
Benjamin Bode

Zum Verformungs- und
Ermüdungsverhalten von Elektroblech

Benjamin Bode

Zum Verformungs- und Ermüdungsverhalten von Elektroblech

Die vorliegende Arbeit wurde vom Fachbereich Maschinenbau der Universität Kassel als Dissertation zur Erlangung des akademischen Grades eines Doktors der Ingenieurwissenschaften (Dr.-Ing.) angenommen.

Gutachter: Prof. Dr. rer. nat. Angelika Brückner-Foit
Prof. Dr.-Ing. Adrian Rienäcker

Tag der mündlichen Prüfung: 20. Mai 2019

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek
Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen
Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über
<http://dnb.dnb.de> abrufbar.

Zugl.: Kassel, Univ., Diss. 2019
ISBN 978-3-7376-0774-2 (print)
ISBN 978-3-7376-0775-9 (e-book)
DOI: <http://dx.medra.org/10.19211/KUP9783737607759>
URN: <https://nbn-resolving.org/urn:nbn:de:0002-407750>

© 2019, kassel university press GmbH, Kassel
www.upress.uni-kassel.de

Printed in Germany

Danksagung

Diese Arbeit entstand während meiner Zeit als wissenschaftlicher Mitarbeit am Institut für Werkstofftechnik (IfW) der Universität Kassel in der Arbeitsgruppe Qualität und Zuverlässigkeit.

An dieser Stelle danke ich den Personen, die zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben:

Frau Prof. Dr. rer. nat. A. Brückner-Foit danke ich für das spannende Thema der Mikromechanik mit den Methoden Kristallplastizität und zyklischem Kohäsivzonenmodell und die Bereitschaft zur Diskussion. Ich bedanke mich für den großen Gestaltungsspielraum bei der Bearbeitung des 3-jährigen Industrieprojekts, die Möglichkeit zum Forschungsaufenthalt in den USA und für die Möglichkeit der Teilnahme am Forschungsaufenthalt am SPring-8 Synchrotron-Ring in Japan.

Herrn Professor Dr.-Ing. A. Rienäcker danke ich für die Anfertigung des zweiten Gutachtens. Herrn Professor Dr.-Ing. B. Scholtes und Herrn Prof. Dr.-Ing. S. Böhm danke ich für Ihr Mitwirken in der Prüfungskommission.

Bei Frau Y. Xue, PhD, bedanke ich mich für die Einführung in die Grundlagen der Kristallplastizität und dass ich Sie an der Utah State University besuchen konnte. Hier sei auch den beiden Studenten Tong Li und Chong Teng für gute Zeit an der USU gedankt.

Ich bedanke mich bei Herrn Dr.-Ing. P. Eisenlohr, Herrn Dr. rer. nat. F. Roters und Herrn Dr.-Ing. M. Diehl vom Max-Planck Institut Eisenforschung für Erläuterungen und Diskussionen zu DAMASK. Es war mir eine große Freude dieses umfassende Software-Paket zu nutzen und zur Weiterentwicklung des Skriptpakets für Abaqus beigetragen zu haben.

Herrn Professor Dr.-Ing. M. Kuna und Herrn Dr.-Ing. S. Roth von der TU Bergakademie Freiberg danke ich für die zur Verfügungsstellung des zyklischen Kohäsivzonenmodells. Herrn Dr.-Ing S. Roth danke ich zusätzlich für die hilfreichen Diskussionen.

Weiter bedanke ich mich bei Herrn R. Quey, PhD, (CNRS) für das Software-Paket neper zur Generierung von polykristallinen Mikrostrukturen und für die schnelle und unkomplizierte Erweiterung um die 2D-Periodizität.

Bei allen Mitarbeitern des IfW bedanke ich mich für die stets sehr gute Arbeitsatmosphäre und Kooperationsbereitschaft. Im Besonderen bedanke ich mich bei: Rolf

Diederich, Jörg Fisseler, Heike Hammann, Ralf Herbold, Rainer Hunke, Pascal Pitz, Herrn Rehbaum, Jens von Schumann, Christoph Skotarek, Tobias Stein, Waldemar Wessel und Lisa Zellmer sowie bei den Studenten Michael Bayer, Alexander Belitzki, Tobias Bode und René-Christian Pohl.

Schließlich bedanke ich mich bei den mir wichtigsten Menschen: meinen Eltern, meiner Schwester und meinen Freunden. Ihr habt mich immer unterstützt – DANKE.

Benjamin Bode

Kurzfassung

In dieser Arbeit wird das Verformungs- und Ermüdungsverhalten von nichtkornorientiertem, hoch siliziumhaltigem Elektroblech für den Einsatz in der Elektromobilität untersucht.

Zunächst werden für drei Bleche mit unterschiedlichem Siliziumgehalt die mechanischen Kennwerte in Raumtemperaturzugversuchen bestimmt und es wird das Verformungsverhalten mit der Methode der optischen Verformungsmessung, umgesetzt in GOM/ARAMIS, analysiert. Das Blech der höchsten Festigkeit und mit dem höchsten Siliziumgehalt wird in einem weiteren Schritt in Warmzugversuchen bis 200 °C geprüft und die Temperaturabhängigkeit der Festigkeitskennwerte dargestellt.

Mit mikromechanischen Modellierungs- und Berechnungsmethoden werden die Werte der Materialparameter des phänomenologischen, kristallplastischen Materialgesetzes in DAMASK (Düsseldorf Advanced Material Simulation Kit) für das höchstfeste Blech ermittelt. Es werden Schnittstellen zwischen Software zur Erzeugung repräsentativer Volumenelemente (RVE), einer Umsetzung des Levenberg-Marquardt-Verfahrens, DAMASK und Abaqus zu einem Gesamtpaket für die Parameterbestimmung kombiniert.

Das Ermüdungsverhalten des hoch siliziumhaltigen Elektroblechs wird mit Standardproben, gestanzten Proben (Stanzprobe) und Proben mit Clinchpunkt (Clinchprobe) für Spannungsverhältnisse $R > 0$ untersucht. Ziel ist die Ermittlung der Versagensmechanismen und die Konstruktion der Haigh-Diagramme unter Berücksichtigung fertigungsbedingter Einflüsse auf das Ermüdungsverhalten.

Mit einem zyklischen Kohäsivzonenmodell kann das Ablöseverhalten versagensrelevanter Partikel aus der FeSi-Matrix nachgebildet werden. In einer Variantenuntersuchung wird zudem der Einfluss der Mikrostruktur in Form lokaler Orientierungsänderungen auf das Ablöseverhalten vorgestellt.

Abschließend ermöglicht eine weitere Schnittstelle die Auswertung kristallplastischer Berechnungsergebnisse mit der Analytiksoftware TSL OIM. Die exemplarische Auswertung der zuvor berechneten RVEs zeigt, dass die Kornfragmentierung mit einem Materialmodell abgebildet werden kann. Die Schnittstelle eröffnet Analysemöglichkeiten mikromechanischer Berechnungen und Experimente.

Abstract

This thesis is about the deformation and fatigue behaviour of nonoriented electrical steel sheet with high silicon content which is a good candidate for being used in traction motors of electric cars.

At the beginning three electrical steel sheets with significant differences in silicon content are investigated. The effect of silicon content on the mechanical properties is shown by doing tensile test at room temperature. The deformation behavior at room temperature was analysed with digital image correlation, using the GOM/ARA-MIS hardware and software system. To investigate the temperature dependence of mechanical properties tensile test at temperatures up to 200 °C were performed with the electrical steel sheet of highest Si content.

Micromechanical modelling and calculation methods are used to determine the properties of the phenomenological crystal plasticity material model implemented in DAMASK (Düsseldorf Advanced Material Simulation Kit) in case of the high strength electrical steel. Different software packages of RVE creation, a Levenberg-Marquardt optimization algorithm written in python, DAMASK and Abaqus are combined to a new package for parameter determination.

The fatigue behavior of the electrical steel with high silicon content is investigated by using a so called standard specimen and a specimen taken directly from the traction motor. Both specimen types are tested with stress ratios $R > 0$. The purpose of the fatigue tests is to analyse the fatigue mechanisms of electrical steel and to create the Haigh-diagram for motor design.

The fatigue mechanism of particle debonding from the FeSi matrix is modeled by using a cyclic cohesive zone model. The influence of the local microstructure on the particle debonding could be shown by varying the local grain orientations.

Finally, an interface between Abaqus odb-file and TSL OIM ang-file enables the post processing of crystal plasticity finite element results with the analytics software TSL OIM and other software using ang-file format, respectively. The RVEs of a previous chapter are used to show that crystals plasticity materials models capture deformation effects like grain fragmentation. The interface gives new possibilities to compare micromechanical calculation and experimental results.

Inhalt

1	Einleitung und Motivation	1
2	Grundlagen	3
2.1	Verformung metallischer Werkstoffe	3
2.2	Kontinuumsmechanik	5
2.2.1	Kinematische Grundlagen	5
2.2.2	Statische Grundlagen	8
2.3	Kristallplastizität mit phänomenologischem Materialgesetz	10
2.4	Homogenisierung.....	13
2.4.1	Mean-field Verfahren.....	14
2.4.2	Grain-cluster Verfahren.....	15
2.4.3	Computational Homogenisation Verfahren	15
2.5	Optimierungsverfahren.....	19
2.6	Schwingfestigkeit und Ermüdungsverhalten.....	20
2.6.1	Wöhler-Kurve und Haigh-Diagramm	20
2.6.2	Ermüdungsverhalten von Elektroblech und FeSi-Legierungen.....	22
2.7	Zyklisches Kohäsivzonenmodell	24
3	Der Werkstoff Elektroblech	31
3.1	Anwendung und Herstellung	31
3.2	Eigenschaften FeSi-Legierungen	33
3.3	Vorliegender Werkstoff.....	36
4	Probengeometrien.....	42
4.1	Proben für quasistatische Versuche.....	42
4.2	Proben für Wöhlerversuche.....	42
4.2.1	Standardprobe	42
4.2.2	Bauteilnahe Proben.....	44
4.3	Virtuelle Proben	47
4.3.1	Repräsentatives Volumenelement für CPFEM	47
4.3.2	2D-RVE für CCZM.....	51

5	Verformungsverhalten unter quasistatischer Beanspruchung.....	54
5.1	Verformungsverhalten bei Raumtemperatur	54
5.2	Verformungsverhalten bei höheren Temperaturen	61
5.3	Modellierung des Verformungsverhaltens	65
5.3.1	Modellaufbau.....	65
5.3.2	Bestimmung der Materialparameter mit CPFEM.....	66
6	Schädigungsverhalten unter zyklischer Beanspruchung.....	71
6.1	Ermüdungsverhalten von Elektroblech.....	71
6.1.1	Standardproben	71
6.1.2	Bauteilnahe Proben mit gestanzter Kante	77
6.1.3	Bauteilnahe Proben mit Clinchpunkt	81
6.2	Anwendung der CCZM zur Berechnung der Schädigung an AlN-Partikeln	83
7	Auswertung CPFEM mit OIM	90
7.1	Schnittstelle zwischen Abaqus und OIM.....	90
7.2	Kornfragmentierung in CPFEM	94
7.3	Anwendung auf reale Mikrostrukturgeometrie.....	101
8	Zusammenfassung.....	104
9	Literaturverzeichnis	108
10	Anhang	117

Notationen

Abkürzungen

CCZM	zyklisches Kohäsivzonenmodell (cyclic cohesive zone model)
CPFEM	Crystal Plasticity Finite Element Method
CZE	Kohäsivzonenelement (cohesive zone element)
DAMASK	Düsseldorf Advanced Materials Simulation Kit
EBSD	Electron Backscatter Diffraction
FEM	Finite Elemente Methode
FFT	Fast-Fourier-Transformation
FKM	Forschungskuratorium Maschinenbau
GROD	Grain Reference Orientation Distribution
IPF	Inverse Polfigure
KAM	Kernel Average Misorientation
kfz	kubischflächenzentriert
krz	kubischraumzentriert
odb	Output Database
ODF	Orientation distribution function
OG	Obergrenze
OIM	Orientation Imaging
RVE	Repräsentatives Volumenelement
TSE	Traktion-Separation-Envelope
UEL	User Element
UG	Untergrenze
UMAT	User Material

Schreibweise von Tensoren

Skalare	a (Tensor 0. Stufe)
Vektoren	\mathbf{a} (Tensor 1. Stufe)
Tensoren	\mathbf{A} (Tensor 2. Stufe) und $^{(n)}\mathbf{A}$ für Tensoren 3. Stufe und höher

Lateinische Formelzeichen

x, y	Ortsvektoren	mm
u	Verschiebungsvektor	mm
t	Zeit	s
F	Deformationsgradient (UMAT)	-
F, f	Kraft, Knotenreaktionskraft	N
t	Spannungsvektor	MPa
A	Fläche	mm ²
P	erster Piola-Kirchhoff-Spannungstensor	MPa
S	zweiter Piola-Kirchhoff-Spannungstensor	MPa
L	Geschwindigkeitsgradient (DAMASK)	1/s
m	Gleitrichtungsvektor	-
n	Normalenvektor einer Ebene	-
D	Schädigungsvariable (CCZM)	-
\bar{D}	fundamentale Schädigungsvariable (CCZM)	-
$t_0^{(e)}$	Dauerfestigkeit (CCZM)	MPa
t_0	Kohäsivfestigkeit (CCZM)	MPa
f	Frequenz	Hz
e	Elementgröße	mm
V_0	Volumen in der Referenzkonfiguration	mm ³
V	Volumen in der Momentankonfiguration	mm ³

Griechische Formelzeichen

$\varepsilon, \omega, \beta, \gamma$	Formparameter der Spannungs-Separation Hüllkurve - (CCZM)	-
α, β	Gleitsystembezeichnung (DAMASK)	-
$\tau, \dot{\tau}$	Schubspannung, Schubspannungsrate (DAMASK)	MPa, MPa/s
$\gamma, \dot{\gamma}$	Scherung, Scherrate (DAMASK)	-, 1/s
σ	wahrer Spannungstensor	MPa
α	Parameter zur Definition des Dauerfestigkeitsgebiets - (CCZM)	-
κ	Entlastungsverhalten (CCZM)	-
μ	Öffnung bei Druck(CCZM)	-
ρ	Entwicklungsparameter der Fundamentalschädigung - (CCZM)	-

ν	Querkontraktionszahl	-
δ, δ_c	Separation, kritische Separation (CCZM)	mm
Γ	Rand des RVEs (CPFEM), Potential der kohäsiven Zone (CCZM)	

Verwendete Software

FEM	Abaqus 6.11-1
CPFEM	DAMASK 3108
CCZM	UEL-Version vom 07.07.2015 + Abaquser 2.1
RVE-Generator	neper 2.0.1
Scripting	Python 2.7, numpy-1.9.0, scipy-0.14.0

1 Einleitung und Motivation

Der Werkstoff Elektroblech, auch als Elektroband oder in der englischen Literatur mit electrical steel, silicon iron oder silicon steel bezeichnet, wird in weiten Bereichen der Elektroindustrie verwendet. Typische Anwendungsgebiete sind elektrotechnische Bauteile in der Energieumwandlung und Energieverteilung (Generatoren, Transformatoren), in der Leistungselektronik und elektrische Antriebe (Elektromotoren). Elektroblech wird wegen der elektrischen und magnetischen Eigenschaften eingesetzt, um elektrische und magnetische Felder zu leiten oder zu verstärken. Daraus leitet sich ab, dass die Werkstoffentwicklung durch die Optimierung der elektrischen und magnetischen Eigenschaften getrieben ist, das mechanische Verhalten stand bisher nicht an erster Stelle.

Im industriellen Einsatz werden Elektromotoren mit maximalen Drehzahlen von 5.000 bis 8.000 Umdrehungen pro Minute betrieben. Sie haben je nach Anwendungsgebiet definierte Anfahrkennlinien und arbeiten überwiegend mit konstanter Drehzahl, z.B. in Förderanlagen. [1]

Ein neues Anwendungsgebiet ist der Einsatz von Elektromotoren als Alleinantrieb oder unterstützender Antrieb (Hybridfahrzeug) in PKW und leichten LKW im Rahmen der Elektromobilität. Neben den elektrischen und magnetischen Eigenschaften spielen auch die mechanischen Eigenschaften von Elektroblech für die sichere Auslegung der Antriebskomponenten in Fahrzeugen eine entscheidende Rolle. Die maximalen Drehzahlen sind wesentlich höher als bei Industriemotoren [1]. Zusätzlich treten durch Beschleunigungsvorgänge zeitlich veränderliche Lasten auf. Daraus folgt, dass der Werkstoff Elektroblech im Rotor nicht mehr überwiegend statisch beansprucht wird, sondern auch zyklischer Beanspruchung unterworfen ist. Für die mechanische Auslegung eines Motordesigns als Fahrzeugantrieb bedeutet das, dass sowohl das quasi-statische Materialverhalten als auch das zyklische Materialverhalten beachtet und untersucht werden muss. Aber auch die Verarbeitung der sehr dünnen Bleche stellt zunehmend Herausforderungen an andere ingenieurwissenschaftliche Disziplinen dar, z.B. die Stanztechnik [2]. Somit kann man Elektroblech aus mehrfacher Sicht als Multifunktionswerkstoff bezeichnen.

Diese Arbeit spannt am Beispiel von Elektroblech einen weiten Bogen von den mikromechanischen Berechnungsmethoden Kristallplastizität und zyklischer Kohäsionszone bis zur praktischen Bestimmung der Festigkeitskennwerte für Elektroblech in

Zug- und Wöhlerversuchen, die direkt für die konstruktive Auslegung von Elektromotoren verwendet werden können.

Das Kapitel 2 stellt die Grundlagen für diese Arbeit vor. Präsentiert wird das Verformungs- und Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe und wie dieses Verhalten mit den Methoden der Kristallplastizität und zyklischer Kohäzivzonen mit der FEM modelliert werden kann. Der Werkstoff Elektroblech wird in Kapitel 3 dargestellt. Alle Probegeometrien, die in dieser Arbeit verwendet wurden, fasst Kapitel 4 zusammen. Es umfasst die Geometrien der Zug- und Wöhlerversuche, aber auch den Aufbau der FE-Modelle für die Anwendung der mikromechanischen Methoden. Kapitel 5 stellt anschließend die Ergebnisse der Zugversuche bei Raumtemperatur und bis 200 °C sowie die Ergebnisse der Zugversuche mit optischer Verformungsmessung vor. Die Bestimmung der Materialparameter für das kristallplastische Materialmodell DAMASK ist hier zu finden. Das Ermüdungsverhalten von Elektroblech beleuchtet Kapitel 6. Die Versuche werden an reinen Blechproben und an bauteilnahen Proben durchgeführt. Ziel ist den Einfluss gestanzter Konturen und der Clinchverbindung auf das Ermüdungsverhalten zu ermitteln.

Den Abschluss der Arbeit bildet Kapitel 7. Hier wird eine Schnittstelle von Abaqus zur Standardsoftware für mikromechanische Experimente vorgestellt. Am Beispiel der RVE-Berechnungen aus Kapitel 5 wird gezeigt, dass mit Hilfe dieser Schnittstelle eine umfassende Auswertung von Berechnungen möglich ist und sich sehr gut zum Vergleich mit Experimenten eignet.

2 Grundlagen

2.1 Verformung metallischer Werkstoffe

Bei äußerer Belastung unterhalb einer kritischen Grenze, der Streckgrenze, verformen sich metallische Werkstoffe zunächst elastisch. Verschwindet die äußere Belastung, geht der Werkstoff ohne bleibende Verformung in seinen Ursprungszustand zurück, die Verformung ist reversibel. Auf atomarer Ebene ist die elastische Verformung metallischer Werkstoffe auf die Störung des interatomaren Bindungsgleichgewichts zurückzuführen. Die von außen einwirkenden Kräfte bewirken damit innere Spannungen. Dieser Spannungszustand wird über den Spannungstensor σ dargestellt, er ist aus Gleichgewichtsgründen symmetrisch. Durch die äußere Belastung stellt sich auch eine Formänderung ein. Sie wird über den Dehnungstensor ϵ beschrieben, er ist per Definition auch symmetrisch. Im Falle linear elastischer Verformung ist der Spannungstensor mit dem Dehnungstensor nach dem Hookeschen Gesetz über den Elastizitätstensor ⁽⁴⁾ \mathbf{C} verknüpft. Dieser hat im allgemeinen Fall 81 Einträge und reduziert sich im Fall der kubischen Kristallstruktur aus Symmetriegründen auf 3 voneinander unabhängige Konstanten, siehe Gleichung (2.1). [3–6]

$$\sigma = \mathbf{C} \epsilon \quad \text{mit} \quad \mathbf{C} = \begin{pmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{11} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{12} & C_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{44} \end{pmatrix} \quad (2.1)$$

Oberhalb der Streckgrenze verformen sich Metalle plastisch. Die plastische Verformung erfolgt durch Versetzungsbewegungen auf Gleitsystemen, die je nach Kristallstruktur verschieden sind. In Abb. 2.1 sind die in Eisen vorkommenden kubischraumzentrierten und kubischflächenzentrierten Elementarzellen dargestellt. In kfz Gitterstrukturen finden Versetzungsbewegungen auf den $\{111\}\langle 110 \rangle$ Systemen statt, in krz Gitterstrukturen kann Gleiten auf den $\{110\}\langle 111 \rangle$, $\{112\}\langle 111 \rangle$, $\{123\}\langle 111 \rangle$ und als „pencil glide“ in $\langle 111 \rangle$ -Richtung ohne kristallographische Ebenen stattfinden. Die Qualität der Gleitsysteme entscheidet dabei über die Verformbarkeit des Metalls. Die Qualität, definiert über die Packungsdichte, ist für kfz-Metalle am höchsten.

Um Versetzungen bewegen zu können, muss eine ausreichend hohe Schubspannung auf der Gleitebene in die Gleitrichtung wirken. Diese kritische Schubspannung wird über den Schmid-Faktor nach Gleichung (2.2) aus der wirkenden Zugspannung im uniaxialen Zug (darin in κ der Winkel zwischen Zugkraft und Normalenvektor der Gleitebene und λ der Winkel zwischen Kraft und Gleitrichtung) bzw. über Gleichung (2.19) aus dem Spannungstensor berechnet. Die kritische Schubspannung ist auf das von Versetzungen erzeugte elastische Spannungsfeld und Wechselwirkungseffekte der Versetzungen untereinander zurückzuführen. [4]

$$\tau = \sigma \cdot \cos(\kappa) \cdot \cos(\lambda) = \sigma \cdot m \quad (2.2)$$

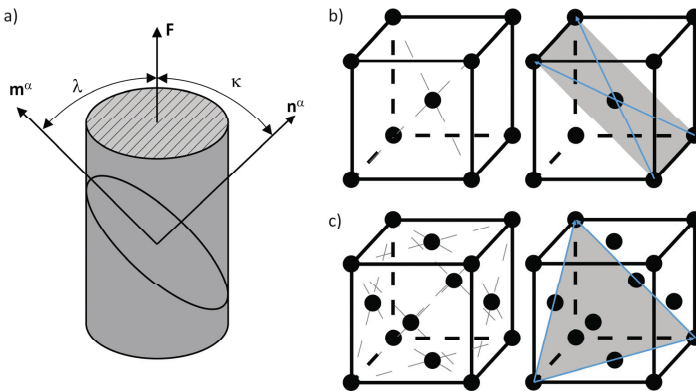


Abb. 2.1: Plastische Verformung am Einkristall, a) Schmid-Faktor, b) krz Elementarzelle mit Gleitsystem, c) kfz Elementarzelle mit Gleitsystem [4, 5]

Wird die kritische Schubspannung durch eine reine Scherbelastung hervorgerufen, ändert sich die Gitterorientierung nicht. Im Allgemeinen ändert sich die Orientierung eines Kristalls aufgrund der äußeren Randbedingungen. Im einachsigen Zugversuch an einem Einkristall, wie in Abb. 2.1 dargestellt, würde bei Einfachgleitung die Gleitrichtung \mathbf{m}^α in Richtung der feststehenden Zugachse \mathbf{F} wandern und der Kristall eine Starrkörperrotation ausführen [7]. Bei Doppel- oder Mehrfachgleitung erfolgt die Rotation der resultierenden Gleitrichtung in Richtung der Zugachse. [4]

Die Orientierungsänderung bewirkt die Änderung des Schmid-Faktors für die einzelnen Gleitsysteme, sodass bei ausreichend hoher Rotation andere Gleitsysteme aktiviert werden können und Mehrfachgleitung einsetzt. Bereits vorher finden Verset-

zungsbewegungen auf sekundären Gleitsystemen durch die Spannungsfelder auf primären Gleitsystemen aktiver Versetzungen statt und tragen damit zur Verfestigung bei [4]. Die gegenseitige Verfestigung auf Gleitsystemen wird in der Modellierung mit kristallplastischen Modellen beispielsweise über die Gleichung (2.21) abgebildet. Die Verfestigungsmatrix $q^{\alpha\beta}$ beschreibt die Verfestigungswirkung von Gleitsystem β auf ein System α für den Fall, dass β ein primäres System ($q = 1,0$) bzw. sekundäres System ($q = 1,4$) ist.

Während sich ein Einkristall den beschriebenen Mechanismen entsprechend frei verformen kann, ist ein Vielkristall der Einschränkung unterworfen, dass der Zusammenhalt im Gefüge erhalten werden muss, er muss mit der Umgebung interagieren. Diese Interaktion bzw. Formänderung ist nur durch Mehrfachgleitung möglich. Im dreidimensionalen Fall ist eine beliebige Formänderung durch die Aktivierung von mindestens fünf unabhängigen Gleitsystemen möglich [8]. Diese 5 Gleitsysteme müssen nicht über den gesamten Kristall identisch sein. Je nach Nachbarkorn können an den Korngrenzen andere Gleitsystemkombinationen aktiv sein als im Korninnern [4]. Die Kombination der Gleitsysteme beeinflusst damit die Orientierungsänderung des Gitters, die sich beispielweise mit mikroanalytischen Verfahren (EBSD) messen und auswerten lassen. Kapitel 2.3 erläutert, wie die hier beschriebenen Mechanismen in Materialmodellen abgebildet werden.

2.2 Kontinuumsmechanik

2.2.1 Kinematische Grundlagen

Die Kontinuumsmechanik betrachtet Größen wie Dichte, Temperatur, Verschiebungen, Geschwindigkeiten, Beschleunigungen, Verzerrungen und Spannungen innerhalb eines Kontinuums. Es handelt sich dabei um Feldgrößen, die ortsabhängig und ggf. zeitabhängig sind. [9]

Bei der Beschreibung dieser Feldgrößen wird zwischen der körperbezogenen (Lagrangesche) Darstellung und der raumbezogenen (Eulersche) Darstellung unterschieden. Bei der Lagrangeschen Darstellung befindet sich der Beobachter an einer festen Position des Kontinuums und beobachtet stets das gleiche Teilchen, wohingegen sich der Beobachter bei der Eulerschen Betrachtung an einem festen Punkt im Raum befindet. Da die Feldgrößen oft von der Zeit abhängen, unterscheidet man weiter zwischen der Ausgangskonfiguration zum Zeitpunkt $t_0 = 0$ und der Momentankonfiguration für $t > 0$.

Ein Körper befindet sich zum Zeitpunkt $t_0 = 0$ im unbelasteten Zustand B_0 . Zum Zeitpunkt $t > t_0$ wirkt eine äußere Kraft \mathbf{F} auf den Körper, in dessen Folge die Teilchen des Körpers eine Verschiebung $\mathbf{u} = \mathbf{y} - \mathbf{x}$ erfahren, dies zeigt Abb. 2.2. Betrachtet man den Abstand $d\mathbf{x}$ zweier Punkt in der Ausgangskonfiguration und den Abstand $d\mathbf{y}$ dieser Punkte in der Momentankonfiguration, werden beide über den Deformationsgradienten \mathbf{F} verknüpft. [10]

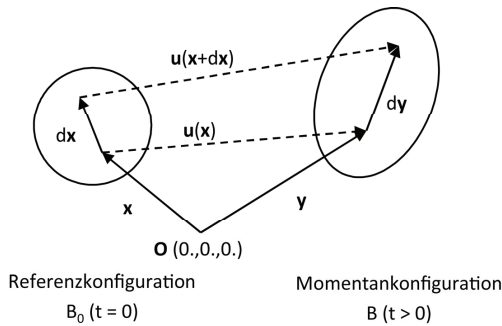


Abb. 2.2: Ausgangs- und Momentankonfiguration

Der Deformationsgradient ist definiert als die partielle Ableitung der Koordinaten eines Materialpunktes in der Momentankonfiguration bezogen auf die Ausgangskonfiguration:

$$d\mathbf{y} = \frac{\partial \mathbf{y}}{\partial \mathbf{x}} d\mathbf{x} = \mathbf{F} d\mathbf{x} \quad (2.3)$$

Umgekehrt kann mit dem inversen Deformationsgradienten \mathbf{F}^{-1} ein Linienelement von der Momentan- in die Ausgangskonfiguration überführt werden:

$$d\mathbf{x} = \frac{\partial \mathbf{x}}{\partial \mathbf{y}} d\mathbf{y} = \mathbf{F}^{-1} d\mathbf{y} \quad (2.4)$$

Der Deformationsgradient ist in der Regel von Materialpunkt zu Materialpunkt unterschiedlich. Nur bei einer homogenen Verformung ist \mathbf{F} in allen Punkten des betrachteten Körpers identisch. Außerdem ist der Deformationsgradient nicht symmetrisch, da er die Verzerrungen und die Starrkörperbewegung eines Materialpunktes charakterisiert.

Über die polare Zerlegung kann der Deformationsgradient in den Verzerrungsanteil und den Rotationsanteil zerlegt werden:

$$\mathbf{F} = \mathbf{V} \mathbf{R} = \mathbf{R} \mathbf{U} \tag{2.5}$$

Nach [9] beinhaltet \mathbf{R} die Rotation, \mathbf{V} ist der linke Strecktensor, \mathbf{U} ist der rechte Strecktensor. \mathbf{R} ist ein eigentlich orthogonaler Tensor. Die beiden Tensoren \mathbf{U} und \mathbf{V} sind symmetrische positiv definite Tensoren. Dies ermöglicht, dass aus \mathbf{U} und \mathbf{V} weitere Tensoren und Dehnungsmaße abgeleitet werden können, Tab. 2.1 fasst diese zusammen. Für die Herleitung sei auf [9] und [11] verwiesen.

Tab. 2.1: Verformungs- und Dehnungsmaße nach [11]

Größe	Bezeichnung
$\mathbf{U} = \left(\mathbf{F}^T \mathbf{F}\right)^{\frac{1}{2}}$	rechter Strecktensor
$\mathbf{V} = \left(\mathbf{F} \mathbf{F}^T\right)^{\frac{1}{2}}$	linker Strecktensor
$\mathbf{C} = \mathbf{U}^2$	rechter Cauchy-Green-Tensor
$\mathbf{B} = \mathbf{V}^2$	linker Cauchy-Green-Tensor
$\mathbf{E} = \frac{1}{2} \left(\mathbf{F}^T \mathbf{F} - \boldsymbol{\delta}\right)$	Green-Lagrange-Dehnung
$\mathbf{H} = \ln(\mathbf{U}) = \frac{1}{2} \ln(\mathbf{C})$	logarithmische Dehnung (Lagrange)
$\mathbf{H} = \ln(\mathbf{V}) = \frac{1}{2} \ln(\mathbf{B})$	logarithmische Dehnung (Euler)
$\det(\mathbf{F}) = \frac{dV}{dV_0} = \frac{\rho_0}{\rho}$	Determinante des Deformationsgradienten, dV = Volumenelement, ρ = Dichte

Zusätzlich zum Deformationsgradienten ist der Geschwindigkeitsgradient eine wichtige Größe. Er beschreibt die Änderung des Abstands $d\mathbf{u}$ zweier benachbarter Materialpunkte in der Momentankonfiguration in Abhängigkeit von der Zeit. Mit

$$\mathbf{v} = \frac{d}{dt} \mathbf{u} = \dot{\mathbf{u}} \tag{2.6}$$

ist der Geschwindigkeitsgradient \mathbf{L} definiert als

$$\mathbf{L} = \frac{\partial \mathbf{v}}{\partial \mathbf{y}} = \dot{\mathbf{F}} \mathbf{F}^{-1} \tag{2.7}$$

2.2.2 Statische Grundlagen

Analog zu den vorgestellten Verzerrungstensoren gibt es auch verschiedene Spannungstensoren, die hier kurz vorgestellt werden [11]. Die auf einen Körper wirkenden Kräfte, z.B. Volumen-, Flächen-, und Einzelkräfte, bewirken im Inneren des Körpers einen Beanspruchungszustand. Dieser Beanspruchungszustand ist im Allgemeinen in jedem Punkt \mathbf{x} des Körpers unterschiedlich und kann durch den Spannungstensor beschrieben werden. Der Spannungstensor ergibt sich aus dem Spannungsvektor. Auf einer gedachten Schnittfläche $\Delta A(\mathbf{x}, \mathbf{n}, t)$ soll eine Schnittkraft $\Delta \mathbf{f}(\mathbf{x}, t)$ wirken. Der Spannungsvektor \mathbf{t} in Richtung \mathbf{n} ergibt sich, wenn man die Schnittfläche gegen 0 gehen lässt (der Momentenvektor $d\mathbf{m}$ verschwindet beim Übergang von $\Delta A \rightarrow dA$):

$$\mathbf{t}(\mathbf{x}, \mathbf{n}, t) = \lim_{\Delta A \rightarrow 0} \frac{\Delta \mathbf{f}(\mathbf{x}, t)}{\Delta A(\mathbf{x}, \mathbf{n}, t)} = \frac{d\mathbf{f}_i(\mathbf{x}, t)}{dA(\mathbf{x}, \mathbf{n}, t)} \quad (2.8)$$

Damit ergibt sich der Spannungsvektor, der vom Ort, der Zeit und der Orientierung des Flächenelements abhängig ist. Für jede Orientierung des Flächenelements gilt ein neuer Spannungsvektor. Um den Spannungszustand eindeutig festzulegen, genügen 3 senkrecht aufeinander stehende Flächenelemente und die zugehörigen Spannungsvektoren.

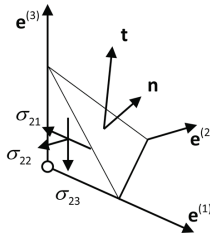


Abb. 2.3: Spannungen am Tetraeder nach [11]

Abb. 2.3 zeigt ein Volumenelement dV im Punkt P , das Kräftegleichgewicht in $\mathbf{e}^{(2)}$ -Richtung ergibt:

$$t_2 dA - \sigma_{12} n_1 dA - \sigma_{22} n_2 dA - \sigma_{32} n_3 dA = 0 \quad (2.9)$$

Allgemein folgt:

$$\mathbf{t}(\mathbf{x}, \mathbf{n}, t) = \boldsymbol{\sigma}(\mathbf{x}, t) \mathbf{n} \Leftrightarrow t_i = \sigma_{ji} n_j, \quad i, j, k = 1, 2, 3 \quad (2.10)$$

Gleichung (2.10) ist das Cauchysche Fundamentaltheorem und stellt den Zusammenhang zwischen dem von \mathbf{n} abhängigen Spannungsvektoren \mathbf{t} und dem Spannungstensor $\boldsymbol{\sigma}$ her. Der Spannungszustand im Punkt P kann also durch die 3 Spannungsvektoren \mathbf{t} oder den Spannungstensor $\boldsymbol{\sigma}$ dargestellt werden. Dabei gelten folgende Definitionen:

- Spannungskomponenten rechtwinklig zur Schnittfläche sind Normalspannungen ($i = j$)
- Spannungskomponenten in der Schnittfläche sind Schubspannungen ($i \neq j$)
- Spannungen sind positiv, wenn ihre Komponenten für ein positives (negatives) Schnittufer in positive (negative) Richtung der Koordinatenachsen zeigen

Der Cauchy-Spannungstensor ist ein wahrer Spannungstensor, seine Koordinaten beziehen sich auf die momentane Fläche. Er ist in der EULERSchen Beschreibung formuliert und symmetrisch.

Neben der Definition der wahren Spannung als Kraft bezogen auf die aktuelle Fläche ist die Nennspannung als Kraft bezogen auf die Ausgangsfläche von Interesse. In Materialgleichungen werden Spannungs- und Verzerrungstensoren miteinander verknüpft, dabei müssen beide entweder in Lagrangscher oder Eulerscher Form beschrieben sein. Physikalisch sind die Spannungen und Verzerrungen über die Elementararbeit verbunden.

Als Nennspannungstensoren existieren in der Kontinuumsmechanik der erste Piola-Kirchhoff-Tensor \mathbf{P} und der zweite Piola-Kirchhoff-Tensor \mathbf{S} . Beide beziehen sich folglich auf ein Flächenelement in der Ausgangskonfiguration $d\mathbf{A}_0$, welches sich über den Deformationsgradienten aus dem momentanen Flächenelement $d\mathbf{A}$ ergibt [11]:

$$d\mathbf{A}_0 = \frac{1}{\det(\mathbf{F})} \mathbf{F} d\mathbf{A} \quad (2.11)$$

So ist der erste Piola-Kirchhoff \mathbf{P} Spannungstensor definiert als:

$$d\mathbf{f} = \mathbf{P} d\mathbf{A}_0 \quad (2.12)$$

Der Nachteil von \mathbf{P} ist, dass er nicht symmetrisch ist. Deshalb wird der zweite Piola-Kirchhoff Spannungstensor als Hilfstensor definiert. Dazu wird zunächst der aktuelle Kraftvektor $d\mathbf{f}$ zu $d\mathbf{f}_0$ mit dem Deformationsgradienten \mathbf{F} in die Ausgangskonfiguration überführt:

$$d\mathbf{f}_0 = \mathbf{F}^{-1} d\mathbf{f} \tag{2.13}$$

Daraus ergibt sich der symmetrische 2. Piola-Kirchhoff Spannungstensor:

$$d\mathbf{f}_0 = \mathbf{S} d\mathbf{A}_0 \tag{2.14}$$

Tab. 2.2 fasst die Spannungstensoren und wie sie miteinander in Beziehung stehen zusammen.

Tab. 2.2: Spannungstensoren [11]

Größe	Bezeichnung
$\boldsymbol{\sigma}$	Cauchy-Spannungstensor (wahre Spannung)
$\mathbf{P} = \det(\mathbf{F}) \mathbf{F}^{-1} \boldsymbol{\sigma}$	1. Piola-Kirchhoff-Tensor (Nennspannung)
$\mathbf{S} = \det(\mathbf{F}) \mathbf{F}^{-1} \boldsymbol{\sigma} \mathbf{F}^{-1}$	2. Piola-Kirchhoff-Tensor (Nennspannung)

2.3 Kristallplastizität mit phänomenologischem Materialgesetz

Das hier verwendete Materialmodell ist DAMASK des Max-Planck-Instituts für Eisenforschung (MPIE) in Düsseldorf. Die hier dargestellten Zusammenhänge und Gleichungen sind aus der zugehörigen Dokumentation [12] und Literatur [10, 13] sowie aus [14] und [7] entnommen.

Das vorherige Kapitel hat die notwendigen Begriffe der Kontinuumsmechanik eingeführt. Dabei war es nicht von Interesse wie der betrachtete Materialpunkt von der Ausgangskonfiguration in die Momentankonfiguration übergeht. Kapitel 2.1 hat das Verformungsverhalten metallischer Werkstoffe vorgestellt und gezeigt, dass sich diese zunächst elastisch und dann plastisch verformen. Die plastische Verformung soll hier nur auf Versetzungsbewegungen basieren.

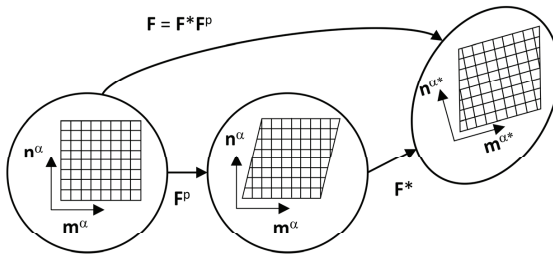
Es wird, Taylor folgend, angenommen, dass das Material aufgrund der Versetzungsbewegung bei Scherung durch das Kristallgitter „hindurchfließt“ und das Kristallgitter dadurch in seiner Orientierung nicht verändert wird, vgl. Kapitel 2.1. Das Gitter selbst unterliegt lediglich einer elastischen Deformation. Danach gibt es zwei physikalische Mechanismen für Verformung und Orientierungsänderung: Versetzungsbewegung und Gitterdeformation. Die Gitterdeformation beinhaltet die elastischen Gitterver-

zerrungen und die aus Randbedingungen und Kompatibilitätsanforderungen resultierenden Starrkörperrotationen der Kristalle. Aus diesen drei Anteilen setzt sich der gesamte Deformationsgradient nach Gleichung (2.15) zusammen. [7]

$$\mathbf{F} = \mathbf{F}^e \mathbf{F}^R \mathbf{F}^p \quad (2.15)$$

Im Allgemeinen wird der Deformationsgradient nach Gleichung (2.16) zerlegt. Der plastische Deformationsgradient \mathbf{F}^p beinhaltet die Verformung aufgrund der Versetzungsbewegung im Kristall, \mathbf{F}^p überführt die Ausgangskonfiguration in die sogenannte Zwischenkonfiguration, sie ist lastfrei. Im nächsten Schritt enthält \mathbf{F}^* die elastische Verzerrung und die Starrkörperrotation des Gitters und überführt die Zwischenkonfiguration in die Momentankonfiguration, siehe auch Abb. 2.4 und [14].

$$\mathbf{F} = \mathbf{F}^* \mathbf{F}^p \quad (2.16)$$



Ausgangskonfiguration Zwischenkonfiguration Momentankonfiguration

Abb. 2.4: Ausgangs-, Zwischen- und Momentankonfiguration, nach [14]

Die Rate des plastischen Deformationsgradienten ist gegeben durch Gleichung (2.17) :

$$\dot{\mathbf{F}}^p = \mathbf{L}^p \mathbf{F}^p \quad (2.17)$$

Dabei ist der plastische Geschwindigkeitsgradient \mathbf{L}^p nach Gleichung (2.18) in der Zwischenkonfiguration definiert:

$$\mathbf{L}^p = \sum_{\alpha=1}^N \dot{\gamma}^{\alpha} \mathbf{m}^{\alpha} \otimes \mathbf{n}^{\alpha} \quad (2.18)$$

Darin ist α die Kennzeichnung eines aktiven Gleitsystems (nicht als Exponent anzusehen), $\dot{\gamma}_0^{\alpha}$ die Scherrate dieses Systems, \mathbf{m}^{α} bezeichnet die Gleitrichtung, \mathbf{n}^{α} ist der

Normalenvektor der Gleitebene und \otimes bezeichnet das dyadische Produkt der beiden Einheitsvektoren. N ist die Anzahl der aktiven Gleitsysteme.

Phänomenologische Materialgesetze benutzen zur Beschreibung des Materialzustands g^α in der Regel nur die Schubspannung. Die in einem Gleitsystem α wirkende Schubspannung τ^α errechnet sich dabei über das Schmid'sche Schubspannungsgesetz (vgl. 2.1) mit dem doppelten Skalarprodukt nach Gleichung (2.19), darin ist \mathbf{S} der zweite Piola-Kirchoff Spannungstensor und der Klammerausdruck ist das dyadische Produkt aus den Einheitsvektoren der Gleitrichtung und -ebene.

$$\tau^\alpha = \mathbf{S} \cdot (\mathbf{m}^\alpha \otimes \mathbf{n}^\alpha) \quad (2.19)$$

Die Abaqus-UMAT Subroutine DAMASK [10, 13] implementiert die in [14] von Rice, Hutchinson, Asaro, Peirce und Needleman vorgeschlagenen Gleichungen.

Die Scherrate $\dot{\gamma}^\alpha$ eines Gleitsystems α ist eine Funktion der resultierenden Schubspannung τ^α und des aktuellen Materialzustands g^α , wobei g^α als Anfangswert der kritischen Schubspannung $\tau_{\text{crss}}^\alpha$ entspricht:

$$\dot{\gamma}^\alpha = \dot{\gamma}_0 \left| \frac{\tau^\alpha}{g^\alpha} \right|^{\frac{1}{m}} \text{sgn}(\tau^\alpha) \quad (2.20)$$

Die Entwicklung des Materialzustands erfolgt nach Gleichung (2.21), darin ist h_0 der Verfestigungsparameter und a der Verfestigungsexponent. Die wechselseitige Verfestigung der Gleitsysteme β auf das System α wird über die Verfestigungsmatrix $q^{\alpha\beta}$ abgebildet. Die Evolution des Materialzustands g wird über die Sättigungsschubspannung τ_{sat} begrenzt.

$$\dot{g}^\alpha = h_0 \sum_{\beta=1}^N |\dot{\gamma}^\beta| \cdot q^{\alpha\beta} \cdot \left| 1 - \frac{g^\beta}{\tau_{\text{sat}}} \right|^a \cdot \text{sgn} \left(1 - \frac{g^\beta}{\tau_{\text{sat}}} \right) \quad (2.21)$$

Die Formelzeichen des Materialgesetzes, ihre Bezeichnung und Verwendung in der Materialkonfigurationsdatei beschreibt Tab. 2.3. Details zum Integrationsverfahren und dessen Implementierung in DAMASK sind in [12, 15] und [10] aufgeführt.

Tab. 2.3: Materialparameter und Formelzeichen der UMAT-Subroutine DAMASK

Formel- zeichen	Variable in DAMASK material.config	Bezeichnung
τ_{crss}^α	tau0_slip	kritische Schubspannung
$\dot{\gamma}_0$	gdot_0	Referenzscherrate
τ_{sat}	tausat_slip	Sättigungsschubspannung
$n = \frac{1}{m}$	n_slip	Exponent für Ratensensitivität der Gleitsysteme
h_0	h0_slipslip	Verfestigungsparameter
$q^{\alpha\beta}$	interaction_slipslip	Verfestigungsmatrix, Maß für latente Verfestigung, $1,0 < q^{\alpha\beta} < 1,4$
a	a_slip	Verfestigungsexponent

2.4 Homogenisierung

Das Ziel von Homogenisierungsverfahren ist die Beschreibung des makroskopischen Materialverhaltens unter Berücksichtigung der mikroskopischen Werkstoffeigenschaften, z.B. Korngrößenverteilung, Phasenverteilung, Textur und Einschlüsse. Die Makroskala wird auch als Komponentenskala bezeichnet, die Mikroskala ist das Gefüge bzw. die Mikrostruktur des Werkstoffs. Typische Anwendungsbeispiele sind die Berechnung der Texturentwicklung bei Verformungsvorgängen (z.B. Walzen) oder die Bestimmung der mechanischen Kennwerte wie E-Modul und Streck- bzw. Dehngrenze in Abhängigkeit der Textur und Belastungsrichtung. [10]

Die Mikrostruktur kann dabei allerdings nicht direkt berücksichtigt werden, weil sie in der Regel viele Größenordnungen kleiner als die Komponentenskala ist (makroskopische Größen werden im Weiteren mit einem Überstrich gekennzeichnet, mikroskopische Größen erhalten keine zusätzliche Kennzeichnung). Um beide Skalen miteinander zu verknüpfen, wurden verschiedene Homogenisierungsverfahren entwickelt. Ein Materialpunkt $\bar{\mathbf{x}}$ wird über den makroskopischen Deformationsgradienten in die Momentankonfiguration $\bar{\mathbf{y}}$ überführt. Der Materialpunkt $\bar{\mathbf{x}}$ repräsentiert dabei ein Teilvolumen dV_0 der Komponente, dessen komplexe Mikrostruktur in der Homogenisierung durch den Teilbereich B_0 , ein repräsentatives Volumenelement (RVE), abgebildet wird, siehe Abb. 2.5. Das Materialverhalten kann modelliert werden und liefert als Antwort die Beziehung zwischen $\bar{\mathbf{F}}$ und $\bar{\mathbf{P}}$. Die makroskopischen Größen $\bar{\mathbf{F}}$

und $\bar{\mathbf{P}}$ sind als Volumenintegrale der entsprechenden mikroskopischen Größen definiert:

$$\bar{\mathbf{F}} = \frac{1}{V_0} \int_{B_0} \mathbf{F} dV_0 \quad (2.22)$$

$$\bar{\mathbf{P}} = \frac{1}{V_0} \int_{B_0} \mathbf{P} dV_0 \quad (2.23)$$

$$\text{mit } V_0 = \int_{B_0} dV_0$$

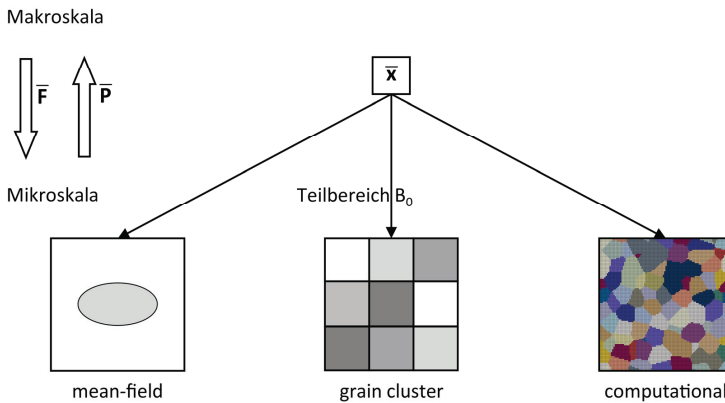


Abb. 2.5: Homogenisierungsverfahren nach [10]

Die drei Homogenisierungsverfahren nach Abb. 2.5 werden im Folgenden vorgestellt. Das mean-field und das grain-cluster Verfahren werden aus Gründen der Vollständigkeit kurz erläutert. Die detaillierte Beschreibung für das computational homogenisation Verfahren ist die Grundlage für Kapitel 5.3.

2.4.1 Mean-field Verfahren

Beim mean-field Ansatz wird die Mikrostruktur in einem Bereich B_0 als eine gegebene Anzahl von N Einschlüsse in einer Matrix angesehen. Die Verformungen und Spannungen werden nicht räumlich aufgelöst, sondern über das zugehörige Teilvolumen $V_0^{(\xi)}$ der im Materialpunkt $\bar{\mathbf{x}}$ enthaltenen Gefügebestandteile gemittelt betrachtet

(symbolisiert durch $\langle \mathbf{F} \rangle^{(\xi)}$) [10, 16]. Die Feldgrößen des makroskopischen Materialpunktes sind dann die nach Teilvolumen gewichtete Summe der mikroskopischen Größen. Für $\bar{\mathbf{F}}$ und $\bar{\mathbf{P}}$ für Gleichung (2.22) und (2.23) folgt dann:

$$\bar{\mathbf{F}} = \frac{1}{V_0} \sum_{\xi=1}^N \int_{B_0^{(\xi)}} \mathbf{F} dV_0 = \frac{1}{V_0} \sum_{\xi=1}^N V_0^{(\xi)} \langle \mathbf{F} \rangle^{(\xi)} \quad (2.24)$$

$$\bar{\mathbf{P}} = \frac{1}{V_0} \sum_{\xi=1}^N \int_{B_0^{(\xi)}} \mathbf{P} dV_0 = \frac{1}{V_0} \sum_{\xi=1}^N V_0^{(\xi)} \langle \mathbf{P} \rangle^{(\xi)} \quad (2.25)$$

$$\text{mit } V_0^{(\xi)} = \int_{B_0^{(\xi)}} dV_0$$

Für den Materialpunkt und dessen Bestandteile wird nach Sachs und Reuss konstante Spannung oder nach Taylor und Voigt konstante Verformung angenommen. Beide Ansätze ignorieren die Form und lokale Nachbarschaft eines Mikrostrukturelements und sich daraus ergebene Kompatibilitätsbedingungen. Deshalb stellen die Verfahren in der Berechnung des makroskopischen Verhaltens die oberen (Taylor, Voigt) bzw. unteren (Sachs, Reuss) Grenzwerte dar.

2.4.2 Grain-cluster Verfahren

Das grain-cluster Verfahren stellt einen Ansatz zwischen mean-field und computational homogenization Verfahren dar. Der Rechenaufwand gegenüber dem Verfahren im folgenden Kapitel ist geringer und im Vergleich zum mean-field Ansatz können Kompatibilitäten berücksichtigt werden. Der makroskopische Materialpunkt repräsentiert mehrere Körner. Mit der Berücksichtigung von mehreren Körnern kann die Annahme konstanter Verformung durch teilweise Reduktion der Kompatibilität im Mittel entspannt werden. So wird die Kompatibilität des Gefüges im betrachteten Volumen im Mittel erreicht. Dieses Konzept wird z.B. in Arbeiten von Eisenlohr [17] umgesetzt. [10]

2.4.3 Computational Homogenisation Verfahren

Die beiden Verfahren mean-field und grain-cluster können die am Materialpunkt $\bar{\mathbf{x}}$ vorliegende Mikrostruktur nur begrenzt in die Berechnung integrieren, in der Regel kann die Textur berücksichtigt werden, aber nicht Korngrößenverteilungen. Beide Verfahren liefern aus genannten Gründen Grenzwerte für die Antworten oder benö-

tigen zusätzliche Parameter, um ein Aufweichen der Zwangsbedingungen zu realisieren. Diese Nachteile treten beim computational homogenisation Verfahren nicht auf. Hier ist allerdings ein zum Teil deutlich höherer Berechnungsaufwand zu akzeptieren.

Bei diesem Verfahren wird die Mikrostruktur am Punkt $\bar{\mathbf{x}}$ über ein repräsentatives Volumenelement (RVE) abgebildet und beispielsweise mittels FEM oder FFT als Randwertproblem gelöst [10, 18]. Die Geometrie des RVE muss dann über geeignete Verfahren realisiert werden. Es muss sichergestellt sein, dass das RVE ausreichend groß ist, um alle mikrostrukturellen Komponenten repräsentieren zu können. Daraus ergibt sich, dass die Größe des RVE variieren kann und überprüft werden muss, ob ein RVE für die aktuelle Fragestellung existiert. [19]

Im einfachsten Fall liegt eine globale Periodizität der Mikrostruktur vor, z.B. bei Geweben oder strukturiert angeordneten Fasern in einer Matrix [16, 19]. Dann reduziert sich die Größe des RVE auf die Größe der Einheitszelle, die die Gesamtstruktur aufbaut.

Ein anderer Fall ist die statistische Betrachtung des RVE. Über geeignete Verfahren wird die Textur [20], Korngrößenverteilung und Phasenverteilung [21] berücksichtigt. Am Materialpunkt $\bar{\mathbf{x}}$ wird eine lokale Periodizität angenommen, d.h. die Mikrostruktur ist lokal am makroskopischen Punkt periodisch, aber je nach makroskopischem Punkt unterschiedlich [19]. Im Folgenden wird diese Betrachtungsweise näher erläutert.

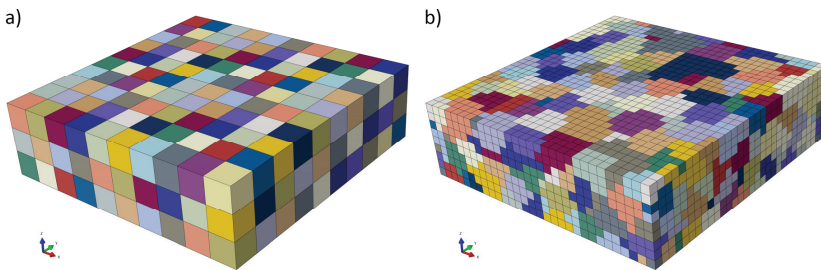


Abb. 2.6: Voxelbasiertes RVE für Elektroblech, a) 1 Element pro Korn, b) ca. 30 Elemente pro Korn

In einem RVE gibt es unterschiedliche Möglichkeiten die Mikrostruktur abzubilden:

- Voxelbasierte Verfahren mit je einem Voxel pro Korn und mit höherer Auflösung und unter Berücksichtigung der Korngrößenverteilung durch mehrere Voxel pro Korn (Abb. 2.6)
- Zerlegung des Volumens mit ausreichend hoher Auflösung der Korn- und Phasengrenzen (Abb. 4.7)

Unter einem Voxel wird ein „Volumenpixel“ verstanden, der Begriff kann im Falle der FEM durch Element ersetzt werden.

Die Randbedingungen für die Lösung des Randwertproblems auf der Mikroskala liefern die makroskopischen Größen. Nach [19] wird mit 3 klassischen Randbedingungen auf der Mikroskala gearbeitet:

- vorgegebene Verschiebung auf dem RVE-Rand
- vorgegebene Spannung auf dem RVE-Rand
- vorgegebene Periodizität auf dem RVE-Rand

Die vorgegebene Verschiebung nach Gleichung (2.26) ist eine lineare Überführung der Position \mathbf{x} von Punkten auf dem Rand Γ_0 des RVEs aus der Anfangskonfiguration mit dem Deformationsgradient in die Momentankonfiguration \mathbf{y} mit Rand Γ .

$$\mathbf{y} = \bar{\mathbf{F}} \mathbf{x} \quad \text{mit } \mathbf{x} \text{ auf } \Gamma_0 \quad (2.26)$$

Die Spannungsrandbedingungen sind nach Gleichung (2.27) definiert, dabei ist Γ der Rand des RVEs in der Momentankonfiguration. Sie erfüllen nach [19] nicht vollständig die Bedingungen des Randwertproblems, da dieses Vorgehen nicht direkt in den verschiebungsbasierten Standard-FEM-Ansatz passt. Im Fall von großen Verschiebungen müssen makroskopische Rotationseffekte zum Spannungstensor hinzugefügt werden um den Deformationsgradienten eindeutig zu bestimmen. Dies gestaltet die Implementierung kompliziert.

$$\mathbf{t} = \boldsymbol{\sigma} \mathbf{n} \quad \text{auf } \Gamma, \text{ oder } \mathbf{p} = \bar{\mathbf{P}} \mathbf{n} \quad \text{auf } \Gamma_0 \quad (2.27)$$

Die periodischen Randbedingungen greifen den Gedanken der lokalen Periodizität der Mikrostruktur auf. Sie sind nach Gleichung (2.28) und (2.29) definiert und stellen die periodische Verformung und antiperiodische Spannung dar [19].

$$\mathbf{y}^+ - \mathbf{y}^- = \bar{\mathbf{F}} (\mathbf{x}^+ - \mathbf{x}^-) \quad (2.28)$$

$$\mathbf{p}^+ = -\mathbf{p}^- \quad (2.29)$$

Sie sind in der Ausgangskonfiguration definiert und behalten die Periodizität während der gesamten Verformung bei, Abb. 2.7. Darüber hinaus liefern sie bessere Vorhersagen für die makroskopischen Eigenschaften [16, 19].

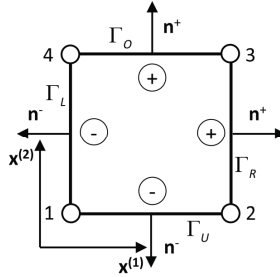


Abb. 2.7: Ausgangskonfiguration zur Einführung der periodischen Randbedingungen [19]

Die periodischen Randbedingungen werden in der FEM über 3 „Masterknoten“ $\mathbf{x}^{(1)} = (1,0,0)$, $\mathbf{x}^{(2)} = (0,1,0)$, $\mathbf{x}^{(3)} = (0,0,1)$ realisiert. Dabei handelt es sich um 3 Knoten, die keinem Element zugeordnet sind, sondern lediglich die Werte des makroskopischen Deformationsgradienten als Verschiebungen erhalten. Die Koordinaten der Masterknoten in der Momentankonfiguration ergeben sich nach Gleichung (2.28). [22]

Als Antwort liefert das RVE den ersten Piola-Kirchhoff-Spannungstensor an die Makroskala. Nach [19] vereinfacht sich das Volumenintegral aus Gleichung (2.23) zur Summe der Reaktionskräfte $\mathbf{f}^{(k)}$ an den Masterknoten $\mathbf{x}^{(k)}$:

$$\bar{\mathbf{P}} = \frac{1}{V_0} \int_{B_0} \mathbf{P} \, dV_0 = \frac{1}{V_0} \sum_{k=1,2,4}^{N_k} \mathbf{f}^{(k)} \mathbf{x}^{(k)} \quad (2.30)$$

Der makroskopische Cauchy-Spannungstensor ergibt sich zu:

$$\bar{\boldsymbol{\sigma}} = \frac{1}{\det(\bar{\mathbf{F}})} \bar{\mathbf{P}} \bar{\mathbf{F}}^{-1} \quad (2.31)$$

Die makroskopische, logarithmische Dehnung kann aus dem Deformationsgradienten nach Tab. 2.1 berechnet werden.

Die Implementierung in Abaqus erfolgt über *EQUATION in einem Python-Script.

2.5 Optimierungsverfahren

Optimierungsverfahren werden eingesetzt, um m Modellparameter $\boldsymbol{\beta} = (\beta_1, \beta_2, \dots, \beta_m)$ so zu bestimmen, dass die Modellantwort $\mathbf{f}(\mathbf{x}, \boldsymbol{\beta})$ mit experimentell ermittelten n Messpunkten $(\mathbf{x}, \mathbf{y} = \mathbf{y}(\mathbf{x}))$ möglichst gut übereinstimmt. Für nichtlineare Modellantworten, z.B. bei Berechnung der Spannungs-Dehnungs-Kurve eines RVEs durch Homogenisierungsansätze nach Kapitel 2.4, kann das Levenberg-Marquardt-Verfahren zur Bestimmung der Modellparameter $\boldsymbol{\beta}$ eingesetzt werden. Herrera-Solaz hat dieses Verfahren in [23] in einem Python-Script für die Parameteroptimierung mit Abaqus und kristallplastischen Modellierungen für Mg-Legierungen implementiert.

Mit dem Ansatz des kleinsten Fehlerquadrats nach Gleichung (2.32) wird das Residuum r als ein Maß für die Übereinstimmung der Modellantwort und Versuchsdaten erstellt.

$$r(\boldsymbol{\beta}) = \sum_{i=1}^n (\mathbf{y}(\mathbf{x}) - \mathbf{f}(\mathbf{x}, \boldsymbol{\beta}))^2 \quad (2.32)$$

Ziel der Optimierung ist es, durch Änderung der Parameter $\boldsymbol{\beta}$ dieses Maß zu minimieren. Um das zu erreichen, wird die Antwort des Modells mit Gleichung (2.33) linearisiert, darin ist $\Delta\boldsymbol{\beta}$ die Änderung des Parameters $\boldsymbol{\beta}$.

$$\mathbf{f}(\mathbf{x}, \boldsymbol{\beta} + \delta \Delta\boldsymbol{\beta}) \approx \mathbf{f}(\mathbf{x}, \boldsymbol{\beta}) + \mathbf{J} \Delta\boldsymbol{\beta} \quad (2.33)$$

Die erste Ableitung der Funktion f , die Jacobi-Matrix \mathbf{J} , kann bei analytischen Funktionen nach Gleichung bestimmt werden:

$$\mathbf{J} = \frac{\partial \mathbf{f}(\mathbf{x}, \boldsymbol{\beta})}{\partial \boldsymbol{\beta}} \quad (2.34)$$

Die Antwort des RVEs liegt allerdings nicht als analytische Funktion, sondern in Form von Datenpunkten vor. Deshalb muss Gleichung (2.34) über ein geeignetes Verfahren bestimmt werden. [23] bestimmt die Jacobi-Matrix nach Gleichung (2.36). Zuerst wird eine Berechnung mit den Startwerten des Parametervektors $\boldsymbol{\beta}$ durchgeführt. Anschließend werden neue Berechnungen durchgeführt, in jeder Berechnung wird nur ein Parameter aus $\boldsymbol{\beta}$ gemäß Gleichung (2.35) geändert. Entsprechend liegen nun weitere Berechnungsergebnisse für die Antwort des RVEs vor.

$$\boldsymbol{\beta}^+ = \boldsymbol{\beta} + \delta \Delta\boldsymbol{\beta} \quad \text{mit} \quad \Delta\boldsymbol{\beta} = (0; 0; 0,0005\boldsymbol{\beta}; 0, \dots, 0) \quad (2.35)$$

$$\mathbf{J} = \frac{\partial \mathbf{f}(\mathbf{x}, \boldsymbol{\beta})}{\partial \boldsymbol{\beta}} \approx \frac{\mathbf{f}(\mathbf{x}, \boldsymbol{\beta} + \delta \Delta \boldsymbol{\beta}) - \mathbf{f}(\mathbf{x}, \boldsymbol{\beta})}{\Delta \boldsymbol{\beta}} \quad (2.36)$$

Das Update $\Delta \boldsymbol{\beta}$ der Parameter für die nächste Iteration erfolgt durch Lösen des Gleichungssystems:

$$\left[\mathbf{J}^T \mathbf{J} + \lambda \text{diag}(\mathbf{J}^T \mathbf{J}) \right] \Delta \boldsymbol{\beta} = \mathbf{J}^T (\mathbf{y} - \mathbf{f}) \quad (2.37)$$

Für den Parameter λ gilt hier $\lambda = 1$, er wird in der verwendeten Implementierung des Levenberg-Marquardt-Verfahrens [24, 25] pro Iterationsschritt mit den Faktoren 2,0 und 1,0 und 0,5 variiert. Gleichung (2.37) wird aufgrund dieser Variation dreimal ausgewertet und liefert drei Möglichkeiten für $\Delta \boldsymbol{\beta}$. Die Antwort des RVEs wird neu berechnet und das $\Delta \boldsymbol{\beta}$, das die geringste Abweichung zu den Messwerten liefert, ist die gesuchte Änderung der Parameter $\boldsymbol{\beta}$ und wird für die nächste Iteration verwendet.

Details zum Levenberg-Marquardt-Verfahren beinhaltet [24–26], Details zu Implementierung in dem Python-Skript und der Ablaufplan sind in [23] und [27] dargestellt.

Das vorgestellte Verfahren wird für die Verwendung mit Abaqus und DAMASK angepasst. Dazu wird eine neue Konfigurationsdatei (optimization.config) definiert, die alle wichtigen Parameter für den Optimierungsalgorithmus beinhaltet. Außerdem wird eine Schnittstelle zur Manipulation der DAMASK-Materialkonfigurationsdatei (material.config) erstellt.

2.6 Schwingfestigkeit und Ermüdungsverhalten

2.6.1 Wöhler-Kurve und Haigh-Diagramm

Zur Untersuchung des Ermüdungsverhaltens werden Wöhler-Versuche durchgeführt. Für ein festes Spannungsverhältnis R (Gleichung (2.38)) wird eine Probe mit konstanten Spannungs- oder Dehnungsamplituden belastet, siehe Gleichung (2.39).

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (2.38)$$

$$\sigma_a = \frac{1}{2} \cdot (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) = \frac{1}{2} \cdot \sigma_{\max} (1 - R) = \sigma_m \left(\frac{1 - R}{1 + R} \right) \quad (2.39)$$

Je nach Fragestellung wird der Versuch bis zum Bruch oder ersten sichtbaren Anriss durchgeführt. Die Ergebnisse werden dann im Wöhler-Diagramm nach Abb. 2.8a eingetragen.

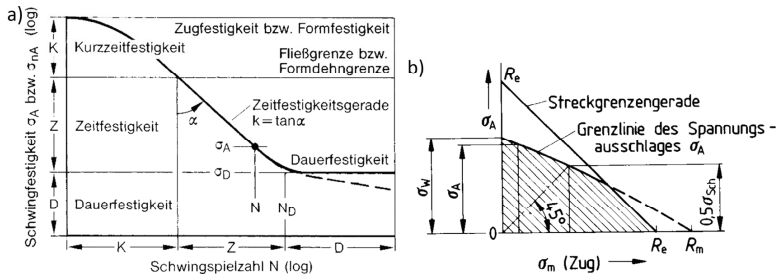


Abb. 2.8: Diagramme zur Darstellung des Ermüdungsverhaltens, a) Wöhler-Diagramm [28], b) Haigh-Diagramm [29]

Man unterscheidet im Diagramm die Bereiche Kurzzeit-, Zeit- und Dauerfestigkeit. Der Übergang von Kurzzeit zur Zeitfestigkeit liegt zwischen 10^2 und 10^4 Lastwechseln bzw. die Fließgrenze auf der Spannungsachse. Die Dauerfestigkeit beginnt bei $2 \cdot 10^6$ (krz-Metalle) oder 10^7 (kfz-Metalle) Lastwechseln. In der doppellogarithmischen Darstellung erscheint die Linie der Zeitfestigkeit als Gerade „Zeitfestigkeitsgerade“ und kann über die Basquin-Gleichung nach Gleichung (2.40) bestimmt werden. [28]

$$\sigma_a = \sigma_D \left(\frac{N_D}{N} \right)^{\frac{1}{k}} \quad \text{für } R = \text{konst.} \quad (2.40)$$

Dauer- bzw. Zeitfestigkeitsdiagramme stellen den Zusammenhang zwischen Spannungsamplitude und Mittelspannung oder Spannungsverhältnis dar. Im vielfach verwendeten Haigh-Diagramm in Abb. 2.8b wird die Mittelspannung auf der x-Achse und die Spannungsamplitude auf der y-Achse aufgetragen. Üblicherweise wird es mit der Streckgrenze, Zugfestigkeit und Zug-Druck-Wechselfestigkeit erstellt. [29]

Ist die Zug-Druck-Wechselfestigkeit nicht bekannt, kann das Haigh-Diagramm auch über die durch Wöhlerversuche ermittelte Dauerfestigkeit für unterschiedliche Spannungsverhältnisse R bestimmt werden. Dieses Vorgehen wird in Kapitel 6.1 für Elektroblech angewendet, da für die dünnen Bleche keine Zug-Druck-Wechselfestigkeit ermittelt werden kann.

2.6.2 Ermüdungsverhalten von Elektroblech und FeSi-Legierungen

In [30] wird das Ermüdungsverhalten von reinem Eisen und Eisen-Silizium-Legierung mit Si-Gehalten 2,16 %, 2,9 % und 4,52 % an Einkristallen untersucht. Bei Reineisen zeigen sich die Ermüdungsgleitbänder diffus innerhalb der Körner verteilt und es ist eine unregelmäßige Topographie erkennbar. Bei den FeSi-Legierungen ist mit steigendem Si-Gehalt eine zunehmend regelmäßigere Struktur der Gleitbänder zu beobachten. Diese konzentrieren sich bei 2,16 % und 2,9 % Si-Gehalt auf die {110} Ebenen und zeigen eine leichte Aufweitung in Richtung der Quergleitebenen, während die Gleitbandbildung bei 4,52 % Si auf die {110} Ebenen begrenzt bleibt. Vergleichbare Gleitbandstrukturen sind nach [30] aus Versuchen mit reinem Kupfer und Cu-Al-Legierungen (Cu: kfz, Al: kfz) bekannt. Diese Legierungen sind für die reduzierte Quergleitfähigkeit der Versetzungen bei steigendem Al-Gehalt bekannt. Es wird daraus gefolgert, dass Si in FeSi-Legierungen die Fähigkeit der Versetzungen zum Quergleiten reduziert. Risse initiierten in allen Proben an den entstandenen Extrusionen der Gleitbänder, woraus die Autoren transkristalline Rissinitiierung bei Reineisen und FeSi-Legierungen ableiten.

Die Studie [31] untersucht polykristalline Proben aus Reineisen und FeSi-Legierungen mit 1 %, 2 % und 3 % Silizium mit etwa 0,2 mm großen Körnern. Wie in [30] wird die Gleitbandbildung im Reineisen als diffus und wellenförmig beschrieben, die an Korngrenzen nicht in beiden benachbarten Körnern auftreten muss. Durch Hinzufügen von Si ändert sich die Gleitbandbildung von diffus und wellenförmig zu flach und linienförmig, diese Form der Gleitbandbildung ist bei Fe-3% Si am stärksten ausgeprägt. In Reineisen ist die interkristalline Rissinitiierung zu beobachten, während bei den Si-haltigen Proben gemischte Rissinitiierung vorliegt. Dabei gilt, dass bei 1 % Si-Gehalt Risse sowohl interkristalline als auch transkristalline Risse entstehen, bei 2 % und 3 % Si jedoch nur transkristalline Rissinitiierung vorliegt. Die Autoren stellen dar, dass die von kfz-Metallen bekannte, klassische Bildung von Ermüdungsgleitbändern in krz FeSi-Legierungen besonders bei hohen Si-Gehalten verbreitet ist.

Mit Flachbiegeversuchen wird in [32] die Rissinitiierung und das Risswachstum in einer 2% FeSi-Legierung mit 130 μm und 600 μm Korngröße untersucht. Wie in den Arbeiten [30] und [31] sind die Gleitbänder linienförmig ausgebildet. Risse bilden sich sowohl an Gleitbändern als auch an Korngrenzen. Die Rissinitiierung an Korngrenzen findet nur statt, wenn in einem Korn ausreichend Gleitbänder aktiviert sind und diese unter einem Winkel von 50° - 65° zur Korngrenze orientiert sind und eine hohe Normalspannung auf die Korngrenze wirkt.

Mit grobkörniger Fe-2%Si-Legierung (Korngröße 1 – 10 mm) wird das Risswachstumsverhalten mit Fokus auf die Barrierewirkung von Korngrenzen in [33] untersucht. Die Bruchflächen zeigen dabei keine Schwingstreifen, was auf eine hohe Risswachstumsrate innerhalb der Körner hindeutet. Besonders Großwinkelkorngrenzen zeigen jedoch eine hohe Barrierewirkung, da ein Riss an ihnen geometrisch verzweigen muss. Der Übergang in das Nachbarkorn erfolgt an mehreren „Übergangstellen“ innerhalb 5.000 – 10.000 Zyklen.

In [34] wird das Wöhler-Diagramm von Elektroblech M270-35A bei Raumtemperatur für $R = 0,05$ ermittelt. Ergänzend werden Einzelversuche bei 100 °C bei $R = 0,05$ und $R = 0,3$ durchgeführt. Die Ergebnisse aus Raumtemperaturversuchen ergeben eine Wöhlerkurve mit einer Dauerfestigkeit nahe der Streckgrenze des Werkstoffs. Die zusätzlichen Versuche bei 100 °C ($R = 0,05$) und für $R = 0,3$ bei Raumtemperatur zeigen keine signifikanten Abweichungen von den Raumtemperaturversuchen mit $R = 0,05$. Untersuchungen der Bruchflächen werden nicht durchgeführt.

Der Effekt von Kerben auf das Ermüdungsverhalten von Elektroblech wird in [35] untersucht. Ziel ist die Überprüfung, ob die Anwendbarkeit allgemeiner Auslegungsrichtlinien für Stähle auch für hochlegierte Elektrobleche gegeben ist. Das mechanische Verhalten in Abhängigkeit von der Temperatur zeigt Abweichungen von gängigen Empfehlungen, bei 100 °C liegt die Festigkeit des Blechs 15% unterhalb der FKM-Richtlinie. Zur Bestimmung der Dauerfestigkeit gekerbter Proben basierend auf der Zugfestigkeit sind die verwendeten Richtlinien für Raumtemperatur anwendbar. Der Temperatureinfluss wird nicht untersucht. Auf den Bruchflächen ist der Bereich der Rissinitiierung durch sehr feine Schwingstreifen charakterisiert. Nach der Initiierung erfolgt die Rissausbreitung als transkristalliner Spaltbruch. EBSD-Untersuchungen des Risspfades zeigen, dass Risse entgegen Sprödbbruchtheorien nicht auf {100}-Ebenen sondern {110}-Ebenen wachsen. Die Dauerfestigkeit für gestanzte Proben wird aus Erfahrungswerten typischer Automobilbleche abgeleitet, hier ist eine Reduktion um 20 % zu erwarten. Versuchsergebnisse liegen zum Zeitpunkt der Veröffentlichung noch nicht vor.

Die Mechanismen der Rissentstehung in Fe-3% Si Legierung wird in [36] mit Dehnungsamplituden $\varepsilon_t = 0,3\%$ bis 1% analysiert. Transkristalline Rissinitiierung tritt bei Dehnungsamplituden kleiner 0,7 % auf, für Dehnungsamplituden über 0,7 % liegt ausschließlich interkristalline Rissbildung vor, während bei 0,7 % beide Initiierungsformen möglich sind. Die Bruchbilder zeigen durchgehend Spaltbruchflächen, die senkrecht zur Lastachse orientiert sind und keiner kristallographischen Ebene folgen. Die

unterschiedliche Rissinitiierung wird auf die Versetzungsstrukturen zurückgeführt. Unterhalb von $\varepsilon_t = 0,7\%$ sind Versetzungsbewegungen aufgrund der Nahordnung von Fe und Si-Atomen eingeschränkt, woraus transkristalline Rissbildung folgt. Bei Dehnungsamplituden über $\varepsilon_t = 0,7\%$ wird diese Nahordnung zerstört und Versetzungen können bis zu Korngrenzen wandern, diese aber nicht überwinden. Dies führt zu geringer Versetzungsdichte im Korninnern und zu hohen Versetzungskonzentrationen an den Korngrenzen. Die daraufhin zunehmenden Inkompatibilitäten zwischen Nachbarkörnern resultieren in Dehnungskonzentrationen und Rissinitiierung.

2.7 Zyklisches Kohäsivzonenmodell

Vor der Vorstellung des zyklischen Kohäsivzonenmodells [37] sollen kurz die Grundlagen der Schädigungsmechanik und kohäsiver Zonen zusammengefasst werden.

Eine Einführung in das Thema bietet [38]. Mechanisch wird Schädigung als Steifigkeitsverlust durch Entstehung neuer Mikroflächen beim Aufbrechen bzw. Versagen von Atombindungen bzw. der Entstehung und dem Aufweiten von Mikroavitäten verstanden. Die im vorherigen Kapitel in einem Werkstoff ablaufenden Schädigungsvorgänge können mit der Schädigungsmechanik abgebildet werden. In Kombination mit kohäsiven Elementen ist es möglich, die Rissinitiierung und das Risswachstum phänomenologisch abzubilden. Die Schädigung wird im Allgemeinen über die Variable D angegeben. Es gilt folgende Definition, siehe Abb. 2.9:

- Aus einem geschädigten Körper wird ein ausreichend großes Volumelement betrachtet
- Die Schnittfläche des Volumelements mit einer Ebene E mit Normalenvektor \mathbf{n} ist die Fläche S
- Die Fläche S_D ist die effektive Fläche aller Schnittflächen aller Mikrofehler, die in S liegen
- Die Schädigungsvariable D ist nach Gleichung (2.41) als Verhältnis der Fläche der Mikrofehler S_D zur Gesamtfläche S definiert
- Daraus folgt unmittelbar der Wertebereich für D : $0 \leq D \leq 1$, mit 0 = nicht geschädigtes Material, 1 = vollständig geschädigtes Material

$$D = \frac{S_D}{S} \quad (2.41)$$

Die Fläche S kann die Spannung σ übertragen, die Fläche S_D kann weniger Spannung übertragen; je größer D wird, desto geringer wird die maximal übertragbare Spannung. Man kann eine effektive Spannung $\tilde{\sigma}$ einführen, die die maximal übertragbare Spannung oder Restfestigkeit definiert, siehe Gleichung (2.42).

$$\tilde{\sigma} = \frac{F}{S - S_D} = \frac{F}{1 - D} \quad (2.42)$$

Die Gleichung gilt bei Zugbeanspruchung, bei Druckkräften sind die Mikrofehler geschlossen und σ und $\tilde{\sigma}$ sind identisch.

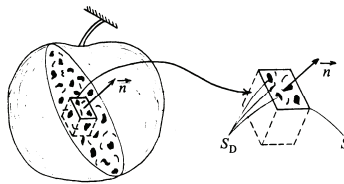


Abb. 2.9: Erläuterung zur Schädigungsmechanik [38]

Die Grundlagen der kohäsiven Zonen beschreibt Kuna in [39]. Es gilt die Annahme, dass die Materialtrennung beim Bruchvorgang ausschließlich in einer schmalen, streifenförmigen Zone vor einem Riss oder in einer Grenzfläche stattfindet. Die Schädigungsentwicklung ist auf diese Zone begrenzt und der restliche Körper bleibt schädigungsfrei.

Nach Kuna [39] stellte Barenblatt das erste Modell vor, das die atomaren Wechselwirkungen zwischen den Ufern eines offenen Risses berücksichtigt und als Kohäsivzone bezeichnet wurde. Das Versagen wird als kontinuierlicher Prozess abgebildet. Unrealistische Spannungssingularitäten vor einer Rissspitze treten deshalb nicht mehr auf. Dies gilt für alle Kohäsivgesetze.

Kohäsivzonenmodelle finden Anwendungen, wenn das Versagen bzw. die Materialtrennung auf Linien oder Grenzflächen stattfindet. Anwendungsfälle nach [39] sind z.B. auf makroskopischer Ebene Kleb- und Schweißverbindungen. Auf mikroskopischer Ebene ist die Abbildung duktiler Bruchvorgänge durch Bildung und Vereinigung von Mikroporen, die Rissinitiierung oder das Lösen von harten Partikeln oder Einschlüssen aus einer Matrix [40] eine typische Anwendung.

Grundlage eines jeden Kohäsivzonenmodells ist ein Kohäsivgesetz bzw. Separationsgesetz. Darüber wird die Wechselwirkung zwischen den Rissufern beschrieben. Das Kohäsivgesetz ist eine Funktion des Randspannungsvektors \mathbf{t} und des Separationsvektors $\boldsymbol{\delta}$ der Rissufer bzw. der Grenzflächen. Es existieren verschiedene Variationen von Kohäsivgesetzen, die sich je nach Werkstoff und Versagensmechanismus in Form und Anzahl der Parameter unterscheiden. Brocks stellt in [41, 42] unterschiedliche Verläufe vor: multilinear, exponentiell, Polynom mit $n = 3$.

Das verwendete Separationsgesetz nach Roth [37] nutzt einen exponentiellen Ansatz, siehe Gleichung (2.45). Für die Formulierung des Kohäsivgesetzes werden die effektiven, normierten Größen effektive Spannung τ nach Gleichung (2.43) und effektive Öffnung λ nach Gleichung (2.44) eingeführt, darin sind die Variablen t_n , t_r , und t_s sowie δ_n , δ_r , δ_s die an der Grenzfläche vorliegenden Normal- und zwei Tangentialspannungen und die Normal- und zwei Tangentialseparationen. Die Spannung t_0 und die Dekohäsionslänge δ_0 sind Materialparameter.

$$\tau = \frac{1}{t_0} \sqrt{t_n^2 + t_r^2 + t_s^2} \quad (2.43)$$

$$\lambda = \frac{1}{\delta_0} \sqrt{\langle \delta_n \rangle^2 + \delta_r^2 + \delta_s^2} \quad (2.44)$$

Die Spannungs-Separations-Hüllkurve (traction-separation envelope, TSE) ist bei Roth [37] über Gleichung (2.45) definiert und kann über die beiden Formparameter ε und ω beeinflusst werden. Der ansteigende, reversible Teil (für $\lambda < 1$) wird davon nicht beeinflusst.

$$\tau_{TSE} = \begin{cases} \lambda \exp(1 - \lambda), & \forall \lambda < 1 \\ 1 - \left[1 - [\lambda \exp(1 - \lambda)]^\varepsilon \right]^\omega, & \forall \lambda \geq 1 \end{cases} \quad (2.45)$$

Die normierte Separationsenergie Γ_0 ist über das Integral nach Gleichung (2.46) gegeben, sie setzt sich aus dem reversiblen Anteil Γ_{rev} und dem schädigungsrelevanten Anteil Γ_{DL} zusammen.

$$\Gamma_0 = \int_0^\infty \tau_{TSE}(\lambda) d\lambda = \Gamma_{rev} + \Gamma_{DL} = \int_0^1 \tau_{TSE}(\lambda) d\lambda + \int_1^\infty \tau_{TSE}(\lambda) d\lambda \quad (2.46)$$

Abb. 2.10a zeigt den Verlauf der TSE für konstante, normierte Separationsenergie Γ_0 für fünf Kombinationen von ε und ω . Für $\varepsilon = \omega = 1$ ist $\Gamma_0 = e = 2,71828$. [37]

Das Kohäsivgesetz hat zu Beginn einen ansteigenden Verlauf der Spannung τ bis zum Erreichen der maximal übertragbaren effektiven Spannung $\tau = 1$ bei maximal zulässiger effektiver Separation $\lambda = 1$. An diesem Punkt kann noch reversibel entlastet werden. Bei weiter zunehmender Öffnung sinkt die übertragbare Spannung τ kontinuierlich, die Schädigungsvariable D wächst von 0 bis 1, Abb. 2.10b. Bei Erreichen der kritischen Dekohäsionslänge δ_c kann keine Spannung mehr übertragen werden, es gilt $D = 1$, hier setzt Rissinitiierung ein. Zu beachten ist, dass bei Exponentialgesetzen der Wert $\tau = 0$ nicht erreicht werden kann, aber mit $\delta \rightarrow \infty$ gilt $\tau \rightarrow 0$, für δ_c wird in der Regel mit 6...7 δ_c gearbeitet. [42]

Die Schädigungsvariable D nach Lemaitre (siehe Gleichung (2.41)) wird nach Gleichung (2.47) mit den beiden Parametern β und γ aus der Fundamentalschädigung, Gleichung (2.48), berechnet. Die Parameter β und γ hängen von der Formparametern ε und ω der Hüllkurve und dem Entlastungsverhalten ab und müssen numerisch bestimmt werden [37].

$$D = \left[1 - \exp\left(\frac{1 - \bar{D}}{\beta}\right) \right]^\gamma \quad (2.47)$$

Im Fall monotoner Belastung findet die Schädigungsentwicklung ausschließlich auf dem Schädigungsast ($\lambda \geq 1$) statt, siehe Abb. 2.10b. Der Schädigungszustand kann somit entweder über die effektive Spannung oder effektive Separation dargestellt werden. Roth bezieht zur eindeutigen Darstellung des Schädigungszustandes die Variable „fundamental damage“ $1 \leq \bar{D} \leq \infty$ auf die effektive Separation λ . Die Entwicklung der Fundamentalschädigung beschreibt Gleichung (2.48), darin ist ρ der Schädigungsexponenten. Über die MacAulay-Klammer ist sichergestellt, dass die Änderung der Fundamentalschädigung nicht negativ ist.

$$\dot{\bar{D}} = \left[\frac{\lambda}{\bar{D}} \right]^\rho \langle \dot{\lambda} \rangle \geq 0 \quad (2.48)$$

Das Be- und Entlastungsverhalten wird über das Potential der kohäsiven Zone nach Gleichung (2.49) bestimmt.

$$\Gamma(\lambda, \bar{D}) = \frac{G(\bar{D})^\kappa}{F(\bar{D})} \left[e - \left[1 + \lambda F(\bar{D}) \right] \exp(1 - \lambda F(\bar{D})) \right] \quad (2.49)$$

Darin beschreiben Gleichung (2.50) die Form der Hüllkurve und Gleichung (2.51) das schädigungsabhängige Entlastungsverhalten bezüglich der Fundamentalschädigung. Die Funktion $W(x)$ ist die Lambert-W-Funktion, e ist die Eulersche Zahl.

$$F(\bar{D}) = \begin{cases} 1, & \forall \bar{D} < 1 \\ -\frac{1}{\bar{D}} W\left(-\frac{1}{e} G(\bar{D})^{1-\kappa}\right), & \forall \bar{D} \geq 1 \end{cases} \quad (2.50)$$

$$G(\bar{D}) = \begin{cases} 1, & \forall \bar{D} < 1 \\ \tau_{TSE}(\bar{D}), & \forall \bar{D} \geq 1 \end{cases} \quad (2.51)$$

Das Entlastungsverhalten, in Abb. 2.10c für das monotone Kohäsivgesetz dargestellt, wird über den Parameter κ beeinflusst und hat für $\kappa = -1$ ein nahezu lineares Verhalten, mit zunehmenden Werten steigt die Nichtlinearität. Im zyklischen Kohäsivgesetz beeinflusst κ zusätzlich das Dauerfestigkeitsgebiet, siehe Gleichung (2.54).

Im zyklischen Kohäsivgesetz nach Roth [37] ist die Schädigungsentwicklung der Fundamentalschädigung nach Gleichung (2.52) definiert, darin ist $H(x)$ die Heaviside-Funktion. Damit ist die Schädigungsentwicklung nicht mehr auf die Hüllkurve beschränkt sondern findet im zyklischen Fall zwischen der Hüllkurve als Obergrenze und dem Dauerfestigkeitsgebiet als Untergrenze statt.

$$\dot{\bar{D}} = \left[\frac{\lambda}{\bar{D}} \right]^\rho \langle \lambda \rangle \cdot H(\lambda - \lambda^e) \quad (2.52)$$

Das Gebiet der Dauerfestigkeit ist durch die Gleichungen (2.53) und (2.54) gegeben, über den Parameter α wird das Dauerfestigkeitsgebiet beeinflusst, Abb. 2.10d. Die Größe $\tau_0^{(e)}$ in Gleichung (2.53) ist die materialspezifische Dauerfestigkeit.

$$\tau^{(e)}(\bar{D}) = \tau_0^{(e)} G(\bar{D})^\alpha \quad (2.53)$$

$$\lambda^{(e)} = -\frac{1}{F(\bar{D})} W\left(-\frac{\tau_0^{(e)}}{e} G(\bar{D})^{\alpha-\kappa}\right) \quad (2.54)$$

Das zyklische Kohäsivgesetz wird in einer UserElement (UEL) Subroutine für Abaqus bereitgestellt. Alle verfügbaren UEL Formulierungen orientieren sich an vergleichbaren Abaqus Standardelementen. Damit die Ergebnisse der UELs mit Abaqus/Viewer ausgewertet werden können, existiert ein umfangreiches Skriptpaket. Dies ist erforderlich, weil im Abaqus/Viewer UELs nicht dargestellt werden können. Mit dem Skriptpaket werden die UEL-Ergebnisse in der Abaqus odb-Datei auf Standardelemente (Ersatzelemente) übertragen und können dann im Abaqus/Viewer ausgewertet werden [43, 44].

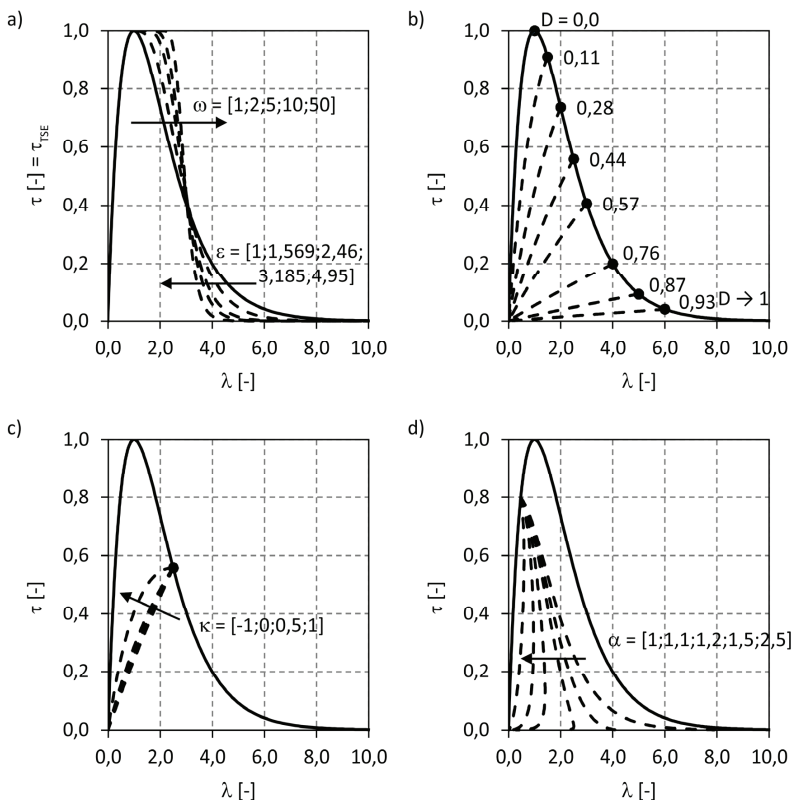


Abb. 2.10: Exponentielles Kohäsivgesetz nach [37]: a) Form des Exponentialgesetzes nach Gleichung (2.45), b) Verteilung von D auf der TSE, c) Entlastungspfad, d) Form des Dauerfestigkeitsgebiets in Abhängigkeit von α ($\kappa = -1$)

Die Einstellungen und Vorgaben für das CCZM werden direkt in der Abaqus inp-Datei vorgegeben. Einstellungen für die Übertragung der UEL-Ergebnisse auf die Ersatzelemente erfolgt in einer separaten info-Datei. Sie definiert beispielsweise, welche Ergebnisgrößen in die odb-Datei übertragen werden und welches Ersatzelement für die Darstellung verwendet wird [44].

3 Der Werkstoff Elektroblech

3.1 Anwendung und Herstellung

Elektroblech wird in allen Bereichen der elektrischen Energieübertragung und Energieumwandlung eingesetzt. Dabei wird zwischen kornorientierten und nichtkornorientierten Blechen unterschieden. Kornorientiertes Blech kommt in den Fällen zum Einsatz, wenn die Richtung des Magnetfeldes konstant ist, z.B. in Transformatoren. Die Textur wird so eingestellt, dass möglichst viele Körner mit der $\langle 100 \rangle$ Richtung (leichteste Magnetisierbarkeit, Abb. 3.3) in Magnetisierungsrichtung orientiert sind. Nichtkornorientierte Bleche werden in Generatoren und Motoren eingesetzt. Dort wechselt das Magnetfeld und eine regellose Verteilung der Kornorientierungen ist gewünscht, um die Verluste zu reduzieren. [45, 46]

Des Weiteren wird zwischen schlussgeglühtem (fully processed (FP)) und nichtschlussgeglühtem Zustand (semi processed (SP), semi finished) unterschieden. Material im schlussgeglühten Zustand kann direkt durch Stanzen weiterverarbeitet und in elektrische Maschinen eingebaut werden. Alle durch den Herstellungsprozess eingebrachten Spannungen und Versetzungen werden durch geeignete Wärmebehandlung entfernt und die gewünschte Korngrößenverteilung ist eingestellt. Im Gegensatz dazu erfährt nichtschlussgeglühtes Elektroblech vor der Auslieferung keine Wärmebehandlung. Lediglich die Dicke des Bleches ist eingestellt. Nichtschlussgeglühtes Blech wird genutzt, wenn in weiteren Verarbeitungsschritten der Bereich der eingebrachten plastischen Verformung im Vergleich zu Bauteilabmessungen groß ist und eine erneute Wärmebehandlung erforderlich macht. Die Wärmebehandlung erfolgt dann nach der finalen Bearbeitung beim Endprodukthersteller. [45, 46]

Die Kennzeichnung von Elektroblech setzt sich zusammen aus einem Kennzeichnungsbuchstaben M für Elektroblech, dem 100-fachen des festgelegten Höchstwertes des Ummagnetisierungsverlustes bei gegebener magnetischer Flussdichte $B = 1,5$ T und einer Frequenz $f = 50$ Hz, dem 100-fachen der Nenndicke in mm und einem Kennbuchstaben für Glühzustand (z.B. A: nichtkornorientiert und schlussgeglüht). [47] Die Bezeichnung für ein nichtkornorientiertes, schlussgeglühtes 0,5 mm dickes Elektroblech mit einem Ummagnetisierungsverlust von 2,7 W/kg lautet:

Das Herstellverfahren des hier verwendeten nichtkornorientierten Elektroblechs im schlussgeglühten Zustand gliedert sich in 5 wesentliche Schritte:

- Stahlerzeugung
- Warmbänderzeugung
- Kaltbänderzeugung
- Wärmebehandlung
- Beschichtung und Zuschnitt

Durch den Einsatz des Dünnbrammengießens konnte gegenüber der üblichen Warmbandherstellung eine Steigerung der Bandqualität bezogen auf die magnetischen Eigenschaften erzielt werden. Die Enddicke des Bandes wird über mehrere Stiche beim Kaltwalzen eingestellt. Die anschließende Wärmebehandlung hat mehrere Aufgaben: Unter Schutzatmosphäre wird das Gefüge rekristallisiert und eine Grobkornbildung herbeigeführt. Eine weitere wichtige Funktion der Wärmebehandlung ist die Entkohlung des Elektroblechs. Da Kohlenstoff magnetische Alterung verursacht, muss der C-Gehalt sehr gering sein. Schließlich wird das Band mit Isolationslack beschichtet und direkt zu Rotoren oder Statoren weiterverarbeitet. [45–47]

Elektroblech ist ein ferromagnetischer und weichmagnetischer Werkstoff. Das magnetische Verhalten wird über den Verlauf der Kurve der magnetischen Induktion B in Abhängigkeit von der magnetischen Feldstärke H charakterisiert. Bei zyklischer Ummagnetisierung ist diese Kurve eine Hysterese, über deren Fläche der Ummagnetisierungsverlust berechnet werden kann. Wird das äußere Magnetfeld abgeschaltet, bleibt ein Rest magnetischer Polarisierung erhalten und wird als magnetische Remanenz B_r bezeichnet. Die Koerzitivfeldstärke H_c ist die Breite der Hysterese. Ferromagnetische Werkstoffe mit $H_c < 1000 \text{ A/m}$ werden als weichmagnetisch bezeichnet, Werkstoffe mit $H_c > 1000 \text{ A/m}$ sind hartmagnetisch, siehe Abb. 3.1.

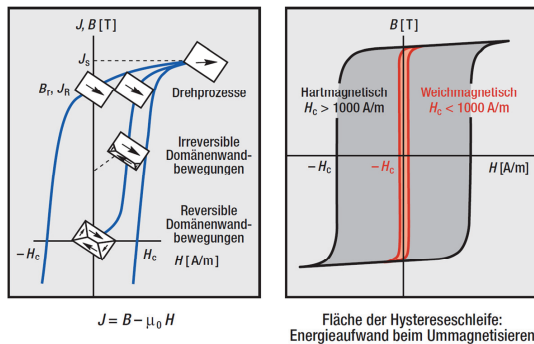


Abb. 3.1: Hysterese weich- und hartmagnetischer Werkstoffe [48]

3.2 Eigenschaften FeSi-Legierungen

Elektroblech ist eine Fe-Si-Legierung. In technischen Anwendungen werden Legierungen mit 2,5 – 3,5 Gew.-% Si genutzt, dieser Bereich ist im Phasendiagramm in Abb. 3.2 hervorgehoben. Die Anwendung von Legierungen mit dieser Zusammensetzung erklärt sich zunächst über die optimalen elektrischen und magnetischen Eigenschaften. Diese können mit höheren Si-Gehalt zwar bis zu einem Optimum bei 6,5 Gew.-% gesteigert werden, die Verarbeitung und Umformung wird aber zunehmend schwieriger und ist ab 4 – 5 Gew.-% praktisch nicht mehr möglich. Si bewirkt eine Festigkeitssteigerung durch Mischkristallbildung und reduziert die Duktilität. Ein drastischer Abfall der Duktilität beginnt ab 4 – 5 Gew.-% Si durch die Bildung geordneter Strukturen [49–51].

Das Phasendiagramm zeigt, dass die allotrope Umwandlung von Eisen mit zunehmendem Si-Gehalt unterbunden wird und ab ca. 2 Gew.-% Si nicht mehr stattfindet. Kohlenstoff kann das γ -Gebiet allerdings in höhere Si-Gehalte verbreitern, bei 0,07 Gew.-% C wandert die Abschnürung bis auf 6 Gew.-% Si. Dies ist, neben der Reduktion der magnetischen Alterung, ein weiterer Grund den C-Gehalt möglichst gering zu halten. Da technisch eingesetzte Legierungen sehr geringe C-Gehalte haben und den oben genannten Gehalt an Si haben, handelt es sich durchgängig um einen einphasigen Werkstoff mit krz-Gitterstruktur. [51, 53]

Neben Si als Hauptlegierungselement werden auch Al und Mn als weitere Legierungselemente hinzugefügt. Mn beeinflusst die Duktilität positiv und wird in der Herstellung als Hilfsstoff verwendet, die Auswirkung auf die magnetischen Eigenschaften ist gering [51]. Der Zusatz von Al verschiebt die Entstehung geordneter FeSi-Strukturen

Die Ursache des Textureinflusses ergibt sich direkt aus der Anisotropie der magnetischen Eigenschaften der krz Einheitszelle, siehe Abb. 3.3. Die Magnetisierbarkeit ist entlang der Würfelkanten am besten und nimmt über die Flächendiagonale zur Raumdiagonalen ab, dementsprechend wird von weichen und harten Richtungen der Magnetisierbarkeit gesprochen. [47, 53, 54]

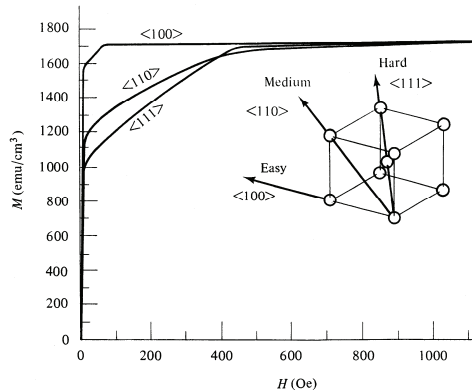


Abb. 3.3: Magnetisierungskurve für Einkristalle für krz Eisen [54]

Dementsprechend ist das Ziel, die Orientierung einer hohen Anzahl an Körnern so einzustellen, dass die Würfelflächen regellos in der Blechebene angeordnet sind. Diese Würfelächentextur würde ein nahezu isotropes magnetisches Verhalten des Bleches bedeuten, das für nichtkornorientiertes Elektrotechnikblech wünschenswert ist. Praktisch ist es bisher noch nicht gelungen ein magnetisch isotropes Blech zu erzeugen. Richtungsabhängiges Materialverhalten in magnetischer und mechanischer Sicht ist deshalb zu erwarten und äußert sich bei mechanischem Verhalten in unterschiedlichen Festigkeiten. [46, 47, 53]

Um optimale magnetische Eigenschaften, d.h. möglichst geringe Ummagnetisierungsverluste in einem Blech zu erhalten, spielt die Korngröße eine weitere wichtige Rolle. Typischerweise beträgt sie zwischen $20\ \mu\text{m}$ und $200\ \mu\text{m}$ [47]. Untersuchungen in [55] zeigen, dass die Koerzitivfeldstärke bei einer Korngröße von $20\ \mu\text{m}$ etwa $100\ \text{A/m}$ beträgt und bei $190\ \mu\text{m}$ auf ca. $20\ \text{A/m}$ sinkt und damit auch der Ummagnetisierungsverlust reduziert werden kann. Physikalisch resultieren die Verluste daher, dass magnetische Domänen innerhalb der Körner durch Verschieben der Blochwände dem äußeren Magnetfeld entsprechend umgeordnet werden, Abb. 3.1. Details dazu findet sich in [54] und [51].

Aus mechanischer Sichtweise ist bei großen Körnern eine weniger homogene Verformung zu erwarten, als dies bei feinkörnigen Werkstoffen der Fall ist. Da Blechdicken von 200 µm bis 500 µm üblich sind, ist leicht zu erkennen, dass wenige Körner über der Blechdicke zu erwarten sind und so das mechanische Verhalten bestimmen.

Die genannten Einflussgrößen beeinflussen im komplexen Zusammenspiel die Eigenschaften des Werkstoffs Elektroblech und verbinden direkt die elektrisch/magnetischen mit den mechanischen Eigenschaften. Diese sind oftmals gegenläufig. Ein feinkörniges Blech kann die Festigkeit steigern, aber die Ummagnetisierungsverluste ansteigen lassen und damit den Wirkungsgrad der Maschine reduzieren. Versetzungen und Ausscheidungen behindern die Blochwandbeweglichkeit und müssen auf ein Minimum reduziert werden. [54, 56]

3.3 Vorliegender Werkstoff

Bei allen untersuchten Blechen handelt es sich um nichtkornorientiertes Elektroblech im schlussgeglühten Zustand. Die Tab. 3.1 zeigt die aus Funkenspektralanalyse ermittelte chemische Zusammensetzung von drei geprüften Blechen. Im Kapitel 5 wird das mechanische Verhalten dieser Bleche einander gegenübergestellt. Der Einfluss des Si-Gehalts und der Textur wird dort deutlich. Die Bleche unterscheiden sich im Si-Gehalt, dabei hat Blech 2 den höchsten Si-Gehalt, was sich auch in den Ergebnisse der Materialkennwerte widerspiegelt, siehe Kapitel 5. Der C-Gehalt ist in Blech 2 und 3 am geringsten.

Tab. 3.1: Chemische Zusammensetzung der Elektrobänder in Gew.-%, Hauptlegierungselemente

Element	Blech 1	Blech 2	Blech 3
Fe	96,623	95,603	96,034
Si	2,530	3,377	3,182
Al	0,620	0,782	0,613
Mn	0,214	0,231	0,167
C	0,013	0,007	0,004
Si+Al	3,150	4,159	3,795

Die folgenden Abb. 3.4, Abb. 3.5 und Abb. 3.6 zeigen Schliffe der Blechoberfläche und die zugehörige Korngrößenverteilung. Blech 1 weist die breiteste Verteilung auf, bei Blech 3 ist die Verteilung besonders schmal. Die Korngrößenverteilung nach Tab. 3.2

ergibt sich aus der Schliffbildauswertung. Über die Fläche eines Kornes im Schliff wird der Durchmesser des flächengleichen Kreises (DCircle) bestimmt, der Radius (RCircle) des Kreises wird zur Beschreibung der Korngrößenverteilung herangezogen. Diese Größe fließt in die Erstellung der RVEs ein. Die Berechnung der log-Normalverteilung erfolgt nach [57]. Für die 3 Bleche werden jeweils ca. 160 Körner aus unterschiedlichen Schliffbildern ausgewertet.

Die Verteilungsdichtefunktion ist nach [58] und [57] gegeben als:

$$f(x) = \frac{1}{x \cdot \sigma \sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{1}{2\sigma^2}(\log(x) - \mu)^2\right) \quad (3.1)$$

Die Parameter μ und σ können in guter Näherung über die Gleichung (3.2) und (3.3) aus den vorliegenden Daten bestimmt werden [57]:

$$\mu = \exp\left(\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \log(x_i)\right) = \left(\prod_{i=1}^n x_i\right)^{\frac{1}{n}} \quad (3.2)$$

$$\sigma = \exp\left(\left[\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n \left[\log\left(\frac{x_i}{\mu}\right)\right]^2\right]^{\frac{1}{2}}\right) \quad (3.3)$$

Tab. 3.2: Korngrößenverteilung mit $\alpha = 0,02$, Angaben in μm (log-Normalverteilung für RCircle)

Größe	Blech 1	Blech 2	Blech 3
n	169	150	162
μ	53,208	48,595	38,027
σ	1,684	1,494	1,497
OG	178,8	123,6	97,2
UG	15,8	19,1	14,9

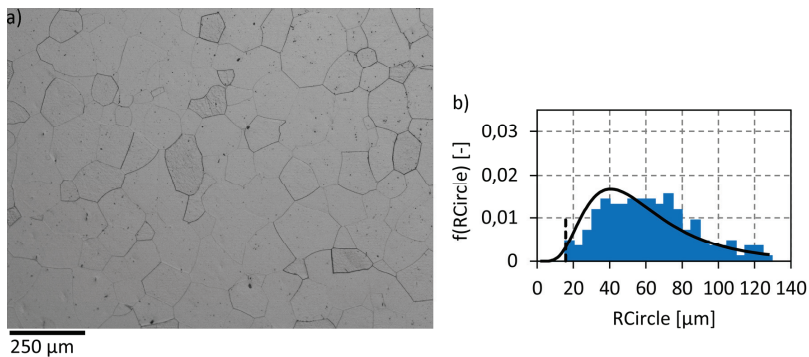


Abb. 3.4: Elektroblech 1, a) Schliffbild, b) Korngrößenverteilung

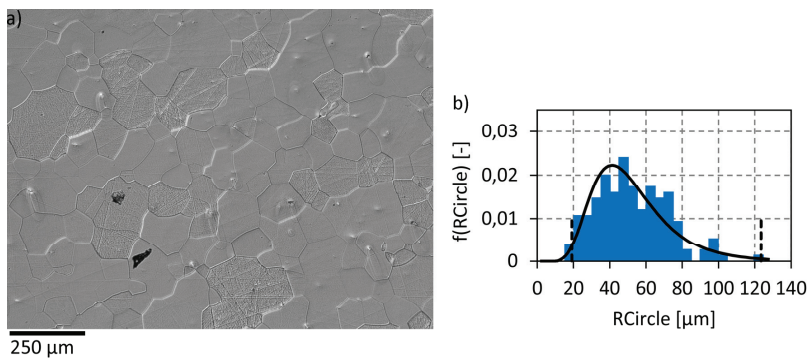


Abb. 3.5: Elektroblech 2, a) Schliffbild, b) Korngrößenverteilung

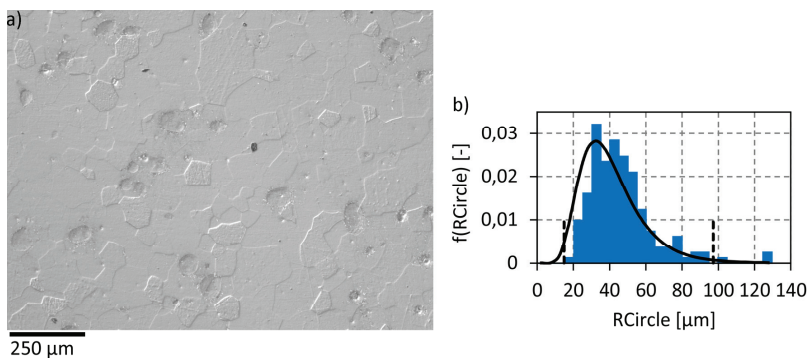


Abb. 3.6: Elektroblech 3, a) Schliffbild, b) Korngrößenverteilung

In Abb. 3.7 ist das Messfeld der EBSD-Messung mit Image Quality (IQ) und inverser Polfigur (IPF) für Blech 2 dargestellt. Die inverse Polfigur zeigt die Parallelität der Probenrichtung [001] (Blechnormalen) und der Normalen der Kristallebenen und stellt dies farbcodiert in der zugehörigen Karte dar. Zu einem großen Anteil sind {001}-Ebenen (roter Farbbereich) parallel zur Blechoberfläche orientiert. Aufgrund der kubischen Kristallstruktur des FeSi-Kristalls leitet sich daraus ab, dass <001>-Richtungen mit leichter Magnetisierbarkeit in der Blechebene liegen, siehe Abb. 3.3. Zu einem geringeren Anteil sind {111}-Ebenen in der Blechebene orientiert und entsprechend befinden sich <111>-Richtungen mit mittlerer Magnetisierbarkeit in der Blechebene. Mit dem Vorhandensein von {101}-Ebenen in der Blechebene liegen die am härtesten magnetisierbaren Richtungen <111> in der Blechebene. Auf der Verteilung in der Karte sind diese nur zu einem kleinen Anteil zu sehen.

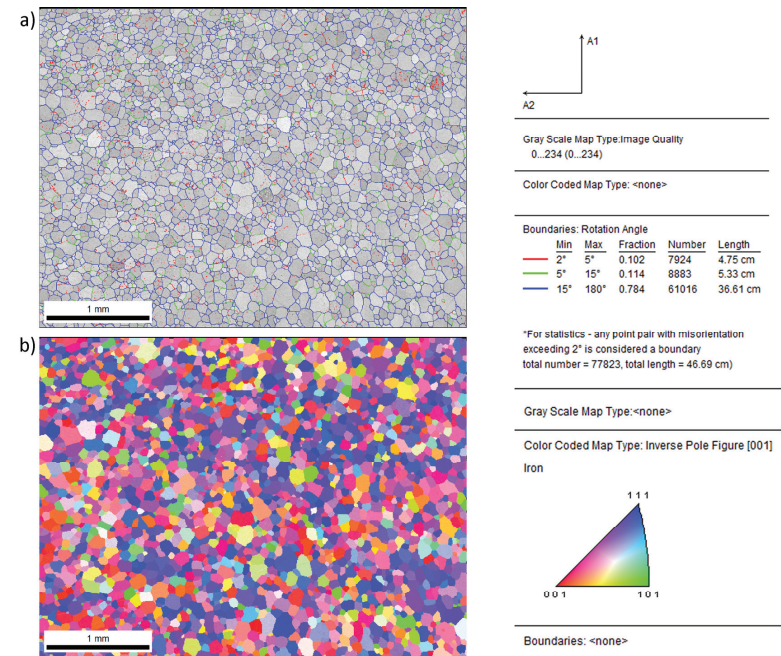


Abb. 3.7: EBSD-Messfeld für Blech 2, a) IQ mit Korngrenzen, b) IPF-Karte für Probenrichtung [001]

Zum Vergleich der EBSD-Messung an Blech 2 zeigt Abb. 3.8 die Messung der Mikrotextur an 3 Blechen unbekannter Hersteller [59]. Deutlich ist die unterschiedliche Charakteristik der Orientierungsverteilung zu erkennen. Während bei Blech A

und C die $\{111\}$ -Ebenen dominierend in der Blechebene liegen, sind bei Blech B auch $\{101\}$ -Ebenen zu finden. Die begleitenden Messungen der magnetischen Kenndaten ergeben für Blech B die geringsten Hysterese- und Wirbelstromverluste.

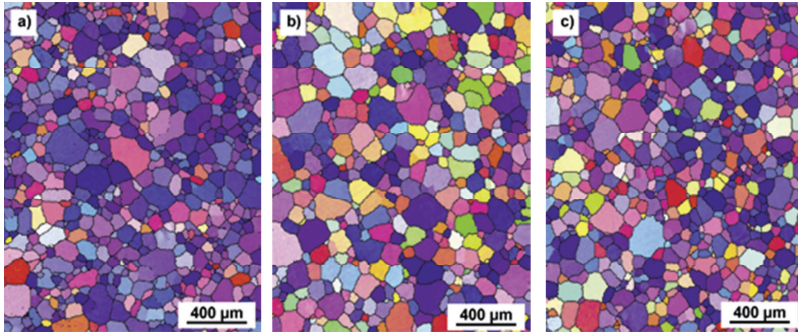


Abb. 3.8: Vergleich der Mikrotextur von Elektroblech der Güte M330-35A von 3 nicht genannten Herstellern A, B, C [59]

Da es sich beim Blech 2 um ein Elektroblech im schlussgeglühten Zustand handelt, ist nicht mit einer typischen Walztextur zu rechnen. Typische Walztexturen für FeSi-Blech mit unterschiedlichem Si-Gehalt sind in Abb. 3.10a und Abb. 3.10b für die (011) -Ebene zu sehen. Die (011) -Polfigur in Abb. 3.9 unterscheidet sich deutlich von den genannten Walztexturen. Prinzipiell ist eine Übereinstimmung mit der (110) Polfigur nach Abb. 3.10c in den 6 Polen eindeutig. Die Textur resultiert aus der durch das Kaltwalzen eingebrachten Verformung und dem anschließenden Rekristallisationsglühen (Schlussglühen), um die gewünschten magnetischen Eigenschaften herzustellen.

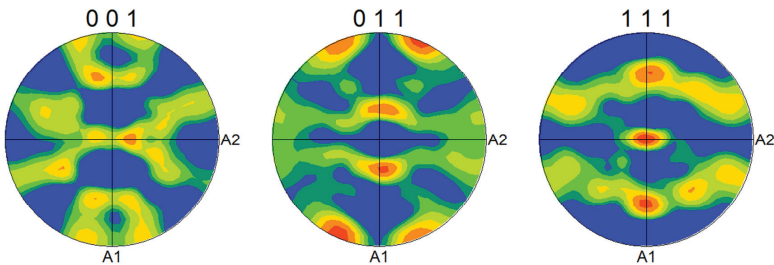


Abb. 3.9: Polfiguren aus Messfeld 1 für Blech 2

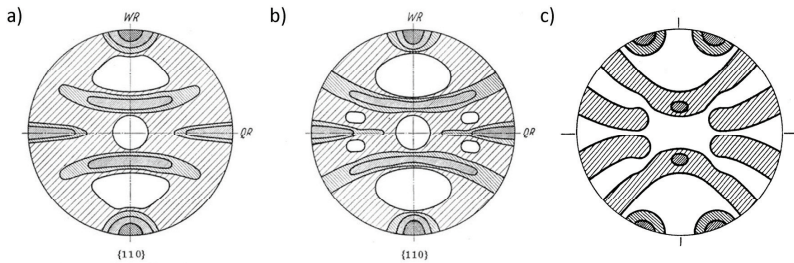


Abb. 3.10: $\{110\}$ Polfiguren für 95 % kaltgewalztes FeSi-Blech, a) 2,06 % Si, b) 4,61 % Si, c) 95 % kaltgewalzt und rekristallisiert bei und unterhalb von 860 °C; a) + b) $[60]$; c) $[61]$

Zusammenfassend folgt für Blech 2, dass überwiegend Kristallrichtungen mit leichter bis mittlerer Magnetisierbarkeit in der Blechebene vorliegen, woraus gute magnetische Eigenschaften wie geringe Hysterese- und Wirbelstromverluste resultieren und wodurch eine typische Glühstruktur vorliegt.

4 Probengeometrien

Dieses Kapitel stellt die in den Untersuchungen verwendeten Probengeometrien dar. Für die quasistatischen Versuche wird auf die nach DIN 50125 [62] genormte Probengeometrie zurückgegriffen. Die Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten erfordern hingegen speziell für die Fragestellung konstruierte Probenformen. Alle hier vorgestellten Proben werden durch Drahterodieren aus dem Blech entnommen. Soweit nicht anders angegeben, wird die Walzoberfläche nicht bearbeitet, sodass der Originalzustand der Walzoberfläche erhalten bleibt. Das ist besonders für die Ermüdungsproben wichtig, um eventuelle Einflüsse der Blechoberfläche, z.B. kleine Partikel oder Oberflächenbeschädigungen, bei der Materialprüfung berücksichtigen zu können. Die erodierten Kanten aller Proben werden entgratet und mit SiC-Papier der Körnungen P1200 – P4000 geschliffen.

4.1 Proben für quasistatische Versuche

In den Zugversuchen bei Raumtemperatur und höheren Temperaturen wird die Zugprobegeometrie nach Abb. 4.1 verwendet. Die gleiche Probengeometrie wird auch für die Versuche zur optischen Verformungsmessung genutzt. Das stochastische Sprühmuster für die Verformungsmessung mit GOM/ARAMIS wird entsprechend den Hinweisen in [63] erstellt.

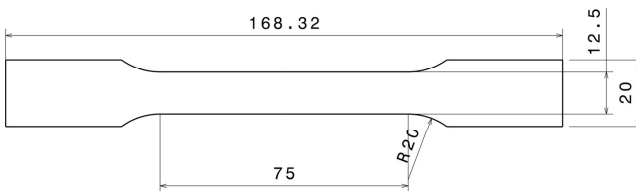


Abb. 4.1: Zugprobe nach DIN 50125 H12,5x50

4.2 Proben für Wöhlerversuche

4.2.1 Standardprobe

Zur Untersuchung des Ermüdungsverhaltens von Elektroblech wird eine eigene Probenform entwickelt. Sie soll folgende Anforderungen erfüllen:

- Kerbformzahl von $\alpha_k = 1,0$
- Eine möglichst kurze Probe für eine möglichst hohe Eigenfrequenz
- Möglichst großer Bereich konstanter Nennspannung, um eventuelle Oberflächenfehler berücksichtigen zu können

Im Vergleich zu den Zugproben ist es bei den Ermüdungsproben besonders wichtig, die durch Erodieren verbleibenden Bearbeitungsrückstände zu entfernen. Durch den Erodiervorgang entstehen Mikrobeschädigungen in der Werkstückoberfläche. Diese sind potentielle Orte für die Initiierung von Ermüdungsrissen und müssen vollständig entfernt werden. An allen Proben werden die erodierten Kanten mit Schleifpapier bis zur Körnung P4000 geschliffen. Jede Probe wird unter dem Mikroskop auf Fehlstellen an den erodierten geschliffenen Kanten überprüft und einzeln für den Versuch freigegeben.

Abb. 4.2 zeigt die Probenform der Ermüdungsproben, sie wird im Weiteren als „Standardprobe“ bezeichnet. Die Spannungsverteilung für eine Nennspannung $\sigma = 100$ MPa ist dargestellt. Die geforderte Kerbformzahl $\alpha_k = 1,0$ wird mit der Probengeometrie erreicht. Um eine größere Fläche konstanter Nennspannung zu erhalten, orientiert sich die Probengeometrie an der 3-Radien Proben von Wessel [64].

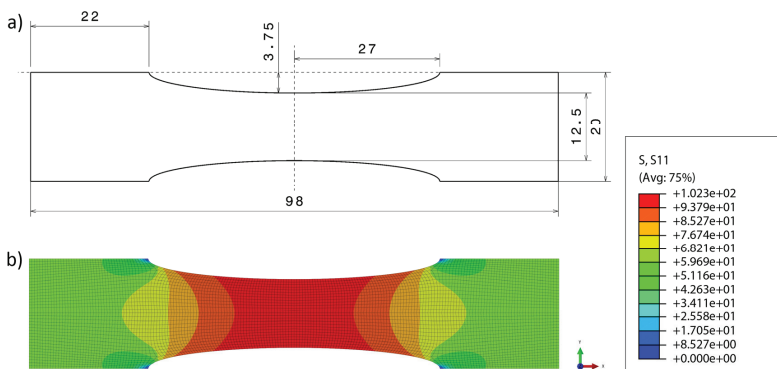


Abb. 4.2: Ermüdungsprobe für Wöhlerversuche mit Blech im Grundzustand, a) Zeichnung, b) Spannungsverteilung bei $\sigma_{nenn} = 100$ MPa

4.2.2 Bauteilnahe Proben

Die Untersuchung des Ermüdungsverhaltens von Elektroblech anhand der Standardproben liefert die Datenbasis über das Ermüdungsverhalten des Werkstoffs im Grundzustand. Die Einflüsse von Prozessschritten während der Bauteilfertigung sind in dieser Datenbasis nicht enthalten. Um diese Effekte berücksichtigen zu können, werden bauteilnahe Proben geprüft [65]. Einflussfaktoren auf das Ermüdungsverhalten können sein:

- Stanzen, der Einfluss, der durch das Stanzen eingebrachten plastischen Verformung und Oberflächenfehler ist wichtig, da Rotorbleche durch Stanzen hergestellt werden (→ Stanzprobe)
- Verbindungspunkte der Rotorbleche im Stapel, Elektrobleche werden durch Clinchen (Stanzpaketieren) zum Stapeln verbunden (→ Clinchprobe)
- Kerben, die Kerbwirkung kommt im Bereich der Clinchpunkte und der eingebetteten Magneten im Rotor zum Tragen

Die Fragestellungen, die mit dieser Prüfung geklärt werden sollen, sind:

- a) Stanzprobe: Ist die beim Stanzen erzeugte Oberfläche oder die eingebrachte plastische Verformung versagensrelevant
- b) Clinchprobe: Initiieren Risse an der gestanzten Kante oder am Clinchpunkt

Um diese Frage beantworten zu können, werden die Ermüdungsversuche unter den gleichen Bedingungen der Standardproben durchgeführt.

Beide Bauteilproben unterliegen aufgrund der Rotorgeometrie sehr engen geometrischen Vorgaben. Sie können nicht in beliebiger Größe aus dem Rotor entnommen werden und der typische Einspannbereich (vgl. Standardprobe und Zugprobe) kann nicht allein durch die Probe realisiert werden und muss deshalb künstlich hinzugefügt werden.

Die Lösung ist, die Einspannbereiche als Adapter an die eigentliche Probe zu kleben. Als Einspannadapter wird die 3-Radius-Probe aus [64] leicht modifiziert. Die komplexe Geometrie mit 3 Radien ist für die Nutzung als Einspannadapter nicht erforderlich. Die 3 Radien werden durch einen Radius ersetzt und die 3-Radius-Probe wird halbiert, siehe Abb. 4.3.

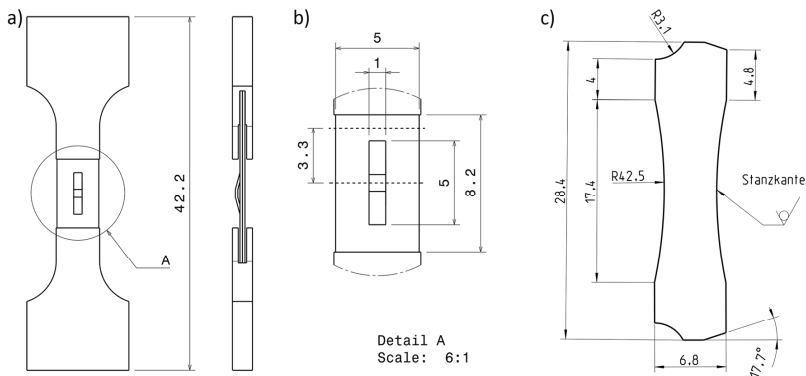


Abb. 4.3: Bauteilproben, a) Clinchprobe mit Adaptern, b) Detail zum Clinchpunkt, c) Stanzprobe

Um die Beanspruchungssituation im realen Bauteil möglichst genau abzubilden, besteht eine Clinchprobe aus 2 Blechen. Damit kann die Interaktion der Bleche am Clinchpunkt berücksichtigt werden. Abb. 4.3a und b zeigen die Zeichnungen der Clinchprobe bestehend aus 2 Einspannadaptern und 2 Blechen mit Clinchpunkt, die Spannungsverteilung in einem Viertelmodell der Clinchprobe bei verschiedener Nennspannung zeigt Abb. 4.4, deutlich ist die Überhöhung am Clinchpunkt zu erkennen.

Die Proben mit Stanzkante werden am Innendurchmesser aus den Rotorblechen entnommen. Durch den Innendurchmesser ist die Probengeometrie nach Abb. 4.3c vorgegeben, diese Probe wird wie die Clinchproben durch Einkleben in angepasste Adapter hergestellt.

Für die Klebung wird der Konstruktionsklebstoff DELOMONOPOX AD298 verwendet. Dieser Klebstoff ist laut Datenblatt [66] für hochfeste und zähnharte Verbindungen unter statischer und dynamischer Belastung für alle Metalle geeignet. Details zur Probenherstellung und Auslegen der Klebverbindung sind im Anhang aufgeführt.

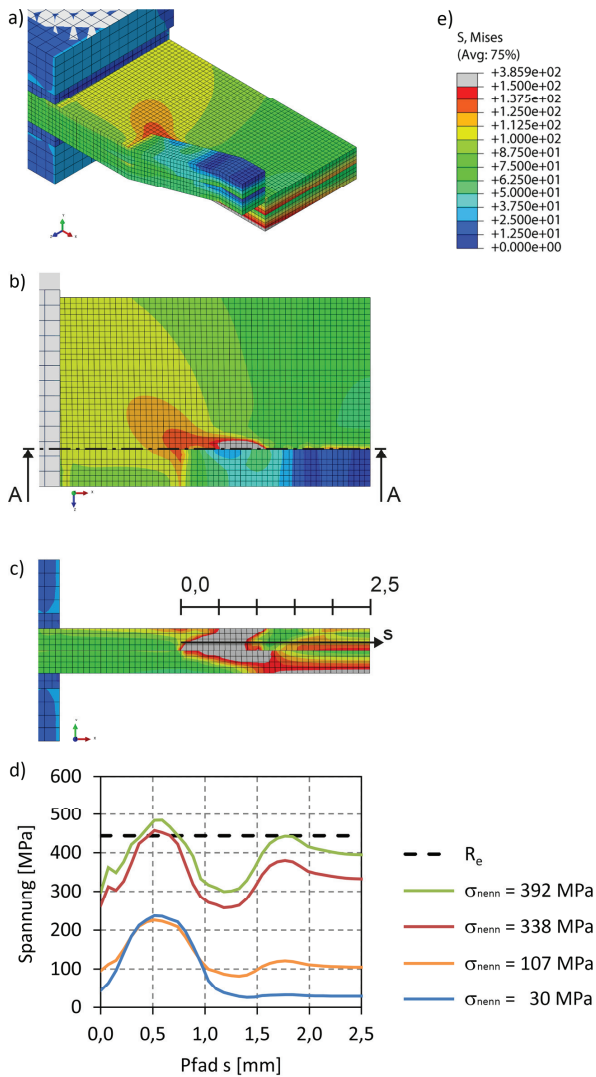


Abb. 4.4: FE-Modell der Clinchprobe zur Berechnung der Spannungsverteilung

4.3 Virtuelle Proben

Neben den realen Proben werden virtuelle Proben eingesetzt. Diese virtuellen Proben, die in den Kapiteln 5 und 6 zum Einsatz kommen, werden in den beiden folgenden Teilkapiteln vorgestellt.

4.3.1 Repräsentatives Volumenelement für CPFEM

Ein repräsentatives Volumenelement (RVE) beinhaltet alle charakteristischen Eigenschaften eines Werkstoffs. Vielfach [15, 23, 67] wird ein Würfel mit der Kantenlänge 1 mm und dem Volumen 1 mm³ gewählt. Die Abmessung der Kantenlänge des RVEs liegt damit in der Regel um ein Vielfaches unter den Abmessungen des Bauteils bzw. des Probenkörpers (z.B. Rundzugproben DIN 50125 – A 12 x 60 oder Flachzugproben DIN 50125 – E 10 x 25 x 90), dessen Materialverhalten mit Hilfe des RVEs abgebildet werden soll.

Die Geometrie der RVEs für das Elektrolech wird mit der Software neper [21] erstellt. Eingangsgrößen sind die Korngrößenverteilung und die Abmessungen des RVEs. Mit neper wird ein Volumen über Voronoi-Verfahren partitioniert. Das Volumen kann in gleichmäßige oder ungleichmäßige Teilvolumen aufgeteilt werden. Im Falle der ungleichmäßigen Verteilung muss der Radius der Teilvolumen vorgegeben werden, hierfür wird die Korngrößenverteilung aus Tab. 3.2 genutzt. Das RVE ist in der x-y-Ebene periodisch.

Neper Befehl für RVE der Größe 1x1x0,3 und Auflösung 30x30x9 mit 267 Körnern:

```
neper -T -n 267 -id 1 -domain "cube(1.,1.,0.3)"
      -weight "@B10_30a.weights"
      -ttype "periodic(x,y)"
      -tesrsize 30:30:9
      -format "tess,tesr"
      -o B10_30a
```

Ein RVE setzt sich aus gleichgroßen Voxeln zusammen, in einem FE-Modell sind diese Voxel lineare Hexaederelemente C3D8. In [10, 15] wird dargestellt, dass der Elementtyp keinen signifikanten Einfluss auf die makroskopische Antwort des Systems hat. Deshalb wird hier auf einen Vergleich verzichtet.

Die Auflösung des RVEs wird durch die steigende Anzahl von Elementen erhöht. Dadurch ist es möglich in hochauflösenden RVEs die Interaktion von Nachbarkörnern

zu untersuchen. Mit steigender Elementzahl steigt auch die Rechenzeit. Für die Bestimmung der Materialparameter ist deshalb eine geeignete Strategie zu nutzen, um mit geringem Aufwand eine erste Abschätzung der Materialparameter zu erreichen. Dazu bietet sich ein niedrigaufgelöstes RVE an. Mit der Steigerung der Auflösung ist dann eine Steigerung der Genauigkeit der Materialparameter möglich.

Wie am Kapitelanfang genannt, wird im allgemeinen Fall ein Einheitswürfel der Kantenlänge 1 mm und einem Volumen $V_0 = 1 \text{ mm}^3$ als RVE genutzt. Die Steigerung der Auflösung ist an keine Beschränkungen gebunden. Einzige Bedingung ist, dass eine ganzzahlige Anzahl an Elementen auf den Kanten verteilt ist. Im speziellen Fall dünner Bleche ist das RVE kein Würfel, sondern ein Quader der Kantenlänge 1,0 mm x 1,0 mm x 0,3 mm. Die Auflösung kann deshalb nicht in beliebigen Stufen erhöht werden, sondern ist vom Verhältnis der Kantenlänge in Blechebene und Blechdicke abhängig. Tab. 4.1 zeigt die möglichen Auflösungen für ein Blech der Dicke von 0,3 mm.

Tab. 4.1: Mögliche Auflösungen für ein RVE der Größe 1,0 x 1,0 x 0,3 mm

Elementanzahl entlang einer Kante		Elementgröße	Elemente im RVE
n_z	$n_x = n_y$	e	n_e
-	-	mm	-
1	3,3	0,300000	11,1
2	6,7	0,150000	88,9
3	10	0,100000	300
4	13,3	0,075000	711,1
5	16,7	0,060000	1.388,9
6	20	0,050000	2.400
9	30	0,033333	8.100
15	50	0,020000	37.500
18	60	0,016667	64.800
30	100	0,010000	300.000

Zur Bestimmung der Parameter für das phänomenologische Materialgesetz in DAMASK werden RVEs in drei unterschiedlichen Auflösungen realisiert: RVE10, RVE20, RVE30 mit den Elementgrößen nach Tab. 4.2. Die Abb. 4.5 zeigt 3 weitere Auflösungsstufen eines RVEs. Das RVE100 stellt hier die höchste Auflösung dar und zeigt die Geometrie der Körner sehr detailliert. In Abb. 4.6 ist die Antwort der RVEs (RVE10, RVE20 und RVE30) als Mittelwerte aus jeweils 5 Berechnungen dargestellt. Es ist deutlich erkennbar, dass eine Steigerung der Auflösung von RVE20 auf RVE30 keine wesentliche Veränderung der makroskopischen Antwort bewirkt. Mit dem RVE30 ist

eine ausreichend hohe Auflösung der Mikrostruktur zur Berechnung der makroskopischen Antwort erreicht.

Tab. 4.2: RVE Daten zur Abb. 4.5

Name	Größe mm	Elementgröße mm	Auflösung -	Elemente -	Rechenzeit min
RVE10	1 x 1 x 0,3	0,1000	10 x 10 x 3	300	4,5
RVE20	1 x 1 x 0,3	0,0500	20 x 20 x 6	2.400	33
RVE30	1 x 1 x 0,3	0,0333	30 x 30 x 9	8.100	415
RVE50	1 x 1 x 0,3	0,0200	50 x 50 x 15	37.500	-
RVE60	1 x 1 x 0,3	0,0167	60 x 60 x 18	64.800	-
RVE100	1 x 1 x 0,3	0,0010	100 x 100 x 30	300.000	-

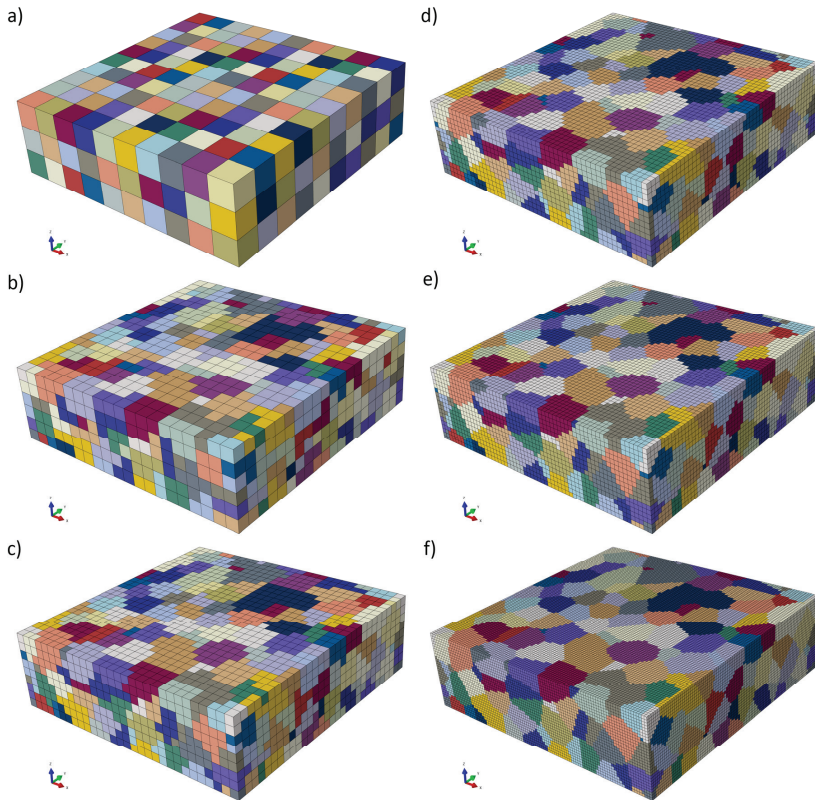


Abb. 4.5: RVEs unterschiedlicher Auflösung, a) RVE10, b) RVE20, c) RVE30, d) RVE50, e) RVE60, f) RVE100

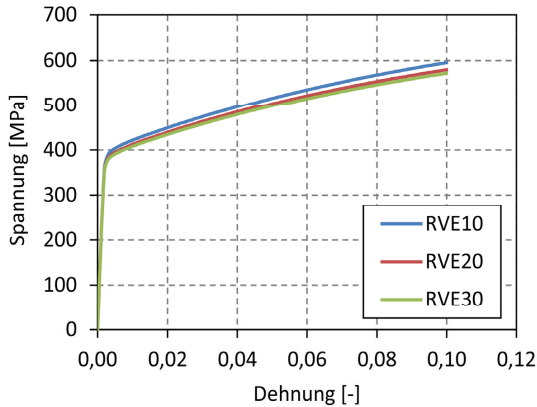


Abb. 4.6: Steigerung der Auflösung von RVE10 bis RVE30

Zur Bestimmung der Materialparameter wird ähnlich wie in [27] und [23] in 3 Schritten vorgegangen:

- Beginn der Optimierung mit einem RVE niedriger Auflösung (RVE10), um viele Iterationen durchführen zu können
- Steigerung der Auflösung auf RVE20
- Steigerung der Auflösung auf RVE30

In Kombination mit dem Optimierungsverfahren aus Kapitel 2 werden die Materialparameter für das Elektroblech bestimmt. Die Ergebnisse sind in Kapitel 5 dargestellt.

4.3.2 2D-RVE für CCZM

Als Einleitung des 2D-RVEs ist ein Vorgriff auf Kapitel 6 sinnvoll. Dort wird gezeigt, dass Rissinitiierung an AlN-Partikeln eine Versagensursache des untersuchten Elektroblechs ist. Um diesen Mechanismus abzubilden und Einflussgrößen sichtbar zu machen, kommt ein Mikrostrukturmodell ähnlich wie beim 3D-RVE zum Einsatz, allerdings wird hier eine 2D-Geometrie realisiert.

Die Geometrie in Abb. 4.7 besteht aus 22 Körnern und 3 AlN-Partikeln. Das Mikrostrukturmodell verhält sich aufgrund der wenigen Körner strenggenommen nicht wie ein repräsentatives Volumenmodell, soll aber im Weiteren als 2D-RVE bezeichnet werden. Die Geometrie wird wie das 3D-RVE mit neper [21] und der Korngrößenverteilung aus Tab. 3.2 generiert, im 2D-Fall wird aber keine voxelbasierte Struktur verwendet. Die Grenzflächen (hier Grenzlinien) zwischen Korn und Partikel werden exakt

abgebildet und ermöglichen so den Einsatz der Kohäsivelemente. Für die Vernetzung der Geometrie müssen folgende Randbedingungen beachtet werden:

- Die komplexe Mikrostruktur muss vernetzt werden können
- Es liegt ein ebener Verzerrungszustand vor
- Die Ergebnisse der Kohäsivelemente des CCZM müssen in Abaqus/CAE über Standardelemente dargestellt werden können
- Die CZE müssen kompatibel zu den Abaqus-Standardelementen sein

Unter Berücksichtigung dieser 4 Bedingungen wird die Geometrie mit CPE3 Elementen vernetzt, als CZE wird das Userelement U2 (mit CPE4 als Ersatzelement) genutzt.

Für die Modellierung gilt weiter, dass das Materialverhalten der Körner über linear-elastisches, anisotropes Materialverhalten abgebildet wird. Lokale Koordinatensysteme berücksichtigen die unterschiedlichen Orientierungen der Körner. Die Orientierungen werden als gleichverteilte Zufallszahlen erzeugt. Aufgrund der Kristallsymmetrie von Eisen ist der Wertebereich zwischen 0° und 90° ausreichend. Die Winkelangabe bezieht sich auf die x-Achse (Lastrichtung).

Über ein Python-Skript werden zwischen den AIN-Partikeln und den zugehörigen Körnern zusätzliche CPE4-Elemente eingefügt. Dazu wird das FE-Netz entlang der Korn-Partikel-Grenze (rote Linie in Abb. 4.8b und c) durch Duplizieren der gemeinsamen Knoten aufgetrennt. Entlang der vorliegenden doppelten Knotenreihe werden neue CPE4-Elemente eingefügt. Über den Algorithmus ist sichergestellt, dass alle Elemente entlang der Grenzlinie die gleiche Ausrichtung der Normalenrichtung haben, siehe Abb. 4.8d. Die eingefügten CPE4-Elemente werden in einem neuen Elementset „CZE“ gespeichert und werden in der Abaqus inp-Datei in Userelemente geändert. In die Abaqus inp-Datei werden alle Eigenschaften der Userelemente unter den Schlüsselbegriffen *USER ELEMENT und *UEL PROPERTY eingetragen, die Parameter werden am Anfang der inp-Datei unter dem Schlüsselwort *PARAMETER definiert [43].

Das Gesamtmodell wird mit der Vorgabe der Elementgröße $e = 0,008 \text{ mm}$ vernetzt. Entlang der Korn-Partikel-Grenze wird das FE-Netz lokal verfeinert. Die Elementgröße beträgt $e_{\text{CZE}} = 5 \cdot 10^{-5} \text{ mm}$.

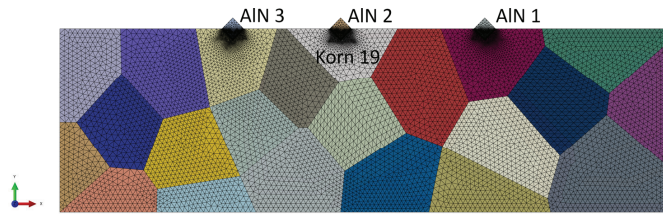


Abb. 4.7: 2D-RVE für die Analyse des Ablösens der AIN-Partikel aus der FeSi-Matrix

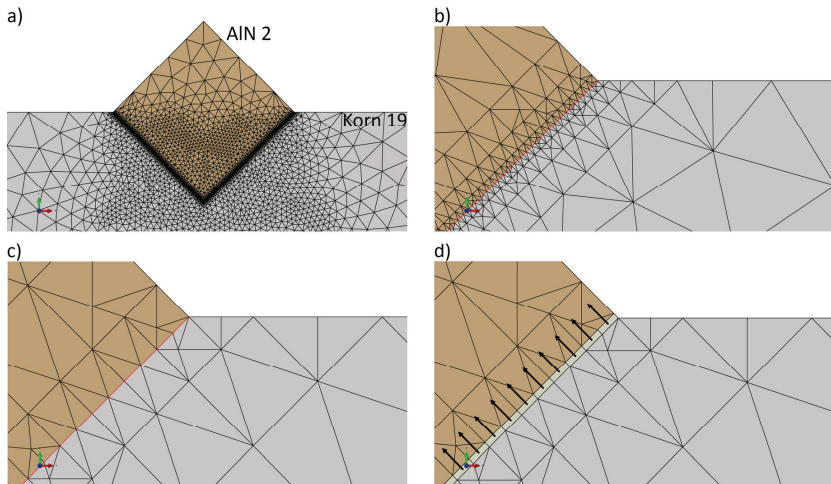


Abb. 4.8: Detailansicht zum mittleren AIN-Partikel mit Kohäsivelementen an Korn 19

5 Verformungsverhalten unter quasistatischer Beanspruchung

Das Kapitel zum Verformungsverhalten von Elektrolech gliedert sich in drei Teile. Im ersten Teil werden die drei Bleche aus Kapitel 3 hinsichtlich Festigkeitskennwerten gegenübergestellt. Die drei Bleche unterscheiden sich wesentlich im Si-Gehalt, wie Tab. 3.1 zeigt. Die festigkeitssteigernde Wirkung wird in den Ergebnissen der Zugversuche deutlich. Darüber hinaus erkennt man den Einfluss der Textur. Die Bruchflächen lassen sich eindeutig Blechen unterschiedlichen Si-Gehalts zuordnen. Im zweiten Teilkapitel wird das Verformungsverhalten von Blech 2 im Temperaturbereich bis 200 °C untersucht. Das dritte Teilkapitel umfasst die Berechnungen mit RVEs zur Bestimmung der Materialparameter für das in DAMASK implementierte phänomenologische Materialgesetz aus Kapitel 2.3.

5.1 Verformungsverhalten bei Raumtemperatur

Die Zugversuche werden auf einer servohydraulischen Prüfmaschine durchgeführt. Zur Wegmessung wird ein Setzdehnungsaufnehmer mit Anfangsmesslänge $l_0 = 50$ mm verwendet. Die Versuche werden mit 2 konstanten Kolbengeschwindigkeiten durchgeführt: bis zur Streckgrenze mit $v_1 = 0,01$ mm/s und bis zum Probenbruch mit $v_2 = 0,2$ mm/s. Die in Walzrichtung entnommenen Proben erhalten die Bezeichnung WR und Proben, die quer zur Walzrichtung entnommen werden, werden mit QR bezeichnet.

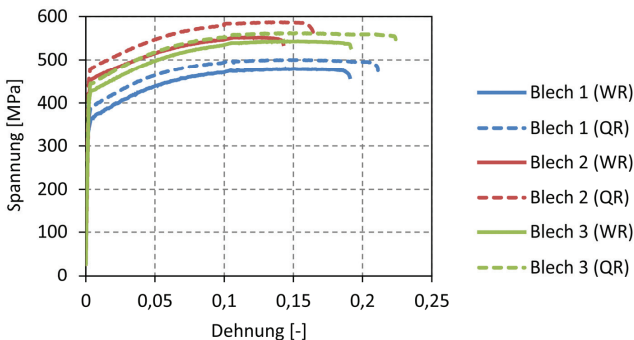


Abb. 5.1: Technisches Spannungs-Dehnungs-Diagramm für 3 Bleche, Zugrichtung in Walz- (WR) und Querrichtung (QR) [65]

Das Diagramm in Abb. 5.1 zeigt jeweils eine repräsentative Kurve aus 5 geprüften Proben. Die Streckgrenze ist kaum ausgeprägt. Alle Versuche zeigen einen gleichmäßigen Kurvenverlauf. Die Verfestigung folgt einem leicht nichtlinearen Verlauf bis zur Gesamtdehnung von 10 %. Oberhalb von 10 % Gesamtdehnung bis zum Probenbruch findet keine weitere Verfestigung statt. Auf diesem Plateau wird die Zugfestigkeit ermittelt. Der typische Abfall der Spannung nach Erreichen der Zugfestigkeit ist bei den geprüften Elektroblechen nicht bzw. sehr schwach ausgeprägt. Die Bilder in den Abb. 5.4, Abb. 5.5 und Abb. 5.6 der Bruchflächen zeigen eine je nach Si-Gehalt unterschiedliche Bruchcharakteristik. Die Mittelwerte und Standardabweichung der mechanischen Kennwerte Streckgrenze, Zugfestigkeit und Gesamtdehnung sind in den Tabellen Tab. 5.1 und Tab. 5.2 zusammengefasst. Jeweils innerhalb eines Bleches ist der Einfluss der Textur erkennbar und ist bei allen Blechen etwa gleich ausgeprägt, die Streckgrenze ist in Querrichtung im Mittel 20 MPa höher als in Walzrichtung, für die Zugfestigkeit beträgt der Unterschied im Mittel 30 MPa. Wesentlich deutlicher ist die Differenz in den Festigkeitskennwerten in Abhängigkeit vom Si-Gehalt. Der festigkeitssteigernde Effekt von Si ist in Abb. 5.2 dargestellt. Im vorliegenden Si-Bereich von 2,5 - 3,3 Gew. % zeigt sich ein linearer Zusammenhang zwischen Si-Gehalt und Streckgrenze bzw. Zugfestigkeit. Dieses lineare Verhältnis ist auch in [51] anhand mehrerer Quellen für reine FeSi-Legierungen dargestellt. Die Reduktion der Duktilität (vgl. Kapitel 3) durch den zunehmenden Si-Gehalt zeigt Abb. 5.3. Das spröde Bruchverhalten von Blech 3 ist auch im Bruchbild, Abb. 5.5, sichtbar.

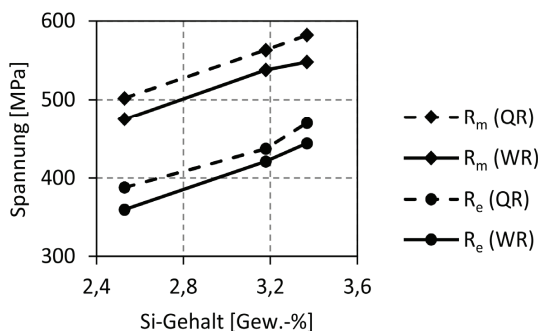


Abb. 5.2: Einfluss des Siliziums auf Streckgrenze und Zugfestigkeit

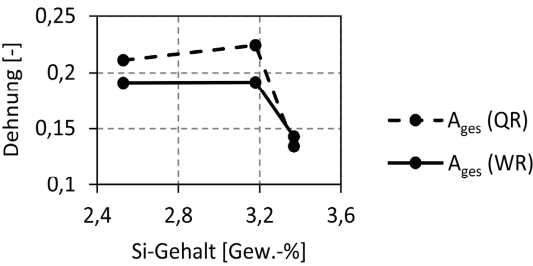


Abb. 5.3: Einfluss des Siliziums auf Gesamtdehnung

Auffällig sind die geringen Werte für das Elastizitätsmodul, besonders für die in Walzrichtung geprüften Proben. Sie weichen bis zu 16,3 % vom üblichen Wert für Stähle $E = 210.000 \text{ MPa}$ ab. Werte in ähnlichen Bereichen wie in Tab. 5.1 und Tab. 5.2 wurden in [34] ermittelt. Dabei waren die Werte in Walzrichtung stets geringer als quer zur Walzrichtung. Diese Anisotropie des Blechs ist auf die beim Walzen eingebrachte Textur und die im Vergleich zur Blechdicke relativ großen Körner zurückzuführen. Da nur wenige Körner über der Blechdicke vorliegen, dominiert ihre Orientierung das makroskopische Verhalten des Blechs. Der Unterschied im E-Modul wird auch in den RVE-Berechnungen in Kapitel 5.3 bestätigt, für Blech 2 betragen die Werte: $E_{WR} = 192.700 \text{ MPa}$ und $E_{QR} = 207.200 \text{ MPa}$.

Tab. 5.1: Mittelwerte und Standardabweichungen der Materialkennwerte E-Modul, Streckgrenze R_e und Zugfestigkeit R_m mit Si-Gehalt der geprüften Bleche in Walzrichtung (WR)

WR		E	R _e	R _m	A _{ges}	Si
		MPa	MPa	MPa	%	Gew.-%
Blech 1	μ	181.149	360	475	19,09	2,53
	σ	1.101	1,16	2,87	1,95	
Blech 2	μ	175.755	444	548	14,28	3,37
	σ	1.673	6,24	8,15	0,47	
Blech 3	μ	179.085	421	538	19,15	3,18
	σ	1.595	2,69	2,86	0,44	

(Anzahl der Proben: n = 5 Proben je Blech)

Tab. 5.2: Mittelwerte und Standardabweichungen der Materialkennwerte E-Modul, Streckgrenze R_e und Zugfestigkeit R_m mit Si-Gehalt der geprüften Bleche quer zur Walzrichtung (QR)

QR		E	R_e	R_m	A_{ges}	Si
		MPa	MPa	MPa	%	Gew.-%
Blech 1	μ	209.851	388	502	21,11	2,53
	σ	1.634	3,20	2,74	1,44	
Blech 2	μ	201.186	470	582	13,44	3,37
	σ	1.506	1,83	5,41	1,44	
Blech 3	μ	196.050	437	563	22,43	3,18
	σ	2.581	5,42	4,78	0,97	

(Anzahl der Proben: n = 5 Proben je Blech)

Die Bruchflächen der 3 Bleche zeigen deutliche Unterschiede. Die Bruchfläche von Blech 1 in Abb. 5.4 zeigt die stark ausgeprägte Einschnürung entlang der gesamten Probenbreite und ist eindeutig als Duktilbruch zu identifizieren. Das bestätigen auch die erkennbaren Wabenstrukturen.

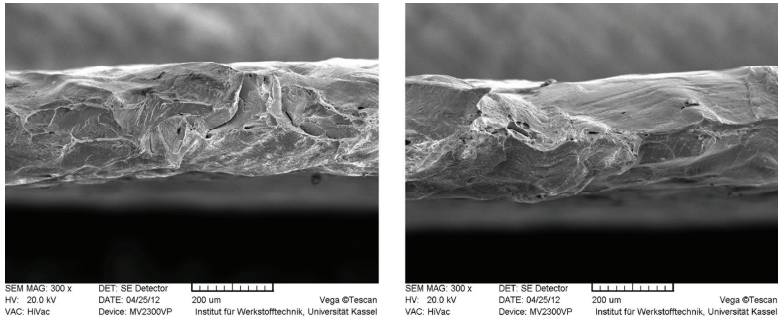


Abb. 5.4: Bruchflächen von Blech 1

Blech 2 hat eine Bruchfläche, die von spröden Werkstoffen bzw. sprödem Versagen bekannt ist, gemischt mit sehr lokalen Einschnürungen, Abb. 5.5a. In großen Teilen ist keine Verformung des Blechs (Abb. 5.5b) oder nur geringe Verformung (Abb. 5.5c) zu erkennen. Die sehr lokal auftretende Einschnürung stellt einen Riss dar und führt zum schlagartigen Versagen der Probe. Dass die Einschnürung sehr lokal auftritt, kann aufgrund des hohen Si-Gehaltes von Blech 2 auf lokal auftretende geordnete Strukturen [68, 69] in hochsiliziumhaltigen FeSi-Legierungen zurückgeführt werden. Die geordneten Strukturen sind besonders schlecht verformbar.

Bei Blech 3 liegt wieder ein duktileres Bruchbild vor. Ähnlich wie bei Blech 1 tritt auch hier die Einschnürung auf der gesamten Bruchfläche auf, Sprödbbruchanteile sind sehr gering, der Duktilbruch dominiert das Erscheinungsbild.

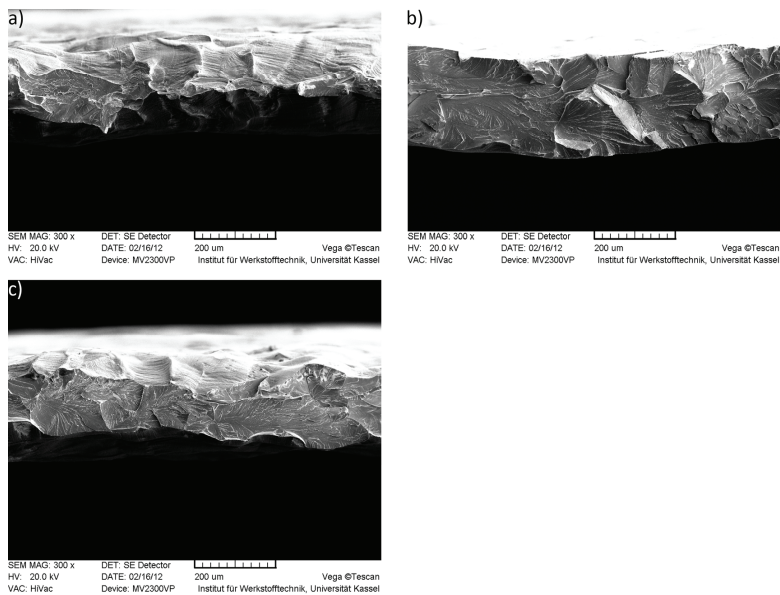


Abb. 5.5: Bruchflächen von Blech 2 [65, 70, 71]

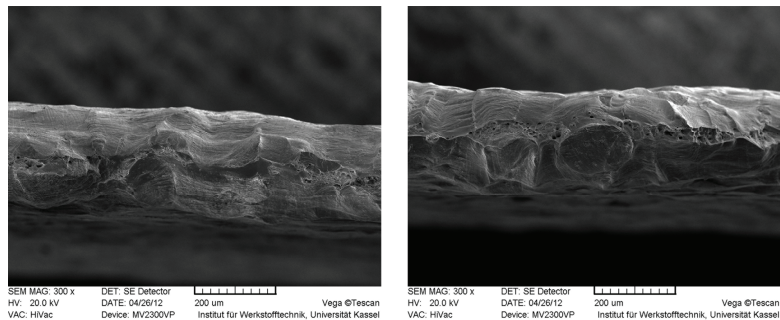


Abb. 5.6: Bruchflächen von Blech 3

Mit der optischen Verformungsmessung und digitalen Bildkorrelation (DIC) mit GOM/ARAMIS [63] wird die Dehnungsverteilung auf dem Prüfkörper ermittelt und dargestellt. In Abb. 5.7 ist jeweils die Dehnungsverteilung auf einer Ausgangsmesslänge von 45 mm dargestellt. Pro Blech wurden 3 Versuche durchgeführt und die hier abgebildeten Verteilungen sind charakteristisch für das jeweilige Blech. Die Dehnrates beträgt $\dot{\epsilon} = 0,0025 \text{ 1/s}$. Bei der Dehnungsverteilung in Abb. 5.7 werden keine Filter eingesetzt. Die in den Teilbildern angegebene mittlere Dehnung wird über ein virtuelles Extensometer innerhalb der ARAMIS-Software bestimmt.

Bis zu einer Gesamtdehnung von 15 % zeigen die Bleche 1 und 3 ein homogenes Verformungsverhalten. Bei Blech 2 bildet sich bereits bei einer Gesamtdehnung von 5 % eine Dehnungskonzentration auf der linken Probenseite, siehe Abb. 5.7e. Die Teilbilder c, g und k stellen den Dehnungszustand kurz vor dem Bruch dar. Sie zeigen übereinstimmend, dass die Dehnungen in Scherbändern lokalisieren. Vergleicht man die Kameraaufnahmen in der ARAMIS-Software, so ist bei allen 3 Blechen ein Scherband zu erkennen. Diese Scherbänder sind in der Abb. 5.7 bei Blech 1 und 2 besonders gut sichtbar, die maximale Dehnung befindet sich jeweils am Probenrand. [65]

Die gebrochenen Proben in Abb. 5.7d, h und l zeigen nicht das typische makroskopische Erscheinungsbild eines Scherbruchs. Das hat unterschiedliche Gründe. Blech 2 zeigt zwar eine Lokalisierung der Dehnung im Scherband, allerdings führt eine lokale Einschnürung (siehe Abb. 5.5) zum schlagartigen Versagen und damit spröden Erscheinungsbild der Bruchfläche. Bei den Blechen 1 und 3 breitet sich der Duktilbruch langsam von der Probenaußenseite in die Probenmitte aus. Durch den Stabilitätsverlust biegen sich die Proben leicht um die x-Achse und zeigen deshalb nicht den typischen Scherbruch.

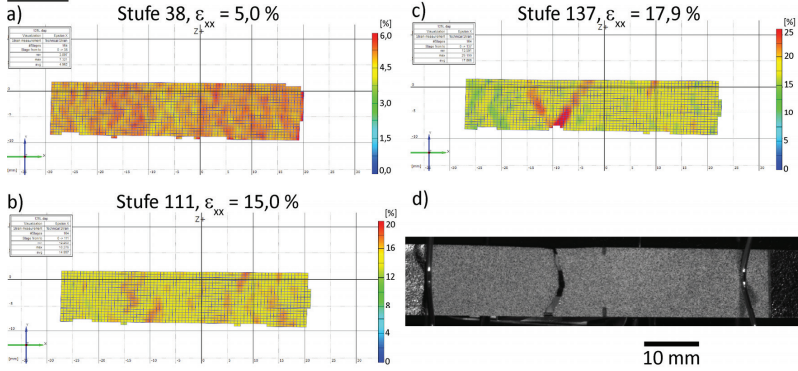
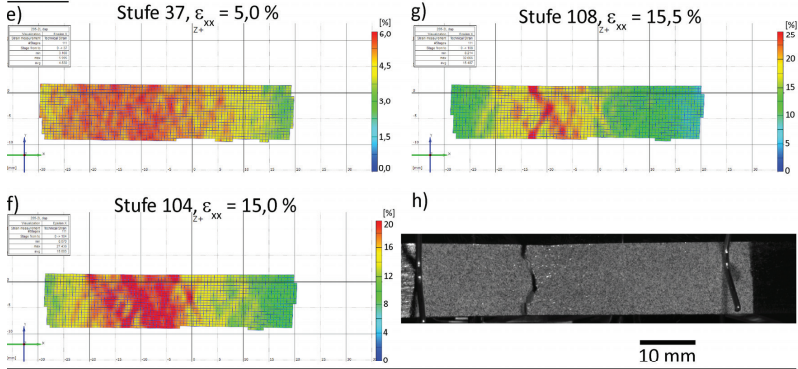
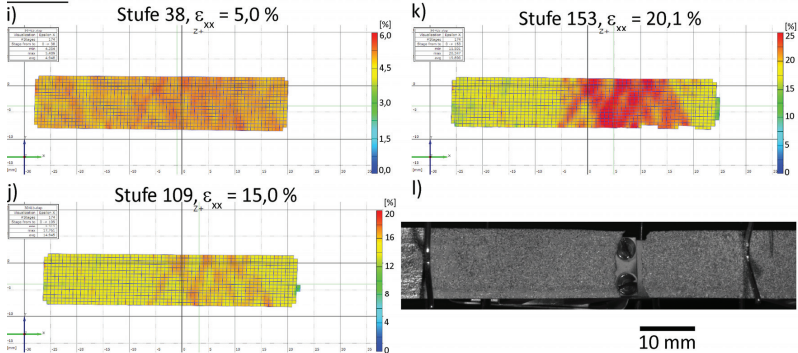
Blech 1**Blech 2****Blech 3**

Abb. 5.7: Charakteristische Dehnungsverteilung im Zugversuch der 3 Bleche (in Walzrichtung)

5.2 Verformungsverhalten bei höheren Temperaturen

Da das Blech 2 die höchsten mechanischen Festigkeiten aufweist, ist dieses Blech ein geeigneter Kandidat für die Auslegung eines Elektromotors, sodass bei einem festgelegten Drehzahlkonzept eine höhere Festigkeitsreserve als bei Blech 1 und 3 vorliegt oder höhere Drehzahlkonzepte realisiert werden können. Deshalb kommen für Blech 2 die Betrachtung des Temperatureinflusses und eine Analyse des Ermüdungsverhaltens in Kapitel 6.1 in Betracht.

Die Versuche zur Untersuchung des Temperatureinflusses auf das mechanische Verhalten von Blech 2 werden auf einer elektromechanischen Zugprüfmaschine durchgeführt. Geprüft werden je Temperatur 5 Proben, der Temperaturbereich liegt zwischen Raumtemperatur und 200 °C, siehe Tabelle Tab. 5.3. Die Versuche werden dehnungsgeregelt mit einer Dehnrate $\dot{\epsilon} = 0,00025$ 1/s nach EN ISO 6892-1 [72] durchgeführt. Die Dehnung wird über ein maschinenfestes Extensometer mit einer Ausgangslänge $l_0 = 50$ mm ermittelt. Die Proben werden in einer Heizkammer geprüft und in dieser Heizkammer auf die Prüftemperatur erwärmt. Mit einem angeschweißten Thermoelement außerhalb des Prüfbereichs wird die Probentemperatur während der Erwärmung überwacht und sichergestellt, dass die richtige Prüftemperatur erreicht ist. Alle Proben werden in Walzrichtung geprüft, weil hier die geringsten Kennwerte zu erwarten sind und so eine konservative Bauteilauslegung resultiert.

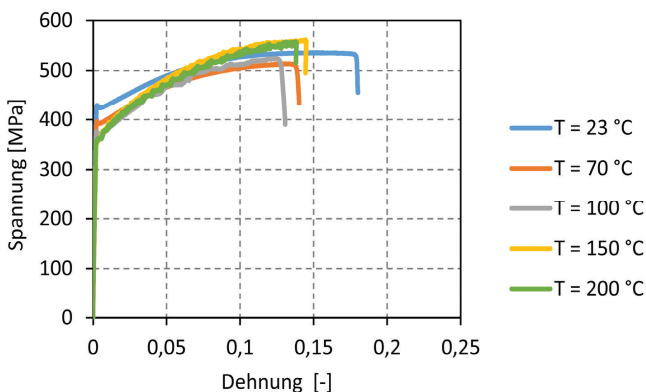


Abb. 5.8: Vergleich des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens bei 5 Temperaturen

In Abb. 5.8 ist für jedes Temperaturniveau eine charakteristische Spannungs-Dehnungs-Kurve dargestellt. Die Kurven für die ersten drei Temperaturen zeigen eine

sehr schwach ausgeprägte Streckgrenze, die bei den beiden letzten Temperaturniveaus nicht mehr existiert und ein kontinuierlicher Übergang vom linear-elastischen in den plastischen Bereich vorliegt.

Bei Raumtemperatur und 70 °C haben beide Zugkurven einen gleichmäßigen Verlauf, die Streckgrenze und Zugfestigkeit liegt bei 70 °C unterhalb der Werte bei Raumtemperatur. Auffällig ist, dass der Kurvenverlauf für die höheren Temperaturen unregelmäßig wird und eine gezackte Form zeigt und die Bruchdehnung gegenüber RT abnimmt. Diese Details sind in Abb. 5.9 vergrößert dargestellt. Der gezackte Verlauf setzt bei 100 °C bei einer Totaldehnung $\epsilon_t = 3,5\%$ ein, für 150 °C bei $\epsilon_t = 0,6\%$ und bei 200 °C unmittelbar bei Verlassen des linear-elastischen Verhaltens. Dieses Materialverhalten ist bekannt als Portevin-LeChatelier-Effekt (PLC-Effekt) bzw. dynamische Reckalterung und ist materialspezifisch von der Temperatur und Dehnrates abhängig [73]. Der PLC-Effekt ist auf die Interaktion von Versetzungen und Fremdatomen zurückzuführen. [3, 4, 73, 74] Bei höheren Temperaturen ist die Bewegungsfähigkeit der Fremdatome im Matrixgitter, hier Si-Atome im Fe-Gitter, erhöht und sie können Versetzungen folgen bzw. an Versetzungen herandiffundieren und diese erneut blockieren. Bei Einlagerungsmischkristallen erfolgt die Diffusion der Fremdatome (z.B. C) auf den Zwischengitterplätzen, bei Substitutionsmischkristallen ist die Diffusion der Fremdatome (z.B. Si) nur über Leerstellen möglich [73]. Neben diesen Effekten spielt die Beeinflussung der Versetzungsbewegungen durch geordnete Strukturen in hochsiliziumhaltigen FeSi-Legierungen eine Rolle bei der Ausprägung des PLC-Effekts. Da trotz Entkohlung auch ein geringer C-Gehalt im Elektroblech enthalten ist (siehe Tab. 3.1), kann der PLC-Effekt durch die C-Atome oder die Si-C-Interaktion verursacht werden. [68]

Die Fixier- und Losreißprozesse erzeugen makroskopisch einen gezackten Kurvenverlauf. In Abb. 5.9 ist sehr gut erkennbar, dass die 100 °C-Kurve einen wellenförmigen Verlauf hat, im Vergleich ist der Verlauf bei 150 °C und 200 °C deutlich gezackter. Das lässt darauf schließen, dass die Bewegungsfähigkeit der Si-Atome bei 100 °C noch nicht vollständig ausreicht um Versetzung einzufangen und zu blockieren. Ideale Bedingungen sind erst bei 200 °C vollständig erreicht, denn bei dieser Temperatur sind die Sprünge (Fixier- und Losreißprozesse) im Spannungs-Dehnungs-Verlauf sehr hochfrequent, siehe Abb. 5.9 grüne Kurve.

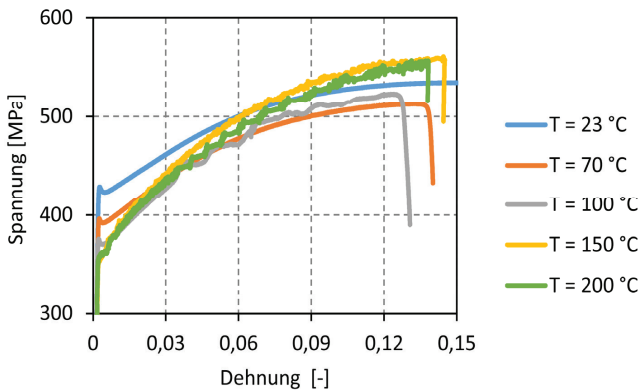


Abb. 5.9: Details zum Spannungs-Dehnungs-Diagramm

Damit der PLC-Effekt auftritt, muss die Bewegungsfähigkeit der Fremdatome ausreichend hoch sein. Eine ausreichende Bewegungsfähigkeit liegt in einem Temperaturbereich von 0,2...0,5 der Schmelztemperatur (in Kelvin) vor [74]. Für die vorliegende Legierung beträgt die Schmelztemperatur nach Abb. 3.2 für 3,3 Gew.-% Si $T_{\text{Schmelz}} = 1500\text{ °C}$ ($= 1773,15\text{ K}$). Dementsprechend tritt der PLC-Effekt zwischen $T_{\text{min}} = 81\text{ °C}$ und $T_{\text{max}} = 631\text{ °C}$ auf. Die Versuche bis 70 °C weisen keine makroskopischen Anzeichen der dynamischen Reckalterung auf. Diese sind erst bei 100 °C und höheren Temperaturen sichtbar und treten im erwarteten Bereich auf.

Die aus den Warmzugversuchen ermittelten mechanischen Werkstoffkennwerte sind in Tab. 5.3 zusammengefasst und den Abbildungen Abb. 5.10, Abb. 5.11 und Abb. 5.12 grafisch dargestellt. Da die Streckgrenze oberhalb von 70 °C nicht mehr existiert, wird die 0,2%-Dehngrenze als Kennwert herangezogen. Der von der Streckgrenze aufgezeigte Trend, mit steigender Temperatur zu sinken, ist auch an den Werten der 0,2%-Dehngrenze zu erkennen. In [35] ist die Designrichtlinie nach FKM für die Entwicklung 0,2%-Dehngrenze bei Stahl mit steigender Temperatur vorgestellt. Der FKM-Richtlinie folgend, ändert sich die 0,2%-Dehngrenze bis zu einer Temperatur $T = 100\text{ °C}$ nicht, oberhalb wird eine lineare Abnahme angenommen. Wie die Daten in Tab. 5.3 und Abb. 5.11 zeigen, trifft diese Annahme für Elektroblech nicht zu, hier ist bereits ab 70 °C mit einer Reduktion der Streckgrenze bzw. 0,2%-Dehngrenze um 7,7 % bezogen auf den Wert bei Raumtemperatur zu rechnen. Für 150 °C und 200 °C beträgt die Reduktion ca. 15,3 %.

Tab. 5.3: Mittelwerte und Standardabweichungen von E-Modul, Streckgrenze, Dehngrenze, Zugfestigkeit, max. Gesamtdehnung und Einsatzdehnung je Temperaturniveau (n = 5 Proben)

Temperatur °C		E-Modul MPa	Re MPa	Rp0,2 MPa	Rm MPa	Ages -	εEinsatz -
23	μ	201.800	431,60	426,80	538,60	17,14	-
	σ	3.187	5,75	5,67	7,31	0,89	
70	μ	178.000	396,80	393,00	514,20	13,82	-
	σ	14.546	2,32	2,45	3,19	1,12	
100	μ	206.200	382,00	377,80	532,40	12,78	0,035
	σ	24.425	6,96	7,44	11,38	1,49	
150	μ	181.800	-	361,00	557,60	12,58	0,06
	σ	21.264	-	1,79	2,73	1,06	
200	μ	181.800	-	363,00	564,00	15,06	< 0,01
	σ	21.264	-	4,60	6,84	1,02	

(Anzahl der Proben: n = 5 Proben je Temperatur)

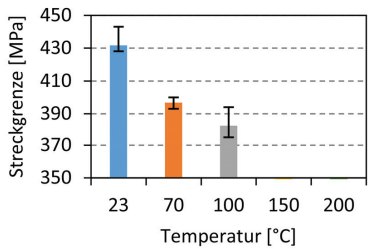


Abb. 5.10: Temperaturabhängigkeit der oberen Streckgrenze

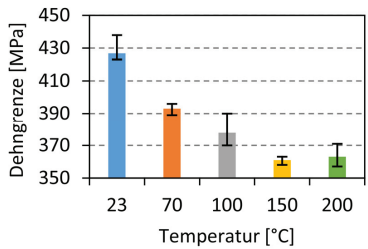


Abb. 5.11: Temperaturabhängigkeit der 0,2 %-Dehngrenze

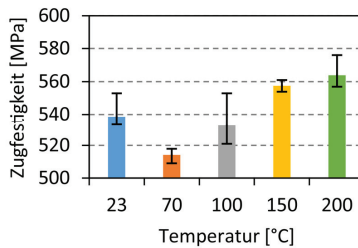


Abb. 5.12: Temperaturabhängigkeit der Zugfestigkeit

5.3 Modellierung des Verformungsverhaltens

Für das in Kapitel 2 vorgestellte Materialmodell werden die Materialparameter für Blech 2 ermittelt. Sie werden benötigt, um die mikromechanischen Berechnungen in Kapitel 7 durchzuführen, darüber hinaus sind die Werte der Materialparameter Grundlage für den Vergleich von in-situ Verformungsanalysen und Berechnungen, wie sie in [75] durchgeführt werden.

5.3.1 Modellaufbau

Das FE-Modell zur Bestimmung der Materialparameter für das phänomenologische Materialgesetz in DAMASK basiert auf den in Kapitel 4.3.1 vorgestellten RVEs. Die Geometrie der RVEs ist in der x_1 - x_2 -Ebene periodisch, diese Periodizität wird auch in den Randbedingungen beibehalten. Die Umsetzung der periodischen Randbedingungen aus Kapitel 2.4.3 erfolgt in Abaqus über lineare Gleichungen mit dem Befehl *EQUATION. In das FE-Netz werden zwei zusätzliche Masterknoten „XMaster“ und „YMaster“ eingefügt; sie sind keinem Element zugewiesen. Ihnen werden über Verschiebungsrandbedingungen die Komponenten des Deformationsgradienten vorgegeben, vgl. Kapitel 2.4.3 Gleichung (2.28).

Die Definition der Gleichungen für die periodischen Randbedingungen erfolgt in einem Python-Skript. Entsprechend Abb. 2.7 werden die Knoten auf den RVE-Rändern in paarweise gegenüberliegende Knotenpaare gruppiert und mit den Masterknoten in die Gleichungen eingebaut. Für die Ermittlung der Spannungen im RVE werden die Reaktionskräfte der Masterknoten nach Gleichung (2.30) verwendet und für das Optimierungsverfahren exportiert.

5.3.2 Bestimmung der Materialparameter mit CPFEM

Zur Bestimmung der Materialparameter werden die berechneten Spannungs-Dehnungs-Kurven des RVE aus Kapitel 4.3.1 mit Hilfe des Levenberg-Marquardt-Verfahrens aus Kapitel 2.5 an die experimentellen Spannungs-Dehnungs-Kurven angepasst. Tabelle Tab. 5.4 fasst die Einträge in der material.config für das phänomenologische Materialmodell zusammen. Die drei mit * markierten Parameter werden für die Optimierung herangezogen. Angepasst werden die kritische Schubspannung (tau0_slip), die Sättigungsschubspannung (tausat_slip) und der Verfestigungsparameter (h0_slip-slip). Die drei Parameter sind für die aktiven Gleitsysteme {110}<111> und {112}<111> identisch. Die Werte orientieren sich an den Angaben für Eisen in [12, 76, 77].

Tab. 5.4: Einträge für phenopowerlaw in DAMASK material.config für Blech 2

Parameter	Einheit	Wert
elasticity	-	hooke
plasticity	-	phenopowerlaw
lattice_structure	-	bcc
nslip	-	12 12
ntwin	-	0
C ₁₁	MPa	230.000
C ₁₂	MPa	135.000
C ₄₄	MPa	117.000
gdot_slip	1/s	0,001
n_slip	-	20
tau0_slip*	MPa	200,0 200,0
tausat_slip*	MPa	338,0 338,0
h0_slipslip*	MPa	896,0
interaction_slipslip	-	1 1 1,4 1,4 1,4 1,4
a_slip	-	1,0

Die Textur des Blechs wird im RVE abgebildet. Dazu werden die Orientierungsdaten vom Messfeld aus Kapitel 3.3 verwendet. Die Textur wird als diskrete Verteilungsfunktion mit der Schrittweite 5° x 5° x 5° und einer Gauß'schen Glättung von 5° exportiert. Die Rekonstruktion der Textur erfolgt mit dem Rekonstruktionsverfahren nach [10, 20].

In Abb. 5.13 sind die experimentellen Spannungs-Dehnungs-Kurven und die Antworten der RVEs zu ausgewählten Iterationsschritten abgebildet. Die Anpassung der Materialparameter ist auf die Gesamtdehnung von $\varepsilon = 0,14$ begrenzt, da bei Blech 2 bei $\varepsilon = 0,15$ der Bruch zu erwarten ist.

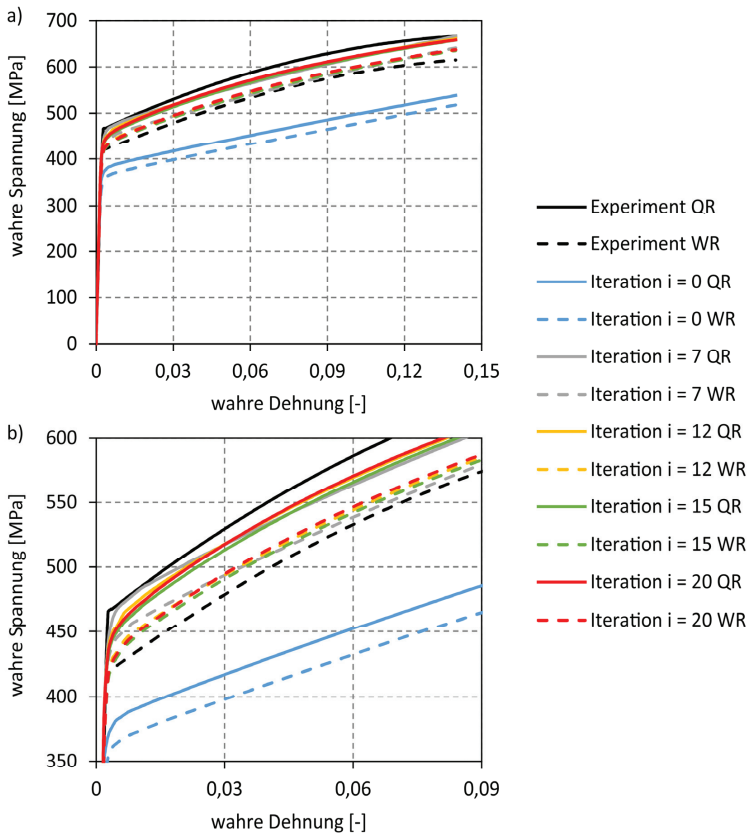


Abb. 5.13: RVE-Antwort nach verschiedenen Iterationen, a) Gesamtverlauf, b) Details im Bereich der Streckgrenze

Die Anpassung der Parameter beginnt mit den Werten nach Tab. 5.5, die in Abb. 5.13 als Iteration $i = 0$ eingetragen sind. Innerhalb der ersten 3 Iterationen wird der finale Wert für τ_{0_slip} erreicht, im weiteren Verlauf treten keine signifikanten Änderungen mehr auf, siehe Abb. 5.13 und Abb. 5.14. Da τ_{0_slip} als kritische Schubspannung den Beginn der plastischen Verformung bestimmt, ist der Wert mit Erreichen der Streckgrenze gefunden.

Über die beiden Parameter `tausat_slip` und `h0_slipslip` wird die Form der Verfestigungskurve beeinflusst. Die anfangs starke Erhöhung von `tausat_slip` ist auf die zu Beginn hohe Abweichung der berechneten zur experimentellen Verfestigungskurve zurückzuführen. Der Wert für `tausat_slip` sinkt während der nächsten Iterationen ab und kommt bei `tausat_slip` = 330 MPa am Ende der Iterationen mit RVE10 auf ein stabiles Niveau, das bis zum Ende der Parameteranpassung mit dem RVE30 gehalten wird.

Der Parameter `h0_slipslip` bleibt zunächst nach einem kurzen Anstieg konstant und wächst bis $i = 12$ kontinuierlich. Bis $i = 14$ bleibt der Wert `h0_slipslip` = 748 MPa (im RVE10) nahezu unverändert. Erst die Steigerung der Auflösung des RVEs bewirkt einen erneuten Anstieg bis bei `h0_slipslip` = 896 MPa in den letzten Iterationen mit dem RVE30 erneut ein konstanter Wert erreicht ist, siehe Abb. 5.14.

Tab. 5.5: Start-, Zwischen- und Endwerte der Parameteroptimierung

Parameter	Einheit	Startwert	Zwischenwerte			Endwert
		i = 0	i = 7	i = 12	i = 22	i = 22
tau0_slip	MPa	160,0	196,84	191,81	199,78	
tausat_slip	MPa	205,0	440,65	332,91	338,14	
h0_slipslip	MPa	495,0	418,16	727,99	896,34	
Fehler	MPa	111,6	15,6	14,4	14,9	

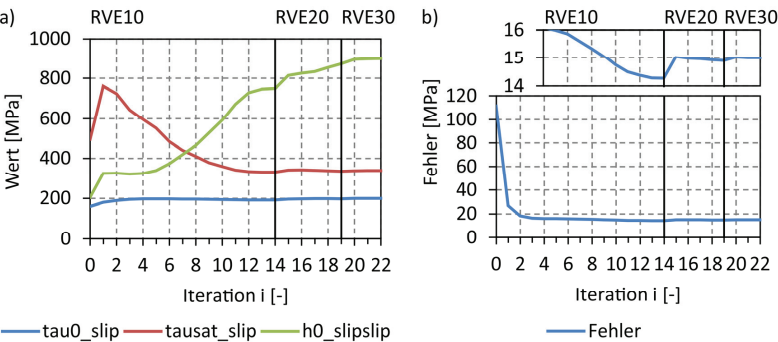


Abb. 5.14: Parameteroptimierung: Entwicklung a) der Parameter, b) des Fehlers (mittlere Abweichung)

Mit dem Parametertripel bei Iteration $i = 7$ wird die experimentelle Zugkurve in Abb. 5.13 bereits gut beschrieben, sie liegt bis zur Dehnung $\varepsilon = 0,03$ dichter an der QR-Kurve des Experiments. Durch die weiteren Iterationen werden die berechneten Kurven weiter in die Mitte zwischen der experimentellen Kurven von WR und QR verschoben und erreichen bei Iteration $i = 12$ eine gute Lage und mit 14,37 MPa auch den fast kleinsten Fehler, siehe Abb. 5.14b. Bei allen Iterationen der höherauflösenden RVEs beträgt der Fehler fast durchgehend ca. 15 MPa.

Mit dem am geringsten auflösenden RVE10 können die Materialparameter für das phänomenologische Materialmodell mit guter Genauigkeit bestimmt werden. Die Steigerung der RVE-Auflösung führt hauptsächlich dazu, dass der Verfestigungsparameter $h0_slip$ weiter steigt und ein zweites Plateau erreicht. In Kapitel 4 wurde das Antwortverhalten der drei RVEs RVE10, RVE20, RVE30 untersucht und festgestellt, dass die Steigerung der Auflösung zu leicht niedrigeren Spannungs-Dehnungs-Kurven führen, was auf die Reduktion der Inkompatibilitäten zwischen den Körnern zurückzuführen ist. Reduziert sich die Antwort des RVEs durch die gesteigerte Auflösung, muss dieser Effekt durch eine Änderung der Parameter ausgeglichen werden und verursacht so die erneute Erhöhung von $h0_slip$ beim Wechsel vom RVE10 auf RVE20 und RVE30. Damit beeinflusst die bessere Abbildung der Mikrostruktur die Bestimmung der Parameterwerte.

Die höher auflösenden RVEs bieten in einem nächsten Schritt die Möglichkeit, die Materialparameter direkt unter Berücksichtigung der Verformungsvorgänge einzelner Körner zu bestimmen. Neben dem Anpassen der Spannungs-Dehnungs-Kurven sind weitere Vergleiche denkbar:

- Berücksichtigung der makroskopischen Texturentwicklung [27]
- Entwicklung der Mikrostruktur einzelner Körner, siehe Abb. 7.6
- Entwicklung der mittleren Dehnung einzelner Körner mit Hilfe digitaler Bildkorrelation im Experiment [64]

Die dazu notwendigen Daten lassen sich aus den RVEs leicht extrahieren. Bei der Optimierung mit noch höher auflösenden RVEs ($> \text{RVE30}$), sollte man allerdings von der FEM mit Abaqus und DAMASK zum Spektrallöser [18] wechseln, da hier deutliche Vorteile in der Rechenzeit erreicht werden.

Bei der Optimierung unter Berücksichtigung mikroskopischer Größen (Mikrostruktur und Dehnungsentwicklung einzelner Körner) ist die Mikrostruktur selbst auch eine Quelle der Ungenauigkeit. In [78] wird gezeigt, wie stark die Dehnungsverteilung auf

der Oberfläche eines RVEs von den darunterliegenden Schichten beeinflusst wird. Auch wenn bei Elektroblech aufgrund der geringen Blechdicke und der großen Korngröße wenige Körner über der Dicke vorliegen, ist trotzdem mit einer Beeinflussung zu rechnen. Diesem Effekt kann im Experiment wie in der RVE-Antwort nur durch Mittelwertbildung mehrerer Messungen und Berechnungen Rechnung getragen werden.

Die Entwicklung der Mikrotextur im RVE30 zeigt Kapitel 7. Dort wird eine Methode zum Postprocessing mit der Software TSL-OIM vorgestellt.

6 Schädigungsverhalten unter zyklischer Beanspruchung

Ziel ist die Untersuchung der Ermüdungseigenschaften sowie Versagensursachen und die Bestimmung der Wöhler- und Haigh-Diagramme für die Bauteilauslegung. Diese Untersuchungen werden für die in Kapitel 4.2 vorgestellten Standard-, Clinch-, und Stanzproben durchgeführt. Basierend auf den Ergebnissen der Versagensursachen bei Standardproben wird ein mikromechanischer Ansatz für die Berechnung der Risinitiierung unter Verwendung des zyklischen Kohäsivzonenmodells aus Kapitel 2.7 vorgestellt und der Einfluss der Mikrostruktur auf die Rissinitiierungsphase an harten Partikeln gezeigt, siehe Kapitel 2.6.

Alle Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten werden mit einer elektrodynamischen Prüfmaschine kraft geregelt und bei Raumtemperatur durchgeführt. Das Spannungsverhältnis R ist stets positiv.

6.1 Ermüdungsverhalten von Elektroblech

6.1.1 Standardproben

Der Startwert der Spannungsamplitude der Wöhler-Versuche wird im Laststeigerungsversuch ermittelt, dabei wird eine Probe mit der Lastwechselschrittweite $\Delta N = 50.000$ und der Schrittweite der Oberspannung $\Delta \sigma_o = 25 \text{ MPa}$ bis zum Bruch belastet. Die Spannungsamplitude bei Bruch wird als Startwert für den ersten Wöhlerversuch genutzt. Die weiteren Proben werden im Wöhler-Versuch bis zur Grenzlasterlastspielzahl $N_G = 2.000.000$ Lastwechsel belastet. Die Abb. 6.1 zeigt die Wöhler-Diagramme der Standardproben für $R = 0,005$ und $R = 0,1$. Das Spannungsverhältnis $R = 0,005$ gewährleistet gegenüber $R = 0$ immer eine minimale positive Zugspannung und verhindert dadurch das Knicken der Proben.

Die Ermüdungsversuche werden basierend auf den Ergebnissen der Zugversuche aus Kapitel 5.1 für die erste Materialcharge von Blech 2 durchgeführt. Die Spannungsamplituden sind so gewählt, dass die im Versuch auftretende Maximalspannung die Streckgrenze nicht überschreitet. In den Wöhler-Diagrammen in Abb. 6.1 ist die Streckgrenze mit einer schwarzen, unterbrochenen Linie dargestellt. Je Spannungsamplitude werden 5 Proben ermüdet. Im Bereich der Dauerfestigkeit werden zwischen 190 MPa und 200 MPa zusätzlich bei 195 MPa 2 Proben geprüft, um diesen Bereich detaillierter abzubilden.

2.6). Weil für die dünnen Elektrobleche keine Zug-Druck-Wechselfestigkeit ermittelt werden kann, wird das Haigh-Diagramm über drei Stützpunkte im Zug-Schwellbereich konstruiert. Experimentell abgesichert ist dadurch der mit der schwarz gestrichelten Linie begrenzte Bereich in Abb. 6.2. Die drei Stützpunkte sind die Dauerfestigkeitspunkte für $R = 0,005$ und $R = 0,1$ und der Schnittpunkt der $R = 0,1$ -Geraden mit der Geraden der Streckgrenze. Durch die zusätzliche Bestimmung der Dauerfestigkeit für $R = 0,1$ konnte der Dauerfestigkeitsbereich im Haigh-Diagramm im Vergleich zur Prüfung nur mit $R = 0,005$ vergrößert werden.

Ein typisches Bild der Bruchflächen stellt Abb. 6.3 dar. Der Rissursprung ist in Bild a mit einer weißen Markierung hervorgehoben. Es handelt sich um eine Kerbe eines aus der Matrix gelösten AlN-Partikels. Die Rissentstehung ausgehend von Ermüdungsgleitbändern, wie in Kapitel 2.6.2 vorgestellt, wird in keiner der getesteten Proben beobachtet. Dies ist darauf zurückzuführen, dass in den getesteten Proben immer die reale Blechoberfläche nach dem Walzen vorliegt und damit natürliche Oberflächendefekte als Rissursprung vorhanden sind.

Vom Rissursprung wächst der Riss transkristallin weiter und hinterlässt feine Schwingstreifen auf der Kornfläche. Der Bereich der konstanten Rissausbreitung erscheint als matte Fläche auf dem Bruchbild und hebt sich deutlich von der Restbruchfläche ab. Die Restbruchfläche ist an den transkristallinen Spaltbruchflächen zu erkennen und kennzeichnet den spröden Restbruch.

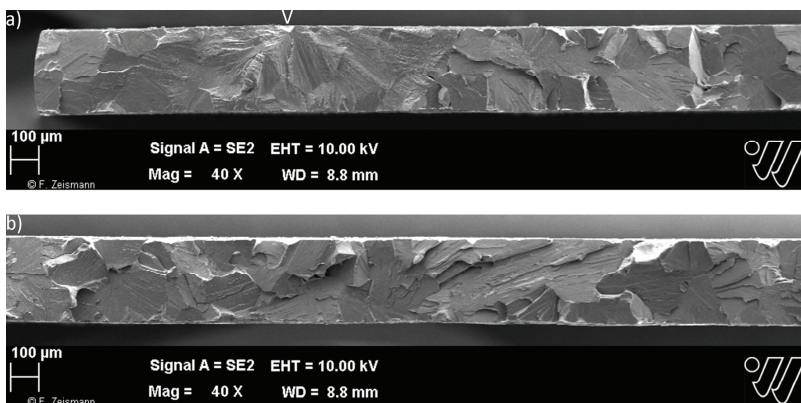


Abb. 6.3: Übersicht einer typischen Bruchfläche bei Elektroblech, a) Stelle der Rissinitiierung und Bereich des Ermüdungsrisswachstums (siehe Markierung) und b) Restbruchfläche

Die Versagensursachen geprüfter Proben sind in Abb. 6.4 zusammengestellt. Bei drei der vorgestellten Versagensursachen handelt es sich um Beschädigungen der Blechoberfläche in Form von Eindrücken, die beim Auf- oder Abwickeln des Blechs vom Coil entstanden sein können. Eine andere signifikante Ursache sind aus der Blechoberfläche gelöste Partikel, die eine scharfe Kerbe hinterlassen haben. In einem Fall initiierte ein Riss an der polierten Probenkante. Diese Versagensursachen treten gemischt bei allen Spannungsamplituden auf. Tendenziell versagen die Proben mit Oberflächendefekt bei niedrigeren Spannungsamplituden, während die Proben mit AlN-Partikel als Rissursprung bei höheren Spannungsamplituden brechen.

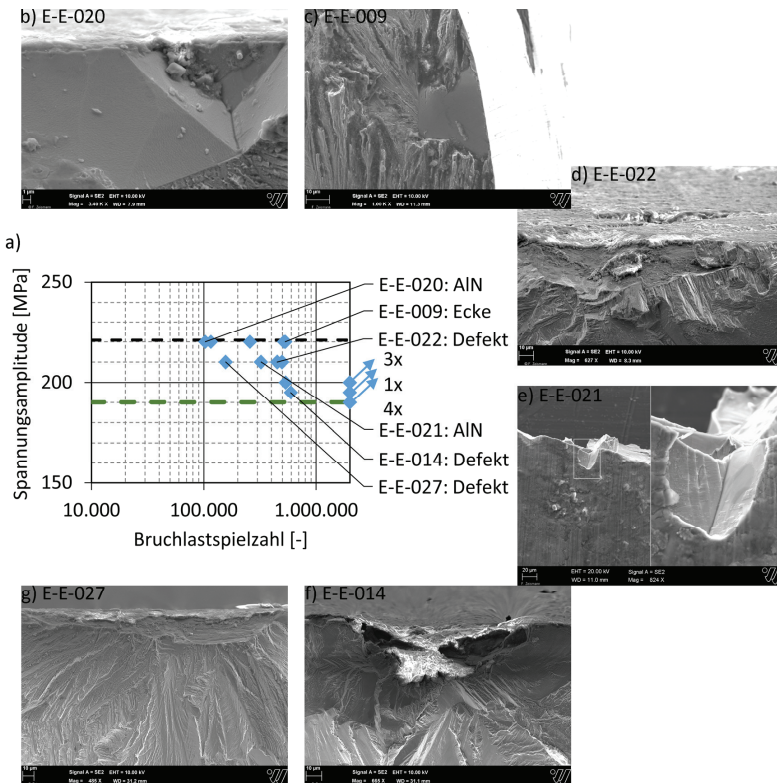


Abb. 6.4: Versagensursachen, a) Wöhler-Diagramm ($R = 0,005$), b) – g) 6 Versagensursachen [79]

Aufnahmen an Kerben zeigen in Abb. 6.5 deutlich, dass an der Grenzfläche zwischen Partikel und FeSi-Korn ein Ermüdungsriss initiierte und schnell gewachsen ist. Darüber hinaus gibt es Kerben, an denen Risse initiierten. Abb. 6.5b zeigt dies an einem Beispiel einer nach der Ermüdung polierten Probe [70, 71]. Die Partikel werden mit einer EDX-Analyse auf ihre chemische Zusammensetzung untersucht. Wie Abb. 6.6 und Tab. 6.1 zeigen, handelt es sich aufgrund der etwa gleichen Anteile an Al und N um AlN-Partikel. Diese Partikel sind aus Kapitel 3 als Hilfsmittel zur Steuerung der Korngröße bekannt [45].

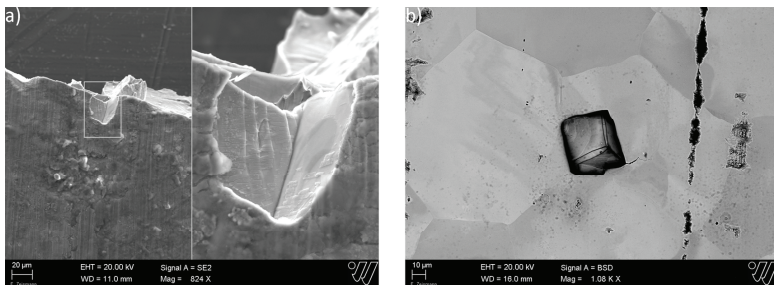


Abb. 6.5: Kerbdetails, a) und b) Schwingstreifen ähnliche Form an Kerbe, b) Anriss an einer Kerbe [70, 71]

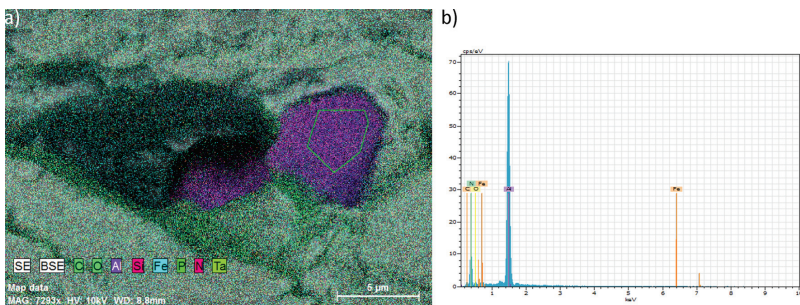


Abb. 6.6: EDX-Analyse am AlN-Partikel, a) Messfeld, b) Spektrum [70, 71, 79]

Tab. 6.1: Chemische Zusammensetzung am Messfeld aus Abb. 6.6 [81]

Element	AN	Series	Net	unn. C	norm C.	Atom C.
				wt.-%	wt.-%	at.-%
Kohlenstoff	6	K-Series	218	0,00	0,00	0,00
Stickstoff	7	K-Series	2.032	19,26	30,87	46,34
Sauerstoff	8	K-Series	171	1,27	2,03	2,67
Aluminium	13	K-Series	1.7942	39,84	63,87	49,77
Eisen	26	L-Series	244	2,01	3,23	1,22
			Total	62,38	100,00	100,00

Andere Versuchsreihen [82] bestätigen, dass die von gelösten Partikeln hinterlassenen Kerben eine Versagensursache sind. Zusätzlich wird sichtbar, dass manche gelöste Partikel nicht als Rissinitiatoren wirken, siehe Abb. 6.7. Diese Aufnahme zeigt unterschiedlich orientierte Partikel (flach, spitz) und die umgebende Mikrostruktur. Die lokalen Orientierungen beeinflussen den lokalen Spannungszustand und mikroplastische Vorgänge am Partikel. Da die Partikel im Vergleich zur Matrix sehr hart sind, werden Versetzungen an der Grenzfläche aufgestaut und erzeugen einen Mikroanriss, der zum Lösen des Partikels aus der Matrix führt. Dieses Verhalten wird exemplarisch durch die Berechnung des Ablösevorgangs der Partikel aus der FeSi-Matrix in Kapitel 6.2 dargestellt.

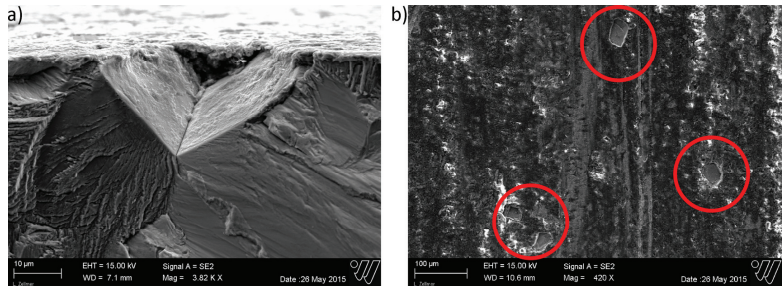


Abb. 6.7: Kerbe, a) Initiierungsstelle einer anderen Versuchsreihe des gleichen Blechs ($\sigma_0 = 200 \text{ MPa}$), b) aus der Matrix gelöste Partikel auf der Blechoberfläche (nicht poliert) [82]

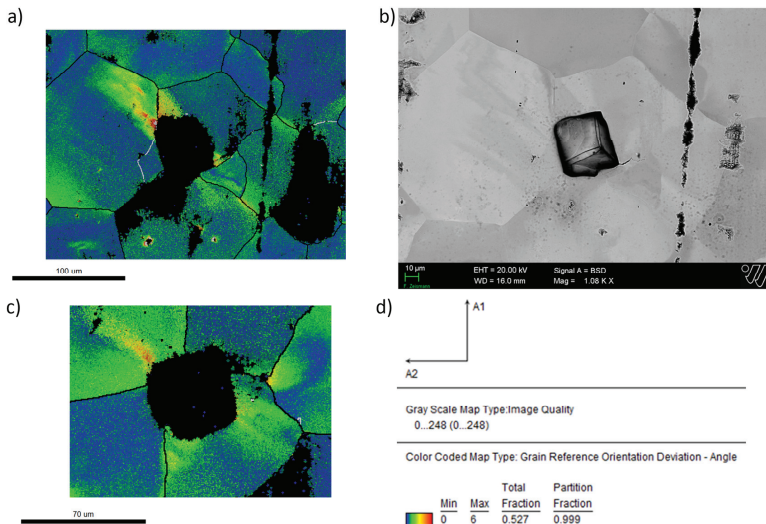


Abb. 6.8: GROD am AlN-Partikel, a) + c), b) Kerbe zu a), d) GROD-Legende [70, 71]

Der Materialzustand nach Probenbruch wird mit einer EBSD-Messung untersucht. In Abb. 6.8 ist für zwei Partikel die Verteilung der Grain Reference Orientation Deviation (GROD) dargestellt, diese Größe zeigt die lokalen Orientierungsunterschiede in einem Korn [83] und erfasst damit die durch die Ermüdung entstandenen mikroplastischen Vorgänge. Der höchste Wert der GROD tritt jeweils nah am Partikel (schwarzer Fläche in Bildmitte) auf und weist auf eine hohe plastische Verformung in diesem Bereich hin, siehe Abb. 6.8a und c. In Teilbild b ist an dieser Stelle ein Riss am Partikel entstanden, der zum Lösen des Partikels und schließlich zur Initiierung eines weiteren Risses führt. Dieser Vorgang wird in Kapitel 6.2 berechnet.

6.1.2 Bauteilnahe Proben mit gestanzter Kante

Die Dauerfestigkeit wird so definiert, dass 5 Proben auf einem Lastniveau die Grenzlastspielzahl von 2.000.000 Lastwechseln erreichen müssen, 1 gebrochene Probe wird als Ausreißer zugelassen. Die Versuchsreihe $R = 0,005$ beginnt mit der Spannungsamplitude, wie sie aus den Versuchen der Standardproben bekannt ist, für $R = 0,1$ und $R = 0,3$ werden Laststeigerungsversuche zur Bestimmung der Startamplitude durchgeführt.

Die Stanzkante wird über Mikrohärtemessungen und EBSD-Analysen charakterisiert. Mit beiden Methoden ist die beim Stanzen eingebrachte Verfestigung nachweisbar.

Wie Abb. 6.9 und Abb. 6.10 zeigen, beträgt die Einflusszone durch das Stanzen 150 – 200 μm . Die Härte im Randbereich ist deutlich höher als in der Probenmitte (ab 300 μm) und die mit GROD dargestellte Misorientierung innerhalb der Körner ist bis 200 μm dominant.

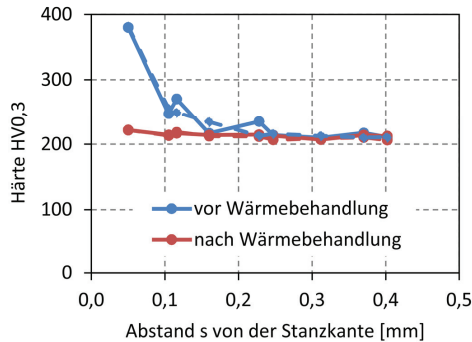


Abb. 6.9: Härteverlauf vor und nach der Wärmebehandlung

Die Blechkante wird beim Stanzen beschädigt und es entsteht keine glatte, sondern eine stark zerklüftete Oberfläche. Dementsprechend sollte neben der eingebrachten plastischen Verformung auch der Oberflächenzustand einen Einfluss auf das Ermüdungsverhalten haben. Um diesen Effekt zu untersuchen, werden gestanzte Proben einer Wärmebehandlung unterzogen. Dieser Ansatz wurde bereits bei Untersuchungen zum Einfluss des Stanzens auf die magnetischen Eigenschaften von Elektroblech in [84] verwendet. Die Proben werden bei 700 °C für 1 h unter Argon-Atmosphäre wärmebehandelt. Die Härtewerte sind anschließend deutlich reduziert, siehe Abb. 6.9.

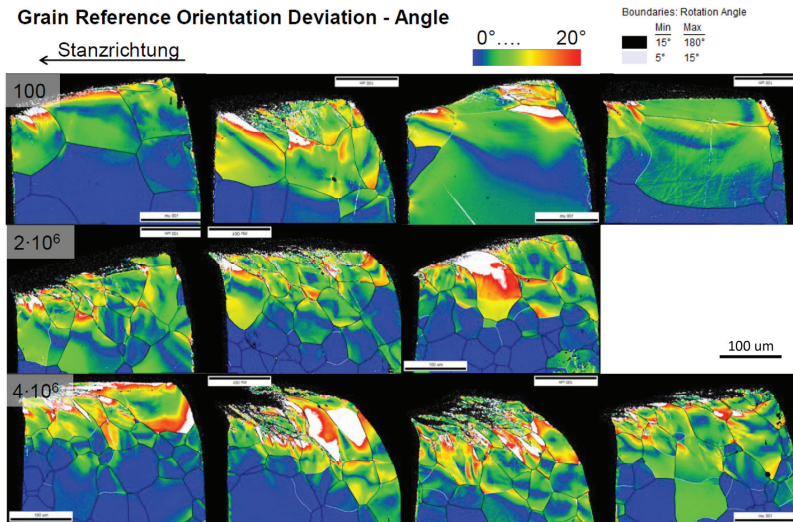
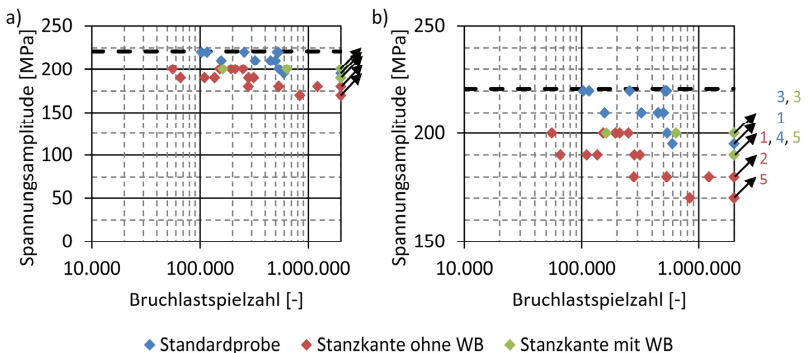


Abb. 6.10: EBSD-Messung und GROD im Bereich der Stanzkante [85]

Abb. 6.11: Wöhler-Diagramm für Standard- und Stanzproben ($R = 0,005$), Streckgrenze schwarz

Die Ergebnisse der Ermüdungsversuche der Stanzproben zeigen, dass durch die beim Stanzen eingebrachte plastische Verformung die Dauerfestigkeit von ca. 195 MPa für Standardproben auf ca. 170 MPa reduziert wird, siehe rote Datenpunkte in Abb. 6.11. Durch die Wärmebehandlung konnte die Dauerfestigkeit wieder auf das Niveau der polierten Standardproben gebracht werden, siehe grüne Daten in Abb. 6.11. Der Ort der Rissentstehung ist in Proben mit und ohne Wärmebehandlung gleich, die Risse initiieren in beiden Fällen an der Stanzkante im Bereich der Restbruchfläche und Grat,

siehe Abb. 6.12. Die Teilbilder Abb. 6.12a und b zeigen den Bruchursprung an der Stanzkante der Proben ohne Wärmebehandlung [79]. Auch bei den Proben mit Wärmebehandlung (Abb. 6.12c und d) befindet sich der Versagensursprung an der Stanzkante. Bei Bild d ist eine Kantenbeschädigung eindeutiger Ursprungsort.

Aus den Versuchen mit Wärmebehandlung lässt sich direkt der Einfluss der durch Stanzen eingebrachten Verfestigung ablesen. Die Verfestigung, die durch einen Härteanstieg von 200 HV_{0,3} auf ca. 380 HV_{0,3} dargestellt wird, verursacht eine Reduktion der Dauerfestigkeit von 25 MPa. Die einbrachte plastische Verformung kann vom Werkstoff unter Ermüdungsbelastung nicht ertragen werden. Zyklisch auftretende plastische Verformung, wie sie an den Kerben bei Spannungsamplituden nahe der Streckgrenze zu erwarten ist, kann hingegen besser ertragen werden, denn alle Proben ohne plastische Vorverformung haben eine höhere Dauerfestigkeit (grüne Daten in Abb. 6.11).

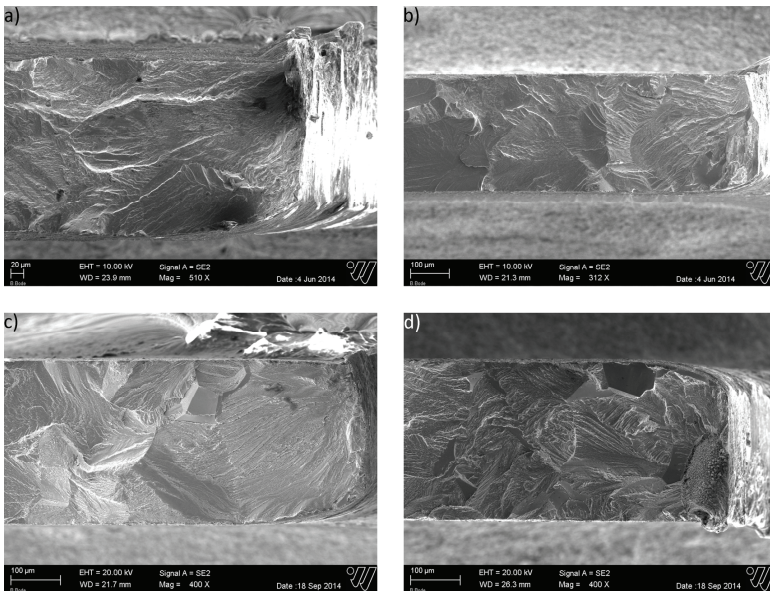


Abb. 6.12: Bruchflächen der Stanzproben, a) + b) ohne und c) + d) mit Wärmebehandlung

6.1.3 Bauteilnahe Proben mit Clinchpunkt

Am Clinchpunkt ist der Zustand deutlich komplexer als bei den Stanzproben. Es überlagern sich beim Clinchvorgang eingebrachte plastische Verformung und Oberflächenbeschädigungen mit der geometrisch bedingten Kerbwirkung [65], siehe Abb. 4.4d. Wie aufgrund der Kerbwirkung zu erwarten ist, liegt die Dauerfestigkeit der Clinchproben deutlich unterhalb der der Standardproben. Die Reduktion der Dauerfestigkeit beträgt für $R = 0,005$ und $R = 0,1$ jeweils 26,3 % (50 MPa gegenüber Standardprobe). Die Ergebnisse der Wöhlerversuche sind im zugehörigen Haigh-Diagramm zu finden, Abb. 6.14. Um das Haigh-Diagramm der Clinchproben für höhere Spannungsverhältnisse abzusichern, werden zusätzliche Versuche mit $R = 0,3$ durchgeführt. Die Verbindungslinien von $R = 0,1$ und $R = 0,3$ zur Zugfestigkeit werden fast von der identischen Gleichung beschrieben und sind nahezu deckungsgleich.

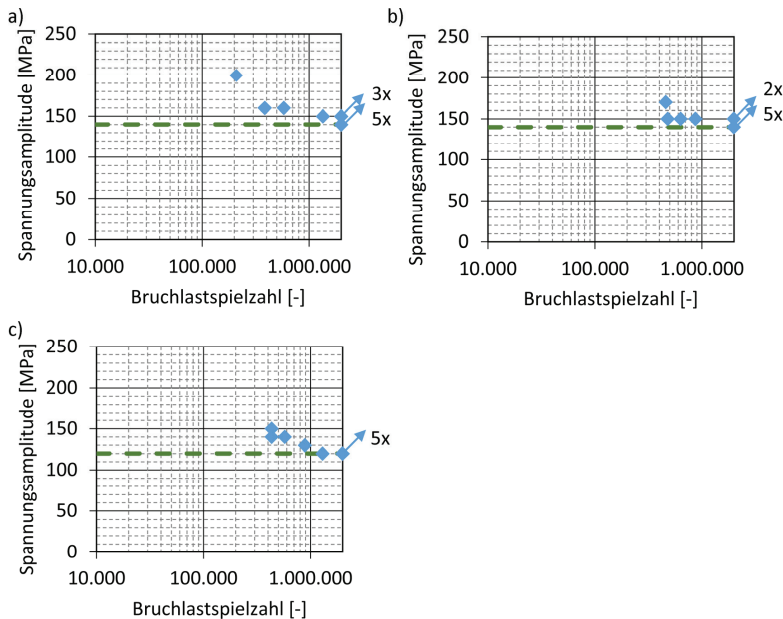


Abb. 6.13: Wöhler-Diagramm der Clinchproben mit Dauerfestigkeit (grün) für a) $R = 0,005$, b) $R = 0,1$, c) $R = 0,3$

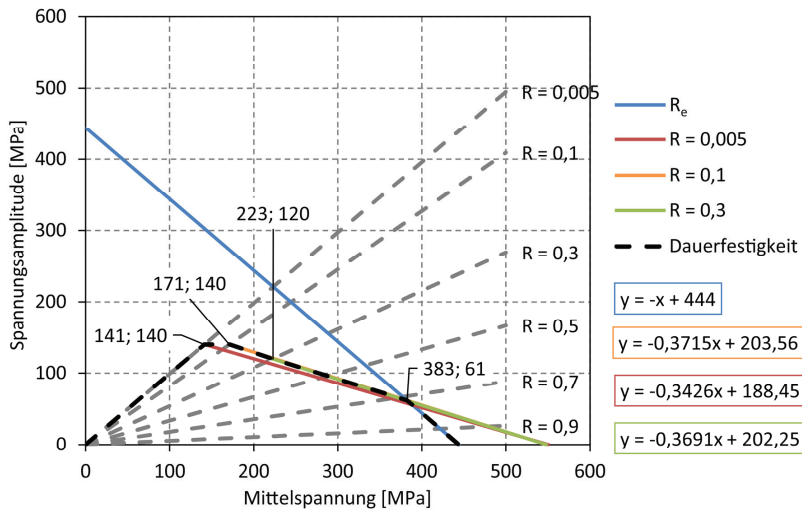


Abb. 6.14: Haigh-Diagramm: Dauerfestigkeitslinie für bauteilnahe Proben ($N_G = 2.000.000$ LW)

In Abb. 6.15 ist stellvertretend für die Clinchproben eine Bruchfläche dargestellt. Auf allen Bildern befindet sich rechts der Clinchpunkt und links die gestanzte Kante. Es ist deutlich zu erkennen, dass die Rissinitiiierung am Clinchpunkt stattgefunden hat. Dieses Bruchbild ist typisch für die Clinchproben, nur in 2 von 33 Proben initiiert ein Riss sowohl am Clinchpunkt als auch an der Stanzkante.

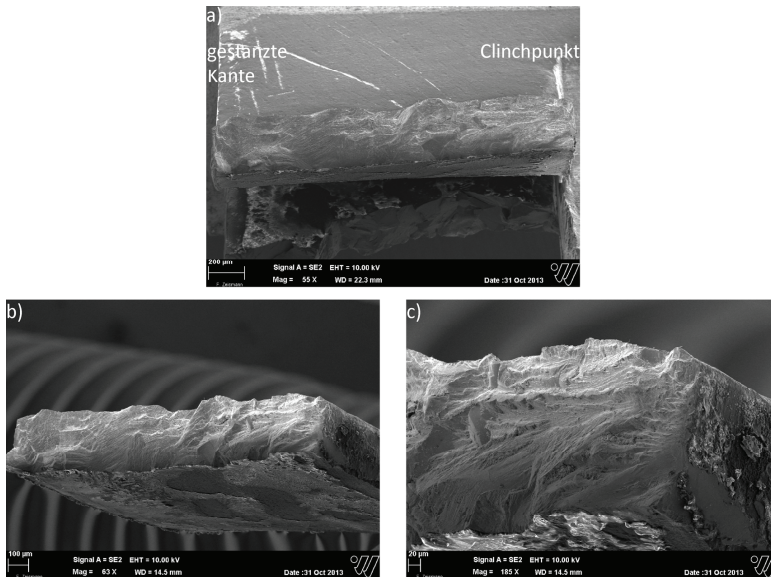


Abb. 6.15: Bruchflächen der Clinchproben, a) Übersicht, b) Stelle der Rissinitiierung am Clinchpunkt, c) Detailansicht des Rissursprungs

6.2 Anwendung der CCZM zur Berechnung der Schädigung an AlN-Partikeln

Die Ermüdungsversuche der Standardproben haben gezeigt, dass aus dem Gefüge gelöste AlN-Partikel eine scharfe Kerbe hinterlassen und damit Ausgangspunkte für die Initiierung von Ermüdungsrissen sein können. Eine Möglichkeit diesen Ablösevorgang in einer mikromechanischen Berechnung unter Berücksichtigung der lokalen Orientierungen abzubilden, ist das in Kapitel 2.7 vorgestellte zyklische Kohäsivzonenmodell von Roth [37]. Für die Berechnung wird die vereinfachte Annahme getroffen, dass sich die Mikrostruktur rein linear-elastisch verformt – plastische Verformungen, z.B. mit DAMASK, werden nicht berücksichtigt. Diese Vereinfachung ist darin begründet, dass eine Kopplung von DAMASK und CCZM wegen unterschiedlicher Anforderungen an das Format der Abaqus inp-Datei für das Post-Processing mit Abaquser [44] aktuell nicht möglich ist.

Der Aufbau der Mikrostruktur wird in Kapitel 4.3.2 vorgestellt. Zur Berechnung des Ablösevorgangs der Partikel aus der FeSi-Mikrostruktur wird mit den Modellparametern und Elastizitätswerten nach Tab. 6.2 gearbeitet, letztere sind aus Tab. 5.4 be-

kannt. Der Wert der maximal übertragbaren Spannung t_0 des Kohäsivgesetzes orientiert sich an Angaben ähnlicher Untersuchungen: Slack arbeitet in [86] mit $t_0 = E/100$ am Beispiel von interkristalliner Ermüdungsschädigung, während Chandra in [87], basierend auf Annahmen von Needleman, die Kohäsivfestigkeit mit ca. dem dreifachen Wert der Streck- bzw. Dehngrenze vorschlägt. Der hier verwendete Wert $t_0 = 1.650$ MPa liegt in der Mitte dieser Ober- und Untergrenze. Die zulässige maximale Verschiebung δ_0 für reversibles Verhalten nimmt in der Regel bei mikromechanischen Berechnungen Werte im Bereich von $10^{-6} - 10^{-5}$ mm an [86, 87]. Die Separationsenergie $G_0 = \Gamma_0 t_0 \delta_0$ mit Γ_0 nach Gleichung (2.46) unter Berücksichtigung der Formparameter $\varepsilon = \omega = 1$ im Falle des Exponentialgesetzes $G_0 = 8,97 \text{ J/m}^2$ und liegt im Bereich von $1 - 10 \text{ J/m}^2$ [87]. Glaessgen stellt in [88] die Möglichkeit vor, exaktere Angaben über das Spannungs-Separationen-Verhalten durch molekulardynamische Berechnungen zu ermitteln.

Die Parameter β und γ sind mit den Angaben in [37] identisch. Der Parameter Dauerfestigkeit $t_0^{(e)}$ wird mit 20 % der Kohäsivfestigkeit angesetzt. Für die folgenden Berechnungen wird mit dem Schädigungsexponenten $p = 3,0$ gearbeitet, um das in den Abb. 6.5 erkannte hohe Risswachstum an der Grenzschicht von Partikel und Korn abzubilden. Je höher p , desto geringer ist die Schädigungsentwicklung. Den Einfluss von p zeigt Abb. 6.16 am Beispiel des mittleren AlN-Partikels.

Für den AlN-Partikel wird linear-elastisches, isotropes Materialverhalten mit einem E-Modul von $E = 308.000 \text{ MPa}$ nach [89] angenommen. Die Berechnung erfolgt mit der Spannungsamplitude von $\sigma_A = 190 \text{ MPa}$, $R = 0,005$ und der Frequenz $f = 20 \text{ Hz}$ und bildet die Versuchsführung im Experiment ab.

In Abb. 6.17 ist die Auswertung am Beispiel des mittleren Partikels (AlN2), vgl. Abb. 4.7 dargestellt. In dieser Abbildung sind die kohäsiven Elemente ausgeblendet und die Öffnung am Partikel ist direkt als initiiierter Riss sichtbar (die Darstellung ist 20-fach überhöht). Als Beispiel ist die Risslänge über der Lastwechselzahl für die linke (AlN2 l) und rechte (AlN2 r) Seite im Diagramm in Abb. 6.17f ausgewertet. Für die Auswertung und Bestimmung der Risslänge wird ein Element mit $D > 0,9$ als vollständig geschädigt definiert. Der Maximalwert $D = 1$ kann aufgrund des Exponentialansatzes der TSE nicht erreicht werden, siehe Kapitel 2.7. Die Risslänge ergibt sich dann als Anzahl aller Elemente mit $D > 0,9$ entlang der Richtung des Pfeils multipliziert mit der Elementlänge $e = 0,05 \text{ }\mu\text{m}$.

Tab. 6.2: Modellparameter für CCZM und Gefüge

Parameter	Einheit	Wert
t_0	MPa	1.650
δ_0	mm	$2 \cdot 10^{-6}$
ε	-	1,0
ω	-	1,0
β	-	1,573036
γ	-	1,692861
$\tau_0^{(e)}$	-	0,2
α	-	2,0
κ	-	0,0
μ	-	0,001
ρ	-	3,0
C_{11}	MPa	230.000
C_{12}	MPa	135.000
C_{44}	MPa	117.000
E_{AIN}	MPa	308.000
ν_{AIN}	-	0,3

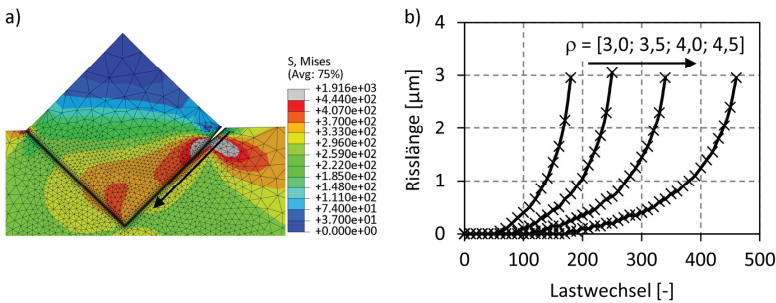


Abb. 6.16: Einfluss des Schädigungsexponenten r , a) Partikel AIN2, b) Risslänge in Abhängigkeit von ρ

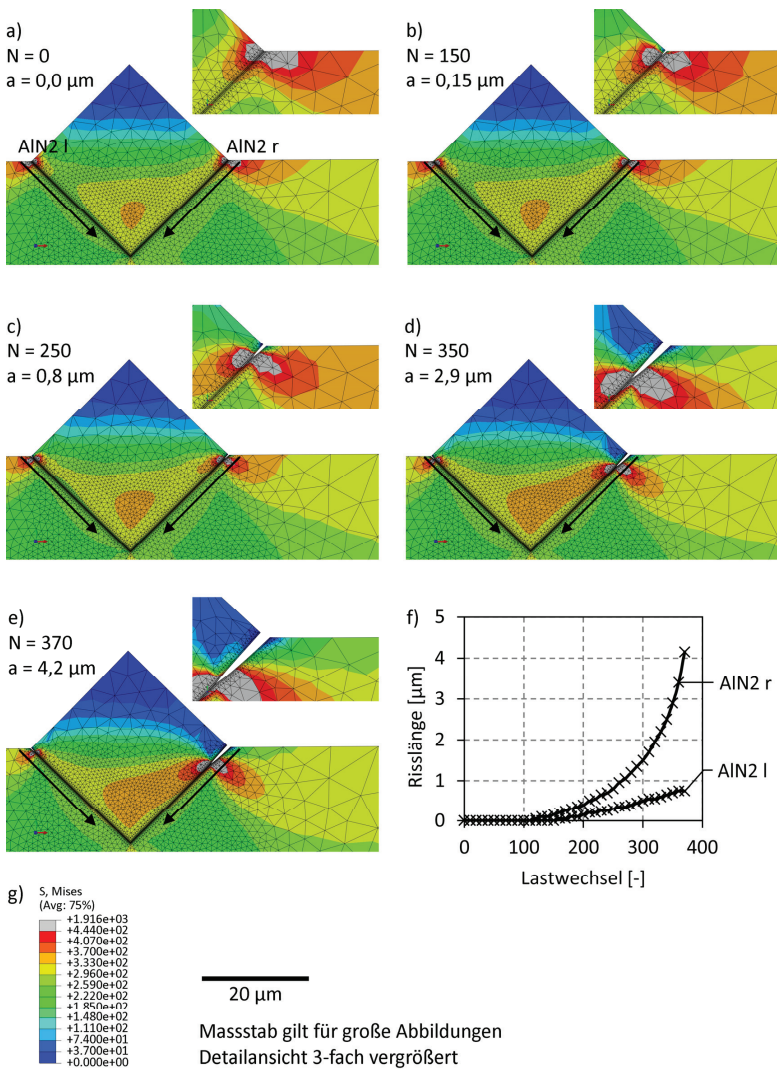


Abb. 6.17: Schädigungsentwicklung am mittleren AIN-Partikel (20-fach überhöhte Darstellung der Verformung), a) - e) Ablösung des Partikels aus der Matrix (ausgeblendete CZE), f) Risslänge über Lastwechsel, g) Legende

Die gelösten Partikel nach Abb. 6.5 und Abb. 6.7 hinterlassen teilweise V-förmige oder eckige Kerben in unterschiedlicher Orientierung zur Lastrichtung. Es ist anschaulich, dass die V-förmigen Kerben eine besonders schädigende Wirkung haben, sie sind ausschließlich als Versagensursache identifiziert worden.

Neben der Form der Kerben ist anzunehmen, dass die Mikrostruktur selbst ein weiterer Einflussfaktor auf das Ablöseverhalten der Partikel ist. Die an der Grenzfläche Korn-Partikel wirkende Spannung ist von den lokalen Orientierungen der Körner abhängig. Deshalb ist davon auszugehen, dass unterschiedliche Orientierungsverteilungen zur Ablösung anderer Partikel führen. Dieser Effekt wird in einer Variantenuntersuchung am Beispiel der 3 AlN-Partikel aus Kapitel 4.3.2 dargestellt. Dazu wird der Winkel von Korn 19, in dem sich der Partikel AlN2 befindet, von 0° bis 90° in 10° -Schritten variiert, bei 35° und 65° werden 2 zusätzliche Rechnungen durchgeführt. Aufgrund der krz -Kristallsymmetrie ist für die Orientierung von 0° und 90° mit dem gleichen Verhalten zu rechnen, im Fall der anderen Orientierungen ist unterschiedliche Schädigungsinitiierung an den Partikeln zu erwarten. Die Variantenuntersuchung wird mit den Modellparametern nach Tab. 6.2 und dem mit Abb. 6.17 erläuterten Auswerteverfahren durchgeführt.

Die Ergebnisse dieser Variantenuntersuchung sind in Abb. 6.18 dargestellt. Sie zeigt die Anzahl der Lastwechsel, bis das erste Kohäsivelement vollständig ($D = 0,9$) geschädigt ist in Abhängigkeit von der Orientierung des Kornes 19. Die linke und rechte Seite der AlN-Partikel ist jeweils mit einer eigenen Farbe abgebildet. Zusätzlich ist die minimale Lastwechselzahl, bis ein Element vollständig geschädigt ist, als schwarze, unterbrochene Linie hervorgehoben. So ist die Orientierungsabhängigkeit dargestellt.

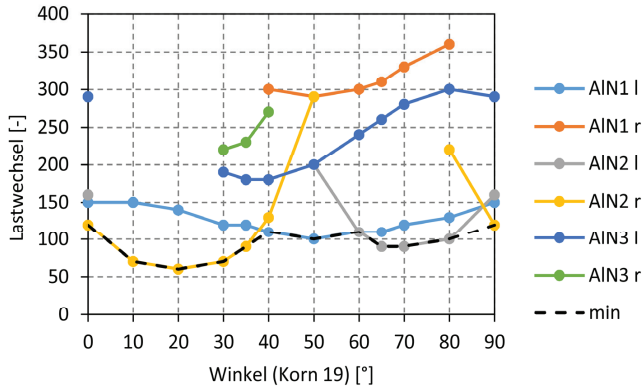


Abb. 6.18: Variantenuntersuchung zur Schädigungsinitiiierung an AIN-Partikel in Abhängigkeit der Orientierung von Korn 19

Das Diagramm in Abb. 6.18 zeigt, dass die lokale Orientierung einen starken Einfluss auf die Schädigungsinitiiierung an den Partikeln hat. Wie erwartet, liefern die Orientierungen 0° und 90° exakt die gleichen Ergebnisse. Im Bereich von 0° - 35° ist die Schädigungsinitiiierung am AIN2 r und AIN1 l dominant, am frühesten entsteht die Ablösung auf der rechten Seite des AIN2. Im mittleren Bereich zwischen 40° und 60° erfolgen erste Ablöseerscheinungen am AIN3 l nach ca. 100 Lastwechseln. Von 65° bis 80° tritt Schädigung am AIN2 l zuerst auf.

Mit der Anwendung des zyklischen Kohäsivzonenmodells aus [37] konnte der Ablösevorgang der AIN-Partikel aus der FeSi-Matrix phänomenologisch abgebildet werden. Damit ist deutlich geworden, dass neben der Form und Lage der Partikel auch das Gefüge einen Effekt auf die Schädigungsinitiiierung im untersuchten Elektroblech hat. Zukünftig besteht die Aufgabe darin, die Kopplung zwischen dem phänomenologischen Materialmodell in DAMASK und dem zyklischen Kohäsivzonenmodell voranzutreiben. Mit dieser Kopplung ließen sich die in [36] beschriebenen Schädigungsvorgänge weiter untersuchen.

Darüber hinaus besteht die Möglichkeit aufeinander aufbauende Berechnungen zur Blechlebensdauer unter Berücksichtigung mikromechanischer Einflussgrößen durchzuführen. Die Lebensdauer eines Blechs mit AIN-Partikel setzt sich aus drei Phasen zusammen:

- Lösen der Partikel aus der Matrix: N_{Partikel}
- Anrisslebensdauer an der Partikelkerbe: N_{Anriss}

- Bruchmechanischer Rissfortschritt im Blech bis Probenbruch: N_{Riss}

So folgt die Gesamtlebensdauer als Summe der drei Phasen

$$N_{\text{ges}} = N_{\text{Partikel}} + N_{\text{Anriss}} + N_{\text{Riss}} \quad (6.1)$$

Phase 1 und 2 können sich ggf. überschneiden, Beobachtungen im Experiment müssen hierzu herangezogen werden. Folgende Versuchsdurchführung ist denkbar:

- An der Oberfläche unpolierter Proben werden zur Lastrichtung unterschiedlich orientierte Partikel mit einem Mikroskop im Intervall weniger Lastwechsel beobachtet. Die Partikel sollten sich innerhalb der ersten Lastwechsel aus der Matrix lösen [90].
- Es ist zu erwarten, dass der zum späteren Versagen führende Anriss im weiteren Versuchsablauf an einer der besonders scharfen Kerben initiiert, die von den Partikeln hinterlassen wurde. Die Schädigungsentwicklung an den Kerben wird mit einem Mikroskop beobachtet und die Anzahl der Lastwechsel bis zum Anriss kann so ermittelt werden.
- Mikrostrukturelle Änderungen (vgl. Abb. 6.8) im Einflussbereich der Kerbe können an EBSD-fähig präparierten Proben bestimmt und mit der Anzahl der Lastwechsel korreliert werden. So könnte ein Schädigungskriterium für den Beginn der Rissinitiierung in Form der Größe GROD abgeleitet werden.

7 Auswertung CPFEM mit OIM

In Kapitel 5.3 wird das makroskopische Materialverhalten mit einem RVE und der darin berücksichtigten Korngrößenverteilung und Textur berechnet. Reale Mikrostrukturen werden herangezogen, um sie mit experimentellen Befunden zu vergleichen und neue Erkenntnisse aus ihrer Kombination zu erlangen, z.B. über den Vergleich der Dehnungsfelder aus Berechnung und DIC-Messung [91]. Bei kristallplastischen Berechnungen ist es möglich die mikrostrukturellen Vorgänge auf Basis der Euler-Winkel in das Postprocessing aufzunehmen und somit aus der Mikroanalytik bekannte Auswerteverfahren mit den Berechnungsergebnissen zu kombinieren. Für dieses Vorhaben bietet es sich an, die Auswertung in der gleichen Software durchzuführen, beispielsweise TSL OIM [83]. Dieses Kapitel stellt am Beispiel von Elektroblech eine Möglichkeit vor, um die Auswertung von Berechnung und Experiment in einer einheitlichen Umgebung durchführen zu können.

7.1 Schnittstelle zwischen Abaqus und OIM

Üblicherweise liefert eine EBSD-Messung die Koordinaten der Messpunkte und die zugehörigen Werte der Euler-Winkel und Werte wie IQ, CI etc., siehe Tabelle Tab. 7.1. Diese Daten können über unterschiedliche Dateien importiert werden. Für den Import der Abaqus-Daten wird auf das .ang-Dateiformat zurückgegriffen. Die Daten müssen dabei dem Format aus Tabelle Tab. 7.1 folgen.

Tab. 7.1: Struktur der ang-Datei für die Datenübergabe zu OIM [83]

```
#Header
#
Angaben über Netz (SqrGrid, xstep, ystep, ncolumns_odd, ncolumn_even, ...)

OPERATOR:      Abaqus/DAMASK

SAMPLEID:      odbName

SCANID:        frameID

phi1   PHI    phi2   x       y       IQ       CI       phase  Det    Fit
...    ...    ...    ...    ...    ...    ...    ...    ...    ...
```

Die .ang-Datei wird über das Python-Script `abq_FieldOutputToOIM.py` erstellt. Die Tab. 7.2 listet die Zuordnung zwischen OIM-Variablen und Abaqus-Ausgabegrößen auf. Für die Übergabe der Werte gelten folgende Definitionen:

- Die Euler-Winkel werden im Bogenmaß übergeben
- Die Daten werden direkt von den Integrationspunkten der Elemente auf das neue Netz übertragen
- Die Koordinaten der Messpunkte werden in Mikrometer umgerechnet und exportiert
- Der IQ wird das Hundertfache der Kornnummer (textureID) aus DAMASK übergeben, um einzelne Körner in der OIM gezielt ansprechen zu können
- Der CI erhält den Wert 1 für einen gültigen Messpunkt, sonst -1. Gültig bedeutet, dass der neue Netzpunkt innerhalb des RVEs liegt. Dadurch ist sichergestellt, dass Punkte außerhalb des FE-Netzes keinen verfälschenden Einfluss auf die Auswertung haben
- phaseID wird hier als Standard auf 0 gesetzt, da im Fall des Elektroblechs nur eine Phase vorliegt. Für mehrphasige Werkstoffe kann die Variable `SDV_01_phase` verwendet werden
- Spalte 9 und 10 enthalten Dummy-Werte

Tab. 7.2: Zuordnung zwischen Abaqus-Ausgabevariablen und OIM-Eingabevariablen

Spalte-Nr.	Bezeichnung	Einheit	OIM Variable	Abq-Fieldoutput
1	Euler-Winkel phi1	rad	phi1	SDV_01_1_eulerangle
2	Euler-Winkel PHI	rad	PHI2	SDV_01_2_eulerangle
3	Euler-Winkel phi2	rad	phi2	SDV_01_3_eulerangle
4	x-Koordinate	µm	x	COORD[0] in µm
5	y-Koordinate	µm	y	COORD[1] in µm
6	Image Quality	-	IQ	SDV_01_texture*100
7	Confidence Index	-	CI	1/-1 (in/außerhalb Messfeld)
8	phaseID	-	phase	0 (da nur eine Phase)
9	Detector Intensität	-	Det	10.000
10	Fit	-	Fit	0.0

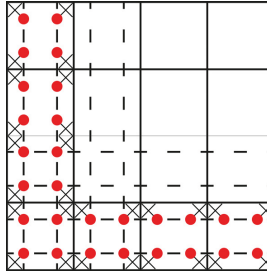


Abb. 7.1: Position der Integrationspunkte (schwarze Kreuze) im C3D8-Element und der OIM-Netzpunkte (rote Punkte)

Das Python-Script liest die Ergebnisse aus der Abaqus odb für die vom Benutzer definierten Steps und Frames aus. Diese Daten werden mit der scipy Interpolationsfunktion `griddata` [92] vom FE-Netz der odb auf das neue OIM-Netz übertragen. Da die Software OIM ein äquidistantes Netz der Messpunkte erwartet, ist dieser Schritt notwendig. Abb. 7.1 zeigt die Position der Integrationspunkte im FE-Netz als Kreuze und die neuen OIM-Netzpunkte als rote Punkte. `Griddata` interpoliert die Daten dabei nicht, sondern weist den OIM-Netzpunkten die Daten des nächstliegenden Integrationspunktes zu (`interpolationMethode = nearest`). So ist gewährleistet, dass die Daten aus Abaqus unverändert in die OIM importiert werden und die Auflösung des RVEs berücksichtigt wird. Nur die räumliche Lage der Daten ändert sich geringfügig, da die OIM-Netzpunkte mit den Integrationspunkten nicht deckungsgleich sind.

Der Aufwand der Datenextraktion wird reduziert, wenn die Daten lediglich von einem Elementset ausgelesen werden sollen, üblicherweise wird die Probenoberfläche untersucht. Das Elementset kann im Script angegeben werden, ebenso ist eine Eingrenzung der Integrationspunkte über z_{\min} und z_{\max} möglich, Abb. 7.2 zeigt dieses Vorgehen am Beispiel des RVE30.

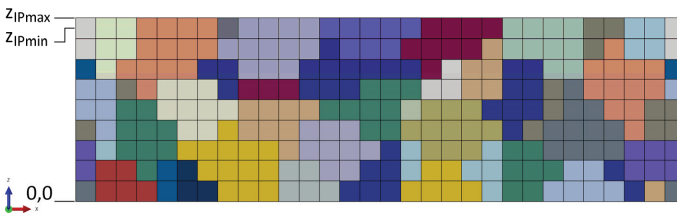


Abb. 7.2: Definition der Koordinaten der Integrationspunkte für den Datenexport

Für das RVE30 aus Kapitel 5.3 gelten die Angaben aus Tab. 7.3 zur Definition des OIM-Netzes, die Ausgabe in der .ang-Datei erfolgt in μm , eingestellt werden die Daten in mm, der Längenskala des RVEs in Abaqus. Über deformed werden die Feldgrößen aus Abaqus mit den Koordinaten der Ausgangskonfiguration (0) oder der Momentankonfiguration (1) exportiert.

Tab. 7.3: Skript Einstellungen für RVE30

Variable	Eintrag	Variable	Wert	Einheit
odbName	RVE30_1	e	1/30	
stepNames	['Step-1']	xmin	$e/4 = 8,333$	μm
frameIDs	all	xmax	$e/4 = 8,333$	μm
instanceName	PART-1-1	ymin	$1 - e/4 = 991,667$	μm
elementType	C3D8	ymax	$1 - e/4 = 991,667$	μm
elset	TOPLAYER	xstep	$e/2 = 16,667$	μm
deformed	0	ystep	$e/2 = 16,667$	μm
interpolateMethode	nearest	zmin	0,290	mm
		zmax	0,300	mm

Für einen Vergleich zwischen Experiment und Abaqus Rechnung muss eine geeignete Wahl der Schrittweite des OIM-Netzes vorgenommen werden. Es ist zu beachten, dass ein unstrukturiertes FE-Netz dazu führen kann, dass mehrere OIM-Netzpunkte die gleichen Daten eines Integrationspunktes erhalten. Dadurch werden nachfolgende Auswertungen beeinflusst, beispielsweise bei der Berechnung mittlere Orientierungsunterschiede. Hier ist zu untersuchen, wie groß der Einfluss der Schrittweite des OIM-Netzes ist. Dieser Nachteil kann behoben werden, wenn die OIM-Algorithmen direkt in ein Postprocessing Skript für Abaqus implementiert werden. Alternativ kann die orilib-Bibliothek [93] in ein Python-Modul integriert werden.

Die Abb. 7.3a zeigt das FE-Netz des RVE30, die Korngrenzen sind schwarz dargestellt, die Körner sind verschieden eingefärbt und einige Körner sind für die weitere Auswertung nummeriert. Als Korn wird eine geschlossene Gruppe von Orientierungen betrachtet, die den Grain Tolerance Angle [83] nicht überschreiten. Der Grain Tolerance Angle beträgt hier 5° . Abb. 7.3b zeigt das gleiche RVE30 in der OIM-Software. Dort sind die Körner in Graustufen entsprechend ihrer IQ abgebildet. Die Korngrenzen sind nach Orientierungsunterschied der Nachbarkörner bzw. Nachbarmesspunkte in

- Großwinkelkorngrenzen (blau $15^\circ - 180^\circ$)

- Kleinwinkelkorngrenzen (grün $5^\circ - 15^\circ$)
- und Subkorngrenzen (rot $2^\circ - 5^\circ$)

unterteilt, siehe Abb. 7.4h. Sehr gut ist zu erkennen, dass wie in einer realen Mikrostruktur (Abb. 3.7) Korngrenzen verschiedener Rotationswinkel existieren.

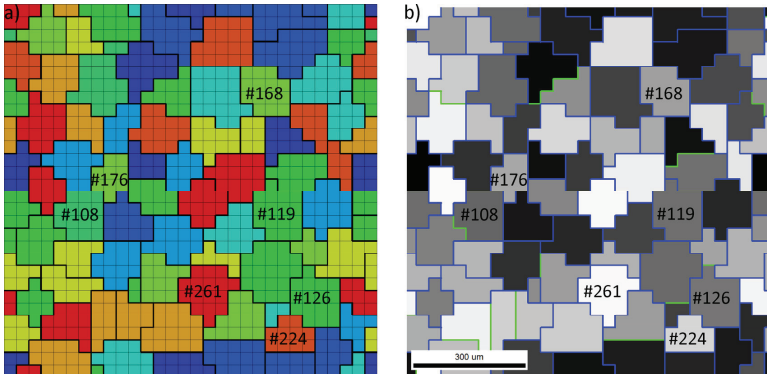


Abb. 7.3: Farbcodierte Kornnummer a) SDV texture in Abaqus, b) IQ und Korngrenzen in OIM

7.2 Kornfragmentierung in CPFEM

Mit der beschriebenen Methode ist eine weitergehende Untersuchung des Verformungsverhaltens der RVEs möglich, wie es beispielsweise in [94] für Experiment und Simulationen bei Aluminium und in [95] mit 3D Röntgen-CT und Rekonstruktion der Mikrostruktur für Kupfer durchgeführt wird. Beide Veröffentlichungen untersuchen die verformten Polykristalle hinsichtlich (Mikro-) Texturentwicklung und Kornfragmentierung mit Methoden der Orientierungsanalyse. Nach [83], [95] und [96] stehen verschiedene Größen zur Analyse von Orientierungsänderungen bereit.

In Abb. 7.4 wird die Auswertung mit OIM für das RVE30 mit Zugrichtung in Walzrichtung (x-Richtung), bezeichnet als RVE30-1, gezeigt. Es sind 4 Verformungsstufen dargestellt. Auf der linken Seite der Abb. 7.4 ist die plastische Vergleichsdehnung aus Abaqus und auf der rechten Seite sind die Korngrenzen in OIM abgebildet. In Abb. 7.4a ist das makroskopische Spannungs-Dehnungs-Diagramm mit den ausgewerteten Verformungsstufen dargestellt und Abb. 7.4b zeigt die Korngrenzen zur Verformungsstufe 3, vgl. Abb. 7.3, bevor plastische Verformung beginnt.

Auf der RVE-Oberfläche ist eine sehr inhomogene Verteilung der plastischen Vergleichsdehnung erkennbar. Die hohe Auflösung im RVE30 ermöglicht es Dehnungsgradienten innerhalb der Körner sichtbar zu machen, z.B. in den Körnern 168, 119, 176 und 108. Demgegenüber gibt es auch Körner, die eine geringe und homogenere plastische Dehnung aufweisen, beispielsweise in Korn 260 und 126. Stellenweise bilden sich Bereiche hoher lokalisierter Dehnungen in einzelnen Körnern (Korn 261) und auch über Korngrenzen hinaus in mehrere Nachbarkörner aus, z.B. die Bereiche um die Körner 21, 120, 236 und 135, 186, 189 am linken Bildrand.

Das gleiche Verhalten hat Zeghadi beobachtet. In [78] werden RVEs unterschiedlicher Kornstruktur erstellt und berechnet. Die Ergebnisse zeigen, dass die Verteilung der plastischen Dehnung im RVE und innerhalb der Körner stark von der tieferliegenden Kornstruktur und Textur abhängig ist. Die in [78] beschriebenen Bänder hoher plastischer Dehnung (mit unterschiedlich starker Ausprägung je Kornstruktur) mit einer Orientierung von ca. 45° zur Lastachse sind in Abb. 7.4 ebenfalls zu erkennen.

Die Fragmentierung der Mikrostruktur kann über die Gesamtentwicklung der Korngrenzentypen in Abb. 7.4f dargestellt werden. Die Länge der Großwinkelkorngrenzen bleibt während der Verformung fast konstant, an einigen Stellen ändern sie sich zu Kleinwinkelkorngrenzen und manche Kleinwinkelkorngrenzen wachsen zu Großwinkelkorngrenzen (z.B. in Korn 176). Die Subkorngrenzen entstehen relativ früh und nehmen stark zu. Ab Verformungsstufe 6 wächst die Länge der Kleinwinkelkorngrenzen kontinuierlich an.

Die lokale Fragmentierung der Körner ist in den Abbildungen der Korngrenzen sehr deutlich. Bei Verformungsstufe 4 sind in der Mikrostruktur noch keine wesentlichen Orientierungsunterschiede innerhalb der Körner erkennbar, nur in Korn 176 bildet sich in einem kleinen Bereich eine Subkorngrenze aus. Ein deutlicher Zuwachs an Subkorngrenzen ist in Verformungsstufe 6 zu beobachten. Subkorngrenzen existieren fast in jedem Korn, nur die Körner 72, 150 und 16 sind frei von Subkorngrenzen. Die Subkorngrenze in Korn 176 aus Verformungsstufe 4 ist weiter gewachsen und hat sich zu einer Kleinwinkelkorngrenze entwickelt. Sie spaltet damit einen Teil des Korns fast vollständig vom Ursprungskorn ab und bildet in der nächsten Verformungsstufe ein neues Korn (Grain Tolerance Angle = 5°). Das gleiche Phänomen tritt bei Verformungsstufe 8 an zwei weiteren Bereichen auf.

In der letzten Verformungsstufe 10 entwickelt sich die Kleinwinkelkorngrenze in Korn 176 weiter zu einer Großwinkelkorngrenze. Die Abspaltung von Teilkörnern von den Ursprungskörnern 120 und 209 ist erfolgt und Korn 168 ist fast vollständig geteilt.

Dennoch gibt es, wie bereits beschrieben, einige Körner, die weniger stark fragmentieren. Im Allgemeinen lässt sich festhalten, dass die Fragmentierung bei (auf der Oberfläche) kleinen Körnern und im Bereich von Korngrenzen stark ausgeprägt ist. Große Körner neigen in den hier betrachteten Verformungsstufen zu geringerer Fragmentierung. Es werden zwar Subkorngrenzen gebildet, aber es entsteht kein engmaschiges Netzwerk.

In der gemeinsamen Betrachtung von plastischer Vergleichsdehnung und Kornfragmentierung ist erkennbar, dass im Bereich hoher Dehnungsgradienten die Dichte von Subkorngrenzen ebenfalls hoch ist. Dabei steigt zum einen die Dichte der Subkorngrenzen mit zunehmender Dehnung, zum anderen entwickeln sich bestehende Subkorngrenzen zu Kleinwinkelkorngrenzen weiter. Diese Erscheinung ist im Bereich der Körner 135, 186, 189 erkennbar. Entlang der gemeinsamen Korngrenze dieser Körner entstehen in der Verformungsstufe 6 erste Subkorngrenzen. Bis zur letzten Verformungsstufe entstehen immer mehr Subkorngrenzen in diesem Gebiet und damit steigt ihre Dichte. Der Dehnungsgradient ist sehr hoch.

Ein vergleichbares Muster liegt im Bereich der Körner 119, 173, 188 und oberhalb von Korn 46 vor. In Korn 119 in Richtung Korn 173 ist die Dehnungsverteilung sehr inhomogen und die Fragmentierung ist in Korn 119 mit Kleinwinkelkorngrenze und vielen Subkorngrenzen sehr hoch. Demgegenüber ist die Dehnungsverteilung in den Körnern 261 und 73 relativ gleichmäßig und die Subkorngrenze ist gering, dies gilt auch für das Gebiet der Körner 31, 47, 54, 166: Die Dehnungsverteilung ist homogen und die Dichte der Subkorngrenzen gering. Da im RVE periodische Randbedingungen vorliegen, können Randeffekte als Ursache ausgeschlossen werden.

Die beobachteten Zusammenhänge treten auch im RVE30-2 (Abb. 7.5), das quer zur Walzrichtung verformt wird, auf. Mit der Darstellung der unterschiedlichen Korngrenztypen nach Abb. 7.4 werden die lokalen Orientierungsunterschiede in die Klassen 2° - 5° , 5° - 15° und $>15^{\circ}$ eingeteilt.

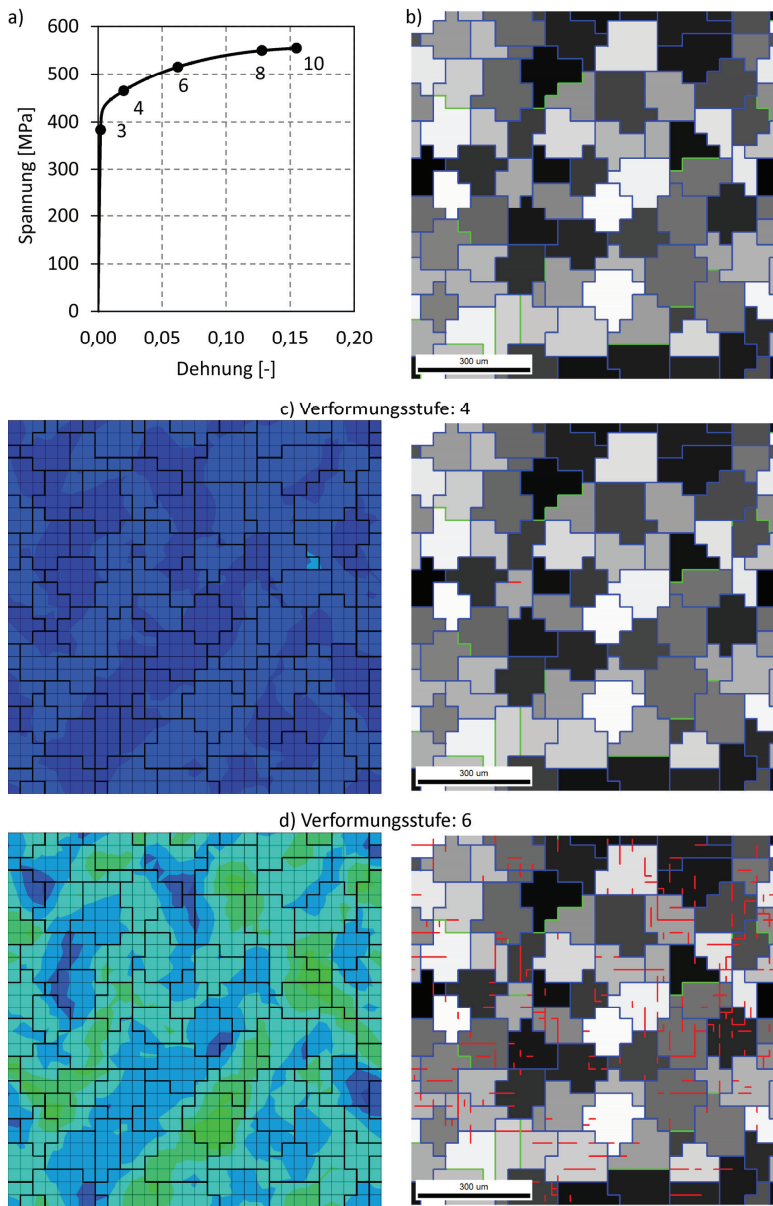


Abb. 7.4: Kornfragmentierung im RVE bei verschiedenen Verformungsstufen: a) Zugkurve, b) IQ und KGs, c) - d) angegebene Verformungsstufen

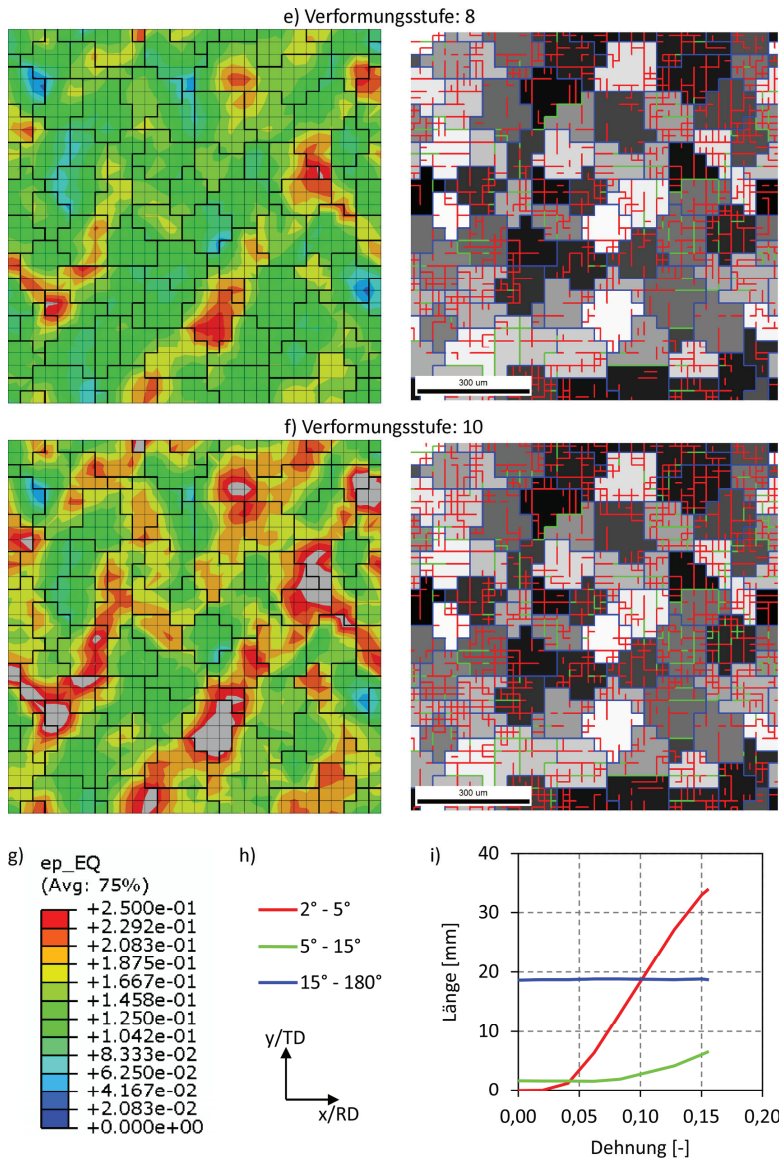


Abb. 7.4: (Fortsetzung von): e) – f) angegebenen Verformungsstufen, g) Abaqus Legende, h) Legende für Korngrenzen und Koordinatensystem, i) Länge der Korngrenzen (nach h))

Eine detaillierte Ansicht der lokalen Orientierungsunterschiede und deren kontinuierlicher Verteilung innerhalb der Körner und im gesamten RVE liefert die Bestimmung der Kernel Average Misorientation (KAM) [83]. Der Wert der KAM für einen Messpunkt ist der mittlere Orientierungsunterschied aller Punkte im Umkreis von 3 Nachbarn (Radius $\approx 50 \mu\text{m}$). Dabei werden Punkte mit einem Orientierungsunterschied $> 5^\circ$ nicht berücksichtigt. Dadurch ist gewährleistet, dass nur der Orientierungsunterschied innerhalb eines Korn betrachtet wird.

Zusätzlich zur Verteilung der plastischen Vergleichsdehnung und Korngrenzen wird die Verteilung der KAM in Abb. 7.5 für die beiden RVEs RVE30-1 und RVE30-2 abgebildet. Für beide RVEs sind Bereiche markiert, in denen ein hoher (#1) bzw. geringer (#2) Gradient der plastischen Vergleichsdehnung vorliegt. Ein hoher Gradient führt dabei zu hohen KAM-Werten, während niedrige KAM-Werte bei geringen Gradienten vorliegen.

Die zu vergleichenden Bereiche sind in Abb. 7.5 hervorgehoben. In [96] ist beschrieben, dass über die Analyse der lokalen Orientierungsunterschiede die Dehnungsverteilung im Material beschrieben werden kann. Entsprechend dieser Definition wird in [95] die KAM zur Charakterisierung der plastischen Verformung herangezogen. Die auf den Experimenten beruhenden Berechnung ergeben, wie oben gezeigt, dass besonders in kleinen Körnern eine hohe Fragmentierung und KAM vorliegt, weil die Versetzungsbewegungen im Gegensatz zu großen Körnern stärker von der Umgebung beeinflusst wird.

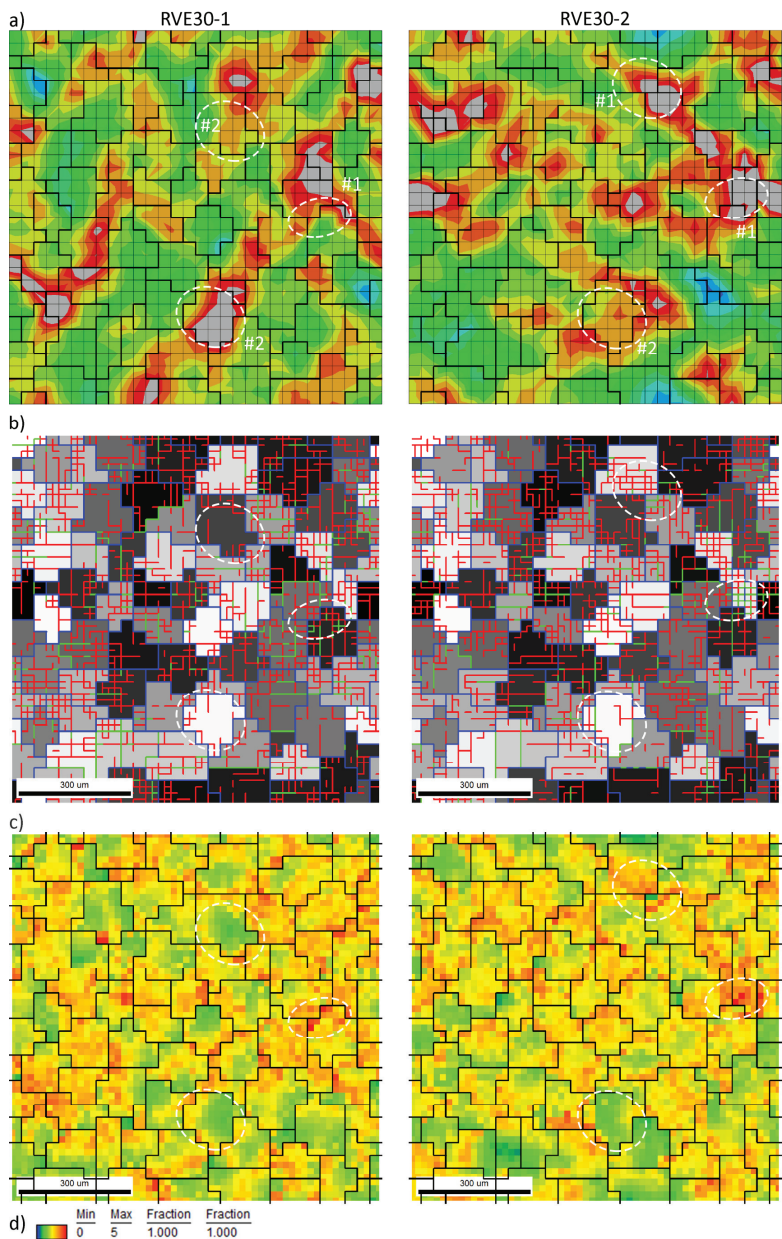


Abb. 7.5: Vergleich von RVE30-1 und RVE30-2 bei Verformungsstufe 10, a) pl. Vergleichsdehnung, b) Korngrenzen, c) KAM (3 Nachbarn, alle Punkte, < 5°), d) Legende KAM

7.3 Anwendung auf reale Mikrostrukturgeometrie

Mit dem Verfahren [97] wird basierend auf der Modellerstellung in [75] ein Ausschnitt der realen Geometrie der Mikrostruktur von Blech 2 in die FEM überführt und der im REM durchgeführte Zugversuch (vgl. [98]) in Abaqus mit DAMASK nachgebildet. Die Form der Körner in der realen Mikrostruktur wird durch Extrusion in die Tiefe realisiert. Die tieferliegende Mikrostruktur hat allerdings einen großen Einfluss auf die Verformung der oberflächennahen Körner, was in [78] gezeigt wird, und ist damit eine mögliche Ursache für Differenzen zwischen Experiment und Berechnung. Der berechnete Ausschnitt der Mikrostruktur ist $370\text{ }\mu\text{m} \times 370\text{ }\mu\text{m}$ groß und von einer elastisch-plastischen Einbettung umgeben. Auf dem Rand der Einbettung werden die kinematischen Randbedingungen aufgebracht. Zur Berechnung werden die in Kapitel 5.3 ermittelten Materialkennwerte verwendet, die Einbettung berücksichtigt die Textur von Blech 2.

Die Abb. 7.6 stellt die Auswertung der Verformungsstufen $\varepsilon_t = 0,567\%$, $\varepsilon_t = 1,619\%$ und $\varepsilon_t = 3,056\%$ dar. Dargestellt ist die Größe GROD (Grain Reference Orientation Deviation – der lokale Orientierungsunterschied zur mittleren Orientierung je Korn). In der zweiten Verformungsstufe (Abb. 7.6b und f) zeigen das Experiment und die Berechnung vergleichbare GROD-Verteilungen entlang der Korngrenzen von Korn 43. Auch in Korn 51 kristallisieren sich Bereiche heraus, die ähnliche Form und Werte in Experiment und Berechnung aufweisen.

Die GROD-Verteilung ist im Korninneren von Korn 43 vergleichbar, während in Korn 51 die Zone geringer Rotation stark unterschiedlich ausgeprägt ist. Dieser Effekt könnte auf ein tieferliegendes Nachbarkorn von Korn 51 zurückzuführen sein, welches die Verformung im Experiment beeinflusst. Denn die Orientierungsänderung ist auf die Kombination der aktiven Gleitsysteme zurückzuführen, siehe Kapitel 2.1. Um diesen Effekt zu untersuchen, wäre ein Schnitt durch Korn 51 oder 3D-EDSB zur Analyse der tieferen Mikrostruktur und Orientierungsverteilung hilfreich. Darauf aufbauend könnte die extrudierte Mikrostruktur im Modell in der Tiefe um die realen Orientierungen erweitert werden oder eine vollständig reale Geometrie erzeugt werden.

Die Unterschiede können an einzelnen Körnern durch den 3D-Effekt erklärt werden, aber nicht für den gesamten betrachteten Bereich. Entscheidender dürfte sein, dass die mikromechanischen Parameter anhand der makroskopischen Fließkurve gefittet wurden, dabei aber kein direkter Bezug zu experimentell bestimmten Verformungsgrößen der Mikrostruktur bestand und deshalb ein Parametersatz gefunden wurde,

der zwar das makroskopische Verformungsverhalten abbildet, das mikroskopische Verhalten aber nicht ausreichend berücksichtigt. Die Einbeziehung der Gleitsysteme ausgewählter Körner als zusätzliche Zielkurve muss die Parameterbestimmung verbessern.

Für weitergehende Untersuchungen des Verformungsverhaltens auf Mikroebene eröffnet die in Kapitel 7.1 vorgestellte Methode sehr umfangreiche Auswertungsmöglichkeiten. Am Beispiel der realen Mikrostruktur wird gezeigt, dass die im Experiment ermittelten Größen auch in der Berechnung stellenweise vergleichbar sind. Um die Unterschiede zu erklären, ist eine Analyse der aktiven Gleitsysteme in Experiment und Berechnung erforderlich.

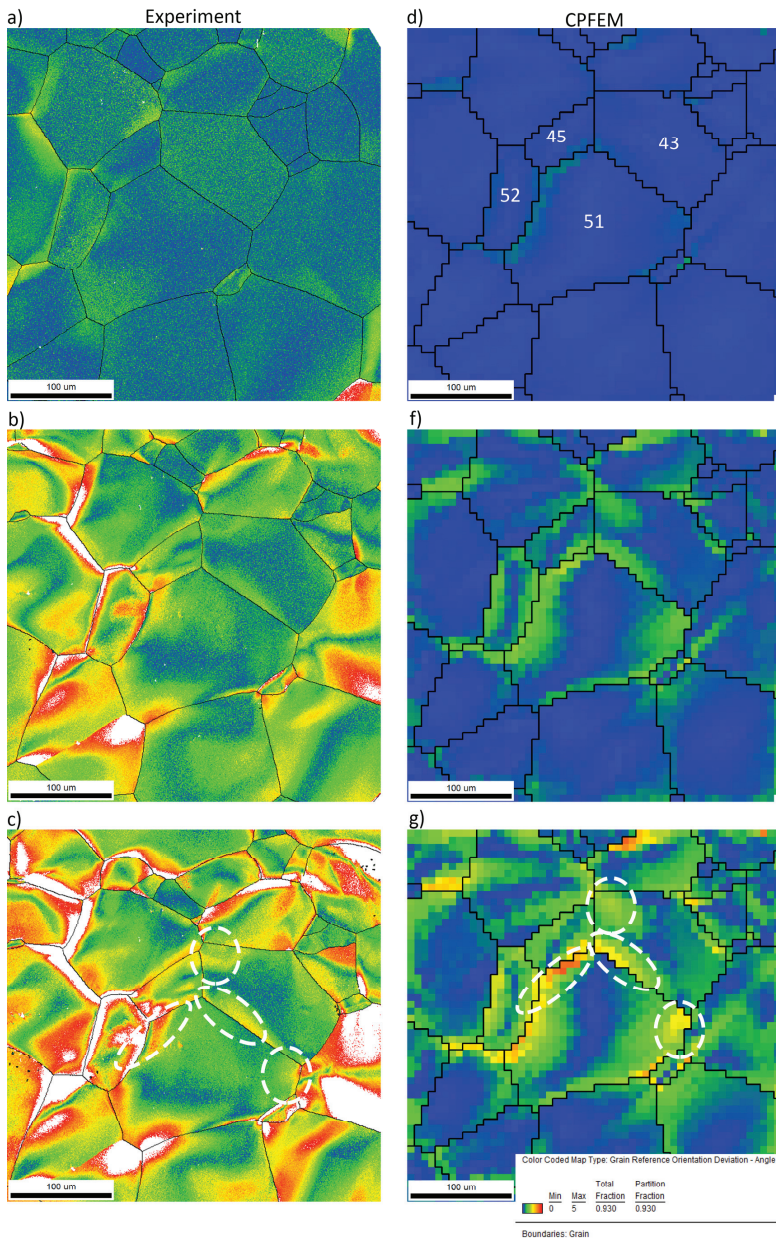


Abb. 7.6: Vergleich GROD, a) – c) Experiment und d) – g) CPFEM

8 Zusammenfassung

Die Untersuchung des Verformungs- und Ermüdungsverhaltens von nichtkornorientiertem Elektroblech für die Auslegung von Elektromotoren für die Elektromobilität ist Gegenstand dieser Arbeit. Das Verformungsverhalten wird bei Raumtemperatur und für den Temperaturbereich bis 200 °C untersucht und die mechanischen Kennwerte ermittelt. Neben diesen Kennwerten ist auch das Ermüdungsverhalten von Elektroblech für die Auslegung von Elektromotoren entscheidend. Anders als im meist stationären Betrieb in Förderanlagen, ist das Elektroblech in PKW-Fahrmotoren wechselnden Beanspruchungen unterworfen. Diese sind auf Beschleunigungsvorgänge im Fahrbetrieb zurückzuführen. Das Ermüdungsverhalten und die Versagensursachen werden für Standardblechproben und bauteilnahe Proben (gestanzte Proben und Proben mit Clinchpunkt als typisches Verbindungselement gestapelter Bleche im Rotor) untersucht.

Zusätzlich zu den makroskopischen Untersuchungen werden mikromechanische Berechnungsmethoden angewendet. Ziel ist die Bestimmung der Materialparameter für ein phänomenologisches Materialgesetz. Das zweite Ziel ist die Modellierung der in den Ermüdungsversuchen gefundenen Versagensmechanismen. Die mikromechanischen Berechnungen schließen mit der Entwicklung einer Schnittstelle zur Auswertung der RVEs bzw. realer Mikrostrukturen mit der für mikroanalytische Experimente bekannten Software TSL OIM.

Nichtkornorientiertes Elektroblech hat nach dem Walzen und der Wärmebehandlung eine Rekristallisationstextur und es ist nicht texturfrei im Sinn von vollständig regellos verteilten Orientierungen. Eine völlig regellose Verteilung der Orientierung im Blech ist aus elektro-magnetischen Gesichtspunkt unerwünscht. Die Verteilung der leicht zu magnetisierenden Richtung innerhalb der Blechebene ist vorteilhaft und ist im Blech vorhanden.

Das Verformungsverhalten wird von der Interaktion des Hauptlegierungselements Si mit Versetzungen beeinflusst. Besonders bei der Auslegung von Motorkomponenten für Temperaturen oberhalb von 70 °C muss mit der Reduktion der Elastizitätsgrenze gerechnet werden. Dieser Effekt wird in gängigen Regelwerken erst ab 100 °C berücksichtigt. Ab 100 °C tritt bei Elektroblech dynamische Reckalterung auf.

Die Materialparameter für das kristallplastische Materialmodell wurden durch Anwendung des Levenberg-Marquardt-Algorithmus für die Verformung bei Raumtemperatur ermittelt. Zusätzlich wurde eine Schnittstelle, um die Ergebnisse mikromechanischer Simulationen aus Abaqus in die OIM-Software zu exportieren, entwickelt. Dadurch wird der Vergleich des Verformungsverhaltens von Werkstoffen auf der Mesoebene in Experiment und Simulation mit dem gleichen Softwarepaket möglich. Die Auswertung von 3D-Voronoi-Mikrostrukturen mit der OIM-Software zeigt, dass mit dem kristallplastischen Materialmodell Inhomogenität der plastischen Verformung und die Kornfragmentierung während der Verformung grundsätzlich abgebildet werden.

In Verformungsversuchen auf der Mesoebene zeigen sich zwischen Experiment und Simulation jedoch signifikante Unterschiede in den lokalen Orientierungsänderungen, die Simulation der Mikrostruktur mit realer 2D-Korngeometrie hat bei gleicher makroskopischer Verformung von 3% Gesamtdehnung weniger lokale Orientierungsänderungen. Dies kann zu einem auf die nicht reale Abbildung der Mikrostruktur in die Tiefe und zum anderen auf die Bestimmung der Materialparameter anhand der makroskopischen Zugkurven ohne Berücksichtigung von experimentellen Daten der Mikrostruktur zurückgeführt werden.

An den 0,3 mm dünnen Elektroblechproben konnten erfolgreich Ermüdungsversuche im Zug-Schwellbereich durchgeführt werden. Aus den ermittelten Dauerfestigkeiten für unterschiedliche R-Verhältnisse entstand das Haigh-Diagramm für polierte Standardproben mit Originalblechoberfläche und für bauteilnahe Proben mit Clinchpunkt.

Das Wöhler-Diagramm von Elektroblech mit Originaloberfläche ist durch eine sehr flache Zeitfestigkeitsgerade gekennzeichnet. Die Dauerfestigkeit des Werkstoffs liegt nah an der Streckgrenze, Versagensursachen sind an der Oberfläche liegende AlN-Partikel, die sich innerhalb weniger Lastwechsel aus der Matrix lösen und eine scharfe Kerbe hinterlassen. Die Kerben sind damit potentielle Stellen der Rissinitiierung. Da AlN- als auch MnS-Partikel in der Schmelze als Keimbildner dienen, sind sie als Ursache für Ermüdungsrisse zu berücksichtigen. Die Lastwechselzahl bis zum Lösen der Partikel aus der Matrix konnte mit dem Modell der zyklischen kohäsiven Zonen berechnet werden. Dabei wurde auch der Einfluss der Orientierung der umliegenden Mikrostruktur untersucht und ein Effekt festgestellt. Allerdings ist auch zu beachten, dass sich die Partikel bei gestapelten verklebten Blechen, wie sie typischerweise in Elektromotoren eingesetzt werden, nicht aus der Oberfläche lösen können und keine

Kerbe verursachen. Dennoch ist eine Rissbildung an der Grenzfläche FeSi-Korn und Partikel aufgrund der Eigenschaftsunterschiede zu erwarten. Damit müssen die im Elektroblech vorhandenen Partikel stets als schadensrelevant eingestuft werden.

Auf der Blechoberfläche existierende Defekte, beispielsweise Eindrücke, die beim Walzen, Auf- bzw. Abwickeln des Coils und Transport innerhalb einer Bearbeitungsmaschine entstehen können, sind eine weitere Ursache der Rissinitiierung.

Es gibt allerdings einen wesentlichen Effekt, der das Ermüdungsverhalten von Elektroblech beeinflusst. Ermüdungsversuche mit gestanzten Proben konnten den Effekt plastischer Vorschädigung auf das Ermüdungsverhalten von Elektroblech zeigen. Versuche mit durch Stanzen eingebrachter plastischer Verformung zeigen eine deutliche Reduktion der Dauerfestigkeit im Vergleich zu polierten Proben. Da an der Stanzkante auch Oberflächendefekte vorliegen, wurden gestanzte Proben einer Wärmebehandlung unterzogen, um die plastische Vorschädigung zu entfernen. Diese Proben liegen in der Dauerfestigkeit wieder auf dem Niveau der polierten Standardproben. Daraus folgt, dass die beim Stanzen eingebrachte plastische Verformung einen signifikanten Einfluss auf das Ermüdungsverhalten hat, während die Oberflächenschädigungen oder Rauheit (an der Stanzkante) eine untergeordnete Rolle spielen.

9 Literaturverzeichnis

- [1] BRACHTHÄUSER, N.: *Elektromobilität - Neue Herausforderungen für den Werkstoff Elektroband*. Darmstadt, 07.03.2012
- [2] KLINGLER-DEISEROTH, C.: *Heilig's Blechle: Stanztechnik im Grenzbereich*. In: *VDI nachrichten* 2015 (2015-08-29), 35, S. 12
- [3] BERGMANN, W.: *Werkstofftechnik: Grundlagen und Anwendung*. 5., verb. Aufl. München : Hanser, 2003
- [4] GOTTSTEIN, G.: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik physikalische Grundlagen*. 4. Aufl. Berlin [u.a.] : Springer Vieweg, 2014
- [5] HOSFORD, W. F.: *The mechanics of crystals and textured polycrystals*. New York, NY [u.a.] : Oxford Univ. Press, 1993 (32)
- [6] RÖSLER, J.; BÄKER, M.; HARDERS, H.: *Mechanical Behaviour of Engineering Materials : Metals, Ceramics, Polymers, and Composites*. Berlin, Heidelberg : Springer-Verlag, 2007
- [7] ASARO, R. J.: Micromechanics of Crystals and Polycrystals, Bd. 23. In: HUTCHINSON, John W.; WU, Theodore Y. (Hrsg.): *Advances In Applied Mechanics*. New York : Academic Press, 1983 (23), S. 1–115
- [8] TAYLOR, G. I.: *Plastic Strain in Metals*. J. Inst. Metals 62 (1938), S. 307–324
- [9] BETTEN, J.: *Kontinuumsmechanik*. 2. Aufl. Berlin, Heidelberg : Springer, 2001
- [10] ROTERS, F.; EISENLOHR, P.; BIELER, T. R.; RAABE, D.: *Crystal plasticity finite element methods in materials science and engineering*. Weinheim : Wiley-VCH, 2010
- [11] ALTENBACH, J.; ALTENBACH, H.: *Einführung in die Kontinuums-Mechanik*. Stuttgart : Teubner, 1994
- [12] ROTERS, F.; EISENLOHR, P.; RAABE, D.: *DAMASK Online Documentation (DAMASK Version 3108)*
- [13] DIEHL, M.: *High-resolution crystal plasticity simulations*. Dissertation. 1. Auflage. Aachen : Apprimus Verlag, 2016
- [14] ASARO, R. J.: *Crystal Plasticity*. Journal of Applied Mechanics 50 (1983), 4b, S. 921–934
- [15] ROTERS, F.: *Advanced Material Models for the Crystal Plasticity Finite Element Method*. Habilitationsschrift, 2011

- [16] BESSON, J.; CAILLETAUD, G.; CHABOCHE, J.-L.; FOREST, S.: *Non-linear mechanics of materials*. Dordrecht : Springer, 2010 (167)
- [17] EISENLOHR, P.; TJAHJANTO, D. D.; HOCHRAINER, T.; ROTERS, F.; RAABE, D.: *Comparison of texture evolution in fcc metals predicted by various grain cluster homogenization schemes*. International Journal of Materials Research 100 (2009), 4, S. 500–509
- [18] ROTERS, F.; EISENLOHR, P.; KORDS, C.; TJAHJANTO, D. D.; DIEHL, M.; RAABE, D.: *DA-MASK: the Düsseldorf Advanced MATERIAL Simulation Kit for studying crystal plasticity using an FE based or a spectral numerical solver*. Procedia IUTAM 3 (2012), S. 3–10
- [19] KOUZNETSOVA, V. G.; GEERS, M. G. D.; BREKELMANS, W. A. M.: Computational Homogenisation for non-linear Heterogeneous Solids, Bd. 3. In: ALIABADI, M. H. F.; GALVANETTO, Ugo (Hrsg.): *Multiscale Modeling in Solid Mechanics : Computational approaches*. London, Singapore : Imperial College Press, 2010 (3), S. 1–42
- [20] EISENLOHR, P.; ROTERS, F.: *Selecting a set of discrete orientations for accurate texture reconstruction*. Computational Materials Science 42 (2008), 4, S. 670–678
- [21] QUEY, R.; DAWSON, P. R.; BARBE, F.: *Neper Reference Manual : The documentation for Neper 2.0.1*, 2014
- [22] SEGURADO, J.; LLORCA, J.: *Simulation of the deformation of polycrystalline nanostructured Ti by computational homogenization*. Computational Materials Science 76 (2013), S. 3–11
- [23] HERRERA-SOLAZ, V.: *Microstructure-based numerical modeling of the mechanical behavior of Mg alloys : Dissertation*, 2015
- [24] LEVENBERG, K.: *A Method for the Solution of Certain Non-Linear Problems in Least Square*. Quarterly of Applied Mathematics (1944), 2, S. 164–168
- [25] MARQUARDT, D. W.: *An Algorithm for Least-Squares Estimation of Nonlinear Parameters*. Journal of the Society for Industrial and Applied Mathematics 11 (1963), 2, S. 431–441
- [26] DENNIS, J. E.; SCHNABEL, R. B.: *Numerical methods for unconstrained optimization and nonlinear equations*. Philadelphia, Pa : Society for Industrial and Applied Mathematics, 1996 (16)

- [27] HERRERA-SOLAZ, V.; LLORCA, J.; DOGAN, E.; KARAMAN, I.; SEGURADO, J.: *An inverse optimization strategy to determine single crystal mechanical behavior from polycrystal tests: Application to AZ31 Mg alloy*. International Journal of Plasticity 57 (2014), S. 1–15
- [28] RADAJ, D.; VORMWALD, M.: *Ermüdungsfestigkeit : Grundlagen für Ingenieure*. 3., neubearbeitete und erweiterte Auflage. Berlin, Heidelberg : Springer, 2007
- [29] DIN 50100. 1978. *Dauerschwingversuch*
- [30] BOETTNER, R. C.; MCEVILY, A. J.: *Fatigue slip band formation in silicon-iron*. Acta Metallurgica 13 (1965), 9, S. 937–946
- [31] GOLLAND, D. I.; JAMES, P. L.: *Fatigue-Crack Initiation and Propagation in Iron and Iron–Silicon Alloys*. Metal Science 4 (1970), 1, S. 113–118
- [32] TANAKA, K.; HOJO, M.; NAKAI, Y.: *Fatigue Crack Initiation and Early Propagation in 3% Silicon Iron*. In: LANKFORD, J.; DAVIDSON, D. L.; MORRIS, W. L.; WEI, R. P. (Hrsg.): *Fatigue Mechanisms : Advances in Quantitative Measurement of Physical Damage*, 1983, S. 207–232
- [33] CHAKRAVARTHULA, S.; QIAO Y.: *Fatigue crack growth in a coarse-grained iron–silicon alloy*. International Journal of Fatigue 27 (2005), 10–12, S. 1210–1214
- [34] GAO, Y.; LONG, R.; PANG, Y.; LINDENMO, M.: *Fatigue Properties of an Electrical Steel and Design of EV/HEV IPM Motor Rotors for Durability and Efficiency*, Bd. 2010: *SAE 2010 World Congress & Exhibition*. Warrendale, PA, United States : SAE International, 2010 (SAE Technical Paper).
- [35] HOECKE, D. van; JACOBS, S.; VANDENBOSSCHE, L.; WEBER, B.; ATTRAZIC, E.: *Effect of punching and stress concentrations on mechanical electrical steel properties*. Proceedings of the EVS27 (2013), S. 1–6
- [36] SCHAYES, C.; VOGT, J.-B.; BOUQUEREL, J.; PALLESCHI, F.; ZAEFFERER, S.: *Cyclic plasticity mechanism of the M330-35A steel*. International Journal of Fatigue 82 (2016), S. 530–539
- [37] ROTH, S.; HÜTTER, G.; KUNA, M.: *Simulation of fatigue crack growth with a cyclic cohesive zone model*. International Journal of Fracture 188 (2014), 1, S. 23–45
- [38] LEMAITRE, J.: *A course on damage mechanics*. 2. Aufl. Berlin [u.a.] : Springer, 1996
- [39] KUNA, M.: *Numerische Beanspruchungsanalyse von Rissen : Finite Elemente in der Bruchmechanik*. 1. Aufl. Wiesbaden : Vieweg+Teubner, 2008

- [40] XU, X. P.; NEEDLEMANN, A.: *Void nucleation by inclusion debonding in a crystal matrix*. Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. 1993 (1993), 1, S. 111–132
- [41] SCHEIDER, I.; BROCKS, W.: *The Effect of the Traction Separation Law on the Results of Cohesive Zone Crack Propagation Analyses*. Key Engineering Materials 251-252 (2003), S. 313–318
- [42] BROCKS, W.; CORNEC, A.; SCHEIDER, I.: Computational Aspects of Nonlinear Fracture Mechanics, Bd. 3. In: RITCHIE, R. O.; KARIHALOO, B.; MILNE, Ian (Hrsg.): *Comprehensive Structural Integrity*. San Diego : Pergamon, 2003 (Elsevier Science & Technology Books), S. 127–209
- [43] ROTH, S.: *Dokumentation Finites Kohäsivelement und verfügbare Separationsgesetze*, 2015
- [44] ROTH, S.; HÜTTER, G.; MÜHLICH, U.; NASSAUER, B.; ZYBELL, L.; KUNA, M.: *Visualisation of User Defined Finite Elements with ABAQUS Viewer*. GACM Report. 2012
- [45] LANDGRAF, F. J. G.: *Nonoriented Electrical Steels*. JOM 64 (2012), 7, S. 764–771
- [46] MICHALOWSKY, L. (Hrsg.); SCHNEIDER, J. (Mitarb.): *Magnettechnik : Grundlagen, Werkstoffe, Anwendungen*. 3. Aufl. Essen : Vulkan-Verlag, 2006
- [47] DIN EN 10106. September 2007. *Kaltgewalztes nicht kornorientiertes Elektrolech und -band im schlussgeglühten Zustand*
- [48] WUPPERMANN, C.-D.; SCHOPPA, A.: *Merkblatt 401 Elektroband und -blech*. Düsseldorf, 2005
- [49] FROMMEYER, G.: *Eisen-Silizium Legierungen mit optimierter Mikrostruktur für verbesserte weichmagnetische Elektroleche : DLR - Raumfahrtmanagement - Flugprogramm 2005*. 7. DLR-Parabelflug: Liste der Experimente 2005
- [50] FROMMEYER, G.; STEIN, F.: *Neuartige Eisen-Silizium-Legierungen zur Herstellung verbesserter magnetisierbarer Elektroleche : DLR - Raumfahrtmanagement - Flugprogramm 2006*. 9. DLR-Parabelflug: Liste der Experimente November 2006
- [51] BOZORTH, R. M.: *Ferromagnetism*. 10. Aufl. Piscataway, N.J : IEEE Press, 1993
- [52] KUBASCHESKI, O.: *Iron - Binary Phase Diagrams*. Berlin [u.a.] : Springer-Verlag, 1922
- [53] STEINER PETROVIC, D.: *Non-Oriented Electrical Steel Sheet*. Materials and Technology 44 (2010), 6, S. 317–325
- [54] CULLITY, B. D.; Morris Cohen (Mitarb.): *Introduction to magnetic materials*. Reading, Massachusetts [u.a.] : Addison-Wesley Publishing Company, 1972

- [55] BARROS, J.; SCHNEIDER, J.; VERBEKEN, K.; HOUBAERT, Y.: *On the correlation between microstructure and magnetic losses in electrical steel*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials 320 (2008), 20, S. 2490–2493
- [56] NAUMOSKI, H.; RIEDMÜLLER, B.; MINKOW, A.; HERR, U.: *Investigation of the influence of different cutting procedures on the global and local magnetic properties of non-oriented electrical steel*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials 392 (2015), S. 126–133
- [57] LIMPERT, E.; STAHEL, W. A.; ABBT, M.: *Log-normal Distributions across the Sciences: Keys and Clues*. BioScience 51 (2001), 5, S. 341–352
- [58] MOHR, R.: *Statistik für Ingenieure und Naturwissenschaftler Grundlagen und Anwendung statistischer Verfahren*. 3. Aufl. Renningen : expert-Verl., 2014 (557)
- [59] HOHS, D.; SCHULLER, D.; STEIN, R.; BERNTHALER, T.; GOLL, D.; SCHNEIDER, G.: *Microstructure Characteristics of Electrical Steel for Electrical Power Converters*, S. 1–172
- [60] WASSERMANN, G.; GREWEN, J.: *Texturen metallischer Werkstoffe*. 2. Aufl. Berlin [u.a.] : Springer, 1962
- [61] HOUDREMONT, E.; WIESTER, H.-J. (Mitarb.): *Handbuch der Sonderstahlkunde*. 3. verb. Berlin [u.a.] : Springer, 1956
- [62] DIN 50125. Juli 2009. *Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben*
- [63] KLUG, H.-P.; APPEL, U.: *ARAMIS v6.3 Benutzerhandbuch*. Braunschweig : GOM mbH, 2011
- [64] WESSEL, W.: *Mikrostrukturelle Untersuchungen der Rissinitiierung und-ausbreitung in intermetallischen TiAl-Legierungen unter zyklischer und quasistatischer Belastung : Dissertation*. Kassel : kassel university press, 2011
- [65] BODE, B.; BRUECKNER-FOIT, A.: Elektroband unter statischer und zyklischer Beanspruchung DVM (Hrsg.): *DVM-TAG 2013 - Elektromobilität - Zuverlässigkeit und Sicherheit des Elektrofahrzeugs*, 2013 (DVM-Bericht, 1680), S. 39–46
- [66] DELO INDUSTRIEKLEBSTOFFE: *Technische Informationen DELOMONOPOX AD298*. Windach, 2016
- [67] QUEY, R.; DAWSON, P. R.; BARBE, F.: *Large-scale 3D random polycrystals for the finite element method: Generation, meshing and remeshing*. Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering 200 (2011), 17-20, S. 1729–1745

- [68] LEE, S.; CHANG, S. K.; COOMAN, B. C. De: Mechanical Properties of 3% Silicon Steels During Warm Deformation. In: ASHBURN, R. E. (Hrsg.): *Materials science & technology conference and exhibition : MS & T'07 : Exploring structure, processing and applications across multiple materials systems*. Warrendale, PA : Materials Science & Technology Conference, 2007, S. 1077–1087
- [69] STEIN, F.; FROMMEYER, G.; SCHNEIDER, S.: Soft Magnetic Iron-Silicon and Iron-Silicon-Aluminium Alloys for Industrial Applications Processed under Microgravity. In: STEIN, Frank; HASSE, Veronika; HICKEL, Tilmann (Hrsg.): *Scientific Report 2007/2008 Max-Planck-Institut für Eisenforschung GmbH*. Düsseldorf, 2008, S. 153–156
- [70] BODE, B.; BRUECKNER-FOIT, A.; ZEISMANN, F.: *Quasi-static and cyclic failure behavior of electric sheet material*. International Journal of Fatigue 82 (2016), S. 350–360
- [71] BODE, B.; ZEISMANN, F.; BRÜCKNER-FOIT, A.: *Damage mechanism in electric sheet material subjected to static and cyclic loading* (International Conference on Fatigue Damage of Structural Materials X). Hyannis, USA, 26.09.2014
- [72] EN ISO 6892-1. Dezember 2009. *Metallische Werkstoffe - Zugversuche - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur*
- [73] MACHERAUCH, E.; ZOCH, H.-W.: *Praktikum in Werkstoffkunde : 91 ausführliche Versuche aus wichtigen Gebieten der Werkstofftechnik*. 11. Aufl. Wiesbaden : Vieweg+Teubner, 2011
- [74] DEVRIENT, B.: *Untersuchungen zum Einfluss der dynamischen Reckalterung auf die mediumgestützte Risskorrosion von niedriglegierten Stählen in sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser : Dissertation*, 2007
- [75] POHL, R.-C.: *Vergleich des mikrostrukturellen Verformungsverhaltens einer Elektroblechprobe in der Simulation und im Experiment : Masterarbeit*, 2016
- [76] KLUSEMANN, B.; SVENDSEN, B.; VEHOFF, H.: *Modeling and simulation of deformation behavior, orientation gradient development and heterogeneous hardening in thin sheets with coarse texture*. International Journal of Plasticity 50 (2013), S. 109–126
- [77] KLUSEMANN, B.; SVENDSEN, B.; VEHOFF, H.: *Investigation of the deformation behavior of Fe–3%Si sheet metal with large grains via crystal plasticity and finite-element modeling*. Computational Materials Science 52 (2012), 1, S. 25–32

- [78] ZEGHADI, A.; FOREST, S.; GOURGUES, A.-F.; BOUAZIZ, O.: *Ensemble averaging stress-strain fields in polycrystalline aggregates with a constrained surface microstructure – Part 2: crystal plasticity*. Philosophical Magazine 87 (2007), 8-9, S. 1425–1446
- [79] BODE, B.; ZEISMANN, F.; BRÜCKNER-FOIT, A.: *Fatigue behavior of electrical steel* (The 2nd International Symposium on Fatigue Design & Material Defects (FDMD2)). Paris, Frankreich, 11.06.2014
- [80] DEHMANI, H.; BRUGGER, C.; PALIN-LUC, T.; MAREAU, C.; KOECHLIN, S.: *Experimental study of the impact of punching operations on the high cycle fatigue strength of Fe–Si thin sheets*. International Journal of Fatigue 82 (2016), S. 721–729
- [81] ZEISMANN, F.: *Zusammenfassung von EDX und EBSD Messungen an den Proben E-E-20 und E-E-21*. 2014-11-19. BODE, Benjamin (Adressat)
- [82] ZELLMER, L.: *Bruchflächen Elektrotech.* E-Mail. 2015-05-26. BODE, Benjamin (Adressat)
- [83] TEXSEM LABORATORIES INC.: *OIM Analysis 6.0 Manual*, 2009
- [84] SCHMIDT, K. H.: *Der Einfluss des Stanzens auf die magnetischen Eigenschaften von Elektrotech mit 1% Silizium*. Journal of Magnetism und Magnetic Materials 2 (1976), S. 136–150
- [85] KOOPMANN, J.: *Charakterisierung des Einflusses der Stanzkante auf die Ermüdungsfestigkeit von Elektrotech : Bachelorarbeit*, 2015
- [86] SLACK, T.; SADEGHI, F.: *Cohesive zone modeling of intergranular fatigue damage in rolling contacts*. Tribology International 44 (2011), S. 797–804
- [87] CHANDRA, N.; LI, H.; SHET, C.; GHONEM, H.: *Some issues in the application of cohesive zone models for metal–ceramic interfaces*. International Journal of Solids and Structures 39 (2002), 10, S. 2827–2855
- [88] GLAESSGEN, E.; SAETHER, E.; PHILLIPS, D.; YAMAKOV, V.: *Multiscale Modeling of Grain-Boundary Fracture: Cohesive Zone Models Parameterized from Atomistic Simulations: 47th AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference*, 2006
- [89] SIKLITSKY, V.: *Aluminium Nitride (AlN) : Mechanical Properties, Elastic Constants, Lattice Vibrations*
- [90] SURESH, S.: *Fatigue of materials*. 2nd ed. Cambridge, New York : Cambridge University Press, 2004

- [91] BODE, B.; WESSEL, W.; BRUECKNER-FOIT, A.; MILDNER, J.; WOLLENHAUPT, M.; BAUMERT, T.: *Local deformation at micro-notches and crack initiation in an intermetallic γ -TiAl-alloy*. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 39 (2016), 2, S. 227–237
- [92] JONES, E.; OLIPHANT, T.; PETERSON, P.: *SciPy: Open Source Scientific Tools for Python : scipy.interpolate.griddata (v0.14.0)*
- [93] QUEY, R.: *Orientation Library : A collection of routines for orientation manipulation (Version 2.0.3)*. 05.11.2014
- [94] QUEY, R.; DAWSON, P. R.; DRIVER, J. H.: *Grain orientation fragmentation in hot-deformed aluminium : Experiment and simulation*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids 60 (2012), 3, S. 509–524
- [95] POKHAREL, R.; LIND, J.; LI, S. F.; KENESEI, P.; LEBENSOHN, R. A.; SUTER, R. M.; ROLLETT, A. D.: *In-situ observation of bulk 3D grain evolution during plastic deformation in polycrystalline Cu*. International Journal of Plasticity 67 (2015), S. 217–234
- [96] WRIGHT, S. I.; NOWELL, M. M.; FIELD, D. P.: *A Review of Strain Using Electron Backscatter Diffraction*. Microscopy and Microanalysis 17 (2011), S. 316–329
- [97] BODE, B.: *Entwicklung eines Verfahrens zum Aufbau eines realen Mikrostrukturmodells in Abaqus : Diplomarbeit*, 2009
- [98] ZEISMANN, F.: *Mikroanalytische Verfahren zur Untersuchung verschiedener Aspekte der Rissinitiierung und Rissausbreitung : Dissertation*, 2013
- [99] HABENICHT, G.: *Kleben*. Berlin, Heidelberg : Springer, 2009

10Anhang

Details der Klebverbindung zeigt Abb. 10.1, die Klebverbindung wird nach [99] ausgelegt. Es gibt mehrere Einflussfaktoren auf die Festigkeit von Klebverbindungen unter zyklischer Beanspruchung:

- Klebschichtdicke: Geringe Klebschichtdicke hat eine hohe statische Festigkeit und ermöglicht eine gute Wärmeabfuhr in die Fügeteile, die höchste Festigkeit erreicht eine Klebschicht der Dicke von 0,05 – 0,2 mm
- Klebschichtfestigkeit: Optimale Dicke beachten, Dauerfestigkeit bei 10^7 Lastwechseln beträgt etwa 10 – 20 % der statischen Festigkeit
- Fügeteilfestigkeit: Hohe Festigkeit der Fügeteile verbesserte die statische und zyklische Festigkeit der Klebverbindung durch geringere Verformung der Klebschicht
- Eine hohe Prüffrequenz verbessert die Schwellfestigkeit, weil die Verformung der Klebschicht den schnellen Lastwechseln nicht folgen kann und einen statischen Verformungszustand annimmt

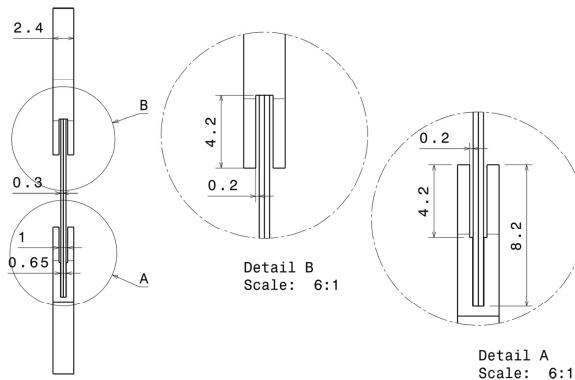


Abb. 10.1: Details zu Adapter und Klebschicht

Für die Auslegung der Klebverbindung werden die nachfolgenden Annahmen getroffen:

- Die maximal zu übertragende Kraft ergibt sich aus der Streckgrenze des Elektroblechs und der Probenquerschnittsfläche
- Die Klebverbindung darf im Wöhlerversuch nicht versagen

- Die Prüfung wird bei Raumtemperatur durchgeführt
- Der Klebstoff verhält sich im ausgehärteten Zustand linear-elastisch mit E-Modul = 5.500 MPa nach [66]
- Die Festigkeit des Klebstoff im ausgehärteten Zustand ist mindestens der Wert der Zugscherfestigkeit $\sigma_{\min} = 27 \text{ MPa}$ und maximal der Wert der Druckscherfestigkeit $\sigma_{\max} = 65 \text{ MPa}$ [66]
- In der Klebschicht liegt eine homogene Schubspannungsverteilung vor, Überlagerung durch Zugspannungen wird durch die Gestaltung der Einspannung ausgeschlossen. Die zur Verfügung stehende Klebschichtfestigkeit liegt damit näher an der Druckscherfestigkeit als an der Zugscherfestigkeit

Die Klebverbindung wird im Experiment auf ihre statische und zyklische Festigkeit überprüft. Tab. 10.1 fasst die Daten für die Auslegung der Klebschicht zusammen.

Tab. 10.1: Daten für die Auslegung und das FE-Modell der Clinchprobe

Größe	Wert
R_e (Elektroblech)	444 MPa
E (Elektroblech)	180.000 MPa
$A_{0,\text{Einzelblech}}$	1,5 mm ²
F_{\max}	666 N
Breite der Klebfläche b	5 mm
Überlappungslänge $l_{\text{ü}}$	4,2 mm
A_{Kleb}	21 mm ²
$\tau_{\min} = \tau_{\text{Zugscherversuch}}$	27 MPa
$\tau_{\max} = \tau_{\text{Druckscherversuch}}$	65 MPa
E (DELOMONOPOX AD298)	5.500 MPa

Die folgenden Schritte zeigen die Herstellung der Clinchproben:

- 2 Bleche im Verbund aus dem Rotorpaket lösen
- Clinchpunkt aus dem Blech erodieren
- Stellen der Klebverbindung leicht anschleifen, reinigen und entfetten
- Einspannadapter erodieren, anschleifen und entfetten
- Klebstoff in die Adapter einfüllen, Clinchpunkte einfügen, Clinchproben im Ofen bei 150 °C 40 min aushärten
- Klebstoffrest entfernen

Zur Überprüfung der Klebverbindung werden 5 Prototypen der Clinchproben in Zugversuchen auf statische Festigkeit überprüft. Die Versuche mit den Proben 1 und 2 zeigen, dass die Clinchverbindung unter Zugbelastung öffnet. Dieses Öffnungsverhalten konnte in der vorhergehenden FE-Rechnung gezeigt werden. Für die Proben 3 - 5 kann der Zugversuch ohne Öffnung der Clinchverbindung durchgeführt werden. Die Proben versagen durch plastische Verformung des Blechs, die Klebverbindung bleibt intakt.

Die zyklische Festigkeit wird mit Wöhlerversuchen überprüft. Um einen Startwert für die Spannungsamplitude zu erhalten, werden Laststeigerungsversuche durchgeführt. Anhand dieser Ergebnisse werden die Wöhlerversuche definiert. Alle geprüften Clinchproben sind am Clinchpunkt gebrochen, bei keiner Probe versagte die Klebverbindung.

ISBN 978-3-7376-0774-2



9 783737 607742 >