

Ortsaufgelöste Bestimmung der Schädigung an ermüdetem Karbonstahl

von
Patrick Eich

Diplomarbeit in Physik

angefertigt am

Helmholtz–Institut für Strahlen– und Kernphysik

vorgelegt der

Mathematisch–Naturwissenschaftlichen Fakultät

der

Rheinischen Friedrich–Wilhelms–Universität Bonn

im April 2006

Ich versichere, dass ich diese Arbeit selbständig verfasst und keine anderen als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel benutzt sowie die Zitate als solche kenntlich gemacht habe.

Referent: Prof. Dr. K. Maier
Korreferent: Prof. Dr. H. Hübel

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
2	Theoretische Grundlagen	3
2.1	Defekte in Metallen	3
2.1.1	Punktdefekte	3
2.1.2	Versetzungen	4
2.1.3	Höherdimensionale Gitterfehler	6
2.2	Plastizität	7
2.2.1	Zugversuch	7
2.2.2	Wechselverformung	9
2.2.3	Wöhlerversuch	10
2.3	Positronen im Festkörper	11
2.3.1	Positronenquellen	12
2.3.2	Diffusion im Festkörper	12
2.3.3	Das Trapping Modell	14
2.3.4	Die Annihilation des Positrons	16
2.3.5	Der S-Parameter	17
3	Verwendete Geräte	19
3.1	Die Wechsel-Verformungs-Apparatur	19
3.2	Die Bonner-Positronen-Mikrosonde	20
4	Das Probenmaterial	23
4.1	Reineisen und Eisenlegierungen	23
4.2	C45E	23
5	Die Proben	25
5.1	Herstellung und Probengeometrie	26
5.1.1	Herstellung	26
5.1.2	Wärmebehandlung	26
5.2	Wechselbelastung	27
5.3	FEM Simulation	28
6	Die Messungen	31
6.1	Linienscans	31

7	Schadensvorhersage	37
7.1	Frühere Resultate	37
7.2	Bestimmung des maximalen S-Parameters	38
7.3	Auswertung der lokalen Spannung	43
8	Zusammenfassung	47

Kapitel 1

Einleitung

Das Phänomen der Ermüdung und des Versagens von Bauteilen aller Art ist in Industrie und Forschung von großer Bedeutung. Aufgrund der begrenzten Lebensdauer von Metallen und Legierungen unter zyklischer Belastung ist eine präzise Schadensvorhersage von großer Bedeutung.

Das Versagen von Bauteilen durch Ermüdung tritt schon ab einer Last von 50% der Streckgrenze des Materials auf. Diese Last liegt signifikant im elastischen Bereich, in dem makroskopisch das HOOKSche Gesetz gilt. Für Stabilität und Festigkeit sorgende Bestandteile, die einer Wechselbeanspruchung unterliegen, werden aufgrund der bisher schwierigen Vorhersagbarkeit ihrer Restlebensdauer meist schon durch neue ersetzt, lange bevor das Ende ihrer Lebensdauer erreicht ist. Dies ist mit erheblichen Kosten und großem Aufwand verbunden. Durch eine einfache, zuverlässige und präzise Schadensvorhersage ließe sich der nötige Aufwand erheblich verringern.

Die Lebensdauer von mechanisch beanspruchten Bauteilen wird seit nunmehr 150 Jahren durch den WÖHLER-Test ermittelt. Mit statistischen Methoden wird aus einem WÖHLER-Diagramm, bei dem die Spannungsamplitude gegen den Logarithmus der bei der Wechselbelastung durchlaufenen Zyklenzahlen aufgetragen wird, die Lebensdauer bestimmt. Um zuverlässige Ergebnisse zu erhalten, werden Zyklenzahlen von 10^8 bis 10^9 und eine große Anzahl von äquivalenten Proben benötigt. Zyklenzahlen dieser Größenordnung lassen sich nur in Monate langen Wechselbeanspruchungen realisieren. Wesentliche Vorteile einer neuen Art der Schadensvorhersage sind somit gerade die Minimierung des erforderlichen Zeitaufwandes und die damit verbundene Kostenreduzierung.

Physikalisch betrachtet liegt die Ursache der Ermüdung von Metallen in der Akkumulation von Fehlstellen. Materialversagen tritt ein, wenn lokal eine kritische Fehlstellendichte erreicht wird. Die Fehlstellendichte läßt sich mit den Methoden der Positronen-Annihilations-Spektroskopie (PAS) messen. Der aus dem Annihilationsspektrum gewonnene sogenannte S-Parameter ist ein Maß für die im Material vorhandene Defektdichte.

Schon nach wenigen Lastzyklen kann diese Information als Vorbote der Ermüdung und damit zur Schadensvorhersage genutzt werden. Die Methode erfordert keine aufwendige Probenpräparation und ist völlig zerstörungsfrei. Die gute Eignung der Positronen-Annihilations-Spektroskopie zur Lebensdauervorhersage besteht vor allem in der hohen Empfindlichkeit auf die Defektdichte. Vergleichbare Verfahren sind die Transmissions-Elektronen-Mikroskopie und interne Spannungsmessungen mittels Röntgenstrahlung oder Neutronen und -als nicht mikroskopische Verfahren- Härtemessungen. Diese Verfahren bieten jedoch nicht die notwendige Empfindlichkeit bzw. sind weit davon entfernt zerstörungsfrei zu sein.

In dieser Arbeit wurden Proben des ferritischen Stahls C45E (Fe mit 0,45 Gewichts-% C) verwendet. Dieser Stahl kommt heutzutage in nahezu allen Bereichen der Industrie zum Einsatz. Die Geometrie der untersuchten Proben entspricht einem Standard für Wechselbelastungen, der vorwiegend zur Analyse des Ermüdungsverhaltens mit Hilfe von WÖHLER-Diagrammen benutzt wird. Die Wechselbelastung der Proben wurde am *Fraunhofer-Institut für Betriebsfestigkeit und Systemzuverlässigkeit LBF*, Darmstadt durchgeführt. Auf Grund der lokalen Ermüdung des hier verwendeten Stahls ist es notwendig, die Defektdichte mit hoher Ortsauflösung zu untersuchen. Diese Möglichkeit bietet die Bonner-Positronen-Mikrosonde (BPM). Dabei wurde die Spannungsverteilung in einer Finite-Elemente-Methode abgeschätzt und die Ergebnisse im Anschluss mit den Messungen der BPM verglichen.

Kapitel 2

Theoretische Grundlagen

2.1 Defekte in Metallen

Wesentliche physikalische Eigenschaften jedes realen Festkörpers werden durch Defekte und Fehler der idealen Kristallstruktur beeinflusst. Eine Klassifizierung der unterschiedlichen vorkommenden Defekte ist dabei durch die Unterscheidung ihrer Dimension möglich.

2.1.1 Punktdefekte

Punktdefekte sind Fehler, bei denen zum Beispiel ein Atom des Gitters durch ein Atom eines anderen Elementes ersetzt wurde, ein Platz im Gitter nicht besetzt ist oder ein Atom auf einem Zwischengitterplatz sitzt (siehe Abb. 2.1).

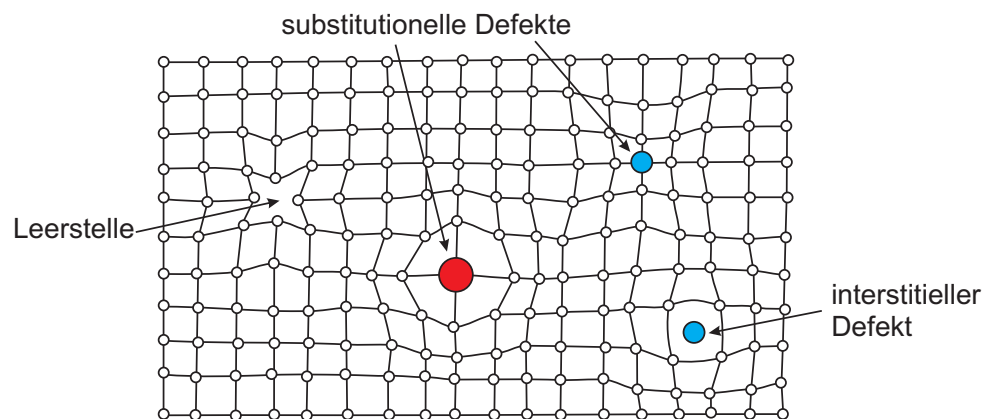


Abbildung 2.1: Einige Punktdefekte in einem primitiven kubischen Gitter. Leerstellenartige Defekte führen zu einer Verzerrung des Gitters und bilden ein attraktives Potential für Positronen. Sie spielen für die Untersuchung der Defektdichte eine entscheidende Rolle.

Fremdatome treten entweder als natürliche Verunreinigungen oder als absichtlich eingebrachte Legierungselemente oder Dotierungen auf. Bei den reinsten erhältlichen Metallen liegt die Konzentration von natürlichen Fremdatomen bei ca. 10^{-4} bis 10^{-7} pro Atom.

Von besonderer Bedeutung für diese Arbeit ist die Konzentration von Leerstellen, da diese einen Einfluss auf die untersuchte Annihilationsstrahlung ausübt. Die Konzentration der Leerstellen C_{1V} im thermischen Gleichgewicht folgt dabei einer Boltzmannverteilung.

$$C_{1V}(T) = \exp\left[-\frac{H_{1V}^F}{k_b T}\right] \exp\left[\frac{S_{1V}^F}{k_b}\right] \quad (2.1)$$

Dabei ist H_{1V}^F die Leerstellen-Bildungs-Enthalpie. Ihr Wert ist unter anderem aus Positronen-Annihilations-Messungen bestimmbar und liegt zwischen $\sim 0,4$ eV für Cadmium und $\sim 3,4$ eV für Wolfram [Got98, LB91, Sch81].

2.1.2 Versetzungen

Versetzungen sind eindimensionale linienförmige Defekte in der Kristallstruktur. Versetzungen können nicht im Inneren eines Kristalls enden. Sie sind entweder zu Ringen geschlossen oder enden an einer Grenzfläche bzw. an der Oberfläche.

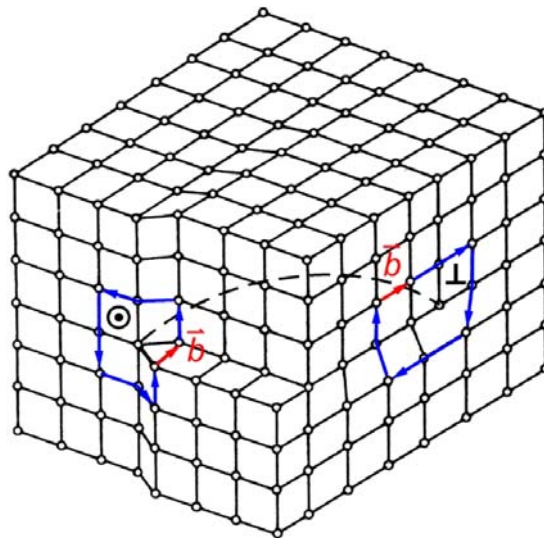


Abbildung 2.2: Eine Versetzungslinie \vec{s} (gestrichelte Linie) in einem primitiven kubischen Gitter. Steht der rot eingezeichnete BURGERS-Vektor zur Versetzungslinie parallel $\vec{b} \parallel \vec{s}$, spricht man von einer Schraubenversetzung. Für eine Stufenversetzung gilt $\vec{b} \perp \vec{s}$. Versetzungen können nicht im ungestörten Kristallgitter enden und treten meistens nicht als reine Schrauben- bzw. Stufenversetzung auf.

hingegen in der Gleitebene, bezeichnet man ihn als *Kinke*. Wenn sich ein *Jog* bewegt, nennt man das *Klettern*. Dies behindert aber die Bewegung der Schraubenversetzung und ist die Hauptquelle für die Erzeugung von Leerstellen und Zwischengitteratomen bei der plastischen Verformung.

Die zur Erzeugung von Leerstellen notwendige Energie wird von der mechanischen Arbeit, die auf das Gitter wirkt, aufgebracht.

Die im Gitter vorhandenen Versetzungen erzeugen ein weitreichendes Spannungsfeld. Dieses weitreichende, mit $(1/r)$ abfallende Spannungsfeld, führt zu Wechselwirkungen von Versetzungen untereinander und mit anderen Gitterfehlern.

Auf diese Weise können Leerstellen an einer passierenden Versetzung angelagert werden. Die entstehenden atomaren Sprünge entlang der Versetzungslinie bewirken eine Verminderung der Bildungs- und Wanderungsenthalpie von atomaren Fehlstellen in diesem Bereich. Im Dilatationsbereich um eine Versetzung bedingt das lokale thermische Gleichgewicht eine höhere Konzentration an Leerstellen [Sch92].

Während der plastischen Verformung des Kristalls entstehen unbewegliche Hindernisse (Waldversetzungen), die eine weitere Bewegung der Versetzungen im Kristall einschränken [Hul84, See65]. Mit der Zunahme solcher Hindernisse steigt die Festigkeit des Festkörpers [Vol89]. Mit zunehmender plastischer Verformung steigt die Versetzungsdichte stark an. Ursache dafür sind versetzungserzeugende Mechanismen wie die Frank-Read Quelle und der Orowan-Prozess.

2.1.3 Höherdimensionale Gitterfehler

Außer Leerstellen und Versetzungen kommen in einem Kristall auch Fehlstellen höherer Ordnung vor. Diese Defekte sind zwei- oder dreidimensional und haben oft keine einheitliche Struktur. Der Vollständigkeit halber werden sie hier kurz beschrieben.

Korngrenzen

Als *Korngrenzen* bezeichnet man den Übergang zwischen Bereichen gleicher Kristallstruktur aber unterschiedlicher Orientierung. Ist der Orientierungsunterschied geringer als 4° spricht man von Kleinwinkelkorngrenzen. Ist der Kipp- oder Drehwinkel größer, werden sie als Großwinkelkorngrenzen bezeichnet. Korngrenzen stellen im Allgemeinen unüberwindbare Hindernisse für die Bewegung von Versetzungen dar, so dass es während der plastischen Verformung zum Versetzungsaufstau an den Korngrenzen kommt.

Phasengrenzen

Die in dieser Diplomarbeit untersuchte Eisenlegierung C45E besteht aus mehreren Phasen. Dabei liegen an einer *Phasengrenze* nicht nur Bereiche unterschiedlicher Orientierung, sondern auch unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung und Gitterstruktur vor. Phasengrenzen stellen für die Versetzungsbewegung ein schwer über-

windbares Hindernis dar. Außerdem geht von ihnen ein attraktives Potential für diffundierende Leerstellen aus. Durch feine Ausscheidungen von Fremdphasen kann die Festigkeit eines Werkstoffs deutlich erhöht werden.

Leerstellencluster

Leerstellen, die sich nicht im thermischen Gleichgewicht mit dem Gitter befinden, können sich bei genügend hoher Temperatur bewegen. In vielen Materialien bilden sich auf diese Weise *Leerstellencluster*. Die Größe dieser dreidimensionalen Hohlräume liegt zwischen wenigen Ångström und einigen Nanometern.

2.2 Plastizität

Verformt man ein Metall, so beobachtet man zunächst ein makroskopisch reversibles elastisches Verhalten, welches durch das HOOKSche Gesetz beschrieben wird. Dem Bereich der makroskopisch reversiblen Verformung folgt ein makroskopisch irreversibles Verhalten, welches auf der Bewegung und Erzeugung von Versetzungen beruht. Viele technische Eigenschaften eines Materials hängen von dem Verformungszustand ab. Die vielen unterschiedlichen Anforderungen an Metalle erfordern eine ganze Reihe von unterschiedlichen Prüfverfahren. Dazu zählen unter anderem die Härteprüfung nach VICKERS, BRINELL oder ROCKWELL, der Zugversuch oder das Wechselverformungs-Experiment. Zum Verständnis der dabei auftretenden Größen wird im nächsten Abschnitt auf den Zugversuch genauer eingegangen.

2.2.1 Zugversuch

Bei einem Zugversuch wird eine Probe einachsig und kontinuierlich unter ständiger Dokumentation von Kraft F und Verlängerung Δl belastet. Die technische *Dehnung* ϵ ist dabei gegeben durch die Längenänderung Δl im Verhältnis zur ursprünglichen Länge l_0 der Probe.

$$\epsilon = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (2.3)$$

Damit die Verformung annähernd im Gleichgewicht erfolgt, wird die Dehnrage $\dot{\epsilon}$ möglichst gering gewählt. Um die Längenänderung erreichen zu können, wird die technische Spannung σ benötigt, die sich aus der Kraft F und der Ausgangsquerchnittsfläche A_0 der Probe ergibt.

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (2.4)$$

Dabei bedeutet technisch, dass die Einschnürung der Probe während des Versuchs vernachlässigt wird. Der makroskopisch reversible Teil wird durch das HOOKSche Gesetz beschrieben:

$$\sigma = E \cdot \epsilon \quad (2.5)$$

Bis zum Erreichen der *Streckgrenze* hängt die Spannung linear von der Dehnung ab. Die Proportionalitätskonstante ist der Elastizitätsmodul E . Es gibt Materialien, bei denen der Übergang von der elastischen zur plastischen Verformung durch ein diskontinuierliches Fließen gekennzeichnet ist. Die damit verbundene Unstetigkeit im Spannungs-Dehnungs-Diagramm äußert sich durch eine ausgeprägte Streckgrenze. Die dazu gehörende Dehnung heißt LÜDERS-Dehnung ϵ_l . Bei Materialien mit ausgeprägter Streckgrenze sind die Gleitsysteme der Versetzungen durch Ausscheidungen oder Fremdatome blockiert. Steigt die Spannung weiter an, kommt es zu einem ruckartigen Losreißen der Versetzungen von diesen Blockaden.

Dadurch kommt es zu einer oberen Streckgrenze σ_{SO} , bei der die Versetzungsbe-
wegung einsetzt und einer unteren Streckgrenze σ_{SU} , bei der die Versetzungsbe-
wegung vollständig aktiviert ist. Bei Materialien, die keine Unstetigkeit im Spannungs-
Dehnungs-Diagramm zeigen, bei denen also ein kontinuierlicher Übergang vom elas-
tischen in den plastischen Bereich stattfindet, fehlen die COTTREL-Wolken, und es
ist eine große Anzahl von gleitfähigen Versetzungen im Ausgangsmaterial vorhanden.
An Stelle der Streckgrenze tritt hier die 0,2%-Dehngrenze $\sigma_{0,2}$ als Werkstoffkenngrö-
ße auf. Dies ist die Spannung, bei der nach Entlastung noch eine dauerhafte Dehnung
von 0,2% zurückbleibt.

Bei beiden Materialtypen steigt danach die Spannung im Verlauf der Verformung
weiter an (Verfestigung), bis sie bei der Gleichmaßdehnung ϵ_G ein Maximum σ_B
(Zugfestigkeit) erreicht. Wird die Probe weiter verformt, so erreicht man schließlich
die Bruchdehnung ϵ_B [Ber97, Joh92].

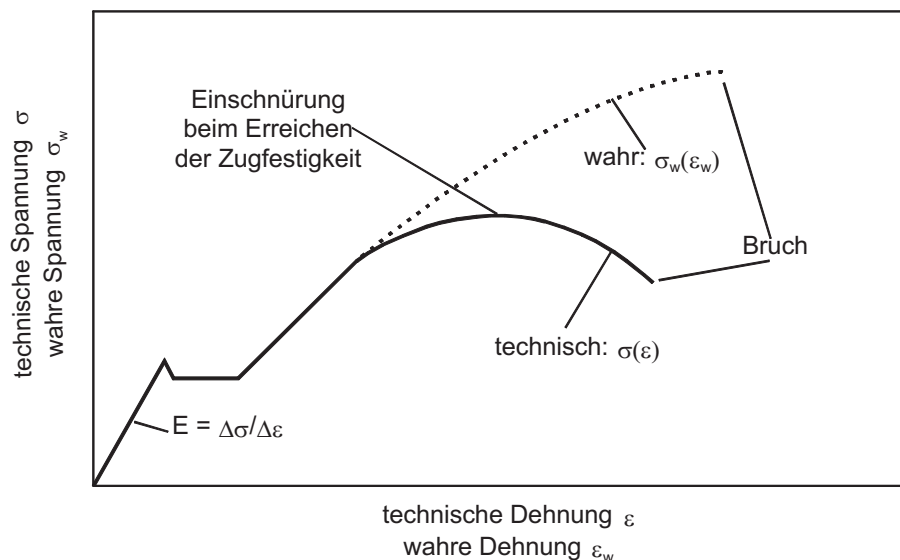


Abbildung 2.4: Technische und wahre Spannungs-Dehnungskurve im Vergleich. Im Gegensatz zur wahren Spannung σ_w sinkt die technische Spannung σ aufgrund der Einschnürung des Materials bis zum Bruch ab.

In Abbildung 2.4 ist der Verlauf der technischen Spannung gezeigt. Berücksichtigt man das Einschnüren der Probe während eines Zugversuches, so spricht man von der wahren Spannung. Diese steigt bis zum Bruch kontinuierlich an. Setzt man Volumenkonstanz voraus, so lässt sich die wahre Spannung σ_w berechnen [Got98]:

$$\sigma_w = \frac{F}{A} = \sigma(1 + \epsilon) \quad (2.6)$$

Für die wahre Dehnung ϵ_w gilt:

$$\epsilon_w = \ln(1 + \epsilon) \quad (2.7)$$

Diese Beziehungen gelten nur, wenn keine lokalen Einschnürungen oder Risse auftreten, also für Spannungen, die kleiner als die Zugfestigkeit σ_B sind, und für Dehnung kleiner der Gleichmaßdehnung ϵ_G .

2.2.2 Wechselverformung

In der realen Anwendung von Bauteilen aller Art erfolgt die Beanspruchung oft nicht nur statisch, sondern periodisch. Sie wird als zyklische Belastung bezeichnet und tritt z.B. bei rotierenden oder schwingenden Bauteilen auf. Die Lebensdauer eines Bauteils endet mit dem Ermüdungsbruch. Das Ermüdungsverhalten verschiedenster Materialien ist in nahezu allen Industriebereichen von großem Interesse. Bereits im Jahr 1858 wurde von AUGUST WÖHLER eine Vielzahl von Experimenten an Eisenbahnachsen durchgeführt, um ihr Ermüdungsverhalten zu untersuchen [Wöh58]. Ein solches Experiment ist der Zug-Druck-Versuch. Die Belastung erfolgt dabei sinusförmig entweder mit konstanter Dehnungsamplitude ϵ_a (dehnungskontrolliert) oder mit konstanter Spannungsamplitude σ_a (spannungskontrolliert). Trägt man den Verlauf der Spannung σ gegen die Dehnung ϵ während einer oder mehrerer Belastungen auf, ergeben sich Hystereseschleifen. Die Spannungsamplitude steigt dabei während der Verformung an. Dieses Verhalten wird als zyklische Verfestigung bezeichnet.

Zu Beginn einer Wechselbelastung zeigen die meisten Metalle, abhängig von ihrer Vorgeschichte, zunächst eine zyklische Verfestigung, während bei größeren Lastwechselzahlen oft ein Sättigungszustand erreicht wird. Für die Form der Hysteresekurve bedeutet dies, dass zu Beginn eine Asymmetrie auftritt, die bei fortschreitender Zyklenzahl in einen symmetrisch geschlossenen Kurvenverlauf übergeht. Ist dieser zyklische Sättigungszustand erreicht, bleibt die Form der Hysteresekurve über einen großen Bereich der Lebensdauer unverändert. Zum Ende der Lebensdauer kommt es zur sogenannten Entfestigung. Die Spannung σ sinkt ab, bis schließlich der Ermüdungsbruch eintritt.

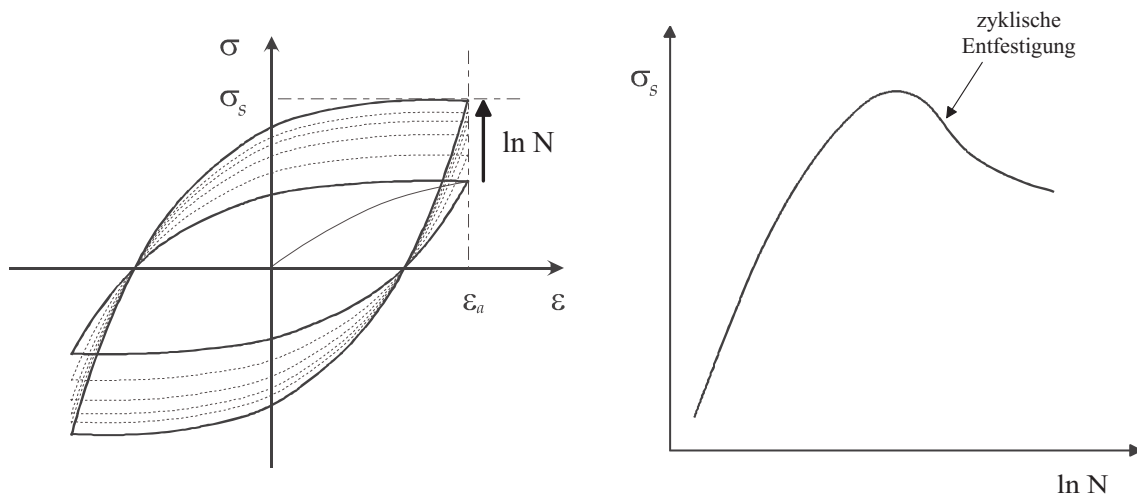


Abbildung 2.5: Links ist eine idealisierte Hysteresekurve für eine dehnungskontrollierten Wechselverformung gezeigt. Die rechte Abbildung zeigt das Ansteigen der Spannungsamplitude σ_S bei der Wechselverformung bis zu einem Maximum. Bei einigen Materialien kommt es zum Ende der Wechselverformung zu einer Entfestigung (BAUSCHINGER-EFFEKT) und σ_S sinkt bis zum Bruch der Probe ab.

Die für das Verfestigungsverhalten verantwortliche Versetzungsanordnung ist bei wechselverformten Proben von anderer Struktur als bei zug- oder druckverformten. Ursache hierfür ist der sogenannte BAUSCHINGER-Effekt [Bau86]. Eine unter Zug entstandene Versetzungsanordnung ist nach Spannungsumkehr nicht zwangsläufig stabil, und dadurch kann die Verfestigung zum Teil wieder verloren gehen.

2.2.3 Wöhlerversuch

Zur Untersuchung des Ermüdungsverhaltens von Metallen werden auch heute noch fast ausschließlich dem WÖHLER-Verfahren angelehnte Methoden verwendet. Beim WÖHLER-Verfahren werden Proben bei konstanter Lastamplitude in Schwingfestigkeitsversuchen bis zum Bruch zyklisch belastet und die Lastwechselzahlen, bei denen der Bruch eintritt, die sogenannten Bruchlastspielzahlen, bestimmt. Die Ergebnisse werden unter Angabe der angelegten Spannung der jeweiligen Probe auf der Ordinate und der Lastwechselzahl auf der Abszisse dargestellt (s. Abb. 2.6). Dabei wird die Lastwechselzahl logarithmisch aufgetragen. Sogenannte *Durchläufer*, Proben bei denen bis zur Grenzlastwechselzahl N_G kein Bruch aufgetreten ist, werden durch einen Pfeil gesondert gekennzeichnet.

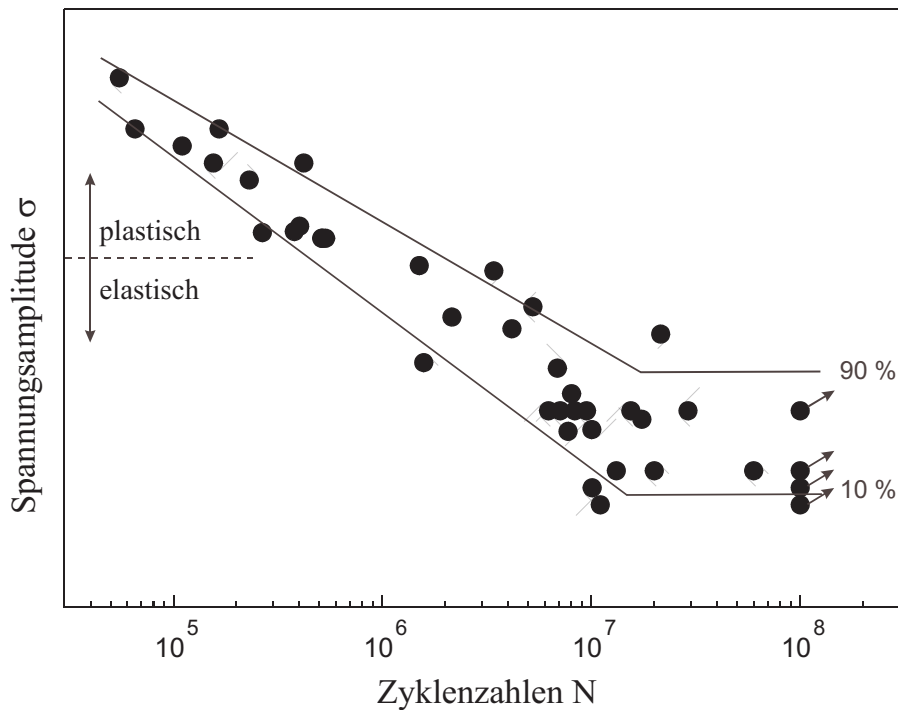


Abbildung 2.6: Schematisches WÖHLER-Diagramm. Jeder Punkt im Diagramm entspricht der Zyklenzahl N beim Bruch einer Probe, die mit der Spannung σ wechselbelastet wurde. Übersteht die Probe den Versuch, ohne zu brechen, wird sie mit einem Pfeil als DURCHLÄUFER gekennzeichnet. Als Maß für die dynamische Belastbarkeit eines Stoffes, dient die Breite zwischen 10% und 90% der Überlebenswahrscheinlichkeit.

Wie das WÖHLER-Diagramm in Abbildung 2.6 zeigt, treten in der Bruchlastzahl von gleichartigen Proben selbst bei gleicher Lastamplitude deutlich unterschiedliche Bruchlastzahlen auf. Aus den Ergebnissen wird eine 10% bzw. 90% Überlebenswahrscheinlichkeit berechnet. Für viele Metalle ist der gezeigte Verlauf des WÖHLER-Diagramms prinzipiell ähnlich. Mit abnehmender Spannung steigt die Zahl der Lastwechsel bis zum Bruch an. In einem Übergangsbereich ausreichend niedriger Spannung brechen keine Proben mehr und die WÖHLER-Linie nimmt im Bereich der *Dauerfestigkeit* einen horizontalen Verlauf an. Die Grenzlastwechselzahl N_G , oberhalb derer keine Proben mehr brechen, hängt von den untersuchten Werkstoffen ab. Bei Stählen liegt N_G etwa bei 10^7 Zyklen.

2.3 Positronen im Festkörper

Die Sensitivität der Zerstrahlungsparameter von Positronen auf Gitterdefekte, wurde erstmalig in den 60er Jahren des letzten Jahrhunderts klar [Dek64, Mac67, Bra68]. Eine umfassende Beschreibung über die Möglichkeiten der Positronen-Annihilations-

Spektroskopie (PAS) wurde 1973 von WEST veröffentlicht [Wes73]. Heutzutage stellt die PAS eine etablierte Methode in der zerstörungsfreien Materialprüfung dar. In den folgenden Abschnitten wird der Weg des Positrons im Festkörper bis hin zur Annihilation mit einem Elektron und die Auswertung der Annihilationsstrahlung beschrieben.

2.3.1 Positronenquellen

Als Positronenquellen lassen sich neutronenarme Kerne wie beispielsweise ^{22}Na oder ^{68}Ge verwenden. Beim β^+ -Zerfall ($p \rightarrow n + e^+ + \nu_e$) werden dabei Positronen emittiert. Positronen entstehen auch bei der Paarbildung oder durch Bremsstrahlung. Um dies nutzen zu können, werden jedoch Großanlagen benötigt. Für den Laborgebrauch eignen sich daher insbesondere radioaktive Quellen.

2.3.2 Diffusion im Festkörper

Positronen, die in einen Festkörper eindringen, verlieren innerhalb weniger Piko-sekunden ihre gesamte kinetische Energie und werden auf die thermische Energie $E_{kin} = 3/2k_B T$ des Festkörpers abgebremst [Nie80]. Diese beträgt ungefähr 0,04 eV bei Raumtemperatur. Der gesamte Prozess wird als Thermalisierung bezeichnet und findet in einem kleinen Bruchteil der Lebensdauer des Positrons statt, wodurch die Zerstrahlung aus nichtthermischen Zuständen unbedeutend wird. Die Thermalisierung des Positrons geschieht im Wesentlichen in drei verschiedenen Schritten: Zunächst gibt das Positron einen Teil seiner kinetischen Energie durch Streuung am Coulombfeld der Atome ab. Dabei wird es von einigen MeV auf einige 100 keV abgebremst. Im nächsten Schritt gibt das Positron Energie durch inelastische Stöße mit Rumpf-Elektronen ab, deren Atome dadurch ionisiert werden. Durch Anregung weniger stark gebundener Elektronen sinkt die kinetische Energie des Positrons auf einige eV ab. Die Dauer dieser hochenergetischen Prozesse beträgt ca. 0,1 ps. Die von nun an dominierenden niederenergetischen Prozesse, wie die inelastische Streuung an Valenzelektronen mit Elektron-Loch-Paar-Bildung, Plasmonenanregung und die inelastische Streuung an Phononen, finden bei Raumtemperatur in einem Zeitraum von ca. 3 ps statt [Rit59, Per70, Nie80].

Das Positron befindet sich nun im thermodynamischen Gleichgewicht mit dem Phonongas. Da die mittlere Lebensdauer des Positrons in Metallen 10^{-10} s beträgt, befindet sich mit der üblicherweise verwendeten Quellstärke im Mittel immer nur ein Positron im Festkörper. Dies bedeutet, dass jedes Positron trotz seiner fermionischen Eigenschaften dazu in der Lage ist, den niedrigsten Energiezustand zu besetzen [Bel83, Nie80].

Nach dem Prozess der Thermalisierung diffundiert das Positron durch den Festkörper. Es bewegt sich dabei in einem sogenannten drei-dimensionalen Random-Walk. (s. Abb. 2.7)

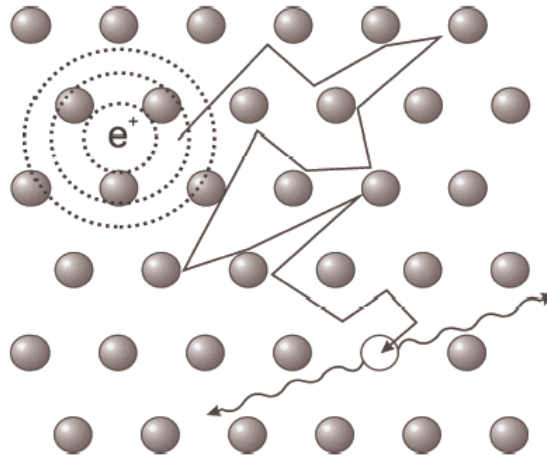


Abbildung 2.7: Schematische Darstellung des 3-dimensionalen Random-Walks eines Positrons in Metallen. Im Durchschnitt wird das Positron, während seiner Diffusion bei RT, einige tausend mal an Atomrümpfen gestreut.

Energiebereiche bis zur Thermalisierung:

- Bremsstrahlung: einige MeV
- inelastische Streuung an Elektronen: einige 100 keV
- Plasmonische Anregung: 0,5 eV bis einige 100 eV
- Phononische Anregung: einige meV bis 1 eV

Nachdem das Positron einen Diffusionsweg von etwa 300 nm zurückgelegt hat, zerstrahlt es mit einem Elektron. Dies passiert entweder im Zwischengitter oder in einer Haftstelle. Beschrieben wird der Prozess durch folgende Diffusionsgleichung:

$$\dot{n}_+(\vec{x}, t) = D_+ \Delta n(\vec{x}, t)$$

$$D_+ \approx 10^{-4} \frac{m^2}{s} \quad \text{bei Raumtemperatur}$$

Der Diffusionskoeffizient D_+ wird durch die mittlere freie Weglänge und die thermische Energie festgelegt [Leo93].

Mit einer Lebensdauer von $\tau \approx 100 \dots 200$ ps ergibt sich mittels $\langle L_+ \rangle_{rms} = \sqrt{6D_+\tau_+}$ eine Diffusionslänge von ca. 300 nm.

2.3.3 Das Trapping Modell

Positronen und Atomrümpfe tragen dasselbe Vorzeichen der elektrischen Ladung. Dies bedeutet, dass das elektrische Feld der Atomrümpfe ein repulsives Potential für die Positronen darstellt. Diffundiert ein Positron durch den Festkörper und kommt es entlang seines Diffusionsweges zu einer Stelle geringerer Dichte der Atomrümpfe, stellt dies ein attraktives Potential für das Positron dar. Da das Positron im Mittel während der Diffusion bei RT eine Energie von $E_{th} = 3/2k_B T \approx 0,04 \text{ eV}$ besitzt, kann es ein Potential mit einer Tiefe von 1 eV nicht mehr verlassen. In einer solchen Potentialmulde verbleibt das Positron bis zur Zerstrahlung mit einem Elektron [Häk90].

Ob das Positron von einem Defekt eingefangen wird, ist abhängig von der Potentialtiefe dieses Defektes. Ein solcher Defekt bzw. eine solche Haftstelle wird als tief bezeichnet, wenn es für das Positron nach dem Einfang (*trapping*) nicht mehr möglich ist, die Potentialmulde zu verlassen. Ist die Potentialmulde eines Defektes nicht tief genug, so kann das Positron aus dieser wieder entweichen. Die Einfang- und Entweichraten sind stark von der Temperatur abhängig. Das Standard-Trapping-Modell gibt diese Raten an [Ber70, Con71, Bra72, Fra74].

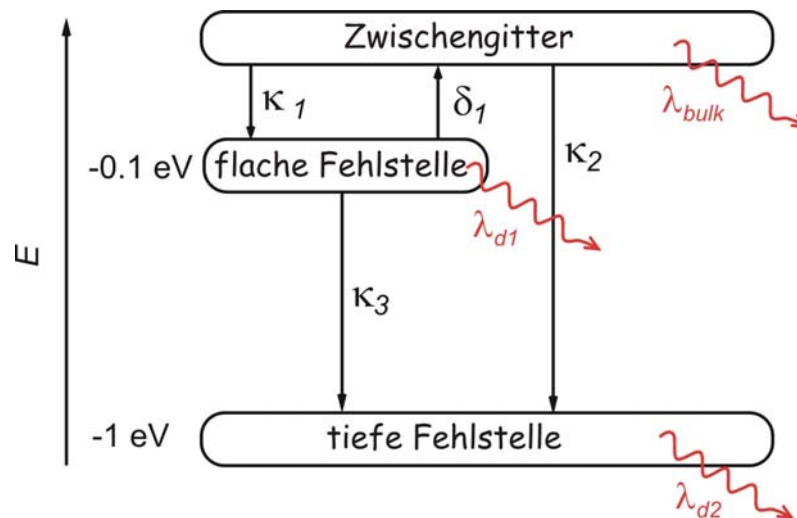


Abbildung 2.8: Ein Positron im Zwischengitter kann mit einer Einfangwahrscheinlichkeit von κ_1 in eine flache Fehlstelle gefangen werden. Von dort kann es mit der Rate κ_3 in eine tiefe Falle gelangen oder wieder ins Zwischengitter entweichen (δ_1) oder mit einem e^- annihilieren. Das e^+ kann auch direkt in eine tiefe Fehlstelle gelangen und von dort nicht mehr entweichen. Die Annihilation findet aus allen 3 Zuständen mit den entsprechenden Raten $\lambda_{\text{bulk}}, \lambda_{d1}, \lambda_{d2}$ statt.

Beim Trapping-Modell wird davon ausgegangen, dass man die Annihilation von schnellen Positronen im Vergleich zur Annihilation thermalisierter Positronen ver-

nachlässigen kann. Sind die Defekte im Festkörper homogen verteilt, so ist die Einfangrate proportional zur Defektdichte. Außerdem wird bei dem Modell vorausgesetzt, dass keine Wechselwirkung der Positronen untereinander stattfindet. Bei der im Experiment verwendeten Quellstärke ist diese Bedingung erfüllt.

Die verschiedenen Einfangraten sind temperaturabhängig:

$$\begin{aligned} \kappa_d(T) &= \mu(T)c_d \text{ mit} \\ \mu &\approx 10^{14} - 10^{15} \frac{1}{\text{s}} \text{ (spezifische Einfangdichte) [Wes73] und} \\ c_d &= \text{Defektdichte} \end{aligned}$$

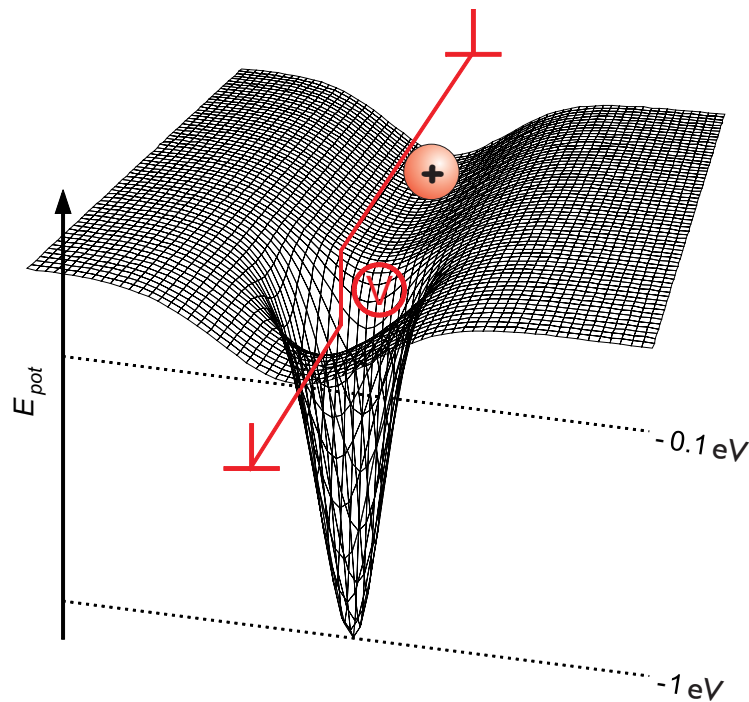


Abbildung 2.9: Eine Versetzung stellt bei Raumtemperatur eine flache Fehlstelle dar, aus der das Positron entweichen kann. Der Einfang in eine Versetzung bildet einen Übergangszustand, von dem aus das Positron in die tiefe Potentialmulde einer assoziierte Leerstelle gelangen kann. Mit sinkender Temperatur und damit sinkender Positronenenergie wird aus der Versetzung eine tiefe Haftstelle, aus der das Positron nicht mehr entweichen kann.

Die Potentialtiefe einer Einfachleerstelle beträgt ungefähr 1 eV [Sch81], d.h. ein Positron kann diese nicht mehr verlassen, selbst wenn die Temperatur des Metalls knapp unterhalb des Schmelzpunktes liegt. Versetzungen stellen hingegen flache Haftstellen dar, die eine Potentialtiefe von ca. 50-100 meV haben [Dau74, Häk89,

Häk90, Wid99]. Schon bei Raumtemperatur kann ein Positron aus einer solchen Haftstelle entweichen. Es wird allerdings vermutet, dass das flache Potential der Versetzungen als Weg zu an ihnen assoziierten Leerstellen dient. Dadurch erhöhen sie das Diffusionsvolumen und somit die Einfangrate in leerstellenartige Defekte (s. Abb. 2.9) [Wid99].

2.3.4 Die Annihilation des Positrons

Zum Ende seiner Lebensdauer zerstrahlt das Positron mit seinem Antiteilchen, dem Elektron. Dabei wird die Ruhe- und Bewegungsenergie von Elektron und Positron in γ -Strahlung umgewandelt. Die Annihilation in zwei γ -Quanten ist die häufigste. 1 γ - und 3 γ - Annihilation sind mit $1/\alpha$ bzw. $1/\alpha^3$ (α = Feinstrukturkonstante) stark unterdrückt.

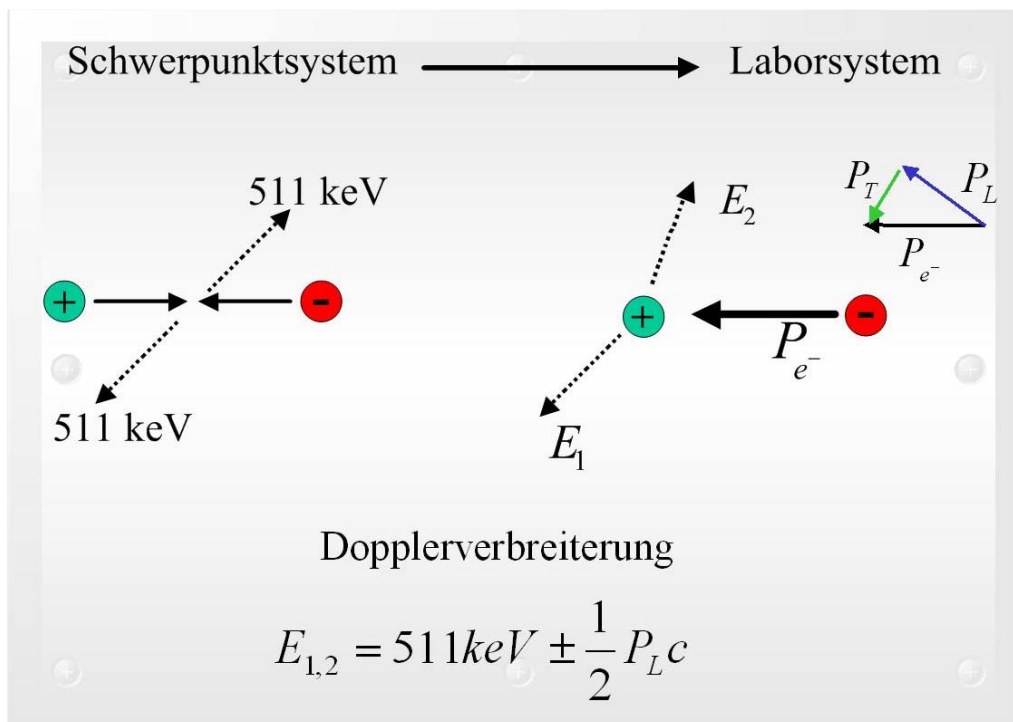


Abbildung 2.10: Im Laborsystem liefert das Elektron den Hauptanteil des Impulses. Bei der Annihilation führt der Longitudinalimpuls und die damit verbundene kinetische Energie des Elektrons von einigen eV zu einer Dopplerverbreiterung der γ -Energie im Bereich von keV. Der Longitudinal-Impuls des Elektrons sorgt für die von uns untersuchte Dopplerverbreiterung des Photopeaks, während der Transversal-Impuls für eine Störung der Winkelkorrelation verantwortlich ist.

Betrachtet man die Annihilation im Schwerpunktsystem, so annihilieren Positron und Elektron unter Aussendung zweier γ -Quanten mit einer Energie von 511 keV

unter einem Winkel von 180° . Geht man in das Laborsystem über, so muss der Impuls von Elektron und Positron berücksichtigt werden. Da die Positronen thermalisiert sind, liegt ihre Energie bei ca. 40 meV. Deswegen ist ihr Impuls im Vergleich zum Elektronenimpuls zu vernachlässigen.

Teilt man den Impuls des Elektrons im Laborsystem in einen longitudinalen und einen transversalen Anteil auf, so sorgt der longitudinale Impuls für eine Dopplerverbreiterung der 511 keV-Annihilationslinie $\Delta E = \pm \frac{1}{2} p_L c$, mit p_L als dem Longitudinalimpuls des Elektrons.

Der transversale Impuls führt zu einer Abweichung von der 180° Winkelkorrelation (s. Abb. 2.10) [Deb49].

2.3.5 Der S-Parameter

Bei der Annihilation des Positrons führt der Longitudinalimpuls des Elektrons wie oben beschrieben zu einer Dopplerverbreiterung. Die Energie der Elektronen von ca. 1 eV führt zu einer Energieverschiebung von ca. 1,5 keV der γ -Quanten. Diese Verbreiterung kann mit einem Germaniumdetektor gemessen werden, da die Energieauflösung des in dieser Arbeit benutzten Detektors bei ca. 1,13 keV liegt. Die Energie der γ -Strahlung hängt von der Energie der an der Zerstrahlung beteiligten Elektronen ab. Das Positron kann mit kernnahen schnellen oder langsamen Valenzelektronen zerstrahlen. Im Zwischengitter findet die Zerstrahlung überwiegend mit kernnahen Elektronen statt. Ist das Positron hingegen in einer Leerstelle gefangen, annihiliert es überwiegend mit einem Valenzelektron. Für das Positron ist also die Wahrscheinlichkeit, mit einem kernnahen Elektron zu annihilieren, im Zwischengitter um einiges größer als in einer Leerstelle. Diese Sensitivität des Positrons für seine Umgebung wird zur Untersuchung der Kristallstruktur ausgenutzt. Die aus der Annihilation stammende Dopplerverbreiterung dient dabei als Maß für die Leerstellendichte. Zur quantitativen Untersuchung wird der *S-Parameter* (Shape-Parameter) eingeführt.

Zur Definition von S- und W-Parameter:

$$S \equiv \frac{\int_{E_0-\delta E}^{E_0+\delta E} N(E)dE}{\int_{E_{min}}^{E_{max}} N(E)dE}$$

$$W \equiv \frac{\int_{E_{min}}^{E_{min}+\delta E'} N(E)dE + \int_{E_{max}-\delta E'}^{E_{max}} N(E)dE}{\int_{E_{min}}^{E_{max}} N(E)dE}$$

Er beschreibt dabei den Zerstrahlungsanteil der Positronen mit Valenzelektronen. Zur Untersuchung des Zerstrahlungsanteils mit kernnahen Elektronen lässt sich der *W-Parameter* (Wing-Parameter) einführen. Beide Parameter beschreiben die Linienform der Dopplerkurve (siehe Abb. 2.11).

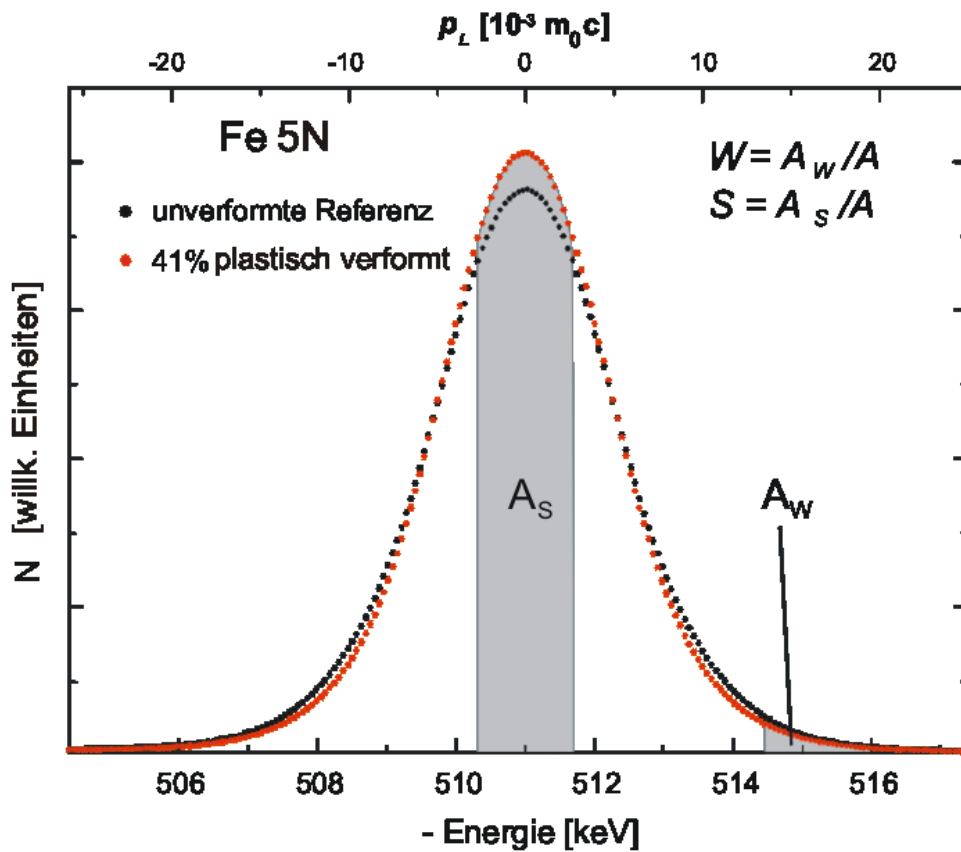


Abbildung 2.11: Der S-Parameter (Shape-Parameter) beschreibt die Dopplerverbreiterung des 511keV-Photopeaks, der W-Parameter den Anteil der kernnahen Elektronen an der Zerstrahlung. Hier ist die Linienform einer plastisch verformten Eisenprobe (rote Kurve) und einer unverformten Referenzprobe gezeigt. Der Photopeak der verformten Probe ist schmaler, da mehr Positronen mit Leitungselektronen in Leerstellen annihiliert sind und die Dopplerverbreiterung damit kleiner ist. Beide Kurven sind auf Fläche 1 normiert [Haa03].

Kapitel 3

Verwendete Geräte

Die in dieser Arbeit untersuchten Proben wurden am Fraunhofer LBF, Darmstadt in einer Wechsel-Verformungs-Apparatur (WVA) ermüdet. Die Defektdichte der Proben wurde mittels der Bonner-Positronen-Mikrosonde (BPM) untersucht. Im folgenden Kapitel werden die verwendeten Geräte kurz beschrieben.

3.1 Die Wechsel-Verformungs-Apparatur

Für die Wechsel-Verformungs-Versuche wurde eine servohydraulisch arbeitende standardisierte Prüfmaschine der Firma Schenk im Fraunhofer LBF, Darmstadt verwendet. Mit dieser Maschine lässt sich eine maximale Kraft von 25 kN realisieren. Die angelegte Kraft wird während der Wechselverformung mit einer Kraftmessdose gemessen. Die Kraftmessdose nutzt dabei den dehnungsabhängigen elektrischen Widerstand sogenannter *Dehnmessstreifen*, um die anliegende Kraft elektronisch auszuwerten.

Die Dehnung der Probe wird über einen kapazitiven Wegsensor bestimmt. Es gilt, dass $C \propto 1/d$ und $C = Q/U$. Ist die Ladung auf den Platten konstant, so ist die Spannung proportional zum Abstand der Platten.

Der Wechselverformungsversuch ist mit konstanter Spannung (*spannungskontrolliert*) oder mit konstanter Dehnung (*dehnungskontrolliert*) durchführbar. Die Verformung der in dieser Arbeit untersuchten Proben wurde *spannungskontrolliert* durchgeführt.

Die Verformungsapparatur ist durch einen PC ansteuerbar. Dies ermöglicht unterschiedliche Verformungsabläufe, wie z.B. Sinus-, Dreieck- oder andere beliebige Sollfunktionen, die zusätzlich zu der regelmäßigen Wechselbelastung auch Stoßbelastungen, die unter realistischen Bedingungen auftreten können, simulieren.

Die Einspannung der Proben erfolgt bei der hier beschriebenen Maschine hydraulisch. Von besonderer Bedeutung ist dabei, dass beim Einbau keine Biegemomente auftreten, die zu einer unsymmetrischen Spannungsverteilung in der Probe führen.

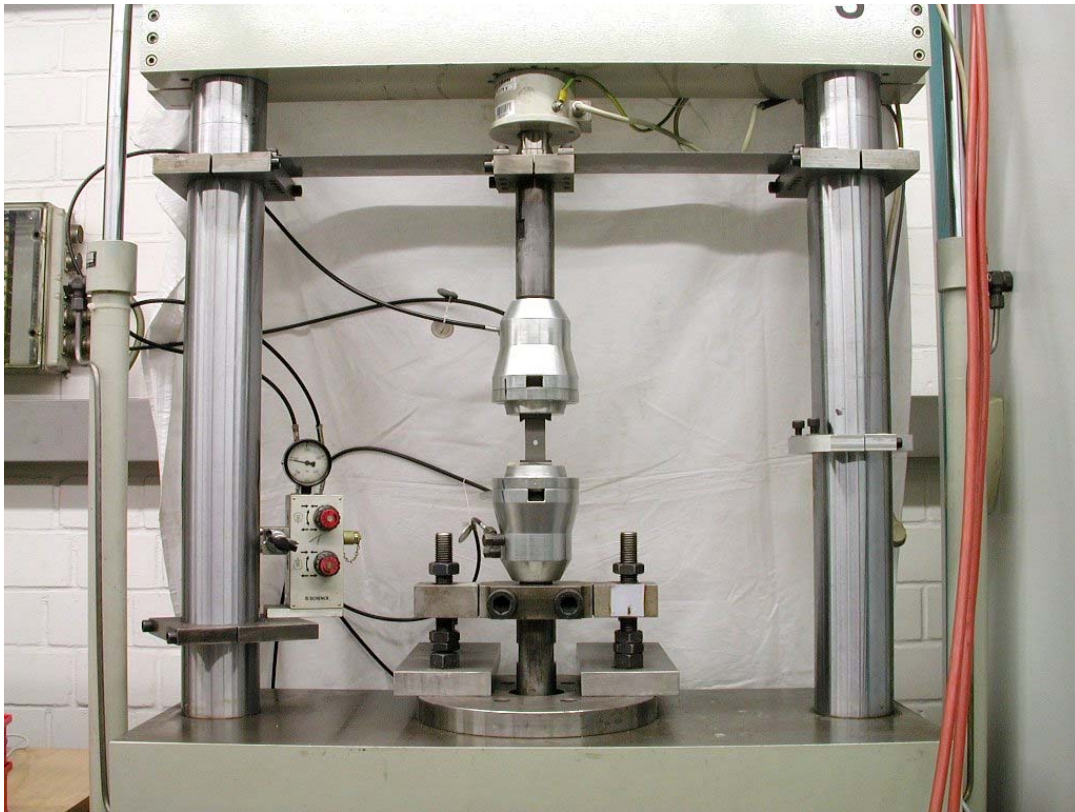


Abbildung 3.1: Die WVA mit eingespannter Probe.

3.2 Die Bonner-Positronen-Mikrosonde

Die Bonner-Positronen-Mikrosonde (BPM) ist eine Kombination aus einem Raster-Elektronen-Mikroskop (REM) und einer Positronenquelle mit kleinem Phasenraum (s. Abb. 3.2). Positronen- und Elektronenquelle befinden sich auf den gegenüberliegenden Seiten eines magnetischen Prismas. Ein Zwischenpotential saugt die aus der Öffnung des Moderators kommenden Positronen ab. Moderator und Quelle liegen auf einem bis zu 30 kV einstellbaren Beschleunigungspotential. Eine auf Erdpotential liegende Elektrode beschleunigt die Positronen. Die Kondensorlinse dient zur Fokussierung des Positronenstrahls auf die Eingangsebene des Prismas. Da die spezifischen Ladungen q/m von Elektron und Positron von gleichem Betrag aber umgekehrten Vorzeichen sind, werden beide aus entgegengesetzter Richtung kommenden Strahlen vom selben Feld des Prismas um 90° in die Eingangsebene der REM-Säule umgelenkt.

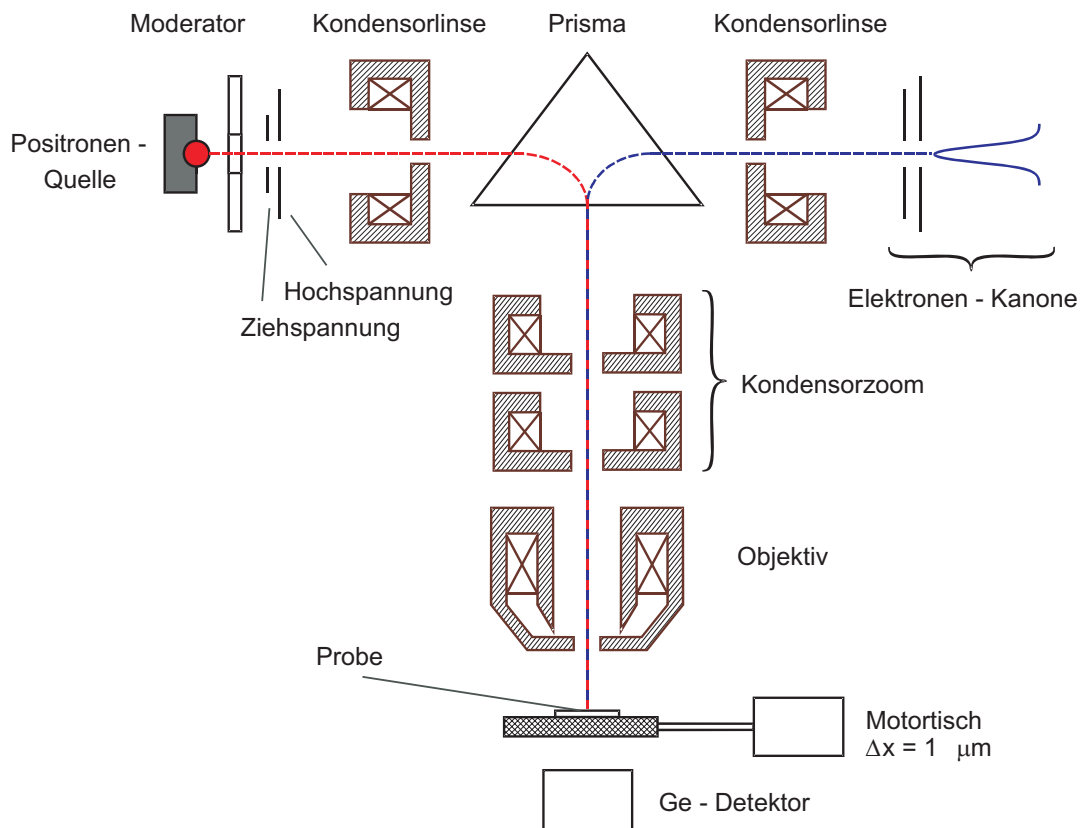


Abbildung 3.2: Schematische Darstellung der Bonner-Positronen-Mikrosonde. Das Gerät ist eine Kombination aus einer Positronenquelle mit kleinem Phasenraum und einem konventionellen Raster-Elektronen-Mikroskop. Positronen- und Elektronenstrahl werden auf die Eingangsebene eines magnetischen Prismas projiziert und von demselben magnetischen Feld in die REM-Säule eingelenkt. Ein 10 mm unter der Probe positionierter Germanium-Detektor misst die Annihilationsstrahlung [Haa03].

Die weitere Strahlverkleinerung und Fokussierung werden von dem Kondensorzoom und der Objektivlinse der REM-Säule übernommen. Der Strahldurchmesser auf der Probe wurde auf ca. $50 \mu\text{m}$ eingestellt. Im Positronenbetrieb wird die Probe unter dem Strahl verfahren. Zu diesem Zweck dient ein automatisierter Zwei-Achsen-Motortisch. Er hat eine Genauigkeit von $\Delta x = \Delta y = 1 \mu\text{m}$. Zur Aufnahme des Energiespektrums der Annihilationsstrahlung befindet sich im Abstand von ca. 10 mm ein Germanium-Detektor unterhalb der Probe. Bei einer Energie von 511 keV hat der Detektor eine Nachweiswahrscheinlichkeit von ca. 0,35. Zusammen mit einer relativen Raumwinkelabdeckung von 0,31 ergibt sich für den Detektor damit eine Gesamtnachweiswahrscheinlichkeit von 0,11 für γ -Quanten aus dem Photopeak. Es wird also ca. jedes neunte Positron, das in der Probe annihiliert, nachgewiesen [Gre97, Haa97, Haa03].

Im Elektronenbetrieb sorgen im Objektiv befindliche Scan-Spulen dafür, dass der

Elektronenstrahl über die Probe gerastert wird. Um Linsenfehler höherer Ordnung zu vermeiden, wird im Positronenbetrieb nicht gerastert. Stattdessen wird die Probe mittels des Motortischs unter dem Strahl verfahren. Dadurch können auch Abweichungen in der Strahlposition vermieden werden, die durch den zu den Elektronen entgegengesetzten Drehsinn der Positronen im Magnetfeld der Linsen bedingt wären. Zur Aufnahme der REM-Bilder stehen ein Sekundär-Elektronen-Detektor und ein Rückstreu-Detektor zur Verfügung [Haa97].

Kapitel 4

Das Probenmaterial

Eisenwerkstoffe sind in der heutigen Industrie von enormer Wichtigkeit. Dies liegt vor allem daran, dass die Verarbeitung von Erzen zu Eisen und Stahl relativ billig erfolgt und an den entscheidenden Materialeigenschaften, die z.B. bei Brücken- und Fahrzeugbau benötigt werden. Eisenwerkstoffe lassen sich außerdem durch ihre besonderen mechanischen und magnetischen Eigenschaften vielfältig einsetzen [Ber89].

4.1 Reineisen und Eisenlegierungen

Reineisen liegt bei Raumtemperatur in der kubisch-raumzentrierten α -Phase (Ferrit) vor. Bei einer Temperatur von 910°C wandelt sich die kubisch-raumzentrierte Phase allotrop in eine kubisch-flächenzentrierte γ -Phase (Austenit) um. Ab einer Temperatur von 1390°C wandelt sich die γ -Phase wieder in eine kubisch-raumzentrierte Struktur, die δ -Phase, um. Der Übergang von γ - zu δ -Phase wird für technische Anwendungen im Gegensatz zur Umwandlung von α - zu γ -Phase jedoch nicht genutzt. Der Existenzbereich der unterschiedlichen Phasen kann durch Legierungselemente beeinflusst werden. Im Besonderen ist als solches Kohlenstoff zu nennen. Man unterscheidet Eisenlegierungen gemäß ihres Kohlenstoffgehaltes in Stähle und Gusseisen. Als Stähle bezeichnet man Eisenlegierungen mit einem Kohlenstoffanteil von 0,02% bis 2,06%. Technische Gusseisensorten haben einen Kohlenstoffanteil von 2% bis 4,8% (alle Angaben in Gewichts-%). Stähle werden weiter grob in ferritische und austenitische Stähle unterteilt. In dieser Arbeit wurde der ferritische Kohlenstoffstahl C45E (W.Nr. 1.1191) untersucht.

4.2 C45E

Der ferritische Stahl C45E enthält als wichtigstes Legierungselement ca. 0,45% Kohlenstoff und zählt zu der Gruppe der unlegierten Vergütungsstähle [EN083].

Die mechanischen Eigenschaften des Stahls werden durch unterschiedliche Gefügestände stark beeinflusst. Diese lassen sich durch unterschiedliche Wärmebehand-

lungen einstellen. Abbildung 4.1 zeigt das Eisen-Kohlenstoff-Phasendiagramm mit dem metastabilen System Fe-Fe₃C als Teilsystem und einem Teil des stabilen Fe-C-Zustandsdiagrammes. Um die verschiedenen Gefügestände einstellen zu können, ist die Umwandlung des γ -Eisens in α -Eisen von besonderer Bedeutung. Die γ -Phase wandelt sich bei einem Kohlenstoffgehalt von 0,8% während des Abkühlens bei 723°C eutektisch in Perlit um. Perlit besteht aus dicht nebeneinander liegenden Ferrit- (α -Eisen) und Zementitlamellen (Fe₃C) (s. Abb. 4.1)

C45E liegt über 780°C vollständig in der γ -Phase vor. Beim Abschrecken auf Raumtemperatur wird die Perlitbildung unterdrückt und der Austenit wandelt sich in tetragonal verspannten Martensit um. Bei langsamerem Abkühlen ($\leq 1\text{K/min}$), bildet sich unterhalb von 780°C zunächst Ferrit mit 0,02% C an den Korngrenzen der Austenitkörner und der Austenit reichert sich mit Kohlenstoff an. Unterhalb von 723°C zerfällt der verbleibende Austenit (mit 0,8% C) in Perlit. Bei ausreichend kleiner Abkühlrate ($\approx 0,5\text{K/min}$) besteht das Gefüge von C45E bei Raumtemperatur aus 60% α -Eisen (Ferrit) und 40% Perlit [Ben02].

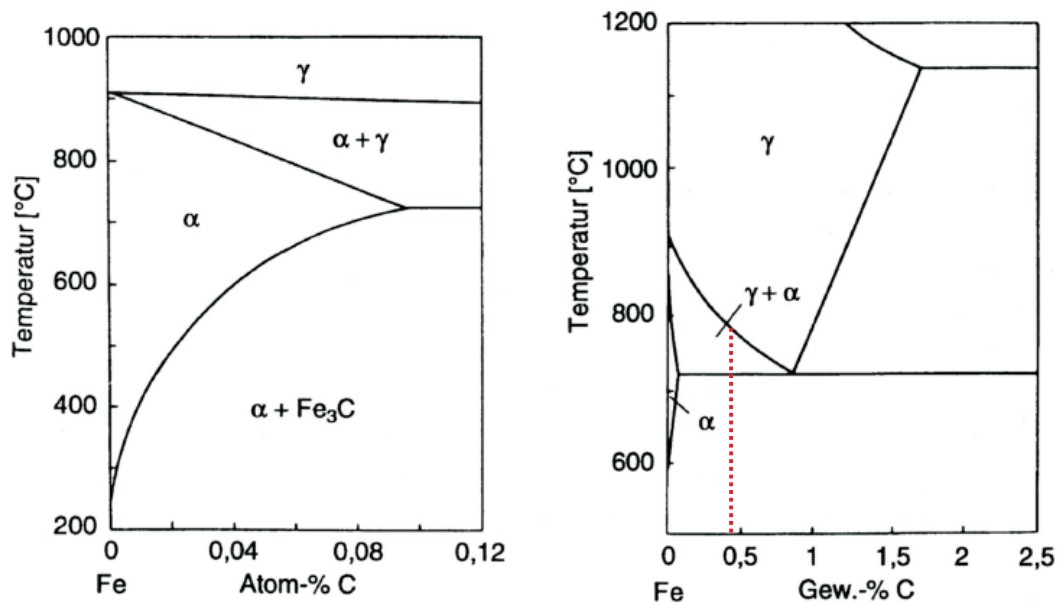


Abbildung 4.1: Ausschnitt aus dem Zustandsdiagramm des $Fe - C$ Systems. Die rote Linie in der rechten Abbildung markiert den Bereich von C45E [Mue].

Kapitel 5

Die Proben

Die in dieser Arbeit verwendete Probengeometrie unterscheidet sich deutlich von den bisher mit der Bonner-Positronen-Mikrosonde untersuchten Geometrien. Die in Abb. 5.1 gezeigte Form ist eine zur Untersuchung von Wechselbeanspruchungen genutzte Standardgeometrie. Durch die Bohrung in der Probenmitte wird ein Spannungsverlauf entlang der Probenlängsachse erreicht.

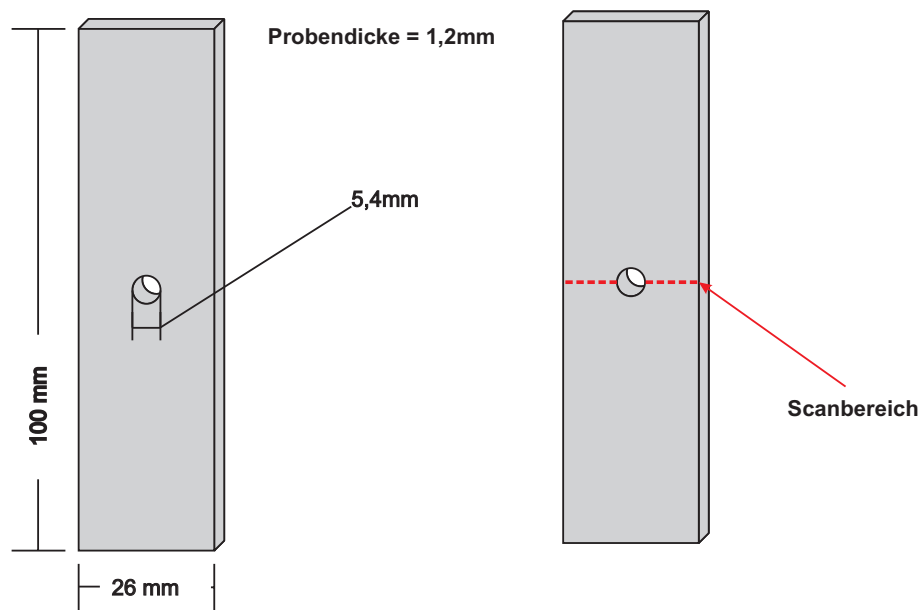


Abbildung 5.1: Probengeometrie und Scanbereich der mit der BPM durchgeführten Linienscans.

Dabei wird die Spannungsverteilung in der Probe durch Finite Elemente Methoden (FEM) berechnet. Durch das sogenannte Transferability Concept [Son03], ist es möglich die gewonnenen Ergebnisse auf beliebige Geometrien umzurechnen. Auf diese

Weise lässt sich diese Probengeometrie nutzen, um, basierend auf den mit ihr erhaltenen Ergebnissen, das Schädigungsverhalten des Materials bei ganz verschiedenen Konstruktionen einzuschätzen. Mit den Mitteln der PAS ist diese Probengeometrie bisher noch nicht untersucht worden. Obwohl die FEM Simulation nicht die Möglichkeit bietet, eine dynamisch entstandene Schädigung des Materials zu simulieren, kann ein quantitativer Vergleich mit der gemessenen Defektdichte nach einer erfolgten Wechselverformung Aufschluss über die Größe des Bereichs der maximalen Schädigung geben.

5.1 Herstellung und Probengeometrie

5.1.1 Herstellung

Die Proben wurden mit einer CNC Fräse der Feinmechanischen Werkstatt des HSKP hergestellt. Um unter der Wechselbelastung eine Rissbildung an ungewünschter Stelle zu vermeiden, muss die Oberfläche der Proben eine geringe Rauigkeit aufweisen. Dies wurde durch sukzessives Polieren der Proben mit 2400 Silizium-Carbid-Papier erreicht, was einer Körnung von $8\mu m$ entspricht. Dabei wurde auch die Innenbohrung der Proben poliert. Alle verwendeten Proben, sowohl die für das WÖHLER-Diagramm, als auch die für die Ermüdungsmessungen, wurden auf gleiche Weise hergestellt und bearbeitet. Dies ist erforderlich, um Vergleichbarkeit der Ergebnisse zu gewährleisten.

5.1.2 Wärmebehandlung

Um einen definierten Gefügestand des Materials einzustellen, werden die Proben in einem Vakuumofen auf $680^{\circ}C$ erhitzt. Dabei werden auch die durch die Probenpräparation ins Material eingebrachten Fehler ausgeheilt. Auf diese Weise wird vor dem Experiment und der Untersuchung des Materials ein definierter Ausgangszustand vergleichbarer Fehlstellendichte bei den Proben eingestellt. Die Wärmebehandlung des verwendeten Werkstoffes C45E erfolgte im Vakuum, um die Bildung einer Zunderschicht an der Oberfläche zu verhindern. Der Druck betrug dabei ca. $1 \cdot 10^{-4}$ Pa. Da der Wärmeübertrag im Ofen vorwiegend durch Strahlung und nur zu einem geringen Anteil durch Wärmeleitung erfolgt, ermöglicht dies nur kleine Aufheiz- und Abkühlgradienten [Ben02].

Die Proben wurden 180 Minuten bei $680^{\circ}C$ ausgeheilt und anschließend mit einer Rate von $1^{\circ}C$ pro Minute abgekühlt. Auf diese Weise werden alle für Positronen sichtbare Fehler ausgeheilt [Haa03]. Die Abbildung 5.2 zeigt das Gefüge des Materials unmittelbar vor der Wechselverformung:

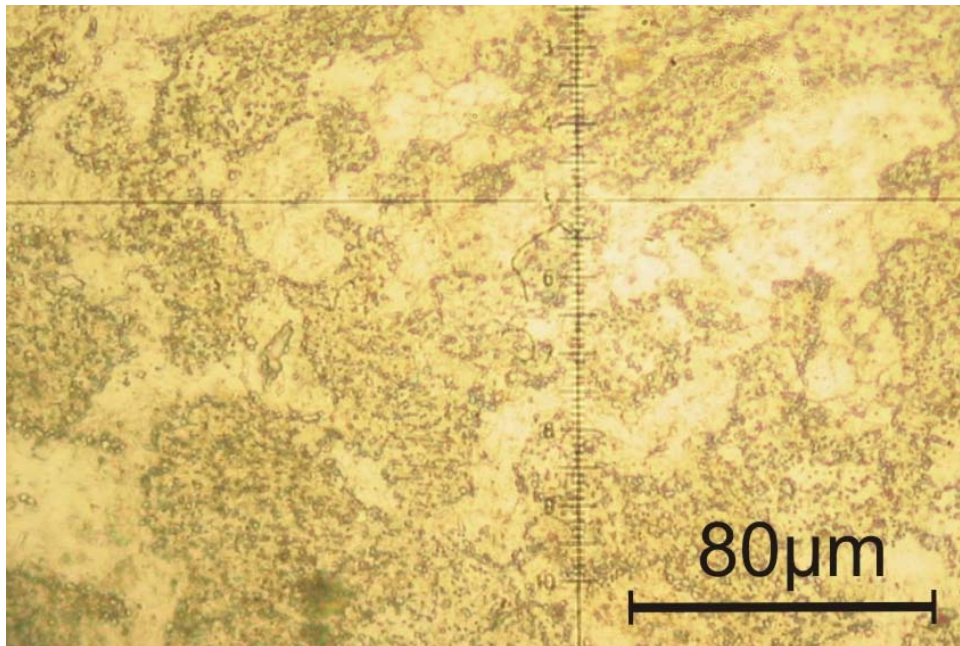


Abbildung 5.2: Lichtmikroskopaufnahme des Gefüges mit 1000x facher Vergrößerung. Die Probe wurde mit Nital (2% HNO_3) geätzt. Der Perlitanteil beträgt etwa 45%.

5.2 Wechselbelastung

Die Wechselbelastung wurde am Fraunhofer LBF, Darmstadt durchgeführt. Die unter 3.1 beschriebene WVA wurde zu diesem Zweck verwendet. Die Abbildung 5.3 zeigt die in die WVA eingespannte Probe: Als Verformungsfunktion wurde eine sinusförmige Spannung mit einer Amplitude von 160 MPa und einer Frequenz von 20 Hz gewählt. Die einzelnen Proben wurden dabei bis zu unterschiedlichen Zyklenzahlen belastet. In Absprache mit den Mitarbeitern des Fraunhofer LBF, Darmstadt wurden die tatsächlich verwendeten Zyklenzahlen und die Spannung erst nach der Messung der Proben mit der BPM mitgeteilt. Die einzelnen, hier beschriebenen Parameter der Wechselverformung, waren also erst nach der Beendigung der Messung zugänglich. Vorausgesetzt war allerdings, dass alle sechs verformten Proben unter gleicher Spannung verformt wurden.



Abbildung 5.3: Probeneinspannung in der hydraulisch arbeitenden Wechsellagerungsapparatur am Fraunhofer Institut LBF, Darmstadt.

5.3 FEM Simulation

Die Mitarbeiter des Fraunhofer LBF, Darmstadt haben für die in dieser Arbeit untersuchte Probengeometrie eine Finite-Elemente-Methode Simulation mit dem Softwarepaket ANSYS (ANSYS INC., Canonsburg, PA 15317, USA) durchgeführt. Bei der FEM wird das Berechnungsgebiet in eine große Zahl kleiner, aber endlich vieler Elemente unterteilt. Auf diesen Elementen werden Ansatzfunktionen definiert. Daraus ergibt sich über ein System partieller Differentialgleichungen und die Randbedingungen ein großes Gleichungssystem. Aus dem gelösten Gleichungssystem werden danach die gesuchten Resultate abgeleitet.

Die lokal in der Probe wirkenden Spannungen wurden berechnet. Dazu wurden insgesamt 70000 Elemente verwendet. Für die in dieser Arbeit untersuchten Proben wurde ein uniaxialer Spannungszustand mit einer Kraft von 100 N simuliert.

In den folgenden Abbildungen ist die VON MIESES Spannung farbcodiert dargestellt. Sie ist ein Maß für die richtungsunabhängig in der Probe wirkende Spannung und berechnet sich aus dem Spannungstensor auf folgende Weise:

$$\sigma_{vM} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2} \quad (5.1)$$

Die einzelnen σ_i sind dabei die Spannungskomponenten der drei Raumrichtungen.

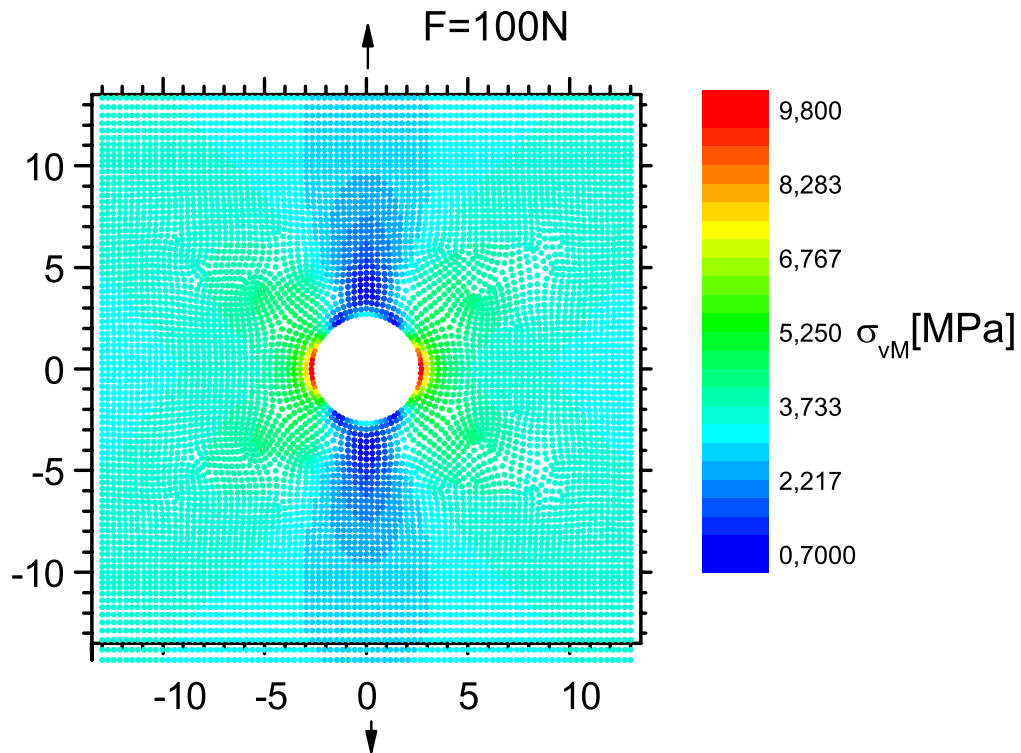


Abbildung 5.4: Die mit der FEM Simulation berechnete VON MIESES Spannung σ_{vM} an der Bohrung der Probe in farbcodierter Darstellung.

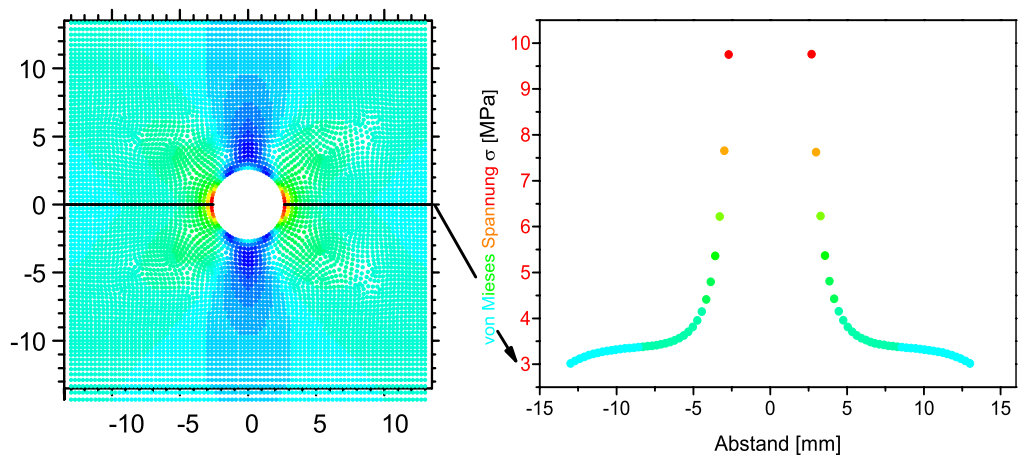


Abbildung 5.5: Projektion der simulierten VON MIESES Spannung σ_{vM} entlang der schwarz eingezeichneten Probenquerachse (s. Abb. 5.1). Entlang dieser Linie wurden in einem ersten Schritt die einzelnen Proben mit der BPM untersucht.

Kapitel 6

Die Messungen

6.1 Linienscans

Die ersten Messungen mit der BPM wurden entlang der in Abbildung 5.5 dargestellten Linie durchgeführt. Die Nummerierung der Proben ist zufällig gewählt und enthält somit keine Information über die Zyklenzahl, Mess- oder Versuchsreihenfolge oder andere Versuchsparameter. Als Referenz zur Bestimmung des relativen S-Parameters wurde eine unverformte Probe verwendet, die der gleichen Probenpräparation unterzogen wurde.

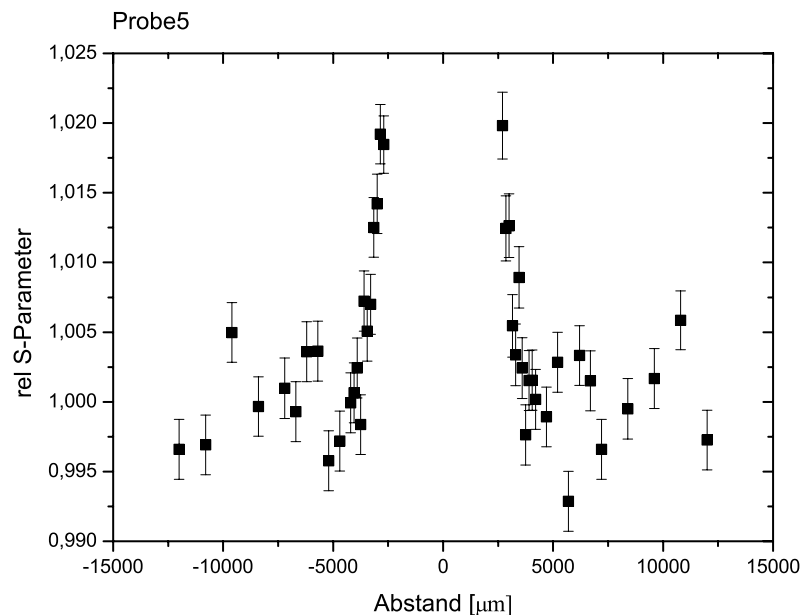


Abbildung 6.1: Linienscan nach Abb. 5.4 von Probe 5. Für diese Probe wurde zunächst eine geringere Auflösung im Anfangsbereich gewählt.

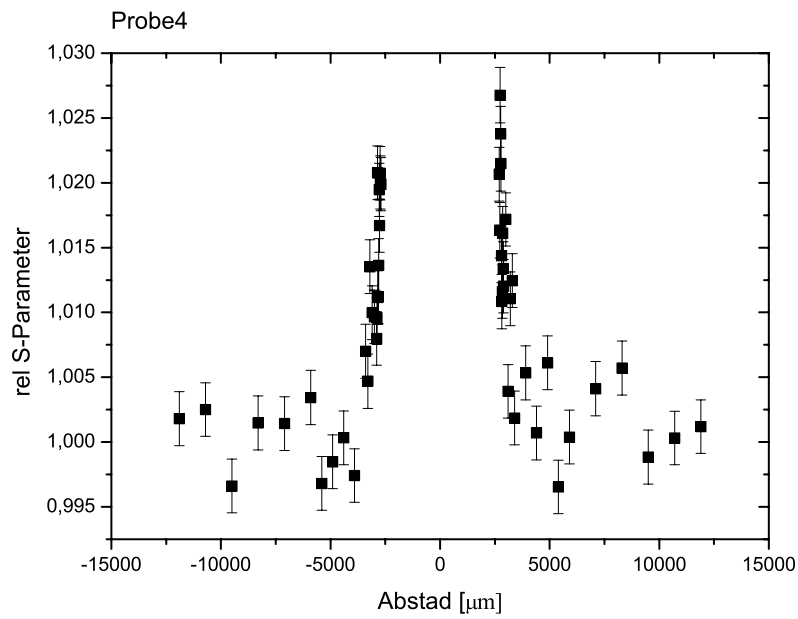


Abbildung 6.2: Linienscan von Probe 4. Die ersten 11 Messpunkte, vom Rand der Bohrung aus beginnend, haben einen Abstand von $20 \mu\text{m}$ voneinander. Dann folgt jeweils 5 Mal ein Abstand von 100-, 500-, $1200 \mu\text{m}$.

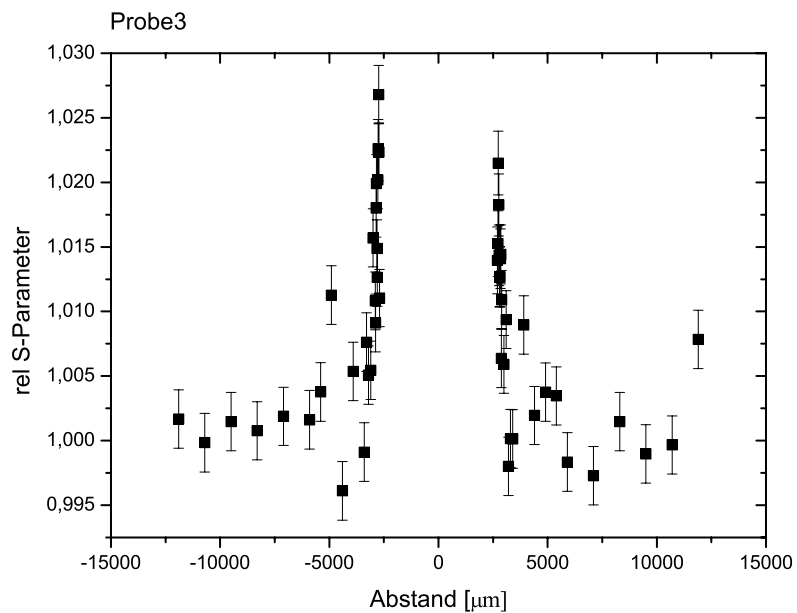


Abbildung 6.3: Linienscan von Probe 3

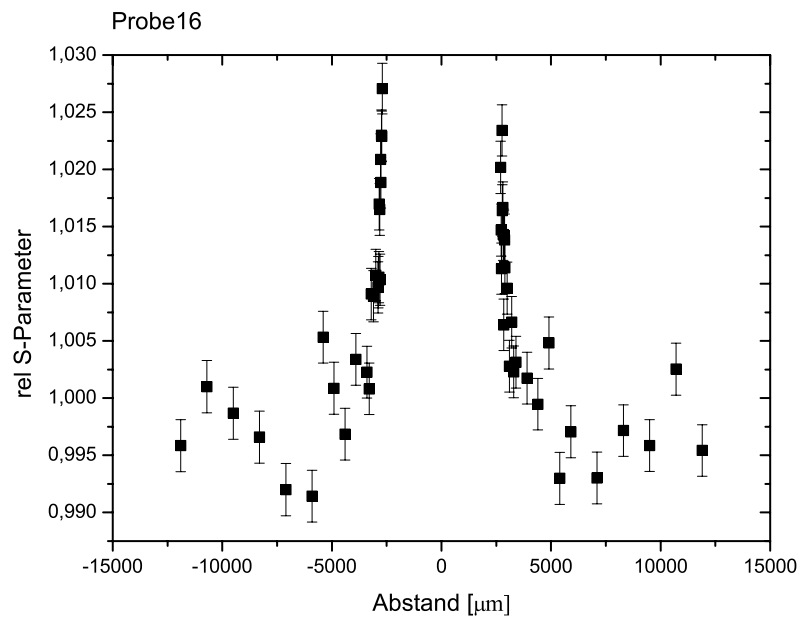


Abbildung 6.4: Linienscan von Probe 16

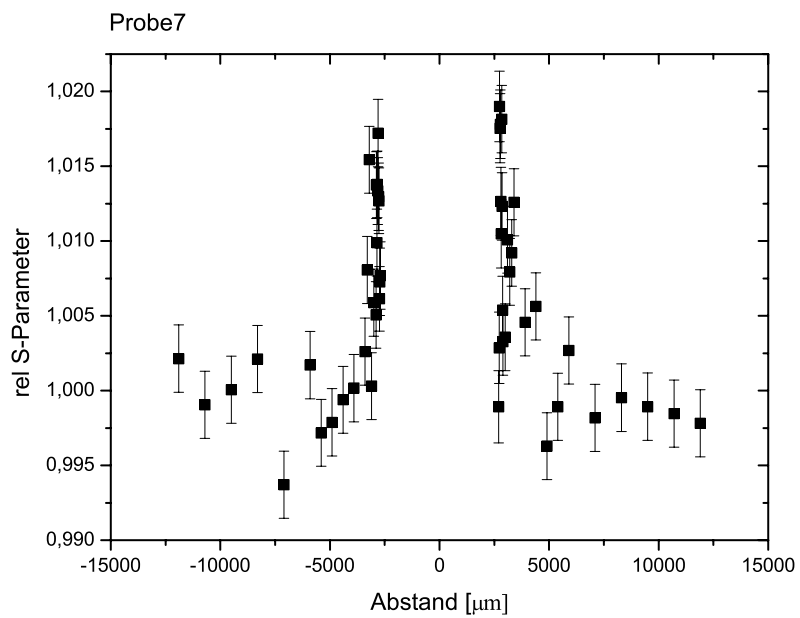


Abbildung 6.5: Linienscan von Probe 7

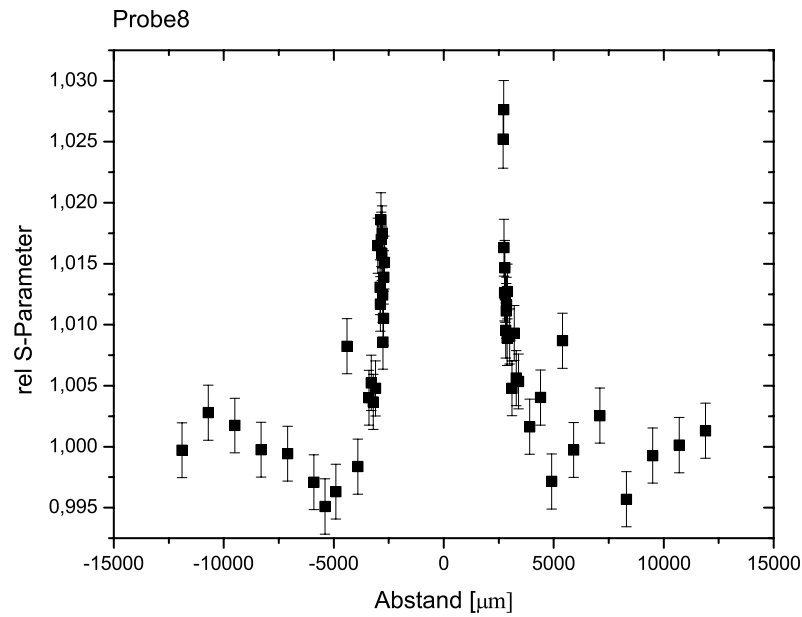


Abbildung 6.6: Linienscan von Probe 8. Auffällig starke Asymmetrie zwischen linker und rechter Seite. Siehe Kap. 7.2.

Die einzelnen Messungen zeigen den nach der Simulation zu erwartenden Verlauf. Im Bereich der höchsten lokalen Spannung wurde auch der höchste S-Parameter gemessen. Die Abbildungen 6.7 und 6.8 zeigen die Daten für Probe 4 und die entsprechenden Werte für nur eine Seite der Probe bzw. für den Innenbereich einer Seite. Eine derart starke Änderung des S-Parameters wäre aufgrund der Simulation nicht zu erwarten. Dies liegt daran, dass die zu grobe Maschenweite der Simulationzellen die tatsächlich auftretende Schädigung nicht beschreiben kann. Die Auflösung des Simulationsgitters ist dafür nicht fein genug.

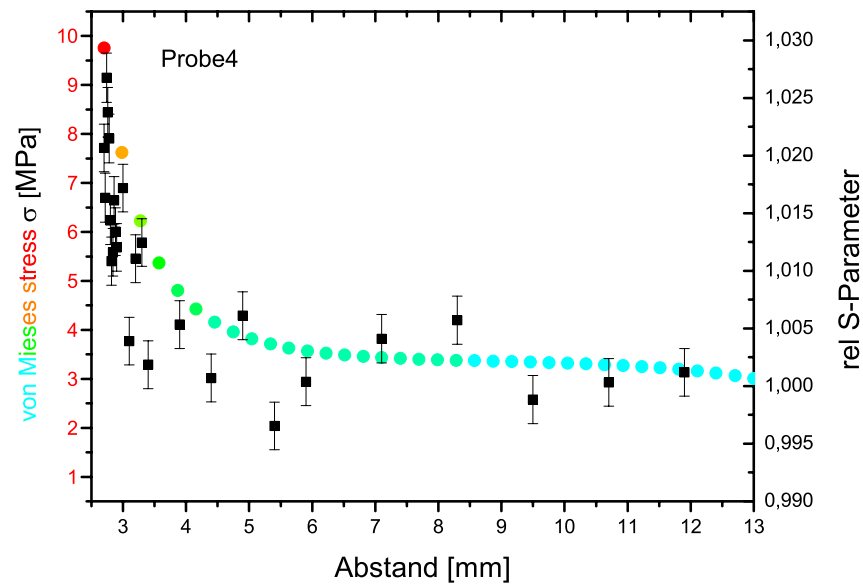


Abbildung 6.7: Rechte Seite des Linienscans der Probe 4 im Vergleich mit den Simulationsdaten.

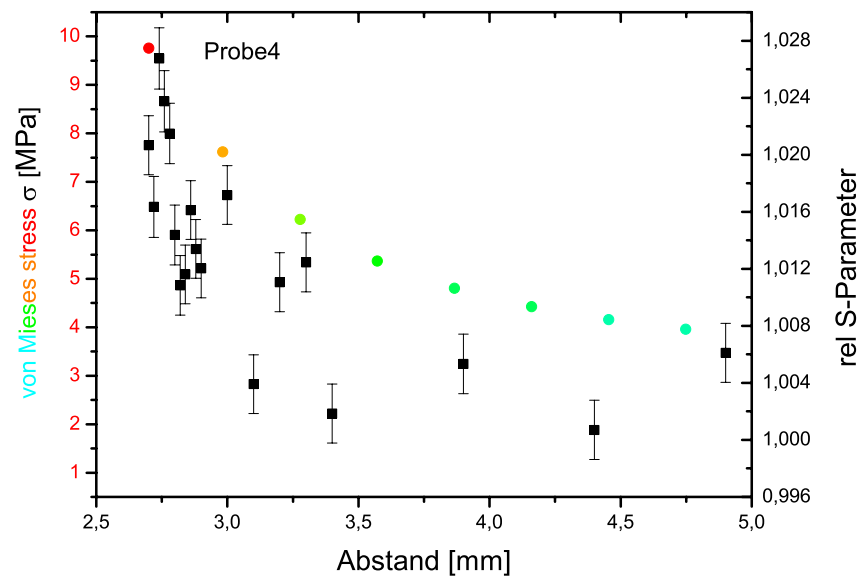


Abbildung 6.8: Innenbereich der Probe 4. Die Weite der Simulationszellen ist zu grob, um den starken Abfall des S-Parameters an der Bohrung zu beschreiben.

Kapitel 7

Schadensvorhersage

7.1 Frühere Resultate

Frühere Messungen unserer Arbeitsgruppe haben gezeigt, dass zwischen dem S-Parameter und dem Logarithmus der Zyklenzahl ein linearer Zusammenhang besteht [Ben02]. Beim Erreichen der maximalen Defektdichte geht der S-Parameter in Sättigung (s. Abb. 7.1). Für austenitische Stähle ist der Bereich der maximalen Defektdichte nicht stark lokalisiert. Bei ferritischen Stählen, wie dem in dieser Arbeit untersuchten Stahl C45E, ist die Schädigung hingegen stärker lokalisiert, so dass der Bereich der maximalen Defektdichte mit höherer Ortsauflösung untersucht werden muss. Um aus der maximalen Defektdichte auf die Zyklenzahl schließen zu können, bei der die Probe brechen wird, muss der maximale S-Parameter jeder Probe bestimmt werden. Dies ist durch die unter Kapitel 6.1 dargestellten Messungen jedoch nicht gewährleistet, da keine Information über den Verlauf des S-Parameters in Richtung der Probenlängsachse vorliegt. Deshalb wurde in dem Bereich der maximalen Schädigung an jeder Probe eine flächendeckende -im Folgenden Matrixscan genannte- Messung durchgeführt. Auf diese Weise kann der maximale S-Parameter bestimmt werden.

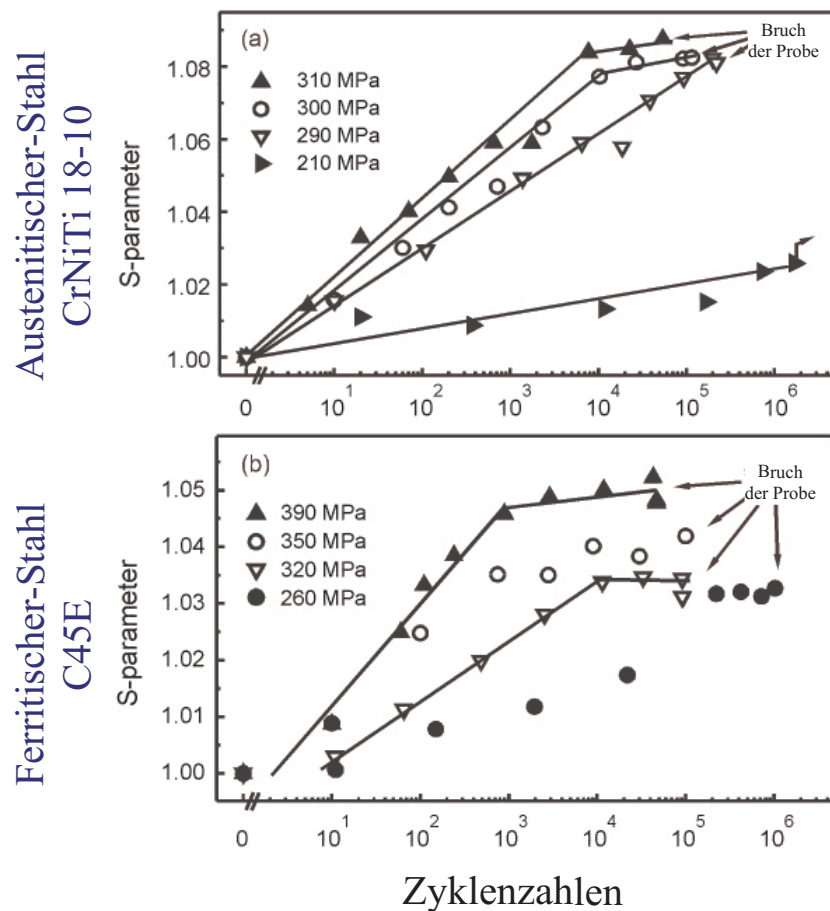


Abbildung 7.1: Messung der Schädigung in austenitischem und ferritischem Stahl nach Verformung im Umlauf-Biege-Versuch. Beide Messungen wurden mit einer Positronenquelle von 2 mm Durchmesser durchgeführt [Ben02]. Unterschiedliche angelegte Spannungen entsprechen unterschiedlichen Steigungen.

7.2 Bestimmung des maximalen S-Parameters

Um den maximalen S-Parameter jeder Probe zu ermitteln, wurde mit der Mikrosonde ein flächendeckender Scan in der interessierenden Region durchgeführt. Dadurch lässt sich ebenfalls die Größe des Bereiches mit maximaler Defektdichte bestimmen. Dabei wird deutlich, dass dieser Bereich viel stärker lokalisiert ist, als es die FEM Simulation erwarten lässt. Der S-Parameter fällt, beginnend am Rand der Bohrung, in Richtung der Längsachse innerhalb von etwa $100\ \mu\text{m}$ von der Mitte aus ab. Senkrecht zur Längsachse reicht die Region maximaler Schädigung nur etwa $40\ \mu\text{m}$ tief, siehe Abbildung 7.3.

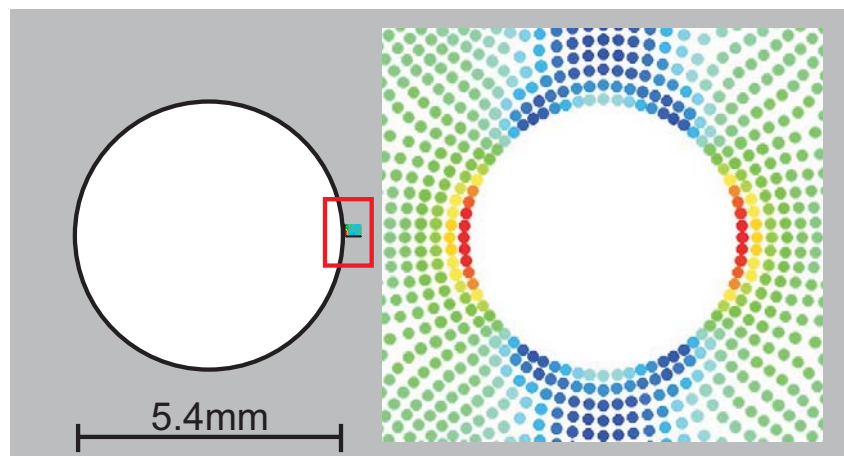


Abbildung 7.2: Im linken Bereich ist die tatsächliche Größe des mit der BPM gescannten Bereichs zu sehen (roter Markierung). Der rechte Teil zeigt die Simulationsdaten im Bereich der Bohrung. Es wird deutlich, dass die Schädigung sehr viel lokalisierter auftritt, als es die Simulation aufgrund der lokalen Spannung erwarten lässt. Der rot eingerahmte Bereich ist in Abbildung 7.3 vergrößert dargestellt.

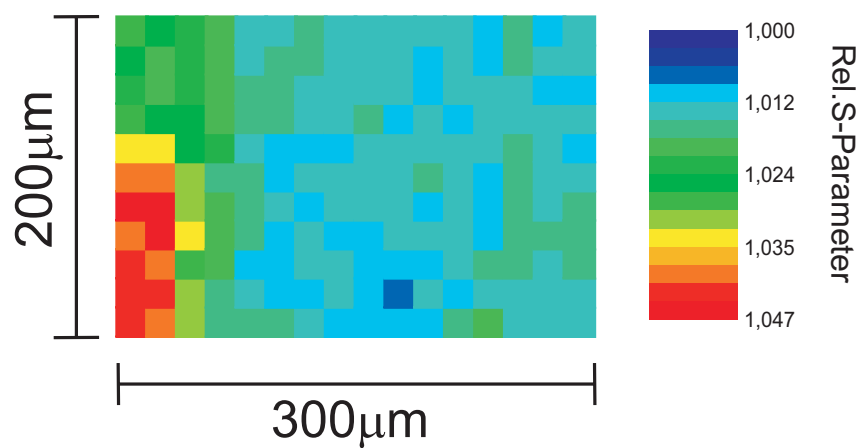


Abbildung 7.3: Obere Hälfte des Matrixscans von Probe 5. Die Messung wurde mit einem Strahldurchmesser von $40\ \mu\text{m}$ durchgeführt. Die Messpunkte der Matrix haben einen Abstand von $20\ \mu\text{m}$.

Die Matrixscans der einzelnen Proben zeigen folgende Resultate. Dabei wurde über den Bereich der maximalen Schädigung gemittelt.

Nr. der Probe	S_{max}	ΔS_{max}
5	1.0465	0.0038
4	1.0270	0.0031
3	1.0227	0.0042
16	1.0345	0.0040
7	1.0173	0.0038
8	1.0320	0.0042

Wie unter 7.1 beschrieben, besteht zwischen dem S-Parameter und dem Logarithmus der Zyklenzahl ein linearer Zusammenhang, bis die kritische Defektdichte und somit der maximale S-Parameter erreicht ist. Für den Stahl C45E wurde dieser maximale S-Parameter an der Rissspitze eines Ermüdungsrisses in CT (Compact Tension) Geometrie gemessen [Liu97].

Da die tatsächlichen Zyklenzahlen zunächst nicht bekannt waren, muss man davon ausgehen, dass alle gemessenen Werte ideal auf einer Geraden liegen. Daraus wird der Schnittpunkt mit dem maximalen S-Parameter bestimmt und die Zyklenzahlen können als % von der Bruchzyklenzahl N_f (cycles to fracture) angegeben werden. Den dabei erhaltenen Graphen zeigt Abbildung 7.4.

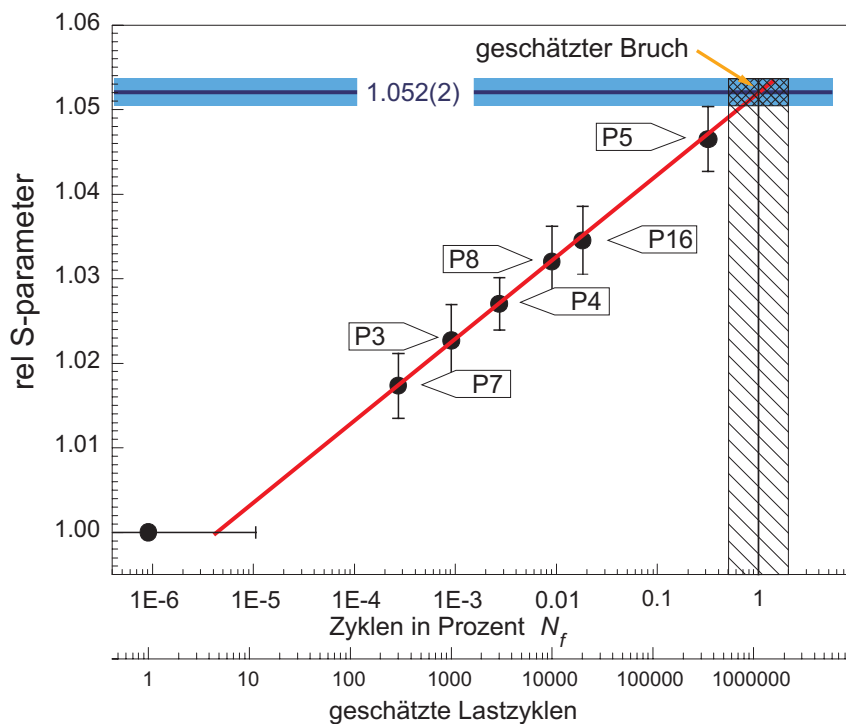


Abbildung 7.4: Maximaler relativer S-Parameter aufgetragen gegen geschätzte logarithmische Zyklenzahlen bzw. gegen die Zyklenzahlen als % von der Bruchzyklenzahl N_f , bei der die Probe bricht.

Dieses Ergebnis wurde den Mitarbeitern des Fraunhofer LBF, Darmstadt mitgeteilt. Im Gegenzug erhielten wir die tatsächlichen Zyklenzahlen, um sie mit unseren Messungen vergleichen zu können. Trägt man die tatsächlichen Zyklenzahlen in das Diagramm ein, so ergibt sich folgender Graph 7.5.

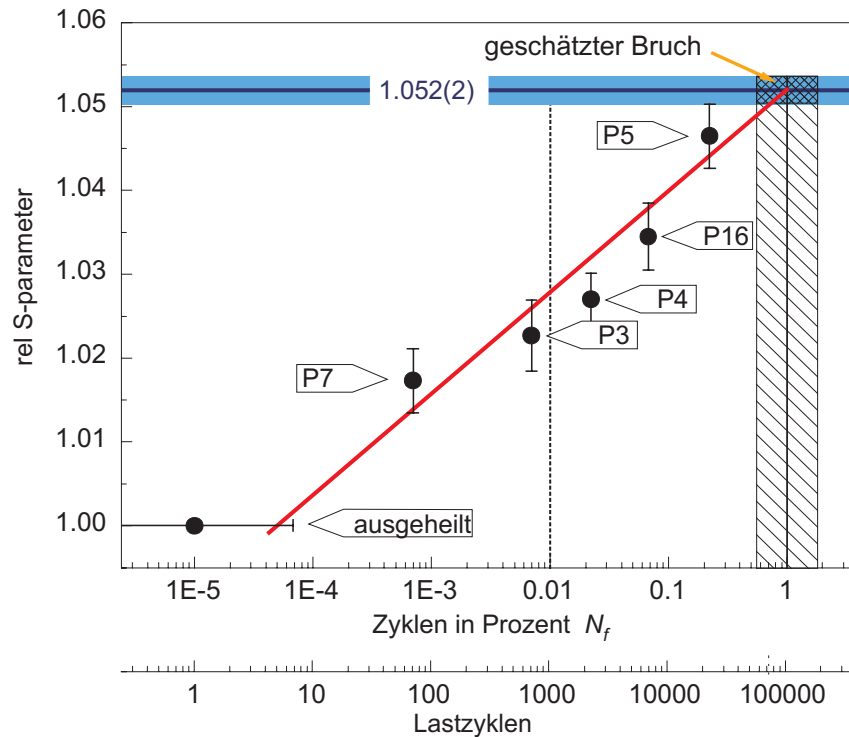


Abbildung 7.5: Maximaler relativer S-Parameter gegen die logarithmisch aufgetragene tatsächliche Zyklenzahlen. Die gestrichelte Linie markiert 1% von N_f . Probe 8 fehlt.

Der Vergleich beider Graphen zeigt gute Übereinstimmung.

Lediglich Probe 8 zeigt eine sehr große Abweichung zwischen der nach Messung des S-Parameters zu erwartenden und der tatsächlichen Zyklenzahl und ist deswegen nicht dargestellt. Die bereits in Abb. 6.6 deutlich gewordene Asymmetrie zwischen linker und rechter Seite lässt die Vermutung zu, dass die Belastung der Probe nicht symmetrisch erfolgt ist. Eine mögliche Ursache ist eine Verdrillung der Probe bei der Einspannung.

Im Rahmen der statistischen Fehler ist eine Abschätzung der letztendlichen Bruchzyklenzahl N_f selbst mit Proben möglich, die unter der 1% Grenze von N_f liegen (Probe P7 und P3). Somit reicht es aus, nur Proben unterhalb 1% von N_f zur Schadensvorhersage heran zu ziehen. Auf diese Weise lässt sich der im Vergleich zum WÖHLER-Diagramm nötige Aufwand erheblich reduzieren, weil insbesondere der Test von Proben mit Zyklenzahlen von 10^7 bis 10^9 entfällt.

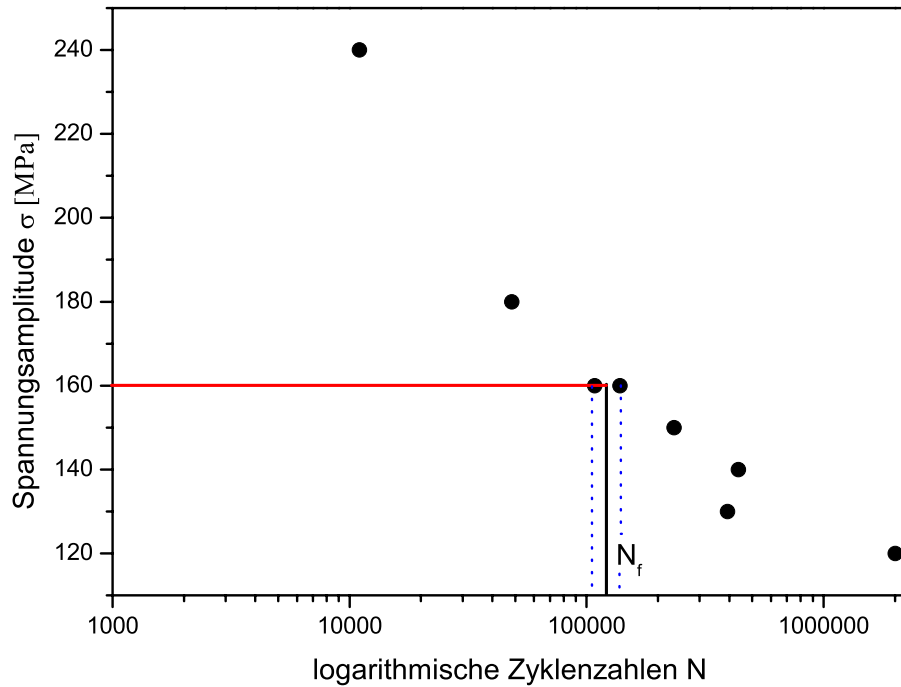


Abbildung 7.6: Am Fraunhofer LBF, Darmstadt gemessenes WÖHLER-Diagramm. Für eine Last von 160 MPa wird eine Bruchzyklenzahl von ca. 10^5 vorhergesagt. (Die für das WÖHLER-Diagramm verwendeten Proben haben exakt die gleiche Probenpräparation erfahren, wie die für die Messung mit der BPM verwendeten Proben.)

Die mit Hilfe der PAS bestimmte Bruchzyklenzahl N_f liegt bei 10^5 . Dies entspricht der Bruchzyklenzahl, die mit dem Wöhlerdiagramm (s. Abb. 7.6), das am Fraunhofer LBF, Darmstadt erstellt worden ist, für die angelegte Last von 160 MPa bestimmt wurde.

7.3 Auswertung der lokalen Spannung

Nach der linearen Bruchmechanik gilt bei der untersuchten Probengeometrie für die Komponenten des Spannungstensors:

$$\sigma_{ij}(\vec{r}) = \sigma_{ij}(r)F(\theta) \quad (7.1)$$

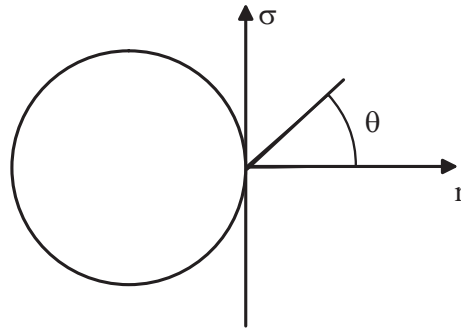


Abbildung 7.7: Veranschaulichung der Radial- und Winkelabhängigkeit des Spannungstensors. Siehe Gleichung 6.1.

Für die untersuchte Probengeometrie ist der winkelabhängige Teil entlang der Probenquerachse (siehe Abb. 5.1) = 1 und die lokal in der Probe wirkende Spannung mit den Mitteln der linearen Bruchmechanik berechenbar. Für die lokale Spannung gilt dann ideal elastisch nach [Liu97]:

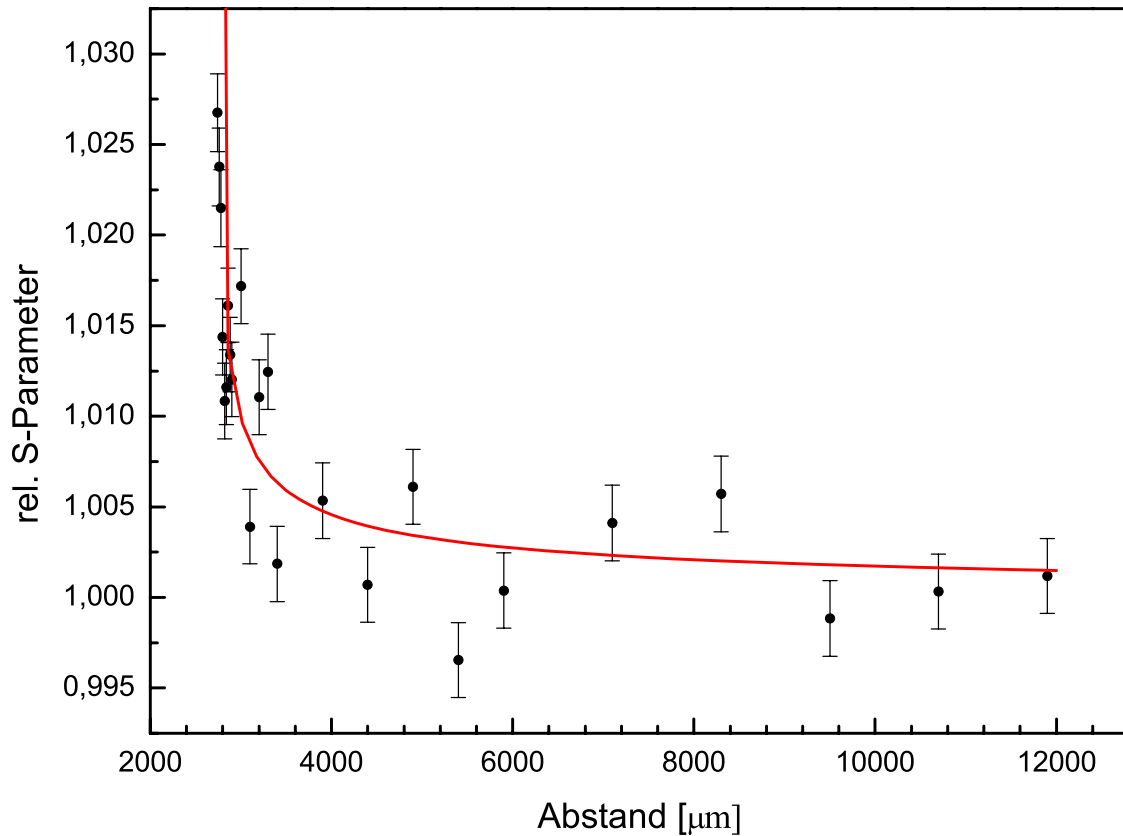
$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad (7.2)$$

Der Spannungsintensitätsfaktor K_I hängt nur von der Probengeometrie und der externen Spannung ab. Geht man davon aus, dass sich die Geometrie und die externe Spannung während der Ermüdung nicht ändert, lässt sich ein einfacher abstandsabhängiger funktionaler Zusammenhang konstruieren, der die Schädigung beschreibt und an die S-Parameter Daten angepasst werden kann:

$$S(r) = \frac{\alpha K_I}{\sqrt{2\pi(r - r_0)}} + S_0 \quad , \quad (7.3)$$

wobei r der Abstand von der Probenbohrung und r_0 die Position der Bohrungskante ist. S_0 ist ein Fitparameter, der nahe bei 1 liegt, da er dem Bulk S-Parameter entspricht. Für den Grenzfall verschwindender Spannung ($K_I = 0$) erhält man $S(r) = S_0$.

Abbildung 7.8 zeigt exemplarisch den nach Gleichung 7.3 angepassten Verlauf des ortsabhängigen S-Parameters für Probe 4. Für die anderen Proben erhält man vergleichbare Verläufe.



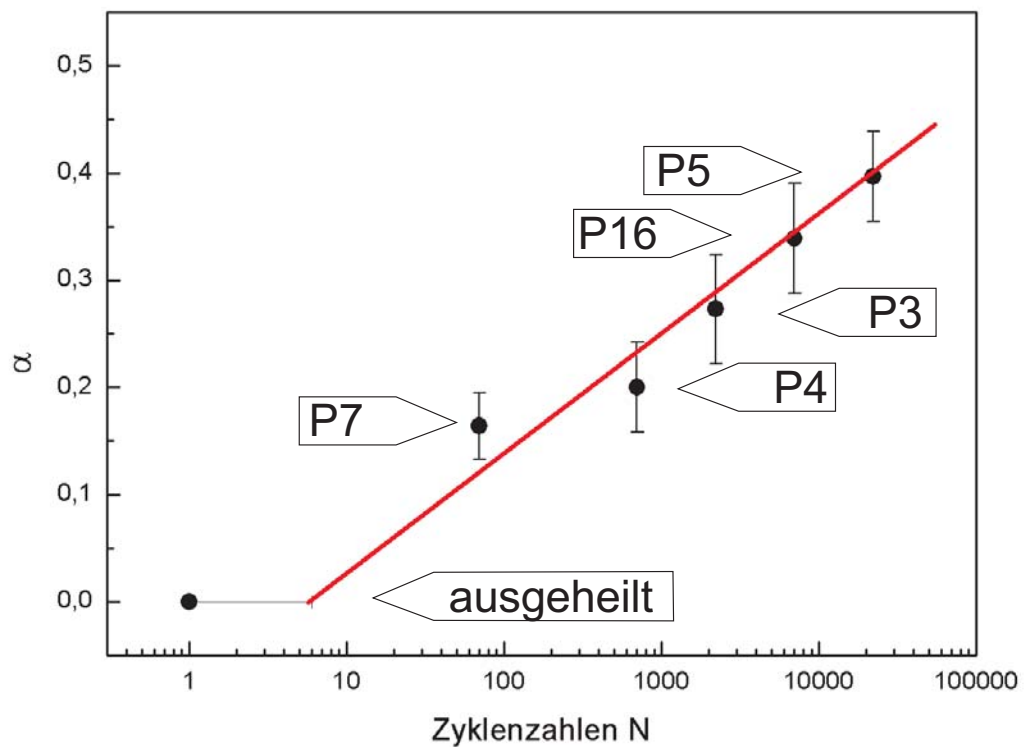


Abbildung 7.9: Der Scharparameter α für die einzelnen Proben aufgetragen gegen den Logarithmus der Zyklenzahlen. α enthält alle Informationen über die Schädigung des Materials und beschreibt dabei den Kurvenverlauf des ortsabhängigen S-Parameters.

In der Zukunft lässt sich voraussichtlich mit Hilfe dieses Scharparameters eine noch präzisere und einfachere Schadensvorhersage erstellen, als mit Hilfe des maximalen S-Parameters [Haa06].

Kapitel 8

Zusammenfassung

In dieser Arbeit wurde die unter Wechselbeanspruchung entstehende Schädigung in dem Karbonstahl C45E untersucht. Die dabei verwendete Probengeometrie ist eine im ingenieurwissenschaftlichen Bereich benutzte Standardgeometrie, die einen Transfer der Ergebnisse auf fast beliebige Bauteilgeometrien ermöglicht.

Mit Hilfe der Positronen-Annihilations-Spektroskopie kann die Defektdichte des Materials als Maß für den Grad der Ermüdung und damit letztendlich als Vorbote für den auftretenden Bruch genutzt werden. Das Positron dient dabei als hoch sensitives Sondenteilchen. Die Bonner-Positronen-Mikrosonde ermöglicht die Untersuchung mit einer Auflösung im Mikrometerbereich, die aufgrund der sehr lokal auftretenden Ermüdung des in dieser Arbeit untersuchten Stahls notwendig ist. Der aus der Annihilationsstrahlung ermittelte S-Parameter dient dabei als Maß für die im Material vorhandene Fehlstellendichte.

Vor der Wechselbelastung wurden die Proben auf einen definierten Ausgangszustand gebracht. Dies erreicht man einerseits durch mechanisches Polieren der Probenoberfläche und andererseits durch anschließendes Ausheilen in einem Vakuumofen.

Die Wechselbeanspruchung wurde im Fraunhofer-Institut für Betriebsfestigkeit und Systemzuverlässigkeit LBF, Darmstadt durchgeführt. Mit Hilfe einer FEM Simulation lässt sich die, bei einmaligem Ziehen, lokal in der Probe auftretende Spannung berechnen. Die bei der Verformung der Proben verwendeten Zyklenzahlen und die Last wurden uns vor Beendigung der Messung nicht mitgeteilt, um die Positronen-Annihilations-Spektroskopie Methode im Blindversuch zu testen.

Der Bereich der maximalen Schädigung wurde mit hoher Ortsauflösung untersucht und mit den Simulationsdaten verglichen. Aus der Bestimmung des maximalen S-Parameters jeder einzelnen Probe konnte der Bruch der Proben bei einer Last von 10^5 Zyklen vorausgesagt werden. Diese Methode stellt damit eine zukunftsweisende Alternative zu den bis in die heutige Zeit genutzten WÖHLER-Versuchen dar.

Es konnte in dieser Arbeit gezeigt werden, dass die Untersuchung der Defektdichte zu einer präzisen Schadensvorhersage führt. Dies kann in der Zukunft dazu beitragen, dass ein neuer Weg der Lebensdauerbestimmung von Bauteilen aller Art gegangen wird. Durch Nutzung der beschriebene Methode ließe sich eine Reduzierung von Zeitaufwand und Kosten erreichen.

Literaturverzeichnis

- [EN083] EN Norm 10083-1, *Vergütungsstähle - technische Lieferbedingungen für Edelstähle*, Beuth (1996)
- [Bau86] J. Bauschinger, *Mitteilungen aus dem Mechanisch-Technischen Laboratorium der königlichen Hochschule in München*, 13 (1986) 1
- [Bel83] E.M. Belotti et al., *A New Experimental Limit on Electron Stability*, *Phys. Lett. B*, 124 (1983) 435
- [Ben02] K. Bennewitz, *Positronenspektroskopie an zyklisch verformten Titan- und Eisenwerkstoffen*, Dissertation, Universität Bonn (2002)
- [Ber70] M. Bertolaccini, A. Dupasquier, *Phys. Rev. B*, 1 (1972) 2896
- [Ber89] W. Bergmann, *Werkstofftechnik*, Band 1 und 2, Hansen (1989)
- [Ber92] W. Raith ed., *Bergmann-Schaefer, Lehrbuch der Experimentalphysik, Band 6, Festkörper*, Walter de Gruyter (1992)
- [Ber97] C. Berger, K. Kloos, *Werkstoffprüfung*, in [Dub97], E24
- [Bra68] W. Brandt, H. Waung, P. Levy, *Proc. Int. Symp. Color Centers in Alkali Halides* (1968) 48
- [Bra72] W. Brandt, R. Paulin, *Phys. Rev. B* 5 (1972) 2430
- [Con71] D. Connors, V. Crisp, R. West, *J. Phys. F, Met. Phys.*, 1 (1971) 355
- [Dau74] C. Dauwe, M. Dorikens, L. Dorikens-Vanpraet, D. Seeger, *Appl. Phys.* 5 (1974) 117
- [Deb49] S. DeBenedetti, C. Cowan, W. Konneker, *Phys. Rev.*, 76 (1949) 440
- [Dek64] I. Dekthyar, D. Levina, V. Mikhalenkov, *Soviet Phys. Dokl.*, 9 (1964) 492
- [Dub97] H. Dubbel, *Taschenbuch für den Maschinenbau*, Springer (1997)
- [Fra74] W. Frank, A. Seeger *Appl. Phys.* 3 (1974) 66

- [Got98] G. Gottstein, *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*, Springer (1998)
- [Gre97] H. Greif, M. Haaks, U. Holzwarth, U. Männig, M. Tongbhoyai, T. Wider, K. Maier, J. Bihr, B. Huber, *Appl. Phys. Lett.*, 15 (1997) 2115
- [Haa74] P. Haasen, *Physikalische Metallkunde*, Springer Verlag Berlin Heidelberg (1974)
- [Haa97] M. Haaks, Diplomarbeit, Universität Bonn (1997)
- [Haa03] M. Haaks, Dissertation, Universität Bonn (2003)
- [Haa06] M. Haaks, persönliche Mitteilung (2006)
- [Häk89] H. Häkkinen, S. Mäkinen, M. Manninen, *Europhys. Lett.*, 9 (1989) 809
- [Häk90] H. Häkkinen, S. Mäkinen, M. Manninen, *Europhys. Lett.*, 9 (1990) 12441
- [Hul84] D. Hull, D. Bacon, *Introduction to Dislocations, 3rd ed.*, Butterworth & Heinemann (1984)
- [Joh92] V. John, *Introduction to Engineering Materials*, 3rd ed., MacMillian Press (1992)
- [Kle90] I. Kleber, H. Bautsch, J. Bohm, *Einführung in die Kristallographie*, Verlag Technik (1990)
- [LB91] Landoldt-Börnstein, New Series, ed.: P. Ehrhart, P. Jung, H. Schultz, H. Ullmaier, *Atomic Defects in Metals III/25* (1991)
- [Leo93] W.R. Leo, *Techniques for Nuclear and Particle Physics Elements*, 2nd revisited ed., Springer New York (1993)
- [Liu97] A. Liu, *Summary of Stress-Intensity Factors*, in: N.D. DiMatteo, S.R. Lampman (eds.) *ASM Handbook Vol. 19, Fracture and Fatigue*, 1997, pp981
- [Mue06] <http://www.uni-muenster.de/Physik/MF/Studieren/4-Gefuegeumwandlungen%20in%20Eisen-Kohlenstoff-Legierung.pdf>
- [Mac67] I. MacDonald, P. Kaufmann, B. Mckee, *Phys. Rev. Lett.*, 19 (1967) 946
- [Nie80] R.M. Nieminen, J. Oliva, *Phys. Rev. B*, 22 (1980) 2226
- [Per70] A. Perkins, J. Carbotte, *Phys. Rev. B*, 1 (1970) 101
- [Rit59] R. Ritchi, *Phys. Rev.*, 114 (1959) 644
- [See65] A. Seeger, *Moderne Probleme der Metallphysik*, Springer(1965)

- [Sch81] H. Schäfer, Habilitation Universität Stuttgart (1981)
- [Sch92] W. Schilling, in [Ber92], S.297
- [Son03] C.M. Sonsino, *Fatigue Design Concepts*, Metal Powder Industries Federation, Princeton, USA (2003)
- [Vol89] F. Vollertsen, S. Vogler, *Werkstoffeigenschaften und Mikrostruktur*, Carl Hanser Verlag (1989)
- [Wes73] R. West, *Adv. Phys.*, 22 (1973)263
- [Wid99] T. Wider, Dissertation, Universität Bonn (1999)
- [Wöh58] A. Wöhler, *Bericht über die Versuche, welche auf der Königlich-Niederschlesischen-Märkischen Eisenbahn mit Apparaturen zu Messen der Biegung und Verdrehung von Eisenbahnwagen-Achsen während der Fahrt*, Zeitschrift für Bauwesen, 8 (1858) 642

Danksagung

Mein ganz besonderer Dank gilt Herr Prof. Karl Maier. Als sein Diplomand durfte ich nicht nur die hervorragende Betreuung, sondern vor allem auch die nette Atmosphäre seiner Arbeitsgruppe genießen. Für Fragen und Probleme der kleineren und größeren Art findet man bei ihm stets ein offenes Ohr. Nicht zuletzt werden mir dabei die vielen fußballerischen Fachgespräche in Erinnerung bleiben, selbst wenn dadurch der Abstieg des 1.FC Köln vermutlich nicht zu verhindern war.

Herr Prof. H. Hübel danke ich für die Übernahme des Korreferats.

Ganz besonderen Dank möchte ich auch Matz Haaks aussprechen, der mir in jeder Situation, vom Gewindedrehen bis hin zum erfolgversprechenden Suchen nach Positronen, entscheidende Tipps und Ratschläge gegeben hat. Dabei möchte ich vor allem auch Ingo Müller hervorheben, der durch seine immer geduldige und unwahrscheinlich hilfsbereite Art ganz entscheidend zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen hat.

Der gesamten Arbeitsgruppe Maier, Ehemaligen und Derzeitigen, danke ich für ein glückliches und gelungenes Jahr Zusammenarbeit. Zu den noch nicht erwähnten Derzeitigen gehören Poornnima Anbalagan, Nouri Elmiladi, André Engelbertz, Judith Fingerhuth, Stefanie Haubrich, Hilke Hattermann, Katrien Huysmans, Christian Lenk, Carmen Morar, Christine Negrini, Ole Oehms, Torsten Staab, Lucian Marius Stefan und Reza Zamani.

Nicht zu vergessen sind an dieser Stelle die Ehemaligen Andreas Puls und insbesondere Thorsten Müller, dem ich, sozusagen als Klops des Jahres, beim Lesen seiner eigenen Diplomarbeit einen gehörigen Schrecken eingejagt habe.

Ich danke allen Mitarbeitern der Feinmechanischen Werkstatt für die schnelle und präzise Bewältigung aller Aufträge, den Mitarbeitern der Elektronikwerkstatt und vor allem auch Frau Hodde, die mit einem sehr launigen Detektor und einem fast noch launigeren Diplomanden große Geduld bewiesen hat.

Für die gute und produktive Zusammenarbeit bedanke ich mich bei den Mitarbeitern des Fraunhofer-Instituts für Betriebsfestigkeit und Systemzuverlässigkeit LBF in Darmstadt, Dr. R. Sindelar und Dr. U. May.

In ganz besonderer Weise danke ich meinen Eltern, die mich in jeder Hinsicht unterstützen und mit großer Hingabe begleitet haben. Ohne Euch wäre mir diese Arbeit nicht möglich gewesen. Dafür danke ich euch von ganzem Herzen!