

# **Mechanisches Ermüdungsverhalten von Elektroblechen**

Von der Fakultät für Ingenieurwissenschaften  
der Universität Bayreuth  
zur Erlangung der Würde  
**Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)**  
genehmigte Dissertation

von  
M. Eng. Albin Gottwalt-Baruth  
aus  
Gräfelfing

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Uwe Glatzel  
Prof. Dr.-Ing. Ulrich Tetzlaff

Diese Dissertation ist im Rahmen einer kooperativen Promotion mit der  
Technischen Hochschule Ingolstadt entstanden.

Tag der mündlichen Prüfung: 29.11.2023

Lehrstuhl Metallische Werkstoffe

Universität Bayreuth

2023

# Inhaltsverzeichnis

<b>1</b>	<b>Einleitung .....</b>	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>Theoretische Grundlagen und Stand der Forschung.....</b>	<b>3</b>
2.1	Legierungszusammensetzung und Phasenbildung von Elektroblechen .....	3
2.2	Herstellung und Verarbeitung von Elektroblechen .....	5
2.2.1	Walzen und Texturentwicklung .....	5
2.2.2	Formgebung der Endkontur.....	7
2.3	Zyklisches Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe.....	10
2.3.1	Mikrostrukturelle Grundlagen des Verformungsverhaltens.....	10
2.3.2	Wechselverformungsverhalten und Phasen der zyklischen Materialschädigung..	13
2.3.3	Risseinleitung und Rissausbreitung.....	17
2.3.4	Zyklisches Kriechen .....	19
2.3.5	Darstellung experimenteller Lebensdauerdaten .....	21
2.4	Einflüsse auf das Ermüdungsverhalten von Elektroblechlegierungen .....	22
2.4.1	Einfluss der Scherschneideparameter.....	22
2.4.2	Einfluss der Verformungsgeschwindigkeit und der Temperatur .....	23
2.4.3	Einfluss der Orientierung zur Walzrichtung .....	26
2.4.4	Einfluss des Spannungsverhältnisses .....	27
2.4.5	Einfluss von Kerben .....	28
2.4.6	Einfluss der Korngröße .....	29
2.4.7	Einflüsse einer Wärmebehandlung auf verformte Elektrobleche.....	29
<b>3</b>	<b>Experimentelle Methoden.....</b>	<b>31</b>
3.1	Versuchsplan .....	31
3.2	Methodenübersicht .....	33
3.3	Prüfaufbau .....	35
<b>4</b>	<b>Ergebnisse .....</b>	<b>36</b>
4.1	Eigenschaftsübersicht der verwendeten Blechgüten .....	36
4.2	Auswirkungen der Prüfungsbedingungen .....	40
4.2.1	Belastungsamplitude .....	40
4.2.2	Verformungsgeschwindigkeit .....	42
4.2.3	Temperatur .....	44
4.3	Einfluss der konturgebenden Herstellungsmethode .....	47
4.4	Auswirkungen der Scherschneideparameter .....	49

4.5	Wärmebehandlung nach dem Scherschneiden .....	53
4.6	Einfluss des Eigenspannungszustands anhand Laserstrahlschneiden .....	56
4.7	Auswirkungen von Kerben.....	57
4.8	Mittelspannungseinfluss .....	60
4.9	Richtungsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften.....	62
4.10	Einfluss der Blechgüte.....	65
4.11	Einfluss der Korngröße.....	66
4.12	Mechanistische Beschreibung des Ermüdungsverhaltens .....	68
4.12.1	Mikrostrukturelle Verformung .....	69
4.12.2	Rissinitiierung .....	71
4.12.3	Rissausbreitung .....	75
4.12.4	Charakteristiken der Bruchfläche von zyklisch beanspruchten Elektroblechen ...	76
4.12.5	Anwendung der Seeger-Theorie.....	80
<b>5</b>	<b>Diskussion der Ergebnisse .....</b>	<b>81</b>
5.1	Wechselverformungsverhalten .....	81
5.1.1	Spannungskontrollierte Schwingversuche .....	81
5.1.2	Dehnungskontrollierte Schwingversuche.....	84
5.2	Versagensmechanismen bei polierten Schwingproben .....	88
5.3	Ermüdungsverhalten von schergeschnittenen Elektroblechen .....	90
5.4	Verbesserungspotenziale von schergeschnittenen Elektroblechen .....	92
<b>6</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick .....</b>	<b>97</b>
<b>7</b>	<b>Summary and Prospect.....</b>	<b>99</b>
	<b>Literaturverzeichnis.....</b>	<b>101</b>
	<b>Abkürzungsverzeichnis.....</b>	<b>119</b>
	<b>Publikationsliste .....</b>	<b>121</b>
	<b>Lebenslauf.....</b>	<b>122</b>
	<b>Danksagung.....</b>	<b>123</b>

## 1 Einleitung

Die Erreichung der klimapolitischen Ziele im Zuge der Energiewende erfordert den Einsatz von emissionsfreien Antriebstechnologien für eine nachhaltige und umweltfreundliche Mobilität. Als Energiewandler sind Elektromotoren ein zentraler Bestandteil sowohl eines jeden batterieelektrischen Antriebsstrangs als auch eines seriellen Hybridantriebs auf Basis von Brennstoffzellen. Neben dem Einsatz in der Individualmobilität sind Elektromotoren ebenfalls in zahlreichen Haushaltsgeräten und industriellen Maschinen vorzufinden. In Summe entfallen daher auf Elektromotoren etwa 40% des weltweiten Gesamtstromverbrauchs [1]. Seitens der Forschung und Industrie werden folglich hohe Aufwendungen betrieben, um die Energieeffizienz der elektrischen Antriebe zu verbessern. Bei der Realisierung innerhalb des Anwendungsfelds der Elektromobilität kommen aufgrund von vielschichtigen Anforderungen hinsichtlich Bauraum, Gewicht, Kosten und Leistungsdichte mehrere Technologien zum Einsatz. Dabei sind die in Abbildung 1b zu sehenden permanent erregten Synchronmotoren (PSM) mit eingebetteten Dauermagneten im Inneren der Rotoren am weitverbreitetsten [2,3].

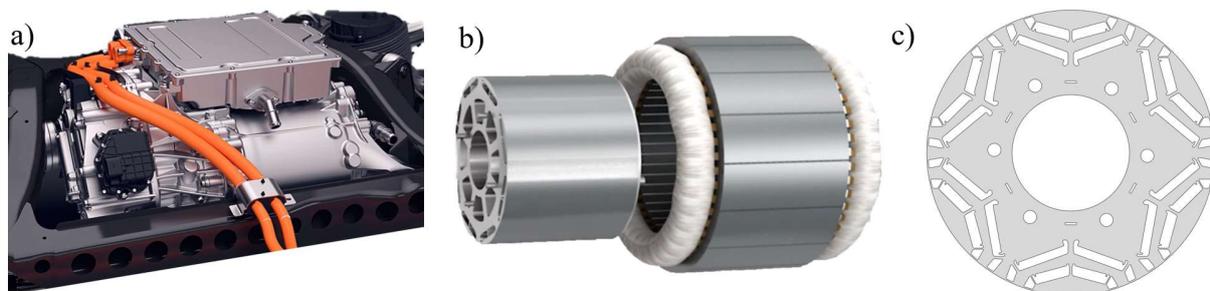


Abbildung 1: a) Elektrische Antriebseinheit mit Peripherie, b) Rotor- und Statorpakete eines permanent erregten Synchronmotors, c) Geometrie einer Rotorlamelle aus Elektroblech [4].

Der volumen- und gewichtsmäßig größte Bestandteil von Elektromotoren stellt das lamellenweise gestapelte und voneinander isolierte Kernmaterial dar, welches den magnetischen Fluss in den Elektromotoren führt [5]. Hierfür kommen in der Regel nicht-kornorientierte Elektrobleche aus Eisen-Silicium-Legierungen zum Einsatz. Deren weichmagnetische Eigenschaften beeinflussen maßgeblich die Effizienz und Leistung des Antriebs. Im Gegensatz zu anderen Stählen liegt der Fokus bei der Entwicklung von Elektroblechlegierungen daher nicht auf den mechanischen, sondern auf den magnetischen Eigenschaften. Im industriellen Einsatz werden Elektromotoren häufig stationär und kontinuierlich beziehungsweise mit Maximaldrehzahlen von 3000 bis 8000 Umdrehungen pro Minute betrieben, wodurch die mechanischen Beanspruchungen als vergleichsweise unkritisch angesehen werden. Im Bereich der Elektromobilität gilt hingegen ein verschärftes Anforderungsprofil bedingt durch höhere Drehzahlen von 15.000 bis 20.000 Umdrehungen pro Minute. Die dabei im Rotor auftretenden Spannungen verhalten sich aufgrund der wirkenden Zentrifugalkräfte proportional zu dem Quadrat der Umdrehungszahl. Neben der bisher im Fokus stehenden Optimierung der magnetischen Eigenschaften ist für Anwendungsfälle mit hohen Drehzahlen daher der Bedarf nach mechanischer Festigkeit gestiegen [6]. Zudem wirken die rotatorischen Beschleunigungsvorgänge und Drehzahlwechsel als ein zeitlich variierendes Lastprofil. Diese periodische Beanspruchung erfordert ein intensiviertes Verständnis über die zyklischen Materialeigenschaften und das Schwingfestigkeitsverhalten der Elektrobleche [7].

Um dem magnetischen Anforderungsprofil einer PSM zu entsprechen, sind komplexe und filigrane Rotorgeometrien zielführend, siehe Abbildung 1c. Zwischen den in den nutenförmigen Aussparungen eingebetteten Permanentmagneten sorgen schmale Stege für die Stabilität der Bleche sowie für eine thermische und strukturelle Widerstandsfähigkeit. Aus Sicht der Rotorfestigkeit wären möglichst breite Stege wünschenswert, allerdings erzeugt jeder Steg einen magnetischen Kurzschluss über die Permanentmagnete, wodurch der Streufluss zunimmt und der Wirkungsgrad des Motors negativ beeinflusst wird [8]. Aus Sicht des magnetischen Designs werden daher möglichst dünne Stege bevorzugt, die allerdings in dem Bereich der Radien wegen lokaler Spannungskonzentrationen besonders hochbeanspruchte Materialzonen darstellen. Demzufolge bestehen potenziell widersprüchliche Anforderungen zwischen den mechanischen und magnetischen Eigenschaften des Rotors [9]. Bei der Entwicklung eines PSM-Motors muss letztlich ein Kompromiss gefunden werden, weshalb ein umfängliches Verständnis über den Einfluss von relevanten Materialcharakteristiken sowie herstellungsbedingten Auswirkungen auf die Rotoren-Auslegung erforderlich ist.

Die Fertigung der Blech-Coils erfolgt in mehreren Stufen über Warm- und Kaltwalzschritte sowie Zwischenglühungen. Im Anschluss werden die Elektroblech-Lamellen über ein Trennverfahren aus der Blechplatte entnommen und zu Paketen gestapelt. Aus diesem Trennvorgang resultieren verfahrensspezifische Kanteneigenschaften. Die Kanten sind bei der für Großserien üblichen Herstellung mittels Scherschneiden mikrostrukturell stark geschädigt und daher in Relation zu den vorherigen Verarbeitungsschritten für einen Großteil der Eigenschaftsverschlechterung verantwortlich [10]. Zudem beginnt bei einer nachfolgenden zyklischen Beanspruchung das Ermüdungsversagen meist an der verarbeiteten Blechkante, weshalb dieser eine besondere Bedeutung zukommt. Die erzielte Lebensdauer bis zu dem Versagen der Komponente beziehungsweise der einzelnen Elektroblechlamellen hängt von zahlreichen Einflussgrößen ab. Dazu zählen insbesondere die Oberflächentopographie, die Kaltverfestigungsintensität und der Eigenspannungszustand [11].

Die übergreifende Zielsetzung dieser Arbeit basiert auf der experimentellen Untersuchung von Einflussgrößen auf die mechanischen Eigenschaften der Elektrobleche sowie den Übertrag auf das Ermüdungsverhalten und die Quantifizierung der Schwingfestigkeit. Dazu erfolgen mikrostrukturelle Analysen sowie Ermüdungsexperimente unter der Variation der Betriebsbedingungen (z. B. Temperatur und Dehnrage), den Bearbeitungszuständen (z. B. Erodieren und Scherschneiden) und den Materialeigenschaften (z. B. Korngröße und Textur). Zusätzlich werden die jeweiligen Ermüdungseigenschaften sowie die dominierenden Versagensmechanismen charakterisiert. Neben der Untersuchung von den grundlegenden wissenschaftlichen Zusammenhängen liegt in Anbetracht der Großserienfertigung ein weiterer Schwerpunkt auf dem Vergleich von unterschiedlichen Scherschneideparametern. Zusätzlich werden Möglichkeiten aufgezeigt, wie jene durch den konturgebenden Herstellungsschritt induzierte Materialschädigungen reduziert werden können. Eine an das Scherschneiden anschließende Wärmebehandlung bewirkt eine Verbesserung der Schwingfestigkeit und stellt insbesondere als nachgelagerter Glühvorgang von einer feinkörnigen Blechgüte eine hervorzuhebende Prozessroute mit Optimierungspotenzial für künftige Elektromotoren heraus.

## 2 Theoretische Grundlagen und Stand der Forschung

Dieses Kapitel vermittelt die Grundlagen über die Zusammensetzung und Herstellung von Elektroblechen sowie über deren Ermüdungsverhalten und den zugehörigen Einflussgrößen.

### 2.1 Legierungszusammensetzung und Phasenbildung von Elektroblechen

Als Kernmaterial von Elektromotoren werden aufgrund ihrer weichmagnetischen Eigenschaften gestapelte Elektrobleche aus Eisen-Silicium-Legierungen eingesetzt. Die Zugabe des Hauptlegierungselements Silicium bewirkt die Erhöhung des spezifischen elektrischen Widerstands, wodurch die Ummagnetisierungsverluste abnehmen [12,13]. Im  $\alpha$ -Eisen bildet Silicium bevorzugt Substitutionsmischkristalle als Folge der ähnlichen Elektronegativität sowie des geringen Atomgrößenunterschieds mit Atomradien von 0,126 nm bei Eisen im Vergleich zu 0,132 nm bei Silicium [14]. Das zugehörige Fe-Si-Phasendiagramm zeigt aber auch komplexe Phasen und wird in Teilbereichen widersprüchlich diskutiert [15-20]. Abbildung 2a zeigt das vielfach akzeptierte Phasendiagramm nach Kubaschewski [16].

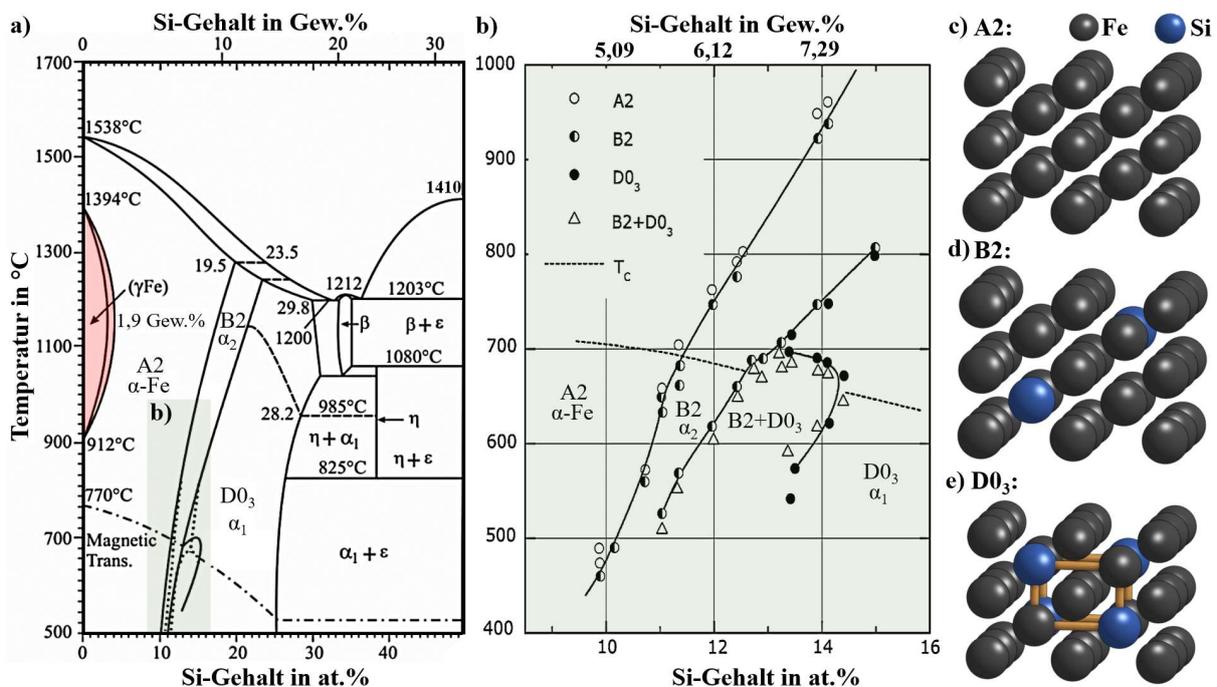


Abbildung 2: a) Fe-Si Phasendiagramm nach Kubaschewski [16,21] mit b) Vergrößerung der eisenreichen Seite [22] und c)-e) möglichen Gitterstrukturen des Eisengitters mit Silicium.

Silicium wirkt als  $\alpha$ -Stabilisator, wodurch ab etwa 1,9 Gew.-% keine allotrope Umwandlung mehr stattfindet, siehe rot markierter Bereich. Abbildung 2b zeigt eine Vergrößerung der eisenreichen Seite mit Si-Anteilen zwischen 4,3 Gew.-% und 8,4 Gew.-%. Die Reaktionen zweiter Ordnung werden häufig durch schraffierte Linien dargestellt, weil sie keine abrupten Umwandlungsvorgänge beschreiben, sondern Temperaturen, bei denen die Abnahmerate des Ordnungsgrades mit zunehmender Temperatur ein Maximum darstellt [16]. Durch die Zugabe von Si in  $\alpha$ -Fe wird die Bildung von geordneten Strukturen des Typs B2 ( $\text{FeSi}$ ) und des Typs  $D0_3$  ( $\text{Fe}_3\text{Si}$ ) begünstigt. Einige Quellen verwenden anstelle von B2 die Bezeichnung  $\alpha_2$ , um zu betonen, dass es sich bei der B2-Phase um eine unvollständige  $D0_3$ -Phase ( $\alpha_1$ ) handelt und diese ein kubisch-raumzentriertes Kristallsystem aufweist. Anstelle von  $\alpha$ ,  $\alpha_2$  und  $\alpha_1$  wird in

dieser Arbeit die Nomenklatur A2, B2 und  $DO_3$  verwendet, da diese Definitionen häufiger verwendet werden. Während A2 (Abbildung 2c) ungeordnet vorliegt und Si-Atome jeden Gitterplatz einnehmen können, sind sowohl B2 (Abbildung 2d) als auch  $DO_3$  (Abbildung 2e) Strukturen mit Fernordnung [23]. Insbesondere  $DO_3$  ist eine versprödet wirkende Phase, bedingt durch die Reduzierung der Versetzungsbeweglichkeit [24]. Die Löslichkeit von Si in A2 ( $\alpha$ -Fe) bei 500°C beträgt maximal 5,4 Gew.-%. Bei höheren Temperaturen ist der Phasenbereich von A2 größer, weil die thermische Anregung der Atome und die Entropieerhöhung einer geordneten Atomverteilung entgegenwirken [25].

Generell bewirkt die Bildung von Fe-Si Substitutionsmischkristallen gesteigerte Härte- und Festigkeitskennwerte sowie eine Abnahme des E-Moduls mit zunehmendem Si-Gehalt [12,26-28]. Weiterhin wird gegenüber reinem Eisen durch die Zugabe von Si-Anteilen bis 4,5 Gew.-% die Schwingfestigkeit erhöht [29]. Dies liegt an der zunehmenden Behinderung der Quergleitfähigkeit von Versetzungen und dem Anstieg der Streckgrenze durch höhere athermische Reibspannungen sowie auftretende Nahordnungseffekte [30,31]. Bei konventionell durch Walzen hergestellten Elektroblechen wird der Si-Gehalt auf maximal 3,5 Gew.-% limitiert, wegen einer Verschlechterung der Kaltumformbarkeit beim Walzen. Die Bruchdehnung im Zugversuch beträgt bei reinen Eisen-Silicium-Legierungen mit ungefähr 3 Gew.-% Si noch etwa 20%, während bei reinem  $\alpha$ -Fe bis zu 80% erreicht werden können [32].

Neben Silicium als Hauptlegierungselement wird bei Elektroblechen zusätzlich Aluminium und Mangan zulegiert. Das Fe-Al Phasensystem besitzt auf der eisenreichen Seite große Ähnlichkeit zu dem Fe-Si System. Durch die Al-Zugabe bilden sich ebenfalls Ordnungsstrukturen des Typs B2 (FeAl) und  $DO_3$  ( $Fe_3Al$ ) [33,34]. Im Mischkristall gelöstes Al verbessert die magnetischen Eigenschaften und bewirkt eine im Vergleich zu Si reduzierte Versprödungsneigung [35,36]. Letztlich wird bei Elektroblechen die Summe des Legierungsgehalts von Si und Al häufig auf maximal 4,5 Gew.-% begrenzt, weil sonst die Kaltumformbarkeit während des Walzvorgangs zu sehr limitiert wird [37-39]. Mangan wirkt ebenfalls mischkristallverfestigend und reduziert die magnetischen Verluste durch die Erhöhung des spezifischen elektrischen Widerstands [40]. Neben der Wirkung im Mischkristall stehen Al und Mn vor allem im Zusammenhang mit der Bildung von nichtmetallischen Einschlüssen. Diese können in Kombination mit Si als Folge der Austauschbarkeit von Al- und Si-Atomen im Eisengitter auftreten. Die (Al,Si)-Nitride sowie (Al,Si,Mn)-Nitride entsprechen dem Großteil der vorhandenen Ausscheidungen [41].

Weiterhin kann bei den Ausscheidungen eine Einteilung vorgenommen werden in primäre Einschlüsse, die sich während der Raffination bilden und sekundäre Einschlüsse, die während der Erstarrung aus der Primärphase entstehen [42]. Die Größe der primären Einschlüsse beträgt typischerweise über 1  $\mu\text{m}$ , während die sekundären Ausscheidungen im Nanometer-Bereich liegen. Die sekundären Einschlüsse resultieren bei Elektroblech in erster Linie aus Restmengen von Kohlenstoff, Sauerstoff, Phosphor, Schwefel und Stickstoff, da diese eine abnehmende Löslichkeit im Eisengitter bei sinkender Temperatur aufweisen [43-45]. Nicht gelöster Kohlenstoff kann zu der Bildung von Karbiden und nicht gelöster Stickstoff zu der Bildung von nadelförmigen Eisennitriden neigen. Diese Karbide und Nitride sind meist unmagnetisch und behindern die Bewegung von Domänenwänden im Falle einer externen Magnetisierung mit

einem Wechselfeld [46]. Außerdem können Einschlüsse für eine Versprödung während der Verformung bei erhöhter Temperatur sorgen. Deshalb wird durch Al vorhandener Stickstoff zu Aluminiumnitrid (AlN) und vorhandener Rest-Sauerstoff zu  $\text{Al}_2\text{O}_3$  abgebunden [43].

Eine Unterscheidung in positiv oder negativ wirkende Ausscheidungen hängt nicht nur von der Art der Ausscheidung ab, sondern zudem von deren Größe und dem jeweiligen Prozessschritt. Besonders ungünstig für das Endprodukt sind sekundäre, nicht-metallische Ausscheidungen mit Partikelgrößen im Bereich von etwa 30 nm bis etwa 400 nm, weil diese die magnetischen Eigenschaften durch eine gehemmte Bewegung der Blochwände verschlechtern [42,47-49]. Im Gegensatz dazu haben Ausscheidungen mit Partikelgrößen von weniger als 30 nm keinen signifikanten Effekt bei externer Magnetisierung [48]. Vergleichsweise große Partikel ( $> 10 \mu\text{m}$ ) wirken im gewalzten Endprodukt nachteilig, weil sie bevorzugte Ausgangspunkte für die Initiierung von Ermüdungsrissen darstellen können [50]. Positive Effekte hingegen hängen zusammen mit der Kontrolle des Kornwachstums und der beabsichtigten Justage der Gefügetextur. Hierfür werden vor allem Aluminiumnitride (AlN) eingesetzt, weil sie eine Temperaturbeständigkeit von etwa  $1380^\circ\text{C}$  aufweisen [46,51].

Weiterhin können ebenfalls Mangansulfide (MnS) für eine gezielte Texturentwicklung verwendet werden [52]. Dabei nimmt die Korngröße mit einem steigenden Mn-Gehalt ab, weil die Wachstumsrate der Körner verlangsamt wird [40]. Gleichzeitig wird durch MnS der vorhandene und unerwünschte Schwefel gebunden [44]. Der Mn-Gehalt wird bei Elektroblechen häufig auf 0,2 Gew.-% begrenzt, weil dadurch die MnS feiner vorliegen und folglich die Duktilität höher ausfällt im Vergleich zu höheren Mn-Gehalten [6].

Die Zugabe von Aluminium und Mangan erfüllt somit mehrere Funktionen innerhalb des Legierungskonzepts und im Wechselspiel mit den Begleitelementen. Generell wird trotzdem bei Elektroblechen darauf abgezielt, den Gehalt an Verunreinigungen zu minimieren. Eine vollständige Reduktion ist technisch schwer realisierbar und teilweise nicht zielführend, da die sekundären und eigentlich ungewollten Ausscheidungen in kontrollierten Mengenteilen und Partikelgrößen zu Eigenschaftsverbesserungen führen können [53].

## **2.2 Herstellung und Verarbeitung von Elektroblechen**

Die Herstellung von Rotor- und Statorlamellen aus Elektroblechen gliedert sich im Anschluss an die Primär- und Sekundärmetallurgie der Brammen in folgende Schritte: Warmwalzen, Warmbandglühen, Kaltwalzen mit Zwischenglühen, Schlussglühen, Isolationsauftrag, Coilwicklung und letztlich dem Zuschnitt auf die Endkontur. [13,54,55]

### **2.2.1 Walzen und Texturentwicklung**

Die Parameter der Walz- und Glühschritte definieren maßgeblich die Eigenschaften der Elektrobleche und sind Untersuchungsgegenstand zahlreicher Veröffentlichungen [56-58]. Neben den primären Walzparametern, wie z. B. Warmbanddicke, Kaltwalzreduktion, Walzgeschwindigkeit und Temperatur, beeinflusst zudem die Stahlzusammensetzung das Kornwachstum und die Texturentwicklung während der Umformung beziehungsweise während der Wärmebehandlung. Für die Texturentwicklung werden die Körner sowohl durch

eine starke plastische Verformung (Verformungstextur) als auch durch die Keimbildung und das Keimwachstum bei den Glühschritten (Wachstumstextur) kristallografisch gerichtet [59].

Im Vergleich zu richtungsunabhängigen Materialeigenschaften, können Kornorientierungen mit überdurchschnittlichen Volumenanteilen bei  $\alpha$ -Fe ein makroskopisch anisotropes Verhalten bewirken. Dies liegt in der kubisch-raumzentrierten Einheitszelle und deren richtungsabhängigen Eigenschaften begründet, siehe Abbildung 3a. Das Minimum des E-Moduls beträgt entlang der  $\langle 100 \rangle$ -Würfelmkanten etwa 130 GPa und das Maximum entlang der  $\langle 111 \rangle$ -Raumdiagonalen 275 GPa. Daraus resultiert ein Anisotropiefaktor von 2,1. [13,59-61]

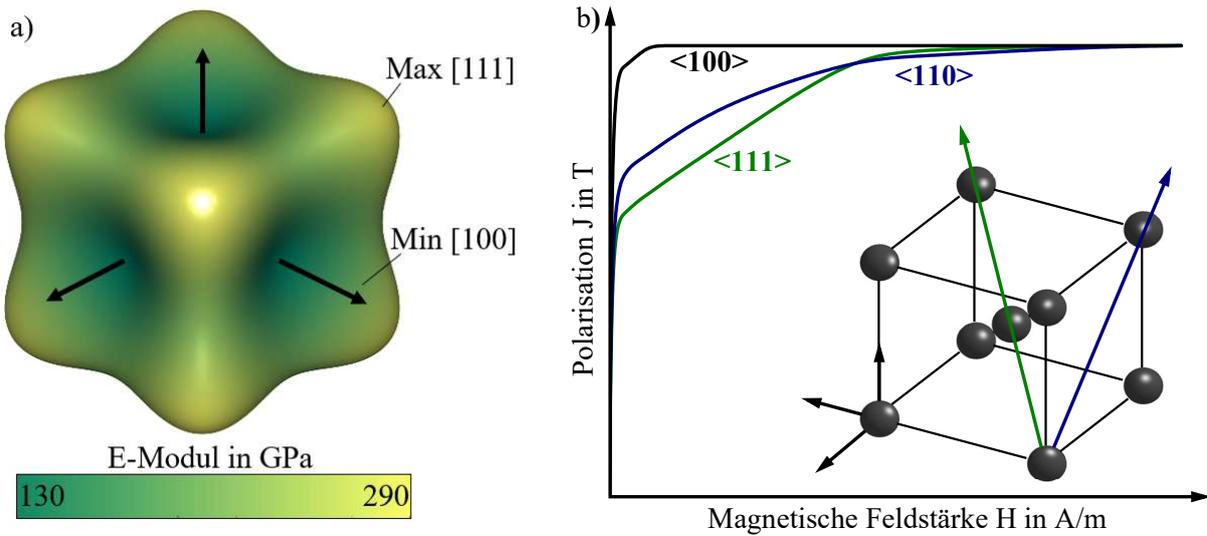


Abbildung 3: Anisotrope Materialeigenschaften der kubisch-raumzentrierten Einheitszelle. a) richtungsabhängiger Elastizitätsmodul b) richtungsabhängige Polarisation, nach [62].

Bei der Magnetisierbarkeit von  $\alpha$ -Fe besteht ebenfalls eine Orientierungsabhängigkeit, siehe Abbildung 3b. Dabei sind die  $\langle 001 \rangle$ -Richtungen die am leichtesten zu magnetisierenden Richtungen, während für eine Polarisation entlang der Flächen- und Raumdiagonalen höhere Feldstärken notwendig sind [13]. Abbildung 4 zeigt typische Texturfasern für Elektrobleche.

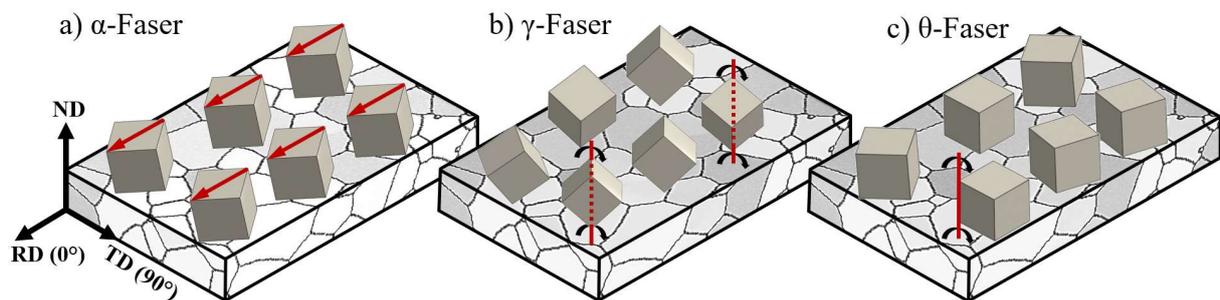


Abbildung 4: Häufig vorkommende Texturanteile bei konventionell gewalzten Elektroblechen. a)  $\alpha$ -Faser mit Flächendiagonalen parallel zu der Walzrichtung (RD), b)  $\gamma$ -Faser mit Würfeldiagonalen senkrecht zu der Walzrichtung, c)  $\theta$ -Faser mit Würfelflächen in Walzebene.

Bei der Zielanwendung von Elektroblechen für rotierende Maschinen (z. B. Elektromotoren im Automobilbereich) sollen die leicht zu magnetisierenden Würfelkanten idealerweise regellos verteilt vorliegen, um isotrope Materialeigenschaften in der Blechebene zu erhalten. Magnetisch günstig ist demnach eine  $\theta$ -Faser, bei der die  $\langle 001 \rangle$ -Richtungen parallel zu der

Blechebene vorliegen und zusätzlich die Würfelflächen zufällig um die Hochachse (engl. normal direction, ND) rotiert sind, siehe Abbildung 4c. Die Texturen lassen sich allerdings nicht beliebig einstellen, sondern werden von den thermischen und thermomechanischen Verarbeitungsschritten beeinflusst. Während des Kaltwalzens drehen sich die Kristallgitter in eine dafür möglichst günstige Orientierung, weil die plastische Verformung auf kristallografisch bevorzugten Gleitsystemen stattfindet. Selbst bei anfänglich zufälliger Kornorientierung liegt das Material nach der Verformung stark texturiert vor. Hierbei sind vorzugsweise die Würfeldiagonalen parallel zu der Walzrichtung (engl. rolling direction, RD) sowie die Würfebenen parallel zu der Walzoberfläche ausgerichtet, siehe Abbildung 4a [63-65]. Dies äußert sich in der typischen Kaltbandtextur, welche aus primär aus  $\alpha$ - und  $\gamma$ -Faseranteilen besteht. Bei der  $\gamma$ -Faser liegt die höchste Anzahl an leichten Magnetisierungsachsen regellos in der Blechebene vor. Bislang existiert allerdings kein industrielles Verfahren, welches diese isotropen Würfelftextur in hohen Volumenanteilen herstellen kann. Stattdessen bleibt die Walztextur auch bei Variation der Walzparameter und einer intensiven Schlussglühung in Teilen vorhanden [63]. Folglich ist selbst bei den nicht-kornorientierten Elektroblechen ein richtungsabhängiges Verhalten zu erwarten [65-67].

Durch eine an den Walzvorgang anschließende Wärmebehandlung wird neben der Textur vor allem die Korngröße eingestellt [56]. Dabei erfolgt je nach Anforderungsprofil teilweise keine vollständige Normalisierung [27]. Unabhängig von dem Schlussglühzustand liegen typische Elektroblechdicken im Automobilbereich zwischen 0,2 mm und 0,35 mm. Eine weitere Reduzierung erschwert die Verarbeitung und eine Verbesserung der Wirbelstromverluste wird durch die zunehmenden Verarbeitungsspannungen in Teilen neutralisiert [68].

### **2.2.2 Formgebung der Endkontur**

Für die finale Konturherstellung der Rotor- und Statorlamellen aus den gewalzten Elektroblech-Coils können mehrere Verfahren eingesetzt werden. Bei der Fertigung von Prototypen und Kleinserien werden die Verfahren Erodieren (engl. Electro-Discharge-Machining, EDM) und Laserstrahlschmelzschnitten (engl. Laserbeam-Cutting, LBC) bevorzugt, weil hierbei keine kostenintensiven Stanzwerkzeuge notwendig sind. Außerdem erzielen beide Verfahren eine hohe geometrische Genauigkeit und die Schädigung der Blechkanten ist geringer im Vergleich zum Scherschneiden. Allerdings ist die Prozessgeschwindigkeit deutlich langsamer, weshalb die Verfahren LBC und EDM bei hohen Stückzahlen unwirtschaftlich sind. [13]

#### **Konturherstellung durch Laserstrahlschmelzschnitten**

Das LBC ist ein thermo-mechanischer Prozess, bei dem ein monochromatisches Laserlicht gebündelt auf das Werkstück fokussiert wird, wodurch dieses lokal bis über den Schmelzpunkt aufheizt [69]. Das dabei aufgeschmolzene Material wird über einen inerten Schutzgasstrom (meist Stickstoff) aus der Schnittfuge ausgeblasen und die Kanten bleiben folglich nahezu oxidfrei. Durch die während des Aufschmelzens auftretenden Temperaturen können mikrostrukturelle Veränderungen mit thermisch induzierten Eigenspannungen die Folge sein. Weiterhin ist das Auftreten von geometrischen Verformungen durch den Schutzgasstrom oder durch die Bildung von Schmelztropfen möglich. Dadurch kann die Oberflächenrauheit ansteigen, insbesondere mit zunehmender Blechdicke [70]. Da Laserstrahlschneiden ein

gängiges Verfahren für Kleinserien bei Elektroblechen darstellt, beschäftigen sich zahlreiche Studien mit der Optimierung von Prozessparametern, um die Verarbeitungseffekte zu minimieren [71-75]. Vor allem thermische Eigenspannungen als Folge der schnellen Abkühlung wirken nachteilig. Diese können durch eine nachfolgende Wärmebehandlung größtenteils beseitigt werden [76,77].

### **Konturherstellung durch Erodieren**

Bei EDM wird eine Drahtelektrode durch das Werkstück geführt und der Materialabtrag erfolgt elektrothermisch über hochfrequente Gleichstromimpulse [21]. Obwohl durch die elektrischen Entladungen das Material aufgeschmolzen und verdampft wird, ist die Wärmeeinflusszone kleiner als beim Laserstrahlschmelzschnitten, weil die Wärme durch das flüssige Dielektrikum schneller abgeführt wird [78]. Die Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften können unterschiedlich ausfallen. Teilweise wird eine Entfestigung gegenüber dem Grundmaterial beobachtet, welche aus den Einlagerungen von Cu- und Zn-Atomen des Drahtmaterials resultiert [73]. Teilweise kann eine geringfügige Verfestigung auftreten, was auf einen Überalterungseffekt durch die hohen Temperaturen zurückgeführt wird [74]. Erodieren gilt bei Elektroblechen als jenes Fertigungsverfahren, welches die magnetischen Eigenschaften am wenigsten beeinflusst und wird deshalb häufig als Referenzverfahren angesehen.

### **Konturherstellung durch Scherschneiden**

Bei hohen Stückzahlen ist das einhubige Scherschneiden verbreitet, weil es aufgrund der geringen Prozesszeit für Großserien am betriebswirtschaftlichsten ist. Definitionsgemäß wird hierbei ein Werkstück durch zwei sich aneinander vorbeibewegende Schneiden (Stempel und Matrize) zerteilt, siehe Abbildung 5. Zusätzlich wird ein Niederhalter eingesetzt, um das Aufbiegen des Blechwerkstoffs zu reduzieren. Der Durchbruch in den Schneidplatten ist mit einem Freiwinkel ausgeführt, damit das Schnittteil nicht verklemmt. Jene Bezeichnungen, die das Werkzeug betreffen, sind von der Stammsilbe "Schneid-" abgeleitet (z. B. Schneidkante), während bauteilseitige Begriffe mit "Schnitt-" starten (z. B. Schnittfläche). [79,80]

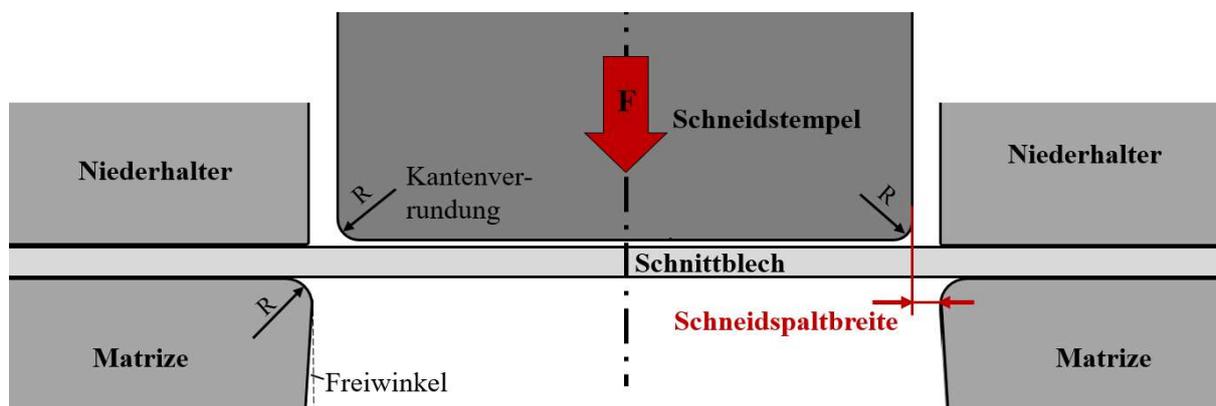


Abbildung 5: Schematische Darstellung des Scherschneidevorgangs, in Anlehnung an [80].

Das einhubige Scherschneiden kann in mehrere Prozessphasen eingeteilt werden. Zunächst wird das Blech durch den aufsetzenden Schneidstempel mit einer vertikal wirkenden Schneidkraft elastisch und anschließend plastisch umgeformt. Durch einen leichten Versatz von Schneidstempel und Matrize (Schneidspaltbreite), entsteht ein Drehmoment, woraus eine

bleibende Biegeverformung in Form des Kanteneinzugs resultiert, siehe Abbildung 6. In der nächsten Phase dringt der Schneidstempel in das Blech ein und das Material wird nach Überschreitung der Schubfließgrenze abgeschert. Dabei bildet sich die nahezu senkrecht verlaufende Glattschnittfläche. Im verbleibenden Restquerschnitt steigen die Schubspannungen wegen der eintretenden Kaltverfestigung weiter an, bis die werkstoffspezifische Schubbruchgrenze erreicht wird und somit das Formänderungsvermögen erschöpft ist. Dabei bilden sich ausgehend von der Schneidkante der Matrize sowie der Schneidkante des Stempels Anrisse, welche in die Dickenrichtung des Blechs wachsen, bis die vollständige Trennung als ein Restbruch erfolgt. In dieser Phase formt sich die Schnittkante entlang der Geometrie der Schneidkantenverrundungen, wodurch ein Schnittgrat entstehen kann. Bei schergeschnittenen Elektroblechen ist die Schnittgrathöhe eine wichtige Kenngröße, weil hohe Schnittgrate bei der späteren Paketierung zu Stator- und Rotorlamellen für elektrische Kurzschlüsse sorgen können und dadurch die Wirbelstromverluste des Elektromotors ansteigen. Weiterhin wird der Stapelfaktor und dadurch das Volumen an weichmagnetischem Material beeinflusst. [81-83]

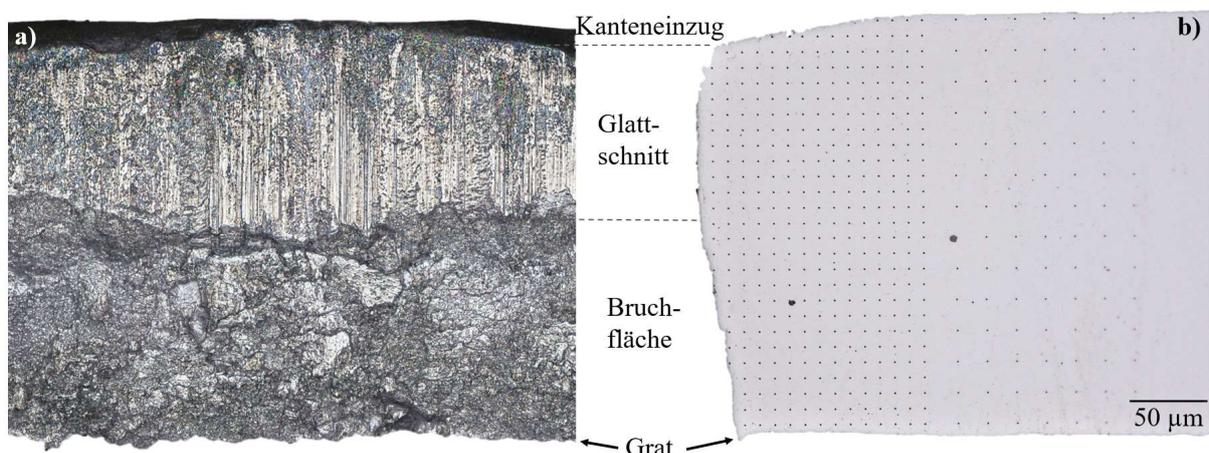


Abbildung 6: Verschiedene Zonen der Kante eines schergeschnittenen Elektroblechs als a) Frontalansicht sowie b) im Querschnitt (mit Prüfeindrücken von Nanoindentierungen).

Obwohl beim Scherschneiden im Gegensatz zu den Verfahren Laserstrahlschneiden und Erodieren keine thermischen Beeinflussungen durch rasches Aufschmelzen und Abkühlen oder durch Temperaturgradienten auftreten, wird es als eines der schädlichsten Fertigungsverfahren angesehen. Dies resultiert aus der intensiven oberflächlichen sowie mikrostrukturellen Materialschädigung. Im Bereich der Schnittkante werden Eigenspannungen induziert und die Härte steigt lokal an als Folge der stattfindenden Kaltverfestigung. Außerdem entsteht eine hohe Rauheit an den Schnittflächen durch die Deformation der Oberfläche und die Bildung von Mikrokerben, insbesondere im Bereich der Bruchfläche. Je nach Blechwerkstoff ist die Empfindlichkeit für das Scherschneiden allerdings unterschiedlich stark ausgeprägt. Zum Beispiel liegt bei der Legierung DC04 die ertragbare Spannungsamplitude lediglich 2% bis 3% niedriger als bei einer polierten Referenzprobe [84]. Im Gegensatz dazu reagieren höherfeste Stähle sensitiver auf Kantendefekte und zeigen eine stärkere Abnahme der ertragbaren Spannungsamplitude, zum Beispiel um bis zu 50% bei dem Komplexphasenstahl CP1000 [85,86]. Auch Elektrobleche zählen zu den Werkstoffen, die relativ sensitiv auf die eingebrachte Schädigung reagieren, wobei die Reduzierung der Dauerfestigkeit je nach

Blechgüte unterschiedlich ausfällt. Im Vergleich zu einer polierten Referenzkante wird von Abnahmen zwischen 10% bis 30% berichtet [87-89].

Neben der Schwingfestigkeit werden zudem die magnetischen Eigenschaften durch das Scherschneiden verschlechtert, denn die entstehenden Gitterdefekte in Form von Versetzungen und Eigenspannungen erschweren die Bewegung von magnetischen Domänenwänden in einem magnetischen Wechselfeld [90,91]. Generell ist die Intensität dieser Verschlechterung von vielen Faktoren abhängig. Neben den mechanischen und metallurgischen Eigenschaften des Blechwerkstoffs (z. B. Zugfestigkeit, Bruchdehnung, Korngröße, Reinheitsgrad) entscheiden vor allem die verwendeten Schneidspaltbreiten und Schneidkantengeometrien über die Qualität der Schnittflächen und damit indirekt sowohl über die mechanischen als auch magnetischen Werkstoffeigenschaften [82,92-94]. Eine Verbesserung des mikrostrukturellen Zustands an den Schnittkanten ist demnach für die Zielanwendung besonders wirkungsvoll.

## **2.3 Zyklisches Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe**

Grundlegend entsteht die Materialermüdung durch eine Akkumulation von irreversibler, mikroplastischer Verformung über wiederholende Belastungszyklen, woraus die Bildung eines Ermüdungsanrisses resultieren kann. Bereits bei makroskopisch reversibler Belastung, ist dadurch ein Materialversagen unterhalb der quasistatischen Streckgrenze möglich. [11,59,95]

### **2.3.1 Mikrostrukturelle Grundlagen des Verformungsverhaltens**

Maßgeblich verantwortlich für das plastische Verformungsverhalten von Metallen mit Kristallgittern sind Versetzungen. Die Bewegung dieser eindimensionalen Störungen innerhalb der Periodizität des Kristallgitters bewirkt mikroplastische Verformungsvorgänge. Für die Versetzungsbewegung ist je nach aktivierbaren Gleitebenen ein Mindestmaß an äußerer Spannung notwendig. Das Überschreiten dieser Fließspannung bewirkt über lokale Schubspannungen das schrittweise Abgleiten von Kristallbereichen. Diese Bewegung der Versetzungen ist der elementare Mechanismus der plastischen Verformbarkeit und die Intensität der Verformung resultiert aus der Anzahl von bewegten Versetzungen. [25,64]

Bei der plastischen Verformung werden Versetzungen häufig als Ringe erzeugt. Ein solcher Versetzungsring mit einem gekrümmten Verlauf der Versetzungslinie besteht aus Stufen- und Schraubenanteilen sowie gemischten Versetzungsanteilen. Die Stufenanteile bewegen sich ohne thermische Aktivierung ausschließlich auf den Gleitebenen, wenn die Ebene ihren Linien- sowie Burgersvektor enthält, während bei erhöhten Temperaturen zudem eine Kletterbewegung eintreten kann. Bei Schraubenanteilen ist der Linienvektor stets parallel zu dem Burgersvektor, wodurch ein Wechsel der Gleitebene in Form von Quergleitvorgängen leichter stattfindet.

Gegenüber dem Zugversuch erfolgt bei zyklischer Last die Versetzungsbewegung periodisch und über eine kürzere Distanz. Dabei treten sowohl Wechselwirkungen untereinander als auch mit Korngrenzen auf. Im letzteren Fall können Versetzungen die Korngrenzen überwinden, sich an den Korngrenzen aufstauen („Pile-up“) oder an den Korngrenzen auslöschen. Weiterhin ist die Wirkung der Korngrenzen als Senken und Quellen für Versetzungen möglich. [96-98]

### Aktive Gleitsysteme von Elektroblechlegierungen

Die Bewegung von Versetzungen durch das Kristallgitter erfolgt mit der niedrigsten Fließspannung auf jenen Gleitebenen, welche durch die Richtung des Burgersvektors und der Versetzungslinie aufgespannt werden und gleichzeitig die dichteste atomare Packung aufweisen [59]. Das kubisch-raumzentrierte (krz) Gitter besitzt mit den  $\langle 111 \rangle$ -Richtungen eine maximal dicht gepackte Richtung, aber keine maximal dicht gepackte Ebene wie etwa die  $\{111\}$ -Ebenen im kubisch-flächenzentrierten (kfz) Gitter. Bei krz-Metallen sind hingegen die  $\{110\}$ -Ebenen die am dichtesten gepackten Ebenen, wobei im Vergleich dazu die  $\{112\}$ - und  $\{123\}$ -Ebenen nur geringfügig schwerer zu aktivieren sind. Alternativ ist das Gleiten als „pencil glide“ in  $\langle 111 \rangle$ -Richtungen ohne definierte kristallografische Gleitebenen möglich. [25]

Obwohl krz-Metalle theoretisch bis zu 48 Gleitsysteme aufweisen können, neigen die 24  $\{123\}\langle 111 \rangle$  Gleitsysteme dazu, bei reinem  $\alpha$ -Fe bei Raumtemperatur nicht aktiviert zu werden [99]. Weiterhin wird durch die Zugabe von Silicium die Gleitung auf  $\{110\}$ -Ebenen verstärkt [100-103]. Dennoch können je nach Orientierung und Temperatur neben den  $\{110\}$ -Ebenen gleichzeitig auch die  $\{112\}$ -Ebenen aktiv sein [22,29,104]. Hingegen ist eine Gleitung auf  $\{123\}$ -Ebenen bei Elektroblechlegierungen bisher nicht bekannt [105]. Die Tendenz zur Gleitung auf  $\{110\}$ -Ebenen wird neben einem zunehmenden Silicium-Gehalt zudem durch hohe Verformungsgeschwindigkeiten und tiefe Betriebstemperaturen verstärkt [106,107].

### Schubspannungsgesetz nach Schmid

Die für die Versetzungsbewegung notwendige kritische Schubspannung  $\tau_{\text{crit}}$  kann je nach Orientierung der Gleitsysteme in Relation zu der Belastungsrichtung unterschiedlich sein. Dieser Zusammenhang zwischen der anliegenden Kraft und der resultierenden Schubspannung wird durch das Schubspannungsgesetz nach Schmid beschrieben [108-110]:

$$\tau = M\sigma = \cos \varphi \cos \lambda \frac{F}{A} \quad (1)$$

Hierbei entspricht  $\lambda$  dem Winkel zwischen der Gleitrichtung und der Zugrichtung sowie  $\varphi$  dem Winkel zwischen der Normalen der Gleitebene und der Zugrichtung. Der Faktor M wird als Schmid-Faktor bezeichnet und kann maximal einen Wert von 0,5 annehmen. Je höher M, desto wahrscheinlicher ist eine Gleitaktivität in der jeweiligen Orientierung. Demnach ist die notwendige Spannung für das Versetzungsgleiten am geringsten, wenn ein Gleitsystem in einem Winkel von  $45^\circ$  zu der Kraftrichtung vorliegt. [25,59,111]

### Theorie nach Seeger

Bei krz-Metallen wird die kritische Schubspannung für plastische Fließvorgänge durch die Überwindung der Peierls-Barriere bestimmt. Diese kann nach Seeger in eine athermische Fließspannungskomponente  $\sigma_{\text{int}}$  sowie einen thermischen Anteil  $\sigma_{\text{eff}}$  aufgeteilt werden [112]:

$$\sigma = \sigma_{\text{int}} + \sigma_{\text{eff}}(\dot{\epsilon}, T) \quad (2)$$

Der athermische Anteil der Fließspannung wird durch die Taylorgleichung beschrieben und hängt nur geringfügig über den Schubmodul G von der Temperatur ab [113]:

$$\sigma_{\text{int}} = \alpha \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{\rho} \quad (3)$$

Weiterhin entspricht  $b$  dem Betrag des Burgersvektors und  $\rho$  der Versetzungsdichte. Der Geometriefaktor  $\alpha$  ist keine Konstante, sondern hängt von der Art der Verformung sowie der Heterogenität der Versetzungsanordnungen ab und ändert sich damit ebenfalls bei zunehmender Verformung [114]. Die Aufteilung der Fließspannung erfolgt in zwei Anteile, weil die mikrostrukturell ablaufenden Mechanismen zu differenzieren sind:

Der athermische Anteil  $\sigma_{int}$  resultiert hauptsächlich aus elastischen Wechselwirkungen zwischen Versetzungen und Hindernissen wie z. B. Korngrenzen sowie anderen Versetzungen. Demnach ist der athermische Anteil gering in einem reinen und unverformten Metall. Mit zunehmender Verfestigung steigt der athermische Anteil, weil eine höhere Versetzungsdichte die Beweglichkeit der gleitfähigen Versetzungen zunehmend einschränkt. [64,115,116]

Der thermische Anteil  $\sigma_{eff}$  der Fließspannung wird vor allem durch die Beweglichkeit der Schraubenversetzungsanteile bestimmt. Während bei kfz-Metallen andere Versetzungen als Hindernisse angesehen werden, ist bei krz-Systemen das Überwinden der Peierls-Barrieren maßgeblich für die Verformung. Folglich kann die notwendige Energie für die Versetzungsbewegung entweder größtenteils thermisch oder bei niedrigen Temperaturen durch gesteigerte mechanische Spannungen aufgebracht werden. [117,118].

Abbildung 7 visualisiert den Verlauf der Fließspannung von reinem  $\alpha$ -Fe in Abhängigkeit der Temperatur und teilt diesen in mechanisches Hoch- und Tieftemperaturverhalten ein.

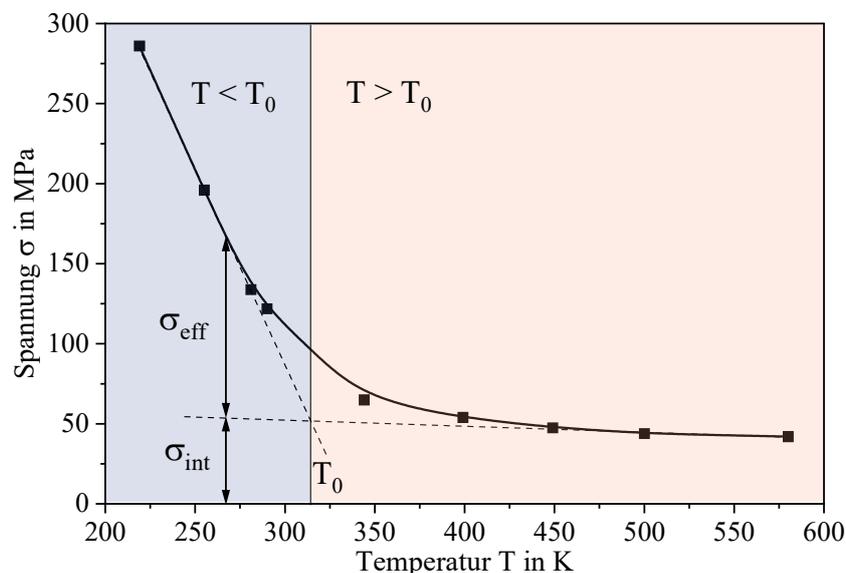


Abbildung 7: Abhängigkeit der Fließspannung sowie der thermischen und athermischen Komponente von der Temperatur, gültig für reines  $\alpha$ -Fe (nach Mughrabi et al. [112,119]).

Metalle mit krz-Gitter weisen eine ausgeprägte Temperatur- und Dehnratenempfindlichkeit der Fließspannung auf. Außerdem neigen sie bei niedrigen Temperaturen zu einem besonders spröden Bruchverhalten [120]. Hierfür ursächlich ist die unterschiedliche Beweglichkeit von Stufen- und Schraubenversetzungsanteilen in Abhängigkeit der Temperatur [121].

Die Übergangstemperatur  $T_0$  definiert die Grenze zwischen dem temperaturabhängigen und dem temperaturunabhängigen Verhalten [95]. Im Hochtemperaturbereich ( $T > T_0$ ) ist  $\sigma_{eff}$  niedrig, weil ausreichend thermische Energie vorhanden ist, um die Peierls-Barriere zu

überwinden. Hier ist die Beweglichkeit von Schraubenversetzungen ähnlich wie die von Stufenversetzungen [119,122]. Unterhalb der Übergangstemperatur im Tieftemperaturbereich ( $T < T_0$ ) ist die thermische Aktivierung zu gering, um die Peierls-Barriere zu überwinden. Deshalb muss eine höhere Spannung aufgebracht werden, um plastische Verformung zu bewirken. Unterhalb von  $T_0$  ist die Beweglichkeit von Schraubenversetzungen geringer als die von Stufenversetzungen. Entsprechend findet die plastische Verformung größtenteils über gleitfähige Stufenanteile statt, während die weniger beweglichen Schraubenversetzungen zu langen und geraden Segmenten gezogen werden. Dies behindert die Versetzungsquellen des Typs Frank-Read und reduziert die Rate der Versetzungsmultiplikation. [115,95,119]

Für krz-Metalle ist ein solcher temperaturabhängiger Übergang charakteristisch und äußert sich durch den Wechsel von einer duktilen zu einer spröden Bruchneigung. Für das Wechselverformungsverhalten ist es somit bedeutend, ob der mechanisches Hoch- oder Tieftemperaturverhalten vorliegt. Die Übergangstemperatur wird unter anderem von der Legierungszusammensetzung beeinflusst. Bereits die technisch üblichen Anteile von wenigen ppm an Kohlenstoff und Stickstoff können  $T_0$  deutlich verschieben. Weiterhin ist  $T_0$  auch von der Verformungsgeschwindigkeit abhängig, weil eine hohe Geschwindigkeit mit einer geringeren Wahrscheinlichkeit für eine thermisch aktivierte Bewegung von Schraubenversetzungen verbunden ist [110]. Bei  $\alpha$ -Fe liegt  $T_0$  im Bereich der Raumtemperatur im Falle von niedrigen Dehnraten ( $< 10^{-5} \text{ 1/s}^{-1}$ ). Mit zunehmender Dehnrade wird  $T_0$  zu höheren Temperaturen verschoben [119,122]. Ermüdungsversuche erfolgen häufig mit Dehnraten von mindestens  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . Somit liegt bei reinen Eisenwerkstoffen  $T_0$  oberhalb der Raumtemperatur und die Verformung findet gemäß dem mechanischen Tieftemperaturverhalten statt. Unterhalb von  $T_0$  wird meist eine spröde Spaltung entlang der  $\{100\}$ -Ebenen beobachtet. [59,95].

Weiterhin steigt  $T_0$  an mit einer zunehmenden Mehrachsigkeit des Spannungszustands, einer Vergrößerung der Gefügebestandteile und im Falle von Elektroblechen auch durch das Zulegieren von Silicium [36,59]. Die Spröd-Duktil-Übergangstemperatur wird bei quasi-statischer Beanspruchung von polykristallinem Eisen mit 2 Gew.-% Silicium im Bereich von  $250^\circ\text{C}$  bis  $350^\circ\text{C}$  [123] und für Einkristalle mit 3,4 Gew.-% Si für  $100^\circ\text{C}$  bis  $130^\circ\text{C}$  beschrieben [124]. Trotzdem ist auch unterhalb von  $T_0$  eine Verformung gemäß des mechanischen Hochtemperaturverhaltens prinzipiell möglich [26].

### **2.3.2 Wechselverformungsverhalten und Phasen der zyklischen Materialschädigung**

Der Ablauf einer zyklischen Materialschädigung kann in mehrere Stadien eingeteilt werden, siehe Abbildung 8. Zu Beginn sind die Versetzungsmechanismen bestimmend, während die nachfolgende Ermüdungsschädigung über die Versagensmechanismen beschrieben wird.

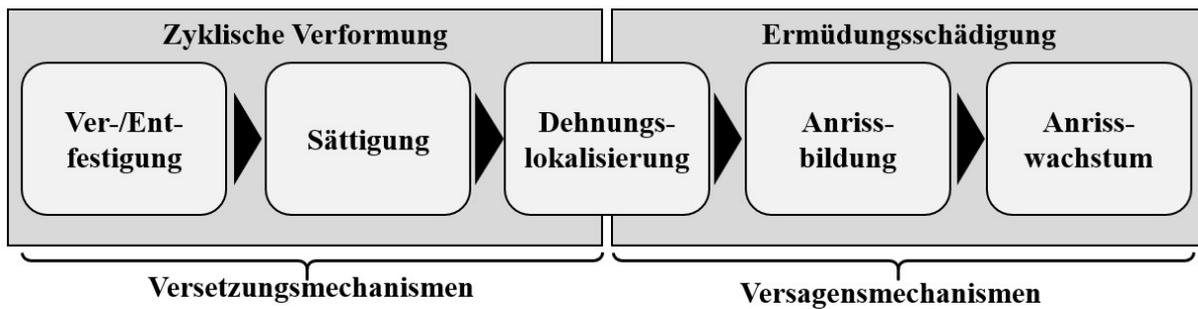


Abbildung 8: Übersicht der Phasen und Mechanismen bei einer zyklischen Verformung, die zum Ermüdungsversagen führt. Darstellung in Anlehnung an [125].

Im ersten Stadium erfolgt die zyklische Verformung zunächst über ein transientes Verhalten in Form von einer zyklischen Ver- oder Entfestigung. Anschließend ist je nach Material- und Prüfbedingungen eine Stabilisierung der Versetzungsmechanismen möglich, bevor inhomogene und lokal irreversible plastische Verformungen zu einer Rissinitiierung führen. Diese Dehnungslokalisierungen können somit als eine Vorstufe von der auf mikrostruktureller Ebene ablaufenden Anrissbildung betrachtet werden. Die anschließende Phase der Rissausbreitung kann weiterhin unterteilt werden in stabiles und instabiles Risswachstum. [60]

Die einzelnen Phasen der Ermüdungsschädigung lassen sich in Ansätzen über das messtechnisch erfassbare Wechselverformungsverhalten nachvollziehen. Wird ein metallischer Werkstoff mit einer periodischen Last-Zeit-Funktion beansprucht, so reagiert dieser mit einer spezifischen Materialantwort. Dieses Materialverhalten kann sich im Laufe einer zyklischen Belastung ändern und über Wechselverformungskurven dargestellt werden, siehe Abbildung 9.

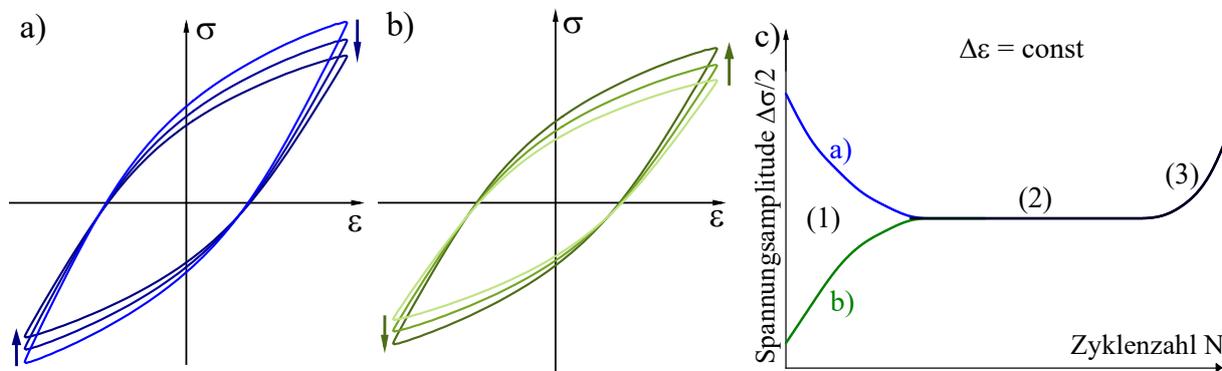


Abbildung 9: Zeitlich-veränderliches Materialverhalten bei Dehnungsregelung mit  $R_\epsilon = -1$ : a) Hysteresekurven mit zyklischer Entfestigung, b) Hysteresekurven mit zyklischer Verfestigung c) schematische Wechselverformungskurve mit zyklischer Ent- und Verfestigung.

In Abhängigkeit des Ausgangszustands der Schwingproben sowie der auftretenden Belastung beeinflussen unterschiedliche Effekte die Gestalt der Wechselverformungskurve wodurch sich Hinweise auf die ablaufenden Ermüdungsprozesse ableiten lassen. Das Verhalten ist neben der Belastungsart besonders abhängig von der Materialvorgeschichte. Liegt die Probe beispielsweise in einem versetzungsarmen Zustand vor (z. B. normalgeglüht), wird häufig die Zunahme der Versetzungsdichte und eine korrespondierende zyklische Verfestigung beobachtet. Dabei ist die durch Verformung stattfindende Multiplikation und Akkumulation von Versetzungen verantwortlich für die Verfestigung. Als Folge der Wechselwirkungen zwischen den Versetzungen laufen die Gleitvorgänge zunehmend irreversibel ab. Je mehr

Versetzungen vorhanden sind, desto stärker ist die Behinderung der Beweglichkeit. Dies äußert sich bei einer dehnungsgeregelten Versuchsdurchführung in einem Anstieg der Spannungsamplitude und wird als Wechselverfestigung bezeichnet. Liegt die Probe hingegen bereits in einem stark kaltverfestigten Zustand vor, tritt eher eine zyklische Entfestigung auf [126]. Diese Wechselentfestigung äußert sich im Falle der dehnungskontrollierten Versuchsdurchführung in einer abnehmenden Spannungsamplitude und im Falle der Spannungsregelung in einer abnehmenden Dehnungsamplitude. [59,60,64,95,127]

Im zweiten Bereich einer typischen Wechselverformungskurve stellt sich ein Sättigungszustand ein, ehe der dritte Bereich durch die Ermüdungsrissausbreitung gekennzeichnet ist. Im Bereich der Sättigung herrscht ein dynamisches Gleichgewicht zwischen Versetzungsneubildung und Versetzungsauslöschung. Die sich simultan ausbildenden Versetzungsstrukturen hängen unter anderem von der Belastungsamplitude und dem Gleitcharakter des Materials ab, siehe Abbildung 10a. Das schematische Diagramm beruht zwar ursprünglich auf Untersuchungen von  $\gamma$ -Fe, aber die Übertragbarkeit auf  $\alpha$ -Fe wird als realistisch angesehen [95,128].

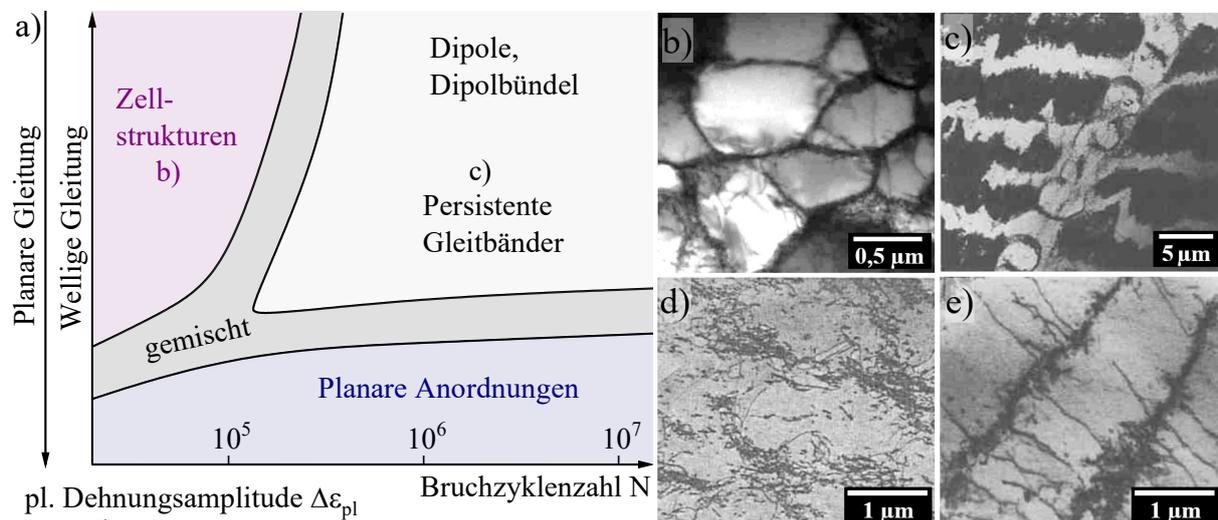


Abbildung 10: a) Versetzungsstrukturen in Abhängigkeit des Gleitcharakters und der Bruchzyklenzahl  $N$  für  $\gamma$ -Fe nach [95,128,129], b) C20 mit gut ausgebildeter Zellstruktur [130] c) C10k mit persistenten Gleitbändern [95], d) Versetzungsbündel bei Fe mit 3% Si [131] e) C10k mit Aderstruktur und Schraubenversetzungen zwischen den Wänden [95].

Die Einordnung des Gleitcharakters unterscheidet zwischen wellig sowie planar und beschreibt damit die Neigung zur Bildung von charakteristischen Versetzungsanordnungen. Beeinflusst wird der vorherrschende Gleitcharakter vor allem durch die Stapelfehlerenergie. Dies resultiert daraus, dass bei einer hohen Stapelfehlerenergie das Quergleiten von Schraubenversetzungen leichter fällt (wellige Gleitung), während es bei einer niedrigen Stapelfehlerenergie erschwert ist (planare Gleitung). Folglich sind bei einem planaren Gleitverhalten die Versetzungen stark an ihre Gleitebene gebunden. Diese Einschränkung zur Einfachgleitung wird erst bei hohen Beanspruchungsamplituden oder Temperaturen überwunden. [115,132-134]

### **Zellstruktur**

Bei einem welligen Gleitverhalten und hohen Dehnungsamplituden ist die Bildung von Versetzungszellen möglich, siehe Abbildung 10b. Im Gegensatz zu kfz-Metallen besitzt reines  $\alpha$ -Fe eine höhere Stapelfehlerenergie, weshalb sich Zellstrukturen ausbilden können. Die Zellen entwickeln sich im Laufe der zyklischen Belastung, weil sie gegenüber der anfänglich statistisch verteilten Versetzungsanordnungen einen energetisch günstigeren Zustand darstellen. Die Zellen bestehen aus versetzungsreichen Zellwand-Grenzen sowie einem versetzungsarmen Zellkern. Dabei formiert sich die Zellgröße je nach Belastung und ist bei hoher Amplitude kleiner als bei einer niedrigen Amplitude. [95,130]

### **Ermüdungsgleitbänder**

Neben einer Anordnung von Versetzungen in Zellstrukturen sind bei kleinen Amplituden beziehungsweise hohen Zyklenzahlen auch dipolare Strukturen und Gleitbänder möglich, siehe Abbildung 10c. Bei makroskopisch homogen beanspruchten Polykristallen mit einem welligen Gleitverhalten und bei größtenteils elastischen Dehnungsamplituden erfolgen die strukturmechanischen Gleitvorgänge während der anrissfreien Anfangsphase zunächst gleichmäßig in dem äquivalent belasteten Werkstoffvolumen [134]. Bei fortschreitender Zyklenzahl kann die Entstehung eines wachstumsfähigen Anrisses über lokalisierte Prozesse in Ermüdungsgleitbändern stattfinden. Eine besondere Form der Ermüdungsgleitbänder sind persistente Gleitbänder (PGB). Hierbei konzentrieren sich die während der zyklischen Ermüdungsbelastung bildenden Versetzungen auf dünne, in die Matrix eingebettete Gleitbänder, die vorzugsweise parallel zu den hochbeanspruchten kristallografischen Ebenen verlaufen [135,136]. Der Begriff persistent wird verwendet, weil die Gleitbänder auch nach einer wiederholten Oberflächenpolitur erneut an derselben Stelle erscheinen. [59,119,137,138]

Die Neigung zur Ausbildung von Ermüdungsgleitbändern und deren Charakteristik ist unter anderem von der Quergleitfähigkeit des Metalls abhängig. Die Stapelfehlerenergie ist bei reinem  $\alpha$ -Fe höher als zum Beispiel bei  $\gamma$ -Fe, wodurch das Quergleiten von Schraubenversetzungen bei  $\alpha$ -Fe leichter fällt [59]. Bei Metallen mit guter Quergleitfähigkeit bilden sich die PGB in Form von einer leiterartigen Anordnung mit scharf ausgebildeten und versetzungsreichen Wänden (Leitersprossen) sowie versetzungsarmen kanalartigen Bereichen (Zwischenräume der Leitersprossen) [136]. Diese vor allem bei kfz-Metallen bekannt gewordene Art von PGB werden in dieser klassischen, leiterartigen Struktur selten bei  $\alpha$ -Fe mit hoher Reinheit beobachtet [139]. Der Grund hierfür ist, dass die Bildung von PGB durch interstitiell gelöste Atome beeinflusst wird und diese im Bereich des mechanischen Tieftemperaturverhaltens nur erschwert erfolgen kann. Deshalb läuft die Versetzungsbewegung bei niedrigen Amplituden quasi-reversibel ab als ein Hin- und Hergleiten von Stufenversetzungsanteilen, während bei hohen Amplituden eine Vielfachgleitung mit Zellbildung erfolgen kann. Infolgedessen bilden sich bei reinem  $\alpha$ -Fe und regulären Prüfbedingungen keine Matrixstrukturen bestehend aus Adern mit dipolaren Versetzungsschleifen, die als Vorstufe der klassischen PGB entstehen [121,122,135]. Stattdessen werden PGB eher in Form von versetzungsarmen Kanälen beobachtet [115,140]. Diese treten bevorzugt bei erhöhten Temperaturen und niedrigen Dehnraten auf. [119,141]

### **Auswirkungen von Kohlenstoff und Silicium auf die Versetzungsanordnungen**

Bei  $\alpha$ -Fe können bereits kleine Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung das Verformungsverhalten maßgeblich beeinflussen, weshalb pauschal gültige Zusammenhänge für dieses Materialsystem schwierig sind [142,143,110]. Vor allem der Anteil an interstitiell löslichen Fremdatomen wie Kohlenstoff oder Stickstoff beeinflusst die Mobilität der Versetzungen. Diese interstitiell löslichen Fremdatome diffundieren bevorzugt in die Zugspannungsfelder von Stufenversetzungen [108]. So ist bei sonst identischen Bedingungen die Ausbildung einer Zellstruktur bei 1 ppm Kohlenstoff möglich, während bei 74 ppm die Dehnung in PGB lokalisiert [115]. Mögliche Gründe sind die Auswirkungen auf die Aktivierungsenergie für die Kinkenbildung und der entfestigenden Wirkung durch kleine Mengen an C-Atomen im Bereich von 50 ppm. [144-146]

Im Vergleich zu reinem  $\alpha$ -Fe sinkt bei Legierungen in der Regel die Stapelfehlerenergie [63]. Dieses Verhalten wird auch bei der Zugabe von Silicium beobachtet, wodurch die Quergleitfähigkeit von Schraubenversetzungen zunehmend unterdrückt wird [29,103,147]. Außerdem bewirkt die Mischkristallverfestigung eine höhere athermische Reibspannung [30]. Dadurch ist die Beweglichkeit von Schraubenversetzungen gehemmt, sodass die Ausbildung von Zellstrukturen und klassischen PGB mit leiterartiger Struktur bei regulären Ermüdungsparametern und 3 Gew.-% Si unwahrscheinlich ist [110,148-150]. Stattdessen wechselt der Gleitcharakter durch die Zugabe von Si zunehmend von wellig zu planar [132,151]. Entsprechend werden bei Elektrolech eher planare Versetzungsanordnungen beobachtet in Form von Adern, Wänden und Bündeln aus Versetzungsdipolen [22,132,131].

### **2.3.3 Risseinleitung und Rissausbreitung**

Während bei der anrissfreien Anfangsphase alle strukturmechanischen Vorgänge in dem gesamten verformungsfähigen Werkstoffvolumen ablaufen, ist die Anrissbildung ein lokalisiert stattfindender Prozess [134]. Hierbei ist die Ermüdungslebensdauer von Komponenten wesentlich von der Beschaffenheit der Oberfläche abhängig. Die Gründe dafür sind: i) die Verformung in Körnern an der Oberfläche wird weniger durch benachbarte Körner eingeschränkt, ii) lokale Spannungs- und Dehnungskonzentrationen entstehen durch oberflächliche Unregelmäßigkeiten oder Defekte, iii) den Versetzungen steht kein Austrittswiderstand entgegen, womit die Bildung von Oberflächenreliefs möglich ist. [60,152]

Ein häufig beobachteter Typ von Oberflächenrelief hängt mit dem Vorhandensein von PGB zusammen. In diesen können neben reversibel ablaufenden Gleitvorgängen (vor allem in den kanalartigen Zwischenräumen) auch irreversible Akkumulationen von plastischer Verformung das Austreten von Versetzungen am Gleitbandende bewirken. Liegt das Gleitbandende an der Oberfläche, entstehen dadurch Gleitstufen und eine paarweise Anordnung von Extrusionen und Intrusionen. Die Entwicklung der Gleitstufen ist an Oberflächenkörnern wahrscheinlicher als im Inneren, weil der Mechanismus der Aufrauung an Oberflächen energetisch leichter erfolgen kann als an Korngrenzen [95]. Bei Polykristallen liegen die Extrusionshöhen typischerweise im Bereich bis zu 1  $\mu\text{m}$  [122]. Dies führt bei zyklischer Belastung auch unterhalb der Streckgrenze zu einer erhöhten Oberflächenrauigkeit und trägt durch die Spannungskonzentration an den entstandenen Kerben maßgeblich zu der Bildung von

wachstumsfähigen, transkristallinen Ermüdungsanrissen bei [135]. Somit ist neben der anfänglichen Oberflächenrauheit auch die Entwicklung der Rauheit während der zyklischen Belastung für die Rissentstehung von PGB-sensitiven Materialien relevant [153,154].

Die Risseinleitung kann sowohl an oberflächlichen Defekten als auch an Defekten im Materialinneren auftreten. Ein möglicher Mechanismus der Mikrorissbildung im Materialinneren ist ein Aufstau von gleitfähigen Versetzungen an unüberwindbaren Hindernissen. Neben spröden Ausscheidungen oder nicht-metallischen Einschlüssen kann dies auch durch Korngrenzen ausgelöst werden, die aufgrund von Orientierungsunterschieden als unüberwindbares Hindernis wirken. Hierbei erfolgt kein Abbau von Spannungskonzentrationen durch Gleitung in Nachbarbereiche, sondern durch das Zusammenpressen von Versetzungen gleichen Vorzeichens ist eine Aufspaltung des angrenzenden Korns möglich [59].

### Risseinleitung bei Elektroblechlegierungen

Bei FeSi-Legierungen mit 3% Si ist die transkristalline Anrissbildung an Intrusionen beziehungsweise Extrusionen durch die Ausbildung von PGB ebenfalls beobachtet worden [29,30,150]. Golland et al. berichten von einem Wechsel bei der Anrissbildung von interkristallin für reines  $\alpha$ -Fe hin zu transkristalliner Anrissbildung an Gleitbändern für  $\alpha$ -Fe mit 3 Gew.-% Si [151]. Obwohl die meisten Elektroblechsorten ebenfalls etwa 3 Gew.-% Si enthalten, sind diese Erkenntnisse nicht direkt übertragbar, weil neben der Abhängigkeit des Si-Gehalts zahlreiche weitere Einflussgrößen wirken, wie z. B. Kohlenstoffgehalt, nichtmetallische Einschlüsse, Prüfparameter, Korngröße oder auch Walzeinflüsse. Entsprechend ist die Klassifizierung der Anrissposition bei Schwingversuchen mit Elektroblechproben häufig widersprüchlich. Schayes et al. beschreiben eine Abhängigkeit von der Dehnungsamplitude, wobei bei einer niedrigen Dehnungsamplitude (bis  $\Delta\varepsilon_A = 0,35\%$ ) eher eine transkristalline Risseinleitung vorliegt, während bei hohen Dehnungsamplituden (über  $\Delta\varepsilon_A = 0,35\%$ ) eher eine interkristalline Anrissbildung beobachtet wird, siehe Abbildung 11.

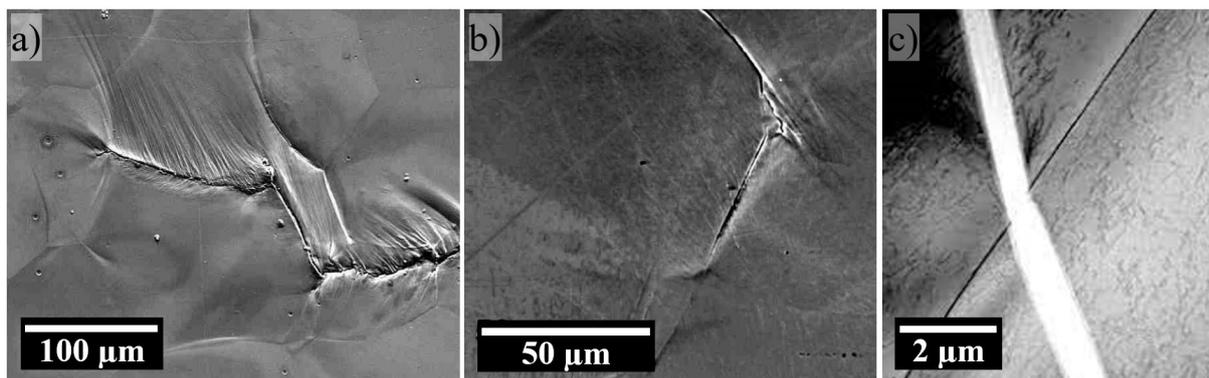


Abbildung 11: Risseinleitung zyklisch beanspruchten Elektroblechen mit polierter Kante  
a) transkristallin bei Dehnungsregelung mit niedrigen Dehnungsamplituden und  $R_e = -1$  [148]  
b) interkristallin bei Dehnungsregelung mit hohen Dehnungsamplituden und  $R_e = -1$  [148]  
c) Risseinleitung an „persistenten Gleitbändern“ bei Spannungsregelung mit  $R_\sigma = 0,1$  [155].

Andere Autoren berichten meist von einer interkristallinen Anrissbildung an Korngrenzen und dies jeweils unabhängig von dem Lasthorizont [132,155-157]. Entsprechend ist auch die Existenz von PGB bei Elektroblechen nicht eindeutig. Meist wird explizit das Fehlen von PGB beschrieben [37,50], wobei Du et al. auf die Ausbildung von PGB hinweisen [155], dessen

Gestalt jedoch weder an die klassische Leiterstruktur noch an versetzungsarme Kanäle erinnert, siehe Abbildung 11c. Denn auch ohne die Ausbildung von klassischen PGB, können bei Materialien mit einem planaren Gleitcharakter oberflächliche Gleitlinien beziehungsweise Lüdersbänder auftreten. Die Bildung dieser übergeordnet als persistente Gleitmarkierungen bezeichneten Strukturen ist weniger komplex, da sie bereits unmittelbar bei Belastungen oberhalb der Streckgrenze durch abgleitende Kristallbereiche entstehen. [11,121,135]

Weiterhin gilt zu berücksichtigen, dass bei Schwingproben aus Elektroblechen für die Charakterisierung des grundlegenden Materialverhaltens aufgrund der geringen Blechdicke von 0,2 mm bis 0,35 mm einzig die Kanten der Schwingproben poliert werden, während die Walzoberfläche im kaltgewalzten Lieferzustand bestehen bleibt. Entsprechend werden teilweise Anrisse ausgehend von der Walzoberfläche beobachtet. Dies starten entweder an Walzdefekten [66] oder an oberflächlich ausgebrochenen AlN-Partikeln [87,155].

Im Gegensatz dazu ist die Rissinitiierung bei schergeschnittenen Elektroblechen eindeutiger. Diese erfolgt an oberflächlichen Defekten der Stanzkante, insbesondere im Bereich der Bruchflächen und an der Übergangzone zwischen Glattschnitt und Bruchfläche [85,86,158].

### **Rissausbreitung bei Elektroblechlegierungen**

Das Stadium der Rissausbreitung ist bei Elektroblechen von einem überwiegend transkristallinen Rissverlauf gekennzeichnet [155,84,159]. Dabei ergibt sich ein größtenteils sprödes Bruchbild, wobei je nach Prüfbedingungen und Materialzusammensetzung auch duktile Restbruchanteile vorhanden sein können [66,89]. Bei dem spröden Restbruch erfolgt die Materialtrennung im Gegensatz zu den Gleitvorgängen, bei denen die Versetzungsbewegung bevorzugt auf den dichtest gepackten Gitterebenen stattfindet, nun nahezu verformungslos entlang der kristallografischen Spaltebenen [59]. Entgegen dieser Sprödbrechtheorie werden neben der bevorzugten Rissausbreitung entlang der {100}-Spaltebenen vereinzelt auch Rissverläufe entlang von {110}-Ebenen beschrieben [89,160].

### **2.3.4 Zyklisches Kriechen**

Bei spannungsgeregelten Schwingversuchen mit einer positiven Mittelspannung kann durch gerichtete Deformationsprozesse die Verschiebung der Hysteresekurven entlang der Dehnungsachse eintreten [161]. Dieser Effekt der progressiven Akkumulation von plastischer Dehnung ist unter dem Begriff zyklisches Kriechen (engl. Ratcheting) bekannt. Im Vergleich zu konventionellen Kriechprozessen bei erhöhter Temperatur sind die zyklischen Kriechvorgänge bereits bei Raumtemperatur möglich und nicht nur zeit-, sondern auch zyklenabhängig [162]. Als ursächlich für das Ratcheting kann die Überwindung von Hindernissen (z. B. nichtmetallische Ausscheidungen) durch planar gleitende Versetzungen angesehen werden. Als Konsequenz von lokalen Spannungsüberhöhungen können diese Hindernisse bei zyklischer Belastung gelegentlich überwunden werden, was sich in einem zusätzlichen plastischen Dehnungsincrement  $\delta\epsilon$  manifestiert, siehe Abbildung 12. [11,64,66]

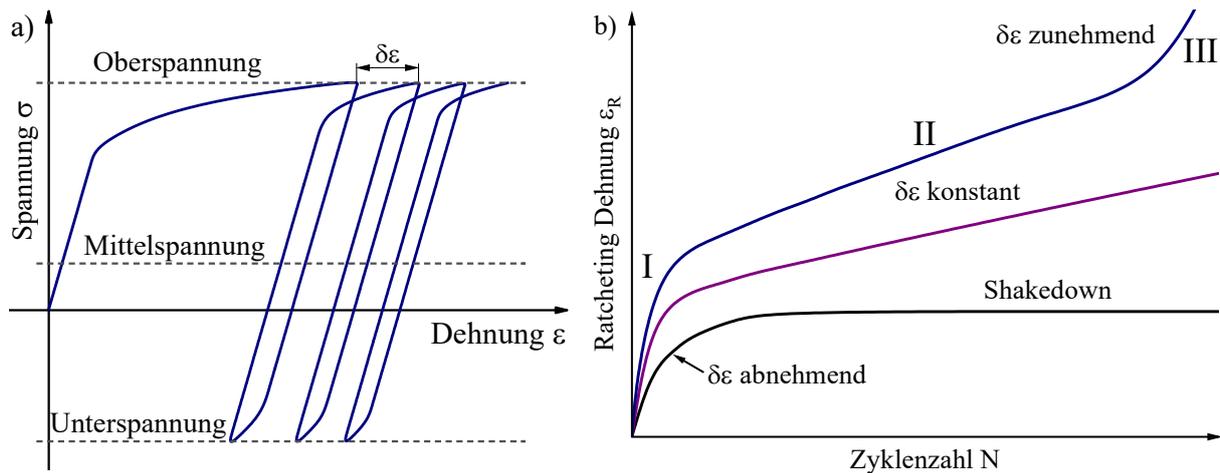


Abbildung 12: a) Die Verschiebung der Hystereseschleifen entlang der Dehnungsachse, b) Die drei verschiedenen Arten des zyklischen Kriechens. Darstellung in Anlehnung an [163].

Für die Beschreibung des Ratchetingverhaltens ist die Betrachtung der plastischen Dehnungsamplitude ungeeignet [130]. Stattdessen wird die Bewertung der Mitteldehnung (engl. ratcheting strain) herangezogen, welche über  $\epsilon_R$  beschrieben wird [163]:

$$\epsilon_R = \frac{\epsilon_{max} + \epsilon_{min}}{2} \quad (4)$$

Hierbei entspricht  $\epsilon_{max}$  und  $\epsilon_{min}$  der jeweils maximalen beziehungsweise minimalen Dehnung. Die Entwicklung von  $\epsilon_R$  wird je nach Material und Lastniveau in drei Typen kategorisiert:

(I) Stetige Abnahme der Ratchetingrate bis zu dem Erreichen eines stabilisierten Zustands, bei dem keine weitere Akkumulation von Dehnungsinkrementen auftritt (engl. shakedown). Dieses Verhalten wird häufig bei stark zyklisch verfestigenden Werkstoffen beobachtet.

(II) Konstante plastische Dehnungsinkremente und somit ein kontinuierlicher Anstieg der Mitteldehnung über einen Großteil der Versuchsdauer. Bei diesem Prozess versagt das Material durch die Entstehung und Ausbreitung von Ermüdungsrissen.

(III) Hohe plastische Dehnungsinkremente sowie eine zunehmende Ratchetingrate führen zu einem instabilen Dehnungsanstieg. Durch die gleichzeitige Einschnürung verringert sich die spannungstragende Querschnittsfläche, wodurch rasch ein Überlastversagen eintritt. Dies tritt bei zyklisch entfestigenden Werkstoffen oder bei hohen Oberspannung auf. [163,164]

Die zyklische Kriechkurve kann analog zum klassischen Kriechen ebenfalls in einen primären, sekundären und tertiären Bereich eingeteilt werden. Allerdings sind die zugrunde liegenden Mechanismen unterschiedlich. Im primären Bereich des zyklischen Kriechens sinkt das plastische Dehnungsinkrement wegen der Wechselverfestigung des Materials mit zunehmender Zyklenzahl [165]. Nach einer bestimmten Anzahl von Zyklen, die von dem Material und den Prüfbedingungen abhängt, nehmen die neu erzeugten Versetzungen sowie deren Bewegung und Umordnung eine stabile Konfiguration an, woraus ein stationärer Zustand resultieren kann. Das Erreichen des stationären Zustands lässt sich durch die Bildung, Bewegung und Umordnung von Versetzungen in Verbindung mit zyklischer Verformung erklären [166]. Wird jedoch durch eine hohe anliegende Spannung die Häufigkeit und Intensität von Quergleitvorgängen erhöht,

kann dies die Irreversibilität des Gleitens und eine fortschreitende Verformung begünstigen, wodurch eine Sättigung im sekundären Bereich ausbleibt [167].

### 2.3.5 Darstellung experimenteller Lebensdauerdaten

Um das Ermüdungsverhalten vollständig beschreiben zu können, sind dynamische Prüfungen unerlässlich. Hierfür werden einstufige Schwingfestigkeitsversuche mit einer sich periodisch ändernden Last durchgeführt, wobei die Lastamplitude und Mittellast als Regelgröße über einen Einzelversuch hinweg meist konstant bleiben. Die nach August Wöhler benannte Wöhlerlinie approximiert die Ergebnisse bei mehreren Lastniveaus. Hierfür sind viele Einstufenversuche notwendig, weil selbst unter idealen Laborbedingungen eine hohe materialinhärente Streuung bei nominell identischen Belastungsparametern nicht unüblich ist. [168,169]

Abbildung 13 zeigt exemplarisch zwei Wöhlerdiagramme für eine spannungs- sowie dehnungsgeregelte Versuchsdurchführung. Die Spannungs-Wöhlerlinie wird bei idealisierter Betrachtung nach oben durch einen nicht-linearen Verlauf hin zur quasistatischen Zugfestigkeit  $R_m$  und nach unten durch einen Abknickpunkt für die Dauerfestigkeit  $\sigma_D$  begrenzt. Dazwischen kann der Verlauf der Wöhlerlinie bei doppelt-logarithmischer Skalierung über die Potenzgesetzbeziehung nach Basquin empirisch beschrieben werden [170,171]:

$$\sigma_a = C (N_B)^k \quad (5)$$

Die Basquin-Gleichung definiert demnach über eine lineare Regressionsrechnung den Zusammenhang zwischen Spannungsamplitude  $\sigma_a$  und Bruchlastspielzahl  $N_B$ , wobei dieser durch eine Gerade mit dem Neigungsexponent  $k$  angenähert werden kann. Die Konstante  $C$  entspricht dabei dem Achsenabschnitt für eine Schwingspielzahl von 1. [64,169]

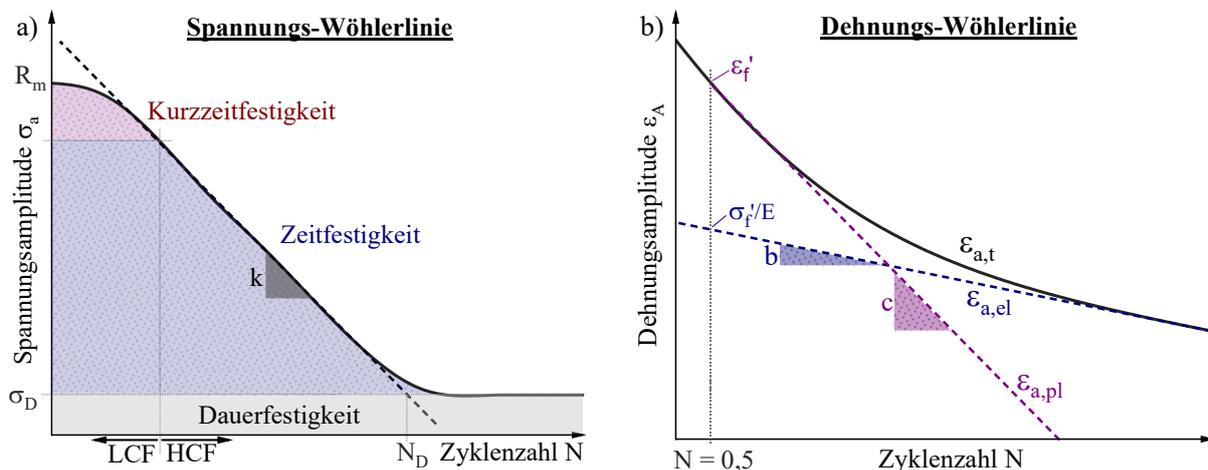


Abbildung 13: Schematische Darstellungsformen von Wöhlerdiagrammen bei a) Spannungs- und b) Dehnungsregelung. Darstellung in Anlehnung an [64,168].

In Abhängigkeit der Schwingspielzahl bis zum Versagen wird unterschieden zwischen dem Kurzzeit-, Zeit- und Dauerfestigkeitsbereich. Letzterer gilt ab einer Grenzschwingspielzahl, die für krz-Metalle zwischen  $10^6$  und  $10^7$  Zyklen definiert wird. Oberhalb dieser Zyklenzahl und somit unterhalb der Dauerschwingfestigkeit  $\sigma_D$  tritt ohne überlagerte Einflüsse (z. B. Korrosion) kein Versagen auf. Eine exakte Grenze für den Übergang zwischen dem niederzyklischen Ermüdungsbereich (engl. low cycle fatigue, LCF) und dem hochzyklischen Ermüdungsbereich

(engl. high cycle fatigue, HCF) ist nicht übereinkommend definiert [64]. Stattdessen wird je nach Material und Prüfbedingungen eine Zyklenzahl von  $10^4$  bis  $10^5$  angesetzt. Um den asymptotischen Übergang zwischen dem Dauerfestigkeits- und Kurzzeitfestigkeitsbereich mathematisch zu beschreiben, existieren umfangreichere Gleichungen wie zum Beispiel nach Palmgren oder Weibull [168]. Aus praktischen Gründen hat sich jedoch die Auftragung der Basquin-Gleichung durchgesetzt. Bei Spannungs-Wöhlerlinien wird der Bereich der Kurzzeitfestigkeit in der Regel nicht berücksichtigt, weil der plastische Anteil gegenüber dem elastischen Anteil überwiegt und die Wöhlerkurve hier flach verläuft und demnach geringe Spannungsunterschiede die erreichbare Zyklenzahl stark beeinflussen. Deshalb werden LCF-Versuche stattdessen mit einer konstanten Dehnungsamplitude durchgeführt. [11,108]

Bei einem Dehnungs-Wöhlerdiagramm kann bei doppelt-logarithmischer Auftragung der Dehnungsamplitude und der Anrisschwingspielzahl zwischen zwei linearen Bereichen sowie einem Übergangsbereich unterschieden werden, siehe Abbildung 13b. Die beiden linearen Bereiche lassen sich entweder dem elastischen oder dem plastischen Materialverhalten zuordnen. Der elastische Anteil  $\varepsilon_{a,e}$  kann über eine abgewandelte Form der Basquin-Gleichung beschrieben werden, während der plastische Anteil  $\varepsilon_{a,p}$  über die Manson-Coffin-Beziehung quantitativ erfasst wird [170,172,173]. Die Addition der beiden Geradenanteile zu einer Gesamtdehnung  $\varepsilon_{a,t}$  ergibt gemäß Landgraf und Morrow die Dehnungs-Wöhlerlinie [174,175]:

$$\varepsilon_{a,t} = \varepsilon_{a,e} + \varepsilon_{a,p} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N)^b + \varepsilon_f' (2N)^c \quad (6)$$

Neben der Zyklenzahl  $N$  und dem E-Modul  $E$ , beschreiben der Ermüdungsfestigkeitsexponent  $b$  und der Ermüdungsduktilitätsexponent  $c$  sowie der Ermüdungsfestigkeitskoeffizient  $\sigma_f'$  und der Ermüdungsduktilitätskoeffizient  $\varepsilon_f'$  die Geradensteigungen beziehungsweise die Stützstellen bei einer theoretischen Schwingenspielzahl von 0,5 Zyklen. [95,168,176]

## 2.4 Einflüsse auf das Ermüdungsverhalten von Elektroblechlegierungen

Im Gegensatz zu vielen stationär betriebenen Elektromotoren sind die Elektrobleche im automobilen Umfeld häufigen Lastwechseln und hohen Drehzahlen ausgesetzt. Bei dieser zyklischen Belastung gibt es neben den gesetzten Rahmenbedingungen wie Geometrie und maximaler Drehzahl zahlreiche weitere Einflussgrößen, welche auf die Lebensdauer einwirken.

### 2.4.1 Einfluss der Scherschneideparameter

Bei schergeschnittenen Komponenten beginnen die Ermüdungsanrisse typischerweise von der bearbeiteten Kante als Folge der prozessbedingten Materialschädigungen. Die Intensität dieser Schädigung wird allerdings maßgeblich von der verwendeten Schneidspaltbreite bestimmt. Die ideale Schneidspaltbreite hängt von dem Verformungsvermögen des Werkstoffs ab und kann zwischen 3% und 20% der Blechdicke liegen [80,111]. Bei zu großen Schneidspaltbreiten bleibt ein kontrolliertes Abscheren aus und stattdessen wird das Werkstück abgedrückt. Dadurch ist der Kanteneinzug und die Gratbildung der Schnittkanten ausgeprägter [177,178]. Außerdem werden bei großen Schneidspaltbreiten weitreichendere Eigenspannungen induziert aufgrund einer erhöhten plastischen Umformung [179]. Im Gegensatz dazu bewirken ideale Schneidspaltbreiten, dass das beeinflusste Werkstoffvolumen geringer ausfällt. Gleichzeitig ist

die Schnittflächenqualität besser, weil ein größerer Glattschnittanteil entsteht. Letzteres gilt als Indikation einer positiven Schnittflächenqualität, weil dadurch die Verschlechterung der mechanischen und magnetischen Eigenschaften minimiert wird [94,177].

Neben der Schneidspaltbreite ist ein weiterer wesentlicher Parameter die Geometrie der Schneidkanten und damit zusammenhängend deren Verschleißzustand. Der daraus resultierende Schnittgrat kann je nach Geometrie der Schneidkanten und Verfahrensvarianten unterschiedliche Intensitäten aufweisen. Im Ausgangszustand sind die Schneidkanten von Stempel und Matrize mit einem kleinen Radius versehen. Dieser kann mit fortschreitender Hubzahl um ein Vielfaches ansteigen als Folge von abrasivem Verschleiß an den Stirn- und Mantelflächen der Schneidelemente [82,111]. Als Konsequenz des Werkzeugverschleißes nimmt für das Schnittteil die Intensität an plastischer Verformung durch den Schervorgang zu, wodurch die notwendige Schneidkraft für die Umformarbeit um das bis zu 1,5-fache ansteigen kann [80,180]. Eine ausgeprägte Kantenverrundung durch ein verschlissenes Stanzwerkzeug induziert verstärkt Druckspannungen und bewirkt ein längeres plastisches Fließen des Blechwerkstoffes mit einer späteren Rissinduzierung [178]. Die Körner werden dadurch stärker plastisch gestreckt, weil die Trennwirkung der Schneidkanten im verschlissenen Zustand geringer ausfällt [181]. Daraus resultiert eine Änderung der Schnittflächenkenngrößen: Die Kanteneinzugshöhe, der Glattschnittanteil sowie die Grathöhe nehmen zu, während der Bruchflächenanteil abnimmt [86]. Außerdem ist ein größeres Werkstoffvolumen von der Kaltverfestigung und den eingebrachten Eigenspannungen betroffenen [179]. Verschlissene Schneidkanten verschlechtern die weichmagnetischen Eigenschaften wegen der größeren Eindringtiefe von Eigenspannungen und der plastischen Verformungszone [180,182].

Die Auswirkungen der Scherschneidparameter auf das Schwingfestigkeitsverhalten ist für Elektrobleche bisher nicht untersucht worden. Andere Blechsorten, wie zum Beispiel Karosseriebleche, zeigen eine deutliche Abnahme der ertragbaren Spannung, wenn diese mit einer verschlissenen Schneidkante hergestellt werden [86,183]

#### **2.4.2 Einfluss der Verformungsgeschwindigkeit und der Temperatur**

Bei vielen Materialien führt eine Erhöhung der Verformungsgeschwindigkeit zu einer Zunahme der Fließspannung. Demnach bewirkt eine Erhöhung der Temperatur vergleichbare Änderungen wie eine Reduktion der Verformungsgeschwindigkeit und umgekehrt. Das Ausmaß dieses Effekts hängt von dem Werkstoff ab. Im Speziellen die krz-Metalle, bei denen  $T_0 > \text{Raumtemperatur}$  zutrifft, wird bei Raumtemperatur eine ausgeprägte Abhängigkeit von der Verformungsgeschwindigkeit auf die Streckgrenze beobachtet [184]. Dies kann auf das thermisch aktivierte und zeitabhängige Gleitverhalten von Versetzungen und auf die hohe Peierls-Barriere des krz-Gitters zurückgeführt werden, siehe Kapitel 2.3.1.

#### **Dehnratenabhängigkeit**

Die Änderung der Fließspannung  $\sigma$  in Abhängigkeit von der Dehnrade wird über folgenden Zusammenhang beschrieben [60]:

$$\sigma = C \cdot \dot{\epsilon}^m \quad (7)$$

Hier entspricht  $m$  dem Dehnratenempfindlichkeitsexponent,  $\dot{\epsilon}$  der Dehnrates und  $C$  als Materialkonstante den dehnungsabhängigen Anteil der Fließspannung darstellt. Bei  $\alpha$ -Fe kann bereits ein geringer Zusatz an Legierungselementen die Dehnratenempfindlichkeit der Fließspannung verringern. Dies ist bei Eisenlegierungen mit 3 Gew.-% Silicium ebenfalls zu beobachten [185]. Im Gegensatz zu reinen Eisenlegierungen ist die Dehnratenempfindlichkeit für technische Elektroblechlegierungen uneindeutig. Während Knetsch et al. von einem ausbleibenden Unterschied bei der Streckgrenze für Dehnraten zwischen  $3,4 \cdot 10^{-2}$  mm/s und  $6,5 \cdot 10^{-4}$  mm/s berichten, stellten Dehmani et al. eine Differenz von etwa 10% im Bereich zwischen  $2,5 \cdot 10^{-3}$  mm/s und  $2,5 \cdot 10^{-5}$  mm/s fest [7,66].

Um im Laborumfeld die zyklischen Ermüdungskenngrößen in angemessener Zeit generieren zu können, ist es verbreitet, Schwingversuche mit einer höheren Verformungsgeschwindigkeit durchzuführen, als sie im realen Anwendungsfall auftreten. Es ist bekannt, dass die Ermüdungseigenschaften von  $\alpha$ -Fe mit niedrigem Kohlenstoffgehalt empfindlich auf die Belastungsfrequenz reagieren. Häufig wird hierbei eine zunehmende Ermüdungslebensdauer mit einer Erhöhung der Belastungsfrequenz korreliert [186]. Besonders bei Prüffrequenzen im Ultraschallbereich zeigt sich bei krz-Metallen eine höhere Lebensdauer [187-189]. Dies wird unter anderem auf die Abhängigkeit der Streckgrenze von der Verformungsgeschwindigkeit zurückgeführt. Demnach führt eine niedrigere Belastungsfrequenz zu einer reduzierten Lebensdauer, wobei dies ebenso von dem Lastniveau und der Materialzusammensetzung abhängt. Beispielsweise ist bei Spannungsregelung von C15 im Frequenzbereich zwischen 0,2 Hz und 140 Hz bei hohen Lasthorizonten der Unterschied vernachlässigbar, während im Bereich der Dauerfestigkeit eine signifikante Abnahme besteht [186]. Bei dehnungsgeregelten Versuchen von Elektroblechen ist bei Dehnraten im Bereich zwischen  $10^{-2}$  s<sup>-1</sup> und  $10^{-3}$  s<sup>-1</sup> laut Schayes et al. und Thum et al. kein Lebensdauerunterschied feststellbar [37,84].

Die Anrissbildung kann je nach Material und Prüfgeschwindigkeit unterschiedlich erfolgen. Teilweise wird bei Fe-Si mit hohen Dehnraten von einer interkristallinen und bei niedrigen Dehnraten von einer transkristallinen Anrissbildung berichtet [105,190]. Je nach Lösungszustand des Kohlenstoffs sind jedoch sowohl bei hohen als auch bei niedrigen Verformungsgeschwindigkeiten interkristalline Anrisse an Korngrenzen möglich [189].

### **Dynamische Reckalterung**

Weiterhin charakteristisch für krz-Metalle mit interstitiell gelösten Einlagerungsatomen ist die dynamische Reckalterung (engl. Dynamic Strain Aging, DSA). Diese beruht auf elastischen Wechselwirkungen zwischen gleitfähigen Versetzungen und diffusionsfähigen, interstitiell gelösten Einlagerungsatomen, insbesondere Kohlenstoff und Stickstoff. Diese Zwischengitteratome diffundieren in verzernte und damit energetisch günstige Gitterbereiche, um sich dort in Form sogenannter Cottrell-Wolken anzusammeln [191,192]. Diese lokale Anreicherung erfolgt bevorzugt in den Dilationszonen der Stufenversetzungsanteile. Dadurch werden die Versetzungen verankert und höhere Spannungen sind notwendig, um die blockierten Versetzungen von den Fremdatomwolken loszulösen. Im Falle einer ausreichend hohen Temperatur können die Zwischengitteratome den Versetzungen folgen und dadurch die Versetzung erneut pinnen. Der Effekt der DSA ist besonders ausgeprägt bei Temperaturen, bei

denen die Diffusionsgeschwindigkeit der Zwischengitteratome in etwa der Gleitgeschwindigkeit der Versetzungen entspricht. Dies äußert sich im Spannungs-Dehnungs-Diagramm in einem partiell gezackten Kurvenverlauf. Hierbei wiederholt sich der Wechsel von einer lokalen Verfestigung durch Versetzungsaufstau und einem kurzzeitigen Nennspannungsabfall durch das Lösen der Versetzungen von den Fremdatomwolken [64,134].

Die dynamisch Reckalterung tritt bei niedrig-legierten  $\alpha$ -Fe typischerweise in einem Temperaturbereich zwischen 100°C und 250°C auf, wobei die Temperatur und Intensität des Effekts ebenfalls von der Dehnrates abhängig ist [25,60,95]. Ebenso bei Elektroblechen kann in diesem Temperaturbereich die dynamische Reckalterung auftreten [50]. Generell reagiert das zyklische Ermüdungsverhalten von  $\alpha$ -Fe empfindlich auf dynamische Reckalterungseffekte. Deshalb kann bei unlegierten Stählen unter zyklischer Belastung in dem Temperaturbereich mit ausgeprägter DSA eine höhere Schwingfestigkeit vorliegen als bei Raumtemperatur [133].

### Zwillingsbildung

Neben der kristallografischen Gleitung von Versetzungen ist die Zwillingsbildung ein weiterer und mit der Gleitung konkurrierender Verformungsmechanismus. Hierbei klappen Kristallbereiche ohne die Öffnung von Atombindungen in eine spiegelsymmetrische Lage um [25,59]. Bei duktilen Werkstoffen dominiert in der Regel der Mechanismus der Gleitung, jedoch kann die Zwillingsbildung unter gewissen Voraussetzungen ebenfalls auftreten. Begünstigend hierfür wirken niedrige Temperaturen, hohe Dehnrates, große Körner sowie eine niedrige Stapelfehlerenergie des Materials [14,60]. Maßgeblich für den dominierenden Verformungsmechanismus ist, ob die kritische Schubspannung für die Gleitung höher oder niedriger liegt im Vergleich zu der kritischen Schubspannung für die Zwillingsbildung. Besonders bei krz-Metallen kann die kritische Schubspannung für eine Zwillingsbildung niedriger sein, weil die mit abnehmender Temperatur stark ansteigende Fließgrenze den Verformungsmechanismus der Zwillingsbildung energetisch günstiger werden lässt. [60]

Bei Fe-Si-Einkristallen mit etwa 3 Gew.-% Si ist die Zwillingsbildung erst bei äußerst niedrigen Temperaturen (-196°C) der dominierende Verformungsmechanismus [101]. Jedoch ist ebenfalls bei Raumtemperatur das Auftreten von Verformungszwillingen sowohl nach dem Kaltwalzen als auch bei uniaxialer Verformung zu beobachten, siehe Abbildung 14 [193,194].

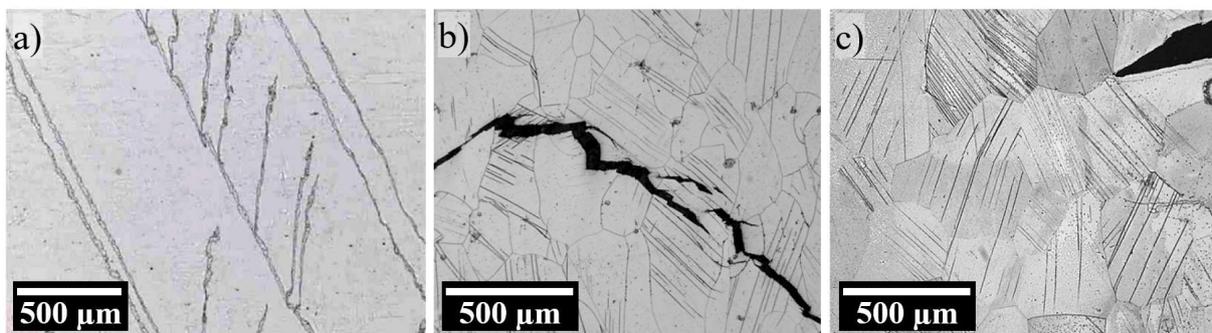


Abbildung 14: Zwillingsbildung bei a) kaltgewalzten Elektroblechen mit 3 Gew.-% Si [193] b) kaltgewalzten Elektroblechen mit 4 Gew.-% Si [195], c) kaltgewalzten Elektroblechen mit 6,5 Gew.-% Si nach vorheriger Abschreckung [195]

Bei Si-Anteilen von über 5 Gew.-% erfolgt im Falle einer konventionellen Herstellung keine Zwillingsbildung, aufgrund der Ausbildung von Ordnungsstrukturen [14]. Bei hohen Si-Anteilen kann die Zwillingsbildung nur auftreten, wenn die Entstehung der Ordnungsstrukturen durch eine schnelle Abschreckung unterbunden wird [195,196]. Mengen von 3 bis 4 Gew.-% Si wirken günstig für die Zwillingsbildung, weil hierbei das Silicium im Mischkristall gelöst vorliegt und gegenüber reinem  $\alpha$ -Fe die Stapelfehlerenergie deutlich reduziert ist [31,103].

### **Temperatureinfluss bei zyklischer Belastung**

Die wirkenden Versagensmechanismen können bei zyklischer Belastung je nach Temperatur unterschiedlich sein und dadurch das Ermüdungsverhalten beeinflussen. Generell steigt die Schwingfestigkeit mit abnehmender Temperatur und umgekehrt. Hierfür ursächlich ist die temperaturabhängige Änderung der Fließgrenze. Bei abnehmender Temperatur wird jedoch zusätzlich die Spröbruchneigung begünstigt aufgrund einer reduzierten Duktilität, weshalb ab einer legierungsspezifischen Grenztemperatur ein starker Abfall der Bruchzähigkeit stattfindet [197]. Bei zunehmender Temperatur steigt außerdem die Stapelfehlerenergie, wodurch die zugehörige Zunahme der Quergleitfähigkeit die Tendenz zu einem welligen Gleitcharakter verstärkt und dadurch die Versetzungsbewegung von kfz-Metallen bei erhöhter Temperatur dem Verhalten von kfz-Metallen näherkommt. [95,11,122]

### **Temperatureinfluss für den Anwendungsfall Elektroblech**

Bei dem Betrieb von Elektromotoren treten Temperaturen von typischerweise bis zu 180°C auf, wobei der Temperaturanstieg während des Betriebs von der Effizienz, dem Lastprofil und der Kühlleistung abhängt [7,66]. Die komponentenseitig limitierenden Faktoren resultieren aus der Drahtisolierung und dem elektrischen Widerstand der Kupferwicklungen [198].

Für reines  $\alpha$ -Fe besteht eine ausgeprägte Temperaturabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften, siehe Abbildung 7 [26,199]. Hoecke et al. berichten für eine konventionelle Elektroblechlegierung zudem von einem steilen Abfall der Streckgrenze bei Temperaturen bis 100°C [89]. Bode et al. sowie Knetsch et al. beschreiben eine Reduktion der Streckgrenze bei 180°C gegenüber Raumtemperatur von 15% [50] beziehungsweise 30% [7]. Als ursächlich angesehen wird die temperaturabhängige Beweglichkeit der Schraubenversetzungen und die Änderung des Peierls-Potentials, siehe Kapitel 2.3.1 [30].

Das zyklische Ermüdungsverhalten von Elektroblechen zeigt laut Gao et al. bei 100°C keine signifikante Abnahme der Dauerfestigkeit [9] und laut Knetsch et al. bei 180°C um ca. 6% [7].

### **2.4.3 Einfluss der Orientierung zur Walzrichtung**

Der Herstellungsprozess von gewalzten Elektroblechen ist maßgeblich verantwortlich für die mikrostrukturelle Ausprägung hinsichtlich Korngröße und Textur [46,56]. Entgegen stationären Anwendungen (z. B. Transformatoren) werden bei den rotierenden Elektromotoren möglichst isotrope Eigenschaften bevorzugt. Dennoch zeigen auch jene Elektroblechgüten, welche als nicht-kornorientiertes Elektroblech deklariert sind, ein anisotropes Materialverhalten, weil die eingebrachte Walztextur trotz anschließender Schlussglühung nicht vollumfänglich aufgelöst wird [182,200,201]. Die aus der Textur resultierenden

Eigenschaftsunterschiede zwischen den Orientierungen sind je nach Elektroblechgüte verschieden. Typischerweise liegen die niedrigsten Festigkeitswerte in der Walzrichtung vor als Folge der Texturierung. Dies betrifft nicht nur Elektroblech, sondern ist bei vielen kaltgewalzten Metallen bekannt [202-204]. Im Gegensatz zu den quasistatischen Festigkeitswerten [67,205] ist über den Einfluss der Orientierung auf die Ermüdungslebensdauer von Elektroblechen wenig publiziert. Schayes beschreibt die Auswirkung der 0°- und 90°-Orientierung auf die Hysteresekurven anhand einzelner Versuche unter zyklischer Beanspruchung, aber ohne eine Analyse der Lebensdauer [37]. In einer weiteren Studie werden spannungsgesteuerte Ermüdungsversuche mit einer eigentlich für Zugversuche genormten Probengeometrie für die Orientierungen 45° und 90° durchgeführt, wobei 45° die höheren Lebensdauerwerte der beiden Orientierungen erreicht [206]. Frühere Untersuchungen hinsichtlich der Ermüdungslebensdauer von Elektroband wurden meist bloß in der Walzrichtung durchgeführt, da diese Richtung laut quasi-statischer Zugversuchsdaten als die schwächste Orientierung angesehen wird [37,87]. Die quasistatischen Trends spiegeln jedoch nicht zwangsweise die Ermüdungslebensdauer wieder, wie beispielsweise für geschmiedeten Stahl gezeigt wurde [207].

#### 2.4.4 Einfluss des Spannungsverhältnisses

Viele experimentelle Wöhlerkurven stammen aus Ermüdungsversuchen, bei denen die Mittelspannung  $\sigma_M$  Null beträgt. Unter realen Betriebsbedingungen ist die mittlere Spannung oftmals von dieser idealisierten Betrachtung abweichend, weshalb die Wöhlerdaten bei  $\sigma_M = 0$  MPa für zahlreiche Anwendungsfälle nicht unmittelbar repräsentativ sind [60,110]. Im Vergleich zu einer mittelspannungsfreien Versuchsdurchführung werden bei gleicher Spannungsamplitude im Falle von Druckmittelspannungen höhere Zyklenzahlen und im Falle von Zugmittelspannungen niedrigere Zyklenzahlen erreicht. Für die Vorhersage dieses Verhaltens gibt es zum Beispiel die Ansätze nach Goodman und Gerber [208,209]. Hierbei wird mithilfe der Zug-Druck-Wechselfestigkeit  $\sigma_w$  sowie der Zugfestigkeit  $R_m$  die Schwingfestigkeitsänderung in Abhängigkeit der Mittelspannung abgeschätzt. Die Visualisierung des Mittelspannungseinflusses erfolgt typischerweise über das Dauerfestigkeitsschaubild nach Haigh, siehe Abbildung 15.

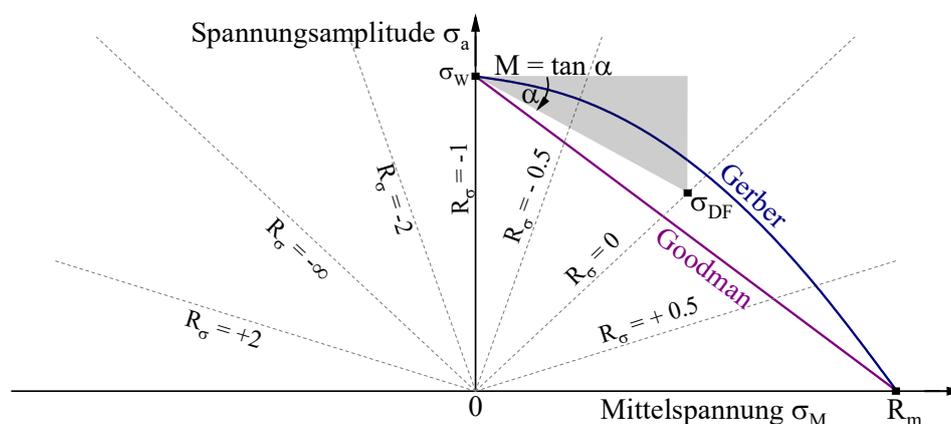


Abbildung 15: Schematisches Dauerfestigkeitsschaubild nach Haigh mit Markierung der experimentell zu bestimmenden Datenpunkte für die Wechselfestigkeit  $\sigma_w$ , Zugfestigkeit  $R_m$  und Dauerfestigkeit  $\sigma_D$ . Abschätzmethode nach Goodman und Gerber [11,110].

Hierbei werden die Dauerfestigkeit oder wahlweise andere definierte Zeitfestigkeitswerte als Funktion der Mittelspannung  $\sigma_M$  und Spannungsamplitude  $\sigma_a$  aufgetragen. Zusätzlich ist in Abbildung 15 der Zusammenhang zwischen  $\sigma_a$  und  $\sigma_M$  für verschiedene Lastverhältnisse in Form von Ursprungsgeraden mit unterschiedlichen Steigungen dargestellt. Die Lastverhältnisse werden auch als R-Werte bezeichnet und entsprechen dem Quotienten aus Oberspannung  $\sigma_O$  und Unterspannung  $\sigma_U$ . Weiterhin können Rückschlüsse auf die Mittelspannungsempfindlichkeit  $M$  gezogen werden. Diese beschreibt die Änderung der dauerfest ertragbaren Spannungsamplitude in Abhängigkeit der R-Werte und ist definiert als die Neigung der experimentellen Dauerfestigkeitslinie von der Wechselfestigkeit ( $R_\sigma = -1$ ) und der Schwellfestigkeit ( $R_\sigma = 0$ ). Die Mittelspannungsempfindlichkeit ist nicht nur werkstoffgruppenspezifisch, sondern auch von dem Kantenzustand abhängig [64,134,168,210].

#### 2.4.5 Einfluss von Kerben

Im Gegensatz zu idealisierten Schwingproben sind bei realen Bauteilen häufig örtliche Spannungskonzentrationen durch geometrische Kerben unvermeidbar und stellen dadurch bevorzugte Orte für den Versagensbeginn da. Die Kerbwirkung beruht auf einer Störung des gleichmäßigen Kraftflusses durch eine lokale Querschnittsänderung und die daraus resultierenden Spannungsüberhöhungen wirken in der Regel schwingfestigkeitsmindernd. Gemäß Elastizitätstheorie wird die theoretische Kerbspannung beschrieben über die Kerbformzahl  $K_t$ , welche das Verhältnis zwischen der maximalen Kerbgrundspannung  $\sigma_{k,max}$  und der Nennspannung  $\sigma_n$  beschreibt. Allerdings ist die tatsächliche Kerbspannung bei den meisten Werkstoffen geringer, als es die theoretische Spannungserhöhung vermuten lässt [11]. Diese Abweichung lässt sich über die dynamische Stützwirkung gemäß der Mikrostützwirkungstheorie nach Neuber erklären. Demnach unterstützt das weniger belastete umgebende Material den höchstbeanspruchten Kerbbereich. Der dabei stattfindende Abbau der Spannungsspitzen im Kerbgrund beruht auf einer Spannungsumlagerung durch lokale Fließvorgänge, wodurch gleichzeitig die Belastung in dem darunterliegenden Material ansteigt [59,11]. Die durch Kerbwirkung tatsächlich eintretende Dauerfestigkeitsminderung wird durch die Kerbwirkungszahl  $K_f$  angegeben. Sie ist definiert als der Quotient zwischen der Dauerfestigkeit von ungekerbten Schwingproben  $\sigma_{a,D,K_t=1}$  und von gekerbten Schwingproben  $\sigma_{a,D,K_t>1}$ . Eine elastische Auslegung, um plastischen Dehnungen vollständig zu vermeiden, kann zu einer konservativen Bauteildimensionierung führen. Daher wird die Reduktion der Schwingfestigkeit aufgrund von Kerben mittels  $K_f$  beschrieben. Das Verhältnis zwischen theoretischer und schwingfestigkeitswirksamer Spannungsüberhöhung wird zudem über die plastische Stützziffer oder auch dynamische Stützwirkungszahl  $n_\sigma$  definiert [110]:

$$n_\sigma = \frac{K_t}{K_f} = \frac{\sigma_{k,max}/\sigma_n}{\sigma_{a,D,K_t=1}/\sigma_{a,D,K_t>1}} \quad (8)$$

Die plastische Stützziffer berücksichtigt somit die Fähigkeit eines Bauteils mit Kerben umzugehen. Allerdings sind Vorhersagen über die dynamische Stützwirkung aufgrund von Einflussfaktoren wie Probengröße, Auftretenswahrscheinlichkeit oder Materialimperfectionen schwierig [86,211]. Generell können duktile Werkstoffe die Spannungsspitzen besser abbauen, während höherfeste und spröde Werkstoffe kerbempfindlicher reagieren [110]. Bei gekerbten

Stahlblechen reduziert sich der Einfluss durch die Oberflächencharakteristik mit zunehmender Kerbschärfe. So zeigt sich beispielsweise bei Stahl-Feinblechen mit einem Kerbfaktor von 4,6 kein Lebensdauerunterschied zwischen schergeschnittenen und polierten Kanten, weil die Makrokerbe das Schwingfestigkeitsverhalten dominiert [84].

#### 2.4.6 Einfluss der Korngröße

Bei zahlreichen Anwendungsfällen von Elektroblechen hängt die angestrebte Korngröße primär von dem magnetischen Anforderungsprofil ab [53]. Demnach ist die Ziel-Korngröße neben dem Legierungsgehalt auch von der Blechdicke und der Ummagnetisierungsfrequenz abhängig [212,213]. Eine grobkörnige Mikrostruktur sorgt für niedrigere Gesamtverluste, weil weniger Korngrenzen die Bewegung der Blochwände behindern. Allerdings steigen gleichzeitig die durch Induktion hervorgerufenen Wirbelstromverluste. Häufig eingesetzte Korngrößen liegen daher im Bereich von 40  $\mu\text{m}$  bis 130  $\mu\text{m}$ , während Korngrößen von über 140  $\mu\text{m}$  insbesondere für hochfrequente Anwendungen als überdimensioniert gelten [214-216].

Bei einer überlagerten mechanischen Beanspruchung, wie im Falle von hochdrehenden Elektromotoren, ist aus Sicht des Ermüdungsverhaltens ein feinkörniges Gefüge zielführend, weil durch Feinkornhärtung höhere Festigkeiten sowie Bruchdehnungen resultieren und die Rissentstehung und Rissausbreitung erschwert wird [64]. Die Auswirkung der Korngröße auf die Streckgrenzenänderung  $\Delta\sigma_{FK}$  kann mittels der Hall-Petch-Beziehung abgeschätzt werden:

$$\Delta\sigma_{FK} = \frac{k_{HP}}{\sqrt{d}} \quad (9)$$

wobei  $k_{HP}$  der Hall-Petch-Konstanten und  $d$  dem mittleren Korndurchmesser entspricht [64]. Ursächlich für die Feinkornverfestigung ist die unterbrechende Wirkung der Korngrenzen auf Gleitvorgänge [44]. Die Versetzungslinien stauen sich an den Korngrenzen auf, wobei die Länge des Aufstaus und die Anzahl der involvierten Versetzungen auf den halben Korndurchmesser begrenzt ist [25]. Bei einem grobkörnigen Gefüge sind durch die längeren Wegstrecken bis zu der aufstauenden Korngrenze mehr Versetzungen beteiligt. In Folge sind die durch Pile-up wirkenden Spannungskonzentrationen auf die Korngrenze höher als bei einer feinkörnigen Mikrostruktur. Wird dabei die Korngrenzfestigkeit überschritten, findet die interkristalline Anrissbildung statt. [59,60,189]

Der Scherschneidevorgang wird durch die Korngröße ebenfalls beeinflusst, weil die Höhe und Streuung der Schnittkraft mit zunehmender Korngröße ansteigt [179,217]. Zusätzlich ist die hinsichtlich Härte und Eigenspannungen beeinflusste Randzone weitreichender bei einem groben Korn [218]. Folglich reagieren die magnetischen Eigenschaften empfindlicher auf das Scherschneiden im Falle von grobkörnigen Gefügen [94,212,219].

#### 2.4.7 Einflüsse einer Wärmebehandlung auf verformte Elektrobleche

Neben einer Glühung für die gezielte Einstellung der Korngröße können mit einer Wärmebehandlung von Elektroblechen weitere Absichten verfolgt werden. Die durch das Kaltwalzen und den Scherschneidevorgang eingebrachte plastische Verformung beeinträchtigt die magnetischen Eigenschaften, weil die Bewegung von Blochwänden durch die induzierten Versetzungen und Eigenspannungen behindert wird. Bei hinreichender thermischer

Aktivierung während einer Wärmebehandlung kann die gespeicherte plastische Verformung abgebaut werden, weil eine Reduzierung des intrinsischen Spannungszustands angestrebt wird [59]. Dabei werden in Abhängigkeit der Glühtemperatur und Glühdauer drei Vorgänge unterschieden: Erholung, Rekristallisation und Kornwachstum. Die Erholungsvorgänge betreffen das Auslösen und Umordnen von Versetzungen und bewirken dadurch Entfestigungsreaktionen. Die Rekristallisation bewirkt eine feinkörnige Neubildung der Gefügestruktur durch die Entstehung und Bewegung von Großwinkelkorngrenzen unter Aufzehrung der ursprünglichen Verformungsstruktur [25,44]. Mit zunehmender Dauer oder Höhe der Temperatureinwirkung kann die Korngröße entweder gleichmäßig zunehmen (stetige Kornvergrößerung) oder ungleichmäßig in Form von sekundärer Rekristallisation durch das Wachstum von einzelnen und dominierenden Körnern (unstetige Kornvergrößerung). Als treibende Kraft wirkt die gespeicherte Verformungsenergie und der Verzerrungszustand, während für das Kornwachstum die Verringerung der Grenzflächenenergie über diffusionskontrollierte Platzwechselfvorgänge prozesstreibend ist. [59,220]

Bei Elektroblechen kann eine an die Fertigungskette anschließende Wärmebehandlung die bei der Herstellung eingebrachten Schädigungen in Form von Versetzungen und Eigenspannungen mildern [21]. Dadurch ist die Wiederherstellung der ursprünglichen magnetischen Eigenschaften zu großen Anteilen möglich [221,222]. Oftmals verhalten sich die Änderungen der Mikrostruktur gegenläufig bezogen auf die magnetischen und mechanischen Eigenschaften. Die Wärmebehandlung kann sich allerdings auch auf die mechanische Dauerfestigkeit positiv auswirken bedingt durch den Abbau der stark verfestigten Randzone inklusive der Zonen mit hohen Zug-Eigenspannungen [156,223]. Die Rekristallisationstemperatur von Eisen liegt bei etwa 500°C bis 600°C [25,44] Bei schergeschnittenen Elektroblechen werden hingegen signifikante Änderungen erst bei Temperaturen von mindestens 650°C festgestellt [221], wobei typischerweise 700°C bis 750°C verwendet werden [50,224].

Nicht-kornorientierte Elektrobleche lassen sich grundlegend in zwei Produktgruppen einteilen: vollständig verarbeitete (engl. fully-processed, FP) und halb verarbeitete (engl. semi-processed, SP) Sorten. Bei FP-Gütern findet die in Kapitel 2.2.1 besprochene konventionelle Verarbeitung mit Warmwalzen, Kaltwalzen und einer vollständigen Schlussglühung statt. Hierbei werden durch die stattfindende Rekristallisation sowie durch das kontrollierte Kornwachstum versetzungsarme und entspannte Ausgangsgefüge erzeugt. Dadurch können die magnetischen Eigenschaften anhand von genormten Klassifizierungen gezielt eingestellt werden [54]. Im Gegensatz dazu werden SP-Gütern zwar auf die endgültige Dicke kaltgewalzt, im Anschluss aber hinsichtlich Zeit und Temperatur keiner vollständigen Schlussglühung unterzogen. Dadurch besitzen SP-Gütern noch ein gewisses Maß an gespeicherter Verformungsenergie, wodurch trotz der ausbleibenden Rekristallisation bei einer zweiten Wärmebehandlung das Kornwachstum erleichtert stattfindet. Hierbei wirkt primär die Verringerung der Grenzflächenenergie über diffusionskontrollierte Korngrenzbewegungen als Triebkraft für den Kornwachstumsprozess [42,225]. Die SP-Gütern sind demnach so konzipiert, dass die Einstellung von anwendungsspezifischen magnetischen Eigenschaften durch den weiterverarbeitenden Kunden erst nach einer vollständigen Verarbeitung (Scherschneiden, Stapeln, Endmontage) ermöglicht wird [38].

### 3 Experimentelle Methoden

#### 3.1 Versuchsplan

Abbildung 16 gewährt einen Überblick über die untersuchten Probenvarianten. Hierbei wird unterschieden zwischen schergeschnittenen Kanten sowie Kanten, die mit einem alternativen Fertigungsverfahren hergestellt werden. Dazu zählt neben Erodieren (EDM) und Laserstrahlschmelzschnitten (LBC) auch eine manuelle Politur der Probenkanten. Ergänzend werden einige Varianten verfahrenübergreifend an mehreren Kantenzuständen untersucht.

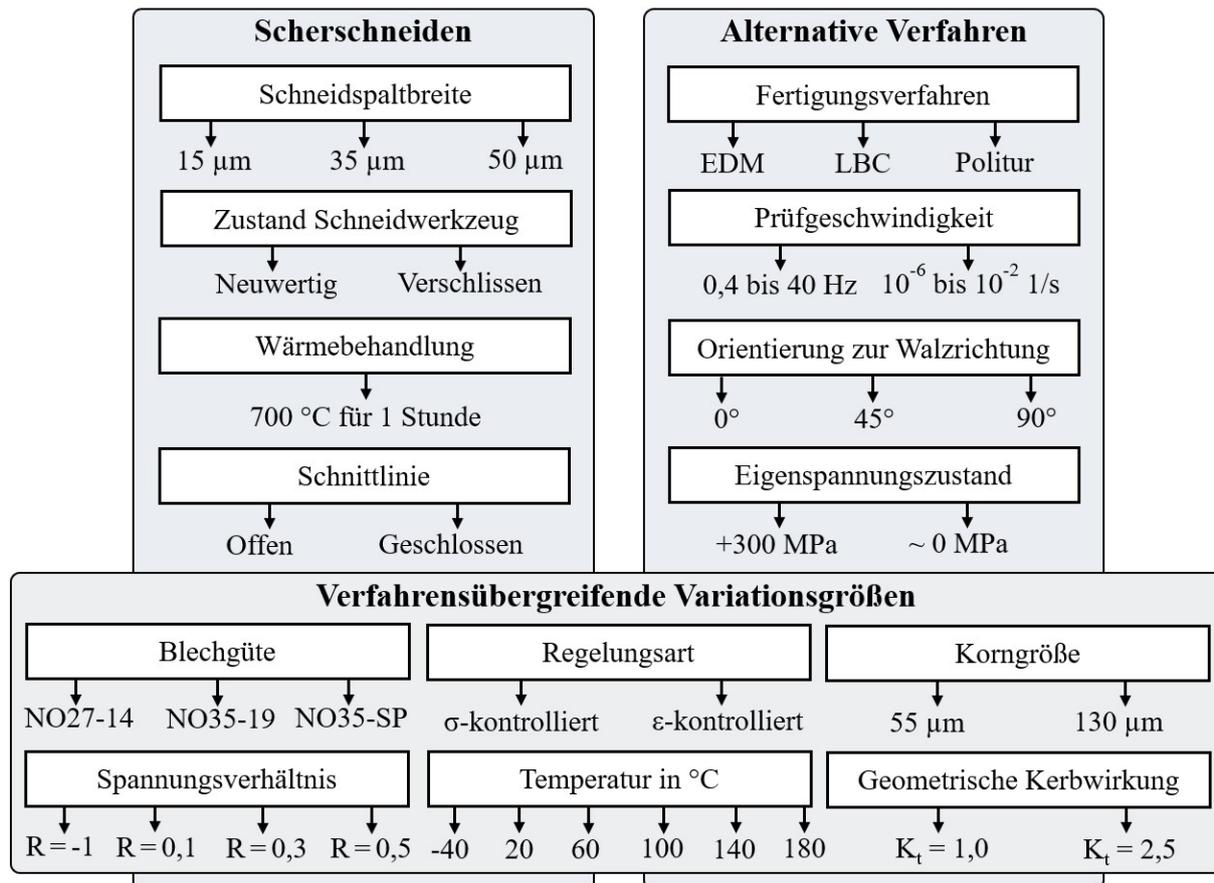


Abbildung 16: Übersicht der experimentellen Untersuchungsvarianten.

Generell können Ermüdungsbeanspruchungen im technischen Umfeld sowohl spannungs- als auch dehnungskontrolliert auftreten. Die Drehung des Rotors in Elektromotoren wird durch die zeitlich veränderlich wirkenden Fliehkräfte als eine spannungskontrollierte Belastung im Zugschwellbereich angesehen [64]. Das Auftreten von hohen Druckkräften ist bei einer typischen Betriebsbeanspruchung für den Anwendungsfall Elektroblech hingegen nicht zu erwarten [84]. Dennoch können als Folge des Einbaus der paketierten Blechlamellen in das Motorgehäuse mittels Querpressverband sowohl konstante als im Betrieb auch zyklisch variierende Druckspannungen wirken. Daher werden im Rahmen dieser Arbeit sowohl spannungskontrollierte Einstufenversuche im Zug-Schwellbereich als auch dehnungskontrollierte Einstufenversuche im Zug-Druck-Wechselbereich durchgeführt. Die Ergebnisse von Dehnungsregelung mit einer konstanten Dehnungsamplitude und einer Mitteldehnung von Null ist als Eingabegröße für die Lebensdauerberechnung nach dem

örtlichen Konzept gemäß der FKM-Richtlinie Nichtlinear gebräuchlich [176,226,227]. Darüber hinaus helfen dehnungsgeregelte Schwingversuche bei der Untersuchung des mechanischen Wechselverformungsverhaltens, der Interpretationsmöglichkeit des zugrunde liegenden Versetzungsverhaltens und der simulativen Umsetzung von Materialcharakteristiken [95,228].

Bei den dehnungsgeregelten Schwingversuchen erfolgt die Wahl der Dehnungsamplituden mit  $\Delta\epsilon_A = 0,2\%$ ,  $\Delta\epsilon_A = 0,3\%$ ,  $\Delta\epsilon_A = 0,4\%$  und  $\Delta\epsilon_A = 0,6\%$  in Anlehnung an das Stahl-Eisen-Prüfblatt (SEP) 1240 und den Bericht Nr. 807 der Forschungsvereinigung Antriebstechnik [84,176]. Zusätzlich wird der Lasthorizont  $\Delta\epsilon_A = 0,25\%$  untersucht, weil der Unterschied der Materialantwort und der Lebensdauer zwischen 0,2% und 0,3% größer ausfiel als zunächst erwartet. Die fünf Lasthorizonte werden jeweils mit mindestens zwei gültigen Versuchen belegt. Die für das Referenzniveau verwendete Dehnrates von  $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^{-3} \text{s}^{-1}$  entspricht dem Mittelwert des empfohlenen Bereichs nach ISO 12106 [170]. Die Auswertung der dehnungsgeregelten Schwingversuche erfolgt nach SEP 1240 und ISO 12106 [170,176]. Zur Bestimmung der zyklischen Kennwerte sind generell unterschiedliche Verfahren denkbar [227]. Für die Aufteilung der Gesamtdehnungsamplitude in einen elastischen und plastischen Anteil erwies sich für Elektrobleche die Verwendung des für jeden Einzelversuch probenspezifischen E-Moduls als vorteilhaft. Dieser wird durch eine Regression im elastischen Bereich der Spannungs-Dehnungs-Hysterese bestimmt. Die zyklischen Werkstoffkennwerte gelten für stabilisiertes Werkstoffverhalten, welches im Falle einer ausbleibenden Stabilisierung bei der halben Anrisschwingspielzahl definiert wird [176].

Bei den spannungsgeregelten Schwingversuchen nach DIN 50100 liegt in Anbetracht der Auslegungskriterien von Elektromotoren im automobilen Umfeld der Fokus auf dem Zeitfestigkeitsbereich. Bei den meisten Varianten ist die Lage des Zeitfestigkeitsbereichs allerdings unbekannt, weshalb die Lasthorizonte zunächst im Perlenschnurverfahren abgeschätzt werden, bevor mit verbleibenden Prüflingen versucht wird, den oberen und unteren Übergangsbereich der Zeitfestigkeitsgeraden möglichst genau zu definieren. In den Übergangsbereichen ist zwar die Streuung der Versuchsergebnisse höher, jedoch wird dadurch die Treffsicherheit bei der Abschätzung des Lageparameters C und des Neigungsexponenten k stärker verbessert als bei Datenpunkten, die in der Mitte der Zeitfestigkeitsgeraden liegen [169,229]. Dennoch werden in dieser Arbeit auch gezielt Versuche in der Mitte des Zeitfestigkeitsbereichs durchgeführt, um unter anderem das Wechselverformungsverhalten in Abhängigkeit der Amplitudengröße bewerten zu können.

Bei Elektroblechproben werden vereinzelt Ausfälle in einem Lastspielzahlbereich zwischen  $1 \cdot 10^6$  und  $7 \cdot 10^6$  Zyklen beobachtet [84,155]. Daher werden in dieser Arbeit Schwingproben entgegen SEP 1240 und DIN 50100 erst als dauerhaft eingeordnet, wenn sie  $1 \cdot 10^7$  Zyklen ohne Anriss erreichen. Bei höheren Lastspielzahlen kann davon ausgegangen werden, dass auch weitere Schwingspiele ohne ein Bauteilversagen ertragen werden. [59]

Die Wahl bei der Variation der Prüftemperatur erfolgt in Anlehnung an das zu erwartende Temperaturprofil einer PSM während des Betriebs. Hierfür entspricht eine Temperatur von 180 °C einem gängigen Maximalwert [230,231].

### 3.2 Methodenübersicht

Tabelle 1 zeigt eine Übersicht über die verwendeten Untersuchungs- und Analysemethoden sowie die zugehörigen Gerätschaften und gegebenenfalls verwendete Normen und Richtlinien.

*Tabelle 1: Gesamtüberblick über die experimentellen Methoden.*

<b>Methode</b>	<b>Prüfgerät</b>	<b>Zielgröße</b>	<b>Bemerkung / Norm</b>
Schwingfestigkeitsversuche im LCF- und HCF-Bereich	Electropuls E10000 von Instron GmbH	Ermüdungsverhalten, Lebensdauer	In Anlehnung an ISO 12106, DIN 50100 und SEP 1240
Dehnungsaufnehmer	EXA 10-0,5 Sandner-Messtechnik	Längsdehnung	Kalibrierung nach DIN EN ISO 9513 Klasse 0,5
Ausrichtvorrichtung	AlignPRO von Instron GmbH	Biegedehnung	Kontrolle der Ausrichtung nach ISO 23788
Kraftmessdose der Electropuls E10000	Dynacell ± 10 kN von Instron GmbH	Axialkraft	Kalibrierung nach DIN EN ISO 7500-1 Klasse 0,5
Dickenmessung	Bügelmessschraube Mahr Micromar 40 ER	Blechdicke	Auflösung: 0,001 mm Gemäß DIN EN 10106
Scherschneiden mit Schnellläuferpresse	Bruderer AG BSTA 1600-181	Schnittkante	Schnittgeschwindigkeit 100 Hub pro Minute
Vakuum-Rohröfen	Nabertherm RO 50-250/13	Gefügestruktur, Korngröße	Schutzfolie X5CrNiTi17-10 Glühung nach DIN 10341
Digitale Bildkorrelation (DIC)	ARAMIS 4M V6 GOM Metrology GmbH	Dehnungsverteilung	Schwarz-weiß Sprühmuster mit Facettengröße 19 Pixel
Röntgendiffraktometrie (XRD)	Empyrean 2 PANalytical B.V.	Eigenstressungen, Phasenidentifizierung	Auswertung Sin <sup>2</sup> φ-Method Kathodenmaterial Cobalt
3D-Profilometer	DCM8 Leica Microsystems GmbH	Topographie & Oberflächenrauheit	ISO 25178
Digitalmikroskopie	VHX-8000 Keyence Corporation	Bruchflächen- & Gefügeaufnahmen	-
Nanoindentierung	Triboindenter TI 950 Hysitron Inc.	Nanoindentation	Prüfkraft F <sub>max</sub> = 10 mN, Berkovich Spitze TI-0039
Rasterelektronenmikroskopie (SEM)	LEO 1430 Carl Zeiss AG	Bruchflächenbilder sowie EDX & EBSD	Beschleunigungsspannung 20 kV
Energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDS)	XFlash6130 Bruker AXS	Ortsaufgelöste Elementanalyse	-
Elektronenrückstreuung (EBSD)	e-Flash HR+	Kornorientierung	Nachrangige Analyse mit ATEX Software-Tool
Transmissionselektronenmikroskopie (TEM)	Zeiss Libra 200 FE	Versetzungsstruktur	Beschleunigungsspannung 200 kV
Elementanalyse/ Spektrometrie	Thermo Scientific ARL 4460, LECO CS844	Chemische Zusammensetzung	Kalibration anhand N-Referenzproben
Vibrationspolitur	Saphir Vibro ATM GmbH	Probenpräparation EBSD & Nanohärte	Mit Poliersuspension ETOSIL für 20 Stunden
Mikrohärteprüfung	Q10A+ Qness GmbH	Härte Vickers (HV0,1 bis HV10)	DIN EN ISO 6507 Teil 1
Zugprüfung	Zwick Roell Z050 (50 kN Kraftmessdose)	E, R <sub>p</sub> /R <sub>e</sub> , R <sub>m</sub> , A, v	DIN EN ISO 6892 Teil 1

Die Durchführung aller Wärmebehandlungen findet im Vakuum statt, weil die Elektrobleche sowohl an den ungeschützten Kanten als auch auf der Walzoberfläche trotz Isolierbeschichtung insbesondere bei Temperaturen oberhalb von 800°C leicht oxidieren und dadurch das Ermüdungsverhalten negativ beeinflusst werden würde [42]. Die Durchführung der Wärmebehandlungen erfolgt in Anlehnung an DIN EN 10341 mit einer Aufheizrate von 200 °C/h und einer Abkühlrate von 120 °C/h bis zu einer Temperatur von 550°C [232]. Von dort aus kühlen die Schwingproben über eine Dauer von etwa drei bis vier Stunden im Ofen langsam weiter ab, um die Bildung von thermischen Spannungen möglichst zu vermeiden [21].

Die Probenentnahme für die quasistatischen und zyklischen Versuche erfolgt aus Platinen der Rohbleche mit den Dimensionen 500 x 500 mm und einer Blechdicke von 0,27 mm beziehungsweise 0,35 mm mittels der Herstellungsverfahren EDM, LBC und Scherschneiden. Dabei wird der äußere Randbereich der Platinen vermieden, um eine möglichst homogene Werkstoffqualität zu erhalten [176]. Für den polierten Kantenzustand werden die Proben in mehreren Schritten von Hand feingeschliffen und anschließend poliert. Dies erfolgt zu Beginn mit einem groben Schleifpapier der Körnung P240, um geometrische Kerben sowie fertigungsbedingte Eigenspannungen im Randbereich zu entfernen. Nach einer schrittweisen Erhöhung der Körnung bis P4000 folgt der letzte Schritt in Form einer Politur mit 3 µm Diamantsuspension und einem Poliertuch. Dadurch werden die Anforderungen an die Oberflächenrauheit von polierten Kanten nach ISO 12106 und SEP1240 erfüllt. Weiterhin sind alle Proben aus der jeweils gleichen Schmelze beziehungsweise Blech-Coil entnommen, weil Schwankungen zwischen einzelnen Chargen einen nennenswerten Einfluss auf die Materialeigenschaften des Elektroblechs haben können [180].

Das Scherschneiden erfolgt über den Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen der Technischen Universität München. Die Variation der Schneidspaltbreite und des Schneidkantenzustands wird durch einen modularen Werkzeugaufbau und die Verwendung von unterschiedlichen Stempleinsetzen erzielt. Um einen verschlissenen Schneidkantenzustand nachzustellen, wird der Verschleiß von den Stirn- und Mantelflächen über eine elliptisch geschliffene Verrundung der Werkzeugkanten simuliert. Details hierzu können anderen Studien entnommen werden [86,233].

Nach den spannungs- und dehnungskontrollierten Ermüdungsversuchen folgt eine fraktographische Untersuchung der Bruchfläche beziehungsweise der Anrissposition sowie die Analyse der mikrostrukturellen Schädigungsvorgänge mittels Rasterelektronenmikroskopie (SEM) mit Elektronenrückstreubeugung (EBSD), Konfokalmikroskopie und an ausgewählten Schwingproben mittels Transmissionselektronenmikroskopie (TEM).

### 3.3 Prüfaufbau

Bei der mechanischen Ermüdungsprüfung von filigranen Schwingproben ist insbesondere bei einer dehnungsgeregelten Versuchsdurchführung mit  $R_\epsilon = -1$  die Verwendung von einer steifen Knickstütze zwingend notwendig, weil bei den untersuchten Blechdicken bereits geringe Druckkräfte ein Stabilitätsversagen durch Ausknicken verursachen würden. Abbildung 17 zeigt die in SEP 1240 für Dünobleche beschriebene Prüfung und auf Elektrobleche adaptierte Herangehensweise.

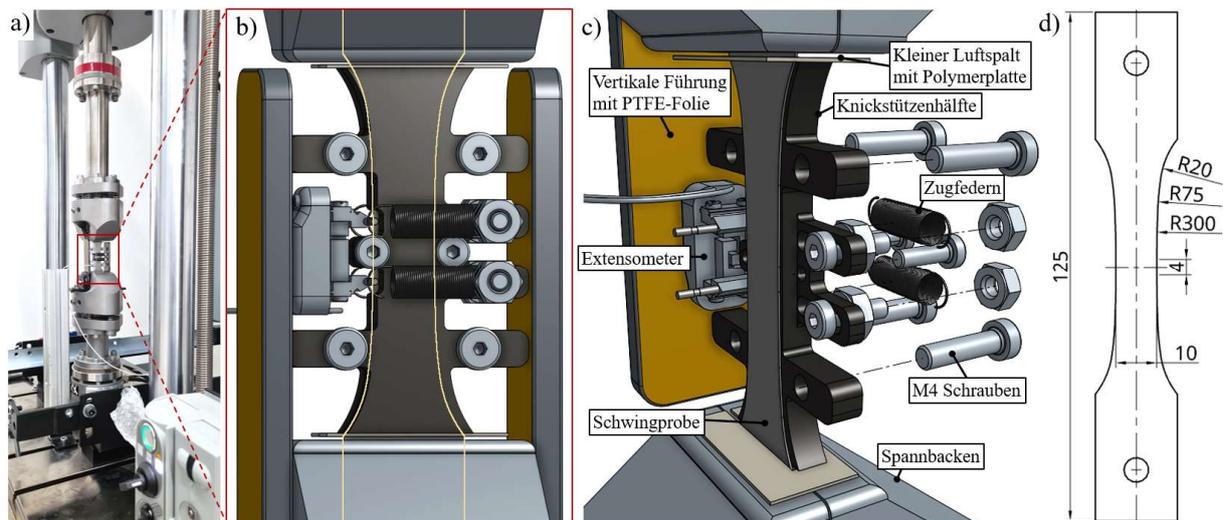


Abbildung 17: a) - c) Prüfaufbau mit einer schwimmend auf der Schwingprobe befestigten Knickstütze und d) Probengeometrie der Ermüdungsversuche.

Die beiden Hälften des Knickstützensystems werden über sechs Schrauben schwimmend gelagert auf der Schwingprobe befestigt. Für eine reproduzierbare Befestigung mit gleichmäßiger Flächenpressung wird der Schraubenanzug mit jeweils 0,06 Nm definiert. Wegen der Notwendigkeit von einer Knickstütze ist folglich die Anbringung des Dehnungsaufnehmers ausschließlich an der dünnen Seite des Blechs möglich. Deshalb werden dessen Messschneiden durch vier Zugfedern an die Kante des Blechs leicht angedrückt. Die seitlichen Führungsschienen sowie die Polymerplättchen sollen eine ungewollte Bewegung der Knickstützenhälften vermeiden, weil dadurch die Schneiden des Dehnungsaufnehmers den Kontakt zu der Probe verlieren würden. Der Spalt zwischen Knickstütze und Spannbacken muss zum einen klein genug sein, damit die Schwingproben nicht lokal ausknicken können und zum anderen groß genug, damit eine ungehinderte Dehnung ohne Kraftschluss zu den Spannbacken möglich bleibt. Hierfür erwies sich eine Spaltbreite von 0,5 mm bis 1,0 mm als zielführend. Um die Reibung zwischen den Flächen mit einer Relativbewegung zueinander gering zu halten, werden die Knickstützen mit einer DLC-Beschichtung beschichtet oder vorzugsweise mit einer dünnen Folie aus Polytetrafluorethylen (PTFE) beklebt. Neben den Einflussfaktoren durch den Prüfaufbau wirken konstruktiv bedingte geometrische Kerben mit den resultierenden Spannungsüberhöhungen als überlagerte, ungewollte Einflussgrößen bei dem Probendesign nach SEP 1240. Vorbereitend zu den in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen erfolgte daher innerhalb der Forschungsgruppe eine Optimierung der Probengeometrie. Weitere Details hinsichtlich des Prüfaufbaus und der Probengeometrie können einer separaten Veröffentlichung entnommen werden [234].

## 4 Ergebnisse

### 4.1 Eigenschaftsübersicht der verwendeten Blechgüten

Die Untersuchung des mechanischen Werkstoffverhaltens erfolgt an insgesamt drei nicht-kornorientierten (NO) Elektroblechgüten. Zwei davon, und zwar NO27-14 und NO35-19, befinden sich nach DIN EN 10303 in einem schlussgeglühten Zustand. Die dritte Blechgüte (NO35-SP) liegt in einem halb verarbeiteten Zustand vor. Die Analyseergebnisse hinsichtlich der chemischen Zusammensetzung dieser drei Varianten sind in Tabelle 2 zusammengefasst.

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung der drei untersuchten Elektroblechgüten in Gew.-%.

Blechgüte	C	Mn	Si	P	S	Al	Cr	Fe
NO27-14	0,007	0,14	3,15	0,016	0,001	0,95	0,02	95,7
NO35-19	0,009	0,26	3,02	0,011	0,002	0,68	0,03	96,0
NO35 SP	0,009	0,17	2,97	0,029	0,002	0,71	0,02	96,0

Im Wesentlichen ist die Zusammensetzung der drei Blechgüten vergleichbar. Neben Phosphor und Schwefel gilt für Elektrobleche auch Kohlenstoff als ein unerwünschtes Begleitelement und wird daher auf maximal 0,01 % limitiert. Als Hauptlegierungselement ist Silicium mit etwa 3% vertreten. Zusätzlich ist bis zu 0,95% Aluminium sowie geringe Mengen an Mangan hinzu legiert. Die mittels Röntgendiffraktometrie (XRD) für alle drei Blechgüten erfassten Reflexe sind ausschließlich der A2-Phase zuzuordnen, siehe Abbildung 18.

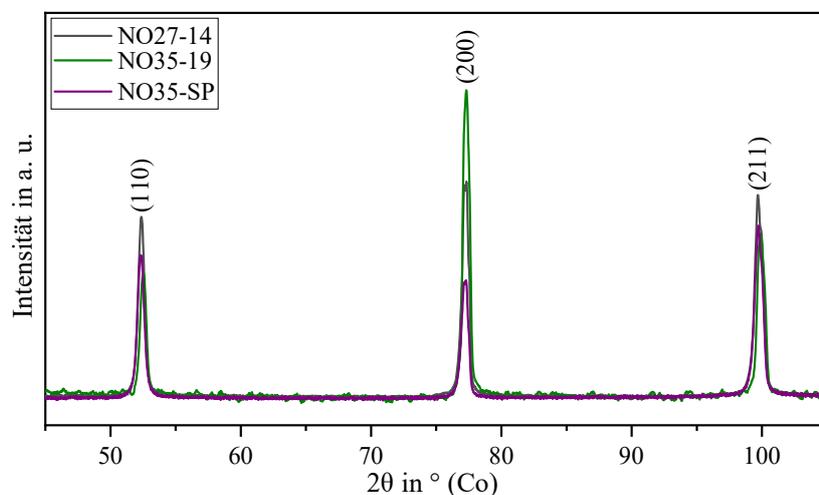
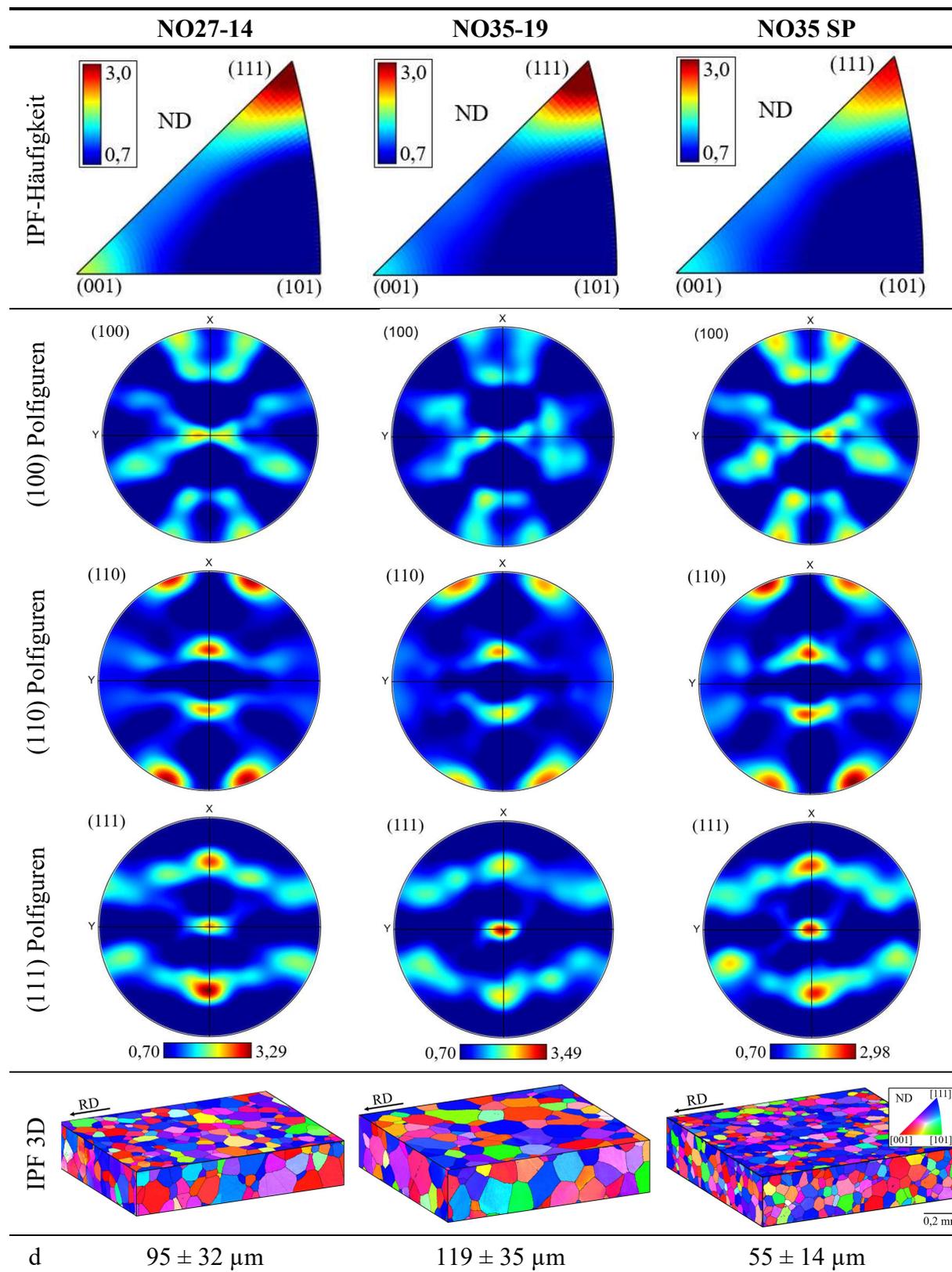


Abbildung 18: Diffraktogramm für die drei Blechgüten mit der linear skalierten Intensität in beliebigen Einheiten über dem Beugungswinkel  $2\theta$ .

Die inversen Polfiguren (IPF) in Tabelle 3 visualisieren die prozentuale Häufigkeitsverteilung der Kornorientierungen bezogen auf ein kristallfestes Koordinatensystem. Die ausgewählte IPF zeigt somit die Parallelität von der Blechnormalen in Relation zu der Normalen der jeweiligen Kristallorientierung. Größtenteils sind die  $\{111\}$ -Ebenen parallel zu der Walzebene orientiert, während parallel orientierte  $\{001\}$ -Ebenen vergleichsweise selten und  $\{101\}$ -Ebenen kaum vorkommen. Die Körner sind demnach nicht willkürlich angeordnet, sondern zeigen eine bevorzugte kristallografische Textur mit einer ausgeprägten  $\gamma$ -Faser ( $[111]//ND$ ), siehe Kapitel 2.2.1. Ergänzend dienen die Polfiguren in Tabelle 3 über eine stereographische Projektion zur qualitativen Darstellung der primären Texturinformation.

Tabelle 3: Vergleich der mikrostrukturellen Kornorientierungen und Korngrößen anhand von regulären und inversen Polfiguren (IPF) auf Basis von EBSD-Messungen der drei Blechgüten.



Die (100) Polfiguren beziehen sich auf die Lage der Würfelkanten, die (110) Polfiguren auf die Flächendiagonale und die (111) Polfiguren auf die Raumdiagonalen. Durch die vorliegenden Kristallsymmetrien und dem Walzprozess entstehen hierbei charakteristische Polfiguren. Diese stehen im Einklang mit der bekannten Textur für gewalzte Elektrobleche [50,66]. Trotz

offizieller Deklaration als nicht-kornorientierte Blechgüte ist somit eine deutliche Anisotropie vorhanden. Weiterhin geht aus den Polfiguren hervor, dass alle drei Blechgüten eine ähnliche Intensität der Textur aufweisen. Da es sich bei NO35-SP um eine halb verarbeitete Blechsorte handelt, ist die mittlere Korngröße im Lieferzustand vergleichsweise gering mit 55  $\mu\text{m}$ . Im Gegensatz dazu sind die Blechvarianten NO27-14 und NO35-19 mit 95  $\mu\text{m}$  beziehungsweise 119  $\mu\text{m}$  deutlich grobkörniger.

In Abbildung 19 ist das quasistatische Materialverhalten der drei Blechgüten dargestellt. Sowohl bei der Streckgrenze als auch bei der Zugfestigkeit liegen die höchsten Werte bei NO27-14 vor, während NO35-19 demgegenüber mit einer Differenz von etwa 10% die niedrigsten Festigkeiten aufweist. Bei der Bruchdehnung verhalten sich diese beiden Blechvarianten mit durchschnittlich etwa 19% relativ ähnlich, während NO35-SP mit 25,6% deutlich mehr Duktilität besitzt.

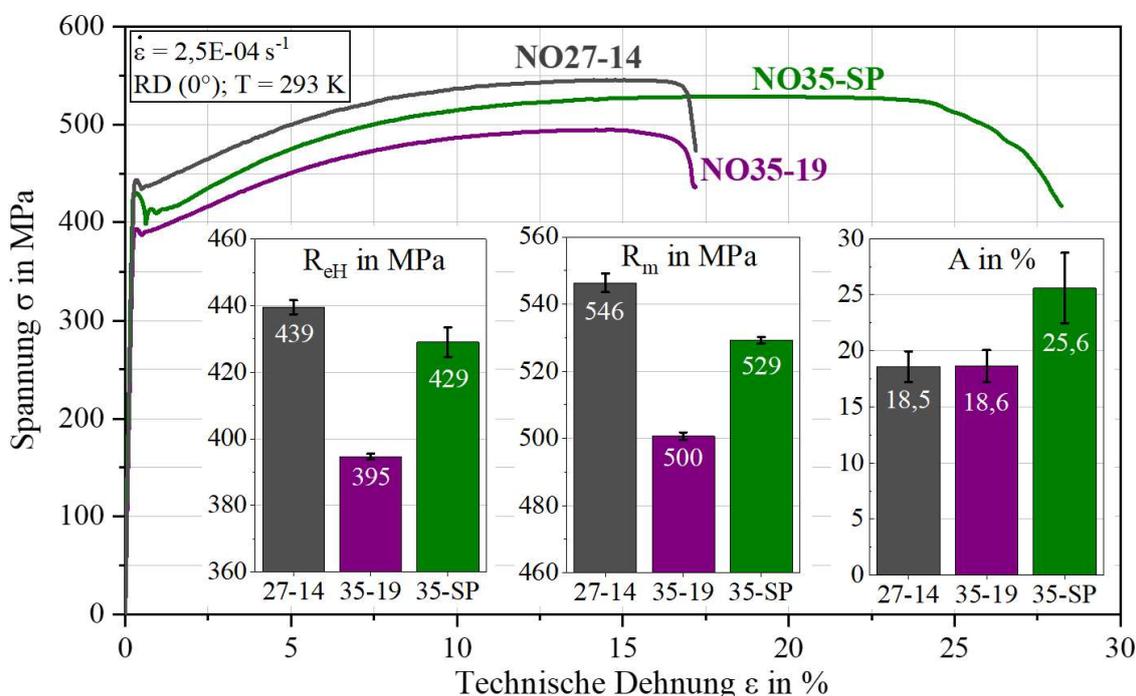


Abbildung 19: Spannungs-Dehnungs-Diagramm und mechanische Kenngrößen für die drei Blechgüten bei quasistatischer Zugbeanspruchung und entlang der Walzrichtung (RD).

Entgegen einem reinen, interstitiell-freien  $\alpha$ -Fe ohne Streckgrenzencharakteristik [132,235], weisen alle drei Elektroblechlegierungen bei einer quasistatischen Beanspruchung ein leicht ausgeprägtes Lüdersplateau auf. Hierbei erfolgt die Abnahme der Spannung nach der oberen Streckgrenze durch das Loslösen der blockierten Versetzungen von den Cottrell-Wolken. Trotz der niedrigen Konzentrationen reichen die vorhandenen Kohlenstoffanteile in Höhe von bis zu 90 ppm bereits aus, um die Erscheinung von ausgeprägten Streckgrenzeneffekten zu bewirken [63]. Nach dem Losreißen ist kurzzeitig eine niedrigere Spannung für die weitere Verformung ausreichend. Die Spannung steigt erst wieder an, sobald alle Versetzungen in dem homogen beanspruchten Probenvolumen von ihren Verankerungsatomen losgelöst sind [64]. Von den drei Varianten zeigt NO35-SP den deutlichsten Streckgrenzeneffekt bedingt durch die

feinere Mikrostruktur [236]. Diese Charakteristik ist ebenfalls ersichtlich aus den optischen Verformungsmessungen mittels digitaler Bildkorrelation (DIC), siehe Abbildung 20.

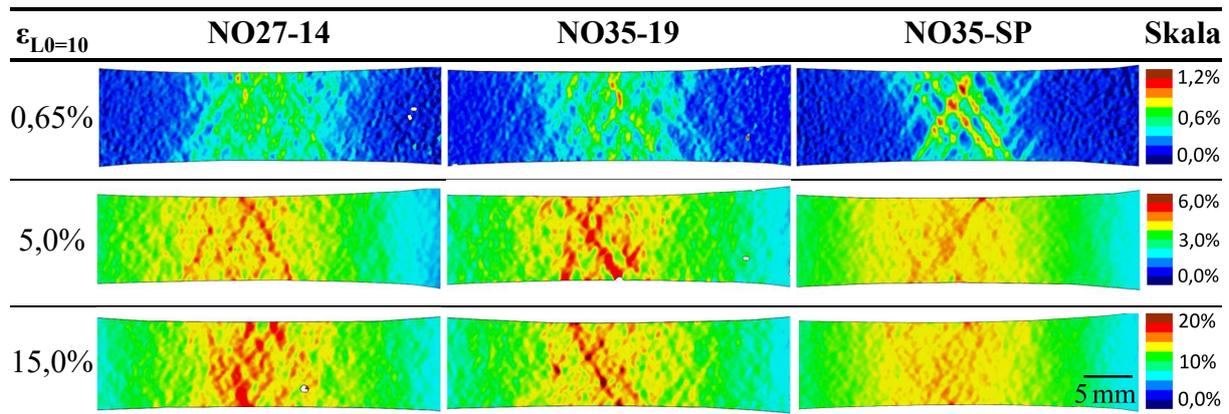


Abbildung 20: Lokale Dehnungsverteilung gemäß optischer Verformungsmessung mittels DIC für die drei Dehnungszustände 0,65%, 5% und 15% bei einer Anfangsmesslänge von  $L_0 = 10$  mm gemäß digitalem Extensometer.

Zwischen den schlussgeglühten und nicht-schlussgeglühten Blechen zeigt sich eine unterschiedliche Lüdersbandcharakteristik. Bei NO35-SP findet die plastische Verformung zunächst lokal konzentrierter in schmalen und besonders ausgeprägten Verformungsbändern statt. Trotz einer globalen Extensometer-Dehnung von 0,65% entstehen lokal bis zu 1,2% Dehnung. Im Gegensatz dazu liegt bei NO27-14 und NO35-19 im Bereich des Lüdersplateaus ein homogeneres Verformungsverhalten vor. Im weiteren Verlauf der Zugbeanspruchung breiten sich die Lüdersbänder über das restliche Messvolumen aus und es erfolgt die Zunahme der Spannung durch eine gleichmäßige Verfestigung. Im Falle von hohen Globaldehnungen lokalisiert die Verformung bei NO27-14 und NO35-19 in vereinzelt Scherbändern mit punktuellen Dehnungswerten von bis zu über 20%, während bei NO35-SP noch eine eher gleichmäßige Verteilung vorliegt. Letztlich entwickelt sich jeweils ein dominierendes Scherband, welches dem initialen Versagensort entspricht. Hierbei werden sowohl Anrisse von der Kante als auch vereinzelt von der Walzoberfläche beobachtet. Das grundlegende Verhalten entspricht den Erwartungen für diese Art von Legierung. Die beobachteten Unterschiede zwischen den Blechvarianten hängen vermutlich mit der verschiedenen Korngröße zusammen.

## 4.2 Auswirkungen der Prüfungsbedingungen

In diesem Kapitel werden die Effekte der Prüfparameter Amplitude, Verformungsgeschwindigkeit und Temperatur auf das zyklische und quasistatische Materialverhalten des Blechs NO27-14 untersucht. Um zunächst einige Einflussgrößen unabhängig von der Blechgüte untersuchen zu können, konzentrieren sich die Kapitel 4.2 bis 4.9 auf diese Blechsorte.

### 4.2.1 Belastungsamplitude

Um die einzelnen Stadien der Ermüdungsschädigung zu beurteilen, sind in Abbildung 21 Hysteresekurven für exemplarische Zyklenzahlen und Lasthöhen sowie gesamtheitliche Wechselverformungskurven für den untersuchten Amplitudenbereich sowohl bei Spannungs- als auch Dehnungsregelung dargestellt.

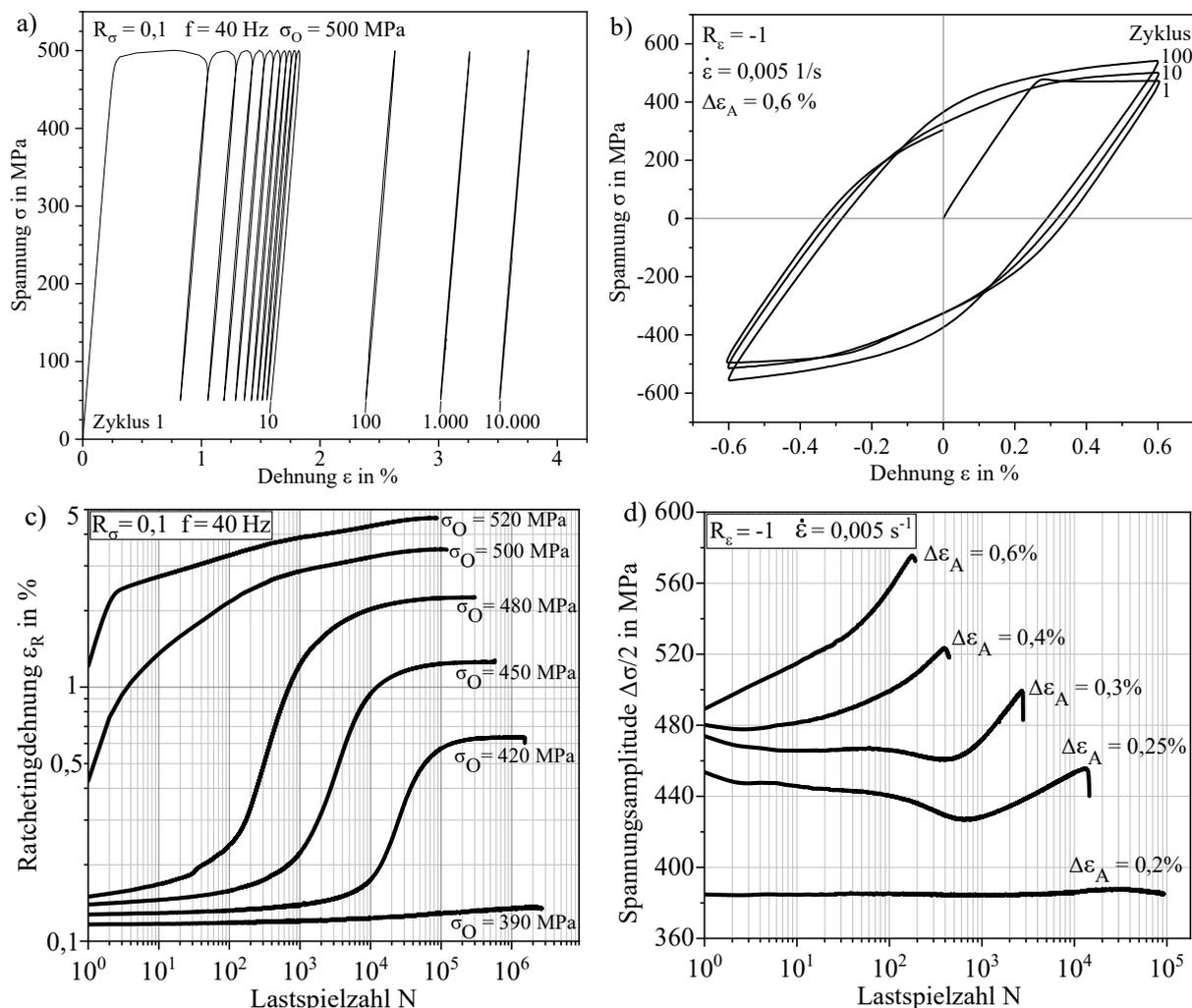


Abbildung 21: Wechselverformungsverhalten der Blechgüte NO27-14 in Walzrichtung (RD) und bei Raumtemperatur für Dehnungsregelung (a und c) sowie Spannungsregelung (b und d).

Die spannungskontrollierte Versuchsdurchführung mit einem positiven Lastverhältnis von  $R_\sigma = 0,1$  bewirkt bei dem vorliegenden Werkstoff die Verschiebung der Hysteresekurven entlang der positiven Dehnungsachse. Dies ist unter dem Begriff zyklisches Kriechen beziehungsweise Mitteldehnungskriechen (engl. Ratcheting) bekannt, siehe Kapitel 2.3.4. Das

Wechselverformungsverhalten ist hierbei je nach Lastniveau unterschiedlich, wobei eine Einteilung in drei Verhaltensweisen naheliegt:

1. Bei Ermüdungsversuchen mit vergleichsweise hohen Oberspannungen (500 MPa und 520 MPa) wird die Probe gegenüber dem Ausgangszustand bei jedem Lastwechsel plastisch zugverformt, wobei die Steigung der Kurven zu Beginn am höchsten ist und zunehmend abflacht. Durch die stattfindende Verfestigung des Materials nimmt die zyklische Kriechrate zwar ab, allerdings stellt sich der Sättigungszustand bezogen auf die prozentuale Lebensdauer gar nicht (520 MPa) beziehungsweise erst spät (500 MPa) ein.
2. Bei den mittleren Lastniveaus (420 MPa, 450 MPa und 480 MPa) bleibt die Dehnrage am Anfang relativ niedrig, ehe ab einer von der Spannung abhängigen Inkubationszeit auch hier das zyklische Kriechen beginnt. Dabei nimmt die Dehnung in einem kurzen Zeitraum rasch zu. Der zunächst starke Anstieg der Mitteldehnung steht nicht in Verbindung mit der Ausbreitung von Ermüdungsrissen, sondern dem makroskopischen Verformungsverhalten. Mögliche Ursachen für diese spezifische Anfangsphase werden in Kapitel 5.1.1 diskutiert. Der Beginn des zyklischen Kriechens wird mit wachsender Spannungsamplitude zu kleineren Lastspielzahlen verschoben. Im Anschluss nimmt bei allen drei Oberspannungen die Zunahme der Mitteldehnung pro Zyklus allmählich ab, bis ein zyklischer Sättigungszustand erreicht wird.
3. Bei einer niedrigen Oberspannung von 390 MPa tritt bis zum Probenbruch makroskopisch nahezu keine plastische Verformung auf. Die Änderung der Mitteldehnungen ist gering.

In Abbildung 21d sind die Wechselverformungskurven für die verschiedenen Gesamt-Dehnungsamplituden von  $\Delta\varepsilon_A = 0,2\%$  bis  $0,6\%$  aufgetragen. Hierbei kann in Abhängigkeit des Verformungsverhaltens ebenfalls eine Einteilung in drei Kategorien erfolgen:

1. Bei den hohen Dehnungsamplituden ( $\Delta\varepsilon_A \geq 0,4\%$ ) tritt eine intensive und kontinuierliche Wechselverfestigung bis zum Bruch ein. Die Bildung eines Sättigungsbereichs bleibt aus.
2. Bei den mittleren Dehnungsamplituden ( $\Delta\varepsilon_A = 0,25\%$  und  $0,3\%$ ) zeigt sich zunächst eine leichte Entfestigung, ehe ab ca. 400 bis 700 Lastwechseln das Verhalten in eine Verfestigung übergeht. Die erneute Entfestigung gegen Ende der Wechselverformungskurven ist auf die Anrissausbreitung zurückzuführen.
3. Bei niedrigen Dehnungsamplituden ( $\Delta\varepsilon_A = 0,2\%$ ) ist die Änderung des makroskopischen Verformungsverhaltens vernachlässigbar und verbleibt bis zu der Anrissbildung konstant.

Die Phase der Rissausbreitung ist besonders bei den hohen Lasthorizonten relativ kurz und erfolgt jeweils schlagartig innerhalb einer Zeit von weniger als 1% der Gesamtlebensdauer. Diese Versagenscharakteristik wird für Elektrobleche mehrfach geschildert [215,237]. Die Interpretation des Wechselverformungsverhaltens folgt in Kapitel 5.1.

#### 4.2.2 Verformungsgeschwindigkeit

Das Werkstoffverhalten von kubisch-raumzentrierten Eisenlegierungen kann sensitiv auf Änderungen bei der Beanspruchungsgeschwindigkeit reagieren. Abbildung 22 zeigt die Änderung der Streckgrenze  $R_e$  in Abhängigkeit von der Dehnrates  $\dot{\epsilon}$ .

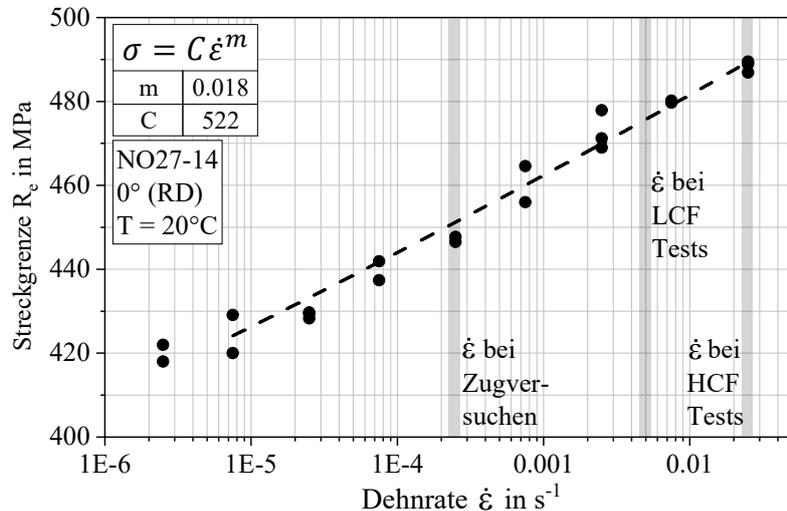


Abbildung 22: Dehnratenempfindlichkeit der Streckgrenze mit Kennzeichnung der regulären Prüfgeschwindigkeiten bei den dehnungs- und spannungskontrollierten Schwingversuchen.

Zusätzlich ist die Geschwindigkeit der Zugversuche nach DIN EN ISO 6892 (Verfahren A, Bereich 2) sowie die in dieser Arbeit verwendeten Prüfgeschwindigkeiten bei den Schwingversuchen hervorgehoben. Die Fließgrenze ändert sich um ca. 20% über einen Bereich der Dehnrates von vier Größenordnungen. Der nach Gleichung (7) berechnete Exponent der Dehnratenempfindlichkeit  $m$  beträgt 0,018 und entspricht damit den Erwartungen für typische krz-Stähle mit einer Streckgrenze in der Größenordnung von 450 MPa [60].

In Abbildung 23 ist im Falle einer zyklischen Beanspruchung zusätzlich zu der regulären Prüffrequenz von 40 Hz die Auswirkung von zwei niedrigeren Frequenzen dargestellt.

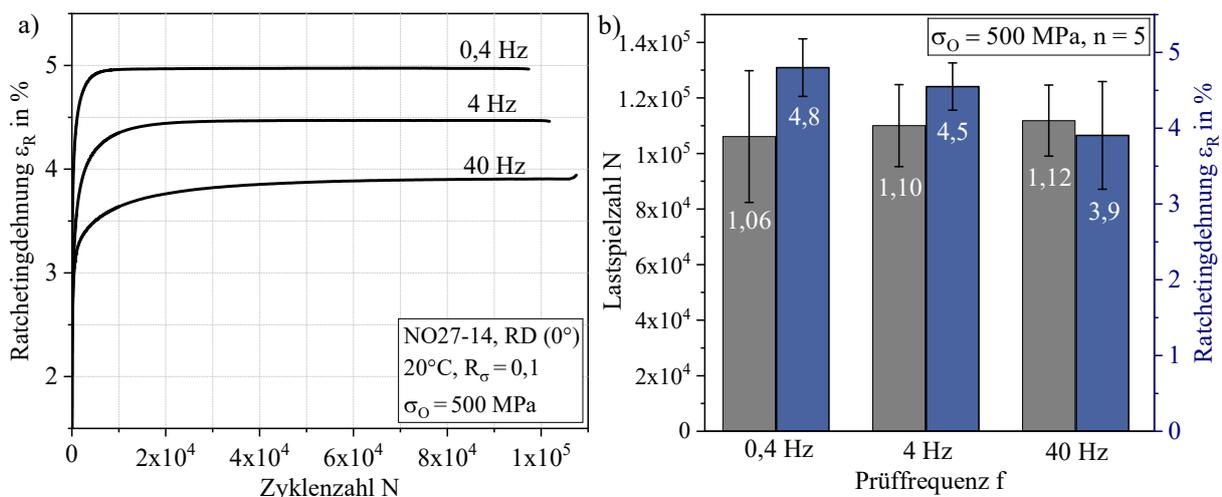


Abbildung 23: Einfluss der Prüffrequenz bei zyklischer Beanspruchung auf die Ausprägung der a) Wechselverformungskurven und b) Lebensdauer sowie Dehnung im stabilisierten Bereich.

Bei Betrachtung des Stabilisierungsverhaltens fällt auf, dass die Entwicklung der Kriechdehnung nicht nur eine Zyklensabhängigkeit, sondern auch eine Frequenz-

beziehungsweise Zeitabhängigkeit aufweist. Entsprechend wird bei 0,4 Hz der Stabilisierungszustand nach weniger Zyklen erreicht als bei höheren Frequenzen. Dabei resultiert ein Anstieg der Ratchetingdehnung  $\varepsilon_R$  von im Mittel 3,9% bei 40 Hz auf 4,8% bei 0,4 Hz. Gleichzeitig ist die Lebensdauer mit Zyklenzahlen zwischen 106.000 zu 112.000 hingegen nicht signifikant beeinflusst. Als ursächlich kann der zeitabhängige Verformungsanteil während des zyklischen Kriechens angesehen werden, siehe Kapitel 5.1.1. Ein ähnlicher Trend liegt bei den dehnungskontrollierten Einstufenversuchen vor. Hier ist ebenfalls eine geschwindigkeitsabhängige Materialantwort zu beobachten, siehe Abbildung 24.

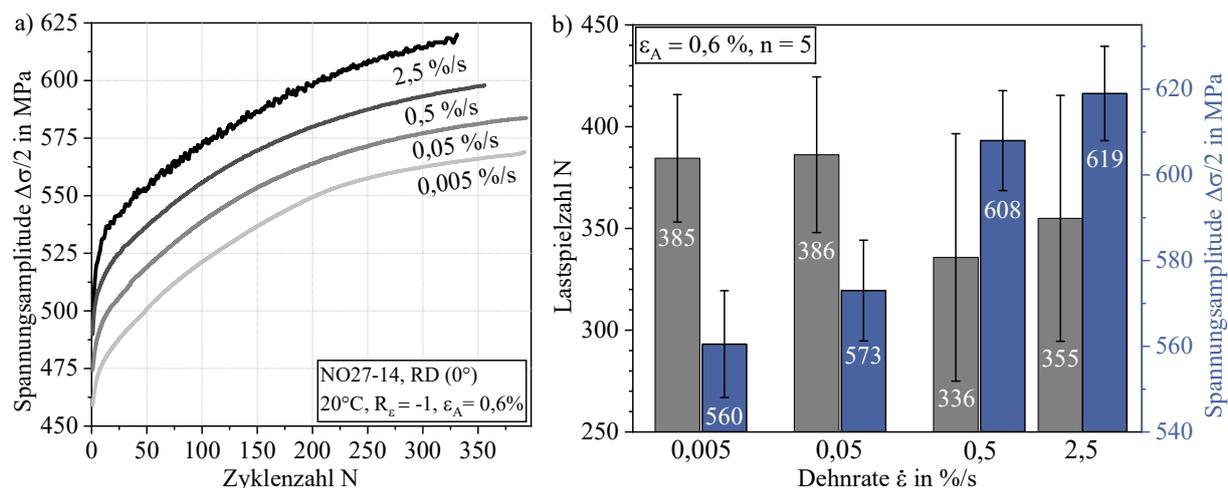


Abbildung 24: Einfluss der Dehnrates bei zyklischer Beanspruchung auf die Ausprägung der a) Wechselverformungskurven und b) Lebensdauer sowie Spannung bei der Anrisszyklenzahl.

Dabei ist der grundlegende Verlauf der Wechselverformungskurven hinsichtlich einer starken zyklischen Verfestigung bei den Dehnrates im Bereich von 0,005%/s bis 2,5%/s ähnlich, allerdings wird die Materialantwort zu höheren Spannungen verschoben mit zunehmender Geschwindigkeit. Höhere Dehnrates als 2,5%/s sind nicht abgebildet, weil sich eine ausbleibende Regelungsgenauigkeit in einem zu unregelmäßigen Kurvenverlauf äußert. Die Intensität des Anstiegs der Spannungsamplitude entspricht den Erwartungen laut Streckgrenze.

### 4.2.3 Temperatur

Die Auswirkungen von unterschiedlichen Prüftemperaturen im Bereich von  $-40^{\circ}\text{C}$  bis  $180^{\circ}\text{C}$  auf das quasistatische Materialverhalten sind in Abbildung 25 dargestellt.

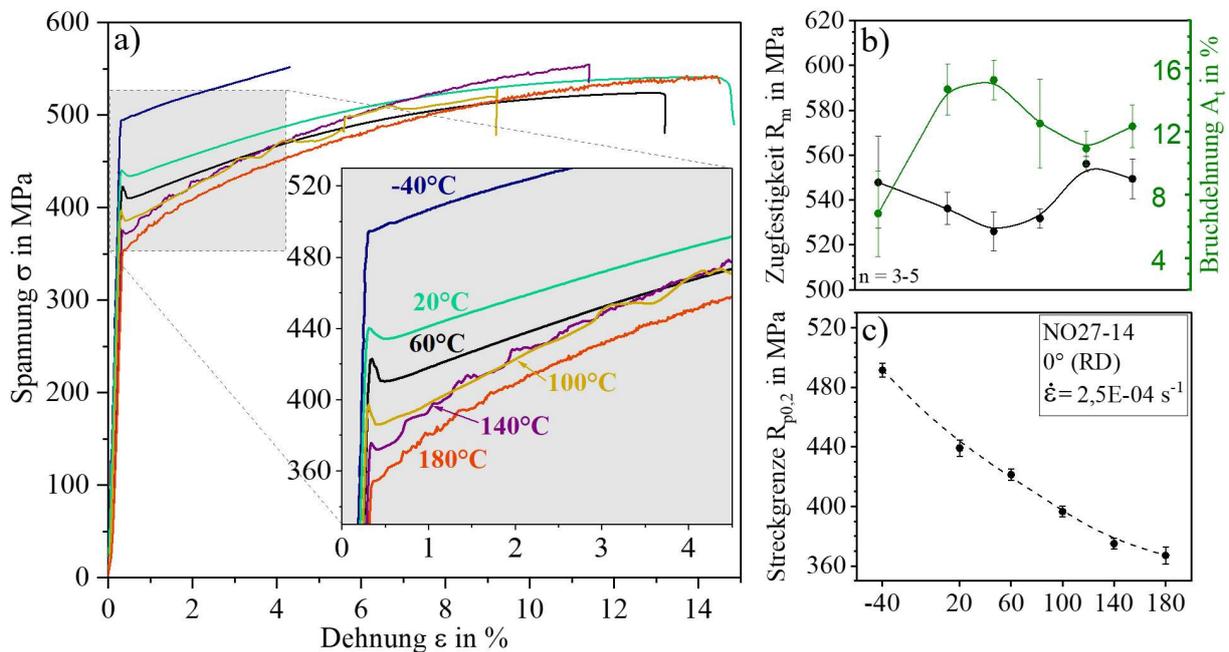


Abbildung 25: Materialverhalten bei Zugbelastung. a) Spannungs-Dehnungs-Diagramm, b) Änderung der Zugfestigkeit und Bruchdehnung, c) Änderung der Streckgrenze.

In dem Temperaturbereich von  $-40^{\circ}\text{C}$  bis  $60^{\circ}\text{C}$  zeigen die Kurven im plastischen Dehnungsbereich nach der Streckgrenze einen gleichmäßigen und leicht ansteigenden Verlauf. Im Gegensatz dazu weist das gemessene Materialverhalten bei  $100^{\circ}\text{C}$ ,  $140^{\circ}\text{C}$  und  $180^{\circ}\text{C}$  Unregelmäßigkeiten auf. Diese äußern sich in einem makroskopisch gezackten Kurvenverlauf und sind die Folge von Fixier- und Losreißprozessen der gleitfähigen Versetzungen im Zusammenhang mit der dynamischen Reckalterung, siehe Kapitel 2.4.2. Die Häufigkeit und Intensität dieser Unregelmäßigkeiten sind je nach Temperatur leicht unterschiedlich. Bei  $100^{\circ}\text{C}$  beginnt ab ca. 3% Dehnung eine eher wellige Charakteristik mit großen Amplituden. Im Vergleich dazu beginnen die Sprünge bei  $140^{\circ}\text{C}$  und  $180^{\circ}\text{C}$  bereits ab einer geringeren Dehnung und sind höherfrequent mit einer kleineren Amplitude. Bei Prüftemperaturen bis  $60^{\circ}\text{C}$  ist die Diffusionsgeschwindigkeit der Fremdatome noch zu niedrig, um den Versetzungen zu folgen [60]. Ab  $100^{\circ}\text{C}$  ist die thermische Beweglichkeit ausreichend hoch, damit die Fremdatome auch jenseits der Streckgrenze an die gleitenden Versetzungen zeitweilig herandiffundieren können, um diese erneut zu verankern. Aus dieser Wechselwirkung resultiert ein gezackter Kurvenverlauf und die Zugfestigkeit besitzt ein sekundäres Maximum [238], welches für die untersuchte Legierung bei ca.  $140^{\circ}\text{C}$  liegt. Hier ist die Intensität der dynamischen Reckalterung am stärksten ausgeprägt [95,121]. Die Bruchdehnung verhält sich gegenläufig zu der Zugfestigkeit, siehe Abbildung 25b. Die Änderung der Streckgrenze hingegen verläuft über den gesamten untersuchten Temperaturbereich steil und liegt bei  $180^{\circ}\text{C}$  etwa 17% niedriger als bei Raumtemperatur.

Die Temperaturabhängigkeit bei zyklisch beanspruchten schergeschnittenen Schwingproben äußert sich in Form einer Parallelverschiebung der Zeitfestigkeitsgeraden. Der Zeitfestigkeitsbereich wird zu höheren Lastspielzahlen bei einer Temperatur von  $-40^{\circ}\text{C}$  und zu niedrigeren Lastspielzahlen bei einer Temperatur von  $180^{\circ}\text{C}$  verschoben, siehe Abbildung 26.

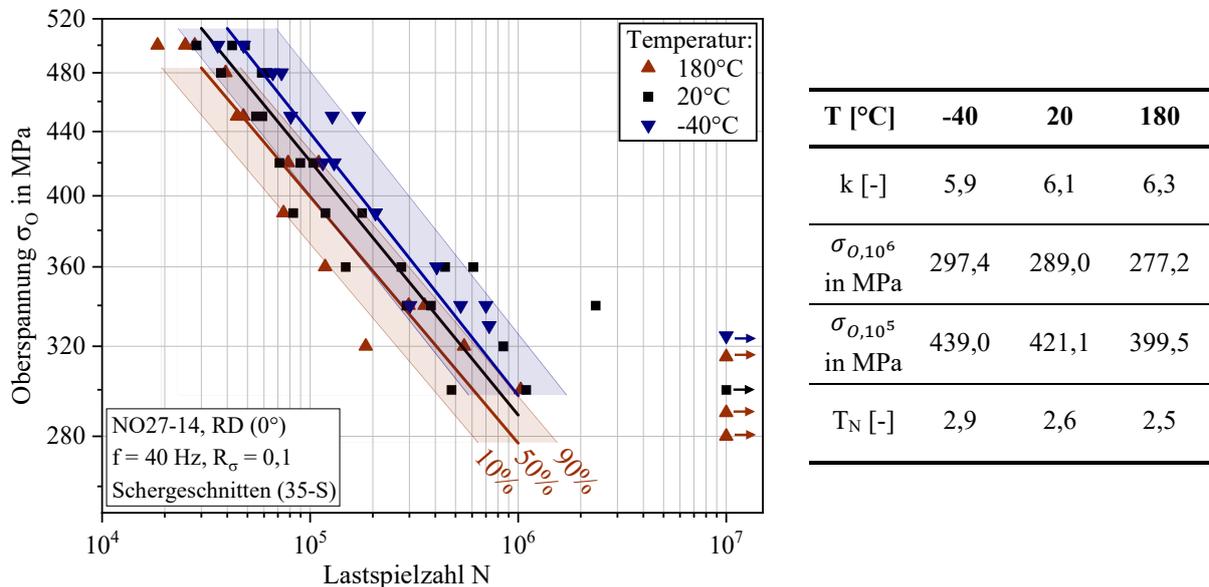


Abbildung 26: Spannungs-Wöhlerdiagramm mit Zeitfestigkeitsgeraden für die Temperaturen  $-40^{\circ}\text{C}$ ,  $20^{\circ}\text{C}$  und  $180^{\circ}\text{C}$  sowie die zugehörigen Schwingfestigkeitskennwerte von schergeschnittenen Schwingproben mit einem scharfen Schneidwerkzeug und einer Schneidspaltbreite von  $35\ \mu\text{m}$  (kurz 35-S). Durchläufer sind mit einem Pfeil gekennzeichnet.

Der Verlauf der Spannungs-Wöhlerlinien kann in dem Bereich zwischen  $3 \cdot 10^4$  und  $1 \cdot 10^6$  Zyklen bei doppelt-logarithmischer Skalierung durch lineare Regression als Gerade angenähert werden. Die Neigung  $k$  dieser Zeitfestigkeitsgerade sowie die Streuspanne  $T_N$  ist dabei bei den unterschiedlichen Temperaturen nahezu identisch. Die Differenz zwischen den ertragbaren Oberspannungen beträgt bei den Temperaturen  $-40^{\circ}\text{C}$  und  $180^{\circ}\text{C}$  in etwa 10%. Dabei folgt das Schwingfestigkeitsverhalten der temperaturabhängigen Änderung der Festigkeitskennwerte, insbesondere der Streckgrenze [11]. Bei einer erhöhten Temperatur von  $180^{\circ}\text{C}$  ist die Abnahme der zyklischen Festigkeit gegenüber Raumtemperatur geringer ausgeprägt, als es der Abfall der Streckgrenze bei einem monotonen Zugversuch erwarten lässt, siehe Abbildung 25c. Während die Streckgrenze im Zugversuch um etwa 17% abnimmt, beträgt die Änderung der dauerhaft ertragbaren Oberspannung nur ca. 5%.

Entgegen den Erwartungen für ein Material, welches bei tiefen Temperaturen eine deutlich reduzierte Duktilität zeigt, ist im Falle von spannungskontrollierten Schwingversuchen die Lebensdauer bei  $-40^{\circ}\text{C}$  höher als bei Raumtemperatur. Somit scheint der Effekt durch den Anstieg der Streckgrenze beziehungsweise der Peierls-Barriere die versprödende Wirkung zu überkompensieren. Trotz einer Temperatur von  $-40^{\circ}\text{C}$  ist mit einer Bruchdehnung von 4% bis 7% ausreichend Restduktilität vorhanden, um bei zyklischer Beanspruchung höhere Lebensdauern zu erzielen. Daraus kann schlussgefolgert werden, dass die Verwendung von der untersuchten Elektroblechgüte NO27-14 für Elektromotoren bei tiefen Temperaturen bis  $-40^{\circ}\text{C}$  als unkritisch für die Lebensdauer anzusehen ist.

Im Gegensatz zur Spannungsregelung ist bei einer dehnungskontrollierten Versuchsführung die Änderung der Lebensdauer deutlich ausgeprägter, siehe Abbildung 27.

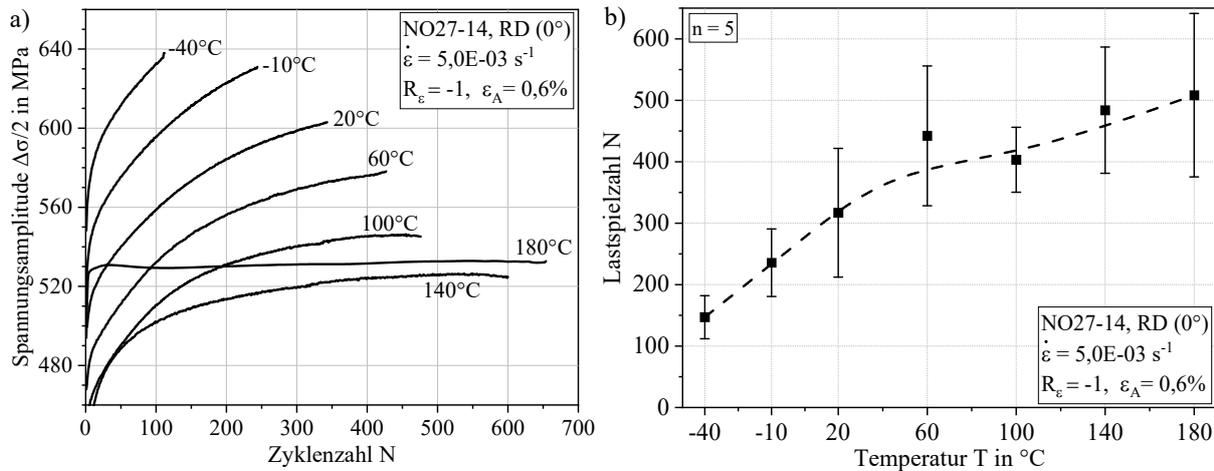


Abbildung 27: a) Wechselverformungsverhalten für unterschiedliche Temperaturen, b) Änderung der Versagenslastspielzahl in Abhängigkeit der Temperatur bei Dehnungsregelung.

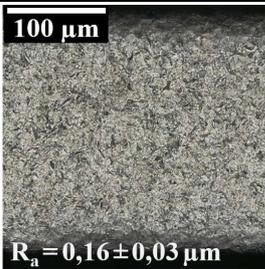
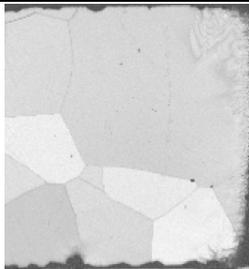
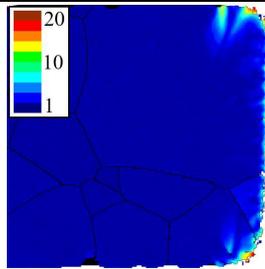
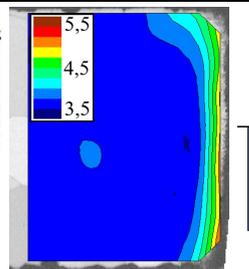
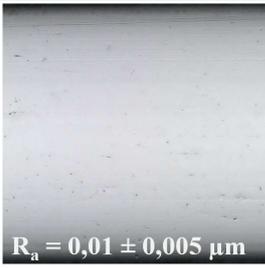
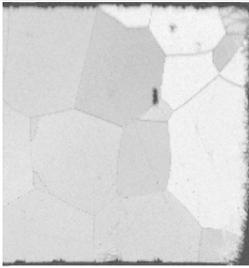
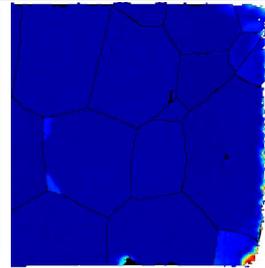
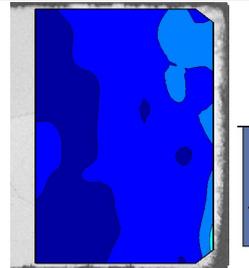
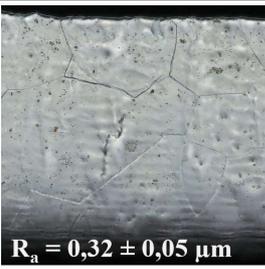
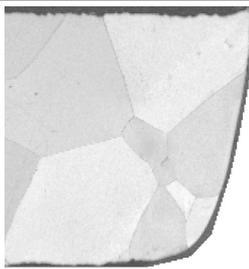
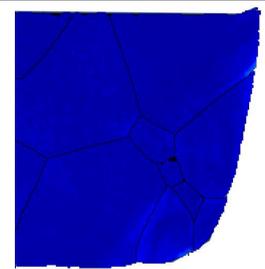
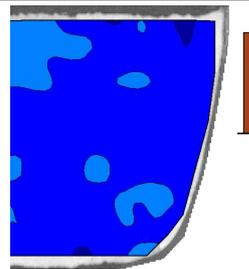
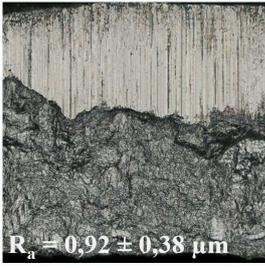
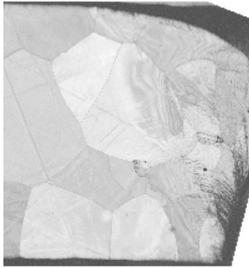
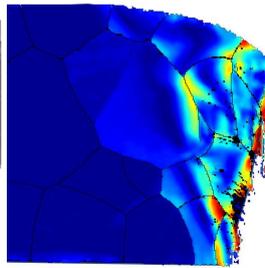
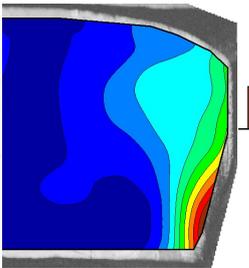
In dem Temperaturbereich von  $-40^{\circ}\text{C}$  bis  $60^{\circ}\text{C}$  erfolgt eine kontinuierliche zyklische Verfestigung bis zu dem schlagartig eintretenden Bruch. Hierbei nimmt die Intensität der Verfestigungsrate bei niedrigerer Temperatur zu und ist bei  $-40^{\circ}\text{C}$  entsprechend am ausgeprägtesten. Als ursächlich angesehen werden kann die niedrigere Beweglichkeit und zunehmende Behinderung von gleitfähigen Versetzungen sowie ein genereller Anstieg der Peierls-Spannung bei tiefen Temperaturen [121]. Durch diese reduzierte Gleitfähigkeit von Versetzungen werden mikroplastische Vorgänge, die für den Abbau von Inkompatibilitätsspannungen verantwortlich sind, während der zyklischen Verfestigung erschwert. Um somit bei tiefen Temperaturen die gleiche Soll-Dehnung zu erreichen, müssen höhere Spannungen aufgebracht werden, wodurch die ertragbare Zyklenzahl signifikant abnimmt. Zwar sinkt bei Raumtemperatur die Verfestigungsrate mit zunehmender Zyklenzahl, dennoch wird bis zu der Anrissbildung kein stabilisierter Wechselverformungszustand erreicht.

In dem Temperaturbereich von  $100^{\circ}\text{C}$  bis  $140^{\circ}\text{C}$  ist die Intensität der zyklischen Verfestigung verringert und bei langer Versuchsdauer kann ein nahezu stabilisierter Zustand erreicht werden, bevor die Risseinleitung ein zeitweiliges Entfestigungsverhalten suggeriert. Im Gegensatz dazu erreicht der Werkstoff bei einer Temperatur von  $180^{\circ}\text{C}$  innerhalb von wenigen Zyklen einen stabilisierten Zustand und eine höhere Lebensdauer. Mögliche Gründe für dieses geänderte Wechselverformungsverhalten werden in Kapitel 5.1.2 diskutiert.

### 4.3 Einfluss der konturgebenden Herstellungsmethode

Die rechnerische Vorauslegung von zyklisch beanspruchten Komponenten aus Elektroblechen erfolgt typischerweise anhand von Werkstoffkennwerten, die an polierten Schwingproben ermittelt werden. Im Gegensatz dazu werden Kleinserien mittels LBC oder EDM hergestellt und Großserien mittels Scherschneiden, siehe Kapitel 2.2. Für diese Kantenzustände sind in Tabelle 4 die Ergebnisse der Topographie- und Mikrostrukturuntersuchungen sowie der Härte- und Eigenspannungsmessungen aufgelistet.

*Tabelle 4: Charakterisierung des Ausgangszustands von Elektroblechen, die mittels industriell etablierter Herstellungsmethoden gefertigt wurden. Lichtmikroskopische Frontalansichten der Kantenoberflächen mit Angabe der mittleren Oberflächenrauheit  $R_a$ . Außerdem Angabe des makroskopischen Eigenspannungszustands (ES) in Walzrichtung ( $0^\circ$ ) und senkrecht dazu ( $90^\circ$ ) sowie Querschnittsaufnahmen von der Mikrostruktur mittels EBSD (Musterqualität plus lokale Fehlorientierungen) und Nanohärtemessungen des kantennahen Bereichs.*

	Kantenoberfläche	Musterqualität (EBSD)	GOS in $^\circ$	Nanohärte in GPa	ES in MPa
<b>EDM</b>	 $R_a = 0,16 \pm 0,03 \mu\text{m}$				$0^\circ$ : -499 $90^\circ$ : -338
<b>Politur</b>	 $R_a = 0,01 \pm 0,005 \mu\text{m}$				$0^\circ$ : -553 $90^\circ$ : -456
<b>LBC</b>	 $R_a = 0,32 \pm 0,05 \mu\text{m}$				$0^\circ$ : 465 $90^\circ$ : -189
<b>Scherschneiden (35-S)</b>	 $R_a = 0,92 \pm 0,38 \mu\text{m}$				$0^\circ$ : 204 $90^\circ$ : -11

Je nach Herstellungsverfahren ist der thermische beziehungsweise mechanische Energieeintrag verantwortlich für die lokalen Änderungen der Eigenschaften. Bei Proben, die mittels EDM hergestellt werden, ist die Oberflächencharakteristik auf die Funkenbildung während des

Schneidprozesses zurückzuführen, weil das Material hierbei elektrothermisch abgetragen wird [71]. Die mittlere Oberflächenrauheit  $R_a$  beträgt hierbei  $0,16 \mu\text{m}$ . Bei den erodierten Schwingproben werden im kantennahen Oberflächenbereich, insbesondere an den Ecken, Gitterverzerrungen beobachtet, die auf einen geringfügig deformierten Zustand in diesen Bereichen hinweisen. Das zugehörige GOS-Bild beschreibt die lokale Fehlansrichtung über die pixelweise Farbzueisung, die vom Vorhandensein von Missorientierungsgradienten innerhalb des Korns abhängt. Hierbei zeigen sich in einem lokal eng begrenzten Bereich an der Ecke lokale Fehlorientierungsgradienten, die sich ebenfalls in einer Härtezunahme auf bis zu  $4,2 \text{ GPa}$  widerspiegeln. Gleichzeitig werden sowohl in Längs- als auch in Querrichtung hohe Druck-Eigenstressungen beobachtet. Durch die Anwendung eines manuellen Poliervorgangs wird die Oberflächenbeschaffenheit mit  $R_a = 0,01 \mu\text{m}$  deutlich glatter und die Kanten werden geringfügig abgerundet. Auch hier werden durch den manuellen Poliervorgang Druck-Eigenstressungen im Randbereich induziert.

Generell ist das mittels EDM und Polieren erzeugte Schnittprofil senkrecht, während das Verfahren LBC zu einer geometrisch unregelmäßigen Kantenform sowie einer etwas höheren Oberflächenrauheit von  $R_a = 0,32 \mu\text{m}$  führt. Das Profil dieser mittels Laserstrahl geschnittenen Kante lässt sich durch den inerten Schutzgasstrom aus Stickstoff erklären. Durch das einseitig strömende Gas wird das aufgeschmolzene Material aus der Schnittfuge ausgeblasen, weshalb eine Verrundung der unteren Kante und das verfahrenstypische Streifenmuster entsteht [239,240]. Durch das lokale Aufschmelzen und rasche Erstarren kann der Gefügestand an der Schnittkante von laserstrahlgeschnittenen Bauteilen beeinflusst werden. Da jedoch der hohe Si-Gehalt bei Elektroblechen bewirkt, dass das Gefüge über den gesamten Temperaturbereich ferritisch bleibt, findet trotz Aufschmelzung keine  $\alpha$ - $\gamma$ -Umwandlung statt. Daher liegen die Härtewerte im kantennahen Bereich auf dem Niveau des unbeeinflussten Grundgefüges und auch signifikante lokale Fehlorientierung oder Gefügeänderung in der Wärmeeinflusszone treten nicht auf. Allerdings werden in Walzrichtung mit  $465 \text{ MPa}$  hohe thermisch induzierte Zug-Eigenstressungen beobachtet, welche durch die schnelle Änderung des Temperaturgradienten entlang der Schnittrichtung entstehen [240].

Schwingproben, die mittels Scherschneiden hergestellt werden, zeichnen sich durch einen vergleichsweise breiten Bereich mit hoher lokaler Fehlorientierung aus. Außerdem resultieren die hohen Härtewerte von über  $5,5 \text{ GPa}$  aus der plastischen Verformung und Kaltverfestigung während des Schneidvorgangs. Details zu möglichen Unterschieden im Rahmen der Scherschneidenparameter folgen in Kapitel 4.4.

Die Ermüdungslebensdauer von unterschiedlichen Kantenzuständen werden anhand von dehnungskontrollierten Ermüdungsversuchen bei  $R_\epsilon = -1$  und spannungskontrollierten Ermüdungsversuchen bei  $R_\sigma = 0,1$  in Abbildung 28 dargestellt.

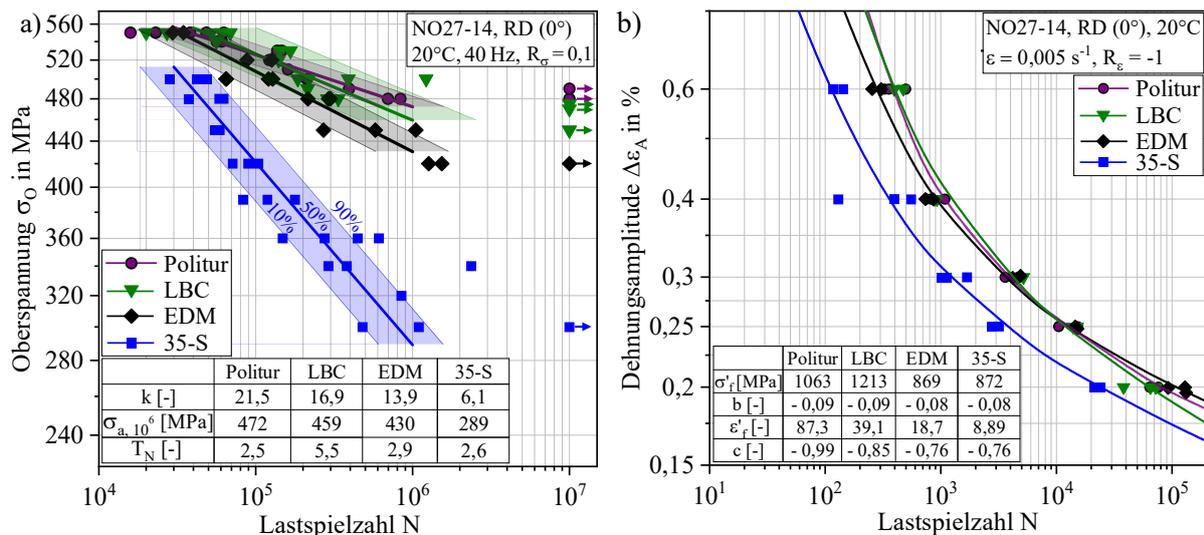


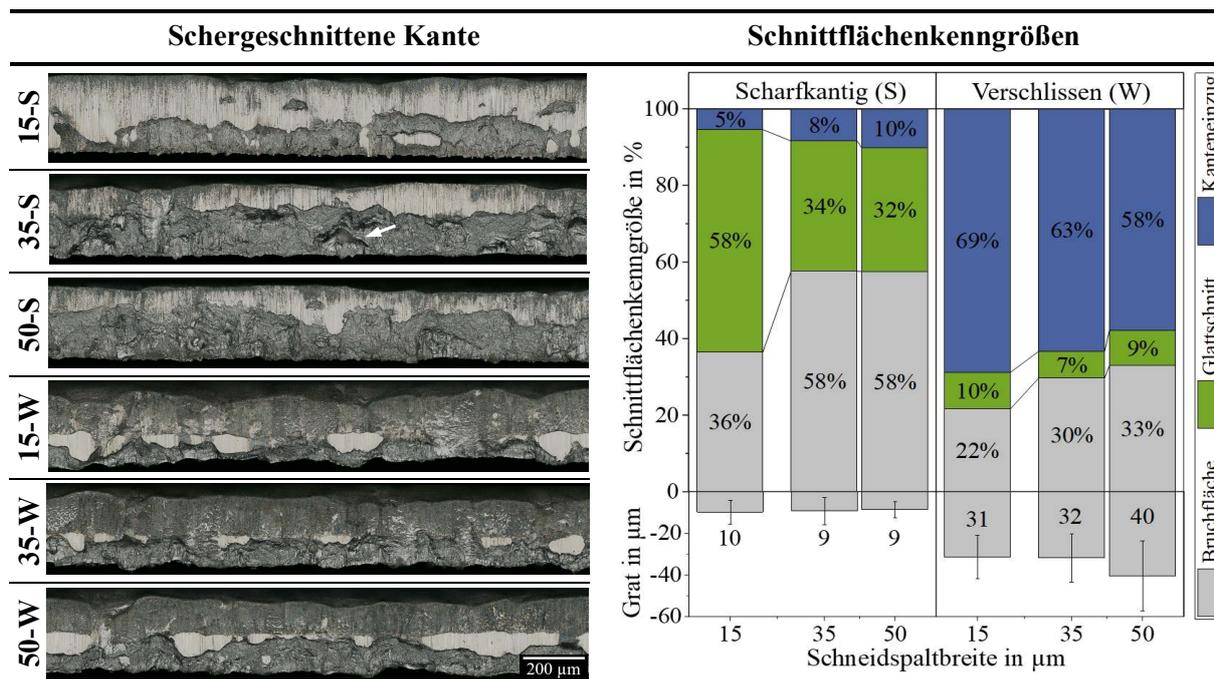
Abbildung 28: Schwingfestigkeitsverhalten in Abhängigkeit des Kantenzustands. a) Spannungs-Wöhlerdiagramm, b) Dehnungs-Wöhlerdiagramm.

Von den Untersuchungsvarianten weisen erwartungsgemäß die schergeschnittenen Proben bei beiden Regelungsarten die geringste Ermüdungslebensdauer auf. Es ist bekannt, dass die Schwingfestigkeit empfindlich auf Unregelmäßigkeiten der Oberfläche reagieren, weil die Rissentstehung unter anderem durch geometrische Defekte begünstigt wird. Bei schergeschnittenen Proben ist die ertragbare zyklische Beanspruchung reduziert aufgrund der zerklüfteten Oberfläche sowie der verminderten Duktilitätsreserve als Folge der stattgefundenen plastischen Verformung mit starker Aufhärtung. Die höchste Ermüdungslebensdauer wird erreicht, wenn ein Polierprozess durchgeführt wird, da hierbei alle Unregelmäßigkeiten an der Kantenoberfläche entfernt werden. Im Vergleich dazu wird bei einer spannungskontrollierten Beanspruchung im hohen Lastspielzahlbereich die Dauer der Anrissbildung bei der erodierten und laserstrahlgeschnittenen Kante durch vorhandene Oberflächendefekte verkürzt, wobei die Minderung in Anbetracht des Scherschneidens gering ausfällt. Entsprechend lassen sich im HCF-Bereich kleine Unterschiede im Falle von spannungsgesteuerten Ermüdungsversuchen feststellen, wobei die ertragbare Oberspannung bei einem erodierten Kantenzustand um 42 MPa (ca. 9%) reduziert ist. Bei den dehnungskontrollierten Versuchen hingegen sind die Unterschiede zwischen Politur, EDM und LBC so gering, dass keine eindeutigen Trends festzustellen sind. In Kapitel 5.2 werden unter anderem mögliche Ursachen hierfür diskutiert.

#### 4.4 Auswirkungen der Scherschneideparameter

Neben einer Schneidspaltbreite von 35  $\mu\text{m}$  (12,7% bei einer Blechdicke von 270  $\mu\text{m}$ ) gepaart mit einem scharfkantigen Schneidwerkzeug (Kurzform -S), werden fünf weitere Varianten innerhalb des Scherschneidens untersucht. Die zusätzlichen Schneidspaltbreiten betragen 15  $\mu\text{m}$  (5,6%) und 50  $\mu\text{m}$  (18,5%), wobei diese neben einem scharfkantigen Werkzeug auch jeweils mit einem verschlissenen Werkzeugzustand (Kurzform -W) erzeugt werden. Die zugehörigen Schnittflächen können gemäß Kapitel 2.2.2 in Kanteneinzug, Glattschnitt und Bruchfläche mit Schnittgrat eingeteilt werden. In Tabelle 5 ist die prozentuale Verteilung dieser Schnittflächenkenngrößen in Abhängigkeit der untersuchten Varianten aufgeschlüsselt.

Tabelle 5: Lichtmikroskopische Aufnahmen sowie zugehörige Schnittflächenkenngrößen der Schnittkanten in Abhängigkeit der drei Schneidspaltbreiten und zwei Scheidkantenzustände.



Bei einer kleinen Schneidspaltbreite in Kombination mit scharfkantigen Schneidwerkzeugen (15-S) ist mit 58% ein Großteil der Kante dem Glattschnittanteil zuzuordnen, während der Kanteneinzug mit 5% und die Schnittgrathöhe mit 10 µm vergleichsweise gering ausfällt. Im Kontrast dazu bewirken die größeren Schneidspaltbreiten 35-S und 50-S eine signifikante Zunahme des Bruchflächenanteils. Hier treten außerdem vereinzelte und auffällig große Oberflächendefekte in Form von vollständigen oder teilweisen Kornausbrüchen auf (siehe weißer Pfeil in Tabelle 5). Eine Veränderung des Schneidkantenzustands von scharfkantig zu verschlissen resultiert in einer Zunahme des Kanteneinzugs und der Schnittgrathöhe, während die Glattschnitt- und Bruchflächenanteile abnehmen. Durch die Verrundung bei den verschlissenen Schneidkanten liegt zu Beginn des Scherschneideprozesses ein vergrößerter effektiver Schneidspalt vor. Außerdem bewirkt ein verschlissener Schneidkantenzustand ein längeres plastisches Fließen des Blechwerkstoffs, ehe das Material durch das Erreichen der Schubbruchgrenze abgeschert wird. Dadurch nimmt der Anteil an Kanteneinzugsfläche auf bis zu 69% zu. Der hierbei maximal mögliche Anteil wird durch die Inkompressibilität des Werkstoffes begrenzt [86]. Weiterhin zeigt sich der Trend, dass der Bruchflächenanteil mit zunehmender Schneidspaltbreite anwächst. Die Schnittgrathöhe hingegen wird vor allem durch den Schneidkantenzustand beeinflusst. Im Mittel beträgt der Stanzgrat knapp 10 µm bei scharfen und 30 bis 40 µm bei verschlissenen Schneidkanten. Laut DIN 9830 wären für die vorliegende Festigkeitsklasse Schnittgrathöhen von 20 µm im Falle einer feinen Fertigungsgenauigkeit beziehungsweise 30 µm bei einer groben Fertigungsgenauigkeit zulässig. Die verwendeten Schneidwerkzeuge können somit wie beabsichtigt dem Ende deren Nutzungsdauer zugeordnet werden.

Die Ergebnisse der optischen Rauheitsvermessungen in Abbildung 29 zeigen, dass für alle Varianten die Oberfläche des Kanteneinzugs- und Glattschnittbereichs deutlich feiner ist als die der Bruchfläche. Die Werte für die Oberflächenrauheit im Kanteneinzugsbereich mit einem  $R_a$ -

Wert von ca.  $0,1 \mu\text{m}$  bis  $0,14 \mu\text{m}$  entsprechen in etwa der Oberflächenrauheit auf der Walzoberfläche. Dies ist der Fall, weil in diesem Bereich das Blech größtenteils plastisch gestreckt wird und dadurch die Rauheit lediglich geringfügig zunimmt. Die Unterschiede zwischen den Varianten sind demzufolge in dem Bereich des Kanteneinzugs vernachlässigbar.

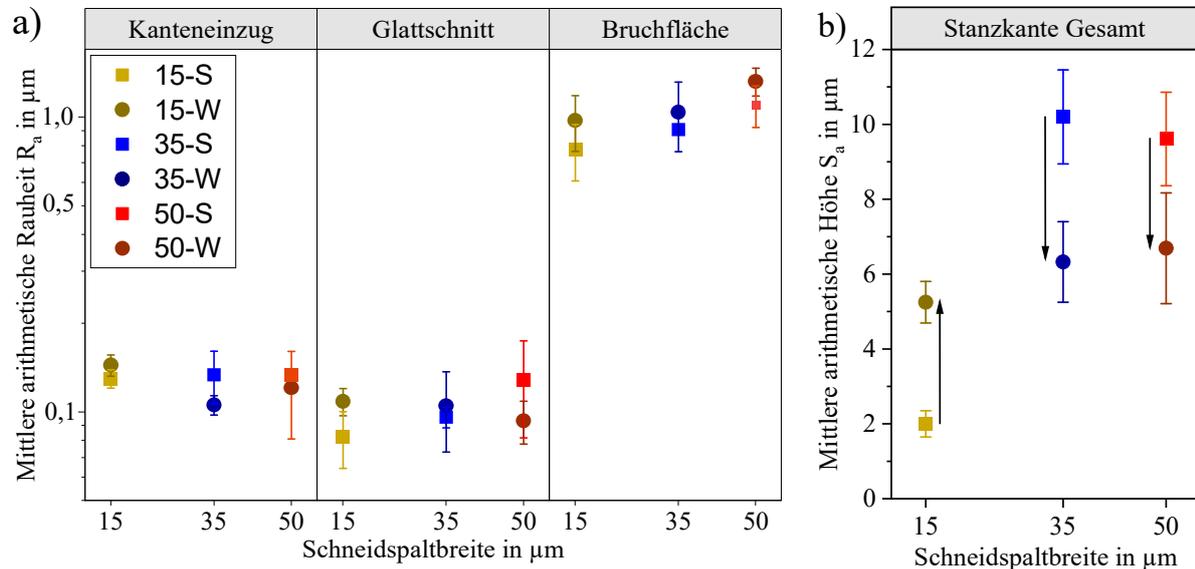


Abbildung 29: a) zweidimensionale mittlere Oberflächenrauheit  $R_a$  in Abhängigkeit der Schnittkantenzone, b) dreidimensionale mittlere arithmetische Höhe  $S_a$  der gesamten Kante.

Tendenziell ist der Glattschnittanteil am feinsten, während der Bruchflächenbereich eine stark zerklüftete Oberfläche aufweist, weshalb hier die höchsten Rauheitswerte der drei Regionen vorliegen. Die Stanzdefekte in Form von Kornausbrüchen sind bei den Parametervarianten 35-S und 50-S am deutlichsten ausgeprägt, siehe Tabelle 5. Obwohl diese Defekte für das Ermüdungsverhalten besonders relevant sind, spiegelt sich dieser Sachverhalt allerdings nicht unmittelbar in den gemessenen  $R_a$ -Werten wider. Dies resultiert aus der im Vergleich zur Mikrorauheit größeren Dimension und dem Abzug des Welligkeitsprofils von dem Primärprofil, um ein gefiltertes Rauheitsprofil gemäß ISO 25178 zu erhalten [241]. Alternativ zu den 2D-Mikrorauheitswerten dient in dieser Arbeit daher der  $S_a$ -Wert als eine ungefilterte Kenngröße für die gesamtheitliche Quantifizierung der Kantentopographie, siehe Abbildung 29b. Hierbei sind die deutlichen Unterschiede zwischen den Schneidspaltbreiten und den Schneidkantenzuständen besser ersichtlich. Weiterhin fällt auf, dass die verschlissenen Schneidkanten relativ ähnliche  $S_a$ -Werte auf den Schnittteilen bewirken, die je nach Schneidspaltbreite kleiner oder größer ausfallen können in Relation zu einem scharfkantigen Werkzeug.

Zusätzlich zu der oberflächlichen Schädigung werden die Körner durch den Schervorgang in Schneidrichtung stark verformt, wodurch die Härte als Folge der Kaltverfestigung lokal erheblich ansteigt, siehe Abbildung 30.

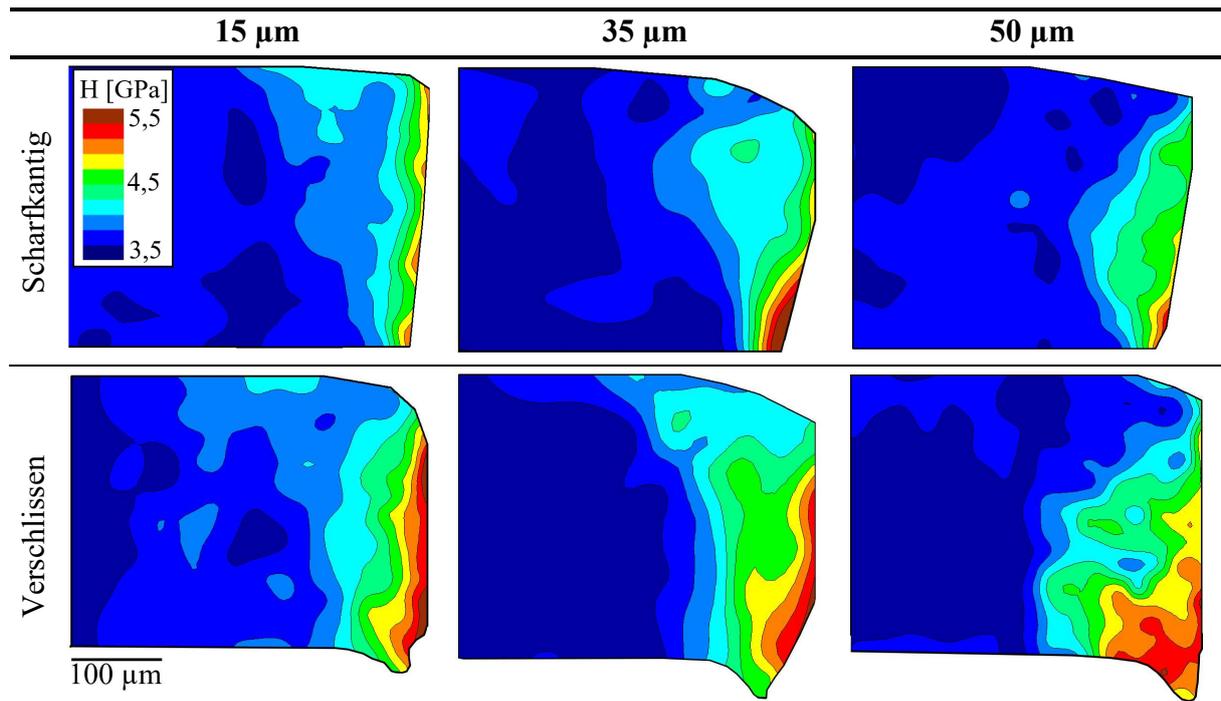


Abbildung 30: Nanohärtemessung mit  $F_{max} = 5 \text{ mN}$  in dem Bereich der Schereinflusszone von schergeschnittenen Schwingproben mit unterschiedlichen Scherschneideparametern.

Die Tiefe der kaltverfestigten Schereinflusszone, bezogen auf die Grundhärte von ca. 3,0 GPa, erstreckt sich je nach Position über einen Bereich von 150  $\mu\text{m}$  bis 300  $\mu\text{m}$ . Dabei tritt die stärkste Kaltverfestigung in dem Werkstoffvolumen nahe der Schnittfläche auf und entsprechend werden die höchsten Härtewerte unmittelbar an der Stanzkante gemessen. Die Intensität und dimensionale Ausprägung der Aufhärtung zeigt je nach Schneideparameter Unterschiede. Bei der Variante 15-S verfestigt der Werkstoff um das 1,6-fache seiner Grundhärte von ca. 3,0 GPa, während bei den größeren Schneidspaltbreiten eine stärkere Aufhärtung bis zu einem Maximum von der 2,0-fachen Grundhärte auftritt. Bei den scharfkantigen Varianten ist die Zone mit der größten Aufhärtung auf einen lokal engen Bereich in der Scherzone beschränkt, wohingegen für die verschlissenen Varianten der Anteil an stark verfestigten Zonen etwas großflächiger ausfällt. Dies resultiert aus dem stumpfen Werkzeug, wodurch das Material länger plastisch fließt, bevor der Bruch eintritt. Weiterhin ist die Form des verfestigten Bereichs je nach Schneidspaltbreite leicht unterschiedlich. Während zum Beispiel bei 15-S die Kraft nahezu senkrecht wirkt, bewirkt das zusätzliche Biegemoment durch den reell längeren Hebelarm, dass sich bei 50-S der verfestigte, meist dreiecksförmige Bereich verschiebt. Außerdem liegt bei den Schneidspaltbreiten 15  $\mu\text{m}$  und 35  $\mu\text{m}$  in dem oberen schnittkantennahen Werkstoffgefüge eine tiefergehende Aufhärtungszone vor.

In Abbildung 31 sind die Lebensdauerwerte von spannungsgeregelten Schwingversuchen für alle sechs Stanzvarianten und zusätzlich für den polierten Kantenzustand als Referenz aufgetragen. Aus Gründen der Übersichtlichkeit werden bei den schergeschnittenen Proben nur die Zeitfestigkeitsgeraden für eine Ausfallswahrscheinlichkeit von 50% eingetragen und in Abbildung 31b exemplarisch die Oberspannung für eine Bruchlastspielzahl von  $2 \cdot 10^5$  Zyklen als Balkendiagramm dargestellt. Weiterhin sind die zugehörigen Schwingfestigkeitskennwerte in Tabelle 6 aufgeführt.

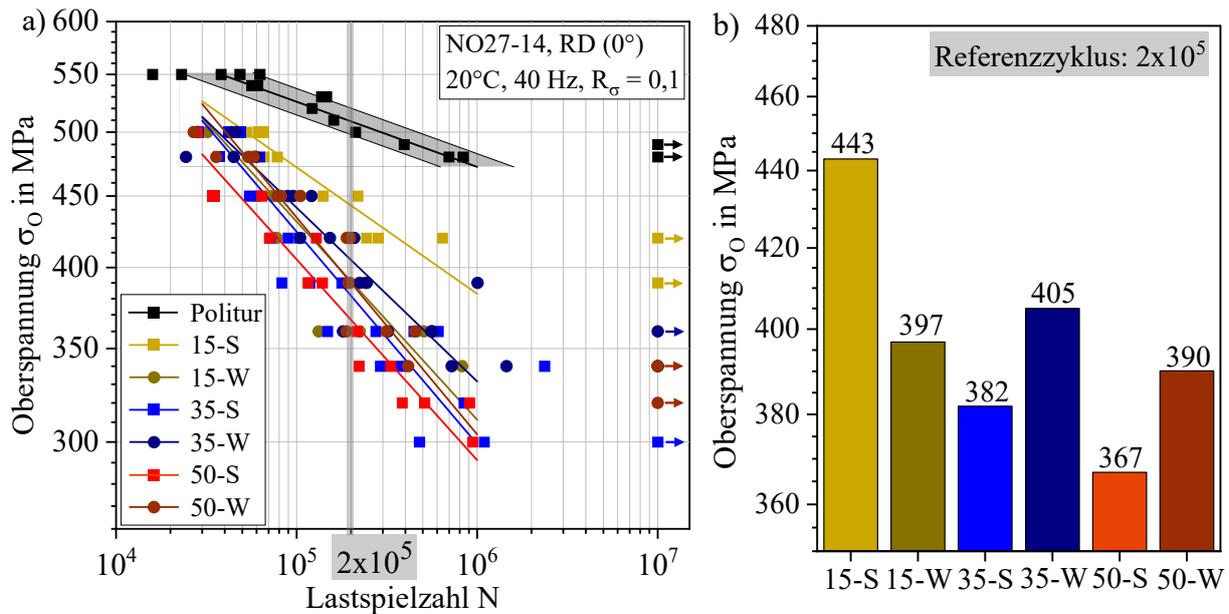


Abbildung 31: a) Spannungs-Wöhlerdiagramm von schergeschnittenen Schwingproben, b) Balkendiagramm der Oberspannung für eine Lastspielzahl von 200.000 Zyklen.

Tabelle 6: Kenngrößen der Zeitfestigkeitsgeraden in Form von Neigung  $k$ , Dauerfestigkeit  $\sigma_D$  und Streuspanne  $T_N$  für den polierten und die schergeschnittenen Kantenzustände.

	Politur	15-S	15-W	35-S	35-W	50-S	50-W
$k$ [-]	21,5	11,0	7,0	6,1	8,0	7,0	6,4
$\sigma_D$ in MPa	472	383	311	289	332	291	304
$T_N$ [-]	2,5	2,1	2,2	2,6	3,3	2,2	2,2

Die höchste Lebensdauer von schergeschnittenen Proben wird mit dem Parametersatz 15-S erreicht. Hier liegt die Dauerfestigkeit  $\sigma_D$  mit 383 MPa um ca. 19% niedriger als bei einer polierten Kante, aber deutlich höher als alle anderen schergeschnittenen Varianten. Außerdem ist die Neigung mit  $k = 11$  vergleichsweise flach, was auf eine geringe Kerbschärfe hindeutet [11]. Im Gegensatz dazu verlaufen die Zeitfestigkeitsgeraden der anderen Varianten deutlich steiler und sind mit  $k$  im Bereich von 6 bis 8 eher in einer Größenordnung, die für gezielt gekerbte Schwingproben üblich ist. Bei einer großen Schneidspaltbreite und scharfkantigen Werkzeugen (35-S und 50-S) liegt die Schwingfestigkeit mit 289 MPa beziehungsweise 291 MPa um bis zu 39% niedriger gegenüber dem polierten Referenzzustand. Bei den hohen Lastniveaus verringert sich der Unterschied zwischen den verschiedenen Varianten, zumal die Ermüdungsrissbildung zunehmend durch die makroskopische Plastizität der Probe bestimmt wird. Vor allem die lokalisiert ablaufenden Vorgänge bei der Anrissbildung reagieren sensitiv auf die Oberflächentopographie und den Verfestigungszustand. Das Ermüdungsverhalten von schergeschnittenen Schwingproben wird ausführlicher in Kapitel 5.3 diskutiert.

#### 4.5 Wärmebehandlung nach dem Scherschneiden

Um einen Teil der eingebrachten Schädigung im Rahmen des Scherschneidevorgangs zu beseitigen, werden die sechs Kantenzustände einer nachträglichen Wärmebehandlung unterzogen. Abbildung 32 charakterisiert das Gefüge vor und nach einer Glühung bei einer Temperatur von  $700^\circ C$  und einer Haltezeit von einer Stunde. Die zuvor verformten Bereiche

an der Schnittkante sind gekennzeichnet durch eine lokale Rekristallisation mit Neubildung von versetzungsarmen Kornbereichen. Als treibende Kraft fungiert die gespeicherte Verformungsenergie der Versetzungen. Dadurch wird die durch das Scherschneiden eingebrachte Verformungsstruktur größtenteils beseitigt. Der mittlere Korndurchmesser des neu gebildeten Gefüges kann in dem Bereich des Glattschnittanteils unter  $5\ \mu\text{m}$  liegen.

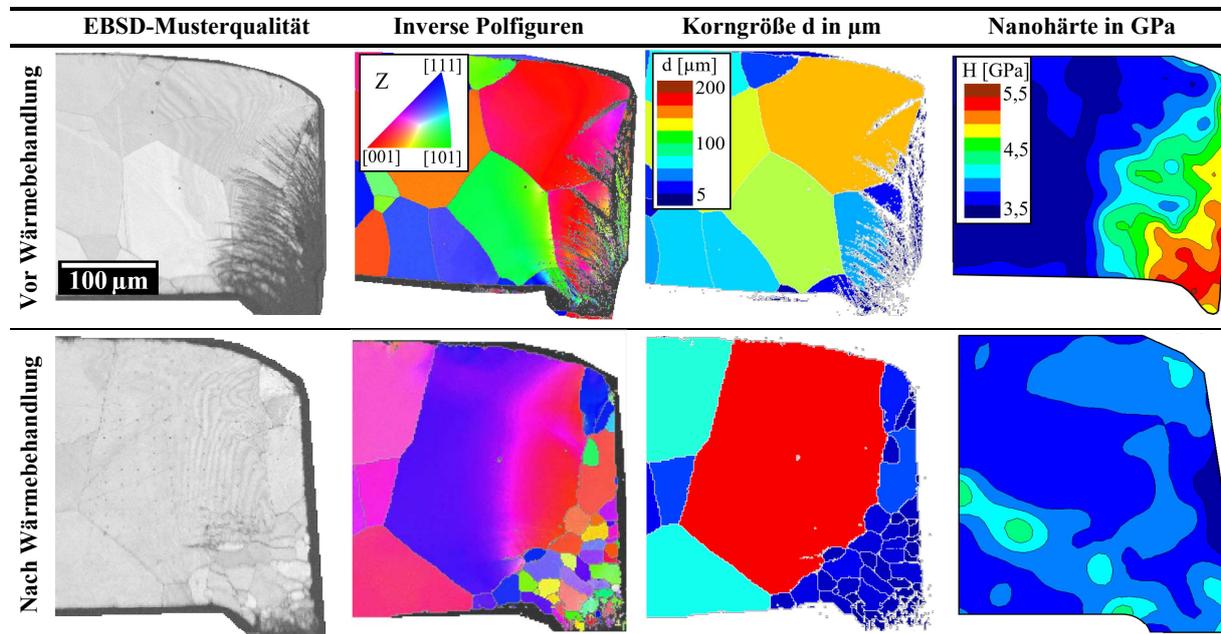


Abbildung 32: EBSD-Musterqualität, Kornorientierung, Korngröße sowie Härteverteilung vor und nach einer Wärmebehandlung von einer schergeschnittenen Kante mit einem verschlissenen Schneidwerkzeug und einer Schneidspaltbreite von  $50\ \mu\text{m}$ .

Als Folge der Gefügeneubildung wird die Härte auf das Referenzniveau von ca.  $3,0\ \text{GPa}$  reduziert und die während des Scherschneidens entstandenen Scherbänder verschwinden mehrheitlich. Zusätzlich werden die eingebrachten Eigenspannungen von im Mittel  $204\ \text{MPa}$  (siehe Tabelle 4) nahezu vollständig abgebaut. Unterhalb der aufgezehrten Randzone verbleiben vereinzelte Bereiche mit erhöhter Versetzungsdichte sowie die großflächigeren Gitterverzerrungen. Hier hat die Versetzungsdichte nicht ausgereicht, um den vollständigen Abbau der Gitterverzerrungen zu bewirken. Dies äußert sich zum Teil auch in vereinzelten Bereichen mit leicht erhöhten Härtewerten gegenüber des Ausgangszustands.

Die Intensität der lokalen Rekristallisation und der Erholungsvorgänge hängt unter anderem von dem Grad der vorherigen Verformungsverfestigung ab. Je nach Scherschneideparameter und lokaler Charakteristik der Schnittkantenzone werden Rekristallisationstiefen von bis zu  $150\ \mu\text{m}$  beobachtet. Bei einem verschlissenen Werkzeug ist die Neubildung der Gefüge tendenziell weitreichender, weil der Schneidvorgang mit einem stumpfen Werkzeug die Dimensionen der anfänglichen Aufhärtungszone vergrößert.

Die zyklische Beanspruchung wird durch das neugebildete, feinkörnige Gefüge im Allgemeinen besser ertragen. Allerdings ist die prozentuale Verbesserung der zyklischen Festigkeit durch den Glühvorgang je nach Scherschneideparameter unterschiedlich. Das Verhalten wird in Abbildung 33 näher beschrieben.

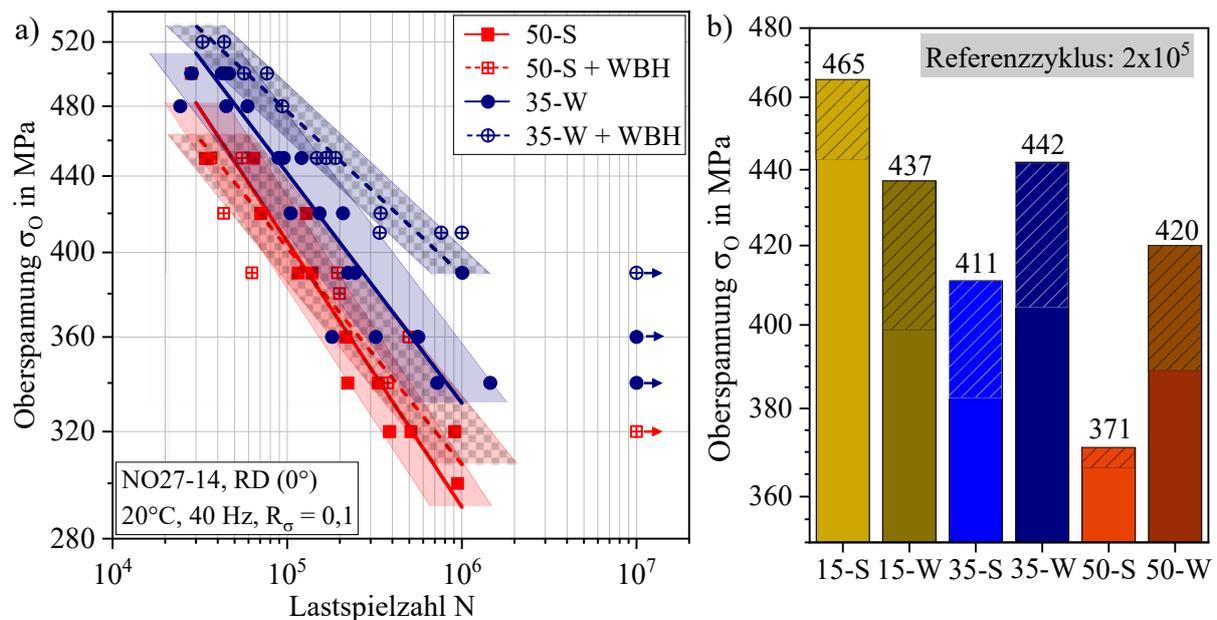


Abbildung 33: a) Spannungs-Wöhlerdiagramm für zwei Varianten der Schneidparameter ohne und mit Wärmebehandlung (WBH), b) Oberspannung der 50% Zeitfestigkeitsgerade bei 200.000 Zyklen. Die schraffierten Bereiche zeigen die Zunahme der Schwingfestigkeit.

Während bei 35-W die Zeitfestigkeitsgerade bei niedrigen Zyklenzahlen und insbesondere im Dauerfestigkeitsbereich zu höheren Oberspannungen verschoben wird, zeigt sich bei 50-S keine signifikante Verbesserung über den gesamten Zeitfestigkeitsbereich. In Abbildung 33b ist der Effekt einer Wärmebehandlung auf die Oberspannung in Abhängigkeit der Schneidparameter für eine Zyklenzahl von  $2 \cdot 10^5$  dargestellt. In Summe verbleibt die Variante 15-S am höchsten, wobei hier nur eine mäßige prozentuale Verbesserung von ca. 5% eintritt. Allerdings liegt die Variante 15-S bereits im schergeschnittenen Ausgangszustand auf einem vergleichsweise hohen Niveau gegenüber den anderen fünf Varianten, siehe Abbildung 31. Im Falle von verschlissenen Schneidkanten werden die größten prozentualen Verbesserungen von jeweils ca. 10% gemessen, während bei 50-S kein wesentlicher Unterschied festgestellt wird. Die geringe Verbesserung für die Parametervariante 50-S kann über die Existenz von anrisskritischen Kornausbrüchen erklärt werden. Diese entstehen verstärkt während des Scherschneidens bei den Varianten 50-S und 35-S. Abbildung 34 zeigt einen solchen Bereich nach einer Wärmebehandlung und mit einem fortgeschrittenen Anriss.

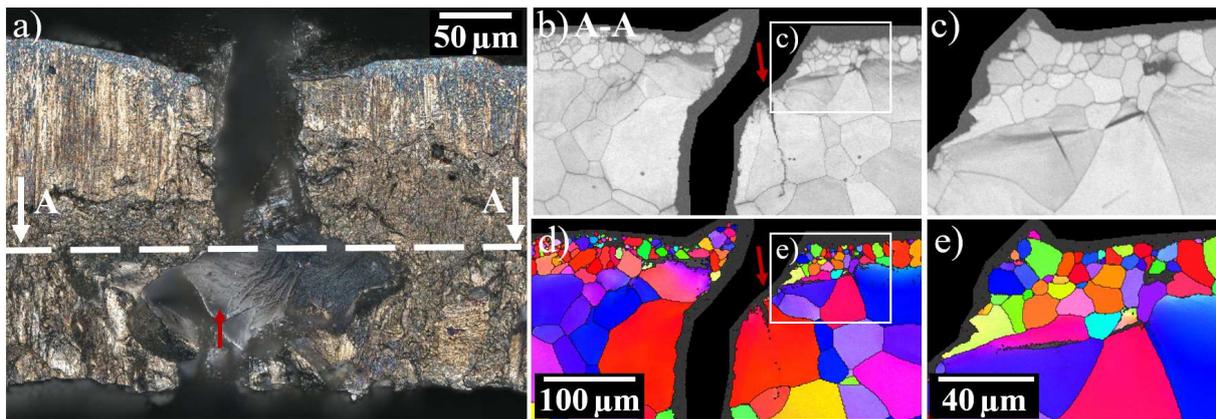


Abbildung 34: a) Kantenansicht eines Kornausbruchs nach der zyklischen Beanspruchung, b)-e) Schnittdarstellung des Randbereichs mit weit fortgeschrittener Anrissausbreitung und Vergrößerung der feinkörnig rekristallisierten Zone.

Der rekristallisierte Randbereich kann aufgrund der feinkörnigen und spannungsfreien Struktur als anrissverzögernd angesehen werden. Allerdings ist unterhalb der kristallin glänzenden Kornoberfläche keine Kornneubildung eingetreten, siehe rote Pfeile in Abbildung 34. Somit ist der Gefügestand im Bereich des Kerbgrunds relativ vergleichbar zu dem Zustand ohne Wärmebehandlung. Folglich erfährt diese Schwingprobe keine signifikante Verbesserung der Lebensdauer bedingt durch die beim Scherschneiden eingebrachte Kerbe. Derart oberflächliche Schädigungen lassen sich mittels anschließender Glühung nicht ausheilen. Zwar kann durch das feinkörnigere und entspannte Gefüge die Anrissbildung für die meisten Varianten verzögert werden. Allerdings ist die Verbesserung gering, wenn im ersten Schritt kritische Kerben durch die Kornausbrüche entstehen und diese versagenskritische Bereiche darstellen, welche die rekristallisierte Zone umgehen. Hier ist trotz eines feinkörnigen und entspannten Gefüges in den benachbarten Körnern die Anrissbildung besonders leicht möglich.

Generell zeigen die Ergebnisse, dass trotz Härtereduktion als Folge der Wärmebehandlung die Lebensdauer positiv beeinflusst wird, weil durch einen starken Verfestigungszustand gleichzeitig das Formänderungsvermögen bei zyklischer Beanspruchung geschwächt wird. Dieses in der Literatur bekannte Verhalten kann somit auf Elektrobleche übertragen werden, wobei die Intensität der Verbesserung von den Stanzparametern abhängt. [50,223]

#### 4.6 Einfluss des Eigenspannungszustands anhand Laserstrahlschneiden

Das verbesserte Schwingfestigkeitsverhalten durch die Wärmebehandlung ist eine Folge der Beseitigung von Kaltverfestigungen und Eigenspannungen. Um den Einfluss der Eigenspannungen isoliert zu betrachten, werden mittels LBC hergestellte Schwingproben einer Wärmebehandlung (700°C für 1h) unterzogen. Hierbei erfolgt die Reduzierung der für LBC verfahrenstypischen hohen Zug-Eigenspannungen in Längsrichtung von  $360 \pm 63$  MPa ( $n = 5$ ) auf ein nahezu neutrales Niveau von  $27 \pm 23$  MPa ( $n = 5$ ). Gleichzeitig findet im Falle der laserstrahlgeschnittenen Schwingproben keine Kornneubildung und keine Änderung des Verfestigungszustands statt, wodurch die alleinige Betrachtung des Eigenspannungszustands auf die Ermüdungslebensdauer vorgenommen werden kann, siehe Abbildung 35.

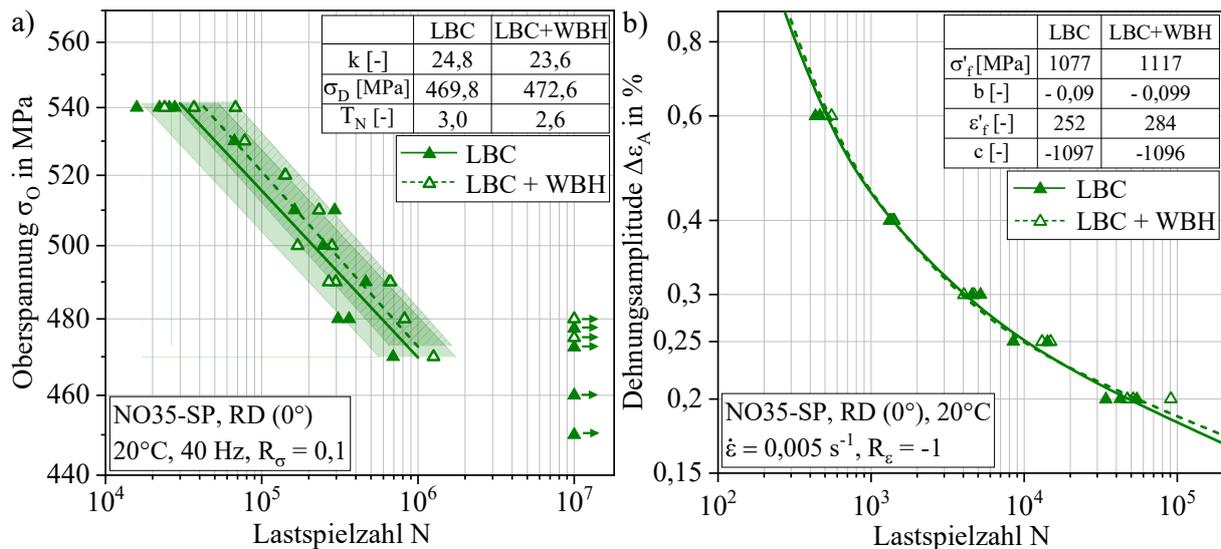


Abbildung 35: Schwingfestigkeitsverhalten von laserstrahlgeschnittenen Proben vor und nach der Wärmebehandlung (WBH). a) Spannungs-Wöhlerdiagramm, b) Dehnungs-Wöhlerdiagramm.

Im Gegensatz zu der Magnetik zeigen sich die mechanischen Ermüdungseigenschaften des Elektroblechs nahezu unbeeinflusst durch den Eigenspannungszustand. Bei den dehnungskontrollierten Schwingversuchen ist im Rahmen der Streuung kein Unterschied festzustellen und auch bei den spannungskontrollierten Schwingversuchen fällt die Änderung der Zeitfestigkeitsgerade vergleichsweise gering aus. Dies hängt unter anderem damit zusammen, dass selbst der Dauerfestigkeitswert deutlich oberhalb der Streckgrenze dieser Blechgüte liegt, weshalb jeweils eine starke Plastifizierung eintritt. Durch diese plastische Verformung wird das Eigenspannungsniveau im Laufe der zyklischen Beanspruchung abgebaut. Dies trifft die Erwartungen laut Literatur für niedriglegierte Stähle [242,243]. Demnach sind die induzierten Eigenspannungen gegenüber anderen Einflussgrößen wie der Oberflächentopographie oder dem Verfestigungszustand für das untersuchte Material von untergeordneter Bedeutung.

#### 4.7 Auswirkungen von Kerben

Bei uniaxial beanspruchten Schwingproben mit einem gleichmäßigen Spannungsquerschnitt erfolgen die Verfestigungsvorgänge zunächst homogen verteilt, bevor im Laufe der zyklischen Beanspruchung lokalisierte Prozesse die Anrissbildung bewirken. Im Gegensatz dazu findet bei gekerbten Bauteilen von Anfang an eine erhöhte Verformung in einem eng begrenzten Werkstoffbereich statt. Abbildung 36 zeigt die Spannungsentwicklung im Zugversuch mittels Extensometer (schwarze Kurve) sowie lokalisiert mittels digitaler Bildkorrelation an mehreren Positionen entlang des Kerbprofils einer Zugprobe mit 2 mm Kerbdurchmesser.

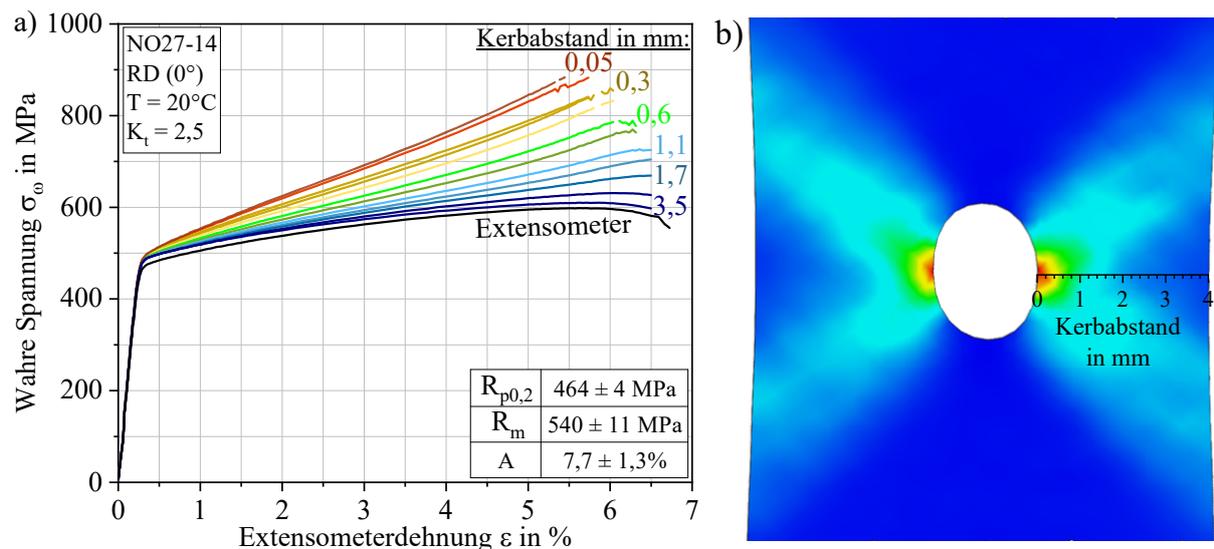


Abbildung 36: a) Entwicklung der wahren Spannungen bei quasistatischer Zugbelastung mittels digitaler Bildkorrelation an einer Zugprobe mit 2 mm Innenkerbe, b) lokale Spannungsverteilungsverteilung durch Umlagerungseffekte bei einer Gesamtdehnung von 5%.

Der einachsiger beanspruchte Kerbgrund sorgt für einen mehrachsigen Spannungszustand in dem umliegenden Bereich als Folge von stattfindenden Spannungsumlagerungen. Dadurch wird die Verformung behindert und die Fließgrenze steigt an. Die Dehngrenze  $R_{p0,2}$  liegt für die gekerbten Proben mit  $464 \pm 4$  MPa leicht höher als bei dem ungekerbten Zustand, siehe Abbildung 19. Die Zugfestigkeit ist gegenüber dem ungekerbten Zustand mit  $540 \pm 11$  MPa vergleichbar, während die Bruchdehnung mit  $7,7 \pm 1,3\%$  deutlich verringert ist. Im Kerbgrund entstehen während der monotonen Zugbeanspruchung unter Berücksichtigung der Einschnürung wahre Spannungen von bis zu 900 MPa. Die realen Kerbspannungen sind somit niedriger, als es die theoretische Kerbformzahl mit  $K_t = 2,5$  angibt. Als Folge der mikrostrukturellen Stützwirkung und lokal konzentrierten Fließvorgängen resultiert eine Spannungsumlagerung in weniger beanspruchte Bereiche. Dadurch steigt in den entfernteren Bereichen des Kerbgrunds die Spannung an. Die intensivste Fließbewegung erfolgt in einer  $45^\circ$  Orientierung zu der Normalspannung, wodurch in Summe vier bevorzugte Fließrichtungen resultieren. Weiterhin auffällig ist das Ausbleiben eines Streckgrenzeneffekts. Entgegen einem homogen beanspruchten Werkstoffvolumen erfolgt bei einer gekerbten Probe kein großflächiges Losreißen der Versetzungen von den blockierend wirkenden Hindernissen (z. B. interstitiell gelöste Fremdatome innerhalb von Cottrell-Wolken). Stattdessen wirkt die anfängliche Verformung mehrachsiger und lokalisierter in einem kleinen Werkstoffvolumen.

Bei zyklischer Beanspruchung von Schwingproben mit erodierten und schergeschnittenen (Parametersatz 35-S) Innenkerben finden die Verformungsvorgänge ebenfalls von Anfang an lokal eng begrenzt im Kerbgrund statt. Dieses Verhalten tritt auch bei einer Beanspruchung deutlich unterhalb der Streckgrenze auf, siehe linke Seite in Abbildung 37.

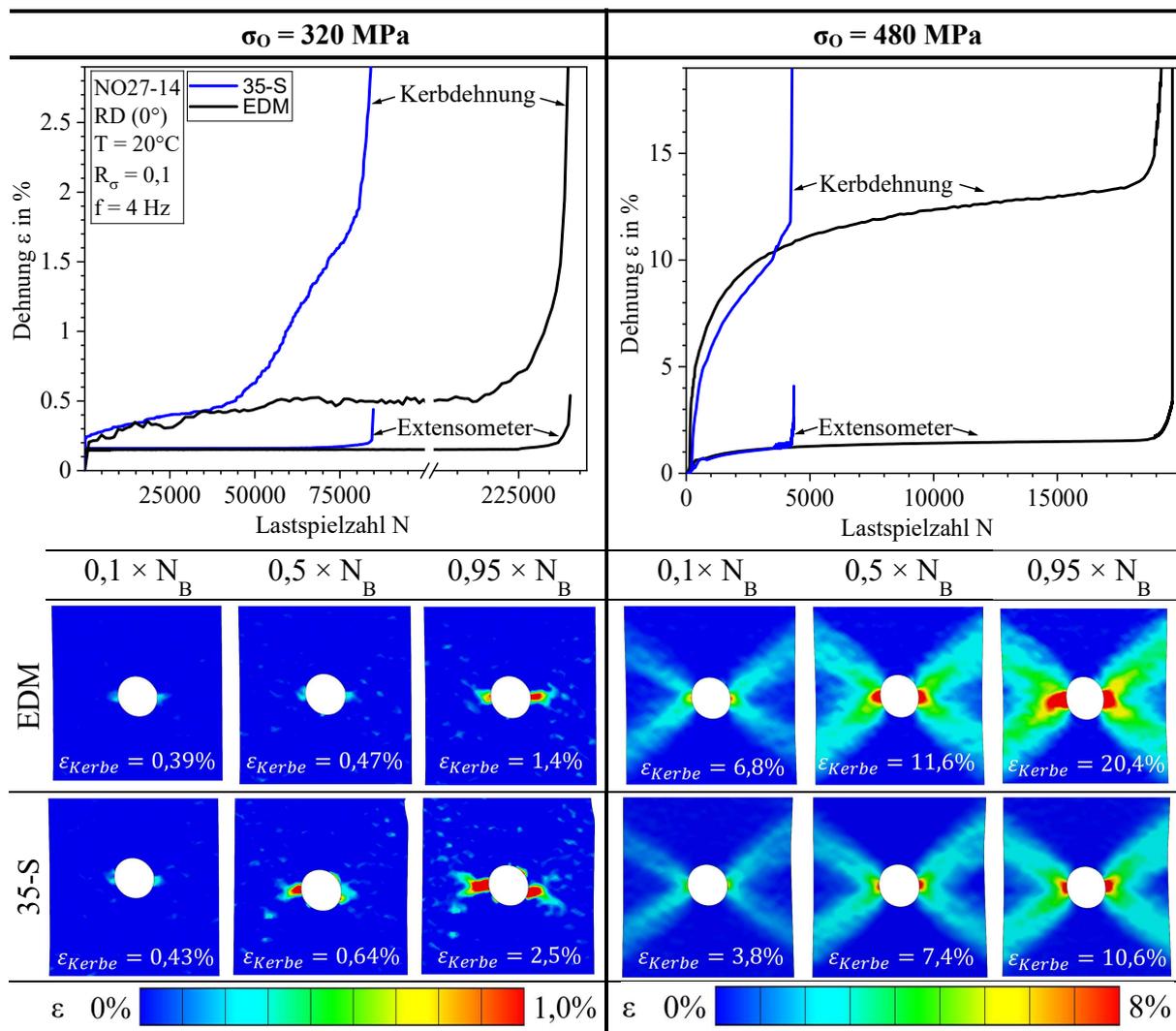


Abbildung 37: Entwicklung der zyklischen Kerbdehnung und der Extensometerdehnung für unterschiedliche Kantenzustände (EDM und 35-S) und Oberspannungen. Farbcodierte Dehnungsverteilung im Kerbbereich zu drei verschiedenen Lastspielzahlen.

Bei Beanspruchung unterhalb der Streckgrenze von erodierten Schnittkanten bleiben die makroskopisch erfassbaren Kerbdehnungen bis kurz vor dem Bauteilversagen mit etwa 0,5% vergleichsweise gering und zuvor kann sich trotz Kerbe ein stabilisierter Zustand einstellen. Im Gegensatz dazu begünstigt eine durch den Scherschneidevorgang vorgeschädigte Kante die frühzeitige Anrissbildung, die sich in einer ansteigenden Kerbdehnung bei einer Beanspruchung ab etwa 40.000 Lastwechseln äußert. Die Versetzungsbewegung konzentriert sich bei diesen Bedingungen für beide Kantenzustände lokal auf den Kerbgrund, weshalb die global gemessenen Dehnungen mittels Extensometer bis kurz vor dem Bruch im elastischen Bereich bis 0,2% verbleiben. Bei einer Überschreitung der Streckgrenze durch die Kerbspansungen plastifiziert der Werkstoff mit dem ersten Zyklus. Im weiteren Verlauf akkumuliert sich die plastische Verformung, wodurch die Kerbdehnung bei  $\sigma_0 = 480$  MPa rasch auf über 10% ansteigt und ein frühzeitiges Versagen eintritt.

Die Auswirkungen auf die Lebensdauer von gekerbten Elektroblechen sind aus Abbildung 38 ersichtlich. Sowohl bei EDM als auch bei 35-S werden die Zeitfestigkeitsgeraden von gekerbten Schwingproben zu deutlich niedrigeren Oberspannungen verschoben. Zwar ist der Effekt durch

mikrostrukturelle und topographische Unterschiede im Kerbgrund weniger wirksam als an ungekerbten Schwingproben, dennoch ist bei einer schergeschnittenen Kerbe die Dauerfestigkeit mit 222,5 MPa deutlich niedriger als bei einer erodierten Kerbe mit 265,6 MPa.

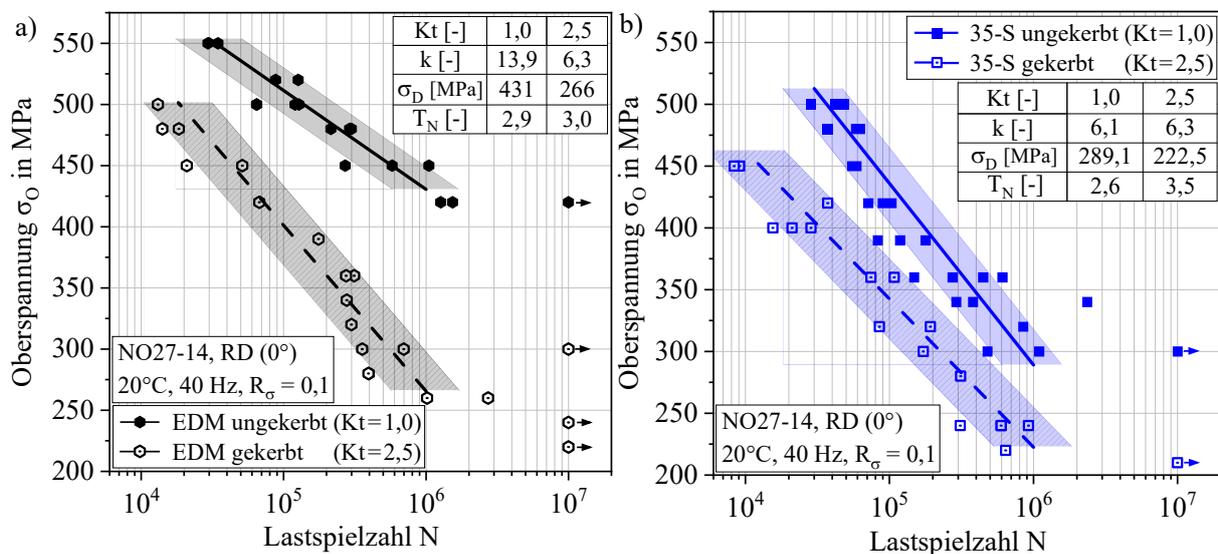


Abbildung 38: Wöhlerdiagramme mit Zeitfestigkeitsgeraden für ungekerbte (gefüllte Symbole) und gekerbte Schwingproben (Symbole ohne Füllung) für eine Innenkerbe des Durchmessers 2 mm. a) Spannungs-Wöhlerdiagramm für den erodierten Kantenzustand, b) Spannungs-Wöhlerdiagramm für den schergeschnittenen Kantenzustand mit der Parametervariante 35-S.

Die Kerbwirkungszahl  $K_f$  für eine erodierte Kerbe beträgt 1,62 und bei einer schergeschnittenen Kerbe 1,29. Eine rechnerische Abschätzung nach Siebel und Stieler ergibt auf Basis der Kerbform, des Spannungsgradienten und der Streckgrenze eine Kerbwirkungszahl von  $K_f = 1,9$  [244]. Die Abschätzung ist gegenüber den experimentellen Werten somit deutlich konservativer, weshalb reale Beanspruchungen von Elektroblechen kerbtoleranter ausgelegt werden können. Die zugehörigen dynamischen Stützzahlen  $n_\sigma$  errechnen sich gemäß Gleichung (8) für EDM zu 1,56 beziehungsweise zu 1,95 für 35-S. Die als positiv anzusehenden hohen Werte bei 35-S resultieren zum einen daraus, dass bei einer ungekerbten Schwingprobe die Wahrscheinlichkeit eines anrisskritischen Kornausbruchs deutlich höher ist als bei einer gekerbten Probe. Je kleiner der hochbeanspruchte Bereich, desto statistisch unwahrscheinlicher ist das Auftreten eines besonders kritischen Defekts [168]. Zum anderen sind schergeschnittene Schwingproben bereits mit geometrischen Kerben und mikrostrukturellen Schädigungen versehen, wodurch die Schwingfestigkeit solcher Proben bereits von vornherein auf einem niedrigeren Ausgangsniveau liegt. Dieses Verhalten entspricht prinzipiell den Erwartungen und steht im Einklang zu den Erkenntnissen aus Kapitel 4.4.

#### 4.8 Mittelspannungseinfluss

Die Auswirkungen von einer Mittelspannungsänderung auf die Dauerfestigkeit sind in Abbildung 39 für positive x-Achsenwerte dargestellt. Während die Goodman-Gerade die experimentellen Datenpunkte deutlich zu konservativ abschätzt, wird mit der Funktion nach Gerber eine hinreichende Schätzgenauigkeit für Elektrobleche erzielt. Dies gilt sowohl für die erodierten als auch für die schergeschnittenen Schwingproben.

Da die Mittelspannungsempfindlichkeit  $M$  per Definition für ein Lastverhältnis von  $R_\sigma = 0$  gilt, wird diese über die bekannten Stützstellen bei  $R_\sigma = -1$ ,  $R_\sigma = 0,1$  und  $R_\sigma = 0,3$  für EDM beziehungsweise  $R_\sigma = 0,5$  für 35-W rechnerisch angenähert.

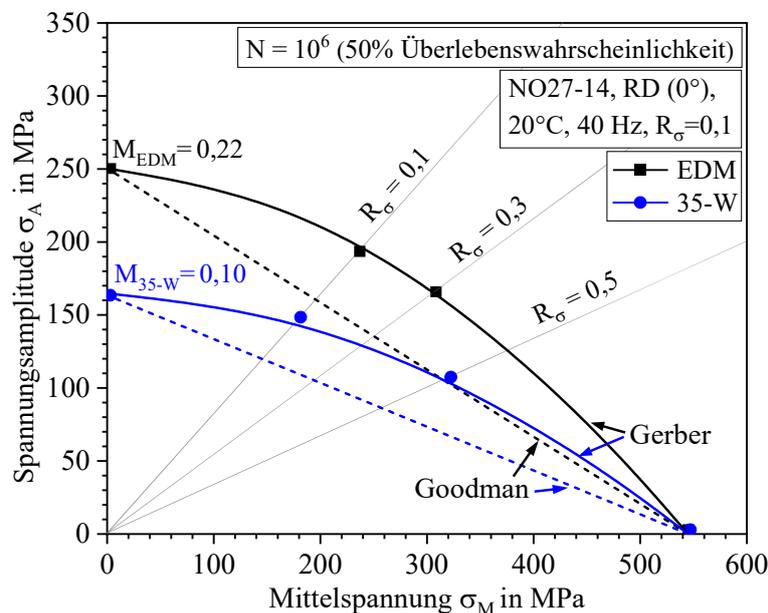


Abbildung 39: Dauerfestigkeitsschaubild nach Haigh für erodierte und schergeschnittene Schwingproben bei einer positiven Mittelspannung. Abschätzmethoden nach Goodman (gestrichelte Linien) beziehungsweise Gerber (durchgezogene Linien).

Die experimentell bestimmte Mittelspannungsempfindlichkeit der schergeschnittenen Kanten entspricht mit  $M = 0,10$  in etwa der abgeschätzten Mittelspannungsempfindlichkeit, die auf Basis der Zugfestigkeit für Stahllegierungen einen rechnerisch approximierten Wert von  $M = 0,092$  ergibt [226]. Der Mittelspannungseinfluss bei erodierten Kanten fällt mit  $M = 0,22$  hingegen etwas höher aus. Bei dem erodierten Kantenzustand ist eine vergleichsweise niedrige Vorschädigung gegenüber den schergeschnittenen Schwingproben vorhanden, weshalb trotz eines identischen Grundmaterials, höhere Spannungen toleriert werden können. Entsprechend liegt sowohl die Wechselfestigkeit als auch die Dauerfestigkeit ( $R_\sigma = 0,1$ ) bei höheren Werten. Die Änderung der Mittelspannungsempfindlichkeit in Abhängigkeit des Kantenzustands von bearbeiteten Blechen ist bekannt [86]. Eine mögliche Ursache für die daraus resultierende höhere Mittelspannungsempfindlichkeit könnte zudem mit der jeweiligen zyklischen Kriechneigung zusammenhängen. Dieser Mechanismus ist im Falle der erodierten Schwingproben bei  $R_\sigma = 0,1$  deutlich ausgeprägter, weil hierbei für sämtliche Oberspannungen das Wechselverformungsverhalten durch das zyklische Kriechen mitbestimmt wird. Dies folgt aus einer vergleichsweise hohen Dauerfestigkeit von etwa 420 MPa. Im Gegensatz dazu ist bei den 35-W Proben die Dauerfestigkeit bereits bei 332 MPa erreicht. Dies entspricht in etwa 75% der Streckgrenze. Dadurch läuft die Wechselverformung hier ausschließlich linear-elastisch ab, während bei erodierten Proben stets die homogene Materialverformung durch das zyklische Kriechen auftritt. In Summe ist deshalb die höhere Mittelspannungsempfindlichkeit nicht unerwartet, sondern lässt sich auf den zusätzlichen Verformungsmechanismus zurückführen.

#### 4.9 Richtungsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften

Die Ermittlung von den quasistatischen Materialkennwerten für die drei unterschiedlichen Orientierungen erfolgt an jeweils zehn Proben mittels monotoner, einachsiger Zugversuche bei einer konstanten Dehnrates von  $\dot{\epsilon} = 2,5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . Die gemittelten mechanischen Kennwerte in Form von Elastizitätsmodul  $E$ , Dehngrenze  $R_{p0,2}$ , Zugfestigkeit  $R_m$  und Bruchdehnung  $A$  sind in Tabelle 7 aufgeführt.

Tabelle 7: Orientierungsabhängige Zugversuchs-Kennwerte bei Raumtemperatur.

	$E$ [GPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$A$ [%]
$0^\circ$	$181 \pm 12$	$440 \pm 5$	$549 \pm 3$	$15,3 \pm 1,2$
$45^\circ$	$188 \pm 10$	$450 \pm 4$	$563 \pm 3$	$14,3 \pm 1,0$
$90^\circ$	$196 \pm 10$	$461 \pm 6$	$575 \pm 6$	$16,8 \pm 1,9$

Das in Kapitel 4.1 beschriebene Materialverhalten ist bei allen drei Orientierungen ähnlich, allerdings bestehen nominelle Unterschiede bei den mechanischen Kenngrößen. Sowohl der Elastizitätsmodul als auch die Festigkeitswerte sind bei einer Orientierung von  $90^\circ$  zur Walzrichtung am höchsten, während  $0^\circ$  die dahingehend schwächste Orientierung repräsentiert. Diese Anisotropie resultiert aus der durch den Walzprozess eingebrachten Textur und ist trotz einer anschließenden Schlussglühung quantifizierbar ausgeprägt, siehe Tabelle 3. Gegenüber einem reinen  $\alpha$ -Fe resultiert der erniedrigte E-Modul aus einer Kombination von der Walztextur und der Wirkung des im Mischkristall gelösten Siliciumanteils [28]. Bei einer Orientierung von  $45^\circ$  liegen die gemittelten Werte für Elastizitätsmodul, Streckgrenze und Zugfestigkeit mittig zwischen  $0^\circ$  und  $90^\circ$ . Auch das Verfestigungsverhalten ist bei den drei Orientierungen prinzipiell ähnlich, wobei die Spannungsantwort (bei Dehnungsregelung) beziehungsweise die Dehnungsantwort (bei Spannungsregelung) je nach Orientierung unterschiedlich hoch ausfällt, siehe Abbildung 40.

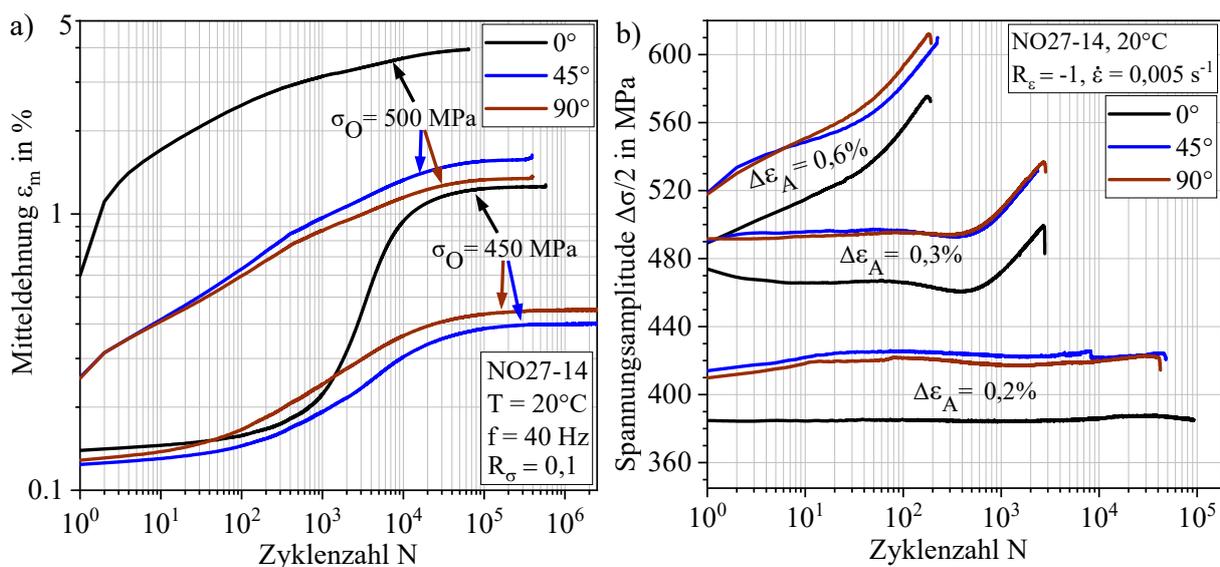


Abbildung 40: Wechselverformungskurven der Schwingversuche in Abhängigkeit der drei untersuchten Orientierungen für a) Spannungsregelung und b) Dehnungsregelung.

Aus Gründen der Übersichtlichkeit wird das Verhalten in Abhängigkeit der Orientierung nachfolgend an zwei beziehungsweise drei ausgewählten Lasthorizonten beschrieben. Bei einem isotropen Materialverhalten wäre die Materialantwort senkrecht zu der Walzrichtung identisch wie das Materialverhalten längs zu der Walzrichtung. Bedingt durch die Anisotropie fällt die Materialantwort jedoch je nach Orientierung der Schwingproben unterschiedlich aus. Für  $45^\circ$  und  $90^\circ$  resultieren bei einer dehnungsgeregelten Versuchsdurchführung (Abbildung 40b) trotz identischer Solldehnung höhere Spannungsantworten und bei einer spannungsgeregelten Versuchsdurchführung höhere Dehnungsantworten als in Walzrichtung. Während bei der dehnungsgeregelten Versuchsdurchführung der Unterschied der Materialantwort zwischen den Orientierungen mit jeweils weniger als 10% der Gesamtspannung relativ gering ausfällt, ist hingegen bei einer spannungsgeregelten Versuchsdurchführung der Unterschied bei den Dehnungsantworten um ein Vielfaches verschieden, siehe Abbildung 40a. Während beispielsweise die  $0^\circ$ -Orientierung im stabilisierten Bereich auf eine Mitteldehnung von 4% zyklisch gestreckt wird, verlängern sich die Schwingproben bei  $45^\circ$  und  $90^\circ$  lediglich auf etwa 1,5% Gesamtdehnung. Weiterhin wird die Charakteristik der Inkubationsphase entsprechend der Streckgrenzenänderung verschoben, weshalb zum Beispiel die  $90^\circ$ -Kurven für  $\sigma_0 = 450$  MPa eher an das Verhalten bei  $\sigma_0 = 420$  MPa für die  $0^\circ$ -Kurven erinnern, vgl. Kapitel 4.2.1.

Hinsichtlich der erzielbaren Lebensdauerwerte zeigt sich bei einer spannungsgeregelten Versuchsdurchführung ein deutlicher Unterschied zwischen den drei untersuchten Orientierungen, siehe Abbildung 41. Die Schwingproben, welche in Walzrichtung entnommen werden, erreichen bei gleicher Spannungsamplitude die niedrigsten Zyklenzahlen. Die Schwingspielzahl ist bei einer Orientierung von  $45^\circ$  und  $90^\circ$  im Mittel vielfach höher als bei  $0^\circ$ , wobei zwischen diesen beiden Orientierungen ein relativ geringer Unterschied vorliegt.

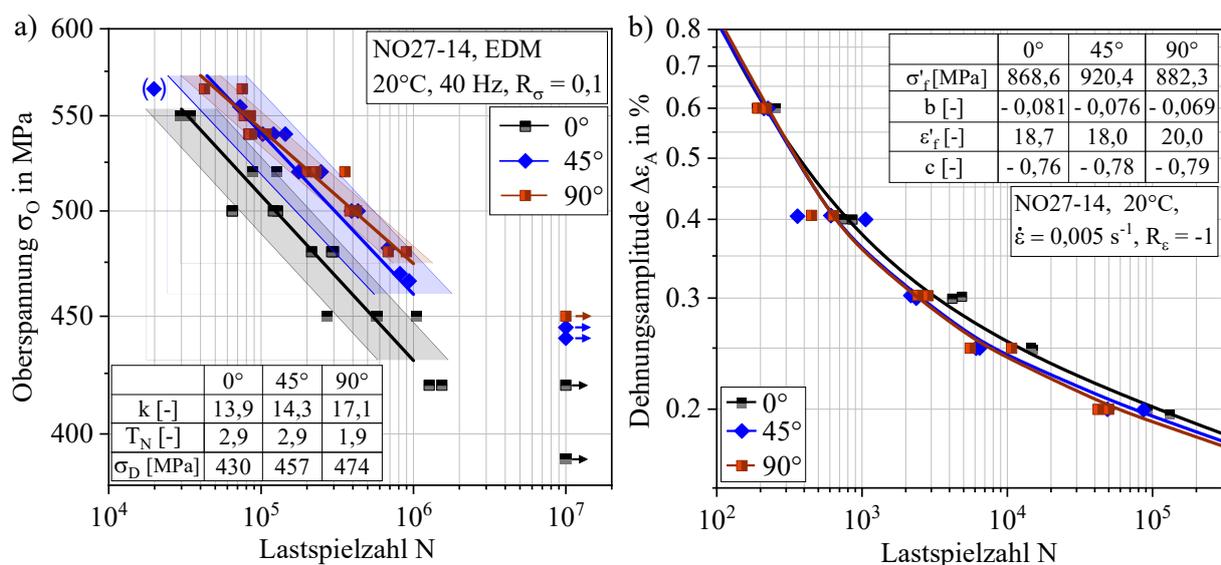


Abbildung 41: a) Spannungs-Wöhlerdiagramm mit Zeitfestigkeitsgeraden, b) Dehnungs-Wöhlerdiagramm mit Gesamtdehnungslinien für die drei Orientierungen  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  und  $90^\circ$ .

Im Gegensatz dazu treten bei den dehnungskontrollierten Ermüdungsversuchen tendenziell höhere Lastspielzahlen auf, wenn die Proben entlang der Walzrichtung entnommen werden. Eine wahrscheinliche Erklärung für dieses gegenteilige Verhalten mit unterschiedlichen

Materialantworten und Lebensdauerwerten hängt mit der statistischen Verteilung von Kornorientierung und den jeweiligen orientierungsabhängigen Elastizitätsmodulen zusammen. Als Konsequenz der leicht ausgeprägten Walztextur sind entlang der  $0^\circ$ -Orientierung statistisch mehr Körner derart orientiert, dass sie einen niedrigen E-Modul aufweisen. Im Gegensatz dazu ist bei  $90^\circ$  der gemittelte E-Modul über der Mikrostruktur um etwa 15 GPa höher, siehe Abbildung 42. Diese Differenz ist ebenfalls aus den quasistatischen Zugversuchen bekannt.

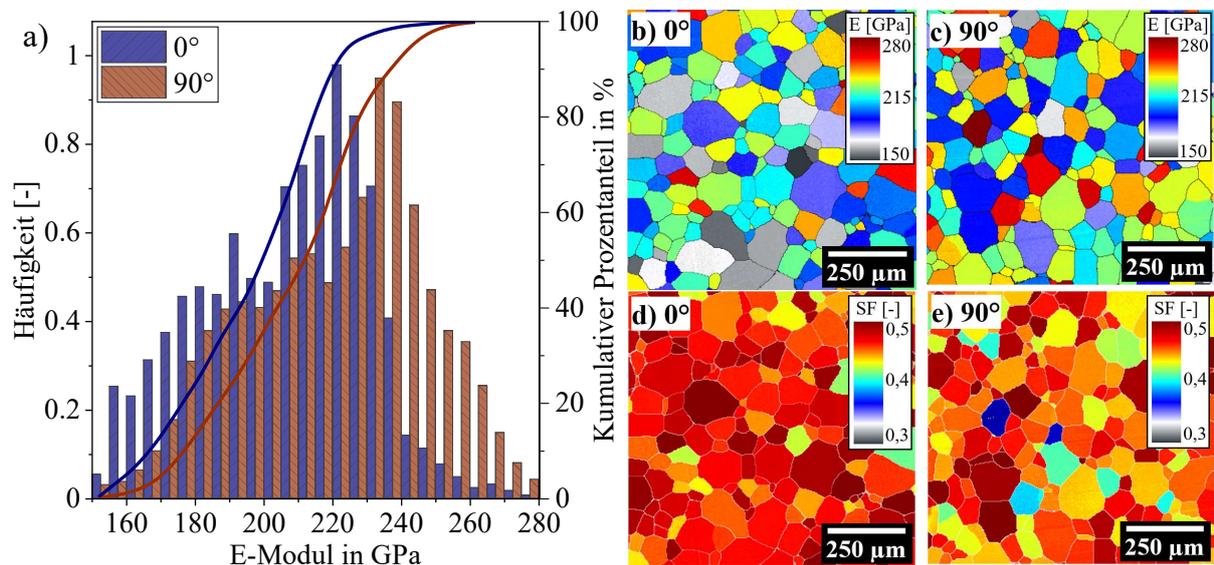


Abbildung 42: a) Flächenbezogene Verteilungsfunktionen der kalkulierten Elastizitätsmodulen für die Orientierungen  $0^\circ$  und  $90^\circ$ , b)-c) kornweise Farbcodierung in Abhängigkeit der Orientierung, d)-e) Berechnung der Schmid-Faktoren für die Gleitsystemfamilie  $\{110\}\langle 111\rangle$ .

Zusätzlich zu dem Einfluss der Anisotropie auf den E-Modul kann über die Betrachtung der Schmid-Faktoren eine weitere Interpretation der Richtungsabhängigkeit auf die Fließgrenze vorgenommen werden. Generell äußern sich die hinsichtlich Verformbarkeit und Versetzungsgleiten günstigen Orientierungen durch einen hohen Schmid-Faktor mit Maximalwerten von bis zu 0,5. Senkrecht zu der Walzrichtung werden im Mittel niedrigere Schmid-Faktoren gemessen (Abbildung 42d) als längs zur Walzrichtung (Abbildung 42c). In der Walzrichtung sind somit statistisch gesehen mehr Körner günstig für eine plastische Verformung orientiert und die makroskopisch resultierenden, kritischen Schubspannungen sind vermindert. Im Gegensatz dazu sind die Körner bei  $90^\circ$ -Proben hinsichtlich Gleitfähigkeit ungünstiger orientiert und dieser statistische Unterschied spiegelt sich indirekt in den gemessenen Streckgrenzen wider. Es werden demzufolge senkrecht zur Walzrichtung höhere Spannungen benötigt, um das initiale Gleiten von Versetzungen zu aktivieren [37]. Dementsprechend werden ebenfalls bei einer zyklischen Versuchsdurchführung mit Dehnungsregelung höhere Spannungsantworten gemessen. Dadurch werden bei niedrigen und mittleren Dehnungsamplituden tendenziell etwas höhere Bruchlastspielzahlen in Walzrichtung beobachtet. Bei hohen Dehnungsamplituden ( $\Delta\varepsilon_A = 0,6\%$ ) hingegen werden nicht nur günstig orientierte Körner aktiv, sondern sämtliche Körner plastifizieren, weshalb der Lebensdauerunterschied unter diesen Bedingungen vernachlässigbar gering ausfällt. Allerdings sind die Unterschiede bei Dehnungsregelung im Allgemeinen für alle drei Orientierungen niedrig. Dies resultiert vermutlich daraus, dass die Unterschiede bei den Spannungsantworten

gering ausfallen mit Änderungen im Bereich weniger Prozent. Im Gegensatz dazu kommen beispielsweise bei spannungskontrollierten Ermüdungsversuchen mit positiver Mittelspannung die Unterschiede durch den orientierungsabhängigen E-Modul sowie die unterschiedlichen Schmid-Faktoren und den daraus resultierenden Streckgrenzen deutlicher zum Tragen. Entsprechend ist in Walzrichtung das Versetzungsgleiten bereits bei niedrigeren Spannungen möglich und daher ist die mittlere Dehnung bei spannungsgeregelten Ermüdungsversuchen höher als in den anderen Richtungen. Um demnach die gleiche Soll-Oberspannung zu erreichen, müssen sich jene Schwingproben die parallel zur Walzrichtung entnommen sind, stärker dehnen und versagen aufgrund der sich dabei akkumulierenden zyklischen Kriechdehnung früher. Dies erklärt zudem den im Vergleich zur Dehnungsregelung größeren Unterschied bei der Lebensdauer, denn bei der Spannungsregelung ist der Unterschied bei der sich einstellenden Mitteldehnung prozentual deutlich größer. Das festgestellte Verhalten steht im Einklang mit den Erwartungen gemäß Literatur [9,37].

#### 4.10 Einfluss der Blechgüte

Neben externen Einflüssen wie durch Prüfparameter oder geometrische Unterschiede können zudem die materialintrinsic Eigenschaften je nach Elektroblechgüte unterschiedlich ausgeprägt vorliegen. Die bisherigen Schwingversuche erfolgten ausschließlich an der Blechgüte NO27-14, während in den nun folgenden Abschnitten zusätzlich die anderen beiden in Kapitel 4.1 vorgestellten Blechgüten NO35-19 und NO35-SP betrachtet werden. Abbildung 43 zeigt die Lebensdauerwerte dieser drei Sorten für den polierten (a) und schergeschnittenen Kantenzustand (b). Bei einer polierten Kante liegt die Zeitfestigkeitsgerade von NO35-19 am niedrigsten, was die von der Streckgrenze bekannten Trends widerspiegelt. Im Gegensatz dazu ist die im Dauerfestigkeitsbereich ertragbare Oberspannung bei NO35-SP signifikant besser als bei den anderen beiden Blechgüten und im Kurzzeitfestigkeitsbereich vergleichbar mit NO27-14. Weiterhin zeichnet sich die Blechgüte NO35-SP durch eine niedrigere Streuspanne  $T_N$  aus.

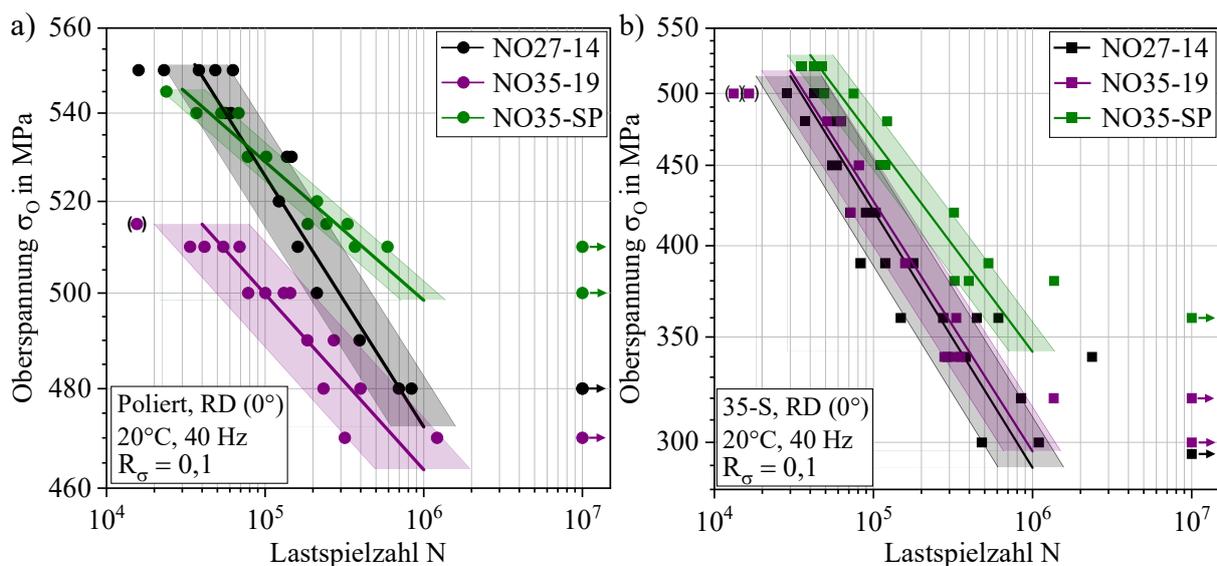


Abbildung 43: Spannungs-Wöhlerdiagramme inklusive Zeitfestigkeitsgeraden für die drei untersuchten Blechgüten für einen a) polierten und b) schergeschnittenen Kantenzustand.

Tabelle 8: Schwingfestigkeitskenngrößen in Form von Neigung  $k$ , Dauerfestigkeit  $\sigma_D$  und Streuspanne  $T_N$  für drei unterschiedliche Blechgüten und zwei verschiedene Kantenzustände.

Kantenzustand	NO27-14		NO35-19		NO35 SP	
	Politur	35-S	Politur	35-S	Politur	35-S
$k$ [-]	21,5	6,1	30,7	6,3	38,8	7,4
$\sigma_D$ [MPa]	472,2	289,0	463,6	260,0	498,5	342,5
$T_N$ [-]	2,5	2,6	4,0	2,3	1,9	1,9

Bei einem schergeschnittenen Kantenzustand sind die Zeitfestigkeitsgeraden von NO27-14 und NO35-19 nahezu identisch, während NO35-SP erneut eine signifikant höhere Dauerfestigkeit aufweist. NO35-SP reagiert demnach weniger sensitiv auf die Folgen des Stanzvorgangs. Hierfür können neben kleineren Unterschieden bei der Blechgütencharakteristik vor allem die direkten und indirekten Folgen der Korngrößendifferenz ursächlich sein. Um diese Vermutung zu bestätigen, folgt in Kapitel 4.11 die isolierte Betrachtung des Korngrößeneinflusses.

#### 4.11 Einfluss der Korngröße

Um die Auswirkungen von Korngrößenunterschieden zu untersuchen, wird im ersten Schritt die Reaktion der Blechgüte NO35-SP auf einen Glühvorgang dargestellt, siehe Abbildung 44.

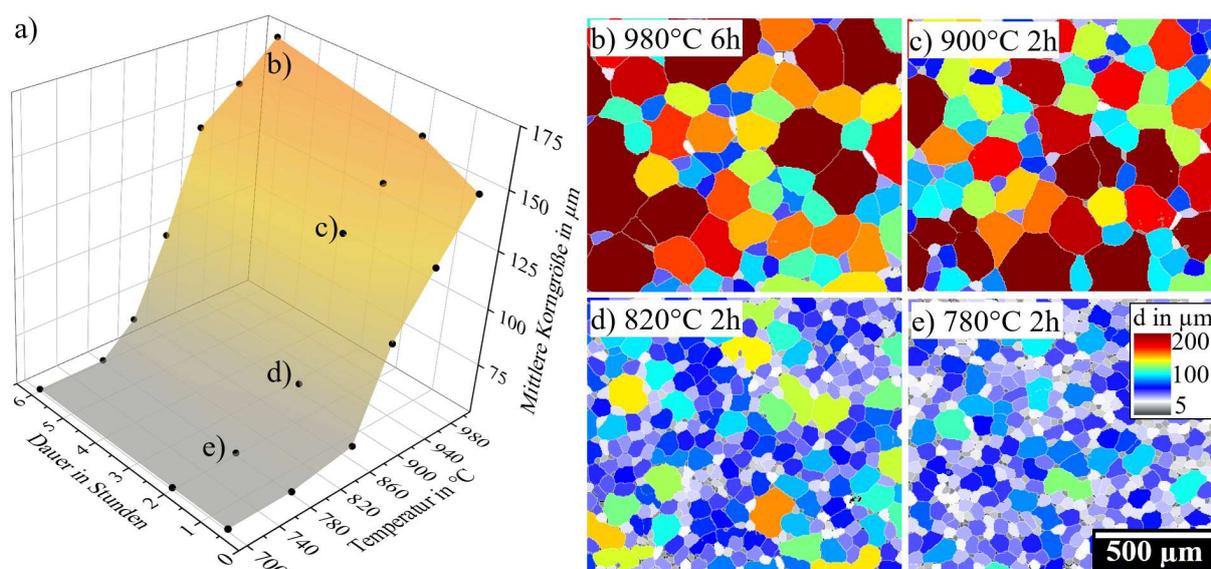


Abbildung 44: a) Änderung der mittleren Korngröße in Abhängigkeit von der Glühtemperatur und der Glühdauer, b)-e) ausgewählte Beispiele der durch die Wärmebehandlung entwickelten Mikrostruktur mit einer Farbcodierung der jeweiligen Korngröße.

Bis zu einer Temperatur von etwa 780 $^{\circ}\text{C}$  ist keine signifikante Änderung der mittleren Korngröße zu beobachten, ehe ab 820 $^{\circ}\text{C}$  das Kornwachstum zunächst örtlich begrenzt zunimmt. Je nach lokaler Größe und Verteilung von ungelösten Ausscheidungen (z. B. AlN) erfolgt hierbei die Vergrößerung stellenweise leichter, wodurch vereinzelt Körner zu Wachsen beginnen, obwohl die Mehrheit der Matrix noch stabilisiert wird, siehe Abbildung 44d. Bei höheren Temperaturen findet eine größtenteils homogene und stetige Kornvergrößerung statt bis ab etwa 940 $^{\circ}\text{C}$  die Wachstumsrate aufgrund der Blechdicke gehemmt wird und daher geringfügig abflacht. Neben der im Ausgangszustand vorliegenden mittleren Korngröße von

55  $\mu\text{m}$  wird nachfolgend zudem eine Korngröße von 130  $\mu\text{m}$  untersucht, weil dies den oberen Bereich der bei Elektroblechen häufig eingesetzten Korngrößen abdeckt, siehe Kapitel 2.4.6. Die mittlere Korngröße wird durch eine Wärmebehandlung bei 900°C für 2h erzielt.

Die erwartete Streckgrenzen-Differenz für diesen Korngrößenunterschied beträgt 31 MPa gemäß Hall-Petch-Beziehung für einen niedriglegierten Stahl mit einer literaturbasierten Proportionalitätskonstante von  $k_{\text{HP}} = 22$  [64]. Der experimentell gemessene Streckgrenzen-Unterschied trifft diese Abschätzung hinreichend und beträgt 27 MPa, siehe Abbildung 45.

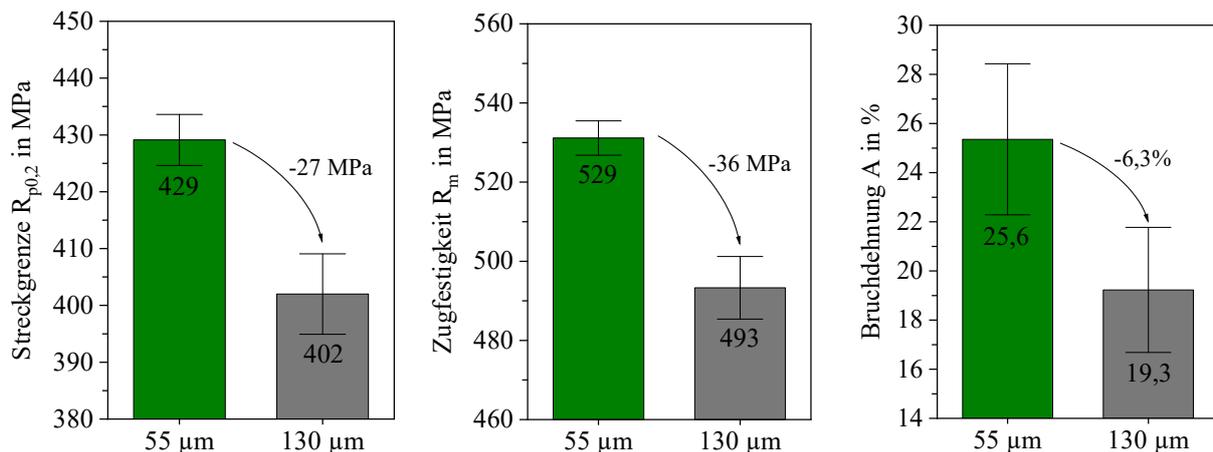


Abbildung 45: Mechanische Kenngrößen bei quasistatischer Beanspruchung im Zugversuch für die mittleren Korngrößen 55  $\mu\text{m}$  und 130  $\mu\text{m}$ .

Gleichzeitig wird durch die gröbere Kornstruktur die Zugfestigkeit um 39 MPa und die Bruchdehnung um 6,3% reduziert. Hierbei wird die Bedeutung der Korngröße ersichtlich durch deren Wirkung als unüberwindbares Hindernis für Versetzungen. Dementsprechend zeigen die Spannungs- und Dehnungs-Wöhlerdiagramme in Abbildung 46 einen deutlichen Effekt zwischen den beiden Korngrößen.

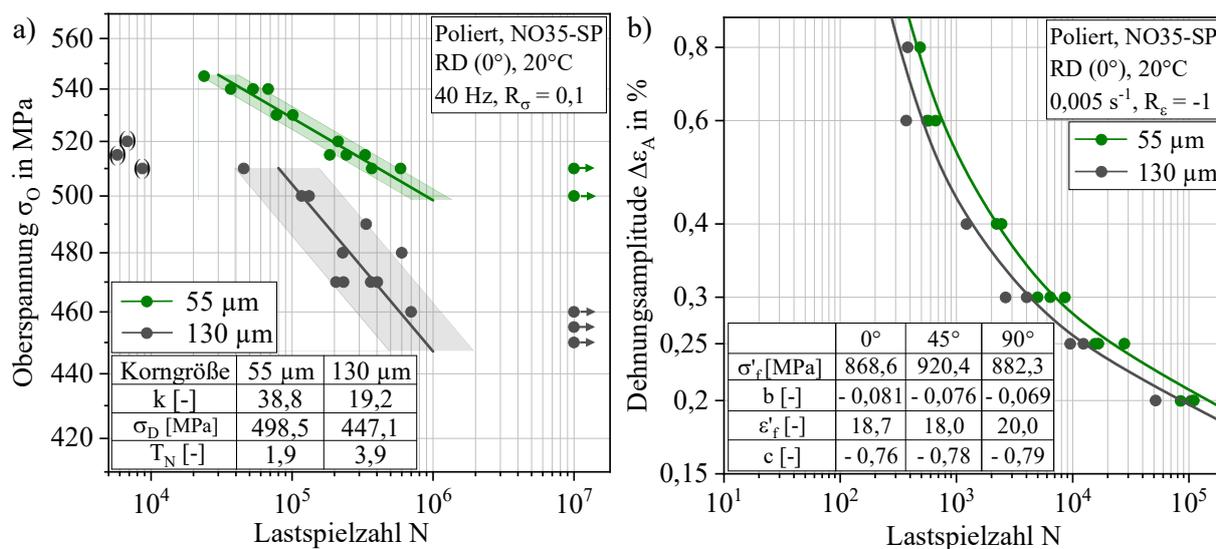


Abbildung 46: Änderung der Schwingfestigkeit durch Variation der Korngröße. a) Spannungs-Wöhlerdiagramm, b) Wöhlerlinie bei dehnungskontrollierter Versuchsdurchführung.

In beiden Fällen findet durch die erhöhte Korngröße eine Verschiebung der Wöhlerlinien zu niedrigeren Lebensdauerwerten statt. Bei Spannungsregelung reduziert sich die Dauerfestigkeit

um etwa 10%. Weiterhin auffällig sind die höhere Streuspanne und der steilere Verlauf der Zeitfestigkeitsgeraden. Mögliche Ursachen werden in Kapitel 5.2 thematisiert

Eine Verschiebung der Zeitfestigkeitsgeraden tritt ebenfalls bei einer schergeschnittenen Kante in Erscheinung, siehe Abbildung 47. Die Dauerfestigkeit ist bei einer mittleren Korngröße von 130  $\mu\text{m}$  mit einer Abnahme von etwa 13% ebenfalls deutlich erniedrigt gegenüber 55  $\mu\text{m}$ .

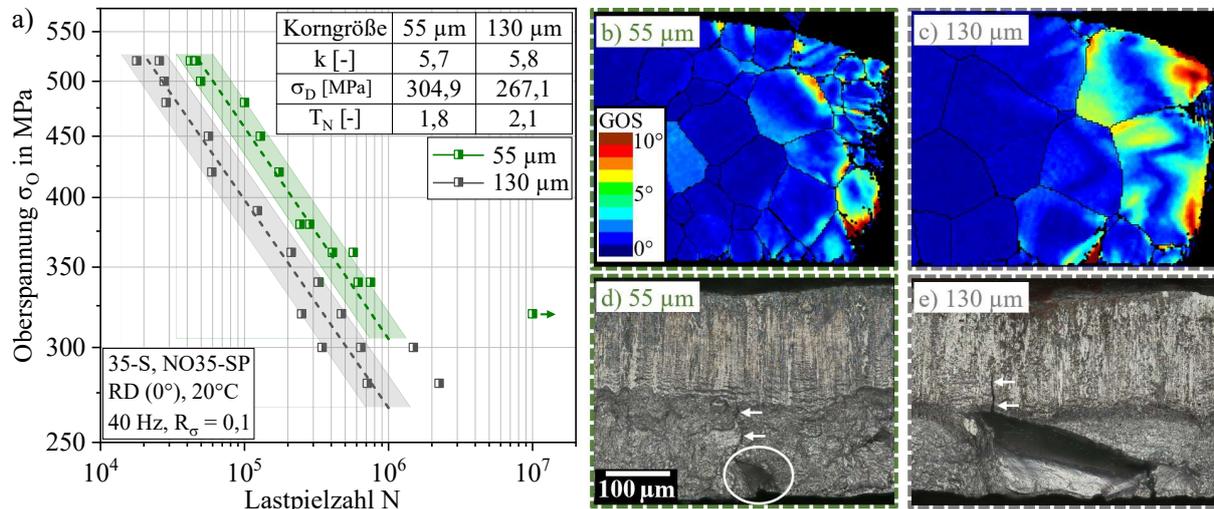


Abbildung 47: Auswirkungen von unterschiedlichen Korngrößen auf das Ermüdungsverhalten der Elektrobleche mit schergeschnittener Kante. a) Spannungs-Wöhlerdiagramm, b) EBSD-Misorientierungsbilder indizieren die Verformung an den Korngrenzen im feinen Gefüge, c) großflächige Verformungslokalisierungen bei groben Körnern, d)-e) Schnittkantencharakteristik mit bevorzugter Anrissbildung an unterschiedlich großen Stanzdefekten.

Hierbei spielt neben den direkten Änderungen der Korngröße auf die Festigkeit und die Duktilität zusätzlich der indirekte Einfluss auf den Scherschneidevorgang eine wichtige Rolle. Wie in Abbildung 47c zu erkennen ist, werden durch ein grobes Korn großflächigere Misorientierungen innerhalb des verformten Korn hervorgerufen, während bei einem feinen Gefüge die Umformung auf lokale Bereiche an den Korngrenzen begrenzt bleibt. Der Korngrößenunterschied äußert sich ebenfalls in der Intensität von den interkristallinen Kornausbrüchen. Da diese in der Regel lediglich einzelne Körner im Bereich der Bruchfläche betreffen, ist bei 55  $\mu\text{m}$  die daraus resultierende Kerbe kleiner dimensioniert (Abbildung 47d) als bei einem groben Korn (Abbildung 47e). Dementsprechend sind bei einer kleinen Korngröße die Schnittkanten homogener und die Intensität der topographischen Kerben fällt geringer aus. Im Gegensatz dazu ist das Risiko von anrisskritischen Kornausbrüchen bei einem groben Korn größer, wodurch auch die Lebensdauer zusätzlich negativ beeinflusst wird.

Zusammenfassend zeigt sich der Effekt der Korngröße bezogen auf die Streckgrenze nahe an den Erwartungen [64]. Die Schwingfestigkeit hingegen wird unverhältnismäßig deutlich geändert, weshalb in Kapitel 5.4 möglichen Schlussfolgerungen daraus gezogen werden.

#### 4.12 Mechanistische Beschreibung des Ermüdungsverhaltens

Im Folgenden werden die versuchsbegleitenden Untersuchungen der metallphysikalischen Versagensmechanismen vorgestellt. Aufgrund der Vielzahl an Varianten und Ergebnissen werden diese zum Teil mithilfe repräsentativer und aussagekräftiger Beispiele beschrieben.

#### 4.12.1 Mikrostrukturelle Verformung

Bei der Ermüdung von Polykristallen sind während der anrissfreien Anfangsphase die strukturmechanischen Vorgänge bei makroskopischer Betrachtung auf das gesamte verformungsfähige Werkstoffvolumen meist gleichmäßig verteilt [134]. Allerdings kann auf mikroskopischer Ebene die plastische Dehnung innerhalb eines Kornes ungleichmäßig vorliegen. Die in Abbildung 48 aufgeführten GOS-Bilder zeigen anhand der pixelweisen Fehlorientierung, dass die Verformungsvorgänge innerhalb der Körner heterogen stattfinden und sich bevorzugt auf Korngrenzen und Korngrenz-Tripelpunkten fokussieren.

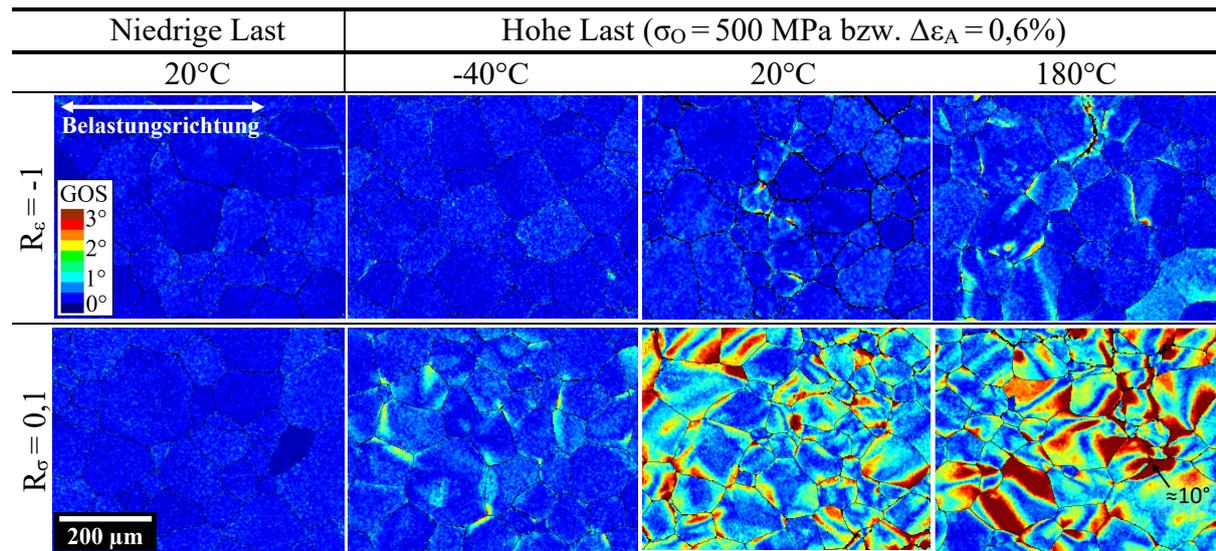


Abbildung 48: Akkumulation der Verformung anhand von EBSD-Fehlorientierungsdarstellung für verschiedene Testbedingungen hinsichtlich Regelungsart, Lastniveau und Prüftemperatur; die Farben zeigen Orientierungsänderungen von  $0^\circ$  bis  $3^\circ$ .

Weiterhin wird die Intensität der Dehnungslokalisierung in Abhängigkeit der Prüfbedingungen unterschieden. Die geringsten Fehlorientierungen entstehen bei niedriger Prüftemperatur und auf Lasthorizonten, die unterhalb der makroskopischen Fließgrenze liegen. Hier findet die Dehnungsakkumulation und anschließende Anrissbildung sehr lokalisiert statt, siehe auch das nachfolgende Kapitel. Global betrachtet wird bei  $-40^\circ\text{C}$  durch die geringe Gleitfähigkeit wenig Plastizität aufgebaut. Stattdessen verfestigt das Material stark und ohne einen Abbau von Spannungsspitzen. Dies spiegelt sich zudem in dem steilen Anstieg in Abbildung 27a wider. Im Gegensatz dazu ist das Verformungsvermögen bei  $180^\circ\text{C}$  deutlich erhöht, was sich in den ausgeprägteren Misorientierungswinkeln und den zahlreichen Verformungsbereichen äußert.

Generell wird bei den spannungsgeregelten Ermüdungsversuchen mit einer positiven Mittelspannung deutlich mehr Verformung beobachtet gegenüber den dehnungskontrollierten Proben. Dies liegt in der unterschiedlichen Versuchsführung begründet und ist eine Folge des ausgeprägten zyklischen Kriechens und der hierbei akkumulierten plastischen Zugdehnung. Bei dieser Beanspruchung resultieren Misorientierungswinkel von deutlich über  $3^\circ$ . Im Maximum werden bei  $180^\circ\text{C}$  Gitterverzerrung von bis zu  $10^\circ$  festgestellt, siehe Abbildung 48.

Die Ausprägung des Materialverhaltens ist durch den planaren Gleitcharakter als Folge des zulegierten Si-Anteils gekennzeichnet. Dies äußert sich ebenfalls in den ausbildenden Versetzungsstrukturen, siehe Abbildung 49. Im Falle einer spannungskontrollierten

Versuchsdurchführung bei Raumtemperatur mit einer Oberspannung von 480 MPa entstehen größtenteils einzelne Versetzungen sowie Versetzungsdipole in einer zumeist homogenen und willkürlichen Verteilung. Zudem bilden sich stellenweise Orte erhöhter Versetzungsdichte mit Anhäufungen von knäuelartigen Versetzungsbündeln.

Bei einer Beanspruchung innerhalb des mechanischen Tieftemperaturbereichs, siehe Kapitel 2.3.1 ist die Beweglichkeit von Schraubenversetzungen geringer als die von Stufenversetzungen. Demgemäß erfolgt die plastische Verformung primär über gleitfähige Stufenversetzungen und die Schraubenversetzungsanteile werden als Folge der hohen Peierls-Barriere zu langen Segmenten gezogen, siehe Abbildung 49b [245]. Teilweise liegen die Versetzungslinien geneigt innerhalb der Folienebene vor, woraus ein periodischer Wechsel der Kontrastintensität resultiert. Die vereinzelt breiteren und gleichzeitig kürzeren Segmente weisen auf senkrecht zu der Präparationsebene orientierte Versetzungen hin.

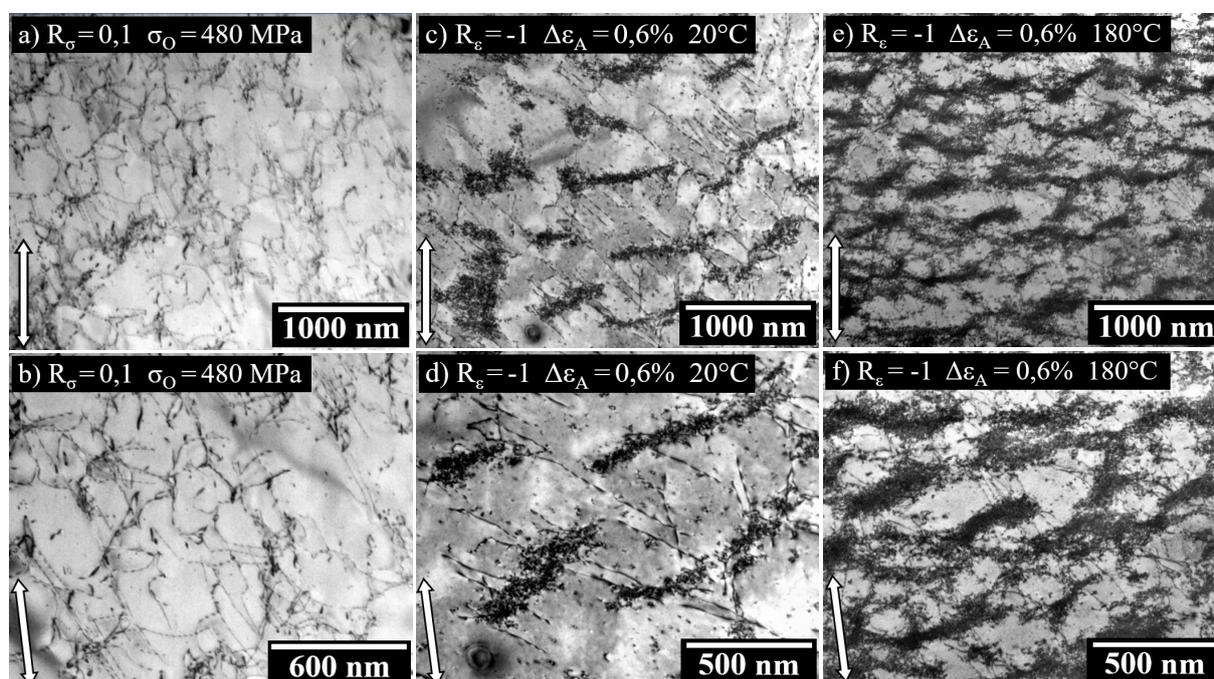


Abbildung 49: TEM-Hellfeldaufnahmen der Versetzungsstrukturen von drei unterschiedlichen Prüfbedingungen. a)-b) einzelne Versetzungen und Versetzungsdipole, b) stellenweise isolierte Versetzungswände mit Schraubenversetzungen in den Zwischenräumen, c) Versetzungsadern und Versetzungswände. Die ungefähre Lastrichtung ( $\pm 10^\circ$ ) ist durch einen Pfeil angegeben.

Im Falle einer dehnungsgeregelten Versuchsdurchführung mit hoher Amplitude bilden sich bei Raumtemperatur im Laufe der zyklischen Beanspruchung zahlreiche heterogene Bereiche mit lokal erhöhter Versetzungsdichte in Form von isolierten Wandstrukturen, siehe Abbildung 49d. Innerhalb der versetzungsarmen Kanäle zwischen diesen dichten Bündelstrukturen liegen zahlreiche parallel angeordnete Versetzungslinien. Diese gleitenden Schraubenversetzungen überspannen einen Großteil der Distanz zwischen den Wänden.

Bei einer erhöhten Temperatur von 180°C bilden sich Versetzungsanordnungen in Form von Wand- und Aderstrukturen sowie versetzungsarmen Kanälen, die von Schraubenversetzungen überspannt werden. Gegenüber Raumtemperatur nimmt allerdings die Häufigkeit und Größe der Bündel deutlich zu. Gleichzeitig nimmt die Breite der Kanäle von durchschnittlich 560 nm

bei Raumtemperatur auf 270 nm bei 180°C ab. Weiterhin auffällig ist, dass bei symmetrischer Wechselbeanspruchung mit  $R_\epsilon = -1$  eher geradlinige und parallele Versetzungslinien vorliegen, während diese bei Spannungsregelung mit  $R_\sigma = 0,1$  ausgebogen werden. Je nach Korn und dessen Orientierung beziehungsweise bevorzugtes Gleitsystem können die Versetzungsadern und Versetzungswände leicht unterschiedlich zur Lastachse orientiert sein. Die Versetzungsstrukturen bei 180°C weisen darauf hin, dass hierbei Quer- beziehungsweise Mehrfachgleitung leichter stattfinden kann. Für eine weitere Diskussion siehe Kapitel 5.1.2.

#### 4.12.2 Rissinitiierung

Um die Mechanismen der Rissentwicklung bei der zyklischen Ermüdung zu verstehen, werden ein Großteil der Schwingversuche kurz nach der Anrissbildung gestoppt und dahingehend untersucht. Bei einer homogenen Beanspruchung erfolgt die Anrissbildung in der Regel über lokalisiert ablaufende Prozesse in Materialbereichen, in denen die ungünstigsten Bedingungen hinsichtlich des Ermüdungswiderstandes vorliegen. Typische Orte für die Anrissbildung sind in Abbildung 50 in Abhängigkeit des Kantenzustands dargestellt.

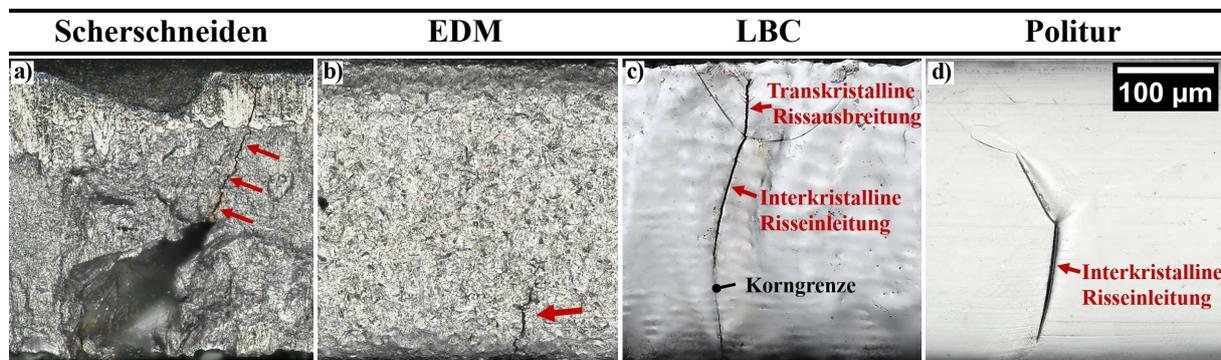


Abbildung 50: Repräsentative Anrisspositionen für die unterschiedlichen Kantenzustände.

Bedingt durch die geometrische Spannungsverteilung beginnen bei Flachproben mit einem entsprechend eckigen Prüfquerschnitt die Ermüdungsanrisse in der Regel vorzugsweise an den Probenkanten [150,169]. Dennoch bestehen Unterschiede je nach Bearbeitungszustand der Kanten. Bei schergeschnittenen Proben starten die Risse stets im Bereich der Schnittkanten-Bruchfläche. Hierbei treten sowohl transkristalline als auch interkristalline Anrisse in Erscheinung, wobei vor allem die interkristallinen Kornausbrüche wegen der topographischen Schädigung die bevorzugten Anrissorte darstellen, siehe Abbildung 50a. Für die Verfahren EDM, LBC und Politur beginnen die Risse bei etwa 97% der Schwingproben an der Kante und bei etwa 3% von der Walzoberfläche. Generell sind Anrisse, die von der Walzoberfläche ausgehen, bei Elektroblechen nicht ungewöhnlich bedingt durch die höhere Oberflächenrauheit auf der Walzoberfläche und möglicherweise auftretenden Walzdefekten [66,86,155]. Der prozentuale Anteil solcher Anrisse ist gering. Dies deutet darauf hin, dass die Walzoberfläche bei den vorliegenden Elektroblechsorten als hinreichend fein und defektarm zu bewerten ist. Bei Schwingproben, die mittels Politur und LBC hergestellt werden, findet die Anrissbildung bevorzugt interkristallin an den Blechkanten statt. Ergänzend zu den exemplarischen Bildern wird in Tabelle 9 eine vollumfängliche Einteilung der Anrissposition vorgenommen.

Tabelle 9: Kategorisierung des Versagensbeginns je Kantenzustand und Prüfbedingungen.

Regelungsart	Kantenzustand	Amplitude	Risseinleitungstyp	Risseinleitungsort
Spannungsregelung ( $R_\sigma = 0,1$ )	EDM	$\sigma_0 < R_e$ $\sigma_0 > R_e$	(interkristallin)	Kantenfläche und Kantenecke (vereinzelt Walzoberfläche)
	LBC	$\sigma_0 < R_e$ $\sigma_0 > R_e$	Interkristallin	
	Politur	$\sigma_0 < R_e$ $\sigma_0 > R_e$	Interkristallin	Bruchfläche (insbesondere Kornausbrüche)
	Scherschneiden	$\sigma_0 < R_e$ $\sigma_0 > R_e$	Interkristallin & transkristallin	
Dehnungsregelung ( $R_\epsilon = -1$ )	EDM	$\sigma_0 < R_e$ $\sigma_0 > R_e$	(interkristallin)	Kantenfläche und Kantenecke (vereinzelt Walzoberfläche)
	LBC	$\sigma_0 < R_e$ $\sigma_0 > R_e$	Interkristallin	
	Politur	$\sigma_0 < R_e$ $\sigma_0 > R_e$	Interkristallin	Bruchfläche (insbesondere Kornausbrüche)
	Scherschneiden	$\sigma_0 < R_e$ $\sigma_0 > R_e$	Interkristallin & transkristallin	

Im Falle einer Politur sind die Korngrenzen entweder durch plastische Kornverschiebungen unmittelbar ersichtlich oder können alternativ durch eine Wischätzung mit Nital sichtbar gemacht werden, wodurch die Risseinleitung eindeutig beurteilt werden kann. Im Falle von LBC sind die Korngrenzen bereits im Ausgangszustand zu erkennen und daher ebenfalls gut zu identifizieren. Erodierte Schwingproben hingegen sind nur bedingt aussagekräftig hinsichtlich der Risseinleitung, weil bei der Bewertung des Risseinleitungstyps auf Längsschliffe zurückgegriffen werden muss und die Lage der Schliffebene nicht zwangsweise jener Ebene entspricht, welche die potenzielle Anrissposition enthält. Deshalb zeigen die Längsschliffe an erodierten Proben teilweise interkristalline und teilweise transkristalline Rissbereiche. Auf Basis der Ergebnisse von polierten und laserstrahlgeschnittenen Proben kann vermutet werden, dass auch bei erodierten Schwingproben die Tendenz zu interkristallinen Anrissen vorhanden ist. Eine Unterscheidung des Risseinleitungstyps in Abhängigkeit der Amplitudenhöhe wie von Schayes et al. beschrieben, kann explizit nicht bestätigt werden [37]. Stattdessen wird vermutet, dass die in Abbildung 11 gezeigte „transkristalline Anrissbildung“ eher der Rissausbreitungsphase zuzuordnen ist.

In den nachfolgenden Abbildung 51 bis Abbildung 54 sind ausgewählte Beispiele aufgeführt, um die Tendenz für die interkristalline Anrissbildung nachzuvollziehen. Generell entstehen in einem idealen Einkristall Risse vorzugsweise auf einer Gleitebene mit einem maximal hohen Schmid-Faktor. Bei Polykristallen sind hingegen auch die Wechselwirkungen mit benachbarten Körnern von Bedeutung. Dabei wird das Plastizitätsverhalten unter anderem durch die Anzahl der verfügbaren Gleitsysteme beeinflusst, weil Inkompatibilitäten an den Korngrenzen ausgeglichen werden können. Körner mit stark unterschiedlichen Schmid-Faktoren begünstigen die Entstehung von Anrissen an Korngrenzen aufgrund von entstehenden Inkompatibilitätsspannungen [189]. Für einen repräsentativen Anriss an polierten Proben erfolgt in Abbildung 51 die Auswertung der lokalen Misorientierungswinkel sowie der

pixelweise kalkulierten Schmid-Faktoren. Letztere sind bezogen auf die Gleitsystemfamilie  $\{110\}\langle 111\rangle$ , da diese bei Elektrolechen bevorzugt aktiviert werden, siehe Kapitel 2.3.1.

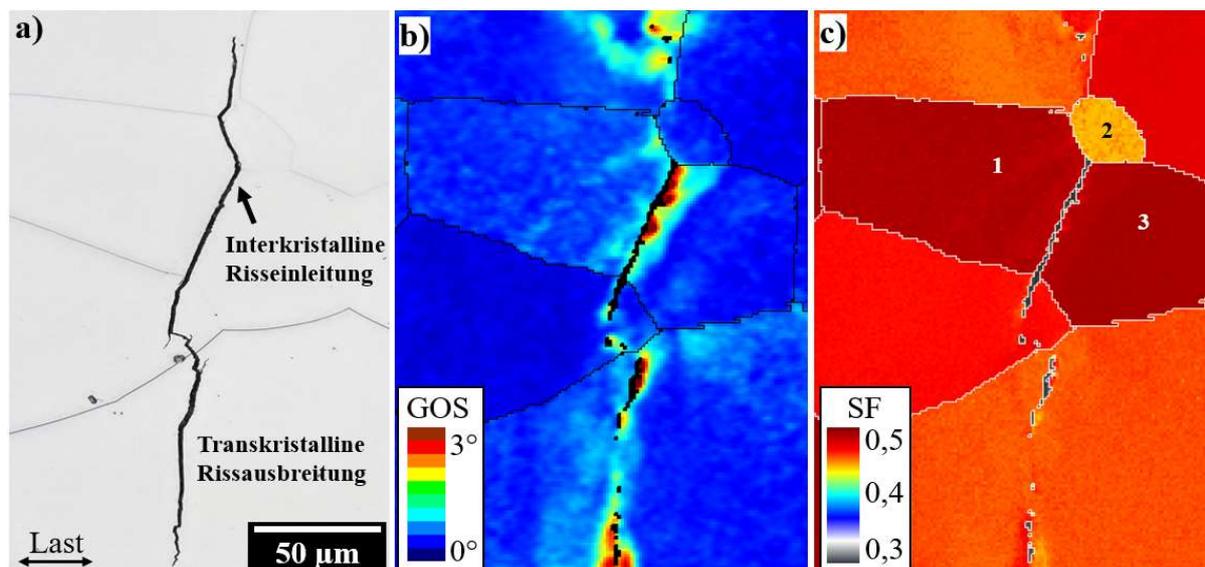


Abbildung 51: Interkristalliner Versagensbeginn sowie transkristalline Rissausbreitung an polierten Schwingproben. Die Lastrichtung ist durch einen schwarzen Pfeil angegeben. a) lichtmikroskopische Übersichtsaufnahme des Anrisses, b) lokale Misorientierungen weisen auf Dehnungslokalisierungen an den Korngrenzen hin, c) pixelweise erzeugte Schmidfaktoren.

Die Körner Nr. 1 und Nr. 3 sind so orientiert, dass bezogen auf die Lastrichtung ein hoher Schmid-Faktor resultiert. Demzufolge ist mit vergleichsweise niedriger Spannung bereits Versetzungsaktivität möglich. Im Vergleich dazu weist Korn Nr. 2 einen niedrigeren Schmid-Faktor auf, weshalb bei gleicher nomineller Last weniger Versetzungsaktivität stattfindet. Daraus können Kompatibilitätsspannungen, insbesondere an Korngrenzen-Tripelpunkten mit hoher Orientierungsdifferenz, resultieren. Gleichzeitig ist ein Aufstau von Versetzungen an den Korngrenzen der Körner mit hohem Schmid-Faktor denkbar. Wird dabei die Korngrenzfestigkeit überschritten, findet die interkristalline Anrissbildung statt [189].

Abbildung 52 zeigt ein Beispiel von einer laserstrahlgeschnittenen Ermüdungsprobe. Die so hergestellten Schwingproben zeichnen sich durch die Möglichkeit aus, ein verwertbares EBSD-Signal an der Kante zu erhalten, ohne dass eine weitere Probenpräparation erforderlich ist.

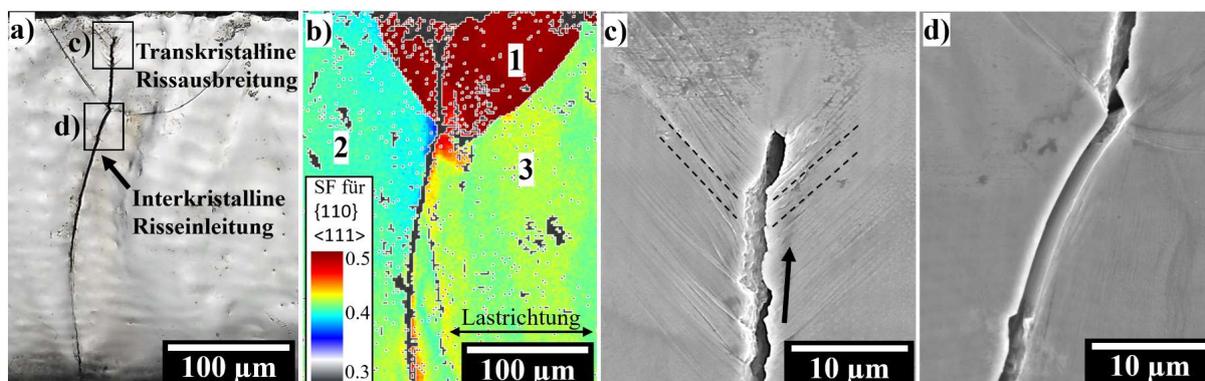


Abbildung 52: Interkristalliner Versagensbeginn sowie transkristalline Rissausbreitung bei einer laserstrahlgeschnittenen Schwingprobe. a) lichtmikroskopische Übersichtsaufnahme, b) pixelweise berechnete Schmidfaktoren, c) Rissausbreitung mit Aussendung von Gleitbändern in einem Winkel von ca.  $45^\circ$  zu der Wachstumsrichtung, d) Detailaufnahme der Anrissposition.

In der vorliegenden Konstellation besitzt Korn Nr. 1 in Abbildung 52b mit einem Wert von 0,5 den maximal möglichen Schmid-Faktor, während die Körner Nr. 2 und Nr. 3 einen vergleichsweise niedrigen Faktor von 0,4 aufweisen. Die beiden Körner mit dem niedrigen Wert sind überdies überdurchschnittlich groß. An der Korngrenze entstehen durch diese Konstellation während der zyklischen Beanspruchung Inkompatibilitätsspannungen. Dies äußert sich zusätzlich in der lokal geänderten Farbcodierung im Bereich des Korngrenzen-Tripelpunkts. Im Bereich der transkristallinen Anrissausbreitung wird das Aussenden von Gleitbändern von der Rissspitze beobachtet, siehe Abbildung 52c.

Bei einer polierten Kante ist ein weiterer, parallel auftretender Mechanismus ersichtlich, nämlich die plastische Verschiebung der Körner in Relation zueinander. In Abbildung 53 wird dies durch farbcodierte 2D-Topographiedaten und Profilschnitte veranschaulicht.

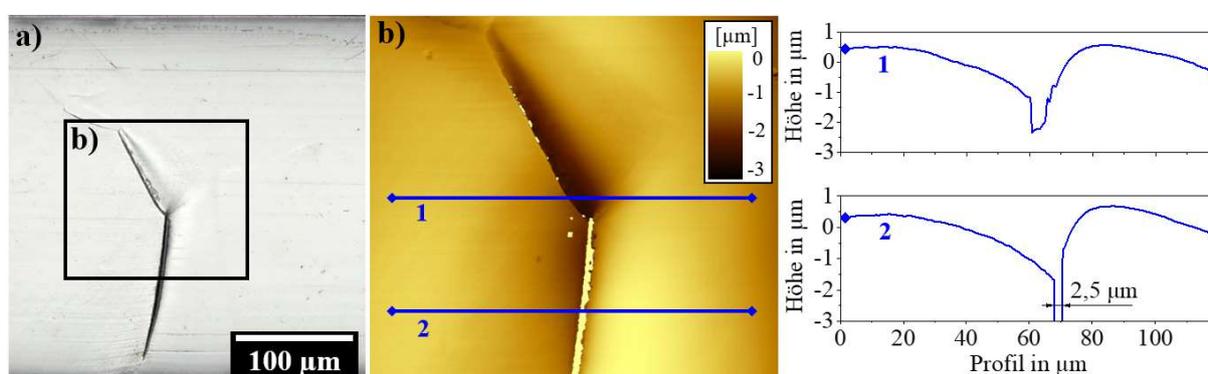


Abbildung 53: a) interkristalline Anrissbildung einer polierten Kante bei Dehnungsregelung, b) Kerbwirkung durch plastische Kornverschiebungen in dem Bereich der Tripelkorngrenze.

Bei einer zyklischen Beanspruchung, insbesondere mit Lasten oberhalb der Fließgrenze, werden die Körner zueinander verschoben, wodurch an den Korngrenzen Vertiefung entstehen können, die durch ihre geometrische Kerbwirkung die interkristalline Anrissbildung begünstigen. In Abbildung 54 wird diese Neigung verdeutlicht durch den Vergleich mit dem zuvor unbelasteten Ausgangszustand.

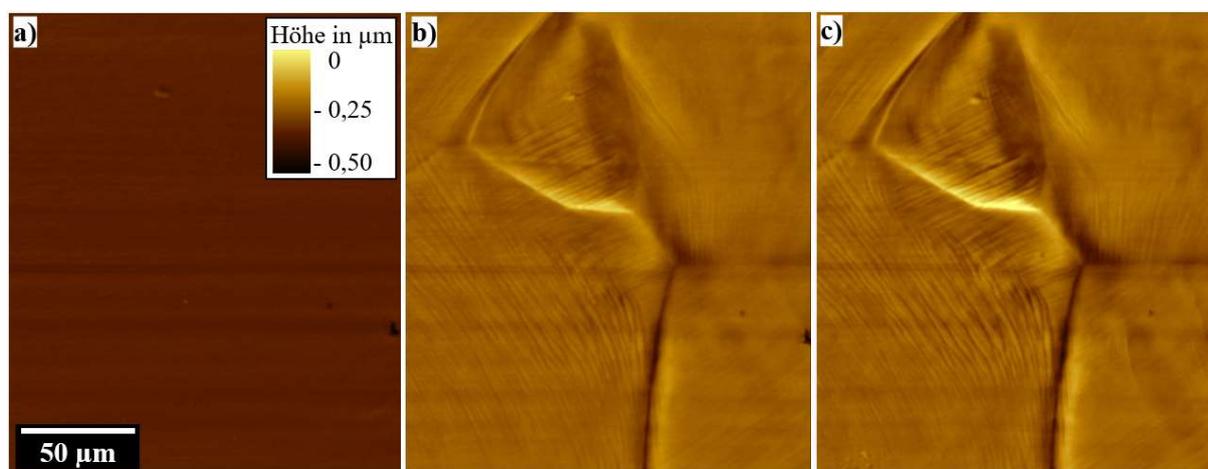


Abbildung 54: a) Oberflächentopographie einer polierten Schwingprobe im Ausgangszustand, b-c) Oberfläche nach fortschreitender Zyklenzahl bei Spannungsregelung mit  $\sigma_0 = 500 \text{ MPa}$ .

Als Folge der stattfindenden Plastifizierungsvorgänge durch die Versetzungsbewegungen werden feine Gleitlinien an der Oberfläche sichtbar. Die gebildeten Gleitstufen bauen sich bei

Lastumkehr nicht mehr vollständig ab, wodurch die Oberflächenrauheit im Laufe der zyklischen Beanspruchung zunimmt. Korngrenzen werden dabei gegenüber dem Ausgangszustand nach außen (heller Bereich) oder nach innen (schwarzer Bereich) verschoben.

### 4.12.3 Rissausbreitung

Den Großteil der Lebensdauer von schwingend beanspruchten ungekerbten Elektroblechen nimmt die Phase der Rissinitiierung ein. Die daran anschließenden Ermüdungsprozesse stehen im Zusammenhang mit der plastischen Zone vor der sich ausbreitenden Risspitze. Die Phase der stabilen Rissausbreitung mit einem definierten Risslängenzuwachs pro Lastspiel nimmt (abgesehen von gezielt gekerbten Schwingproben) weniger als 10% der Gesamtlebensdauer ein, siehe Abbildung 21. Bei hohen Lasten wird der Übergang zu einer instabilen Rissausbreitung besonders rasch erreicht, weshalb hier die Phase der Rissausbreitung meist weniger als 1% der Versuchszeit beträgt, siehe Kapitel 4.2.1. Die Phase des Risswachstums ist in Abbildung 55 anhand von zwei repräsentativen Proben dargestellt.

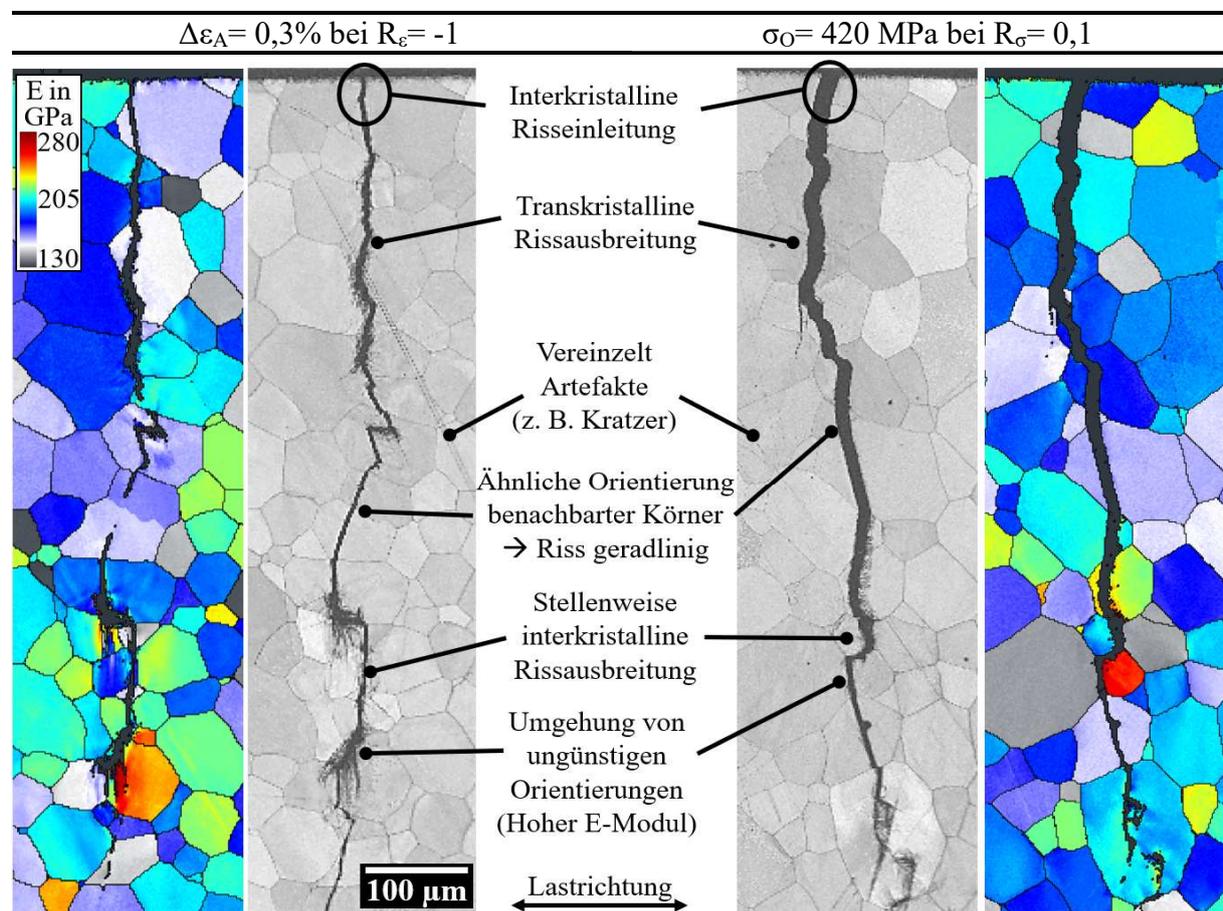


Abbildung 55: Charakteristische Merkmale während der Phase der Rissausbreitung (EDM).

Im Anschluss an die interkristalline Risseinleitung breiten sich die Anrisse vor allem transkristallin und senkrecht zur Lastachse beziehungsweise zur größten Normalspannung (Belastungsmodus I) aus. Falls jedoch zu Beginn oder im weiteren Verlauf Korngrenzen senkrecht zu der Lastachse orientiert sind, ist auch ein stellenweise interkristallines Risswachstum zu beobachten. Einen weiteren Grund für vereinzelt interkristalline Anteile stellen besonders ungünstig orientierte Körner dar. Der Ausbreitungsweg folgt demnach

bevorzugt den am günstigsten orientierten Gleitsystemen innerhalb des jeweiligen Kornes. An den meisten Korngrenzen erfährt der transkristallin wachsende Riss daher kleine Richtungsänderungen. Vereinzelt ist auch ein nahezu geradliniger Verlauf zu beobachten, insbesondere wenn benachbarte Körner eine ähnliche Orientierung besitzen. Generell sind vor allem Korngrenzen als ein rissverzögerndes Ausbreitungshindernis bekannt, weil hier der Mikroriss wegen der Barrierewirkung geometrisch verzweigen muss. Die Überwindung durch die Aktivierung von Gleitsystemen im Nachbarkorn als Folge von übertragenen Schubspannungen kann einige Zyklen lang andauern [246,247].

#### 4.12.4 Charakteristiken der Bruchfläche von zyklisch beanspruchten Elektroblechen

Die mechanistischen Vorgänge während der Rissausbreitung hinterlassen auf den Bruchflächen charakteristische Merkmale, die anhand repräsentativer Beispiele in diesem Kapitel aufgezeigt werden. Für die untersuchten Elektrobleche erfolgt die Einteilung der Bruchflächentypen in bis zu drei Teilbereichen, siehe Abbildung 56.

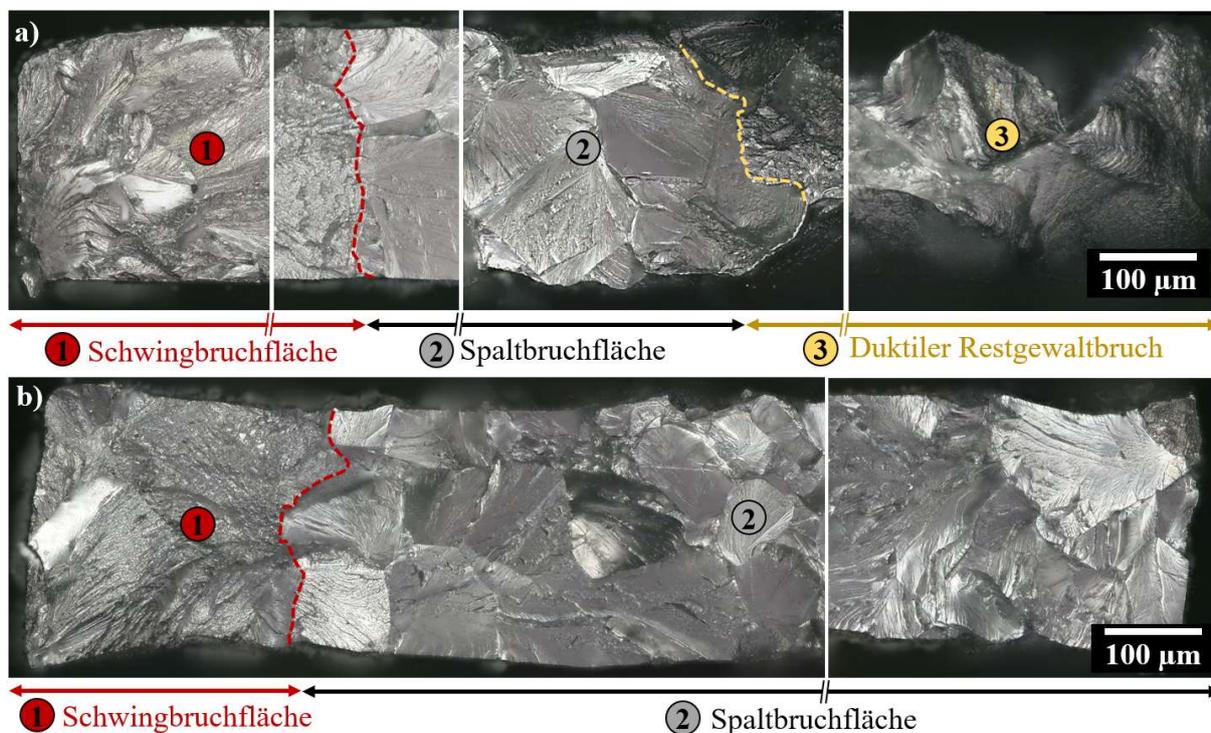


Abbildung 56: Makroskopische Fraktographie der verschiedenen Bruchflächenbereiche an zwei repräsentativen Beispielen von spannungskontrollierten Schwingversuchen bei Raumtemperatur, 40 Hz und  $R_\sigma = 0,1$ . a) Schergeschnittene Kante mit einer Oberspannung von 390 MPa, b) laserstrahlgeschnittene Kante mit Oberspannung 550 MPa.

Nach der anfänglich stabilen Rissausbreitung im Rahmen der Schwingbruchfläche erfolgt der Restbruch schlagartig als Gewaltbruch des gesamten verbleibenden Querschnitts. Die dafür kritische Risslänge liegt last- beziehungsweise dehnungsabhängig zwischen 1% und 15% der Probenbreite im Fall von ungekerbten Schwingproben beziehungsweise zwischen 3% und 50% bei den gekerbten Varianten. Ursächlich für den Einfluss der Probengeometrie ist das allgemein niedrigere Lastniveau, welches für ein Versagen bei gekerbten Proben ausreicht. Der Anteil an Schwingbruchfläche fällt kleiner aus mit zunehmender Last und mit defektfreier Kante. Der

Restbruch erfolgt in Abhängigkeit des Probenzustands und der jeweiligen Prüfbedingungen teilweise als ein vollständig spröder Restgewaltbruch ohne duktile Anteile.

Die makroskopisch matt erscheinende Schwingbruchfläche hinterlässt in der stabilen Ausbreitungsphase stellenweise Schwingstreifen, die zueinander parallel und in Summe senkrecht zu der Wachstumsrichtung verlaufen, siehe Abbildung 57a. Die Rissausbreitung ist wie in Kapitel 4.12.3 beschrieben, größtenteils transkristallin. Dennoch können vereinzelt je nach lokaler Kornorientierung ebenfalls interkristalline Anteile vorhanden sein. Diese äußern sich mikroskopisch in einer glatten Oberfläche bedingt durch die verformungsarme Trennung entlang der Korngrenzen, siehe Abbildung 57b.

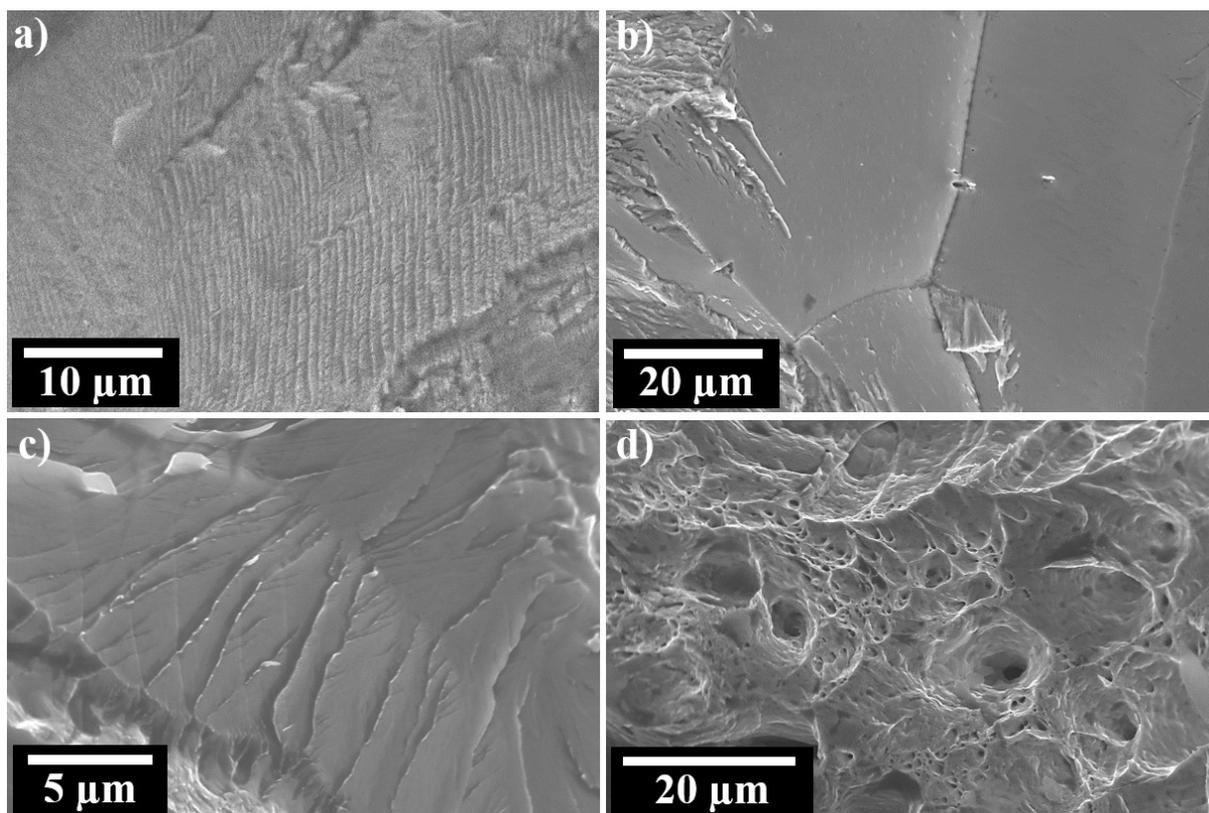


Abbildung 57: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen von a) Schwingstreifen, b) interkristallinen Bruchbereichen, c) transkristalline Spaltbruchflächen, d) duktile Bruchwaben.

Die transkristallinen Sprödbbruchflächen erscheinen makroskopisch glänzend aufgrund einer nahezu verformungslosen Trennung entlang der kristallografischen  $\{100\}$ -Spaltebenen. Im Gegensatz zu den Gleitebenen, bei denen die Versetzungsbewegung auf den dichtest gepackten Gitterebenen stattfindet, ist die Trennung durch Normalspannungen in den Spaltebenen energetisch leichter wegen der geringeren Anzahl an aufzubrechenden Bindungen [59]. Die Spaltbruchflächen weisen außerdem größtenteils Bereiche mit stufenartiger Struktur aus, siehe Abbildung 57c. Diese Sprünge können durch das Schneiden von Schraubenversetzungen entstehen [64]. Die vereinzelt vorhandenen Duktilbruchanteile zeigen Einschnürungen zu einem dünnen Grat mit wabenartigen Strukturen. Diese Bruchwaben bilden sich als Folge von Spannungskonzentrationen an nichtmetallischen Einschlüssen. Die sehr unebene Bruchfläche und die vorhandene Einschnürung weisen auf hohe plastische Deformationen hin.

### Unterschiede je nach Temperatur

Das bisher beschriebene Verhalten gilt für einen Großteil der untersuchten Prüfbedingungen. Diesen regulären Versuchen bei Raumtemperatur gegenüber bewirkt die Variation der Temperatur gegenüber anderen Parametern ein deutliche geändertes makroskopische und mikroskopische Verformungscharakteristika, siehe Abbildung 58.

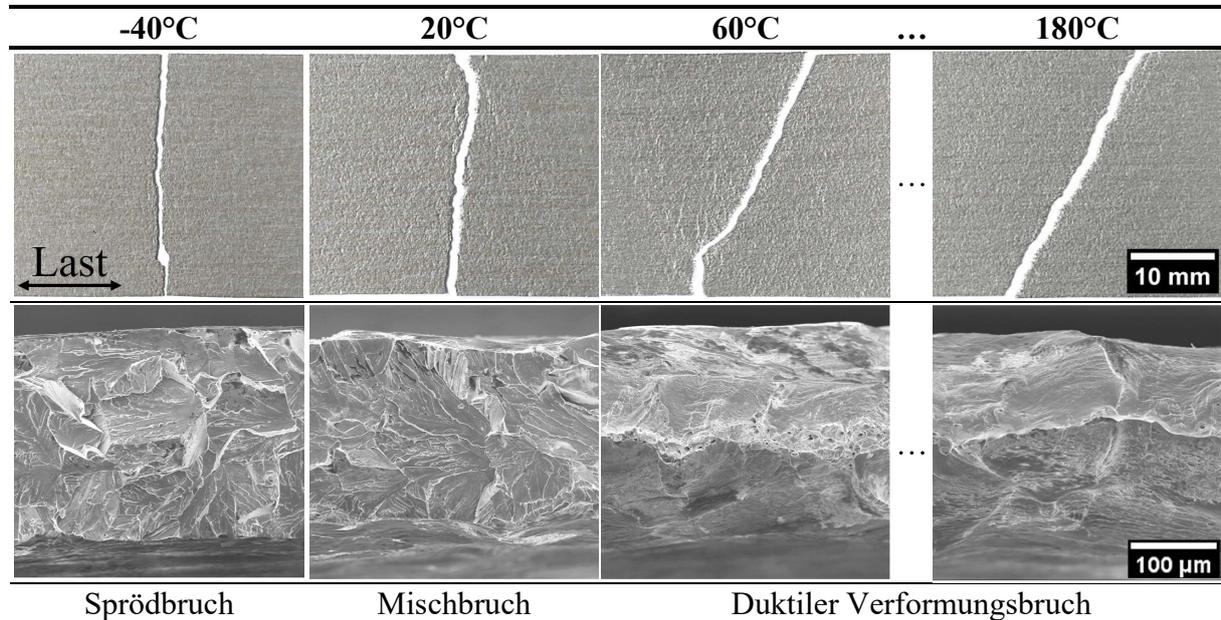


Abbildung 58: Bruchcharakteristik bei Zugversuchsproben in Abhängigkeit der Temperatur.

Bei -40°C versagt das Material als ein reiner Sprödbbruch ohne sichtbare plastische Verformung und mit einer Bruchfläche, die senkrecht zu der Zugrichtung entsteht. Bei Raumtemperatur liegt ein Mischbruch vor, während sich ab 60°C das Bruchverhalten größtenteils zu duktil mit Bruchwaben ändert. Bei einem weiteren Temperaturanstieg orientiert sich außerdem die Bruchfläche zunehmend in die Richtung der maximal wirkenden Schubspannungen. Prinzipiell bewirkt eine Dehnratenzunahme den gleichen Effekt wie eine Temperaturabnahme. Die Unterschiede durch eine Dehnratenänderung am Bruchbild sind im Rahmen der untersuchten Parametervariation und in Relation zum Temperatureffekt vernachlässigbar gering.

Bei einer zyklischen Beanspruchung mit tiefen Temperaturen von -40°C wird im Bereich der Rissausbreitung die Entstehung von Verformungszwillingen beobachtet, siehe Abbildung 59.

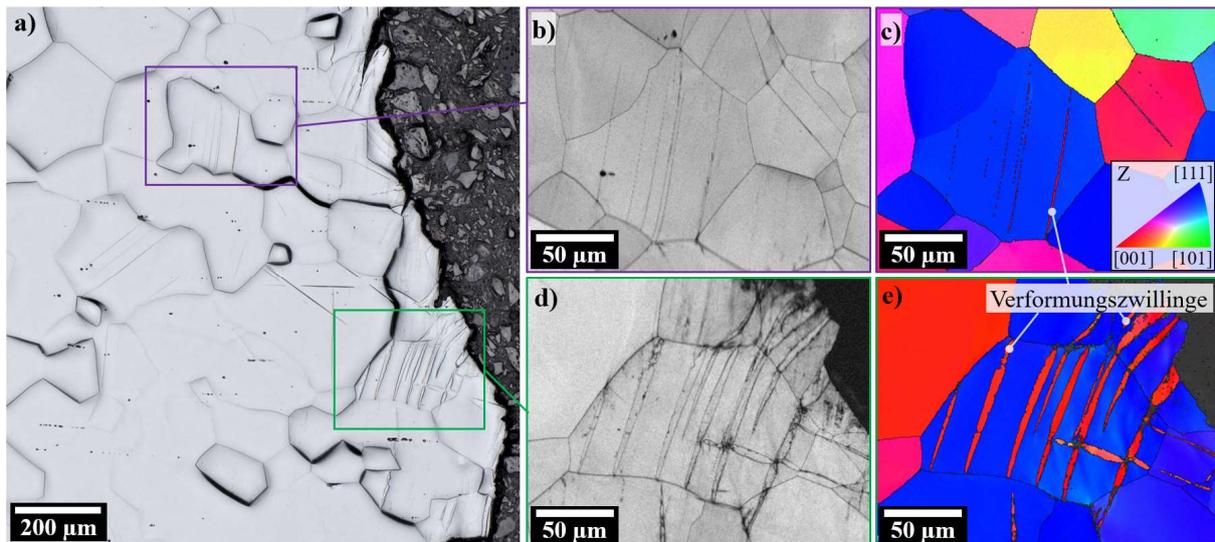


Abbildung 59: a) Lichtmikroskopische Aufnahme im Bereich der Rissausbreitung bei  $-40^{\circ}\text{C}$  und Dehnungsregelung mit hoher Amplitude, b)-e) EBSD-Aufnahmen der Beugungsqualität und der zugehörigen Kristallorientierungen zeigen die Entstehung von Verformungszwillingen.

Bei tiefen Temperaturen wird eine hohe zyklische Verfestigungsrate festgestellt, siehe Abbildung 27. Hierdurch ist die Versetzungsbeweglichkeit zusätzlich eingeschränkt. Der Mechanismus der Zwillingsbildung wird bevorzugt, wenn die Festigkeit durch die zyklische Verfestigung derart ansteigt, sodass für eine weitere Verformung über den Mechanismus des Versetzungsgleitens Spannungen notwendig wären, die betragsmäßig höher liegen als für die Zwillingsbildung, siehe Kapitel 2.4.2. Durch das Umklappen von Kristallbereichen in eine spiegelsymmetrische Lage entstehen verschiedene Orientierungen innerhalb eines Kornes wie in Abbildung 59e ersichtlich. Für Zwillinge charakteristisch sind außerdem die schmale Form und die spitz zulaufenden Enden. Das Wachstum der Zwillinge wird unterbrochen, wenn diese auf Korngrenzen oder einen anderen Zwilling treffen. Neben der Zwillingsbildung zeichnet sich der Schwingbruch bei  $-40^{\circ}\text{C}$  durch verminderte Gleitspuren und einen frühen Restbruch aus.

Bei Temperaturen von  $180^{\circ}\text{C}$  ist mehr Gleitaktivität vorhanden. Dies äußert sich zum Beispiel in ausgeprägteren Gleitbändern und Gleitlinien an der Oberfläche, siehe Abbildung 60.

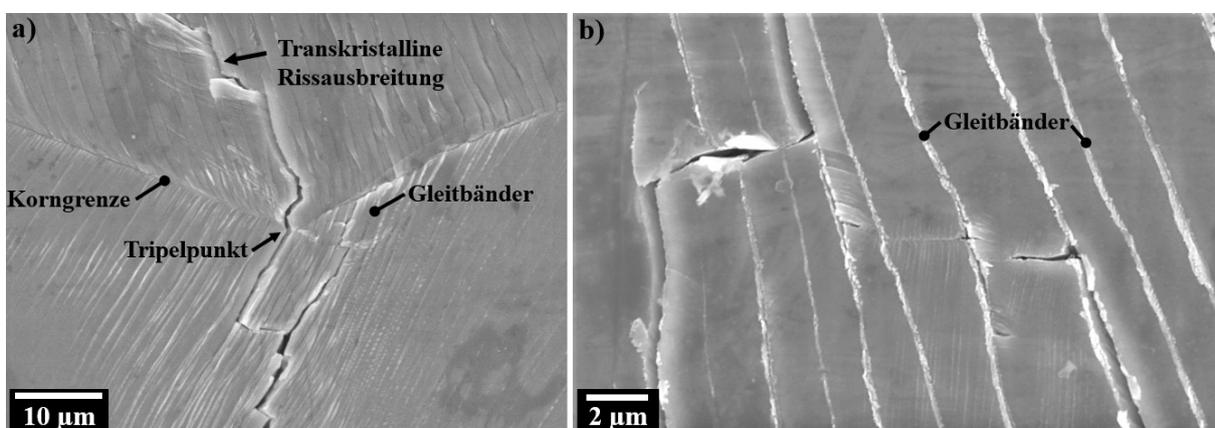


Abbildung 60: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen einer ursprünglich polierten Oberfläche nach einer dehnungskontrollierten Beanspruchung mit  $\Delta\varepsilon_A = 0,6\%$  bei  $180^{\circ}\text{C}$ .

Entlang der vergleichsweise deutlich ausgeprägten Gleitbänder kann die Rissausbreitung energetisch leichter stattfinden, wobei auch hier der ursprüngliche Versagensort an dem markierten Korngrenzen-Tripelpunkt zu verorten ist.

#### 4.12.5 Anwendung der Seeger-Theorie

Für die Differenzierung der gesamten Spannungsantwort  $\sigma_{\text{ges}}$  bei den dehnungskontrollierten Schwingversuchen in den thermischen Anteil  $\sigma_{\text{eff}}$  und den athermischen Anteil  $\sigma_{\text{int}}$  (siehe Kapitel 2.3.1) wird die Handfield-Dickson-Methode angewendet [248]. Die Analyse der Hysteresekurven ist in Abhängigkeit der Dehnrates und Temperatur in Abbildung 61 dargestellt.

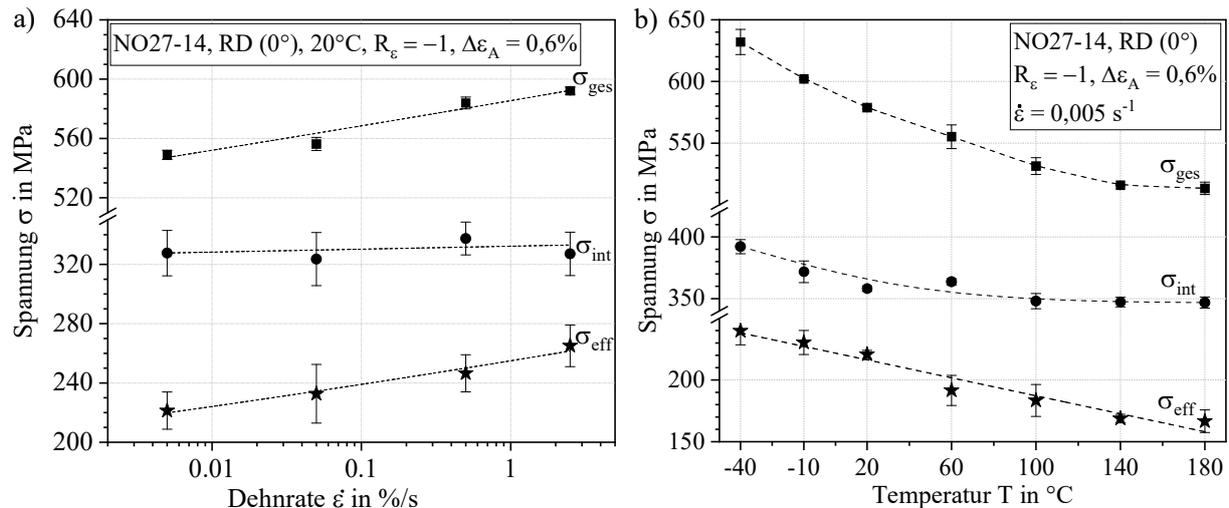


Abbildung 61: Änderung der Gesamtspannung sowie der thermischen und athermischen Fließspannungskomponenten in Abhängigkeit von a) der Dehnrates und b) der Prüftemperatur.

Mit zunehmender Dehnrates fällt die Spannungsantwort in Summe höher aus, wobei dieser Anstieg nahezu vollständig aus der Änderung des thermischen Anteils  $\sigma_{\text{eff}}$  resultiert, während  $\sigma_{\text{int}}$  konstant bleibt. Ein ähnlicher Trend wird bei einer sinkenden Temperatur beobachtet. Hierbei ist allerdings sowohl der thermische als auch der athermische Anteil für die Zunahme der Gesamtspannung verantwortlich. Ursächlich für die Änderung von  $\sigma_{\text{int}}$  bei tiefen Temperaturen ist die Behinderung der Bewegung von gleitfähigen Versetzungen im Laufe der zyklischen Verfestigung. Die Änderung des thermischen Anteils der Fließspannung kann sowohl bei Variation der Dehnrates als auch bei Variation der Temperatur auf die Beweglichkeit der Schraubenversetzungen zurückgeführt werden. Diese erfahren eine Reibungsspannung durch das Gitter, die von der Temperatur sowie der Dehnungsgeschwindigkeit abhängt und sich in einer Änderung von  $\sigma_{\text{eff}}$  widerspiegelt [119]. Demnach steigt die Spannung, die notwendig ist, damit eine Versetzung durch das Atomgitter gleiten kann mit zunehmender Dehnrates beziehungsweise abnehmender Temperatur. Die dabei relativ flache Geradensteigung entspricht den Erwartungen für  $\alpha\text{-Fe}$  [115].

Laut Schayes et al. kann für Elektrobleche im Falle von  $\sigma_{\text{int}} > \sigma_{\text{eff}}$  auf eine bevorzugt interkristalline Anrissbildung geschlossen werden [149]. Für die im Rahmen dieser Arbeit untersuchte Blechsorte liegt unabhängig von der Dehnrates und der Temperatur der athermische Anteil der Fließspannung höher als der thermische Anteil, wodurch die in Kapitel 4.12.2 festgestellte Neigung zu einer interkristallinen Anrissbildung bekräftigt wird.

## 5 Diskussion der Ergebnisse

Dieses Kapitel diskutiert ausgewählte Fragestellung aus dem Ergebnisteil, um auf mögliche phänomenologische Werkstoffvorgänge zu schließen und Verbesserungspotenziale abzuleiten.

### 5.1 Wechselverformungsverhalten

Die plastische Verformbarkeit von Metallen wird durch die Bewegung von Versetzungen getragen. Die dabei stattfindenden Verformungsvorgänge und die sich bildenden Verformungsstrukturen hängen somit maßgeblich von der Verfügbarkeit und Beweglichkeit der Versetzungen ab [25]. Je nach Regelungsart und Lastverhältnis zeigen sich für das untersuchte Elektroblech verschiedene Charakteristiken bei den Schwingversuchen.

#### 5.1.1 Spannungskontrollierte Schwingversuche

Als ursächlich für die Zunahme der Mitteldehnung bei einer spannungsgeregelten Versuchsdurchführung mit einem positiven Lastverhältnis kann die Überwindung von Hindernissen (z. B. interstitiell gelöste Fremdatome) durch die Versetzungen angesehen werden. Typischerweise ist dieser Vorgang zu Beginn des Ermüdungsversuchs am stärksten ausgeprägt, weshalb anfangs wie in Abbildung 21a zu sehen, ein höheres plastisches Dehnungsinkrement auftritt. Mit zunehmender Zyklenzahl stabilisiert sich das Verhalten und das plastische Dehnungsinkrement nimmt ab, weil gleitfähige Versetzungen durch die Wechselwirkungen mit entstehenden Versetzungen während des zyklischen Kriechens zunehmend eingeschränkt werden. Die beim zyklischen Kriechen beobachtete Kaltverfestigung ist somit ein Prozess, bei dem der Anteil an beweglichen Versetzungen zunehmend aufgebraucht wird [249]. Ein solches Verhalten tritt bei den vorliegenden Untersuchungen ab hohen Oberspannungen von 500 MPa ebenfalls auf. Hingegen scheint bei den mittleren Oberspannungen im Bereich von 420 MPa bis 480 MPa die Beweglichkeit der Versetzungen zunächst eingeschränkt zu sein, weshalb die Mitteldehnung zu Beginn kaum zunimmt. Am Anfang der Wechselverformung findet also eine nahezu rein elastische Verformung statt. Erst nach einer von der Spannungsamplitude abhängigen Inkubationszeit beginnt auch hier das zyklische Kriechen. Als ursächlich kann die Entwicklung und dynamische Ausbreitung von Ermüdungs-Lüdersbändern angesehen werden [250,251]. Hierzu ist es sinnvoll, verschiedene Typen von Versetzungen zu unterscheiden. Neben den gleitfähigen Versetzungen sind unbeweglich gewordene Versetzungen ebenfalls relevant, da diese wegen ihrer Hinderniswirkung auf die gleitfähigen Versetzungen maßgeblich zur zyklischen Verfestigung beitragen [59]. Die aus quasistatischen Zugversuchen bekannten Verformungsinhomogenitäten können ebenfalls bei zyklischer Last im Bereich der Streckgrenze eine Rolle spielen und resultieren aus einer anfänglichen Blockierung der gleitfähigen Versetzungen durch die eingelagerten Fremdatome. Hierbei plastifizieren zu Beginn vereinzelte, besonders "weich" orientierte Körner, ehe die plastische Verformung auch auf weniger günstige Kornorientierungen übertragen wird [130]. Nach dem Losreißen sorgt eine inhomogene Verformung durch die Ermüdungs-Lüdersbänder für eine intensive Versetzungsmultiplikation, die eine lokale und sukzessiv fortschreitende Verformung bewirkt. In den plastifizierten Bereichen mit den losgerissenen Versetzungen sind relativ große Gleitwege möglich, was sich

in der zeitweise hohen Dehnungsrate äußert. Zu Beginn beschränkt sich das Losreißen der Versetzungen auf einige wenige Bereiche, ehe über mikrostrukturelle Kompatibilitätsbedingungen eine rasante Ausbreitung eintritt. Nachdem sich die Spannungsverhältnisse homogenisiert haben und die dynamische Lüdersband-Ausbreitung die Schwingprobe durchsetzt hat, setzt die reguläre Verfestigung durch die Vermehrung von unbeweglichen Versetzungen ein. Die weitere Entwicklung der Versetzungsstruktur ist vergleichbar zu einem Gefügestand, bei dem die Versetzungen im Ausgangszustand nicht verankert vorliegen. [59,251]

Theoretisch sollte bei einer Oberspannung unterhalb der Streckgrenze von etwa 440 MPa die Beanspruchung rein elastisch ablaufen. Tatsächlich werden jedoch bereits bei 420 MPa signifikante plastische Dehnungen akkumuliert. Im Gegensatz zu einem quasistatischen Zugversuch ist bei zyklischer Beanspruchung die Ausbreitung der Lüdersbänder und damit einhergehend eine plastische Verlängerung auch in einem rein elastischen Bereich unterhalb der Streckgrenze möglich [133]. Hierbei plastifizieren allerdings bevorzugt lokale Bereiche in günstig orientierten Körnern [64,162]. Es ist somit nicht ungewöhnlich, dass sich bei ferritischen Stählen die Versetzungen unter zyklischer Beanspruchung von den Fremdatomwolken befreien können, weshalb die zyklische Kurve in diesem Spannungsbereich unterhalb der statischen Kurve liegen kann. Je nach Lasthorizont dauert dieser Vorgang unterschiedlich lange. Bei niedrigeren Spannungsamplituden werden tendenziell mehr Lastwechsel benötigt, womit die unterschiedliche Dauer der Inkubationsphase zu erklären ist.

Um die bisherige Diskussion zu bestätigen, folgten ergänzende Einzelversuche mit geänderten Rahmenbedingungen. Bei einem dieser Versuche wird eine reguläre Schwingprobe zunächst auf 1,0% Dehnung vorbelastet, ehe die reguläre zyklische Wechselbeanspruchung mit einer Oberspannung von 450 MPa folgt. Dadurch wird die Phase der dynamischen Lüdersband-Ausbreitung umgangen, weil bereits zu Beginn ein Großteil der Versetzungen von ihren Blockierungen losgelöst vorliegt.

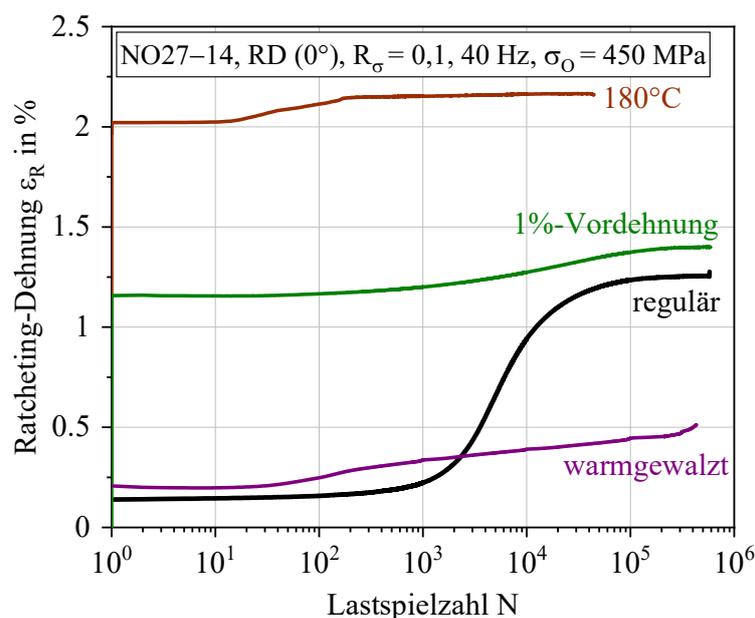


Abbildung 62: Wechselverformungsverhalten je nach Probenzustand und Prüfbedingungen.

Bei einem weiteren Versuch wird eine Schwingprobe im warmgewalzten Zustand geprüft und somit ohne die obligatorische Wärmebehandlung, welche die Reduktion der Versetzungsdichte bewirkt. Deshalb sind hierbei bereits in dem Ausgangszustand viele Gleithindernisse in Form von Gitterverzerrungen und Versetzungen vorhanden, weshalb Fremdatome als Hindernisse an Bedeutung verlieren und eine Inkubationsphase ausbleibt. Außerdem fällt die Materialantwort von vornherein geringer aus, was sich in der niedrigeren Maximaldehnung von etwa 0,5% im Vergleich zu etwa 1,25% bei der regulär wärmebehandelten Schwingprobe ausdrückt.

Eine weitere Schwingprobe zeigt, dass bei 180°C die Gleitfähigkeit bereits mit dem ersten Zyklus so hoch ist, dass die Hinderniswirkung durch Fremdatome bei der spannungskontrollierten Beanspruchung im Zug-Bereich verschwindet. Außerdem wird durch die Temperaturerhöhung der Sättigungszustand schneller erreicht.

Im Gegensatz zu Versuchsbedingungen mit mittleren Oberspannungen im Bereich von 420 MPa bis 480 MPa, werden bei höheren Oberspannungen die Versetzungen mit dem Überschreiten der dafür kritischen Schwellspannung unmittelbar von ihren Hindernissen losgerissen. Demzufolge bleibt bei höheren Oberspannungen eine Inkubationsphase aus.

### **Einfluss der Prüffrequenz auf das Wechselverformungsverhalten bei Spannungsregelung**

Die Übertragbarkeit von Schwingversuchen unter Laborbedingungen auf den realen Anwendungsfall wird beispielsweise wegen der unterschiedlichen Prüffrequenzen teilweise infrage gestellt. Auch bei Elektroblechen wirken in der Praxis im Elektromotor Frequenzen von deutlich weniger als 40 Hz [89]. Meist führen niedrigere Frequenzen zu konservativeren Lebensdauerdaten. Im Falle von der real im Elektromotor wirkenden spannungskontrollierten Beanspruchung erwies sich die Frequenzabhängigkeit im untersuchten Zeitfestigkeitsbereich allerdings als vernachlässigbar gering und dies, obwohl die Dehnungsantwort deutliche Unterschiede aufzeigte, siehe Abbildung 23. Als mögliche Ursache für die unterschiedlichen Dehnungen ist ein zeitabhängiger Verformungsanteil während des zyklischen Kriechens denkbar. Im Gegensatz zu kfz-Metallen, bei denen die größte Hinderniswirkung durch andere Versetzungen vorherrscht, wird bei krz-Werkstoffen besonders das Überwinden der Peierls-Nabarro-Barrieren als der verformungsrelevante Mechanismus angesehen [117,252]. Dieser Prozess ist allerdings nicht nur spannungs-, sondern bedingt durch die statistischen Gitterschwingungen auch temperatur- und zeitabhängig. Dies resultiert aus dem Verhalten der Schraubenversetzungen, die am Boden der Peierls-Täler eine minimale Energiekonfiguration einnehmen. Deshalb ist ihre Vermehrung bei geringen Spannungen erschwert. Im Falle von hohen Spannungen, insbesondere oberhalb der Fließgrenze, ist die Beweglichkeit und Multiplikation von Schraubenversetzungen leichter möglich [147]. Bei einer niedrigeren Frequenz von 0,4 Hz verbringt die Probe pro Zyklus etwa 0,25 Sekunden oberhalb der Fließgrenze, während dies bei 40 Hz nur 0,0025 Sekunden ausmacht. Somit wird in dem Bereich des oberen Umkehrpunkts der Hysteresekurven im Falle einer niedrigen Frequenz über einen längeren Zeitraum eine hohe anliegende Last bereitgestellt, um zwei parallel ablaufende Mechanismen zu begünstigen. Zum einen können blockierte Versetzungen ihre Haltekraft durch die Hindernisse überwinden und sich wieder in Bewegung setzen [249]. Zum anderen führt gemäß Seeger-Theorie ein Spannungsanstieg neben der Aktivierung von unbeweglichen

Versetzungen auch zu einem Zuwachs der Gesamtversetzungsdichte durch Multiplikationsvorgänge. Deshalb ist bei 0,4 Hz das zeitabhängige Gleitverhalten wirksamer, wodurch ein stabilisierter Sättigungszustand durch Verfestigungsvorgänge bezogen auf die Zyklenzahl früher erreicht wird. Außerdem fällt die Materialantwort in Form der Gesamtdehnung höher aus. Diese Neigung zu einer ausgeprägten zeitabhängigen plastischen Verformung wird in Abbildung 63 anhand ergänzender Versuche verdeutlicht.

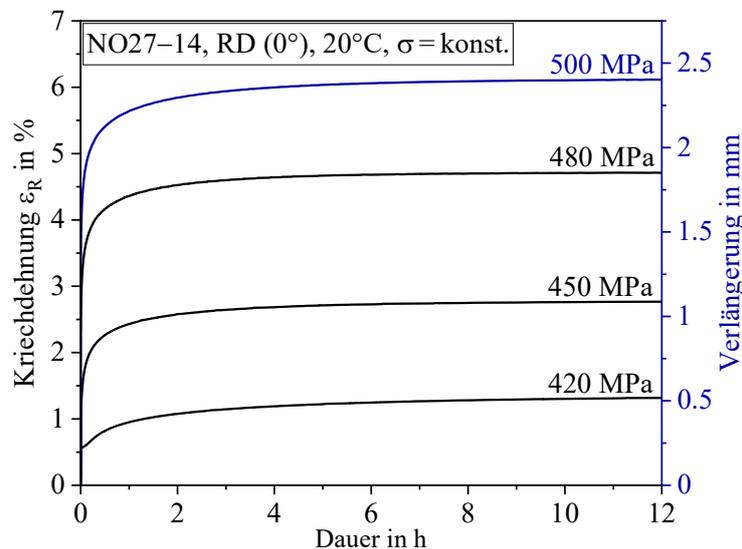


Abbildung 63: Entwicklung der Probendehnung bei einer rein statischen Beanspruchung.

Generell kann für das untersuchte Elektrolech bereits ohne zyklische Beanspruchung eine bleibende Kriechdehnung von mehreren Prozent erreicht werden. Bei einer Spannung von 420 MPa (unterhalb der Streckgrenze) resultiert eine Kriechdehnung von über 1%. Im Gegensatz zum klassischen Kriechen, welches typischerweise erst bei höheren homologen Temperaturen auftritt, wird für den untersuchten Werkstoff nach dem Erreichen eines stabilisierten Zustands keine Dehnungsänderung festgestellt, auch nicht bei Lasten auf dem Niveau der Zugfestigkeit. Ohne eine zyklische Beanspruchung erfolgt somit kein Versagen.

### 5.1.2 Dehnungskontrollierte Schwingversuche

Zwischen den spannungskontrollierten Schwingversuchen mit einer positiven Mittelspannung und den dehnungskontrollierten Ermüdungsversuchen mit einem Lastverhältnis von  $R_e = -1$  sind gewisse Ähnlichkeiten erkennbar. Bei niedrigen Dehnungsamplituden ( $\Delta\epsilon_A = 0,2\%$ ) tritt im Wesentlichen keine Verfestigung auf. Hier ist die zyklische Dehnung lediglich ein Ausdruck der quasi-reversiblen und zyklischen Gleitung von beweglichen Stufenversetzungen [110]. Die Multiplikation von Versetzungen wird durch die Immobilität der Schraubensegmente weitestgehend unterdrückt [122]. Weiterhin findet die Dehnung sehr lokalisiert statt und kann bevorzugt interkristallin an günstigen Korngrenz-Tripelpunkten zu einer Risseinleitung führen.

Bei den mittleren Dehnungsamplituden ( $\Delta\epsilon_A = 0,25\%$  und  $\Delta\epsilon_A = 0,3\%$ ) findet zunächst eine leichte Entfestigung statt, bevor ab einer gewissen Zyklenzahl die Vorgänge der zyklischen Verfestigung dominieren. Entgegen dem Verhalten von stark kaltverfestigten Zuständen kann bei dem vorliegenden Probenmaterial die zu Beginn der zyklischen Belastung auftretende Entfestigung wahrscheinlich nicht einem Abbau von Versetzungen zugeschrieben werden, weil

die Bleche in einem schlussgeglühten und entsprechend versetzungsarmen Zustand vorliegen. Alternativ wird eine temporäre Entfestigung häufig auf eine Reduzierung der Dichte an blockierenden Hindernissen durch die zyklische Beanspruchung zurückgeführt [119]. Besonders bei krz-Metallen mit interstitiell gelösten Fremdatomen ist ein initiales Entfestigen bei mittleren Dehnungsamplituden eine bekannte Erscheinung und kann analog zu der Spannungsregelung über die graduelle Ausbreitung der plastischen Zone in Form von Lüdersbändern innerhalb des verjüngten Probenvolumens erklärt werden [143,150,253]. Sobald sich ein Bereich zu verformen beginnt und die Versetzungen von den Fremdatomwolken losgelöst sind, können sie sich mit einer geringeren Spannung bewegen als ursprünglich für die Einleitung der Verformung erforderlich [60]. Somit erfolgt die Entfestigung wegen einer reduzierten Dichte an blockierenden Hindernissen, ähnlich wie im monotonen Zugversuch. Entgegen dem Mechanismus bei Spannungsregelung findet bei Dehnungsregelung mit  $R_e = -1$  allerdings keine kontinuierliche Probenverlängerung statt. Während der fortschreitenden Entfestigung befindet sich also das Material in einem inhomogenen Zustand. Neben bereits plastisch verformten Körnern verhalten sich andere Orientierungen noch elastisch. Die plastische Verformung findet daher zunächst konzentriert in Lüdersbändern statt, deren Ausbreitung durch die in der Umgebung ausgelösten Versetzungsbewegungen erfolgt. Die Verformung breitet sich mit zunehmender Zyklenzahl auch auf benachbarte Bereiche aus. Durch diesen Anstieg an Bereichen mit gleitfähigen Versetzungen dominieren ab dem Erreichen des Spannungsminimums die Mechanismen der Versetzungsmultiplikation. Die Ausbreitungsgeschwindigkeit der plastischen Zone hängt unter anderem von der Amplitude ab [143]. Deshalb ist der Vorgang der zyklischen Entfestigung mit etwa 380 Zyklen schneller abgeschlossen für eine Amplitude von  $\Delta\epsilon_A = 0,3\%$  als bei  $\Delta\epsilon_A = 0,25\%$  mit 650 Zyklen. Im Anschluss an das Spannungsminimum folgt jeweils eine kontinuierliche Verfestigung bis zu der Anrissbildung.

Das Wechselverformungsverhalten kann also prinzipiell durch die inhomogene Verteilung der plastischen Dehnungsamplitude in der Probe erklärt werden, jedoch ist die Ursache dieser Inhomogenitäten offen. Bei niedriglegierten Eisenlegierungen ist das Verhalten häufig mit einem niedrigen C-Gehalt und ausgeprägten Streckgrenzeneffekt zu erklären [143]. Hier können bereits kleinste Änderung des C-Gehalts von wenigen ppm das makroskopische Wechselverformungsverhalten entscheidend ändern und damit auch die Tendenz für eine temporäre Entfestigung hervorrufen [115]. Der bei den Elektroblechen vorliegende Kohlenstoffgehalt befindet sich in der hierfür bekannten Größenordnung [144,145]. Abgesehen von interstitiell gelösten Fremdatomen können weiterhin auch nicht-metallische Ausscheidungen als Hindernisse für die Versetzungsbewegung wirken, weil dadurch lokal hohe innere Spannungen entstehen [254]. Zwar wird bei Elektroblechen aufgrund des weichmagnetischen Anforderungsprofils auf eine hohe Reinheit geachtet, weil diese die magnetischen Eigenschaften beeinflusst, dennoch sind Ausscheidungen vorhanden wie zum Beispiel AlN oder MnS. Für eine maßgebliche Wechselwirkung mit Versetzungen sind diese allerdings von ihren Dimensionen her ( $> 1 \mu\text{m}$ ) zu groß.

Als eine weitere Alternative können Versetzungshindernisse durch die blockierende Wirkung von inhomogen verteilten Siliciumatomen entstehen [199]. Diese Fe-Si-Cluster stellen Orte mit

erhöhter Siliciumkonzentration dar und können ebenfalls die Versetzungsbewegung anfänglich behindern. Durch eine zyklische Beanspruchung ist die Zerstörung der Nahordnungszonen denkbar, woraus eine zeitweilige Entfestigung resultiert [255,256]. Für ein solches Verhalten ergaben sich allerdings keine konkreten Hinweise im Rahmen von Untersuchungen mittels XRD und TEM. Die Existenz von B2- und DO<sub>3</sub>-Phasen scheint daher unwahrscheinlich.

Das charakteristische Wechselverformungsverhalten bei den mittleren Amplituden resultiert somit bei beiden Regelungsarten aus den Auswirkungen der interstitiell gelösten Fremdatome. Bei Spannungsregelung äußert sich dies in dem beschriebenen schnellen Anstieg der Mitteldehnung nach einer Inkubationsphase und bei einer dehnungskontrollierten Versuchsdurchführung in einer temporären Abnahme der Spannungsamplitude.

Im Gegensatz dazu tritt bei hohen Dehnungsamplituden ( $\Delta\epsilon_A = 0,4\%$  und  $\Delta\epsilon_A = 0,6\%$ ) eine starke zyklische Verfestigung in Erscheinung. Dieser Vorgang wird hauptsächlich auf die Multiplikation von Versetzungen und deren Wechselwirkungen zurückgeführt [154]. Hierbei steigt mit zunehmender Zyklenzahl die Versetzungsdichte, wodurch sich das Material wegen der gegenseitigen Hinderniswirkung der gleitenden Versetzungen verfestigt. Im Vergleich zu anderen Werkstoffen mit einem welligen Gleitcharakter findet die Einstellung eines Sättigungszustandes bei hoher Planarität langsamer statt und wird für die untersuchten Elektrobleche bei Raumtemperatur nicht vor dem Versagensbeginn erreicht. Neben den Eigenschaften der Hindernisse - seien es nun Fremdatome, Ausscheidungen oder andere Versetzungen - ist vor allem die Aufspaltungsweite der Versetzungen für deren Beweglichkeit relevant. Versetzungen spalten umso weiter auf, je kleiner die Stapelfehlerenergie des Materials ausfällt. Im Gegensatz zu reinem  $\alpha$ -Fe bewirken 3% Silicium eine deutliche Reduzierung der Stapelfehlerenergie [30,256]. Mit fortschreitender Verfestigung nimmt die Möglichkeit des Quergleitens zu, und die Versetzungen sind immer häufiger in der Lage, sich senkrecht zu der primären Gleitebene zu bewegen. Wäre dies nicht der Fall, würde die Bildung von Wänden, wie in Abbildung 49d zu sehen, nicht eintreten [128]. Folglich scheint für die Bildung der beobachteten Versetzungswände ein gewisses Maß an Quergleitfähigkeit vorzuliegen. Des Weiteren ist im Falle der ausgeprägten zyklischen Verfestigung die Mehrfachleitung von mindestens zwei aktiven Gleitsystemen möglich und kann somit ebenso die festgestellten Wandstrukturen erklären [149]. Im weiteren Verlauf der zyklischen Belastung wirken die Bündel und Wände als Barrieren für die Versetzungsbewegung, wodurch die durchschnittliche freie Gleitlänge der Versetzungen reduziert wird und dies zu einer zyklischen Verfestigung führt. Die zyklische Verfestigung korreliert mit dem wachsenden Querschnitt der Adern und der dort vorhandenen hohen Versetzungsdichte [30].

Selbst bei Dehnungsamplituden von  $\Delta\epsilon_A = 0,6\%$  in Kombination mit einer erhöhten Temperatur von 180°C bleibt die Ausbildung einer klassischen Zellstruktur aus, weil die Beweglichkeit für eine weitreichende Bewegung von Stufen- und Schraubenversetzungen fehlt. Dennoch ist die Beweglichkeit deutlich erhöht was sich in einer entsprechend gestiegenen Versetzungsdichte bei diesen Bedingungen äußert, siehe Abbildung 49f. Hierbei scheint jedoch kein vollständiger Wechsel des Gleitcharakters einzutreten, obwohl die Wechselverformungskurve bei 180°C eine grundlegend andere Charakteristik aufweist. Denn

wäre Mehrfachgleitung leicht möglich, sollten die Wände dünner und strukturierter ausfallen sowie sich zunehmend in Form von Zellen anordnen.

In dem Zusammenhang ist auffällig, dass trotz Temperaturanstieg und der demzufolge abnehmenden Streckgrenze, die Wechselverformungskurve bei 180°C mit dem ersten Zyklus auf einem höheren Spannungsniveau liegt als es beispielsweise bei 140°C der Fall ist, siehe Abbildung 27. Anstelle eines Regimewechsels von planar zu wellig ist hierbei denkbar, dass durch den Effekt der dynamischen Reckalterung ein höheres Spannungsniveau erreicht wird. Im Falle von kohlenstoffarmen Stählen ist das Auftreten einer solchen Spannungsantwort sowie die Ausbildung von Versetzungsadern und Versetzungswänden in dem Bereich der maximalen DSA eine mehrfach beschriebene Erscheinung [115,95,250]. Die markante Ausprägung der Wechselverformungskurve bei 180°C scheint demnach primär eine Folge der DSA durch den gelösten Kohlenstoff zu sein. Die Ergebnisse in Kapitel 4.2.3 zeigten allerdings, dass das Maximum der dynamischen Reckalterung bei 140°C und nicht bei 180°C vorherrscht. Dieser Temperaturversatz kann durch die Dehnratenabhängigkeit der DSA erklärt werden. Während die Zugversuche nach DIN EN ISO 6892 bei einer Dehnrade von  $2,5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  erfolgten, finden die LCF-Tests mit  $5,0 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  statt. Werden auch die Zugversuche mit einer schnelleren Dehnrade durchgeführt, verschiebt sich das Sekundärmaximum der Zugfestigkeit zu etwas höheren Temperaturen, siehe Abbildung 64.

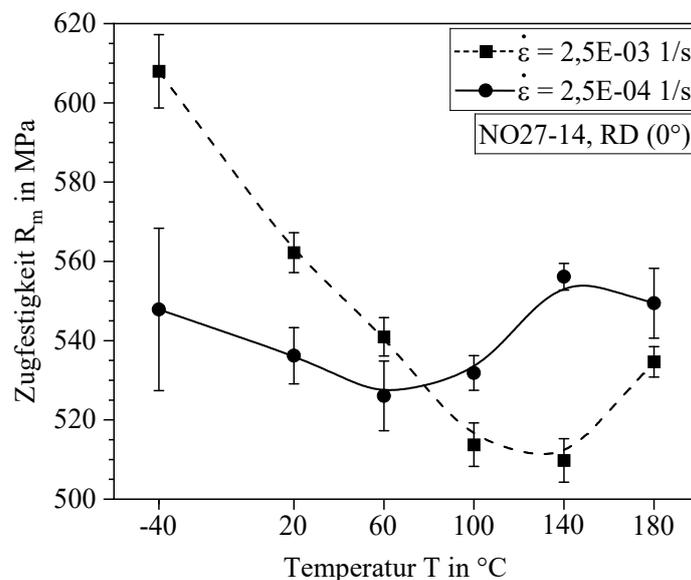


Abbildung 64: Zugfestigkeit in Abhängigkeit der Temperatur für zwei unterschiedliche Dehnraten. Dehnratenabhängiges Maximum der dynamischen Reckalterung.

Das Wechselverformungsverhalten bei 180°C lässt sich somit durch die DSA nachvollziehen. Es verbleibt allerdings die Frage, weshalb die gebildeten Versetzungsstrukturen trotz DSA auf deutlich mehr Gleitfähigkeit hinweisen. Dazu schlägt Mughrabi vor, dass in dem Temperaturbereich der dynamischen Reckalterung die Stufenversetzungen in ihrer Gleitbewegung durch die gelösten Kohlenstoffatome stärker behindert werden als die Schraubenversetzungen, sodass Schrauben- und Stufenanteile nahezu gleichermaßen mobil sind [257]. Dies in Kombination mit der allgemein höheren Temperatur und damit reduzierten Peierls-Barriere ermöglicht die Anordnung in versetzungsreicheren Wandstrukturen.

Zwar wird oberhalb der Übergangstemperatur  $T_0$  der Unterschied hinsichtlich der Mobilität von Stufen- und Schraubenversetzungen durch die thermische Aktivierung verringert, allerdings weist der gemessene Verlauf der temperaturabhängigen Streckgrenzenänderung darauf hin, dass selbst bei  $180^\circ\text{C}$  der Übergang zwischen mechanischem Hoch- und Tieftemperaturverhalten noch nicht erreicht wird. Dies trifft die Erwartungen laut Literatur, denn für Eisen mit 3% Silicium wird  $T_0$  bei über 550 K genannt [26,258].

Auf Basis dieser Diskussion lautet die Schlussfolgerung, dass für alle untersuchten Prüfbedingungen primär das mechanische Tieftemperaturverhalten vorliegt.

### **5.2 Versagensmechanismen bei polierten Schwingproben**

Um die gemessene Ermüdungslebensdauer und das vorwiegend interkristalline Anrissverhalten der polierten Ermüdungsproben zu verstehen, ist zunächst zu reflektieren, warum die Bildung von persistenten Gleitbändern ausbleibt. Diese wären im Falle von reinem  $\alpha\text{-Fe}$  die prominenteste Ursache für eine transkristalline Rissbildung. Bei Elektroblechlegierungen ist das Auftreten von PGB in der Literatur uneindeutig. Meist wird jedoch das Ausbleiben dieser Ermüdungsgleitbänder beschrieben [50]. Einzig Du et al. berichteten über die Existenz von PGBs, deren Form jedoch weder der klassischen Leiterstruktur noch versetzungsarmen Kanälen ähnelt [155]. Hier ist allerdings denkbar, dass diese lediglich als eine Begleiterscheinung von einer sich ausbreitenden Risspitze auftreten, wie in Abbildung 52c beschrieben. Bei den in dieser Arbeit untersuchten Elektroblechgüten ist die Ausbildung von PGB ebenfalls nicht festgestellt worden. Zwar kann die beobachtete Ader- und Wandstruktur als eine Vorstufe der PGB angesehen werden [259]. Allerdings scheinen die vorliegenden Prüfbedingungen und Legierungszusammensetzungen die Ausbildung von PGB nicht zu begünstigen.

Als ein weiterer Auslöser für die interkristalline Anrissneigung können die Korngrenzen selbst angesehen werden sowie deren Wirkung auf die Versetzungen. Generell bestehen bei der Verformung von Polykristallen verschiedene Möglichkeiten wie Korngrenzen und Versetzungen miteinander wechselwirken, siehe Kapitel 2.3.1. Prinzipiell ist das Auftreten mehrerer Mechanismen an unterschiedlichen Stellen im Material gleichzeitig denkbar, wobei es wichtig ist, welcher Mechanismus dominiert. [106]

Im Falle von Eisenlegierungen mit 3% Silicium wird von Tanaka et al. ein ausgeprägtes Pile-up Verhalten beschrieben, welches aus dem planaren Gleitcharakter resultiert [157,167]. Für die untersuchten Varianten ist allerdings kein derartiger Aufstau an den Korngrenzen zu beobachten, siehe Abbildung 65a und Abbildung 65b. Auch wenn die mögliche Anwesenheit im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen nicht gänzlich ausgeschlossen werden kann, so scheint dies nicht der dominierende Versagensmechanismus zu sein.

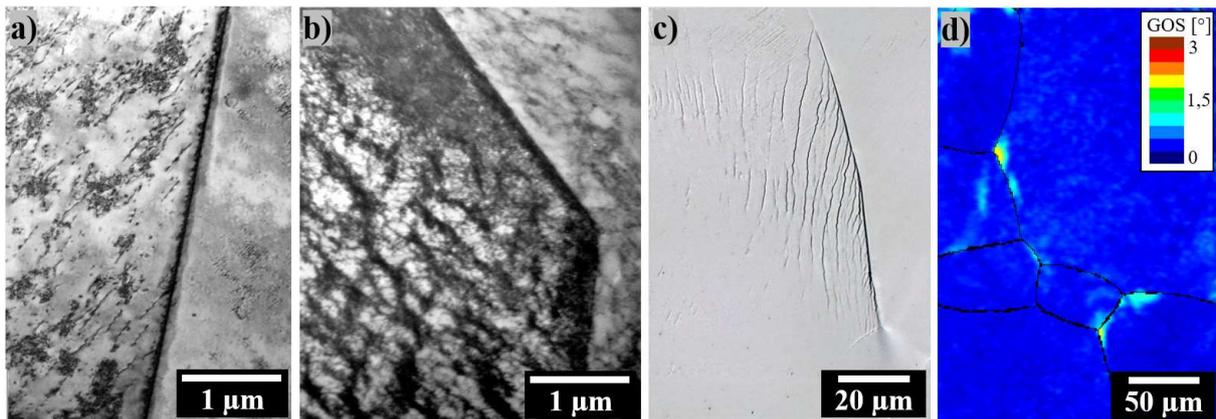


Abbildung 65: a) TEM-Hellfeldaufnahme der Versetzungsstruktur an einer Korngrenze bei  $\Delta\varepsilon_A = 0,6\%$  und  $20^\circ\text{C}$ , b) Versetzungsadern und Versetzungswände an einer Korngrenze bei  $\Delta\varepsilon_A = 0,6\%$  und  $180^\circ\text{C}$ , c) Lichtmikroskopische Aufnahme einer polierten Schwingprobe mit Gleitlinien an einer Korngrenze, d) EBSD-Aufnahme der Missorientierungswinkel an Korngrenz-Tripelpunkten.

Eindeutiger scheint, dass die Orientierungsunterschiede zwischen benachbarten Körnern den Übergang von Versetzungen an Korngrenzen behindern. Zumindest bestehen Hinweise, dass ein einfaches Passieren von Versetzungen nicht auftritt, zum Beispiel, weil die Gleitlinien stets an den Großwinkel-Korngrenzen enden und diese nicht überschreiten, siehe Abbildung 65c. Hierbei resultiert die makroskopisch sichtbare Gleitaktivität aus den je nach Kornorientierung günstig vorliegenden Gleitsystemen. Außerdem erfolgen die Plastifizierungsvorgänge in Abhängigkeit der Kornorientierung bei unterschiedlichen äußeren Lasten aufgrund der Anisotropie des Elastizitätsmoduls sowie der jeweils verschiedenen Schmid-Faktoren. Die plastische Verformung breitet sich zunächst bevorzugt in günstig orientierten Körnern aus. Daher können sich bei versagenskritischen Materialbereichen Spannungskonzentrationen bevorzugt in relativ kleinen Probenvolumina aufbauen und deutlich höher sein als die von außen angelegte Last. Besonders Korngrenzen und Korngrenzen-Tripelpunkte wirken bei dem untersuchten Material als mikrostrukturelle Schwachstellen, welche die dortige Anrissbildung begünstigen. Dies äußert sich ebenfalls in den beobachteten Missorientierungsgradienten an Korngrenzen und insbesondere an Korngrenz-Tripelpunkten, siehe Abbildung 65d. Hier werden bei dehnungskontrollierten Versuchen lokale Orientierungsunterschiede von bis zu  $5^\circ$  festgestellt. Die beobachteten Missorientierungsgradienten sind zudem bekannt als Indikator für eine interkristalline Anrissbildung, wenn in einem Korn ausreichend Gleitbänder aktiv sind und hohe Normalspannungen auf die Korngrenze wirken [37,103,157,155]. Weil das Versetzungsgleiten über die Korngrenzen hinweg erschwert ist, entstehen zudem Inkompatibilitätsspannungen und die Plastizität beziehungsweise die Versetzungsaktivität findet lokal konzentriert statt [99,157,255]. Somit kann anstelle einer transkristallinen Anrissbildung aus dem Korninneren die interkristalline Anrissbildung als Konsequenz der zyklischen Dehnungslokalisierungen an Korngrenzen vorherrschen [37,103,119,260]. Außerdem sind die als Anrissort fungierenden Korngrenzen stets nahezu senkrecht zu der Lastachse orientiert, siehe Abbildung 65 sowie die Abbildungen in Kapitel 5.2.

Nach den anfänglichen Wechselverformungsvorgängen, welche die Korngrenzen des gesamten Probenvolumens betreffen, erfolgt die Anrissbildung typischerweise an oberflächennahen

Kornbereichen, weil dort die Verformungsvorgänge nochmals intensiviert stattfinden [121]. Zudem verschärfen die in Kapitel 4.12.2 beschriebenen Korngrenzgleitungen die hier andiskutierte Anrissneigung, sodass die Korngrenzen zusätzlich eine überlagerte geometrische Kerbwirkung erfahren.

In dem Zusammenhang fügt sich auch die höhere Streuung bei grobkörnigen Schwingproben (siehe Abbildung 46) in das Gesamtbild. Denn im Falle der wärmebehandelten Proben kann die dabei entstehende Korngrößenvariabilität als streuungsverstärkend wirken [261]. Außerdem ist die Wahrscheinlichkeit für Korngrenzen, die senkrecht zu der Lastachse orientiert sind niedriger. Dies kann in Kombination mit der geringen Blechdicke bewirken, dass je nach Schwingprobe teils bessere und teils ungünstigere Voraussetzungen für die Schwingfestigkeit vorliegen. Die Streuung um den mittleren Zustand ist somit bei einem feinkörnigen Gefüge niedriger als bei einem grobkörnigen Gefüge.

### **5.3 Ermüdungsverhalten von schergeschnittenen Elektroblechen**

Im Falle von schergeschnittenen Blechen sind die Eigenschaftsänderungen an der Schnittkante je nach Fertigungsparameter unterschiedlich. Ursächlich für die Eigenschaftsänderungen ist in erster Linie der mechanische Energieeintrag durch den Umformprozess. Aus mechanischer Sicht ist die Unterteilung der Schnittkanteneigenschaften in drei messtechnisch gut erfassbare Merkmale naheliegend: Oberflächentopographie (Rauheit, Welligkeit, geometrische Kerben), Verfestigungszustand (Härte, Versetzungen, Verformungsvermögen) sowie prozessbedingte Eigenspannungen [86]. Diese drei prozessbedingten Faktoren können das Ermüdungsverhalten je nach Material und Prüfbedingungen in unterschiedlicher Weise und Intensität beeinflussen. Häufig ist eine getrennte Berücksichtigung dieser Einflussgrößen schwer möglich, da ihre Entstehung und Ausprägung über Wechselwirkungen zusammenhängen. Daher ist in der Praxis der Einfluss von Topographie, Verfestigungszustand und Eigenspannungen nicht zu trennen [11]. Dennoch ist im Rahmen dieser Arbeit der Versuch angestellt worden, die Einflussgrößen möglichst einzeln zu betrachten, damit auf die gesamtheitlichen Zusammenhänge geschlossen werden kann.

Um die Auswirkung der Oberflächentopographie möglichst isoliert zu bewerten, können in guter Annäherung die wärmebehandelten Schnittkanten herangezogen werden, weil dadurch die Kaltverfestigung sowie die eingebrachten Eigenspannungen beseitigt werden, während die Oberfläche keine Änderung erfährt. Für die meisten schergeschnittenen Schwingproben resultierte daraus eine höhere Lebensdauer. Einzig bei Schwingproben mit starker Oberflächenschädigung in Form von Stanzkerben bleibt der positive Effekt aus.

Ungeklärt bleibt bei wärmebehandelten Proben allerdings, wie viel von dieser Änderung ausschließlich dem Eigenspannungszustand zugeschrieben werden kann. Eine isolierte Betrachtung des Eigenspannungseinflusses ist an schergeschnittenen Kanten experimentell nicht möglich, da durch den hohen Umformgrad bereits bei vergleichsweise niedrigen Temperaturen von 500°C eine teilweise Rekristallisation stattfindet. Generell wird die Schwingfestigkeit durch Druck-Eigenspannungen erhöht und durch Zug-Eigenspannungen vermindert. Bei Schwingbeanspruchung kann je nach Lasthöhe allerdings ein teilweiser Abbau

der Eigenspannungen erfolgen, insbesondere durch die Überschreitung der Fließgrenze und den Folgen des zyklischen Kriechens [11]. Messungen an anrissfreien Stellen von gelaufenen Schwingproben bestätigten, dass sich für das vorliegende Material die Eigenspannungen im Laufe der zyklischen Beanspruchung größtenteils abbauen, besonders im Falle von einer starken Plastifizierung [262]. Deshalb ist es naheliegend, dass im LCF-Bereich ein vernachlässigbarer Einfluss von Eigenspannungen vorherrscht. Dies hat sich auch bei den Ergebnissen von Kapitel 4.6 an laserstrahlgeschnittenen Kanten gezeigt. Diese weisen mit über 300 MPa Zug-Eigenspannungen eine höhere Intensität auf als die schergeschnittenen Kanten und trotzdem war selbst bei hohen Zyklenzahlen der Effekt durch den Eigenspannungszustand vernachlässigbar gering. Im Gegensatz dazu zeigten sich für sämtliche schergeschnittenen Varianten Zug-Eigenspannungen von etwa 200 MPa. Diese von vornherein auf einem niedrigeren Niveau befindlichen Eigenspannungen werden zudem im Laufe der zyklischen Beanspruchungen durch stattfindende Annihilationsvorgänge größtenteils abgebaut, siehe Abbildung 66a. Neben dem Abbau der Eigenspannungen tritt zusätzlich ein teilweiser Abbau der stark verfestigten Randzone auf, wie aus Abbildung 66b hervorgeht.

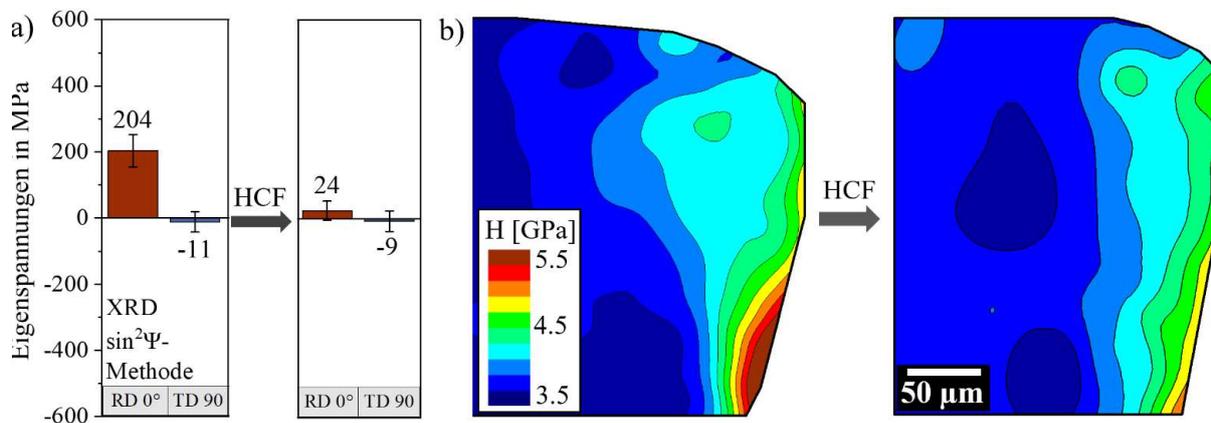


Abbildung 66: a) Eigenspannungszustand schergeschnittener Kanten vor und nach einer zyklischen Beanspruchung, b) Nanohärteverteilung der Variante 35-S im schergeschnittenen Ausgangszustand (links) und nach einer zyklischen Beanspruchung (rechts).

Der Abbau von Eigenspannungen und der Kaltverfestigung während der zyklischen Beanspruchung wird sowohl bei den dehnungskontrollierten als auch bei den spannungskontrollierten Schwingversuchen bei hohen sowie niedrigen Lasthorizonten beobachtet und dies trotz einer übergeordneten zyklischen Verfestigung des Grundgefüges. Während demnach im schergeschnittenen Ausgangszustand noch Maximalhärten von bis zu 6 GPa vorliegen, reduzieren sich diese im Laufe der zyklischen Beanspruchung um etwa 20% bis 30%. Eine zyklische Entfestigung in einem derart deformierten Randgefüge mit sehr hoher Versetzungsdichte entspricht den Erwartungen. Allerdings ist durch das zulegierte Silicium die Quergleitfähigkeit der Schraubenersetzungen erschwert. Deshalb verbleibt ein Teil der kaltverfestigten Randzone, selbst bei hohen Zyklenzahlen. Dies lässt neben der reduzierten Quergleitfähigkeit auch auf einen vermeintlich hohen Anteil an unbeweglichen Versetzungen schließen. Demzufolge ist die Restduktilität und die Fähigkeit zur Abmilderung von oberflächlichen Kerben im Vergleich zu nachträglich geglähten Schwingproben eingeschränkt. Die höhere Beeinflussung der Schwingfestigkeit durch den Kaltverfestigungszustand

gegenüber den Eigenspannungen ist somit nachvollziehbar. Allerdings verbleibt zwischen den schergeschnittenen und den polierten Schwingproben auch nach einer Wärmebehandlung ein deutlicher Abstand bei der ertragbaren Oberspannung. Für 200.000 Zyklen beträgt dieser 24 MPa bei der Variante 15-S und 118 MPa bei der Variante 50-S. Im HCF-Bereich scheint vor allem die Kantentopographie als Hauptfaktor für die Änderung der Schwingfestigkeit ursächlich zu sein. Dieser These entsprechend kann eine gute Korrelation zwischen der Schwingfestigkeit und der Topographieschädigung mittels dem quantifizierenden  $S_a$ -Wert hergestellt werden, siehe Abbildung 67.

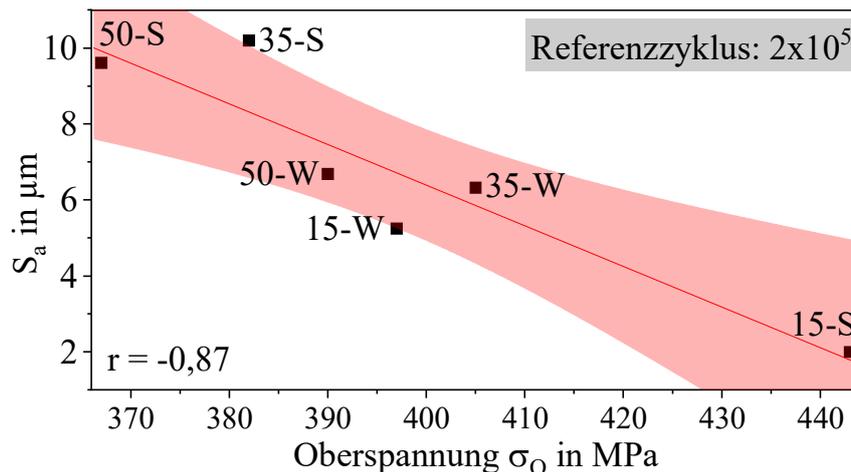


Abbildung 67: Zusammenhang zwischen der Oberspannung bei einer Lastspielzahl von 200.000 Zyklen und der mittleren arithmetischen Höhe  $S_a$ , die als quantitative Kenngröße für die Einordnung der Oberflächenschädigung dient.

Daraus kann schlussgefolgert werden, dass die Oberflächentopographie offensichtlich als der dominierende Faktor der drei Schnittkantenmerkmalen wirkt. An zweiter Stelle folgt der Kaltverfestigungszustand, wohingegen die Eigenspannungen als vergleichsweise unbedeutend auf das zyklische Ermüdungsverhalten angesehen werden können.

#### 5.4 Verbesserungspotenziale von schergeschnittenen Elektroblechen

Die Schnittflächenqualität und das damit einhergehende Ermüdungsverhalten von schergeschnittenen Elektroblechen wird von den Prozessparametern Schneidspaltbreite und Schneidkantenzustand maßgeblich beeinflusst. Die optimale Schneidspaltbreite ist je nach Werkstoff unterschiedlich [86]. Als übergeordnete Zielgröße wird ein hoher Glattschnittanteil angestrebt, weil dadurch der Schädigungseintrag minimiert wird [84]. Von den untersuchten Varianten weist 15-S mit 58% den höchsten Glattschnittanteil auf und zeigt demgemäß das beste Schwingfestigkeitsverhalten. Neben dem Glattschnittanteil kann auch der Bruchflächenanteil als ein weiteres Qualitätskriterium angesehen werden, wobei hier möglichst kleine Werte bevorzugt werden [181]. Generell begünstigen neuwertige und somit scharfkantige Schneidwerkzeuge durch lokale Spannungsspitzen eine frühzeitige Rissentstehung während des Scherschneidens, wohingegen bei verschlissenen Aktivelementen die Trennwirkung der Schneidkanten reduziert ist und folglich das Material länger plastisch fließt bevor die Materialtrennung eintritt [181,263]. Entsprechend dieser Tendenz fällt durch ein stumpfes Werkzeug der Anteil an Bruchfläche bei den Varianten 15-W, 35-W und 50-W

mit 22%, 30% und 33% niedrig aus, weil der Trennvorgang erst bei einer größeren vertikalen Eindringtiefe des Stempels erfolgt. Trotz des geringen Bruchflächenanteils bei 15-W wird bei dieser Schneidspaltbreite mit einem scharfkantigen Werkzeug eine höhere Ermüdungsfestigkeit erzielt, weil hier neben der Topographie auch die eingebrachte Schädigung in Summe mit der Kaltverfestigung geringer ausfällt. Im Gegensatz zu 15  $\mu\text{m}$  ist bei den Schneidspaltbreiten 35  $\mu\text{m}$  und 50  $\mu\text{m}$  ein gegenteiliges Verhalten zu beobachten, nämlich eine reduzierte Ermüdungslebensdauer im Falle von scharfkantigen Werkzeugen, wenn auch die Unterschiede geringer ausfallen als bei 15  $\mu\text{m}$ . Somit kann die Einordnung, ob ein scharfkantiges oder verschlissenes Stanzwerkzeug zu bevorzugen ist, nur getroffen werden, wenn die Schneidspaltbreite ebenfalls berücksichtigt wird. Aus Sicht der mechanischen Ermüdungseigenschaften wäre theoretisch bei einer niedrigen Schneidspaltbreite von 15  $\mu\text{m}$  ein scharfkantiges Werkzeug zu bevorzugen, während bei einer großen Schneidspaltbreite von 50  $\mu\text{m}$  ein verschlissenes Werkzeug zu höheren Lebensdauerwerten führt. Dieses Verhalten zu erklären kann über den Bruchflächenanteil versucht werden. Dieser ist mit je 58% bei 35-S und 50-S deutlich höher im Vergleich zu den verschlissenen Pendanten 35-W und 50-W. Allerdings tritt neben der prozentualen Verteilung von den Schnittflächenkenngrößen bei 35-S und 50-S ein weiterer Effekt in Erscheinung, nämlich die besonders versagenskritischen Stanzdefekte in Form von interkristallinen Kornausbrüchen.

In Abbildung 68 ist die Entstehung dieser Kornausbrüche anhand von zwei exemplarischen Stanzkanten mit unterschiedlichen Charakteristiken diskutiert. Ergänzend zu den Aufnahmen der EBSD-Musterqualität und der lokalen Misorientierungswinkel erfolgt zusätzlich die pixelweise Bewertung der Kornorientierungen. Hierzu werden auf Basis der bekannten Orientierungsdaten die zugehörigen Schmid-Faktoren für die Gleitsystemfamilie  $\{110\}\langle 111\rangle$  berechnet. Dieses Gleitsystem wird betrachtet, weil durch den Zusatz von Si die Verformung und Gleitbandbildung in Eisen bevorzugt entlang der  $\{110\}$ -Ebenen abläuft [29,106,147]. Zusätzlich wird die Tendenz für eine Gleitung auf den  $\{110\}$ -Ebenen durch die hohen Verformungsgeschwindigkeiten während des Scherschneidens begünstigt [264].

Bei Beispiel 1 liegt in dem Bereich der Bruchfläche an der Schnittkante ein Korn mit einem hohen Schmid-Faktor von 0,49 vor. Dieses entspricht somit einer günstigen Orientierung für eine Verformung in die vertikale Stanzrichtung. Bei dieser Kornausrichtung treten zahlreiche Scherbänder in Erscheinung, die typischerweise bei Orientierungsunterschieden an den jeweiligen Korngrenzen stoppen.

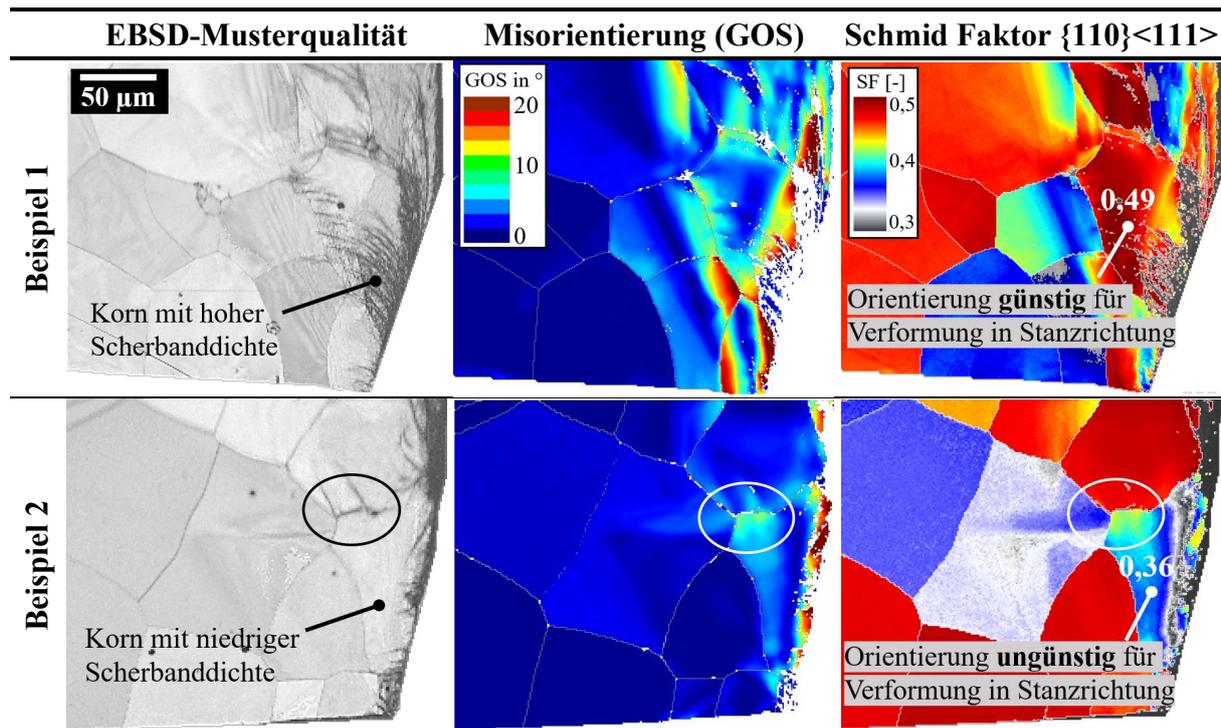


Abbildung 68: Auswirkungen der Kornorientierung auf die mikrostrukturellen Vorgänge bei einem Scherschneidevorgang anhand von zwei repräsentativen Beispielen. Günstige Orientierungen (SF hoch) zeigen Hinweise auf duktile Fließvorgänge mit Scherbändern, während ungünstige Orientierungen (SF niedrig) spröde abscheren und kornweise ausbrechen.

In Beispiel 2 zeigt sich trotz identischer Scherschneideparameter eine grundlegend andere Charakteristik. In dem unteren Korn sind vergleichsweise kaum Scherbänder vorhanden. Hierbei handelt es sich mit einem Schmid-Faktor von 0,36 um eine ungünstige Orientierung hinsichtlich einer Umformung in Stanzrichtung. Anstelle einer duktilen Verformung verhält sich das Korn daher eher spröde und die Entstehung von gestreckten Scherbändern bleibt aus. Stattdessen konzentriert sich hierbei die Verformung auf die Korngrenze, welche die nächstgelegene Schwachstelle darstellt. Hierbei erfährt vor allem der senkrecht zu der Belastungsrichtung stehende Anteil der Korngrenze die Verformung. Bricht in der Folge dieser Dehnungslokalisierung ein solches Korn aus, wird eine offengelegte Korngrenze zurückgelassen, die in Kombination mit der geometrischen Kerbwirkung die lokale Entstehung eines Anrisses begünstigt. Diese Neigung zu interkristallinen Ausbrüchen von Körnern und Kornzeilen spiegelt sich ebenfalls in den GOS-Aufnahmen in Abbildung 68 wider. Hier liegt die Korngrenze senkrecht zu der vertikal wirkenden Schneidekraft und zeigt einen zunehmenden Misorientierungswinkel an den Korngrenzen. Dies weist somit auf die lokalisierte Verformung der senkrechten Korngrenze hin, siehe weiße Umrandung. Während also Kristallorientierungen mit einem großen Formänderungsvermögen (hoher SF) der wirkenden Spannungen duktil folgen können, werden ungünstigere Orientierungen spröde "zertrümmert" beziehungsweise geschnitten. Die als Folge der orientierungsabhängigen Umformneigung entstehenden Kerben werden als die primäre Ursache angesehen, weshalb die Varianten 35-W und 50-W entgegen den Erwartungen höhere Lebensdauerwerte erreichen als die Varianten 35-S und 50-S. Für diese beiden Varianten mit einem scharfen Stanzwerkzeug

bewirkt das beschriebene Verhalten die beobachteten Ausbrüche von ganzen Körnern oder Kornzeilenbereichen, vgl. Tabelle 5 und Abbildung 50.

Für die Vermeidung derartiger topographischer Schädigungen wäre eine konstant niedrige Schneidspaltbreite von beispielsweise 15  $\mu\text{m}$  über den gesamten Blechschnitt wünschenswert. Allerdings ist die technische Umsetzung und Einhaltung wegen der komplexen Rotorkonturen und den hohen Anforderungen an die Fertigungstoleranzen seitens der Werkzeugherstellung schwer zu gewährleisten. Lokal schmalere Schneidspalte könnten außerdem bewirken, dass die sich während des Scherschneidens bildenden Risse an der Ober- und Unterseite des Materials aneinander vorbeibewegen und der Bruchflächenanteil gegenüber 15  $\mu\text{m}$  zunimmt [82].

Unter der Annahme, dass neben 15  $\mu\text{m}$  auch größere Schneidspaltbreiten bis 50  $\mu\text{m}$  nicht vermeidbar sind, ist es aus Sicht der mechanischen Eigenschaften sinnvoll, wenn die Werkzeugschneiden nicht zu scharfkantig vorliegen. Der Einsatz von gezielt abgerundeten Werkzeugkanten wäre für die Vermeidung von Kornausbrüchen zwar aus Sicht des mechanischen Ermüdungsverhaltens theoretisch vorteilhaft. In der Praxis ist dies allerdings in Anbetracht des gesamtheitlichen Anforderungsprofils von Elektroblechen keine erstrebenswerte Vorgehensweise, weil gleichzeitig die magnetischen Eigenschaften verschlechtert werden. Außerdem begünstigen abgerundete Werkzeuge die Gratbildung am Schnittteil, wodurch eine elektrische Kontaktierung zwischen den gestapelten Blechpaketkanten resultieren kann. Dies führt zu lokalen Kurzschlüssen und verschlechtert dadurch den Gesamtwirkungsgrad des Elektromotors [181].

Stattdessen ist die Anpassung der Korngröße, sei es temporär für den Scherschneidevorgang oder für das mechanisch beanspruchte Endprodukt, ein zielführenderes Vorgehen. Die Korngröße ist in doppelter Hinsicht für das Ermüdungsverhalten von schergeschnittenen Elektroblechen relevant. Zum einen, weil dadurch die mechanische Festigkeit aber auch die Duktilität geändert wird und zum anderen, weil die Korngröße die Stanzbarkeit beeinflusst. Dementsprechend wird die festgestellte Stärke der Blechgüte NO35-SP größtenteils auf den Korngrößenunterschied zurückgeführt. Außerdem ist die Korngröße eine der wenigen verfügbaren Stellschrauben bei der Optimierung des Materialverhaltens von Elektroblechen. Zur Erhöhung der Festigkeit existieren zwar generell vier Möglichkeiten: Kaltverfestigung, Ausscheidungshärtung, Kornfeinung und Mischkristallhärtung. Sowohl die Kaltverfestigung als auch die Ausscheidungshärtung verschlechtern allerdings die Magnetik wegen der jeweils einschränkenden Beweglichkeit der Blochwände durch Wechselwirkungen mit Versetzungen und Ausscheidungsteilchen. Deshalb werden diese beiden Möglichkeiten bei Elektrobleche auf ein notwendiges Minimum begrenzt. Die Mischkristallhärtung mit Silicium und Aluminium wird bereits gezielt eingesetzt und ist hinsichtlich fertigungstechnischer Umsetzbarkeit auf die maximal möglichen Legierungsgehalte ausgereizt [13]. Die Kornfeinung verbleibt somit als einziger Mechanismus, wobei auch hier die Korngröße nicht beliebig reduziert werden kann, sondern in Abstimmung mit den magnetischen Eigenschaften gewählt werden muss. Dies hängt mit den korngößenabhängigen Hystereseverlusten sowie anormalen Wirbelstromverlusten zusammen [46]. Bei den Drehzahlen beziehungsweise Frequenzen, wie sie im automobilen Umfeld vorkommen, sind Korngrößen im Bereich von 40  $\mu\text{m}$  bis 60  $\mu\text{m}$  zielführend [213].

Daher ist die Blechsorte NO35-SP für die Rotoren besser geeignet als die anderen beiden untersuchten Blechgüten. Außerdem zeigt sich die Prozessführung einer halb verarbeiteten SP-Güte ebenfalls für die mechanischen Eigenschaften als erfolgversprechend, weil hierbei im ersten Schritt mit einer kleinen Korngröße gestanzt wird. Bei der nachfolgenden Wärmebehandlung wird gleichzeitig sowohl die Mikrostruktur ausgeheilt als auch die Korngröße auf ein anwendungsspezifisches Optimum eingestellt, siehe Abbildung 69.

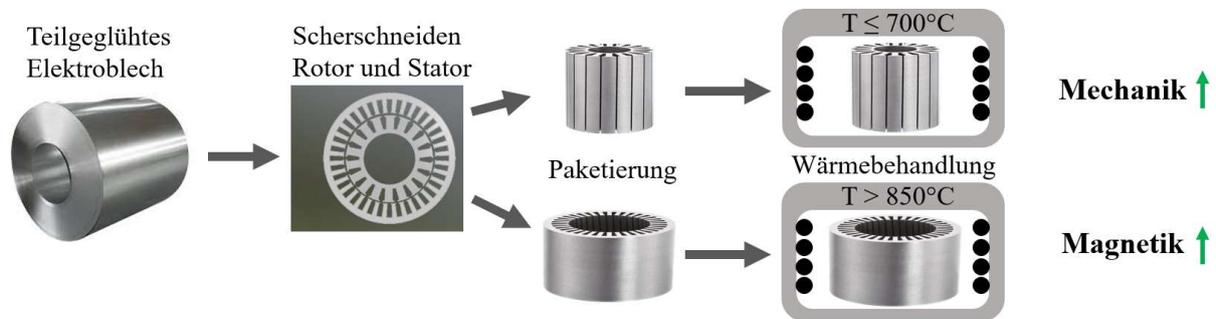


Abbildung 69: Vorschlag der Prozessführung für den Erhalt von anforderungsoptimierten Elektroblechen mit Fokus auf Mechanik für den Rotor und auf Magnetik für den Stator.

Zusätzlich wird die Magnetik positiv beeinflusst, weil die Verschlechterung durch den Scherschneidevorgang gemindert wird, wenn die zu scherschneidende Mikrostruktur feinkörnig vorliegt [93]. Das anwendungsspezifische Optimum der Korngröße fällt für Rotor und Stator unterschiedlich aus. Für Rotorbleche sind niedrigere Temperaturen zu bevorzugen, um die mikrostrukturelle Ausheilung der Kantenschädigung zu bewirken und gleichzeitig ein Kornwachstum zu vermeiden, da ein feinkörniges Gefüge die Ermüdungsfestigkeit steigert. Für den Stator können höhere Temperaturen verwendet werden, da dieser keine mechanische Beanspruchung erfährt. Demnach verbessert eine solche Prozessreihenfolge nicht nur die Schwingfestigkeit, sondern das gesamtheitliche Eigenschaftsprofil der Elektrobleche.

Neben den Werkstoffanforderungen ist die Fertigung von Rotor- und Statorpaketen zusätzlich durch wirtschaftliche Aspekte geprägt. In der Industrie ist die Verwendung von derselben Blechgüte für den Rotor und Stator von Großserien-Autos bevorzugt, weil eine Fertigung aus verschiedenen Blechgüten viel Verschnitt bewirkt. Die vorgeschlagene Prozessführung erlaubt diese Rahmenbedingung und ist daher für den Großserieneinsatz geeignet.

## 6 Zusammenfassung und Ausblick

Das mechanische Ermüdungsverhalten von Elektrolechen hängt von zahlreichen Materialeigenschaften und Prüfbedingungen ab. Im Falle einer idealisiert defektfreien Schnittkante dominieren die materialinhärenten Versagensmechanismen. Die Ergebnisse von polierten Elektrolechproben legen nahe, dass die Körner die Beanspruchung auf individuelle Weise aufnehmen und Korngrenzen für das Gleiten von Versetzungen unüberwindliche Hindernisse darstellen. Dies führt zu Inkompatibilitätsspannungen und interkristallinen Dehnungslokalisierungen, die schließlich durch die lokale Akkumulation von plastischer Verformung eine Risseinleitung an den Korngrenzen begünstigt. Das Materialverhalten wird bei Raumtemperatur von dem planaren Gleichcharakter und der damit zusammenhängenden eingeschränkten Beweglichkeit der Schraubenversetzungsanteile dominiert. Dadurch wird bei Raumtemperatur stets ein sprödes Bruchverhalten beobachtet, welches dem mechanischen Tieftemperaturbereich zugeordnet werden kann. Dieses Verformungsverhalten resultiert vor allem als Folge des Hauptlegierungselements Silicium.

Im Falle von schergeschnittenen Elektrolechproben wird das Ermüdungsverhalten durch die Eigenschaften der Schnittkante dominiert. Entgegen einem idealisierten Oberflächenzustand, wie etwa bei Prototypenbauteilen, ist bei schergeschnittenen Serienbauteilen eine signifikante Verschlechterung der Schwingfestigkeit zu beobachten. Allerdings können innerhalb des Verfahrens durch die Variation der Scherschneideparameter teils erhebliche Unterschiede erzielt werden. Dabei erwies sich ein kleiner Schneidspalt (15  $\mu\text{m}$ ) mit einem scharfkantigen Werkzeugzustand als vorteilhaft, während bei größeren Schneidspaltbreiten (35  $\mu\text{m}$  und 50  $\mu\text{m}$ ) abgerundete Werkzeuge höhere Lebensdauerwerte erzielen. In der Praxis wäre der Einsatz von gezielt abgerundeten Werkzeugen allerdings nicht zielführend, weil die gleichzeitig entstehenden Schnittgrate die Stapelbarkeit zu Blechpaketen beeinträchtigt. Die Ergebnisse der Arbeit zeigen daher neben der Wahl der Schneideparameter zusätzliche Möglichkeiten auf, wie die Lebensdauer von schergeschnittenen Bauteilen verbessert werden kann.

Ein nachteiliges Schwingfestigkeitsverhalten wird festgestellt, wenn Kornausbrüche während des Scherschneidevorgangs entstehen und dadurch für anrisskritische Vorschädigungen sorgen. Bricht nämlich ein grobes Korn aus, wird eine offengelegte Korngrenze zurückgelassen, die als interkristalline Schwachstelle in Kombination mit der geometrischen Kerbwirkung eine verfrühte Anrissbildung begünstigt. Als ursächlich für die Kornablösungen wirken große und ungünstig orientierte Körner. Die optimale Schneidspaltbreite ist demnach nicht nur von der chemischen Zusammensetzung und der Dicke des Blechs abhängig, sondern auch von dessen Korngröße. Falls die Korndimension in einer ähnlichen Größenordnung liegt wie die gesamte Blechdicke, ist ein möglichst schmaler Schneidspalt anzustreben. Größere Körner sorgen nämlich für eine kompliziertere Verformung während des Scherschneidens und begünstigen die beschriebenen Stanzdefekte. Derartige Kerben werden als primäre Ursache angesehen, weshalb bei den großen Schneidspaltbreiten entgegen den Erwartungen höhere Lebensdauerwerte bei verschlissenen Schneidwerkzeugen erreicht werden.

Die Verwendung einer feinkörnigen Gefügestruktur ist nicht nur aus Sicht der übergeordneten mechanischen Eigenschaften zielführend, sondern auch für die Reduzierung der Intensität

dieser topographischen Schädigungen, um eine möglichst homogene Stanzkante zu erhalten. Für Elektrobleche besteht im Allgemeinen allerdings bei der Korngröße ein Zielkonflikt zwischen den mechanischen und den magnetischen Eigenschaften. Aufgrund des bisherigen Anforderungsprofils an Elektromotoren liegt der Fokus primär auf der Magnetik und die Anpassung der Korngröße richtet sich daher vor allem nach der Reduzierung von Ummagnetisierungsverlusten, auch weil die mechanische Beanspruchung bei Anwendungen mit niedriger Drehzahl als zweitrangig gilt. Für die Individualmobilität im automobilen Bereich kann eine Feinkörnigkeit nicht nur aus Sicht der mechanischen Eigenschaften als eine lohnenswerte Zielgröße angesehen werden. Durch eine höhere Schwingfestigkeit können zudem die Stege kleiner dimensioniert werden, wodurch ungewollte Magnetfeld-Streulüsse abnehmen. Dementsprechend sollten Korngrößen nicht ausschließlich auf die Frequenz der Ummagnetisierung angepasst werden, sondern auch die mechanischen Eigenschaften berücksichtigen, um ein gesamtheitliches Optimum zu erreichen. Außerdem ist bei den Rotoren der permanent erregten Synchronmaschinen (PSM) und fremderregten Synchronmaschinen (FSM) ein hoher Gleichfeldanteil vorhanden, weil die Dauermagnete beziehungsweise der Stromfluss ein permanentes Magnetfeld bewirken und daher anders als bei den Statoren keine regelmäßige Umpolung erfolgt. Folglich sind bei den Rotoren die Ummagnetisierungsverluste zweitrangig und die Korngröße sollte hinsichtlich idealer mechanischer Eigenschaften definiert werden.

Falls dennoch für den Rotor die Anforderungen an die Korngröße bestehen, ist es hierfür ratsam, den Stanzvorgang mit einer kleinen Korngröße durchzuführen, um die für das Ermüdungsverhalten kritischen Kerben zu reduzieren. Im Anschluss an das Scherschneiden kann über ein kombiniertes Grobkorn- und Spannungsarmglühen die jeweilige Zielkorngröße eingestellt werden, woraus eine defektfreiere Mikrostruktur resultiert. Dadurch wird im Rotor eine maximale Effizienz durch die Reduzierung der magnetischen Verluste umgesetzt.

Ganz unabhängig von der Korngröße kann eine Wärmebehandlung in der Serienfertigung als ein an das Paketieren der Rotor- und Statorpakete anschließender Prozessschritt verwendet werden, um eine Verbesserung der Schwingfestigkeit zu erzielen. Dieser resultiert aus dem Abbau von Kaltverfestigungen, Eigenspannungen und Scherbändern. Zusätzlich hemmt die lokalisierte Feinkornbildung die Rissinitiierung und das Risswachstum.

Bei spannungskontrollierter Zugschwellbeanspruchung treten selbst in dem Bereich der Dauerfestigkeit erhebliche Probendehnungen von mehreren Prozent ein. Dies ist eine Folge des bei Elektroblechen ausgeprägten zyklischen Kriechverhaltens. In der Praxis können derart hohe Dehnungen in den Rotorlamellen unerwünscht sein. Neben der zyklischen Beanspruchung durch die Änderung der Rotordrehzahl begünstigen Haltephasen bei konstant hohen Drehzahlen, wie zum Beispiel Autobahnfahrten, das zyklische Kriechen der Elektrobleche. Dieses Verhalten ist besonders ausgeprägt, je weiter der Anteil an interstitiell gelösten Fremdatomen abgesenkt wird. Es kann daher je nach Motorauslegung und der zukünftigen Entwicklung der Legierungsreinheit sinnvoll sein, neben dem Kriterium des Ermüdungsversagens auch das Kriterium der Kriechdehnung zu berücksichtigen.

## 7 Summary and Prospect

The mechanical fatigue behavior of electrical steel sheets depends on numerous material properties and test conditions. For defect-free cutting edges, the intrinsic failure mechanisms of the material prevail. The results for polished electrical steel specimens suggest that the grains accommodate the stress individually, and grain boundaries represent impenetrable obstacles for dislocation slip. This leads to incompatibility stresses and favors intergranular strain localization, which eventually facilitates crack initiation at grain boundaries due to local accumulation of plastic deformation. The material behavior at room temperature is dominated by its planar sliding character and the limited mobility of screw dislocations. Consequently, brittle fracture surfaces are observed even at room temperature, which is related to the low-temperature deformation regime. This in turn is primarily a consequence of the main alloying constituent Silicon.

In the case of shear-cut electrical steel sheet specimens, the fatigue behavior is dominated by the characteristics of the shear-cut edge. Contrary to an idealized surface condition, the fatigue strength of shear-cut series components significantly deteriorates. Nevertheless, differences are observed within the cutting process by varying cutting parameters. For small cutting clearances, like 15  $\mu\text{m}$ , sharp-edged cutting tools proved to be beneficial, while for larger cutting clearances, like 35  $\mu\text{m}$  and 50  $\mu\text{m}$ , worn tools achieved higher fatigue life values compared to sharp edges. In practice, however, using deliberately worn tools would not be reasonable because pronounced cutting burrs impair the stackability of the sheet laminations. Therefore, in addition to the choice of cutting parameters, the findings in this study reveal additional possibilities for improving the fatigue life of shear-cut components.

Detrimental fatigue behavior is observed if punching defects at the cut edge occurs during the shear-cutting process, which causes pre-existing notches. Specifically, if a coarse grain detaches and leaves behind an exposed grain boundary. This intergranular weak point, in combination with the geometrical notch effect, promotes premature crack initiation. The cause of grain debonding appears to be prevalent for unfavorably oriented grains. These notches are considered as the primary cause why, contrary to expectations, higher fatigue life's are achieved for worn cutting tools in combination with large cutting clearances. The ideal cutting clearance is therefore not only dependent on the chemical composition and the thickness of the sheet but also on the cutting tool wear state and the steel sheets grain size.

Using a fine-grained microstructure is beneficial from the perspective of mechanical properties as it reduces the intensity of surface defects. However, for electrical steel sheets, there are usually conflicting requirements in terms of grain size with regard to mechanical and magnetic properties. Due to specifications for electric motors in the past, the focus has been placed primarily on the magnetic properties, and the grain size adjustment is therefore targeted towards reducing magnetic losses. This may be valid in particular for low-speed applications. On the other hand, for high-speed automotive applications, a finer grain size is an important target as well. Accordingly, grain sizes should not only be adjusted with respect to magnetic properties but also to the mechanical properties to achieve an overall optimization.

In particular, rotors of permanently excited synchronous machines (PSM) and synchronous machines with external excitation (FSM) have a high portion of a constant magnetic field as a result of the built-in permanent magnets for PSM or the current flow for FSM. Therefore, unlike for stator sheets, there is no regular alternation of polarity in the rotor stacks. Consequently, the magnetization losses are of secondary importance and the grain size should be defined in terms of ideal mechanical properties.

However, even if coarse grain size requirements exist, it is advisable to carry out the punching process with a small grain size to reduce significant grain breakouts, which are critical for fatigue behavior. After shear cutting, the desired grain size can be tuned by using a combined coarse-grain and stress-relief annealing process. This leads to a microstructure that contains fewer defects. As a result, maximum efficiency is achieved in the motor by reducing magnetic losses. Regardless of the grain size, a heat treatment can be used as a process step in series production following the stacking of the rotor and stator assemblies to improve the fatigue life. This is a direct consequence of reducing work hardening, residual stresses, and shear bands. In addition, the localized fine-grain formation inhibits the formation of cracks.

In the case of stress-controlled fatigue testing, considerable specimen elongations of several percent occur even for loading conditions that are close to the fatigue limit. This is a consequence of the pronounced cyclic creep behavior of electrical steels. In practice, such high strains in the rotor laminations are unacceptable as it alters the air gap between rotor and stator. In addition to the cyclical stress caused by changes in rotor speed, time periods in which the rotor is held constantly at high speeds, such as motorway driving, promote the cyclical creep of the rotor laminations. This behavior is particularly pronounced the further the percentage of interstitial solute impurity atoms may be decreased in the future. Therefore, depending on the motor design and development of the alloy's purity, it may be useful to consider the criterion of creep strain in addition to the fatigue failure criterion.

---

**Literaturverzeichnis**

- [1] Lu S.-M.; *A review of high-efficiency motors: Specification, policy, and technology*; Renewable and Sustainable Energy Reviews 59, (2016), 1-12.
- [2] Grunditz E.A., Thiringer T.; *Performance Analysis of Current BEVs Based on a Comprehensive Review of Specifications*; IEEE Transactions on Transportation Electrification 2, (2016), 270-289.
- [3] Villani M.; *High Performance Electrical Motors for Automotive Applications - Status and Future of Motors with Low Cost Permanent Magnets*; 8th International Conference on Magnetism and Metallurgy, (2018).
- [4] AUDI AG; *vertrauliche interne Quelle (nicht öffentlich zugänglich)*, (2020).
- [5] Rassõlkin A., Belahcen A., Kallaste A., Vaimann T., Lukichev D.V., Orlova S., Acedo J.P.; *Life cycle analysis of electrical motor-drive system based on electrical machine type*; Proceedings of the Estonian Academy of Sciences 69, (2020), 162-177.
- [6] Arita Y., Murakami H., Matsumoto Y., Haranaka S., Kubota T.; *High-strength non-oriented electrical steel sheet*; Patent No.: US 8,557,058 B2, (2013).
- [7] Knetsch D., Funk M., Kennerknecht T., Eberl C.; *Load Data Calculation in Electric Axle Drives and Fatigue Assessment for the Electric Motor Subsystem*; Materials Testing 56, (2014), 535-541.
- [8] Lovelace E.C., Jahns T.M., Keim T.A., Lang J.H.; *Mechanical Design Considerations for Conventionally Laminated, High-Speed, Interior PM Synchronous Machine Rotors*; IEEE Transactions on Industry Applications 40, (2004), 806-812.
- [9] 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*. In: SAE Technical Paper Series: SAE Technical Paper Series. SAE International, (2010).
- [10] Laakso S.V., Väänänen A., Bossuyt S., Arkkio A.; *Dull punch line is not a joke – Worn cutting edge causes higher iron losses in electrical steel piercing*; Robotics and Computer-Integrated Manufacturing 55, (2019), 141-146.
- [11] Radaj, D.; Vormwald, M.; *Ermüdungsfestigkeit – Grundlagen für Ingenieure*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, (2007).
- [12] Hou C.-K.; *Effect of silicon on the loss separation and permeability of laminated steels*; Journal of Magnetism and Magnetic Materials 162, (1996), 280-290.
- [13] Wuppermann C.-D., Schoppa A.; *Merkblatt 401 Elektroband und -blech*; Stahl-Informations-Zentrum, (2005).
- [14] González F., Houbaert Y.; *A review of ordering phenomena in iron-silicon alloys*; Revista de Metalurgia 49, (2013), 178-199.
- [15] S. Guruswamy, G. Garside, C. Ren, B. Saha, M. Ramanathan; *Ordering and magnetostriction in Fe alloy single crystals*; Progress in Crystal Growth and Characterization of Materials, (2011), 43-64.

- [16] Kubaschewski O., Goldbeck O.; *Fe-Si Iron-Silicon*. Goldbeck, O.; Kubaschewski, O. (Hrsg.): Iron - Binary Phase Diagrams. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, (1982), 136-139.
- [17] Ros T., Ruiz D., Houbaert Y., Vandenberghe R.E.; *Study of ordering phenomena in high silicon electrical steel (up to 12.5at%) by Mössbauer spectroscopy*; Journal of Magnetism and Magnetic Materials 242-245, (2002), 208-211.
- [18] Ruiz D., Ros-Yáñez T., Vandenberghe R.E., Grave E. de, Houbaert Y.; *Ordering phenomena in Fe-Si alloys with variable Si-content (0.2-11.7 wt.%) and thermomechanical processing*; Revista de Metalurgia 40, (2004), 374-379.
- [19] Ruiz D., Yáñez T.R., Cuello G.J., Vandenberghe R.E., Houbaert Y.; *Order in Fe-Si alloys: A neutron diffraction study*; Physica B: Condensed Matter 385-386, (2006), 578-580.
- [20] Jang P.; *Effects of Annealing on Structure and Magnetic Properties of Fe-Si-Al Flakes*; Korean Journal of Metals and Materials 56, (2018), 680-685.
- [21] Gale, W.F.; Totemeier, T.C.; *Smithells metals reference book*. Elsevier/Butterworth-Heinemann, Amsterdam, 2004.
- [22] Wittig J.E., Frommeyer G.; *Deformation and Fracture Behavior of Rapidly Solidified and Annealed Iron-Silicon Alloys*; Metallurgical and Materials Transactions A 39, (2008), 252-265.
- [23] James K. Stanley; *Electrical and Magnetic Properties of Metals*. American Society of Metals, Detroit, (1963).
- [24] Li H., Liang Y.-F., Ye F.; *Effect of Heat Treatment on Ordered Structures and Mechanical Properties of Fe-6.5 mass%Si Alloy*; Materials Transactions 56, (2015), 759-765.
- [25] Gottstein, G.; *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, (2014).
- [26] Novák V., Saleeb K.Z., Kadečková S., Šesták B.; *Work-hardening of Fe, Fe-0.5 wt% Si and Fe-0.9 wt% Si single crystals*; Czechoslovak Journal of Physics 26, (1976), 565-576.
- [27] Zhang B., Liang Y., Wen S., Wang S., Shi X., Ye F., Lin J.; *High-strength low-iron-loss silicon steels fabricated by cold rolling*; Journal of Magnetism and Magnetic Materials 474, (2019), 51-55.
- [28] Hopcroft M.A., Nix W.D., Kenny T.W.; *What is the Young's Modulus of Silicon?*; Journal of Microelectromechanical Systems 19, (2010), 229-238.
- [29] Boettner R., McEvily A.; *Fatigue slip band formation in silicon-iron*; Acta Metallurgica 13, (1965), 937-946.
- [30] Šesták B., Novák V., Libovický S.; *Cyclic deformation of single crystals of iron-silicon alloys oriented for single slip*; Philosophical Magazine A 57, (1988), 353-381.

- [31] Lakso G.E., Marcinkowski M.J.; *Plastic deformation in Fe-Si alloys*; Metallurgical Transactions 5, (1974), 839-845.
- [32] Chen C.-W.; *Magnetism and Metallurgy of Soft Magnetic Materials*. Elsevier, (1977).
- [33] Miettinen, J.; Visuri, V.-V.; Fabritius, T.; *Thermodynamic description of the Fe-Al-Mn-Si-C system for modelling solidification of steels*, Universität Oulu, Acta Universitatis Ouluensis C Technica.
- [34] Panda D., Bhuyan P., Kumar L., Alam S.N.; *Synthesis of Fe<sub>3</sub>Al Intermetallic Compound by Mechanical Alloying*; Arabian Journal for Science and Engineering 42, (2017), 4427-4437.
- [35] Roy R.K., Ghosh M., Panda A.K., Ghosh R.N., Mitra A.; *Development of rapidly solidified 6.5 wt% silicon steel for magnetic applications*; Transactions of the Indian Institute of Metals 63, (2010), 745-750.
- [36] Kolednik O., Umgeher A., Kreuzer H., Hebesberger T., Pichler A.; *Strain-rate dependent occurrence of cleavage fracture in Fe-Si-Al alloys*; Materials Science and Engineering: A 744, (2019), 267-276.
- [37] Schayes, C.; *Low cycle fatigue of the Fe-3Si steel: damage mechanism and strain localisation by EBSD*, Universität Lille, Dissertation, (2016).
- [38] Toussaint F.; *Bedeutung und Entwicklung des Elektrobleches*; Journal of Magnetism and Magnetic Materials 2, (1975), 132-135.
- [39] Borisenko V.G., Bozhko S.A., Geppa S.A., Zaidman I.D., Gamazova L.B.; *Causes of increased brittleness of electrical steel sheets*; Metallurgist 8, (1964), 421-423.
- [40] Schulte M., Steentjes S., Leuning N., Bleck W., Hameyer K.; *Effect of manganese in high silicon alloyed non-oriented electrical steel sheets*; Journal of Magnetism and Magnetic Materials 477, (2019), 372-381.
- [41] Bernier N., Xhoffer C., van de Putte T., Galceran M., Godet S.; *Structure analysis of aluminium silicon manganese nitride precipitates formed in grain-oriented electrical steels*; Materials Characterization 86, (2013), 116-126.
- [42] Petrovic D.S.; *Non-oriented electrical steel sheets*; Materials and Technologies 44 6, (2010), 317-325.
- [43] Bargel, H.-J.; Schulze, G. (Hrsg.); *Werkstoffkunde – Jetzt mit Aufgaben und Lösungen*, Springer-Lehrbuch, Springer Vieweg, Berlin, (2012).
- [44] Weißbach, W.; Dahms, M.; Jaroschek, C.; *Werkstoffkunde – Strukturen, Eigenschaften, Prüfung*. Springer Vieweg, Wiesbaden, (2015).
- [45] Lobo J.A., Geiger G.H.; *Thermodynamics and solubility of carbon in ferrite and ferritic Fe-Mo alloys*; Metallurgical and Materials Transactions A 7, (1976), 1347-1357.
- [46] Mayer A., Bölling F.; *Physikalisch-metallkundliche Grundlagen der Elektroblech-Herstellung*; Journal of Magnetism and Magnetic Materials 2, (1975), 151-161.

- [47] Yano T., Murakami Y., Kainuma R., Shindo D.; *Interaction between Magnetic Domain Walls and Antiphase Boundaries in Ni<sub>2</sub>Mn(Al,Ga) Studied by Electron Holography and Lorentz Microscopy*; Materials Transactions 48, (2007), 2636-2641.
- [48] Jenkins K., Lindenmo M.; *Precipitates in electrical steels*; Journal of Magnetism and Magnetic Materials 320, (2008), 2423-2429.
- [49] Li F., Li H., Wu Y., Zhao D., Peng B., Huang H., Zheng S., You J.; *Effect of precipitates on grain growth in non-oriented silicon steel*; Journal of Materials Research 32, (2017), 2307-2314.
- [50] Bode, B.; *Zum Verformungs- und Ermüdungsverhalten von Elektroblech*, Universität Kassel, Dissertation, (2016).
- [51] Matsumura K., Fukuda B.; *Recent developments of non-oriented electrical steel sheets*; IEEE Transactions on Magnetics 20, (1984), 1533-1538.
- [52] Rastogi P.; *Effect of manganese and sulfur on the texture and magnetic properties of non-oriented steel*; IEEE Transactions on Magnetics 13, (1977), 1448-1450.
- [53] Wassermann, G.; Grewen, J.; *Texturen metallischer Werkstoffe*. Springer, Berlin, (1962).
- [54] DIN EN 10106:2016-03; *Kaltgewalztes nicht kornorientiertes Elektroband und -blech im schlussgeglühten Zustand*.
- [55] DIN EN 10107:2014-07; *Kornorientiertes Elektroband und -blech im schlussgeglühten Zustand*.
- [56] Leuning N., Steentjes S., Stöcker A., Kawalla R., Wei X., Dierdorf J., Hirt G., Roggenbuck S., Korte-Kerzel S., Weiss H.A., Volk W., Hameyer K.; *Impact of the interaction of material production and mechanical processing on the magnetic properties of non-oriented electrical steel*; AIP Advances 8, (2018), 47601.
- [57] An L.-Z., Wang Y., Song H.-Y., Wang G.-D., Liu H.-T.; *Improving magnetic properties of non-oriented electrical steels by controlling grain size prior to cold rolling*; Journal of Magnetism and Magnetic Materials 491, (2019), 165636.
- [58] Jiang W., Wu X., Yang P., Gu X.; *Relationship between the initial {100} textures and the shear textures developed in sheet surface during hot rolling of non-oriented silicon steel*; Materials Characterization 182, (2021), 111534.
- [59] Bergmann, W.; *Werkstofftechnik – Grundlagen und Anwendung*. Hanser, München, (2008).
- [60] Hosford, W.F.; *Mechanical behavior of materials*. Cambridge University Press, Cambridge, (2012).
- [61] Courtney, T.H.; *Mechanical Behavior of Materials: Second Edition*. Waveland Press, (2005).
- [62] Cullity, B.D.; *Introduction to magnetic materials*. IEEE/Wiley, Hoboken, (2009).

- [63] Abbaschian, R.; Abbaschian, L.; Reed-Hill, R.E.; *Physical metallurgy principles*. Cengage Learning, Stamford, op. (2010).
- [64] Rösler, J.; *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. Springer Vieweg, Wiesbaden, (2019).
- [65] Mehdi, M.; *Texture Evolution of Non-Oriented Electrical Steels during Thermomechanical Processing*, University of Windsor, Dissertation, (2019).
- [66] Dehmani, H.; *Étude de l'influence du procédé de poinçonnage sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles de tôles minces ferromagnétiques*, Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, Dissertation, (2016).
- [67] Da Cunha M.A., Da Paolinelli S.C.; *Low core loss non-oriented silicon steels*; Journal of Magnetism and Magnetic Materials 320, (2008), 2485-2489.
- [68] Brachthäuser, N.; *Elektromobilität – Neue Herausforderungen an den Werkstoff Elektroband*, (2012) verfügbar unter: [waelzholz.com/downloads/fachpublikationen.html](http://waelzholz.com/downloads/fachpublikationen.html); Zugriff am 24.11.2022.
- [69] Ion, J.; *Laser processing of engineering materials – Principles, procedure and industrial application*. Boston, Amsterdam, 2005.
- [70] Harničárová M., Valíček J., Öchsner A., Grznárik R., Kušnerová M., Neugebauer J., Kozak D.; *Predicting residual and flow stresses from surface topography created by laser cutting technology*; Optics & Laser Technology 52, (2013), 21-29.
- [71] Naumoski, H.; *Untersuchung des Einflusses der Bearbeitung auf die magnetischen Eigenschaften von nichtkornorientiertem Elektroblech*, Universität Ulm, Dissertation, (2019).
- [72] Araujo E.G., Schneider J., Verbeken K., Pasquarella G., Houbaert Y.; *Dimensional Effects on Magnetic Properties of Fe–Si Steels Due to Laser and Mechanical Cutting*; IEEE Transactions on Magnetics 46, (2010), 213-216.
- [73] Kurosaki Y., Mogi H., Fujii H., Kubota T., Shiozaki M.; *Importance of punching and workability in non-oriented electrical steel sheets*; Journal of Magnetism and Magnetic Materials 320, (2008), 2474-2480.
- [74] Winter K., Liao Z., Ramanathan R., Axinte D., Vakil G., Gerada C.; *How non-conventional machining affects the surface integrity and magnetic properties of non-oriented electrical steel*; Materials & Design 210, (2021), 110051.
- [75] Belhadj A., Baudouin P., Breaban F., Deffontaine A., Dewulf M., Houbaert Y.; *Effect of laser cutting on microstructure and on magnetic properties of grain non-oriented electrical steels*; Journal of Magnetism and Magnetic Materials 256, (2003), 20-31.
- [76] Shi W., Liu J., Li C.; *Effect of cutting techniques on the structure and magnetic properties of a high-grade non-oriented electrical steel*; Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed. 29, (2014), 1246-1251.

- [77] Bulin T., Roupčova P., Ondrusek C., Schneeweiss O.; *Analysis of stresses in FeSi sheets induced by laser cutting*; IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 461, (2018), 12009.
- [78] Yadav V., Jain V.K., Dixit P.M.; *Thermal stresses due to electrical discharge machining*; International Journal of Machine Tools and Manufacture 42, (2002), 877-888.
- [79] DIN 8588:2013-08; *Fertigungsverfahren Zerteilen - Einordnung, Unterteilung, Begriffe*.
- [80] Bender, B.; Göhlich, D. (Hrsg.); *Doppel Taschenbuch für den Maschinenbau*; Springer-Verlag GmbH. Springer Vieweg, Berlin, (2020).
- [81] Kaido C., Mogi H., Hanzawa K.; *The Effect of Short Circuit between Laminated Steel Sheets on the Performance of Lamination Core of Motor*; IEEJ Transactions on Fundamentals and Materials 123, (2003), 857-862.
- [82] Sachnik, P.; *Methodik für gratfreie Schnittflächen beim Scherschneiden*. München, Technische Universität München, Dissertation, (2017).
- [83] Hoffmann, H.; *Handbuch Umformen*, Edition Handbuch der Fertigungstechnik, Hanser Verlag, München, (2012).
- [84] Forschungsvereinigung Antriebstechnik; *Entwicklung eines einheitlichen und aussagekräftigen Prüfverfahrens zur Bestimmung der Betriebsfestigkeit von Elektroband*; T-1434 Betriebsfestigkeit E-Band, (2017).
- [85] Lara A., Picas I., d. Casellas; *Effect of the cutting process on the fatigue behaviour of press hardened and high strength dual phase steels*; Journal of Materials Processing Technology 213, (2013), 1908-1919.
- [86] Forschungsvereinigung Automobiltechnik; *Einfluss Kantenbearbeitung auf die Festigkeitseigenschaften von Stahl-Feinblechen unter quasistatischer und schwingender Beanspruchung*; FAT-Schriftenreihe 306, (2018).
- [87] Bode B., Brueckner-Foit A., Zeismann F.; *Quasi-static and cyclic failure behavior of electric sheet material*; International Journal of Fatigue 82, (2016), 350-360.
- [88] Dehmani H., Brugger C., Palin-Luc T., Mareau C., Koechlin S.; *High cycle fatigue strength assessment methodology considering punching effects*; Procedia Engineering 213, (2018), 691-698.
- [89] van Hoecke D., Jacobs S., Vandenbossche L., Weber B., Attrazic E.; *Effect of punching and stress concentrations on mechanical behaviour of electrical steels*; World Electric Vehicle Journal 6, (2013), 741-746.
- [90] Belgrand T., Eple S.; *Tell us about your punch, we'll tell you about your electrical steel magnetic properties*; Le Journal de Physique IV 08, (1998), 611-614.
- [91] Iordache V., Hug E.; *Effect of mechanical strains on the magnetic properties of electrical steels*; Journal of Optoelectronics and Advanced Materials, (2004).

- [92] Weiss H.A., Trober P., Golle R., Steentjes S., Leuning N., Hameyer K., Volk W.; *Loss reduction due to blanking parameter optimization for different non-grain oriented electrical steel grades*; IEEE International Electric Machines, (2017), 1-7.
- [93] Leuning N., Steentjes S., Hameyer K.; *Impact of grain size distribution on the magnetic deterioration due to cutting of electrical steel sheets*; Journal of Magnetism and Magnetic Materials 497, (2020), 166080.
- [94] Wang Z., Li S., Cui R., Wang X., Wang B.; *Influence of Grain Size and Blanking Clearance on Magnetic Properties Deterioration of Non-Oriented Electrical Steel*; IEEE Transactions on Magnetics 54, (2018), 1-7.
- [95] Christ, H.-J.; *Wechselverformung von Metallen – Zyklisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten und Mikrostruktur*, WFT Werkstoff-Forschung und -Technik Heft 9, Springer, Berlin, (1991).
- [96] Bära G., Gleiter H., Hornbogen E.; *Korngrenzen als Versetzungsquellen*; Materials Science and Engineering 3, (1968), 92-104.
- [97] Clark W., Wise C.E., Shen Z., Wagoner R.H.; *The use of the transmission electron microscope in analyzing slip propagation across interfaces*; Ultramicroscopy 30, (1989), 76-89.
- [98] Shen Z., Wagoner R.H., Clark W.; *Dislocation and grain boundary interactions in metals*; Acta Metallurgica 36, (1988), 3231-3242.
- [99] Hirth J.P., Lothe J., Mura T.; *Theory of Dislocations (2nd ed.)*; Journal of Applied Mechanics 50, (1983), 476-477.
- [100] Noble F.W., Hull D.; *Deformation of single crystals of iron 3% Silicon*; Philosophical Magazine 12, (1965), 777-796.
- [101] Hull D.; *Orientation and temperature dependence of plastic deformation processes in 3.25% silicon iron*; Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences 274, (1963), 5-20.
- [102] Libovický S., Šesták B.; *Influence of the Silicon Content on the Crystallography of Slip in Iron - Silicon Alloy Single Crystals*; Journal of Applied Physics 34, (1963), 2919-2921.
- [103] Griffiths D., Riley J.; *Dislocation arrangements in deformed polycrystalline 3% silicon-iron*; Acta Metallurgica 14, (1966), 755-773.
- [104] Šesták B., Zárubová N.; *Asymmetry of Slip in Fe-Si Alloy Single Crystals*; physica status solidi (b) 10, (1965), 239-250.
- [105] Magnin T., Driver J.H.; *The influence of strain rate on the low cycle fatigue properties of single crystals and polycrystals of two ferritic alloys*; Materials Science and Engineering 39, (1979), 175-185.

- [106] Heller M., Gibson J.S.K.-L., Pei R., Korte-Kerzel S.; *Deformation of  $\mu\text{m}$ - and  $\text{mm}$ -sized Fe-2.4wt.%Si single- and bi-crystals with a high angle grain boundary at room temperature*; Acta Materialia 194, (2020), 452-463.
- [107] 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), 25-32.
- [108] Hahn, F.; *Werkstofftechnik-Praktikum – Werkstoffe prüfen und verstehen*. Fachbucherl. Leipzig im Hanser Verlag, München, (2015).
- [109] Schmid, E.; Boas, W.; *Kristallplastizität – Mit Besonderer Berücksichtigung der Metalle*, Struktur und Eigenschaften der Materie, Eine Monographiensammlung Heft 17, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, (1935).
- [110] Suresh, S.; *Fatigue of materials*. Cambridge University Press, Cambridge, 1998.
- [111] Doege, E.; Behrens, B.-A.; *Handbuch Umformtechnik*. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, (2010).
- [112] Seeger A.; *The temperature dependence of the critical shear stress and of work-hardening of metal crystals*; The London, Edinburgh, and Dublin Philosophical Magazine and Journal of Science 45, (1954), 771-773.
- [113] Taylor; *The mechanism of plastic deformation of crystals. Part I.—Theoretical*; Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences 145, (1934), 362-387.
- [114] Mughrabi H.; *The  $\alpha$ -factor in the Taylor flow-stress law in monotonic, cyclic and quasi-stationary deformations: Dependence on slip mode, dislocation arrangement and density*; Current Opinion in Solid State and Materials Science 20, (2016), 411-420.
- [115] Sommer C., Mughrabi H., Lochner D.; *Influence of temperature and carbon content on the cyclic deformation and fatigue behaviour of  $\alpha$ -iron. Part I. Cyclic deformation and stress-behaviour*; Acta Materialia 46, (1998), 1527-1536.
- [116] Seeger, A.; *Fehlstellen, Plastizität, Strahlenschädigung und Elektronentheorie*. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, (1965).
- [117] Seeger A.; *On the theory of the low-temperature internal friction peak observed in metals*; Philosophical Magazine 1, (1956), 651-662.
- [118] Mughrabi H.; *Damage Mechanisms and Fatigue Lives: From the Low to the Very High Cycle Regime*; Procedia Engineering 55, (2013), 636-644.
- [119] Mughrabi H., Herz K., Stark X.; *Cyclic deformation and fatigue behaviour of  $\alpha$ -iron mono-and polycrystals*; International Journal of Fracture 17, (1981), 193-220.
- [120] Christian J.W.; *Some surprising features of the plastic deformation of body-centered cubic metals and alloys*; Metallurgical and Materials Transactions A 14, (1983), 1237-1256.

- [121] Mughrabi H.; *Introduction to the viewpoint set on: Surface effects in cyclic deformation and fatigue*; Scripta Metallurgica et Materialia 26, (1992), 1499-1504.
- [122] Mughrabi H.; *Cyclic Slip Irreversibilities and the Evolution of Fatigue Damage*; Metallurgical and Materials Transactions B 40, (2009), 431-453.
- [123] Qiao Y., Argon A.; *Cleavage crack-growth-resistance of grain boundaries in polycrystalline Fe-2%Si alloy: experiments and modeling*; Mechanics of Materials 35, (2003), 129-154.
- [124] Qiao Y., Argon A.; *Brittle-to-ductile fracture transition in Fe-3wt.%Si single crystals by thermal crack arrest*; Mechanics of Materials 35, (2003), 903-912.
- [125] Mughrabi H.; *Dislocations in fatigue*; Dislocations and Properties of Real Materials: proceedings of the conference to celebrate the fiftieth anniversary of the concept of dislocation in crystals (1985).
- [126] Feltner C., Laird C.; *Cyclic stress-strain response of F.C.C. metals and alloys - II Dislocation structures and mechanisms*; Acta Metallurgica 15, (1967), 1633-1653.
- [127] Paul S.K., Sivaprasad S., Dhar S., Tarafder S.; *Key issues in cyclic plastic deformation: Experimentation*; Mechanics of Materials 43, (2011), 705-720.
- [128] Klesnil, M.; Lukáš, P.; *Fatigue of metallic materials*, Materials science monographs no. 71, Elsevier, Amsterdam, 1992.
- [129] Feltner C., Laird C.; *Cyclic stress-strain response of F.C.C. metals and alloys - I Phenomenological experiments*; Acta Metallurgica 15, (1967), 1621-1632.
- [130] Kang G., Dong Y., Liu Y., Wang H., Cheng X.; *Uniaxial ratchetting of 20 carbon steel: Macroscopic and microscopic experimental observations*; Materials Science and Engineering: A 528, (2011), 5610-5620.
- [131] Mori H., Tokuwamk M., Miyazaki T.; *Cyclic deformation of silicon-iron single crystals oriented for single glide*; Philosophical Magazine A 40, (1979), 409-433.
- [132] Ushioda K., Goto S., Komatsu Y., Hoshino A., Takebayashi S.; *Evolution of Dislocation Structure and Fatigue Crack Behavior in Fe-Si Alloys during Cyclic Bending Test*; ISIJ International 49, (2009), 312-321.
- [133] Pohl K., Mayr P., Macherauch E.; *Cyclic deformation behavior of a low carbon steel in the temperature range between room temperature and 850 K*; International Journal of Fracture 17, (1981), 221-233.
- [134] Macherauch, E.; Zoch, H.-W.; *Praktikum in Werkstoffkunde – 91 ausführliche Versuche aus wichtigen Gebieten der Werkstofftechnik*. Vieweg+Teubner, Wiesbaden, (2011).
- [135] Man J., Obrtlík K., Polák J.; *Extrusions and intrusions in fatigued metals. Part I. State of the art and history*; Philosophical Magazine 89, (2009), 1295-1336.
- [136] Polák J., Man J.; *Mechanisms of extrusion and intrusion formation in fatigued crystalline materials*; Materials Science and Engineering: A 596, (2014), 15-24.

- [137] Thompson N., Wadsworth N., Louat N.; *Xi. The origin of fatigue fracture in copper*; Philosophical Magazine 1, (1956), 113-126.
- [138] Ewing J.A., Humfrey J.C.W.; *The fracture of metals under repeated alternations of stress*; Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical or Physical Character 200, (1903), 241-250.
- [139] Polák J., Mazánová V., Heczko M., Petráš R., Kuběna I., Casalena L., Man J.; *The role of extrusions and intrusions in fatigue crack initiation*; Engineering Fracture Mechanics 185, (2017), 46-60.
- [140] McGrath J.T., Bratina W.J.; *The mechanical and microstructural changes in quench aged Fe-C alloys subjected to cyclic straining*; Czechoslovak Journal of Physics 19, (1969), 284-293.
- [141] Wilson D., Tromans J.; *Effects of strain ageing on fatigue damage in low-carbon steel*; Acta Metallurgica 18, (1970), 1197-1208.
- [142] Quesnel D., Sato A., Meshii M.; *Solution softening and hardening in the Iron Carbon system*; Materials Science and Engineering 18, (1975), 199-208.
- [143] Polák J., Klesnil M., Lukáš P.; *High cycle plastic stress-strain response of metals*; Materials Science and Engineering 15, (1974), 231-237.
- [144] Caillard D.; *An in situ study of hardening and softening of iron by carbon interstitials*; Acta Materialia 59, (2011), 4974-4989.
- [145] Caillard D.; *A TEM in situ study of alloying effects in iron. I - Solid solution softening caused by low concentrations of Ni, Si and Cr*; Acta Materialia 61, (2013), 2793-2807.
- [146] Sato A., Meshii M.; *Solid solution softening and solid solution hardening*; Acta Metallurgica 21, (1973), 753-768.
- [147] Iordache, V.-E.; *Characterisation of mechanical stresses in ferromagnetic steels by using magnetic measurements*. Université de Technologie de Compiègne, Dissertation, (2003).
- [148] Schayes C., Bouquerel J., Vogt J.-B., Palleschi F., Zaefferer S.; *A comparison of EBSD based strain indicators for the study of Fe-3Si steel subjected to cyclic loading*; Materials Characterization 115, (2016), 61-70.
- [149] 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), 530-539.
- [150] Magnin T., Fourdeux A., Driver J.H.; *Fatigue-induced shear bands in ferritic single crystals*; Acta Metallurgica 30, (1982), 273-278.
- [151] Golland D.I., James P.L.; *Fatigue-Crack Initiation and Propagation in Iron and Iron-Silicon Alloys*; Metal Science Journal 4, (1970), 113-118.
- [152] Polák J., Man J., Obrtlík K.; *AFM evidence of surface relief formation and models of fatigue crack nucleation*; International Journal of Fatigue 25, (2003), 1027-1036.

- [153] Haghshenas A., Khonsari M.M.; *Damage accumulation and crack initiation detection based on the evolution of surface roughness parameters*; International Journal of Fatigue 107, (2018), 130-144.
- [154] Haghshenas A., Khonsari M.M.; *On the removal of extrusions and intrusions via repolishing to improve metal fatigue life*; Theoretical and Applied Fracture Mechanics 103, (2019), 102248.
- [155] Du L., Zhou G., Liu J., Shi W., Bi Y., Cheng Z., Xue H.; *Fatigue cracking characterization of high grade non-oriented electrical steels*; Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed. 32, (2017), 1329-1335.
- [156] 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), 721-729.
- [157] Tanaka K., Hojo M., Nakai Y.; *Fatigue Crack Initiation and Early Propagation in 3% Silicon Iron – Symposium on Quantitative Measurement of Fatigue Damage*; American Society for Testing and Materials; ASTM International, (1983), 207-231.
- [158] Dittmann, F.; Pätzold, I.; Häfele, P. *et al.*; *Einfluss der Kantenbearbeitung auf die Festigkeitseigenschaften von Stahl-Feinblechen unter quasistatischer und schwingender Beanspruchung*, (2017).
- [159] Yu W., Esaklul K., Gerberich W.W.; *Fatigue threshold studies in Fe, Fe-Si, and HSLA steel: Part II. thermally activated behavior of the effective stress intensity at threshold*; Metallurgical and Materials Transactions A 15, (1984), 889-900.
- [160] Takahashi Y., Tanaka M., Higashida K., Yamaguchi K., Noguchi H.; *An intrinsic effect of hydrogen on cyclic slip deformation around a {110} fatigue crack in Fe-3.2wt.% Si alloy*; Acta Materialia 58, (2010), 1972-1981.
- [161] Coffin L.F.; *The Influence of Mean Stress on the Mechanical Hysteresis Loop Shift of 1100 Aluminum*; Journal of Basic Engineering 86, (1964), 673-680.
- [162] Glaser A., Eifler D., Macherauch E.; *Einfluß positiver und negativer Mittelspannungen auf das zyklische Spannungs-Dehnungsverhalten von normalisiertem Ck 45*; Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 22, (1991), 266-274.
- [163] Paul S.K.; *A critical review of experimental aspects in ratcheting fatigue: microstructure to specimen to component*; Journal of Materials Research and Technology 8, (2019), 4894-4914.
- [164] Kang G., Dong Y., Wang H., Liu Y., Cheng X.; *Dislocation evolution in 316L stainless steel subjected to uniaxial ratcheting deformation*; Materials Science and Engineering: A 527, (2010), 5952-5961.
- [165] Hassan T., Kyriakides S.; *Ratcheting of cyclically hardening and softening materials: II. Multiaxial behavior*; International Journal of Plasticity 10, (1994), 185-212.

- [166] Dutta K., Sivaprasad S., Tarafder S., Ray K.K.; *Influence of asymmetric cyclic loading on substructure formation and ratcheting fatigue behaviour of AISI 304LN stainless steel*; Materials Science and Engineering: A 527, (2010), 7571-7579.
- [167] Gaudin C., Feaugas X.; *Cyclic creep process in AISI 316L stainless steel in terms of dislocation patterns and internal stresses*; Acta Materialia 52, (2004), 3097-3110.
- [168] Haibach, E.; *Betriebsfestigkeit*. Springer-Verlag, Berlin/Heidelberg, (2006).
- [169] DIN 50100:2016-12; *Schwingfestigkeitsversuch - Durchführung und Auswertung von zyklischen Versuchen mit konstanter Lastamplitude für metallische Werkstoffproben und Bauteile*.
- [170] ISO 12106:2017; *Metallic materials - Fatigue testing - Axial-strain-controlled method*.
- [171] O. H. Basquin; *The Exponential Law of Endurance Tests*; American Society for Testing and Materials Proceedings, Vol. 10, (1910), 625-630.
- [172] Manson S.S.; *Behavior of materials under conditions of thermal stress*; National advisory committee for aeronautics NACA Technical Note 2933, (1953).
- [173] Coffin, Jr., L. F.; *A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal*; Transactions of the American Society of Mechanical Engineers 76 (9), (1954), 931-949.
- [174] Morrow J.; *Cyclic Plastic Strain Energy and Fatigue of Metals*; Internal Friction, Damping, and Cyclic Plasticity, (1965), 45–87.
- [175] Landgraf R.W.; *The Resistance of Metals to Cyclic Deformation*; Symposium on Achievement of High Fatigue Resistance in Metals and Alloys, (1970), 3-36.
- [176] Stahl-Eisen-Prüfblatt (SEP) 1240; *Prüf- und Dokumentationsrichtlinie für die experimentelle Ermittlung mechanischer Kennwerte von Feinblechen aus Stahl für die CAE-Berechnung*. Ausgabe 2006.
- [177] Baudouin P., Wulf M. de, Kestens L., Houbaert Y.; *The effect of the guillotine clearance on the magnetic properties of electrical steels*; Journal of Magnetism and Magnetic Materials 256, (2003), 32-40.
- [178] Buchmann, K.; *Beitrag zur Verschleißbeurteilung beim Schneiden von Stahlfeinblechen*. VS Verlag für Sozialwissenschaften, Wiesbaden, (1962).
- [179] Weiss, H.A.; *Fertigung effizienter Elektromotoren – Einfluss des Scherschneidvorgangs auf die magnetischen Eigenschaften von Elektroblech*, Technische Universität München, Dissertation, (2019).
- [180] Harstick H.M.S., Ritter M., Plath A., Riehemann W.; *EBSD Investigations on Cutting Edges of Non-Oriented Electrical Steel*; Metallography, Microstructure, and Analysis 3, (2014), 244-251.
- [181] Kienzle, O.; Timmerbeil, F.W.; Jordan, T.; *Einige Untersuchungen über das Schneiden von Blechen*. VS Verlag für Sozialwissenschaften, Wiesbaden, (1959).
- [182] Weiss H.A., Leuning N., Steentjes S., Hameyer K., Andorfer T., Jenner S., Volk W.; *Influence of shear cutting parameters on the electromagnetic properties of non-oriented*

- electrical steel sheets*; Journal of Magnetism and Magnetic Materials 421, (2017), 250-259.
- [183] Maronne E., Galtier A., Robert J.-L., Ishikawa T.; *Cutting Process Influence On Fatigue Steel Sheets Properties*; Transactions on Engineering Science 40, (2003), 1-10.
- [184] Brunner D., Diehl J.; *Temperature and Strain-Rate Dependence of the Tensile Flow Stress of High-Purity  $\alpha$ -Iron below 250 K II. Stress/Temperature Regime II and Its Transitions to Regimes I and III*; Physica Status Solidi (a) 125, (1991), 203-216.
- [185] Pink E., Arsenault R.J.; *Low-temperature softening in body-centered cubic alloys*; Progress in Materials Science 24, (1980), 1-50.
- [186] Guennec B., Ueno A., Sakai T., Takanashi M., Itabashi Y.; *Effect of the loading frequency on fatigue properties of JIS S15C low carbon steel and some discussions based on micro-plasticity behavior*; International Journal of Fatigue 66, (2014), 29-38.
- [187] Schneider N., Bödecker J., Berger C., Oechsner M.; *Frequency effect and influence of testing technique on the fatigue behaviour of quenched and tempered steel and aluminium alloy*; International Journal of Fatigue 93, (2016), 224-231.
- [188] Papakyriacou M., Mayer H., Pypen C., Plenk H., Stanzl-Tschegg S.; *Influence of loading frequency on high cycle fatigue properties of b.c.c. and h.c.p. metals*; Materials Science and Engineering: A 308, (2001), 143-152.
- [189] Bach, J.; *Ermüdungsverhalten von niedrig legierten Stählen im HCF- und VHCF-Bereich*, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), Dissertation, (2018).
- [190] Guennec B., Ueno A., Sakai T., Takanashi M., Itabashi Y., Ota M.; *Dislocation-based interpretation on the effect of the loading frequency on the fatigue properties of JIS S15C low carbon steel*; International Journal of Fatigue 70, (2015), 328-341.
- [191] Cottrell A.H., Bilby B.A.; *Dislocation Theory of Yielding and Strain Ageing of Iron*; Proceedings of the Physical Society. Section A 62, (1949), 49-62.
- [192] Cottrell A.H., Dexter D.L.; *Dislocations and Plastic Flow in Crystals*; American Journal of Physics 22, (1954), 242-243.
- [193] Zhang B., Meng L., Ma G., Zhang N., Li G., Liu K., Zhong S.; *Twinning Behavior in Cold-Rolling Ultra-Thin Grain-Oriented Silicon Steel*; Crystals 11, (2021), 187.
- [194] Fedorov V.A., Kirillov A.M., Pluzhnikova T.N.; *Mechanical twinning in E2412 electrical steel*; Steel in Translation 47, (2017), 374-377.
- [195] Kustas A.B., Johnson D.R., Trumble K.P., Chandrasekar S.; *Enhancing workability in sheet production of high silicon content electrical steel through large shear deformation*; Journal of Materials Processing Technology 257, (2018), 155-162.
- [196] Shi X., Liang Y., Liu B., Ding Z., Zhang B., Ye F.; *Deformation twinning characteristics in hot-rolled Fe-6.5wt%Si alloy with different degree of order*; Materials Science and Engineering: A 762, (2019), 138095.

- [197] Zhao W., Feng G., Ren H., Leira B.J., Zhang M.; *Temperature-dependent characteristics of DH36 steel fatigue crack propagation*; Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures 43, (2020), 617-627.
- [198] Welch R., Younkin G.W.; *How temperature affects a servomotor's electrical and mechanical time constants*; Conference Record of the IEEE Industry Applications Conference, (2022), 1041-1046.
- [199] Zárubová N., Kadecková S.; *Plastic Deformation of Fe-6at.%Si Single Crystals at High Temperatures*; Proceedings of the 5th International Conference Strength of metals and alloys, (1980), 1031-1036.
- [200] Dehmani H., Brugger C., Palin-Luc T., Mareau C., Koechlin S.; *Study of the contribution of different effects induced by the punching process on the high cycle fatigue strength of the M330-35A electrical steel*; Procedia Structural Integrity 2, (2016), 3256-3263.
- [201] Moseley D., Hu Y., Randle V., Irons T.; *Role of silicon content and final annealing temperature on microtexture and microstructure development in non-oriented silicon steel*; Materials Science and Engineering: A 392, (2005), 282-291.
- [202] Borchers H., Hoff H.-H., Fischer F., Ohlwein K.; *Einfluß der Verformung beim Kalt- und Nachwalzen auf die Anisotropie der mechanischen Eigenschaften von Stahlband für Tiefziehzwecke*; Archiv für das Eisenhüttenwesen 34, (1963), 17-26.
- [203] Le May I., Nair K.D.; *Directionality of Fatigue Properties in Some Textured Sheet Metals*; Journal of Basic Engineering 92, (1970), 115-120.
- [204] Stepanenko V.A., Strizhalo V.A., Znachkovskii O.Y.; *Effects of rolling texture on fatigue failure in 07Kh13N4AG20 steel*; Strength of Materials 24, (1992), 726-729.
- [205] Leuning N., Steentjes S., Heller M., Korte-Kerzel S., Hameyer K.; *On the correlation of crystallographic macro-texture and magnetic magnetization anisotropy in non-oriented electrical steel*; Journal of Magnetism and Magnetic Materials 490, (2019), 165485.
- [206] Fortese G., Nicoletto G., Riva E.; *Fatigue behaviour of thin Fe-Si steel sheets for electric motor production*; IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 1038, (2021), 12004.
- [207] Pessard E., Morel F., Morel A.; *The Anisotropic Fatigue Behavior of Forged Steel*; Advanced Engineering Materials 11, (2009), 732-735.
- [208] Goodman, J.; *Mechanics Applied to Engineering*. Longmans, Green and Co, New York, (1899).
- [209] Gerber, H.; *Bestimmung der zulässigen Spannungen in Eisen-Constructionen*. Heinrich Gerber Stiftung, (1874).
- [210] Sander, M.; *Sicherheit und Betriebsfestigkeit von Maschinen und Anlagen*. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, (2018).

- [211] Yao W., Xia K., Gu Y.; *On the fatigue notch factor, K<sub>f</sub>*; International Journal of Fatigue 17, (1995), 245-251.
- [212] Leuning N., Steentjes S., Hameyer K.; *Effect of grain size and magnetic texture on iron-loss components in NO electrical steel at different frequencies*; Journal of Magnetism and Magnetic Materials 469, (2019), 373-382.
- [213] Dahlmann C., Schauerte B., Leuning N., Zufacher J., Hameyer K., Krupp U.; *Application oriented optimization of the grain size in electrical steels*; International Electrical Steel Sheet Summit, (2022).
- [214] Qiao J., Liu C., Guo F., Xiang L., Qiu S., Wang H.; *Effect of recrystallization annealing temperature on texture and magnetic properties of 2.97% Si non-oriented silicon steel*; Metallurgical Research & Technology 116, (2019), 412.
- [215] Schayes C., Vogt J.-B., Bouquerel J., Palleschi F.; *Rotor Design Optimisation through Low Cycle Fatigue Testing*; Procedia Engineering 133, (2015), 233-243.
- [216] Saleem A., Goldbaum D., Brodusch N., Gauvin R., Chromik R.R.; *Microstructure and mechanical property connections for a punched non-oriented electrical steel lamination*; Materials Science and Engineering: A 725, (2018), 456-465.
- [217] Xu J., Guo B., Wang C., Shan D.; *Blanking clearance and grain size effects on micro deformation behavior and fracture in micro-blanking of brass foil*; International Journal of Machine Tools and Manufacture 60, (2012), 27-34.
- [218] Zaizen Y., Omura T., Fukumura M., Senda K., Toda H.; *Evaluation of stress distribution due to shearing in non-oriented electrical steel by using synchrotron radiation*; AIP Advances 6, (2016), 55926.
- [219] Schoppa A., Schneider J., Wuppermann C.-D.; *Influence of the manufacturing process on the magnetic properties of non-oriented electrical steels*; Journal of Magnetism and Magnetic Materials 215-216, (2000), 74-78.
- [220] Ilschner, B.; Singer, R.F.; *Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik – Eigenschaften, Vorgänge, Technologien*, Springer-Lehrbuch, Springer, Berlin, (2010).
- [221] Alves E.M.M., Silveira C.C., da Cunha M.A.; *Influence of stress relief annealing temperature on the cutting edge microstructure and on the recovery of magnetic properties of grain oriented electrical steel*; Materials Characterization 166, (2020), 110408.
- [222] Nunes C.d.S., Silva Neto A., Miranda V.A.Q., Matos L.C.S. de, Favarato L.N.O., Rocco D.L.; *Influence of the cutting process, heat treatment, and maximum magnetic induction on the magnetic properties of highly oriented electrical steels*; Journal of Magnetism and Magnetic Materials 537, (2021), 168211.
- [223] Kentaro I., Tatsuya O., Teppei M., Masaki K., Keisuke S.; *Fatigue Life Prediction of Motor Rotor Considering Influence of Die-cutting on Electrical Steel*; Transactions of Society of Automotive Engineers of Japan, (2020).

- [224] Nakata T., Nakano M., Kawahara K.; *Effects of Stress Due to Cutting on Magnetic Characteristics of Silicon Steel*; IEEE Translation Journal on Magnetics in Japan 7, (1992), 453-457.
- [225] Landgraf F.J.G.; *Nonoriented Electrical Steels*; JOM - Journal of the Minerals 64, (2012), 764-771.
- [226] Fiedler, M.; Wächter, M.; Varfolomeev, I. *et al.*; *Richtlinie Nichtlinear – Rechnerischer Festigkeitsnachweis unter expliziter Erfassung nichtlinearen Werkstoffverformungsverhaltens*, FKM-Richtlinie, VDMA Verlag GmbH, Frankfurt am Main, (2019).
- [227] Wächter, M.; *Zur Ermittlung von zyklischen Werkstoffkennwerten und Schädigungsparameterwöhlerlinien*, Technische Universität Clausthal, Dissertation, (2016).
- [228] Kubaschinski P., Gottwalt A., Tetzlaff U., Altenbach H., Waltz M.; *Calibration of a combined isotropic-kinematic hardening material model for the simulation of thin electrical steel sheets subjected to cyclic loading*; Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 53, (2022), 422-439.
- [229] Martin A., Hinkelmann K., Esderts A.; *Zur Auswertung von Schwingfestigkeitsversuchen im Zeitfestigkeitsbereich*; Materials Testing 53, (2011), 502-512.
- [230] Gennaro M. de, Jürgens J., Zanon A., Gragger J., Schlemmer E., Fricassè A., Marengo L., Ponick B., Olabari E.T., Kinder J., Cavallini A., Mancinelli P., Hernandez M., Messagie M.; *Designing, prototyping and testing of a ferrite permanent magnet assisted synchronous reluctance machine for hybrid and electric vehicles applications*; Sustainable Energy Technologies and Assessments 31, (2019), 86-101.
- [231] DIN EN 60034-18-21; *Funktionelle Bewertung von Isoliersystemen – Prüfverfahren für Runddrahtwicklungen – Thermische Bewertung und Klassifizierung*.
- [232] DIN EN 10341:2006-08; *Kaltgewalztes Elektroblech und -band aus unlegierten und legierten Stählen im nicht schlussgeglühten Zustand*.
- [233] Feistle M., Golle R., Volk W.; *Determining the Influence of Shear Cutting Parameters on the Edge Cracking Susceptibility of High-strength-steels Using the Edge-fracture-tensile-test*; Procedia CIRP 41, (2016), 1078-1083.
- [234] Gottwalt A., Kubaschinski P., Waltz M., Glatzel U., Tetzlaff U.; *An experimental setup for fatigue testing of thin electrical steel sheets*; International Journal of Fatigue 162, (2022), 106987.
- [235] Saimoto S., Diak B.J.; *Strain rate sensitivity of ultra-low carbon steels*; Materials Science and Engineering: A 319-321, (2001), 294-298.
- [236] Tsuchida N., Tomota Y., Nagai K., Fukaura K.; *A simple relationship between Lüders elongation and work-hardening rate at lower yield stress*; Scripta Materialia 54, (2006), 57-60.
- [237] Dehmani H., Brugger C., Palin-Luc T., Mareau C., Koechlin S.; *High Cycle Fatigue Strength of Punched Thin Fe-Si Steel Sheets*; Materials Performance and Characterization 5, (2016), MPC20150063.

- [238] Akhgar J.M., Serajzadeh S.; *Flow Behavior and Mechanical Properties of a High Silicon Steel Associated with Dynamic Strain Aging*; Journal of Materials Engineering and Performance 21, (2012), 1919-1923.
- [239] 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), 126-133.
- [240] Arif A., Yilbas B.S., Aleem B.A.; *Laser cutting of thick sheet metals: Residual stress analysis*; Optics & Laser Technology 41, (2009), 224-232.
- [241] Volk, R.; *Rauheitsmessung – Theorie und Praxis*; Deutsches Institut für Normung, Beuth Praxis, Beuth Verlag GmbH, Berlin, (2018).
- [242] Holzapfel H., Schulze V., Vöhringer O., Macherauch E.; *Residual stress relaxation in an AISI 4140 steel due to quasistatic and cyclic loading at higher temperatures*; Materials Science and Engineering: A 248, (1998), 9-18.
- [243] Hammond, D.W.; *Fatigue Fracture in the Presence of Shot Peening Residual Stresses: Initiation, Propagation and Relaxation Phenomena*, Cranfield Universität, Dissertation, (1988).
- [244] DIN 743-1:2012-12; *Tragfähigkeitsberechnung von Wellen und Achsen - Teil 1: Grundlagen*.
- [245] Furubayashi E.; *Behavior of Dislocations in Fe-3% Si under Stress*; Journal of the Physical Society of Japan 27, (1969), 130-146.
- [246] Zhai T., JIANG X., LI J., Garatt M., BRAY G.; *The grain boundary geometry for optimum resistance to growth of short fatigue cracks in high strength Al-alloys*; International Journal of Fatigue 27, (2005), 1202-1209.
- [247] Shimojo, Uchida, Turuoka, Higo; *Fatigue striation formation in an Fe - 3%Si alloy - effects of crystallographic orientation and neighbouring grains*; Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures 22, (1999), 153-159.
- [248] Dickson J.I., Boutin J., Handfield L.; *A comparison of two simple methods for measuring cyclic internal and effective stresses*; Materials Science and Engineering 64, (1984), L7-L11.
- [249] Liu C., Liu P., Zhao Z., Northwood D.O.; *Room temperature creep of a high strength steel*; Materials & Design 22, (2001), 325-328.
- [250] Weisse M., Wamukwamba C.K., Christ H.-J., Mughrabi H.; *The cyclic deformation and fatigue behaviour of the low carbon steel SAE 1045 in the temperature regime of dynamic strain ageing*; Acta Metallurgica et Materialia 41, (1993), 2227-2233.
- [251] Eifler D., Macherauch E.; *Inhomogene Verformungserscheinungen bei Schwingbeanspruchung des Vergütungsstahls 42 CrMo 4*; Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 13, (1982), 395-401.

- [252] Mughrabi H.; *Cyclic strain rate effects in fatigued face-centred and body-centred cubic metals*; Philosophical Magazine 93, (2013), 3821-3834.
- [253] Forschungsvereinigung Automobiltechnik; *Nutzung des Leichtbaupotentials von höchstfesten Stahlfeinblechen durch die Berücksichtigung von Fertigungseinflüssen auf die Festigkeitseigenschaften*, (2012).
- [254] Koehler J.S., Seitz F.; *Proposed Experiments for Further Study of the Mechanism of Plastic Deformation*; Journal of Applied Mechanics 14, (1947), A217-A224.
- [255] Bouquerel J., Schayes C., Vogt J.B.; *Experimental mesoscopic investigation of the local cyclic plasticity of a non-oriented electrical steel*; Materials Science and Engineering: A 820, (2021), 141454.
- [256] Gerold V., Karnthaler H.P.; *On the origin of planar slip in f.c.c. alloys*; Acta Metallurgica 37, (1989), 2177-2183.
- [257] Mughrabi H.; *On the dislocation mechanisms of dynamic strain ageing in fatigued plain carbon steels*; International Journal of Materials Research 94, (2003), 471-477.
- [258] Grånäs L., Aronsson B.; *Stress dependence of the dislocation velocity in iron-silicon alloys*; Scripta Metallurgica 2, (1968), 541-545.
- [259] Zhu Y., Chapman S.J.; *A Natural Transition Between Equilibrium Patterns of Dislocation Dipoles*; Journal of Elasticity 117, (2014), 51-61.
- [260] Dehmani H., Brugger C., Palin-Luc T., Mareau C., Koechlin S.; *Characterization and Simulation of the Effect of Punching on the High Cycle Fatigue Strength of Thin Electric Steel Sheets*; Procedia Engineering 133, (2015), 556-561.
- [261] Briffod F., Shiraiwa T., Enoki M.; *Numerical investigation of the influence of rolling texture and microstructure on fatigue crack initiation in BCC polycrystals*; International Journal of Fatigue 107, (2018), 72-82.
- [262] Mayrhofer, D.A.; *Die Auswirkungen durch zyklische Belastung auf die Eigenspannungen im Werkstoff Elektroblech*, Technische Hochschule Ingolstadt, Bachelorarbeit, (2021).
- [263] Hörmann, F.; *Einfluss der Prozessparameter auf einstufige Scherschneidverfahren zum Ausschneiden mit endkonturnaher FormZugl.*: München, Techn. Univ., Diss., 2008, Utg-Forschungsberichte Heft 46, Hieronymus, München, (2008).
- [264] Šesták B., Libovický S.; *Dislocations in Fe-3% Si alloy single crystals deformed at a higher rate*; Cechoslovakij fiziceskij zurnal B 13, (1963), 266-271.

**Abkürzungsverzeichnis****Abkürzungen:**

DIC	Digital Image Correlation
DSA	Dynamic Strain Aging
EBSD	Electron Backscatter Diffraction
EDM	Electro Discharge Machining
FP	Fully Processed
FSM	Fremderregte Synchronmaschine
GOS	Grain Orientation Spread
HCF	High Cycle Fatigue
IPF	Inverse Pole Figure
kfz	Kubisch flächenzentriert
krz	Kubisch raumzentriert
LBC	Laserbeam Cutting
LCF	Low Cycle Fatigue
ND	Normal Direction
NO	Nicht-kornorientiert
RD	Rolling Direction
PGB	Persistente Gleitbänder
PSM	Permanenterregte Synchronmotoren
SEM	Scanning Electron Microscopy
SEP	Stahl-Eisen-Prüfblatt
SP	Semi Processed
TD	Transverse Direction
TEM	Transmission Electron Microscopy
WBH	Wärmebehandlung
XRD	X-Ray Diffraction

**Symbole:**

$A$	%	Bruchdehnung
$b$	-	Ermüdungsfestigkeitsexponent
$c$	-	Ermüdungsduktilitätsexponent
$C$	-	Achsenabschnitt bei Schwingenspielzahl 1
$d$	$\mu\text{m}$	Mittlere Korngröße
$\dot{\varepsilon}$	1/s	Dehnrate
$\delta\varepsilon$	%	Dehnungsinkrement
$\Delta\varepsilon_A$	%	Dehnungsamplitude
$\varepsilon_{a,t}$	%	Gesamtdehnung
$\varepsilon'_f$	%	Ermüdungsduktilitätskoeffizient
$\varepsilon_R$	%	Zyklische Kriechdehnung
$E$	GPa	Elastizitätsmodul
$H$	GPa	(Nano-) Härte
$k$	-	Neigungsexponent
$K_{HP}$	-	Proportionalitätskonstante
$K_t$	-	Kerbformzahl
$M$	-	Mittelspannungsempfindlichkeit
$n_\sigma$	-	Dynamische Stützwirkungszahl
$N_B$	-	Bruchlastspielzahl
$R_a$	$\mu\text{m}$	Zweidimensionale arithmetische Mittenrauheit
$R_\varepsilon$	-	Lastverhältnis bei Dehnungsregelung
$R_\sigma$	-	Lastverhältnis bei Spannungsregelung
$R_m$	MPa	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	MPa	Streckgrenze
$\sigma_A$	MPa	Spannungsamplitude
$\sigma_D$	MPa	Dauerfestigkeit
$\sigma_{eff}$	MPa	Thermische Fließspannungskomponente
$\sigma'_f$	MPa	Ermüdungsfestigkeitskoeffizient
$\sigma_{ges}$	MPa	Gesamte Fließspannung
$\sigma_{int}$	MPa	Athermische Fließspannungskomponente
$\sigma_M$	MPa	Mittelspannung
$\sigma_O$	MPa	Oberspannung
$S_a$	$\mu\text{m}$	Dreidimensionale arithmetische Mittenrauheit
$T$	°C	Temperatur
$T_0$	°C	Übergangstemperatur

---

## Publikationsliste

Gottwalt A., Kubaschinski P., Waltz M., Glatzel U., Tetzlaff U.; *An experimental setup for fatigue testing of thin electrical steel sheets*; International Journal of Fatigue, Volume 162 (2022).

Gottwalt A., Kubaschinski P., Waltz M., Tetzlaff U.; *The role of the edge surface quality on cyclic deformation behaviour of non-oriented electrical steel sheets*. Presented at: LCF9 Ninth International Conference on Low Cycle Fatigue, Berlin, 21.-23. June 2022.

Gottwalt-Baruth A., Kubaschinski P., Waltz M., Völkl R., Glatzel U., Tetzlaff U.; *Cyclic deformation behavior of non-oriented electrical steel sheets*; Materials Science and Engineering: A Volume 886 (2023).

Gottwalt-Baruth A., Kubaschinski P., Waltz M., Tetzlaff U.; *Influence of the cutting method on the fatigue life and crack initiation of non-oriented electrical steel sheets*; International Journal of Fatigue, Volume 180 (2023).

Gottwalt-Baruth A., Kubaschinski P., Waltz M., Tetzlaff U.; *Influence of shear cutting parameters on the edge properties and fatigue behavior of non-oriented electrical steel sheets*; to be submitted (2024).

Gottwalt-Baruth A., Kubaschinski P., Waltz M., Tetzlaff U.; *Influence of subsequent heat treatment on the fatigue behavior of shear cut electrical steel sheets*; to be submitted (2024).

Kubaschinski P., Gottwalt A., Tetzlaff U., Altenbach H., Waltz M.; *Calibration of a combined isotropic-kinematic hardening material model for the simulation of thin electrical steel sheets subjected to cyclic loading*; Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 53, (2022).

Kubaschinski P., Gottwalt A., Tetzlaff U., Altenbach H., Waltz M.; *Untersuchungen zur Ermittlung der zyklischen Kennwerte von dünnem Elektroblech im Rahmen der rechnerischen Lebensdauerabschätzung*. Presented at: 48. Tagung des DVM-Arbeitskreises Betriebsfestigkeit, Plauen, 12.-13. October 2022.

Kubaschinski P., Gottwalt A., Tetzlaff U., Altenbach H., Waltz M.; *Modelling and simulation of the hardness profile and its effect on the stress-strain-behaviour of punched electrical steel sheets*. In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 54, (2023)

## **Lebenslauf**

### **Berufliche Erfahrungen**

Seit 01/2023	<b>Werkstoffingenieur</b> BMW Group, München
12/2019 – 12/2022	<b>Wissenschaftlicher Mitarbeiter</b> Technische Hochschule Ingolstadt
04/2018 – 11/2019	<b>Studentischer Mitarbeiter</b> AUDI AG, Ingolstadt   Abteilung: Vorentwicklung Gesamtfahrzeug
02/2019 – 08/2019	<b>Abschlussarbeit Masterstudium</b> Fraunhofer-Institut Gießerei-, Composite- und Verarbeitungstechnik, Augsburg
10/2017 – 03/2018	<b>Abschlussarbeit Bachelorstudium</b> AUDI AG, Ingolstadt   Abteilung: Vorentwicklung Gesamtfahrzeug
08/2016 – 12/2016	<b>Praxissemester Bachelorstudium</b> AUDI AG, Ingolstadt   Abteilung: Vorentwicklung Gesamtfahrzeug
10/2014 – 08/2016	<b>Formula Student Electric</b> Starkstrom Augsburg e. V., Racing Team der Hochschule Augsburg
08/2015 – 08/2016	<b>Studentischer Mitarbeiter</b> Renk AG, Augsburg   Abteilungen: Härterei und Arbeitsvorbereitung
07/2012 – 08/2013	<b>Qualitätsfachkraft</b> Hilti GmbH, Kaufering   Abteilung: Qualitätssicherung

### **Berufsausbildung und Hochschulstudium**

03/2018 – 11/2019	<b>M.Eng. Werkstofftechnik im Maschinenbau (Dual mit vertiefter Praxis)</b> Technische Hochschule Ingolstadt
10/2014 – 03/2018	<b>B.Eng. Maschinenbau</b> Hochschule Augsburg
	<b>09/2017 – 10/2017 International Engineering Project</b> University of Oklahoma, USA
	<b>01/2017 – 06/2017 Auslandssemester</b> Technische Universität Luleå, Schweden
09/2009 – 06/2012	<b>Ausbildung zum Werkstoffprüfer (Fachrichtung Metalltechnik)</b> Hilti GmbH, Kaufering   Abteilung: Qualitätssicherung

### **Schulbildung**

09/2013 – 07/2014	<b>Berufsoberschule</b> Landsberg am Lech
09/2006 – 07/2009	<b>Johann-Winklhofer-Realschule</b> Landsberg am Lech
09/2003 – 07/2006	<b>Dominikus-Zimmermann-Gymnasium</b> Landsberg am Lech

## Danksagung

Die vorliegende Dissertation entstand im Rahmen einer Anstellung als wissenschaftlicher Mitarbeiter zwischen Dezember 2019 und Dezember 2022 an der Technischen Hochschule Ingolstadt. Hierbei erfolgte die Bearbeitung des FHprofUnt Förderprojekts „Schwingfestes Elektroblech“ in Kooperation mit der AUDI AG und dem Lehrstuhl für Metallische Werkstoffe an der Universität Bayreuth. Ich möchte mich an dieser Stelle bei allen beteiligten Personen für die konstruktive Zusammenarbeit im Rahmen des Förderprojekts sowie für die Unterstützung bei der Erstellung der Promotion bedanken. Mein besonderer Dank gilt...

...Herrn Prof. Dr. Ulrich Tetzlaff für die Überlassung des hochinteressanten Themas und die Bereitstellung des Arbeitsplatzes. Außerdem vielen Dank für die stets offene Tür, die konstruktiven Denkanstöße sowie die fachlichen Diskussionen.

...Herrn Prof. Dr. Uwe Glatzel für die Betreuung im Rahmen der kooperativen Promotion sowie für die wertvollen Anmerkungen und Kommentare durch den regelmäßigen Austausch.

...Frau Prof. Dr. Manuela Waltz für die inhaltlich bedeutenden Ratschläge sowie den offenen Austausch für die positive Gestaltung des Projektverlaufs.

...Herrn Paul Kubaschinski für die gute Zusammenarbeit an gemeinsamen Problemstellungen und bei der Ausarbeitung von Vortragsinhalten sowie Veröffentlichungen.

...Herrn Dr. Tobias Menke für den pragmatischen Austausch sowie die kompetente und schnelle Hilfestellung bei jeglicher Fragenstellung während des Förderprojekts.

...Herrn Narcis Kohlen für die außerordentlich sachkundige und erfahrene Unterstützung bei der Durchführung sowie Auswertung von experimentell herausfordernden Problemstellungen.

...Herrn Alexander Kindsmüller für die Herstellung der schergeschnittenen Schwingproben sowie die fachlichen Anregungen und Diskussionen, insbesondere zum Thema Scherschneiden.

...Herr Dr. Rainer Völkl für die Erstellung und fachkundige Bewertung von TEM-Aufnahmen.

...Herrn Guilherme Volpato und Herrn David Mayrhofer für die Hilfe bei der Probenherstellung und der Versuchsdurchführung.

...Frau Stephan und Frau Jorquera für die Unterstützung bei organisatorischen Belangen.

...meinen Doktorandenkollegen sowie Laborpersonal Simon, Benedikt, Christian, Georges, Adriano und Janina für die angenehme Arbeitsatmosphäre, die gegenseitige Unterstützung und die vielen fachlichen sowie persönlichen Gespräche.

Einen außerordentlichen Dank möchte ich meiner Ehefrau Theresa entgegenbringen, die mir stets liebevoll zur Seite stand. Vielen Dank für das Durchhaltevermögen und das Verständnis.

Meinen Eltern Rita und Peter möchte ich diese Arbeit widmen. Vielen Dank, dass ihr meinen Lebensweg ermöglicht und in jeder erdenklichen Lebenslage mit Rat und Tat geholfen habt.