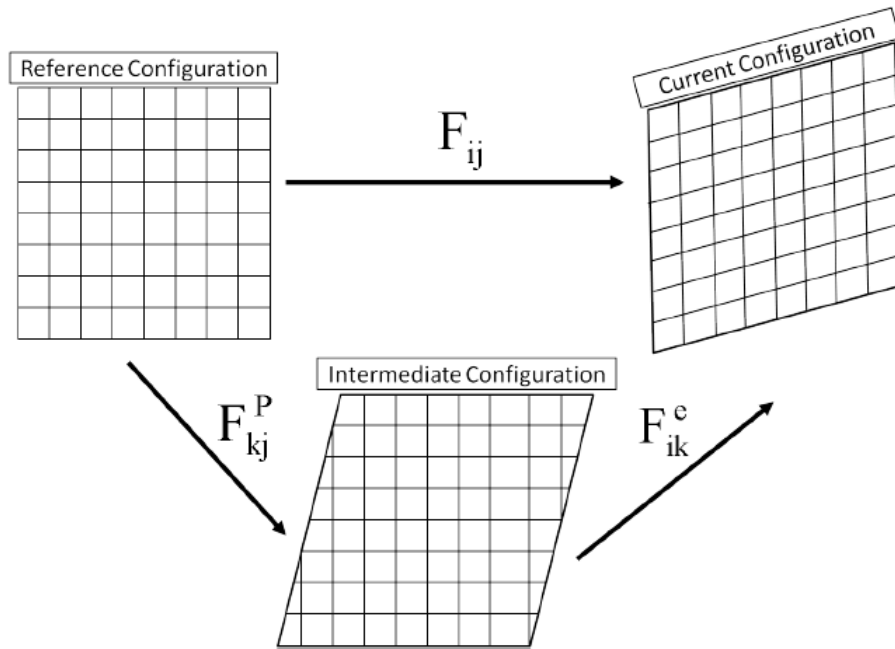


Abbildung 2.2: Schematische Darstellung der Zerlegung des Deformationsgradienten \mathbf{F} [7]

Mit dieser eingeführten Zwischenkonfiguration, in der die elastischen Eigenschaften unverändert bleiben, kann das *Hooke'sche* Gesetz mit Hilfe des Steifigkeitstensors \mathbb{C} und des rechten *Cauchy-Green-Tensors* $\mathbf{C}_e = \mathbf{F}^{eT} \mathbf{F}^e$ durch Gleichung 2.3 beschrieben werden.

$$\tilde{\mathbf{S}} = \frac{1}{2} \mathbb{C} (\mathbf{C}_e - \mathbf{I}) \quad (2.3)$$

Hier beschreibt $\tilde{\mathbf{S}}$ den zweiten *Piola-Kirchhoff*-Spannungstensor in der Zwischenkonfiguration und \mathbf{I} die Einheitsmatrix. Dieser Tensor kann weiterhin in den *Cauchy*-Spannungstensor $\boldsymbol{\sigma}$ für die aktuelle Konfiguration gemäß Gleichung 2.4 transformiert werden.

$$\boldsymbol{\sigma} = \frac{1}{\det \mathbf{F}^e} \mathbf{F}^e \tilde{\mathbf{S}} \mathbf{F}^{eT} \quad (2.4)$$

Um die Spannungsverteilung im Material zu bestimmen, muss der elastische Deformationsgradient \mathbf{F}^e bekannt sein. Dieser kann durch Subtraktion der irreversiblen, plastischen Verformung \mathbf{F}^p vom totalen Deformationsgradienten \mathbf{F} ermittelt werden. Der plastische Deformationsgradient \mathbf{F}^p muss wiederum für die anliegende Last berechnet werden.

Der Versetzungsmechanismus wird dabei zunächst als einzige Quelle irreversibler Verformung betrachtet. Gemäß dieser Annahme kann die plastische Verformung als Summe der Scherungen auf allen aktivierten Gleitsystemen beschrieben werden. Im Rahmen großer Deformationen lautet das Evolutionsgesetz für den plastischen Deformationsgradienten wie folgt (siehe Gleichung 2.5). Dies wird mithin als plastischer Geschwindigkeitsgradient \mathbf{L}^p bezeichnet.

$$\mathbf{L}^p = \dot{\mathbf{F}}^p \mathbf{F}^{p-1} = \sum_{\alpha=1}^{12} \dot{\gamma}_{\alpha} \widetilde{\mathbf{M}}_{\alpha} \quad (2.5)$$

Dabei ist $\dot{\gamma}_{\alpha}$ die Scherrate und $\widetilde{\mathbf{M}}_{\alpha}$ der *Schmid*-Tensor für das Gleitsystem α . Die Scherrate wird wiederum als Funktion der aufgelösten Schubspannung τ_{α} und der kritischen aufgelösten Schubspannung $\hat{\tau}_{\alpha}^c$ formuliert. Erstere wird dabei durch den *Schmid*-Faktor (abhängig von Gleitrichtung $\widetilde{\mathbf{m}}_{\alpha}$ und Gleitebenen-Normale $\widetilde{\mathbf{n}}_{\alpha}$) wie folgt beschrieben.

$$\tau_{\alpha} = \mathbf{F}^{eT} \mathbf{F}^e \widetilde{\mathbf{S}} \cdot (\widetilde{\mathbf{m}}_{\alpha} \otimes \widetilde{\mathbf{n}}_{\alpha}) \quad (2.6)$$

Für metallische Werkstoffe ist die elastische Verformung im Vergleich zur Gesamtverformung jedoch sehr klein. Folglich kann Gleichung 2.6 durch Gleichung 2.7 approximiert werden.

$$\tau_{\alpha} = \widetilde{\mathbf{S}} \cdot (\widetilde{\mathbf{m}}_{\alpha} \otimes \widetilde{\mathbf{n}}_{\alpha}) \quad (2.7)$$

Die Entwicklung der Scherrate $\dot{\gamma}_{\alpha}$ auf dem Gleitsystem α wird gemäß Gleichung 2.8 formuliert, wobei n die inverse Dehnratenempfindlichkeit, $\dot{\gamma}_0$ die Referenzscherrate und $\hat{\tau}_{\alpha}^c$ die kritische aufgelöste Schubspannung auf dem Gleitsystem α darstellt.

$$\dot{\gamma}_{\alpha} = \dot{\gamma}_0 \left| \frac{\tau_{\alpha}}{\hat{\tau}_{\alpha}^c} \right|^n \text{sign}(\tau_{\alpha}) \quad (2.8)$$

Die zeitliche Entwicklung von $\hat{\tau}_{\alpha}^c$ wird wiederum als Funktion der Gesamtscherung γ und der Scherrate $\dot{\gamma}$ formuliert [9]. Die Verfestigung durch andere Gleitsysteme β auf das Gleitsystem α kann dabei durch Gleichung 2.9 und 2.10 beschrieben werden:

$$\dot{\hat{\tau}}_{\alpha}^c = \sum_{\beta} h_{\alpha\beta} |\dot{\gamma}_{\beta}| = \sum_{\beta} q_{\alpha\beta} h_{\beta} |\dot{\gamma}_{\beta}| \quad (2.9)$$

$$h_{\beta} = h_0 \left(1 - \frac{\hat{\tau}_{\beta}^c}{\tau_s} \right)^p \quad (2.10)$$

Dabei bezeichnet $h_{\alpha\beta}$ die Verfestigungsmatrix, welche die Interaktion zwischen verschiedenen Gleitsystemen beschreibt und $q_{\alpha\beta}$ die Wechselwirkungsmatrix als Maß für latente Verfestigung. Für koplanares Gleiten ($\alpha = \beta$) nimmt diese einen Wert von 1 und sonst ($\alpha \neq \beta$) einen Wert von 1,4 an. Die Parameter h_0 , τ_s und p sind materialspezifische Verfestigungsparameter und müssen durch Kombination aus Experiment und Simulation kalibriert werden. Folglich sind sie für alle Gleitsysteme konstant.

2.2 Erweiterung des Kristallplastizitätsmodells um den TRIP-Effekt

Für die Abbildung der belastungsinduzierten, martensitischen Phasenumwandlung innerhalb der Kristallplastizität führten *Ma* und *Hartmaier* [10] entsprechende Modifikationen des zuvor dargestellten CP-Modells durch. Die grundlegenden Modifikationen und dazugehörigen Gleichungen werden in den folgenden Abschnitten präsentiert. Weitere Details finden sich in [7, 10, 11].

Während im bisher betrachteten CP-Modell lediglich die Versetzungsbewegung als Deformationsmechanismus betrachtet wurde, so wird im Modell von *Ma* und *Hartmaier* [10] die belastungsinduzierte Phasenumwandlung als zusätzlicher Deformationsmechanismus berücksichtigt. Gemäß der multiplikativen Zerlegung wird der totale Deformationsgradient \mathbf{F} folglich in einen elastischen Anteil \mathbf{F}^e , einen durch die Phasenumwandlung induzierten Anteil \mathbf{F}^{tr} sowie einen plastischen Anteil \mathbf{F}^p unter Verwendung zweier Zwischenkonfigurationen aufgeteilt. Dieser Sachverhalt ist schematisch in Abbildung 2.3 veranschaulicht.

$$\mathbf{F} = \mathbf{F}^e \mathbf{F}^{tr} \mathbf{F}^p \quad (2.11)$$

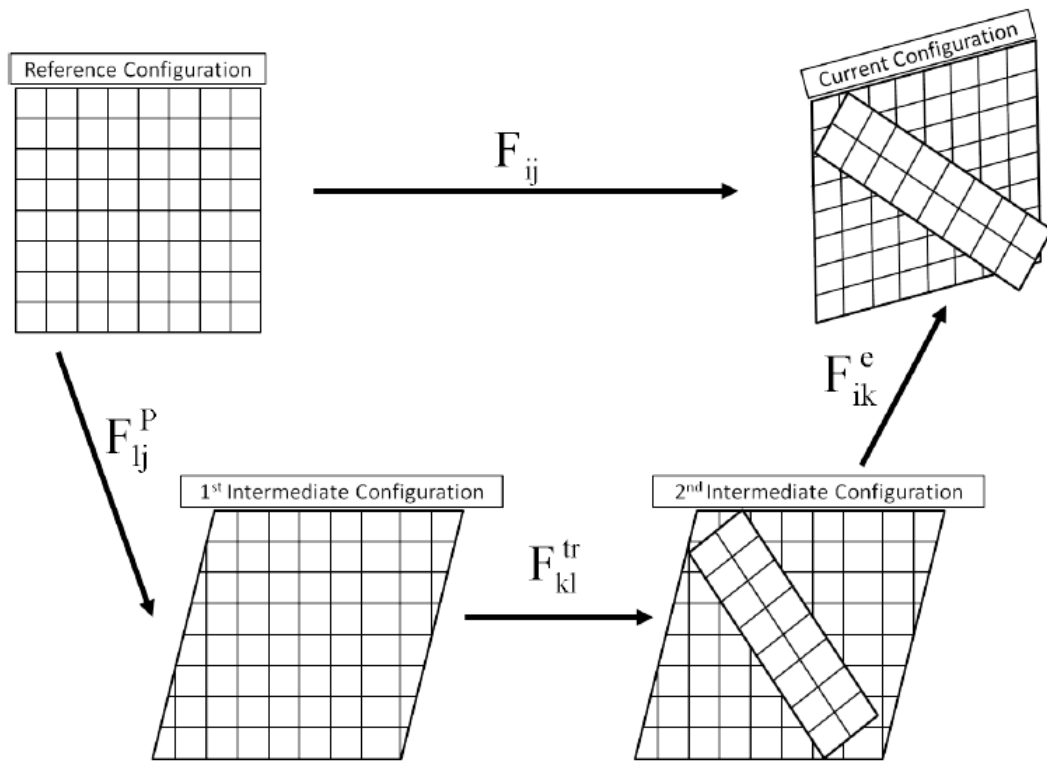


Abbildung 2.3: Definition des gesamten Deformationsgradienten \mathbf{F} unter Berücksichtigung der Phasenumwandlung [7]

Die martensitische Phasenumwandlung wird dabei in zwei Kategorien unterteilt. Der erste Teil umfasst die Keimbildung des Martensits, während der zweite Teil das Wachstum des bereits gebildeten Martensits beschreibt. Vorhandene Keime sind entscheidend, um die martensitische Phasenumwandlung zu berücksichtigen, die bereits vor der Streckgrenze stattfindet. Daraus folgt, dass die gesamte Entwicklung des martensitischen Phasenanteils η additiv in drei Beiträge zerlegt werden kann (siehe Gleichung 2.12).

$$\eta = \eta^0 + \eta^{strain} + \eta^{stress} \quad (2.12)$$

Dabei beschreibt η_0 den Anteil bereits vorhandener Keime, η^{strain} den durch Dehnung induzierten Keimbildungsanteil sowie η^{stress} den durch Spannung unterstützten Wachstumsanteil. η_0 ist dabei eine Konstante, welche experimentell ermittelt werden muss. Weiterhin gilt $0 \leq \eta \leq 1$.

Analog zum plastischen Deformationsgradienten \mathbf{F}^P (Gleichung 2.5) kann der Deformationsgradient für die Phasenumwandlung \mathbf{F}^{tr} mithilfe der Evolutionsrate des martensitischen Volu-

menanteils $\dot{\eta}_I$ und des Eigenverzerrungstensors $\widetilde{\mathbf{N}}_I$ definiert werden. Der dehnungsinduzierte martensitische Volumenanteil trägt hier nicht zu \mathbf{F}^{tr} bei. Folglich ist \mathbf{F}^{tr} nur vom spannungsunterstützten Wachstumsanteils η_I^{stress} abhängig und ergibt sich wie folgt:

$$\dot{\mathbf{F}}^{tr} \mathbf{F}^{tr-1} = \sum_{I=1}^{N_T} \dot{\eta}_I^{stress} \widetilde{\mathbf{N}}_I \quad (2.13)$$

$\dot{\mathbf{F}}^{tr}$ beschreibt dabei die Änderungsrate des Deformationsgradienten durch den TRIP-Effekt und N_T die Gesamtzahl der Transformationssysteme gemäß der inversen *Nishiyama-Wassermann-Orientierungsbeziehung* [12], wobei $N_T = 12$.

2.2.1 Kriterium und Wahrscheinlichkeit der martensitischen Keimbildung

Als Orte der Keimbildung werden hier Schnittpunkte von Scherbändern betrachtet. Abbildung 2.4 veranschaulicht dies schematisch an mit ϵ -Martensit verbundenen Scherbändern, wobei spezielle Schnittpunkte für die Bildung von α' -Martensit dienen. Die $\langle 111 \rangle \{112\}$ Zwillingsysteme der kfz-Kristallgitters, werden dabei als Scherbänder angenommen. Um den Schub auf den Scherbändern zu ermitteln, wird der Schub auf den kfz-Gleitsystemen auf die Zwillingsysteme projiziert (siehe Gleichung 2.14).

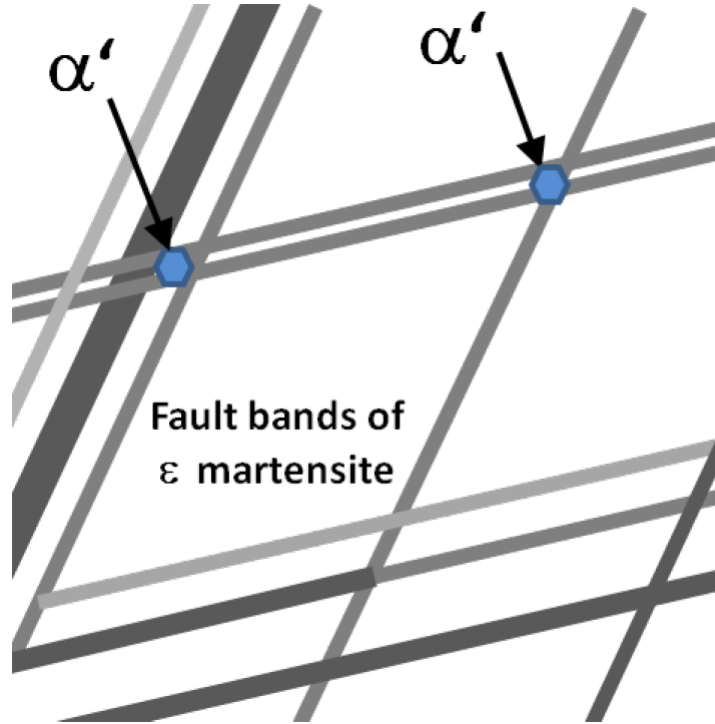


Abbildung 2.4: Schematische Darstellung der Schnittpunkte von Scherbändern: Die Scherbänder werden in Form von ϵ -Martensit dargestellt, wobei nur bestimmte Schnittpunkte, dargestellt als α' , als martensitische Keime wirken [7]

$$\gamma'_\alpha = \sum_{\beta=1}^{N_S} (\tilde{\mathbf{t}}_\alpha \otimes \tilde{\mathbf{n}}_\alpha) \cdot (\gamma_\beta \tilde{\mathbf{d}}_\beta \otimes \tilde{\mathbf{n}}_\beta) \quad (2.14)$$

Hier beschreibt γ'_α die projizierte Schubmenge auf das Zwillingsystem α aus allen Gleitsystemen N_S . Darüber hinaus repräsentieren $\tilde{\mathbf{t}}_\alpha \otimes \tilde{\mathbf{n}}_\alpha$, $\tilde{\mathbf{d}}_\beta \otimes \tilde{\mathbf{n}}_\beta$ und γ_β das Zwillingsystem, das Gleitsystem und die Schubmenge auf dem Gleitsystem β des kfz-Gitters. Durch den Vergleich der kombinierten Verformung zweier Scherbänder mit der Eigendeformation, die für die Transformation $\tilde{\mathbf{N}}_I$ erforderlich ist, kann die ideale Schubmenge γ'_c bestimmt werden, die benötigt wird, um die martensitische Keimbildung einzuleiten. Eine detaillierte Beschreibung zur Bestimmung von γ'_c findet sich in [10].

Mit Hilfe der zuvor ermittelten idealen Schubmenge γ'_c und der vorliegenden Schubmenge auf den Zwillingsystemen γ'_α , γ'_β kann die Wahrscheinlichkeitsrate der martensitischen Keimbildung \dot{P}_I für ein beliebiges Transformationssystem I gemäß Gleichung 2.15 ermittelt werden.

$$\dot{P}_I = \frac{1}{\gamma_c'^2} \frac{d}{dt} \left(\sum_{\alpha, \beta=1}^{N_S} \gamma'_\alpha \gamma'_\beta \right) \quad (2.15)$$

2.2.2 Triebkraft für die martensitische Phasenumwandlung

Die für einen beliebigen Prozess erhaltene Triebkraft muss das zweite Gesetz der Thermodynamik erfüllen. Dies besagt wiederum, dass die Dissipation der Energie des betrachteten Systems größer oder gleich null sein muss. Für irreversible Prozesse, wie beispielsweise plastische Verformung und martensitische Phasenumwandlung, muss die dissipierte Energie positiv sein, wohingegen sie für reversible Prozesse (elastische Verformung) gleich null sein sollte. In dem hier verwendeten Modell wird die Energiedissipation als Differenz zwischen der Änderungsrate der inneren Energie \dot{U} und der Änderungsrate der *Helmholtz'schen* freien Energie \dot{A} definiert. Die Änderungsrate der inneren Energie \dot{U} wird als die durch die *Cauchy*-Spannung $\boldsymbol{\sigma}$ verrichtete Arbeit auf die Dehnrate \mathbf{D} angenommen. Diese ergibt sich wie folgt:

$$\dot{U} = J \boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{D} \quad (2.16)$$

Dabei bezeichnet J die Volumenänderung des Materials während der Verformung. Diese wird in Abhängigkeit des Deformationsgradienten \mathbf{F} als $J = \det(\mathbf{F})$ definiert. Die Änderungsrate der *Helmholtz'schen* freien Energie \dot{A} hängt von mehreren Beiträgen aus elastischer Verformung, plastischer Verformung und Phasenumwandlung ab. Es wird angenommen, dass die Energiedissipation hauptsächlich von der elastischen Verzerrungsenergie $\dot{A}^e(\mathbf{D}^e)$, der Verfestigung (plastisch und martensitisch) $\dot{A}^{hrd}(\dot{\gamma}, \dot{\eta})$ und der Differenz der freien Energie zwischen Austenit und Martensit $\dot{A}^{bke}(\dot{\eta})$ bestimmt wird. In Kombination mit \dot{U} und den oben genannten Beiträgen zu \dot{A} kann die Energiedissipationsrate als Gleichung 2.17 formuliert werden.

$$\dot{U} - \dot{A} = \zeta^e \cdot \mathbf{D}^e + \zeta^p \cdot \dot{\gamma} + \zeta^{strain} \cdot \dot{\eta}^{strain} + \zeta^{stress} \cdot \dot{\eta}^{stress} \geq 0 \quad (2.17)$$

In dieser bezeichnen ζ^e , ζ^p , ζ^{strain} und ζ^{stress} die Triebkräfte für elastische Verformung, plastische Verformung, dehnungsinduzierte Keimbildung sowie spannungsunterstütztes Wachstum.

2.2.3 Dehnungsinduzierte Martensitnukleation

Die Rate der dehnungsinduzierten Nukleation $\dot{\eta}_I^{strain}$ ist proportional zur treibenden Kraft ζ_I^{strain} und zur Wahrscheinlichkeitsrate \dot{P}_I . Durch Berücksichtigung eines charakteristischen sigmoidalen Verlaufs für die Kinetik der Phasenumwandlung nach *Stringfellow* [13] ergibt sich für die Entwicklung der dehnungsinduzierten Nukleation gemäß [10] der folgende Zusammenhang:

$$\zeta_I^{strain} = - \left[12\Delta G(\eta_I^2 - \eta_I^3) \right] \quad (2.18)$$

$$\dot{\eta}_I^{strain} = c_{nuc} \left(1 - \sum_{J=1}^{N_T} \eta_J \right) \dot{P}_I \zeta_I^{strain} \quad (2.19)$$

ΔG beschreibt dabei die freie Energiedifferenz zwischen Austenit und Martensit, η_I den Volumenanteil des umgewandelten Martensits im Transformationssystem I und c_{nuc} eine zu kalibrierende, materialspezifische Konstante.

2.2.4 Spannungsunterstütztes martensitisches Wachstum

Analog ergibt sich für das spannungsunterstützte martensitische Wachstum die folgende Formulierung der Triebkraft:

$$\zeta_I^{stress} = J\sigma \cdot \frac{1}{2} \left(\mathbf{F}^e \tilde{\mathbf{N}}_I \mathbf{F}^{e-1} + \mathbf{F}^{e-T} \tilde{\mathbf{N}}_I^T \mathbf{F}^{eT} \right) + \left[12\Delta G(\eta_I^2 - \eta_I^3) \right] \quad (2.20)$$

Das spannungsunterstützte martensitische Wachstum hängt wiederum von der Anzahl der durch die dehnungsinduzierten Nukleation erzeugten Keimbildungsstellen und der zuvor definierten Triebkraft ab. Unter Berücksichtigung der oben genannten Terme und des sigmoidalen Verlaufs der Kinetik der martensitischen Umwandlung kann die Wachstumsrate gemäß Gleichung 2.21 beschrieben werden.

$$\dot{\eta}_I^{stress} = c_{gro} (\eta_I^0 + \eta_I^{strain}) \left(1 - \sum_{\beta=1}^{N_T} \eta_\beta \right) \zeta_I^{stress} \quad (2.21)$$

η_l^0 beschreibt hier die im Ausgangszustand bereits vorhandenen Keimstellen, die für das Wachstum zur Verfügung stehen und c_{gro} ist eine temperaturabhängige Materialkonstante, welche anhand von experimentellen Daten kalibriert werden muss.

2.2.5 Verfestigungs- und Entfestigungseffekte

Wird der totale Deformationsgradient \mathbf{F} in der Simulation für den jeweiligen Zeitschritt konstant gehalten wird, liefert der Deformationsgradient durch die Phasenumwandlung \mathbf{F}^{tr} eine Spannungsrelaxation im Material. Dies kann folglich als Entfestigung im Material betrachtet werden. Ebenfalls führt die Bildung von martensitischen Lamellen, die eine härtere Phase in der weicheren, austenitischen Umgebung darstellen, zu einer kompositartigen Verfestigung. Abbildung 2.5 zeigt schematisch, wie diese Martensitlamellen als Barriere für Versetzungen dienen und somit ein Verfestigungseffekt eintritt.

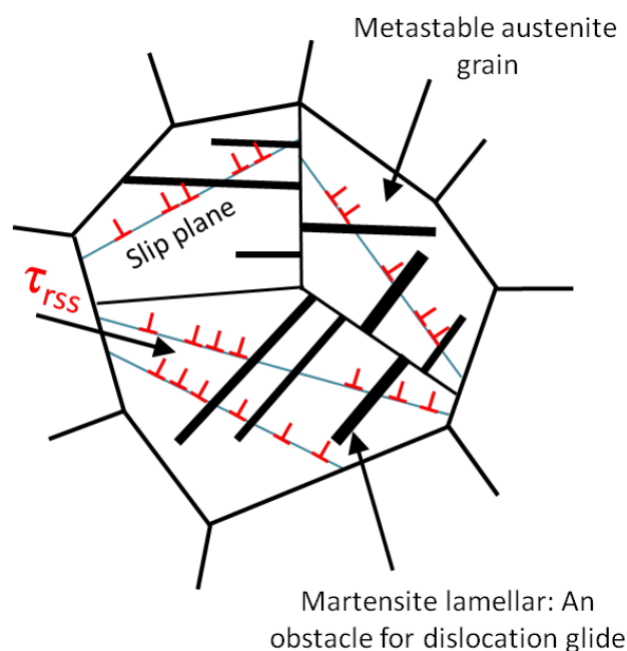


Abbildung 2.5: Schematische Darstellung der Verfestigung durch den TRIP-Effekt [7]

Zur Beschreibung dieser martensitischen Verfestigung, formulierte [10] ein phänomenologisches Verfestigungsgesetz für martensitische Lamellen. Dieses wird in Abhängigkeit des Schubmoduls der martensitischen Phase μ sowie einer zu kalibrierenden Materialkonstante c_{mhd} gemäß Gleichung 2.22 formuliert.

$$\dot{\hat{\tau}}_{\alpha}^{tr} = c_{mhd} \mu \sum_{I=1}^{N_T} \dot{\eta}_I \quad (2.22)$$

2.2.6 Erweiterung der Fließregel um den TRIP-Effekt

Um den Verfestigungseffekt des TRIP-Effekts auf die Materialverformung zu berücksichtigen, wird die zuvor beschriebene lamellare Verfestigung mit in die Fließregel aus Abschnitt 2.1 aufgenommen. Nach der Einbeziehung der lamellaren Verfestigung kann die endgültige Fließregel gemäß Gleichung 2.23 beschrieben werden.

$$\dot{\gamma}_{\alpha} = \dot{\gamma}_0 \left| \frac{\tau_{\alpha}}{\hat{\tau}_{\alpha}^c + \hat{\tau}_{\alpha}^{tr}} \right|^n \text{sign}(\tau_{\alpha}) \quad (2.23)$$

2.3 Generierung von Mikrostrukturmodellen

Mikrostrukturmodelle sind unverzichtbar, um numerische Studien zur Untersuchung des Einflusses der Mikrostruktur auf die Ermüdungslebensdauer von Werkstoffen durchzuführen. Sie dienen dazu, die in experimentellen Untersuchungen beobachteten mikrostrukturellen Merkmale in abstrahierter Form abzubilden und für simulationsgestützte Analysen nutzbar zu machen. Für diese sogenannte Mikrostrukturmodellierung existieren unterschiedliche methodische Ansätze. Ein naheliegender und häufig eingesetzter Ansatz besteht darin, experimentell erfasste Mikrostrukturdaten, beispielsweise aus lichtoptischen Untersuchungen (LOM) oder aus Elektronenrückstreubeugungsmessungen (EBSD), direkt in numerische Simulationsmodelle zu überführen. Die so gewonnenen Datensätze können anschließend für weiterführende numerische Analysen herangezogen werden. Dieser Ansatz hat sich insbesondere für die Untersuchung lokal aufgelöster Mechanismen als geeignet erwiesen und findet daher in zahlreichen Studien Anwendung [14, 15]. Trotz seiner weiten Verbreitung ist dieser Ansatz mit wesentlichen Einschränkungen verbunden. Insbesondere bei der Beschreibung größerer Materialvolumina stößt die direkte Übertragung experimenteller Mikrostrukturen an ihre Grenzen, da die zugrunde liegenden Messdaten in der Regel nur einen räumlich stark begrenzten Ausschnitt des Materials repräsentieren. Die Übertragbarkeit der Ergebnisse auf größere Strukturen ist daher eingeschränkt. Darüber wird in [16] darauf hingewiesen, dass dieser Ansatz aufgrund seines Charakters

als direkte Abbildung der gemessenen Mikrostruktur nur eine geringe Flexibilität hinsichtlich der gezielten Variation mikrostruktureller Eigenschaften bietet. Dies stellt eine erhebliche Limitation dar, insbesondere wenn statistische Schwankungen der Mikrostruktur systematisch berücksichtigt werden sollen. Um dieser Einschränkung zu begegnen, wurden umfangreiche Anstrengungen unternommen, statistische Kenngrößen der Mikrostruktur aus experimentellen Daten zu extrahieren. Hierzu zählen unter anderem Verteilungen der Korngröße, Kornform sowie die kristallographische Textur. Diese statistischen Informationen bilden die Grundlage für generische Rekonstruktionsalgorithmen, die mit allgemein formulierten Eingabedaten arbeiten können. Im Gegensatz zur direkten Übernahme experimenteller Mikrostrukturen erzeugen diese Algorithmen statistisch repräsentative Mikrostrukturmodelle, die auf den zugrunde gelegten Verteilungen basieren. Aufgrund ihrer Fähigkeit, ein SRVE der Mikrostruktur zu generieren, werden diese Verfahren häufig als RVE-Generatoren bezeichnet. Bekannte Beispiele für solche Werkzeuge sind *Dream.3D* [17, 18] und *Neper* [19], die es ermöglichen, Mikrostrukturmodelle zu erzeugen, welche vorgegebenen statistischen Verteilungen entsprechen. Die zugrunde liegenden Algorithmen basieren jedoch überwiegend auf der Verwendung isolierter eindimensionaler Verteilungen einzelner mikrostruktureller Merkmale. Zahlreiche Untersuchungen haben jedoch gezeigt, dass eine ausschließlich eindimensionale Beschreibung der Mikrostruktur nicht ausreicht, um die komplexen Wechselwirkungen moderner Stahlmikrostrukturen adäquat abzubilden [15, 20]. Insbesondere die Korrelationen zwischen verschiedenen mikrostrukturellen Merkmalen, wie etwa zwischen Korngröße, Kornform und Textur, können mit solchen vereinfachten Ansätzen nur unzureichend erfasst werden. Dies limitiert die Aussagekraft der erzeugten Modelle und stellt eine wesentliche Herausforderung für die realitätsnahe numerische Beschreibung des Ermüdungsverhaltens dar.

Gillner, Henrich und *Münstermann* [21] zeigten, dass das eingesetzte Materialmodell eine ausgeprägte Sensitivität gegenüber Formfaktoren nichtmetallischer Einschlüsse aufweist. Auf dieser Grundlage konnte nachgewiesen werden, dass nichtmetallische Einschlüsse eine vergleichsweise geringe Ermüdungsfestigkeit besitzen und dass insbesondere bei Stählen mit hoher statischer Festigkeit oder erhöhter Härte eine ausgeprägte Streuung der Ermüdungsfestigkeit zu beobachten ist [22]. Die Morphologie mikrostruktureller Merkmale beeinflusst jedoch nicht ausschließlich das Ermüdungsverhalten, sondern spielt auch bei anderen Schädigungsmechanismen eine wesentliche Rolle. So wurde gezeigt, dass Martensitbänder sowie deren morphologische Ausprägung einen nachteiligen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften von Dualphasen-

stählen haben [23]. Diese Erkenntnisse verdeutlichen die Notwendigkeit, Werkstoffe mit einem erhöhten Detaillierungsgrad in der statistischen Beschreibung der Mikrostruktur zu erfassen. Vor diesem Hintergrund schlugen *Pütz et al.* [24] vor, mehrere mikrostrukturelle Merkmale simultan zu berücksichtigen und ein neuronales Netzwerk zu trainieren, um die Abhängigkeiten zwischen den relevanten Parametern zu erlernen. Mit diesem Ansatz ist es möglich, eine große Anzahl synthetischer Mikrostrukturdaten zu generieren, die als Grundlage für die Erzeugung von statistisch repräsentativen Volumenelementen dienen. Die von den Autoren verwendete Netzwerkarchitektur basiert auf einem *Wasserstein Generative Adversarial Network* (WGAN), das aus zwei miteinander konkurrierenden neuronalen Netzen besteht: einem Generator- und einem Diskriminatornetzwerk. Nach Abschluss des Trainings kann das Generatornetzwerk gespeichert und zur Erzeugung neuer Mikrostrukturinstanzen für die SRVE-Generierung eingesetzt werden [24, 25].

2.4 Mikrostruktursensitive Ermüdungsmodellierung

Die mikrostruktursensitive Ermüdungsmodellierung hat sich als zentraler Forschungsansatz in der modernen Werkstoffwissenschaft etabliert, da sie die komplexen Kopplungsmechanismen zwischen mikrostrukturellen Eigenschaften eines Materials und dessen Ermüdungsverhalten systematisch analysiert. Die Ermüdungslebensdauer eines Werkstoffs unter zyklischer Beanspruchung wird nicht allein durch makroskopisch erfassbare Kennwerte bestimmt, sondern in entscheidendem Maße durch die geometrische Anordnung, Morphologie und physikalische Beschaffenheit seiner mikrostrukturellen Bestandteile beeinflusst. Die explizite Berücksichtigung dieser Struktureigenschaften ermöglicht sowohl eine verbesserte Prognose des Materialversagens als auch ein tiefergehendes Verständnis des Werkstoffverhaltens unter realitätsnahen Betriebsbedingungen.

Ziel mikrostruktursensitiver Modellierungsansätze ist es, den Zusammenhang zwischen mikrostrukturellen Charakteristika und dem globalen Ermüdungsverhalten systematisch abzubilden. Hierbei werden unter anderem Korngrößenverteilungen, Kristallorientierungen, Korngrenzstrukturen sowie das Vorhandensein von Einschlüssen berücksichtigt, um eine realistischere Beschreibung der Ermüdungslebensdauer zu ermöglichen. Ein etablierter numerischer Ansatz ist die *Crystal Plasticity Finite Element Method* (CPFEM), welche die anisotropen und heterogenen Verformungseigenschaften von Werkstoffen auf der mikroskopischen Skala explizit abbildet. Mit-

hilfe von CPFEM-Simulationen können lokale Spannungs- und Dehnungsverteilungen berechnet werden, wodurch potenzielle Rissinitiierungsorte identifiziert und grundlegende Mechanismen der Ermüdungsschädigung besser verstanden werden können.

Die theoretischen Grundlagen der Kristallplastizität sowie die physikalischen Mechanismen der Ermüdung legen nahe, dass die Ausbildung persistenter Gleitbänder – hervorgerufen durch die Akkumulation und Wechselwirkung von Versetzungen – durch eine konsistente Kopplung aus Mikrostrukturmodellierung, Kristallplastizität und definierten Belastungspfaden abgebildet werden kann. Das detaillierte Verständnis der mikrostrukturellen Materialarchitektur und ihres Verhaltens unter zyklischer Beanspruchung stellt somit eine wesentliche Grundlage für die Vorhersage der Leistungsfähigkeit von Werkstoffen unter variablen Belastungszuständen dar [26, 27].

In Gleichung 2.5 wird der plastische Geschwindigkeitsgradient \mathbf{L}^p als Superposition der Beiträge aller aktiven Gleitsysteme α beschrieben, wobei die jeweilige Gleitrate mit dem dyadischen Produkt aus Gleitrichtung und Normalenvektor kombiniert wird. Auf diese Weise werden die mikroskopischen Mechanismen des Versetzungsgleitens direkt in die Struktur von \mathbf{L}^p eingebettet. Durch geeignete mathematische Transformationen lässt sich daraus eine skalare Kenngröße ableiten, die die akkumulierte plastische Dehnung des Materials charakterisiert [28, 29]:

$$FIP_p = p_{acc} = \int_0^t \sqrt{\frac{2}{3}} (\mathbf{L}^p : \mathbf{L}^p) dt \quad (2.24)$$

Der in Gleichung 2.24 definierte Skalar p_{acc} beschreibt phänomenologisch die irreversible Akkumulation von Gleitprozessen innerhalb der Mikrostruktur. Dieser Parameter bildet die Grundlage zahlreicher Untersuchungen, in denen sogenannte *Fatigue Indicator Parameters* (FIPs) zur quantitativen Bewertung der Ermüdungslebensdauer herangezogen werden [15, 21, 30–32].

3 Werkstoffcharakterisierung

Für die Charakterisierung des Materialverhaltens stehen unterschiedliche Charakterisierungsmethoden zur Verfügung. Diese werden im folgenden Kapitel beschrieben und die sich daraus ergebenden Materialeigenschaften vorgestellt. Neben der Bestimmung der chemischen Zusammensetzung sowie einer darauf basierenden Abschätzung der Gefügebestandteile wird weiterhin die Gefügeuntersuchung mittels LOM beschrieben. Zusätzlich zu den Gefügeuntersuchungen werden die mechanischen Eigenschaften in Form von Härte, Festigkeit und Zähigkeit präsentiert. Abschließend werden in diesem Kapitel die zyklischen Materialeigenschaften in Form von Einstufen- und Dehnungssteigerungsversuchen vorgestellt, welche als Basis für die Berechnung der Dehnungswöhlerlinie mithilfe des Short-time Evaluation Procedure (STEP) *StrainLife* dienen.

3.1 Chemische Zusammensetzung

Als Vertreter der austenitischen Edelmehle wurde die Stahlgüte 1.4550 (X6CrNiNb18-10) untersucht. Diese wurde aus industrieller Produktion in Stangenform mit einem Durchmesser von $\phi = 25$ mm beschafft. Diese Stahlgüte kann gemäß den Regeln des Kerntechnischen Ausschusses (KTA) [33] für die Herstellung von Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren in deutschen Kernkraftwerken eingesetzt werden. Für die Bestimmung der chemischen Zusammensetzung wurden Untersuchungen am Institut für Eisenhüttenkunde (IEHK) der RWTH Aachen mittels Funkenspektroskopie durchgeführt. Die hiermit ermittelte chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 3.1 aufgelistet. Zusätzlich sind die Angaben aus der KTA-Richtlinie 3201.1 [33] aufgeführt. Letztere differenziert zwischen dem Anwendungsfall für Betriebstemperaturen unter- und oberhalb von 200 °C im Dauerbetrieb. Es kann festgestellt werden, dass der untersuchte Werkstoff sowohl die Mindest- als auch Maximalanforderungen für eine Betriebstemperatur unterhalb von 200 °C erfüllt. Es fällt jedoch auf, dass die Mindestangaben für Chrom (Cr) und Nickel (Ni) nur minimal überschritten werden. Für eine Betriebstemperatur oberhalb von 200 °C ist der Werkstoff gemäß KTA 3201.1 [33] jedoch nicht zugelassen, da der Mindestgehalt von Chrom in Höhe von 18 % nicht eingehalten wird. Aufgrund der Tatsache, dass in diesem Projekt das Materialverhalten lediglich bei Raumtemperatur (RT) untersucht wurde, kann dieser Sachverhalt vernachlässigt

werden.

Tabelle 3.1: Vergleich der chemischen Zusammensetzung mit den Angaben der KTA-Richtlinie 3201.1 [33], Massenanteile in %

Element	Analyse	$T < 200\text{ °C}$		$T \geq 200\text{ °C}$	
		min.	max.	min.	max.
C	0,01	-	0,04	-	0,03
Si	0,49	-	1,00	-	0,50
Mn	1,28	-	2,00	-	2,00
P	0,024	-	0,035	-	0,025
S	0,002	-	0,015	-	0,010
Co	0,14	-	0,20	-	0,20
Cr	17,15	17,00	19,00	18,00	19,00
Nb	0,27	10·C	0,65	13·C	0,65
Ni	9,27	9,00	12,00	9,00	12,00

Auf Basis der chemischen Zusammensetzung kann weiterführend eine erste Abschätzung der Gefügebestandteile durchgeführt werden. Hierzu kann beispielsweise das sogenannte Nickel-Äquivalent $Ni_{\text{äq}}$ und Chrom-Äquivalent $Cr_{\text{äq}}$ mittels Gleichung 3.1 bzw. Gleichung 3.2 berechnet werden. Die sich daraus ergebenden Kennwerte können anschließend als Wertepaar in das sogenannte *Schäffler*-Diagramm [34] eingetragen werden. Dieses ist in Abbildung 3.1(a) dargestellt. Auf Basis der Anforderungen der KTA 3201.1 [33] können ebenfalls die zulässigen Grenzen für die hier untersuchte Stahlgüte eingezeichnet werden. Es ist zu erkennen, dass sich bei der Phasenabschätzung mittels Schäffler-Diagramms ein mehrphasiges Gefüge bestehend aus Austenit γ , Martensit α' und Ferrit, genauer gesagt ca. 5% δ -Ferrit, ergibt.

Neben dem *Schäffler*-Diagramm kann für die Abschätzung der Gefügebestandteile ebenfalls das sogenannte *Maurer*-Diagramm [35] verwendet werden. Anstelle der Einbeziehung mehrerer Elemente in Form des Nickel- bzw. Chrom-Äquivalents, wird in das *Maurer*-Diagramm lediglich der Chrom- und Nickelgehalt als Wertepaar eingetragen. Analog können hier ebenfalls die zulässigen Grenzen der KTA 3201.1 [33] eingezeichnet werden (siehe Abbildung 3.1(b)). Gemäß *Maurer*-Diagramm liegt lediglich ein einphasiges Gefüge aus Austenit γ vor. Die Abschätzung der Gefügebestandteile mithilfe der beiden zuvor genannten Diagramme liefert

entsprechend unterschiedliche Ergebnisse. Da die Anwendung des *Schäffler*-Diagramms primär in der Beurteilung von Schweißverbindungen liegt und das *Maurer*-Diagramm speziell für die Gefügeabschätzung von Chrom-Nickel-Stählen entwickelt wurde, bietet letzteres eine sinnvollere Abschätzung der Gefügebestandteile.

$$Ni_{\ddot{a}q} = \%Ni + 30 \cdot \%C + 0,5 \cdot \%Mn \quad (3.1)$$

$$Cr_{\ddot{a}q} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \cdot \%Si + 0,5 \cdot \%Nb \quad (3.2)$$

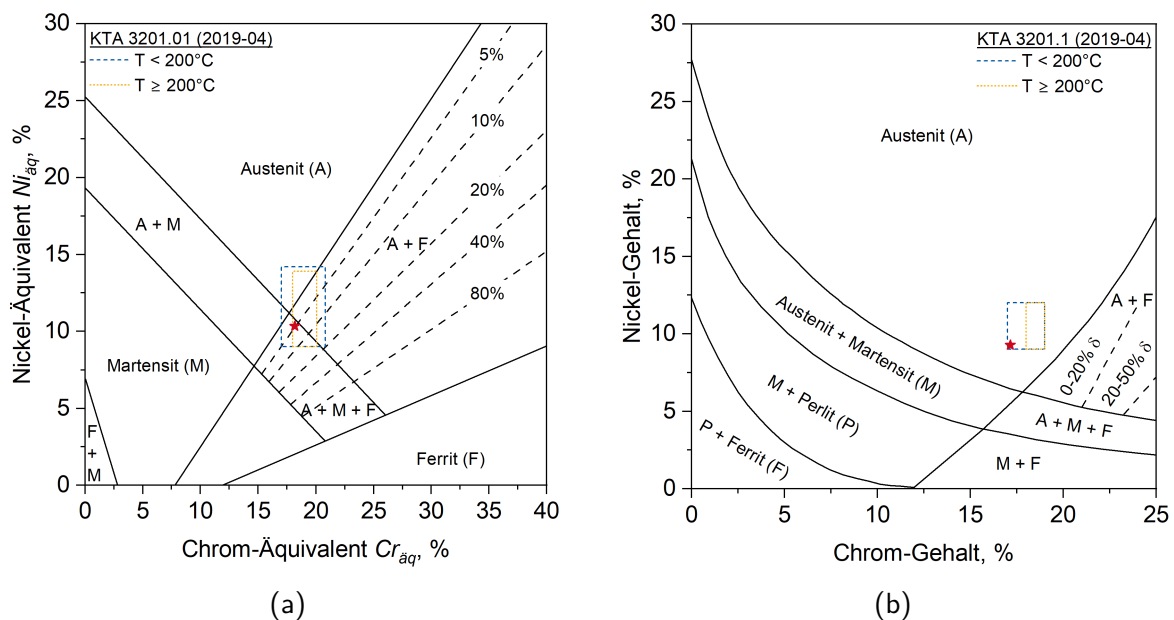


Abbildung 3.1: Abschätzung der Gefügebestandteile auf Basis der chemischen Zusammensetzung in Form des a) *Schäffler*-Diagramms [34] und b) *Maurer*-Diagramms [35]

3.2 Lichtoptische Mikroskopie

Im Anschluss an die Analyse der chemischen Zusammensetzung wurde das tatsächlich vorliegende Gefüge mittels LOM charakterisiert. Dazu wurde zunächst ein Querschliff des Stangenmaterials angefertigt und auf potentielle Seigerungen innerhalb des Stabs, wie sie etwa im Projekt *MibaLeb 1* [36] vorlagen, untersucht. Dafür wurde die Schliﬄprobe mit SiC-Papier mit Körnungen von 80 bis 2.000 geschliffen. Nach dem letzten Schleifdurchgang erfolgte eine mechanische

Politur mit Diamantpaste mit Körnungen von 6 μm und 1 μm . Zwischen den einzelnen Schleif- und Polierstufen wurde die Proben in einem Ultraschallbad mit Ethanol gereinigt, um potentielle Verunreinigungen und Kontaminationen zu beseitigen bzw. vorzubeugen. Im Anschluss an die mechanische Politur erfolgte ein Ätzvorgang bei 60 °C mit V2A-Beize. Durch das Ätzen können die einzelnen Gefügebestandteile im Mikroskop für das menschliche Auge sichtbar gemacht werden. Für die Darstellung einer etwaigen Mittenseigerung wurde eine lichtoptische Panoramaaufnahme bei 100-facher Vergrößerung mithilfe des am Institut für Bildsame Formgebung (IBF) der RWTH Aachen vorhandenen Digitalmikroskops *Keyence VHX-7000* angefertigt. Diese ist in Abbildung 3.2 dargestellt. Es zeigt sich, dass das Gefüge über den gesamten Querschnitt des Stangenmaterials homogen ist und keine Mittenseigerung vorliegt.

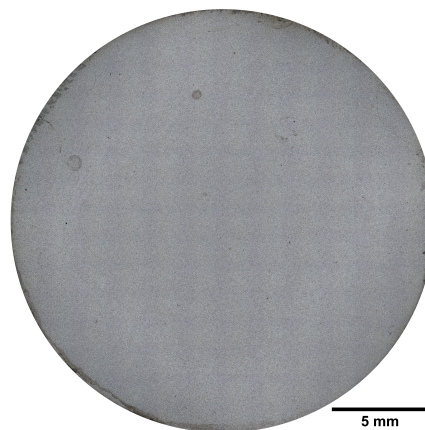


Abbildung 3.2: Lichtoptische Panoramaaufnahme des Ausgangsgefüges bei 100-facher Vergrößerung im Querschliff

Neben der Panoramaaufnahme des Querschliffs wurde ebenfalls ein Längsschliff angefertigt. Die metallographische Präparation erfolgte analog zu der des Querschliffs. Für diese Aufnahmen kam jedoch ein optisches Mikroskop vom Typ *Leica DM2500* zum Einsatz. Das vorliegende Gefüge bei 500-facher Vergrößerung nach mechanischer Politur und Ätzung mit V2A zeigt Abbildung 3.3(a). Hier sind neben den weißen Austenitkörnern ebenfalls dunklere Martensitinseln ersichtlich. Da es sich bei dem vorliegenden Werkstoff um einen rein austenitischen Edelstahl handeln sollte, wurde der Längsschliff im Anschluss zusätzlich elektrolytisch poliert und erneut angeätzt. Das danach vorliegende Gefüge ist in Abbildung 3.3(b) dargestellt. Hier zeigt sich ein rein austenitisches Gefüge ohne Martensitinseln. Da bei einer elektrolytischen Politur lediglich die oberste Schicht abgetragen wird, deutet dies daraufhin, dass der Martensit ebenfalls nur oberflächlich vorhanden war und kein Bestandteil des eigentlichen Grundgefüges ist. Hieraus kann geschlussfolgert werden, dass der zuvor vorhandene Martensit beim mechanischen Schleifen

und Polieren entstanden ist und es sich somit um Verformungsmartensit handelt. Dies zeigt, wie sensitiv das Material auf äußere Lasten reagiert und die belastungsinduzierte Phasenumwandlung von Austenit zu Martensit begünstigt.

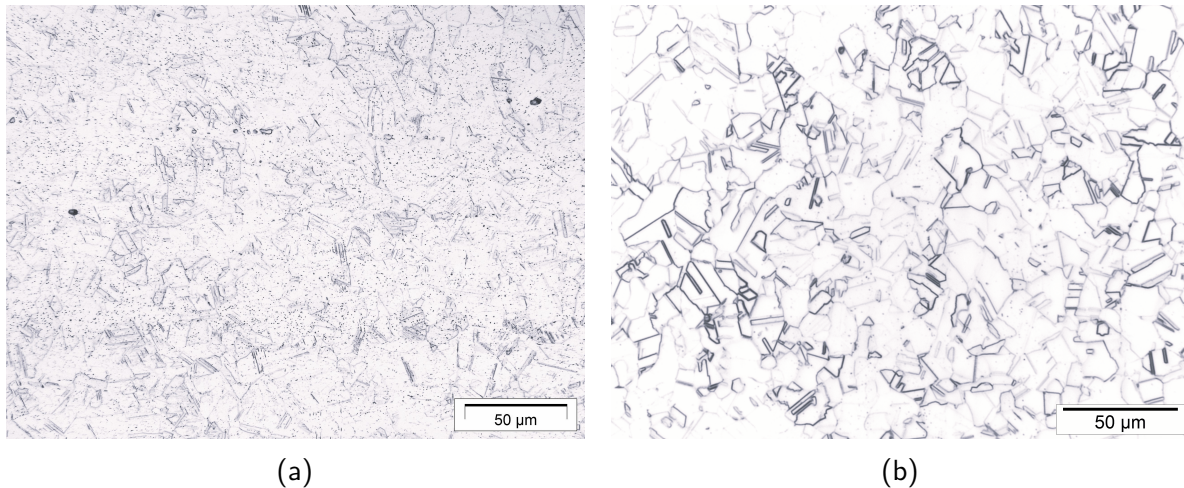


Abbildung 3.3: Lichtoptische Aufnahmen des Ausgangsgefüges bei 500-facher Vergrößerung im Längsschliff a) mechanisch poliert und b) zusätzlich elektrolytisch poliert

3.3 Mechanische Eigenschaften

Neben der Charakterisierung der chemischen Zusammensetzung sowie der Gefügecharakterisierung mittels LOM wurden weiterhin die mechanischen Eigenschaften in Form von Härteverteilungen untersucht. Zusätzlich erfolgte eine Analyse der Festigkeitseigenschaften durch quasi-statische Zugversuche bei RT sowie der Zähigkeitseigenschaften durch Kerbschlagbiegeversuche nach *Charpy*. Die mit diesen Untersuchungsmethoden ermittelten Eigenschaften werden in den folgenden Abschnitten präsentiert.

3.3.1 Härte

Zusätzlich zu der zuvor gezeigten Panoramaaufnahme zur Untersuchung etwaiger Mittenseigerungen wurden *Ultrasonic Compendance Impedance* (UCI) Härtemessungen über den gesamten Querschnitt durchgeführt. Hierbei wird über eine Ultraschallfrequenz ein Schwingstab, welcher in longitudinaler Richtung schwingt und mit einem *Vickers*-Eindringkörper ausgestattet ist, mit einer definierten Prüfkraft auf die Probe gedrückt. Die Last wird dabei über eine Feder aufgebracht. Der Stab schwingt hierbei mit einer, von seiner eigenen Länge abhängigen, Ei-

genresonanzfrequenz. Dringt der Eindringkörper in die Probe ein, wird die Resonanzfrequenz gedämpft, wobei die Verschiebung dieser von der Prüfkraft, der Größe der Kontaktfläche sowie dem effektivem Elastizitätsmodul abhängt. Mit Referenzproben, deren Härte bekannt ist, kann diese Resonanzfrequenzverschiebung wiederum einem Härtewert nach *Vickers* zugeordnet werden. [37]

Die Härteverteilungen sowohl für den Längs- als auch Querschliff sind in Abbildung 3.4 dargestellt. Es zeigen sich für beide Schliffproben homogene Härteverteilungen, mit tendenziell leicht höheren Werten zum Rand hin. Auf Basis der homogenen Härteverteilungen kann auch hier festgehalten werden, dass keine Mittenseigerungen identifiziert werden können. Somit liefern die Ergebnisse der UCI-Härtemessungen und der LOM-Panoramaaufnahme identische Ergebnisse.

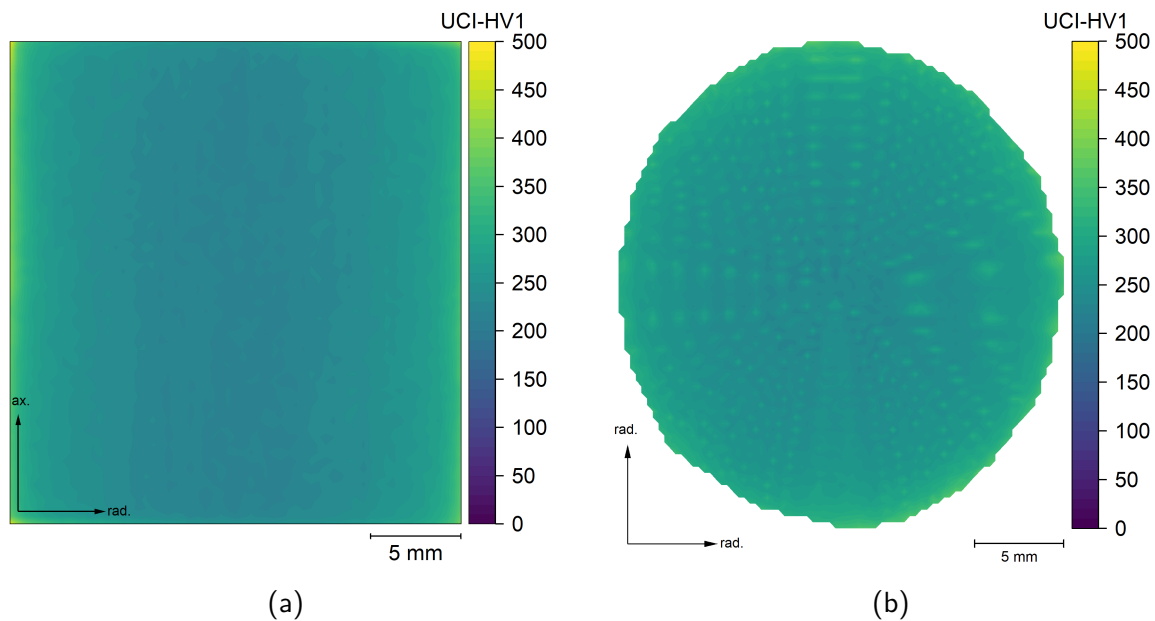


Abbildung 3.4: Darstellung der UCI-Härteverteilung im a) Längsschliff und b) Querschliff

3.3.2 Festigkeitseigenschaften

Für die Charakterisierung der Festigkeits- und Duktilitätseigenschaften wurden quasi-statische Zugversuche bei RT gemäß DIN EN ISO 6892-1 [38] durchgeführt. Hierzu wurden Rundzugproben vom Typ B8x40 getestet, welche sich durch einen Anfangsdurchmesser in der parallelen Länge von $d_0 = 8$ mm und einer Anfangsmesslänge von $L_0 = 40$ mm auszeichnen. Eine technische Zeichnung der verwendeten Probengeometrie zeigt Abbildung 3.5. Insgesamt wurden acht Pro-

ben in einer Universalprüfmaschine vom Typ *ZwickRoell Z100* weg-kontrolliert bis zum Bruch belastet. Für die Sicherstellung von quasi-statischen Randbedingungen und des Vorbeugens einer adiabaten Erwärmung betrug die Traversengeschwindigkeit konstant $v = 0,2 \text{ mm min}^{-1}$. Vor Beginn des Versuchs wurden Messstäbchen mit Abstand L_0 an der Probe angebracht. Durch ein Videoextensometer konnte somit die technische Dehnung automatisch ermittelt werden. Während des Versuchs wurde neben dem zurückgelegten Weg auch die aufgebrachte Kraft aufgezeichnet. Mithilfe der geometrischen Daten der geprüften Probe wurde daraus wiederum die technische Gesamtdehnung sowie die herrschende technische Spannung ermittelt. Alle quasi-statischen Zugversuche wurden am IEHK der RWTH Aachen durchgeführt.

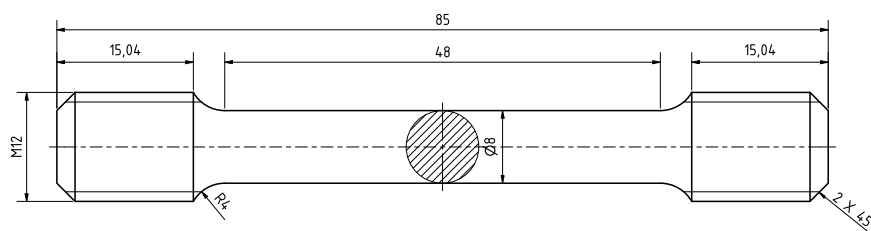


Abbildung 3.5: Technische Zeichnung der verwendeten B8x40-Rundzugprobe, Maße in mm

Von den insgesamt acht Zugversuchen wurden fünf Versuche konventionell, sprich ohne Unterbrechung durchgeführt. Die hierbei ermittelten mechanisch-technologischen Eigenschaften in Form des Elastizitätsmoduls E , der 0,2 %-Streckgrenze $R_{p0,2}$, der 1,0 %-Streckgrenze $R_{p1,0}$, der Zugfestigkeit R_m , der Gleichmaßdehnung A_g und der Bruchdehnung $A_{5,65}$ sind in Tabelle 3.2 dargestellt. Insgesamt zeigen sich hier sehr geringe Streuungen in den Kennwerten. Durch Abgleich der Kennwerte mit den Vorgaben der KTA-Richtlinie 3201.1 [33] lässt sich auch hier feststellen, dass alle Zulässigkeitsgrenzen eingehalten werden.

Tabelle 3.2: Übersicht der ermittelten mechanisch-technologischen Eigenschaften aus dem quasi-statischen Zugversuch bei Raumtemperatur

E , GPa	$R_{p0,2}$, MPa	$R_{p1,0}$, MPa	R_m , MPa	A_g , %	$A_{5,65}$, %
191,87	277,67	313,74	660,42	53,03	65,73
$\pm 12,85$	$\pm 3,26$	$\pm 4,41$	$\pm 1,18$	$\pm 0,32$	$\pm 0,29$

Die restlichen drei Versuche wurden im Gegensatz dazu in Dehnungsinkrementen von $\Delta\varepsilon = 0,1$ angehalten. In dieser Haltezeit wurden Messungen mittels einer Ferritsonde vom Typ *FISCHERSCOPE® MMS®* der *Helmut Fischer GmbH* durchgeführt. Mit dieser konnte mithilfe

des magnetinduktiven Verfahrens gemäß DIN EN ISO 2178 [39] der ferromagnetische Anteil im Gefüge nach DIN EN ISO 17655 [40] quantifiziert werden. Insgesamt wurden drei Messungen pro Dehnungsincrement durchgeführt. Der mit dieser Sonde gemessene Wert entspricht dem Ferritgehalt im Gefüge. Um den Martensitgehalt zu erhalten wurde dieser Wert anschließend mit dem Faktor 1,7 gemäß [41] multipliziert. Die so ermittelten diskreten Werte für den Martensitgehalt $f_{\alpha'}$ wurden im Anschluss durch das *Olson-Cohen*-Modell [42] angenähert, siehe Gleichung 3.3. Die kalibrierten Parameter des *Olson-Cohen*-Modells zeigt Tabelle 3.3.

$$f_{\alpha'} = 1 - \exp\{-\beta_m[1 - \exp(-\alpha_m\varepsilon)]^{n_m}\} \quad (3.3)$$

Tabelle 3.3: Kalibrierte Parameter des Olson-Cohen-Modells

α_m	β_m	n_m
2,79	1,02	2,79

Zusätzlich zu den technischen Spannung - technischen Dehnung Verläufen wurde diese beiden Größen in die wahre Spannung und wahre Dehnung konvertiert, sodass sich die Fließkurven für das hier untersuchte Material ergeben. Die Umrechnung erfolgte dabei mithilfe von Gleichung 3.4 und Gleichung 3.5. Sowohl die Verläufe der technischen als auch der wahren Spannung und Dehnung sowie die Entwicklung des martensitischen Phasengehalts sind in Abbildung 3.6 dargestellt. Aufgrund der geringen Streuungen in den mechanisch-technologischen Eigenschaften ist hier aus Übersichtsgründen jeweils nur eine einzelne Kurve gezeigt. Es ist zu erkennen, dass der martensitische Phasenanteil in Abhängigkeit der aufgebrauchten Dehnung kontinuierlich in einer sigmoidalen Funktion ansteigt. Im Gegensatz zu anderen Stählen, welche einen TRIP-Effekt zeigen [7, 43–46], zeigt sich hier jedoch kein sigmoidaler Anstieg im Spannungsverlauf in Abhängigkeit des Martensitgehalts. Die Bildung des Martensits scheint im hier untersuchten Material unter quasi-statischen Bedingungen somit nicht maßgeblich zur Verfestigung des Werkstoffs beizutragen.

$$\sigma_w = \sigma(1 + \varepsilon) \quad (3.4)$$

$$\varepsilon_w = \ln(1 + \varepsilon) \quad (3.5)$$

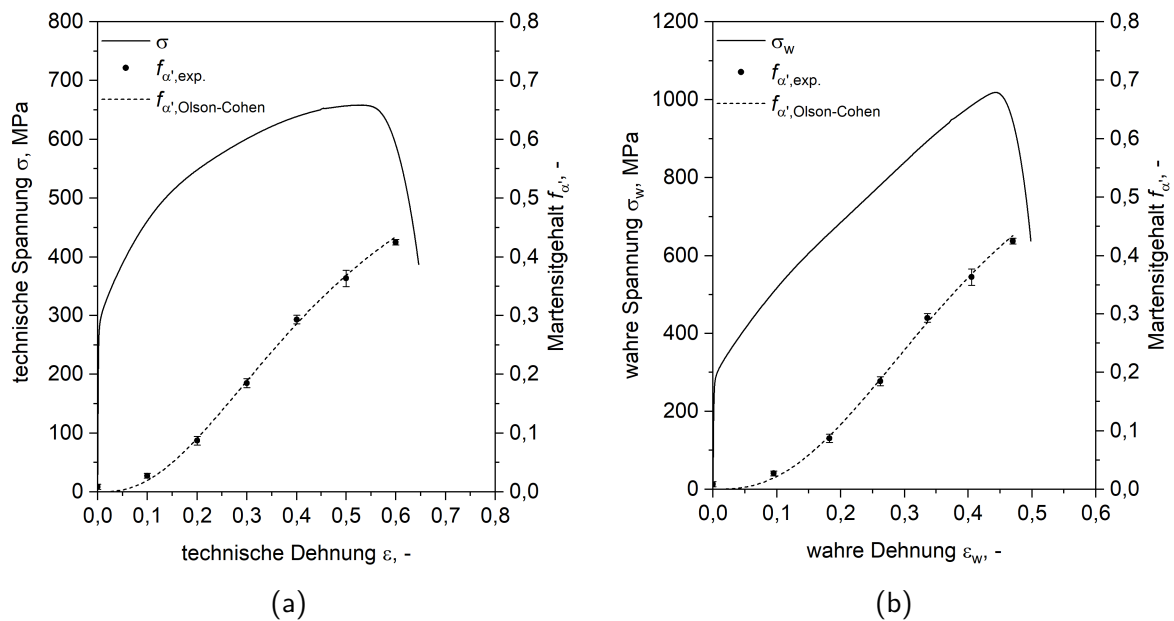


Abbildung 3.6: Spannung-Dehnung-Verläufe aus dem quasi-statischen Zugversuch bei Raumtemperatur

3.3.3 Zähigkeitseigenschaften

Neben Härte und Festigkeitseigenschaften wurden ebenfalls Kerbschlagbiegeversuche nach *Charpy* gemäß DIN ISO 148-1 [47] zur Charakterisierung der Zähigkeitseigenschaften durchgeführt. Geprüft wurden hierbei Normalproben mit V-Kerb (ISO-V). Bei dieser Probenform handelt es sich um 55 mm lange, quaderförmige Balken mit einem quadratischen Querschnitt von 10 mm \times 10 mm. Einseitig ist mittig eine V-Kerbe mit einer Tiefe von 2 mm eingebracht. Die Maße der Probengeometrie sind zusätzlich in Abbildung 3.7 dargestellt.

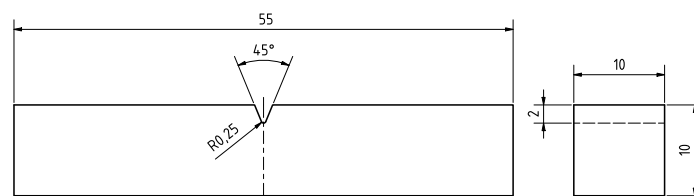


Abbildung 3.7: Technische Zeichnung der verwendeten *Charpy-V* Probe, Maße in mm

Insgesamt wurden fünf Proben in Längsrichtung gemäß DIN EN ISO 377 [48] entnommen

und bei RT in einem Pendelschlagwerk mit einer maximalen Kerbschlagarbeit von 1.500 J am Zentrum Metallische Bauweisen (zmb) der RWTH Aachen geprüft. Die Proben wurden dafür auf die beiden Auflager des Pendelschlagwerks positioniert und das Pendel ausgelöst. Nach Auftreffen des Pendels auf die Probe wurde die vom Werkstoff absorbierte Energie an einer am Pendel angebrachten Messskala abgelesen. Die durchschnittliche Kerbschlagarbeit aus diesen fünf Versuchen beträgt 411 J und der kleinste Einzelwert liegt oberhalb von 90 J (siehe Tabelle 3.4). Somit werden die Mindestangaben der KTA-Richtlinie 3201.1 [33] für Längsproben eingehalten. Kerbschlagbiegeproben in Querrichtung konnten aufgrund des Stangendurchmesser von $\phi = 25$ mm nicht entnommen bzw. gefertigt werden.

Tabelle 3.4: Übersicht der gemessenen Kerbschlagarbeiten

Probe	1	2	3	4	5	Mittelwert
KV ₂	390	390	410	420	445	411

3.4 Zyklische Materialeigenschaften

Zusätzlich zu den zuvor genannten Ergebnissen lag der Fokus dieses Projekts auf der Untersuchung der zyklischen Materialeigenschaften. Untersucht wurden hierzu die zyklischen Materialeigenschaften durch sowohl Einstufen- als auch Dehnungssteigerungsversuche. Mithilfe der STEP-Methodik *StrainLife* [36, 49–51] konnte basierend auf diesen Ergebnissen anschließend eine Dehnungswöhlerlinie im Kurzzeitfestigkeitsbereich bis zu einer Grenzschwingspielzahl von 100.000 Lastwechseln berechnet werden. Für alle zyklischen Versuche wurde die in Abbildung 3.8 dargestellte Probengeometrie verwendet.

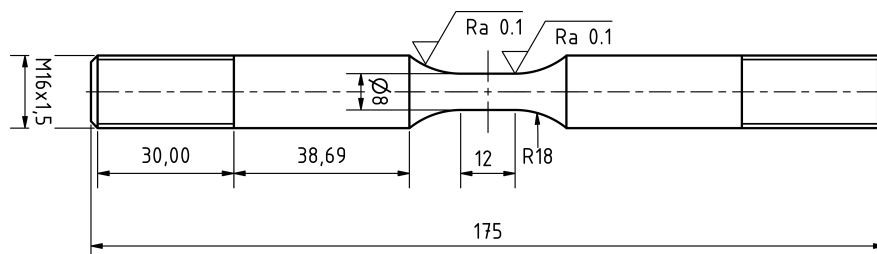


Abbildung 3.8: Maße der verwendeten Probengeometrie für zyklische Versuche, Maße in mm

3.4.1 Dehnungssteigerungsversuche

Grundlage für die Anwendung des *StrainLife*-Konzepts bildet ein Dehnungssteigerungsversuch (DSV). Bei diesem wird der Versuch totaldehnungsgeregelt durchgeführt und die anliegende Totaldehnungsamplitude nach einem bestimmten Zyklus- oder Zeitintervall solange erhöht, bis ein zuvor definiertes Kriterium erreicht wurde. Der DSV wurde in diesem Projekt in Anlehnung an die Ergebnisse des Projekts *MibaLeb 1* [36] und *Donnerbauer et al. (2024)* [51] durchgeführt. So betrug zur Vermeidung von etwaigen Dehnrateneffekten auf die martensitische Phasenumwandlung die Dehnrade konstant $\dot{\varepsilon} = 0,4 \text{ \% s}^{-1}$. Die zyklische Last wurde dabei in linearer Wellenform bzw. als Dreiecksfunktion aufgebracht. Durch die konstant gehaltene Dehnrade bedarf es in Abhängigkeit der Totaldehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t}$ einer Anpassung der Prüffrequenz f gemäß Abbildung 3.9(a). Weiterhin nehmen aufgrund der konstanten Dehnrade die Anzahl an Lastwechseln pro Stufe ΔN ab. Dieser Sachverhalt wurde von *Donnerbauer et al. (2024)* [51] in Form von Gleichung 3.6 wiedergegeben und ist in Abbildung 3.9(b) dargestellt. Obwohl die Zyklen pro Stufe abnehmen, ist die gesamte Totaldehnung pro Stufe weiterhin konstant.

$$\Delta N = \Delta t \frac{\dot{\varepsilon}}{4\varepsilon_{a,t}} \quad (3.6)$$

Der DSV wurde am zmb der RWTH Aachen an einer servohydraulischen Prüfmaschine der Firma *Schenck* mit einer maximalen Last von 160 kN bei einem Dehnungsverhältnis von $R_\varepsilon = -1$ durchgeführt. Somit sind die absoluten Werte von Ober- und Unterspannung identisch, woraus sich eine Mitteldehnung von $\varepsilon_{m,t} = 0 \text{ \%}$ ergibt. Die Datenaufzeichnung während des Versuchs erfolgte mithilfe eines 8-Kanal Universalmessverstärkers vom Typ *HBM QuantumX* und der dazugehörigen Software *catman® Easy*. Für die Messung und Regelung der Dehnung wurde ein dynamischer Dehnungsaufnehmer vom Typ *Instron 2620-603* mit einer Ausgangsmesslänge von $L_0 = 10 \text{ mm}$ und einem maximalen Messweg von $\Delta u_{max} = \pm 1 \text{ mm}$ verwendet. Initialisiert wurde der DSV mit einer Starttotaldehnungsamplitude von $\varepsilon_{a,t,start} = 0,025 \text{ \%}$. Nach einem Zeitintervall von $\Delta t = 1.800 \text{ s}$ wurde die Totaldehnungsamplitude schrittweise erhöht. Bis zu einer Totaldehnungsamplitude von $\varepsilon_{a,t} = 0,2 \text{ \%}$ betrug die Erhöhung $\Delta\varepsilon_{a,t_1} = 0,025 \text{ \%}$. Ab dieser Totaldehnungsamplitude betrug das Inkrement bis zum vollständigen Versagen $\Delta\varepsilon_{a,t_2} = 0,05 \text{ \%}$. Als Materialantwort für die spätere Auswertung mittels *StrainLife* wurde hier die in Folge der aufgetragenen Dehnung herrschende mechanische Spannung verwendet.

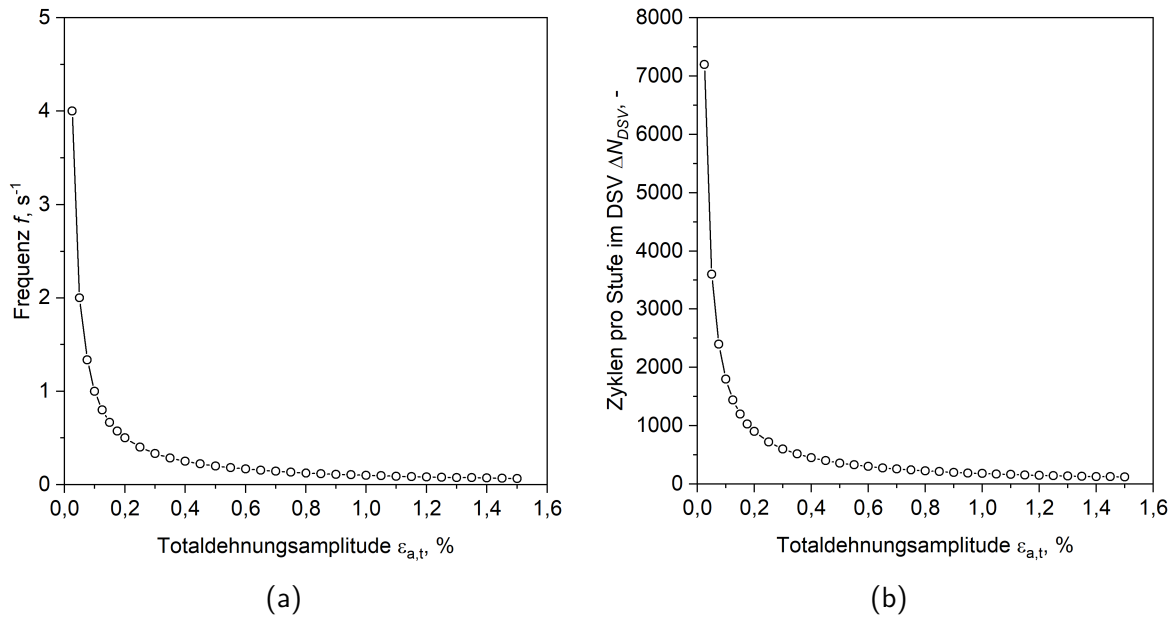


Abbildung 3.9: Randbedingungen im DSV in Abhängigkeit der Totaldehnungsamplitude

Die Ergebnisse dieses DSV zeigt Abbildung 3.10. Neben dem zeitlichen Verlauf der aufgebrauchten Totaldehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t}$ und der daraus folgenden Spannungsamplitude σ_a ist ebenfalls die Spannungsamplitude in der Mitte jeder einzelnen Stufe dargestellt. Letztere wird später für die Anwendung des *StrainLife*-Konzepts benötigt. Weiterhin ist ersichtlich, dass bis zu einer Totaldehnungsamplitude von $\varepsilon_{a,t} = 0,45\%$ die Spannungsamplitude je Stufe einen konstanten Wert annimmt. Ab dieser Amplitude zeigt die Spannungsamplitude jedoch in jeder Stufe einen Anstieg. Dieser kann mit der Ermüdungsschädigung und der daraus folgenden Dauerfestigkeit des Werkstoffs korreliert werden.

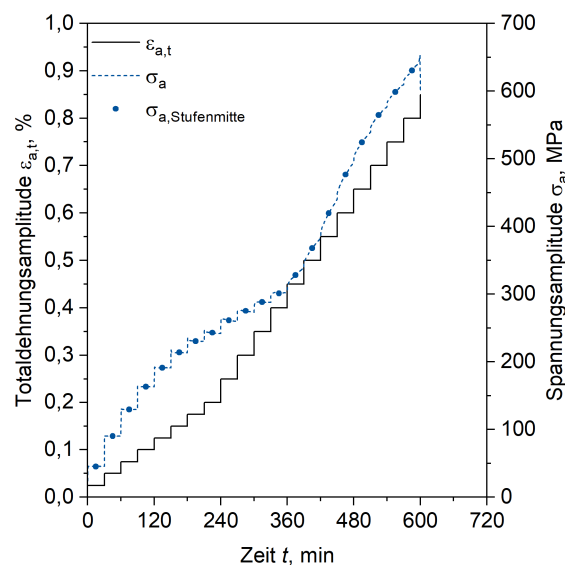


Abbildung 3.10: Entwicklung der Spannungsamplitude im DSV

3.4.2 Einstufenversuche

Neben dem zuvor durchgeführten DSV bedarf es für die Berechnung der Dehnungswöhlerlinie mittels *StrainLife* zwei weiteren Versuchen bei konstanter Amplitude, den sog. Einstufenversuchen (ESV). Die Versuchsdurchführung und Randbedingungen für die ESV sind identisch zu denen des DSV mit dem Unterschied, dass die Totaldehnungsamplitude bis zum Ermüdungsbruch konstant gehalten wird. Die Prüffrequenz ergibt sich auch hier gemäß Abbildung 3.9(a). Als Totaldehnungsamplituden wurde $\varepsilon_{a,t} = 0,4\%$ und $0,8\%$ ausgewählt, da beide im überwiegend plastischen Bereich liegen. Die Spannung-Dehnung-Hysteresen für sowohl den ersten Lastwechsel als auch für den Lastwechsel bei halber Bruchlastspielzahl $N_{B/2}$ zeigt Abbildung 3.11. Es ist zu erkennen, dass für beide Totaldehnungsamplituden die Spannung bei halber Bruchlastspielzahl im Vergleich zum ersten Lastwechsel angestiegen ist. Zeitgleich wird die Hysterese schmaler, was auf die kinematische Verfestigung des Materials zurückzuführen ist.

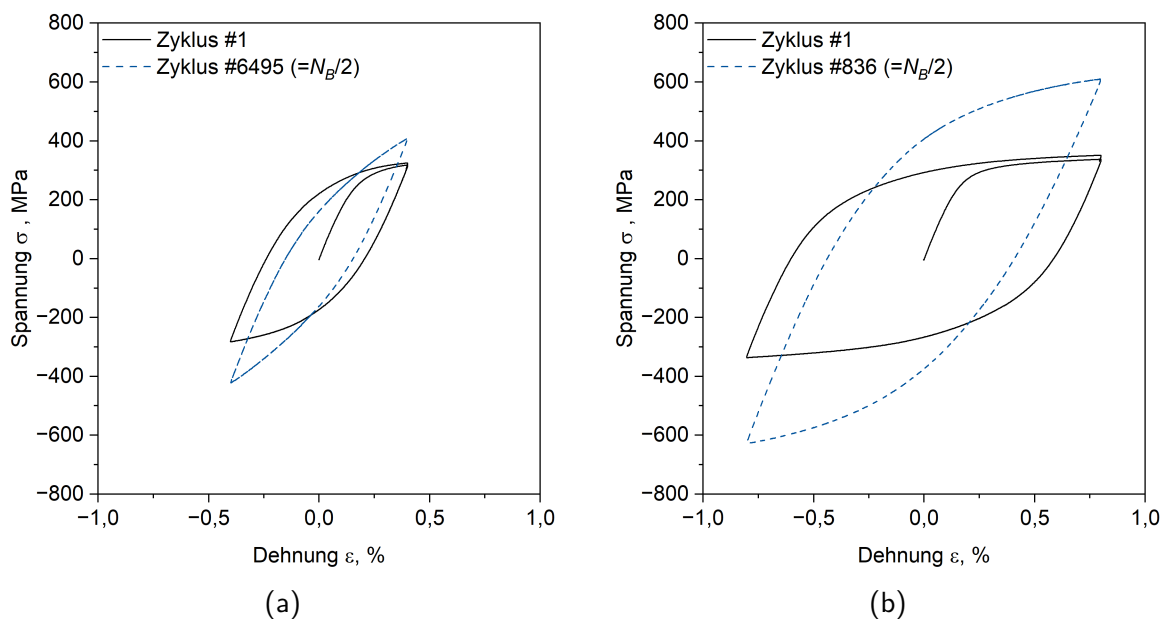


Abbildung 3.11: Spannung-Dehnung-Hysteresen im ESV bei a) $\varepsilon_{a,t} = 0,4\%$ und b) $\varepsilon_{a,t} = 0,8\%$

Für eine spätere Validierung der Ergebnisse der *StrainLife*-Methode wurden zusätzlich weitere ESV durchgeführt. Hierbei wurde lediglich die Bruchlastspielzahl aufgezeichnet und auf eine Datenerfassung der Spannung verzichtet. Die dazugehörigen Ergebnisse sind in Abbildung 3.12 dargestellt. Es zeigt sich hierbei in bilineares Verhalten mit zwei unterschiedlichen Steigungen der Dehnungswöhlerlinie. Ein ähnliches Verhalten wurde bereits vor mehreren Dekaden von [52–54]

beobachtet. *Tsuzaki et al.* [54] begründeten diesen Verlauf bereits 1982 durch die unterschiedlichen Einflüsse der martensitischen Phasenumwandlung. Im Bereich hoher Dehnungsamplituden setzt die Phasenumwandlung vor der Ermüdungsrissinitiierung ein, sodass der zu einem späteren Zeitpunkt entstehende Ermüdungsriss in der martensitischen Phase initiiert wird und dort weiter wächst. Im Bereich niedriger Dehnungsamplituden setzt die Phasenumwandlung erst nach Initiierung des Ermüdungsrisses ein, wodurch vor der Risspitze lokal Druckeigenstressungen entstehen, die zu Risschließeffekten führen und somit die Risswachstumsrate verlangsamen.

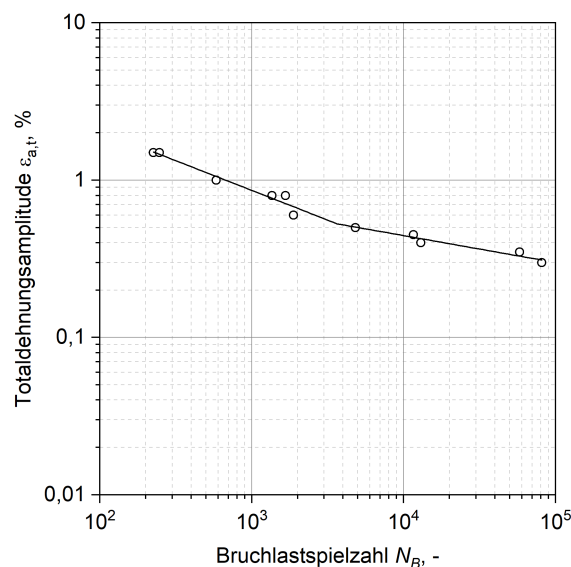


Abbildung 3.12: Bilineare Dehnungswöhlerlinie auf Basis der ESV

3.4.3 Lebensdauerbewertung mittels *StrainLife*

Die in den Abschnitten 3.4.1 und 3.4.2 gezeigten Ergebnisse bilden die Grundlage für die Berechnung einer Dehnungswöhlerlinie mithilfe des Short-time Evaluation Procedure (STEP) *StrainLife*. STEP bezeichnet dabei Kurzzeitverfahren, die es im Gegensatz zu herkömmlichen Ansätzen erlauben, Wöhlerlinien mit nur wenigen Proben zeiteffizient und kostengünstig zu bestimmen. Diese Ansätze basieren darauf, dass mikrostrukturelle Veränderungen während der zyklischen Beanspruchung durch Messgrößen wie beispielsweise der magnetischen Tangentialfeldstärke oder der Temperatur quantifiziert werden können und somit Rückschlüsse auf die Ermüdungsschädigung geben. Somit können aus einem einzelnen Versuch mehr Informationen extrahiert und diese für die Bestimmung einer Wöhlerlinie herangezogen werden. Die *StrainLife*-Methodik wurde im Projekt *MibaLeb 1* [36] entwickelt und bereits erfolgreich auf die Stahlgüte 1.4550 angewandt. Durch diese Methode kann eine Dehnungswöhlerlinie

mit lediglich drei Versuchen, bestehend aus einem DSV und zwei weiteren ESV mit sehr geringem zeitlichen Aufwand bestimmt werden. Während in *MibaLeb 1* [36] unterschiedliche physikalische Messgrößen, wie beispielsweise die Temperatur, das elektrische Ruhepotential oder die mechanische Spannung, als Materialantwort erprobt und qualifiziert wurden, lag der Fokus hier in der zeiteffizienten Bestimmung der Werkstofflebensdauer in Form einer Dehnungswöhlerlinie. Aus diesem Grund wurde in diesem Projekt lediglich die mechanische Spannung als Materialantwort in der *StrainLife*-Berechnung verwendet. Das grundlegende Konzept wird im folgenden vorgestellt. Weiterführende Informationen sind [36, 49–51] zu entnehmen.

Die für die Anwendung von *StrainLife* benötigten Wertepaare aus dem DSV, bestehend aus der aufgetragten Totaldehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t}$ und der sich daraus ergebenden Materialantwort M in Form der Spannungsamplitude σ_a sind für die Mitte jeder Dehnungsstufe gemäß Abbildung 3.10 in Tabelle 3.5 zusammengefasst. Die zusätzlich benötigten Daten der beiden ESV (siehe Abbildung 3.13) sind wiederum in Tabelle 3.6 aufgelistet.

Tabelle 3.5: Ergebnisse des DSV als Basis für die Berechnung der Dehnungswöhlerlinie mittels *StrainLife*

$\varepsilon_{a,t}$, %	σ_a , MPa	$\varepsilon_{a,t}$, %	σ_a , MPa
0,025	46	0,35	288
0,05	90	0,4	301
0,075	130	0,45	328
0,1	163	0,5	368
0,125	191	0,55	419
0,15	214	0,6	477
0,175	230	0,65	524
0,2	243	0,7	565
0,25	261	0,75	599
0,3	275	0,8	630

Tabelle 3.6: Ergebnisse der zwei ESV als Basis für die Berechnung der Dehnungswöhlerlinie mittels *StrainLife*

$\varepsilon_{a,t}$, %	$\varepsilon_{a,pl}$, %	$\varepsilon_{a,el}$, %	σ_a , MPa	N_B , -	$N_{B/2}$, -
0,4	0,1534	0,2466	414	12.990	6.495
0,8	0,4241	0,3759	618	1.672	836

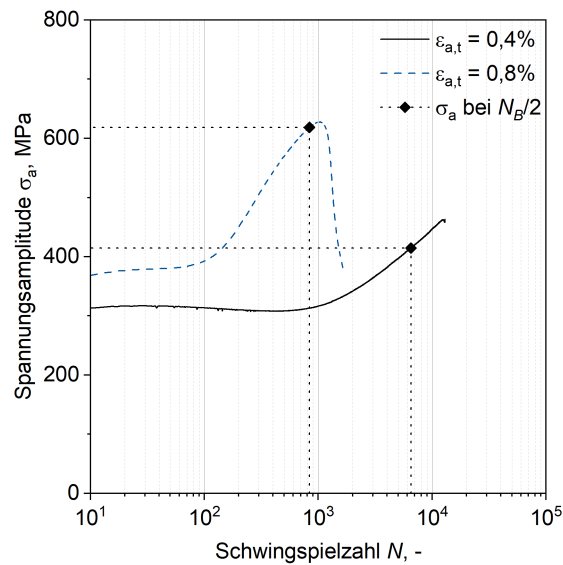


Abbildung 3.13: Entwicklung der Spannungsamplitude in Abhängigkeit der Schwingspielzahl für die zwei ESV

Werden diese Wertepaare doppelt logarithmisch gegeneinander aufgetragen, so ergibt sich der in Abbildung 3.14 dargestellte Verlauf. Dabei können die überwiegend elastischen und überwiegend plastischen Anteile gemäß Gleichung 3.7 und 3.8 unabhängig voneinander beschrieben werden. Hierbei bezeichnen K'_{el} und K'_{pl} die Koeffizienten bei zyklischer Beanspruchung und n'_{el} und n'_{pl} die entsprechenden Exponenten für den elastischen und plastischen Anteil. Beim Eintragen der Wertepaare der beiden ESV für den Referenzpunkt $N_{B/2}$ zeigt sich, dass diese nicht mit denen des DSV übereinstimmen. Dieser Unterschied ist darauf zurückzuführen, dass im DSV in jeder Dehnungsstufe, abgesehen von der ersten Stufe, eine Vorschädigung existiert, die zu weiterer Schädigung und stufenweiser Verfestigung führt. Somit werden in jeder Dehnungsstufe unterschiedliche Schädigungs- und Verfestigungsgrade betrachtet.

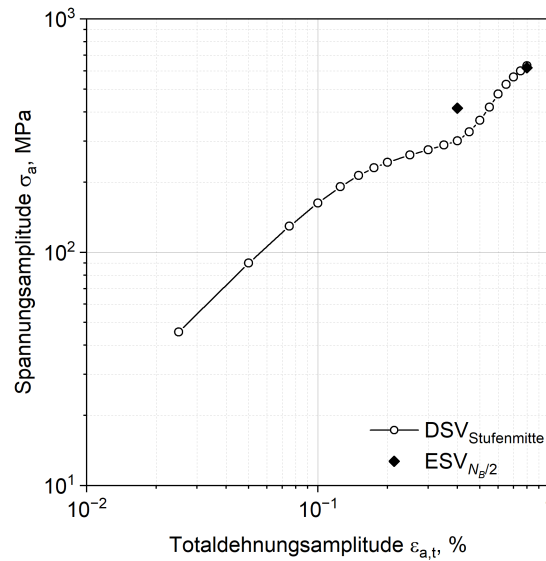


Abbildung 3.14: Zusammenhang zwischen Spannungsamplitude und Totaldehnungsamplitude für den DSV sowie den zwei ESV bei halber Bruchlastspielzahl $N_B/2$

$$M = K'_{el} \cdot (\varepsilon_{a,t})^{n'_{el}} \quad (3.7)$$

$$M = K'_{pl} \cdot (\varepsilon_{a,t})^{n'_{pl}} \quad (3.8)$$

Zur Korrektur der zuvor benannten Einflüssen wird ein Quotient Q der jeweiligen Materialantwort M des ESV und des DSV gemäß Gleichung 3.9 berechnet. Wird dieser in Abhängigkeit der Totaldehnungsamplitude aufgetragen kann der Verlauf mithilfe einer Exponentialfunktion angenähert werden (siehe Abbildung 3.15). Mithilfe dieser Ausgleichsfunktion kann der Quotient für weitere Totaldehnungsamplituden bestimmt und so eine entsprechende Korrektur der Wertepaare des DSV durchgeführt werden. Die korrigierten Werte sowie die Ausgleichskurven der überwiegend elastischen und überwiegend plastischen Anteile gemäß den Gleichungen 3.7 und 3.8 zeigt Abbildung 3.16.

$$Q = \frac{M(ESV)}{M(DSV)} \quad (3.9)$$

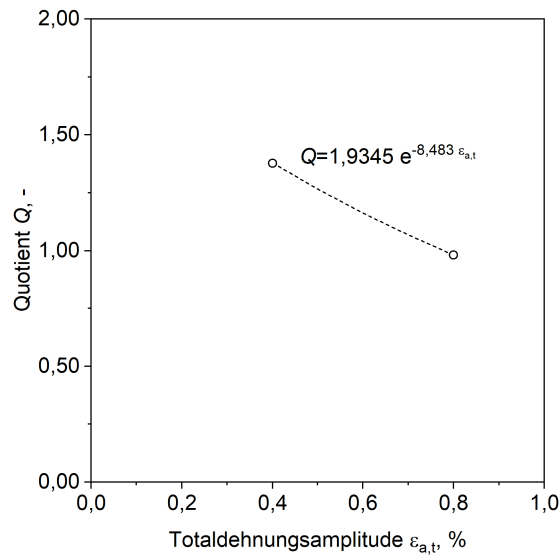


Abbildung 3.15: Quotient in Abhängigkeit der Totaldehnungsamplitude

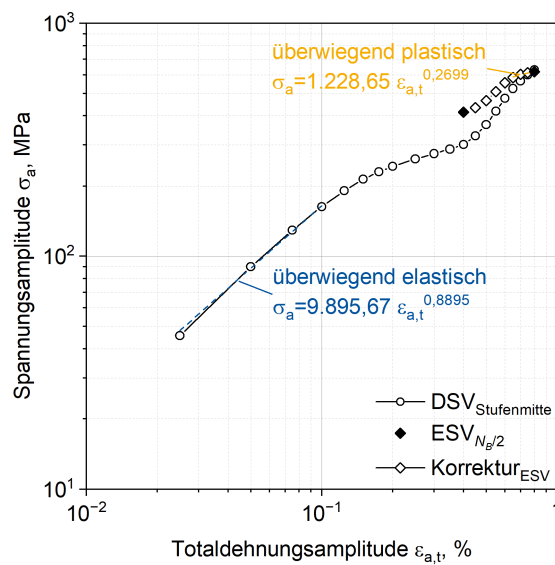


Abbildung 3.16: Berechneter Zusammenhang zwischen Spannungsamplitude und Totaldehnungsamplitude auf Basis der überwiegend elastischen und plastischen Anteile

Gemäß den *Morrow*-Beziehungen nach Gleichung 3.7 und 3.8 kann anschließend mithilfe von Gleichung 3.10 der Ermüdungsfestigkeitsexponent b sowie mittels Gleichung 3.11 der Ermüdungsduktilitätsexponent c rechnerisch ermittelt werden.

$$b = \frac{-n'_{el}}{5n'_{el} + 1} \quad (3.10)$$

$$c = \frac{-1}{5n'_{pl} + 1} \quad (3.11)$$

Die Totaldehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t}$ setzt sich additiv aus einem elastischen Anteil $\varepsilon_{a,el}$ und einem plastischen Anteil $\varepsilon_{a,pl}$ zusammen. Dieser mathematische Zusammenhang ist in Gleichung 3.12 beschrieben. Dabei kann der elastische Anteil nach *Basquin* [55] gemäß Gleichung 3.13 und der plastische Anteil nach *Manson-Coffin* [56, 57] gemäß Gleichung 3.14 in Abhängigkeit der Bruchlastspielzahl N_B beschrieben werden.

$$\varepsilon_{a,t} = \varepsilon_{a,el} + \varepsilon_{a,pl} \quad (3.12)$$

$$\varepsilon_{a,el} = B \cdot (2N_B)^b \rightarrow B = \frac{\varepsilon_{a,el}}{(2N_B)^b} \quad (3.13)$$

$$\varepsilon_{a,pl} = C \cdot (2N_B)^c \rightarrow C = \frac{\varepsilon_{a,pl}}{(2N_B)^c} \quad (3.14)$$

Die Regelungsgröße in den totaldehnungskontrollierten Versuche entspricht der Totaldehnung ε_t . Die plastische Dehnung entspricht dabei der halben Öffnungsbreite der Spannung-Dehnung-Hysterese im ESV (siehe Abbildung 3.11). Der elastische Anteil kann folglich durch Umstellung von Gleichung 3.12 berechnet werden.

Auf Basis der Ergebnisse der beiden ESV können die beiden Exponenten B und C aus Gleichung 3.13 und Gleichung 3.14 jeweils für eine korrigierte Totaldehnung von $\varepsilon_{a,t,korr} = 0,4\%$ und $\varepsilon_{a,t,korr} = 0,8\%$ ermittelt werden. Werden die Gleichungen 3.10 bis 3.14 ineinander eingesetzt, so ergibt sich Gleichung 3.15 für die Beschreibung der Totaldehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t}$. Hierdurch können zusätzlich zu den totalen Dehnungen auch die elastischen Anteile nach *Basquin* und die plastischen Anteile nach *Manson-Coffin* bestimmt werden.

$$\varepsilon_{a,t} = B \cdot (2N_B)^{\frac{-n'_{el}}{5n'_{el} + 1}} + C \cdot (2N_B)^{\frac{-1}{5n'_{pl} + 1}} \quad (3.15)$$

Aufgrund der Einbeziehung der beiden ESV in die Berechnung, können zwei unterschiedliche Dehnungswöhlerlinien berechnet werden. Diese Verläufe können anschließend gemittelt werden, wodurch Streuungen in den experimentellen Ergebnissen Rechnung getragen wird. Die für beide korrigierten Totaldehnungen berechnete sowie die daraus gemittelte Dehnungswöhlerlinie ist in Abbildung 3.17(a) dargestellt. Zusätzlich sind die Ergebnisse weiterer ESV, welche nicht in die *StrainLife*-Berechnung eingeflossen sind, im Diagramm dargestellt. Diese dienen als Validierung der mittels *StrainLife* ermittelten Dehnungswöhlerlinie. Abbildung 3.17(b) zeigt wiederum die gemittelte Totaldehnungswöhlerlinie sowie deren elastischen und plastischen Anteile. Auch hier sind zur Validierung der Dehnungswöhlerlinie weitere ESV eingezeichnet. Letztere zeigen eine sehr gute Übereinstimmung mit der mittels *StrainLife* ermittelten Dehnungswöhlerlinie. Das in *MibaLeb 1* entwickelte Kurzzeitverfahren *StrainLife*-Methode konnte in diesem Projekt ebenfalls erfolgreich angewandt werden. Eine Übersicht der finalen Parameter liefert Tabelle 3.7.

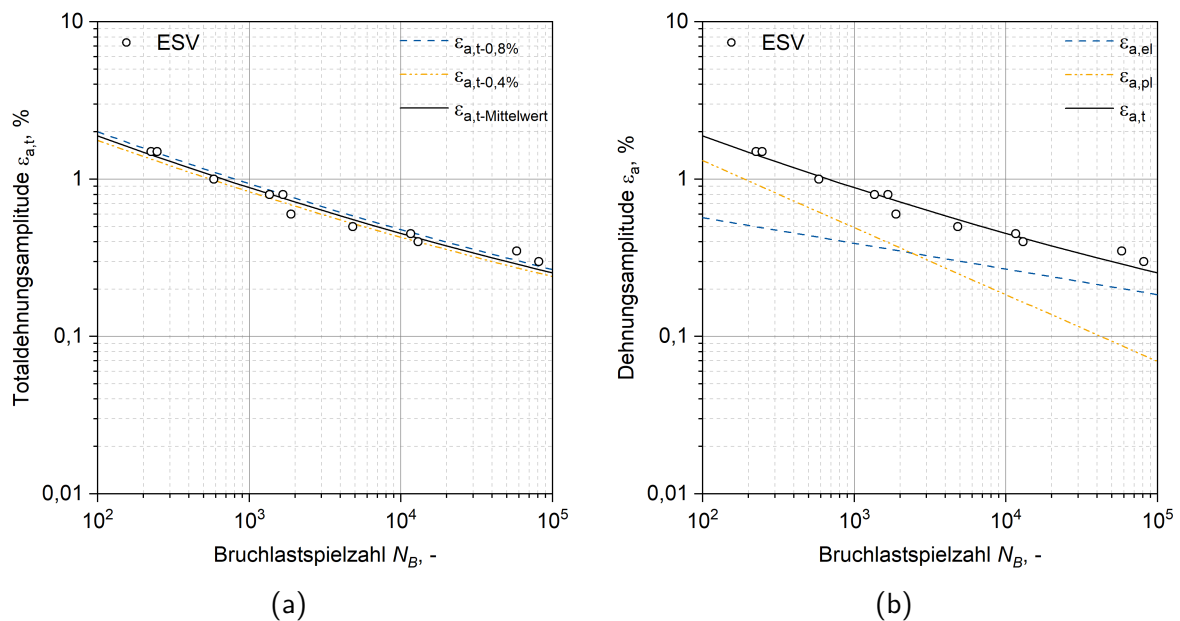


Abbildung 3.17: Vergleich von ESV mit den mittels *StrainLife* berechneten Wöhlerkurven

Tabelle 3.7: Übersicht der ermittelten Parameter für die Berechnung mittels *StrainLife*

K'_{el} , MPa	K'_{pl} , MPa	b , -	$B_{0,4\%}$, -	$B_{0,8\%}$, -
9.895,67	1.228,65	-0,1633	1.2964	1.4140
n_{el} , -	n_{pl} , -	c , -	$C_{0,4\%}$, -	$C_{0,8\%}$, -
0,8895	0,2699	-0,4256	11.6110	13.4004

3.4.4 Einordnung der ermittelten Dehnungswöhlerlinie

Zur Einordnung der hier erzielten Ergebnisse mittels *StrainLife* wurde eine Gegenüberstellung mit weiteren Dehnungswöhlerlinien durchgeführt. Diese stammen alle aus weiteren vom Projektträger GRS geförderter Projekte. Hierbei handelt es sich im Detail um die Vorhaben *Mikrostrukturbasierte Ermittlung der maximalen Einsatzdauer für korrosions-ermüdungsbeanspruchte Werkstoffe und Komponenten der Kerntechnik* (FKZ 1501528) [36], *Lebenszyklusmanagement alternder metallischer Komponenten in der Nukleartechnik auf Basis zerstörungsfreier Erfassung und Interpretation örtlicher Werkstoffeigenschaften* (FKZ 1501525) [58] und *Ermüdungsverhalten Austenit Teilprojekt: Mechanismenorientierte Untersuchung des Ermüdungsverhaltens des austenitischen Stahles X6CrNiNb1810 im HCF- und VHCF-Bereich* (FKZ 1501409B) [59]. Die in diesen Projekten ermittelten Dehnungswöhlerlinien sind in Abbildung 3.18 mit der hier ermittelten Dehnungswöhlerlinie nach *StrainLife* sowie den Ergebnissen der ESV gegenübergestellt. Die aus FKZ 15015285 [36] und FKZ 1501525 [58] ermittelten Dehnungswöhlerlinien verlaufen über den gesamten Bereich unterhalb der hier ermittelten Dehnungswöhlerlinie. Die in FKZ 1501409B [59] Ergebnissen zeigen bis zu einer Totaldehnungsamplitude von $\varepsilon_{a,t} = 0,5\%$ höhere Bruchlastspielzahlen im Vergleich zu den hier erzielten Ergebnissen. Diese Unterschiede können vielseitige Gründe haben, wie etwa das Abbruchkriterium während der Versuche oder das Gefüge im Ausgangszustand. So weist beispielsweise das Gefüge in FKZ 1501528 [36] eine Mittenseigerung sowie ein zweiphasiges Gefüge aus Austenit γ und Martensit α' auf. Allgemein lässt sich jedoch feststellen, dass die hier erzielten Ergebnisse eine gute Übereinstimmung aufweisen, sodass sie als valide angenommen werden können.

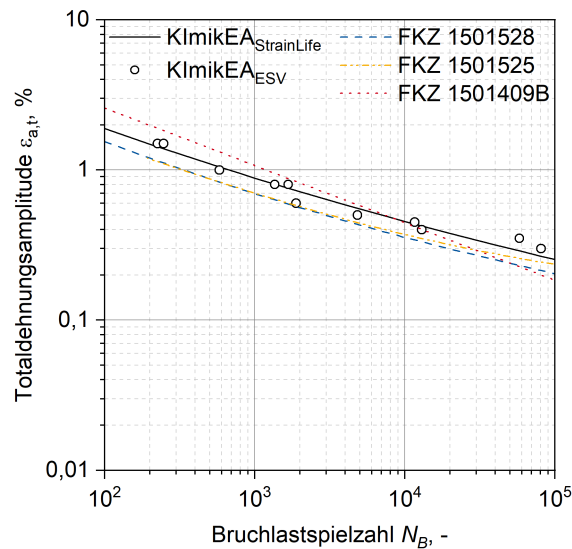


Abbildung 3.18: Einordnung der erzielten Ergebnisse im Kontext weiterer vom Projektträger GRS geförderter Projekte [36, 58, 59]

3.4.5 TRIP-Effekt unter Ermüdungsbeanspruchung

In den bisherigen zyklischen Untersuchungen lag der Fokus auf der Berechnung einer Dehnungswöhlerlinie mithilfe des *StrainLife*-Konzepts. Als Materialantwort in den totaldehnungskontrollierten Versuchen wurde auf die mechanische Spannung als Materialantwort zurückgegriffen. Eine explizite Berücksichtigung der belastungsinduzierten martensitischen Phasenumwandlung fand dabei nicht statt. In Abschnitt 3.3.2 konnte gezeigt werden, dass unter monotonen Lasten der TRIP-Effekt auftritt und dieser mit einer Veränderung der mechanischen Eigenschaften einhergeht. Folglich wurde untersucht, ob diese Phasenumwandlung ebenfalls unter zyklischer Belastung auftritt. Aufgrund von aufgetretenen und in der Projektbearbeitungszeit nicht behebbaren technischen Problemen wurden zyklische Versuche am Lehrstuhl für Werkstoffprüftechnik (WPT) der TU Dortmund durchgeführt. Eingesetzt wurde hier eine servohydraulische Prüfmaschine vom Typ *Instron 8801* sowie eine Ferritsonde vom Typ *Feritscope FMP30* der Firma *Helmut Fischer GmbH* zur Messung des martensitischen Phasenanteils. Die Versuchsrandbedingungen waren dabei identisch zu den am zmb der RWTH Aachen durchgeführten Versuche. Der einzige Unterschied bestand im Abbruchkriterium der zyklischen Versuche. Anstelle des endgültigen Ermüdungsbruchs wurden die Versuche am WPT bei einem Oberkraftabfall von 30% abgebrochen. Dies diente als Sicherheitsmaßnahme zur Vermeidung einer potentiellen Beschädigung der an der Probe applizierten Ferritsonde. Da der Fokus in

diesen Versuchen auf der Charakterisierung der martensitischen Phasenevolution lag, kann dieser Unterschied in der Versuchsdurchführung vernachlässigt werden.

Die Ergebnisse von drei totaldehnungskontrollierten ESV sind in Abbildung 3.19 dargestellt. In dieser ist jeweils die Hüllkurve, welche sich aus der herrschenden Oberspannung σ_{max} und Unterspannung σ_{min} zusammensetzt, sowie die Evolution des Martensitgehalts $f_{\alpha'}$ dargestellt. Es zeigt sich, dass für alle gezeigten Totaldehnungen der Martensitgehalt ab einer gewissen Zyklenzahl nahezu exponentiell ansteigt. In Abhängigkeit der anliegenden Totaldehnung setzt die Phasenumwandlung früher oder später ein. Im Detail setzt mit zunehmender Totaldehnung nicht nur die Phasenumwandlung bei einer geringeren Schwingspielzahl ein, sondern zeitgleich nimmt der martensitische Phasengehalt ebenfalls höhere Werte an. So beträgt der Martensitgehalt bei einer Totaldehnungsamplitude von $\varepsilon_{a,t} = 0,4\%$ bei Abbruch des Versuchs ungefähr $f_{\alpha'} = 0,35$ und bei einer Totaldehnungsamplitude von $\varepsilon_{a,t} = 1,0\%$ ca. $f_{\alpha'} = 1,0$. Der Anstieg im martensitischen Phasengehalt spiegelt sich dabei ebenfalls in sowohl Ober- als auch Unterspannung wider. Beim Einsetzen der Phasenumwandlung steigt der Betrag der jeweiligen Spannung ebenfalls an. Dieser Anstieg ist auf die Verfestigung durch die Entstehung des Martensits zurückzuführen. Im Gegensatz zu der Phasenevolution unter monotoner Last (siehe Abschnitt 3.3.2), in der sich kein direkter Einfluss der Martensitevolution auf die mechanische Spannungen zeigt, ist dieser unter zyklischer Last deutlich ausgeprägter. Weiterhin ist auffällig, dass die Oberspannung σ_{max} und Unterspannung σ_{min} für eine Totaldehnungsamplitude von $\varepsilon_{a,t} = 0,4\%$ bis zum Einsetzen der martensitischen Phasenumwandlung nahezu horizontal verlaufen. Folglich zeigt der Werkstoff bei dieser Belastung keine isotrope Verfestigung, sondern lediglich kinematische Verfestigung. Für die anderen beiden gezeigten Totaldehnungsamplituden steigen Ober- und Unterspannung jedoch kontinuierlich an. Basierend auf den Ergebnissen für $\varepsilon_{a,t} = 0,4\%$ ist diese Verfestigung auf die martensitische Phasenumwandlung zurückzuführen, welche bei diesen Amplituden zu einem früheren Zeitpunkt einsetzt. Bei genauerer Betrachtung von Abbildung 3.19(b) und 3.19(c) wird deutlich, dass bereits zu Beginn der zyklischen Belastung die martensitische Phasenumwandlung einsetzt, welche zur Verfestigung beiträgt.

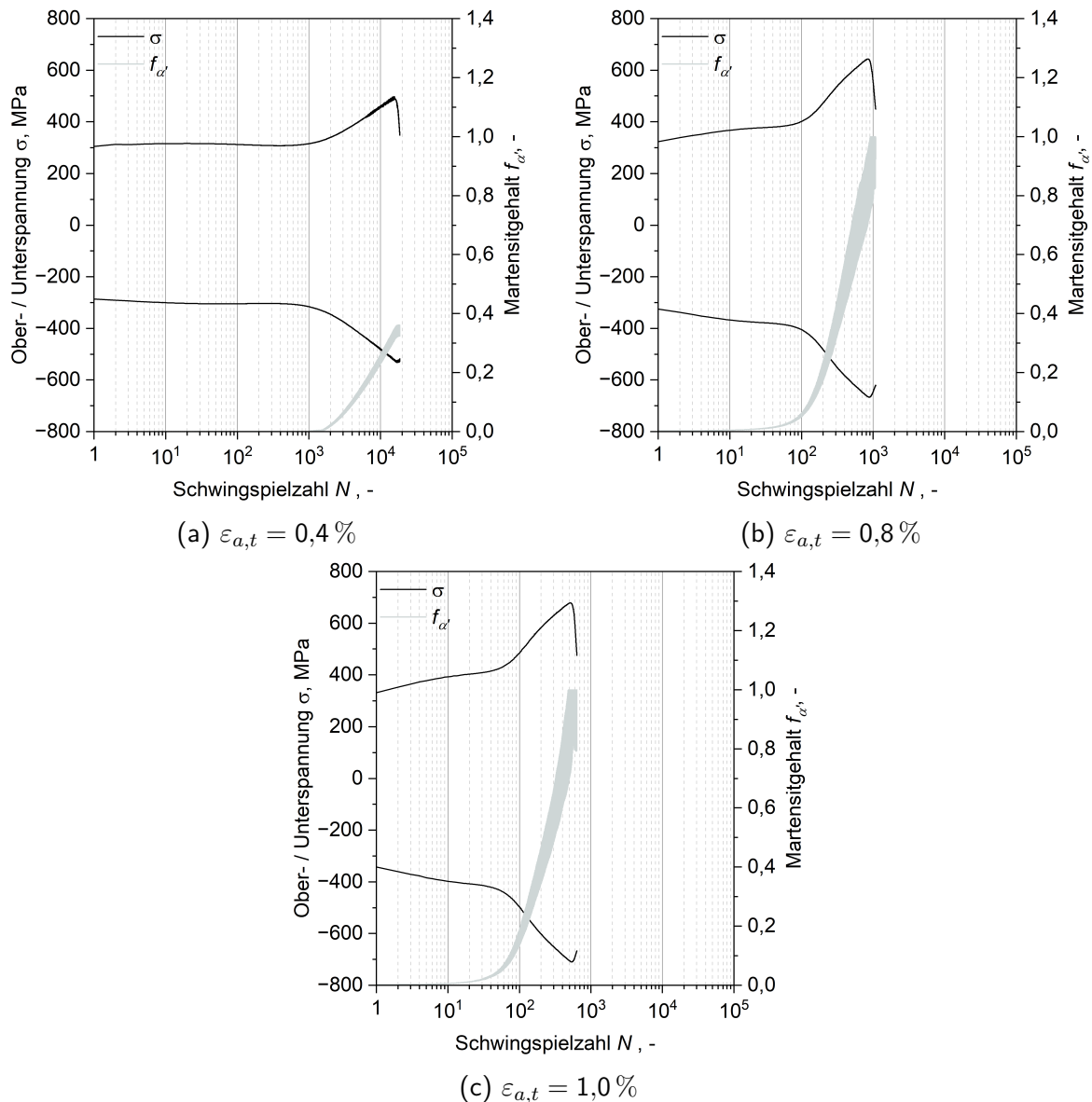
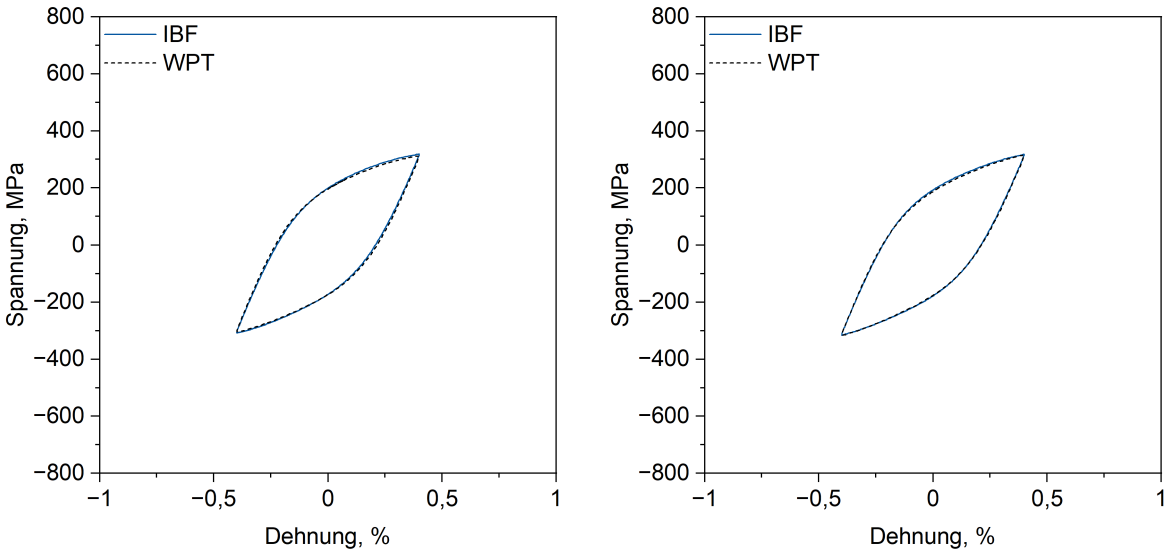


Abbildung 3.19: Ergebnisse der am WPT durchgeführten ESV zur Untersuchung der martensitischen Phasenevolution

Um die Ergebnisse der am WPT der TU Dortmund durchgeführten Versuche einordnen zu können, wurden diese mit den Ergebnisse der am IBF der RWTH Aachen durchgeführten Versuche abgeglichen. Hierzu wurden ausgewählte Hysteresen bei einer Totaldehnungsamplitude von $\varepsilon_{a,t} = 0,4\%$ betrachtet. Die dazugehörigen Ergebnisse zeigt Abbildung 3.20. Bei diesem Vergleich wird deutlich, dass die Ergebnisse nahezu perfekt übereinstimmen. Auch hier zeigt sich, dass die Streuung in den Materialeigenschaften analog zu Tabelle 3.2 sehr gering ist. Diese Hysteresen können folglich für die spätere Kalibrierung der Modellparameter verwendet werden.



(a) Zyklus Nr. 100

(b) Zyklus Nr. 1.000

Abbildung 3.20: Vergleich ausgewählter Hysteresen für eine Totaldehnungsamplitude von $\epsilon_{a,t} = 0,4\%$

4 Erzeugung statistisch repräsentativer Volumenelemente

Für die numerische Beschreibung der effektiven Materialeigenschaften werden neben dem in Abschnitt 2.2 vorgestellten mikromechanischen Materialmodell entsprechende Mikrostrukturmodelle, den sog. SRVE benötigt. Die für die Generierung der SRVE notwendigen Daten sowie die eigentliche Generierung der Mikrostrukturmodelle wird in den folgenden Abschnitten beschrieben.

4.1 Quantitative Gefügecharakterisierung

Zusätzlich zu den in Abschnitt 3.2 präsentierten LOM-Aufnahmen wurde für das vorliegende Gefüge mittels EBSD eine quantitative Gefügecharakterisierung durchgeführt. Hierzu kam ein Rasterelektronenmikroskop (REM) vom Typ *Thermofischer Scientific Helios 5 Hydra UX* zum Einsatz. Die zuvor elektrolytisch polierten Schliffproben wurden dazu mit entsprechenden Halterungen in das REM eingebaut. Beispielhaft ist dies für den Längsschliff in Abbildung 4.1 dargestellt. Die entsprechende Abbildung für den Querschliff ist im Anhang zu finden. Für den Längsschliff wurde eine Fläche von $925\ \mu\text{m} \times 580\ \mu\text{m}$ und für den Querschliff eine Fläche von $600\ \mu\text{m} \times 340\ \mu\text{m}$ untersucht. Die Schrittweite in x- bzw. y-Richtung betrug jeweils $0,75\ \mu\text{m}$ und der Arbeitsabstand 20 mm. Basierend auf diesen Einstellungen wurden insgesamt 19.721 Körner im Längsschliff und 10.171 Körner im Querschliff indiziert. Die Auswertung der Aufnahmen erfolgte mithilfe von *MTEX 5.9.0* [60–62] innerhalb von *MATLAB R2021b*. Die Kornrekonstruktion erfolgte mit einem Grenzwinkel von 15° . Abbildung 4.2 und Tabelle 4.1 zeigen jeweils die Phasenverteilung am Beispiel des Längsschliffes sowie die prozentualen Angaben der einzelnen Phasen für beide Schliffproben. Es ist ersichtlich, dass der Martensitgehalt im Längsschliff weniger als 1 % beträgt und somit das Gefüge nahezu vollständig austenitisch ist. Im Querschliff fällt der Martensitgehalt mit 5,63 % etwas höher aus. Grund für diesen erhöhten Phasengehalt könnte in der schwierigeren Handhabung während des elektrolytischen Polierens liegen. Es ist also davon auszugehen, dass das Ausgangsgefüge rein austenitisch ist und es sich bei dem vorhandenen Martensit um oberflächlichen Verformungsmartensit handelt, welcher während des elektrolytischen Polierens nicht vollständig abgetragen werden konnte.

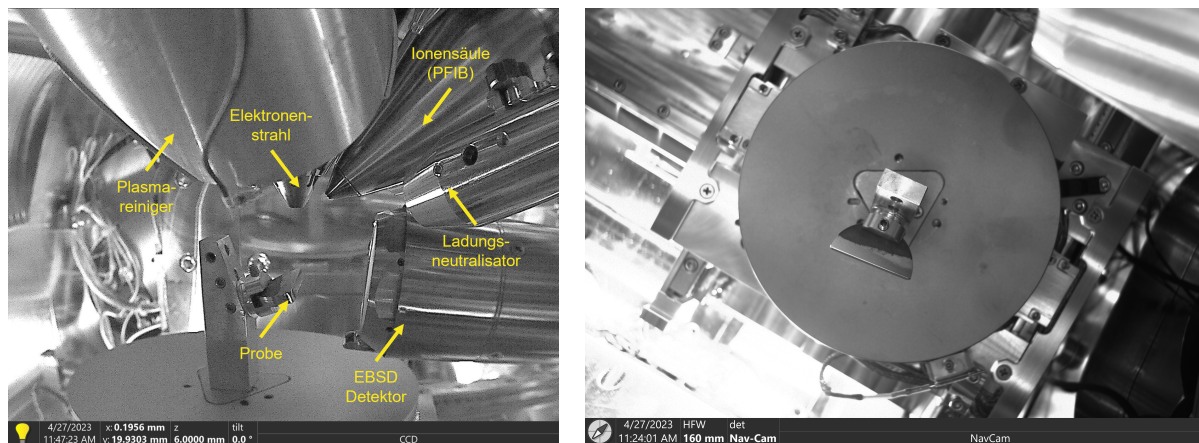


Abbildung 4.1: Blick in die Kammer des REM mit eingebauter Probe im Längsschliff

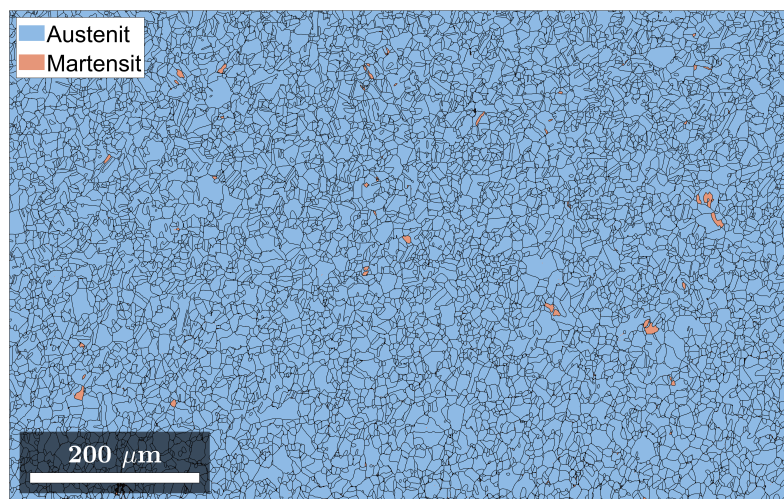


Abbildung 4.2: Phasenverteilung im Längsschliff

Tabelle 4.1: Phasenanteile in den EBSD-Messungen

	Austenit f_{γ}	Martensit $f_{\alpha'}$
Längsschliff	99,10 %	0,90 %
Querschliff	94,37 %	5,63 %

Neben der zuvor gezeigten Phasenverteilung wurden ebenfalls die durchschnittlichen kristallographische Kornorientierungen untersucht. Hierbei wurden aufgrund der geringen martensitischen Phasenanteile lediglich die Austenitkörner betrachtet. Abbildung 4.3 (links) veranschaulicht die unterschiedlichen Kornorientierungen, wobei gleiche bzw. ähnlich Kristallorientierungen mit gleichen bzw. ähnlichen Farben eingefärbt sind. Zusätzlich zu der Verteilung der kristallographischen Textur wurden die Körner mithilfe von Ellipsen angenähert [63]. Dies ist beispielhaft

für einen Ausschnitt in Abbildung 4.3 (rechts) veranschaulicht. Neben den Kornorientierungen, bestehend aus den drei Bunge Euler-Winkeln ($\varphi_1, \Phi, \varphi_2$), wurden weiterhin die Kornfläche, sowie die beiden elliptischen Halbachsen und der Neigungswinkel je Korn extrahiert. Aus der Länge der beiden elliptischen Halbachsen kann wiederum das Aspektverhältnis berechnet werden, welches die Kornlängung bzw.-rundheit beschreibt.

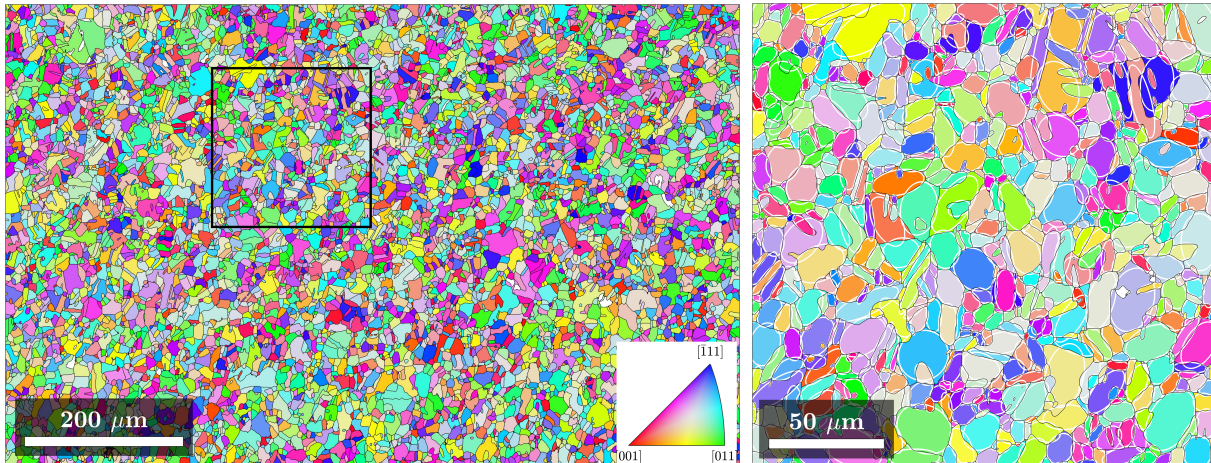


Abbildung 4.3: Darstellung der durchschnittlichen Kornorientierung (links) und eines beispielhaften Ausschnitts des Ellipsen-Fits (rechts) der Austenitkörner im Längsschliff (bunt: Austenit, weiß: Martensit)

Die sich aus den zuvor genannten Untersuchungen ergebenden Verteilungsfunktionen der Kornfläche (*Area*), des Aspektverhältnisses (*Aspect Ratio*), der Kornneigung (*Slope*), den Bunge Euler-Winkel ($\varphi_1, \Phi, \varphi_2$) sowie deren Abhängigkeiten untereinander dienen als Ausgangslage für die Generierung der SRVE.

4.2 Machine Learning basierte SRVE-Generierung

Aufgrund der limitierten Anzahl an Körnern in den EBSD-Messungen können diese folglich auch nur für eine limitierte Anzahl an SRVE als Eingangsdaten dienen. Aus diesem Grund wurde eine *Machine Learning* basierte Methode angewandt, welches es erlaubt eine unbegrenzte Anzahl an virtuellen Körnern zu generieren, welche die entsprechenden Informationen des realen Gefüges widerspiegeln. Die Verteilungsfunktionen wurden dazu in ein neuronales Netzwerk vom Typ WGAN [24, 25] (siehe Abbildung 4.4) eingespeist. Dieses besteht aus zwei einzelnen Netzwerken, welche gegeneinander arbeiten. Das Generator-Netzwerk generiert dabei synthetische Datensätze, welche die realen Gefügecharakteristika beschreiben sollen. Diese synthetischen Da-

ten werden im Anschluss an ein Diskriminator-Netzwerk weitergegeben. Dieses erhält zusätzlich die realen Datensätze und ist somit in der Lage, die synthetischen Datensätze zu identifizieren. Durch die mehrfache wiederholte Generierung synthetischer Datensätze und den Erhalt eines entsprechenden Feedbacks durch das Diskriminator-Netzwerk, lernt das Generator-Netzwerk synthetische Datensätze zu generieren, die durch das Diskriminator-Netzwerk nicht mehr von den realen Datensätzen unterschieden werden können. Diese Prozedur beschreibt das Training des Generator-Netzwerks. Ab diesem Zeitpunkt ist das Generator-Netzwerk in der Lage eine unendliche Anzahl an synthetischen Datensätzen zu erzeugen, welche die realen statistischen Gefügecharakteristika sowie deren Abhängigkeiten untereinander widerspiegeln. Die Ergebnisse nach unterschiedlichen Trainingsepochen sind in Abbildung 4.5 dargestellt. Es ist ersichtlich, dass die Verteilungen der synthetischen Datensätzen nach 1.000 Trainingsepochen nicht mit denen der realen Datensätze übereinstimmen. Nach insgesamt 300.000 Trainingsepochen stimmen die Verteilungen nahezu perfekt überein, sodass das Training des Generator-Netzwerks zu diesem Zeitpunkt beendet wurde.

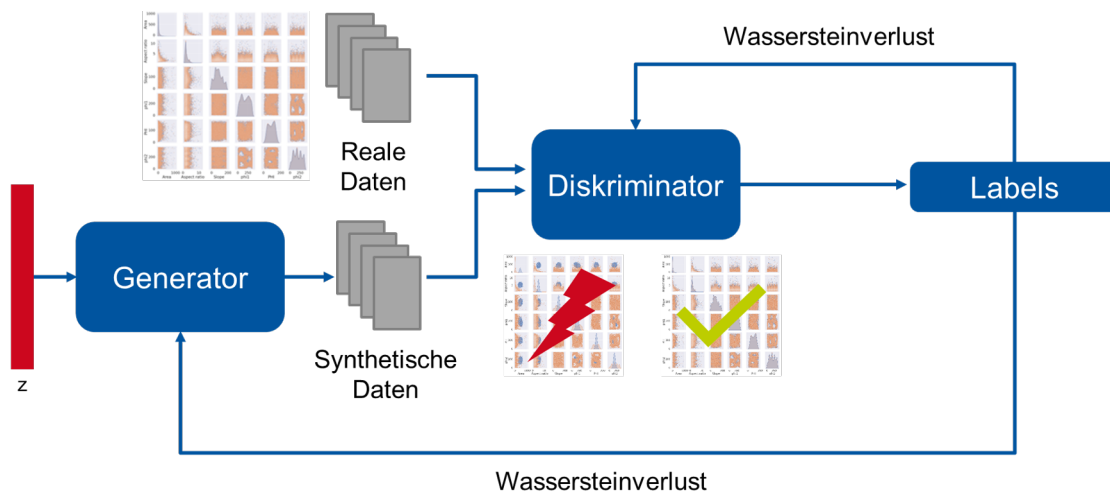


Abbildung 4.4: Schematische Funktionsweise des WGAN

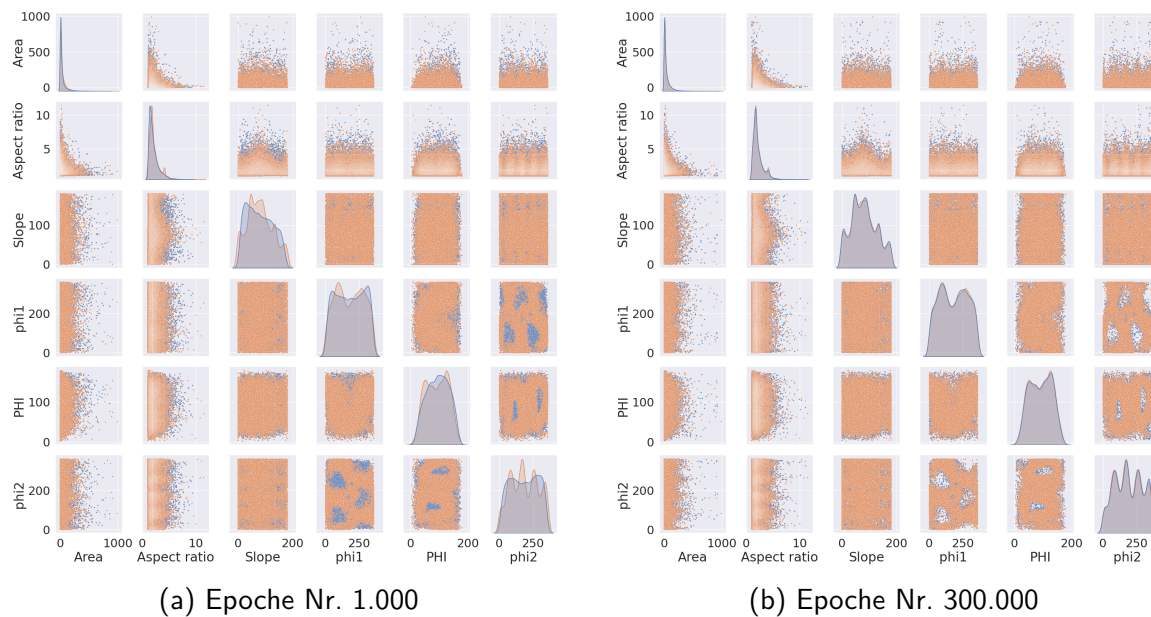


Abbildung 4.5: Ergebnisse des WGAN nach unterschiedlichen Trainingsepochen (orange: reale Daten, blau: synthetische Daten)

Diese synthetischen Datensätze bilden die Grundlage für die Generierung der SRVE. Hierzu wurde in der Forschungseinrichtung eine eigener SRVE-Generator namens DRAGen (*Discrete Representative Volume Element Automation and Generation* [64, 65]) entwickelt. Mithilfe von DRAGen können sowohl 2D- als auch 3D-SRVE für unterschiedliche Simulationsframeworks, wie *ABAQUS*, *DAMASK* [66] oder *MOOSE* [67] generiert werden. Neben den zuvor benannten Größen, wie kristallographische Textur, Korngröße und -neigung, können zusätzlich mehrere Phasen sowie hierarchische Substrukturen, wie sie beispielsweise in bainitischen oder martensitischen Stählen vorkommen, oder auch martensitische Bandstrukturen abgebildet werden. Zusätzlich besteht die Möglichkeit Oberflächenrauheiten oder interne Defekte wie z.B. Poren oder nicht-metallische Einschlüsse zu erzeugen. Weiterhin kann eine Glättung der Korngrenzen durchgeführt und die SRVE mit periodischen Randbedingungen oder als Submodell generiert werden. Bei letzterem können somit Randbedingungen in Form von Verschiebungen eines makroskopischen Bauteils auf die SRVE übertragen werden.

In DRAGen wird zunächst ein diskretisierter *Random Sequential Addition* (RSA) Algorithmus verwendet, gefolgt von einem diskretisierten Tessierungsalgorithmus. Der RSA-Ansatz ermöglicht eine genauere Darstellung komplexer Kornformen durch Ellipsoide, die die Geometrie der Körner in realen Mikrostrukturen besser abbilden als einfache sphärische Modelle. Jedes Korn wird durch ein Ellipsoid dargestellt, welches zunächst um einen festgelegten Faktor verkleinert

und anschließend im Volumen ohne Überschneidungen mit anderen Ellipsoiden positioniert wird. Nachdem alle Ellipsoide im diskreten Volumen platziert sind, beginnt das Wachstum der geschrumpften Körner im Rahmen des diskreten Tesselierungsprozesses. Dieses Wachstum erfolgt gleichzeitig für alle Körner, sodass sichergestellt ist, dass sie ihre vorgesehenen Größen erreichen. Durch das Wachstum der Ellipsoide wird der verfügbare Raum im Volumengitter ausgefüllt, was die natürliche Packung und Verteilung der Körner in einem Material nachempfunden. Abschließend wird das Vernetzen und die Erstellung des Eingangsdaten für verschiedene Simulationsframeworks durchgeführt. [65]

Aufbauend auf den trainierten Daten des WGAN wurden insgesamt zehn SRVE mit einer Größe von $50\ \mu\text{m} \times 50\ \mu\text{m} \times 50\ \mu\text{m}$ mithilfe von DRAGen erzeugt. Diese wurden jeweils mit 132.651 kubischen, dreidimensionalen Elementen mit reduzierter Integration (C3D8R) vernetzt. Die durchschnittliche Anzahl an Körnern beträgt je SRVE 179 ± 17 auf. Beispielhaft sind drei der zehn SRVE dargestellt. Es wird deutlich, dass sich die drei SRVE nicht nur durch die Anzahl an Körnern, sondern auch durch die Kornmorphologie unterscheiden. Trotz dieser Unterschiede folgen sie den statistischen Verteilungsfunktionen des realen Gefüges der hier untersuchten Stahlgüte 1.4550. Aufgrund der Unterschiede zwischen den SRVE unterscheidet sich auch die simulative Materialantwort, wie beispielsweise Spannungen und Dehnungen. Folglich können durch die Simulation einer Vielzahl von SRVE unter den gleichen Randbedingungen Streuungen der effektiven Materialeigenschaften berechnet werden.

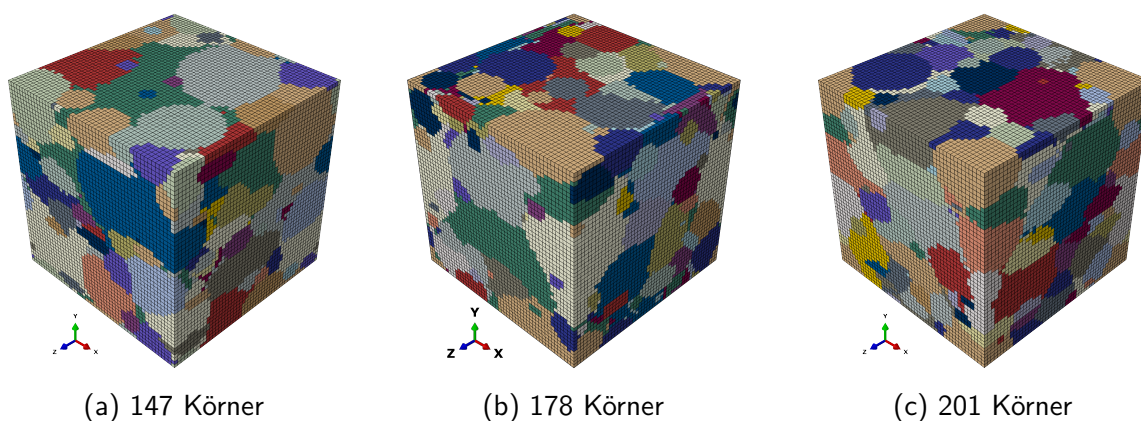


Abbildung 4.6: Darstellung drei beispielhafter SRVE des 1.4550

5 Kalibrierung der Materialparameter

Nach Generierung der SRVE wurde anschließend die Kalibrierung der Materialparameter des in Abschnitt 2.2 vorgestellten Modells durchgeführt. Dieses Modell wurde in der bekannten Fachliteratur bis zum jetzigen Zeitpunkt lediglich für monotone Lasten verwendet [7, 10, 11]. Die in diesem Projekt durchgeführten Untersuchungen fokussieren sich jedoch auf die Materialeigenschaften unter zyklischer Last. Bei dieser Art Belastungshistorie treten weitere Effekte auf, die in dem von *Ma* und *Hartmaier* [10] entwickelten Modell zusätzlich berücksichtigt werden müssen. Insbesondere der *Bauschinger*-Effekt aufgrund von kinematischer Verfestigung wird dabei außer Acht gelassen. Aus diesem Grund wurde dieser Effekt in das vorliegende Materialmodell implementiert. Für die Abbildung der kinematischen Verfestigung existieren grundsätzlich eine Vielzahl unterschiedlicher Modelle, beispielsweise nach *Chaboche* [68], *Ohno-Wang* [69] oder *Frederick-Armstrong* [70]. Aufgrund der Vielzahl an bereits zu kalibrierenden Modellparametern wurde das Modell nach *Frederick-Armstrong* [70] mit lediglich zwei Parametern in die vorliegende UMAT-Subroutine implementiert. Dieses wird durch die Evolution des Rückspannungstensors χ_α gemäß Gleichung 5.1 beschrieben.

$$\dot{\chi}_\alpha = A_1 \dot{\gamma}_\alpha - A_2 \chi_\alpha |\dot{\gamma}_\alpha| \quad (5.1)$$

Bei den beiden Parametern A_1 und A_2 handelt es sich um zu kalibrierende Materialkonstanten. Das Fließgesetz unter Berücksichtigung der kinematischen Verfestigung nach *Frederick-Armstrong* ergibt sich somit wie folgt:

$$\dot{\gamma}_\alpha = \dot{\gamma}_0 \left| \frac{\tau_\alpha - \chi_\alpha}{\hat{\tau}_\alpha^c + \hat{\tau}_\alpha^{tr}} \right|^n \text{sign}(\tau_\alpha - \chi_\alpha) \quad (5.2)$$

Die zu kalibrierenden Materialparameter können dabei in insgesamt fünf Kategorien unterteilt werden [71]:

- Elastische Konstanten: C_{11} , C_{12} und C_{44}
- Konstanten der Fließregel: $\dot{\gamma}_0$, n und $\hat{\tau}_\alpha^{c,0}$

- Konstanten für isotrope Verfestigung: h_0 , τ_s und p
- Konstanten für kinematische Verfestigung: A_1 und A_2
- Konstanten für den TRIP-Effekt: c_{nuc} , c_{gro} , c_{mhd} und ΔG

Während die zuvor erstellten SRVE die reale Mikrostruktur des betrachteten Werkstoffs widerspiegeln, so sind sie aufgrund ihrer Größe und der sich daraus ergebenden Anzahl an Elementen und Integrationspunkten für eine zeiteffiziente Kalibrierung der Materialparameter von Nachteil. Zwar besteht grundsätzlich die Möglichkeit die Modellparameter an diesen SRVE zu kalibrieren, dies geht jedoch mit einer erhöhten Simulationsdauer einher. Aus diesem Grund wurde für die nachfolgende Kalibrierungsprozedur eine vereinfachtes SRVE mit insgesamt 125 Elementen generiert, wobei jedes Element ein Korn repräsentiert (siehe Abbildung 5.1). Die Textur des untersuchten Materials wurde hierbei ebenfalls auf dieses SRVE aufgebracht. Durch Verwendung dieses SRVE kann folglich Rechenzeit eingespart und die Materialparameter zeiteffizient ermittelt werden. Ein ähnliches Vorgehen wurde von [71] angewandt.

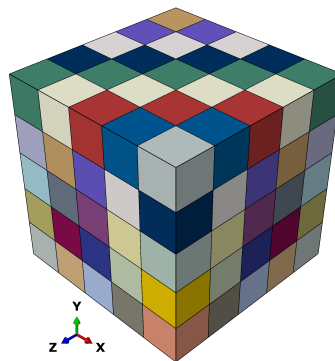


Abbildung 5.1: Darstellung des für die Kalibrierung verwendeten vereinfachten SRVE

In den Ansätzen der mikrostruktursensitiven Ermüdungsmodellierung werden für die Kalibrierung der Materialparameter i.d.R. stabilisierte Hysteresen aus LCF-Versuchen herangezogen [15, 31, 71–73]. Wie in Abbildung 3.19 gezeigt, zeigt sich nur für eine Totaldehnungsamplitude von $\varepsilon_{a,t} = 0,4\%$ ein Bereich in dem Ober- und Unterspannung horizontal verlaufen. Für die beiden anderen Totaldehnungsamplituden zeigt sich aufgrund der martensitischen Phasenumwandlung bereits zu Beginn ein kontinuierlicher Anstieg der absoluten Verläufe. Hier existiert nicht nur kein stabiler Bereich, sondern vielmehr ändert sich zusätzlich die Phasenzusammensetzung über die gesamte Lebensdauer. Dieses Phänomen müsste korrekterweise in der Kalibrierung der

Materialparameter berücksichtigt werden. Aufgrund der hohen Anzahl an Schwingspielen ist eine numerische Abbildung der gesamten Lebensdauer jedoch nicht umsetzbar. Aus diesem Grund wurden die Materialparameter an den stabilen Hysterese für $\varepsilon_{a,t} = 0,4\%$ kalibriert und die martensitische Phasenumwandlung gänzlich vernachlässigt. Für eine effiziente und nutzerunabhängige Kalibrierung der Materialparameter wurde am IBF ein genetischer bzw. evolutionärer Algorithmus entwickelt, mit dem bereits erfolgreich Materialparameter für sowohl ein- als auch mehrphasige Werkstoffe für unterschiedliche Belastungshistorien ermittelt wurden. Für Details sei an dieser Stelle auf [74] verwiesen.

Abbildung 5.2(a) zeigt die für die Kalibrierung verwendeten Hysterese im stabilen Bereich vor Einsetzen der martensitischen Phasenumwandlung. Analog zu Abbildung 3.19(a) wird hier ebenfalls deutlich, dass die Verläufe insbesondere zwischen dem ersten und tausendsten Zyklus sehr gut übereinstimmen. Weiterhin ist ersichtlich, dass keine signifikante isotrope Verfestigung aufgetreten ist. Diese konnte entsprechend in der Kalibrierung der Materialparameter vernachlässigt werden. Somit gilt $\dot{\gamma}_\alpha^c = 0$ [31, 71]. Für die Simulation wurden neben periodischen Randbedingungen zusätzlich die gleichen Randbedingungen wie in den experimentellen Versuchen auf das SRVE aufgebracht. Durch Homogenisierung der Materialantwort in Form von Spannung und Dehnung gemäß Gleichung 5.3 kann mithilfe des SRVE die makroskopische Materialantwort berechnet werden. Hierbei bezeichnet \bar{M}^{SRVE} die über das SRVE homogenisierte Materialantwort, \bar{M}_i^{Korn} die über das i -te Korn gemittelte Materialantwort, V_i^{Korn} das Volumen des i -ten Korn und V^{SRVE} das gesamte Volumen des SRVE.

$$\bar{M}^{SRVE} = \sum_{i=1}^{Körner} \left(\bar{M}_i^{Korn} \cdot \frac{V_i^{Korn}}{V^{SRVE}} \right) \quad (5.3)$$

Die homogenisierte Materialantwort kann anschließend mit den experimentellen Daten abgeglichen werden können. Durch diesen Abgleich wurden die Materialparameter solange iterativ angepasst, bis sich eine gute Übereinstimmung zwischen den beiden Hysterese zeigte. Aufgrund der geringen Anzahl zu kalibrierender Materialparameter wurden diese auf Basis von Erfahrungswerten ermittelt und folglich auf eine Anwendung des genetischen / evolutionären Algorithmus verzichtet. Die Ergebnisse der an dem zuvor gezeigten SRVE kalibrierten Parameter zeigt Abbildung 5.2(b). In dieser ist neben der stabilen Hysterese des tausendsten Zyklus auch der erste Zyklus zu Beginn der Versuchs dargestellt. Hierbei kann nicht nur die stabile Hysterese

des tausendsten Zyklus, sondern auch die erste Zugbelastung auf die maximale Dehnung inklusive des Elastizitätsmoduls sehr gut abgebildet werden.

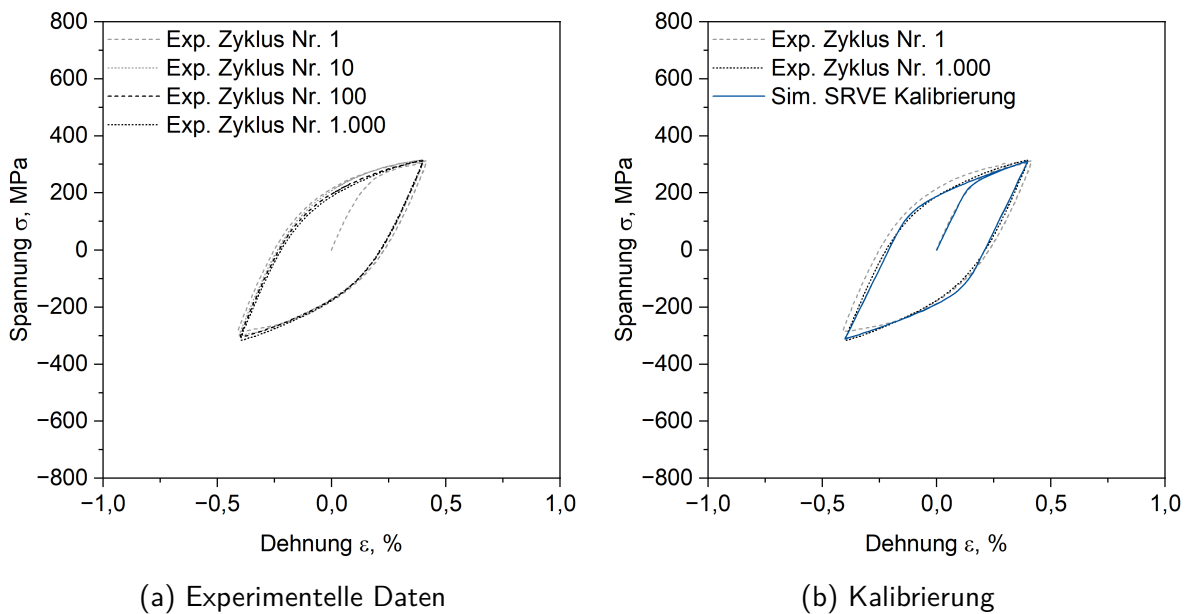
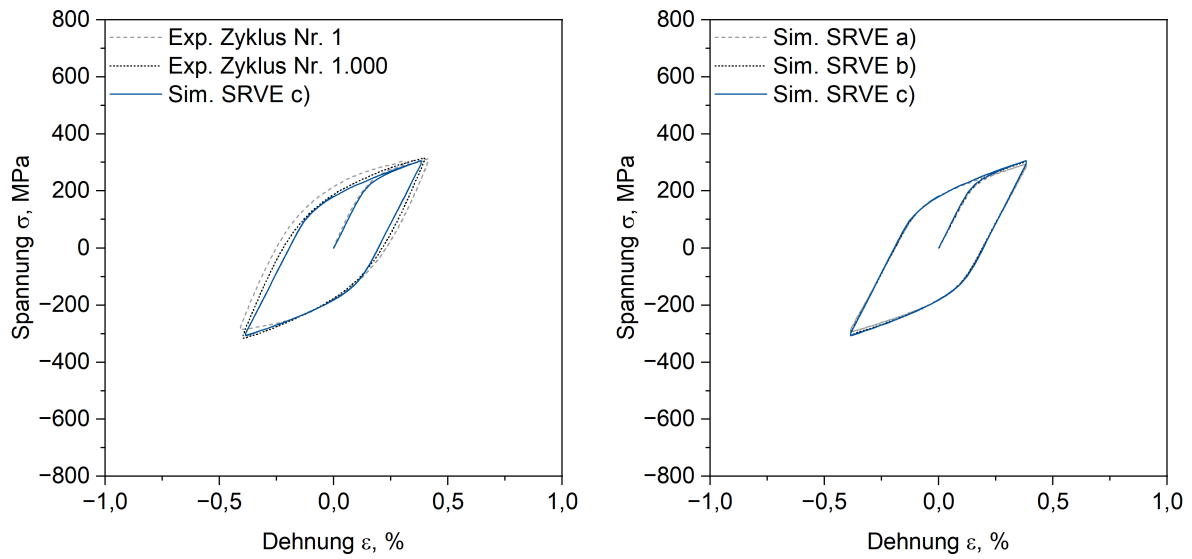


Abbildung 5.2: Gegenüberstellung der für die Kalibrierung verwendeten Hysteresen sowie der simulierten Hysterese nach Kalibrierung der Materialparameter

Die so kalibrierten Materialparameter wurden anschließend auf das in Abbildung 4.6(c) gezeigte SRVE zu Validierungszwecken angewandt. Da sich hierbei leichtere Abweichungen zeigten, wurde eine Feintuning der Materialparameter an diesem SRVE durchgeführt. Dabei erfolgte lediglich eine Anpassung des Parameters h_0 . Die sich aus den final kalibrierten Parametern ergebende Hysterese zeigt Abbildung 5.3(a). Für eine zusätzliche Validierung wurden zusätzlich Simulationen an den in Abbildung 4.6(a) und 4.6(b) gezeigten SRVE durchgeführt. Die dazugehörigen Ergebnisse sind in Abbildung 5.3(b) gegenübergestellt. Hierbei zeigt sich eine sehr gute Übereinstimmung aller simulierten Hysteresen. Die kalibrierten Materialparameter können somit als validiert angenommen werden. Eine Übersicht der kalibrierten Parameter liefert Tabelle 5.1.



(a) Vergleich zwischen Exp. und Sim.

(b) Vergleich zwischen SRVE

Abbildung 5.3: Validierung der ermittelten Modellparameter

Tabelle 5.1: Übersicht der kalibrierten Materialparameter

C_{11}	C_{12}	C_{44}	$\dot{\gamma}_0$	n	$\hat{\tau}_\alpha^{c,0}$	A_1	A_2
(GPa)	(GPa)	(GPa)	(s^{-1})	(-)	(MPa)	(MPa)	(-)
181,5	109,9	84,0	0,001	20	90	15.000	25

6 Mikrostruktursensitive Ermüdungsmodellierung

Das in dem vorherigen Abschnitt kalibrierte Materialmodell unter Berücksichtigung von kinematischer Verfestigung und Vernachlässigung von isotroper Verfestigung sowie des TRIP-Effekts wurde für die nachfolgenden Simulationen im Kontext der mikrostruktursensitiven Ermüdungsmodellierung verwendet. Die in den folgenden Kapiteln und Abschnitten gezeigten Simulationen wurden mit Rechenressourcen durchgeführt, die von der RWTH Aachen im Rahmen des Projekts *rwth1684* zur Verfügung gestellt wurden. Verwendet wurde hierzu die Software *Abaqus/Standard 2023.HF1* auf dem Hochleistungsrechenzentrum der RWTH Aachen.

Die Ansätze der mikrostruktursensitiven Ermüdungsmodellierung basieren darauf, dass mithilfe eines passenden Ermüdungsindikators (FIP) die Lebensdauer des Werkstoffs vorhergesagt werden kann. Hierzu bestehen in der Fachliteratur unterschiedliche Definitionen des FIPs sowie unterschiedliche Ansätze zur Berechnung der Lebensdauer. In diesem Projekt wurde ein FIP basierend auf der akkumulierten plastischen Dehnung FIP_p gemäß Gleichung 2.24 verwendet.

Für die Berücksichtigung von Streuungen wurden die in Kapitel 4 erzeugten SRVE unter identischen Randbedingungen simuliert. Somit ergeben sich je Totaldehnungsamplitude zehn Simulationsergebnisse sowie ein dazugehöriger Mittelwert. Der FIP ist dabei jedoch abhängig von der gewählten Vernetzung und Diskretisierung des SRVE [75]. Aus diesem Grund erfolgte die Berechnung eines gemittelten FIP für jedes einzelne Korn. Folglich ergibt sich in der Simulation für jeden Zeitschritt ein gemittelter FIP pro Korn, wobei lediglich das Maximum aus jedem Zeitschritt als FIP definiert und für die weitere Berechnung verwendet wurde. Der Verlauf des gemittelten FIP über alle 10 SRVE für die akkumulierte plastische Dehnung \overline{FIP}_p ist in Abbildung 6.1(a) dargestellt. Pro Zyklus wurden insgesamt acht Werte extrahiert, welche mit der maximalen Totaldehnung $\varepsilon_{max,t}$, der minimalen Totaldehnung $\varepsilon_{min,t}$, der Mitteldehnung $\varepsilon_{m,t}$ sowie der Dehnung in der Mitte der zuvor genannten Dehnungen korrespondieren. Wie beispielsweise von *Gillner* und *Münstermann* [30] für die akkumulierte plastische Dehnung bereits nachgewiesen, so zeigt sich auch hier in Abbildung 6.1(a) ein linearer Verlauf des darauf basierenden \overline{FIP}_p . Mit Zunahme der anliegenden Totaldehnungsamplitude nimmt die Steigung ebenfalls zu, was zu einer entsprechend kürzeren Lebensdauer führt.

Aufgrund des linearen Verlaufs ist die Simulation von lediglich ein paar Schwingspielen ausreichend, da durch Kenntnis der Steigung ΔFIP der FIP bis zu einer hohen Anzahl an Schwingspielen extrapoliert werden kann. Die Steigung ΔFIP berechnet sich somit aus dem Quotienten des maximalen Wertes des FIP am Ende der Simulation FIP_{max} und der Anzahl an simulierten Schwingspielen N_{sim} (siehe Gleichung 6.1). Der Laufindex i steht hierbei für die Simulation des i -ten SRVE.

Eine Übersicht der ΔFIP -Werte je SRVE in Abhängigkeit der Totaldehnungsamplitude zeigt Abbildung 6.1(b). Hierbei zeigen sich größere Werte mit zunehmender Totaldehnungsamplitude. Auch wird die Streuung der einzelnen Werte je SRVE hierbei deutlich sichtbar. Durch letztere können somit auch Streuungen in der Lebensdauer numerisch abgebildet werden. Die in Abbildung 6.1(b) dargestellten Ergebnisse für ΔFIP_p dienen anschließend als Ausgangslage für die Berechnung der Lebensdauer.

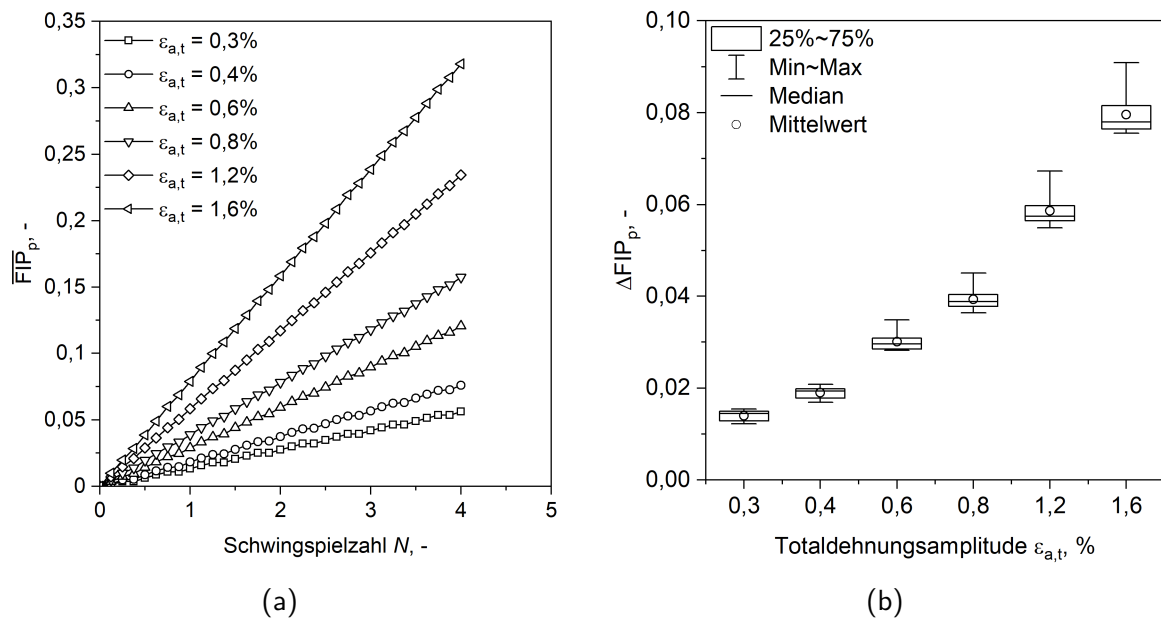


Abbildung 6.1: Verlauf von \overline{FIP}_p über die simulierten Schwingspiele (a) und Verteilung von ΔFIP_p in Abhängigkeit der Totaldehnungsamplitude (b)

$$\Delta FIP_i = \frac{FIP_{max,i}}{N_{sim,i}} \quad (6.1)$$

Wird eine konstante Schädigung pro Zyklus angenommen so kann die Bruchlastspielzahl mithilfe eines linearen Modells nach [76] gemäß Gleichung 6.2 berechnet werden. Wird ein kritischer Wert FIP_{crit} erreicht, so kann mithilfe der Steigung des linear approximierbaren Verlaufs

des FIPs die Bruchlastspielzahl berechnet werden. Der kritische Wert wird dabei an einer Referenzamplitude durch Umstellung von Gleichung 6.2 zu Gleichung 6.3 ermittelt. Für die Kalibrierung der Materialparameter wurde in Kapitel 5 eine Referenzamplitude von $\varepsilon_{a,t} = 0,4\%$ verwendet. Analog wurde für die Berechnung von FIP_{crit} die mittels *StrainLife* berechnete Bruchlastspielzahl für $\varepsilon_{a,t} = 0,4\%$ und die über alle zehn SRVE gemittelte Steigung $\overline{\Delta FIP}$ aus den dazugehörigen Simulationen verwendet. Dieser beträgt somit $FIP_{crit,0,4\%} = 324,24$.

$$N_{sim,i} = \frac{FIP_{crit}}{\Delta FIP_i} \quad (6.2)$$

$$FIP_{crit} = N_{StrainLife,ref} \cdot \overline{\Delta FIP}_{ref} \quad (6.3)$$

Mithilfe dieses kritisches Wertes kann anschließend für jedes der zehn SRVE die Bruchlastspielzahl für jede beliebige Totaldehnungsamplitude berechnet werden. Die mithilfe dieser Methode berechneten Bruchlastspielzahlen für insgesamt sechs Totaldehnungsamplituden sind in Abbildung 6.2(a) mit der mittels *StrainLife* berechneten Dehnungswöhlerlinie gegenübergestellt. Zusätzlich sind in Abbildung 6.2(b) die experimentellen und simulierten Bruchlastspielzahlen gegeneinander aufgetragen. In beiden Darstellungen wird deutlich, dass die Qualität dieses Ansatzes nicht zufriedenstellend ist und die Ergebnisse stark voneinander abweichen. Insbesondere zeigen sich größere Abweichungen mit zunehmender Totaldehnungsamplitude.

Diese Abweichungen sind auf die Annahme zurückzuführen, dass ein konstanter FIP_{crit} vorliegt. *Sayer et al.* [32] konnten jedoch für einer Vielzahl an ferritischen und martensitischen Stählen aufzeigen, dass FIP_{crit} eine Funktion der verwendeten Referenzamplitude ist. Entsprechend wurde für jede der betrachteten Totaldehnungsamplituden anschließend der jeweilige FIP_{crit} berechnet und über die dazugehörige Totaldehnungsamplitude aufgetragen. Dieser Verlauf ist in Abbildung 6.3 dargestellt. Hierbei zeigt sich analog zu *Sayer et al.* [32] ein mit zunehmender Amplitude abnehmender Verlauf des FIP_{crit} . Dieser kann mithilfe eines Potenzgesetzes gemäß Gleichung 6.4 approximiert werden. Die dazugehörigen Parameter betragen $a = 28,49$ und $b = -2,68$. Für die numerische Vorhersage der Dehnungswöhlerlinie für den hier untersuchten austenitischen Edelstahl vom Typ 1.4550 kann folglich kein konstanter Wert für den kritischen FIP verwendet werden. Dies kann damit begründet werden, dass wie in Abbildung 3.12 bereits

zeigt, ein bilineares Verhalten vorliegt.

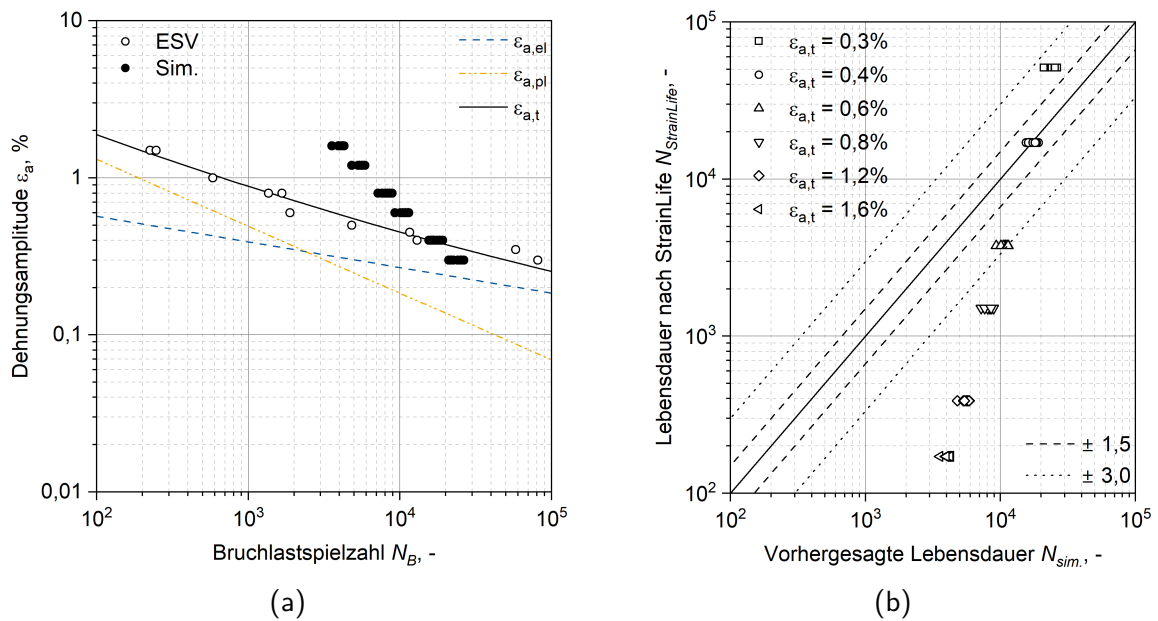


Abbildung 6.2: Vergleich zwischen experimentellen und simulierten Dehnungswöhlerlinien unter Annahme eines konstanten FIP_{crit}

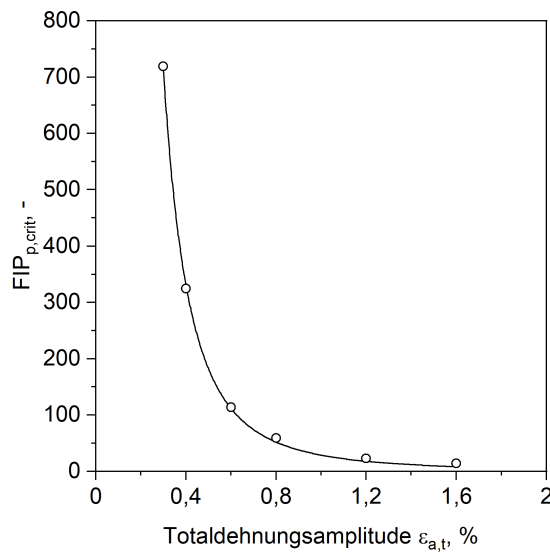


Abbildung 6.3: Verlauf des kritischen FIP als Funktion der Totaldehnungsamplitude

$$FIP_{crit} = a \cdot (\epsilon_{a,t})^b \tag{6.4}$$

Für die Beschreibung eines bilinearen *Coffin-Manson*-Verhaltens innerhalb der mikrostruktursensitiven Ermüdungsmodellierung postulierten *Cruzado et al.* [77] ein Potenzgesetz zur Vorhersage

der Lebensdauer, siehe Gleichung 6.5 . Setzt man den Exponenten $m_{PL} = 1$, so ergibt sich wieder ein lineares Modell gemäß Gleichung 6.2. Aufgrund der Tatsache, dass in diesem Ansatz nun zwei Materialkonstanten vorhanden sind, müssen auch mindestens zwei experimentelle Punkte für die Kalibrierung dieser verwendet werden. Hierzu wurden die experimentellen und numerischen Ergebnisse für eine Totaldehnungsamplitude von $\varepsilon_{a,t} = 0,4\%$ und $\varepsilon_{a,t} = 0,8\%$ herangezogen. Mithilfe des *Solvers* in *Microsoft Excel* wurde anschließend die gewichtete Residuenquadratsumme - engl. *Weighted Sum of Squared Residuals (WSSR)* - analog zu [72] gemäß Gleichung 6.6 minimiert und so die beiden Materialkonstanten bestimmt. Diese ergeben sich somit zu $FIP_{crit,PL} = 0,0416$ und $m_{PL} = 3,24$.

$$N_{sim,i} = \frac{FIP_{crit,PL}}{(\Delta FIP_i)^{m_{PL}}} \quad (6.5)$$

$$WSSR = \sum_i \frac{(N_{sim,i} - N_{StrainLife,i})^2}{(N_{StrainLife,i})^2} \quad (6.6)$$

Werden die Lebensdauern für die restlichen vier Totaldehnungsamplituden mithilfe dieses Ansatzes berechnet, so ergeben sich die in Abbildung 6.4 dargestellten Ergebnisse. Im Gegensatz zu den zuvor verwendeten linearen Methoden kann die Lebensdauer für den gesamten Bereich der Dehnungswöhlerlinie mit hoher Präzision vorhergesagt werden. Dabei können sowohl Totaldehnungsamplituden zwischen den beiden Referenzamplituden sowie kleinere und größere Amplituden abgebildet werden. Bis auf einige wenige Ausreißer liegen alle Simulationsergebnisse innerhalb des $\pm 1,5$ Streubandes.

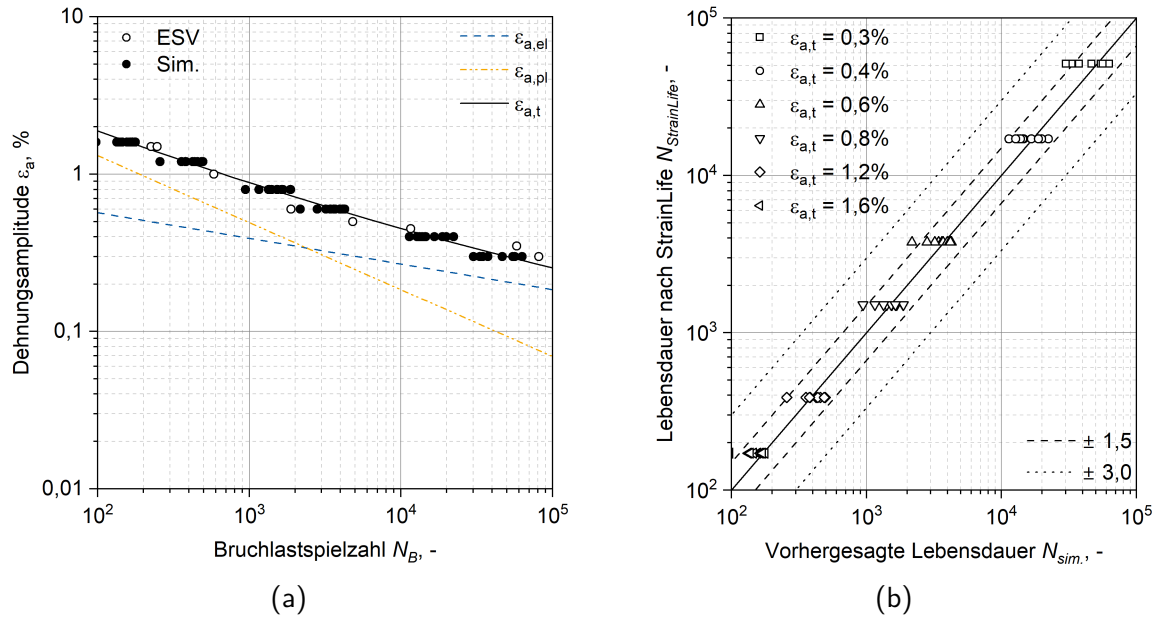


Abbildung 6.4: Vergleich zwischen experimentellen und simulierten Dehnungswöhlerlinien für das Potenzgesetz

Zwar kann mit diesen Ansatz die Dehnungswöhlerlinie sehr gut abgebildet werden, jedoch mangelt es hier einer physikalischen Interpretation der beiden Parameter $FIP_{crit,PL}$ und m_{PL} . Aus diesem Grund postulierten *Sayer et al.* [32] einen modifizierten, phänomenologischen Ansatz zur Berücksichtigung der Reversibilität der zyklischen plastischen Versetzungsbewegung auf Basis der Erkenntnisse von *Mughrabi*[78]. Der Grundgedanke besteht darin, dass lediglich der irreversible Anteil an Versetzungsbewegung zu einer permanenten Schädigung im Material führt. Die Berechnung der Lebensdauer nach *Sayer et al.* [32] erfolgt ebenfalls mithilfe eines Potenzgesetzes ähnlich zu [77], Gleichung 6.7. Die beiden Parameter $FIP_{crit,PL}$ und m_{PL} können dabei gemäß Gleichung 6.8 und Gleichung 6.9 berechnet werden. Für die Herleitung sowie weitere Details sei an dieser Stelle auf [32, 78] verwiesen.

$$N_{sim,i} = \left(\frac{FIP_{crit,PL}}{\Delta FIP_i} \right)^{m_{PL}} \quad (6.7)$$

$$FIP_{crit,PL} = \frac{4 \cdot \varepsilon_f' \cdot 2^c}{FIP_{p,irr,crit}} \quad (6.8)$$

$$m_{PL} = -\frac{1}{c} \quad (6.9)$$

Die beiden Parameter ε'_f und c stammen aus der *Manson-Coffin-Basquin* Beziehung gemäß Gleichung 6.10. Durch einen Abgleich mit Gleichung 3.15 können diese auf Basis der Parameter C und n'_{pl} entsprechend berechnet werden. Folglich gilt $\varepsilon'_f = C$ und $c = \frac{-1}{5n'_{pl}+1}$. Der Parameter $FIP_{p,irr,crit}$ muss dabei analog zu dem vorherigen Ansatz aus einer Kombination aus Experiment und Simulation kalibriert werden. Eine Übersicht der verwendeten bzw. kalibrierten Parameter dieses Ansatzes sind in Tabelle 6.1 aufgeführt.

$$\varepsilon_{a,t} = \frac{\sigma'_f}{E}(2N_B)^b + \varepsilon'_f(2N_B)^c \quad (6.10)$$

Tabelle 6.1: Parameter des modifizierten Ansatzes nach *Sayer et al.* [32]

ε'_f	c	$FIP_{p,irr,crit}$
12,5057	-0,4284	38,59

Die mit diesem Modell berechneten Lebensdauern sind analog zu den zuvor ermittelten Lebensdauern in Abbildung 6.5 dargestellt. Hier zeigt sich ebenfalls eine sehr gute Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Lebensdauern. Während der Großteil der Ergebnisse auf Basis des allgemeinen Potenzgesetzes innerhalb des $\pm 1,5$ Streubandes liegen, so ist die Abweichung durch den modifizierten Ansatz geringfügig größer. Der Großteil der Ergebnisse liegt nun außerhalb des $\pm 1,5$ Streubandes, aber innerhalb des $\pm 3,0$ Streubandes. Allgemein lässt sich somit festhalten, dass die Dehnungswöhlerlinie für die hier untersuchte Stahlgüte 1.4550 durch Verwendung eines Potenzgesetzes innerhalb der Ansätze der mikrostruktursensitiven Ermüdungsmodellierung mit hoher Präzision abgebildet werden. Eine explizite Berücksichtigung der martensitischen Phasenumwandlung ist dabei nicht notwendig, wie in den bisherigen Ergebnisse gezeigt werden konnte. Die Einflüsse auf das Ermüdungsverhalten werden implizit in dem Potenzgesetz abgebildet.

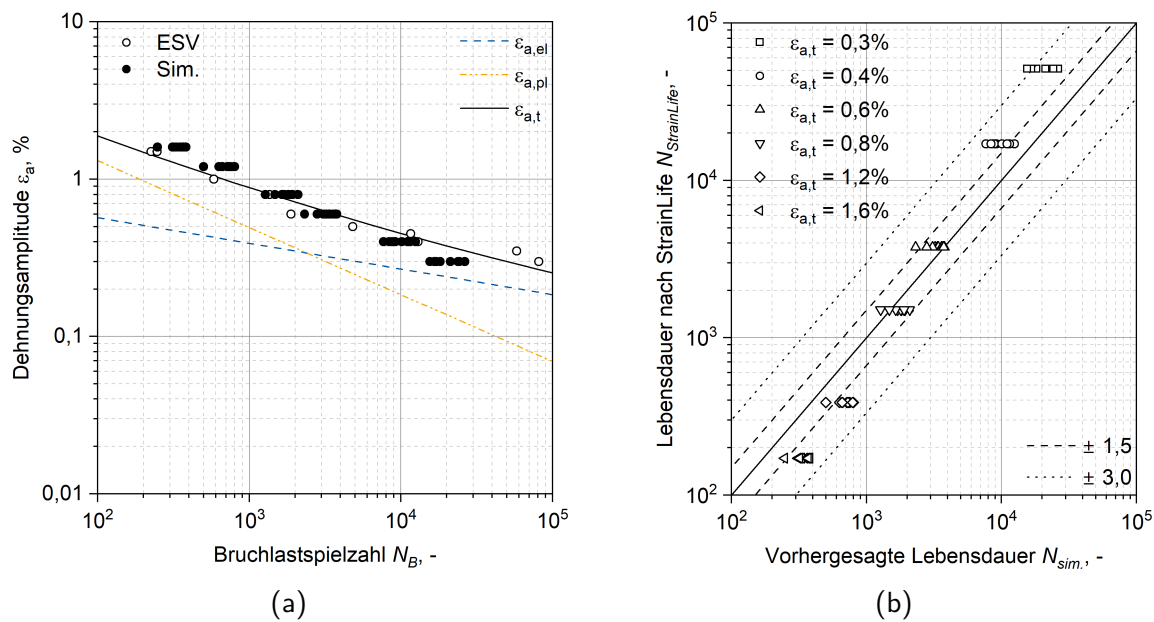


Abbildung 6.5: Vergleich zwischen experimentellen und simulierten Dehnungswöhlerlinien auf Basis des modifizierten Ansatzes nach *Sayer et al.* [32]

7 Numerische Untersuchungen

Wie im vorherigen Kapitel gezeigt werden konnte, kann die Lebensdauer des austenitischen Edelstahl vom Typ 1.4550 auch ohne eine explizite Berücksichtigung der belastungsinduzierten, martensitischen Phasenumwandlung im Rahmen der mikrostruktursensitiven Ermüdungsmodellierung vorhergesagt werden. Für eine Vernachlässigung des TRIP-Effektes wurde dieser in der UMAT-Subroutine deaktiviert. Um den Einfluss des TRIP-Effektes auf die zyklischen Materialeigenschaften zumindest qualitativ zu untersuchen, wurde dieser für die nachfolgenden Simulationen wieder aktiviert. Da eine Kalibrierung der Materialparameter unter Berücksichtigung des TRIP-Effektes nicht erfolgen konnte, wurde stattdessen auf Literaturparameter zurückgegriffen, welche im Zuge der Dissertation von *Satyapriya Gupta* [7] an monotonen Lasten kalibriert wurden. Lediglich der Parameter n wurde aufgrund von Konvergenzproblemen um eine Zehnerpotenz reduziert. Eine Übersicht der für die nachfolgenden Simulationen verwendeten Materialparameter zeigt Tabelle 7.1.

Tabelle 7.1: Übersicht der verwendeten Materialparameter für die numerischen Untersuchungen zur qualitativen Bewertung des TRIP-Effektes

C_{11} (GPa)	C_{12} (GPa)	C_{44} (GPa)	$\dot{\gamma}_0$ (s^{-1})	n (-)	$\hat{\tau}_\alpha^{c,0}$ (MPa)	h_0 (MPa)
242,0	146,5	122,0	0,001	20	176	60
τ_s (MPa)	p (-)	c_{nuc} (-)	c_{gro} (-)	c_{mhd} (-)	ΔG (MPa)	η_0 (-)
1.715	3	0,022	0,0006	0,00155	-76	0,02

7.1 Numerischer Einfluss des TRIP-Effektes auf die Lebensdauer

Für eine qualitative Bewertung des TRIP-Effektes auf die Lebensdauer wurden für die folgenden Simulationen die in Kapitel 4 generierten SRVE verwendet und mit einer Totaldehnungsamplitude von $\varepsilon_{a,t} = 1,0\%$ in linearer Wellenform bzw. als Dreiecksfunktion für insgesamt 50 Schwingspiele belastet. Die Dehnrates betrug analog zu den experimentellen Randbedingungen konstant $\dot{\varepsilon} = 0,4\% s^{-1}$. Durch Anwendung von Gleichung 5.3 wurde hierbei der über das SRVE

homogenisierte martensitische Phasengehalt f'_α berechnet und über die Anzahl an simulierten Schwingspielen N logarithmisch aufgetragen. Abbildung 7.1(a) zeigt den entsprechenden Verlauf am Beispiel des in Abbildung 4.6(c) gezeigten SRVE. Es ist zu erkennen, dass der Martensitgehalt bis zu etwa 15 Schwingspielen leicht linear ansteigt, bis ein nahezu exponentielles Wachstum eintritt, welches bei etwa 40 Schwingspielen wiederum in einen Sättigungsbereich übergeht. Allgemein zeigt sich ein sigmoidaler Verlauf der Phasenevolution mit zunehmender Anzahl an aufgebrauchten Schwingspielen. Einen solchen sigmoidalen Verlauf zeigen ebenfalls die zuvor gezeigten ESV in Abbildung 3.19. Somit kann das Modell zumindest qualitativ die sigmoidale Phasenevolution abbilden, wie sie auch experimentell beobachtet wurde. Die resultierende Verfestigung durch den TRIP-Effekt hat auch einen Einfluss auf die herrschende Spannung (siehe Abbildung 7.1(b)). Hier sind die Ober- und Unterspannung desselben SRVE mit und ohne TRIP-Effekt dargestellt. Es ist zu beobachten, dass analog zum Martensitgehalt nach etwa 15 Zyklen ebenfalls eine plötzliche Verfestigung mit anschließender Sättigung einsetzt. Dieser Effekt konnte ebenfalls in den experimentellen Untersuchungen (Abbildung 3.19) beobachtet werden. Das Modell ist folglich in der Lage, die belastungsinduzierte Phasenumwandlung auch unter zyklischen Belastungen qualitativ abzubilden.

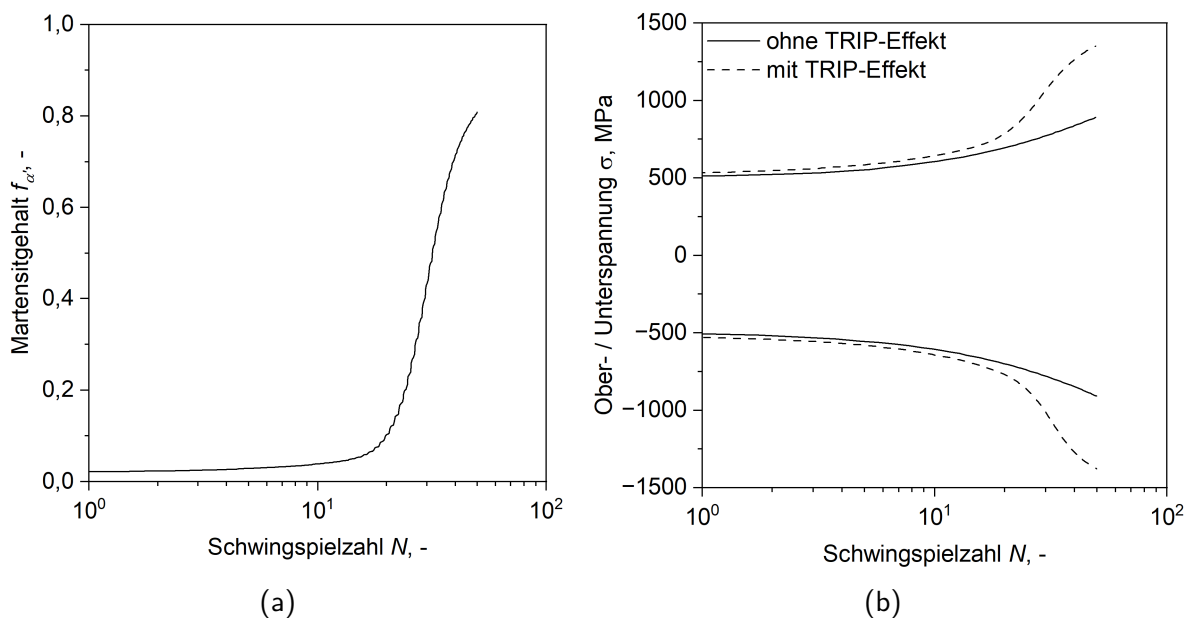


Abbildung 7.1: Simulationsergebnisse unter Berücksichtigung des TRIP-Effektes

Neben dem über das gesamte SRVE homogenisierten Martensitgehalt, kann dieser ebenfalls lokal aufgelöst betrachtet werden. Dies ist beispielhaft an dem in Abbildung 4.6(c) gezeigten SRVE für das 25. und 50. Schwingspiel gezeigt (siehe Abbildung 7.2). Die Variable *SDV103*

beschreibt hierbei den aufsummierten Martensitgehalt η gemäß Gleichung 2.12. Unter Berücksichtigung eines vollständig austenitischen SRVE im Ausgangszustand, zeigt das SRVE auch ortsaufgelöst diese Phasenumwandlung. Es ist zu erkennen, dass einige Körner in Abhängigkeit ihrer kristallographischer Orientierung früher als andere Körner umwandeln oder in einigen Fällen gar nicht umwandeln.

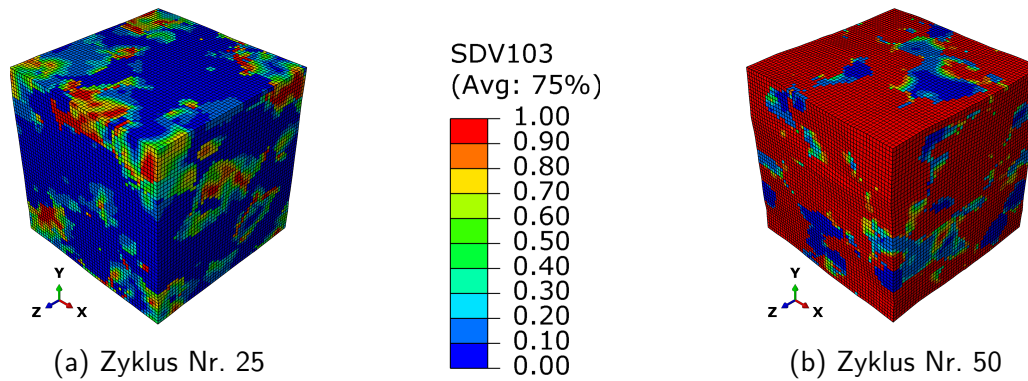


Abbildung 7.2: Darstellung des ortsaufgelösten martensitischen Phasengehalts

Wird basierend auf den zuvor dargestellten Ergebnissen die Lebensdauer qualitativ untersucht und analog ein über alle 10 SRVE gemittelter FIP basierend auf der akkumulierten plastischen Dehnung \overline{FIP}_p aus den Simulationen extrahiert, so ergibt sich der in Abbildung 7.3 dargestellte Verlauf. Die x-Achse ist hierbei linear aufgetragen. Für die Bewertung des Effektes der martensitischen Phasenumwandlung ist zusätzlich der gemittelte FIP aus 10 Simulationen ohne Berücksichtigung des TRIP-Effektes dargestellt. Es ist zu erkennen, dass mit steigendem Martensitgehalt der FIP von der Kurve ohne TRIP-Effekt abweicht. Wird hier beispielsweise ein kritischer Wert von $FIP_{crit} = 2$ angenommen, so ist zu erkennen, dass sich die Phasenumwandlung positiv auf die Ermüdungslebensdauer unter zyklischer Belastung auswirkt, da der kritische Wert zu einem späteren Zeitpunkt erreicht wird.

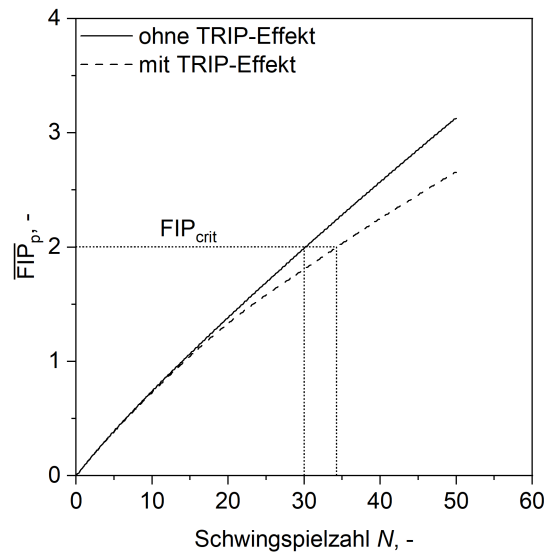


Abbildung 7.3: Qualitativer Einfluss des TRIP-Effektes auf die Lebensdauer

Die Anwendung des hier verwendeten FIP_p muss jedoch im Detail überprüft und ggf. ein neuer FIP entwickelt bzw. definiert werden. Der Abfall des FIP_p mit zunehmendem Martensitgehalt f'_α kann nämlich auf Basis des hier verwendeten phänomenologischen Kristallplastizitätsmodells rein mathematisch erklärt werden. Der FIP basierend auf der akkumulierten plastischen Dehnung FIP_p basiert auf der Berechnung des plastischen Geschwindigkeitsgradienten \mathbf{L}^p gemäß Gleichung 2.24. In die Berechnung dieses geht wiederum die Scherrate $\dot{\gamma}_\alpha$ einher (siehe Gleichung 2.5). In der Berechnung der Scherrate nach Gleichung 2.23 findet sich dabei der Einfluss der martensitischen Phasenumwandlung durch $\hat{\gamma}_\alpha^{tr}$ im Nenner wieder. Dieser kann jedoch gemäß Gleichung 2.22 nur größer werden, sodass die Scherrate wiederum kleiner wird. Durch die Reduzierung der Scherrate reduziert sich entsprechend der plastische Geschwindigkeitsgradient und folglich die akkumulierte plastische Dehnung bzw. der darauf basierende FIP. Das hier verwendete Modell unter Anwendung von FIP_p ist folglich nur in der Lage einen positiven Effekt der martensitischen Phasenumwandlung auf die Lebensdauer abzubilden. Wie beispielsweise von [54] postuliert, ist dieser lebensdauererweiternde Effekt jedoch nur für kleine Amplituden gültig, da hierbei die martensitische Phasenumwandlung erst nach der Ermüdungsrissinitiierung einsetzt. Durch die bei der Umwandlung einsetzende Volumenexpansion entstehen wiederum Druckeigenstressungen, welche zu Risschließeffekten führen können und somit die Risswachstumsrate verringern. Bei höheren Amplituden zeigt sich jedoch ein negativer Effekt, da hier die Phasenumwandlung vor der Initiierung des Ermüdungsrisses einsetzt und dieser somit in der spröden martensitischen Phase

initiiert und dort weiter wächst. Folglich steigt bei hohen Amplituden die Risswachstumsrate was zu einer lebensdauervermindernden Wirkung führt. Somit ergibt sich ein bilinearer Verlauf der Dehnungswöhlerlinie für metastabile austenitische Edelmstähle wie hier als auch beispielsweise von [54] gezeigt werden konnte.

7.2 Reihenfolgeeffekte

Neben der qualitativen Bewertung des TRIP-Effektes auf die Lebensdauer bei konstanter Amplitude, wurden weitere Simulationen unter variabler Amplitude durchgeführt. Im Detail wurden hierbei Überlasten zu unterschiedlichen Zeitpunkten aufgebracht, welche um einen Faktor 8 höher sind als die ursprünglichen Dehnungsamplituden. Als ursprüngliche Totaldehnungsamplitude wurde $\varepsilon_{a,t} = 0,2\%$ ausgewählt. Diese wird folgend durch den Buchstaben "L" für "Low" dargestellt. Die Überlasten, dargestellt durch den Buchstaben "H" für "High", betragen entsprechend $\varepsilon_{a,t} = 1,6\%$. Die Gesamtzahl der simulierten Schwingspiele beträgt analog zum vorherigen Abschnitt ebenfalls 50. Dabei wurden die einzelnen Bereiche bzw. Dehnungsamplituden in jeweils zehn Schwingspiele unterteilt. Beispielhaft bezeichnet die Schreibweise "L-H-L-H-L" die Belastung von zunächst zehn Schwingspielen bei $\varepsilon_{a,t} = 0,2\%$, gefolgt von zehn weiteren Schwingspielen bei $\varepsilon_{a,t} = 1,6\%$, wiederum gefolgt von zehn Schwingspielen bei $\varepsilon_{a,t} = 0,2\%$. Anschließend erfolgen erneut zehn Schwingspielen bei $\varepsilon_{a,t} = 1,6\%$, gefolgt von den letzten zehn Schwingspielen bei $\varepsilon_{a,t} = 0,2\%$. Die Schreibweise "H-L-L-L-L" beschreibt beispielhaft die Lasthistorie von zunächst zehn Überlasten bei $\varepsilon_{a,t} = 1,6\%$, gefolgt von insgesamt 40 Schwingspielen bei $\varepsilon_{a,t} = 0,2\%$. Eine Übersicht der untersuchten Reihenfolgen sind graphisch in Form der aufgetragenen Dehnung gegen die Anzahl an Schwingspielen in Abbildung 7.4 dargestellt.

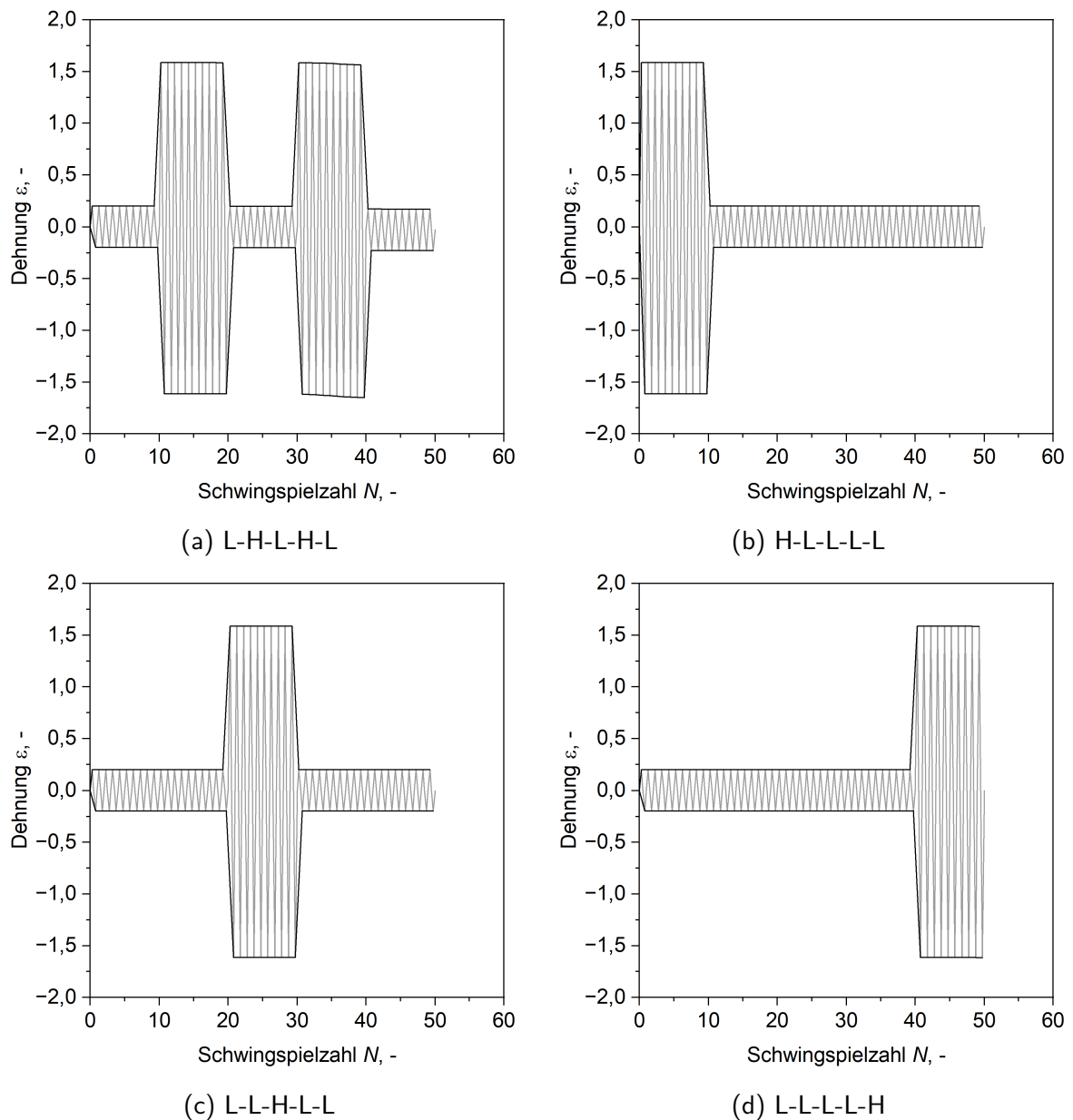


Abbildung 7.4: Aufgebrachte Lasthistorien zur qualitativen Untersuchung von Überlasten und Reihenfolgeeffekten unter Berücksichtigung des TRIP-Effektes

Die oben gezeigten Lastreihenfolgen wurden auf das in Abbildung 7.5 gezeigte SRVE aufgebracht. Bei diesem handelt es sich ebenfalls um ein SRVE, welches in Kapitel 4 generiert wurde. Dieses wurde basierend auf den in Kapitel 6 gezeigten Ergebnissen ausgewählt, da der FIP dieses SRVE die geringste Abweichung von dem durchschnittlichen FIP aus den zehn SRVE zeigt. Folglich liegt die Annahme vor, dass mithilfe dieses SRVE die durchschnittlichen Eigenschaften der zehn SRVE abgebildet werden können.

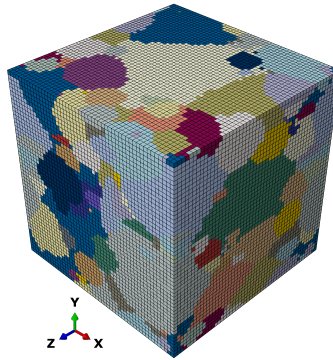


Abbildung 7.5: Darstellung des für die folgenden Simulationen verwendeten SRVE mit 167 Körnern

Die so erzielten Simulationsergebnisse sind für alle vier Lasthistorien unter Berücksichtigung von Reihenfolgeeffekten in Abbildung 7.6 abgebildet. Hierbei ist die Evolution des martensitischen Phasenanteils in Abhängigkeit der aufgebrachtten Schwingspiele in Abbildung 7.6(a) dargestellt. Es zeigt sich erwartungsgemäß, dass in den Bereichen der Überlasten von $\varepsilon_{a,t} = 1,6\%$ der Martensitgehalt stärker ansteigt als in den Bereichen kleinerer Totaldehnungsamplituden von $\varepsilon_{a,t} = 0,2\%$. Im Detail zeigt sich in den Bereichen der Überlasten eine nahezu exponentielle Evolution des Martensitgehalts, während in den Bereichen der kleineren Lasten diese nur linear mit sehr geringer Steigung bzw. nahezu horizontal verläuft. Auffällig ist hierbei, dass bis auf die Reihenfolge "L-H-L-H-L", der Martensitgehalt am Ende der 50 Schwingspiele für die anderen drei Reihenfolgen nahezu einen konstanten Wert von ca. 0,175 annimmt. Der Großteil des Martensits entsteht dabei jeweils während der Überlasten. Zwar nimmt der Martensitgehalt am Ende der Simulation sehr ähnliche Werte an, allerdings kann bei genauerer Betrachtung festgestellt werden, dass je später die Überlasten auftreten, die Evolution des martensitischen Phasenanteils in den nachfolgenden geringeren Dehnungsamplituden minimal höher ausfällt. Dies ist ein Indikator dafür, dass Überlasten zu Beginn weniger kritisch sind, als in der Mitte oder am Ende der Lebensdauer. Die Überlasten treten hierbei jedoch nur einmalig auf. Anders sieht dies bei der Reihenfolge "L-H-L-H-L" aus. Hierbei treten zwei Bereiche mit jeweils zehn Überlasten auf. Hier ist der Anstieg im zweiten Bereich der Überlasten deutlich ausgeprägter, als im ersten Bereich der Überlasten. Somit ergibt sich am Ende der Simulation ein Martensitgehalt von ca. 0,75. Der Anstieg zwischen den Überlasten, sprich im Bereich der kleineren Amplituden, ist jedoch weiterhin nur schwach linear. Das hier beschriebene Verhalten spiegelt sich ebenfalls im Verlauf des FIP in Abbildung 7.6(b) wider. Hier zeigen sich analog Verläufe zu denen des Martensitgehalts. Während die drei Lasthistorien mit lediglich zehn Überlasten am Ende der

Simulation einen sehr ähnlichen FIP aufweisen, so zeigt die Lasthistorie mit zwei Bereichen von Überlasten ein deutlich höheren FIP. Folglich zeigen die dargestellten Simulationsergebnisse, dass die Anzahl an Überlasten einen deutlichen stärkeren Einfluss auf die Lebensdauer hat, als der Zeitpunkt von Überlasten und entsprechenden Reihenfolgeeffekten. Zwar zeigen die Simulationsergebnisse, dass Überlasten kritischer sind, je später sie auftreten, allerdings ist dieser Effekt nur marginal. Diese Simulationsergebnisse müssen jedoch künftig experimentell abgesichert werden.

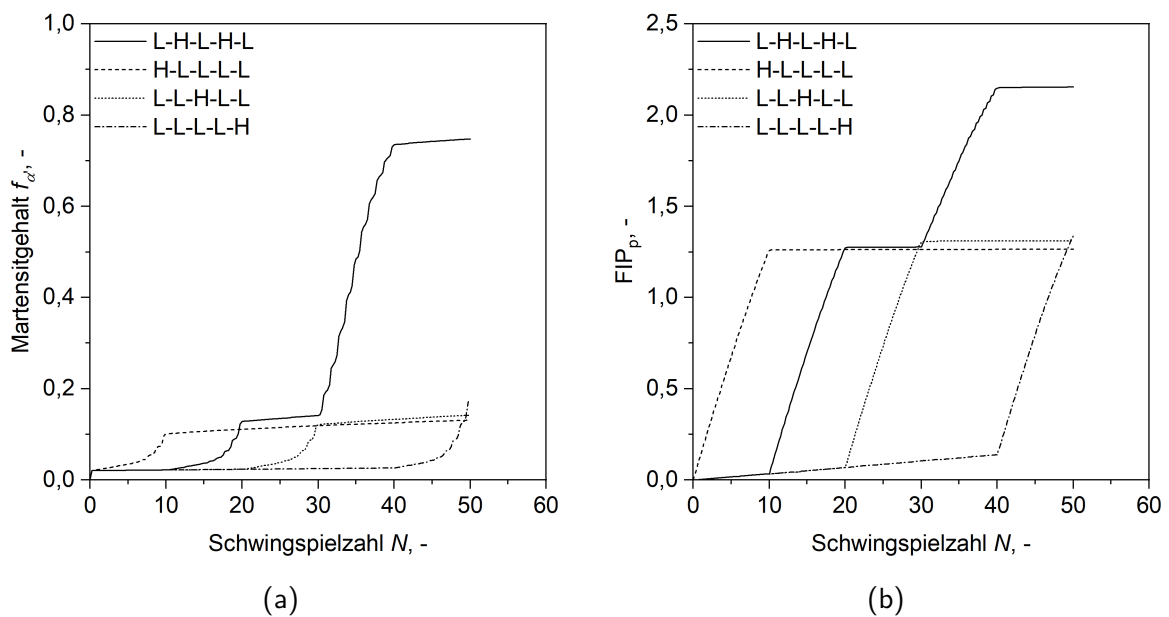


Abbildung 7.6: Simulationsergebnisse unter Berücksichtigung von Reihenfolgeeffekten und des TRIP-Effektes

8 Zusammenfassung und Schlussfolgerungen

Im Rahmen dieses Forschungsvorhabens wurden erstmals Konzepte der mikrostruktursensitiven Ermüdungsmodellierung auf metastabile austenitische Edelmstähle angewandt. Die numerisch hergeleiteten Lebensdauern wurden anschließend experimentell durch herkömmliche zyklische Versuche bei konstanter Amplitude sowie durch moderne Kurzzeitverfahren abgesichert. Zusätzlich erfolgten numerische Parameterstudien unter Berücksichtigung der in metastabilen Edelmstählen auftretenden belastungsinduzierten Phasenumwandlung von Austenit zu Martensit. Die wichtigsten Beobachtungen und Schlussfolgerungen sind folgend aufgelistet:

- Die Anwendung des Kurzzeitverfahrens *StrainLife* erlaubt die zeit- und kosteneffiziente Ermittlung der Lebensdauer mithilfe von lediglich einem Dehnungssteigerungsversuch sowie zwei weiteren Einstufenversuchen. Durch weitere Einstufenversuche konnte die so ermittelte Dehnungswöhlerlinie experimentell abgesichert werden.
- Die in diesem Forschungsvorhaben ermittelte Dehnungswöhlerlinie zeigt eine gute Übereinstimmung mit in der Literatur und Fachberichten veröffentlichten Dehnungswöhlerlinien. Ein Vergleich erfolgte dabei mit weiteren in der Vergangenheit vom Projektträger GRS geförderter Projekte und Verbundvorhaben.
- Durch Ansätze der mikrostruktursensitiven Ermüdungsmodellierung kann die Lebensdauer für metastabile austenitische Edelmstähle mit hoher Präzision vorhergesagt werden. Eine explizite Berücksichtigung der belastungsinduzierten Phasenumwandlung von Austenit zu Martensit kann hierbei vernachlässigt werden. Die Bestimmung der Materialparameter des verwendeten phänomenologischen Kristallplastizitätsmodells erfolgte hierzu an einer stabilen Hysterese ohne Berücksichtigung der Evolution des martensitischen Phasengehalts.
- Die belastungsinduzierte martensitische Phasenumwandlung unter zyklischer Last kann mithilfe eines mikromechanisch-motivierten Kristallplastizitätsmodells abgebildet werden. Die Evolution stimmt dabei qualitativ mit experimentellen Beobachtungen überein. Aufgrund der Anstieges des Martensitgehalts über die gesamte Lebensdauer konnte eine quantitative Beschreibung durch die hohe Anzahl an Schwingspielen numerisch nicht umgesetzt werden.

- Mithilfe von numerischen Untersuchungen kann der Effekt der Martensitumwandlung qualitativ beschrieben werden. Die akkumulierte plastische Dehnung als Ermüdungsindikator nimmt mit zunehmenden Martensitgehalt ab. Dies weist auf einen positiven Effekt der Phasenumwandlung auf die Lebensdauer hin. Die Abnahme der der akkumulierten plastischen Dehnung konnte jedoch auf Basis des verwendeten Materialmodells rein mathematisch hergeleitet werden.

9 Literaturverzeichnis

- [1] Suiker, A. S. J., S. Turteltaub. „Computational modelling of plasticity induced by martensitic phase transformations“. In: *International Journal for Numerical Methods in Engineering* **63**.(12) (2005), S. 1655–1693. DOI: 10.1002/nme.1327.
- [2] Tjahjanto, D. D. et al. „Modelling of the effects of grain orientation on transformation-induced plasticity in multiphase carbon steels“. In: *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering* **14**.(4) (2006), S. 617–636. DOI: 10.1088/0965-0393/14/4/006.
- [3] Lee, M.-G., S.-J. Kim, H. N. Han. „Crystal plasticity finite element modeling of mechanically induced martensitic transformation (MIMT) in metastable austenite“. In: *International Journal of Plasticity* **26**.(5) (2010), S. 688–710. DOI: 10.1016/j.ijplas.2009.10.001.
- [4] Alley, E. S., R. W. Neu. „A hybrid crystal plasticity and phase transformation model for high carbon steel“. In: *Computational Mechanics* **52**.(2) (2013), S. 237–255. DOI: 10.1007/s00466-012-0810-y.
- [5] Kalidindi, S. R. „Incorporation of deformation twinning in crystal plasticity models“. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* **46**.(2) (1998), S. 267–290. DOI: 10.1016/S0022-5096(97)00051-3.
- [6] Staroselsky, A., L. Anand. „Inelastic deformation of polycrystalline face centered cubic materials by slip and twinning“. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* **46**.(4) (1998), S. 671–696. DOI: 10.1016/S0022-5096(97)00071-9.
- [7] Gupta, S. „Micromechanical modeling of martensitic phase transformation in steels based on non-local crystal plasticity“. Dissertation. Ruhr-Universität Bochum, Fakultät für Maschinenbau. URL: <https://nbn-resolving.org/urn:nbn:de:hbz:294-43966>.
- [8] Lee, E. H. „Elastic-Plastic Deformation at Finite Strains“. In: *Journal of Applied Mechanics* **36**.(1) (1969), S. 1–6. DOI: 10.1115/1.3564580.
- [9] Kalidindi, S. R., C. A. Bronkhorst, L. Anand. „Crystallographic texture evolution in bulk deformation processing of FCC metals“. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* **40**.(3) (1992), S. 537–569. DOI: 10.1016/0022-5096(92)80003-9.

- [10] Ma, A., A. Hartmaier. „A study of deformation and phase transformation coupling for TRIP-assisted steels“. In: *International Journal of Plasticity* **64** (2015), S. 40–55. DOI: 10.1016/j.ijplas.2014.07.008.
- [11] Gupta, S., A. Ma, A. Hartmaier. „Mechanical twinning induced alteration in the kinetics of martensitic phase transformation in TRIP-maraging steels“. In: *International Journal of Solids and Structures* **155** (2018), S. 213–224. DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2018.07.021.
- [12] Pitsch, W. „Der Orientierungszusammenhang zwischen Zementit und Austenit“. In: *Acta Metallurgica* **10**.(9) (1962), S. 897–900. DOI: 10.1016/0001-6160(62)90108-6.
- [13] Stringfellow, R. G., D. M. Parks, G. B. Olson. „A constitutive model for transformation plasticity accompanying strain-induced martensitic transformations in metastable austenitic steels“. In: *Acta Metallurgica et Materialia* **40**.(7) (1992), S. 1703–1716. DOI: 10.1016/0956-7151(92)90114-T.
- [14] Ramazani, A., Y. Chang, U. Prahl. „Characterization and Modeling of Failure Initiation in Bainite-Aided DP Steel“. In: *Advanced Engineering Materials* **16**.(11) (2014), S. 1370–1380. DOI: 10.1002/adem.201300556.
- [15] Sharaf, M. et al. „Modeling the microstructure influence on fatigue life variability in structural steels“. In: *Computational Materials Science* **94** (2014), S. 258–272. DOI: 10.1016/j.commatsci.2014.05.059.
- [16] Gitman, I. M., H. Askes, L. J. Sluys. „Representative volume: Existence and size determination“. In: *Engineering Fracture Mechanics* **74**.(16) (2007), S. 2518–2534. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2006.12.021.
- [17] Groeber, M. „A framework for automated analysis and simulation of 3D polycrystalline microstructures. Part 1: Statistical characterization“. In: *Acta Materialia* **56**.(6) (2008), S. 1257–1273. DOI: 10.1016/j.actamat.2007.11.041.
- [18] Groeber, M. „A framework for automated analysis and simulation of 3D polycrystalline microstructures. Part 2: Synthetic structure generation“. In: *Acta Materialia* **56**.(6) (2008), S. 1274–1287. DOI: 10.1016/j.actamat.2007.11.040.
- [19] Quey, R., P. R. Dawson, F. Barbe. „Large-scale 3D random polycrystals for the finite element method: Generation, meshing and remeshing“. In: *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* **200**.(17-20) (2011), S. 1729–1745. DOI: 10.1016/j.cma.2011.01.002.

- [20] McDowell, D. L. „Simulation-based strategies for microstructure-sensitive fatigue modeling“. In: *Materials Science and Engineering: A* **468-470** (2007), S. 4–14. DOI: 10.1016/j.msea.2006.08.129.
- [21] Gillner, K., M. Henrich, S. Münstermann. „Numerical study of inclusion parameters and their influence on fatigue lifetime“. In: *International Journal of Fatigue* **111** (2018), S. 70–80. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2018.01.036.
- [22] Murakami, Y. „Effects of Nonmetallic Inclusions on the Fatigue Strength of Metals“. In: *Micromechanics and Inhomogeneity*. Hrsg. von Weng, G. J., M. Taya, H. Abé. New York, NY: Springer New York, 1990, S. 283–295. ISBN: 978-1-4613-8921-7. DOI: 10.1007/978-1-4613-8919-4{\textunderscore}19.
- [23] Tasan, C. C., J. Hoefnagels, M. Geers. „Microstructural banding effects clarified through micrographic digital image correlation“. In: *Scripta Materialia* **62**.(11) (2010), S. 835–838. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2010.02.014.
- [24] Pütz, F. et al. „Generating Input Data for Microstructure Modelling: A Deep Learning Approach Using Generative Adversarial Networks“. In: *Materials (Basel, Switzerland)* **13**.(19) (2020). DOI: 10.3390/ma13194236.
- [25] Fehlemann, N. et al. „Influence of synthetically generated inclusions on the stress accumulation and concentration in X65 pipeline steel“. In: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* **1157**.(1) (2021), S. 012056. DOI: 10.1088/1757-899X/1157/1/012056.
- [26] McDowell, D. L., F. Dunne. „Microstructure-sensitive computational modeling of fatigue crack formation“. In: *International Journal of Fatigue* **32**.(9) (2010), S. 1521–1542. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2010.01.003.
- [27] Przybyla, C. P., D. L. McDowell. „Microstructure-sensitive extreme value probabilities for high cycle fatigue of Ni-base superalloy IN100“. In: *International Journal of Plasticity* **26**.(3) (2010), S. 372–394. DOI: 10.1016/j.ijplas.2009.08.001.
- [28] Dunne, F., A. J. Wilkinson, R. Allen. „Experimental and computational studies of low cycle fatigue crack nucleation in a polycrystal“. In: *International Journal of Plasticity* **23**.(2) (2007), S. 273–295. DOI: 10.1016/j.ijplas.2006.07.001.

- [29] Manonukul, A., F. P. E. Dunne. „High- and low-cycle fatigue crack initiation using polycrystal plasticity“. In: *Proceedings of the Royal Society of London. Series A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences* **460**.(2047) (2004), S. 1881–1903. DOI: 10.1098/rspa.2003.1258.
- [30] Gillner, K., S. Münstermann. „Numerically predicted high cycle fatigue properties through representative volume elements of the microstructure“. In: *International Journal of Fatigue* **105** (2017), S. 219–234. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2017.09.002.
- [31] Natkowski, E. et al. „Fatigue lifetime prediction with a validated micromechanical short crack model for the ferritic steel EN 1.4003“. In: *International Journal of Fatigue* **152** (2021), S. 106418. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2021.106418.
- [32] Sayer, N. et al. „A novel microscale fatigue failure indicator considering plastic irreversibility for microstructure-based lifetime simulation“. In: *International Journal of Fatigue* **163** (2022), S. 107115. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2022.107115.
- [33] Sicherheitstechnische Regel des KTA. *KTA 3201.1: Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren*. URL: https://www.kta-gs.de/common/regel_prog1.htm.
- [34] Bleck, W., E. Moeller, Hrsg. *Handbuch Stahl: Auswahl, Verarbeitung, Anwendung*. München: Hanser, 2018. ISBN: 978-3-446-44962-6.
- [35] Schumann, H. *Metallographie*. 13., neu bearb. Aufl. Leipzig: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1991. ISBN: 3-342-00431-2.
- [36] Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheits (GRS) gGmbH. *Abschlussbericht: Mikrostrukturbasierte Ermittlung der maximalen Einsatzdauer für korrosionsermüdungsbeanspruchte Werkstoffe und Komponenten der Kerntechnik*. 2020. URL: <https://www.grs-fbw.de/Archiv/ArchivSearch/DownloadSingleFile?guid=6c2e6add-d229-4085-a5fd-f36c63469055>.
- [37] Bleck, W., Hrsg. *Werkstoffprüfung in Studium und Praxis*. 16. Aachen: Mainz, 2017.
- [38] Deutsches Institut für Normung e.V. *DIN EN ISO 6892-1: 2020-06 Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur*.
- [39] Deutsches Institut für Normung e.V. *DIN EN ISO 2178: 2016-11 Nichtmagnetische Überzüge auf magnetischen Grundmetallen - Messen der Schichtdicke - Magnetverfahren*.
- [40] Deutsches Institut für Normung e.V. *DIN EN ISO 17655: 2003-05 Verfahren zur Probenahme für die Bestimmung des Deltaferrit-Anteils*.

- [41] Talonen, J., P. Aspegren, H. Hänninen. „Comparison of different methods for measuring strain induced α -martensite content in austenitic steels“. In: *Materials Science and Technology* **20**.(12) (2004), S. 1506–1512. DOI: 10.1179/026708304X4367.
- [42] Olson, G. B., M. Cohen. „Kinetics of strain-induced martensitic nucleation“. In: *Metallurgical Transactions A* **6**.(4) (1975), S. 791–795. DOI: 10.1007/BF02672301.
- [43] Soleimani, M., A. Kalhor, H. Mirzadeh. „Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review“. In: *Materials Science and Engineering: A* **795** (2020), S. 140023. DOI: 10.1016/j.msea.2020.140023.
- [44] Yang, J. et al. „Effects of transformation-induced plasticity (TRIP) on tensile property improvement of Fe₄₅Co₃₀Cr₁₀V₁₀Ni_{5-x}Mn_x high-entropy alloys“. In: *Materials Science and Engineering: A* **772** (2020), S. 138809. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138809.
- [45] Snow, B. D., G. B. Olson, D. M. Parks. „Optimizing Transformation-Induced Plasticity to Resist Microvoid Softening“. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* **55**.(12) (2024), S. 4852–4866. DOI: 10.1007/s11661-024-07608-0.
- [46] Haušild, P. et al. „Characterization of strain-induced martensitic transformation in a metastable austenitic stainless steel“. In: *Materials & Design* **31**.(4) (2010), S. 1821–1827. DOI: 10.1016/j.matdes.2009.11.008.
- [47] Deutsches Institut für Normung e.V. *DIN EN ISO 148-1: 2017-05 Metallische Werkstoffe – Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy – Teil 1: Prüfverfahren.*
- [48] Deutsches Institut für Normung e.V. *DIN EN ISO 377: 2017-09 Stahl und Stahlerzeugnisse – Lage und Vorbereitung von Probenabschnitten und Proben für mechanische Prüfungen.*
- [49] Acosta, R. et al. „Non-destructive testing derived parameters for microstructure-based residual service life assessment of aging metallic materials in nuclear engineering“. In: *Materials Testing* **61**.(11) (2019), S. 1029–1038. DOI: 10.3139/120.111417.
- [50] Bill, T. et al. „A Short-Time Approach for Fatigue Life Evaluation of AISI 347 Steel for Nuclear Power Energy Applications“. In: *Applied Sciences* **11**.(23) (2021), S. 11405. DOI: 10.3390/app112311405.
- [51] Donnerbauer, K. et al. „Fatigue life evaluation of metastable austenitic stainless steel AISI 347 based on nondestructive testing methods for different environmental conditions“. In: *International Journal of Fatigue* **179** (2024), S. 108056. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2023.108056.

- [52] Smith, R. W., M. H. Hirschberg, S. S. Manson. *Technical Note D-1574: Fatigue Behavior of Materials Under Strain Cycling in Low and Intermediate Life Range*. Hrsg. von National Aeronautics and Space Administration. Washington, 1963. URL: <https://apps.dtic.mil/sti/tr/pdf/ADA397605.pdf>.
- [53] Baudry, G., A. Pineau. „Influence of strain-induced martensitic transformation on the low-cycle fatigue behavior of a stainless steel“. In: *Materials Science and Engineering* **28**.(2) (1977), S. 229–242. DOI: 10.1016/0025-5416(77)90176-8.
- [54] Tsuzaki, K. et al. „Low-cycle fatigue behavior in metastable austenitic steel accompanying deformation-induced martensitic transformation“. In: *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan* **23**.(10) (1983), S. 834–841. DOI: 10.2355/ISIJINTERNATIONAL1966.23.834.
- [55] Basquin, O. H. „The exponential law of endurance tests“. In: *Proceedings American Society for Testing and Materials* (10) (1910), S. 625–630.
- [56] Manson, S. S. *Technical Note 2933: Behavior of materials under conditions of thermal stress*. Hrsg. von National Advisory Committee for Aeronautics. 1953.
- [57] Coffin, L. F. „A Study of the Effects of Cyclic Thermal Stresses on a Ductile Metal“. In: *Journal of Fluids Engineering* **76**.(6) (1954), S. 931–949. DOI: 10.1115/1.4015020.
- [58] Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheits (GRS) gGmbH. *Abschlussbericht: Lebenszyklusmanagement alternder metallischer Komponenten in der Nukleartechnik auf Basis zerstörungsfreier Erfassung und Interpretation örtlicher Werkstoffeigenschaften (KEK)*. 2019. URL: <https://www.grs-fbw.de/Archiv/ArchivSearch/DownloadSingleFile?guid=997614ae-a8f4-4e3b-ab28-5661cd55c039>.
- [59] Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheits (GRS) gGmbH. *Abschlussbericht: Ermüdungsverhalten Austenit Teilprojekt: Mechanismenorientierte Untersuchung des Ermüdungsverhaltens des austenitischen Stahles X6CrNiNb1810 im HCF- und VHCF-Bereich*. 2015. URL: <https://www.grs-fbw.de/Archiv/ArchivSearch/DownloadSingleFile?guid=dd66c1d0-5ab0-44b6-a50f-bbf8eddf9077>.
- [60] Hielscher, R., H. Schaeben. „A novel pole figure inversion method: specification of the MTEX algorithm“. In: *Journal of Applied Crystallography* **41**.(6) (2008), S. 1024–1037. DOI: 10.1107/S0021889808030112.

- [61] Bachmann, F., R. Hielscher, H. Schaeben. „Texture Analysis with MTEX – Free and Open Source Software Toolbox“. In: *Solid State Phenomena* **160** (2010), S. 63–68. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.160.63.
- [62] Bachmann, F., R. Hielscher, H. Schaeben. „Grain detection from 2d and 3d EBSD data–specification of the MTEX algorithm“. In: *Ultramicroscopy* **111**.(12) (2011), S. 1720–1733. DOI: 10.1016/j.ultramic.2011.08.002.
- [63] Mulchrone, K. F., K. R. Choudhury. „Fitting an ellipse to an arbitrary shape: implications for strain analysis“. In: *Journal of Structural Geology* **26**.(1) (2004), S. 143–153. DOI: 10.1016/S0191-8141(03)00093-2.
- [64] Henrich, M., F. Pütz, S. Münstermann. „A Novel Approach to Discrete Representative Volume Element Automation and Generation-DRAGen“. In: *Materials (Basel, Switzerland)* **13**.(8) (2020). DOI: 10.3390/ma13081887.
- [65] Henrich, M. et al. „DRAGen - A deep learning supported RVE generator framework for complex microstructure models“. In: *Heliyon* **9**.(8) (2023), e19003. DOI: 10.1016/j.heliyon.2023.e19003.
- [66] Roters, F. et al. „DAMASK – The Düsseldorf Advanced Material Simulation Kit for modeling multi-physics crystal plasticity, thermal, and damage phenomena from the single crystal up to the component scale“. In: *Computational Materials Science* **158** (2019), S. 420–478. DOI: 10.1016/j.commatsci.2018.04.030.
- [67] Harbour, L. et al. „4.0 MOOSE: Enabling massively parallel Multiphysics simulation“. In: *SoftwareX* **31** (2025), S. 102264. DOI: 10.1016/j.softx.2025.102264.
- [68] Chaboche, J. L. „Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity“. In: *International Journal of Plasticity* **5**.(3) (1989), S. 247–302. DOI: 10.1016/0749-6419(89)90015-6.
- [69] Ohno, N., J.-D. Wang. „Kinematic hardening rules with critical state of dynamic recovery, part I: formulation and basic features for ratchetting behavior“. In: *International Journal of Plasticity* **9**.(3) (1993), S. 375–390. DOI: 10.1016/0749-6419(93)90042-O.
- [70] Frederick, C. O., P. J. Armstrong. „A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect“. In: *Materials at High Temperatures* **24**.(1) (2007), S. 1–26. DOI: 10.3184/096034007x207589.

- [71] Schäfer, B. J. et al. „Micromechanical Modelling of the Cyclic Deformation Behavior of Martensitic SAE 4150—A Comparison of Different Kinematic Hardening Models“. In: *Metals* **9**.(3) (2019), S. 368. DOI: 10.3390/met9030368.
- [72] Zhou, S. et al. „Microstructure-sensitive crystal plasticity and fatigue indicator modeling for LZ50 steel“. In: *International Journal of Fatigue* **203** (2026), S. 109302. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2025.109302.
- [73] Shahmardani, M., A. Hartmaier. „Microstructure-Sensitive Crystal Plasticity Modeling for Austenitic Steel and Nickel-Based Superalloy Under Isothermal Fatigue Loading“. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* **54**.(5) (2023), S. 1862–1873. DOI: 10.1007/s11661-023-06958-5.
- [74] Kong, L. et al. „A novel genetic algorithm-based calibration framework for crystal plasticity parameters in DP780 steels using multiscale mechanical testing“. In: *Computational Materials Science* **258** (2025), S. 114088. DOI: 10.1016/j.commatsci.2025.114088.
- [75] Boeff, M. „Micromechanical modelling of fatigue crack initiation and growth“. Dissertation. Ruhr-Universität Bochum, Fakultät für Maschinenbau. URL: <https://nbn-resolving.org/urn:nbn:de:hbz:294-50828>.
- [76] Boeff, M., H. u. Hassan, A. Hartmaier. „Micromechanical modeling of fatigue crack initiation in polycrystals“. In: *Journal of Materials Research* **32**.(23) (2017), S. 4375–4386. DOI: 10.1557/jmr.2017.384.
- [77] Cruzado, A. et al. „Microstructure-based fatigue life model of metallic alloys with bilinear Coffin-Manson behavior“. In: *International Journal of Fatigue* **107** (2018), S. 40–48. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2017.10.014.
- [78] Mughrabi, H. „Cyclic Slip Irreversibilities and the Evolution of Fatigue Damage“. In: *Metallurgical and Materials Transactions B* **40**.(4) (2009), S. 431–453. DOI: 10.1007/s11663-009-9240-4.

10 Anhang

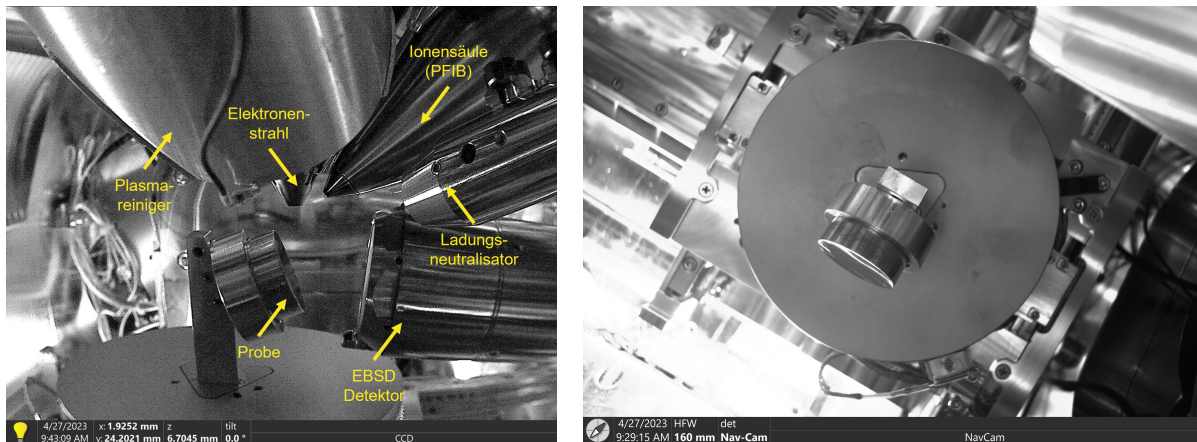


Abbildung 10.1: Blick in die Kammer des REM mit eingebauter Probe im Querschliff

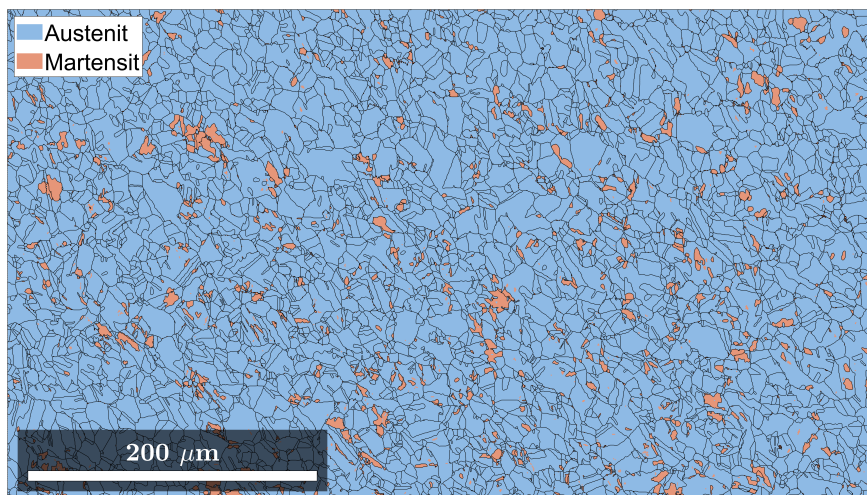


Abbildung 10.2: Phasenverteilung im Querschliff

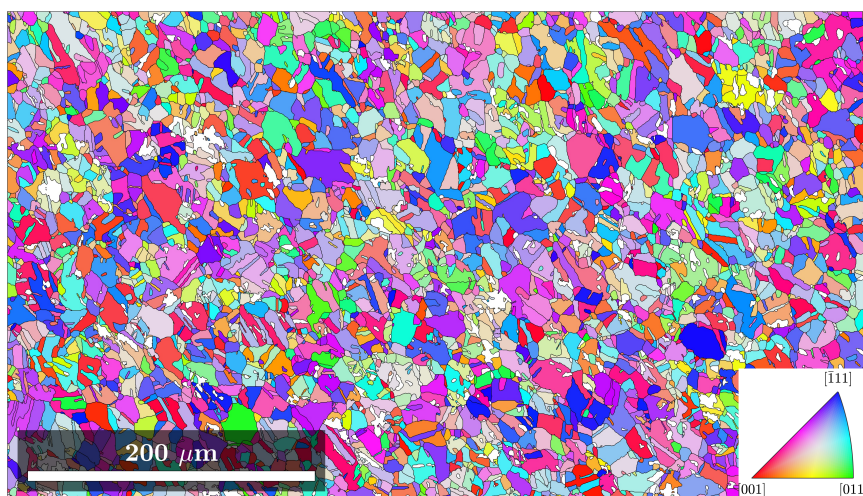


Abbildung 10.3: Durchschnittlichen Kornorientierung der Austenitkörner im Querschliff (bunt: Austenit, weiß: Martensit)