

Ermittlung von fertigungsprozessbedingten Eigen- spannungen bei komplexer Bauteilgeometrie

Zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor der Ingenieurwissenschaften

der Fakultät für Maschinenbau

Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

genehmigte

Dissertation

von

Dipl.-Ing. Tobias Strauß

aus Karlsruhe

Tag der mündlichen Prüfung: 04.02.2013

Hauptreferent: Herr Prof. Dr. rer. nat. Alexander Wanner

Korreferent: Herr Prof. Dr.-Ing. habil. Berthold Scholtes

Inhaltsverzeichnis

Symbole / Abkürzungen	5
1 Einleitung	7
1.1 Zielsetzung der Arbeit.....	9
2 Kenntnisstand	11
2.1 Eigenspannungen.....	11
2.2 Experimentelle Eigenspannungsbestimmung.....	13
2.2.1 Röntgenographische Methoden.....	15
2.2.1.1 Grundlegende Beziehungen.....	15
2.2.1.2 Das $\sin^2 \Psi$ -Verfahren.....	17
2.2.1.3 Analyse gradientenbehafteter Spannungsverteilungen.....	19
2.2.2 Mechanische Methoden.....	24
2.2.2.1 Grundlegende Beziehungen.....	25
2.2.2.2 Unsicherheitsquellen.....	28
2.2.2.3 Slitting-Methode.....	30
2.3 Fertigungsverfahren und Eigenspannungen.....	34
2.3.1 Räumen.....	34
2.3.2 Einsatzhärten.....	37
3 Versuchsmaterial, Probengeometrie und Probenzustand	41
3.1 Versuchsmaterial.....	41
3.2 Probengeometrie.....	41
3.3 Probenzustand.....	42
3.3.1 Weichbearbeitung.....	42
3.3.2 Einsatzhärten.....	43
3.3.2.1 Mikrostrukturausbildung beim Randschichthärten.....	45
4 Konzept und messtechnische Randbedingungen	49
5 Experimentelle Versuchseinrichtungen und Versuchsdurchführung	55
5.1 Mechanische Methode.....	55
5.1.1 Finite-Elemente-Modell.....	56
5.1.2 Lösung des inversen Problems.....	58
5.1.3 Probenpräparation.....	61
5.1.4 Versuchsaufbau/-durchführung.....	61

5.2	Röntgenographische Untersuchungen	64
5.2.1	Probenpräparation	64
5.2.2	Eigenspannungsanalysen mit konventionell erzeugter Röntgenstrahlung	65
5.2.2.1	Versuchsaufbau/-durchführung	65
5.2.2.2	Messbedingungen	66
5.2.3	Eigenspannungstiefenanalyse mittels Synchrotronstrahlung	66
5.2.3.1	Versuchsaufbau/-durchführung	66
5.2.3.2	Messbedingungen	67
5.2.4	Eigenspannungsanalysen mit hoher lateraler Auflösung	69
5.2.4.1	Versuchsaufbau/-durchführung	69
5.2.4.2	Messbedingungen	70
6	Ergebnisse	73
6.1	Mechanische Methoden	73
6.1.1	Koeffizienten-Matrix	73
6.1.2	Mechanisches Öffnen der Ringstruktur	75
6.1.3	Ausgelöste Dehnungsverläufe	75
6.1.4	Eigenspannungstiefenprofilanalyse	77
6.2	Eigenspannungsanalysen mit konventionell erzeugter Röntgenstrahlung	78
6.2.1	Laterale Eigenspannungsverläufe entlang des Zahngrundes	79
6.2.2	Eigenspannungstiefenprofilanalyse	80
6.3	Eigenspannungstiefenanalyse mittels Synchrotronstrahlung	82
6.3.1	Geschlossene und geöffnete Ringstruktur	83
6.3.1.1	Weichbearbeitet	83
6.3.1.2	Einsatzgehärtet	85
6.3.2	Variation der angrenzenden Zahnflanke	87
6.3.3	Eigenspannungen in der Restaustenitphase	90
6.4	Eigenspannungsanalysen mit hoher lateraler Auflösung	91
7	Diskussion	93
7.1	Überprüfung der Ergebnisse auf Konsistenz	105
8	Zusammenfassung	109
	Literaturverzeichnis	113
A1	Koeffizienten-Matrix	125

Symbole / Abkürzungen

a	Gitterkonstante	[mm]
bzw.	Beziehungsweise	
c	Gitterkonstante	[mm]
C	Kohlenstoff	
Cr	Chrom	
DIN	Deutsche Industrienorm	
EDM	Electrical Discharge Machining	
ES	Eigenspannung	
Ma-%	Masseprozent	
Mn	Mangan	
M_f	Martensitfinishtemperatur	[°C]
M_s	Martensitstarttemperatur	[°C]
N	Stickstoff	
OES	optische Emissionsspektrometrie	
RA	Restaustenit	
REK	röntgenographische Elastizitätskonstante	
RSA	röntgenographische Spannungsanalyse	
R_a	Mittenrauhwert	
R_z	gemittelte Rauhtiefe	

Si	Silizium	
σ	Spannung	[MPa]
σ^{ES}	Eigenspannung	[MPa]
T	Temperatur	[°C]
T_{A}	Austenitisierungstemperatur	[°C]
v_{krit}	kritische Abkühlgeschwindigkeit	[°C/min]
v_{c}	Schnittgeschwindigkeit	[m/s]
v_{RA}	Volumenanteil Restaustenit	[Vol.-%]
Vol.-%	Volumenprozent	
WEDM	Wire Electrical Discharge Machining	
z.B.	zum Beispiel	
°C	Grad Celcius	
$s_1, 1/2 s_2^{\{hkl\}}$	röntgenographische Elastizitätskonstante (REK)	
φ	Azimutrichtung	
ψ	Distanzrichtung	

1 Einleitung

Präzisionsbauteile für den Maschinenbau durchlaufen bei ihrer Herstellung eine Serie von Prozessschritten, die einen komplexen Eigenspannungszustand erzeugen können. Die so erzeugten Eigenspannungen überlagern sich gemäß dem Superpositionsprinzip mit den beanspruchungsbedingten Lastspannungen und wirken sich so auf das Bauteilverhalten aus [1]. Folglich ist das Interesse groß, die Eigenspannungen während des Fertigungsprozesses definiert einstellen zu können beziehungsweise eine Vorhersage bezüglich der Eigenspannungsverteilung in Abhängigkeit von den Fertigungsverfahren und Fertigungsparametern [2] treffen zu können. Im Sinne einer Bauteiloptimierung dürfen hierbei nicht nur einzelne Fertigungsprozesse betrachtet werden, sondern es muss vielmehr eine Betrachtung der gesamten Prozesskette [3–7] stattfinden.

Die Ergebnisse dieser Arbeit sind innerhalb des Graduiertenkolleges 1483 entstanden, dessen Ziel die Bewertung von Prozessketten in der Bauteilfertigung ist. Unter Verwendung numerischer Verfahren, insbesondere auf der Grundlage der Finite-Element-Simulation, werden u.a. Eigenspannungsverteilungen entlang einer Prozesskette bei der Massivbauteilfertigung am Beispiel einer innenverzahnten Schiebemuffe (Abbildung 3.1 auf Seite 42) betrachtet und die Wechselwirkungen mit den Fertigungsschritten bewertet [2], [3]. Der ausgewählte Demonstrator durchläuft die Prozessschritte Weichbearbeitung, Einsatzhärten und Hartbearbeitung, was einer typischen Prozesskette in der Massivbauteilfertigung entspricht. Die Forderung nach einer geeigneten Überprüfung bzw. Validierung der Simulations-Berechnungen anhand experimenteller Eigenspannungsanalysen an realen Bauteilen lässt dieser Arbeit innerhalb des gesamten Forschungsvorhabens eine Schlüsselrolle zukommen. Hierzu soll eine geeignete Mess- und Auswertestrategie erarbeitet werden, um innerhalb weniger Tage mit konventionellen, jederzeit verfügbaren Methoden eine belastbare Eigenspan-

nungsanalyse sowohl in lateraler Richtung auf der Bauteiloberfläche als auch in der schwer zugänglichen Bauteiltiefe durchführen zu können. Für eine experimentelle Eigenspannungsanalyse stehen prinzipiell eine Vielzahl von Methoden zur Verfügung. Davon zählen die Kristallbeugungsmethoden zu den wichtigsten zerstörungsfreien Analysetechniken. Sie beruhen auf der Bestimmung von Gitterdehnungen einer Netzebenenschar mittels der Bragg'schen Gleichung und können so zur Analyse phasenspezifischer Eigenspannungsverteilungen eingesetzt werden. Weitere wichtige Methoden sind die zerstörenden, mechanischen Methoden. Hierzu gehören unter anderen die Bohrloch-, Cut-Compliance- und Contour-Methode. Bei zerstörenden Methoden wird meist ein integraler Eigenspannungswert bezogen auf das abgetragene Material bestimmt. Makroskopisch betrachtet sind Eigenspannungen nicht homogen über den Probenquerschnitt verteilt; sie sind jedoch bezüglich ihrer Kräfte und auftretenden Momente im Gleichgewicht [8]. Aus dieser Tatsache lässt sich ableiten, dass Eigenspannungen immer in Form von Gradienten vorliegen. Die Ausprägung des Gradienten und dessen Reichweite hängt unter anderem von der Probengeometrie, dem Fertigungsverfahren und dem Werkstoff ab. Besonders die Eigenspannungsanalyse in die Bauteiltiefe gestaltet sich schwierig. Die Reichweitenunterschiede der Eigenspannungstiefenverteilungen führen zu einer skalenübergreifenden Messproblematik. Das heißt, es müssen oberflächennahe Eigenspannungsanalysen in sehr dünnen Werkstoffschichten (wie sie sich beispielsweise als Folge einer Weichbearbeitung einstellen) ebenso zuverlässig analysiert werden wie weitreichende Eigenspannungsverteilungen bis in große Bauteiltiefen (wie sie sich beispielsweise als Folge einer Wärmebehandlung einstellen). Steht die für die Analyse tiefreichender Eigenspannungsverteilungen derzeit oft angewendete Neutronen- bzw. Hochenergiesynchrotronstrahlung nicht zur Verfügung, so ist dies heute noch eine messtechnische Herausforderung. Oft kann die Frage nach einer geeigneten konventionellen Methode nicht beantwortet werden.

In dieser Arbeit werden röntgenographische und mechanische Eigenspannungsmethoden zusammengeführt, um das Problem der skalenübergreifenden Eigenspannungsanalyse entlang der Prozesskette zu lösen.

1.1 Zielsetzung der Arbeit

Bei den experimentellen Eigenspannungsanalysen am gewählten Demonstrator besteht die messtechnische Herausforderung darin, die oberflächennahen lateralen Eigenspannungsverteilungen sowie die Verteilung der Eigenspannungen in der Tiefe an schlecht zugänglichen Stellen, wie im Zahngrund der Innenverzahnung, zu bestimmen. Für die experimentelle Charakterisierung der Eigenspannungszustände stehen Schiebemuffen aus der Weichbearbeitung und nach dem Einsatzhärten zu Verfügung. Bisher war eine zuverlässige Eigenspannungsanalyse für das Demonstratorbauteil Schiebemuffe mit Diffraktionsmethoden in Verbindung mit konventioneller Röntgenstrahlung oder herkömmlichen mechanischen Methoden nicht möglich. Um diese Methoden anwenden zu können, muss eine Zugänglichkeit der Messstelle gegeben sein und somit zunächst die Ringstruktur zerschnitten werden. Als Folge dieses zerstörenden Eingriffs wird die Eigenspannungsverteilung aufgrund von Umlagerungen nachhaltig verändert. Um Aussagen über den ursprünglichen fertigungsbedingten Eigenspannungszustand des geschlossenen Rings treffen zu können, muss deshalb eine Strategie zur experimentellen Bestimmung der durch das Aufschneiden ausgelösten Eigenspannungen entwickelt werden. Zum Erfassen dieser Umlagerungseffekte wird in dieser Arbeit eine mechanische Methode angewendet. Gleichzeitig können mit dieser Methode Eigenspannungen in größerer Bauteiltiefe bestimmt werden. Erschwert werden die Untersuchungen durch eine Mehrphasigkeit des Werkstoffgefüges und einen durch das Einsatzhärten hervorgerufenen chemischen Gradienten. Um mit den weitverbreiteten röntgenographischen Diffraktionsmethoden den makroskopischen Eigenspannungszustand bestimmen zu können, muss die Kenntnis der Eigen-

spannungen in allen beteiligten Phasen vorliegen. Dies ist jedoch mit Diffraktionsmethoden in Verbindung mit konventioneller Röntgenstrahlung nicht immer ohne weiteres möglich. Aus diesem Grund werden zur Validierung komplementäre Eigenspannungsanalysen unter Zuhilfenahme von Hochenergie-Synchrotronstrahlung durchgeführt.

Wie in [9], [10] beschrieben stellen die zerstörenden/teilzerstörenden mechanischen Eigenspannungsmessmethoden prinzipiell eine gute Möglichkeit zur Bestimmung des makroskopischen Spannungszustands aller Phasen dar. Das hierzu zählende, nach ASTM-Norm [7] standardisierte und weit verbreitete Bohrlochverfahren ist aber bei einer schlecht zugänglichen Messstelle wie beispielsweise im Bereich der Innenverzahnungsgeometrie nicht oder nur sehr eingeschränkt geeignet. Selbst die kleinsten kommerziell erhältlichen Bohrlochrosetten sind zu groß, um sie zur Dehnungsmessung im Zahngrund zu platzieren. Zudem werden wichtige Randbedingungen wie die Einhaltung eines minimalen Abstands der Messstelle zur nächsten Bauteilkante [11] häufig verletzt. Selbst wenn die störenden Zähne abgetragen werden, ist neben einer Eigenspannungsumlagerung der vorliegende Gefügegradient auf der neuen Oberfläche dafür verantwortlich, dass die Bohrlochmethode nicht anwendbar ist.

Grundsätzlich ebenfalls geeignet, gradientenbehaftete, tiefreichende Eigenspannungsverteilungen abzubilden, ist die von Prime 2001 vorgestellte und 2002 vom Los Alamos National Laboratory (USA) patentierte [12] sogenannte Contour-Methode. Dieses relativ junge, vielversprechende mechanische Verfahren bietet zwar den großen Vorteil, komplexe 2D-Eigenspannungsfelder abbilden zu können, ist aber ebenfalls nicht in der Lage, die Eigenspannungstiefenverteilung der Schiebemuffe zu analysieren. Aufgrund relativ dünner Wandstärken der Schiebemuffe (kleiner 3 mm) und der komplexen Bauteilgeometrie kommt es beim Schneiden zum Auftreten von Artefakten, wodurch eine korrekte Eigenspannungsanalyse nicht mehr möglich ist.

2 Kennnisstand

In den folgenden Kapiteln werden die für diese Arbeit wichtigen Grundlagen und Definitionen der röntgenographischen und mechanischen Spannungsanalyse zusammengefasst.

2.1 Eigenspannungen

Unter Eigenspannungen (ES) fasst man die mechanischen Spannungen zusammen, die in temperaturgradientenfreien Bauteilen ohne Einwirkung äußerer Kräfte oder Momente auftreten. Die mit diesen Spannungen verbundenen inneren Kräfte und Momente befinden sich im Gleichgewicht. In Abhängigkeit von ihrem Betrag, Vorzeichen und ihrer Verteilung beeinflussen Eigenspannungen die mechanischen Eigenschaften eines Bauteils [9], [10].

Eigenspannungszustände können theoretisch in unterschiedlicher Weise eingeteilt werden. Gängig sind Einteilungen hinsichtlich der Entstehungsursachen [13] (beispielsweise in thermische Eigenspannungen oder Umwandlungseigenspannungen) oder aber nach technologischen Gesichtspunkten [1], z.B. in Füge-, Schleif- und Beschichtungseigenspannungen. Bei einer Einteilung hinsichtlich ihrer Reichweite kann eine Unterscheidung in Makro- und Mikro-ES oder in Eigenspannungen I., II. und III. Art [14] vorgenommen werden. Besonders zweckmäßig hat sich diese Einteilung für die röntgenographischen Eigenspannungsanalysen erwiesen [8].

Eigenspannungen I. Art sind über große Werkstoffbereiche (mehrere Körner), Eigenspannungen II. Art über kleine Werkstoffbereiche (ein Korn oder Kornbereich) nahezu homogen. Mit einem Eingriff in Eigenspannungen I. Art sind immer makroskopische Maßänderungen verbunden. Eigenspannungen III. Art

sind über kleinste Werkstoffbereiche (mehrere Atomabstände) inhomogen. Ein Eingriff in Eigenspannungen III. Art führt zu keinen makroskopischen Maßänderungen. Die Summe der drei Eigenspannungsarten gibt die lokal wirksame Eigenspannung σ^{ES} eines Punktes wieder.

$$\sigma(x, y, z) = \sigma^I + \sigma^{II} + \sigma^{III}(x, y, z) \quad (2.1)$$

Wirken von außen Kräfte auf einen eigenspannungsbehafteten homogenen Werkstoff, so erzeugen diese Lastspannungen, die im Sinne der Dimensionierung additiv mit den Eigenspannungen zu den sich ergebenden Totalspannungen gemäß dem Superpositionsprinzip zu überlagern sind.

Die bislang beschriebenen Eigenspannungen I., II. und III. Art sind ihrer Definition nach nicht phasenspezifisch. Um der phasenselektiven Eigenspannungsanalyse der Diffraktionsmethoden gerecht zu werden, muss die Definition der Eigenspannungen für mehrphasige Werkstoffe erweitert werden [15]. Abbildung 2.1 zeigt schematisch die Anteile der phasenspezifischen Spannungen für ein zweiphasiges Gefüge.

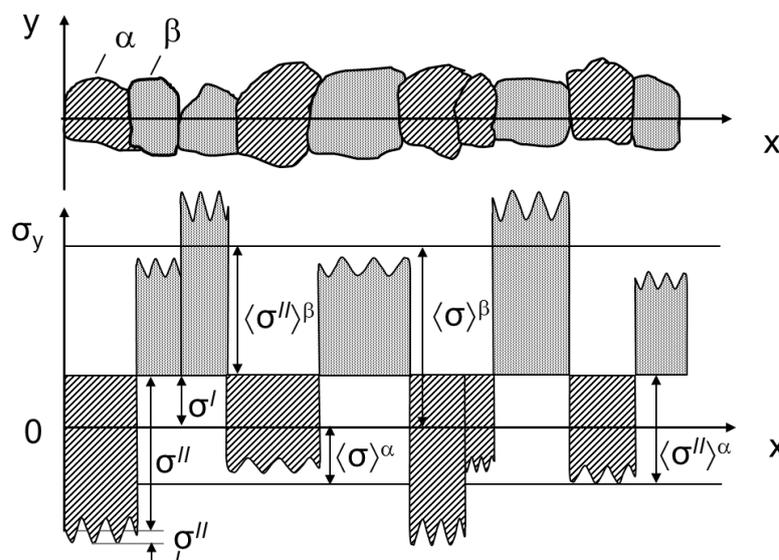


Abbildung 2.1: phasenspezifische Spannungen für ein zweiphasiges Gefüge [16]

Die Eigenspannungen für eine beliebige Phase α setzen sich aus den Eigenspannungen I. Art und den Eigenspannungen II. und III. Art der entsprechenden Phase α ($\langle \sigma^{II} \rangle^\alpha, \langle \sigma^{III} \rangle^\alpha$) zusammen. Die phasenhomogenen Eigenspannungen $\langle \sigma \rangle^\alpha$ ergeben sich somit aus Gleichung (2.3) [17].

$$\langle \sigma \rangle^\alpha = \sigma^I + \langle \sigma^{II} \rangle^\alpha + \langle \sigma^{III} \rangle^\alpha \quad (2.2)$$

Aus der Summe der mittleren phasenspezifischen Eigenspannungen $\langle \sigma \rangle^\alpha$ aller beteiligten Phasen gewichtet mit dem jeweiligen Phasengehalt V_α , ergeben sich demzufolge die Eigenspannungen I. Art [18].

$$\sigma^I = \sum_{\alpha=1}^n V_\alpha \langle \sigma \rangle^\alpha \quad (2.3)$$

Außerdem gibt es eine Einteilung der Eigenspannungen in Makro- und Mikro-eigenspannungen [18], [19]. Laut [8] entsprechen die Makro-eigenspannungen (σ^{Makro}) den Eigenspannungen I. Art (σ^I). Werden die Eigenspannungen II. und III. Art zusammengefasst, erhält man Mikro-eigenspannungen (σ^{Mikro}), welche sich wiederum in homogen und inhomogen (gerichtet/ungerichtet) unterscheiden lassen [20].

2.2 Experimentelle Eigenspannungsbestimmung

Für eine Eigenspannungsanalyse können unterschiedlichste Methoden angewendet werden [17], [21], [22]. In der Literatur wird prinzipiell zwischen Diffraktionsverfahren (= Kristallbeugungsverfahren), mechanischen Verfahren, akustischen und magnetischen Verfahren unterschieden [21].

Die einzelnen Messmethoden können in unterschiedlicher Weise eingeteilt werden. Eine generelle Unterteilung kann beispielsweise in "zerstörungsfreie" und "zerstörende" Messmethoden vorgenommen werden. Zerstörungsfreie Methoden beruhen auf der Analyse der Verzerrung des Kristallgitters infolge der herr-

schenden Spannung. Das Messprinzip der "zerstörenden" Methoden besteht darin, die makroskopischen Deformationen infolge eines mechanischen Eingriffs zu messen und daraus die ursprünglichen Eigenspannungen zu berechnen.

Zu den zerstörungsfreien Methoden zählen beispielsweise die akustischen und magnetischen Verfahren. Diese Methoden besitzen den Nachteil, dass sie stark vom Gefügestand des Werkstoffes abhängig sind [23], [24]. Ebenfalls zu den zerstörungsfreien Methoden gehört die sehr häufig angewandte und auf dem Beugungsprinzip beruhende röntgenographische Spannungsanalyse, welche im folgenden Abschnitt 2.2.1 näher betrachtet wird. Zerstörende Messmethoden werden auch als mechanische Verfahren bezeichnet und umfassen z. B. Bohrloch, Cut-Compliance, Ausbohren, Härteeindruck. Grundlagen mechanischer Methoden werden in Abschnitt 2.2.2 vorgestellt.

Bei Anwendung der sogenannten zerstörungsfreien Methoden bedarf es oftmals einem vorherigen Zerschneiden oder anderer "zerstörender" Bearbeitungsschritte, beispielsweise um das Bauteil in Form und Größe an die geforderten Randbedingungen des Prüfverfahrens anzupassen. Um bei Anwendung von Diffraktionsverfahren in Verbindung mit konventionell erzeugter Röntgenstrahlung eine Aussage über die Verteilung der Eigenspannungen in die Bauteiltiefe zu erhalten, ist infolge einer begrenzten Informationstiefe ein kleinschrittiger, verformungsfreier Schichtabtrag erforderlich. Die durch das Abtragen bzw. Schneiden bewirkten Spannungsänderungen sind unbedingt zu berücksichtigen.

In dieser Arbeit werden Diffraktionsverfahren unter Verwendung unterschiedlich erzeugter Röntgenstrahlungen (Röhrenstrahlung oder Synchrotronstrahlung) sowie mechanische Methoden zur Eigenspannungsanalyse eingesetzt. Hierbei steht insbesondere eine tiefenaufgelöste Eigenspannungsanalyse unter Berücksichtigung auftretender Eigenspannungstiefengradienten im Vordergrund.

Die Diffraktionsverfahren beruhen auf der Bragg'schen Gleichung. Sie erlauben quantitative Messungen der Gitterdehnungen und ermöglichen die Ermittlung

ortspezifischer, phasenselektiver Spannungsinformationen. Hingegen wird bei zerstörenden bzw. mechanischen Methoden der ES-Analyse in der Regel ein makroskopischer Eigenspannungszustand aller beteiligter Phasen ermittelt. Meist handelt es sich hierbei um einen integralen Wert der Eigenspannungen, die in entfernten Bauteilbereichen geherrscht haben.

2.2.1 Röntgenographische Methoden

2.2.1.1 Grundlegende Beziehungen

Die röntgenographische Spannungsanalyse (RSA) für quasi-isotrope, polykristalline Werkstoffe beruht auf der Bestimmung von Gitterdehnungen ε und basiert auf der Ermittlung der Netzebenenabstände $d^{\{hkl\}}$ gemäß der Bragg'schen Gleichung (2.4) anhand den Grundprinzipien der Elastizitätstheorie.

$$n \lambda = 2d^{\{hkl\}} \sin \theta^{\{hkl\}} \quad (2.4)$$

Hierbei entspricht λ der Wellenlänge der Strahlung, n einer natürlichen Zahl der Beugungsordnung der Interferenz und $\sin \theta^{\{hkl\}}$ dem Glanz- bzw. Bragg-Winkel.

Ist der Netzebenenabstand des spannungsfreien Kristallgitters $d_0^{\{hkl\}}$ bekannt, ergeben sich die Gitterdehnungen in den durch Azimutwinkel φ und Neigungswinkel Ψ (vgl. Abbildung 2.2.) geltenden Richtungen aus Gleichung (2.5).

$$\varepsilon_{\varphi\Psi}^{\{hkl\}} = \frac{d_{\varphi,\Psi}^{\{hkl\}} - d_0^{\{hkl\}}}{d_0^{\{hkl\}}} \quad (2.5)$$

Zur zweckmäßigen Bezeichnung der Richtungen φ, Ψ im Probenkoordinatensystem \mathbf{P} wird ferner ein Laborkoordinatensystem \mathbf{L} so definiert, dass seine L_3 -Achse in die gewählten Richtungen φ, Ψ weist (Abbildung 2.2.). Da im Laborkoordinatensystem nur die Dehnungskomponente, d.h. der Dehnungstensor in

Messrichtung ε_{ij}^P von Interesse ist, wird eine Drehung φ des Laborsystems um die L_3 -Achse und eine anschließende Kippung um die neue L_2 -Achse vorgenommen.

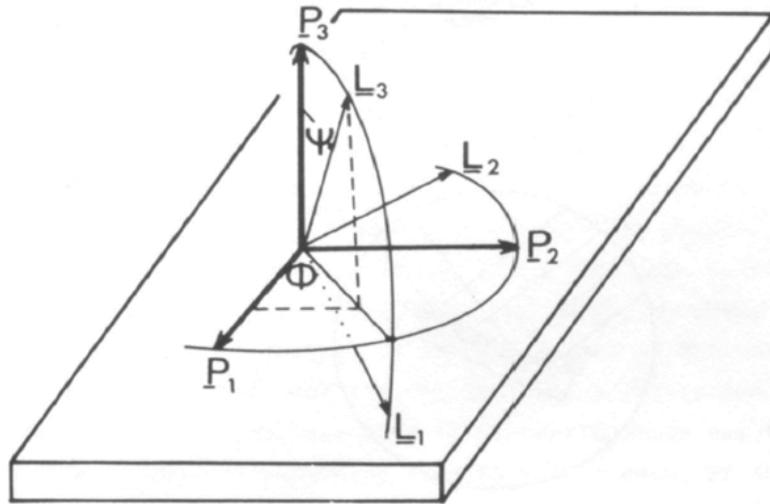


Abbildung 2.2: Proben- und Laborkoordinatensystem sowie Beziehung der Winkel φ, Ψ

Für diese Voraussetzungen und unter Einbeziehung des Hooke'schen Gesetzes für isotrope Materialien ergibt sich die Gleichung (2.6), die den Gitterdehnungen $\varepsilon_{\varphi\Psi}^{\{hkl\}}$ in Messrichtung die Spannungen im Probenkoordinatensystem zuordnet [25], [26].

$$\begin{aligned} \varepsilon_{\varphi\Psi}^{\{hkl\}} &= \frac{1}{2} s_2^{\{hkl\}} \left((\sigma_{11}^P \cos^2 \varphi + \sigma_{22}^P \sin^2 \varphi + \sigma_{12}^P \sin 2\varphi) \sin^2 \Psi + \right. \\ &\quad \left. (\sigma_{13}^P \cos \varphi + \sigma_{23}^P \sin \varphi) \sin 2\Psi + \sigma_{33}^P \cos^2 \Psi \right) \\ &\quad + s_1^{\{hkl\}} (\sigma_{11}^P + \sigma_{22}^P + \sigma_{33}^P) \end{aligned} \quad (2.6)$$

$s_1^{\{hkl\}}$ und $1/2 s_2^{\{hkl\}}$ sind die röntgenographischen Elastizitätskonstanten (REK) in Voigtscher Notation.

$$s_1^{\{hkl\}} = \left(-\frac{\nu}{E} \right)^{\{hkl\}} \quad (2.7)$$

$$\frac{1}{2} s_2^{\{hkl\}} = \left(\frac{1 + \nu}{E} \right)^{\{hkl\}} \quad (2.8)$$

Hierbei entspricht das Elastizitätsmodul E sowie die Querkontraktionszahl ν der zu untersuchenden Phase. Infolge der elastischen Anisotropie der Kristalle sind die Konstanten E sowie ν von der jeweiligen Interferenz hkl abhängig. Die für die Berechnung der Spannungen benötigten REK (Gleichung (2.7) und (2.8)) können entweder experimentell (z.B. Gitterdehnungsmessungen im Vier-Punkt-Biegeversuch) bestimmt oder nach unterschiedlichen Modellen z.B. Voigt [27], Reuss [28] oder Eshelby/Kröner [29], [30] aus elastischen Einkristallkonstanten berechnet werden. Für eine Vielzahl von Werkstoffen sind die REK bereits bekannt [31–34].

Somit können mit röntgenographischen Methoden Dehnungsinformationen gemittelt über das zur Beugung beitragende Volumen phasenselektiv bestimmt werden. Es werden nur die Kristalle berücksichtigt, deren Normalen-Vektor der Netzebene mit dem Streuvektor in der betrachteten Messrichtung zusammenfällt. Unter der Voraussetzung, dass das Messvolumen repräsentativ, d.h. über ein hinreichend großes Gebiet gemittelt wird, können so die phasenspezifischen Eigenspannungen bestimmt werden. Im Gegensatz hierzu wird bei den mechanischen Methoden über alle Kristallite gemittelt.

2.2.1.2 Das $\sin^2 \Psi$ -Verfahren

Einer der wichtigsten Schritte der röntgenographischen Spannungsanalyse (RSA) stellt die Einführung des $\sin^2 \Psi$ -Verfahrens dar [35]. Das klassische $\sin^2 \Psi$ -Verfahren ist ein numerisches Verfahren zur Analyse von zwei-achsigen ebenen Eigenspannungszuständen an der Probenoberfläche. Für eine Spannungsmessung sind hier zur Ermittlung der Spannungskomponente σ_φ (in Azimutrichtung φ – vgl. Abbildung 2.2.) mehrere Gitterdeformationsmessungen in unterschiedlichen Richtungen Ψ (Distanzrichtung) notwendig. Grundvoraussetzung für die Anwendbarkeit des klassischen $\sin^2 \Psi$ -Verfahrens ist ein

innerhalb der Eindringtiefe der Röntgenstrahlung konstanter und im beleuchteten Oberflächenbereich homogener, zweiachsiger Eigenspannungszustand [35]. Unter Berücksichtigung dieser Voraussetzungen ergibt sich aus der Grundgleichung der RSA (2.6) die vereinfachte Gleichung (2.9), die den Gitterdehnungen $\varepsilon_{\varphi\psi}^{\{hkl\}}$ in Messrichtung die Spannungen im Probenkoordinatensystem zuordnet [25], [26].

$$\varepsilon_{\varphi\psi}^{\{hkl\}} = 1/2 s_2^{\{hkl\}} \sigma_{\varphi} \sin^2 \psi + s_1^{\{hkl\}} (\sigma_{11}^P + \sigma_{22}^P) \quad (2.9)$$

Für die Bestimmung einer einzelnen in Azimutrichtung φ wirksamen Normalspannungskomponente σ_{φ} gilt die Gleichung (2.10).

$$\sigma_{\varphi} = \sigma_{11} \cos^2 \varphi + \sigma_{22} \sin^2 \varphi + \sigma_{12} \sin^2 \varphi. \quad (2.10)$$

Die Gleichung besagt, dass für jeden Azimutwinkel φ ein linearer Zusammenhang zwischen den Dehnungen $\varepsilon_{\varphi\psi}(hkl)$ und $\sin^2 \psi$ besteht, im Folgenden auch als $\sin^2 \psi$ -Verlauf bezeichnet [36]. Aus der Geradensteigung lässt sich die gesuchte Spannungskomponente σ_{φ} (Betrag und Vorzeichen) berechnen. Hier zeigt sich der große Vorteil der $\sin^2 \psi$ -Methode. Ohne den exakten spannungsfreien Netzebenenabstand $d_0^{\{hkl\}}$ bzw. Braggwinkel $\theta_0^{\{hkl\}}$ kennen zu müssen, lässt sich bei ausreichend vielen ψ -Kippungen zu jeder Azimutrichtung eine Spannung berechnen. Laut [37] sind elf $\sin^2 \psi$ -Kippungen bis $\pm 45^\circ$ als ausreichend anzusehen.

Abweichungen der Messpunkte von einem geraden Verlauf des $\sin^2 \psi$ -Verlaufs weisen auf eine Verletzung der Randbedingungen hin. Ein häufiger Grund hierfür ist ein nicht quasi-isotroper Materialzustand innerhalb des Messvolumens, z.B. eine Vorzugsorientierung in Form einer Textur. Ein weiterer häufiger Grund für Abweichungen von der Geradengleichung ist ein ausgeprägter Gradient der oberflächenparallelen Spannungskomponente innerhalb der Eindringtiefe der Strahlung. Liegt ein stark ausgeprägter Eigenspannungsgradient vor, so führt

dieser zu einer Krümmung des $\sin^2 \Psi$ -Verlaufs [32]. Ein Abfallen des Kurvenverlaufs ist hierbei insbesondere für hohe Ψ -Kippwinkel festzustellen ($|\Psi| \geq 80^\circ$) [38]. Laut [32] führt eine Scherspannung, wie sie beispielsweise in mehrphasigen Werkstoffen nach Oberflächenbearbeitung mit einer tangentialen Krafteinleitung (z.B. Schleifen, Drehen, Festwalzen) auftreten kann [17], [19], [39], zu einer sogenannten Ψ -Aufspaltung.

Anzumerken ist jedoch, dass die Ursachen für eine Abweichung vom geraden $\sin^2 \Psi$ -Verlauf vielfältig sein können und es oft zu einer Überlagerung unterschiedlichster Effekte kommen kann.

2.2.1.3 Analyse gradientenbehafteter Spannungsverteilungen

Im Mittelpunkt dieser Arbeit steht die Analyse des makroskopischen bzw. phasenspezifischen Eigenspannungszustandes bis in große Bauteiltiefen. Im folgenden Kapitel wird eine mögliche und insbesondere für diese Arbeit zweckmäßige Einteilung der Diffraktionsverfahren zur Analyse gradientenbehafteter Eigenspannungstiefenverteilungen dargestellt [24].

Ein entscheidender Faktor stellt hierbei die Eindringtiefe τ der Strahlung dar. Als Eindringtiefe τ ist die Dicke der Randschicht festgelegt, aus der nach einer häufig verwendeten Definition 63% der gebeugten Intensität stammt [33]. Prinzipiell sind auch andere Prozentangaben bei Definitionen möglich [40]. Für $\Psi=0^\circ$ ist die Eindringtiefe τ maximal [41]. Der Gradient wird anhand seiner Größe bezogen auf die Eindringtiefe der Strahlung klassifiziert. Demzufolge kann beispielsweise innerhalb der Eindringtiefe ein steiler, ein schwacher oder nahezu kein Gradient vorliegen.

Liegt innerhalb der Eindringtiefe der Strahlung ein sehr steiler Eigenspannungsgradient vor, so ist der $\sin^2 \Psi$ -Verlauf in der Regel nicht mehr linear. Der steile Gradient eines oberflächenparallelen Spannungszustands hat eine charakteristische Krümmung des $\sin^2 \Psi$ -Verlaufs zur Folge (Abschnitt 2.2.1.2). Grundsätz-

lich kann eine Spannungsanalyse unter Anwendung des $\sin^2 \Psi$ -Verlaufs durchgeführt werden; es muss in diesem Fall jedoch eine andere, dies berücksichtigende Berechnung der Eigenspannung erfolgen [32]. Hierfür existierende Methoden haben eine tiefenaufgelöste Ermittlung der Gitterdehnungen $\varepsilon_{\varphi\Psi}^{\{hkl\}}$ in verschiedenen Messrichtungen (φ, Ψ) gemeinsam. Gemäß [42] hängt die Eindringtiefe τ der Strahlung von vier verschiedenen Parametern (Kippwinkel Ψ , Drehwinkel η , Braggwinkel θ und linearer Schwächungskoeffizient μ) ab.

Eine vergleichsweise einfache Möglichkeit, stark gradientenbehaftete Eigenspannungstiefenverteilungen analysieren zu können, besteht darin, die $\sin^2 \Psi$ -Methode mit verschiedenen Strahlungen, d.h. unter Verwendung unterschiedlicher Wellenlängen durchzuführen [43–45]. Die Mehrwellenlängenmethode [45] erfordert jedoch eine sehr gute Justierung des Diffraktometers und ist mit einem sehr hohen Aufwand verbunden.

Ebenso kann eine Variation der Eindringtiefe erfolgen, indem die Eigenspannungsanalyse an verschiedenen Gitterebenen (hkl) mit derselben Röntgenstrahlung durchgeführt werden. [46], [47]. Auch hier ist eine sehr gute Gerätejustierung zwingend erforderlich. Die mehrfach in der Praxis angewendete Methode, mit der sich direkt aus dem $\sin^2 \Psi$ -Verlauf die Eigenspannungstiefenverteilung für einen zweiachsigen Spannungszustand bestimmen lässt, ist das sogenannte Abschnitts-Polynom-Verfahren [47]. Hierbei werden Tiefeninformationen bezüglich des Eigenspannungszustandes über die unterschiedlichen Eindringtiefen der Strahlung bei verschieden großen Ψ -Kippungen ausgenutzt. Mit größer werdender Tiefe sinkt die Spannungstiefeninformation exponentiell ab [1]. Im Falle eines nicht rotationssymmetrischen Spannungszustandes ($\sigma_{11} \neq \sigma_{22}$) kommt es jedoch bei Anwendung dieser Methode laut [48] infolge eines schlecht zu lösenden Gleichungssystems zur erhöhten Fehlerwahrscheinlichkeit. Eine verbesserte Möglichkeit, detaillierte Spannungstiefenverläufe unter der Annahme eines oberflächenparallelen Spannungszustands zu bestimmen, ist

das Universalplotverfahrens nach Ruppertsberg [46]. Auch hier wird die Variation der Strahleindringtiefe aufgrund unterschiedlicher Ψ -Kippungen genutzt und es wird von einem zweiachsigen Eigenspannungszustand ausgegangen; jedoch ist eine Änderung der oberflächenparallelen Spannungskomponenten innerhalb der Strahleindringtiefe τ zulässig [24].

Die ermittelten Netzebenenabstände werden einer gewissen Eindringtiefe τ zugeordnet und unabhängig von verwendeter Strahlung und gemessenen Interferenzen hkl in einem einzigen, "universellen" Diagramm dargestellt. Hierfür ist jedoch notwendig, dass innerhalb der Strahleindringtiefe die Normalspannungskomponente $\sigma_{33} = 0$ ist. Bei Existenz einer Normalspannungskomponente in x-Richtung (σ_{33}) wird häufig eine Verschiebung des $\sin^2 \Psi$ -Verlaufs in Richtung der Ordinatenachse festgestellt. Die quantitative Analyse der gesuchten Normalspannungskomponente in x-Richtung (σ_{33}) erfordert die Kenntnis des Netzebenenabstands des spannungsfreien Kristallgitters $d_0^{\{hkl\}}$ [49].

Bei Spannungsmessungen an schwach ausgeprägten Gradienten in Verbindung mit einer geringen Variation der Eigenspannungen innerhalb der Eindringtiefe der Strahlung zeigt der $\sin^2 \Psi$ -Verlauf meist keine ausgeprägte Abweichung des Geradenverlaufes. So lange der Eigenspannungstiefengradient nicht zu ausgeprägt ist, das heißt die Spannungen relativ homogen innerhalb der Eindringtiefe des verwendeten Röntgenstrahles verteilt sind, ist eine Eigenspannungsanalyse unter Anwendung des $\sin^2 \Psi$ -Verfahren möglich und als zielführend anzusehen [35], [50].

Die Spannungsanalyse kann mit der klassischen $\sin^2 \Psi$ -Methode erfolgen (Abschnitt 2.2.1.2). Die Ermittlung und Bewertung von Eigenspannungstiefenverteilungen ist dann nur in Kombination mit einem Schichtabtrag und einer weiteren Eigenspannungsmessung an der neuen Oberfläche möglich. Ein gängiges Verfahren zum Materialabtrag bei elektrisch leitfähigen Proben stellt der elektrolytische Schichtabtrag dar. Mittels einer Elektrolytlösung und durch das Anlegen

einer Spannungsquelle kann ein gezielter, anodischer Materialabtrag am Werkstück erzeugt werden. Infolge des Materialabtrages kommt es zu einem Eingriff in das Eigenspannungsgleichgewicht, was eine Umlagerung des Eigenspannungszustandes zur Folge hat. Eine Korrektur des experimentell ermittelten Eigenspannungstiefenverlaufes kann beispielsweise nach [51], [52] durchgeführt werden. Jedoch ist dies nur unter den Voraussetzungen eines gleichmäßigen und ganzflächigen Abtrages in Verbindung mit einer einfachen Bauteilgeometrie, wie z.B. bei ebenen Platten bzw. Zylindern möglich.

Bei Anwendungen der Röntgenbeugung zur Eigenspannungsanalyse wird neben der mit einer Röntgenröhre erzeugten Röntgenstrahlung auch Synchrotronröntgenstrahlung, Neutronenstrahlung oder Elektronenstrahlung eingesetzt [19]. Bei Anwendung relativ weicher Röntgenstrahlung (Photonenenergie kleiner als 10 keV) ist die Strahleindringtiefe τ in den Werkstoff auf einen Bruchteil eines Mikrometers bis hin zu wenigen Mikrometern beschränkt. Diese Strahlung eignet sich folglich für Analysen dicht unterhalb der Oberfläche. Deutlich größere Eindringtiefen können realisiert werden, wenn Röntgenstrahlungen mit höherer Energie wie harte Synchrotronstrahlung bzw. Neutronenstrahlung zur Verfügung stehen. Die Eigenspannungsmessung mittels Neutronendiffraktometrie ermöglicht es, in Werkstücktiefen von bis zu 20 mm den Spannungs-/Dehnungszustand zerstörungsfrei zu ermitteln [24]. Ein häufig angewandtes Verfahren definiert ein Messvolumenelement aus der Kreuzung von Primär- und Sekundärstrahl. Durch Abrastern des zu analysierenden Probenvolumens können so tiefenaufgelöste Informationen gewonnen werden. Diese Informationen stellen einen integralen Wert des betrachteten Messvolumens dar. Die Abbildbarkeit von Spannungsgradienten ist somit von der kleinstmöglichen Größe des gewählten Volumenelements abhängig. Die qualitative Spannungsanalyse erfordert oft die Kenntnis des Netzebenenabstands des spannungsfreien Kristallgitters

$$d_0^{\{hkl\}}.$$

Besteht die Möglichkeit, die Spannungsanalysen unter Anwendung von weißer Röntgenstrahlung mit hochenergetischen Anteilen durchzuführen, so kann statt der bisher beschriebenen winkeldispersiven Registrierung der gebeugten Strahlung eine energiedispersive Anwendung erfolgen. Die energiedispersive Anwendung ermöglicht die simultane Aufnahme eines Energiespektrums bei festem Beugungswinkel. Die Auswertung kann beispielsweise gitterebenspezifisch nach Messungen bei verschiedenen Ψ -Kippungen anhand der $\sin^2\Psi$ -Methode gemäß Abschnitt 2.2.1.2 erfolgen. Bei Berücksichtigung der linearen Abhängigkeit der Strahlungseindringtiefe von der Energie ergibt sich für die energiedispersive Anwendung ein entscheidender Vorteil. Die im Energiebereich auftretenden Interferenzen der einzelnen Gitterebenen lassen sich zusätzlich unterschiedlichen Eindringtiefen τ zuordnen. Daher kann dieses Verfahren als zerstörungsfreie Messmethode für Spannungsgradienten in der sogenannten intermediären Zone (bis in eine Tiefe von 100 μm bei Stahl) angewandt werden. Voraussetzung ist die Annahme ebener Spannungszustände im gebeugten Messvolumen [24]. Der uneingeschränkte, jederzeit verfügbare Einsatz dieser Methode ist jedoch nicht gegeben, da die Beschleunigung von Elektronen auf die zur Emission von Synchrotronstrahlung erforderliche Geschwindigkeit nur in den wenigen bestehenden Elektronenspeicherringen möglich ist. Daher ist im Bereich der zerstörungsfreien Analyse an eine Verdrängung der Spannungsmessung mit konventionell erzeugter Röntgenstrahlung derzeit noch nicht zu denken [53].

Ist eine Analyse des makroskopischen Eigenspannungszustandes über den gesamten Bauteilquerschnitt das Ziel, eignet sich eine auf den zu analysierenden Tiefenbereich angepasste Kombination von sich ergänzenden Strahlungsquellen und Methoden. Für oberflächennahe Bereiche eignen sich bevorzugt Analysen unter Verwendung konventionell erzeugter Röntgenstrahlung; für größere Bauteiltiefen beispielsweise Beugungsexperimente mittels Neutronen bzw. hochenergetischer Synchrotronstrahlung.

2.2.2 Mechanische Methoden

Um gradientenbehaftete, tiefreichende Eigenspannungsverteilungen zu bewerten, werden sehr häufig zerstörende, mechanische Messverfahren eingesetzt. Alle diese Methoden haben gemeinsam, die Dehnungsauslösung infolge eines mechanischen Eingriffs zu messen und daraus die ursprünglichen Eigenspannungen zu berechnen. Wird aus einem eigenspannungsbehafteten Bauteil ein Stück Material entfernt, hat dies aus Gleichgewichtsgründen eine Umlagerung der Eigenspannungen zur Folge, was mit Dehnungen und Formänderungen verbunden ist. Ein Vorteil der zerstörenden Methoden liegt in der relativ einfachen experimentellen Durchführbarkeit, da weitestgehend herkömmliche Messmittel wie beispielsweise Dehnungsmessstreifen verwendet werden können. Die Schwierigkeit besteht in der Umrechnung der gemessenen Dehnungen in die zugrundeliegende Eigenspannungsverteilung. Es werden Eigenspannungen erster Art (Abschnitt 2.1) bestimmt, was eine direkte Aussage über das mechanische Bauteilverhalten erlaubt und auf einfache Weise die Validierung von Simulationsrechnungen ermöglicht.

Einige mechanische Methoden wie beispielsweise die Slitting- (auch Cut- bzw. Crack-Compliance genannt), Bohrloch- bzw. Ringkern-Methode oder das Schichtentfernen können die Eigenspannungen der ersten Art auch tiefenaufgelöst ermitteln. Drei dieser Verfahren sind in Abbildung 2.3 exemplarisch dargestellt. Diese auf inkrementellem Materialabtrag beruhenden Eigenspannungsmessmethoden teilen sich eine gemeinsame mathematische Formulierung, welche die Lösung eines elastischen inversen Problems erforderlich macht.

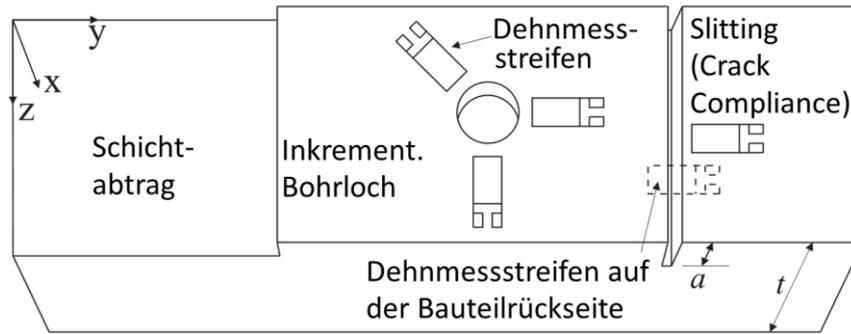


Abbildung 2.3: Schichtabtrag, Inkrementelles Bohrloch, Slitting – Drei zerstörende Eigenspannungsmessmethoden

Der Nachteil der mechanischen Verfahren ist, dass sie naturgemäß mehr oder weniger "zerstörend" sind.

2.2.2.1 Grundlegende Beziehungen

Die Beziehung zwischen den gemessenen Verformungen und den Eigenspannungen kann für die meisten zerstörenden Verfahren in Form einer Integralgleichung ausgedrückt werden. Für die auf einem inkrementellen Materialabtrag beruhenden Methoden wie Schneiden, Bohren, Ringkern, Schicht-Entfernung oder Slitting-Methode wird sehr oft eine Integralgleichung erster Art nach Volterra [54] verwendet.

$$d(x) = \int_{x_0}^x g(X, x) \sigma(X) dX \quad (2.11)$$

In Gleichung (2.11) entspricht $d(x)$ der gemessenen Verformung bzw. der Verschiebung oder Dehnung und x entspricht der Tiefe des entfernten Materials. Der Gleichung ist zu entnehmen, dass die gemessenen Verformungen $d(x)$ vom ursprünglich vorliegenden Spannungszustand σ über die Gesamttiefe X abhängen. Die Empfindlichkeit der Verformung gegenüber einer Spannung in Abhängigkeit von der Gesamttiefe X und den einzelnen Tiefen des entfernten Materials x beschreibt die Kernelfunktion $g(X, x)$. Die Gleichung (2.11) ist ein

inverses Problem. Die Auswertung der unbekannt Menge $\sigma(X)$ erfordert eine Lösung von links nach rechts. Der Lösungsprozess der Gleichung wird durch das Auftreten des gesuchten Spannungsterms innerhalb des Integrals deutlich erschwert. Ein effektiver Weg zur Lösung der inversen Gleichung ist es, die unbekannte Funktion - hier die Spannungsverteilung $\sigma(x)$ - als die Summe einer Reihe von Basisfunktionen $u_i(X)$ multipliziert mit einem Koeffizienten c_i auszudrücken [10]. Die Lösung umfasst somit die Bestimmung der Werte der Koeffizienten c_i .

$$\sigma(x) = \sum c_i \cdot u_i(X) \quad (2.12)$$

Die Basisfunktionen $u_i(X)$ müssen linear unabhängig sein und deren Kombination muss die Lösung in angemessener Weise beschreiben. Zur Lösung des Problems werden oft Unit Pulses [55–58], im Folgenden auch als Einheitspulse bezeichnet, Potenzreihen [55], [56] oder Legendresche Polynome (auch: zonale Kugelfunktionen) [59], [60] verwendet.

Legendresche Polynome werden hier nur der Vollständigkeit halber aufgeführt. Sie wurden erstmals von Popelar für die Zerlege-Methoden zur Bestimmung der Spannungen entlang der Bauteildicke eines Rohres [61] benutzt. Die Legendreschen Polynome führen automatisch zu einem Gleichgewicht, sie sind allerdings in ihrer Anwendung deutlich komplizierter als die Potenzreihen und Einheitspulse.

Die Reihenentwicklung, im Allgemeinen eine Reihe von Basisfunktionen, ist derzeit eine beliebte Methode zur Bestimmung der Werte der Koeffizienten c_i . Erstmals praktisch angewandt wurde dies von Schajer unter Verwendung einer Potenzreihenentwicklung [62]. Diese Methode besitzt jedoch den Nachteil, dass die bestimmte Spannungslösung von der gewählten Ordnungszahl abhängt. Infolge dieser Abhängigkeit besteht eine Unsicherheit, den gesuchten Spannungszustand abbilden zu können. Eine genaue Bewertung der ermittelten Ei-

genspannungsverteilung ist nur unter Berücksichtigung eines Modellfehlers möglich [63], [64], [65] wie u.a. in Abschnitt 2.2.2.2 diskutiert wird.

Werden, wie auch in dieser Arbeit, Einheitspulse zur Lösung des inversen Problems verwendet, so ergibt sich eine weitaus flexiblere Möglichkeit, nahezu alle denkbaren Spannungsverteilungen abzubilden. Einheitspulse entsprechen lokalen, homogenen Spannungsverteilungen, normiert auf Eins. In diesem Fall beziehen sich die Koeffizienten c_i in Gleichung (2.12) direkt auf die Spannungen σ_i eines jeden Materialinkrementes. Die generischen Koeffizienten c_i können somit mit der spezifischen Notation σ_i bezeichnet werden. Die Substitution der Puls-Funktionen in den Gleichungen (2.11) und (2.12) ergibt die Matrix-Gleichung (2.13).

$$\mathbf{d} = \mathbf{G} \cdot \boldsymbol{\sigma} \quad (2.13)$$

$$\begin{bmatrix} d_1 \\ \vdots \\ d_i \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} G_{11} & \cdots & G_{1j} \\ \vdots & \ddots & \vdots \\ G_{i1} & \cdots & G_{ij} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \vdots \\ \sigma_i \end{bmatrix} \quad (2.14)$$

$i = \text{Teilschnitte}; j = \text{Inkremente}$

In Gleichung (2.13) bzw. (2.14) ist die rechte Seite die gesuchte Lösung, wobei der Spannungsvektor $\boldsymbol{\sigma}$ den Spannungen eines jeden Inkrementes und \mathbf{G} der Koeffizienten-Matrix entspricht. Vektor \mathbf{d} auf der linken Seite entspricht den Inputdaten der experimentell bestimmten Dehnungen ε nach jedem inkrementellen Materialabtrag. Die Elemente der Koeffizienten-Matrix \mathbf{G} können mittels Gleichung (2.15) definiert werden.

$$G_{ij} = \int_{h_{j-1}}^{h_j} g(X, h_i) dX = \int_{h_0}^{h_j} g(X, h_i) dX - \int_{h_0}^{h_{j-1}} g(X, h_i) dX \quad (2.15)$$

Abbildung 2.4 zeigt schematisch den Matrixcharakter der linken Seite der Gleichung (2.15). Die Koeffizienten G_{ij} korrespondieren mit der Verformung, welche durch eine Spannung innerhalb eines Inkrementes "j", welches aus "i"-Schnitttiefen zusammengesetzt ist, hervorgerufen wird. \mathbf{G} ist eine untere

Dreiecksmatrix, da Werte ungleich Null nur dann eintreten, wenn $j \leq i$ ist [54], [55].

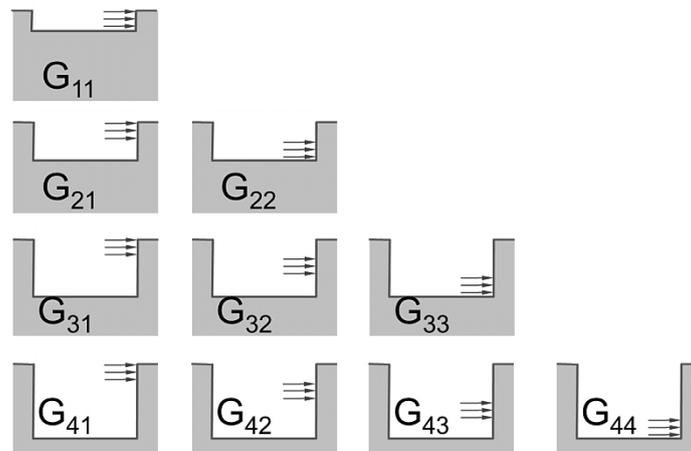


Abbildung 2.4: Lastspannungen entsprechend den Koeffizienten G_{ij} der Koeffizienten-Matrix gemäß [55]

2.2.2.2 Unsicherheitsquellen

Bei der Bestimmung von Eigenspannungen mit mechanischen Methoden gibt es im Wesentlichen zwei Fehlerquellen: Fehler in den Messdaten der Dehnungen und Modellfehler bei der Umrechnung der Dehnungen in Spannungen. Die durch die Fehler der Messwerte verursachte Fehlerquelle ist bereits seit langem als eine der Hauptfehlerquellen bekannt und wurde detailliert von Schajer [64] vorgestellt. Hierunter handelt es sich um Fehler, die beispielsweise bei der Tiefenbestimmung beziehungsweise der Dehnungsmessung auftreten. Weiterreichende, genaue Analysen zu diesem Thema wurden von Hill, Galybin und Fontanari unter Verwendung rechenintensiver Monte Carlo-Verfahren veröffentlicht [65–67].

Die Auswirkungen der systematischen Fehler in den Dehnungsdaten - wie beispielsweise eine Nullverschiebung - auf die berechneten Spannungen sind als eher gering anzusehen, wie in [68], [69] nachgewiesen wurde.

Die Berücksichtigung eines auftretenden Modellfehlers ist besonders dann von Bedeutung, wenn eine Reihenentwicklung zur Lösung des in Abschnitt 2.2.2.1 beschriebenen inversen Problems angewendet wird. Der Modellfehler bezeichnet die Unsicherheit, den gesuchten Spannungszustand abbilden zu können und ist somit abhängig vom Lösungsansatz der Volterra-Gleichung. In [63] wird unter Zuhilfenahme einer Monte Carlo-Simulation gezeigt, dass genau diese Unsicherheiten ebenfalls entscheidend zum Eigenspannungsfehler beitragen. Bei Verwendung einer Reihenentwicklung entscheidet die Wahl der Ordnungszahl, wie gut der gesuchte Spannungszustand prinzipiell abgebildet werden kann. Sie hat damit einen entscheidenden Einfluss auf die Größe des sich ergebenden Modellfehlers. Eine Studie zur Fehlerbetrachtung in Verbindung mit Potenzreihen von Schajer [64] weist darauf hin, dass die tatsächlichen Spannungen, wenn sie nicht prinzipiell durch die ausgewählte Reihenentwicklung darstellbar sind, außerhalb der von ihm berechneten Fehlergrenzen liegen. Laut Hill [65] ist die Wahl der optimalen Ordnungszahl zur Minimierung des Fehlers somit nur in Verbindung mit einer Schätzung des Modellfehlers möglich. Der Potenzreihenansatz zur Lösung des inversen Problems besitzt eine höhere Fehleranfälligkeit als eine Verwendung von Einheitspulsen, da diese weitaus flexibler nahezu alle denkbaren Spannungsverteilungen abbilden können.

Eine weitere zu beachtende Fehlerquelle ist das Messrauschen bei der Dehnungsmessung. Die Dehnungsmessungen (oft unter Verwendung von Dehnmessstreifen) werden meist in Gegenwart von elektrischen und/oder magnetischen Feldern durchgeführt, was letztlich zu einer Störgröße mit breitem unspezifischem Frequenzspektrum führt. Dieses elektrisches Rauschen kann als Überlagerung vieler Schwingungen oder Wellen mit unterschiedlicher Amplitude und Frequenz bzw. Wellenlänge interpretiert werden [70]. Beim Lösen der inversen Gleichung kommt es zu einer Verstärkung des Messrauschens. Es zeigt sich, dass die kleinen Frequenzanteile des Messrauschens bei der Rückfaltung der Fourier-Transformation beim Lösen der inversen Gleichung überproportional

verstärkt werden. Dies führt letztlich zu großen Schwankungen in der gesuchten Eigenspannungsverteilung.

Werden nur wenige (je nach Bauteildicke ca. 5-10) ungleichmäßige Materialabtrag-Schritte durchgeführt, so zeigt sich bei Verwendung von Einheitspuls-Funktionen ein weiterer Vorteil. Die beim Lösen des inversen Problems auftretenden Rauschverstärkungen werden so in der Regel klein gehalten [55], [56], [71]. Die Verwendung weniger Tiefeninkremente verringert jedoch die räumliche Tiefenauflösung der Spannungslösung erheblich. Eine weitere allgemein gültige Möglichkeit, die resultierende Rauschverstärkung zu verbessern, ist die Verwendung der Tikhonov-Regularisierung [72]. Diese führt zu einer effektiven Glättung der berechneten Eigenspannungsverläufe durch Dämpfung der Extremwerte [73], [74]. Der Ansatz basiert auf der Minimierung der Gleichung (2.16).

$$T_{\alpha}(x) = \|Ax - y\|^2 + \beta \|Lx\|^2 \quad (2.16)$$

Eine Gewichtung zwischen der Stärke der Dämpfung und der Genauigkeit der Lösung wird durch den sog. Regularisierungsparameter β eingestellt. Für den Wert $\beta = 0$ findet keine Regularisierung statt. Für ansteigende Werte $\beta > 0$ nimmt die Menge der Regularisierung zu. Der zweite Summand stellt die sogenannte Dämpfung dar, wobei die erste Ableitung der Lösung oder die Einheitsmatrix verwendet werden kann [75]. Für den Fall der Spannungsberechnung kann die Stärke der Dämpfung auf den Betrag der Spannungen oder alternativ auf den Betrag der ersten bzw. zweiten Ableitung der Spannungen angewendet werden [75], [76]. Im Allgemeinen kann jede Kombination von Straftypen verwendet werden.

2.2.2.3 Slitting-Methode

Ein häufig und auch im Rahmen dieser Arbeit eingesetztes zerstörendes Verfahren zur Bestimmung makroskopischer, gradientenbehafteter Eigenspannungstie-

fenverteilungen, ist die Crack Compliance-Methode, welche auch anschaulicher als inkrementelle Slitting-Methode bezeichnet wird. Eingeführt wurde diese Methode 1971 von Vaidyanathan und Finnie [77] und weiterentwickelt von Cheng und Finnie [59], [78], [79]. Eine umfangreiche Studie zu dieser Methode wurde z.B. von Prime [10] vorgestellt. Bei der Slitting-Methode werden Oberflächendehnungen, die während eines schrittweise eingebrachten Trennschnitts entstehen, mit Dehnungsmessstreifen (DMS) gemessen. Die Lage des DMS relativ zum eingebrachten Trennschnitt hat einen entscheidenden Einfluss auf die Auflösbarkeit der Eigenspannungsanalyse [10]. Beispielsweise begünstigt die Platzierung des DMS auf der Bauteiloberseite in der Nähe des Schnittes eine oberflächennahe Analyse und die Platzierung auf der Bauteilrückseite eher Analysen in großen Bauteiltiefen. Die durch das Relaxieren der Spannungen hervorgerufenen Bauteilverformungen werden als elastisch vorausgesetzt. Weiterhin wird angenommen, dass die gemessenen Verschiebungen ausschließlich durch die freigesetzten Normalspannungen hervorgerufen werden. Üblicherweise wird in einem Slittingexperiment die Normalspannung senkrecht zur Schnittfläche bestimmt. In [80–83] wird diese Methode zum Messen von oberflächennahen Eigenspannungszuständen verwendet, wobei das große Potential der Slitting-Methode in der Abbildung von Eigenspannungsverteilungen über die gesamte Bauteildicke gesehen wird. Selbst für Bauteildicken größer 160 mm wurden Slittingexperimente durchgeführt [84]. Auch betragsmäßig kleine Eigenspannungswerte können abgebildet werden [85–87]. Ein Vorteil der Slitting-Methode ist die Anwendbarkeit auch bei Materialien, bei denen eine Spannungsanalyse mit Polykristall-Diffraktionsmethoden generell nicht möglich ist, wie beispielsweise bei amorphen Materialien [86], [88]. Gemäß [89] ist die Methode ebenso an hochfesten Materialien anwendbar [89]. Derzeit bekannte Spezialanwendungsbeispiele sind Keramiken [90], [65], Polymere [91], [92] und Verbundwerkstoffe [92], [93]. Festzuhalten ist jedoch, dass bislang alle Arbeiten an Bauteilen mit einer relativ einfachen Geometrie wie ebenen Platten, Zylindern oder Rohren ausgeführt wurden. Wie sich komplexere Bauteilgeometrien, wie beispielsweise die, der im

Rahmen dieser Arbeit untersuchten Schiebemuffe, auf die angenommenen Randbedingungen und damit die Anwendbarkeit dieser Methode auswirken, ist bisher nicht bekannt. Ein allgemein gültiger Standard wie beispielsweise für die Bohrlochmethode [94] existiert derzeit für die Slitting-Methode nicht.

Von Venter und Swardt wurde 2000 in [95] eine Slitting-Analyse an autofrettierten dicken Ringstrukturen vorgestellt. Es konnte gezeigt werden, dass die Slitting-Analyse prinzipiell in der Lage ist, gradientenbehaftete Eigenspannungstiefenverteilungen in einer Ringgeometrie abzubilden. Ein späterer Vergleich dieser Ergebnisse mit Simulationsrechnungen von Swardt aus dem Jahr 2003 [96] zeigte jedoch, dass die Eigenspannungswerte sehr fehlerbehaftet sind. Grund für die falschen Eigenspannungswerte sind auftretende Plastizitätseffekte. Die Ursache der Plastizität ist u.a. in einem überlagerten Moment begründet. Beim Schneiden einer ringförmigen Probengeometrie ergibt sich die Problematik, dass die Eigenspannungen in Ringumfangsrichtung über die Ringdicke ein betragsmäßig großes Moment hervorrufen können. Dieses Moment kann eine derartig große Belastung zur Folge haben, dass es letztlich zu einer irreversiblen Verformung des Materials kommt. Da die Slitting-Methode auf der Annahme einer elastischen Spannungsrelaxation beruht, führt diese Plastizität zu Fehlern bei der Eigenspannungsberechnung.

Deshalb schlägt beispielsweise der ASTM-Standard für das Bohrlochverfahren einen Richtwert für eine Begrenzung der Bohrlochexperimente bei einer gemessenen Spannung von 60 % der Höhe der Streckgrenze vor [94]. Bislang gibt es nur eine sehr geringe Anzahl an Veröffentlichungen zur Plastizität für die Slitting-Methode. Von Schindler und Finnie wurden bei Slitting-Experimenten infolge von Plastizitätseffekten scheinbare Eigenspannungen oberhalb der Streckgrenze gemessen [97], [98].

Die Frage, welches Eigenspannungsniveau Fehler infolge von Plastizität verursachen, ist noch nicht beantwortet. Aktuelle Untersuchungen zur Plastizität in Verbindung mit der Slitting-Methode wurden von Prime in [99] vorgestellt. Ba-

sierend auf einer Finite-Elemente-Simulation können die Fehler infolge von Plastizitätseffekten mit dem Spannungsintensitätsfaktor K_{Irs} , der durch die Rissverlängerung innerhalb des Eigenspannungsfeldes hervorgerufen wird, korreliert werden. Vorgestellt wird eine Möglichkeit, wie selbst bei durch Plastizität verursachten fehlerhaften Eigenspannungsdaten K_{Irs} aus den experimentell gewonnenen Daten berechnet wird und letztlich ein Abschätzen des Fehlers aus den experimentellen Dehnungsdaten erfolgen kann.

Eine entscheidende Rolle bei der experimentellen Umsetzung der Slitting-Methode nimmt der Materialabtrag ein. Laut Peiter [9] kann das Entfernen des Materials, aus einem eigenspannungsbehafteten Bauteil beispielsweise durch Schneiden, Bohren, Fräsen erfolgen. Es ist jedoch ratsam, ein möglichst schonendes Trennverfahren anzuwenden, um im Bereich der neu gebildeten Oberflächen möglichst keine zusätzlichen Eigenspannungen einzubringen. So wird zum Einbringen des Trennschnitts bei den Slitting-Experimenten das Drahterodieren bevorzugt [10]. Das Drahterodieren [100] kann wie die Zerspanung nach DIN 8580 [101] der Hauptgruppe 3 (trennende Verfahren) zugeordnet werden und gehört nach DIN 8590 [102] zu den thermischen Abtragverfahren. Es ist ein etabliertes Verfahren zur Bearbeitung von geometrisch komplexen und harten Werkstoffen. Unter der Voraussetzung einer Mindestleitfähigkeit von 0,01 S/cm des Werkstoffes lassen sich unabhängig von den mechanischen Eigenschaften durch berührungsloses Bearbeiten von Bauteilen vielfältige Strukturen herstellen [103]. Bei Anlegen einer elektrischen Spannung zwischen den Elektroden (Werkzeug und -stück) bildet sich nach Überschreiten der Durchschlagfestigkeit des Dielektrikums ein energiereicher Plasmakanal. Die elektrische Energie wird dabei in thermische Energie umgewandelt, wodurch ein Schmelzen bzw. ein Verdampfen eines bestimmten Materialvolumens an der Werkstückoberfläche bewirkt wird. Die Entladung konzentriert sich auf einen sehr kleinen Querschnitt. Das Erodieren zählt zu einem der schonendsten Verfahren der Bauteilstrukturierung [100]. Die meisten Untersuchungen zum Einfluss des Drahterodierens auf den

Spannungszustand stammen aus den 1980er Jahren. Hierbei wird vereinzelt der Einfluss eines „recast layers“ diskutiert. Dies war jedoch ein Effekt „älterer“ EDM-Maschinen, welcher in Verbindung mit „modernerer“ EDM-Maschinen nicht mehr auftritt. Aus [104] ist zu entnehmen, dass ein zusätzliches Einbringen von Eigenspannungen infolge des Erodierens bei der Anwendung mechanischer Methoden der Eigenspannungsanalyse vernachlässigt werden kann.

2.3 Fertigungsverfahren und Eigenspannungen

2.3.1 Räumen

Räumen ist ein Zerspanungsverfahren mit einem mehrschneidigen Werkzeug, bei dem das Werkzeug die Schnittbewegung ausführt. Abbildung 2.5 zeigt schematisch einen Innenräumprozess [105].

Das Räumen wird nach DIN 8580 der Hauptgruppe 3, den trennenden Verfahren zugeordnet [101]. Aufgrund der Tatsache, dass beim Räumen ein Werkzeug verwendet wird, dessen Schneiden-Anzahl, Geometrie der Schneidkeile und Lage der Schneide zum Werkstück bekannt sind [106], wird der Prozess in die Gruppe 3.2 „Spanen mit geometrisch bestimmter Schneide“ eingeordnet.

Jede Schneide kommt bei der Bearbeitung eines Werkstücks genau einmal und ohne Unterbrechung zum Einsatz [107]. Trotz geringer Schnitttiefen (Spandicke im allgemeinen 10 bis 60 μm pro Schneide) treten beim Räumen hohe Schnittkräfte auf, was auf große Schnittlängen und den gleichzeitigen Eingriff mehrerer Schneiden zurückzuführen ist [108].

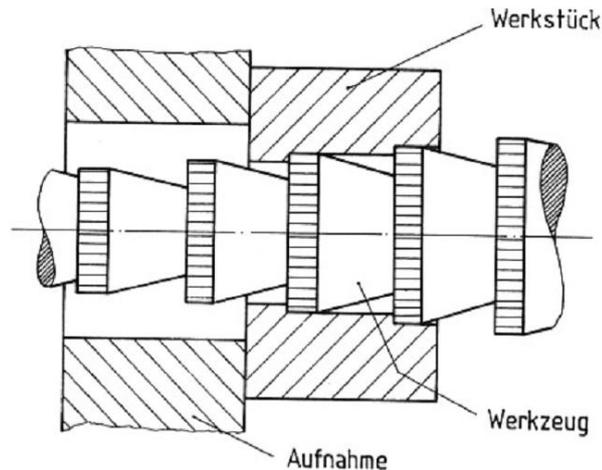


Abbildung 2.5: Grundprinzip eines Innenräumprozesses [109]

Der Materialabtrag erfolgt über einen orthogonalen Zerspanprozess. Neben Werkstück- und Werkzeugmaterial sind die wichtigsten Einflussgrößen auf den Räumprozess und die daraus resultierenden Schnittkräfte Spandicke, Schnittgeschwindigkeit, Kühlschmierung, Schneidengeometrie sowie Beschichtung und Verschleiß des Werkzeugs [110], [111]. Bei der Auslegung des Zerspanprozesses sind die aus den Prozessparametern resultierenden Randschichteigenschaften von Interesse, wie beispielsweise Randschichtverfestigung oder Eigenspannungen, da diese einen entscheidenden Einfluss auf die Eigenschaften des Bauteils im Betrieb ausüben. So können durch den Zerspanprozess induzierte Zugeigenspannungen zu einer Minderung der Lebensdauer führen [112]. Eine Verfestigung und Druckeigenspannungen in der Randschicht führen zu einer längeren Lebensdauer [113–115]. Zur Bewertung des Eigenspannungszustandes werden die Eigenspannungen in Richtung der Spannungshauptachsen, längs und quer (bzw. axial und tangential) zur Zerspanrichtung ausgewertet. Die Ausbildung der fertigungsbedingten Eigenspannungen beim Zerspanprozess wird zum Teil durch die mechanische Belastung des Systems verursacht. Hierunter versteht man eine Streckung der oberflächennahen Schicht relativ zum Bauteilinneren. Nur ein kleiner Anteil der gesamten mechanisch eingebrachten Energie wird in Form von potentieller Energie sowie kinetischer Energie der Späne gespeichert

[116]. Die dominierenden Mechanismen der Eigenspannungsbildung werden in der Umformarbeit in der Spanantstehungszone sowie der Reibung zwischen Werkzeug, Werkstück und Span gesehen [117], [118]. Infolge der Streckung der oberflächennahen Schicht bilden sich tendenziell Druckeigenspannungen aus bzw. es erfolgt eine Verschiebung der Eigenspannungsverteilung in Richtung Druck. Im Innern des Bauteils liegen folglich Zugeigenspannungen vor [119].

Im Bereich vor der Schneide wird das Material gestaucht und unter Druck plastisch verformt. Hinter der Schneide im sog. Nachlaufbereich wird das Material unter der auftretenden Zugbelastung plastisch gelängt. Für die oberflächennahen Eigenspannungen ist entscheidend, welcher dieser Effekte überwiegt. Bei einer rein elastischen Verformung des Grundmaterials und überwiegend plastischen Verformungen im Druckbereich bilden sich oberflächennah Zugeigenspannungen aus [120], [121]. Überlagert wird die Eigenspannungsbildung von einem sich ausbildenden Temperaturgradienten aufgrund eines thermischen Energieeintrages infolge hoher Umformgrade und Reibung zwischen Werkstück und Werkzeug. Der Temperaturgradient bewirkt eine Beeinflussung der Steifigkeit und Festigkeit des Werkstoffes sowie unterschiedliche thermische Dehnungen [122], [123]. Im randnahen Bereich führen die hohen Temperaturen zu einer großen thermischen Ausdehnung. Beim Überschreiten der Fließgrenze, welche gleichzeitig aufgrund der erhöhten Temperatur herabgesetzt ist, kommt es zu einer plastischen Verformung unter Druck und somit zu einem Stauchen des betroffenen Werkstoffvolumens. Beim späteren Abkühlen kommt es aufgrund der Stauchung der oberflächennahen Schicht zu Zugeigenspannungen. Bei der Bewertung der Eigenspannungen im randschichtnahen Bereich ist eine zeitliche Berücksichtigung der plastischen Dehnungen in Schnittrichtung erforderlich [116].

Aus [1] ist zu entnehmen, dass es bei geringerer Wärmeabfuhr stets zu einer Verschiebung der randnahen Eigenspannungen hin zum Zugbereich kommt. Zusätzlich können sich infolge der hohen Temperaturen mikrostrukturelle Än-

derungen ergeben wie Phasenumwandlung, Erholung oder Rekristallisation. Diese können mit Volumensprüngen, Festigkeits- und Steifigkeitsänderungen einhergehen [119].

Die beschriebenen gegenläufigen Mechanismen für die Ausbildung der Eigenspannungen erschweren eine Abschätzung des Eigenspannungszustandes. Um im Rahmen einer zuverlässigen Bauteilcharakterisierung herauszufinden, welcher der diskutierten Mechanismen überwiegt, ist die experimentelle Analyse unerlässlich.

2.3.2 Einsatzhärten

Einsatzhärten zählt zu den thermochemischen Verfahren, bei denen der Randschichtkohlenstoffgehalt erhöht (aufgekohlt) wird und durch ein anschließendes Härten eine harte, schwing- und verschleißfeste Randschicht bei gleichzeitig zähem Kern erzeugt werden kann. Nach DIN EN 10084 [124] lässt sich das Einsatzhärten in acht weitere Untergruppen je nach der Stahlzusammensetzung einteilen, wobei alle einen Kohlenstoffgehalt von etwa 0,1 bis 0,2 Ma.-% aufweisen. Beim Aufkohlen erfolgt die Anreicherung der Randschicht mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,7-1,0 % im austenitischen Zustand bei Temperaturen zwischen 880-950°C. In [125], [126] ist eine Zusammenfassung gängiger Gaszusammensetzungen zu finden. In DIN 17022-3 [127] werden unterschiedliche Einsatzhärteverfahren beschrieben. Auf die drei wichtigsten wird im Folgenden eingegangen. Beim Direkthärten wird das Härten nach dem Aufkohlen durchgeführt, das heißt, das aufgekohlte Bauteil wird direkt von der Aufkohlungstemperatur abgeschreckt (bzw. bei leicht abgesenkter Randhärte-temperatur). Das Härten von Eisenbasislegierungen bezeichnet die Bildung von α -Martensit durch einen diffusionslosen Umklapp- oder Schiebungsvorgang (Kipp-/Scherprozess) unter Beibehaltung der atomaren Nachbarschaftsverhältnisse [128]. Die Gitterstruktur des Martensits ist tetragonal raumzentriert (trz) und ist für die hohe Härte und Festigkeit nicht nur beim Einsatzhärten verantwortlich. Bei der mar-

tensitischen Umwandlung wird Austenit (von einer Temperatur T_A) mit einer Abkühlgeschwindigkeit größer der kritischen Abkühlgeschwindigkeit v_{krit} auf eine Temperatur kleiner der Martensitstarttemperatur M_s abgeschreckt. Unterhalb M_s nimmt der Martensitanteil bis zum Erreichen der Martensitfinishtemperatur M_f zu.

Laut [129] ist ein Direkthärten nur bei Verwendung von Feinkornstählen sinnvoll. Feinkornstähle sind gekennzeichnet durch geringe Mengen sehr fein verteilter Ausscheidungen, welche die Behinderung des Kornwachstums bei hohen Austenitisierungstemperaturen zur Aufgabe haben. Ist auf Grund einer übermäßig hohen Aufkohlungstemperatur bzw. übermäßig langer Austenitisierungszeiten eine Vergrößerung des Austenitkornes zu erwarten, so ist das Einfachhärten dem Direkthärten vorzuziehen. Beim Einfachhärten wird das Werkstück nach dem Aufkohlen langsam bis auf Raumtemperatur abgekühlt, so dass zunächst keine Härtung eintritt. Das Bauteil wird dann erneut auf die Härtetemperatur erwärmt und abgeschreckt. Durch diese Behandlung erfährt der Rand vor der Härtung eine dem Normalglühen entsprechende Kornfeinung. Eventuell erforderliche Korrekturmaßnahmen können zwischen dem Aufkohlen und dem Härten vorgenommen werden. Das früher häufig durchgeführte Doppelhärten [127] hat mit der Verwendung von Feinkornstählen seine Bedeutung verloren [130]. Abgesehen von einem höheren Energieaufwand verursacht es infolge des zweimaligen Erwärmens und Abkühlens auch einen größeren Werkstückverzug. Das in DIN 17022-3 [127] für die Härteverfahren beschriebene übliche „Entspannen“ bzw. Anlassen nach dem Härten kann bei weniger kritischen Beanspruchungen (beispielsweise bei Verschleißbeanspruchung) entfallen [131].

Legierungselemente wie Chrom (Cr), Mangan (Mn) und Silizium (Si) steigern die Härbarkeit, haben jedoch eine hohe Affinität zu Sauerstoff und neigen daher zur Oxidation [129], [132]. Zusätzlich bewirkt das substitutiv gelöste Legierungselement Chrom bei 5 / 10 Ma.-% einen Morphologieübergang von Massivmartensit zu Plattenmartensit schon bei 0,4 / 0,3 Ma.-% Kohlenstoff [133]. Dieser

Übergang ist bei unlegierten Stählen in der Regel erst bei 1,1 Ma.-% C zu erwarten [134].

Bisherige Untersuchungen haben gezeigt, dass in Bauteilen mit einfacher Geometrie die Ausbildung von Makro-Eigenspannungen beim Einsatzhärten, mit Ausnahme von einigen Randeffekten, weitestgehend verstanden ist [129], [135]. Die Eigenspannungsentwicklung beim Einsatzhärten wird durch Überlagerung von Abkühl- und Umwandlungseigenspannungen bestimmt. Die sich ausbildenden Abkühleigenspannungen sind durch die über den Probenquerschnitt variierenden Abkühlverläufe begründet. Aufgrund der schnelleren Abkühlung im Randbereich erfolgt dort eine größere Abnahme des spezifischen Volumens als im Kern und es kommt zur Ausbildung von Zugspannungen, die mit Druckspannungen im Kernbereich im Gleichgewicht stehen. Überschreiten die Spannungen die Warmstreckgrenze des Materials, kommt es zur Ausbildung bleibender plastischer Verformungen. Nach Erreichen der maximalen Temperaturdifferenz zwischen Rand und Kern zieht sich das Material im Innern schneller zusammen als im Randbereich und es erfolgt eine Spannungsumkehr.

Zusätzlich kommt es zu lokalen Volumenvergrößerungen infolge von zeitversetzter Phasenumwandlung [136]. Das kubisch flächenzentrierte Gitter des Austenit hat eine höhere Packungsdichte als das sich bildende tetragonal verspannte Gitter des Martensit. Der mit zunehmendem C-Gehalt abfallenden M_s -Temperatur [137] kommt eine besondere Bedeutung zu. Sie hat zur Folge, dass beim Abschrecken aufgekohlter Bauteile die Martensitbildung meist am Übergang von Rand- zu Kernbereich beginnt und sich in der Randschicht von innen nach außen ausbreitet [138–140]. Die martensitisch hervorgerufene Volumenvergrößerung spielt sich also im äußersten Randbereich zuletzt ab, so dass beim Einsatzhärten am Rand ein Druckspannungsniveau aufgebaut wird [131].

Weiterhin zeigt sich, dass ab 0,5 Ma.-% C beim Abschrecken der austenitischen Ausgangsphase auf Raumtemperatur im Gefüge ein Teil als metastabiler Restaustenit (RA) erhalten bleibt [141].

Über Eigenspannungen in (durch- und) einsatzgehärteten Proben liegen zahlreiche Untersuchungen vor [142]. Die meisten Untersuchungen erfolgten bislang röntgenographisch an der mengenmäßig meist dominierenden Martensitphase oder mit mechanischen Methoden. Bislang wurden röntgenographische Eigenspannungsanalysen in beiden Phasen infolge der breiten bzw. intensitätsarmen Interferenzen und den damit verbundenen hohen Anforderungen an die Messmethode in deutlich geringerer Anzahl durchgeführt [143–146]. In der Martensitphase liegen nach dem erfolgreichen Einsatzhärten im Rand Druckeigenspannungen vor. Bezüglich der Eigenspannungen in der Restaustenitphase gibt es verschiedene Ansätze zur Beschreibung. Theoretische Betrachtungen gehen teilweise davon aus, dass die Eigenspannungen in der Randschicht im Zug vorliegen können [147], [148] beziehungsweise in beiden Phasen (Martensit und Austenit) sich nahezu identische Eigenspannungen im Druck einstellen [146], [149], [150]. Hierbei werden in der Randschicht einsatzgehärteter Proben in der Austenitphase stets kleinere Eigenspannungswerte als in der Martensitphase gemessen.

Die sich nach dem Härten aufgekohlter Werkstücke einstellende Eigenspannungsverteilung im Bauteil ist eine komplexe Überlagerung von thermischen und Umwandlungseigenspannungen, die von zahlreichen Faktoren wie der Härbarkeit des Stahls, der Abschreckgeschwindigkeit, den Bauteilabmessungen, der Einsatzhärtetiefe, den Wärmebehandlungstemperaturen und dem Randkohlenstoffgehalt abhängt. Typische Einsatzhärtespannungen weisen ausgeprägte Druckspannungen im Randbereich und Zugeigenspannungen im Bauteilkern auf. Im Allgemeinen ist bei (näherungsweise) radialsymmetrischen Bauteilen bei homogener Wärmebehandlung von einem radialsymmetrischen Eigenspannungszustand auszugehen [136], [138].

3 Versuchsmaterial, Probengeometrie und Probenzustand

3.1 Versuchsmaterial

Als Werkstoff wurde 20MnCr5 eingesetzt, der zur Gruppe der legierten Einsatzstähle gehört. Die Zusammensetzung kann Tabelle 3.1 entnommen werden und wurde mittels Spektralanalyse (Emissionsspektrometer ES 750-CA der Fa. OBLF) ermittelt.

Tabelle 3.1: Zusammensetzung des Werkstoffs 20MnCr5 [Ma-%]

C	Si	Mn	F	S	Mg	Cu	Cr	Ni	Mo
0,197	0,241	1,184	0,008	0,018	<0,001	0,227	1,055	0,131	0,035
Ti	Al	Sn	Co	Ta	V	Nb	B	W	
0,003	0,028	0,010	0,010	<0,01	0,001	0,002	0,0003	<0,01	

3.2 Probengeometrie

Als experimentell zu charakterisierendes Bauteil wurde eine industriell hergestellte innenverzahnte Schiebemuffe mit einem Außendurchmesser von 78 mm und einem Innendurchmesser von 67 mm ausgewählt. Die Geometrie der Schiebemuffe mit Bemaßung und Beschriftung aller für die Arbeit relevanten Bereiche ist in Abbildung 3.1 dargestellt. Im Folgenden werden für die Richtungskomponenten in bzw. quer zur Räumrichtung die Begriffe Axial- bzw. Tangentialrichtung synonym verwendet.

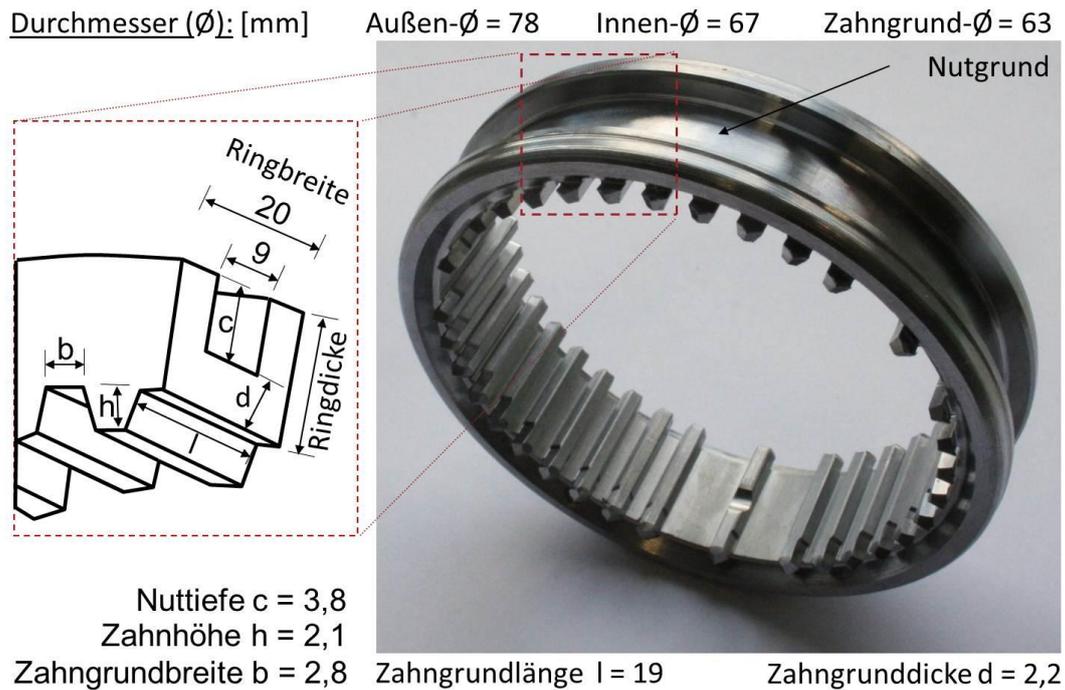


Abbildung 3.1: Geometrie der Schiebemuffe mit wichtigsten Bauteilabmessungen, Angaben in Millimeter

3.3 Probenzustand

Die Schiebemuffe durchläuft bei der industriellen Fertigung die auch bei anderen Massivbauteilen anwendungsrelevanten Prozessschritte Weichbearbeitung, Einsatzhärten und Hartbearbeitung.

3.3.1 Weichbearbeitung

Bei der industriellen Fertigung der Schiebemuffe kommen in der Weichbearbeitung vorwiegend Räum- und Drehprozesse zum Einsatz. Die in der Arbeit vorgestellten Eigenspannungsanalysen konzentrieren sich auf den Zahngrund der Innenverzahnung. Der hierbei zugrundeliegende Fertigungsprozess in der Weichbearbeitung ist der Weichräumprozess. Die allgemeinen Grundlagen des Räumens selbst sind in Abschnitt 2.3.1 zusammengefasst.

Die Verzahnungsgeometrie hat einen Abstand im Zahngrund/-kopf von 2,8/3,4 mm und einen Zahnabstand von 6,8 mm (siehe Abbildung 3.1) und wurde mit einem Innenräumprozess mit einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 7$ m/min mit Kühlflüssigkeit hergestellt, wie in [151], [152] beschrieben. Frühere Untersuchungen zeigten, dass mit diesen Maschinenparametern relativ geringe Schnittnormalkräfte von 1700 MPa [153] erzielt werden.

Abbildung 3.2 zeigt ein Schlibbild des Zahngrundrandbereichs nach der Weichbearbeitung in Räumrichtung. Es zeigt sich ein ferritisch-perlitisches Gefüge des zuvor mit Nitalsäure geätzten Werkstoffs. Zu erkennen ist ein Abscheren der Körner in der tertiären Scherzone relativ zum unverformten Grundgefüge. Die Verformungsschicht kann lichtmikroskopisch in einem Bereich von 30 bis 40 μm nachgewiesen werden.

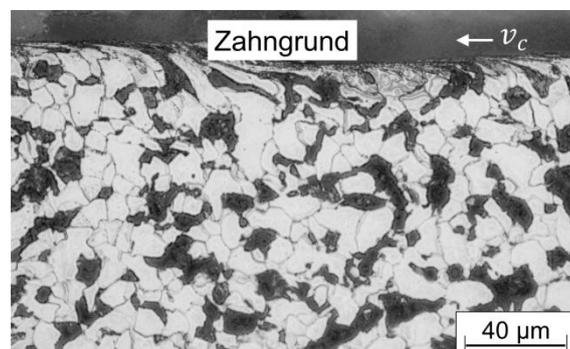


Abbildung 3.2: Schlibbild des ferritisch-perlitischen Gefüges im Zahngrund nach dem Weichräumen (20MnCr5)

3.3.2 Einsatzhärten

Die an die Weichbearbeitung anschließende Wärmebehandlung wurde angelehnt an das Einfachhärten nach DIN 17022-3 [127] ohne Anlassen durchgeführt (Abschnitt 2.3.2). Beim Fertigungsschritt Einsatzhärten wurden die Bauteile aufgekühlt und langsam abgekühlt, so dass zunächst keine martensitische Phasenumwandlung auftritt. Die eigentliche martensitische Härtung fand in einem

zweiten Schritt statt. Hierzu wurden die zuvor aufgekohlt und abgekühlten Schiebemuffen induktiv erwärmt und das (austenitische) Gefüge anschließend mit einem flüssigen Medium von den Rändern ausgehend abgeschreckt. Aufgrund der geringen Bauteildicke ist davon auszugehen, dass große Bauteilbereiche mit einer Abkühlgeschwindigkeit schneller als die kritische Abschreckgeschwindigkeit zur Martensitbildung v_{krit} unter die Martensitstarttemperatur M_s abgeschreckt wurden.

Abbildung 3.3 zeigt das Gefüge des mit Nitalsäure geätzten Werkstoffs nach dem Härten im Schliffbild. Der weiße Randbereich in der Übersichtsaufnahme (Abbildung 3.3 links) ist auf den Prozess des Aufkohlens zurückzuführen. Die 40fache Vergrößerung des Randbereichs (rechts) zeigt das charakteristische Gefüge des Stahls. Hierbei handelt es sich um aus Lanzett- und Plattenmartensit bestehenden Mischmartensit; randnah liegen noch Anteile von Restaustenit vor.

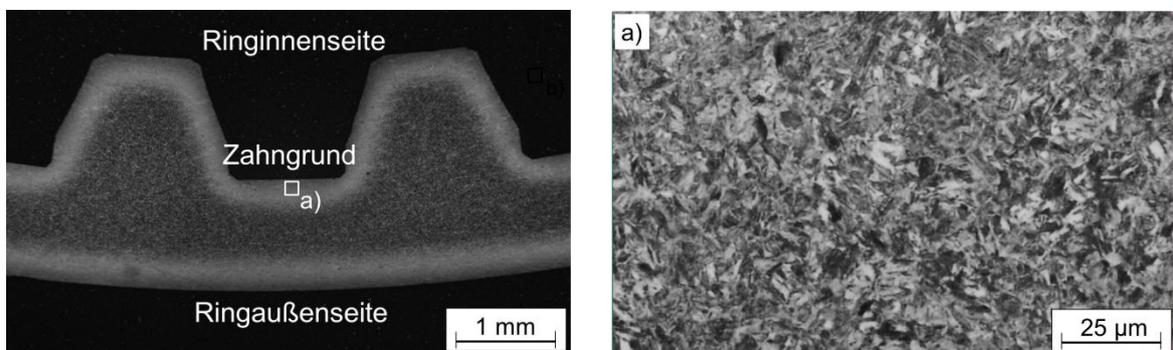


Abbildung 3.3: Schliffbilder nach dem Einsatzhärten. Links: Übersichtsaufnahme. Rechts: martensitisches Gefüge (20MnCr5)

Abbildung 3.4 zeigt die lokale Verteilung des Kohlenstoffs über die Bauteiltiefe im Zahngrund nach dem Einsatzhärten. Die Analysen erfolgten mittels optischer Emissionsspektrometrie (OES) vom Typ ARL 3460 über ein Spektrometer am IWT Bremen. Durch Abwechslung von gezieltem Materialabtrag und anschließender OES-Messungen ist die Aufnahme von Tiefenverläufen möglich. Zu sehen ist ein für das Einsatzhärten typischer Abfall des Kohlenstoffgehaltes auf

ein Grundniveau von 0,2 Ma.-% [124] innerhalb der ersten 1200 μm . Im oberflächennahen Bereich stellt sich ein Kohlenstoffgehalt von 0,722 Ma.-% ein.

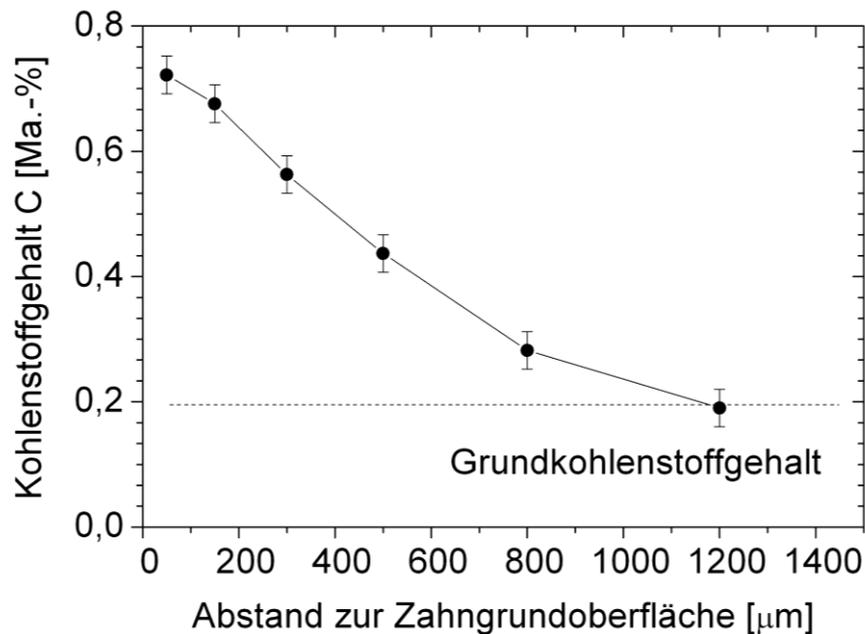


Abbildung 3.4: Kohlenstoff-Tiefenverlauf nach dem Einsatzhärten

3.3.2.1 Mikrostrukturausbildung beim Randschichthärten

Für die vom Industriepartner bezogenen Schiebemuffen mit einer Oberflächenhärte von 774 HV 0,1 nach Vickers entsprechend DIN EN ISO 6507-1 [154] wurden die in Abbildung 3.5 dargestellten Abhängigkeiten der Härte und des Restaustenitgehalts vom Kohlenstoffgehalt im Zahngrund ermittelt. Die Einsatzhärtetiefe von 550 HV nach DIN 50190-1 [155] wurde bei einer Bauteiltiefe von 600 μm bestimmt.

Um die Mehrphasigkeit in den einsatzgehärteten Randschichten abzuschätzen, wurden ergänzende röntgenographische Messungen zum Restaustenitgehalt an den elektrolytisch abgetragenen Stirnflächen des Zahngrundes durchgeführt. Der elektrolytische Materialabtrag erfolgte an einem Gerät vom Typ Lectropol der Bauart Struers mit dem Elektrolyt A2 mit einer Stromdichte von 0,06 A/mm^2

und einer konstanten Spannung von 40 V. Um die röntgenographische Bestimmung des Restaustenitgehalts durchzuführen, wurde ein nach dem Bragg-Brentano-Fokussierungsprinzip arbeitendes Röntgendiffraktometer mit zirkonfilterter Mo-K α -Strahlung verwendet [156]. Die Röntgenröhre wurde mit einer Spannung von 40 kV und einem Strom von 50 mA betrieben. Es wurden die {200}-, {211}- und {321}- Interferenzlinienprofile des Martensits sowie die {200}-, {220}- und {311}- Interferenzlinienprofile des Restaustenits mit 2θ - Schrittweiten von $0,1^\circ$ in den Bereichen $20^\circ \leq 2\theta \leq 42^\circ$ und $53^\circ \leq 2\theta \leq 58,0^\circ$ aufgenommen und anschließend nach dem 6-Linienverfahren ausgewertet [157], [158].

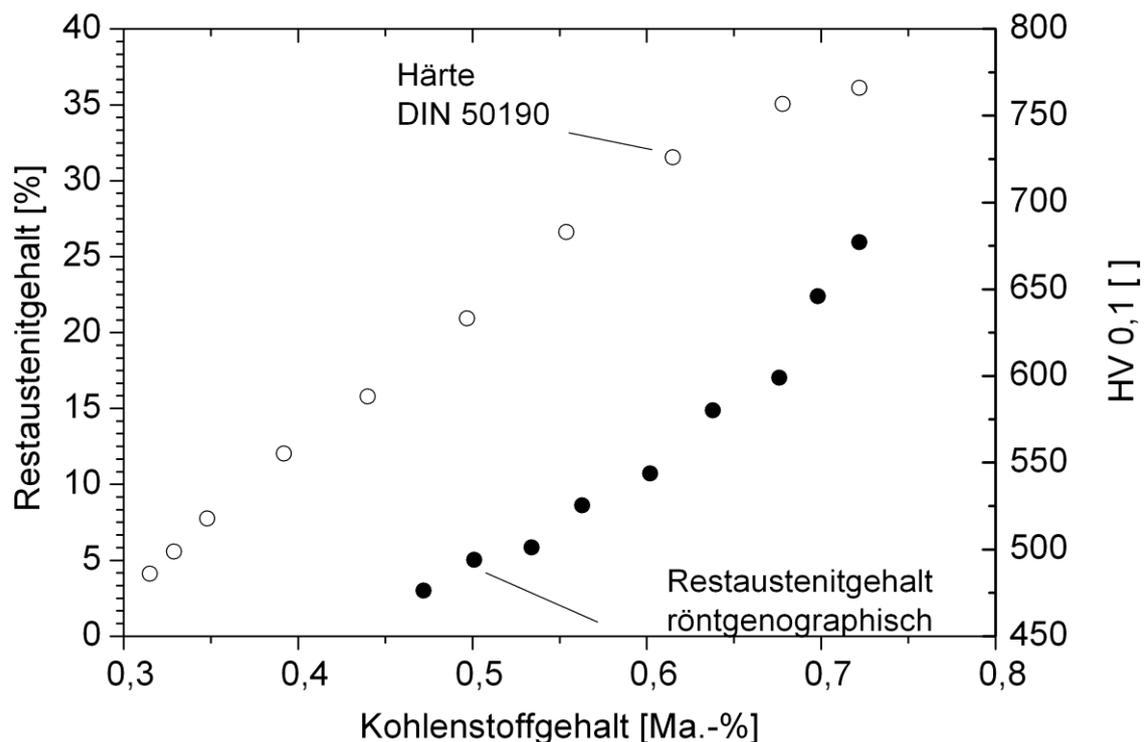


Abbildung 3.5: Härte und Restaustenitgehalt in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt in Ma.-%, ermittelt im Zahngrund nach dem Einsatzhärten

Mit abnehmendem Kohlenstoffgehalt, was einem zunehmendem Abstand zur Bauteiloberfläche gleichkommt, nimmt die Härte und der Restaustenitgehalt ab.

Die Beschreibung der Kohlenstoffverteilung über die Bauteiltiefe erfolgt in Abschnitt 3.3.2. Die röntgenographischen Phasenanalysen an den einsatzgehärteten Oberflächen zeigen, dass an der unmittelbaren Bauteiloberfläche ein relativ geringer Restaustenitgehalt von weniger als 6 Vol.-% vorliegt. Unmittelbar unterhalb der Oberfläche liegt ein Kohlenstoffgehalt von 0,722 Ma.-% vor und der Restaustenitgehalt steigt sehr rasch auf Werte größer 25 Vol.-% an. Ab einem Abstand zur Bauteiloberfläche größer 50 μm fällt der Restaustenitgehalt zunehmend ab, bis er bei einer Tiefe von 500 μm Werte unterhalb der Nachweisgrenze erreicht. Der geringe Gehalt des Restaustenits an der unmittelbaren Oberfläche lässt auf eine Randentkohlung schließen.

4 Konzept und messtechnische Randbedingungen

Bei den erforderlichen experimentellen Eigenspannungsanalysen besteht die messtechnische Herausforderung beim gewählten Demonstrator darin, die oberflächennahen lateralen Eigenspannungsverteilungen sowie die Verteilung der Eigenspannungen in der Tiefe an schlecht zugänglichen Stellen, wie im Zahngrund einer Innenverzahnung (Abschnitt 3.2) zu bestimmen. Um für diese und eventuell ähnliche Fragestellungen (wie Ringstruktur und Verzahnung oder chemischer Gradient mit inhomogener Phasenverteilung) auch zukünftig eine belastbare Eigenspannungsanalyse zu gewährleisten, sollen konventionelle, jederzeit verfügbare Labormethoden eingesetzt werden. Hierzu zählen die weitverbreiteten röntgenographischen Diffraktionsmethoden und die zerstörenden/teilzerstörenden mechanischen Eigenspannungsmessmethoden. Wie in Abschnitt 2.2.2 beschrieben stellen die mechanischen Eigenspannungsmessmethoden prinzipiell eine gute Möglichkeit zur Bestimmung des gradientenbehafteten makroskopischen Spannungszustands aller Phasen dar. Zwei der wichtigsten, im Alltag häufig gebrauchten und international normierten Methoden (Bohren bzw. Ringkern und Contour-Methode) können auf die eingangs beschriebene Problematik der Schiebemuffe jedoch nicht ohne weiteres angewendet werden. Die nach ASTM E28 [7] geforderten Randbedingungen der Bohrlochmethode sind infolge der Bauteilgeometrie verletzt. Bei der Contour-Methode kommt es infolge der komplexen Geometrie beim Schneiden zum Auftreten von Artefakten, was eine korrekte Analyse der Eigenspannungstiefenverteilung nicht ermöglicht.

Abbildung 4.1 zeigt das in dieser Arbeit vorgeschlagene grundsätzliche Vorgehen zur Eigenspannungsanalyse. Um eine röntgenographische Eigenspannungsanalyse prinzipiell durchführen zu können, muss die Zugänglichkeit der Mess-

stelle gegeben sein. Hierzu muss im Fall der Schiebemuffe die Ringstruktur zerschnitten werden. Um erste Informationen über das dabei ausgelöste Biegemoment zu erhalten, wird der Ringdurchmesser vor und nach dem ersten Trennschnitt bestimmt und so die Aufklaffung des Ringes berechnet.

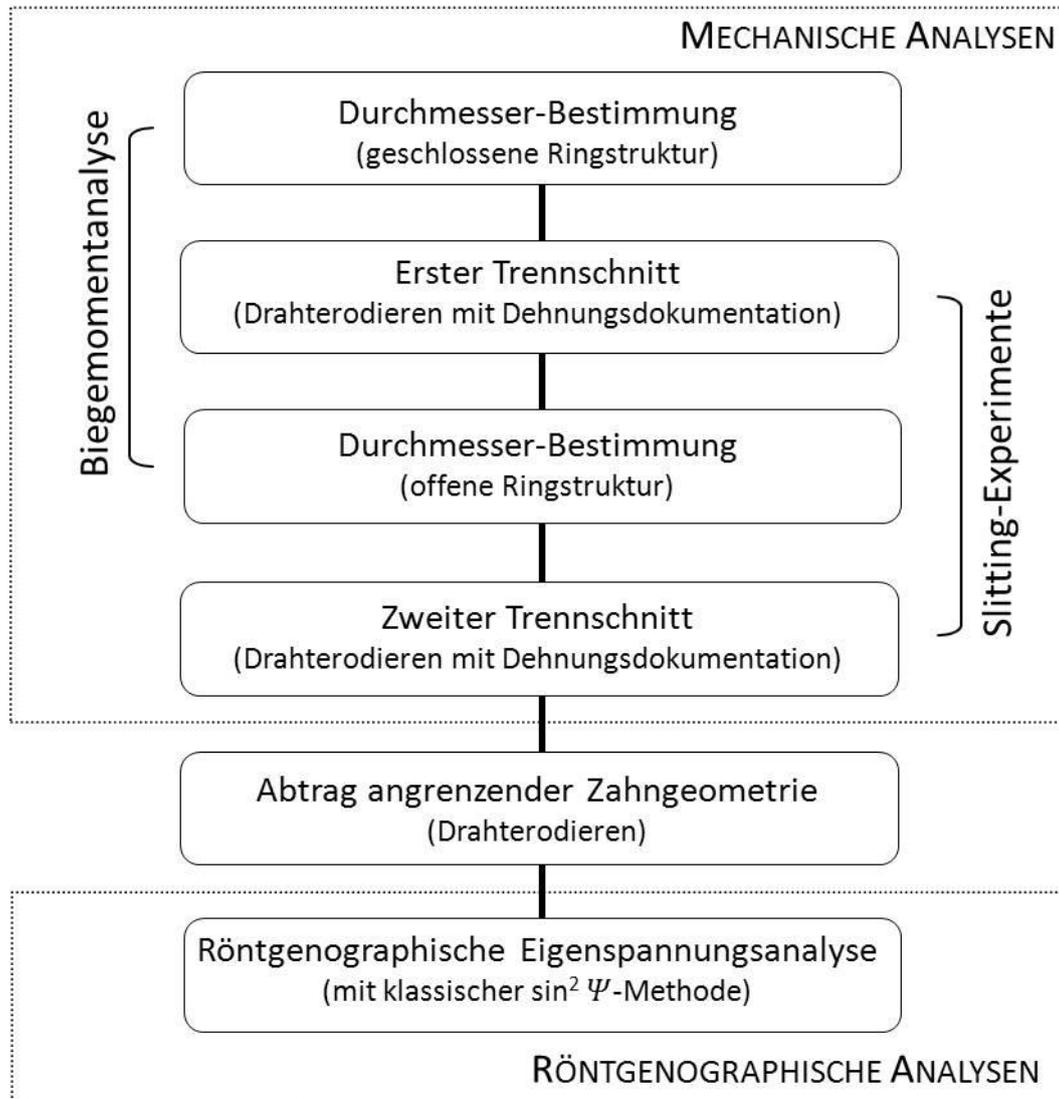


Abbildung 4.1: Grundsätzliche Vorgehensweise zur Eigenspannungstiefenanalyse im Zahngrund der Schiebemuffe mit konventionellen Analyseverfahren

Das Trennen erfolgt mit einer Drahterodiermaschine unter Dehnungsdokumentation. Ein zweiter Erodierschnitt (ebenfalls unter Dehnungsdokumentation) wird dazu genutzt, ein Ringsegment herauszupräparieren. Die Abmessungen des Ringsegmentes sind an die Platzverhältnisse im Röntgendiffraktometer ange-

passt. Bevor die röntgenographische Eigenspannungsanalyse unter Anwendung der $\sin^2\Psi$ -Methode durchgeführt werden kann, müssen zuvor die angrenzenden Zähne abgetragen werden.

Im Folgenden werden einzelne Schritte der vorgeschlagenen Strategie unter Berücksichtigung der messtechnischen Randbedingungen genauer betrachtet.



Abbildung 4.2: Ringförmige innenverzahnte Schiebemuffe mit schematischer Darstellung des Strahlengangs im Röntgendiffraktometer sowie der Kippachse Ψ bei Messung der Axialkomponente der Eigenspannungen im Zahngrund; Ψ -Kippung = 0° ; Axial- und Tangentialkomponente werden wie abgebildet definiert.

Grundsätzlich eignet sich für die lokalen Eigenspannungsanalysen die Röntgendiffraktometrie mit konventionell erzeugter Strahlung, z. B. unter Anwendung der $\sin^2\Psi$ -Methode [35] (Abschnitt 2.2.1.2). Bei dieser Methode lassen sich die oberflächennahen Eigenspannungskomponenten des ebenen Spannungszustands bestimmen, wobei es erforderlich ist, die Probe in Messrichtung zu verkippeln. Aus dieser notwendigen Verkippung der Probe gegenüber dem Oberflächenlot ergibt sich bei der Eigenspannungsanalyse im Zahngrund ein

messtechnisches Problem. Die Messstelle ist für den geforderten Kippbereich ($-45^\circ \leq \Psi \leq 45^\circ$ [37], Abschnitt 2.2.1.2) nicht frei zugänglich. Sowohl die Ringform, welche die innenliegenden Messstellen verdeckt (Abbildung 4.2), als auch die Verzahnungsgeometrie selbst (Abbildung 4.3) führen zu einer Abschattung der Messstelle im Zahngrund.

Das bedeutet, dass die Messstelle auch nach dem gezielten Herauspräparieren eines hinreichend großen Ringsegments noch immer von der umgebenden Zahngeometrie verschattet wird (Abbildung 4.3). Der Bereich realisierbarer Ψ -Kippungen ohne Abschattung des Röntgenstrahls wird dadurch extrem beschränkt. Auch durch eine geschickte Wahl des Beugungswinkels kann das Problem der Abschattungseffekte nicht umgangen werden. Werden die lokalen Eigenspannungsmessungen bei einem großen Beugungswinkel 2θ (z. B. $2\theta \approx 156^\circ$ bei Analyse der $\{211\}$ -Gitterebenen der α -Ferritphase von Stahl mit $\text{CrK}\alpha$ -Strahlung) im sogenannten Rückstrahlbereich durchgeführt, so ergibt sich für die Axialkomponente geometriebedingt ein größerer Bereich realisierbarer Ψ -Kippungen als für die dazugehörige Tangentialkomponente. Ein weiteres Freischneiden der Messstelle beispielsweise durch ein sukzessives Abtragen der angrenzenden Zähne schafft einerseits zwar eine Zugänglichkeit der Messstelle, kann aber nicht ohne weiteres durchgeführt werden, da dieser mechanische Eingriff wiederum selbst zu einer Umlagerung des Eigenspannungszustands führt. Um diese derzeit noch weitgehend unbekanntenen Auswirkungen bewerten zu können und zusätzliche Informationen über die Eigenspannungsverteilung zu erhalten, werden komplementär zerstörungsfreie Eigenspannungsanalysen unter Verwendung von hochenergetischer Synchrotronstrahlung an weichgeräumten und einsatzgehärteten, geöffneten und geschlossenen Schiebemuffen mit original und veränderter Zahngeometrie durchgeführt.

Um eine prinzipielle Zugänglichkeit der Messstelle im Innern des Rings für eine Anwendbarkeit der \sin^2 - Ψ -Methode zur röntgenographischen Eigenspannungsanalyse mittels konventionell erzeugter Röntgenstrahlung zu schaffen, muss

demzufolge das eigenspannungsbehaftete Bauteil definiert zerschnitten werden. Um die Folgen des zerstörenden Eingriffs und die Höhe der Umlagerungen der Eigenspannungen beim Zerschneiden zu erfassen, werden zwei sukzessiv ausgeführte Trennschnitte durchgeführt. Die beim Zertrennen ausgelösten Dehnungen werden mittels Dehnmessstreifen (DMS) erfasst und mit Hilfe der aus der Slitting-Methode bekannten Grundzusammenhänge in die den Oberflächendehnungen zugrundeliegende Eigenspannungstiefenverteilung umgerechnet.

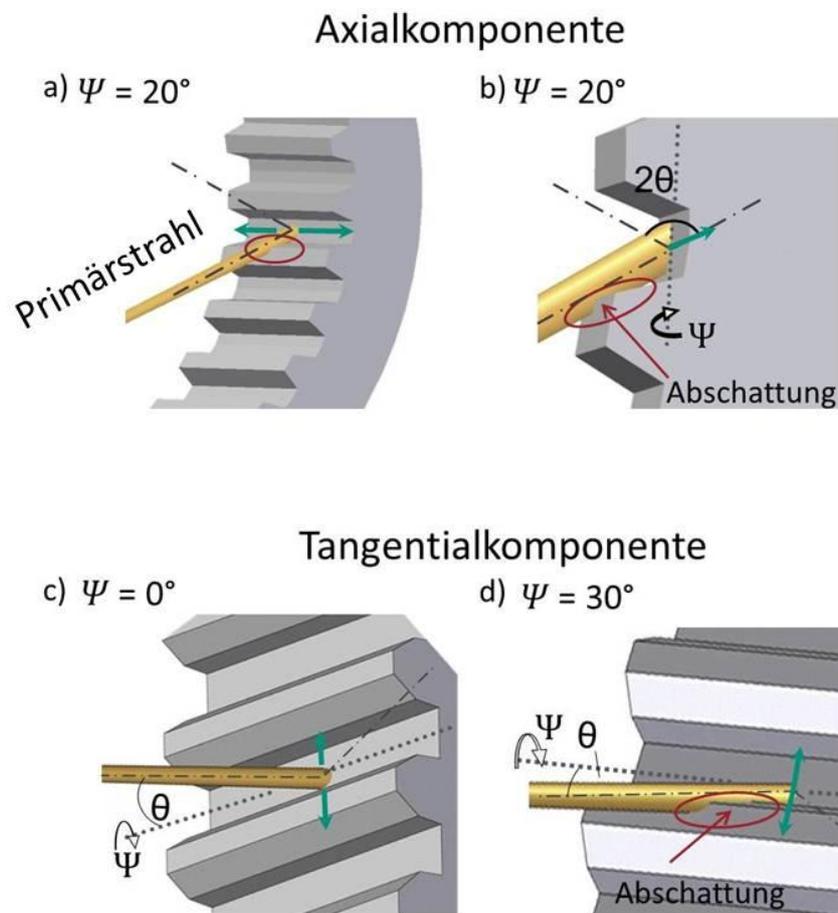


Abbildung 4.3: Schematische Darstellung der Innenverzahnung mit dem Strahlengang im Röntgendiffraktometer und auftretenden Abschattungseffekten bei Messung der Axialkomponente (a, b) und der Tangentialkomponente (c, d) der Eigenspannungen im Zahngrund; ψ -Kippung = 0° bzw. 30°

Die Slitting-Experimente werden an geschlossenen und geöffneten Ringen durchgeführt. Durch den Vergleich der Eigenspannungstiefenverläufe des ersten

Schnittes mit den Eigenspannungstiefenverläufen des zweiten Schnitts können u.a. Auswirkungen der Umlagerungen der lokalen Eigenspannungen infolge des schrittweisen Trennens analysiert werden.

Zusätzlich werden die Ringdurchmesser sowie die Länge der entstandenen Öffnung des Rings (abzüglich der Breite des Schnittes) mit einer Koordinatenmessmaschine und einem Makroskop vermessen. Mit dieser Information kann eine zusätzliche Bewertung des ausgelösten Biegemoments infolge des Ringöffnens bzw. -schließens erfolgen. Hierzu wird die im Experiment ermittelte Aufklaffung einem Finite-Element Modell vorgegeben.

Die so gewonnenen Ergebnisse werden mit den Ergebnissen einer sich anschließenden Diffraktometermessung mit konventionell erzeugter Röntgenstrahlung an den getrennten Ringsegmenten im Bereich der Innenverzahnung zusammengeführt. Dieses Vorgehen erlaubt es, den ursprünglichen fertigungsbedingten Eigenspannungszustand des geschlossenen Ringes auch am Ringsegment ermitteln zu können.

Um die mit der Slitting-Methode gewonnenen Ergebnisse mit den Diffraktometermessungen zusammenführen zu können, muss die Kenntnis der Eigenspannungen in allen beteiligten Phasen vorliegen. Unter Verwendung von hochenergetischer Synchrotronstrahlung an weichgeräumten und einsatzgehärteten Schiebemuffen soll zusätzlich die Auswirkung der zweiten Phase auf den makroskopischen Eigenspannungszustand analysiert werden. Von besonderem Interesse ist hierbei der sich infolge des Einsatzhärtens einstellende erhöhte Volumenanteil der Restaustenit-Phase im oberflächennahen Bereich (Abschnitt 2.3.2). Weiterhin wird die Synchrotronstrahlung dazu genutzt, Eigenspannungswerte im Übergangsbereich zwischen Zahngrund und Zahnflanke zu ermitteln. Unter Zuhilfenahme des MAXIM-Verfahrens [159–161] wurde das laterale Eigenspannungsprofil in Räumrichtung (x-Richtung) entlang der Zahngrundbreite bestimmt. Somit kann eine repräsentative Aussage über die Eigenspannungsverteilung parallel zur Räumrichtung bis hin zur Kante getroffen werden.

5 Experimentelle Versuchseinrichtungen und Versuchsdurchführung

5.1 Mechanische Methode

Mit einer Draht-Erodier-Maschine (Draht-EDM) (siehe Abschnitt 2.2.2.3) wird ein Schnitt in das eigenspannungsbehaftete Material des Zahngrundes inkrementell (schrittweise) eingebracht. Die Schnittrichtung wird im Folgenden mit a gekennzeichnet. Die damit verbundenen Eigenspannungsumlagerungen werden nach jedem Tiefeninkrement in Form von Dehnungen an der Bauteiloberfläche mittels DMS detektiert. Aus den so gewonnenen tiefenaufgelösten Dehnungsinformationen kann gemäß den Grundlagen aus Abschnitt 2.2.1 auf den ursprünglich vorliegenden Spannungszustand geschlossen werden. Um das damit verbundene inverse Problem lösen zu können, wird eine Koeffizienten-Matrix, welche die Empfindlichkeit der Verformung gegenüber den Eigenspannungen beschreibt, benötigt. Diese Koeffizienten-Matrix wird unter Zuhilfenahme eines Finite-Element-Modells (FE-Modell) berechnet. Anschließend kann die berechnete Koeffizienten-Matrix auf die in Experimenten durchgeführten wahren Tiefeninkremente interpoliert werden. Die Interpolation ist erforderlich, da die gemessenen Verformungen vom ursprünglich vorliegenden Spannungszustand, aber auch von der Größe und Reihenfolge der eingebrachten Tiefeninkremente abhängen. Dies ermöglicht die Verwendung einer Koeffizienten-Matrix für verschiedene Experimente an der gleichen Bauteilgeometrie. Wie in Abschnitt 2.2.2.2 beschrieben haben bei der Lösung des inversen Problems bereits kleine Schwankungen der Messwerte (Dehnungswerte) eine sehr große Auswirkung auf die berechnete Eigenspannungslösung [55], [56], [71]. Um diese Auswirkungen zu minimieren, wird eine Regularisierung nach Tikhonov [72] angewandt, welche zu einer deutlichen Glättung der Spannungsantwort führt [73], [74].

5.1.1 Finite-Elemente-Modell

Da Experimente an geschlossenen und geöffneten Ringstrukturen (erster und zweiter Schnitt) durchgeführt wurden, sind zwei unterschiedliche Koeffizienten-Matrizen für die Schiebemuffe berechnet worden. Hierfür wurden Finite-Elemente-Rechnungen mit zwei unterschiedlichen Randbedingungen durchgeführt. Die FE-Modelle besitzen bis auf kleine Vereinfachungen (vereinzelte Phasen und Radien) die Geometrie der Schiebemuffe.

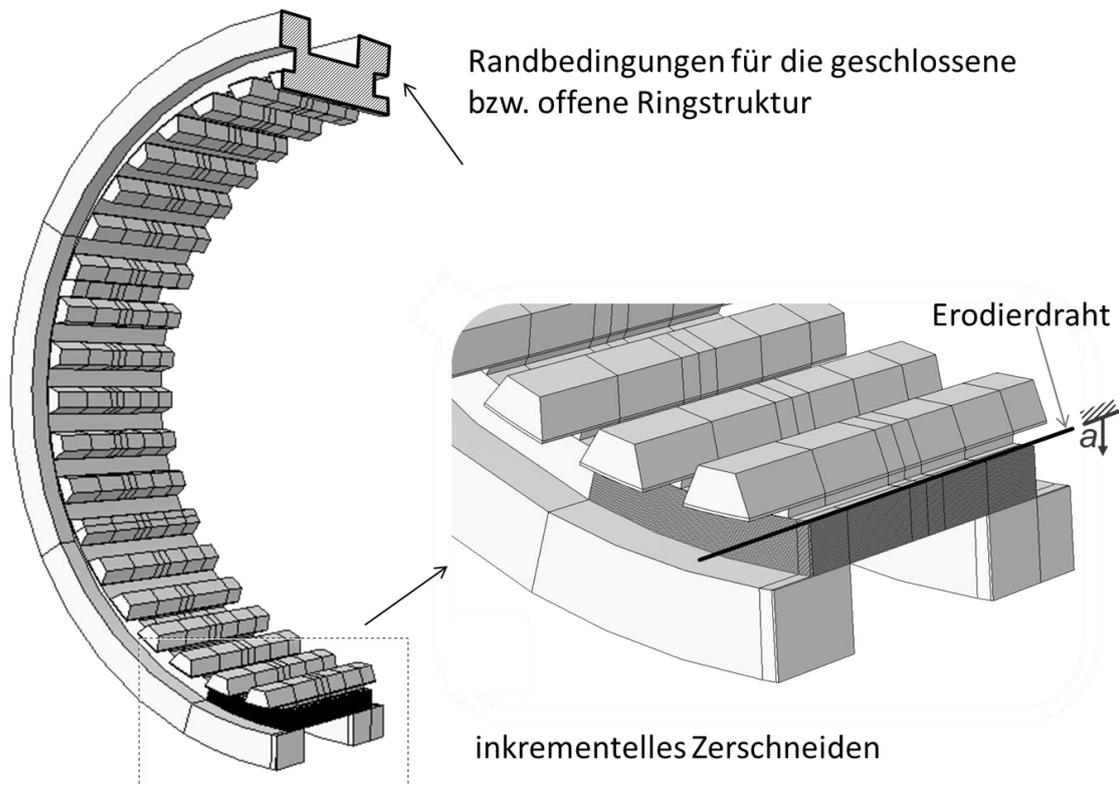


Abbildung 5.1: FE-Modell zur Berechnung der Koeffizienten-Matrizen mit Erodierdraht und Schnittrichtung a

Aufgrund der gegebenen Symmetrie des Demonstratorbauteils wurde lediglich ein 180° -Ringsegment der Schiebemuffe simulativ abgebildet. An einem Ende wurde das inkrementelle Zerschneiden abgebildet und am anderen Ende wurden die Randbedingungen des jeweiligen FE-Modells so gewählt, dass für den ersten Fall eine geschlossene Ringstruktur vorliegt und für den zweiten Fall eine bereits

geöffnete Ringstruktur existiert. Diese beiden FE-Modelle bilden die Grundlage zur Erstellung der jeweiligen Koeffizienten-Matrix.

Um Flexibilität bezüglich der Bauteilabmessungen wie Ringdurchmesser, Wandstärken, Verzahnungsgeometrie und auch bei den Versuchsbedingungen, wie verwendeten Dehnmessstreifen, Drahtstärken und Inkrement-Tiefen zu erreichen, wurde das FE-Modell automatisiert erstellt. Hierzu wurde ein Skript in der Programmiersprache Python geschrieben, welches die vorgegebenen Bauteilabmessungen und Versuchsbedingungen in ein entsprechendes FE-Modell zur Berechnung der dazugehörigen Koeffizienten-Matrix erstellt. Berücksichtigt wurde hierbei auch der geschlossene bzw. geöffnete Fall des Demonstratorbauteils. Der Quellcode des Skriptes ist im Anhang A1 aufgeführt.

Jeder simulativ abgebildete Tiefenschritt des inkrementellen Zerschneidens kann wiederum in zwei weitere Schritte aufgeteilt werden. Im ersten Schritt werden die Elemente eines Tiefeninkrements aus dem FE-Modell mit dem Abaqusbefehl „Body change remove“ gelöscht. Im zweiten Schritt werden lokale, homogene Spannungsverteilungen, normiert auf Eins, auf die erzeugten Schnittflächen aufgeprägt (angelehnt an Abbildung 2.4) und die daraus resultierenden Knotenverschiebungen an den Bauteilbereichen, an welchen sich der Dehnmessstreifen im Experiment befindet, dokumentiert. Aus den Knotenverschiebungen des FE-Modells kann gemäß [162] die resultierende Dehnung berechnet werden. Für jedes Tiefeninkrement werden die Kräfte nicht individuell sondern kumulativ aufgeprägt (vergleiche [55–58]). Dies ermöglicht eine spätere Interpolation der Koeffizienten-Matrix auf die im Experiment durchgeführten wahren Schnitttiefen. Der Vorteil der beschriebenen Vorgehensweise besteht darin, dass nicht für jedes einzelne Experiment eine neue Koeffizienten-Matrix mit den exakten Tiefeninkrementen erstellt werden muss.

5.1.2 Lösung des inversen Problems

In der Arbeit werden Einheitspulse gemäß Abschnitt 2.2.2.1 als Basisfunktionen zur Lösung des inversen Problems verwendet. Der entscheidende Vorteil der Einheitspulse besteht zum einen in der prinzipiellen Abbildbarkeit nahezu aller Spannungsgradienten. Andererseits können auch konstante Spannungsverläufe, die parallel zur Abszissenachse verlaufen und somit für einen größeren Bauteiltiefenabschnitt keine Spannungsänderungen aufweisen, beschrieben werden.

Die Breite jedes Impulses entspricht den aufeinanderfolgenden inkrementellen, simulativen Materialabträgen, welche alle gleich groß gewählt wurden (prinzipiell sind auch andere Inkrementgrößen und –kombinationen denkbar und über das in Abschnitt 5.1.1 beschriebene Pythonskript realisierbar).

Der Koeffizienten-Matrix (Kalibriermatrix) liegt die Gleichung (2.15, Seite 15) zugrunde. Jeder Integral-Term der Gleichung ist eine Funktion, welche aus nur zwei Variablen h_i und h_j besteht. Aufgrund dieses Merkmales ist es leicht, die Integrale zu ordnen und zu interpolieren, um so gewünschte Zahlenwerte für die Koeffizienten G_{ij} zu erhalten. Die Interpolation der Koeffizienten-Matrix auf die im Experiment jeweils durchgeführten Teilschnitttiefen wurde mittels MATLAB Release 2011 durchgeführt.

Um eine möglichst gute Tiefenauflösung der gesuchten Eigenspannungsverteilung zu erhalten, muss im Experiment eine Vielzahl von Materialabtragschritten (hier 20-40) und damit verbundenen Dehnungsmessungen durchgeführt werden. Dies führt jedoch beim Lösen der inversen Gleichung zu der (Abschnitt 2.2.2.2.) unvermeidliche Verstärkung des Messrauschens. Zum effektiven Glätten der Schwankungen des Spannungsverlaufs wurde eine Regularisierung nach Tikhonov (Abschnitt 2.2.2.2) verwendet. Als Dämpfungsterm wird der Betrag der zweiten Ableitung der Spannungen ausgewählt, so dass das Kräfte- bzw. Momenten-Gleichgewicht nicht wesentlich gestört wird. Bei der Umsetzung der Tikhonov-Regularisierung wird Gleichung (2.13) mit der transponierten Koeffi-

zienten-Matrix \mathbf{G}^T von links multipliziert und um eine zusätzliche Variable ergänzt [76]. Hierbei entspricht die Matrix \mathbf{C} der gewählten zweiten Ableitung, welche zur Dämpfung der lokalen Extremwerte in der Spannungs-Lösung herangezogen wird.

$$(\mathbf{G}^T \mathbf{G} + \beta \mathbf{C}^T \mathbf{S}^T \mathbf{X} \mathbf{S} \mathbf{C}) \sigma = \mathbf{G}^T d \quad (5.1)$$

Um weiterhin den Standardfehler s_i bei der Dehnungsmessung zu berücksichtigen, enthält Gleichung (5.1) die Matrix \mathbf{S} , in der entlang der Hauptdiagonalen der Standardfehler s_i der Verformungsdaten d_i steht.

Der Regularisierungsparameter β für eine optimale Glättung wurde unter Zuhilfenahme des von Morozov 1966 eingeführten Diskrepanzprinzips (discrepancy principle) [72], [163], [164] bestimmt. Gemäß dem Morozov-Prinzip ist das Optimum erreicht, wenn χ^2 gleich der Anzahl der Datenpunkte N ist, unter der Annahme, dass das Rauschen in den Daten einer Gauß'schen glockenförmigen Verteilung mit dem Mittelwert Null entspricht. Für χ^2 gilt:

$$\chi^2 = \sum_{i=1}^N \left(\frac{d_i^{rech} - d_i^{mes}}{s_i} \right)^2 = \|\mathbf{S}^{-1}(\mathbf{G}\sigma - d)\|^2 = N \quad (5.2)$$

Hier entspricht d_i^{mes} den gemessenen Verformungsdaten. d_i^{rech} sind die Verformungen entsprechend den regularisierten Spannungen, die unter Verwendung der Gleichungen (2.13) berechnet wurden.

Da der Standardfehler in der Praxis nicht ohne weiteres zuverlässig bestimmt werden kann und bei den zuvor vom Messgerätehersteller ermittelten und angegebenen Werten die Auswirkungen der spezifischen Gegebenheiten der jeweiligen Messung nicht berücksichtigt werden, wurde ein systematisches Verfahren zur Abschätzung des Standardmessfehlers innerhalb der gegebenen Daten verwendet. Der verwendete Ansatz beruht auf der Annahme, dass der Verlauf der von den Eigenspannungen hervorgerufenen Dehnungswerte eine langsam variierende Krümmung besitzt. Diese Krümmung ist jedoch im Vergleich zu der sich

ergebenden Krümmung des Verlaufs eines Tiefeninkrementes vergleichsweise groß. Somit wird jede den ausgelösten Eigenspannungen zugrundeliegende Form des eigentlichen Datenprofils durch mehrere Messungen ausgedrückt.

Unter diesen Bedingungen können alle schnell variierenden Veränderungen in den gemessenen Daten als Störgeräusch definiert werden. Eine geeignete Methode um langsame von schnell variierenden Daten in den gemessenen Dehnungen zu separieren, ist das Aufteilen der Daten in Gruppen von vier benachbarten Messpunkten. Anschließend werden die vier aufeinanderfolgenden Datenpunkte mittels einer Least-Square-Parabel gefittet. Gäbe es kein Datenrauschen, würde die Parabel die Daten sehr gut beschreiben können und es gäbe nahezu keine Abweichungen zwischen der Parabel und den vier Datenpunkten. Demzufolge sind die Abweichungen der verrauschten Datenpunkte zur Parabel vor allem auf das Rauschen zurückzuführen. Der Betrag der lokalen Abweichung von vier ausgewählten Messpunkten eines Tiefeninkrementes kann wie folgt berechnet werden:

$$\frac{1}{20} (\varepsilon_1 - 2\varepsilon_2 + 3\varepsilon_3 - \varepsilon_4)^2 \quad (5.3)$$

Für den Fall, dass alle Standardfehler gleich groß sind ($s=s_i$), kann somit der Standardfehler mittels Gleichung (5.4) abgeschätzt werden [76].

$$e^2 \approx \frac{1}{20(N-3)} \sum_{i=1}^{N-3} (\varepsilon_i - 2\varepsilon_{i+1} + 3\varepsilon_{i+2} - \varepsilon_{i+3})^2 \quad (5.4)$$

Dieses Vorgehen ist nicht exakt; es ist allerdings sehr hilfreich, den so geschätzten Wert für e^2 als Startwert für die Wahl einer angemessenen Regularisierungshöhe beim Lösen der Gleichungen (5.1) und (5.2) zu verwenden.

5.1.3 Probenpräparation

Die Slitting-Experimente wurden an einsatzgehärteten Schiebemuffen durchgeführt. Die Oberflächendehnungen in Tangentialrichtung (x-Richtung) wurden mittels Dehnmessstreifen der Firma Vishay Precision Group vom Typ CEA-06-062UW-350 auf der Außenseite der Proben im Nutgrund, wie in Abbildung 5.2 markiert, in Kombination mit einer Viertelbrücke [165], [166] und einem Messverstärker der Firma Vishay Precision Group Model P3 detektiert. Zum Schutz des DMS vor beim Erodieren verwendetem Wasser wurden die DMS mit einem Schutzlack der Firma Vishay Precision Group vom Typ M-Coat D air-drying überzogen und anschließend eine weitere Schutzschicht eines Silikon-Klebstoffes vom Typ 3145 RTV MIL-A-46146 ADHESIVE der Firma DOW CORNING Europe S.A. aufgetragen.

5.1.4 Versuchsaufbau/-durchführung

Die Experimente zur Ermittlung der Eigenspannungen mit der mechanischen Methode wurden vom Autor im Rahmen eines Gastaufenthaltes am „Institute of Mechanical and Aeronautical Engineering at the University of California, Davis“ durchgeführt. Die Slitting-Experimente erfolgten an einer Präzisionsdraht-EDM der Firma Sodick vom Typ AP350 in Kombination mit einem Draht der Handelsmarke GISCO vom Typ Megacut® aus CuZn37 mit einem Nominaldurchmesser von 0,25 mm.

Die Probe wurde auf der gegenüberliegenden Seite des Erodier-Schnittes (um 180° versetzt) auf dem Probentisch der Draht-EDM mittels einer Klemmvorrichtung fixiert. Der Rest der Probe ragte frei schwebend in den Behälter der Draht-EDM. Die Fixierung war gerade fest genug, dass die Position der Probe durch die im Versuch auftretenden Kräfte (Anpressdruck des Drahtes, Strömungen des Wassers) nicht verändert wird, wodurch ein möglichst ungehindertes

Öffnen der Probe möglich war. In Abbildung 5.2 links ist der Einbau der Probe in der Draht-EDM dargestellt.

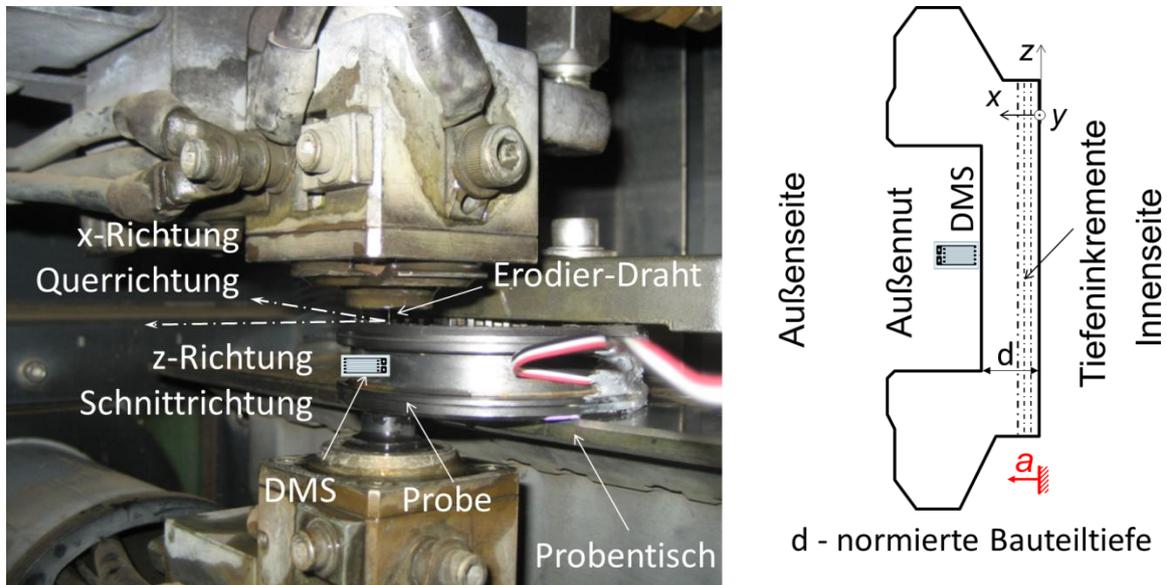


Abbildung 5.2: Links: Probe positioniert in der Draht-EDM. Rechts: Querschnitt durch die Schiebemuffe mit Tiefeninkrementen; a kennzeichnet die Schnittrichtung

Die Dehnungsmessung erfolgte auf der Außenseite der Probe gegenüber dem Schnitt im Nutgrund. Vor Versuchsbeginn wurden nach dem Füllen des Wassertanks die Dehnungssignale abgeglichen. Der Erodierschnitt erfolgte vom Mittelpunkt der ringförmigen Probe nach außen. Ausgerichtet wurden die Proben zuvor so, dass die zu erodierende Oberfläche im Zahngrund der Innenverzahnung parallel zum Erodierdraht orientiert war, um ein gleichmäßiges Zertrennen der Probe zu ermöglichen. Als Koordinatennullpunkt wurde die Zahngrundoberfläche definiert. Aufgrund des Erodierbrands ist die wahre Schnitttiefe etwas größer als der von der Maschine angegebene Wert, welcher über die relative Bewegung des Drahtes zum Koordinatennullpunkt (zur Probe) ermittelt wird. Für eine anschließende Versuchsauswertung ist es wichtig, die wahre Schnitttiefe zu kennen. Beim Erreichen einer Bauteiltiefe von ca. 95-97 % wird das Experiment beendet, so dass das Bauteil nicht komplett zerteilt ist und die wahre Schnitttiefe bzw. der sich ergebende Offset unter Verwendung eines Lichtmikro-

skops vermessen bzw. bestimmt werden kann. Der Offset wird zur Datenkorrektur verwendet und die in Abbildung 5.2 eingetragene Laufkoordinate a im Zahngrund kann so zur Tiefenbestimmung herangezogen werden. Der Schnitt wurde mit den Maschineneinstellungen „finishing cut“ ausgeführt. Um für jedes Tiefeninkrement eine gleiche Kontur in das Bauteil zu erodieren, wurde beim Erreichen der vorgegebenen Schnitttiefe der Schneidevorgang für etwa zwei Sekunden verlängert, ohne dass eine weitere Tiefenzustellung des Drahts in x-Richtung (Abbildung 5.2) erfolgte.

Jeder Erodierschnitt wurde in 40-50 Inkremente unterteilt. Dabei variierte die Inkrementweite (Inkrementgröße) über die Bauteildicke. Um eine bessere Auflösung im oberflächennahen Bauteilbereich zu erhalten, wurde mit einer Inkrementgröße von 0,0254 mm (0,001 inch) begonnen und diese bei einer Schnitttiefe von ca. 30 % des Gesamtschnittes auf den Wert 0,0508 mm (0,002 inch) verdoppelt, um die Versuchsdauer zu verkürzen.

5.2 Röntgenographische Untersuchungen

5.2.1 Probenpräparation

Um eine bessere bzw. prinzipielle Zugänglichkeit der Messstelle im Zahngrund für die röntgenographischen Untersuchungen zu erhalten, wurden die an den Zahngrund angrenzenden Zähne geschlossener und geöffneter Schiebemuffen mit einer Draht-EDM in drei unterschiedlichen Winkeln abgetragen. Abbildung 5.3 a) zeigt die Originalgeometrie, im Folgenden als intakt bezeichnet und zwei Varianten mit 50° bzw. $>60^\circ$ (Abbildung b) und c)) sowie eine Variante ohne Zähne (Abbildung d)). Der Abtrag 50° bzw. $>60^\circ$ entspricht dem Bereich maximal realisierbarer Ψ -Kippwinkel bei Messung der Tangentialkomponente im Zahngrund.

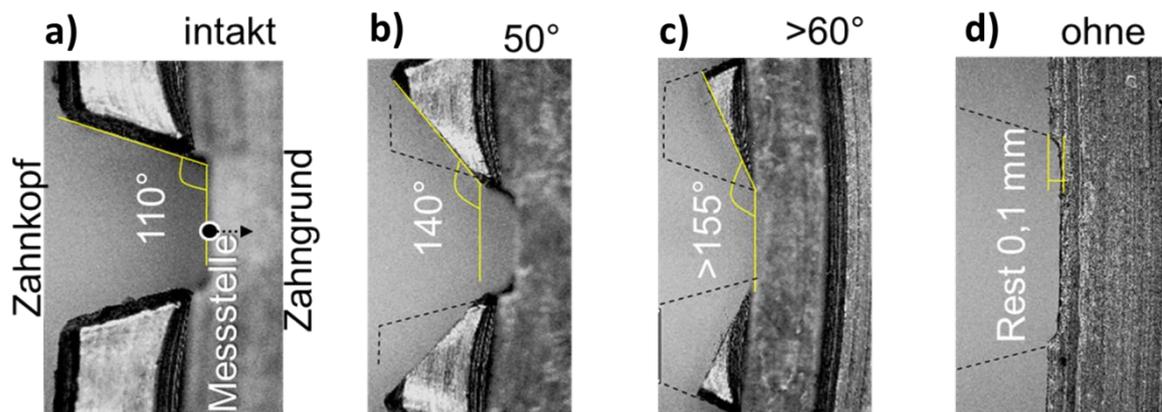


Abbildung 5.3: Vier Variationen der an den Zahngrund angrenzenden Zahngeometrie. Originalgeometrie, 50° , $>60^\circ$ und ohne Zähne; der Abtrag von 50° bzw. $>60^\circ$ entspricht hierbei dem maximal realisierbaren Ψ -Kippwinkel bei Messung der Tangentialkomponente

5.2.2 Eigenspannungsanalysen mit konventionell erzeugter Röntgenstrahlung

5.2.2.1 Versuchsaufbau/-durchführung

Die Beschreibung der Geometrie der verwendeten Probe erfolgte in Abschnitt 3.2. Bei der Analyse der Eigenspannungen im Zahngrund hatten die hier untersuchten weichgeräumten und einsatzgehärteten Schiebemuffensegmente die in Abbildung 5.3 b) bis d) vorliegende Verzahnungsgeometrie. An unterschiedlichen Positionen lateral entlang eines ausgewählten Zahngrundes und in der Mitte des Zahngrundes in die Bauteiltiefe (wie in Abbildung 5.4 exemplarisch dargestellt) wurden die Eigenspannungen in Tangential- und in Axialrichtung bestimmt. Für den Eigenspannungstiefenverlauf wurde an der Probe ein definierter elektrochemischer Materialabtrag vorgenommen. Mit einer speziell für diesen Vorgang gefertigten Maske konnte eine Fläche von $3 \times 20 \text{ mm}^2$ bearbeitet werden. Die Abtragszeiten variierten zwischen 10 bis 40 s pro Abtragsschritt je nach Abtragtiefe. Die Höhe des Abtrags wurde anschließend mittels einer mechanischen Messuhr ermittelt.

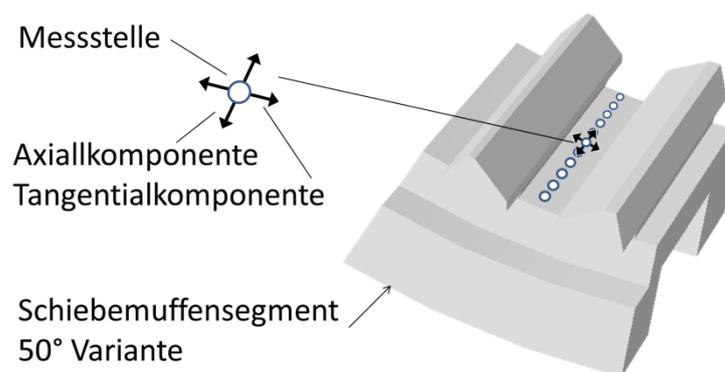


Abbildung 5.4: Röntgenographische Eigenspannungsanalyse am Schiebemuffensegment mit veränderter Zahngeometrie, exemplarisch für die Variante 50° für die Tangential- und Axialrichtung; lateraler Verlauf der Messpunkte entlang des Zahngrundes

Um eine bessere Messgenauigkeit und Reproduzierbarkeit bei der Bestimmung des Materialabtrages zu erzielen, wurde die Probe zu Beginn in kaltpolymerisierenden Kunststoff für metallographische Untersuchungen vom Typ Technovit® 4071 der Firma Heraeus Kulze eingebettet.

5.2.2.2 Messbedingungen

Die Ermittlung der Eigenspannungen mit konventionell erzeugter Röntgenstrahlung erfolgte an den $\{211\}$ -Gitterebenen mittels Vanadium-gefilterter $\text{CrK}\alpha$ -Strahlung ($\lambda = 0,22897 \text{ nm}$) bei $2\theta = 156,06^\circ$ an zwei Azimutwinkeln $\varphi = 0^\circ$ und $\varphi = 90^\circ$ der Axial- und Tangentialkomponente (Hauptspannungsrichtungen σ_{11} und σ_{22}). Aufgrund der abgeflachten Verzahnungsgeometrie (Abbildung 5.3 b) bis d)) war es gewährleistet, 11 abschattungsfreie Ψ -Kippungen im Bereich größer -45° bis $+45^\circ$ durchführen zu können. Die Eindringtiefe in α' -Fe betrug für $2\theta = 156,06^\circ$ und $\Psi = 0^\circ$ etwa $z = 5,5 \mu\text{m}$ (berechnet nach [33]). Um die Eigenspannungen aus der Gitterdehnung zu berechnen, wurde die $\sin^2\Psi$ -Methode nach [31], [35] unter der Annahme isotropen Materialverhaltens mit dem röntgenographischen Elastizitätsmodul $E_{\{211\}} = 220 \cdot 10^3 \text{ MPa}$ und der Querkontraktionszahl $\nu_{\{211\}} = 0,28$ [33] angewendet. Bei diesen Messungen kam primärseitig eine Rundblende mit einem nominellen Durchmesser von 0,5 mm und sekundärseitig eine 4 mm-Symmetrisierungsblende [167] zum Einsatz.

5.2.3 Eigenspannungstiefenanalyse mittels Synchrotronstrahlung

5.2.3.1 Versuchsaufbau/-durchführung

Die energiedispersiven Eigenspannungsanalysen wurden an der Beamline EDDI am Berliner Elektronenspeicherring für Synchrotronstrahlung (BESSY) unter Anwendung der $\sin^2\Psi$ -Methode [35] durchgeführt. Für die energiedispersive Eigenspannungsanalyse wird das kontinuierliche (weiße) Spektrum des Speicher-

rings im Bereich von 20-150 keV genutzt. Da für die verschiedenen Photonenenergien unterschiedliche Beugungspeaks auftreten und diesen unterschiedliche Informationstiefen zugeordnet werden können, ist eine zerstörungsfreie, phasenspezifische Bestimmung der Eigenspannungen bis zu einer Informationstiefe von etwa 70 μm möglich (Abschnitt 2.2.1.3). Durchgeführt wurden Eigenspannungsanalysen für alle Phasen (Ferrit/Martensit und Austenit), die zum Beugungsspektrum beitragen. Die Eigenspannungsanalysen wurden in tangentialer Richtung (senkrecht zur Räumrichtung) in der Mitte des Zahngrundes durchgeführt wie in Abbildung 5.5 dargestellt. Die tangentiale Eigenspannungskomponente ist für die Eigenspannungsumverteilungen infolge des Öffnens der Ringstruktur von hoher Relevanz [96], [95] und [9].

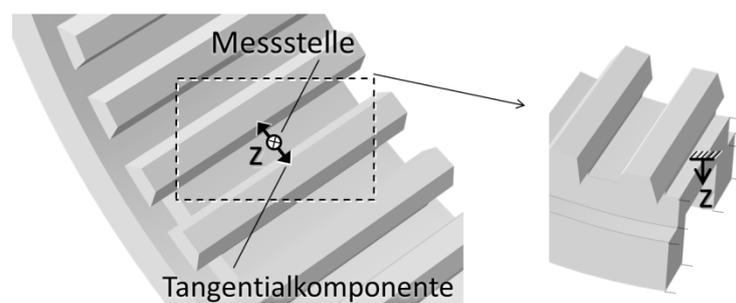


Abbildung 5.5: Messpunkt im Zahngrund bei der zerstörungsfreien Eigenspannungstiefenanalyse in Tangentialrichtung, beispielhaft am Schiebemuffensegment ohne veränderte Zahngeometrie

5.2.3.2 Messbedingungen

Der Winkel zwischen dem einfallenden Primärstrahl und der Probenoberfläche betrug 6° . Der Germaniumdetektor wurde bei einem 2θ -Winkel von 12° positioniert. Der Primärstrahl wurde durch eine Schlitzblende von $1,2 \times 1,2 \text{ mm}^2$ definiert. Sekundärseitig wurde eine Schlitzblende auf die Größe $120 \mu\text{m} \times 5 \text{ mm}$ (horizontal \times axial) angepasst. Ein Foto des Messaufbaus mit Schiebemuffe zeigt Abbildung 5.6. Mit diesen Einstellungen konnten die $\{110\}$ -, $\{200\}$ -, $\{211\}$ -, $\{220\}$ -, $\{310\}$ - und $\{321\}$ -Interferenz-Linien der Ferrit- / Martensitphase und die $\{111\}$ -, $\{200\}$ -, $\{220\}$ -, $\{311\}$ -, $\{222\}$ -Interferenzlinien der Austenitphase

innerhalb des Beugungsspektrums der Röntgenstrahlung aufgezeichnet werden. Alle Eigenspannungsverteilungen wurden nach dem $\sin^2 \Psi$ -Verfahren über 32 verschiedene Probenkipnungen zwischen $\Psi = 0 \dots 88^\circ$ bestimmt. Gemäß [17] wurde die effektive Informationstiefe τ berechnet und den einzelnen Beugungslinien zugeordnet. μ beschreibt den linearen Schwächungskoeffizient.

$$\tau = \frac{\sin \theta \cos \Psi}{2 \mu} \quad (5.5)$$

Um eine mittlere effektive Informationstiefe zu erhalten, wurde die effektive Informationstiefe des minimalen und maximalen Ψ -Kippwinkels ($\Psi = 0^\circ$ und $\Psi = \max$) gemittelt [17].

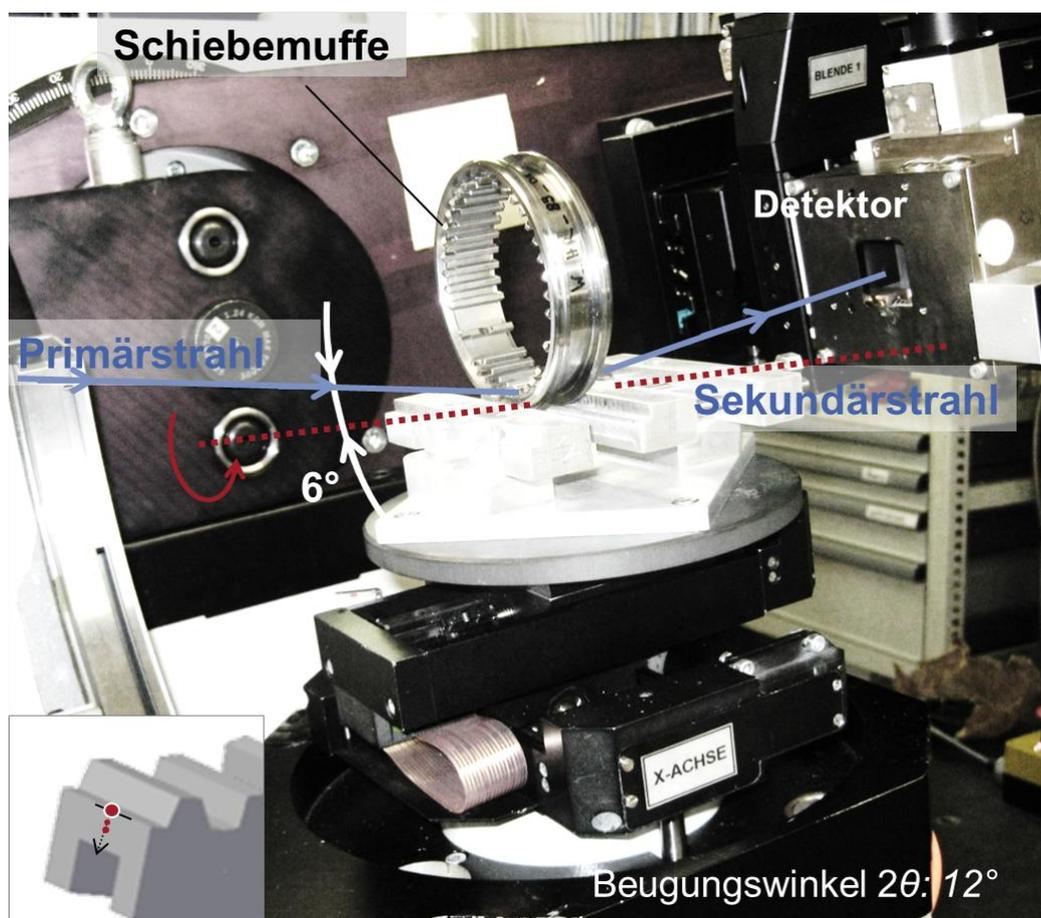


Abbildung 5.6: Einbau der Schiebemuffe im Diffraktometer mit einfallendem Primärstrahl und gebeugtem Sekundärstrahl zur Bestimmung der Tangentialkomponente im Zahngrund ($\Psi=0^\circ$).

Dies wurde für jedes Spannungsprofil und für jede einzelne Phase aller Messstellen separat durchgeführt. Das heißt, es erfolgte eine Auswertung nach dem $\sin^2 \Psi$ -Verfahren für jeden einzelnen Reflex, der einer Informationstiefe zugeordnet wird.

Um möglichst auch die randnahen Eigenspannungen zu erfassen, wurden die Kippwinkel für jede Probe so hoch wie möglich gewählt ($\Psi_{max} = 88^\circ$) und die Auftragung der Ergebnisse zusätzlich mittels Universalplotverfahren nach Ruppersberg [46] und Rücktransformation in den Ortsraum durchgeführt. Das Universalplotverfahren bietet eine verbesserte Möglichkeit, die Spannungen tiefenaufgelöst zu ermitteln. Die Annahme eines zweiachsigen Eigenspannungszustands bleibt weiterhin als Voraussetzung erhalten, zulässig ist jedoch eine Änderung der ebenen Spannungen. Das Verfahren nutzt dabei gezielt die Variation der Eindringtiefe aufgrund der Ψ -Kippung, um die ermittelten Netzebenenabstände einer gewissen Eindringtiefe τ zuordnen zu können.

5.2.4 Eigenspannungsanalysen mit hoher lateraler Auflösung

5.2.4.1 Versuchsaufbau/-durchführung

Die röntgenographischen Eigenspannungsanalysen mit hoher lateraler Auflösung erfolgten mit dem MAXIM-Verfahren (MATERIALS X-ray IMAGING) [159–161], [168] am Messplatz G3 am Hasylab/Desy unter Nutzung von monochromatischer Synchrotronstrahlung. Die maximale laterale Auflösung betrug ca. $13 \times 13 \mu\text{m}^2$. Es wurden der laterale Eigenspannungsverlauf der Axialkomponente im Zahngrund, wie aus Abbildung 5.7 zu entnehmen ist, für weichbearbeitete und einsatzgehärtete Schiebemuffensegmente mit Originalverzahnung (Abbildung 5.3 a)) und ohne Zähne (Abbildung 5.3 d)) untersucht.

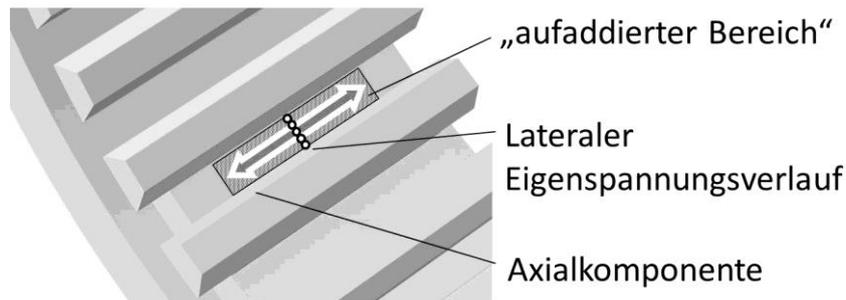


Abbildung 5.7: Lateraler Eigenspannungsverlauf über die Zahngrundbreite. Das graue Rechteck im Bild markiert den ausgewählten Bereich für die Datenauswertung; exemplarisch für die Originalgeometrie

5.2.4.2 Messbedingungen

Vor der Messung mit dem MAXIM-Verfahren wurde die Interferenzlinienlage der $\{211\}$ -Gitterebene von α -Fe ($98,0^\circ \leq 2\theta \leq 101,5^\circ$ für weichgeräumte und $96,0^\circ \leq 2\theta \leq 103,0^\circ$ für einsatzgehärtete Probenzustände) mit Hilfe des Szintillationszählers im symmetrischen Modus, d.h. bei Bragg-Brentano-Geometrie mit $\Omega = \theta$, bestimmt. Für alle Messungen wurde eine Wellenlänge von 0,1789 nm ($E_{\text{ph}} = 6,95$ keV, entspricht der Wellenlänge von Co-K α Strahlung) herangezogen. Somit ergibt sich die maximale Eindringtiefe von $z = 8,6$ μm bei $\Psi = 0^\circ$ und $2\theta = 99,6^\circ$. Die Messungen mittels MAXIM-Verfahren erfolgten im Anschluss im nicht symmetrischen Modus, d.h. $\Omega = \theta - \Psi$ [169] mit einem maximalen Ψ -Winkel zur Oberflächennormale von 46° ($\sin^2 \Psi = 0,52$). Für die Ermittlungen der Dehnungen wurden fünf Ψ -Winkel innerhalb dieses Bereiches nach äquidistanten $\sin^2 \Psi$ -Abständen gewählt. Die Belichtungszeiten variierten als Funktion von $\sin^2 \Psi$, um eine ausreichende Intensität der Beugungsspektren zu erhalten. Die Auswertung der Daten umfasste zuerst die Korrektur durch die Bilder entsprechend der Belichtungszeit bei unterschiedlichen Ψ -Winkeln. Der quasiparallele Synchrotronstrahl beleuchtet den gesamten Zahngrund in x- und y-Richtung einschließlich der Zahnflanken, welche als Marker dienen. Die Annahme, dass der Eigenspannungszustand beim Weichräumen und beim Einsatz-

härten entlang der Räumrichtung (y -Richtung) nahezu homogen ist, vereinfacht die Datenauswertung, indem Pixel entlang der Räumrichtung (y -Richtung) aufaddiert (siehe Abbildung 5.7) und gemittelt werden [170]. Das Ergebnis ist ein Intensitätsprofil in x -Richtung entlang der Zahngrundbreite. Ein Dehnungsprofil parallel zur Räumrichtung wurde dabei ermittelt.

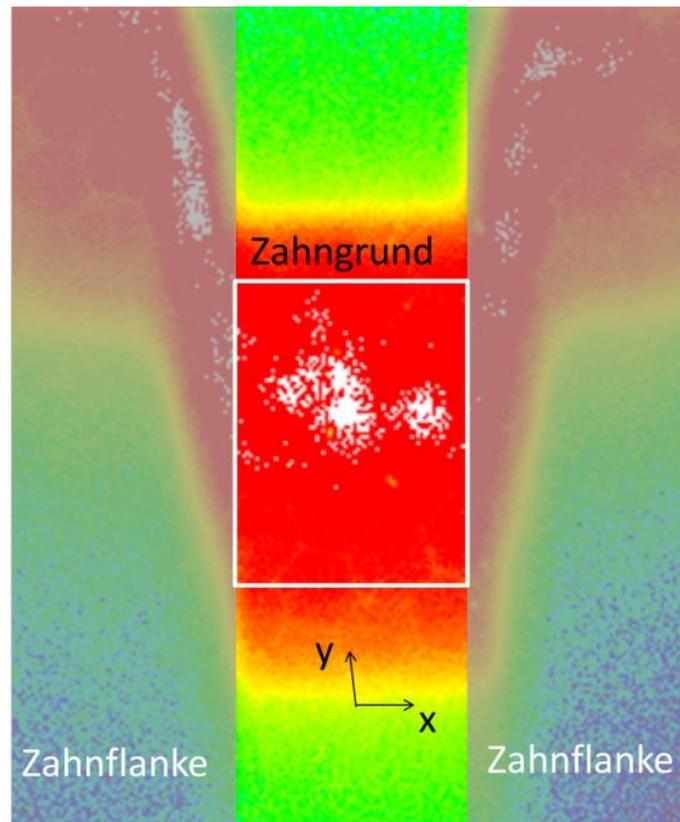


Abbildung 5.8: Aufnahme einer Stützstelle in 2θ . Das weiße Rechteck im Bild markiert den ausgewählten Bereich für die Datenauswertung. Die grau hinterlegten Bereiche entsprechen den Bereichen der Zahnflanken.

Mit der Position der Interferenzlinienlage konnte für jede x -Position auf der Probe mittels $\sin^2\psi$ -Verfahren der Eigenspannungswert ermittelt werden. Die röntgenographischen Konstanten entsprechen denen in Abschnitt 5.2.2.2.

Es wurden weichbearbeitete und einsatzgehärtete Schiebemuffensegmente mit Originalverzahnung (Abbildung 5.3 a)) und ohne Zähne (Abbildung 5.3 d)) untersucht.

6 Ergebnisse

Die Ergebnisse der im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten mechanischen und röntgenographischen Untersuchungen an weichbearbeiteten und einsatzgehärteten Proben werden im folgenden Kapitel vorgestellt.

6.1 Mechanische Methoden

6.1.1 Koeffizienten-Matrix

Zur Lösung des inversen Problems wird die Koeffizienten-Matrix \mathbf{G} benötigt. Die gemäß den Abschnitten 5.1.1 und 5.1.2 erstellte Koeffizienten-Matrix ist eine 42×42 Matrix und beinhaltet Informationen über die Bauteilgeometrie und experimentelle Randbedingungen (beispielsweise DMS-Position, DMS-Größe, Durchmesser des verwendeten Erodierdrahts). Bei einer Tiefe von 50 Prozent der Gesamtschnitttiefe zeigt sich ein Vorzeichenwechsel. Ein Auszug aus den Koeffizienten-Matrizen für den geschlossenen und geöffneten Fall des Demonstratorbauteils Schiebemuffe ist im Anhang A2 aufgeführt. In Abbildung 6.1 sind auszugsweise Ergebnisse der Simulationsrechnungen des inkrementellen Zerschneidens zur Bestimmung einer Koeffizienten-Matrix dargestellt. Abgebildet ist das FE-Modell beim elften Tiefenschritt. Zu sehen sind die sich infolge der kumulativ aufgeprägten Einheitspulse einstellenden Spannungsverteilungen. Die daraus resultierenden Knotenverschiebungen werden an der Bauteiloberfläche im Bereich des Dehnmessstreifens (DMS) dokumentiert.

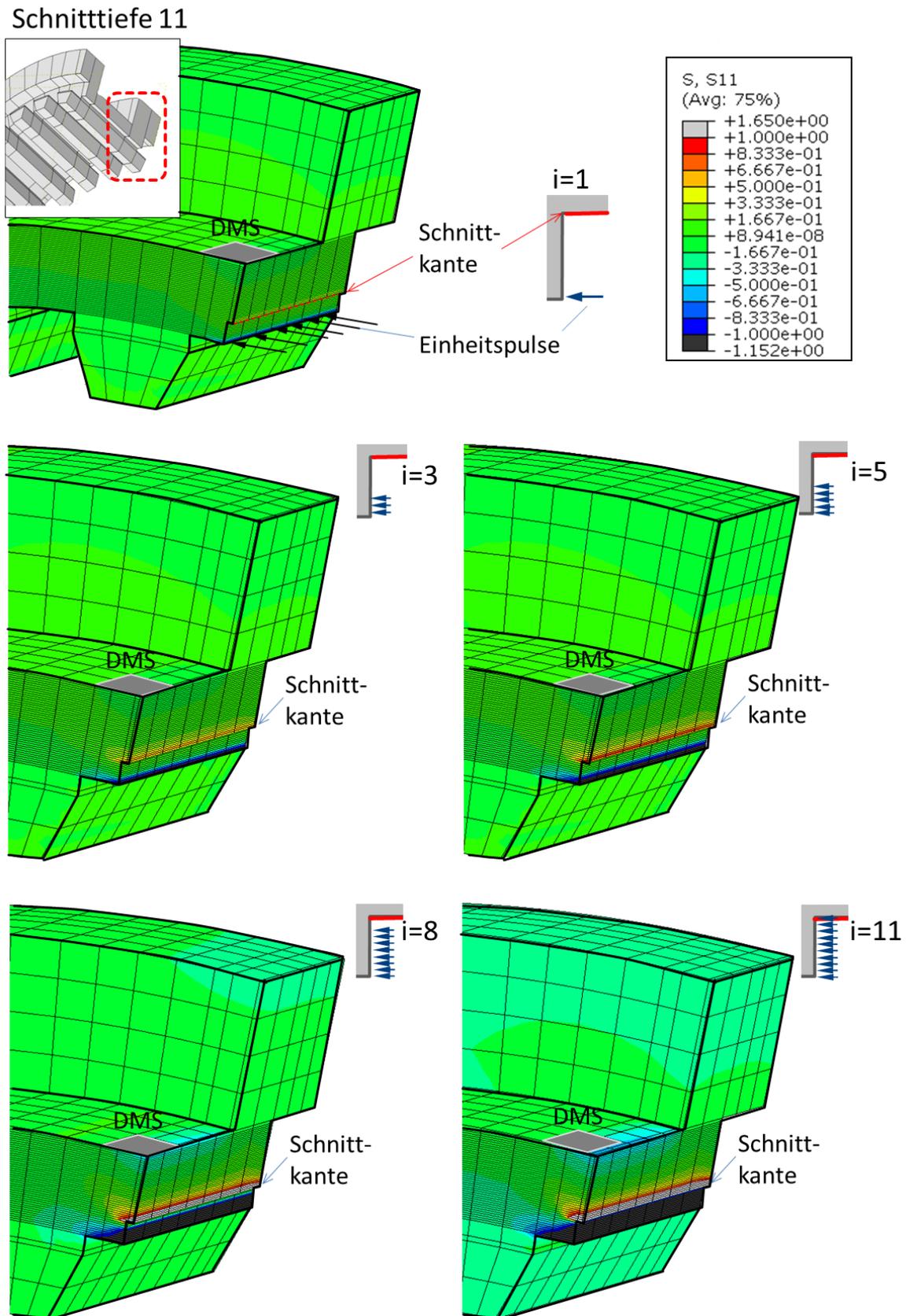


Abbildung 6.1: FE-Modell zur simulativen Umsetzung des inkrementellen Zerschneidens zur Bestimmung der Koeffizienten-Matrix; abgebildet ist der elfte Tiefenschritt für die Inkremente $i=1,3,5,8$ und 11

6.1.2 Mechanisches Öffnen der Ringstruktur

Wurde der Trennschnitt durch die gesamte Schiebemuffe ausgeführt, so ergab sich aufgrund des Öffnens der Ringstruktur ein Aufklaffen. Für Schiebemuffen aus der Weichbearbeitung stellte sich ein Aufklaffen von 0,43 mm und für ein-
satzgehärtete Schiebemuffen ein Aufklaffen von 0,38 mm ein. Abbildung 6.2 zeigt exemplarisch das Aufklaffen nach dem experimentellen Trennen/Öffnen der Schiebemuffe für den weichbearbeiteten Bauteilzustand. Das Aufklaffen wurde über die Ringdurchmesser sowie die Länge der entstandenen Öffnung des Rings (abzüglich der Breite des Schnittes) mit einer 3D-Koordinatenmessmaschine der Firma Zeiss vom Typ PRISMO VAST und einem Makroskop vermessen.

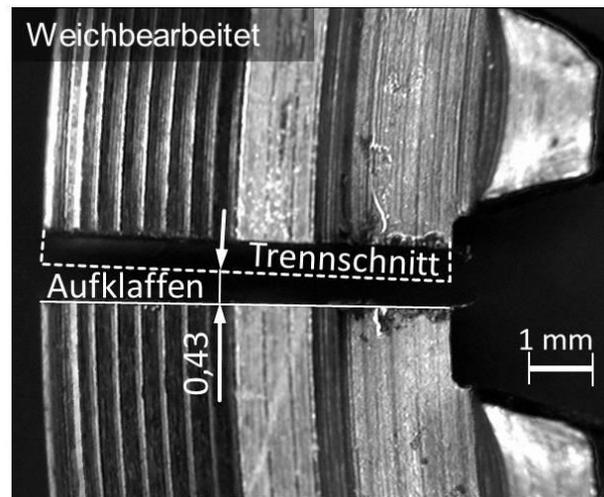


Abbildung 6.2: Beispiel einer geöffneten Schiebemuffe, Sägeschnitt mit Aufklaffen inklusive Trennschnittbreite

6.1.3 Ausgelöste Dehnungsverläufe

Die im Folgenden vorgestellten Ergebnisse beziehen sich auf Slitting-Experimente und wurden an zwei identischen Proben nach dem Einsatzhärten (Probe 1 und Probe 2) durchgeführt. Abbildung 6.3 zeigt die ausgelösten aufaddierten Dehnungen in tangentialer Richtung an der Bauteiloberfläche im Nut-

grund, welche beim inkrementellen Einbringen des Erodierschnittes ausgehend vom Zahngrund gemäß Abschnitt 5.1.4 detektiert wurden.

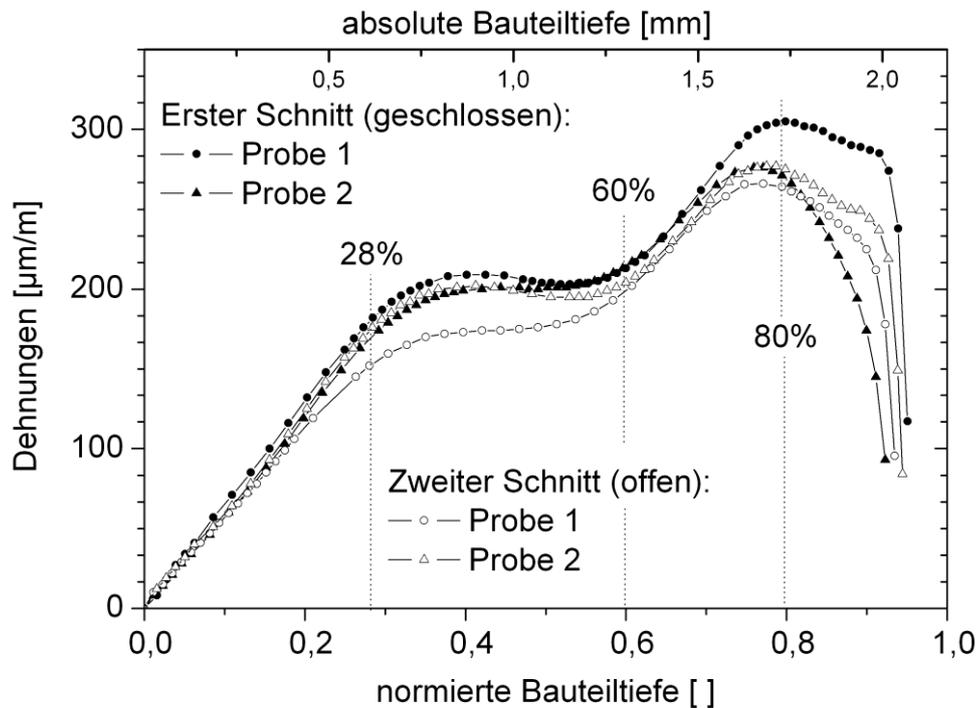


Abbildung 6.3: Dehnungsauslösungen zweier einsatzgehärteter Schiebemuffen aufgrund der inkrementell eingebrachten Erodierschnitte. Erster Schnitt an der geschlossenen, zweiter Schnitt an derselben, zuvor geöffneten Probe

Zur besseren Vergleichbarkeit wurden die erfassten Dehnungen auf die Dicke des Zahngrundes d , was dem Durchmesser des Nutgrundes vermindert um den Innendurchmesser entspricht (Abbildung 3.1 sowie Abbildung 5.2 rechts zu entnehmen), normiert. Bis zu einer normierten Tiefe von 0,8, was einer Bauteiltiefe von etwas über 80 % entspricht, konnte vorwiegend eine positive Dehnungsauslösung detektiert werden. Erst beim Erreichen von Bauteiltiefen größer 80 % kommt es zu einer deutlichen Stauchung und somit zu einer deutlichen Abnahme der Dehnungswerte. Auffällig sind zwei Bereiche, in welchen ein nahezu linearer Zusammenhang von Dehnungen und Bauteiltiefe existiert (dies gilt

für eine Bauteiltiefe bis ca. 28 % sowie zwischen 60 % und 80 %). Dazwischen liegt ein Bereich, in welchem ein leichtes Einsatteln des Verlaufs festgestellt werden kann. In diesem Bereich sind nahezu keine neuen Dehnungen durch eine Vergrößerung des Schnittes zu erkennen. Im folgenden Abschnitt 6.1.4 werden die sich aus diesen Dehnungsverläufen ergebenden Spannungstiefenverläufe vorgestellt.

6.1.4 Eigenspannungstiefenprofilanalyse

Die Beschreibung der Umrechnung der Dehnungsverläufe aus Abschnitt 6.1.3 in die im Folgenden vorgestellten Eigenspannungstiefenverläufe erfolgte in Abschnitt 5.1.2. In Abbildung 6.4 sind die Eigenspannungstiefenverläufe in Tangentialrichtung im Zahngrund für den ersten und zweiten Schnitt (an geschlossenen bzw. geöffneten Schiebemuffen) für zwei gleiche Proben 1 und 2 nach dem Einsatzhärten dargestellt. In einem Bereich bis zu 28 % unterhalb der Bauteiloberfläche liegen Druckspannungen vor. Die betragsmäßig größten Druckspannungen über -400 MPa liegen im bauteiloberflächennahen Bereich vor. Alle Eigenspannungsverläufe fallen mit zunehmendem Abstand zur Bauteiloberfläche sehr schnell und nahezu proportional zur Bauteiltiefe ab. In einer Bauteiltiefe von weniger als 10 % ist ein Eigenpannungswert von -74 MPa erreicht, welcher bis in eine Bauteiltiefe von 23 % annähernd konstant bleibt. Der Nulldurchgang und die sich anschließenden, abstützenden Zugeigenspannungen liegen in einer Bauteiltiefe von 28 % vor. Das Zugspannungsmaximum liegt bei einem Wert von 73 MPa. Ein Unterschied zwischen dem geschlossenen und geöffneten Eigenspannungstiefenverlauf ist kaum zu erkennen.

Die Auswirkungen der Spannungsumlagerungen infolge des Ringöffnens auf die bestehende Eigenspannungstiefenverteilung können als sehr klein betrachtet werden.

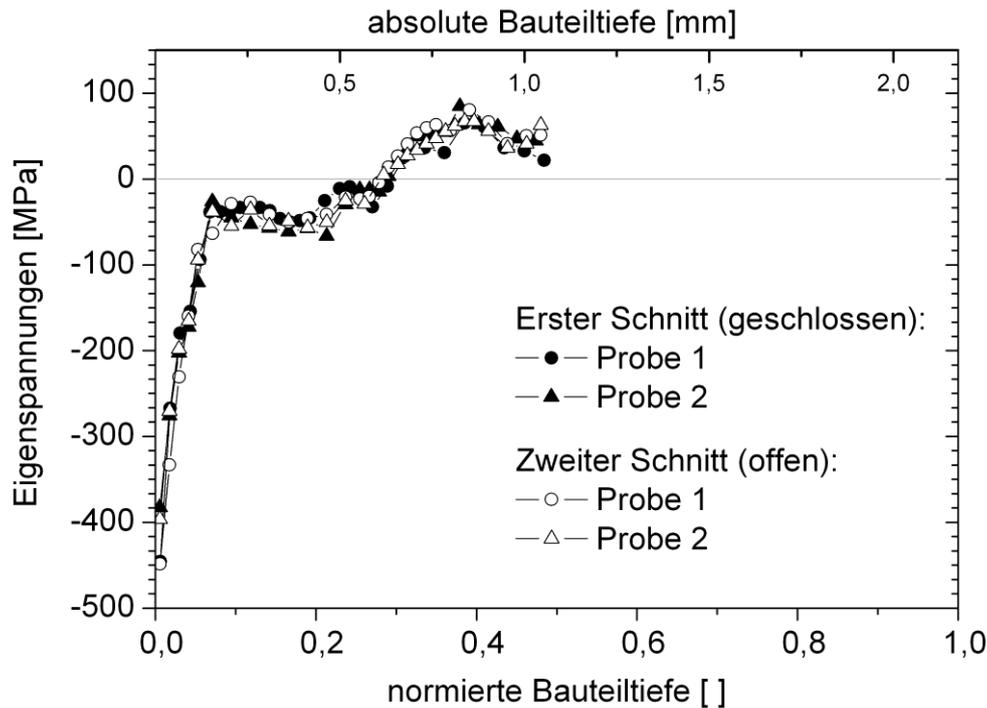


Abbildung 6.4: Eigenspannungstiefenverlauf in Tangentialrichtung im Zahngrund der Innenverzahnung geschlossener und geöffneter Schiebemuffen

6.2 Eigenspannungsanalysen mit konventionell erzeugter Röntgenstrahlung

Zur Bewertung des Eigenspannungszustandes an der Oberfläche und im oberflächennahen Bereich wurden Eigenspannungsmessungen längs und quer (axial und tangential) zur Räumrichtung durchgeführt. Um die Reproduzierbarkeit der Spannungsanalysen innerhalb eines Bauteilzustandes zu überprüfen wurden jeweils mehrere Proben (3-20) pro Variante untersucht. Um die Messfehler im Rahmen einer Messreihe zu berücksichtigen, wurden die in unterschiedlichen Spannungsanalysen gewonnenen einzelnen Messwerte bei der Mittelwertbildung entsprechend ihres Fehlers gewichtet. Hierzu wurde ein gewichteter Mittelwert \bar{x} aus den in Experimenten n -fach gemessenen Messwerten x_i gemäß Gleichung (6.1) berechnet.

$$\bar{x} = \frac{\sum_{i=1}^n \frac{x_i}{\Delta x_i^2}}{\sum_{i=1}^n \frac{1}{\Delta x_i^2}} \quad (6.1)$$

Der gemeinsame Fehler der dargestellten Datenpunkte wurde unter Anwendung einer Fehlerfortpflanzung bestimmt.

6.2.1 Laterale Eigenspannungsverläufe entlang des Zahngrundes

In Abbildung 6.5 ist ein Eigenspannungsverlauf der Axial- und Tangentialkomponente entlang der Mitte eines Zahngrundes (wie in Abschnitt 5.2.2.1 beschrieben und in Abbildung 5.4 gezeigt) einer zerschnittenen Schiebemuffe nach der Weichbearbeitung und nach dem Einsatzhärten zu sehen. Die Ergebnisse lassen sich auf die in Abschnitt 5.2.2 beschriebene Versuchseinrichtung und Versuchsdurchführung zurückführen. Zu erkennen ist, dass für den weichbearbeiteten Bauteilzustand die sieben Messpunkte entlang des Zahngrundes aufgrund des Räumprozesses einen inhomogenen Verlauf aufweisen. Im Bereich des Schneidenaustritts (linke Seite im Diagramm) kann ein „Nulldurchgang“ des Eigenspannungsverlaufs festgestellt werden. Demzufolge liegen hier sogar Eigenspannungen im Druckbereich vor. Dieser deutliche Abfall der Eigenspannungen ist auf ein Einrollieren der Zahnflanken im Bereich des Schneidenaustritts zurückzuführen. Die durch das Räumen hervorgerufenen Zugeigenspannungen in Tangentialrichtung weisen hierbei einen höheren Wert und eine höhere Streuung als in Axialrichtung auf. Bei der Auswertung zeigten die $\sin^2 \Psi$ -Diagramme eine Aufspaltung, was auf ein Vorliegen von Schubeigenspannungen hinweist [171]. Der Verlauf der Schubeigenspannungen entlang des Zahngrundes liegt in einem Bereich von 40 MPa. Der Verlauf der Eigenspannungen nach dem Einsatzhärten ist ebenfalls in Abbildung 6.5 dargestellt. Zu erkennen ist hier ein nahezu konstanter Verlauf über die Mitte der Zahngrundlänge. Der durch die Weichbearbeitung hervorgerufene inhomogene Spannungs-

zustand hat keine erkennbaren Auswirkungen auf den Druckeigenstressverlauf infolge des Einsatzhärtens. An allen zehn Messpunkten wurde über die gesamte Zahngrundlänge ein Wert von etwa -550 MPa bis -650 MPa bestimmt.

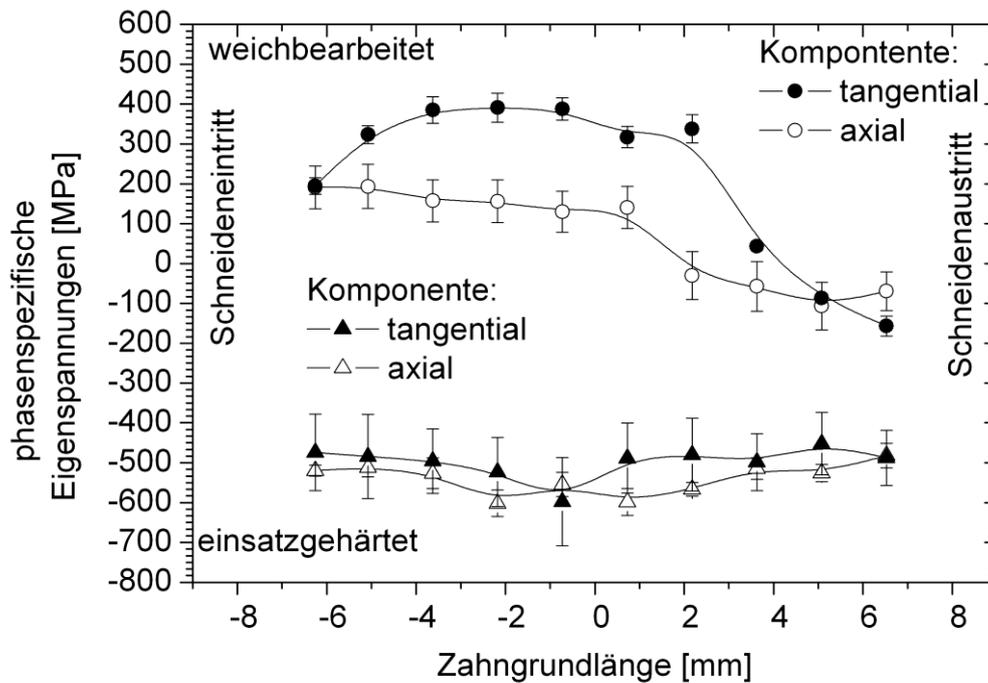


Abbildung 6.5: Röntgenographische Ermittlung des lateralen Eigenstressverlaufs für die Axial- und Tangentialkomponente entlang des Zahngrundes der α/α' -Phase (zerschnittene Schiebemuffe aus der Weich- und Hartbearbeitung)

6.2.2 Eigenstressstiefenprofilanalyse

In Abbildung 6.6 sind die Ergebnisse der mit konventionell erzeugter Röntgenstrahlung durchgeführten Eigenstressstiefenanalysen der Ferrit-/Martensitphase für die Axial- sowie Tangentialkomponente entlang des Zahngrundes dargestellt. Die Eigenstressanalyse der weichgeräumten Schiebemuffen zeigt oberflächennah Zugeigenstressungen mit einem Gradienten in die Bauteiltiefe von ca. 80-100 μm . In unterschiedlichen Zahngründen kann zwar

eine Variation des Betrags der Eigenspannung festgestellt werden; der charakteristische Verlauf in die Bauteiltiefe ist jedoch stets identisch. Nach dem Einsatzhärten liegen im Randbereich dann Druckeigenspannungen vor. Der Eigenspannungszustand besitzt eine tiefer reichende Wirkung als nach der Weichbearbeitung.

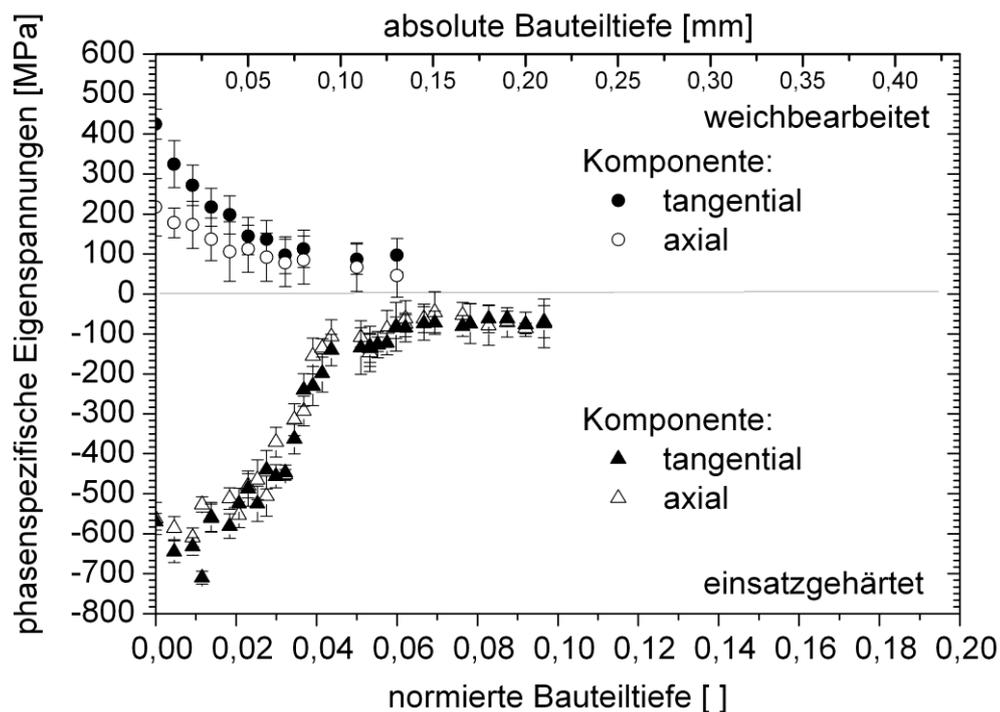


Abbildung 6.6: Röntgenographische Ermittlung der Eigenspannungsverteilung in die Bauteiltiefe für die Axial- und Tangentialkomponente im Zahngrund der α/α' -Phase (zerschnittene Schiebemuffe aus der Weich- und Hartbearbeitung)

Eine Auswertung der Beugungsspektren der Austenitphase der einsatzgehärteten Proben war lediglich lokal im oberflächennahen Bereich möglich. Für größere Bauteiltiefen sind keine deutlichen Interferenzlinien der Austenitphase erkennbar, wodurch eine Eigenspannungsanalyse mit konventionell erzeugter Röntgenstrahlung nicht möglich ist.

6.3 Eigenspannungstiefenanalyse mittels Synchrotronstrahlung

Im Folgenden werden die Ergebnisse der zerstörungsfreien Eigenspannungstiefenanalyse mittels energiedispersiver Beugung basierend auf Abschnitt 5.2.3 vorgestellt. Gezeigt werden die Eigenspannungstiefenverläufe für die Messstelle in der Mitte des Zahngrundes (siehe Abbildung 5.5) für eine Variation der angrenzenden Zahngeometrie gemäß Abschnitt 5.2.1 und Abbildung 5.3. Die Analysen wurden an geschlossenen und geöffneten Schiebemuffen (nach dem Weichräumen und nach dem Einsatzhärten) durchgeführt, um die Auswirkungen des Zerlegens auf den lokalen Spannungszustand im Zahngrund zu analysieren.

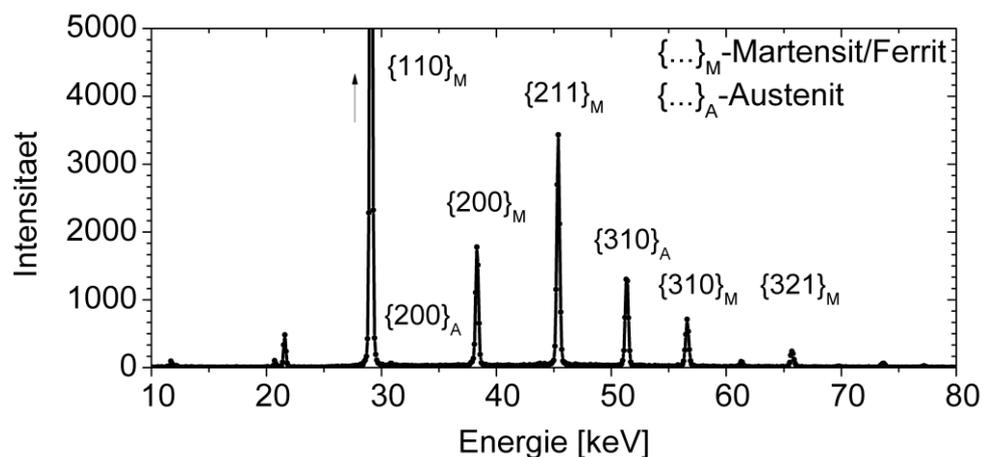


Abbildung 6.7: Beugungsspektrum einer einsatzgehärteten Schiebemuffe mit Interferenzen der Martensit- und Austenitphase

Aufgrund des hohen Volumengehaltes an Restaustenit von über 25 Vol.-% in oberflächennahen Bereichen der einsatzgehärteten Proben (wie in Abschnitt 3.3.2.1 vorgestellt) werden die Auswirkungen der Mehrphasigkeit (bzw. der zweiten Phase) auf den makroskopischen Eigenspannungszustand am Ende dieses Kapitels vorgestellt. Ein Beispiel des Beugungsspektrums für eine einsatzgehärtete Schiebemuffe ist in Abbildung 6.7 exemplarisch dargestellt. Die einzelnen Interferenzen können den unterschiedlichen Netzebenen der Martensit- und Austenitphase zugeordnet werden. Im Falle der weichbearbeiteten Schiebemuffe

können in den betrachteten Beugungsspektren lediglich die Interferenzlinien der Ferritphase detektiert werden.

6.3.1 Geschlossene und geöffnete Ringstruktur

6.3.1.1 Weichbearbeitet

Abbildung 6.8 zeigt exemplarisch Ergebnisse der mittels hochenergetischer Synchrotron-Röntgenstrahlung analysierten Tiefenverteilung der Eigenspannungskomponente quer zur Räumrichtung (Tangentialrichtung Abbildung 5.5) für drei unterschiedliche Schiebemuffen nach dem Weichräumen mit intakter bzw. originaler (wie in Abbildung 5.3 beschrieben) Verzahnungsgeometrie.

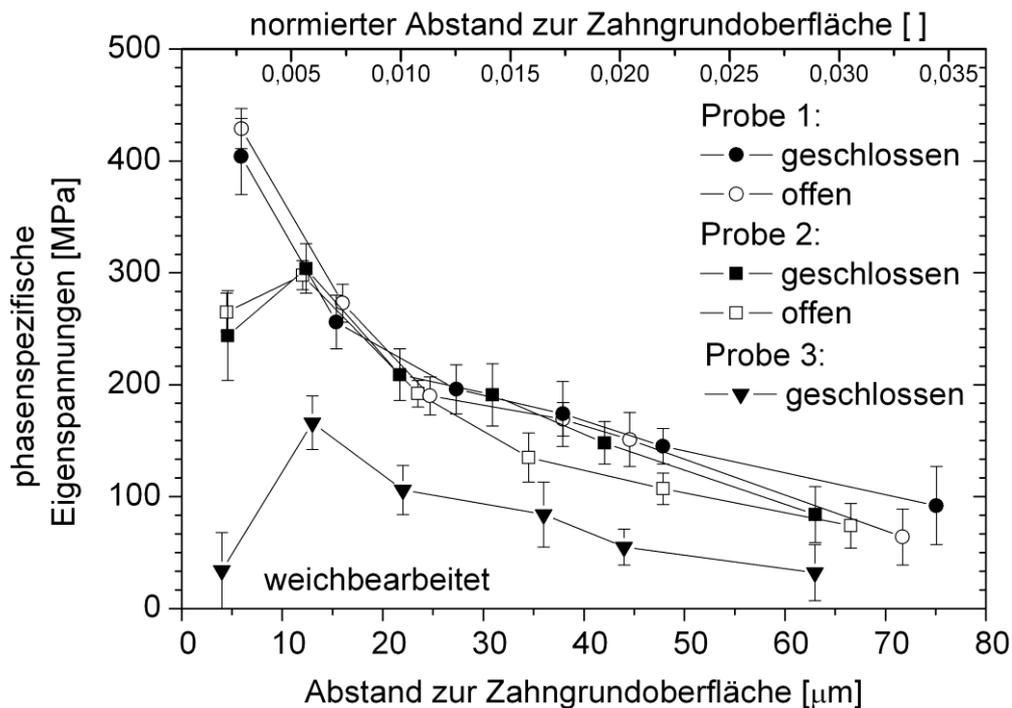


Abbildung 6.8: Mittels energiedispersiver Beugung zerstörungsfrei bestimmte phasenspezifische Eigenspannungstiefenverteilung in der Ferritphase nach dem Weichräumen

Die Eigenspannungsanalysen der Ferrit-/Martensitphase der weichgeräumten Schiebemuffen der drei Proben zeigen alle Zugeigenspannungen mit einem Gradienten in die Bauteiltiefe. Zu erkennen ist der für unterschiedliche Zahngründe und unterschiedliche Proben variierende Betrag der Eigenspannung; der charakteristische Verlauf in die Bauteiltiefe ist jedoch stets annähernd identisch.

Um möglichst auch die randnahen Eigenspannungen zu erfassen, wurden die Datensätze der $\sin^2 \Psi$ -Messungen zusätzlich mittels Universalplotverfahren nach Ruppertsberg [46] und Rücktransformation in den Ortsraum ausgewertet. In Abbildung 6.9 ist exemplarisch die sich daraus ergebende Eigenspannungsverteilung für den geschlossenen Zustand der Probe 2 abgebildet. Auch hier ist der Spannungsgradient hin zur Bauteiloberfläche deutlich erkennbar. Somit ist davon auszugehen, dass das Zugspannungsmaximum aller weichgeräumten Proben nahe der Bauteiloberfläche liegt.

$$\sigma(\tau) = \frac{-\frac{0,0123}{\left(0,1 + \frac{1}{x}\right)^2} + \frac{700}{0,1 + \frac{1}{x}}}{x} \quad (6.2)$$

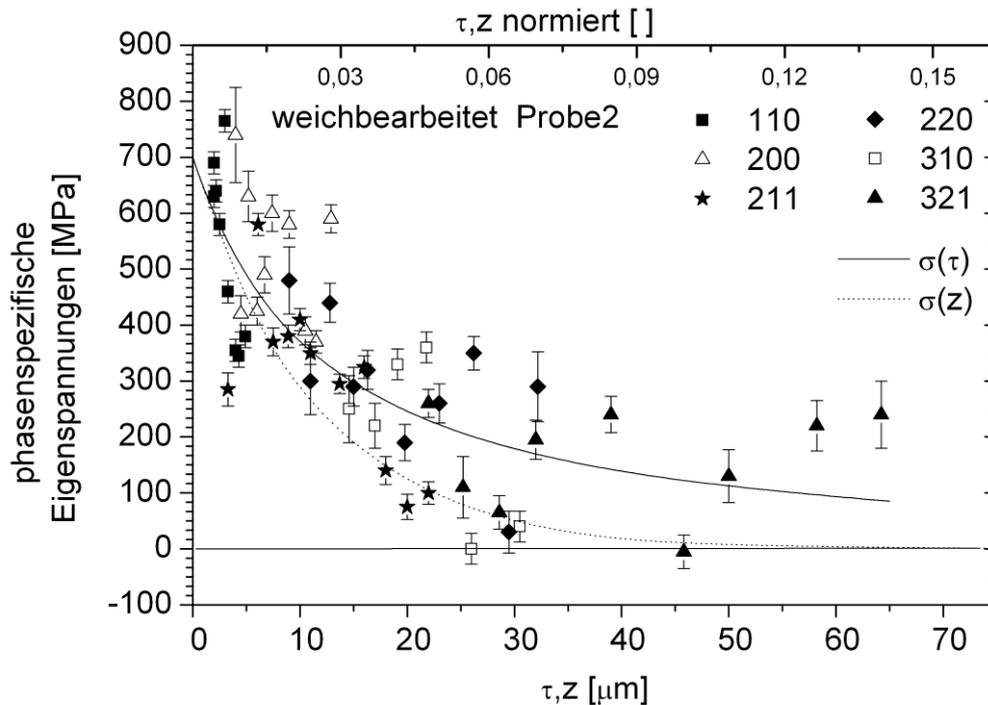


Abbildung 6.9: Mittels energiedispersiver Beugung zerstörungsfrei bestimmte, phasenspezifische Eigenspannungstiefenverteilung in der Ferritphase nach der Weichbearbeitung, ausgewertet nach Ruppertsberg [46]

Die verwendete Funktion, welche diese Messdaten im Laplace-Raum $\sigma(\tau)$ (6.2) relativ gut beschreibt, wird in Abbildung 6.9 in Form einer durchgezogenen Linie dargestellt.

6.3.1.2 Einsatzgehärtet

In Abbildung 6.10 ist ein Beispiel für die Eigenspannungstiefenverteilung in Tangentialrichtung für eine Schiebemuffe nach dem Einsatzhärten dargestellt. Zur besseren Vergleichbarkeit sind die bereits in Abbildung 6.9 gezeigten Ergebnisse der Probe 1 nach dem Weichräumen ebenfalls abgebildet. Als Folge des Einsatzhärtens werden die oberflächennahen Zugeigenspannungen in Druckspannungen bis in deutlich größere Bauteiltiefen in der Martensit-Phase überführt.

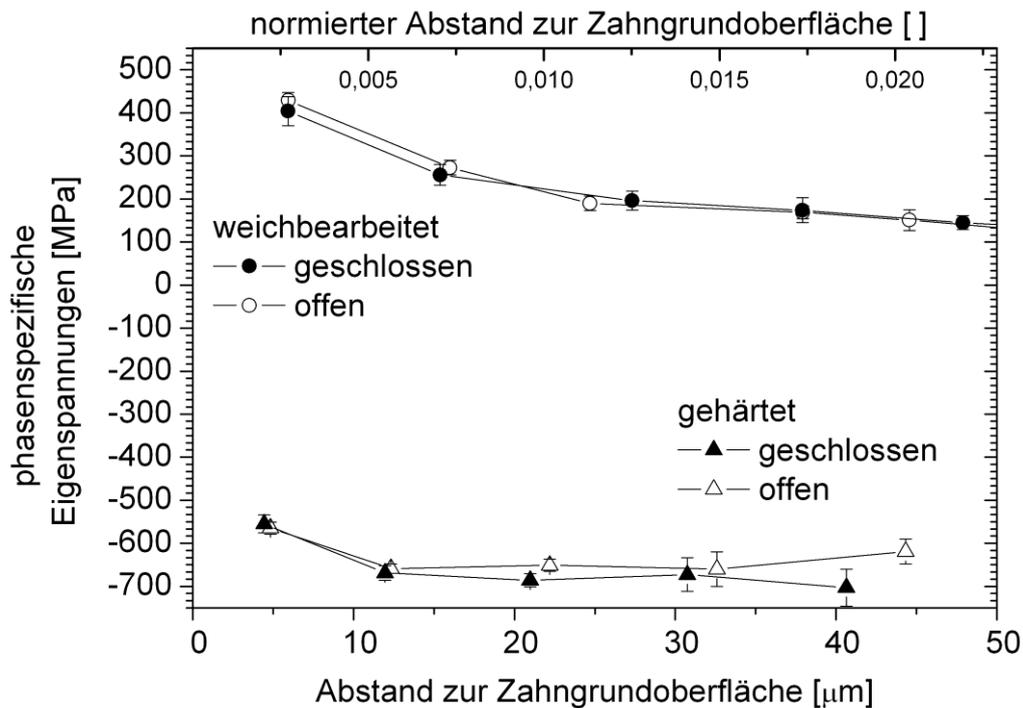


Abbildung 6.10: Mittels energiedispersiver Beugung zerstörungsfrei bestimmte, phasenspezifische Eigenspannungstiefenverteilung in der Ferrit-/Martensitphase nach dem Weichräumen und Einsatzhärten

Für den dargestellten Informationstiefengehalt sind die Eigenspannungen innerhalb des Messvolumens nahezu konstant; lediglich bei geringen Bauteiltiefen kleiner $5\ \mu\text{m}$ ist ein Abfall der Druckeigenspannungen zu erkennen. Ähnlich wie bei den weichgeräumten Proben gibt es nur geringe Unterschiede zwischen den geschlossenen und geöffneten Schiebemuffen bezüglich der charakteristischen lokalen Eigenspannungsverteilung im Zahngrund und in der Tiefe.

Um weitere Informationen über die Eigenspannungszustände aus einer größeren Bauteiltiefe zu erhalten, wurden im Zahngrund einsatzgehärteter Proben etwa 50 und $70\ \mu\text{m}$ Material elektrochemisch abgetragen und die Messungen wiederholt. Die Ergebnisse der Spannungsanalysen vor und nach dem Materialabtrag sind in Abbildung 6.11 dargestellt.

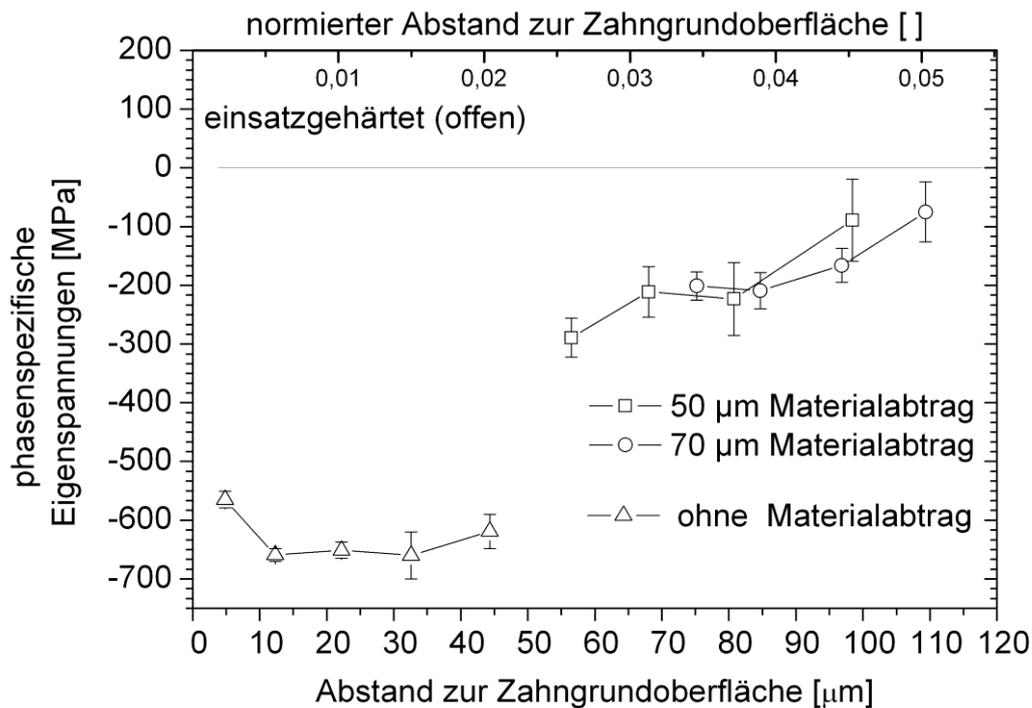


Abbildung 6.11: Mittels energiedispersiver Beugung zerstörungsfrei bestimmte, phasenspezifische Eigenspannungstiefenverteilungen (in Ferrit-/Martensitphase nach dem Einsatzhärten) vor und nach einem Materialabtrag

Zu erkennen ist ein deutlicher Abfall der Eigenspannungen ab einer Bauteiltiefe von ca. 70 μm unterhalb der Oberfläche von etwa -650 MPa auf einen Wert von ca. -220 MPa.

6.3.2 Variation der angrenzenden Zahnflanke

Um den Bereich möglicher unterschiedlicher Ψ -Kippungen zu vergrößern und so beispielsweise auch die Bestimmung der Eigenspannungen (wie in Abschnitt 5.2.2 vorgestellt) in Tangential- und Umfangsrichtung mit der klassischen $\sin^2\Psi$ -Methode mit konventionell erzeugter Röntgenstrahlung zu ermöglichen, wurden die angrenzenden Zähne zunächst teilweise und dann vollständig gemäß Abschnitt 5.2.1 abgetragen und die Eigenspannungstiefenverteilung an der in Abbildung 5.5 exemplarisch beschriebenen Bauteilposition experimentell bestimmt.

So kann eine Beeinflussung infolge von Umlagerungen des Eigenspannungszustandes im Zahngrund für die Tangentialkomponente untersucht werden. Abbildung 6.12 a) bis d) zeigt den zerstörungsfrei gemessenen Eigenspannungstiefenverlauf für die Tangentialkomponente in der Mitte des Zahngrundes für die Varianten „intakt“, „50°“, „>60°“ und „ohne Zähne“ beispielhaft für den einsatzgehärteten Bauteilzustand. Zwischen den einzelnen Varianten gibt es nahezu keine Unterschiede. Das heißt, sowohl die Eigenspannungstiefenverläufe der Variante, welche die originale (ursprüngliche) Zahngeometrie hat, als auch die durch eine teilweise bzw. vollständige Entfernung der angrenzenden Zähne gekennzeichneten Varianten liegen alle in einem Bereich von -600 bis -700 MPa nahezu homogen in die Bauteiltiefe. Präsentiert werden zusätzlich die Ergebnisse für den geschnittenen (geöffneten) Zustand der entsprechenden Schiebemuffen, bei welchen sich ebenfalls keine größere Änderung zeigt. Die vergleichbaren Ergebnisse an den weichbearbeiteten Zahngründen zeigen ebenfalls, dass beide Schritte der Probenvorbereitung - das Öffnen der Ringstruktur und die Entfernung der umgebenden Zähne - keine nennenswerte Änderung der Eigenspannungsverteilung in einem oberflächennahen Bereich bis zu einer Tiefe von etwa 50 bis 70 μm hervorrufen.

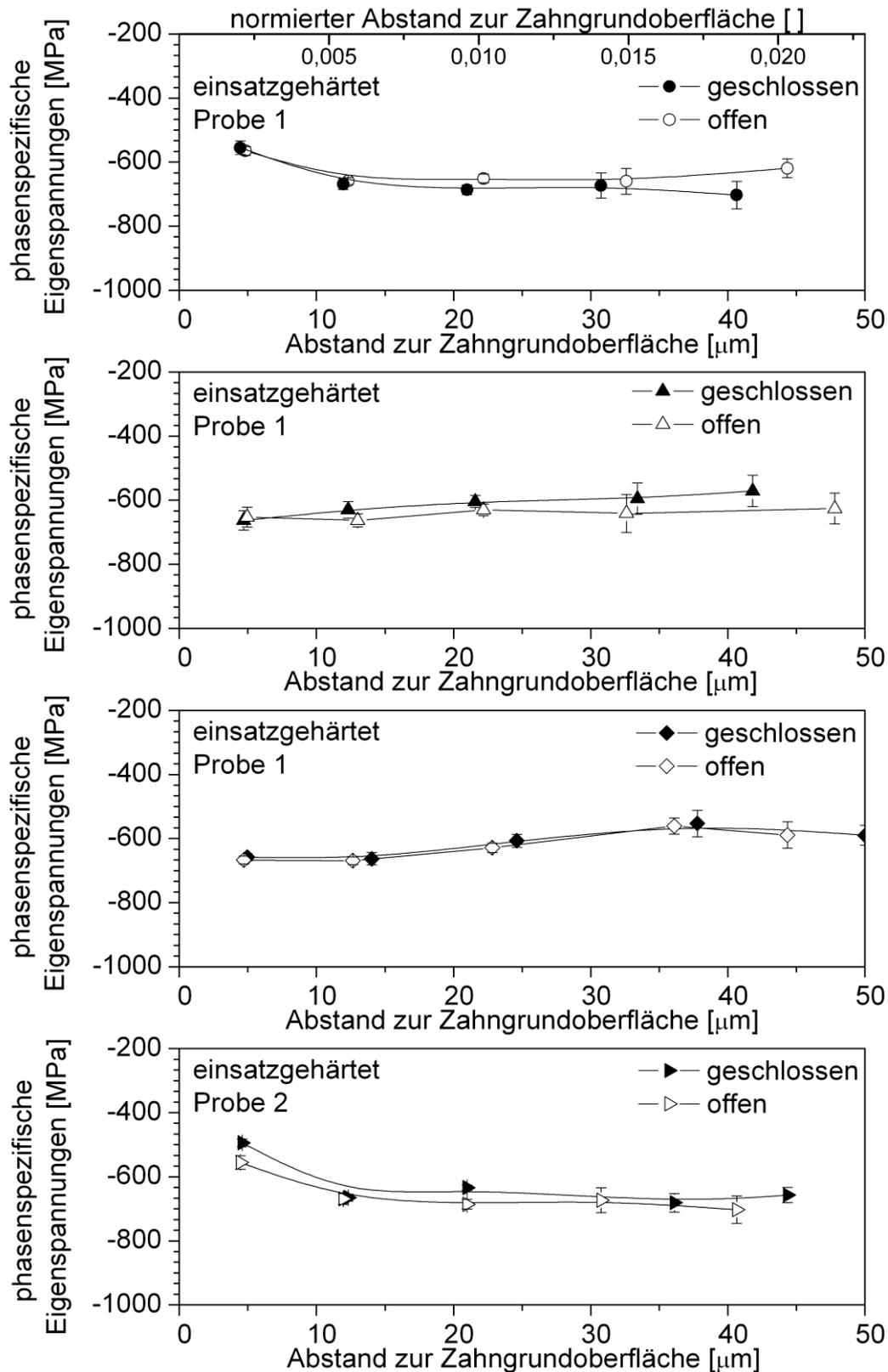


Abbildung 6.12: Auswirkungen des Ringöffnens auf den Eigenspannungszustand in der Ferrit-/Martensitphase für die veränderte Zahngeometrie (vier Varianten)

6.3.3 Eigenspannungen in der Restaustenitphase

Die Eigenspannungstiefenverteilung für die Restaustenitphase für Proben nach dem Einsatzhärten ist exemplarisch in Abbildung 6.13 oben dargestellt. In der Martensitphase liegen Druckspannungen vor. Unter Zugrundelegung der phasenspezifischen Eigenspannungsdaten und des lokalen Volumenanteils der beiden Phasen wurde die makroskopische Eigenspannungsverteilung unter Verwendung einer einfachen Mischungsregel berechnet.

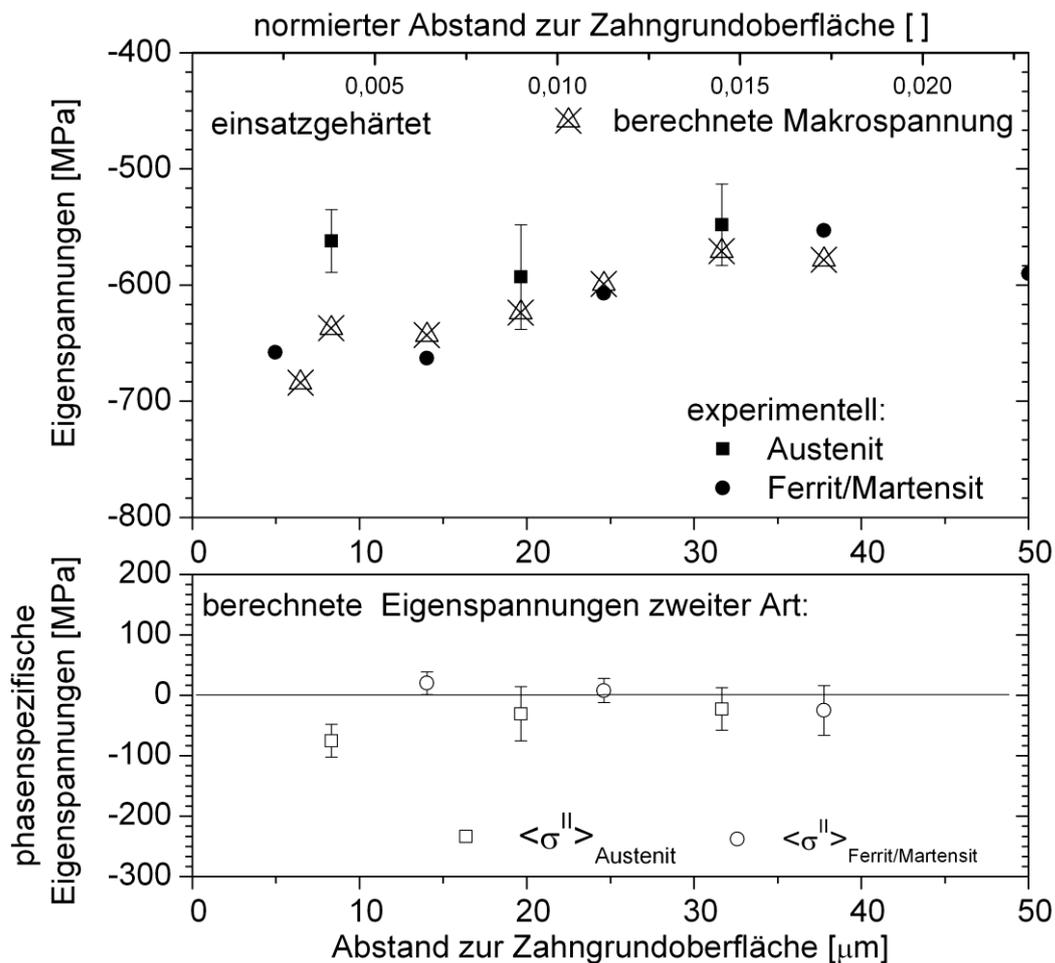


Abbildung 6.13: Oben: experimentell ermittelte Eigenspannungen in der Austenit- und Martensitphase sowie berechnete Makrospannung. Unten: Berechnete Mikrospannung in der Austenit- bzw. Ferrit-/Martensitphase

Der Volumenanteil wurde anhand der Restaustenit-Analysen unter Verwendung des 6-Linienverfahrens mit konventionell erzeugter Röntgenstrahlung gemäß Abschnitt 3.3.2.1 bestimmt. Zu sehen ist, dass die Schwankungen der Mikro-Eigenspannungen sehr klein sind und dass nach dem Einsatzhärten überwiegend Makro-Eigenspannungen vorliegen.

6.4 Eigenspannungsanalysen mit hoher lateraler Auflösung

Zusätzlich zu den Eigenspannungsmessungen mit konventionell erzeugter Röntgenstrahlung wurde mittels EDXRD und mit Hilfe der MAXIM-Methode (siehe Abschnitt 5.2.4) ein lateraler Eigenspannungsverlauf an der Zahngrundoberfläche der weichgeräumten und einsatzgehärteten Schiebemuffen quer zur Räumrichtung (tangential) ermittelt. Exemplarisch ist in Abbildung 6.14 der Eigenspannungsverlauf der Axialkomponente über die Zahngrundbreite dargestellt. Für alle untersuchten Zahngründe und Varianten ist kein deutliches Ansteigen bzw. Abfallen der Eigenspannungswerte hin zum Übergang zwischen Zahngrund und Zahnflanke zu erkennen. Der abgebildete Eigenspannungszustand ist nahezu homogen über die Zahngrundbreite. Für das Weichräumen liegen Zug- und für das das Einsatzhärten Druckeigenspannungen vor. Das Weichräumen führt in unterschiedlichen Zahngründen zwar zu unterschiedlich hohen Zugeigenspannungen zwischen 170 und 350 MPa; diese sind aber stets über die Breite gleich groß. Exemplarisch ist in Abbildung 6.14 ein Eigenspannungsverlauf bei 220 MPa mit einer Standardabweichung von 38 MPa dargestellt. Nach dem Einsatzhärten liegen in allen vier untersuchten Zahngründen gleich hohe Druckeigenspannungen zwischen -650 und -700 MPa vor. Die vorliegenden Schwankungen der Eigenspannungen aus der Weichbearbeitung sind nach dem Härten nicht mehr zu erkennen.

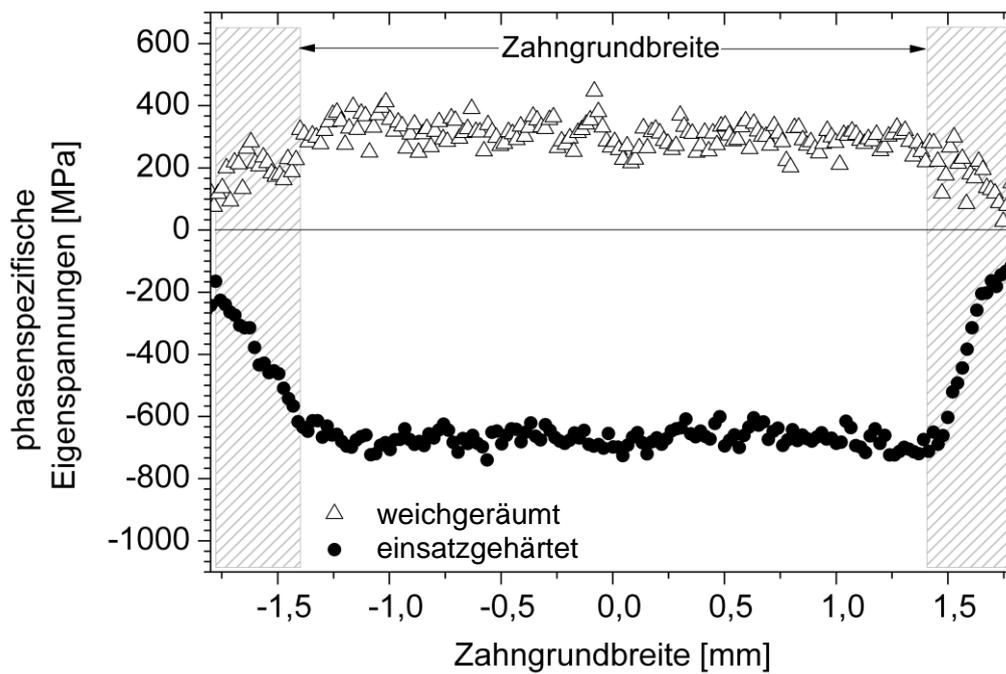


Abbildung 6.14: Mittels EDXRD und MAXIM-Methode bestimmter lateraler Eigenspannungsverlauf der axialen Komponente im Zahngrund, quer zur Räumrichtung weichgeräumter und einsatzgehärteter Schiebemuffen

7 Diskussion

Im Folgenden werden die Ergebnisse aus Kapitel 6, welche auf der in Kapitel 5 vorgestellten Vorgehensweise zur experimentellen Eigenspannungsbestimmung beruhen, mit den Ergebnissen aus der Großgeräteforschung verglichen und die Gültigkeit des Konzeptes diskutiert. Das vorgestellte Konzept verwendet im ersten Schritt eine mechanische Methode zur Analyse der Eigenspannungen in größerer Bauteiltiefe; im zweiten Schritt werden Eigenspannungsanalysen mittels konventionell erzeugter Röntgenstrahlung für eine detailliertere Betrachtung durchgeführt (Abbildung 4.1 auf Seite 50).

Um Eigenspannungsanalysen mittels konventionell erzeugter Röntgenstrahlung durchführen zu können, muss die Ringstruktur geöffnet werden. Da die hierfür erforderlichen Trennschnitte mittels der in Abschnitt 5.1 vorgestellten Slitting-Experimente durchgeführt werden, ist es möglich, gleichzeitig eine Eigenspannungstiefenverteilung der Tangentialkomponente über den Probenquerschnitt zu bestimmen. Um die bei den Slitting-Experimenten gemessenen Oberflächendehnungen in Spannungen zu überführen, wird eine Koeffizienten-Matrix unter Zuhilfenahme eines in Abschnitt 5.1.1 beschriebenen FE-Modells berechnet. Mit dieser Vorgehensweise ist es gelungen, das inverse Problem aus Abschnitt 5.1.2 effizient zu lösen; das Ergebnis - die gesuchte Eigenspannungstiefenverteilung - ist in Abbildung 6.4 dargestellt. Die Koeffizienten-Matrix enthält alle Informationen über die Bauteilgeometrie sowie wichtige Informationen zu den experimentellen Randbedingungen (wie DMS-Größe, DMS-Position, Schnittposition, Erodierdrahtdurchmesser, Inkrementgröße). Aufgrund dieser Informationen kann die Koeffizienten-Matrix als eine Art bauteilspezifische Kalibrierung betrachtet werden. Werden Geometrie oder die experimentellen Randbedingungen geändert, müssen diese in der Koeffizienten-Matrix ebenfalls berücksichtigt werden. Für gleichbleibende Versuchs-

bedingungen und identische Bauteilgeometrie kann stets dieselbe Koeffizienten-Matrix verwendet werden; es ist in diesem Fall lediglich eine Interpolation der Inkrementgröße der Koeffizienten-Matrix auf die im Experiment durchgeführten wahren Schnitttiefen erforderlich.

Die mit den Slitting-Experimenten ermittelten und in Abschnitt 6.1.4 vorgestellten Ergebnisse für die Schiebemuffen zeigen, dass, wie infolge des Fertigungsprozesses Einsatzhärten zu erwarten, (Abschnitt 2.3.2) oberflächennah Druckeigenstressungen und oberflächenfern Zugeigenstressungen vorliegen. Werden diese Ergebnisse mit den Eigenstressungstiefenanalysen mit konventionell erzeugter Röntgenstrahlung (Abbildung 6.6) bzw. mit Synchrotronstrahlung (Abbildung 6.11) verglichen, so ist der dortige Abfall der Eigenstressungswerte mit einem anschließenden Plateau ebenfalls wiederzufinden. Weiterhin korreliert das Abknicken des Eigenstressungstiefenverlaufs in einer Bauteiltiefe von $600\ \mu\text{m}$ nahezu exakt mit der in Abschnitt 3.3.2.1 beschriebenen Einsatzhärtetiefe. In der sehr guten Übereinstimmung zweier unterschiedlicher Eigenstressungsanalysen (Proben 1 und 2) spiegelt sich die gute Reproduzierbarkeit der Slitting-Experimente wider. Der nahezu identische Eigenstressungsverlauf der geschlossenen und offenen Schiebemuffen kann als ein Indiz dafür gesehen werden, dass keine Plastizitätseffekte auftreten.

Die mittels Slitting-Experiment bestimmten Eigenstressungen (Abbildung 6.4) weisen, verglichen mit den Eigenstressungsanalysen mit Synchrotronstrahlung, (Abbildung 6.13) oberflächennah bis in eine Bauteiltiefe von etwa $80\ \mu\text{m}$ geringere Eigenstressungswerte auf. Diese Abweichungen haben im Wesentlichen zwei Gründe, welche beide in der gewählten Umsetzung der Slitting-Experimente begründet sind. Zum einen ist der kreisförmige Querschnitt des Erodierdrahtes in der Koeffizienten-Matrix nicht abgebildet; zum anderen ist die Sensitivität der Dehnungsmessung infolge der ausgewählten DMS-Position zur Bestimmung der oberflächennahen Spannungsverteilung nicht geeignet. Die verwendete DMS-Position wurde an die Eigenstressungstiefenanalyse angepasst.

In Abbildung 7.1 sind der kreisförmige Querschnitt des Erodierdrahtes im Experiment und die davon abweichende simulative Umsetzung bei Berechnung der Koeffizienten-Matrix für den oberflächennahen Bauteilbereich schematisch gegenübergestellt.

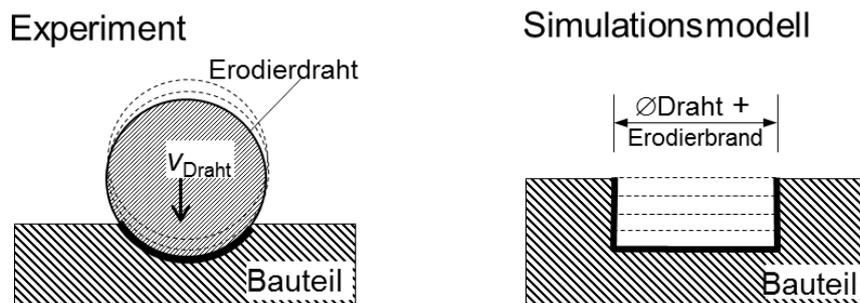


Abbildung 7.1 Schematische Darstellung der Erodierdrahtgeometrie und des Bauteils. Links: Experiment. Rechts: Simulationsmodell

Der experimentell durchgeführte Erodierschnitt ist anfänglich zu schmal und besitzt zudem eine abweichende Kontur. Für sehr kleine Erodierstiefen besitzt die Simulation im Vergleich zum Experiment demzufolge einen zu geringen Materialabtrag pro Erodierschritt. Erst wenn der Erodierdraht zur Hälfte seines Durchmessers in das Bauteil vorgedrungen ist, ist die in der Simulation berücksichtigte Schnittbreite erstmals erreicht. Für den verwendeten Erodierdraht mit nominalem Durchmesser von 0,25 mm und einer experimentellen Schrittweite von 0,0254 mm ist dies rein rechnerisch nach fünf Teilschnitten erreicht. Anschließend nimmt mit zunehmender Schnittlänge das Verhältnis des Erodierdrahtdurchmessers zur Gesamtschnittlänge ab, und es kann davon ausgegangen werden, dass der Einfluss des kreisförmigen Querschnittes für größere Schnittstiefen vernachlässigbar klein ist. Eine Verbesserung für den oberflächennahen Bereich kann durch Verwendung eines möglichst kleinen Erodierdrahtdurchmessers ($< 0,25$ mm) erreicht werden. Die Auswahl der Erodierdrahtstärken ist jedoch durch die verwendete Erodiermaschine und den zu analysierenden Spannungszustand begrenzt. Werden druckspannungsbehaftete Bauteilbereiche

durchtrennt, kommt es zu einem Aufwölben der erzeugten Schnittflächen [172]. Ist der hierfür ausgewählte Erodierdraht zu dünn, kommt es zu einem Einklemmen und Reißen des Drahtes, und somit zu einem vorzeitigen Abbruch des Experimentes.

Der zweite Grund für die Abweichung im oberflächennahen Bereich des Zahngrundes ist die schlechte Sensitivität der Dehnungsmessung aufgrund der ausgewählten DMS-Position. Beim Durchführen des Slitting-Experimentes befindet sich der DMS wie in Abschnitt 5.1.4 beschrieben auf der Außenseite und somit gegenüber dem Erodierdraht. Dadurch ist der DMS zu Beginn des Experiments am weitesten vom Erodierdraht/-schnitt entfernt. Um eine bessere Sensitivität der Dehnungsmessung für besonders kleine Schnitttiefen zu erhalten, muss der DMS so nah wie möglich an der Schnittkante positioniert sein (Abschnitt 2.2.2). Aufgrund der Innenverzahnung ist dies für den betrachteten Demonstrator aber nicht möglich. Eine derartige Dehnungserfassung hat jedoch den entscheidenden Nachteil einer schlechteren Sensitivität für größere Schnitttiefen. Für die in der Arbeit vorgestellte Versuchsdurchführung der Slitting-Experimente ist die Auswertetiefe infolge eines Vorzeichenwechsels in der Koeffizienten-Matrix begrenzt. Die Güte der Koeffizienten-Matrix wird durch eine geeignete Applikation eines oder mehrerer zusätzlicher DMS verbessert, was eine Eigenstressanalyse auch in größeren Bauteiltiefen ermöglicht. Um die Auswirkungen der unterschiedlichen DMS-Positionen und DMS-Anzahl auf die Güte der sich daraus ergebenden Koeffizienten-Matrix zu bewerten, kann ähnlich wie in [79] vorgegangen werden.

Bei geschlossenen ringförmigen Strukturen kann es zum Abstützen eines Momentes über die Bauteilstruktur kommen (Abschnitt 2.2.2.3). Die Summe des Momentes über den gesamten Ring kann dabei als ausgeglichen (Abschnitt 2.1) betrachtet werden. Da sich ein Biegemoment mit dem lokal vorliegenden Spannungszustand überlagert, gilt es die Existenz eines Biegemomentes zu überprüfen und gegebenenfalls dessen Größe zu bestimmen. Da das Öffnen der

Ringstruktur ein Auslösen des Biegemomentes zur Folge hat, muss diese Bestimmung vor den Spannungsanalysen am Segment erfolgen. Bereits existierende Ansätze verwenden hierzu geometrische Größen gemäß den aus der Festigkeitslehre bekannten Zusammenhängen. Ein einfaches von Peiter vorgestelltes Verfahren zur Ermittlung von Eigenspannungen besteht darin, den Ring in radialer Richtung aufzuschneiden und aus der sich einstellenden Verformung/Aufklaffung auf die ursprünglich vorliegenden Eigenspannungen zu schließen [9]. Dieses Verfahren setzt jedoch einen einachsigen Spannungszustand voraus und ist beschränkt auf einfache, nicht verzahnte Ringe mit einer hinreichenden Breite. Um das überlagerte Biegemoment für die komplexe Bauteilgeometrie des Demonstrators zu bestimmen, werden die Slitting-Experimente an geschlossenen und geöffneten Schiebemuffen durchgeführt. Da alle durchgeführten mechanischen Eigenspannungstiefenanalysen (Abschnitt 6.1.4) einen nahezu gleichen Verlauf zeigen, liegt in der Ringstruktur kein ausgeprägtes überlagertes Biegemoment vor, was auf eine symmetrische Prozessführung beim Härten schließen lässt. Ebenfalls bestätigt wird dies durch die zerstörungsfreien Analysen mit Synchrotronstrahlung (Abbildung 6.8, Abbildung 6.10 und für eine veränderte Zahngeometrie Abbildung 6.12), da alle durchgeführten Experimente an geschlossenen und geöffneten Schiebemuffen eine nahezu identische Eigenspannungsverteilung der ersten 50 bis 70 μm zeigen. Zum Öffnen der Schiebemuffen war ein Aus- und erneuter Einbau der jeweiligen Probe zwingend erforderlich. Die damit verbundenen Änderungen der experimentellen Randbedingungen können als ein möglicher Grund für die geringen Abweichungen der Eigenspannungsverteilung vor und nach dem Öffnen gesehen werden. Diesen Ergebnissen steht das in Abschnitt 6.1.2 dargestellte Aufklaffen der Ringstruktur infolge des ersten Trennschnittes gegenüber. Das Aufklaffen der Ringe lässt hingegen auf die Existenz eines Biegemomentes schließen (Abschnitt 2.2.2). Um das auftretende Aufklaffen in einen Spannungswert zu überführen, kann das FE-Modell der Schiebemuffe aus Abschnitt 5.1.1 verwendet werden. Hierzu wird ein Biegemoment auf das 3D-Modell aufgeprägt und das daraus resultierende Auf-

klaffen im Bereich des Sägeschnittes simulativ berechnet. Gemäß Saint Venant's Prinzip [173–175] klingen die örtlichen Unregelmäßigkeiten der Spannungsverteilungen, an welchen eine Krafteinleitung erfolgt, sehr schnell ab. Der Ort der Krafteinleitung im FE-Modell zur Erzeugung des Momentes befindet sich um 180° versetzt zum Sägeschnitt. Damit ist gewährleistet, dass die Krafteinleitung hinreichend weit vom Sägeschnitt entfernt ist und somit ausgeschlossen, dass die Art der Krafteinleitung zur Momentenerzeugung einen Einfluss auf das Ringöffnen ausübt.

Unter Zugrundelegung dieser Annahmen und basierend auf dem in Abschnitt 6.1.2 experimentell bestimmten Aufklaffen ergibt sich aus der Simulationsrechnung eine Spannungsänderung auf der Bauteiloberfläche im Zahngrund von $\Delta\sigma_{hart} = -29$ MPa für den einsatzgehärteten beziehungsweise von $\Delta\sigma_{weich} = -34$ MPa für den weichbearbeiteten Bauteilzustand. In beiden Fällen ist diese Spannungsänderung $\Delta\sigma$ bezogen auf den Eigenspannungswert des oberflächennahen Bereichs kleiner 5%.

Bei der Umsetzung des Simulationsmodells zur Berechnung der Koeffizientenmatrix wurden für die Lösung des inversen Problems bewusst Einheitspulse verwendet, da damit die gesuchte Spannungsverteilung genauer als mit einem Reihenansatz abgebildet werden kann (Abschnitt 2.2.2.1). Bei Verwendung eines Potenzreihenansatzes ist, wie in Abschnitt 2.2.2.3 beschrieben, eine Schätzung des Modellfehlers erforderlich, um die zur Minimierung der Spannungsunsicherheit optimale Ordnungszahl der Potenzreihen zu finden. Zur Untersuchung des einsatzgehärteten Demonstrators sind Potenzreihen ungeeignet, da dieser für einen größeren Tiefenbereich (ab ca. 0,1 bis 0,25 der normierten Bauteiltiefe) einen nahezu gleichbleibenden Spannungswert aufweist, was sich in einem großen Modellfehler widerspiegelt [65]. Mit Hilfe der Einheitspulse ist eine derartige Eigenspannungsverteilung problemlos abzubilden (Abschnitt 2.2.2.2). Eine qualifizierte Aussage über den Bereich des Eigenspannungsfehlers ist dennoch schwierig. Fehler in den der berechneten Koeffizientenmatrix zugrunde geleg-

ten Annahmen bezüglich der Schnitttiefe, DMS-Lage und -Orientierung, Exzentrizität des Schnittverlaufs und der Schnittform können als „geometrische“ Fehler bezeichnet werden. Durch eine sorgfältige experimentelle Vorgehensweise können diese möglichen Fehler minimiert werden. Hierin ist die in Abschnitt 5.1.4 beschriebene Begrenzung der Gesamtschnittlänge auf 95 % der gesamten Bauteiltiefe begründet. Da der Schnitt nicht vollständig durchgeführt wird, ist eine Korrektur der im Slitting-Experiment gemessenen Schnitttiefe auf die wahre Schnitttiefe auch im Nachhinein möglich.

Weitere mögliche Fehlerquellen ergeben sich aus Verletzungen der für die Berechnung des Spannungszustands zugrunde gelegten Annahmen. Hierzu zählt eine Verletzung der Annahme eines rein elastischen Werkstoffverhaltens durch während der Spannungsrelaxation auftretende Plastizität, wie in Abschnitt 2.2.2.3 dargestellt. In [176–178] wurde gezeigt, dass Plastizitätseffekte eine wichtige Quelle von Fehlern in Bohrlochmessungen sind. Eine für das Bohrlochverfahren häufig angewendete Richtlinie besagt, dass bei Eigenspannungswerten größer 60 % der Streckgrenze des Werkstoffes die Wahrscheinlichkeit für Plastizitätseffekte infolge von Umlagerungen als sehr groß anzunehmen ist. Da aufgrund einer hohen Werkstoffverfestigung infolge des Einsatzhärtens die Streckgrenze des Werkstoffs im entsprechenden Bauteilbereich als sehr hoch anzunehmen ist, ist das Auftreten von Plastizitätseffekten eher unwahrscheinlich. Ein einfacher und effektiver Weg, das Ergebnis eines auf Einheitspulsen basierenden Slitting-Experimentes auf Plastizität zu überprüfen, besteht darin, in der Simulationsrechnung anstelle der Einheitspulse die berechnete Eigenspannungstiefenverteilung abschnittsweise auf die Schnittfläche vorzugeben. Hierbei müssen die in der Simulation berechneten Oberflächendehnungen im Bereich des DMS mit den experimentell ermittelten Dehnungsverläufen übereinstimmen. Sind die in der Simulation berechneten Dehnungswerte betragsmäßig größer als die experimentell gemessenen Dehnungswerte, ist dies ein mögliches Indiz für Plastizität. Eine derartige Überprüfung der ermittelten Eigenspannungstiefenverteilung empfiehlt sich grundsätzlich, um allgemein Fehler bei der Eigenspannungsanalyse aufzude-

cken. Es muss darauf geachtet werden, dass die Inkrementgrößen der Koeffizienten-Matrix mit den experimentell durchgeführten Schnitttiefen übereinstimmen. Eine Aufteilung der berechneten Eigenspannungsverteilung auf abweichende Inkrementgrößen im Simulationsmodell führt zu fehlerhaften Ergebnissen.

Für ringförmige Bauteilstrukturen können Plastizitätseffekte bei der Eigenspannungsmessung durch ein erstes Öffnen der Ringstruktur minimiert bzw. vermieden werden. Das resultierende Moment und die verbleibend gemessenen „Rest“-Eigenspannungen müssen sich im Gleichgewicht befinden. Kommt es bei ringförmigen Bauteilstrukturen zu einem verhältnismäßig großen Aufklaffen, ist die Wahrscheinlichkeit hoch, dass ein betragsmäßig großes Moment eine Verletzung der Annahme eines rein elastischen Werkstoffverhaltens zur Folge hat. Zur Abschätzung kritischer Ringöffnungen kann fallspezifisch eine FE-Simulation durchgeführt werden.

In der Annahme, dass durch das Schlitzen keine zusätzlichen Spannungen im Bauteil induziert werden, liegt eine weitere potentielle Fehlerquelle. Die zumeist älteren Untersuchungen zum Einfluss des Drahterodierens auf den Spannungszustand diskutieren Effekte, die bei Verwendung der modernen EDM-Maschinen, insbesondere bei schonender Bearbeitung nicht mehr auftreten (Abschnitt 2.2.2.3). In einer der jüngsten Untersuchungen zum Erodieren in Verbindung mit mechanischen Eigenspannungsmethoden [179] wird eine Beeinflussung des Bauteilzustandes lediglich bis in eine Tiefe von 50-70 μm angegeben. Somit ist bei Bauteilen mit einer im Vergleich zur beeinflussten Schicht hinreichenden Bauteilgröße das zusätzliche Einbringen von Eigenspannungen infolge des Erodierens vernachlässigbar. Weiterhin wird die Annahme eines über die Bauteilbreite (parallel zum Erodierdraht) homogenen Spannungsverlaufs zugrundegelegt. Gerade im Randbereich an den Stirnseiten ist dies jedoch nicht gegeben, da der Demonstrator hier aufgekohlt und gehärtet wird. Allgemein kann davon ausgegangen werden, dass mit einem zunehmend größe-

ren Verhältnis von Ringbreite zu Ringdicke (Abbildung 3.1) die Auswirkungen der Stirnseiteneffekte auf den Spannungsverlauf zunehmend geringer werden (siehe auch [9]) und somit die prinzipielle Anwendbarkeit der Slitting-Experimente begünstigen.

Aus der bisherigen Diskussion geht hervor, dass die Slitting-Experimente die Eigenspannungen im oberflächennahen Bereich unterschätzen. In diesem Bereich kommen die Eigenspannungsanalysen mit konventionell erzeugter Röntgenstrahlung zum Einsatz. Diese Methode besitzt eine deutlich größere Flexibilität und ist in der Lage, laterale Eigenspannungsverläufe auf der Probenoberfläche abzubilden. Auf dies wird im folgenden Abschnitt genauer eingegangen.

Um die Eigenspannungsanalyse mit konventionell erzeugter Röntgenstrahlung prinzipiell durchführen zu können, wird die Ringstruktur mit Hilfe eines Slitting-Experiments geöffnet und der Zahngrund freigelegt, d.h. die an den Zahngrund angrenzenden Zähne werden gemäß Abschnitt 5.2.1 entfernt. Die Auswirkungen des Zerschneidens auf den lokalen Eigenspannungszustand wurden in Abschnitt 6.3.1 und 6.3.2 untersucht. Die Ergebnisse dieser zerstörungsfreien Eigenspannungsanalyse zeigen, dass beide Präparationsschritte - das Öffnen der Ringstruktur sowie das Abtragen der angrenzenden Zähne mittels Draht-erodieren - die charakteristische Eigenspannungsverteilung im oberflächennahen Bereich bis zu einer Bauteiltiefe von 50 bis 70 μm nicht messbar verändern. Somit ist es möglich, am Segment der Schiebemuffe im Zahngrund eine Eigenspannungsanalyse mit konventionell erzeugter Röntgenstrahlung unter Anwendung der $\sin^2\Psi$ -Methode durchzuführen und oberflächennahe laterale Eigenspannungsverläufe zu bestimmen. Abbildung 6.5 zeigt exemplarisch den entsprechenden Verlauf der axialen- und tangentialen Eigenspannungskomponente entlang des Zahngrundes nach der Weichbearbeitung und dem Einsatzhärten. Hierbei können sowohl homogene als auch inhomogene Spannungsverläufe problemlos abgebildet werden.

Die mit Synchrotronröntgenstrahlung zerstörungsfrei ermittelten Eigenspannungstiefenverläufe der Ferrit-/Martensitphase aus Abschnitt 6.3 können sowohl zur Validierung der oberflächennahen Eigenspannungswerte als auch zur Validierung der Eigenspannungstiefenanalysen mit konventionell erzeugter Röntgenstrahlung und elektrolytischem Abtrag herangezogen werden. Die Ergebnisse beider Bauteilzustände (weichbearbeitet und einsatzgehärtet) zeigen eine gute Übereinstimmung. Für den weichbearbeiteten Bauteilzustand zeigt sich lediglich ab einer Bauteiltiefe größer etwa $70\ \mu\text{m}$ eine leichte Abweichung der Eigenspannungswerte (Vergleich Abbildung 6.6 und Abbildung 6.8). Mögliche Gründe für die mit konventionell erzeugter Röntgenstrahlung leichte Überschätzung der Zugeigenspannungen sind lokale Umlagerungen infolge des Materialabtrages im Bereich der Messstelle (Abschnitt 2.2.1.3). In den Ergebnissen nach dem Weichräumen ist infolge des Räumprozesses ein oberflächennaher Eigenspannungstiefengradient zu erkennen. Der Abfall der Zugeigenspannungen innerhalb des Gradienten, mit Ausnahme des unmittelbar oberflächennahen Bereichs, ist jedoch geringer als $100\ \text{MPa}$ pro mittlere Informationstiefe der Eigenspannungsanalysen mit konventionell erzeugter Röntgenstrahlung (Abschnitt 5.2.2.2). Aus diesem Grund ist die Anwendung spezieller Gradienten-Methoden zur Eigenspannungsanalyse in Verbindung mit der konventionell erzeugter Röntgenstrahlung, wie beispielsweise in Abschnitt 2.2.1.3 beschrieben, zur Abbildung des Gradienten nicht zwingend erforderlich. Aus den Ergebnissen des Weichräumens geht hervor, dass sich die Auswirkungen des Fertigungsprozesses auf die Eigenspannungen auf einen oberflächennahen Bereich begrenzen, wie in Abschnitt 2.3.1 beschrieben. Um die Auswirkungen des Weichräumprozesses zu charakterisieren, sind deshalb keine weiteren Eigenspannungsanalysen in größeren Bauteiltiefen erforderlich. Bei den Analysen an einsatzgehärteten Schiebemuffen zeigt sich, im Vergleich zu den Ergebnissen nach der Weichbearbeitung, ein tiefer reichender Eigenspannungszustand, wie infolge des Fertigungsprozesses auch zu erwarten (Abschnitt 2.3.2.). Aus Abbildung 6.10 ist zu entnehmen, dass in einer Bauteiltiefe von $50\ \mu\text{m}$ noch immer

Druckeigenstressen in Höhe von über -600 MPa vorliegen. Aufgrund des tiefer reichenden Spannungszustandes ist eine Analyse der Eigenstress-tiefenverteilung mit konventionell erzeugter Röntgenstrahlung in Kombination mit elektrolytischem Materialabtrag hier schlecht anwendbar. Bei diesem Verfahren kommt es infolge des Materialabtrags im Bereich der Messstelle in größeren Tiefen zu einer Umlagerung der Eigenstressen, welche von der Methode nicht erfasst werden. Für größere Bauteiltiefen zeigt sich hier ähnlich wie beim Weichbearbeiten eine Überschätzung des Eigenstresszustandes. Der Null-durchgang des Eigenstress-tiefenverlaufs ist somit nicht abbildbar. Der große Vorteil der Slitting-Experimente ist, dass bei den Eigenstress-tiefenanalysen Umlagerungseffekte berücksichtigt werden.

Wie in Abschnitt 2.2.1 beschrieben, stellen die Diffraktionsmethoden ein phasenselektives Verfahren zur Eigenstressanalyse dar. Um mit diesen Methoden den makroskopisch vorliegenden Spannungszustand in einem mehrphasigen Werkstoff bewerten zu können, sind die Kenntnisse der Eigenstressen aller beteiligten Phasen und deren Volumenanteile erforderlich (Abschnitt 2.1). Da bei den energiedispersiven Beugungsexperimenten mit polychromatischer hochenergetischer Synchrotronröntgenstrahlung (Abschnitt 6.3) die einzelnen Interferenzlinien der Martensit- und Austenitphase im Spektrum klar erkennbar sind (Abbildung 6.7), ist hier eine Eigenstress-tiefenanalyse beider Phasen möglich. Die Ergebnisse wurden in den Abschnitten 6.3.1 und 6.3.3 vorgestellt. Für eine Bauteiltiefe bis 50 bzw. 70 μm liegen in beiden Phasen relativ gleichbleibende Druckeigenstressen vor. Der Unterschied der Mittelwerte beider Phasen beträgt weniger als 100 MPa (Mittelwert der Martensitphase 650 MPa; Mittelwert der Austenitphase 567 MPa). In Abbildung 6.13 sind die phasenspezifischen Eigenstressen gemeinsam mit der daraus berechneten Makrospannung dargestellt. Wie die Abbildung zeigt, sind die phasenspezifischen Eigenstressen im Martensit geringfügig höher als die berechneten Makroeigenstressen. Die größte Abweichung beträgt 25 MPa und korreliert mit der Bauteiltiefe, in welcher der größte Restaustenitgehalt vorliegt. Mit abnehmendem Restaustenitge-

halt, d.h. mit zunehmender Bauteiltiefe nähern sich die beiden Kurvenverläufe weiter an. Die Annahme des Eigenspannungsverlaufs der Martensitphase als eine Näherung des makroskopischen Eigenspannungstiefenverlaufs ist somit berechtigt. Wird eine Eigenspannungsanalyse mit konventionell erzeugter Röntgenstrahlung an lediglich einer Phase durchgeführt - der $\{211\}$ -Gitterebene in α -Ferritphase - ist der maximale Fehler, d.h. die maximale Abweichung bezüglich der Makrospannungen, im Bereich des maximalen Restaustenitgehaltes. Für die Schiebemuffe ergibt sich der betragsmäßig größte Fehler in einer Bauteiltiefe von ca. $8 \mu\text{m}$ mit 25 MPa .

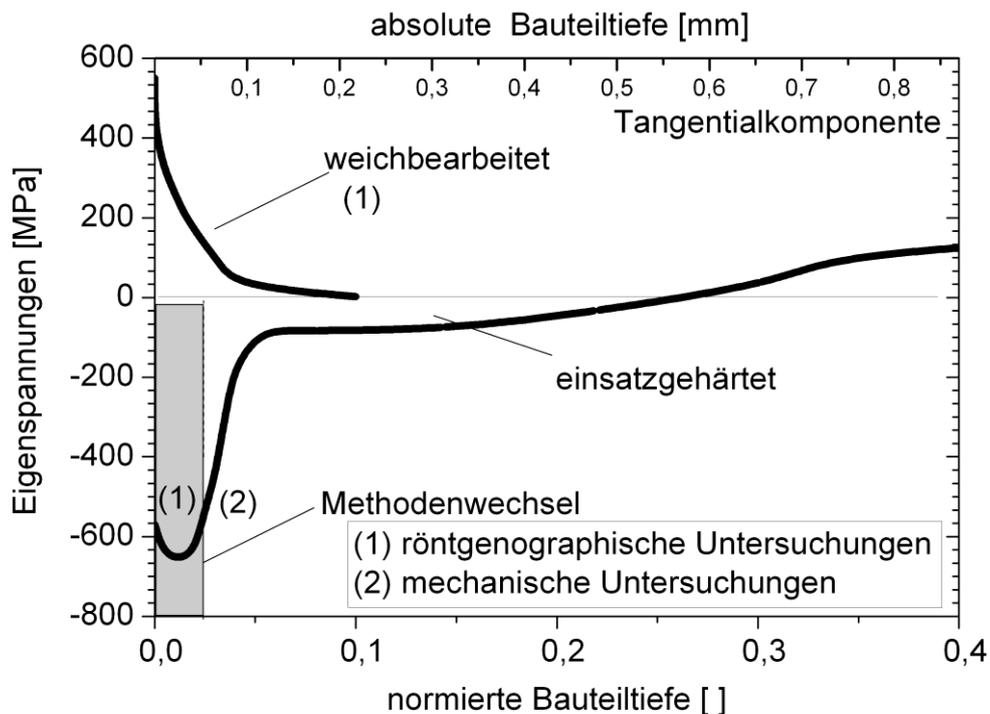


Abbildung 7.2: Eigenspannungstiefenverlauf für die Tangentialkomponente, ermittelt mit röntgenographischen und mechanischen Methode für die weichbearbeitete und einsatzgehärtete Schiebemuffe

Zusammenfassend wird in Abbildung 7.2 die durch die Zusammenführung von röntgenographischen und mechanischen Methoden gelungene Analyse des mak-

roskopischen Eigenspannungszustands für die weichbearbeitete und einsatzgehärtete Schiebmufl dargestellt.

Im letzten Teil der Diskussion sollen die im Rahmen der Arbeit gewonnenen Ergebnisse abschließend auf ihre Konsistenz diskutiert werden.

7.1 Überprüfung der Ergebnisse auf Konsistenz

Für die weichgeräumte Innenverzahnung (Abschnitt 3.3.1 und 3.2) konnte gezeigt werden, dass sich in Folge des Räumprozesses ein oberflächennaher, gradientenbehafteter Eigenspannungszustand in einem Tiefenbereich von etwa 80 μm einstellt. In diesem Bereich bilden sich Zugeigenspannungen aus, deren Betrag beispielsweise in unterschiedlichen Zahngründen variiert (Standardabweichung vergleichbarer Messpunkte 150 MPa). Der charakteristische Verlauf der Eigenspannungen in lateraler Richtung und in die Bauteiltiefe ist jedoch stets identisch. Der Eigenspannungszustand, der sich infolge des Weichräumens ausbildet, hat keinen nachweisbaren Einfluss auf den Eigenspannungszustand, der sich nach dem Einsatzhärten ausbildet. Nach dem Härten hat der Eigenspannungszustand eine tiefer reichende Wirkung als nach der Weichbearbeitung. Im Oberflächenbereich liegen dann Druckeigenspannungen vor. Das Eigenspannungsoberflächenprofil über die Zahngrundbreite für weichgeräumte und einsatzgehärtete Zahngründe ist homogen (Abbildung 6.14). Es kommt zu keinem signifikanten Anstieg der Eigenspannung im Bereich der Kante zwischen Zahnflanke und Zahngrund. Oberflächenmessungen in der Zahngrundmitte sind somit repräsentativ für die gesamte Breite.

Für die weichgeräumten Proben gilt, dass die durch den Zerspanprozess induzierte plastische Verformung in der Randschicht in den metallographischen Schliffen (Abbildung 3.2) anhand der Verformung der Gefügebestandteile bewertet werden kann. Die tertiäre Scherzone, relativ zum ungeformten Grundgefüge, korreliert mit dem Anstieg der Integralbreite. Die starke plastische

Verformung des Materials in der tertiären Scherzone führt zu einer signifikanten Erhöhung der Versetzungsdichte. Bei vergleichenden Analysen kann die Integralbreite der Röntgeninterferenzlinien als ein Maß für die Kaltverfestigung angesehen werden. Ansteigende Werte der Integralbreite kennzeichnen dabei einen ansteigenden Betrag an Werkstoffverfestigung. Durch den Zerspanprozess werden an der Oberfläche Zugeigenspannungen in axialer und tangentialer Räumrichtung induziert. Die Zugeigenspannungen können auf thermisch bedingte Dehnungen und Dehnungsbehinderung zurückgeführt werden (Abschnitt 2.3.1). Die zur Ausbildung von thermisch bedingten Eigenspannungen notwendigen Temperaturgradienten werden durch die Temperaturerhöhung in der Scherzone verursacht. Es besteht ein geringfügiger Unterschied zwischen den Eigenspannungstiefenprofilen in Axial- und in Tangentialrichtung, was beispielsweise auf eine Schneidkantenverrundung schließen lässt [180]. Zum anderen ist zu beachten, dass die an der Oberfläche gemessenen Eigenspannungen einen über die Eindringtiefe der Röntgenstrahlung gewichteten Wert darstellen. Der Anstieg der Zugeigenspannungen kann somit auch mit tiefer reichenden Spannungsfeldern zusammenhängen, die im Randbereich einen weniger steilen Tiefenverlauf besitzen [116]. Die hierbei zugrundeliegende mittlere Informationstiefe wurde in Abschnitt 5.2.2.2 diskutiert.

Der Abfall der lokalen Eigenspannungen an der Oberfläche im Randbereich in Abbildung 6.5 bis hin zu Werten im Druckbereich ist auf die mechanische Belastung des Einwalzprozesses zurückzuführen und wird nicht in Verbindung mit dem Räumprozess gebracht. Dies wird durch zusätzliche Eigenspannungsanalysen an nicht eingewalzten Proben bestätigt.

Die für die Weichbearbeitung auftretende Aufspaltung der $\sin^2 \Psi$ -Verteilung, die ein Maß für die Schubspannungen ist, kann in Axialrichtung festgestellt werden. Dies ist auf die Abscherung in der tertiären Scherzone beim Zerspanen und die Mehrphasigkeit des Werkstoffes zurückzuführen [1], [39].

Der starke Anstieg der Härte im oberflächennahen Bereich nach dem Einsatzhärten wird auf die Folgen des martensitischen Härtens zurückgeführt. Hierbei muss beachtet werden, dass die gemessenen Härtewerte durch den Spannungszustand in der Probe beeinflusst werden. Druckspannungen können zu höheren gemessenen Härtewerten führen [181].

Der sich nach dem Einsatzhärten ausbildende Eigenspannungszustand ist durch makroskopische Eigenspannungen, Druckspannungen am Rand und Zugspannungen im Kern gekennzeichnet. Die sich ausbildenden Härtespannungen lassen sich auf eine Überlagerung der während dem Abkühlen auftretenden Abkühlungs- und Umwandlungsspannungen gemäß Abschnitt 2.3.1 zurückführen.

Neben dem beim Abschreckprozess vorliegenden Temperaturgradienten ist zu beachten, dass M_s unter anderem auch vom lokal vorliegenden Kohlenstoffgehalt beeinflusst wird. Mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt sinkt M_s ab. Aufgrund der räumlich inhomogenen Kohlenstoffverteilung im Werkstück erfolgt die Phasenumwandlung im Randbereich im Vergleich zu tiefer liegenden Schichten zeitlich verzögert [138–140]. Beim Einsatzhärten startet die Martensitumwandlung in der Regel im Bauteilinnern [131]. Entscheidend ist dabei, dass die mit der Volumenvergrößerung verbundene lokale martensitische Umwandlung die dort herrschenden Spannungen stets zu negativen Werten verschiebt [135].

Wenn die oberflächennahe Schicht mit dem höchsten Kohlenstoffgehalt in einem letzten Schritt umwandelt, dann kommt es zu einer nochmaligen Verschiebung der Eigenspannungen in den Druckbereich, was die betragsmäßig relativ hohen Werte von -600 MPa im Randbereich erklärt.

Aus Abbildung 6.10 ist im unmittelbar oberflächennahen Bereich (innerhalb der ersten 10 μm) ein leichter Abfall der Druckeigenspannungen zu erkennen. Bei technischen Aufkohlungsprozessen diffundiert neben Kohlenstoff auch Sauerstoff in die oberflächennahen Bereiche ein. Der Sauerstoff kann zu einer Randoxidation führen [129], [132]. Der eindiffundierte Sauerstoff bildet mit den

sauerstoffaffinen Legierungselementen Cr und Mn (Abschnitt 2.3.2.) innere Oxide. Infolge der Oxide wird die Härbarkeit des Stahles lokal vermindert und es kann infolge der veränderten Randbedingungen zur Verschiebung der Eigenspannungen in Richtung des Zugbereichs kommen [1].

Die Ergebnisse zeigen, dass der vorliegende Spannungszustand nicht von einem über die Ringstruktur abstützendem Moment überlagert wird. Des Weiteren zeigen alle röntgenographisch durchgeführten Analysen nach dem Einsatzhärten in einem Messpunkt gleiche Spannungswerte für die Axial- und Tangentialkomponente. Somit ist davon auszugehen, dass sich ein radialsymmetrischer Eigenspannungszustand infolge einer homogenen Wärmebehandlung ausgebildet hat [136], [138]. Die hier vorgestellten Ergebnisse der Slitting-Experimente betrachten die tangentialen Spannungskomponente.

Weiterhin zeigen die Ergebnisse der phasenspezifischen Eigenspannungsanalysen, dass sowohl in der Martensit- als auch in der Austenitphase Druckeigenspannungen vorliegen. Die Aussage von [146], [149], [150], dass der Betrag der Eigenspannungen in der Austenitphase stets kleiner ist als in der Martensitphase (Abschnitt 2.3.2), wird durch die Eigenspannungsanalysen mit Synchrotronröntgenstrahlung bestärkt.

8 Zusammenfassung

Im Rahmen dieser Arbeit wurde eine Mess- und Auswertestrategie zur Analyse der oberflächennahen und tiefreichenden Eigenspannungsverteilungen von Werkstoffen mit komplexer Bauteilgeometrie und inhomogenem Werkstoffzustand am Beispiel des Demonstrators Schiebemuffe entwickelt. Es wurde gezeigt, dass für dieses Beispiel durch die Zusammenführung von röntgenographischen und mechanischen Methoden eine skalenübergreifende Analyse des makroskopischen Eigenspannungszustands bis in große Bauteiltiefen möglich ist. Somit können jetzt die Auswirkungen der einzelnen Fertigungsschritte innerhalb der Prozesskette auf den Eigenspannungszustand mit konventionellen, jederzeit verfügbaren Verfahren innerhalb weniger Tage analysiert werden. Die dadurch erhaltene umfangreiche Datenbasis leistet außerdem einen entscheidenden Beitrag zur erforderlichen Validierung der Simulationsrechnungen innerhalb des Forschungsvorhabens des Graduiertenkollegs.

Diese Arbeit beschreibt die erste bekannte erfolgreiche Umsetzung der Slitting-Methode für eine komplexe Bauteilgeometrie. Dadurch ist es gelungen, Eigenspannungsanalysen in großen Bauteiltiefen durchzuführen. Ist die Koeffizientenmatrix erstellt, so kann innerhalb kürzester Zeit (3-4 Stunden) eine Eigenspannungstiefenanalyse durchgeführt werden. Weiterhin können die Experimente dazu genutzt werden, ein aufgrund der Ringstruktur überlagertes Moment zu analysieren und so die Auswirkungen einer unsymmetrischen Prozessführung aufzudecken. Deutliche Schwachstellen der Slitting-Methode zeigen sich jedoch für eine Eigenspannungsanalyse im oberflächennahen Werkstoffbereich, so dass hier zusätzlich die konventionelle $\sin^2\Psi$ -Eigenspannungsanalyse eingesetzt wird.

Im Fall der Schiebemuffe ist eine aussagekräftige Eigenspannungsanalyse unter Anwendung der $\sin^2\Psi$ -Methode möglich, da der Mittelwert der Eigenspannung

gen innerhalb des beleuchteten Probenvolumens genutzt werden kann, um in Kombination mit einem definierten elektrochemischen Materialabtrag die ES-Tiefenverteilung im oberflächennahen Bereich gut zu beschreiben. Dies wurde anhand zerstörungsfreier Analysen unter Verwendung von Hochenergiesynchrotronstrahlung experimentell verifiziert. Ein weiterer entscheidender Grund für die Anwendbarkeit der $\sin^2\Psi$ -Methode ist die in den Synchroton-Untersuchungen gewonnene Erkenntnis, dass die bei der Probenpräparation durch das Freilegen der Messstelle im Zahngrund auftretenden Umlagerungen einen vernachlässigbar kleinen Einfluss auf die lokale Eigenspannungsverteilung haben. Das Entfernen der Zähne ermöglicht prinzipiell auch die Anwendbarkeit einer Eigenspannungsgradientenanalyse der oberflächenparallelen Spannungskomponente unter Zuhilfenahme spezieller Gradientenmethoden.

Der Methodikentwicklung weitestgehend untergeordnet war in dieser Arbeit der materialwissenschaftliche Aspekt der Untersuchungen. Dennoch konnten wichtige Erkenntnisse über den Eigenspannungszustand der weichgeräumten, ein-satzgehärteten Schiebemuffen gewonnen werden. So zeigte sich, dass die Bauteile nach der Weichbearbeitung oberflächennah (ca. 80-100 μm) abstützendes Eigenspannungszustände aufweisen. Aus diesem Grund ist eine röntgenographische Eigenspannungstiefenanalyse ausreichend, wenn sichergestellt ist, dass kein überlagertes Moment vorhanden ist.

Nach dem Einsatzhärten liegt vorwiegend ein makroskopischer Spannungszustand vor, was auch durch die geringen phasenspezifischen Eigenspannungen zweiter Art bestätigt wird. Das Vorliegen eines makroskopischen Spannungszustands mit nahezu gleichen Spannungen in beiden Phasen (Martensit und Austenit) erlaubt die Anwendbarkeit röntgenographischer Diffraktionsmethoden für eine Makroeigenspannungsanalyse im oberflächennahen Werkstoffbereich (bis etwa 100 μm). Um die Eigenspannungsverteilung in größerer Bauteiltiefe abbilden zu können sind Slitting-Analysen anzuwenden.

Nach Etablierung dieser Messmethodik können nun in zukünftigen Studien an einer größeren Probenserie mit gezielter Prozessparametervariation die Auswirkungen der Fertigungsparameter auf den Eigenspannungszustand analysiert und bewertet werden.

Diese Arbeit trägt damit zur Entwicklung einer flexiblen Methodik für die Eigenspannungsanalyse bei, mit der es möglich ist, auch bei Vorliegen komplexer Bauteilgeometrien zuverlässige Ergebnisse zu erhalten.

Literaturverzeichnis

- [1] SCHOLTES, B.: *Eigenspannungen in mechanisch randschichtverformten Werkstoffzuständen: Ursachen, Ermittlung und Bewertung*. Oberursel : DGM-Informationsgesellschaft, 1991
- [2] STRAUBE, A.: *Modularer Ansatz zur Simulation verfahrensübergreifender fertigungstechnischer Prozessketten*, RWTH Aachen, 2004
- [3] SCHÄFER, L.: *Analyse und Gestaltung fertigungstechnischer Prozessketten: Konzept zur datenbasierten Ermittlung qualitätswirksamer Einfluss-Ursache-Wirkzusammenhänge und zur Ableitung von Maßnahmen zur Prozesssicherung*, Universität Kaiserslautern, 2003
- [4] WARNECKE, G. ; EICHGRÜN, K. ; KLUGE, R. ; ZITT, U.: Improvement of Process Reliability within Process Chains by Comprehensive Control Strategies. In: *Annals of the German Academic Society for Production Engineering* Bd. 6 (1999), S. 1–6
- [5] PFEIFER, T.: Innovative Prozesskettenoptimierung. Ganzheitliches Optimieren der Produktherstellung ohne Kompromiss. In: *Qualität und Zuverlässigkeit* Bd. 46 (2001), Nr. 10, S. 1274–1275
- [6] KLOCKE, F. ; FALLBÖHMER, M. ; KOPNER, A. ; TROMMER, G.: Modulare Fertigungsplanung: Methoden und Hilfsmittel für eine konstruktionsbegleitende Prozessgestaltung unterstützen auch Bohr- und Fräsprozesse. In: *VDI-Z* Bd. 8 (1999), S. 58–61
- [7] KLOCKE, F.: Simulation von Fertigungsprozessen - Möglichkeiten und Grenzen der Bauteilauslegung. In: *Wettbewerbsfaktor Produktionstechnik: Aachener Perspektiven* (2002), S. 217–267
- [8] MACHERAUCH, E. ; WOHLFAHRT, H.: Zur zweckmäßigen Definition von Eigenspannungen. In: *Härterei-Technische Mitteilungen* Bd. 28 (1973), S. 201–211
- [9] PEITER, A. ; GREINER, C.: *Eigenspannungen I. Art*. Ochsenfurt-Hohstadt : Triltsch Verlag, 1966
- [10] PRIME, M.: Residual stress measurement by successive extension of a slot: the crack compliance method. In: *Applied Mechanics Reviews* Bd. 52 (1999), Nr. 2, S. 75–96
- [11] SCHWARZ, T.: *Beitrag zur Eigenspannungsermittlung an isotropen, anisotropen sowie inhomogenen, schichtweise aufgebauten Werkstoffen mittels Bohrlochmethode und Ringkernverfahren*, Universität Stuttgart, 1996
- [12] PRIME, M.: U.S. Patent 6.470.756 (2002)
- [13] TIETZ, H.: Entstehung und Einteilung von Eigenspannungen in Werkstoffen. In: *Neue Hütte* Bd. 25 (1980), S. 371–377
- [14] MASING, G.: Eigenspannungen in kaltgereckten Metallen. In: *Zeitschrift für technische Physik* Bd. 6 (1925), S. 569–573

-
- [15] HAUK, V. ; NIKOLIN, H.J.: The Evaluation of the Distribution of Residual Stresses of the I. Kind (RS I) and of the II. Kind (RS II) in Textured Materials. In: *Textures and Microstructures* Bd. 8 (1988), S. 693–716
- [16] HAUK, V. ; NIKOLIN, H. J. ; PINTSCHOVIVUS, L.: Evaluation of Deformation Residual Stresses Caused by Uniaxial Plastic Strain of Ferritic and Ferritic-Austenitic Steels. In: *Zeitschrift für Metallkunde* Bd. 81 (1990), S. 556–569
- [17] HAUK, V. ; BEHNKEN, H.: *Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods: Evaluation - Application - Assessment*. Amsterdam : Elsevier, 1997
- [18] NOYAN, I.: Equilibrium conditions for the average stresses measured by X-rays. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* Bd. 14 (1983), Nr. 9, S. 1907–1914
- [19] NOYAN, I. ; COHEN, J.: *Residual Stress*. New York : Springer Verlag, 1987
- [20] BEHNKEN, H. ; HAUK, V.: Determination and assessment of homogeneous micro stresses in polycrystalline materials. In: *Steel research* Bd. 67 (1996), Nr. 10, S. 423–429
- [21] ROHRBACH, C.: *Handbuch für experimentelle Spannungsanalyse*. Düsseldorf : VDI-Verlag, 1989
- [22] TIETZ, H.: *Grundlagen der Eigenspannungen: Entstehung in Metallen, Hochpolymeren und silikatischen Werkstoffen: Messtechnik und Bewertung*. Leipzig : Springer Verlag, 1984
- [23] WITHERS, P. J. ; BHADSHIA, H.: Residual stress. Part 1—measurement techniques. In: *Materials Science and Technology* Bd. 17 (2001), Nr. 4, S. 355–365
- [24] GENZEL, C.: *Entwicklung eines Mess- und Auswertverfahrens zur röntgenographischen Analyse des Eigenspannungszustandes im Oberflächenbereich vielkristalliner Werkstoffe*. Berlin, Humboldt-Universität, 1999
- [25] STICKFORTH, J.: Über den Zusammenhang zwischen röntgenographischer Gitterdehnung und makroskopischen elastischen Spannungen. In: *Technische Mitteilungen Krupp. Forschungsberichte* Bd. 24 (1966), S. 89–102
- [26] EVENSCHOR, P. ; HAUK, V.: Über nichtlineare Netzebenenabstandsverteilungen bei röntgenographischen Dehnungsmessungen. In: *Zeitschrift für Metallkunde* Bd. 74 (1975), S. 167–168
- [27] VOIGT, W.: *Lehrbuch der Kristallphysik, Teubner, Leipzig*. New York : Macmillan, 1928
- [28] REUSS, A.: Berechnung der Fließgrenze von Mischkristallen auf Grund der Plastizitätsbedingung für Einkristalle. In: *ZAMM - Journal of Applied Mathematics and Mechanics / Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik* Bd. 9 (1929), Nr. 1, S. 49–58
- [29] ESHELBY, J.: The Determination of the Elastic Field of an Ellipsoidal Inclusion, and Related Problems. In: *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences* Bd. 241 (1957), Nr. 1226, S. 376–396

-
- [30] KRÖNER, E.: Berechnung der elastischen Konstanten des Vielkristalls aus den Konstanten des Einkristalls. In: *Zeitschrift für Physik A: Hadrons and Nuclei* Bd. 151 (1958), Nr. 4, S. 504–518
- [31] EIGENMANN, B. ; MACHERAUCH, E.: Röntgenographische Untersuchung von Spannungszuständen in Werkstoffen Teil I. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* Bd. 26 (1995), Nr. 3, S. 148–160
- [32] EIGENMANN, B. ; MACHERAUCH, E.: Röntgenographische Untersuchung von Spannungszuständen in Werkstoffen Teil IV. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* Bd. 27 (1996), Nr. 10, S. 491–501
- [33] EIGENMANN, B. ; MACHERAUCH, E.: Röntgenographische Untersuchung von Spannungszuständen in Werkstoffen. Teil II. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* Bd. 26 (1995), Nr. 4, S. 199–216
- [34] EIGENMANN, B. ; MACHERAUCH, E.: Röntgenographische Untersuchung von Spannungszuständen in Werkstoffen. Teil III. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* Bd. 27 (1996), Nr. 9, S. 426–437
- [35] MACHERAUCH, E. ; MÜLLER, M.: Das $\sin^2\psi$ -Verfahren der röntgenographischen Spannungsmessung. In: *Zeitschrift für Angewandte Physik* Bd. 13 (1961), S. 305–312
- [36] NAGORSEN, G. ; STEEB, S. ; BARTZ, W.: Röntgen- und Elektronenbeugung: Grundlagen und Anwendungen in der Rohstoff- und Produktkontrolle. In: *Berichte der Bunsengesellschaft für physikalische Chemie* Bd. 90 (1985), Nr. 2, S. 176–176
- [37] SCHOLTES, B. ; BARON, H.-U. ; BEHNKEN, E. ; EIGEMANN, J. ; GIBMEIER, J. ; HIRSCH, T. ; PFEIFER, W.: Röntgenographische Ermittlung von Spannungen - Ermittlung und Bewertung homogener Spannungszustände in kristallinen, mikroskopisch isotropen Werkstoffen. In: *Verfahrensbeschreibung der AWT e.V* Bd. FA 13 (2000), S. 1–55
- [38] EIGENMANN, B. ; MACHERAUCH, E.: Determination of inhomogeneous residual stress states in surface layers of machined engineering ceramics by synchrotron X-rays. In: *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms* Bd. 97 (1995), Nr. 1–4, S. 92–97
- [39] OKOLO, B. ; WANNER, A.: Grinding-Induced Residual Shear Stresses. In: *Materials Science Forum* Bd. 524–525 (2006), S. 685–690
- [40] DELHEZ, R. ; DE KEIJSER, TH. H. ; MITTEMEIJER, E. J.: Role of X-ray diffraction analysis in surface engineering: investigation of microstructure of nitrided iron and steels. In: *Surface Engineering* Bd. 3 (1987), Nr. 4, S. 331–342
- [41] HENKE, B. ; GULLIKSON, E. ; DAVIS, J.: X-Ray Interactions: Photoabsorption, Scattering, Transmission and Reflection at $E = 50\text{--}30,000$ eV, $Z = 1\text{--}92$. In: *Atomic Data and Nuclear Data Tables* Bd. 54 (1993), Nr. 2, S. 181–342
- [42] GENZEL, C.: Formalism for the evaluation of strongly non-linear surface stress fields by X-ray diffraction performed in the scattering vector mode. In: *physica status solidi* Bd. 146 (1994), Nr. 2, S. 629–637

- [43] SHIBANO, J. ; TADANO, S. ; UKAI, T.: Polychromatic X-ray method for residual-stress measurements in a subsurface layer. In: *Experimental mechanics* Bd. 36 (1996), Nr. 1, S. 24–32
- [44] HAUKE, V. ; KRUG, W.: Röntgenographische Ermittlung tiefenabhängiger Eigenspannungszustände nach Schleifen. In: *Härterei-Technische Mitteilungen* Bd. 43 (1988), S. 164–170
- [45] EIGENMANN, B. ; SCHOLTES, B. ; MACHERAUCH, E.: Eine Mehrwellenlängenmethode zur röntgenographischen Analyse oberflächennaher Eigenspannungszustände in Keramiken. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* Bd. 21 (1990), Nr. 7, S. 257–265
- [46] RUPPERSBERG, H. ; DETEMPLE, I. ; KRIER, J.: Evaluation of strongly nonlinear surface-stress fields $\sigma_{xx}(z)$ and $\sigma_{yy}(z)$ from diffraction experiments. In: *physica status solidi (a)* Bd. 116 (1989), Nr. 2, S. 681–687
- [47] MACHERAUCH, E. ; EIGENMANN, B. ; LEVERENZ, T.: Das Abschnitt-Polynom-Verfahren zur zerstörungsfreien Ermittlung gradientenbehafteter Eigenspannungszustände in den Randschichten. In: *Zeitschrift für Metallkunde* Bd. 87 (1996), Nr. 8, S. 616–625
- [48] EIGENMANN, B.: *Röntgenographische Analyse inhomogener Spannungszustände in Keramiken, Keramik-Metall-Fügeverbindungen und dünnen Schichten*, Universität Karlsruhe, 1992
- [49] HAUKE, V.: Die Bestimmung der Spannungskomponente in Dickenrichtung und der Gitterkonstante des spannungsfreien Zustandes. In: *Härterei-Technische Mitteilungen* Bd. 46, Nr. 1, S. 52–59
- [50] ERBACHER TH. ; WANNER A.: X-ray analysis of steep residual stress gradients: The 2θ derivative method. In: *International Journal of Materials Research (Zeitschrift für Metallkunde)* Bd. 99 (2008), Nr. 10, S. 1071–1078
- [51] MOORE, M. ; EVANS, W.: *Mathematical Correction for Stress in Removed Layers in X-Ray Diffraction Residual Stress Analysis*. Warrendale : SAE International, 1958
- [52] PEITER A.: Ermittlung der Eigenspannungsverteilung über den Probenquerschnitt. In: *Härterei-Technische Mitteilungen* Bd. 31 (1976), S. 7–12
- [53] PYZALLA, A.: *Analyse stark plastisch verformter Werkstoffe mit Beugungsverfahren*. Berlin : Hahn-Meitner-Instituts, 2000
- [54] PARKER, R. L.: *Geophysical Inverse Theory*. New Jersey : Princeton University Press, 1994
- [55] SCHAJER, G. S.: Measurement of non-uniform residual stresses using the hole-drilling method. Part I - Stress calculation procedures. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* Bd. 110 (1988), S. 338–343
- [56] SCHAJER, G. S.: Measurement of Non-uniform Residual Stresses Using the Hole-Drilling Method. Part II - Practical Application of the Integral Method. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* Bd. 110 (1988), S. 344–349
- [57] BIJAK-ZOCHOWSKI, M.: A semidestructive method of measuring residual stresses. In: *Internationale Konferenz über experimentelle Spannungsanalyse*. München : VDI-Bericht, 1978, S. 469–476

-
- [58] RITCHIE, D. ; LEGGATT, R. H.: The measurement of the distribution of residual stresses through the thickness of a welded joint. In: *Strain* Bd. 23 (1987), Nr. 2, S. 61–70
- [59] CHENG, W. ; FINNIE, I.: Measurement of Residual Hoop Stresses in Cylinders Using the Compliance Method. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* Bd. 108 (1986), Nr. 2, S. 87–92
- [60] LAMBERT, J. W.: A method of deriving residual stress equations. In: *Proc. SEEA* Bd. 12 (1954), Nr. 1, S. 91–96
- [61] POPELAR, C. H. ; BARBER, T. ; GROOM, J.: A method for determining residual stresses in pipes. In: *Journal of Pressure Vessel Technology* Bd. 104 (1982), S. 223–228
- [62] SCHAJER, G. S.: Application of finite element calculations to residual stress measurements. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* Bd. 103 (1981), S. 157
- [63] PRIME, M. ; HILL, M.: Uncertainty, Model Error, and Order Selection for Series-Expanded, Residual-Stress Inverse Solutions. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* Bd. 128 (2006), S. 175–185
- [64] SCHAJER, G. S. ; ALTUS, E.: Stress calculation error analysis for incremental hole-drilling residual stress measurements. In: *Journal of engineering materials and technology* Bd. 118 (1996), S. 120–126
- [65] HILL, M. R. ; LIN, W.-Y.: Residual Stress Measurement in a Ceramic-Metallic Graded Material. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* Bd. 124 (2002), Nr. 2, S. 185–191
- [66] GALYBIN, A. N.: A method for measurement of stress fluctuations in elastic plates. In: *International Conference on Damage and Fracture Mechanics*, 2004, S. 233–242
- [67] FONTANARI, V. ; FREUDO, F. ; BORTOLAMEDI, TH ; SCARDI, P.: Comparison of the hole-drilling and X-ray diffraction methods for measuring the residual stresses in shot-peened aluminium alloys. In: *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design* Bd. 40 (2005), Nr. 2, S. 199–209
- [68] GREMAUD, M. ; CHENG, W. ; FINNIE, I. ; PRIME, M.: The compliance method for measurement of near surface residual stresses-analytical background. In: *Journal of engineering materials and technology* Bd. 116 (1994), S. 550–555
- [69] PRIME, M.: Measuring residual stress and the resulting stress intensity factor in compact tension specimens. In: *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* Bd. 22 (1999), Nr. 3, S. 195–204
- [70] TIPLER, P. A. ; MOSCA, G.: *Physik*. Heidelberg : Spektrum Verlag, 2009
- [71] VANGI, D.: Data management for the evaluation of residual stresses by the incremental hole-drilling method. In: *Journal of engineering Materials and Technology* Bd. 116 (1994), S. 561–566
- [72] TIKHONOV, A. N. ; GONCHARSKY, A. V. ; STEPANOV, V. V. ; YAGOLA, A. G.: Numerical Methods for the Solution of Ill-Posed Problems. 1995. In: *Netherlands: Kluwer Academic*

- [73] LIU, X. ; SCHAJER, G. S.: More Reliable Calculations for Layer-Removal Residual Stress Measurements. In: *Proceedings of SEM Spring Conference on Experimental Mechanics*, 1997, S. 255–256
- [74] TJHUNG, T. ; LI, K.: Measurement of in-plane residual stresses varying with depth by the Interferometric Strain/Slope Rosette and incremental hole-drilling. In: *Journal of engineering materials and technology* Bd. 125, Nr. 2, S. 153–162
- [75] REICHLING, S.: *Das inverse Problem der quantitativen Ultraschallelastografie unter Berücksichtigung großer Deformationen*, Ruhr-Universität Bochum, 2007
- [76] SCHAJER, G. ; PRIME, M.: Use of Inverse Solutions for Residual Stress Measurements. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* Bd. 128 (2006), Nr. 3, S. 375–382
- [77] VAIDYANATHAN, S. ; FINNIE, I.: Determination of Residual Stresses From Stress Intensity Factor Measurements. In: *Journal of Basic Engineering* Bd. 93 (1971), Nr. 2, S. 242–246
- [78] CHENG, W. ; FINNIE, I. ; VARDAR, Ö.: Deformation of an edge-cracked strip subjected to normal surface traction on the crack faces. In: *Engineering Fracture Mechanics* Bd. 42 (1992), Nr. 1, S. 97–107
- [79] CHENG, W. ; FINNIE, I.: The Single Slice Method for Measurement of Axisymmetric Residual Stresses in Solid Rods or Hollow Cylinders in the Region of Plane Strain. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* Bd. 120 (1998), Nr. 2, S. 170–176
- [80] KANG, K. J. ; YAO, N. ; HE, M. Y. ; EVANS, A. G.: A method for in situ measurement of the residual stress in thin films by using the focused ion beam. In: *Thin Solid Films* Bd. 443 (2003), Nr. 1–2, S. 71–77
- [81] PRIME, M. ; HILL, M.: Measurement of Fiber-scale Residual Stress Variation in a Metal-matrix Composite. In: *Journal of Composite Materials* Bd. 38 (2004), Nr. 23, S. 2079–2095
- [82] CHENG, W. ; FINNIE, I. ; GREMAUD, M. ; ROSSELET, A. ; STREIT, R. D.: The compliance method for measurement of near surface residual stresses - application and validation for surface treatment by laser and shot-peening. In: *Journal of engineering materials and technology* Bd. 116 (1994), S. 556–561
- [83] SABATÉ, N. ; VOGEL, D. ; GOLLHARDT, A. ; KELLER, J. ; CANÉ, C. ; GRÀCIA, I. ; MORANTE, J. R. ; MICHEL, B.: Measurement of residual stress by slot milling with focused ion-beam equipment. In: *Journal of Micromechanics and Microengineering* Bd. 16 (2006), Nr. 2, S. 254–259
- [84] CHENG, W. ; FINNIE, I.: Measurement of residual stress distributions near the toe of an attachment welded on a plate using the crack compliance method. In: *Engineering Fracture Mechanics* Bd. 46 (1993), Nr. 1, S. 79–91
- [85] PRIME, M. ; HILL, M.: Residual stress, stress relief, and inhomogeneity in aluminum plate. In: *Scripta Materialia* Bd. 46 (2002), Nr. 1, S. 77–82
- [86] CAN, C. ; ÜSTÜNDAG, E. ; PRIME, M. ; PEKER, A.: Modeling and measurement of residual stresses in a bulk metallic glass plate. In: *Journal of Non-Crystalline Solids* Bd. 316 (2003), Nr. 1, S. 82–95

-
- [87] WANG, Q. C. ; HU, X. D. ; LI, W. ; YUAN, J. L.: Numerical Simulation of Machining Distortion of Residually Stressed Aircraft Aluminum Components. In: *Key Engineering Materials* Bd. 315–316 (2006), S. 235–238
- [88] AYDINER, C. C. ; ÜSTÜNDAG, E.: Residual stresses in a bulk metallic glass cylinder induced by thermal tempering. In: *Mechanics of Materials* Bd. 37 (2005), Nr. 1, S. 201–212
- [89] PRIME, M. ; PRANTIL, V. ; RANGASWAMY, P. ; GARCIA, F.: Residual stress measurement and prediction in a hardened steel ring. In: *Materials Science Forum (Switzerland)*. Bd. 347 (2000), S. 223–228
- [90] CHUNG, T. J. ; NEUBRAND, A. ; RÖDEL, J.: Effect of Residual Stress on the Fracture Toughness of Al₂O₃/Al Gradient Materials. In: *Key Engineering Materials* Bd. 206–213 (2002), S. 965–968
- [91] KIM, B.-S. ; BERNET, N. ; SUNDERLAND, P. ; MANSON, J.-A.: Numerical Analysis of the Dimensional Stability of Thermoplastic Composites Using a Thermoviscoelastic Approach. In: *Journal of Composite Materials* Bd. 36 (2002), Nr. 20, S. 2389–2403
- [92] ERSOY, N. ; VARDAR, O.: Measurement of Residual Stresses in Layered Composites by Compliance Method. In: *Journal of Composite Materials* Bd. 34 (2000), Nr. 7, S. 575–598
- [93] HERMANN, R.: Crack growth and residual stress in Al-Li metal matrix composites under far-field cyclic compression. In: *Journal of Materials Science* Bd. 30 (1995), Nr. 15, S. 3782–3790
- [94] ASTM E28 COMMITTEE: *Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method*, 2008
- [95] VENTER, A. M. ; SWARDT, R. R. ; KYRIACOU, S.: Comparative measurements on autofrettaged cylinders with large Bauschinger reverse yielding zones. In: *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design* Bd. 35 (2000), Nr. 6, S. 459–469
- [96] DE SWARDT, R. R.: Finite element simulation of crack compliance experiments to measure residual stresses in thick-walled cylinders. In: *Journal of pressure vessel technology* Bd. 125 (2003), S. 305–308
- [97] SCHINDLER, H. J. ; FINNIE, I.: Determination of residual stresses and the resulting stress intensity factors in the ligament of pre-cracked plates. In: *Advances in Fracture Research. ICF 9*. Bd. 1 (1997), S. 523–530
- [98] SCHINDLER, H. J.: Residual Stress Measurement in Cracked Components: Capabilities and Limitations of the Cut Compliance Method. In: *Materials Science Forum* Bd. 347–349 (2000), S. 150–155
- [99] PRIME, M.: Plasticity effects in incremental slitting measurement of residual stresses. In: *Engineering Fracture Mechanics* Bd. 77 (2010), Nr. 10, S. 1552–1566
- [100] KLOCKE, F. ; KÖNIG, W. F.: *Abtragen, Generieren und Lasermaterialbearbeitung*. Heidelberg : Springer Verlag, 2007
- [101] DEUTSCHE NORM DIN 8580: *Fertigungsverfahren - Begriffe, Einteilung* (2003)

-
- [102] DEUTSCHE NORM DIN 8590: Fertigungsverfahren Abtragen - Einordnung, Unterteilung, Begriffe (2009)
- [103] FLEISCHER, J. ; SCHMIDT, J. ; HAUPT, S. ; HALVADJIYSKY, G. ; KOTSCHENREUTHER, J.: Mikroformeinsätze in gehärteten Stählen. In: *Werkstattstechnik online* Bd. 95 (2005), S. 887–891
- [104] BEANEY, E. M. ; PROCTER, E.: A critical evaluation of the centre hole technique for the measurement of residual stresses. In: *Strain* Bd. 10 (1974), Nr. 1, S. 7–14
- [105] *Broaching*. URL <http://www.hssforum.com>. — HSS-Forum
- [106] DEUTSCHE NORM DIN 6581: Begriffe der Zerspantechnik; Bezugssysteme und Winkel am Schneidteil des Werkzeuges (2010)
- [107] KÖNIG, W.: *Fertigungsverfahren 1: Drehen, Fräsen, Bohren*. Heidelberg : Springer Verlag, 2008
- [108] OPFERKUCH, R: Resultant Cutting Forces During Broaching. In: *Werkstattstechnik* Bd. 72 (1982), Nr. 2, S. 77–83
- [109] TSCHÄTSCH, H. ; DIETRICH, J.: *Praxis der Zerspantechnik: Verfahren, Werkzeuge, Berechnung*. Wiesbaden : Vieweg, 2007
- [110] DEGNER, W. ; LUTZE, H. ; SMEJKAL, E.: *Spanende Formung: Theorie, Berechnung, Richtwerte*. München : Carl Hanser Verlag GmbH & CO. KG, 2009
- [111] SCHMIDT, J. ; LANG, H.: So gelingt das Räumen ohne Kühlschmierstoff. In: *Werkstatt und Betrieb* Bd. 135 (2002), Nr. 12, S. 44–46
- [112] KÖNIG, W. ; BERKTOLD, A. ; KOCH, K.-F.: Turning versus Grinding – A Comparison of Surface Integrity Aspects and Attainable Accuracies. In: *CIRP Annals - Manufacturing Technology* Bd. 42 (1993), Nr. 1, S. 39–43
- [113] SCHOLTES, B. ; MACHERAUCH, E.: Auswirkungen mechanischer Randschichtverformungen auf das Festigkeitsverhalten metallischer Werkstoffe. In: *Zeitschrift für Metallkunde* Bd. 77 (1986), Nr. 5, S. 322–337
- [114] SCHOLTES, B. ; VÖHRINGER O.: Mechanical Surface Treatment. In: *Encyclopedia of Materials: Science and Technology, Elsevier Science Ltd.* (2001), S. 5253 – 5262
- [115] WIEGAND, H. ; STRINGENS, P.: Auswirkung des Kugelstrahlens auf die Dauerfestigkeit. In: *Industrie Anzeiger* Bd. 92 (1970), Nr. 12, S. 235–238
- [116] HERMANN AUTENRIETH: *Numerische Analyse der Mikrozerspanung am Beispiel von normalisiertem C45E*, Karlsruher Institut für Technologie, 2010
- [117] DENKEN, B. ; TÖNSHOFF, H. K.: *Spanen: Grundlagen*. Heidelberg : Springer Verlag
- [118] FLEISCHER, J. ; SCHMIDT, J. ; PABST, R.: Wärmeeintrag bei der Trockenbearbeitung. In: *Werkstatt und Betrieb* Bd. 6, Nr. 2005, S. 43–46
- [119] WIESNER, C.: Residual stresses after orthogonal machining of AISI 304: numerical calculation of the thermal component and comparison with experimental results. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* Bd. 23 (1992), Nr. 3, S. 989–996

-
- [120] THIELE, J. D. ; MELKOTE, N. S.: Effect of cutting edge geometry and workpiece hardness on surface generation in the finish hard turning of AISI 52100 steel. In: *Journal of Materials Processing Technology* Bd. 94 (1999), Nr. 2–3, S. 216–226
- [121] KOJI, T. ; YUICHI, K. ; SHOTARO, K.: A Study on the Residual Stress Distributions by Turning. In: *Bulletin of JSME* Bd. 18 (1975), Nr. 116, S. 123–130
- [122] LIU, C. R. ; BARASH, M. M.: Variables governing patterns of mechanical residual stress in a machined surface. In: *Journal of Engineering for Industry-Transactions of the American Society of Mechanical Engineers* Bd. 104 (1982), Nr. 3, S. 257–264
- [123] SHAW, M. C.: *Metal Cutting Principles*. New York : Oxford University Press, 2004
- [124] DEUTSCHE NORM DIN 10084: Einsatzstähle - Technische Lieferbedingungen (2008)
- [125] COOK, N. H. ; FINNIE, I. ; SHAW, M. C.: Discontinuous chip formation. In: *Journal of Engineering for Industry-Transactions of the American Society of Mechanical Engineers* Bd. 76 (1954), Nr. 2, S. 153–162
- [126] EL-MAGD, E. ; TREPPMANN, C.: Dehnratenabhängige Beschreibung der Fließkurven für erhöhte Temperaturen. In: *Zeitschrift für Metallkunde* Bd. 92, Nr. 8, S. 888–893
- [127] DEUTSCHE NORM DIN 17022-3: Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen; Verfahren der Wärmebehandlung; Einsatzhärten (1989)
- [128] ABDEL-MALEK, S.: *Verformungs- und Versagensverhalten ausgewählter niedrig legierter Stähle unter Variation von Temperatur, Verformungsgeschwindigkeit und Spannungszustand*, Technischen Universität Chemnitz, 2006
- [129] GROSCH J. ; BOMAS H. ; KÜPER A.: *Einsatzhärten: Grundlagen – Verfahren – Anwendung – Eigenschaften einsatzgehärteter Gefüge und Bauteile*. Renningen : Expert Verlag, 2011
- [130] BERGMANN W.: *Werkstofftechnik*. München : Hanser Verlag, 2001
- [131] LÄPPLE, V.: *Wärmebehandlung des Stahls: Grundlagen, Verfahren und Werkstoffe*. Haan-Gruiten : Europa Lehrmittel Verlag, 2000
- [132] ECKSTEIN, H. J.: *Technologie der Wärmebehandlung von Stahl*. Leipzig : Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1988
- [133] ZENKER, R.: Martensitmorphologie im System Eisen-Chrom-Kohlenstoff. In: *Kristall und Technik* Bd. 10 (1975), Nr. 1, S. 69–78
- [134] VÖHRINGER, O. ; MACHERAUCH, E.: Verformungsverhalten gehärteter Stähle. In: *Härterei-Technische Mitteilungen* Bd. 41 (1986), S. 71–81
- [135] SPUR, G. ; STÖFERLE, T.: *Handbuch der Fertigungstechnik. 4/2: Wärmebehandeln*. Berlin : Hanser Verlag, 1987
- [136] ROSE, A.: Eigenspannungen als Ergebnis von Wärmebehandlung und Umwandlungsverhalten. In: *Härterei-Technische Mitteilungen* Bd. 21 (1966), Nr. 1, S. 1–6
- [137] NISHIYAMA, Z. ; FINE, M. E. ; MESHII, M. ; WAYMAN, C. M.: *Martensitic transformation*. London : Academic Press, 1978

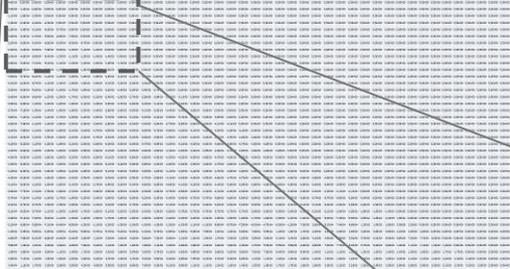
- [138] STENICO, A.: *Werkstoffmechanische Untersuchungen zur Zahnfußstragfähigkeit einsatzgehärteter Zahnräder*, Technischen Universität München, 2008
- [139] GENZEL, C. ; REIMERS, W. ; MALEK, R.: Eigenspannungsentwicklung in einsatzgehärteten Stählen. In: *Härterei-Technische Mitteilungen* Bd. 50 (1995), S. 163–167
- [140] EHLERS, M. ; GÜNTLER, J. ; SCHWARZER, J.: Computer Aided Simulation of Heat Treatment (CASH). In: *Journal of Heat Treatment and Materials* Bd. 61 (2006)
- [141] VÖHRINGER, O. ; MACHERAUCH, E.: Struktur und mechanische Eigenschaften von Martensit. In: *Härterei-Technische Mitteilungen* (1977), S. 153–202
- [142] WOHLFAHRT, H.: *Gezielte Wärmebehandlungen zur Steigerung der Wechselfestigkeit von Ck 45 unter Berücksichtigung des Eigenspannungszustandes*. Karlsruhe, Technischen Universität Karlsruhe, 1970
- [143] LUCAS, W. ; WEIGEL, L.: röntgenographische Messung der Eigenspannungen in Martensit und Austenit geärteter Stähle. In: *Materialprüfung* Bd. 6 (1964), Nr. 5, S. 149–156
- [144] RAZIM, C.: Einfluß von Restaustenit auf das Festigkeitsverhalten einsatzgehärteter Probekörper bei schwingender Beanspruchung. In: *Härterei-Technische Mitteilungen* Bd. 23 (1968), S. 1–8
- [145] WEIGEL, L. ; LUCAS, W. ; DIERGARTEN, H.: Röntgenographische Eigenspannungsmessung am Martensit und Austenit einsatzgehärteter Stähle. In: *Härterei-Technische Mitteilungen* Bd. 24 (1969), S. 225–232
- [146] KIM, C. ; DIESBURG, D. ; BUCK, R.: Influence of sub-zero and shot-peening treatments on impact and fatigue fracture properties of case-hardened steels. In: *Journal of Heat Treating* Bd. 2 (1981), Nr. 1, S. 43–53
- [147] HAYAKAWA, M. ; OKA, M.: On the change in the austenite lattice parameter due to the martensitic transformation in an Fe-32Ni alloy. In: *Acta Metallurgica* Bd. 31 (1983), Nr. 6, S. 955–959
- [148] HARTMANN, U. R.: *Möglichkeiten und Grenzen der röntgendiffraktometrischen Spannungsanalyse in der Martensit- und Austenitphase einsatzgehärteter Stähle*, Technische Universität Karlsruhe, 1973
- [149] KOISTINEN, D. P.: The distribution of residual stresses in carburized cases and their origin. In: *Metallurgical and Materials Transactions* Bd. 50 (1958), S. 227–241
- [150] CHATTERJEE-FISCHER, R.: Beispiele für durch Wärmebehandlung bedingte Eigenspannungen und ihre Auswirkungen. In: *Härterei-Technische Mitteilungen* Bd. 28 (1973), S. 276–288
- [151] MEIER, H. ; RILLI, R. ; SCHULZE, V.: Nass- u. Trocken- räumen von 16MnCr5. In: *Proceedings of Graduate School 1483 and CCMSE*. Karlsruhe : Shaker Verlag, 2010, S. 39–43
- [152] SCHULZE, V. ; MEIER, H. ; STRAUß, T. ; GIBMEIER, J.: High speed broaching of case hardening steel SAE 5120. In: *Proceedings of 5th CIRP International Conference on High Performance Cutting* (2012), S. 431–436

-
- [153] STRAUSS, T. ; MEIER, H. ; GIBMEIER, J. ; SCHULZE, V. ; WANNER, A.: Local Residual Stress Distribution at the Tooth Root Surface of a Broached Steel Component. In: *Materials Science Forum* Bd. 706–709 (2012), S. 1731–1736
- [154] DEUTSCHE NORM DIN EN ISO 6507-1: Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren (2006)
- [155] DEUTSCHE NORM DIN 50190-1: Härtetiefe wärmebehandelter Teile - Ermittlung der Einsatzhärtungstiefe (1978)
- [156] MACHERAUCH, E. ; WOHLFAHRT, H.: Prinzipien der quantitativen röntgenographischen Phasenanalyse (RPA). In: *Härterei-Technische Mitteilungen* Bd. 27 (1972), S. 230–232
- [157] CULLITY, B. D. ; STOCK S. R.: *Elements of X-Ray Diffraction*. London : Addison–Wesley Pub, 2001
- [158] FANINGER, G. ; HARTMANN, U.: Physikalische Grundlagen der quantitativen röntgenographischen Phasenanalyse (RPA). In: *Härterei-Technische Mitteilungen* Bd. 27 (1972), S. 233–244
- [159] WROBLEWSKI, T. ; CLAUB, O. ; CROSTACK, H.-A. ; ERTEL, A. ; FANDRICH, F. ; GENZEL, C. ; HRADIL, K. ; TERNES, W. ; WOLDT, E.: A new diffractometer for materials science and imaging at HASYLAB beamline G3. In: *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section A: Accelerators, Spectrometers, Detectors and Associated Equipment* Bd. 428 (1999), Nr. 2–3, S. 570–582
- [160] WROBLEWSKI, T. ; BJEUMIKHOV, A. ; HASSE, B.: Micro Diffraction Imaging of Bulk Polycrystalline Materials. In: *Materials Science Forum* Bd. 524–525 (2006), S. 273–278
- [161] WROBLEWSKI, T. ; ALMANSTÖTTER, J. ; CLAUSS, O. ; MONEKE, M. ; PIRLING, T. ; SCHADE, P.: Strain mapping by diffraction imaging. In: *Materials Science and Engineering: A* Bd. 288 (2000), Nr. 2, S. 126–131
- [162] SCHAJER, G. S.: Use of displacement data to calculate strain gauge response in non-uniform strain fields. In: *Strain* Bd. 29 (1993), Nr. 1, S. 9–13
- [163] MOROZOV, V. A.: Choice of parameter for the solution of functional equations by the regularization method. In: *Soviet Mathematics - Doklady* Bd. 8 (1967), S. 1000–1003
- [164] MOROZOV, V. A. ; NASHED, Z. ; ARIES, A. B.: *Methods for solving incorrectly posed problems*. New York : Springer Verlag, 1984
- [165] ROHRBACH, C.: *Handbuch für elektrisches Messen mechanischer Grössen*. Düsseldorf : VDI-Verlag, 1967
- [166] VISHAY PRECISION GROUP: Strain Gage Thermal Output and Gage Factor Variation with Temperature. In: *Tech Note TN-504-1 Micro-Measurements*
- [167] WOLFSTIEG, U.: Die Symmetrisierung unsymmetrischer Interferenzlinien mit Hilfe von Spezialblenden. In: *Härterei-Technische Mitteilungen* Bd. 31 (1976), S. 23–26

-
- [168] WROBLEWSKI, T.: X-ray imaging using the radiation diffracted by polycrystalline materials. In: *Radiation Physics and Chemistry* Bd. 61 (2001), Nr. 3–6, S. 329–332
- [169] WELZEL, U. ; LIGOT, J. ; LAMPARTER, P. ; VERMEULEN, A. C. ; MITTEMEIJER, E. J.: Stress analysis of polycrystalline thin films and surface regions by X-ray diffraction. In: *Journal of Applied Crystallography* Bd. 38 (2005), Nr. 1, S. 1–29
- [170] ANDREAS KIENZLER: *Auswirkungen mechanischer Oberflächenbehandlungen auf die Randschichteigenschaften mikrostrukturierter Formeinsätze*, Karlsruher Institut für Technologie, 2011
- [171] FANINGER, G. ; WALBURGER, H.: Anomalien bei der röntgenographischen Ermittlung von Schleifeigenspannungen. In: *Härtereitechnische Mitteilungen* (1976), S. 79–82
- [172] PRIME, M.: Cross-sectional mapping of residual stresses by measuring the surface contour after a cut. In: *Journal of Engineering for Industry-Transactions of the American Society of Mechanical Engineers* Bd. 123 (2001), Nr. 2, S. 162–168
- [173] BORESI, A. P. ; CHONG, K. P. ; LEE, J. D.: *Elasticity in Engineering Mechanics*. Hoboken (New Jersey) : John Wiley & Sons, 2010
- [174] POPOV, E. P.: *Introduction to mechanics of solids* : Prentice-Hall, 1968
- [175] TIMOSHENKO, S. P. ; GOODIER, J. N.: *Theory of Elasticity*. New York : McGraw-Hill Higher Education, 1970
- [176] BEGHINI, M. ; BERTINI, L. ; RAFFAELLI, P.: An account of plasticity in the hole-drilling method of residual stress measurement. In: *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design* Bd. 30 (1995), Nr. 3, S. 227–233
- [177] GIBMEIER, J. ; KORNMEIER, M. ; SCHOLTES, B.: Plastic deformation during application of the hole-drilling method. In: *Materials science forum* Bd. 347 (2000), S. 131–137
- [178] GIBMEIER, J. ; NOBRE, J. P. ; SCHOLTES, B.: Residual Stress Determination by the Hole Drilling Method in the Case of Highly Stressed Surface Layers. In: *Materials science research international* Bd. 10 (2004), Nr. 1, S. 21–25
- [179] CHENG, W. ; FINNIE, I. ; GREMAUD, M. ; PRIME, M.: Measurement of near surface residual stresses using electric discharge wire machining. In: *Journal of engineering materials and technology* Bd. 116 (1994), S. 550–555
- [180] JACOBUS, K. ; DEVOR, R. E. ; KAPOOR, S. G.: Machining-induced residual stress: Experimentation and modeling. In: *Journal of manufacturing science and engineering* Bd. 122, Nr. 1, S. 20–31
- [181] GIBMEIER, J.: *Zum Einfluss von Last- und Eigenspannungen auf die Ergebnisse instrumentierter Eindringhärteprüfungen*, Universität Kassel, 2005

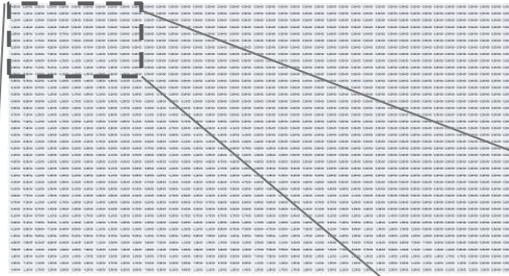
A1 Koeffizienten-Matrix

Auszug der Koeffizienten-Matrizen für den geschlossenen Fall des Demonstratorbauteils Schiebemuffe



-4,9E-05	0,0E+00									
-7,9E-05	-1,4E-04	0,0E+00								
-1,1E-04	-1,9E-04	-2,5E-04	0,0E+00							
-1,3E-04	-2,4E-04	-3,4E-04	-4,0E-04	0,0E+00						
-1,5E-04	-2,9E-04	-4,1E-04	-5,0E-04	-5,7E-04	0,0E+00	0,0E+00	0,0E+00	0,0E+00	0,0E+00	0,0E+00
-1,8E-04	-3,4E-04	-4,7E-04	-5,9E-04	-6,9E-04	-7,6E-04	0,0E+00	0,0E+00	0,0E+00	0,0E+00	0,0E+00
-2,0E-04	-3,8E-04	-5,4E-04	-6,8E-04	-8,0E-04	-9,0E-04	-9,7E-04	0,0E+00	0,0E+00	0,0E+00	0,0E+00
-2,2E-04	-4,2E-04	-6,0E-04	-7,6E-04	-9,0E-04	-1,0E-03	-1,1E-03	-1,2E-03	0,0E+00	0,0E+00	0,0E+00
-2,4E-04	-4,6E-04	-6,6E-04	-8,4E-04	-1,0E-03	-1,1E-03	-1,3E-03	-1,4E-03	-1,4E-03	0,0E+00	0,0E+00
-2,6E-04	-5,0E-04	-7,1E-04	-9,1E-04	-1,1E-03	-1,3E-03	-1,4E-03	-1,5E-03	-1,6E-03	-1,7E-03	-1,7E-03
-2,8E-04	-5,3E-04	-7,7E-04	-9,9E-04	-1,2E-03	-1,4E-03	-1,5E-03	-1,7E-03	-1,8E-03	-1,9E-03	-1,9E-03
-2,9E-04	-5,7E-04	-8,2E-04	-1,1E-03	-1,3E-03	-1,5E-03	-1,6E-03	-1,8E-03	-1,9E-03	-2,1E-03	-2,1E-03
-3,1E-04	-6,0E-04	-8,7E-04	-1,1E-03	-1,4E-03	-1,6E-03	-1,8E-03	-1,9E-03	-2,1E-03	-2,2E-03	-2,2E-03

Auszug der Koeffizienten-Matrizen für den geöffneten Fall des Demonstratorbauteils Schiebemuffe



-4,60E-05	0,00E+00	0,00E+00								
-7,90E-05	-1,37E-04	0,00E+00	0,00E+00							
-1,06E-04	-1,96E-04	-2,56E-04	0,00E+00	0,00E+00						
-1,31E-04	-2,46E-04	-3,40E-04	-4,03E-04	0,00E+00	0,00E+00	0,00E+00	0,00E+00	0,00E+00	0,00E+00	0,00E+00
-1,55E-04	-2,94E-04	-4,12E-04	-5,08E-04	-5,74E-04	0,00E+00	0,00E+00	0,00E+00	0,00E+00	0,00E+00	0,00E+00
-1,78E-04	-3,40E-04	-4,81E-04	-6,01E-04	-6,99E-04	-7,66E-04	0,00E+00	0,00E+00	0,00E+00	0,00E+00	0,00E+00
-2,00E-04	-3,83E-04	-5,46E-04	-6,89E-04	-8,11E-04	-9,11E-04	-9,78E-04	0,00E+00	0,00E+00	0,00E+00	0,00E+00
-2,21E-04	-4,26E-04	-6,09E-04	-7,73E-04	-9,17E-04	-1,04E-03	-1,14E-03	-1,21E-03	0,00E+00	0,00E+00	0,00E+00
-2,41E-04	-4,66E-04	-6,70E-04	-8,54E-04	-1,02E-03	-1,16E-03	-1,29E-03	-1,39E-03	-1,45E-03	0,00E+00	0,00E+00
-2,61E-04	-5,05E-04	-7,28E-04	-9,31E-04	-1,12E-03	-1,28E-03	-1,42E-03	-1,55E-03	-1,65E-03	-1,71E-03	0,00E+00
-2,80E-04	-5,43E-04	-7,85E-04	-1,01E-03	-1,21E-03	-1,39E-03	-1,56E-03	-1,70E-03	-1,82E-03	-1,92E-03	0,00E+00
-2,99E-04	-5,80E-04	-8,40E-04	-1,08E-03	-1,30E-03	-1,50E-03	-1,68E-03	-1,84E-03	-1,99E-03	-2,11E-03	0,00E+00
-3,16E-04	-6,16E-04	-8,93E-04	-1,15E-03	-1,39E-03	-1,61E-03	-1,80E-03	-1,98E-03	-2,14E-03	-2,28E-03	0,00E+00