

**Entwicklung eines schwingbruchmechanischen
Auslegungskonzeptes für innendruckbeanspruchte
Bauteile mit ausgeprägten
Druckeigenspannungsfeldern**

Von der Fakultät Maschinenbau der Universität Stuttgart
zur Erlangung der Würde eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)
genehmigte Abhandlung

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Marcus Lechmann

aus Böblingen

Hauptberichter: Prof. Dr.-Ing. habil. E. Roos

Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. M. Bargende

Tag der mündlichen Prüfung: 14.09.2007

Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart

2007

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als Doktorand bei der Robert Bosch GmbH im Zentralbereich Forschung und Voraentwicklung in der Abteilung Werkstoff- und Bearbeitungstechnik Metalle.

Mein besonderer Dank gilt dem Direktor der MPA Universität Stuttgart Herrn Professor Dr.-Ing. habil. Eberhard Roos. Seine Förderung und Unterstützung hat wesentlich zum Gelingen der Arbeit beigetragen.

Herrn Professor Dr.-Ing. Michael Bargende danke ich herzlich für sein Interesse an dieser Arbeit und die Übernahme des Mitberichts.

Bei Herrn Dr.-Ing. Andreas Scheffold möchte ich mich besonders für die fachliche Betreuung mit zahlreichen Anregungen und Hinweisen bedanken. Für die stets konstruktive Zusammenarbeit bedanke ich mich bei Herrn Dr.-Ing. Manfred Bacher-Höchst, der durch seine Unterstützung die Durchführung des Projektes ermöglicht hat.

Für die angenehme Zusammenarbeit und wertvollen Diskussionen möchte ich mich bei meinen Kolleginnen und Kollegen der Abteilung CR/APM sowie den Mitarbeitern der MPA Universität Stuttgart, der FH Kaiserslautern und des IFSW Dresden bedanken.

Ganz besonders möchte ich mich bei meiner Familie und, vor allem, bei meiner Frau Tanja für ihr Verständnis, die Geduld und ihre Unterstützung bedanken.

Vaihingen, September 2007.

Inhaltsverzeichnis

Wichtige Bezeichnungen	5
Zusammenfassung	8
Abstract	11
1 Einleitung	14
1.1 Problemstellung	14
1.2 Zielsetzung und Lösungsweg	15
2 Stand des Wissens	18
2.1 Auswirkung der Mikrostruktur auf die Festigkeit von Stählen	18
2.2 Eigenspannungen	20
2.2.1 Verfahren zur Erzeugung von Eigenspannungen in der Bauteiltiefe	20
2.2.2 Eigenspannungsstabilität bei mechanischer Beanspruchung	24
2.2.3 Methoden der Eigenspannungsmessung	26
2.3 Beschreibung des Werkstoffverhaltens bei überelastischer Beanspruchung	29
2.4 Berechnungskonzepte zur Ermittlung der Anrisslebensdauer	33
2.5 Zyklisches Rissfortschrittsverhalten	38
2.5.1 Bruchmechanisches Konzept auf Basis der linear-elastischen Bruchmechanik	38
2.5.2 Einfluss des Spannungsintensitätsverhältnisses auf das Rissfortschrittsverhalten	42
2.5.3 Numerische Methoden zur Untersuchung des Rissfortschritts	45
3 Charakterisierung des Schmiedestahls 38MnVS6	49
3.1 Automatische Bildanalyse zur Bewertung des Gefügezustandes	49
3.2 Werkstoffcharakterisierung und untersuchte Werkstoffzustände	52
3.3 Werkstoffverhalten bei statischer Beanspruchung	55
3.4 Simulation des überelastischen Werkstoffverhaltens mittels erweiterter Werkstoffmodelle	59
3.5 Werkstoffverhalten bei zyklischer Beanspruchung	62
3.6 Charakterisierung des bruchmechanischen Werkstoffverhaltens	69

4	Auswirkung von ausgeprägten Druckeigenspannungsfelder auf die Bauteilschwingfestigkeit	73
4.1	Bauteilgeometrie und Bauteilvarianten	73
4.2	Autofrettage und ausgeprägte Druckeigenspannungsfelder	77
4.2.1	Eigenspannungserzeugung mit Hilfe des Autofrettageprozesses	77
4.2.2	Finite-Elemente-Analyse des Druckeigenspannungsfeldes nach der Autofrettage	78
4.3	Eigenspannungsmessung	83
4.3.1	Bewertung des Eigenspannungszustandes mittels Dehnungsmessstreifen	84
4.3.2	Röntgenografische Eigenspannungsuntersuchung	88
4.4	Anriss- und Rissfortschrittsdetektierung mittels Ultraschalltechnik	94
4.5	Bauteilwöhlerversuche	99
5	Schwingbruchmechanisches Auslegungskonzept	104
5.1	Anrisslebensdauerphase	104
5.1.1	Untersuchung der Eigenspannungsstabilität	104
5.1.2	Dauerfestigkeit nach dem Versagenskriterium Anriss	107
5.1.3	Anrisschwingspielzahl von Bauteilen mit ausgeprägten Druckeigenspannungsfeldern	109
5.2	Restlebensdauerphase	111
5.2.1	Programm zur Rissfortschrittsberechnung	111
5.2.2	Rissfortschrittsuntersuchung mit Hilfe von FE-Methoden an der Bohrungsverschneidung	116
5.2.3	Vergleich zwischen numerischer und experimenteller Rissfortschrittsuntersuchung	122
Literatur	125
Anhang	140

Wichtige Bezeichnungen

Abkürzungen

AF	Autofrettage
AFC	Armstrong, Frederick und Chaboche
AFP	ausscheidungshärtend ferritisch perlitisch
BSH	Bildschirmhöhe des Ultraschallechos
BY	best yield
DMS	Dehnungsmessstreifen
EDZ	ebener Dehnungszustand
EPBM	elastisch plastische Bruchmechanik
ES	Eigenspannung
ESZ	ebener Spannungszustand
FE	Finite Elemente
FEM	Finite Elemente Methode
IST	Incremental-Step-Test
LEBM	linear-elastische Bruchmechanik
MP	Messposition
MVCCI	modifiziertes virtuelles Rissschließungsintegral
US	Ultraschall
ZSF	zyklisch stabilisierte Fließkurve

Formelzeichen

Symbol	Einheit	Bedeutung
a	m	Risslänge
A_g	m/m	Gleichmaßdehnung
b	m/m	Exponent für die Manson-Coffin-Gleichung
b	m/m	Parameter für die isotrope Verfestigung
c	m/m	Exponent für die Manson-Coffin-Gleichung
c	MPa	Parameter für die kinematische Verfestigung
C	m/m	Parameter der Paris-Erdogan Gleichung
d	m	Korndurchmesser
d_0	m	Prüfdurchmesser
da/dN	m	Rissfortschrittsrate
E	MPa	Elastizitätsmodul
f	m/m	Formfaktor
f	Hz	Frequenz
F	N	Kraft

G	N/m	Energiefreisetzungsrage
J	N/m	J-Integral
k	MPa	anfängliche Fließgrenze
k	m/m	Steigung der Zeitfestigkeitsgeraden
K	MPa \sqrt{m}	Spannungsintensitätsfaktor
K_{Ic}	MPa \sqrt{m}	Bruchzähigkeit
K_f	m/m	Kerbwirkungszahl
K_t	m/m	Kerbformzahl
K_v	J	Kerbschlagarbeit
K'	MPa	Parameter für Ramberg-Osgood-Gleichung
ΔK_0	MPa \sqrt{m}	effektiver Schwellenwert
ΔK_{th}	MPa \sqrt{m}	Schwellenwert
l	m	Laufweg des Schalls
L	m	Elementlänge
L_0	m	Prüflänge
m	m/m	Eigen Spannungsempfindlichkeit
m	m/m	Exponent der Paris-Erdogan Gleichung
M	m/m	Mittelspannungsempfindlichkeit
n	m/m	Stützziffer
n'	MPa	Parameter für Ramberg-Osgood-Gleichung
N	m/m	Schwingspielzahl
N_A	m/m	Schwingspielzahl bis zum Anriss
N_E	m/m	Eckschwingspielzahl
N_G	m/m	Grenzschwingspielzahl
p	bar	Innendruck
\dot{p}	%/s	plastisches Dehnungsinkrement
P	MPa	Schädigungsparameter
P_A	%	Ausfallwahrscheinlichkeit
Q	MPa	Parameter für die isotrope Verfestigung
r	m	Randabstand
R	MPa	isotrope Verfestigungsvariable
R	m/m	Spannungsverhältnis
R_e	MPa	Streckgrenze
R_m	MPa	Zugfestigkeit
s	m	Wanddicke
t	s	Zeit
T	°C	Temperatur
$1/T_N$	m/m	Streuspanne in Schwingspielrichtung
$1/T_S$	m/m	Streuspanne in Lastrichtung

u	m	Verschiebung
\underline{X}	MPa	Rückspannungstensor
α	m/m	Parameter für das Schwellenwertverhalten
β	MPa \sqrt{m}	Parameter für das Schwellenwertverhalten
χ^*	1/m	bezogener Spannungsgradient
ε	m/m	Dehnung
$\dot{\varepsilon}$	1/s	Dehnrage
ε_f'	m/m	Parameter für die Manson-Coffin-Gleichung
γ	m/m	Parameter für die kinematische Verfestigung
φ	m/m	logarithmische Formänderung
φ	m/m	Verformungsgrad
μ	m/m	Querkontraktionszahl
σ	MPa	Normalspannung
$\underline{\underline{\sigma}}$	MPa	Spannungstensor
$\underline{\underline{\sigma}}'$	MPa	deviatorischer Spannungstensor
σ_f'	MPa	Parameter für die Manson-Coffin-Gleichung

Indizes

a	Amplitude
A	ertragbare Amplitude
I, II, III	Rissöffnungsmoden
D	dauerfest
eff	effektiv
el	elastisch
m	mittel
max	maximal
min	minimal
o	oben
op	open
pl	plastisch
red	reduziert
SWT	Smith, Watson, Topper
t	tangential
w	wahr
W	wechselnd

Weitere Bezeichnungen werden im Text erläutert.

Zusammenfassung

Die Anforderungen an moderne Dieselmotoren mit Direkteinspritzung wie Fahrkomfort, Wirtschaftlichkeit und Abgasgesetzgebung steigen stetig. Eine Möglichkeit diesen Anforderungen gerecht zu werden ist die immer weitere Erhöhung der Einspritzdrücke. Dabei müssen jedoch die sicherheitsrelevanten Komponenten des Einspritzsystems, wie z.B. der Kraftstoffverteiler (Rail) des Common-Rail-Systems, die hohen Drücke zuverlässig ertragen.

Eine Möglichkeit hohe Drücke mit einer maximalen Nutzung des Schwingfestigkeitspotenzials von Werkstoffen bei gegebener Bauteilgeometrie darzustellen bieten hierbei Druckeigenspannungen. Diese verzögern an der Oberfläche die Anrissbildung und in ausgeprägten Druckeigenspannungsfeldern kann der Rissfortschritt sogar bis hin zum Rissstopp reduziert werden. Ein geeignetes Fertigungsverfahren, um ein möglichst günstiges Druckeigenspannungsfeld an versagensrelevanten Stellen innendruckbeanspruchter Bauteile zu erzeugen, ist die Autofrettage.

Um dieses Potenzial für sicherheitsrelevante innendruckbeanspruchte Bauteile zuverlässig nutzen zu können, wurde in dieser Arbeit ein schwingbruchmechanisches Auslegungskonzept nach dem Versagenskriterium Rissstopp entwickelt. Hierbei wurde insbesondere die Charakterisierung der Eigenspannungen nach der Fertigung, der Eigenspannungsabbau infolge der Innendruckbelastung sowie die lokale Bewertung der Rissfront und deren Interaktion mit dem Eigenspannungsfeld betrachtet. Die hierfür benötigten experimentellen und numerischen Untersuchungen wurden an einem geschmiedeten Railabschnitt aus dem AFP-Stahl 38MnVS6 mit einer Bohrungsverschneidung durchgeführt.

Da innendruckbeanspruchte Bauteile der Einspritzsysteme in der Regel einen komplexen Beanspruchungs- und Werkstoffzustand aufweisen, ist der Einsatz numerischer Methoden für die Bewertung der gesamten Prozesskette von der Eigenspannungseinbringung bis hin zur Bewertung des Risstoppes unabdingbar. Aus diesem Grund wurden für den Stahl 38MnVS6 statische, zyklische und bruchmechanische Werkstoffkennwerte ermittelt. Diese wurden für unterschiedliche Wärmebehandlungen, Chargen und Schmiedezustände bestimmt, um den Einfluss von Gefügestreuungen im Großserienprozess auf die Schwingfestigkeit autofrettierter Bauteile zu untersuchen. Zur Charakterisierung der jeweils vorliegenden Mikrostruktur wurde eine automatische Bildanalyse entwickelt. Der Vergleich von Gefüge, chemischer Zusammensetzung und Verformungsgrad ergab, dass die Festigkeit des Werkstoffs 38MnVS6 im Wesentlichen von verformungsinduzierten Ausscheidungen bestimmt wird. D.h. die Verformung durch den Schmiedeprozess ist für die Festigkeit des Rails entscheidend. Die diesbezügliche Sensitivität ist bei den statischen Werkstoffkenn-

werten, welche die Ausbildung des Druckeigenspannungsfeldes bestimmen, signifikant, jedoch bei den zyklischen Werkstoffkennwerten deutlich geringer und spielt für die bruchmechanischen Kennwerte nur eine untergeordnete Rolle.

Das durch die Autofrettage an der Bohrungsverschneidung induzierte komplex ausgeprägte Druckeigenspannungsfeld kann nur mit FE-Analysen in seiner Gesamtheit erfasst werden. Für dessen realitätsnahe Abbildung wurde ein erweitertes Werkstoffmodell eingesetzt, welches die Verfestigung und das Rückfließverhalten des AFP-Stahls während der Autofrettage beschreiben kann. Experimentelle Eigenspannungsmessungen mit Hilfe der Zerlegemethode, basierend auf Dehnungsmessungen, und hybriden Messverfahren, bestehend aus Röntgentechnik und Eigenspannungsumlagerungssimulation, zeigten eine sehr gute Übereinstimmung mit den numerisch bestimmten Eigenspannungen. Demnach ist das verwendete Werkstoffmodell sehr gut geeignet, um den Autofrettageprozess und das dadurch entstandene ausgeprägte Druckeigenspannungsfeld abzubilden. Eigenspannungsmessungen an Bauteilen, die in Abhängigkeit vom Innendruck und der Schwingspielzahl im Bereich der Dauerfestigkeit belastet wurden, zeigten, dass im Betrieb die Eigenspannungen bis zum Anriss stabil bleiben. Demnach kann das auf diese Weise bestimmte Eigenspannungsfeld direkt für die Bewertung des Rissfortschrittes bzw. -stopps herangezogen werden.

Das Schwingfestigkeitspotenzial von Druckeigenspannungen wurde experimentell mit Innendruckwöhlerversuchen an Railabschnitten ermittelt. Damit konnte gezeigt werden, dass autofrettierte Railabschnitte mit ausgeprägten Druckeigenspannungsfeldern gegenüber einem eigenspannungsarmen Zustand eine um 62% höhere Schwingfestigkeit aufweisen. An Durchläufern von Railabschnitten mit ausgeprägten Druckeigenspannungsfeldern konnten muschelförmige Risse festgestellt werden. Demnach ist dieses hohe Potenzial auf einen Wechsel des Versagenkriteriums von Anriss auf Rissstopp zurück zu führen. Da nach Erreichen der Grenzschnitzspielzahl keine Aussage über einen eventuellen Rissstopp der initiierten Risse möglich ist, muss für eine zuverlässige Nutzung dieses Schwingfestigkeitspotenzials der Rissstopp mit Hilfe geeigneter Methoden nachgewiesen werden. Mit Hilfe einer speziell für diese Anwendung entwickelten Ultraschalltechnik konnte die Rissinitiierung, der -fortschritt und der -stopp experimentell während des Innendruckwöhlerversuchs erfasst werden. Die Auflösung des Rissfortschritts beträgt jedoch nur ca. 10% der Wanddicke. Aus diesem Grund ist eine bruchmechanische Bewertung des Risses im Eigenspannungsfeld unablässig.

Für die bruchmechanische Bewertung der muschelförmigen Risse ist eine numerische Abbildung des im Druckeigenspannungsfeld entstandenen Rissfrontenverlaufs

und der dadurch bedingten Eigenspannungsumlagerung maßgebend. Aus diesen Gründen wurde ein dreidimensionales Modell für die FE-Analyse herangezogen. Da die Richtung der 1. Hauptspannung in der imaginären Rissebene konstant ist, wurde ein bruchmechanisches Rissfortschrittsprogramm, basierend auf der so genannten Rissblocktechnik angewandt, welches die Simulation von ebenen Rissen in dreidimensionalen Strukturen ermöglicht. Die dreidimensionale Struktur des Modells erfasst implizit die Eigenspannungsumlagerung durch den initiierten und fortschreitenden Riss. Ein Vergleich mit experimentellen Rissfortschrittsuntersuchungen zeigte, dass damit die Ausbildung der Rissfront im ausgeprägten Druckeigenspannungsfeld sehr gut abgebildet werden kann. Die Rissstopp-Dauerschwingfestigkeit am Railabschnitt aus dem Werkstoff 38MnVS6 konnte mit einer Vorhersagegenauigkeit kleiner 10% und konservativ numerisch bestimmt werden.

Damit steht ein geschlossenes Konzept zur Verfügung, dickwandige innendruckbeanspruchte Bauteile aus ferritisch-perlitischen Werkstoffen mit ausgeprägten Druckeigenspannungsfeldern nach dem Versagenskriterium Rissstopp zuverlässig auszuliegen.

Abstract

Requirements like driving comfort, economic efficiency and waste gas legislation continuously increases on modern diesel engines with direct injection. A possibility to meet these requirements is to keep on raising the injection pressure. However, the safety relevant components of the injection system such as the fuel distributor (rail) of the common-rail-system must here endure the high pressures reliably.

Compressive residual stresses make it possible to show high pressures with maximum utilization of the fatigue strength potential of materials for given part geometry. These stresses retard crack initiation at the surface and the crack propagation rate can even be reduced up to crack arrest in extensive compressive residual stress fields. An adequate manufacturing process is the Autofrettage in order to generate a highly convenient compressive residual stress field in the safety relevant areas of internal pressure loaded parts.

To use this potential for safety relevant internal pressure loaded parts, a fatigue fracture design concept for the failure criteria "crack arrest" was developed in this thesis. In this connection especially the residual stress characterization after manufacturing, the residual stress relaxation due to internal pressure loading and the local analysis of the crack front and its interaction with the residual stress field were considered. The experimental and numerical investigations needed therefore were carried out on a forged rail segment with a drilling intersection out of the AFP-steel 38MnVS6.

Generally internal pressure loaded parts of injection systems show a complex strain and material state and therefore the utilization of numerical methods is indispensable to analyse the complete process chain from the residual stress insertion to the assessment of the crack arrest. For this reason static, cyclic and fracture mechanic material parameters for the steel 38MnVS6 were determined. These were evaluated for different heat treatments, charges and forging states to investigate the influence of microstructure scatter in large-batch production on the fatigue strength of autofrettaged parts. An automatic image analysis was developed to characterize each of the microstructures available. The comparison of microstructure, chemical composition and deformation grade resulted in the fact that the strength of the material 38MnVS6 is mainly determined by plasticity induced precipitations, i. e. that the deformation due to the forging process is decisive for the strength of the rail. This related sensitivity is significant for the static material parameters, which determine the extension of the compressive residual stress field, but is clearly lower for the cyclic material parameters and does not concern the fracture mechanic parameters.

The complex extended compressive residual stress field at the drilling intersection introduced by the Autofrettage can only be grasped in its totality by means of FE-Analyses. An advanced material model was used for its realistic simulation, which considers the hardening and back yielding behaviour of the AFP-steel during the Autofrettage. Experimental residual stress measurements by the help of the intersection method, which are based on strain measurement and hybrid measurement methods and consist of radio technology and residual stress relaxation simulation, showed a very good accordance with numerical determined residual stresses. Thus, the used material model is particularly suitable to simulate the Autofrettage process and the extensive compressive residual stress field developing therefrom. Residual stress measurements at parts loaded with different internal pressures and numbers of cycles nearby fatigue limit showed that the residual stresses are stable up to crack initiation during working load. Therefore, the residual stress field determined this way can directly be taken into consideration for the assessment of crack propagation and arrest.

The fatigue strength potential of compressive residual stresses was experimentally determined by means of Wöhler tests on rail segments. Thus, it was possible to show that the fatigue strength of rail segments with extensive compressive residual stress fields is about 62% higher than that within a residual stressfree state. At passed rail segments with extensive residual stress fields shellshaped cracks could be detected. Therefore, this higher potential is attributed to a change of the failure criteria from crack initiation to crack arrest. As after reaching the limit number of cycles no statement can be made with respect to a possible crack arrest of initiated cracks, the crack arrest must be proved by suitable methods for a reliable application of this fatigue strength potential. The crack initiation, propagation and arrest could be detected experimentally during the internal pressure Wöhler test by means of an ultrasonic with radio technology especially developed for this application. The resolution of the crack propagation however amounts to only 10% of the wall thickness. For this reason, a fracture mechanic assessment of the crack in the residual stress field is incessant. For the fracture mechanic assessment of the shell-shaped cracks, a numerical simulation of the crack front curve, which developed in the residual stress field and of the resulting residual stress relaxation, is decisive. For these reasons a threedimensional model was used for the FE-Analysis. As the direction of the maximum principle stress in the imaginary crack plane is constant, a fracture mechanic crack propagation software based on the so called crack block technology was applied, which enables the simulation of plane cracks in threedimensional structures. The threedimensional structure of the model covers implicitly the residual stress relaxation caused by initiation and propagation of the crack. A comparison with experimental crack propagation tests showed that the development of the crack front in the

extensive compressive residual stress field can be reproduced very well this way. The crack arrest fatigue limit at the rail segment out of the material 38MnVS6 could be determined numerically in a conservative way with a prediction accuracy of less than 10%.

Thus a closed concept is available for an advanced reliable assessment with the failure criteria crack arrest of thickwalled internal pressure loaded parts out of ferritic perlitic materials with extensive compressive stress fields.

1 Einleitung

Moderne Dieselmotoren mit Direkteinspritzung bieten heute durch ihr starkes Drehmoment bei niedrigen Drehzahlen viel Fahrspaß und Fahrsicherheit [1]. Die stetige Verschärfung der verschiedenen internationalen Abgasgesetzgebungen stellen dabei eine große Herausforderung für die Entwicklung der Einspritzanlage, wie das von Robert Bosch entwickelte Common-Rail-System, dar. Um Schadstoffe, insbesondere die Rußbildung, bereits bei der Entstehung zu begrenzen, werden die Einspritzdrücke immer weiter gesteigert. Dabei muss jedoch gewährleistet werden, dass diese hohen Drücke von den sicherheitsrelevanten Stahlbauteilen zuverlässig ertragen werden.

1.1 Problemstellung

Die innendruckbeanspruchten Bauteile des Einspritzsystems weisen in der Regel einen komplexen Beanspruchungs- und Werkstoffzustand auf. Das Potenzial zur Steigerung derer Beanspruchbarkeit mit konventionellen Methoden, Schwingfestigkeitssteigerung von Werkstoffen und spannungsmechanische Optimierung von Bauteilgeometrien, ist bei den derzeit schon weit ausgereiften Bauteilen gering oder mit sehr hohem Aufwand verbunden. Die fertigungstechnische Einbringung von ausgeprägten Druckeigen Spannungsfeldern ermöglicht dahingegen eine erhebliche Steigerung der Bauteilbeanspruchbarkeit. Druckeigen Spannungen im oberflächennahen Bereich verzögern dabei die Anrissbildung. In ausgeprägten Druckeigen Spannungsfeldern kann der Rissfortschritt sogar bis hin zum Rissstopp reduziert werden [2].

Die Nutzung der ausgeprägten Druckeigen Spannungsfelder für die sicherheitsrelevanten Einspritzsystemkomponenten erfordert zuverlässige Auslegungskonzepte nach dem Versagenskriterium Rissstopp, die bedingt durch immer kürzer werdende Entwicklungszeiten bereits im Entwurfstadium quantitative Aussagen zur Bauteilfestigkeit ermöglichen müssen. Von Bedeutung ist hierbei, dass eine zyklisch mechanische Beanspruchung, wie der Innendruck, zu einem Abbau der Eigen Spannungen führen kann [3]. Zudem werden diese aufgrund des initiierten und fortschreitenden Risses umgelagert [4, 5]. Daher ist für die Auslegung dieser Bauteile nach dem Versagenskriterium Rissstopp, die so genannte Rissstopp-Dauerfestigkeit, die Bewertung des Eigen Spannungsfeldes während der gesamten Bauteillebensdauer, von der Eigen Spannungseinbringung bis hin zur Bewertung des Bauteilversagens, sowie die lokale Betrachtung der Rissfront und deren Interaktion mit dem Druckeigen Spannungsfeld maßgebend.

1.2 Zielsetzung und Lösungsweg

Zur Einbringung von ausgeprägten Druckeigenspannungsfeldern finden Fertigungsverfahren wie Kugelstrahlen [6], Festwalzen [7] oder Autofrettage [8] industrielle Anwendung. Für innendruckbeanspruchte Bauteile ist die Autofrettage ein geeignetes Verfahren, um an den versagensrelevanten Stellen ein festigkeitssteigerndes Druckeigenspannungsfeld zu erzeugen. Dabei wird durch einmalige Überbeanspruchung die Bauteilwand beginnend an der Innenoberfläche plastifiziert, so dass nach der Entlastung ein ausgeprägtes Druckeigenspannungsfeld vorliegt.

In Bauteilen mit komplexen Beanspruchungszuständen, wie z.B. Bohrungsverschneidungen unter Innendruck, bildet sich im Druckeigenspannungsfeld ein für die Autofrettage typischer muschelförmiger Rissfrontenverlauf aus, siehe Bild 1.1.

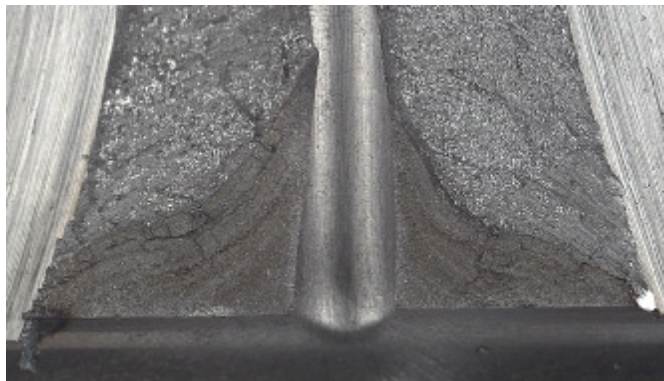


Bild 1.1: Rissgeometrie an einer autofrettierten Bohrungsverschneidung

In den Arbeiten [9-13] sind schwingbruchmechanische Auslegungskonzepte zusammengefasst, die Risse in Druckeigenspannungsfeldern bzgl. Rissstopp bewerten. Die Rissfronten werden hierbei im Allgemeinen mit Hilfe von bruchmechanischen Ersatzmodellen analysiert. Der Vorteil bruchmechanischer Ersatzmodelle ist im geringen numerischen Aufwand begründet. Der komplexe Beanspruchungszustand an Bohrungsverschneidungen erfordert jedoch den Einsatz numerischer Methoden, welche eine möglichst realitätsnahe Abbildung der Rissfront im Druckeigenspannungsfeld und eine lokale bruchmechanische Bewertung ermöglichen.

Hier setzt diese Arbeit mit dem Ziel an, ein geschlossenes schwingbruchmechanisches Auslegungskonzept für autofrettierte Bauteile zu entwickeln, welches durch die Analyse der Eigenspannungen nach der Fertigung und des Eigenspannungsstabilitätsverhaltens während der Betriebsbelastung sowie die lokale Betrachtung der Rissfront und deren Interaktion mit dem Eigenspannungsfeld eine zuverlässige Nutzung ausgeprägter Druckeigenspannungsfelder für sicherheitsrelevante Komponenten der Dieseleinspritzsysteme ermöglicht.

Das Auslegungskonzept wird am Beispiel eines geschmiedeten Railabschnitts aus dem Werkstoff 38MnVS6 entwickelt, welches im Wesentlichen ein dickwandiges Rohr mit einer Bohrungsverschneidung darstellt. Das Rail, Bestandteil des Common-Rail-Systems, dient dabei als Verteilerrohr und als Druckspeicher.

Die Analyse des Eigenspannungsfeldes und des Rissfortschritts im dickwandigen Railabschnitt ist nur in Kombination von experimentellen Untersuchungen und numerischen Methoden zuverlässig möglich. Die für die numerischen Methoden benötigten statischen, zyklischen und bruchmechanischen Werkstoffkennwerte werden experimentell an Werkstoffproben bestimmt. Fertigungsbedingt können Werkstoffkennwerte von Charge zu Charge, von Bauteil zu Bauteil oder über der Bauteildicke streuen. Für eine robuste Großserienfertigung ist die Sensitivität der Bauteilbeanspruchbarkeit auf diese Streuungen entscheidend. Aus diesem Grund werden Werkstoffkennwerte von unterschiedlichen Wärmebehandlungen einer Charge und von unterschiedlichen Chargen bestimmt. Für die differenzierte metallografische Beschreibung der Kornverteilung der Gefügevarianten wird eine automatische Bildanalyse entwickelt.

Die Erfassung des komplexen Druckeigenspannungsfeldes an der Bohrungsverschneidung nach der Fertigung erfordert eine numerische Abbildung des Autofrettagprozesses mit dreidimensionalen Strukturen. Für eine realitätsnahe Beschreibung des Verfestigungsverhaltens und dem beim Rückfließen auftretenden Bauschinger-Effekts [14] wird ein erweitertes Werkstoffmodell nach Armstrong, Frederick und Chaboche [15,16] angewandt. Zur Verifikation der FE-Analyse werden punktuell mit Hilfe der Zerlegemethode und der Röntgenografie Eigenspannungen am Bauteil experimentell bestimmt. Zur Ermittlung von Eigenspannungsverläufen in der Bauteiltiefe wird die Röntgenografie mit einem schichtweisen elektrochemischen Materialabtrag kombiniert. Die dabei entstehenden Eigenspannungsumlagerungen werden mit Hilfe eines hybriden Ansatzes aus numerischen und experimentellen Methoden bewertet.

Das Schwingfestigkeitspotenzial von Druckeigenspannungen am Railabschnitt soll mit Hilfe von Innendruckpulsversuchen ermittelt werden. Mit Hilfe der Ultraschalltechnik ist während des Pulsversuches die Detektierung der Rissinitiierung, des –fortschritts sowie des –stopps prinzipiell möglich, und wird in dieser Arbeit experimentell quantifiziert.

Während der anrissfreien Ermüdungslebensdauerphase steht die Frage nach dem Eigenspannungsabbau durch die Innendruckbelastung im Vordergrund. Aus diesem Grund werden an zyklisch belasteten Bauteilen in Abhängigkeit vom Innendruck und der Schwingspielzahl röntgenografisch Eigenspannungsverläufe über der Bauteiltiefe

ermittelt. Die Berechnung der Bauteillebensdauer nach dem Versagenskriterium Anriss erfolgt basierend auf dem örtlichen Konzept [17, 18].

Für die zuverlässige Bewertung des Rissstopps, ist die numerische Abbildung des im Druckeigenspannungsfeld entstehenden Rissfrontenverlaufs sowie die Eigenspannungsumlagerung durch den Riss maßgebend. Aus diesem Grund wird ein dreidimensionales Modell für die FE-Analyse herangezogen, welches damit automatisch die Eigenspannungsumlagerung erfasst. Für die Simulation des Rissfortschrittes von der Initiierung bis zum Stopp wird ein bruchmechanisches Rissfortschrittsprogramm [19] angewandt. Schnittstellen für benutzerdefinierte Routinen ermöglichen hierbei eine problemorientierte bruchmechanische Bewertung des Railabschnitts.

Der Abgleich zwischen experimentellen und numerischen Ergebnissen ermöglicht die Entwicklung eines stabilen Auslegungskonzeptes zur Bewertung der Rissstopp-Dauerfestigkeit von Bauteilen mit ausgeprägten Druckeigenspannungsfeldern.

2 Stand des Wissens

2.1 Auswirkung der Mikrostruktur auf die Festigkeit von Stählen

Metallische Werkstoffe für technische Anwendungen sind im Allgemeinen keine reinen Elemente sondern setzen sich aus mehreren Legierungskomponenten zusammen. Die in der technischen Anwendung am häufigsten eingesetzte Legierung ist Stahl, dessen Massenanteile an Eisen größer ist als der eines jeden anderen Elements und dessen Kohlenstoffgehalt im Allgemeinen kleiner als 2% ist [20]. Die Festigkeit und Verformbarkeit des Stahls sind makroskopisch mechanische Eigenschaften, die durch das Gefüge, d.h. durch Art, Größe und Form der Kristalle, sowie deren Gitterfehler bestimmt wird [20, 21]. Die plastische Verformungsfähigkeit beruht auf der Bewegung von Versetzungen und die Festigkeitssteigerung auf deren Bewegungsbehinderung. Dabei wird insbesondere die Auswirkung auf den Beginn der plastischen Verformung, der Dehngrenze, sowie das anschließende Verfestigungsverhalten betrachtet. In Abhängigkeit von der Ausdehnung der Gitterfehler lassen sich vier verschiedene Verfestigungsmechanismen unterscheiden:

- Mischkristallverfestigung (0-dimensionaler Gitterfehler),
- Kaltverfestigung (1-dimensionaler Gitterfehler),
- Kornverfeinerung (2-dimensionaler Gitterfehler),
- Ausscheidungshärtung (3-dimensionaler Gitterfehler).

Die Mischkristallverfestigung beruht auf der Wechselwirkung zwischen elastischen Verzerrungsfeldern, verursacht durch gelöste Fremdatome, und den Gleitversetzungen. Dabei wird die Festigkeitssteigerung

$$\Delta\sigma_M \sim c^n \quad \text{mit } 0,5 \leq n \leq 1 \quad (2.1)$$

von der Konzentration c der Fremdatome beeinflusst. Die Anreicherung von Fremdatomen an einer Versetzung, die sogenannte Cottrell-Wolke, erklärt das Auftreten der ausgeprägten Streckgrenze beim Zugversuch. Die Kaltverfestigung ist auf Gleitbehinderungen infolge gegenseitigem Anziehen und Abstoßen der Versetzungen zurückzuführen. Aus diesem Grund ist die Festigkeitssteigerung

$$\Delta\sigma_V \sim \sqrt{\rho} \quad (2.2)$$

umso größer, je höher die Versetzungsdichte ρ ist. Da Korngrenzen ein unüberwindbares Hindernis für Versetzungen darstellen, steigert die Kornverfeinerung die Festigkeit erheblich. Nach Hall-Petch [22, 23] nimmt der Widerstand gegen die Versetzungsbewegung

$$\Delta\sigma_K = k \frac{1}{\sqrt{d}} \quad (2.3)$$

mit kleiner werdender mittlerer Korngröße d , gleichbedeutend mit Vermehrung der Korngrenzen, zu. Dabei ist k der Korngrenzenwiderstand. Die Ausscheidungshärtung $\Delta\sigma_A$ beruht auf der Versetzungsbehinderung beim Schneiden oder Umgehen der Ausscheidung, wobei eine Verteilung vieler feiner Ausscheidungen am wirkungsvollsten ist. In Abhängigkeit von der Art, Größe und Anordnung der Ausscheidungen wirken verschiedene Gleitmechanismen, die unterschiedliche Spannungsanteile liefern.

Die Streckgrenze kann bei texturfreien Werkstoffen näherungsweise additiv mit Hilfe der sich aus den Verfestigungsanteilen ergebenden Spannungsanteile berechnet werden:

$$R_e = \sigma_P + \Delta\sigma_M + \Delta\sigma_V + \Delta\sigma_K + \Delta\sigma_A \quad (2.4)$$

Die Spannung σ_P resultierend aus dem Peierl-Potential [20] ist die Spannung, welche benötigt wird, um eine Versetzung in einem Einkristall mittlerer Orientierung zu bewegen.

Bei texturbefahenen Werkstoffen, wie Schmiedebauteilen, wird jedoch diese Summe der wirksamen Verfestigungsmechanismen, durch einen von der Beanspruchungsrichtung abhängiger multiplikativen Term überlagert. Hier kann eine Abschätzung der Festigkeit technisch angewandter Werkstoffe z.B. mittels Härteprüfverfahren getroffen werden, welche sich durch ihren geringen experimentellen Aufwand auszeichnen. Bei Metallen ist die Härte ein Maß für den Widerstand gegen eine bleibende plastische Verformung. Da das Eindringvermögen von der Gestalt und Eigenhärte des anderen Körpers sowie von der Art und Größe der Belastung abhängig ist, muss bei der Angabe von Härtewerten immer das Härteprüfverfahren mit angegeben werden. Mit Hilfe von Näherungsbeziehungen [24] kann von der Härte auf die Zugfestigkeit R_m geschlossen werden, wie z.B.:

$$R_m \approx 3,5 \cdot HB \quad (\text{Brinell-Härte}) \quad (2.5)$$

Die Festigkeit bei zyklischer Belastung ist geringer als bei statischer Belastung, siehe Kapitel 2.4. Der bei zyklischer Beanspruchung am häufigsten bestimmte Werkstoffkennwert ist die Wechselfestigkeit σ_W , welche die auf Dauer ertragbare Spannungsamplitude bei rein wechselnder Beanspruchung ist.

Die Dauerfestigkeit kann nach [25] mit der statischen Festigkeit korreliert werden. So kann z.B. die Wechselfestigkeit für unlegierte und legierte Stähle mit der Beziehung

$$\sigma_W \approx 0,45 \cdot R_m \quad \text{mit } R_m \leq 1400 \text{ MPa} \quad (2.6)$$

abgeschätzt werden. Legierungselemente beeinflussen die Dauerfestigkeit ähnlich wie die Zugfestigkeit. Dahingegen wirken sich nichtmetallische Einschlüsse und Ausscheidungen aufgrund ihrer Mikrokerbwirkung deutlich auf die Schwingfestigkeit aus. Die Erhöhung der statischen Festigkeit, mit Hilfe der vier Verfestigungsmechanismen, muss nicht notwendigerweise zur Steigerung der Schwingfestigkeit führen. Insbesondere bei der Kaltverfestigung überwiegt die versprödende Wirkung, wodurch der plastische Anteil der ertragbaren zyklischen Dehnung reduziert wird.

Das Bruchverhalten rissbehafteter Bauteile bzw. bruchmechanischer Werkstoffkennwerte wird von der Zähigkeit des Werkstoffs bestimmt. Das Zähigkeitsverhalten metallischer Werkstoffe unterscheidet sich im Übergangsverhalten. Bei Stahl mit krz-Gitter wie den ferritischen Stählen und bei einigen hexagonalen Gittertypen existiert ein Übergang von duktilem zu sprödem Verhalten hin zu tieferen Temperaturen. Die Temperatur bei der dieser Wechsel des Bruchmechanismus stattfindet wird neben der Belastungsgeschwindigkeit und dem Spannungszustand von der Mikrostruktur bestimmt. Festigkeitssteigernde Maßnahmen, wie die Mischkristall-, die Kaltverfestigung oder die Ausscheidungshärtung erhöhen zwar die Dehngrenze, führen aber gleichzeitig zu höheren Übergangstemperaturen und infolge dessen zu einem ungünstigeren Sprödbbruchverhalten. Dahingegen senkt die Kornverfeinerung die Übergangstemperatur in erheblichem Maße. Zu beachten ist, dass texturbefahete Bauteile bei duktilem Werkstoffverhalten und damit bei stabilem Rissfortschritt eine deutliche Anisotropie aufweisen.

2.2 Eigenspannungen

2.2.1 Verfahren zur Erzeugung von Eigenspannungen in der Bauteiltiefe

Das Festigkeitsverhalten metallischer Bauteile wird durch Eigenspannungen, die eine Folge von technischen Herstellungs-, Bearbeitungs- und Behandlungsprozessen sind, entscheidend beeinflusst. Eigenspannungen sind ein seit langem bekanntes Phänomen. Erste Berichte stammen aus dem Jahr 1841 [26]. Unter Eigenspannungen versteht man mechanische Spannungen, die in einem äußerlich unbelasteten Bauteil im Gleichgewicht sind.

In Abhängigkeit des Bereichs in dem die Eigenspannungen im Kräfte- und Momentengleichgewicht sind, werden Eigenspannungen I., II. und III. Art unterschieden [27], siehe Bild 2.1.

- Eigenspannungen I. Art: σ' sind über größere Werkstoffbereiche, d.h. mehrere Körner nahezu homogen.

- Eigenspannungen II. Art: σ'' sind über kleine Bereiche, d.h. ein Korn bzw. Kornbereich nahezu homogen.
- Eigenspannungen III. Art: σ''' sind über kleinste Bereiche, d.h. mehrere Atomabstände nahezu homogen.

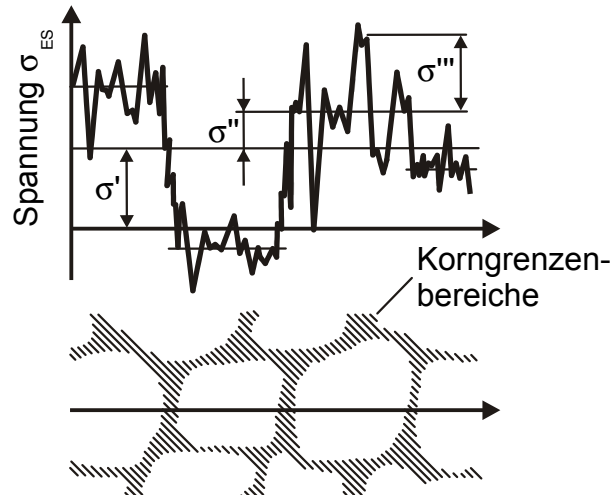


Bild 2.1: Definition von Eigenspannungen I., II. und III. Art [28]

Beim Eingriff in das Gleichgewicht bewirken Eigenspannungen I. Art immer, Eigenspannungen II. Art bedingt jedoch Eigenspannungen III. Art nie makroskopische Maßänderungen. Deshalb werden Eigenspannungen I. Art auch als Makrospannungen, Eigenspannungen II. und III. Art als Mikrospannungen bezeichnet. Zu beachten ist, dass bei der Erzeugung von Makrospannungen in der Regel auch Mikrospannungen entstehen.

Bei der ingenieurmäßigen Anwendung von Eigenspannungen sind vor allem die Makrospannungen von Bedeutung. Im Allgemeinen stellt bei schwingender Beanspruchung die Randschicht einen für die Rissinitiierung bestimmenden und daher versagenskritischen Bereich dar. Druckeigenspannungen im Randbereich können durch Verzögerung der Rissinitiierung eine Steigerung der Schwingfestigkeit bewirken. Sind die Eigenspannungen nicht nur auf oberflächennahe Bereiche begrenzt, so beeinflussen sie die Bauteilschwingfestigkeit über die anrissfreie Ermüdungsphase hinaus. Druckeigenspannungen in bereits rissbehafteten Bauteilen vermindern die effektive Beanspruchung direkt vor der Risspitze und damit die Rissfortschrittsgeschwindigkeit. Treten an der versagenskritischen Stelle Spannungsgradienten auf, wie z. B. an Bohrungsverschneidungen innendruckbelasteter Bauteile, so können entsprechend in der Bauteiltiefe ausgeprägte Druckeigenspannungsfelder die Rissfortschrittsgeschwindigkeit bis hin zum Rissstopp reduzieren. Demnach ist zur Steigerung der Schwingfestigkeit mit Hilfe von Druckeigenspannungen neben dem Eigenspannungsbetrag die Ausprägung des Eigenspannungsfeldes entscheidend.

Der Betrag und die Ausprägung des Eigenspannungsfeldes ist abhängig von der Werkstoffkombination und dem Fertigungsprozess. Die wichtigsten mechanischen Verfahren zur Erzeugung von Druckeigenspannungsfelder sind das Kugelstrahlen, das Festwalzen, das Schlagverfestigen durch Hämmern, das Aufdornen von Bohrungen sowie die Autofrettage [11].

Die Wirkung dieser Verfahren beruht auf der teilplastischen Verformung von versagenskritischen Bereichen und die elastische Reaktion der unverformten Werkstoffbereiche, die der plastischen Verformung entgegen wirken. Bei den meisten Verfahren wird die plastische Verformung durch Kontakt mit einem Werkzeug wie dem Strahlmittel, der Walzrolle, dem Hammer oder dem Dorn erzwungen. Dies bedingt eine Bauteilgeometrie, die den Zugang des Werkzeugs an den versagenskritischen Stellen erlaubt. Bei innendruckbeanspruchten Bauteilen mit komplexer Geometrie, wie Bohrungsverschneidungen ist dies im Allgemeinen nicht der Fall.

Für innendruckbelastete Bauteile ist die Autofrettage ein geeignetes Verfahren, um an versagensrelevanten Stellen ein ausgeprägtes Druckeigenspannungsfeld zu erzeugen [8, 29-32]. Die Autofrettage wurde zunächst für gerade, dickwandige Rohre ohne Verzweigung oder Querbohrung entwickelt findet jedoch zunehmend bei Bauteile mit komplexen Spannungs- oder Werkstoffzuständen wie Bohrungsverschneidungen ihre Anwendung. Autofrettage ist die gezielte plastische Verformung innendruckbeanspruchter Bauteile durch einmaliges Überlasten mittels eines Reck- oder Autofrettagedrucks, siehe Bild 2.2. Infolge der Spannungsgradienten an den Kerbstellen, sorgt das Prinzip der Autofrettage dafür, dass gerade von diesen versagenskritischen Stellen die Plastifizierung ausgeht und hier festigkeitssteigernde Druckeigenspannungsfelder eingebracht werden.

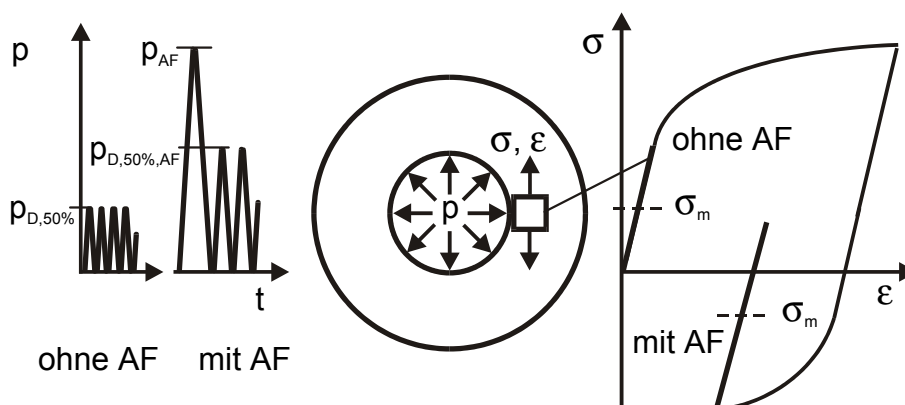


Bild 2.2: Wirkungsprinzip der Autofrettage (AF) nach [12]

Der Betrag der maximalen Druckeigenspannung sowie die Ausprägung des Eigenspannungsfeldes wird neben dem Autofrettagedruck im wesentlichen von der Bau-

teilgeometrie, dem Plastifizierungsvermögen des Werkstoffs und der Temperatur während der Autofrettage bestimmt [33 - 39]. Die Bauteilgeometrie, d.h. das Durchmesser Verhältnis der Bohrung oder Kerbstellen wie z.B. Querbohrungen bestimmen den örtlichen Spannungsgradient und damit die sich bei einem bestimmten Autofrettagedruck einstellende plastische Zone. Eine von der Bauteilgeometrie unabhängige Charakterisierung der Plastifizierung bietet der Autofrettagegrad c , der das Verhältnis von plastifiziertem zum gesamten Bauteilbereich darstellt.

Die Berechnung der durch die Autofrettage erzielbaren Steigerung der Bauteilbeanspruchbarkeit erfordert die Lösung zweier Teilaufgaben. Dies ist zum Einen die Ermittlung der im Bauteil vorliegenden Eigenspannung nach der Fertigung und zum Anderen die Bewertung der Bauteilschwingfestigkeit, welche die Analyse der Eigenspannungsumlagerung durch die Betriebsbelastung und die lokale Betrachtung der Rissfront im Eigenspannungsfeld sowie deren Interaktion umfasst.

Erste Verfahren zur Bestimmung der mit Hilfe der Autofrettage eingebrachten Eigenspannungen, die sich in der Regel auf einfache Geometrien wie den dickwandigen Hohlzylinder beziehen, unterstellen idealplastische Verfestigungs- bei der Belastung und linear-elastisches Werkstoffverhalten während des Entlastungsvorgangs [40]. Chen [41] schlägt für hochfeste Stähle ein Modell vor, das die Verfestigung des Werkstoffs berücksichtigt. Nach vorheriger plastischer Verformung kann bei Belastungsumkehr Fließen bei einem betragsmäßig geringeren Spannungswert als nach einer Wiederbelastung im gleichen Richtungssinn auftreten [14]. Verfahren, die dieses als Bauschinger-Effekt bekannte Phänomen bei der Entlastung berücksichtigen, sind in [42 - 44] angegeben. Während Chen [42] und Parker et al. [43] in ihren Untersuchungen dickwandige Hohlzylinder betrachten, beschäftigten sich Badr et al. [44] mit quergebohrten Hohlzylindern. Die Ermittlung der mehrachsigen Beanspruchung, insbesondere bei komplexer Bauteilgeometrie erfordert den Einsatz numerischer Methoden. Zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens bei mehrachsiger Beanspruchung werden erweiterte Werkstoffmodelle benötigt, welche die nichtlineare Verfestigung und den Bauschinger-Effekt abbilden können, siehe Kapitel 2.3.

Als Versagensursache muss bei zyklischer Beanspruchung zwischen der Rissinitiierung und dem Ermüdungsbruch unterschieden werden, welcher sich in eine Rissbildungs- und einer Rissfortschrittsphase unterteilen lässt. Eine gute Übereinstimmung zwischen numerisch und experimentell bestimmter anrissfreien Ermüdungslebensdauer konnte mit Hilfe von Berechnungsmodellen [12] basierend auf dem Örtlichen Konzept [45, 46] erzielt werden, siehe Kapitel 2.4. Für die Bewertung der Rissfortschrittsphase werden im Allgemeinen bruchmechanische Lebensdauerkonzepte [19, 47 - 51] herangezogen, siehe Kapitel 2.5.

2.2.2 Eigenspannungsstabilität bei mechanischer Beanspruchung

Die Stabilität der Eigenspannungen im Betrieb ist Voraussetzung für die technische Anwendung von Methoden zur Schwingfestigkeitssteigerung mit Hilfe von gezielt eingebrachten Druckeigenspannungen. Bei mechanischer oder thermischer Beanspruchung können Eigenspannungen infolge plastischer Verformungen erniedrigt oder vollständig abgebaut werden. Deformationsprozesse wie Versetzungsgleitung, Versetzungskriechen, Korngrenzengleiten oder Diffusionskriechen wandeln dabei die aus den Eigenspannungen resultierenden elastischen Dehnungen in mikroplastische Verformungen um [3, 52]. Beeinflusst wird der Eigenspannungsabbau durch das komplexe Zusammenwirken einer Vielzahl von Faktoren. Neben dem Eigenspannungszustand selbst, ist der Werkstoffzustand, die Bauteilbeanspruchung und die Bauteilgeometrie für den Eigenspannungsabbau bestimmend. Bei zyklischer Beanspruchung wird die Eigenspannungsstabilität u. a. in [3, 9, 52 - 58] untersucht. Zusammenfassende Bewertungen, welche ebenfalls die hier nicht näher betrachtete thermische Beanspruchung mit einschließen, finden sich in [52, 59 - 62]. In Abhängigkeit von den Mechanismen

- quasistatische Verformungsvorgänge,
- zyklische Verformungsvorgänge und
- Rissinitiierung bzw. -fortschritt

kann der Eigenspannungsabbau in drei Phasen unterteilt werden, siehe Bild 2.3.

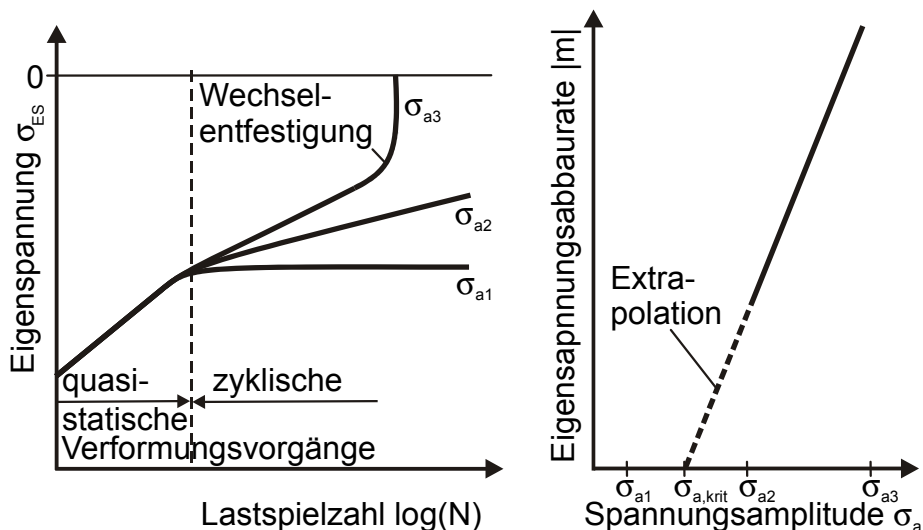


Bild 2.3: Prinzip des Eigenspannungsabbaus bei zyklischer Beanspruchung

Quasistatische Verformungsvorgänge können bereits im ersten Lastspiel Eigenspannungen reduzieren, falls lokal die Fließgrenze durch die Überlagerung von Last- und Eigenspannungszustand überschritten wird. Eine zyklische Beanspruchung kann zu einer Entfestigung des Werkstoffs und somit zu einer Abnahme der Fließgrenze

führen. Damit verbunden ist ein zusätzlicher Abbau der Eigenspannungen, sobald die Fließgrenze erneut von der Beanspruchung überschritten wird. Stabilisiert sich der Werkstoff nach einer bestimmten Anzahl von Lastspielen, tritt kein weiterer Eigenspannungsabbau aufgrund quasistatischer Verformungsvorgänge auf. Dieser Einspielvorgang wird als „shakedown“ bezeichnet, wenn die folgenden Be- und Entlastungen elastisch aufgenommen werden [63].

Die zweite Phase ist durch zyklische Verformungsvorgänge während der anrissfreien Ermüdungslebensdauerphase gekennzeichnet. Vorgänge, ähnlich dem zyklischen Kriechen treten auf, wenn die Summe aus Last- und Eigenspannungen die vorliegende zyklische Streckgrenze überschreitet und es dadurch zum zyklischen Eigenspannungsabbau kommt. In Abhängigkeit von der Spannungsamplitude σ_a nimmt nach [64] der Eigenspannungsabbau

$$\sigma_{ES} = A(\sigma_a) - m(\sigma_a) \cdot \lg N. \quad (2.7)$$

mit dem Logarithmus der Lastspielzahl N linear zu. Der Koeffizient A und die Eigenspannungsabbaurate m sind vom Werkstoffzustand sowie von der Beanspruchungsart und -höhe abhängig. Für Spannungsamplituden größer einer kritischen Spannungsamplitude $\sigma_{a,krit}$ steigt der Betrag der Eigenspannungsabbaurate $|m|$ mit wachsender Spannungsamplitude, siehe Bild 2.3. Zur Bestimmung der kritischen Spannungsamplitude wird die in Bild 2.3 dargestellte m, σ_a -Gerade auf $m = 0$ extrapoliert [65].

Die Versetzungsordnung, welche nach der Eigenspannungsinduzierung vorliegt, wird beim Eigenspannungsabbau in eine Konfiguration überführt, die für die jeweilige Ermüdung typisch ist [3, 52]. Bei hohen Beanspruchungsamplituden korrelieren diese Versetzungsumlagerungen gegen Ende der Lebensdauer mit Wechselentfestigungsvorgängen. Dies bedingt eine Abnahme der inneren Verzerrungen der Versetzungen, wodurch ein Abbau der Mikroeigenspannungen auftritt. Damit verbunden ist, bei konstanter Spannungsamplitude, eine Zunahme der plastischen Dehnungsamplitude, infolge dessen die Eigenspannungsabbaurate steigt [9], siehe Bild 2.3.

Bei kleiner Zugfestigkeit R_m findet selbst bei Belastungsamplituden, die der Wechselfestigkeit entsprechen noch ein merklicher Eigenspannungsabbau statt [28, 58, 66]. Bei Übergang zu höherfesten Werkstoffen steigt jedoch die zyklische Streckgrenze stärker als die Wechselfestigkeit, so dass die Eigenspannungen bei Beanspruchungen im Bereich der Wechselfestigkeit näherungsweise stabil bleiben. Die analog zur Mittelspannungsempfindlichkeit [67] definierte Eigenspannungsempfindlichkeit [28]

$$m = \frac{\sigma_W - \sigma_A(\sigma_{ES})}{\sigma_{ES}} \quad (2.8)$$

wächst daher mit steigender Zugfestigkeit des Werkstoffs und nimmt oberhalb $R_m \approx 1700$ MPa den Sättigungswert $m \approx 0,4$ an [66].

Die dritte und letzte Phase des Eigenspannungsabbaus ist durch die Ausbildung von Mikrorissen und Rissfortschritt bis hin zum Makroriss gekennzeichnet. Der initiierte bzw. fortschreitende Riss stellt einen Eingriff in das Kräfte- und Momentengleichgewicht des Eigenspannungsfeldes dar, wodurch dieses umgelagert wird. Folglich hängt der Eigenspannungsabbau in dieser Phase von der Ausprägung des Eigenspannungsfeldes sowie der Riss- und Bauteilgeometrie ab.

2.2.3 Methoden der Eigenspannungsmessung

Es existiert eine große Zahl von Möglichkeiten, Eigenspannungen experimentell zu ermitteln [69, 68]. In Tabelle 2.1 sind in Abhängigkeit vom Messprinzip bzw. der Messgröße die wichtigsten Eigenspannungsmessverfahren zusammengestellt.

Messprinzip	Messgröße	Messverfahren	Charakter
Mechanik	makroskopische Formänderung	Zerlegeverfahren	zerstörend
		Bohrlochmethode	
		Ring-Kern-Verfahren	
		Ausbohr- und Abdrehverfahren	
		Nocken- und Stegverfahren	
Diffraktion	Gitterdehnung	Röntgenografie	zerstörungsfrei
		Neutronenmethode	
Akustik	z.B. Laufzeitdifferenz von Scherwellen	Ultraschallverfahren	
Magnetismus	z.B. Barkhausen Rauschamplitude	Magnetverfahren	

Tabelle 2.1: Zusammenstellung der wichtigsten Eigenspannungsmessverfahren

Im folgenden werden die Messverfahren basierend auf der Mechanik und der Diffraktion näher betrachtet.

Die mechanischen Verfahren messen makroskopische Deformationen, die durch Zerlegen, Abtragen oder Trennen des Messobjektes ausgelöst werden. Der zerstörende bzw. teilzerstörende Vorgang stellt einen Eingriff in das Kräfte- und Momentengleichgewicht des Eigenspannungsfeldes dar, wodurch das verbleibende Bauteil zurückfedert. Aus der elastischen Rückfederung, die im Allgemeinen mit Hilfe von Dehnungsmessstreifen (DMS) erfasst wird, wird auf das im unzerstörten Bauteil vorliegende Eigenspannungsfeld zurückgeschlossen.

Mit Hilfe der Dehnungsmessung wird bei Verfahren wie dem Ausbohr- oder Abdrehverfahren der Eigenspannungsverlauf im abgetragenen Volumen berechnet. Dies setzt jedoch die qualitative Kenntnis des Spannungsverlaufs im unzerstörten Bauteil voraus, wodurch die Anwendung dieser Verfahren auf einfache Bauteilgeometrien begrenzt ist. Dahingegen wird beispielsweise beim Zerlege- oder Bohrlochverfahren die Eigenspannungen in dem mit DMS applizierten Bereich des Bauteils ausgelöst. Dies ermöglicht direkt die Bestimmung der oberflächennahen Eigenspannungen als integralen Wert über dem verbleibenden Bauteilvolumen. Folglich sind diese Verfahren auch bei geometrisch komplexen Bauteilen anwendbar. Sind die in diesen Bauteilen vorliegenden Spannungsgradienten in Tiefenrichtung gering, so kann in Abhängigkeit vom Auflösungsvermögen des DMS auch ein Eigenspannungsverlauf in der Bauteiltiefe bestimmt werden.

Die Diffraktions- oder Beugungsverfahren beruhen darauf, eigenspannungsbedingte Deformationen in submikroskopischen Bereichen als Gitterdehnung kristalliner Werkstoffe zu messen. Aus der gemessenen Gitterdehnung kann über elastizitätstheoretische Beziehungen direkt der vorliegende Eigenspannungszustand bestimmt werden.

Zur Messung der Gitterdehnung werden überwiegend Röntgenstrahlen eingesetzt. Der wesentliche Vorteil der röntgenografischen Eigenspannungsmessung ist der zerstörungsfreie Charakter und der im Vergleich zu Neutronenstrahlen geringe apparative Aufwand. Des Weiteren zeichnet sich die Röntgenografie durch eine hohe Messgenauigkeit von ± 1 MPa aus [69]. Feinstruktur-Röntgenröhren in Kombination mit einem Fein-Fokus ermöglichen eine nahezu punktförmige Eigenspannungsmessung und damit die Erfassung hoher Spannungsgradienten. Die geringe Eindringtiefe der Röntgenstrahlen in metallische Bauteile beschränkt jedoch die Eigenspannungsmessung auf oberflächennahe Bereiche.

Zur Bestimmung von Eigenspannungsverläufen in der Bauteiltiefe wird die Röntgenografie mit einem schichtweisen Abtragverfahren kombiniert. In der Regel wird für den Materialabtrag ein elektrochemisches Verfahren eingesetzt, welches den Eigenspannungszustand an der entstehenden Oberfläche nicht durch eine thermische oder mechanische Beanspruchung verändert. Der Materialabtrag stellt jedoch, wie

bereits bei den mechanischen Verfahren erläutert, einen Eingriff in das Kräfte- und Momentengleichgewicht des Eigenspannungsfeldes dar.

Mit Hilfe von rechnerischen Korrekturen wird vom Eigenspannungszustand an der neu entstandenen Oberfläche auf den im unzerstörten Bauteil zurückgeschlossen. Analytische Korrekturfunktionen wurden auf der Grundlage rotationssymmetrischer Spannungsverteilungen in kreisförmigen Querschnitten entwickelt [70, 71]. Dabei beschreibt das am häufigsten angewandte Verfahren nach Moore und Evans [70] die Eigenspannungskorrektur in Abhängigkeit von der Abtragstiefe. Bei komplexer Bauteilgeometrie sind diese Korrekturverfahren nur beschränkt oder gar nicht anwendbar. Aus diesem Grund wird in neuerer Zeit der Einfluss des schichtweisen Materialabtrags auf das Eigenspannungsfeld mit Hilfe der FEM untersucht [11, 72 - 74]. Dabei wird deutlich, dass die Eigenspannungsumlagerung neben der Abtragstiefe wesentlich vom Abtragsvolumen abhängig ist. Numerische Untersuchungen an gewalzten V-Kerb-Proben zeigen, dass die analytisch korrigierten Eigenspannungen nach Moore und Evans nur bei lokalem Materialabtrag, d.h. kleines Abtragsvolumen im Vergleich zur Abtragstiefe, eine gute Übereinstimmung mit denen im unzerstörten Bauteil liefern [11].

2.3 Beschreibung des Werkstoffverhaltens bei überelastischer Beanspruchung

Bauteile, welche ein zähes Werkstoffverhalten aufweisen, können örtlich über die Fließgrenze hinaus beansprucht werden. Eine kontrollierte überelastische Beanspruchung, wie die Autofrettage, setzt die Kenntnis des Spannungs-Dehnungs-Zusammenhangs voraus. Der σ - ε -Zusammenhang ist werkstoffspezifisch und wird im Allgemeinen mit Hilfe des Zugversuchs nach DIN EN 10 002 ermittelt. Zur Beschreibung des überelastischen Werkstoffverhaltens wird die Plastizitätstheorie verwendet, bei der angenommen wird, dass sich bei kleinen Verformungen und isothermer Beanspruchung die Gesamtdehnung

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\varepsilon}}_{el} + \underline{\underline{\varepsilon}}_{pl} \quad (2.9)$$

aus einem elastischen und einem plastischem Dehnungsanteil zusammen setzt. Mit Hilfe des verallgemeinerten Hooke'schen Gesetzes

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{E}} \cdot \underline{\underline{\varepsilon}}_{el} \quad (2.10)$$

kann unter der Voraussetzung von zeitunabhängigem Werkstoffverhalten die Spannung aus der elastischen Dehnung berechnet werden. Unter Annahme von isotropem Werkstoffverhalten wird dabei aus den Lamé-Konstanten der Elastizitätstensor $\underline{\underline{E}}$ 4. Stufe berechnet.

Mit Hilfe von konstitutiven oder phänomenologischen Stoffgesetzen kann das elastisch-plastische Werkstoffverhalten beschrieben werden [75]. Konstitutive Stoffgesetze versuchen das plastische Werkstoffverhalten auf Basis von werkstoffphysikalischen bzw. mikrostrukturellen Vorgängen zu charakterisieren. Bei den phänomenologischen Werkstoffmodellen dahingegen wird der aktuelle Werkstoffzustand in Abhängigkeit von beobachtbaren Größen wie der Spannung, Dehnung oder Temperatur sowie einem Satz von inneren Variablen bestimmt. Dabei ist der momentane Werkstoffzustand nur vom aktuellen Wert der Variablen und nicht von deren Vorgeschichte abhängig [16]. Die Zusammenhänge zwischen diesen Variablen beinhalten frei zu bestimmende Werkstoffparameter.

Die Erzeugung von ausgeprägten Druckeigen Spannungsfelder mit Hilfe der Autofrettage bewirkt, insbesondere bei innendruckbeanspruchten Bohrungsverschneidungen, eine komplexe mechanische Beanspruchung. Demzufolge kann eine Bewertung des Eigen Spannungsfeldes ausschließlich mit Hilfe von numerischen Methoden erfolgen. Eine numerische Simulation des Autofrettageprozesses erfordert Werkstoffmodelle, welche in Abhängigkeit vom Lastpfad die wesentlichen Effekte,

wie die nichtlineare Verfestigung bei der Belastung und den Bauschinger-Effekt bei der Entlastung [42], erfassen können.

Die Werkstoffmodelle in den gängigen FE-Programmen können diese Effekte nicht abbilden. Über entsprechende Schnittstellen besteht jedoch die Möglichkeit benutzerdefinierte Werkstoffmodelle in die FE-Programme zu implementieren.

Für die numerischen Untersuchungen dieser Arbeit scheint das phänomenologische Werkstoffmodell, basierend auf den Arbeiten von Armstrong, Frederick und Chaboche (AFC-Modell) [15,16,76-78], als besonders gut geeignet. Das AFC-Modell existiert in zahlreichen Varianten [79-84], welche sich in der Anzahl der kinematischen Verfestigungsvariablen und in den Evolutionsgleichungen der Verfestigungsvariablen unterscheiden. Zeitabhängige viskose Beanspruchung sowie eine Temperaturabhängigkeit wird in dieser Arbeit nicht betrachtet. Im folgenden wird das verwendete AFC-Modell kurz vorgestellt, wobei ausführliche Beschreibungen den Arbeiten [81, 83] zu entnehmen sind.

Zur Beschreibung des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens werden generell vier elementare Gleichungen benötigt:

- Fließbedingung: Definition des Übergangs vom elastischem zum plastischem Bereich
- Fließrichtung: Festlegung der Richtung der plastischen Verzerungsinkremente
- Verfestigung: Beschreibung der kinematischen und isotropen Verfestigungsvorgänge
- Formänderungsgesetz: Zusammenhang zwischen Dehnrates und Spannungsinkrement

Der Beginn der inelastischen Verformung wird in der Plastizitätstheorie mit Hilfe der Fließbedingung beschrieben. Die Fließbedingung ist eine skalarwertige Funktion, welche im Spannungsraum eine stetige und konvexe Hyperfläche, die Fließfläche, darstellt. Alle elastischen Spannungszustände liegen innerhalb der Fließfläche, wohingegen alle plastischen Spannungszustände auf deren Berandung liegen.

Für metallische Werkstoffe wird der Fließbeginn am besten mit Hilfe der Fließbedingung nach von Mises [85,86] beschrieben. Mit der Annahme, dass plastische Verformungen unter Volumenkonstanz ablaufen, lautet die Fließbedingung für linear-elastisches-idealplastisches Werkstoffverhalten mit der Dehngrenze k :

$$f = J_2(\underline{\underline{\sigma}}') - k = 0 \quad (2.11)$$

Durch die Abspaltung des hydrostatischen Spannungsanteils von der gesamten Spannung ergibt sich der deviatorische Spannungstensor

$$\underline{\underline{\sigma'}} = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3}(\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}). \quad (2.12)$$

Die Vergleichsspannung nach der Gestaltänderungsenergiehypothese, eine Interpretation der 2. Invariante des Spannungsdeviators

$$J_2(\underline{\underline{\sigma'}}) = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{\underline{\sigma'}} : \underline{\underline{\sigma'}}}, \quad (2.13)$$

wird auch als Vergleichsspannung nach von Mises bezeichnet.

Die Richtung des plastischen Verzerrungssinkrements legt für jeden Spannungszustand die Fließregel fest. Die im AFC-Modell verwendete Fließregel nach Prandtl-Reuss [87, 88] geht davon aus, dass im aktuellen Spannungszustand das plastische Dehnungssinkrement senkrecht zur Fließfläche steht.

$$\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_{pl} = \dot{p} \cdot \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \quad (2.14)$$

Das plastische Dehnungssinkrement

$$\dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} \left(\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_{pl} : \dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_{pl} \right)} \quad (2.15)$$

ist die Rate der akkumulierten Vergleichsdehnung.

Sobald der Werkstoff überelastisch beansprucht wird, verfestigt er. Dies bedeutet, dass der Formänderungszustand in Abhängigkeit von der plastischen Verzerrung zunimmt. Für die Beschreibung des Verfestigungsmechanismus werden geeignete Gesetze benötigt. Prinzipiell werden zwei Verfestigungsmechanismen unterschieden:

- Kinematische Verfestigung und
- Isotrope Verfestigung

Das kinematische Verfestigungsmodell ist geeignet die richtungsabhängigen Vorgänge, wie z.B. den Bauschinger-Effekt, abzubilden. Zur Beschreibung wird der Backstress- oder Rückspannungstensor $\underline{\underline{X}}$ eingeführt. Erste Ansätze gehen auf Prager [89] zurück, der einen linearen Ansatz zur Beschreibung des Zusammenhangs zwischen der Rate der kinematischen Verfestigung und der plastischen Dehnrate verwendet. Zur Beschreibung von nichtlinearen Verfestigungsmechanismen führten

Armstrong und Frederick einen Recall- oder Erholungsterm ein, so dass sich nachfolgende Evolutionsgleichung ergibt:

$$\dot{\underline{\underline{X}}} = \frac{2}{3} c \dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_{pl} - \gamma \underline{\underline{X}} \dot{\rho} \quad (2.16)$$

Von Chaboche stammt der Vorschlag den Backstress durch eine Summe einzelner Backstress abzubilden.

$$\underline{\underline{X}} = \sum_{i=1}^4 \underline{\underline{X}}_i \quad (2.17)$$

Anschaulich beschreibt die kinematische Verfestigung eine Verschiebung der Fließfläche im Spannungsraum, siehe Bild 2.4.

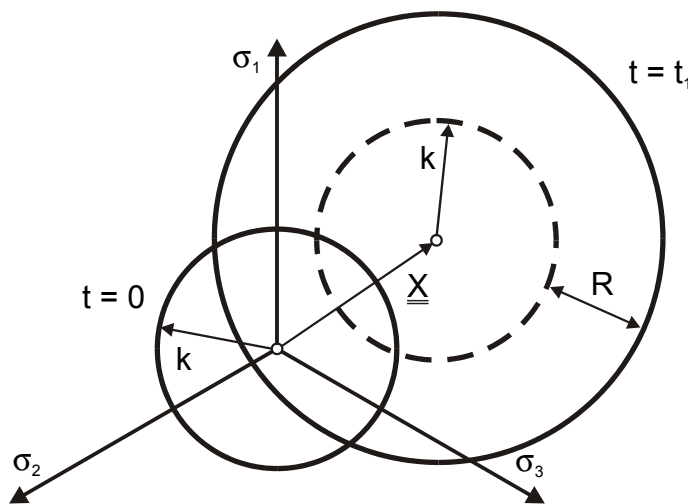


Bild 2.4: Kinematische und isotrope Verfestigung in der Oktaederebene

Die richtungsunabhängige isotrope Verfestigung wird mit Hilfe der skalaren Verfestigungsvariablen R beschrieben, welche auch als Dragstress bezeichnet wird. R ist mit dem Radius der Fließfläche verknüpft und beschreibt bildhaft die Vergrößerung bzw. Verkleinerung der Fließfläche im Spannungsraum, siehe Bild 2.4. Zur Beschreibung der isotropen Verfestigungsvorgänge schlägt Chaboche als Entwicklungsgleichung für R die Differentialgleichung

$$\dot{R} = b(Q - R)\dot{\rho} \quad (2.18)$$

vor. b ist hierbei ein Werkstoffparameter, der bei konstantem Q dem Sättigungswert von R entspricht.

In Abhängigkeit von den kinematischen und isotropen Verfestigungsvariablen erweitert sich die Fließbedingung des AFC-Modells unter Anwendung der Vergleichsspannung nach von Mises zu:

$$f = J_2(\underline{\underline{\sigma}}' - \underline{\underline{X}}) - k - R = 0; \text{ mit } J_2(\underline{\underline{\sigma}}' - \underline{\underline{X}}) = \sqrt{\frac{3}{2}(\underline{\underline{\sigma}}' - \underline{\underline{X}}):(\underline{\underline{\sigma}}' - \underline{\underline{X}})} \quad (2.19)$$

Unter Verwendung der Vergleichsspannung nach von Mises und den Verfestigungsvariablen ergibt sich folgende Fließregel:

$$\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_{pl} = \frac{3}{2} \dot{p} \frac{\underline{\underline{\sigma}}' - \underline{\underline{X}}}{k + R} \quad (2.20)$$

Das plastische Dehnungsinkrement \dot{p} kann aus der Konsistenzgleichung bestimmt werden, welche fordert, dass der Spannungspunkt für jeden Zeitpunkt des Fließens auf der Fließfläche liegt. Dies bedeutet, dass das totale Differential der Fließbedingung immer gleich Null ist. Mit Hilfe des Hooke'schen Gesetzes ergibt sich für

$$\dot{p} = \frac{(\underline{\underline{\sigma}}' - \underline{\underline{X}}): \underline{\underline{E}} \cdot \dot{\underline{\underline{\epsilon}}}}{(\underline{\underline{\sigma}}' - \underline{\underline{X}}): \left[\left(\underline{\underline{E}} + \frac{2}{3} \underline{\underline{I}} \sum_{i=1}^4 c_i \right) \cdot \frac{3}{2} \frac{\underline{\underline{\sigma}}' - \underline{\underline{X}}}{R + k} - \sum_{i=1}^4 \gamma_i \underline{\underline{X}}_i \right] + \frac{2}{3} b(Q - R)(R + k)} \quad (2.21)$$

2.4 Berechnungskonzepte zur Ermittlung der Anrisslebensdauer

Für eine Vorhersage der Schwingfestigkeit von Bauteilen bei Betriebsbeanspruchung ist die Anwendung von geeigneten Berechnungskonzepten notwendig.

Die Beanspruchbarkeit bzw. das Versagen metallischer Bauteile bei zyklischer Belastung ist bedingt durch örtlich plastische Verformungen, die zunächst zu mikrostrukturellen Veränderungen im gesamten schwingbeanspruchten Werkstoffvolumen und später lokal in oberflächennahen Werkstoffbereichen zur Bildung von Mikrorissen führen. Aus den Mikrorissen entwickelt sich dann der zum Versagen führende Makroriss [90]. Die bei zyklischer Beanspruchung ablaufenden Schädigungsvorgänge werden als Ermüdung bezeichnet, welche sich im Allgemeinen in drei kontinuierlich ineinander übergehende Phasen,

- Phase I: Bildung der Ermüdungsstruktur,
- Phase II: Rissbildung und
- Phase III: Rissfortschritts bis zum Restgewaltbruch

einteilen lässt. Da der Übergang von Phase I zu Phase II fließend ist, kann der Anrisszeitpunkt nicht exakt bestimmen werden. Aus diesem Grund wird ein technischer Anriss in Abhängigkeit von den betrieblich anwendbaren Inspektionsmethoden sowie der Detektierbarkeit definiert, welcher üblicherweise im Bereich von 0,5 mm liegt.

Die Schwingfestigkeit beschreibt die ertragbare zyklisch mechanische Belastung bis zur Ermüdung eines Bauteils. Bei periodisch wiederholenden regelmäßigen Belastungszyklen wird die Schwingfestigkeit in Abhängigkeit von der Schwingspielzahl in drei Bereiche eingeteilt, der Kurzzeitfestigkeit ($N \text{ ca. } < 4 \cdot 10^4$), die Zeitfestigkeit ($\text{ca. } 5 \cdot 10^4 < N < 2 \cdot 10^6$) und der Dauerfestigkeit. Der Bereich der Dauerfestigkeit beginnt im Allgemeinen ab einer Eckschwingspielzahl von $N_E = 2 \cdot 10^6$. Nach DIN 50 100 [146] ist die Dauerfestigkeit die größte Lastamplitude, die ein Bauteil unendlich oft ohne Versagen erträgt. Häufig weisen Bauteile jedoch keine ausgeprägte Dauerfestigkeit auf, sondern die Wöhlerlinie knickt ab der Eckschwingspielzahl nur zu einer deutlich geringeren Steigung ab. In der Praxis wird dann die Dauerfestigkeit bei einer bauteilspezifischen Grenzschwingspielzahl ermittelt. Die Betriebsfestigkeit charakterisiert die Bauteilbeanspruchbarkeit bei zufallsartiger aperiodisch deterministischem Lastverlauf.

Das Ziel einer Schwingfestigkeitsvorhersage ist die rechnerische Ermittlung der Bauteillebensdauer im Betrieb. Dafür muss die vorliegende zyklische Beanspruchung, resultierend aus der Belastung, mit geeigneten Schwingfestigkeitskennwerten verglichen werden. Schwingfestigkeitskennwerte werden üblicherweise nur bei einachsigen Spannungszuständen ermittelt. Deshalb müssen mehrachsige Spannungszustände unter Verwendung von Festigkeitshypothesen in einen fiktiven einachsigen Vergleichsspannungszustand transformiert werden. Im Wesentlichen wird das Werkstoffverhalten bei zyklischer Beanspruchung von folgenden Faktoren [45, 90 - 93] beeinflusst:

- der statische Festigkeit (Zugfestigkeit),
- der Kerbwirkung,
- dem Größeneinfluss,
- der Oberflächenrauheit,
- der Beanspruchungsart,
- der Mittel- und Eigenspannungen sowie
- den Umgebungseinflüssen (Temperatur, Korrosion, ...).

Um eine Aussage über die Bauteillebensdauer unter Berücksichtigung der wesentlichen Einflussfaktoren zu treffen, wird üblicherweise zwischen drei verschiedenen Konzepten unterschieden [90, 92, 17, 18], siehe Bild 2.5.

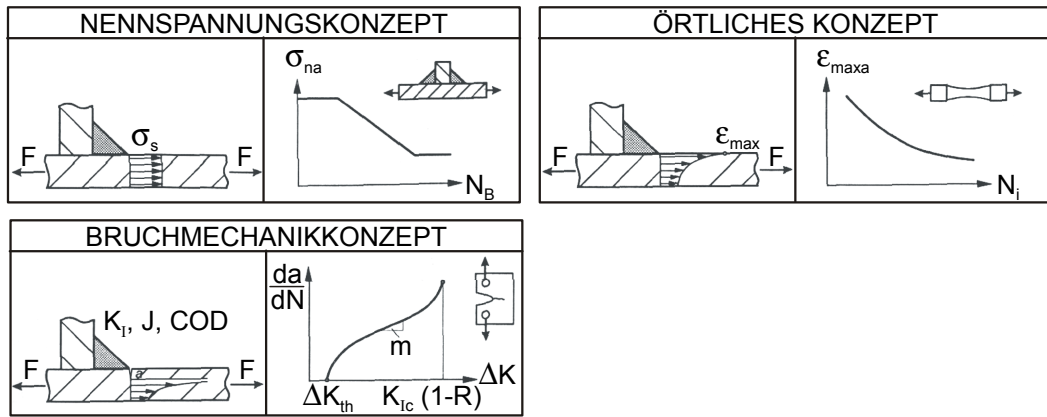


Bild 2.5: Lebensdauerkonzepte am Beispiel des geschweißten T-Stosses. Beanspruchung (links), Beanspruchbarkeit (rechts) [93]

Das Nennspannungs- und das Örtliche Konzept beschreiben die anrissfreie Ermüdungslebensdauerphase. Dahingegen ermöglicht das Bruchmechanikkonzept, welches in Kapitel 2.5.1 näher vorgestellt wird, die Bewertung angerissener Bauteile.

Beim Nennspannungskonzept wird die im höchstbeanspruchten Bauteilquerschnitt wirkende Nennspannung bzw die äußere Belastung der in Nennspannungen oder wirkenden Belastung aufgetragenen Bauteil-Wöhlerlinie gegenübergestellt. Sämtliche Einflüsse auf das Ermüdungsverhalten werden mit der Bauteil-Wöhlerlinie erfasst. Zur rechnerischen Abschätzung der Bauteil-Wöhlerlinie können Tabellen, Grafiken oder Regelwerke wie die FKM-Richtlinie [25] herangezogen werden. Voraussetzung für die Anwendung des Nennspannungskonzepts ist die Verfügbarkeit der Formzahlen sowie die Kenntnis der Lage der höchstbeanspruchten Stelle des zu berechnenden Bauteils.

Beim Örtlichen Konzept nach Seeger [17, 18] werden die im Bauteil wirkenden örtlichen Spannungen und Dehnungen dem an glatten Proben ermittelten Werkstoffverhalten gegenübergestellt. Dabei ist insbesondere von Vorteil die Möglichkeit komplexe Beanspruchungen und Werkstoffverhalten zu bewerten. Auf Basis dieses Konzeptes wurde eine Vielzahl von örtlichen Konzepten entwickelt, welche in Abhängigkeit vom Werkstoffverhalten in linear-elastische und elastisch-plastische Konzepte unterschieden werden. Mit linear-elastischen Konzepten wird im Allgemeinen auf Basis der örtlichen Spannungen die Dauerfestigkeit ermittelt. Für die Bestimmung der Anrisslebensdauer im Zeitfestigkeitsgebiet wird die Beanspruchung durch Spannungen und Dehnungen charakterisiert, wodurch hier elastisch-plastische Konzepte vorteilhaft sind. Aus diesem Grund werden diese Konzepte bevorzugt für die Berechnung der Anrisslebensdauer eigenspannungsbehafteter Bauteile angewandt [10 - 13].

Eine Methode des Örtlichen Konzepts, speziell für gekerbte Bauteile, ist das Kerbgrundkonzept nach Radaj [45], siehe Bild 2.6.

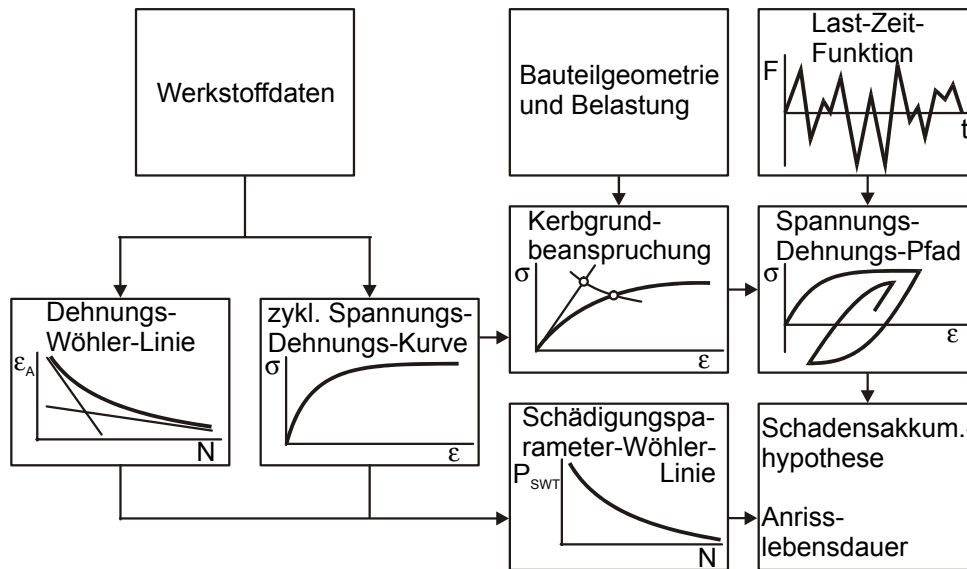


Bild 2.6: Ablaufschema der Anrisslebensdauerberechnung nach dem erweiterten Kerbgrundgesetz

Für Einstufenbelastungen, wie sie bei den Untersuchungen dieser Arbeit vorliegen, ist eine Schadensakkumulation nicht notwendig. Folglich reduziert sich die Berechnung der Anrisslebensdauer auf zwei Problemstellungen, Ermittlung

- der Beanspruchung und
- des Werkstoffverhaltens.

Als für die Schwingfestigkeit maßgebende schädigende Größe wird nach heutigem Kenntnisstand die Hystereseschleife angesehen. Die Hystereseschleife gibt den nichtlinearen Zusammenhang zwischen der Spannung und der Dehnung bei elastisch-plastischer Beanspruchung während eines Belastungszykluses wieder. Zur Ermittlung der elastisch-plastischen Hystereseschleife werden unter anderem folgende Verfahren eingesetzt:

- analytische Verfahren,
- Abschätzung aus elastischen Rechnungen mit Übertragungsfunktionen
- Näherungslösungen (z. B. nach Neuber [94], Dietmann [95], Seeger/Beste [96])
- elastisch-plastische FE-Rechnungen,
- Dehnungsmessungen.

Insbesondere bei komplexer Bauteilgeometrie wird die Beanspruchung mit Hilfe der FE-Methode bestimmt. In Kombination mit erweiterten Werkstoffmodellen, siehe Kapitel 2.3, stellt dieses Verfahren eine gute Möglichkeit dar, das spezifische Werkstoffverhalten wiederzugeben.

Treten Mittelspannungen auf, so wird deren Einfluss in der Regel mit Hilfe von Schädigungsparametern berücksichtigt. Der am häufigsten eingesetzte Schädigungsparameter ist der Schädigungsparameter

$$P_{\text{SWT}} = \sqrt{(\sigma_a + \sigma_m) \cdot \varepsilon_a \cdot E} = \sqrt{\sigma_0 \cdot \varepsilon_a \cdot E} \quad (2.22)$$

nach Smith, Watson und Topper [97]. Dabei wird die aus der Hystereseschleife abgeleitete Dehnungsamplitude ε_a und die Oberspannung σ_0 als schädigend betrachtet.

Voraussetzung für die Berechnung der Hystereseschleife, und somit für die Berechnung des Schädigungsparameters, ist die Kenntnis des Spannungs-Dehnungsverhaltens bei zyklischer Beanspruchung. Den Zusammenhang zwischen Dehnungsamplitude ε_a und der Spannungsamplitude σ_a stellt die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve bzw. zyklische Fließkurve dar. Diese setzt sich aus den Extremwerten der Hystereseschleifen mit unterschiedlichen Spannungsamplituden bei gleicher Schwingspielzahl N und gleichem Spannungsverhältnis R zusammen. Zu beachten ist, dass im Allgemeinen die zyklische Fließkurve nicht mit der zügigen übereinstimmt. In Abhängigkeit von der Art und dem Zustand des Werkstoffs, der Temperatur und der Beanspruchungshöhe kann der Werkstoff ein ver- oder entfestigendes Verhalten aufweisen, das bei metallischen Werkstoffen in der Regel nach 10 - 20 % der Lebensdauer abgeschlossen ist. In diesem Fall spricht man vom zyklisch stabilisierten Zustand. Bildet sich kein zyklisch stabilisierter Zustand aus, so werden für die zyklisch stabilisierte Fließkurve Hystereseschleifen bei halber Anrisschwingspielzahl herangezogen. Analytisch kann das elastisch-plastische Verhalten der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve mit Hilfe des Dreiparameter-Ansatzes nach Ramberg-Osgood [98] beschrieben werden.

$$\varepsilon_a = \varepsilon_{a,el} + \varepsilon_{a,pl} = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (2.23)$$

Zur Charakterisierung der Beanspruchbarkeit wird beim Örtlichen Konzept die Anrisskennlinie des Werkstoffs herangezogen, welche an glatten axialbelasteten Proben in Dehnungswechselversuchen ermittelt wird. Die Anriss- bzw. Dehnungs-Wöhlerlinie beschreibt den Zusammenhang zwischen ertragbarer Dehnungsamplitude ε_A

und der Anrisslebensdauer N_A . Die Gesamtdehnungsamplitude ε_A setzt sich aus einem elastischen und einem plastischen Anteil zusammen, der in doppellogarithmischer Darstellung jeweils näherungsweise eine Gerade darstellt. Aus diesem mathematischen Sachverhalt leitet sich der Vierparameter-Ansatz nach Coffin [99], Morrow [100] und Manson [101] ab.

$$\varepsilon_A = \varepsilon_{A,el} + \varepsilon_{A,pl} = \frac{\sigma_f'}{E} (2 \cdot N_A)^b + \varepsilon_f' (2 \cdot N_A)^c \quad (2.24)$$

Ausgehend von der Dehnungs-Wöhlerlinie und der zyklisch stabilisierten Fließkurve wird die von der Mittelspannung und -dehnung unabhängige Schädigungsparameter-Wöhlerlinie berechnet. Unter der Voraussetzung $\sigma_m = 0$ ergibt sich durch Einsetzen der Gleichungen (2.23) und (2.24) in Gleichung (2.22)

$$P_{SWT} = \sqrt{\sigma_A \varepsilon_A E} = \sqrt{(\sigma_f')^2 (2 \cdot N_A)^{2b} + \sigma_f' \varepsilon_f' E (2 \cdot N_A)^{b+c}}. \quad (2.25)$$

Zur Berechnung der Anrisslebensdauer N_A wird der Schädigungsparameter der Beanspruchung (2.22) mit der Schädigungsparameter-Wöhlerlinie (2.25), welche den Werkstoff charakterisiert, verglichen.

2.5 Zyklisches Rissfortschrittsverhalten

2.5.1 Bruchmechanisches Konzept auf Basis der linear-elastischen Bruchmechanik

Die Lebensdauer rissbehafteter Bauteile wird mit Hilfe von bruchmechanischen Konzepten [102 - 105] bewertet. Dabei wird in Abhängigkeit vom Verformungsverhalten des angerissenen Bauteils zwischen dem Konzept der elastisch-plastischen Bruchmechanik (EPBM) und dem der linear-elastischen Bruchmechanik (LEBM) unterschieden. Die LEBM setzt voraus, dass die plastische Zone um die Risspitze gegenüber der Risslänge klein ist. Bei ausgedehnter plastischer Zone ist der Einsatz von Konzepten der EPBM erforderlich. Da im Bereich der Dauerfestigkeit im Allgemeinen kleine plastische Verformungen an der Risspitze vorliegen, wird hier die LEBM näher betrachtet.

Vergleichbar mit konventionellen Festigkeitskonzepten wird bei der LEBM die Bauteilbeanspruchung der Widerstandsfähigkeit des Werkstoffs gegenübergestellt. Die Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK charakterisiert bei zyklischer Belastung die Beanspruchung vor der Risspitze. Die Widerstandsfähigkeit des Werkstoffs gegenüber Rissfortschritt wird mittels des Schwellenwerts ΔK_{th} , der Rissfortschrittsrate da/dN als Funktion von ΔK sowie der Bruchzähigkeit K_{Ic} beschrieben. Im Folgenden werden diese Größen näher erläutert.

Das Spannungsfeld unmittelbar vor der Risssspitze bestimmt das Bruchverhalten riss-behafteter Bauteile. Ausgangspunkt der LEBM ist das Spannungsfeld in einer homo-genen, isotropen, einachsig auf Zug beanspruchten unendlich ausgedehnten Scheibe mit dem innen liegenden Riss nach Griffith [106] der Länge $2a$, siehe Bild 2.7.

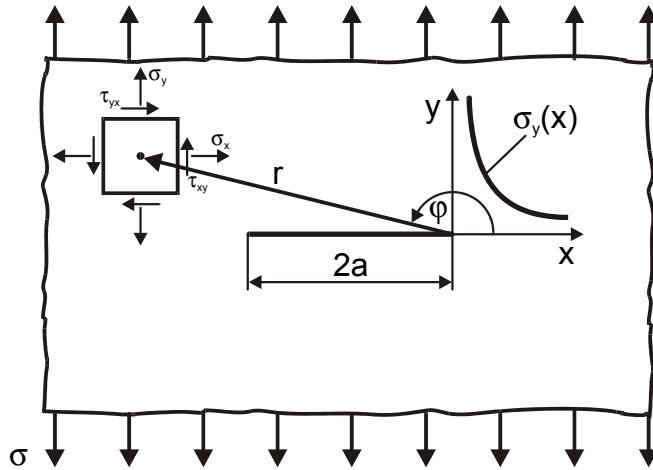


Bild 2.7: Spannungszustand nahe der Risssspitze in einer unendlich ausgedehnten Scheibe mit einem Riss nach Griffith

Für $r = 0$ weist dieses Spannungsfeld, dargestellt in Polarkoordinaten mit dem Ursprung in der Risssspitze, eine Singularität auf. Gleichungen zur Bestimmung der Spannungsverläufe an der Risssspitze entwickelte Westergaard [107], welche Sneddon [108] vereinfachte.

$$\begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{pmatrix} = \frac{\sigma\sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \begin{pmatrix} \cos \frac{\varphi}{2} \cdot \left(1 - \sin \frac{\varphi}{2} \cdot \sin \frac{3\varphi}{2}\right) \\ \cos \frac{\varphi}{2} \cdot \left(1 + \sin \frac{\varphi}{2} \cdot \sin \frac{3\varphi}{2}\right) \\ \sin \frac{\varphi}{2} \cdot \cos \frac{\varphi}{2} \cdot \cos \frac{3\varphi}{2} \end{pmatrix} \quad (2.26)$$

Der Term $\sigma\sqrt{\pi a}$ in Gleichung 2.26 ist unabhängig von der Lage des betrachteten Punktes vor der Risssspitze und stellt somit eine Kenngröße für die Beanspruchung der LEBM dar. Nach Irwin [109] wird diese Größe als Spannungsintensitätsfaktor K bezeichnet. Bei komplexerer Belastung ändert sich jedoch die Relativbewegung der Rissflächen. Aus diesem Grund führte Irwin in Anlehnung an drei Hauptspannungsrichtungen drei Rissöffnungsarten ein, siehe Bild 2.8. Gleichung 2.26 gilt folglich ausschließlich für Modus I.

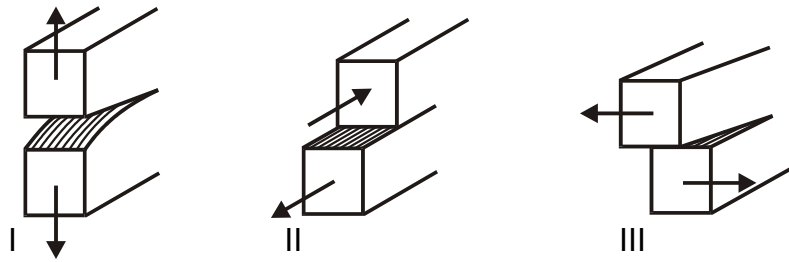


Bild 2.8: Moden der Rissöffnung

Bei endlicher Bauteilabmessung verändert sich in Abhängigkeit von der Belastungsart, der Bauteil- und Rissgeometrie das Spannungsfeld am Riss. Dieser Einfluss auf den Spannungsintensitätsfaktor wird mit Hilfe des dimensionslosen Formfaktors f berücksichtigt.

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \cdot f \quad (2.27)$$

Formfaktoren für einfache Risskonfigurationen, wie dem Hohlzylinder mit halb elliptischem Oberflächenriss unter Innendruck, sind in Regel- und Tabellenwerken aufgelistet [110, 111]. Bei komplexen Risskonfigurationen wird dahingegen vermehrt die FE-Methode eingesetzt, siehe Kapitel 2.5.3.

Der bei zyklischer Belastung fortschreitende Riss orientiert sich stets senkrecht zur Richtung der größten Hauptspannung, bei der die Rissöffnung nach Modus I erfolgt. Die Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors

$$\Delta K_I = K_{I,\max} - K_{I,\min} \quad (2.28)$$

als Maß für die zyklische Rissbeanspruchung berechnet sich aus der Differenz zwischen dem maximalen und dem minimalen Spannungsintensitätsfaktor.

Eigenspannungen werden in der Bruchmechanik wie Mittelspannungen betrachtet [112]. Demnach wird der aus den Eigenspannungen resultierende Spannungsintensitätsfaktor $K_{I,ES}$ sowohl zum maximalen als auch zum minimalen Spannungsintensitätsfaktor der Schwingbreite

$$\Delta K_I = (K_{I,\max} + K_{I,ES}) - (K_{I,\min} + K_{I,ES}) \quad (2.29)$$

des Spannungsintensitätsfaktors hinzugerechnet. Folglich ändern Eigenspannungen das Spannungsintensitätsverhältnis R , nicht jedoch die Schwingbreite der Spannungsintensität ΔK_I .

Das Fortschrittsverhalten eines Makrorisses ist eindeutig abhängig von der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK_I . Die Rissfortschrittskurve als Funktion

der Rissfortschrittsrate da/dN über ΔK_I kann dabei in drei Bereiche eingeteilt werden, siehe Bild 2.9.

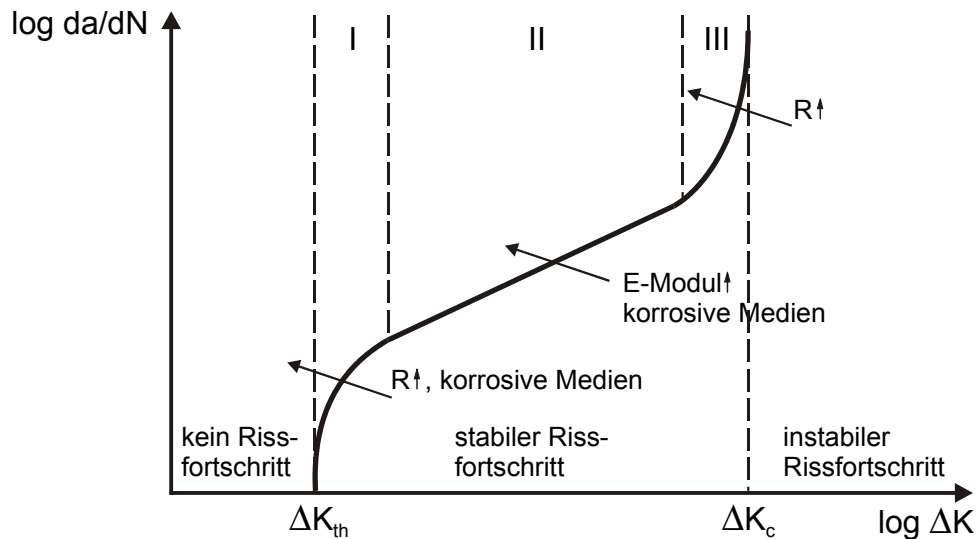


Bild 2.9: Rissfortschrittskurve

Im Bereich I nimmt die Rissfortschrittsrate da/dN nach überschreiten des Schwellenwertes ΔK_{th} , unterhalb dessen kein fortschreiten von Makrorissen nachweisbar ist, rasch zu. Der Schwellenwert ΔK_{th} charakterisiert folglich die Dauerfestigkeit rissbehafteter Bauteile. Wesentlich beeinflusst wird ΔK_{th} neben der Mikrostruktur des Werkstoffes und dem umgebenden Medium vom Spannungsintensitätsverhältnis R , siehe Kapitel 2.5.2.

Im Bereich II ist die Rissfortschrittsrate da/dN in doppellogarithmischer Darstellung linear abhängig von ΔK_I . Dieser empirische Zusammenhang wird in der Regel mit Hilfe des Potenzgesetzes nach Paris und Erdogan [113]

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K_I^m \quad (2.30)$$

dargestellt. Die Werkstoffkennwerte C und m beschreiben die Lage der Rissfortschrittskurve, wobei die Einflüsse der Mikrostruktur, des Spannungsintensitätsverhältnisses und des umgebenden Mediums in diesem Bereich eine untergeordnete Rolle spielen. Zur Charakterisierung des Rissfortschrittsverhaltens in allen drei Bereichen werden Rissfortschrittsgesetze wie z.B. das Gesetz nach Erdogan-Ratwani [114] oder Forman-Mettu [115] herangezogen.

Ein verformungsloser Restgewaltbruch tritt ein, sobald im Bereich III der maximale Spannungsintensitätsfaktor $K_{I,max}$ einen kritischen Spannungsintensitätsfaktor K_c erreicht, sprödes Werkstoffverhalten vorausgesetzt. Der kritische Spannungsintensitätsfaktor wird dabei neben den Einflussgrößen des Bereichs I wesentlich von der

Bauteildicke, d.h. der Mehrachsigkeit des vorliegenden Spannungszustandes, beeinflusst.

Zur Berechnung der Restlebensdauer ΔN eines Bauteils, ausgehend von einem initiierten Riss der Länge a_i , muss das Integral

$$\int_0^{N_1} dN = \int_{a_i}^{a_1} \frac{da}{\Delta K_I(a)} \quad (2.31)$$

bestimmt werden.

2.5.2 Einfluss des Spannungsintensitätsverhältnisses auf das Rissfortschrittsverhalten

Die Rissfortschrittcurve, dargestellt im doppellogarithmischen Diagramm, wird mit steigendem Spannungsintensitätsverhältnis

$$R = \frac{K_{\min}}{K_{\max}} \quad (2.32)$$

nach links, d.h. zu kleineren ΔK -Werten, verschoben. Dieses Phänomen, das im schwellenwertnahen Bereich und im Bereich der Bruchzähigkeit ausgeprägter ist, als im Bereich der Paris-Geraden, kann auf den Effekt des Risssschließens zurückgeführt werden. Verformungsmessungen am Riss nach Elber [116] zeigen, dass der Riss in Abhängigkeit von R während der Be- und Entlastungsphase zum Teil geschlossen ist, siehe Bild 2.10 d). Folglich ist die effektiv wirksame Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{eff} kleiner, als die Nenngröße ΔK . Nach [117] wird das Risssschließen im Wesentlichen von fünf verschiedene Mechanismen verursacht:

- plastische Verformung der Rissflanken,
- Oxidation oder Korrosion der Rissflanken,
- Rauigkeit der Bruchflächen,
- Flüssigkeitsdruck auf den Rissflanken und
- spannungsinduzierte Umwandlungsvorgänge.

Die Rissöffnung erfolgt während der zyklischen Belastung ab einem bestimmten Spannungsintensitätsfaktor K_{Op} . Daraus ergibt sich für die effektive Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors

$$\Delta K_{\text{eff}} = \begin{cases} K_{\max} - K_{\min} & \text{für } K_{\min} > K_{\text{Op}} \\ K_{\max} - K_{\text{Op}} & \text{für } K_{\min} < K_{\text{Op}} \end{cases} \quad (2.33)$$

Die Beschreibung des Rissfortschrittsverhaltens als Funktion von ΔK_{eff} ermöglicht, konstantes K_{op} vorausgesetzt, die einfache Anwendung der Rissfortschrittskurve unabhängig von R.

Die Auslegung rissbehafteter Bauteile hinsichtlich des Versagenkriteriums Rissstopp wird vom Schwellenwert ΔK_{th} bestimmt. Aus diesem Grund werden im Folgenden die wichtigsten Zusammenhänge zwischen ΔK_{th} und R kurz vorgestellt. Detaillierte Beschreibungen dieses Werkstoffverhaltens finden sich beispielsweise in [118 - 120].

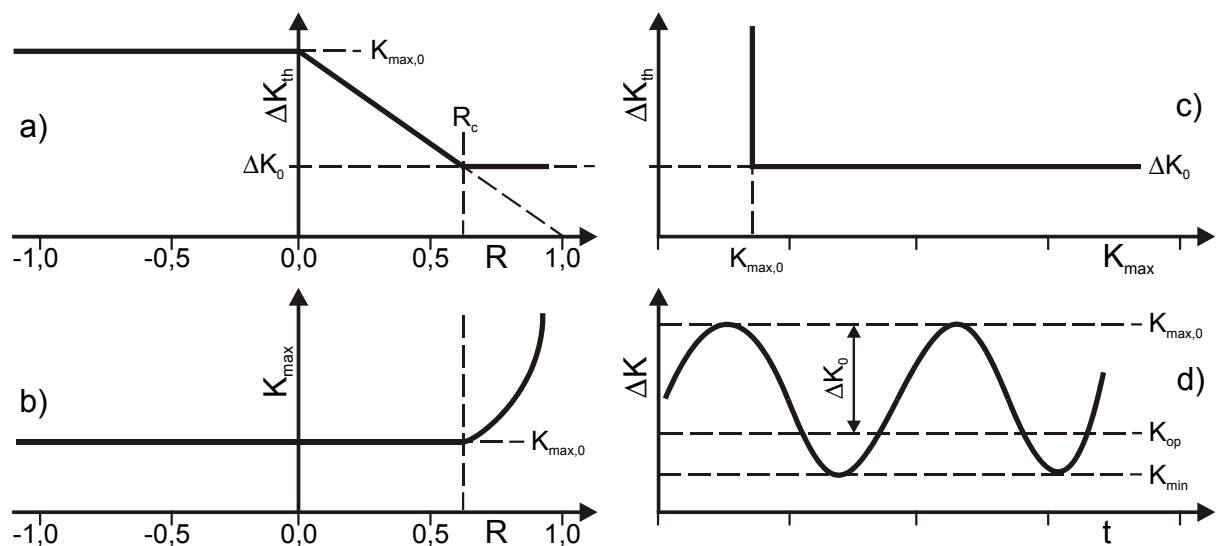


Bild 2.10: Schematische Darstellung des Schwellenwertverhaltens nach Schmidt und Paris

Das Schwellenwertverhalten wird im Allgemeinen mit Hilfe der ΔK_{th} -R-Kurve nach Schmidt und Paris [118] charakterisiert, welche auf einer Interpretation des Riss-schließens basiert, siehe Bild 2.10 a). Die zu den jeweiligen Schwellenwerten gehörigen K_{max} -Werte als Funktion von R sind in Bild 2.10 b) dargestellt. Nach einem Vorschlag von Döker et. al. [119] ist zusätzlich der Schwellenwert über K_{max} aufgetragen, siehe Bild 2.10 c).

Ausgehend von $R = 0$ ist bei niedrigen R-Werten nur die effektive Schwingbreite ΔK_{eff} wirksam. Unterschreitet die Differenz $K_{\text{max}} - K_{\text{op}}$ den effektiven Schwellenwert ΔK_0 , so ist kein Rissfortschritt mehr möglich. Folglich ergibt sich bei der ΔK_{th} -Bestimmung immer der gleiche maximale Spannungsintensitätsfaktor $K_{\text{max},0}$, während ΔK_{th} linear mit R abnimmt, siehe Bild 2.10 a). Ab einem bestimmten Spannungsintensitätsverhältnis R_c ist $K_{\text{min}} > K_{\text{op}}$ und $\Delta K_{\text{th}} = \text{const.} = \Delta K_0$. Das zugehörige K_{max} steigt in Abhängigkeit von R bis beim Überschreiten von R_c instabiler Rissfortschritt einsetzt, siehe Bild 2.10 b). Wie in Bild 2.10 c) zu erkennen ist, lässt sich demnach das Schwellenwertverhalten mit zwei unabhängigen Größen beschrei-

ben. Die eine ist die kleinste Schwingbreite ΔK_0 und die andere $K_{\max,0}$ unterhalb denen jeweils kein Rissfortschritt statt findet.

Die experimentelle Bestimmung von Schwellenwerten bei negativem R-Verhältnis ist sehr aufwendig. Deswegen wird häufig auf analytische Näherungen zurückgegriffen. Basierend auf dem Risschließeffekt unter der Annahme $K_{op} = \text{const.}$ ist für $R < 0$ nach [121] der Schwellenwert $\Delta K_{th} = K_{\max,0}$ unabhängig vom Spannungsintensitätsverhältnis, siehe Bild 2.10 a). Dieses Verhalten zeigen experimentelle Untersuchungen wie z.B. in [122, 123]. Bei Untersuchungen in [124 - 126] sinkt dahingegen der Schwellenwert mit kleiner werdendem R-Wert und nimmt bei hohen negativen Spannungsintensitätsverhältnissen einen ähnlichen Wert wie bei hohen positiven R-Werten an. Dieses in Abhängigkeit von der Werkstoffgruppe auftretende Verhalten [127] wird damit erklärt, dass K_{op} eine Funktion von R ist und mit kleiner werdendem R-Wert bis zu einem Grenzwert von $K_{op} = 0$ abnimmt [11].

In vielen Fällen ist das Schwellenwertverhalten wesentlich komplexer, als das nach Schmidt und Paris beschriebene. In diesen Fällen ist weder K_{\max} bei niedrigen R-Werten unabhängig von R, siehe Bild 2.11 b), noch ist ΔK_{th} unabhängig von K_{\max} , siehe Bild 2.11 c). Die beiden Kurven lassen sich jedoch in den entscheidenden Bereichen mit Hilfe von linearen Gleichungen

$$K_{\max} = K_{\max,0} + \beta \cdot R \quad \text{mit } \beta \geq 0, \quad (2.34)$$

$$\Delta K_{th} = \Delta K_0 + \alpha \cdot K_{\max} \quad \text{mit } \alpha \leq 0, \quad (2.35)$$

annähern [120, 119], siehe Bild 2.11 b) und c). Mit den zwischen K_{\min} , K_{\max} , ΔK und R bestehenden Beziehungen ergibt sich aus Gleichung 2.34

$$\Delta K_{th} = (K_{\max,0} + \beta \cdot R) \cdot (1 - R) \quad (2.36)$$

und aus Gleichung 2.35

$$\Delta K_{th} = \frac{1 - R}{1 - R - \alpha} \cdot \Delta K_0. \quad (2.37)$$

Die umhüllende Kurve aus Gleichung 2.36 und 2.37 charakterisiert das Schwellenwertverhalten im ΔK_{th} -R-Diagramm, wobei Gleichung 2.37 für Bereich I und Gleichung 2.36 für Bereich II maßgebend ist, siehe Bild 2.11 a). Bei negativen R-Werten ist nach ASTM Norm E647 [121] nur der positive Teil des Lastzykluses wirksam. Fällt demnach K_{\max} nach Gleichung 2.34 mit sinkendem R linear ab, so reduziert sich ΔK_{th} im Bereich III entsprechend. Im Bereich IV kommt schließlich wieder Gleichung 2.37 zum tragen, welche die untere Grenze der Schwingbreite ΔK_{th} angibt.

Folglich kann das Schwellenwertverhalten mit vier linear unabhängigen Größen ΔK_0 , $K_{\max,0}$, α und β charakterisiert werden. Für den Grenzfall $\alpha = 0$ und $\beta = 0$ kann das in Bild 2.11 gezeigte Modell auf das Modell nach Schmidt und Paris zurückgeführt werden.

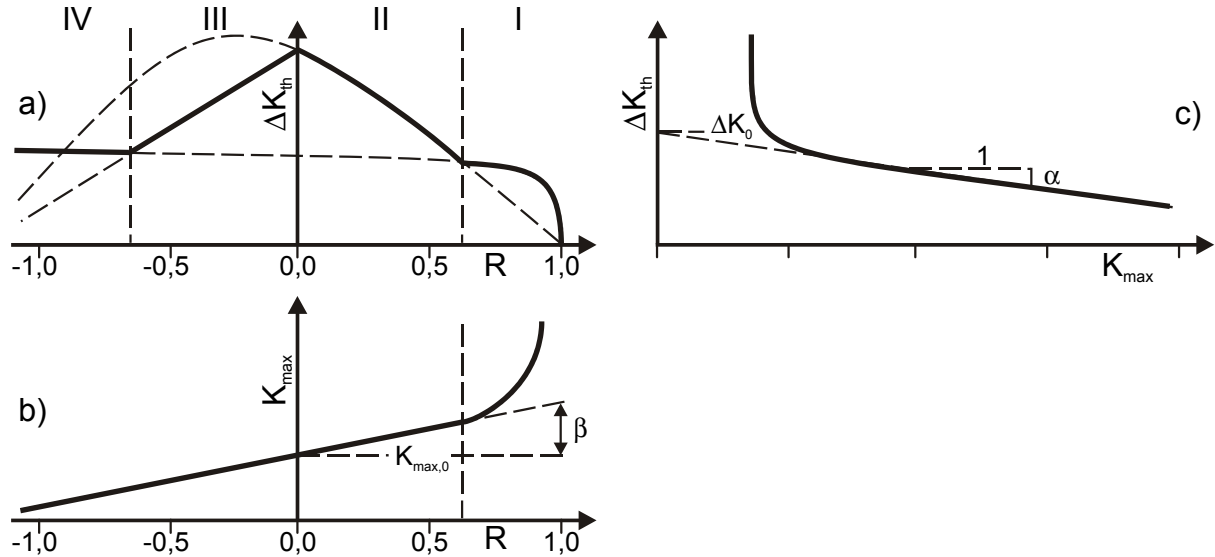


Bild 2.11: Schematische Darstellung des Schwellenwertverhaltens nach Döker et al.

2.5.3 Numerische Methoden zur Untersuchung des Rissfortschritts

Die Beanspruchung an der Rissspitze kann bei komplexer Belastung und Risskonfiguration häufig nicht mit Hilfe analytischer Näherungslösung charakterisiert werden. Wie in Kapitel 2.5.1 beschrieben, sind hier, zur Bestimmung des Spannungsintensitätsfaktor K , numerische Methoden, wie die Boundary-Element- oder die Finite-Element-Methode, erforderlich. Die FE-Methode ist die industriell am weitesten verbreitete Methode, auf die im Zusammenhang mit der Rissfortschrittssimulation im Folgenden näher eingegangen wird.

Die wesentlichen numerischen Methoden zur Bestimmung des Spannungsintensitätsfaktors K basieren auf der Auswertung

- des rissspitzennahen Verschiebungsfeldes,
- der lokalen Energiefreisetzungsrate als Rissschließungsintegral und
- der globalen Energiefreisetzungsrate als J-Integral.

Die Spannungen und Verschiebungen an der Rissspitze verhalten sich bei EDZ singular mit $1/\sqrt{r}$. In den meisten FE-Programmen ist jedoch nur ein linearer oder quadratischer Verschiebungsansatz realisiert. Dies bedingt eine hohe Diskretisierung des Rissspitzennahfeldes, um K mit einer ausreichenden Genauigkeit zu berechnen.

Aus diesem Grund werden häufig spezielle Rissspitzenelemente eingesetzt [128, 129], die durch einfache Modifikation der Knotenlage mit den meisten FE-Programmen modelliert werden können, siehe Bild 2.12.

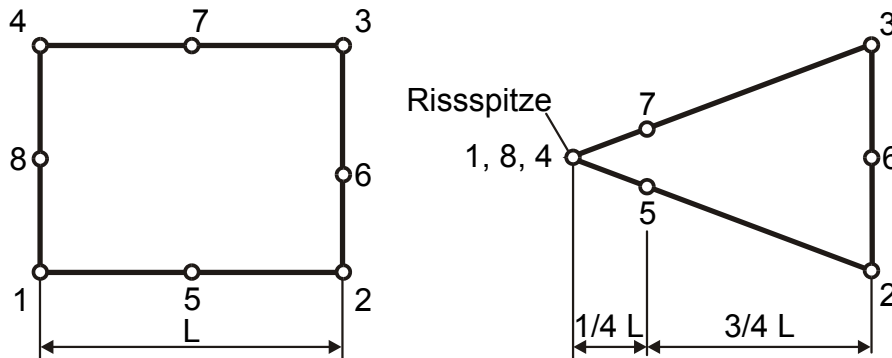


Bild 2.12: Degeneriertes Rissspitzenelement am Beispiel des 8-Knoten-Elements

Bei ebener Aufgabenstellung werden Viereckselemente mit quadratischem Verschiebungsansatz zu Dreiecken degeneriert. Dabei sind die Koordinaten und Verschiebungen der Knoten an der Rissspitze identisch. Um die $1/\sqrt{r}$ -Singularität abzubilden, werden die Mittelknoten auf die Viertelposition der Elementkanten verschoben. Demnach kann der Spannungsintensitätsfaktor

$$K = E' \sqrt{\frac{2\pi}{L}} \cdot f(u_{FEM}) \quad (2.38)$$

mit $E' = E$ für den ESZ und $E' = E/(1-\mu^2)$ für den EDZ in Abhängigkeit von der Verschiebung u berechnet werden [128, 129]. Bei räumlicher Aufgabenstellung werden anstelle der Viereckselemente Hexaederelemente verwendet. Die Auswertung des Verschiebungsfeldes im Nahfeld des Risses zeichnet sich durch eine einfache Anwendbarkeit aus, ist jedoch mit einer feinen Diskretisierung der Rissspitzenumgebung verbunden.

Die beim infinitesimalen Rissfortschritt ∂a freigesetzte potentielle Energie Π wird als Energiefreisetzungsrate

$$G = \frac{-\partial \Pi}{\partial a} \quad (2.39)$$

definiert [106]. Unter der Voraussetzung von linear-elastischem Werkstoffverhalten kann mit Hilfe der Energiefreisetzungsrate

$$G = \frac{K^2}{E'} \quad (2.40)$$

nach [109] der Spannungsintensitätsfaktor direkt berechnet werden.

Die Methode der lokalen Energiefreisetzungsrate bzw. des modifizierten virtuellen Risschließungsintegrals (MVCCI) [130, 131] interpretiert die Änderung der potentiellen Energie, bei einer Änderung der Risslänge um Δa als Arbeit, um den Riss von der Länge $a + \Delta a$ wieder auf seine ursprüngliche Länge a zu schließen. Da diese Arbeit von den Schnittspannungen an den Rissufern geleistet wird, kann die Energiefreisetzungsrate mit Hilfe der Kräfte an der Risspitze und den relativen Rissuferverschiebungen, die nicht singuläre Felder darstellen, berechnet werden. Folglich kann bereits mittels einer groben Diskretisierung eine hohe Genauigkeit bei der Berechnung der Energiefreisetzungsrate erzielt werden. Als wesentlicher Vorteil der MVCCI-Methode wird die Möglichkeit der Trennung nach den Rissöffnungsmoden aufgeführt. Zu beachten ist jedoch, dass zur Modellierung der Rissumgebung isoparametrische Elemente mit gleichmäßiger Elementkantenlänge eingesetzt werden müssen. Weiterhin ist bei räumlich gekrümmten Rissfronten die Zuordnung der Risserweiterungsfläche zur Stützstelle auf der Rissfront nicht immer eindeutig.

Eine weitere Interpretation der Energiefreisetzungsrate stellt das J-Integral $J = G$ dar [132, 133]. Nach Rice ist das J-Integral

$$J = \int_{\Gamma} \left(\tilde{W} \cdot dy - \vec{T}_i \cdot \frac{\partial \vec{u}_i}{\partial x} \cdot ds \right) \quad (i = 1, 2) \quad (2.41)$$

für ebene Aufgabenstellungen definiert als Linienintegral längs eines Weges Γ um die Risspitze. Dabei ist W die Formänderungsenergie je Volumeneinheit und \vec{T}_i der Zugspannungsvektor. Unter der Voraussetzung, dass sich der Werkstoff hyperelastisch verhält und keine Volumenkräfte wirken, ist bei geschlossenem Integrationsweg um die Risspitze die Summe der Integrale Null. Die daraus resultierende Wegunabhängigkeit des J-Integrals ermöglicht die Wahl des Integrationsweges in hinreichender Entfernung von der Risspitze, so dass die genaue Abbildung der Singularität an der Risspitze von untergeordneter Bedeutung ist. Unter Verwendung des Gauß'schen Integralsatzes kann das Linienintegral in ein Flächenintegral bei ebener Aufgabenstellung und in ein Volumenintegral bei räumlicher Aufgabenstellung transformiert werden. Dieses, die Risspitze umschließende Gebietsintegral, stellt selbst bei grober Diskretisierung eine numerisch äußerst stabile Methode dar, das J-Integral zu berechnen und ist in den meisten FE-Programmen realisiert. Physikalisch kann das Gebietsintegral als virtuelle Rissausbreitung interpretiert werden, die auf Parks [134] und deLorenzi [135] zurückgeht.

Bei der Simulation des Rissfortschritts mit Hilfe der FE-Methode wird in der Regel, je FE-Analyse, die Geometrie einer, um ein bestimmtes Inkrement propagierten, neuen

Rissfront bestimmt. Folglich ist eine Vielzahl von FE-Analysen mit jeweils neu definierter Rissfront notwendig, um den inkrementellen Fortschritt eines Risses durch ein Bauteil zu simulieren. Zur Automatisierung dieser nacheinander durchzuführenden FE-Analysen, stehen verschiedene Simulationstechniken zur Verfügung [19, 136, 137]. Im Folgenden sollen die derzeit industriell am häufigsten eingesetzten Verfahren kurz erläutert werden.

Die Debonding-Technik basiert darauf, die neue Rissfront durch Lösen bereits bestehender Knoten zu generieren. Dadurch können keine Rissspitzenelemente verwendet werden und der Bereich, in dem Rissfortschritt stattfinden soll, muss sehr fein diskretisiert sein. Insbesondere für ebene Aufgabenstellungen mit bekanntem Rissverlauf stellt die in FE-Programmen wie ABAQUS [138] realisierte Debonding-Technik eine gute Möglichkeit dar, Rissfortschritt zu simulieren.

Bei komplexer räumlicher Risskonfiguration ist eine Neuvernetzung der Rissfront unumgänglich. Die automatischen Vernetzungsalgorithmen der meisten FE-Programme können jedoch keine degenerierten Rissspitzenelemente oder aufeinanderliegende Knoten an den Rissflanken generieren. Aus diesem Grund werden häufig sogenannte Crack-Blocks als Substruktur eingesetzt, bei denen nur ein bestimmter Bereich des Modells, Crack-Block, innerhalb dessen der Riss fortschreitet neu vernetzt wird [19]. Der Crack-Block kann durch verhältnismäßig einfache Algorithmen automatisch mit Hexaederlementen vernetzt werden, wobei die Möglichkeit besteht, die Rissfront mit degenerierten Rissspitzenelementen zu modellieren. Die Anbindung des Crack-Blocks an das beliebig vernetzte globale Modell erfolgt z.B. über Kontaktbedingungen. Der Vernetzungsalgorithmus muss jedoch hinsichtlich der Rissinitiation, -lage und der äußeren Crack-Blockgeometrie an die jeweilige Aufgabenstellung angepasst werden.

Eine weitere Methode, die eine automatische Neuvernetzung der Rissfront ermöglicht, stellt die Erweiterung der Debonding-Technik mit Hilfe der Submodelltechnik dar [137]. Dabei wird die speziell vernetzte Rissfront als Submodell generiert. Dieser Vernetzungsalgorithmus, der sich derzeit noch im Entwicklungsstadium befindet, bietet den Vorteil nicht an die jeweilige Aufgabenstellung angepasst werden zu müssen.

3 Charakterisierung des Schmiedestahls 38MnVS6

Der Schmiedestahl 38MnVS6 ist ein ausscheidungshärtender ferritisch-perlitischer (AFP-)Stahl, der für geschmiedete Fahrzeugkomponenten wie dem Common-Rail-Hochdruckverteiler eingesetzt wird. Aufgrund der Ausscheidungshärtung während des Schmiedeprozesses werden in der Regel keine zusätzlichen Wärmebehandlungen bei der Bauteilherstellung benötigt. Die daraus resultierenden geringen Herstellungskosten sowie die günstigen Zerspanungseigenschaften zeichnen den AFP-Stahl aus [140].

Die Erwärmungs- und Abkühlbedingungen während des Schmiedeprozesses sind verteilt über der Bauteildicke unterschiedlich und streuen in der Serienfertigung. Demnach ist die Gefügeverteilung in Abhängigkeit von der Wärmebehandlung über der Bauteildicke inhomogen. In dieser Arbeit soll der Einfluss dieser inhomogenen Gefügeverteilung auf die Festigkeit des Stahls 38MnVS6 an gezielt eingestellten Werkstoffzuständen untersucht werden. Zur Charakterisierung der jeweils vorliegenden Mikrostruktur wird eine automatische Bildanalyse-Software entwickelt, siehe Kapitel 3.1. Die komplette Simulation der Prozesskette, von der Eigenspannungseinbringung bis hin zur Schwingfestigkeitsbewertung des Bauteils bzgl. Rissstopp, setzt die Kenntnis der statischen, zyklischen und bruchmechanischen Werkstoffkennwerten voraus. Die experimentelle Untersuchung des Werkstoffverhaltens, siehe Kapitel 3.2–3.6, wird bei Raumtemperatur durchgeführt.

3.1 Automatische Bildanalyse zur Bewertung des Gefügezustandes

Die Festigkeit eines Bauteils wird maßgebend von dessen Gefüge, d.h. Art, Größe und Verteilung der Körner, bestimmt, siehe Kapitel 2.1. Kristallografisch unterscheidbare, aber chemisch homogene Bereiche werden dabei als Phase bezeichnet [20]. Zur Charakterisierung einer Phase werden im Allgemeinen die Korngrößenzahl G und der Phasenflächenanteil ermittelt. Mit Hilfe dieser Größen kann eine Aussage über die Art und Größe der Körner bzw. Phasen, nicht jedoch über deren Verteilung getroffen werden. Gerade bei geschmiedeten Bauteilen aus dem Stahl 38MnVS6 unterscheidet sich das Gefüge häufig durch die Verteilung. Aus diesem Grund wird eine spezielle automatische Bildanalyse-Software entwickelt, die zusätzlich die Korn- oder Phasenverteilung erfasst.

Die Bildanalyse-Software basiert darauf, zunächst einzelne Körner und Korngrenzen zu detektieren, um anschließend mit Hilfe von statistischen Größen die Phasen des Gefüges zu beschreiben. Die dafür benötigte Stichprobe wird mittels lichtmikroskopischer Aufnahmen ($200 \times 200 \mu\text{m}$) von geätzten Schlifflinien gebildet, siehe Bild 3.1 a).

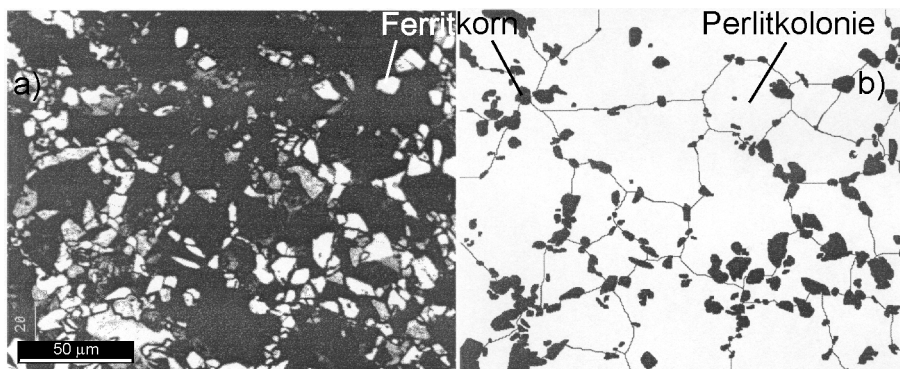


Bild 3.1: Phasenverteilung eines ferritisch-perlitischen Gefüges:
a) lichtmikroskopische Aufnahme, b) digitalisierte Phasenverteilung

Eine automatische Bildanalyse bedingt zunächst die Digitalisierung der Aufnahme, siehe Bild 3.1 b). Die im Schlibbild hell erkennbaren ferritischen Körner sowie deren Korngrenzen können mit Hilfe von Grauwertabstufungen eindeutig detektiert werden. Perlit dahingegen ist ein Eutektoid, welches sich aus den beiden Phasen Ferrit und Fe_3C zusammensetzt [20]. Bei der Abkühlung entstehen durch schichtweise Diffusion Lamellen mit relativ großem Kohlenstoffgehalt (Fe_3C). Die Lamellen des perlitischen Gefüges können jedoch weder im Lichtmikroskop aufgelöst werden, noch eignen sie sich für die Beschreibung der Perlitverteilung. Aus diesem Grund werden Bereiche definiert, die von den Ferritkörnern umrandet sind, siehe Bild 3.1 b). Ein auf diese Weise umschlossener perlitischer Bereich, im weiteren als Kolonie bezeichnet, entsteht bei der Abkühlung aus dem Austenitkorn. Die Abmessung einer Perlitkolonie wird demnach von der Ausdehnung des Austenitkorns in Abhängigkeit von der Temperatur und der Verweildauer bei der Wärmebehandlung bestimmt.

Für die Bewertung des gesamten Bauteilgefüges werden Methoden der technischen Statistik auf Basis von Stichproben angewandt [139], die hier am Beispiel des Perlits kurz vorgestellt werden. Als statistische Merkmalsgröße dient der mittlere Durchmesser einer Perlitkolonie, der mittels der digitalen Phasenverteilung bestimmt wird. Um zu gewährleisten, dass die Stichprobe die Grundgesamtheit des Bauteilgefüges repräsentiert, werden je Auswertebereich Perlitkolonien von 3 Aufnahmen zusammengefasst. Die Stichprobe, die damit größer als 50 ist, wird aus Gründen der Übersichtlichkeit in arithmetischer Teilung klassifiziert und in Form einer Häufigkeitsverteilung grafisch dargestellt, siehe [Bild 3.2](#). Eine datenreduzierte Beschreibung der Stichprobenhäufigkeitsverteilung liefert der Mittelwert \bar{x} als Lagemaß für den Stichprobenschwerpunkt und die Standardabweichung s als Maß für die Streuung. Um von der Häufigkeitsverteilung der Stichprobe mit den zugehörigen Kenngrößen Mittelwert und Standardabweichung auf die Gefügeverteilung des gesamten Bauteils schließen zu können, muss deren Häufigkeitsverteilung bzw. Wahrscheinlichkeitsverteilung bekannt sein.

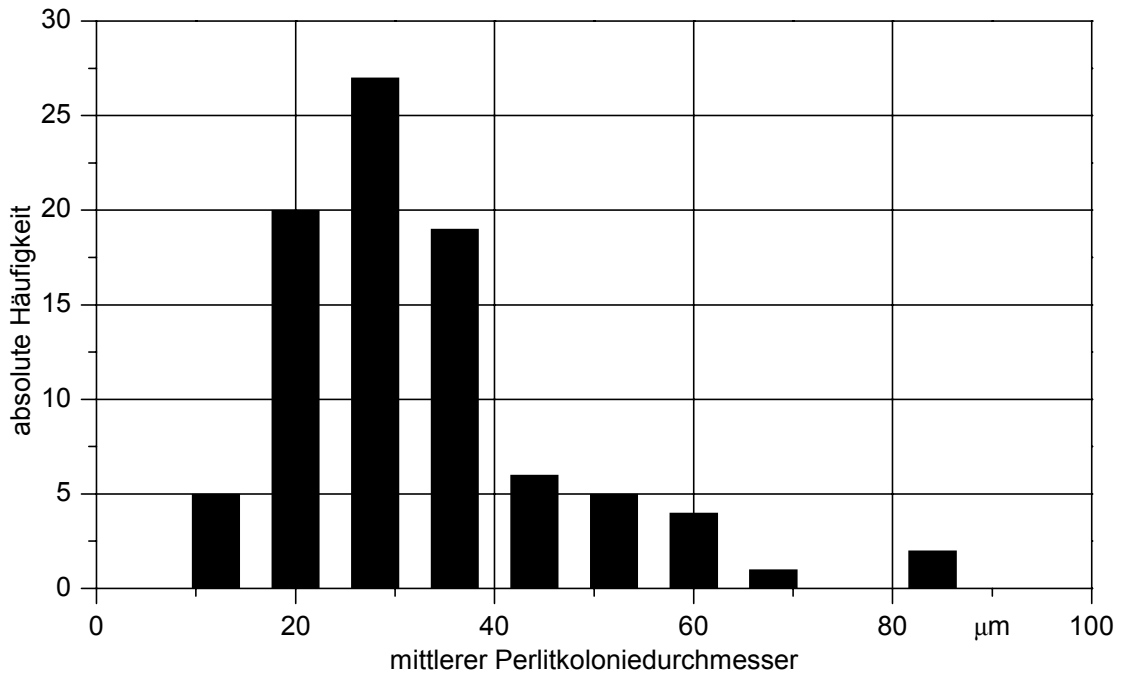


Bild 3.2: klassifizierte Häufigkeitsverteilung des Perlits

Im technischen Bereich sind statistische Merkmalsgrößen häufig logarithmisch Normal verteilt. Zur Überprüfung der Wahrscheinlichkeitsverteilung wird die Stichprobe mit Hilfe eines Gauß'schen Wahrscheinlichkeitsnetzes analysiert, siehe **Bild 3.3**. Dabei ist die Ordinatenenteilung so gestaltet, dass die Summenlinie der logarithmischen Normalverteilung eine Gerade darstellt.

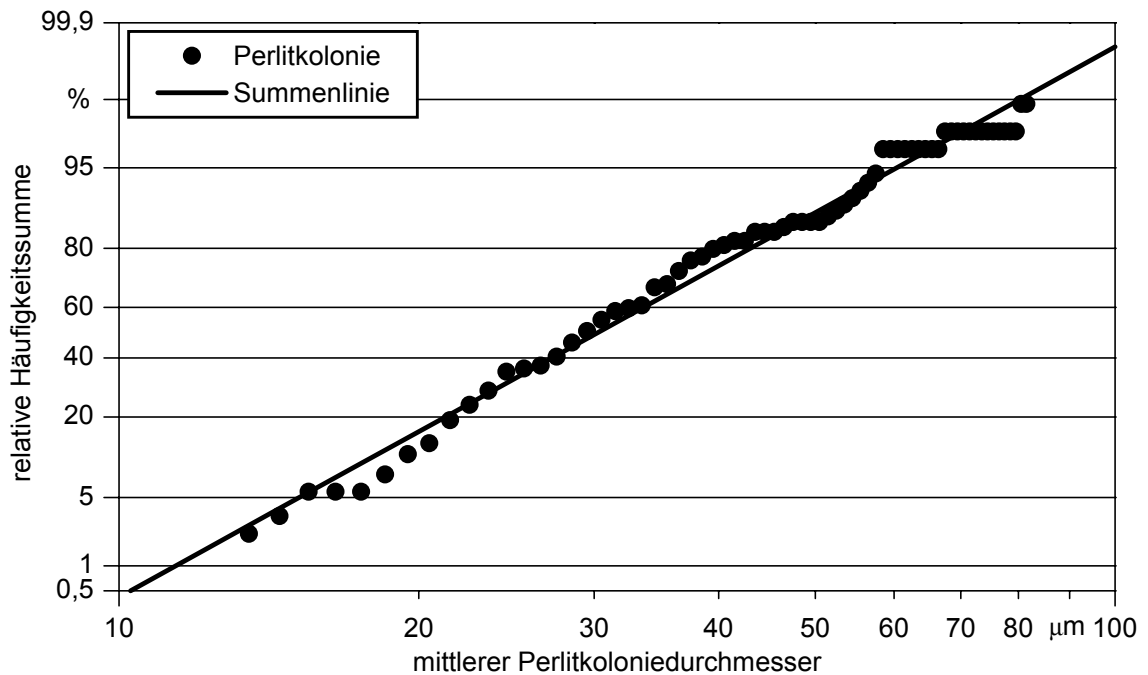


Bild 3.3: logarithmische Normalverteilungsanalyse des Perlits

Da die Abweichung des mittleren Perlitkoloniedurchmessers von der Summenlinie gering ist, kann die Stichprobe als aus einer logarithmischen Normalverteilung entnommen angesehen werden. Auf einen statistischen Nachweis wird verzichtet. Demnach ist das Perlit und dessen Verteilung im Bauteil eindeutig mit Hilfe des Mittelwertes \bar{x}_P und der zugehörigen Standardabweichung s_P der Stichprobe charakterisiert.

3.2 Werkstoffcharakterisierung und untersuchte Werkstoffzustände

Der Einfluss der Mikrostruktur auf die Festigkeit des 38MnVS6 wird an gezielt eingestellten Werkstoffzuständen in Abhängigkeit von der Werkstoffcharge, des Verformungszustandes und der Wärmebehandlung untersucht, siehe Tabelle 3.1.

Bez.	Charge	Verformungszustand	Wärmebehandlung	
			T [°C]	Abkühlbedingung
A1	A	gering (Stange)	950	im Ofen
A2	A	gering (Stange)	1150	an Luft
RA1	A	geschmiedet	950	Luft (BY)
B1	B	geschmiedet	950	Luft (BY)

Tabelle 3.1: Untersuchte Varianten des Werkstoffs 38MnVS6

Zur Untersuchung des Mikrostruktureinflusses wird der Werkstoffzustand RA1, der die Fertigungsbedingungen in der Serie widerspiegelt, als Bezugszustand definiert. In der Serienfertigung werden geschmiedete Railrohlinge aus der Schmiedewärme geregelt an Luft, in Deutschland als „BY“ genormt [140], abgekühlt. Zur Qualifizierung des Verformungseinflusses wird gering verformtes Stangenmaterial aus der gleichen Charge A herangezogen. Mit Hilfe von gezielten Wärmebehandlungsverfahren A1 und A2 soll das Potenzial der Festigkeitssteigerung durch Kornverfeinerung für den AFP-Stahl bestimmt werden. Der Einfluss der Chargenstreuung in der Serie auf die Festigkeit wird mit Hilfe des Werkstoffzustandes B1 untersucht. Die chemische Zusammensetzung der beiden Chargin A und B ist in Tabelle 3.2 dargestellt.

Charge	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	N	V	S	P
A	0,40	0,56	1,37	0,16	0,09	0,01	0,11	0,021	0,12	0,009	0,031
B	0,36	0,56	1,35	0,12	0,12	0,03	0,22	0,015	0,09	0,010	0,038

Tabelle 3.2: Chemische Zusammensetzung 38MnVS6 in Massenanteilen [%]

Der höhere Kohlenstoffanteil in der Charge A im Vergleich zur Charge B deutet auf eine höhere Grundfestigkeit. Die Massenanteile der für die Mischkristallverfestigung maßgebenden Elemente Si, Mn, Cr, Ni, Mo und Cu zeigen keinen signifikanten Unterschied. Im Gegensatz dazu ist das Potenzial zur Ausscheidungsverfestigung infolge des vorliegenden Stickstoff- N und Vanadiumanteils V bei der Charge A höher als bei der Charge B. Die günstige Zerspanungseigenschaften des AFP-Stahls sind auf den verhältnismäßig hohen Schwefelanteil zurückzuführen.

Für die Bewertung der Mikrostruktur eines Werkstoffzustandes werden vier bis sechs Auswertebereiche herangezogen, die über den Querschnitt eines Schliffes, entnommen in Längsrichtung, verteilt sind. Beim Werkstoffzustand B1 wird der Längsschliff, wie die Prüfkörper zur Ermittlung von Werkstoffkennwerten, aus einem möglichst homogen verformten Bereich des geschmiedeten Rails entnommen, siehe [Anhang 1](#). Bei der Variante RA1 werden im Bereich des Schmiededoms zehn Auswertungsgebiete betrachtet, um die Streuung des Gefüges im versagensrelevanten Bereich zu erfassen, siehe [Anhang 3](#).

Das Schliffbild zeigt eine gleichmäßige homogene Phasenverteilung bei den Varianten A1 und RA1, siehe [Bild 3.4](#). Dahingegen ist bei den Werkstoffzuständen A2 und B1 der Perlit, im Schliffbild an der grauen matten Struktur zu erkennen, großflächig und inhomogen verteilt.

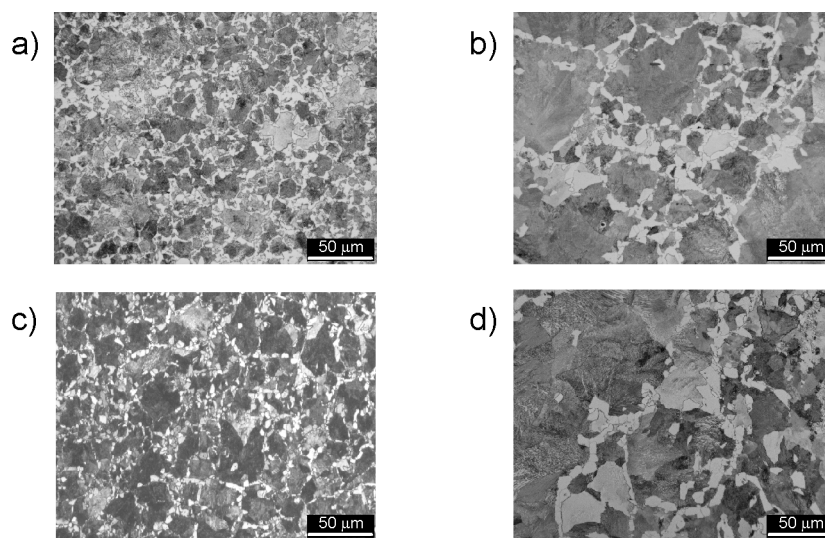


Bild 3.4: Mikrostruktur 38MnVS6: a) A1, b) A2, c) RA1, d) B1

Zur Quantifizierung der Gefügeverteilung wird in Abhängigkeit vom Werkstoffzustand der Mittelwert des Ferritkorn- bzw. des Perlitkoloniedurchmessers über deren Standardabweichung für jeden Auswertungsgebiet aufgetragen, siehe [Bild 3.5](#).

Die Größen mittlerer Durchmesser und Standardabweichung variieren in Abhängigkeit vom Werkstoffzustand nur geringfügig. Demnach lässt sich quantitativ kein Einfluss der Werkstoffcharge, des Verformungsgrades oder der Wärmebehandlung auf die Gefügeverteilung ableiten. Beim Werkstoffzustand RA1 überdecken die mittleren Durchmesser der Auswertungsbereiche den gesamten dargestellten Bereich. Der Schmiededom von RA1 unterscheidet sich im Vergleich zu den anderen Werkstoffzuständen durch den sich in Abhängigkeit vom Ort ändernden Verformungsgrad. Folglich ist eine inhomogene Gefügeverteilung über den Bauteilquerschnitt auf den Verformungsgrad zurückzuführen. Eine quantitative Abhängigkeit vom Ort und somit vom Verformungsgrad lies sich jedoch nicht feststellen. Mit steigendem mittleren Korn- bzw. Koloniedurchmesser nimmt die Standardabweichung eines Auswertungsbereichs zu, siehe Bild 3.5. D.h. bei der Bildung von großen Körnern entstehen immer auch kleine Körner. Dies lässt auf ein inhomogenes Kornwachstum schließen.

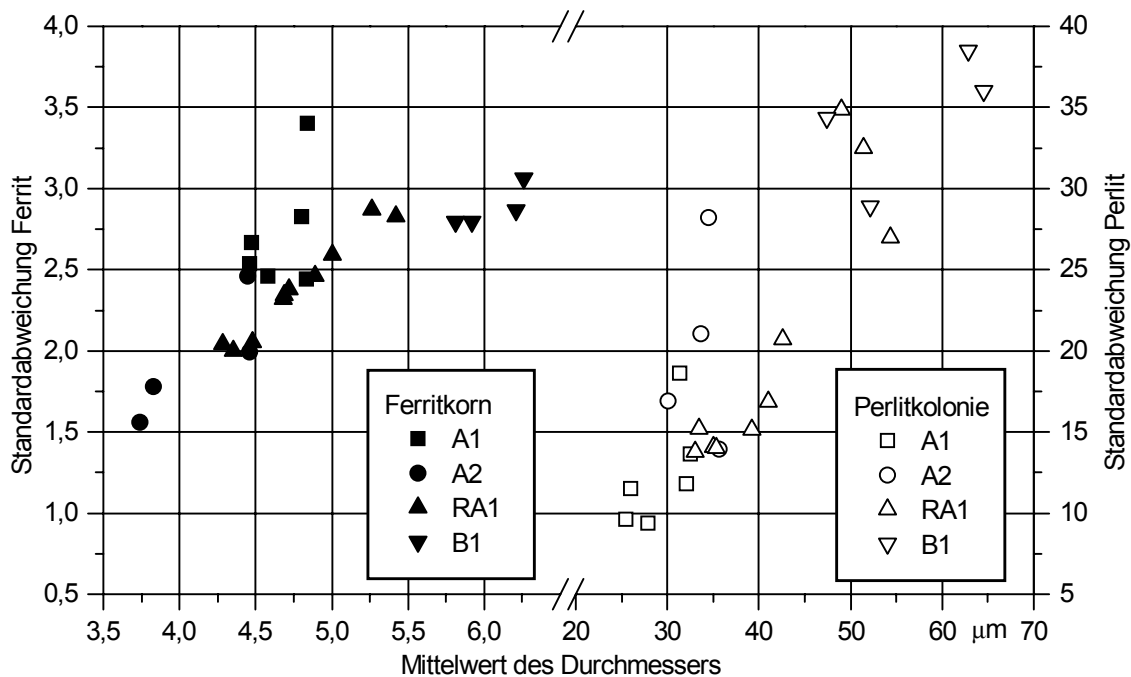


Bild 3.5: Kornverteilung 38MnVS6

Die Härteprüfung ist eine Methode zur Abschätzung der Festigkeit mit möglichst geringem Aufwand. In Tabelle 3.3 ist die Härte nach Vickers in Abhängigkeit vom Flächenanteil der Werkstoffzustände aufgelistet, welche mit zunehmendem Perlitanteil steigt. Bedingt durch den höheren Kohlenstoffanteils des Perlits im Vergleich zum Ferrit, ist dessen Grundfestigkeit höher.

Die Verformungsfähigkeit eines Werkstoffes lässt sich mit Hilfe des Kerbschlagbiegeversuchs bestimmen. Für den Werkstoffzustand A2 werden bei Raumtemperatur drei Kerbschlagbiegeversuche nach Charpy DIN EN ISO 14556 durchgeführt. Der ermittelte arithmetische Mittelwert der Kerbschlagarbeit $K_V = 25 \text{ J}$ sowie der matte

Bruchflächenanteil von 35 % spiegeln die für den Schmiedeprozess optimierte hohe Duktilität des ferritisch-perlitischen Werkstoffs 38MnVS6 wider.

Bez.	Flächenanteil [%]		Härte [HV10]
	Ferrit	Perlit	
A1	23,2	76,8	186
A2	20,0	80,0	253
RA1	13,3	86,7	265
B1	11,8	88,2	274

Tabelle 3.3: Flächenanteile und Härte 38MnVS6

3.3 Werkstoffverhalten bei statischer Beanspruchung

Die statischen Werkstoffkennwerte werden im Zugversuch nach DIN EN 10 002 ermittelt. Die Prüfkörper der geschmiedeten Varianten RA1 und B1 werden aus Bereichen mit möglichst homogenen Verformungsgrad entnommen, siehe Anhang 1 und Anhang 2. Für die Simulation des Autofrettageprozesses ist die Anpassung eines Werkstoffmodells auf Basis von Zug-Druck-Versuchen mit kurzen Prüfkörpern notwendig, vergleiche Kapitel 3.4. Aus Gründen der Vergleichbarkeit werden deshalb für den Zugversuch ebenfalls zylindrische Prüfkörper mit einem Längen-Durchmesser-Verhältnis von $L_0/d_0 = 2,5$ anstatt mit einem von $L_0/d_0 = 5$ nach DIN EN 10 002 verwendet, siehe Anhang 4. Die Verkürzung der Prüfkörper beeinflusst das Verformungsverhalten nach der Gleichmaßdehnung, siehe Bild 3.6. Demnach sind die daraus resultierenden Verformungskennwerte, wie die Bruchdehnung, nur bedingt mit Kennwerten aus der Literatur vergleichbar.

Das Spannungs-Dehnungsverhalten in Abhängigkeit von der Mikrostruktur ist in Bild 3.7 dargestellt. Die zugehörigen statischen Werkstoffkennwerte sind in Anhang 5 aufgelistet. Aus statistischen Gründen werden je Werkstoffvariante bis zu drei Zugversuche durchgeführt. Die Fließkurven jeder Werkstoffvariante streuen jedoch nur geringfügig. Die gering verformten Varianten A1 und A2 zeigen im Gegensatz zu den geschmiedeten Varianten RA1 und B1 ein ausgeprägtes Streckgrenzenverhalten. Dies deutet auf eine zunehmende Anzahl von Fehlstellen mit steigendem Verformungsgrad hin. Das Fließverhalten von A1 und A2 sowie RA1 und B1 kann nicht eindeutig unterschieden werden. Die Festigkeit der geschmiedeten Varianten ist jedoch höher als die von A1 und A2.

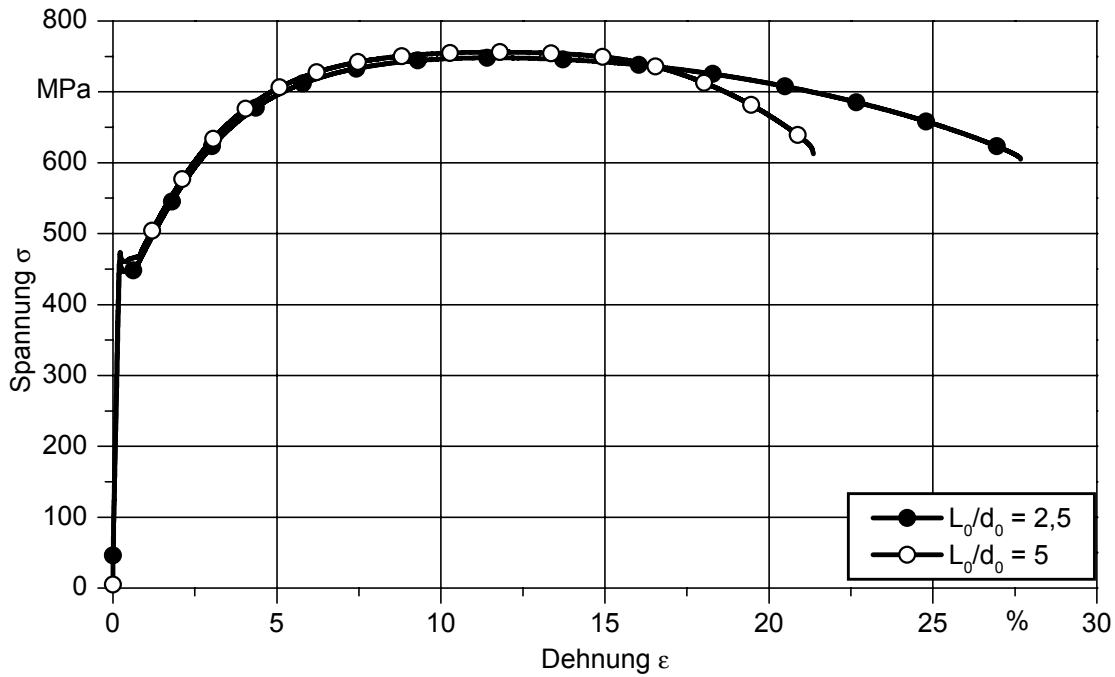


Bild 3.6: Einfluss des Längen-Durchmesserverhältnisses auf das Fließverhalten, Werkstoffvariante A2

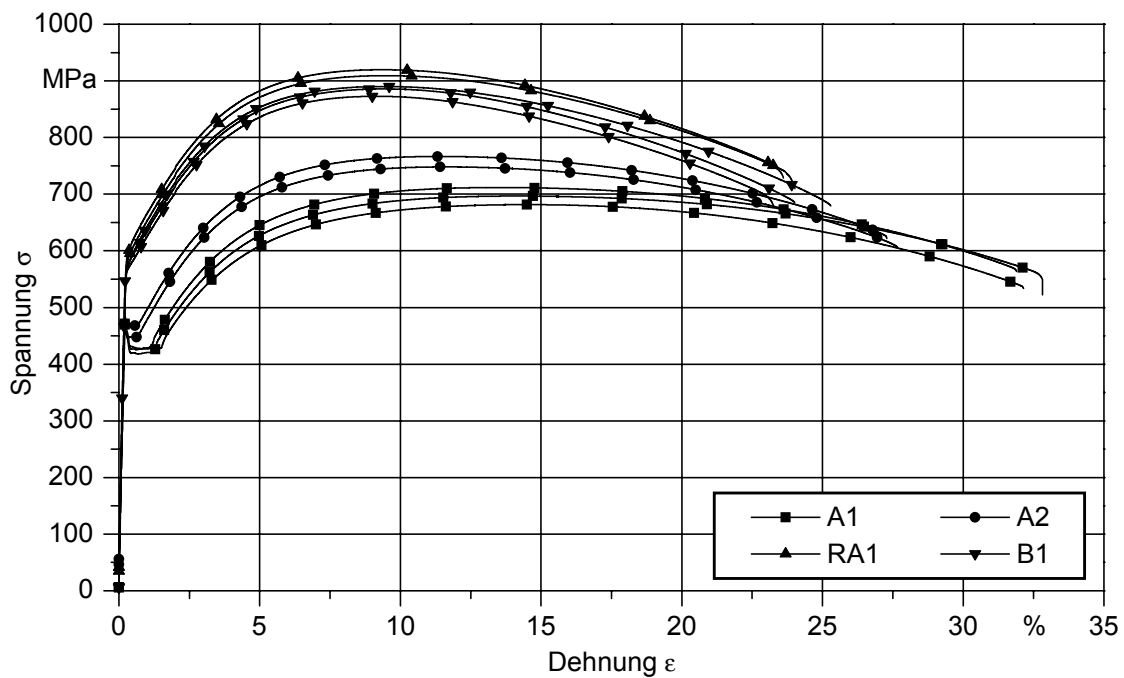


Bild 3.7: Einfluss der Mikrostruktur auf das statische Fließverhalten, $L_0/d_0 = 2,5$

Die Dehngrenze und das überelastische Werkstoffverhalten wird neben der Grundfestigkeit von der Mischkristallverfestigung, der Kaltverfestigung, der Kornverfeinerung und der Ausscheidungshärtung bestimmt, siehe Kapitel 2.1. Der Einfluss der vier Verfestigungsmechanismen auf die Festigkeit der untersuchten Werkstoffvarianten wird im Folgenden näher betrachtet.

Der Kohlenstoffanteil und die Gefügeverteilung bestimmen im Wesentlichen die Grundfestigkeit. Perlit weist im Gegensatz zu Ferrit eine höhere Festigkeit auf, siehe Kapitel 3.2. Aus diesem Grund ist in Bild 3.8 die mittlere Dehngrenze über dem Flächenanteil des Perlits in Abhängigkeit vom Werkstoffzustand aufgetragen.

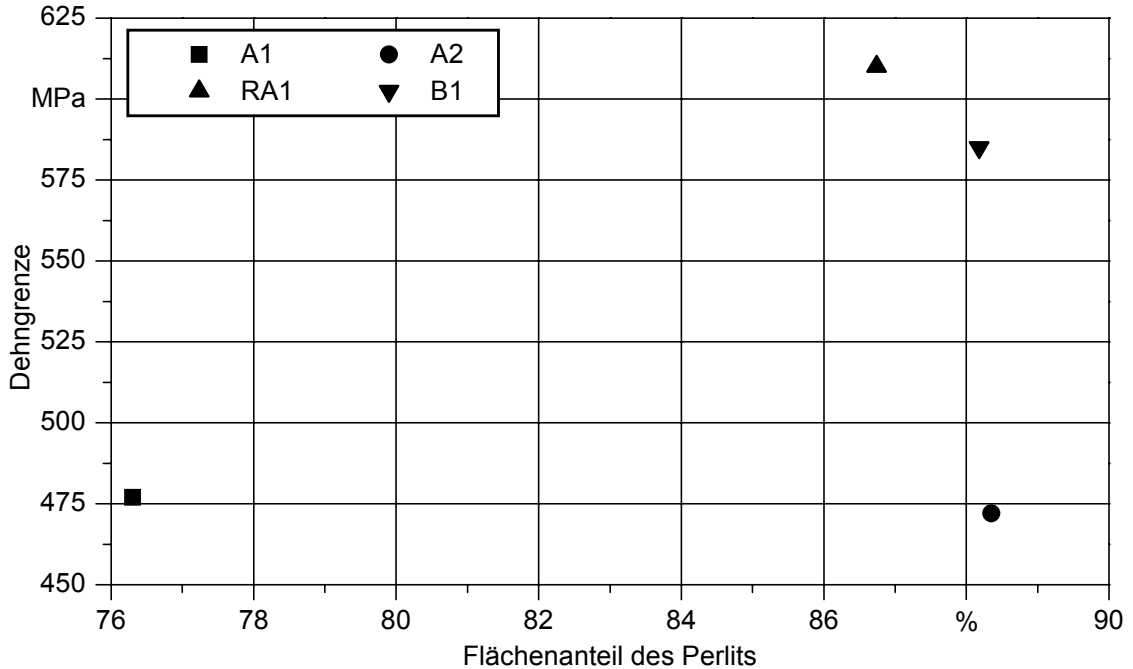


Bild 3.8: Einfluss der Gefügeverteilung auf das Fließverhalten von 38MnVS6

Die Dehngrenze der geschmiedeten Varianten RA1 und B1 ist deutlich höher als die von A1 und A2. Der Vergleich zwischen A1 und A2, die sich ausschließlich in der Wärmebehandlung unterscheiden, zeigt, dass der Einfluss der Gefügeverteilung auf die statische Festigkeit zu vernachlässigen ist. Die höhere Dehngrenze trotz geringerem Ferritanteil von RA1 gegenüber B1 ist auf den höheren Gesamtkohlenstoffanteil zurückzuführen, siehe Tabelle 3.3. Der Einfluss des Kohlenstoffanteils überwiegt demnach den der Gefügeverteilung.

Die für die Mischkristallverfestigung bestimmenden chemischen Elemente sind in den Chargen A und B mit näherungsweise gleichem Massenanteil vertreten, siehe Tabelle 3.3. Folglich kann dieser Verfestigungsmechanismus mit Hilfe der untersuchten Werkstoffvarianten nicht qualifiziert werden. Die Kaltverfestigung ist hier von untergeordneter Bedeutung, da keine der Werkstoffvarianten kaltverformt ist.

Mit der Abnahme des Korndurchmessers d steigt nach Hall-Petch die Dehngrenze, siehe Kapitel 2.1. Aus diesem Grund ist in Bild 3.9 die Dehngrenze über dem mittleren Korndurchmesser $1/\sqrt{d}$ aufgetragen, der sich hier im Verhältnis zu den Flächenanteilen aus dem mittleren Ferritkorn- und Perlitkoloniedurchmesser zusammensetzt.

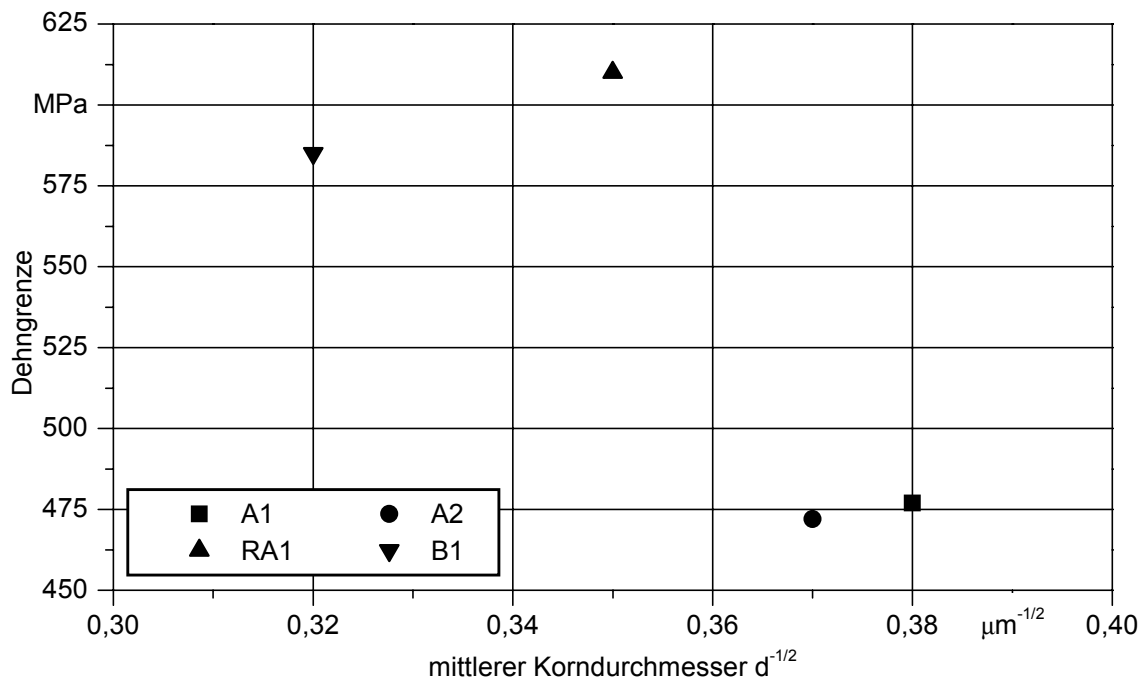


Bild 3.9: Einfluss der Korngröße auf die Dehngrenze nach Hall-Petch

Die mittleren Korndurchmesser liegen innerhalb eines engen Streubandes. Die unverformten Werkstoffzustände A1 und A2 unterscheiden sich ausschließlich durch die Wärmebehandlung. Folglich kann der tendenzielle Anstieg der Dehngrenze von A1 gegenüber A2 auf die Kornverfeinerung zurückgeführt werden. Die Änderung der Korngröße und der Dehngrenze liegt jedoch innerhalb der technischen Streuung, sodass dieser Einfluss nicht signifikant ist. Beim Vergleich der Varianten RA1 und B1 muss die chemische Zusammensetzung berücksichtigt werden. Aus diesen Gründen kann davon ausgegangen werden, dass der Verfestigungsmechanismus Kornverfeinerung für die Festigkeit des Schmiedestahls 38MnVS6 von untergeordneter Bedeutung ist.

Das Potenzial zur Ausscheidungshärtung ist infolge der chemischen Zusammensetzung bei der Charge A größer als bei der Charge B, siehe Tabelle 3.2. Da die Werkstoffzustände A1, A2 und RA1 derselben Charge entstammen, kann die höhere Festigkeit der Varianten RA1 und B1 im Vergleich zu den Varianten A1 und A2 mit den bisher betrachteten Verfestigungsmechanismen nicht erklärt werden. Die Bildung von Ausscheidungen ist jedoch neben der Wärmebehandlung vom Verformungsgrad φ abhängig, siehe [Bild 3.10](#). Mit steigendem Verformungsgrad verschiebt sich die Grenze für den Beginn der Ausscheidungsbildung zu höheren Temperaturen und kürzerer Dauer.

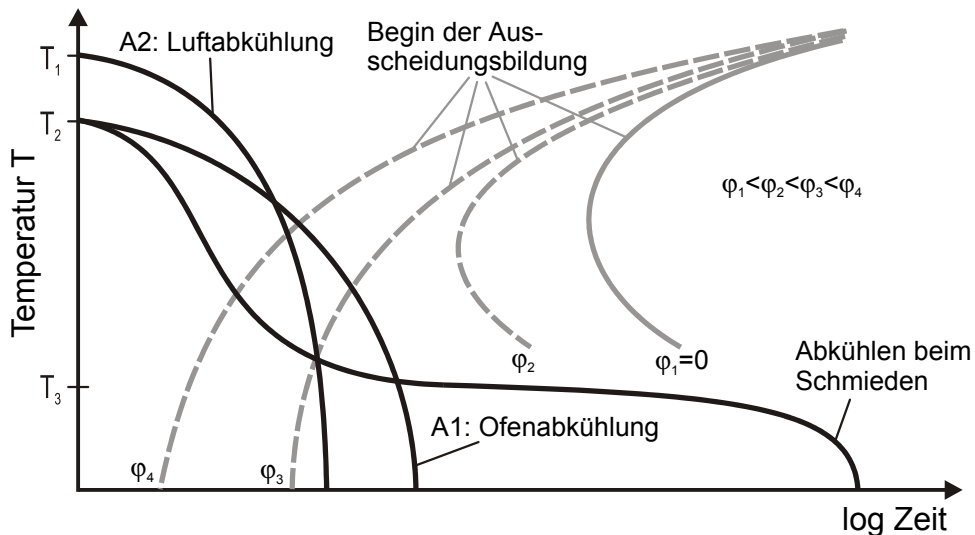


Bild 3.10: Schematische Darstellung der verformungsinduzierten Ausscheidungs- bildung und Abkühlkurven

In Bild 3.10 sind zusätzlich die Abkühlkurven für die unterschiedlichen Wärmebe- handlungen schematisch dargestellt. Bei den gering verformten Werkstoffvarianten A1 und A2 findet selbst bei langsamer Abkühlung im Ofen keine Ausscheidungs- bildung statt. Dahingegen begünstigt die Verformung während des Schmiedeprozesses sowie die verzögerte Abkühlung ab einer Temperatur T_3 die Bildung von Ausschei- dungen bei den Varianten RA1 und B1.

Der höhere Kohlenstoffanteil der Variante RA1 im Vergleich zur Variante B1 sowie der größere Massenanteil an ausscheidungs- bildenden chemischen Elementen führt nur zu einer geringfügig höheren Festigkeit. Der Chargeneinfluss auf die Festigkeit ist demnach vernachlässigbar. Trotz der deutlich unterschiedlichen Gefügevertei- lungen und Korngröße ist die Festigkeitssteigerung der Variante A2 gegenüber der Variante A1 nicht signifikant. Die inhomogene Gefügeverteilung über der Bauteildicke lässt folglich keinen Rückschluss auf die Bauteilfestigkeit zu. Maßgebend für die Festigkeit des Werkstoffs 38MnVS6 ist vielmehr die verformungsinduzierte Aus- scheidungs- bildung, welche vom Schmiedeprozess als Kombination aus Wärmebe- handlung und Umformung bestimmt wird.

3.4 Simulation des überelastischen Werkstoffverhaltens mittels erweiterter Werkstoffmodelle

Die Bewertung der Schwingfestigkeit autofrettierter Bauteile setzt die Kenntnis des ausgeprägten Eigenspannungsfeldes in der Bauteiltiefe nach der Fertigung voraus. Da dieses experimentell nur mit äußerst hohem Aufwand ermittelt werden kann, wird der Autofrettageprozess mit Hilfe der FE-Methode untersucht. Für die Aussagefähig- keit der numerischen Eigenspannungseinbringung ist eine möglichst genaue Abbil-

derung des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens notwendig. In diesem Fall ist neben dem Verfestigungsverhalten des Werkstoffs bei der Belastung auch das Rückfließverhalten bei der Entlastung von Bedeutung. Deshalb werden zur Ermittlung des statischen Fließverhaltens spezielle Zug-Druck-Versuche durchgeführt. Für die numerische Abbildung des Fließverhaltens ist insbesondere bei auftretendem Bauschinger-Effekt der Einsatz von erweiterten Werkstoffmodellen unabdingbar, siehe Kapitel 2.3. Diese beinhalten im Allgemeinen eine große Zahl an Werkstoffparametern, deren Anpassung an das Fließverhalten des Werkstoffs geeignete numerischen Methoden erfordert.

Die Zug-Druck-Versuche basieren auf dem Zugversuch nach DIN EN 10 002. Um bei der Druckbelastung Knicken zu vermeiden, werden kurze Prüfkörper mit einem Längen-Durchmesser-Verhältnis von 2,5 eingesetzt, siehe Anhang 4. Die zylindrischen Prüfkörper mit Gewindeköpfen und einem Prüfdurchmesser von $d_0 = 10$ mm werden aus dem Rohmaterial in Längsrichtung entnommen, vergleiche Kapitel 3.3. Zur Ermittlung des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens werden die Prüfkörper einmalig dehnungskontrolliert auf Zug und anschließend spannungskontrolliert auf Druck belastet. Da das Rückfließverhalten vom Niveau der maximalen Belastung abhängig ist, werden acht Zug-Druck-Versuche je Werkstoffvariante mit unterschiedlicher Maximaldehnung durchgeführt, siehe Bild 3.11. Die Maximaldehnung wird dabei gleichmäßig bis annähernd zur Gleichmaßdehnung A_g verteilt.

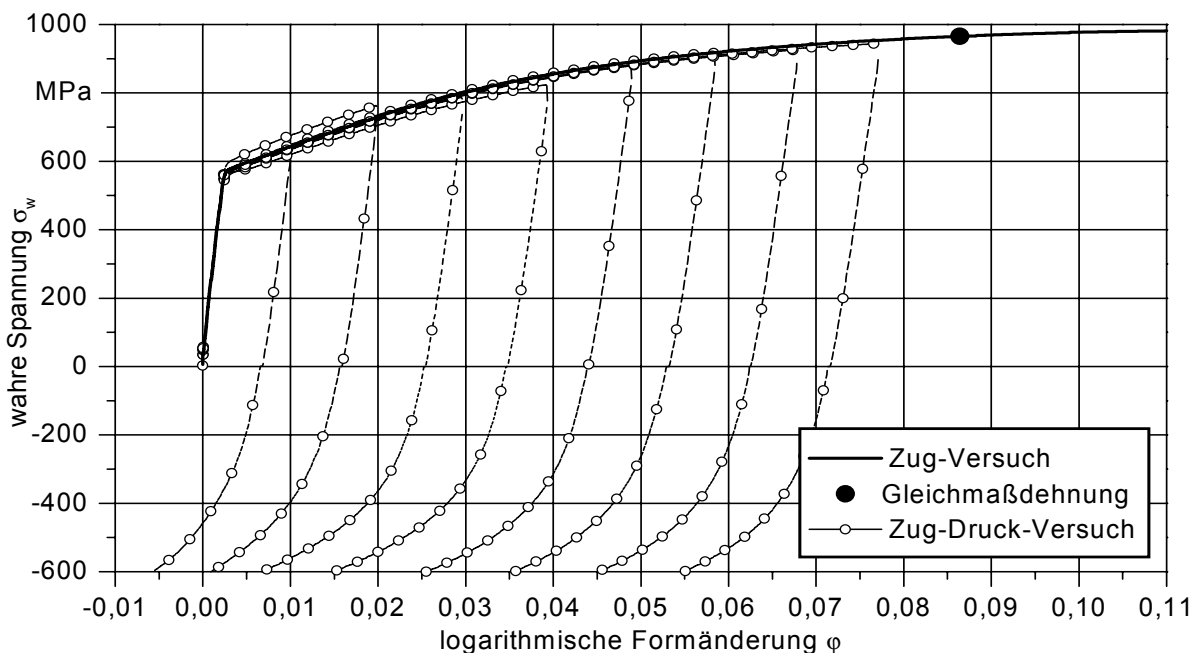


Bild 3.11: Zug- und Zug-Druck-Versuche, 38MnVS6 Werkstoffzustand B1

In Abhängigkeit von der Maximaldehnung ist bei der Entlastung ein signifikanter Bauschinger-Effekt zu beobachten, siehe Bild 3.11. Dieser Effekt tritt unabhängig

vom Werkstoffzustand des Schmiedestahls 38MnVS6 auf, siehe Anhang 6 und Anhang 7.

Das nichtlineare Verfestigungsverhalten sowie der Bauschinger-Effekt kann mit den Werkstoffgesetzen der gängigen FE-Programme nur ungenügend abgebildet werden. Aus diesem Grund wird ein in Zusammenarbeit mit der MPA Stuttgart entwickeltes erweitertes Werkstoffmodell nach AFC in das FE-Programm „ABAQUS“ [138] implementiert, siehe Kapitel 2.3. Um den für die Eigenspannungseinbringung maßgebenden Bauschinger-Effekt zu erfassen, beinhaltet das AFC-Modell vier kinematische (2.16) und eine isotrope Evolutionsgleichung (2.18). Demnach müssen zur Anpassung des AFC-Modells an das elastisch-plastische Werkstoffverhalten bis zu 10 Verfestigungsvariablen bestimmt werden. Dafür wird zunächst das Spannungs-Dehnungsverhalten beim Zug-Druck-Versuch am einachsig beanspruchten Prüfkörper mit Hilfe des AFC-Modells numerisch bestimmt. Die beliebig gewählten Verfestigungsvariablen werden anschließend mittels des Newton'schen Iterationsverfahren optimiert. Als Kriterium für das Iterationsverfahren dient die Fehlerquadratsumme zwischen den experimentell und numerisch bestimmten Fließkurven. Mit Hilfe dieser Methode ist eine sehr gute Anpassung des Werkstoffmodells nach AFC an das elastisch-plastische Werkstoffverhalten des Schmiedestahls 38MnVS6 möglich, siehe Bild 3.12.

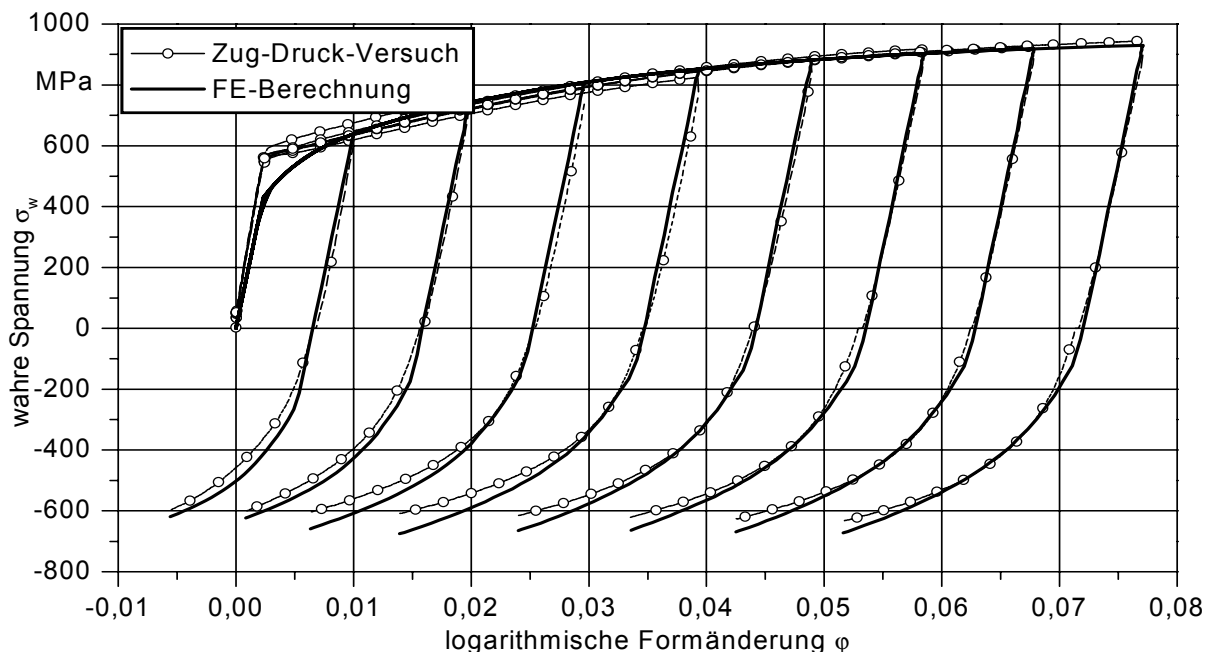


Bild 3.12: Experimentell und numerisch bestimmte Fließkurven, 38MnVS6
Werkstoffzustand B1

Im Bereich kleiner Dehnungen weicht die numerisch bestimmte Fließkurve von der experimentell ermittelten geringfügig ab. Dies ist auf die Behinderung von Verset-

zungsbewegungen vor dem ersten Überschreiten der Fließgrenze zurückzuführen. Beim ersten Fließbeginn werden aufgrund des homogen einachsigen Spannungszustandes der Zugprobe die Versetzungshindernisse gleichzeitig überwunden, sodass ein unstetiger Übergang zwischen dem elastischen und plastischen Werkstoffverhalten zu beobachten ist. Dieser Übergang ist bei erneutem Überschreiten der Fließgrenze stetig. Das überwiegend für zyklisches Werkstoffverhalten entwickelte AFC-Modell kann diesen für den Zugversuch typischen Effekt nicht mit ausreichender Genauigkeit abbilden. Bei den Werkstoffvarianten A1 und A2 ist dieser Effekt deutlicher ausgeprägt, da diese eine ausgeprägte Streckgrenze aufweisen, siehe Anhang 6 und Anhang 7. Bei Bauteilen mit komplex inhomogenem Spannungszustand werden Versetzungshindernisse jedoch nacheinander überwunden, so dass der Übergang vom elastischen zum plastischen Bereich stetig ist. Aus diesem Grund ist hier im Bereich des ersten Fließbeginns die Anpassung der Verfestigungsvariablen von untergeordneter Bedeutung. Das Rückfließverhalten in Abhängigkeit von der maximalen Dehnung wird dahingegen sehr gut abgebildet. Demnach ist das Werkstoffmodell nach AFC geeignet, um die Eigenspannungseinbringung mit Hilfe der Autofrettage numerisch zu untersuchen.

3.5 Werkstoffverhalten bei zyklischer Beanspruchung

Eine zyklische Belastung kann zur Ermüdung des Werkstoffs und damit zum Versagen des Bauteils in Form eines Anrisses oder eines Bruches führen. Des Weiteren können Eigenspannungen bei auftretenden plastischen Dehnungsamplituden abgebaut werden, vgl. Kapitel 2.2.2. Deshalb steht in Zusammenhang mit der Schwingfestigkeitssteigerung durch ausgeprägte Druckeigenspannungsfelder bei der Charakterisierung des zyklischen Werkstoffverhaltens die Frage nach der Eigenspannungsstabilität im Vordergrund. Das zyklische Werkstoffverhalten der Variante B1 wurde im Rahmen eines Forschungsvorhabens am IWT Bremen [141] ermittelt. Dieses wird aus Gründen der Vollständigkeit den Ergebnissen dieser Arbeit gegenüber gestellt.

Mit Hilfe von spannungskontrollierten Wöhlerversuchen wurde die Schwingfestigkeit des Werkstoffs an zylindrischen Prüfkörper mit Gewindeköpfen und einem Prüfdurchmesser von $d_0 = 6$ mm ermittelt, siehe Anhang 8. Insbesondere bei hohen Maximallasten können Wechselplastifizierungen zur unzulässigen Erwärmung des Prüfkörpers führen. Deshalb wurden die Versuche in Abhängigkeit von der Maximallast auf Resonanzprüfmaschinen mit einer maximalen Prüfkraft von $F_{\text{Max}} = 100$ kN und einer Prüffrequenz von bis zu $f = 120$ Hz sowie auf servohydraulischen Prüfmaschinen mit einer maximalen Prüfkraft von $F_{\text{Max}} = 20$ kN und einer Prüffrequenz von $f = 20$ Hz durchgeführt.

Der für die Schwingfestigkeit bedeutendste Werkstoffkennwert die Wechselfestigkeit σ_W wird bei rein wechselnder Belastung mit $R_\sigma = -1$ an glatten Prüfkörpern mit $K_t = 1$ bestimmt. Bei der dauerfesten Auslegung von Bauteilen mit ausgeprägtem Druckeigen Spannungsfeld ist das Versagenkriterium der Rissstopp. Um neben der Dauerfestigkeit die Zeitfestigkeit zu erfassen, wurden ca. 15 Prüfkörper im Zeitfestigkeits- und ca. 10 Prüfkörper im Übergangsgebiet bis zu einer Grenzlastspielzahl von $N_G = 1 \cdot 10^7$ geprüft, siehe Bild 3.13. Im Wöhlerdiagramm, hier am Beispiel des Werkstoffzustandes A1 dargestellt, ist die ertragbare Nennspannung amplitude σ_A über der Schwingspielzahl N bis zum Bruch aufgetragen, siehe Bild 3.13.

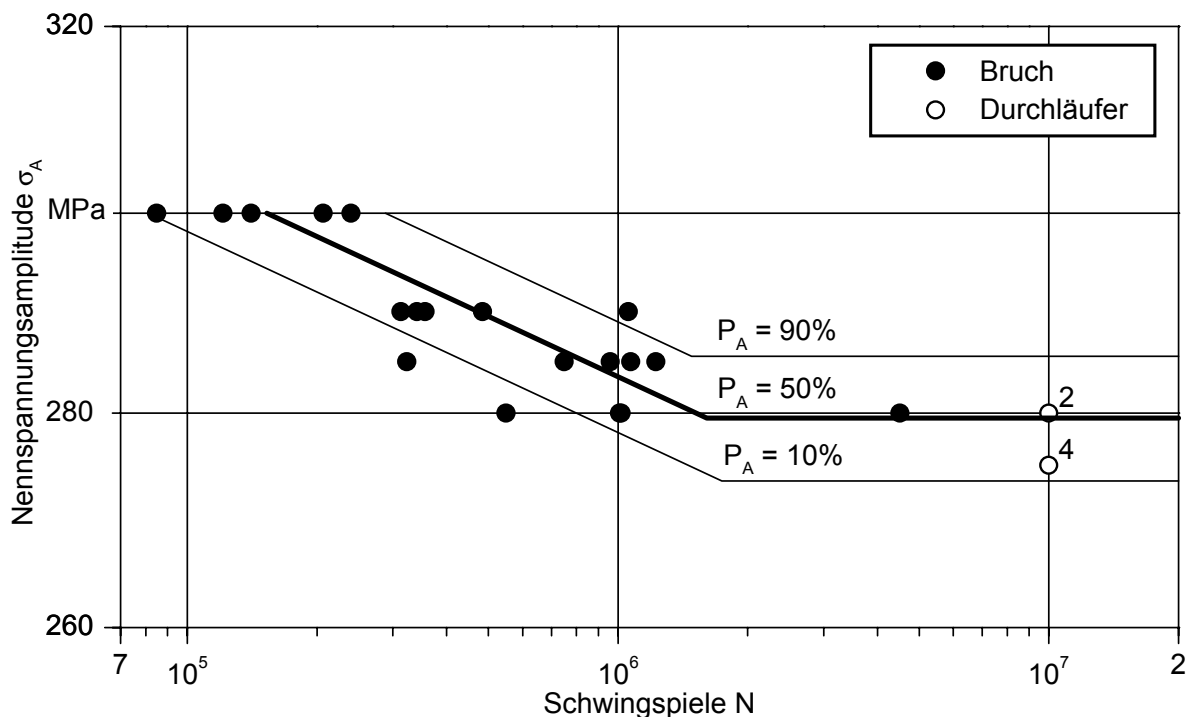


Bild 3.13: Spannungskontrollierte Wöhlerkurve, $R_\sigma = -1$, $K_t = 1$, 38MnVS6 A1

Die statistische Auswertung der Wöhlerversuche im Übergangsgebiet erfolgt nach dem Probit- und im Zeitfestigkeitsgebiet nach dem Perlschnurverfahren [92]. Dabei wird eine in der Schwingfestigkeit übliche logarithmische Normalverteilung der Grundgesamtheit voraus gesetzt. Die Streuung der Wöhlerversuche ist neben der Wöhlerlinie mit einer Ausfallwahrscheinlichkeit von $P_A = 50 \%$ mit der für $P_A = 10 \%$ und der für $P_A = 90 \%$ grafisch dargestellt, siehe Bild 3.13.

Die Schwingfestigkeit wird neben der Mikrostruktur im Wesentlichen von der Mittelspannung und der Kerbwirkung beeinflusst. Deshalb werden zusätzlich Wöhlerversuche an gekerbten Prüfkörpern mit einer Kerbformzahl von $K_t = 2$, siehe Anhang 9, und Versuche mit einem Spannungsverhältnis von $R_\sigma = 0,1$ durchgeführt. Die einzelnen Wöhlerkurven sind in Anhang 10 - Anhang 16 dargestellt. Die Dauerfestigkeiten $\sigma_{D,50\%}$ in Bezug zur Grenzlastspielzahl und einer Ausfallwahrscheinlichkeit von $P_A =$

50 % in Abhängigkeit von der Kerbformzahl, dem Spannungsverhältnis und der Mikrostruktur sind in Bild 3.14 gegenüber gestellt.

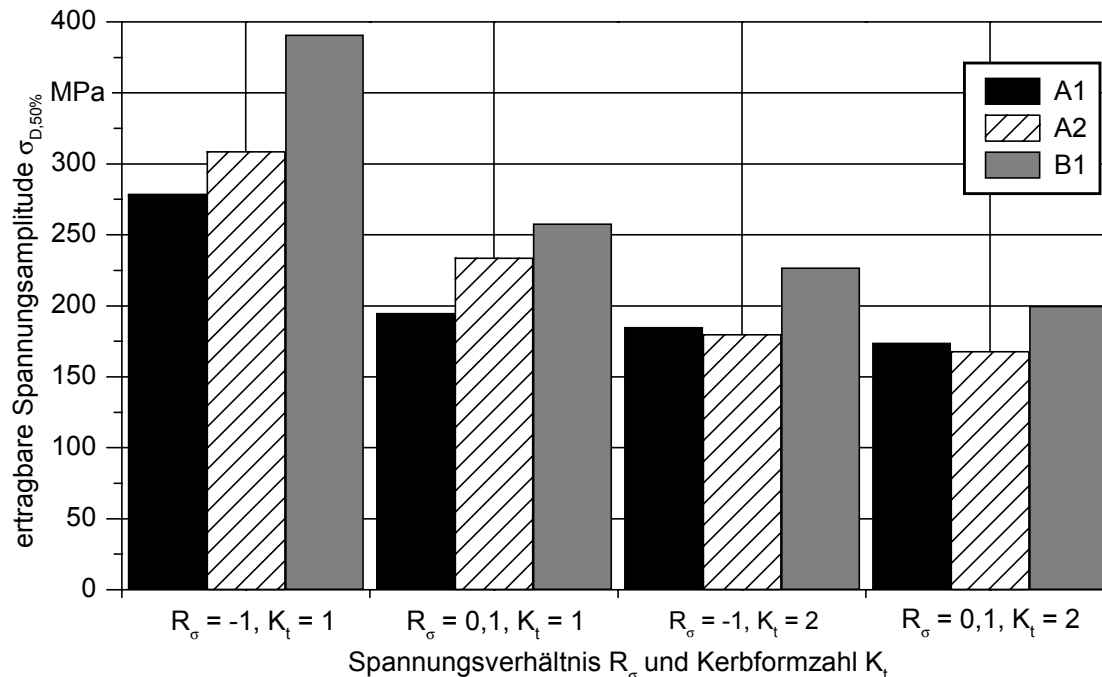


Bild 3.14: Einfluss der Mikrostruktur, der Mittelspannung und der Kerbwirkung auf die Dauerfestigkeit, 38MnVS6

Die Dauerfestigkeit $\sigma_{D,50\%}$ des Werkstoffs 38MnVS6 nimmt bei glatten Prüfkörpern mit steigender Mittelspannung ab. Dabei steigt die Schwingfestigkeit in Abhängigkeit von der Mikrostruktur, ähnlich der statischen Festigkeit, von der Werkstoffvariante A1 über A2 bis zu B1, siehe Bild 3.14. Die gekerbten Prüfkörper der niedrigsten Werkstoffvarianten A1 und A2 zeigen im Gegensatz zu denen der Variante B1 nur einen geringen Mittelspannungseinfluss. Dies ist auf Wechselplastifizierungen während des Wöhlerversuchs bei hohen Spannungsverhältnissen R_σ zurückzuführen. Darauf deutet ebenfalls eine Erwärmung der Prüfkörper bei hohen Prüffrequenzen. Bei der Variante A1 ist selbst bei glatten Prüfkörpern und schwellender Belastung von Wechselplastifizierungen auszugehen, da sich die Dauerfestigkeit im Vergleich zu den der gekerbten Prüfkörper nicht signifikant unterscheidet. Im Allgemeinen sinkt jedoch die Dauerfestigkeit $\sigma_{D,50\%}$ des Werkstoffs 38MnVS6 mit zunehmender Kerbformzahl K_t .

Die statistische Auswertung der spannungskontrollierten Wöhlerversuche ist in Tabelle 3.4 zusammengefasst. Das Zeitfestigkeitsgebiet, welches sich durch die Eckschwingspielzahl N_E vom Übergangsbereich abgrenzt wird, wird durch die Steigung k der Zeitfestigkeitsgeraden und der Streuspanne T_N in Schwingspielzahlrichtung beschrieben. Die Dauerfestigkeit $\sigma_{D,50\%}$ bei einer Ausfallwahrscheinlichkeit von $P_A =$

50% sowie die Streuspanne T_S der ertragbaren Spannungsamplituden σ_A charakterisieren das Übergangsgebiet.

Gefügevariante	R_σ	K_t	$\sigma_{D,50\%}$ [MPa]	k	N_E	$1/T_S$	$1/T_N$	K_f	M
A1	-1	1	279	33,2	$1,61 \cdot 10^6$	1,04	3,55	1	0,43
	0,1		195	8,0	$1,10 \cdot 10^6$	1,23	2,73		
	-1	2	185	9,5	$1,26 \cdot 10^6$	1,19	4,06	1,51	0,06
	0,1		174	10,2	$8,96 \cdot 10^5$	1,17	2,88		
A2	-1	1	309	14,0	$4,86 \cdot 10^5$	1,10	15,33	1	0,32
	0,1		234	10,4	$3,95 \cdot 10^5$	1,18	4,51		
	-1	2	180	7,6	$1,30 \cdot 10^6$	1,32	3,87	1,72	0,07
	0,1		168	8,2	$1,38 \cdot 10^6$	1,13	5,71		
B1	-1	1	391	20,2	$1,94 \cdot 10^6$	1,03	2,83	1	0,52
	0,1		258	9,4	$5,83 \cdot 10^5$	1,03	13,86		
	-1	2	227	8,1	$1,42 \cdot 10^6$	1,04	4,14	1,72	0,14
	0,1		200	13,5	$2,12 \cdot 10^6$	1,14	2,26		

Tabelle 3.4: Ergebnisse der spannungskontrollierten Wöhlerversuche, 38MnVS6

Auffällig ist die unabhängig vom Werkstoffzustand flache Neigung der Zeitfestigkeitsgeraden für glatte Proben wechselnd belastet. Da dieses Werkstoffverhalten unabhängig von einander an der MPA Stuttgart und am IWT Bremen ermittelt worden ist, kann ein Anlagenbedingter oder Versuchsführungsabhängiger Einfluss ausgeschlossen werden. Vielmehr liegt der Schluss nahe, dass die hohe Duktilität des 38MnVS6 unter Beachtung von Wechselplastifizierungen bzw. verhältnismäßig großen Hysteresen bereits im Übergangsgebiet zu einer flachen Neigung der Zeitfestigkeitsgeraden führen. Bei gekerbten Proben ist dieses Verhalten aufgrund der mehrachsigen Beanspruchung nicht so stark ausgeprägt. Bei höheren Mittelspannungen bzw. bei der im Vergleich zu A1 und B1 weichen Variante A2 führen die Wechselplastifizierungen im Übergangsgebiet bereits dazu, dass sich kein statistisch aussagefähiges Zeitfestigkeitsgebiet erproben lässt. Darauf deuten auch die hohen Streuungen $1/T_N$ im Zeitfestigkeitsgebiet der glatten Proben der beiden Varianten A2, $R_\sigma = -1$ und B1, $R_\sigma = 0,1$.

Die Wöhlerversuche des Werkstoffs 38MnV6 streuen unabhängig von der Mikrostruktur nur geringfügig. Die abnehmende Mittelspannungsempfindlichkeit

$$M = \frac{\sigma_A(R = -1)}{\sigma_A(R = 0)} - 1 \quad (3.1)$$

nach Schütz [67] mit steigender Kerbformzahl K_t spiegelt das Auftreten von Wechselplastifizierungen wider, siehe Tabelle 3.4. Die Kerbwirkungszahl

$$K_f = \frac{\sigma_D}{\sigma_{DK}} \quad (3.2)$$

der zyklischen Belastung ist aufgrund der dynamischen Stützwirkung geringer als die Kerbformzahl K_t . Die Kerbwirkung ist nahezu unabhängig von der Mikrostruktur, nimmt jedoch mit steigendem Spannungsverhältnis aufgrund von Wechselplastifizierungen ab.

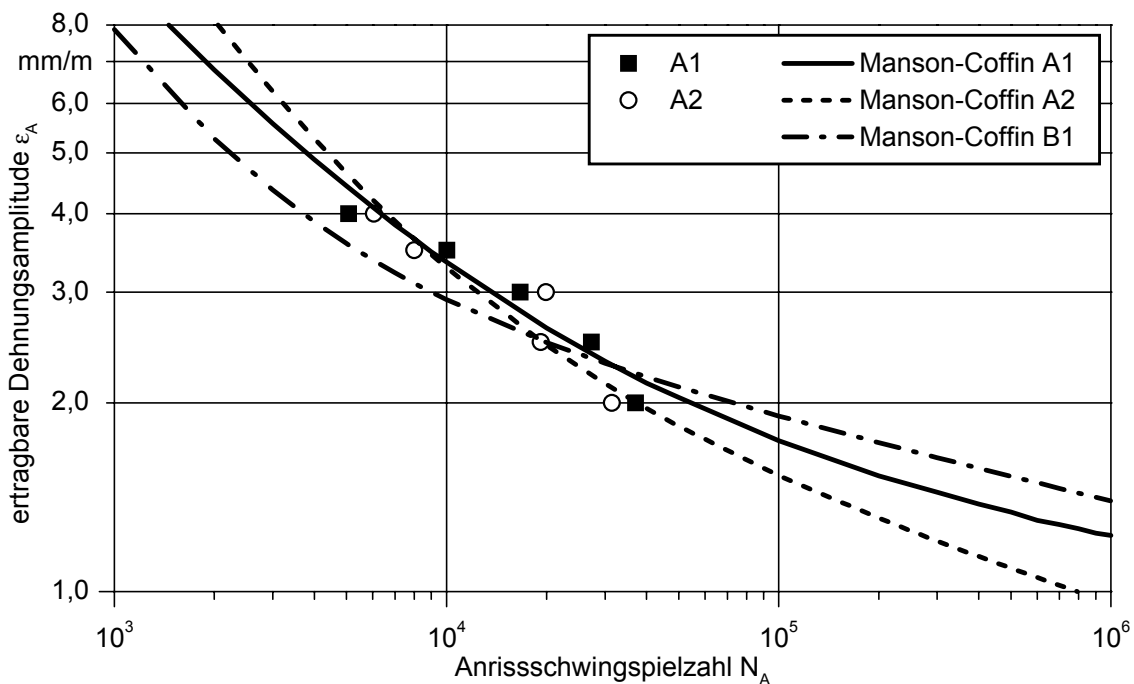


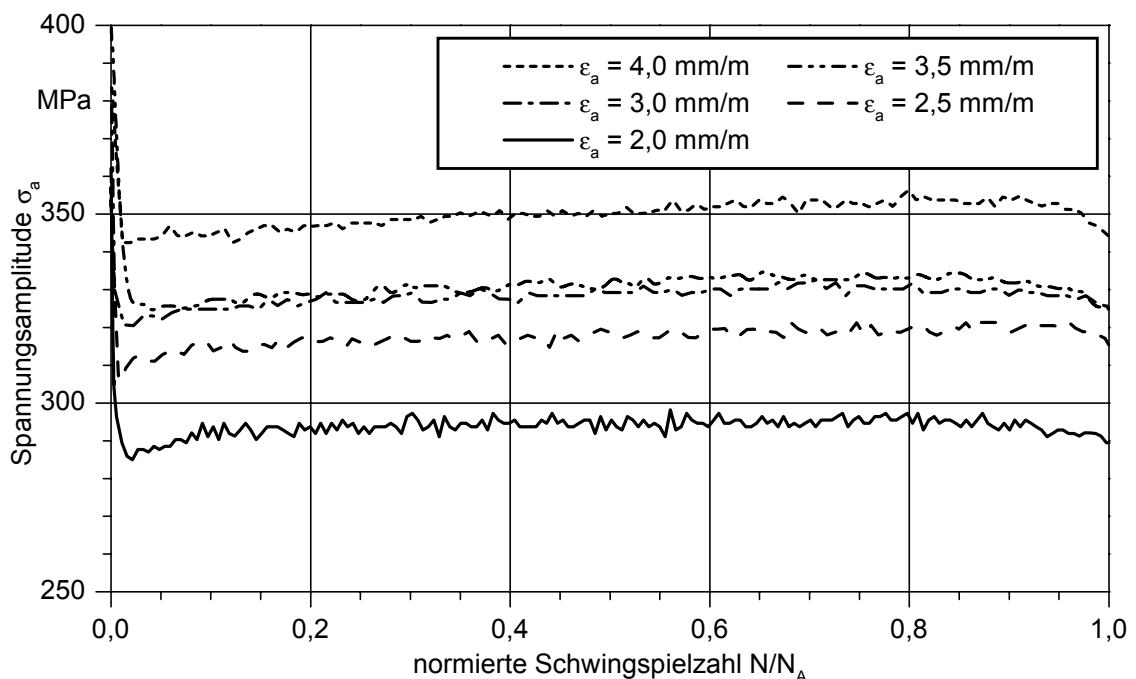
Bild 3.15: Dehnungswöhlerlinie, 38MnVS6, $R_\epsilon = 0$

Die Anrisslebensdauer wird im Allgemeinen mit Hilfe von dehnungskontrollierten Versuchen besser erfasst, als mit spannungskontrollierten. Die dehnungskontrollierten Wöhlerversuche wurden an glatten zylindrischen Prüfkörpern mit einem Nenn-durchmesser von $d_0 = 6$ mm durchgeführt, siehe Anhang 17. Die Einspannung erfolgte über Gewindeköpfe wobei auf Orthogonalität der Stirnflächen in Bezug auf die Symmetrieachse zu achten ist. Da mit Innendruck belastete Bauteile vornehmlich schwellend beansprucht sind, wurden die Prüfkörper mit einem Dehnungsverhältnis

von $R_\epsilon = 0$ und einer Dehnrates von $\dot{\epsilon} = 0,6$ 1/min belastet. Die ertragbare Dehnungsamplitude ϵ_A in Abhängigkeit von der Anrisschwingspielzahl N_A wird mit Hilfe der Dehnungswöhlerlinie charakterisiert. Infolge der geringen Streuung von dehnungskontrollierten Versuchen wurden fünf Prüfkörper mit unterschiedlicher Dehnungsamplitude geprüft, siehe [Bild 3.15](#).

Die Ergebnisse der Wöhlerversuche lassen sich mit Hilfe der Gleichung (2.24) nach Manson-Coffin sehr gut analytisch beschreiben. Ein Vergleich der Gefügevarianten A1, A2 und B1 zeigt, dass in Bezug auf das Anrissverhalten des Werkstoffs 38MnVS6 die Mikrostruktur von untergeordneter Bedeutung ist, siehe [Bild 3.15](#).

Die Stabilität von Eigenspannungen ist abhängig vom zyklischen Ver- bzw. Entfestigungsverhalten des Werkstoffs. Aus diesem Grund ist die Spannungsamplitude σ_a über der Schwingenspielzahl N normiert auf die Anrisschwingspielzahl N_A in Abhängigkeit von der konstanten Dehnungsamplitude aufgetragen, siehe [Bild 3.16](#).



[Bild 3.16](#): Entfestigungsverhalten, 38MnVS6 A1, $R_\epsilon = 0$

Wie in [Bild 3.16](#) zu erkennen ist, nehmen die Spannungsamplituden innerhalb der ersten fünf Prozent der Anrisslebensdauer ab und bleiben anschließend nahezu konstant. Da die Prüfkörper mit einem Dehnungsverhältnis von $R_\epsilon = 0$ geprüft werden, ist dieser Abfall auf die Relaxation von Mittelspannungen zurückzuführen. Demnach ist beim Werkstoff 38MnVS6 von einem zyklisch neutralen Werkstoffverhalten auszugehen. Dies bestätigt sich für die Werkstoffvariante A2, siehe [Anhang 18](#).

Den Zusammenhang zwischen Spannung und Dehnung bei zyklischer Belastung beschreibt die zyklisch stabilisierte Fließkurve. Diese wurde mit Hilfe des Incremental-Step-Testes (IST) an drei Prüfkörpern je Werkstoffvariante bestimmt. Eine gute analytische Näherung der Fließkurve liefert die Gleichung (2.23) nach Ramberg-Osgood, siehe Anhang 19. Der Einfluss der Mikrostruktur auf die zyklisch stabilisierte Fließkurve ist in Bild 3.17 dargestellt. Ähnlich wie bei den statischen Fließkurven ist die Festigkeit der geschmiedeten ausscheidungsgehärteten Werkstoffvariante B1 deutlich höher als die der nicht verformten Varianten A1 und A2.

Eine zyklische Entfestigung des Werkstoffs kann infolge des Shakedown-Effektes zum Abbau von Eigenspannungen führen, vergleiche Kapitel 2.2.2. Aus diesem Grund ist in Bild 3.17 die monotone Fließkurve der Werkstoffvariante B1 der zyklisch stabilisierten gegenüber gestellt. Da sich die Fließkurven nicht signifikant unterscheiden, verhält sich der Werkstoff 38MnVS6 zyklisch neutral. Folglich ist kein Eigenspannungsabbau auf Grund von quasistatischen Verformungsvorgängen bei Bauteilen aus dem Werkstoff 38MnVS6 zu erwarten.

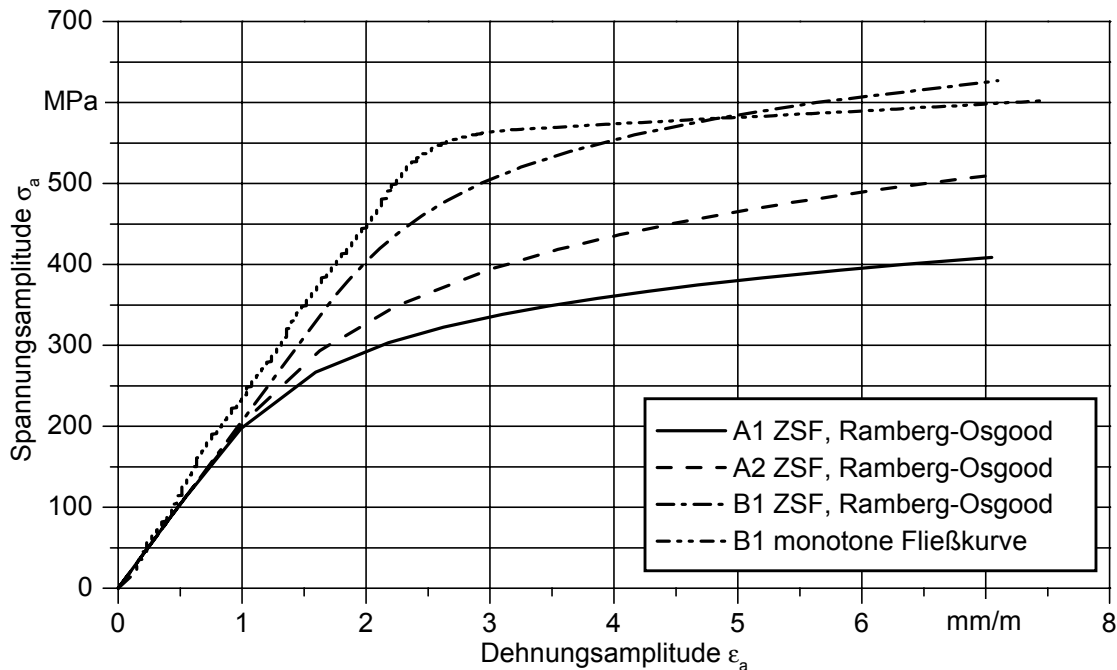


Bild 3.17: Zyklisch stabilisierte Fließkurve, 38MnVS6, $R_e = 0$

3.6 Charakterisierung des bruchmechanischen Werkstoffverhaltens

Das bruchmechanische Werkstoffverhalten wurde am IFW Dresden mit Hilfe von experimentellen Rissfortschrittsuntersuchungen an einer DYNACOMP-Resonanzermüdungsapparatur [142] ermittelt. Die Vorteile einer Resonanzschwingprüfmaschine sind insbesondere die hohe Prüffrequenz und der geringe Aufwand. Das Grundprinzip besteht darin, dass der Prüfkörper das elastische Glied eines mechanischen Resonators bildet, siehe [Anhang 20](#). Da die Steifigkeit des Prüfkörpers von der Risslänge beeinflusst wird, kann in Abhängigkeit von der sich einstellenden Resonanzschwingung bzw. Periodendauer die Risslänge berechnet werden. Demnach erfüllt die Schwingung zwei Funktionen: Die Ermüdung des Prüfkörpers und die Verfolgung des Rissfortschritts. Bei gekrümmter Rissfront kann die berechnete Risslänge von der Tatsächlichen geringfügig abweichen. Aus diesem Grund wird nach der Messung jeder Prüfkörper aufgebrochen und die Risslänge optisch vermessen. Mit Hilfe dieses Wertes werden die Messdaten anschließend korrigiert.

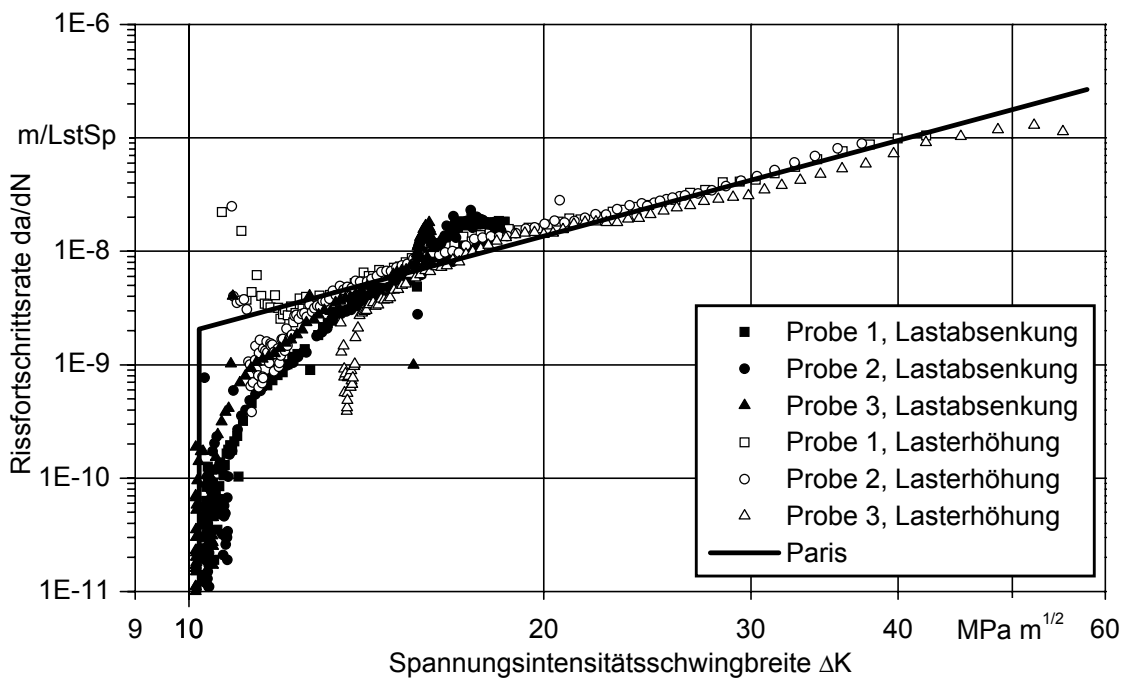


Bild 3.18: Rissfortschrittsuntersuchung, 38MnVS6 A1, $R = 0,05$

Für die Rissfortschrittsuntersuchungen wurden je Werkstoffvariante vier prismatische Prüfkörper mit einem Rechteckquerschnitt und einem Erosiv-Kerb mit einer Tiefe von 4 mm herangezogen, siehe [Anhang 21](#). Dabei wurde jeder Prüfkörper bei konstantem Spannungsverhältnis R in zwei Stufen belastet, siehe [Bild 3.18](#). Bei der ersten Stufe wird die Last kontinuierlich bis zu einer Rissfortschrittsrate $da/dN \leq 10^{-11}$ m/Lastspiel abgesenkt, um den Schwellenwert zu bestimmen. Anschließend wird bei der zweiten Stufe die Last bis zum Versagen des Prüfkörpers gesteigert, um das Rissfortschrittsverhalten zu erfassen. Aus statistischen Gründen wurden drei Prüf-

körper mit einem Spannungsverhältnis von $R = 0,05$ geprüft. An einem vierten Prüfkörper wurde eine Vergleichsmessung unter konstanter Maximallast durchgeführt. Damit wird Rissschließen sicher ausgeschlossen und das Schwellenwertverhalten in Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis R erfasst.

In Bild 3.18 ist die Rissfortschrittsrate da/dN in Abhängigkeit von der Spannungsintensitätsschwingbreite ΔK für die Gefügevariante A1 bei konstantem Spannungsverhältnis von $R = 0,05$ doppellogarithmisch dargestellt. Das Rissfortschrittsverhalten der Variante A1 streut, wie in der Bruchmechanik üblich, nur geringfügig. Der Bereich des stabilen Rissfortschritts kann in guter Näherung mit Hilfe der Gleichung (2.30) nach Paris und Erdogan beschrieben werden. Dahingegen wird das Übergangsbereich zum Schwellenwert nur ungenügend abgebildet.

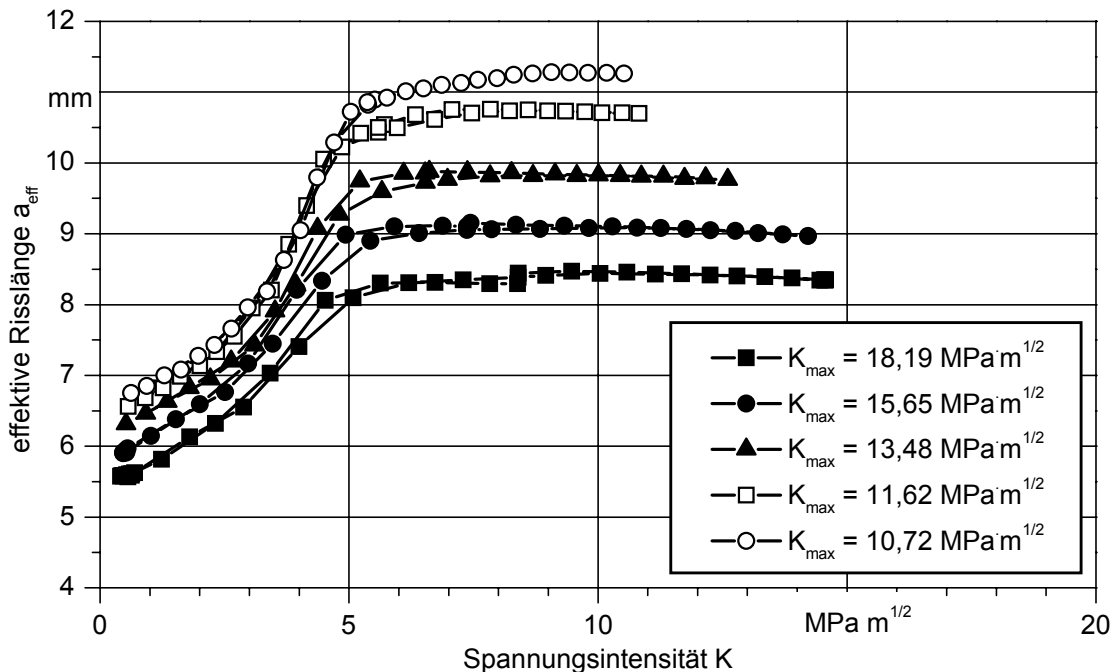


Bild 3.19: Rissschließuntersuchungen, 38MnVS6 A1, $R = 0,05$

Die Abhängigkeit des Rissfortschrittsverhaltens vom Spannungsverhältnis R wird häufig auf den Rissschließeffekt zurückgeführt, der wiederum von der maximalen Spannungsintensität K_{max} beeinflusst wird, siehe Kapitel 2.5.2. Aus diesem Grund werden während der Lastabsenkung in regelmäßigen Abständen fünf Rissschließmessungen je Prüfkörper durchgeführt, siehe Bild 3.19. Dabei wird die Schwingbelastung durch einen quasistatischen Belastungszyklus ersetzt. Die Mittellast und damit K wird schrittweise im Bereich des Zyklus verändert. Zur Messung der effektiven Risslänge a_{eff} wird der Prüfkörper mit einer geringen Wechsellast von $F_W = 2$ N beansprucht, so dass kein Rissfortschritt stattfindet. Tritt bei Verminderung der Mittellast partielles Rissschließen auf, dann ändert sich die Nachgiebigkeit des Prüfkör-

pers, voraus die effektive Risslänge berechnet werden kann. Bei vollständig geöffnetem Riss entspricht die effektive der realen Risslänge.

Die effektive Risslänge a_{eff} der Gefügevariante A1 über dem Spannungsintensitätsfaktor K in Abhängigkeit von K_{max} des Belastungszykluses ist in Bild 3.19 dargestellt. Der Spannungsintensitätsfaktor ab dem ein Abfall der effektiven Risslänge stattfindet, entspricht dem Rissöffnungsspannungsintensitätsfaktor K_{op} . Wie in Bild 3.19 gezeigt wird, ist K_{op} nicht konstant sondern nimmt mit kleiner werdendem K_{max} ab.

Das Rissfortschrittsverhalten der Gefügevarianten A2 und B1 bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0,05$ ist in Anhang 22 bzw. Anhang 23 dargestellt. Eine Zusammenfassung des Rissfortschrittsverhaltens nach Paris in Abhängigkeit von der Mikrostruktur findet sich in Bild 3.20. Im Bereich stabilen Rissfortschritts kann kein Einfluss der Mikrostruktur auf das Rissfortschrittsverhalten festgestellt werden. Lediglich im schwellenwertnahen Bereich zeigt sich ein geringfügig jedoch nicht signifikantes unterschiedliches bruchmechanisches Werkstoffverhalten.

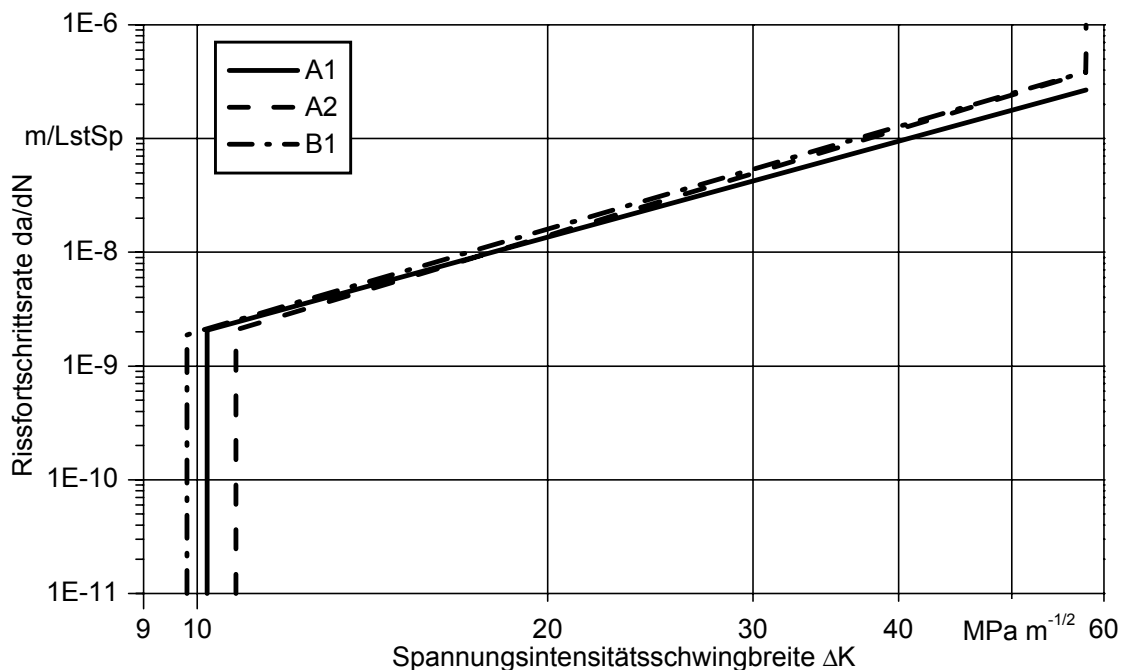


Bild 3.20: Einfluss der Mikrostruktur auf das Rissfortschrittsverhalten, 38MnVS6, $R = 0,05$

Deutlicher wird dies bei der Betrachtung der effektiven Schwellenwerte $\Delta K_{\text{th,eff}} = 5,6$ $\text{MPa m}^{-1/2}$ für die Variante A1 und $K_{\text{th,eff}} = 4,4$ $\text{MPa m}^{-1/2}$ für die Gefügevariante A2 und B1. Der große Unterschied zwischen effektivem und realem Schwellenwert bei $R = 0,05$ weist auf ein ausgeprägtes Riss-schließverhalten hin. Demnach ist das Spannungsverhältnis R und weniger die Mikrostruktur für das Schwellenwertverhal-

ten des Schmiedestahls 38MnVS6 maßgebend. Dieser Einfluss soll am Beispiel der Gefügevariante B1 näher betrachtet werden, siehe Bild 3.21.

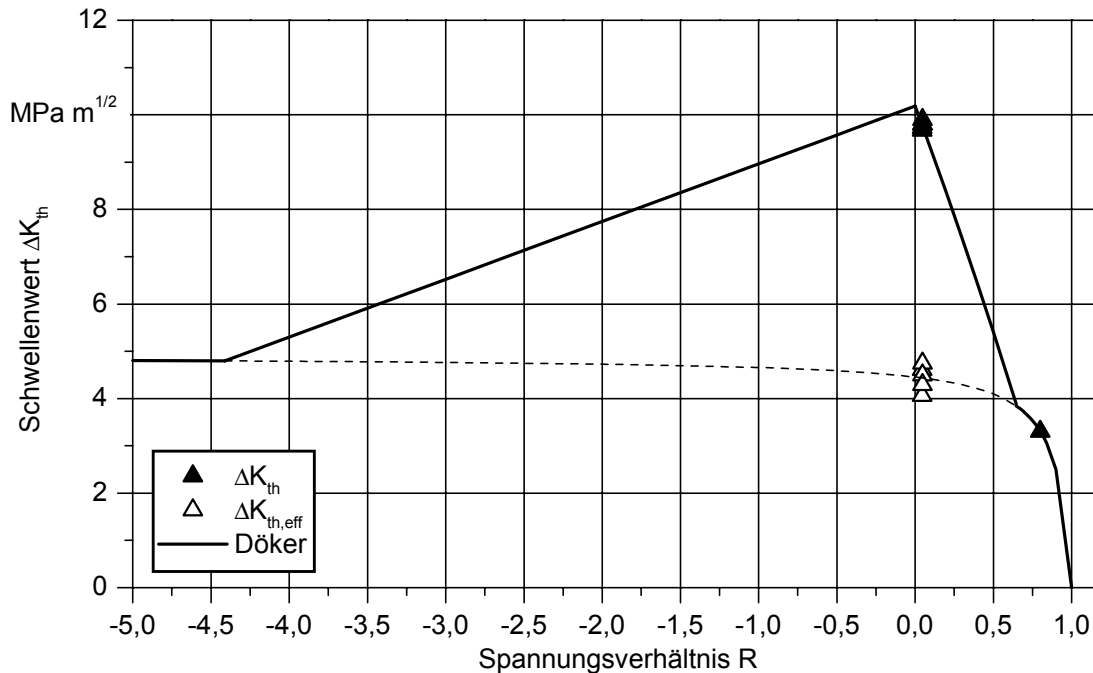


Bild 3.21: Einfluss des Spannungsverhältnisses auf den Schwellenwert ΔK_{th} , 38MnVS6, B1

Der Einfluss des Spannungsverhältnisses auf den Schwellenwert kann in Abhängigkeit vom Werkstoff nach dem Modell von Schmidt und Paris oder nach dem von Döker beschrieben werden, siehe Kapitel 2.5.2. Dabei ist das Modell von Döker in das von Schmidt und Paris überführbar. Das Modell von Schmidt und Paris basiert auf dem Risschließeffekt. Folglich müsste der effektive Schwellenwert bei $R = 0,05$ kleiner oder gleich dem realen bei $R = 0,8$ sein. Dies ist jedoch nicht der Fall, siehe Bild 3.21. Demnach ist für das Schwellenwertverhalten des Schmiedestahls 38MnVS6 das Modell von Döker zutreffend. In Bild 3.21 ist das Modell von Döker qualitativ an den Schwellenwert vom Werkstoff 38MnVS6 in Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis R angepasst. Für die Bewertung von Bauteilen mit ausgeprägten Eigenspannungsfeldern ist hier von Bedeutung, dass der Schwellenwert bei hohen negativen Spannungsverhältnissen wieder auf einen niedrigen Schwellenwert abnimmt.

Im Allgemeinen beträgt der Schwellenwert für Stahl zwischen $K_{th} = 1 \text{ MPa m}^{-1/2}$ und $K_{th} = 3 \text{ MPa m}^{-1/2}$. Bei $R = 0,8$ liegt der Schwellenwert vom AFP-Stahl 38MnVS6 an der oberen Grenze des Streubereiches, bei $R = 0,05$ ist der effektive Schwellenwert deutlich größer. Dies ist zum einen auf die hohe Duktilität von 38MnVS6 zurückzu-

führen, zum anderen ein weiteres Indiz für das Schwellenwertverhalten in Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis R nach dem Modell von Döker.

Nach ASTM E 399 [143] wurde an drei Prüfkörper der Gefügevariante A2 die Bruchzähigkeit K_{IC} auf einer Universalprüfmaschine INSTRON 8562 untersucht. Aufgrund der hohen Duktilität des Schmiedestahls konnte jedoch kein gültiger K_{IC} -Wert bestimmt werden. Als Näherung für die Bruchzähigkeit K_{IC} wird der Spannungsintensitätsfaktor K_{Pop} herangezogen, der wirkt bevor der erste instabile Rissfortschritt erfolgt, siehe Bild 3.20.

4 Auswirkung von ausgeprägten Druckeigen Spannungsfelder auf die Bauteilschwingfestigkeit

4.1 Bauteilgeometrie und Bauteilvarianten

Der Marktanteil von Dieselfahrzeugen ist in den letzten Jahren deutlich gestiegen. Moderne Hochdruck-Einspritzsysteme Unit Injector und Common-Rail ermöglichen sportliche, sparsame und saubere Dieselmotoren. Insbesondere das Common-Rail-System [144], siehe Bild 4.1, senkt die Abgasemission und das Motorengeräusch erheblich. Der wesentliche Vorteil des Common-Rail-Systems basiert auf der Entkopplung von Druckerzeugung und Einspritzung. Die daraus resultierende flexible Unterteilung in mehrere Vor-, Haupt-, und Nacheinspritzungen erlaubt die optimale Anpassung des Einspritzsystems an den Motor.

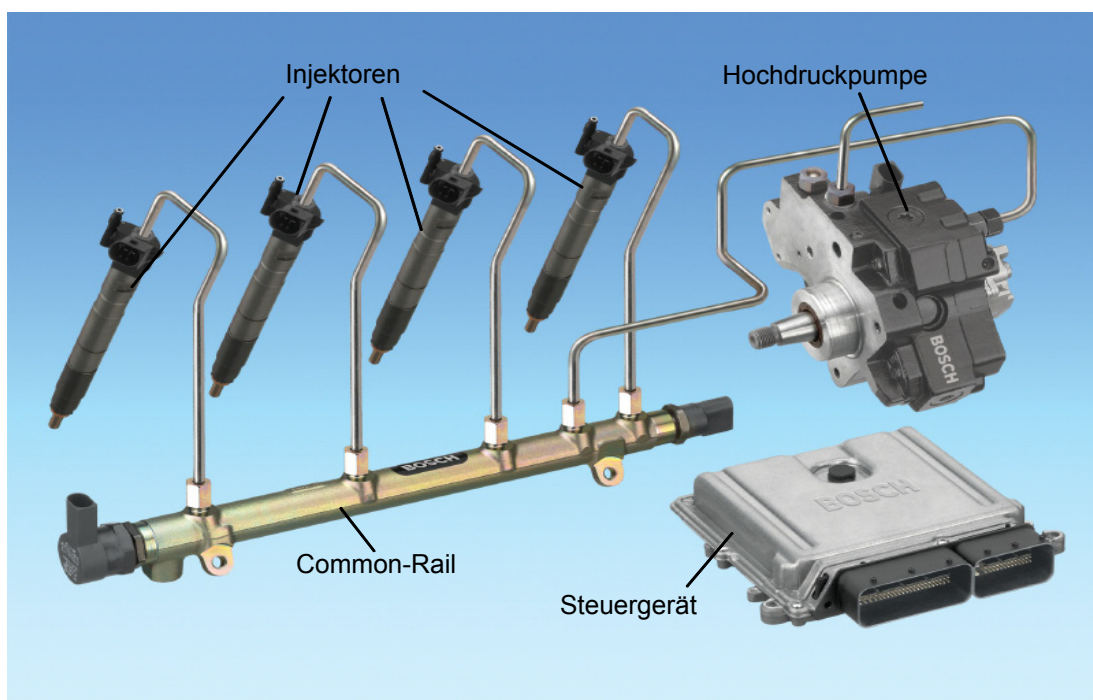


Bild 4.1: Komponenten des Common-Rail-Systems

Das Common-Rail-System wird aus den Komponenten Steuergerät, Hochdruckpumpe, Common-Rail und Injektor gebildet. Das Steuergerät Electronic Diesel Control steuert neben weiteren Motorfunktionen alle Einspritzparameter, wie den Raildruck, den Einspritzzeitpunkt und die Einspritzdauer. Die Hochdruckpumpe komprimiert und fördert der Kraftstoff zum Hochdruckspeicher bzw. -verteiler, dem so genannten Common Rail. In Folge der Entkopplung von Druckerzeugung und Einspritzung wird der im Kennfeld der Motorensteuerung festgelegte Einspritzdruck unabhängig von Motordrehzahl und Einspritzmenge aufgebaut. Damit ist eine moderate Kraftstoffförderung möglich, die Spitzendrehmomente verringert und somit die Komponenten entlastet. Ausgehend vom Common-Rail wird der Kraftstoff über starre Leitungen in die Injektoren geleitet, die den Kraftstoff dosiert und fein zerstäubt in die Brennräume einspritzen.

Der Einspritzdruck der ersten Generation des Common-Rail-Systems liegt bei maximal 1350 bar [144] und ist bei der zweiten Generation auf 1600 bar erhöht worden. Die Steuerung des Einspritzvorgangs erfolgt mit Hilfe von auf den Injektoren sitzenden Magnetspulen. Dagegen bestehen bei der dritten Generation diese Aktoren aus mehreren hundert dünnen Piezo-Kristallplättchen. Die damit erzielbaren hohen Schaltgeschwindigkeiten lassen eine genauere Dosierung der Einspritzmenge und eine verbesserte Kraftstoffzerstäubung zu. Dadurch wird der Geräuschpegel und die Abgasemission der Dieselmotoren weiter gesenkt und die Leistung gesteigert. Für die vierte Generation werden derzeit Common-Rail-Systeme mit Einspritzdrücken über 2000 bar sowie Injektoren mit variabler Einspritzgeometrie untersucht.

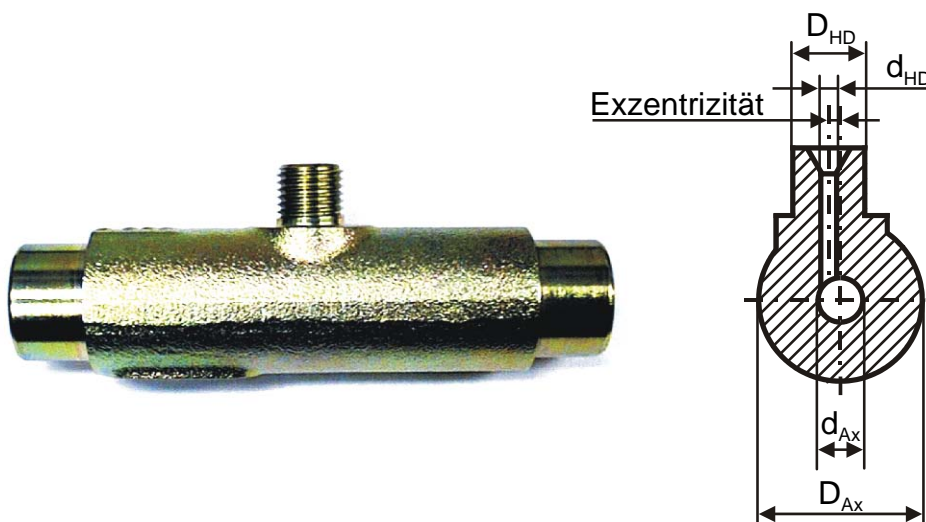


Bild 4.2: Untersuchter Railabschnitt

Um diese hohen Einspritzdrücke zu realisieren, soll in dieser Arbeit das Schwingfestigkeitspotenzial von ausgeprägten Druckeigen Spannungsfeldern am Hochdruckspeicher Common-Rail untersucht werden. Die versagenskritische Stelle liegt an einer

Verschneidungskante zwischen der axialen Hauptbohrung und der Bohrung für den Hochdruckanschluss eines Injektors. Um den Aufwand experimenteller Untersuchungen zu minimieren, wird ein Railabschnitt bzw. Rail mit nur einem Hochdruckanschluss betrachtet, siehe Bild 4.2.

Die Geometrie des Rails wird mit Hilfe der Außen- und Innendurchmesser der Axialbohrung D_{AX} bzw. d_{AX} sowie der der Hochdruckbohrung D_{HD} bzw. d_{HD} charakterisiert. Da das Durchmesser Verhältnis von Außendurchmesser zu Innendurchmesser beider Bohrungen größer als 1,2 ist, entspricht das Rail in Bezug auf die Spannungsverteilung einer Verschneidung zweier dickwandiger Hohlzylinder. Die Hochdruckbohrung ist gegenüber der Symmetrieachse der Axialbohrung exzentrisch angeordnet.

Bei der Fertigung des Rails werden aus Stangenmaterial des Werkstoffs 38MnVS6 Rohlinge mit Domen für die Hoch- und Niederdruckanschlüsse sowie die Laschen zur Befestigung des Rails im Motorraum geschmiedet. Der Schmiedeprozess stellt neben der Umformung eine Wärmebehandlung dar. Hierbei wird das Rail auf eine Temperatur von $T = 950 \text{ °C}$ oberhalb der Austenitisierungstemperatur erwärmt und nach dem Schmieden langsam an Luft, in Deutschland als BY genormt, abgekühlt, siehe Kapitel 3.2. Die Einbringung der Bohrungen sowie die Einstellung der Länge des Railabschnitts erfolgt spanend. Zur Verminderung der Kerbwirkung wird die Bohrungsverschneidungskante mit Hilfe von Verfahren mit geometrisch unbestimmter Schneide verrundet.

Das Potenzial zur Schwingfestigkeitssteigerung durch Druckeigenstressungen basiert in Abhängigkeit von der Ausdehnung des Druckeigenstressungsfeldes auf zwei Effekten. Druckeigenstressungen in den oberflächennahen Bereich verzögern das Versagen in Form eines Anrisses ähnlich wie Mittelspannungen. Bei Bauteilen mit ausgeprägtem Druckeigenstressungsfeld ist das Versagenkriterium nicht der Anriss, sondern der Rissstopp, wodurch die Bauteilschwingfestigkeit weiter gesteigert werden kann, siehe Kapitel 2.4. Aus diesem Grund werden in Abhängigkeit vom Fertigungsverfahren vier Railvarianten mit unterschiedlichen Eigenstresszuständen untersucht, siehe Tabelle 4.1.

Nach der Zerspanung und dem Verrunden liegen im oberflächennahen Bereich Druckeigenstressungen vor. Für die Einbringung von ausgeprägten Druckeigenstressungsfeldern ist bei innendruckbeanspruchten Bauteilen die Autofrettage besonders gut geeignet. Um die Basisschwingfestigkeit des Rails zu ermitteln, werden Rails nach dem Zerspanen eigenstressungsarmgeglüht. Die Plastifizierungen während der Autofrettage führt neben der Einbringung von Druckeigenstressungen zur Kaltverfestigung des Werkstoffs. Um das Schwingfestigkeitspotenzial durch die

Druckeigenspannungen von dem der Kaltverfestigung getrennt zu untersuchen, wird eine Railvariante nach der Autofrettage eigenspannungsarmgeglüht.

Bez.	Eigenspannungszustand	Wärmebehandlung	
		T [°C]	Abkühlbedingung
RA1	Oberflächeneigenspannungen	950	Luft (BY)
	ausgeprägtes Eigenspannungsfeld		
	Eigenspannungsarm		
	Eigenspannungsarm nach der Autofrettage		
RA2	ausgeprägtes Eigenspannungsfeld	950	im Ofen

Tabelle 4.1: Untersuchte Varianten der Railabschnitte

In einer Serienfertigung kann die Wärmebehandlung während des Schmiedprozesses streuen. Des Weiteren variiert die Abkühlgeschwindigkeit über der Bauteildicke. Beides beeinflusst die Mikrostruktur. Deshalb werden experimentelle Untersuchungen an der Railvariante RA2 durchgeführt, die nach dem schmieden nochmals auf eine Temperatur von $T = 950 \text{ °C}$ erwärmt und anschließend im Ofen langsam abgekühlt wird, siehe Tabelle 4.1.

Die Mikrostruktur der Railabschnitte wird mit Hilfe einer automatischen Bildanalysesoftware untersucht, siehe Kapitel 3.1. Um die Streuung des Gefüges über der Bauteildicke zu erfassen, werden je Rail 10 Bereiche im Längsschliff verteilt über den Bereich der Bohrungsverschneidung ausgewertet, siehe Anhang 3. Da beide Varianten ein ähnliches Potenzial zur Ausscheidungshärtung aufweisen, ist, wie in Kapitel 3.3 ausführlich diskutiert, hier für die Festigkeit des Rails der Flächenanteil von Perlit und Ferrit maßgebend, siehe Bild 4.3.

Wie in Bild 4.3 zu erkennen ist, unterscheiden sich die beiden Railvarianten RA1 und RA2 hinsichtlich der Gefügeverteilung signifikant. Der hohe Ferritanteil der Variante RA2 im Vergleich zur Variante RA1 lässt auf eine geringere Festigkeit schließen. Dies wird durch die Härte von 265 HV10 der Variante RA1 und von 192 HV10 der Variante RA2 bestätigt. Um die Gefügeverteilung der Varianten RA1 und RA2 mit der Streuung des Schmiedeprozesses in der Serienfertigung zu vergleichen, wurde stichprobenartig die Gefügeverteilung an Rails aus der Serienfertigung und an bei der Qualitätskontrolle ausgemusterten Rails analysiert. Damit konnte eine maximal mögliche Streuung der Gefügeverteilung ermittelt werden, siehe Bild 4.3. Die Railvariante RA1 repräsentiert in sehr guter Übereinstimmung die mittlere Gefüge-

verteilung beim Schmieden. Dahingegen grenzt die Railvariante RA2 die Streubreite der Gefügeverteilung in Richtung niedriger Festigkeit bzw. hohem Ferritanteil ab, siehe Bild 4.3.

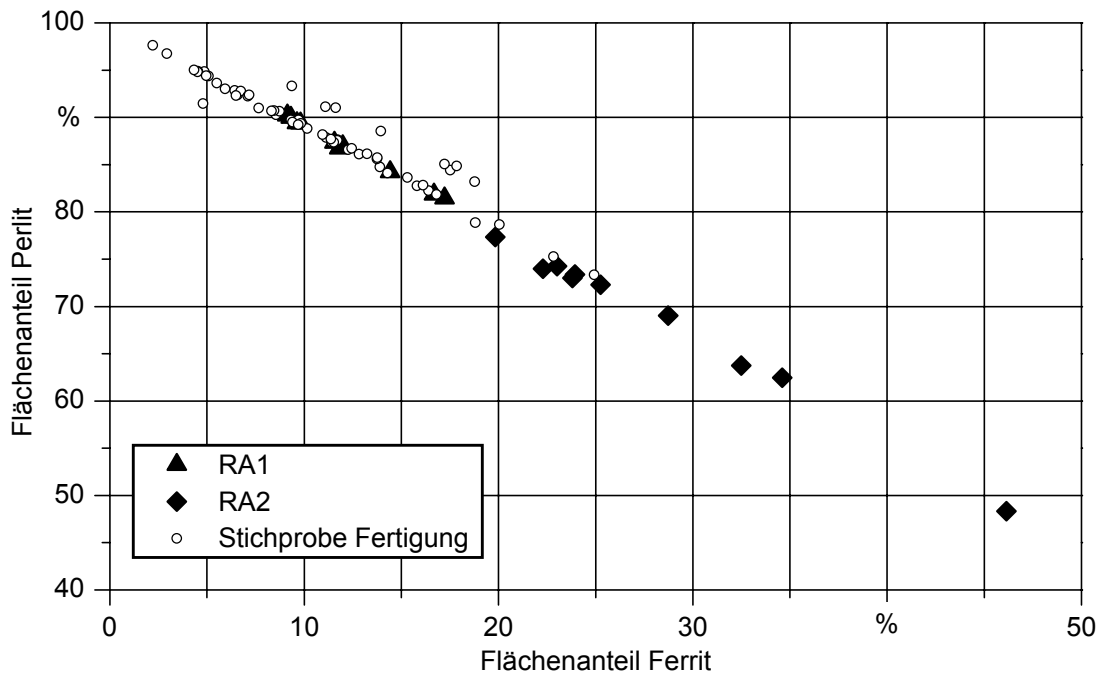


Bild 4.3: Flächenanteile der Mikrostruktur, Railabschnitt, 38MnVS6

4.2 Autofrettage und ausgeprägte Druckeigenspannungsfelder

4.2.1 Eigenspannungserzeugung mit Hilfe des Autofrettageprozesses

Ausgeprägte Druckeigenspannungen können mit Hilfe von Verfahren wie dem Kugelstrahlen, dem Festwalzen oder der Autofrettage erzeugt werden. Bei innendruckbelasteten Bauteilen ist die Autofrettage auf Grund der Zugänglichkeit und der Steuerung der plastischen Zone mit vergleichsweise geringem Aufwand besonders gut geeignet. Der Autofrettageprozess stellt im Prinzip ein einmaliges Überlasten des Bauteils dar, siehe Kapitel 2.2.1.

Die Railabschnitte wurden auf einer Anlage der Fa. Maximator autofrettet, siehe [Anhang 24](#). Als Hochdruckmedium dient ein aditives Mineralöl mit hohem Lasttragevermögen. Um die Komprimierung des Öls bei maximalem Druck und damit das anlagenbedingte Hochdruckvolumen zu minimieren, wird das Rail zunächst entlüftet und mit niedrigem Druck vorgefüllt. Plastische Verformungen laufen im Allgemeinen wesentlich langsamer ab als elastische. Aus diesem Grund wird der Autofrettagedruck langsam und kontinuierlich bis zum Maximaldruck gesteigert, für eine kurze Dauer gehalten und anschließend wieder auf Null bar reduziert. Die Abdichtung der Bohrungsöffnungen erfolgt mit Hilfe einer hydraulischen Spannvorrichtung. Damit

kann die Dichtkraft auf den Dichtflächen während des gesamten Autofrettageprozesses gezielt geregelt und die Dichtheit ohne unzulässige plastische Verformungen der Dichtflächen gewährleistet werden.

4.2.2 Finite-Elemente-Analyse des Druckeigen Spannungsfeldes nach der Autofrettage

Die experimentelle Bewertung des eingebrachten Druckeigen Spannungsfeld ist nur bedingt möglich, siehe Kapitel 2.2.3 und 4.3. Aus diesem Grund ist der Einsatz numerischer Methoden zur Festlegung des Autofrettagedrucks und der Analyse des Eigen Spannungsfeldes unabdingbar.

Für die FE-Analyse wird auf Grund der Symmetrie zur Achse der Hochdruckbohrung ein Halbmodell herangezogen, siehe Bild 4.4. Die Gewinde und Dichtflächen an den Bohrungsöffnungen sind vereinfacht abgebildet, da der lokale Kraftfluss in diesem Bereich den der Bohrungsverschneidung nicht beeinflusst. Die komplexe Geometrie des Railabschnitts erfordert eine Vernetzung mit Tetraederelementen, siehe Bild 4.4. Zur Erhöhung der Rechengenauigkeit bei gleichzeitig geringem Rechenaufwand werden Elemente mit quadratischem Verschiebungsansatz verwendet. Die Randbedingungen für den Autofrettageprozess, die Lagerung, Symmetriebedingung und Belastung ist in Anhang 25 dargestellt.

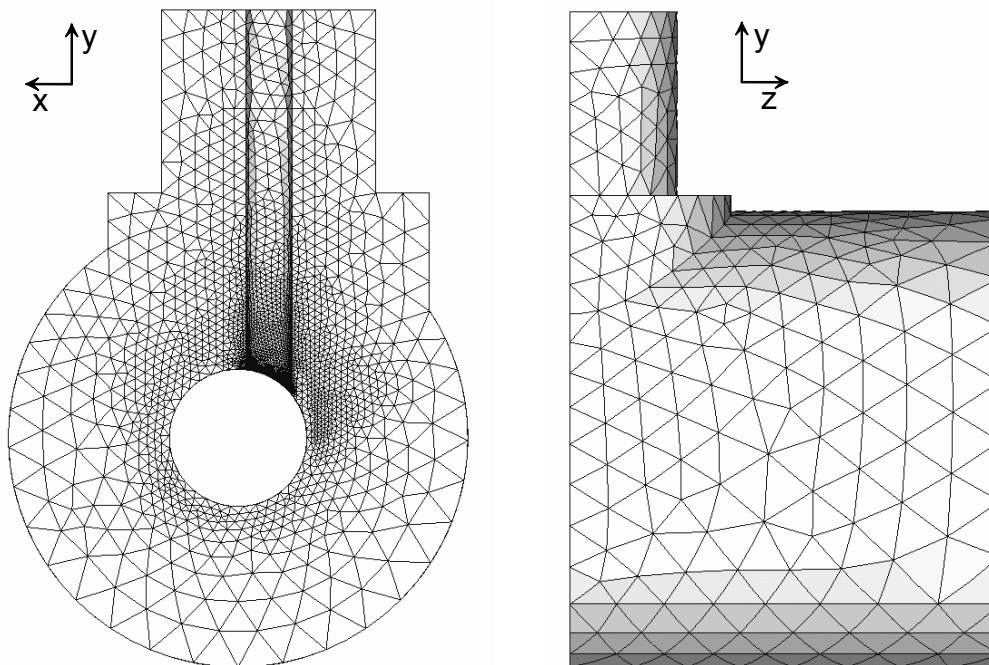


Bild 4.4: Halb- bzw. Globalmodell des Railabschnitts, quadratische Tetraederelemente

Bei der schwingbruchmechanischen Bewertung des Rails ist das Eigenspannungsfeld bis zu 50 % der Wanddicke ausgehend von der Bohrungsverschneidung von Interesse. Eine Methode diesen Bereich mit ausreichender Genauigkeit bei gleichzeitig geringem numerischen Aufwand zu untersuchen, bietet die Submodelltechnik. Dabei wird ein Teil des gesamten Globalmodells neu modelliert und getrennt vom Globalmodell berechnet. Die Anbindung des Submodells an das Globalmodell erfolgt, indem die berechneten Verschiebungen des Globalmodells als Randbedingungen an den Submodellgrenzen mittels Interpolationsroutinen appliziert werden. Für den Bereich der Bohrungsverschneidung wurde ein Submodell mit quadratischen Hexaederelementen generiert, siehe Bild 4.5, da diese gegenüber Tetraederelementen eine höhere Rechengenauigkeit bei gleicher Knotenanzahl aufweisen.

Für die FE-Analysen dieser Arbeit wird das Programm ABAQUS [138] als Solver verwendet. Das elastisch-plastische Werkstoffmodell AFC, siehe Kapitel 3.5, ist in der benutzerdefinierten subroutine umat von ABAQUS umgesetzt. Die Belastung erfolgt analog zum Autofrettageprozess, da plastische Verformungen von der Belastungsgeschichte abhängig sind.

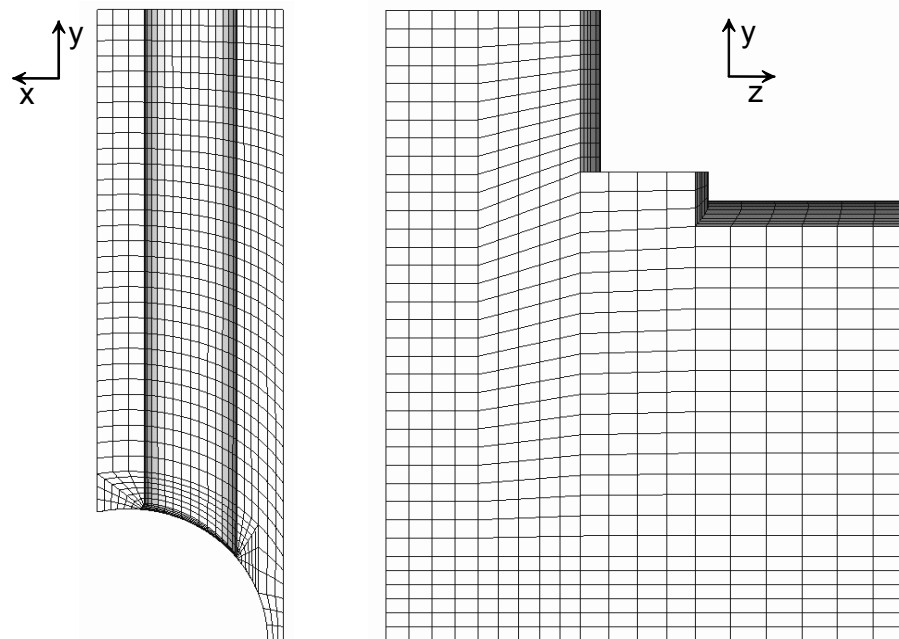


Bild 4.5: Submodell des Railabschnitts, quadratische Hexaederelemente

Die betragsmäßige Verteilung der Eigenspannungen im Bereich der Bohrungsverschneidung nach der Autofrettage ist als Contour-Plot im Submodell dargestellt, siehe Bild 4.6. Das plastische Verformungsverhalten basiert auf der Werkstoffvariante B1 mit verformungsinduzierter Ausscheidungshärtung.

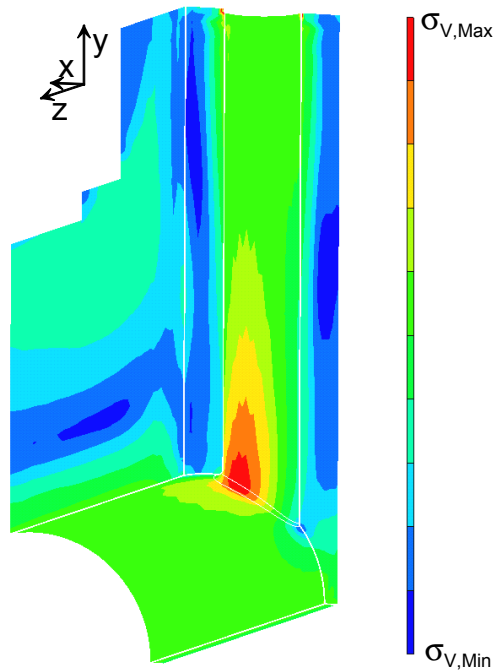


Bild 4.6: Eigenspannungsverteilung nach der Autofrettage, 38MnVS6, B1

Wie in Bild 4.6 zu erkennen ist, nimmt der Betrag der Eigenspannungen ausgehend von der Innenbohrung zunächst ab und steigt bis zur Außenoberfläche wieder an. Das Druckeigenspannungsfeld erstreckt sich demnach bis zu ca. 30 % der Bauteilwanddicke. Die höchstbeanspruchte Stelle an der Oberfläche befindet sich in der Hochdruckbohrung knapp oberhalb der Bohrungsverschneidungskante. Unter Berücksichtigung der Hauptspannungsrichtungen verläuft die imaginäre Rissebene ausgehend von der höchstbeanspruchten Stelle parallel zu den beiden Bohrungsachsen, siehe [Anhang 26](#).

Um die Eigenspannungsverteilung in der Rissebene detaillierter zu bewerten, werden drei Spannungspfade betrachtet. In Abhängigkeit vom Winkel φ , bezogen auf die Hochdruckbohrungsachse, verläuft ausgehend von der Bohrungsverschneidungskante ein Pfad parallel zur Hochdruckbohrungsachse ($\varphi = 0^\circ$), einer unter $\varphi = 45^\circ$ und einer parallel zur Axialbohrungsachse ($\varphi = 90^\circ$), siehe Anhang 26. Die tangentialen Eigenspannungskomponenten senkrecht zur Rissebene normiert auf den Autofrettagedruck sind über den auf die Wanddicke s normierten Randabstand r ausgehend von der Bohrungsverschneidungskante aufgetragen, siehe [Bild 4.7](#). Die drei Spannungspfade unterscheiden sich jeweils in der Vernetzungstechnik.

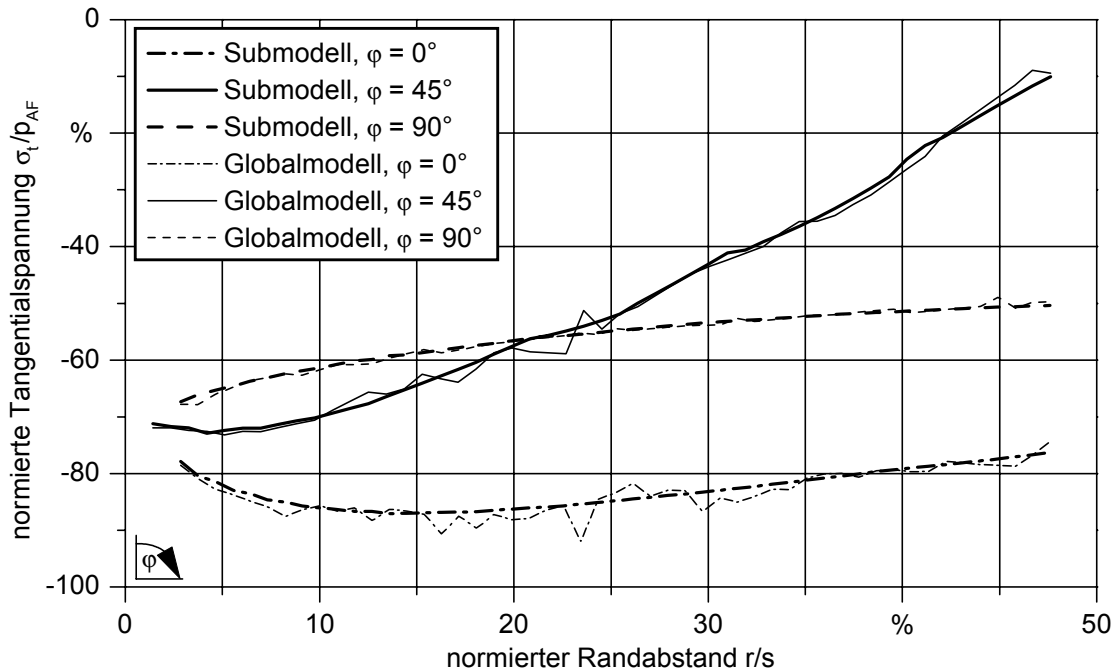


Bild 4.7: Berechnete Eigenspannungen in der Rissebene, 38MnVS6, B1

Entlang den Bohrungsoberflächen nehmen die Druckeigenspannungen ausgehend von der Verschneidungskante geringfügig ab und bleiben dann nahezu konstant. In Richtung $\varphi = 45^\circ$ nehmen die Druckeigenspannungen dahingegen deutlich ab. Dies lässt die Kerbsituation im Bereich der Bohrungsverschneidung erwarten. Die betragsmäßig größten Druckeigenspannungen entstehen entlang der Hochdruckbohrung, da hier die Kerbwirkung aufgrund des kleinen Bohrungsdurchmessers am größten ist. Die neutrale Phase wird erst bei Tiefen größer 50 % der Wanddicke erreicht. Die FE-Analyse zeigt folglich, dass mit Hilfe der Autofrettage ein ausgeprägtes Druckeigenspannungsfeld im Rail der Werkstoffvariante B1 erzeugbar ist.

Der Einfluss der Vernetzungstechnik bzw. der Netzfeinheit ist gering. Beim Globalmodell sind jedoch an den Elementübergängen Spannungssprünge zu beobachten, die auf eine zu geringe Netzfeinheit deuten. Im Folgenden werden deshalb Spannungspfade des Submodells betrachtet.

In Bild 4.8 ist der numerisch ermittelte Einfluss des Autofrettagedrucks auf das Eigenspannungsfeld dargestellt. Betrachtet wird das Eigenspannungsfeld resultierend aus dem Autofrettagedruck p_{AF} und dem aus einem um 12,5 % reduzierten Autofrettagedruck $p_{AF,red}$.

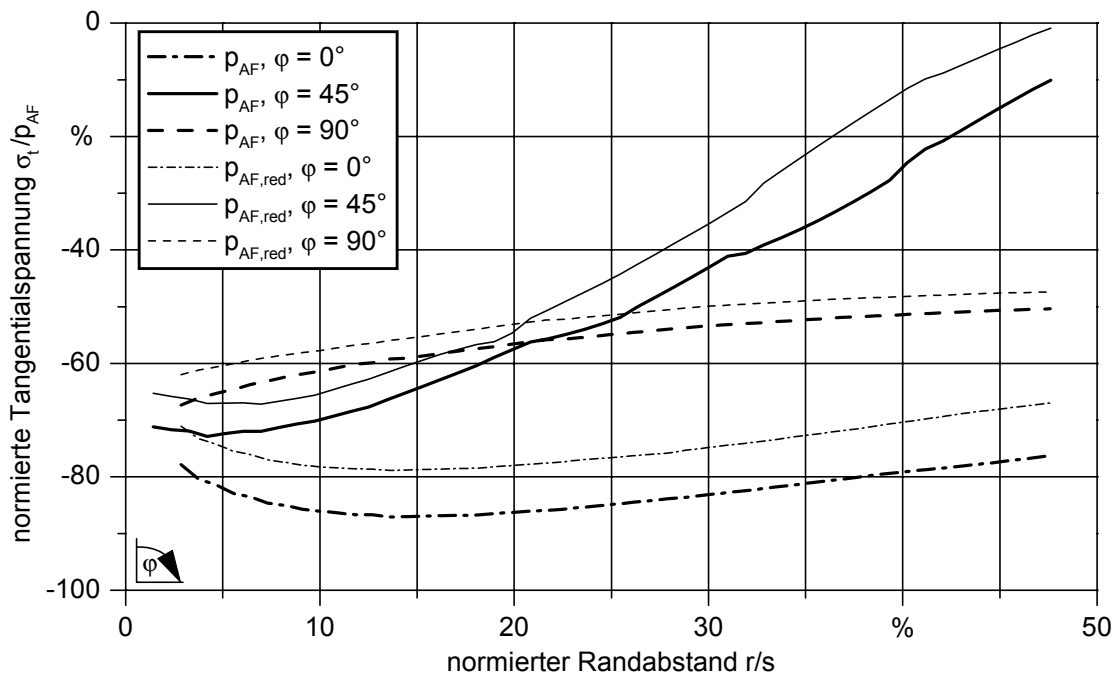


Bild 4.8: Einfluss des Autofrettagedruckes auf die Eigenspannungen, numerisch, 38MnVS6, B1, $p_{AF} / p_{AF,red} = 87,5 \%$

Die Druckeigenspannungen nehmen unabhängig vom Ort mit steigendem Autofrettagedruck zu. D.h. der Autofrettagedruck p_{AF} ist kleiner als der kritische Autofrettagedruck, bei dem der elastisch beanspruchte Restquerschnitt die plastische Zone nicht mehr stützen könnte. In diesem kritischen Fall wären die Druckeigenspannungen trotz höherem Autofrettagedruck geringer. Die Bauteilvariante RA1, deren Werkstoffzustand dem der Variante B1 entspricht, wird mit dem Druck p_{AF} autofrettet.

Der Werkstoffzustand der Bauteilvariante RA2 weist gegenüber der Variante RA1 eine deutlich geringere Festigkeit auf. Um den Einfluss der Mikrostruktur auf die Ausbildung des Eigenspannungsfeldes zu untersuchen, werden in **Bild 4.9** die numerisch bestimmten Eigenspannungen basierend auf dem elastisch plastischen Werkstoffverhalten der Variante B1 mit denen der niedrigfesteren Variante A2 verglichen. Nach FE-Analysen ergibt sich für die Variante A2 ein optimaler Autofrettagedruck $p_{AF,red}$, der um 12,5 % kleiner ist als der für die Variante B1.

Die maximalen Druckeigenspannungen an der Verschneidungskante und entlang der Hochdruckbohrung sind bei der Variante A2 kleiner als bei der Variante B1. In der Bauteiltiefe unterscheiden sich die Eigenspannungen jedoch nur geringfügig. Auf Grund der niedrigeren Festigkeit können betragsmäßig auch nur kleinere Eigenspannungen induziert werden. Gleichzeitig tritt Fließen bei kleineren Drücken auf, wodurch ein ähnlich ausgeprägtes Eigenspannungsfeld bei der niedrigfesteren Variante A2 mit Hilfe eines um 12,5 % reduzierten Autofrettagedruckes gegenüber der

Variante B1 erzeugt werden kann. Die Railvariante RA2 wird deshalb mit dem reduzierten Druck $p_{AF,red}$ autofrettiert.

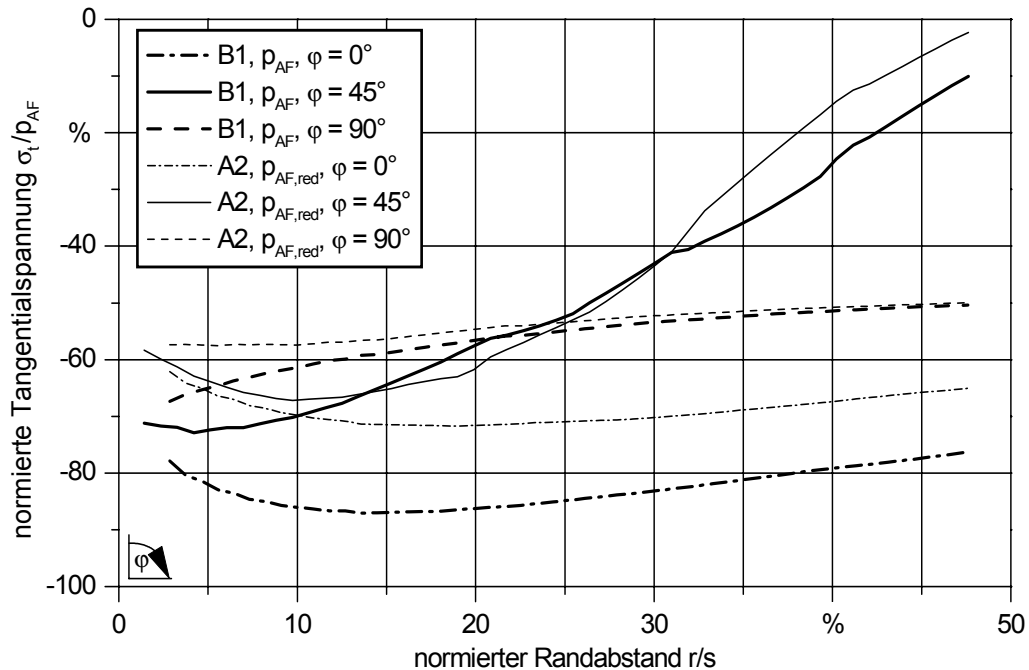


Bild 4.9: Einfluss der Mikrostruktur auf die Eigenspannungen, numerisch, 38MnVS6, B1, A2, $p_{AF} / p_{AF,red} = 87,5 \%$

4.3 Eigenspannungsmessung

In Bezug auf die Eigenspannungsmessung sind für das Rail die komplexe Bauteilgeometrie, der komplexe Spannungszustand im Bereich der Bohrungsverschneidung und die Eigenspannungen in der Bauteiltiefe von Bedeutung. Eine Übersicht der Verfahren zur experimentellen Bestimmung von Eigenspannungen ist in Kapitel 2.2.3 gegeben.

Die Auflösung von akustischen oder magnetischen zerstörungsfreien Messverfahren ist beim vorliegenden komplexen Spannungszustand an der Bohrungsverschneidung nicht ausreichend. Verfahren basierend auf der Neutronenbeugung sind aufwendig.

Als geeignetes Verfahren zur Bestimmung von Eigenspannungsverläufen in die Bauteiltiefe wird deshalb die Röntgenografie eingesetzt. Dabei ist zu beachten, dass die Zugänglichkeit der Bohrungsverschneidung und die Ermittlung von Eigenspannungen in der Bauteiltiefe eine teilweise Zerstörung des Rails bedingen. Demnach können mit Hilfe der Röntgenografie die Eigenspannungen nach der Autofrettage nicht direkt experimentell bestimmt werden, sondern müssen mittels rechnerischer Verfahren korrigiert werden, siehe Kapitel 4.3.2.

Mechanische Eigenspannungsmessverfahren mit Hilfe von Dehnungsmessstreifen sind zerstörend. Auf Grund des vorliegenden komplexen Spannungszustandes und der gekrümmten Bauteiloberflächen sind Verfahren wie die Bohrlochmethode zur Bestimmung von Eigenspannungen in der Bauteiltiefe nicht anwendbar. Eine Möglichkeit den Eigenspannungszustand an der Oberfläche im Bereich der Bohrungsverschneidung nach der Autofrettage direkt experimentell zu ermitteln bietet die Zerlegemethode, siehe Kapitel 4.3.1.

4.3.1 Bewertung des Eigenspannungszustandes mittels Dehnungsmessstreifen

Für die Bewertung des Eigenspannungszustandes nach der Autofrettage mittels DMS werden zum Einen Dehnungen an der Bauteiloberfläche während des Autofrettageprozesses gemessen und zum Anderen Eigenspannungen an der Bohrungsinnenoberfläche mit Hilfe der Zerlegemethode bestimmt.

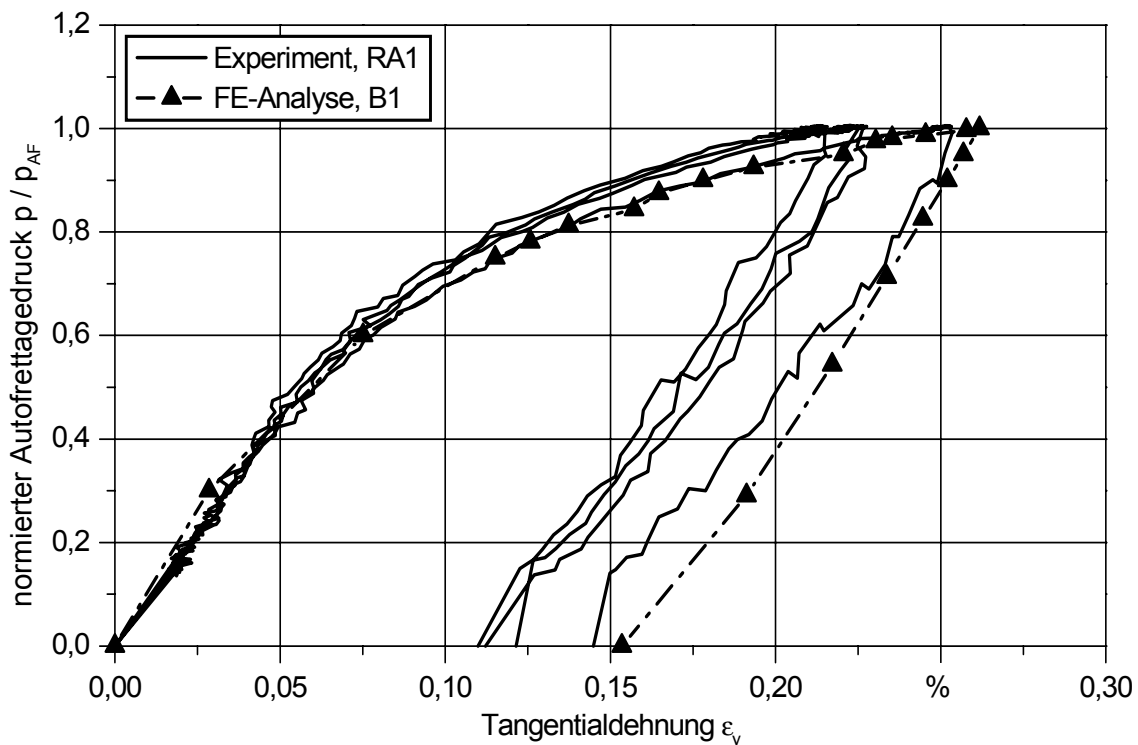


Bild 4.10: Vergleich von numerisch und experimentell bestimmter Dehnung an der Außenoberfläche des Rails während des AF-Prozesses

Die Dehnungsmessung während des Autofrettageprozesses dient zur Verifizierung der numerischen Abbildung des Autofrettageprozesses hinsichtlich Steifigkeit und Randbedingungen. Des Weiteren wird die Möglichkeit zur Prozessüberwachung des Autofrettagedruckes überprüft. Dafür wird an vier Railabschnitten der Variante RA1 je ein DMS in tangentialer Richtung an der Außenoberfläche im Bereich der Bohrungsverschneidung appliziert, siehe [Anhang 27](#). Der aktuelle Sollwert des Druckes p wäh-

rend des Prozesses bezogen auf den Autofrettagedruck p_{AF} in Abhängigkeit von der Tangentialdehnung ϵ_y kann als Bauteilfließkurve der Autofrettage betrachtet werden, siehe Bild 4.10.

Den experimentellen Fließkurven ist ein numerisch bestimmter Druck-Dehnungs-Verlauf basierend auf der Werkstoffvariante B1 gegenüber gestellt. Da diese im Streubereich der experimentellen Fließkurven liegt bildet die FE-Analyse den Autofrettageprozess hinsichtlich Steifigkeit und Randbedingungen sehr gut ab.

Im Bereich des linearen Werkstoffverhaltens ist die Streuung der gemessenen Dehnungen gering und steigt bis zum maximalen Autofrettagedruck auf bis zu 20 % der Maximaldehnung an, siehe Bild 4.10. Diese Streuung kann im Wesentlichen auf variierende Werkstoffzustände der Rails, durch die Wärmebehandlung, oder prozessbedingt auf die Abweichungen zwischen Soll- und Istwert des Autofrettagedrucks zurückgeführt werden. Um den Einfluss dieser beiden Parameter auf die Streuung der Dehnung zu separieren werden numerische Untersuchungen durchgeführt.

In Bild 4.11 sind Bauteilfließkurven von der Außenoberfläche des Rails in Abhängigkeit von der Werkstoffvariante A1, A2 und B1 bei gleichem Autofrettagedruck dargestellt. Zur Untersuchung des Einflusses von Druckabweichungen wurde der Autofrettagedruck bei der Variante A2 um $\pm 2,5\%$ variiert.

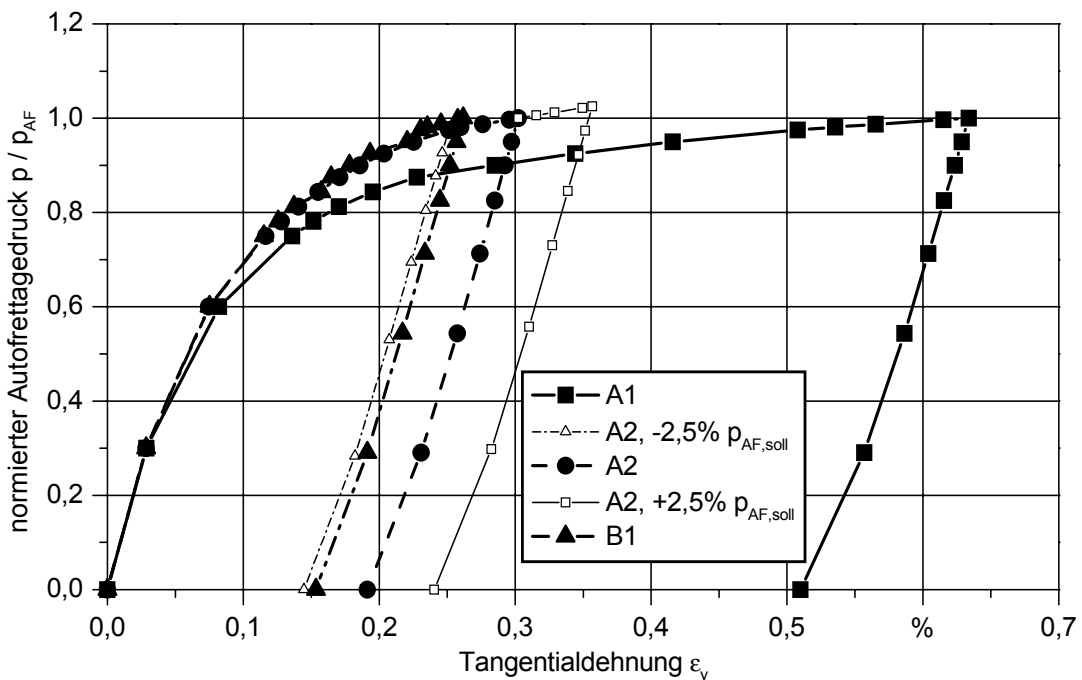


Bild 4.11: Einfluss von Mikrostruktur und Druckabweichungen auf die Bauteilfließkurve an der Außenoberfläche, numerisch, 38MnVS6

Der Dehnungsunterschied bei Druckabweichungen um 2,5 % entspricht näherungsweise den experimentell ermittelten Streuungen von 20 %, siehe Bild 4.10 und Bild 4.11. In Abhängigkeit von der Mikrostruktur zeigen sich deutlich größere Dehnungsunterschiede. Der Dehnungsunterschied zwischen den Varianten B1 und A2 von 20 % ist mit dem der Druckabweichung um 2,5 % vergleichbar. Der Unterschied zwischen der Variante A2 und A1 ist dahingegen um den Faktor acht höher als der zwischen B1 und A2. Dabei weist die Werkstoffvariante B1 im Vergleich zur Variante A2 und A1 eine deutlich höhere Festigkeit auf, vergleiche Kapitel 3.3, und die Festigkeit der Variante A2 ist nicht signifikant größer als die der Variante A1. Zu beachten ist, dass die Dehnungen an der Außenoberfläche des Rails während des Autofrettagprozesses wesentlich kleiner sind als die Gleichmaßdehnungen der Werkstoffe. Auf Grund der kleinen Dehnungen ist die Sensitivität der Bauteilfließkurve auf das Werkstoffverhalten bei Fließbeginn überproportional hoch. Dies zeigt, dass die Dehnungen an der Außenoberfläche des Rails zu gering sind, um den Eigenspannungszustand an der Bohrungsoberfläche hinreichend zu bewerten.

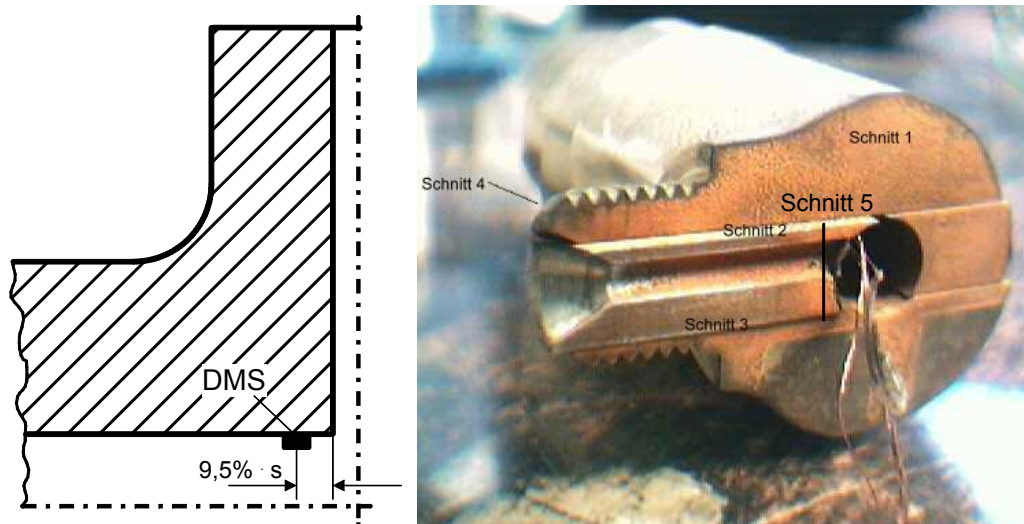


Bild 4.12: Zerlegemethode zur Bestimmung von Oberflächeneigenspannungen

Um den Eigenspannungszustand an der Bohrungsverschneidung experimentell zu analysieren, wird deshalb die im Vergleich zur Dehnungsmessung an der Außenoberfläche aufwendige Zerlegemethode angewandt. Bei der Zerlegemethode werden die durch das Zerlegen des Bauteils ausgelösten Eigenspannungen mit Hilfe von DMS erfasst. Hierfür wird an der MPA Stuttgart ein autofrettiertes Rail der Variante RA1 an der Innenoberfläche der Axialbohrung, möglichst nahe an der Bohrungsverschneidung, mit einer DMS-Rosette appliziert, siehe Bild 4.12. Mittels fünf Schnitten wird das mit DMS applizierte Bauteilvolumen erosiv vom Rail getrennt. Der erste Schnitt verläuft in der Ebene der Symmetrieachse der Hochdruckbohrung. Die weiteren Schnitte trennen ein möglichst dünnes mit DMS appliziertes Bauteilvolumen vom

Rail. Mit Hilfe von den beim Trennen gemessenen Dehnungen kann der Eigenspannungszustand an der Bauteiloberfläche berechnet werden. Vorausgesetzt wird hierbei ein eigenspannungsfreies Bauteilvolumen auf dem DMS.

Die mit Hilfe der Zerlegemethode bestimmte Eigenspannung in Tangentialrichtung werden mit dem numerisch ermittelten Eigenspannungsfeld in der Rissebene verglichen, siehe Bild 4.13. Die normierten Tangentialspannungen über dem normierten Randabstand in Abhängigkeit vom Winkel φ basieren auf der Werkstoffvariante B1 und einem Autofrettdruck p_{AF} .

Die experimentell bestimmte Eigenspannung in Tangentialrichtung an der Innenoberfläche der Axialbohrung stimmt mit der numerisch ermittelten sehr gut überein. Da der Spannungsgradient in Richtung der Axialbohrungsachse nach der FE-Analyse gering ist, können Messungenauigkeiten infolge integraler Dehnungsmessung über der Messgitterlänge oder Abweichungen der DMS-Position vernachlässigt werden. Demnach wird mit Hilfe dieser Dehnungsmessung die FE-Analyse sehr gut verifiziert.

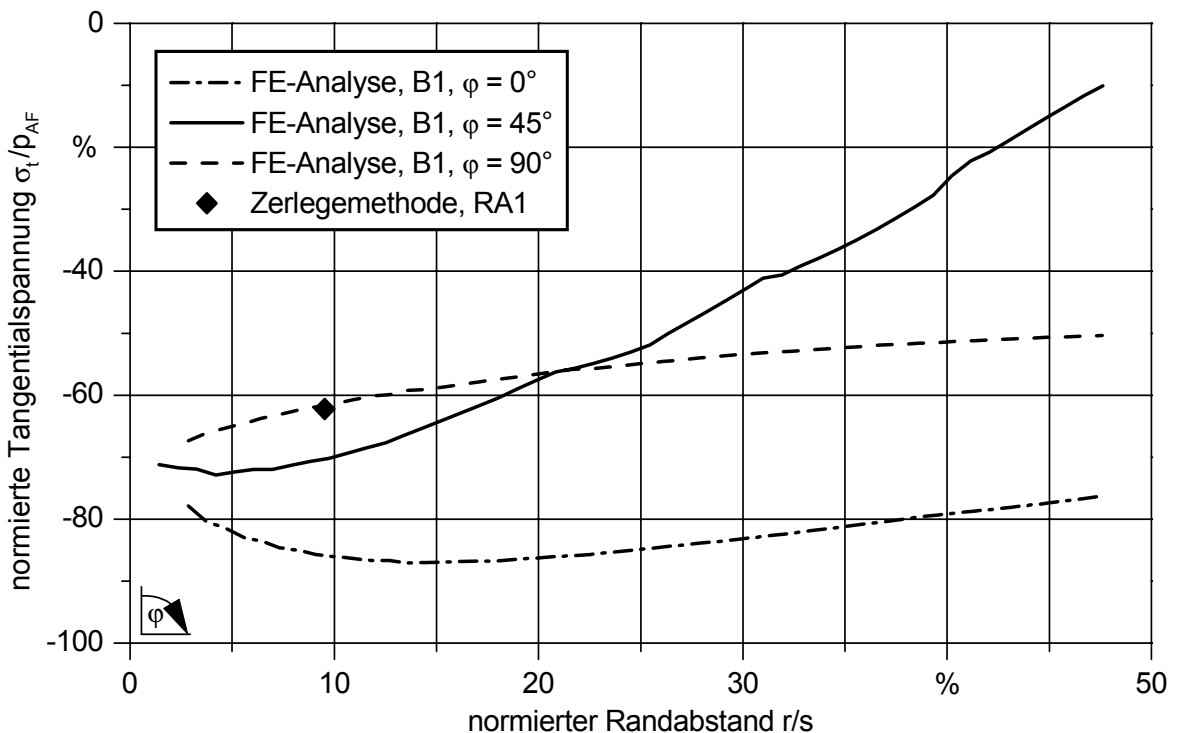


Bild 4.13: Vergleich der Eigenspannungen nach der Autofrettage zwischen FE-Analyse und Zerlegemethode, B1, RA1, p_{AF}

Für die Bauteilbewertung nach dem Versagenkriterium Rissstopp sind zusätzlich die Eigenspannungen in Tiefenrichtung von Interesse. Zu diesem Zweck wird die Röntgenografie in Kombination mit einem elektrochemischen Abtragverfahren eingesetzt.

4.3.2 Röntgenografische Eigenspannungsuntersuchung

Für die Analyse von Eigenspannungen im Bereich der Bohrungsverschneidung des Rails wurden an der FH Kaiserslautern röntgenografische Eigenspannungsmessungen an der Bohrungsoberfläche und in der Bauteiltiefe durchgeführt. Dafür stand ein ψ -Diffraktometer der Fa. Seifert bereit. Der Primärstrahl einer Cr-K $_{\alpha}$ -Fein-Fokus-Röntgenröhre wurde mit einem Röntgenlichtleiter FOX der Fa. Seifert, eine spezielle Glaskapillare von 300 μm Durchmesser und 142 mm Länge, ausgeblendet. Auf der Sekundärseite war ein ortsempfindlicher Detektor zur Vermessung der $\{211\}$ – Interferenzlinien von Ferrit angeordnet. Die Auflösung betrug $0,1^{\circ}$, bei einem Messbereich von $2\theta = 145^{\circ}$ bis $162,9^{\circ}$. Gewählt wurde eine Messzeit von 120 s. Der Diffraktometerkreisradius betrug 220 mm und der Abstand zwischen Primärblende und Diffraktometermitte 22 mm.

Aus den gemessenen Interferenzlinienlagen erfolgte die Auswertung der Eigenspannungen nach dem $\sin^2\psi$ – Verfahren. Den Rechnungen wurde ein Elastizitätsmodul von $E^{\{211\}} = 220 \text{ GPa}$ und eine Querkontraktionszahl von $\nu^{\{221\}} = 0,28$ zugrunde gelegt. Die Ermittlung der Linienschwerpunktlagen erfolgte nach der Schwerpunkts- bzw. Kreuzkorrelationsmethode. Zur Verbesserung der Aussagekraft der Eigenspannungsmessresultate wurde bei 27 ψ -Winkeln gemessen. Zusätzlich erfolgte eine Oszillation um die φ -Achse mit $\pm 10^{\circ}$.

Infolge der für Röntgenstrahlen unzugänglichen Bohrungsverschneidung sowie der Bestimmung von Eigenspannungsverläufen über der Bauteiltiefe, ist eine Kombination der Röntgenografie mit zerstörenden Verfahren notwendig, um den Eigenspannungszustand an der Bohrungsverschneidung zu charakterisieren. Eine Übersicht dieses Prozesses ist in Bild 4.14 schematisch dargestellt.

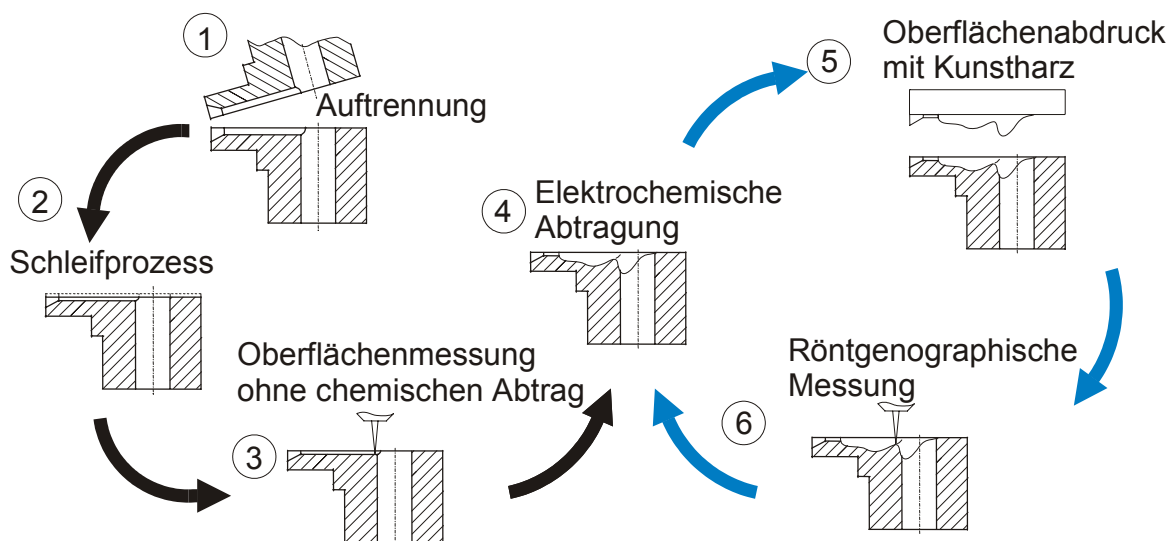


Bild 4.14: Schematische Darstellung der röntgenografischen Eigenspannungsermittlung

Längs der Hochdruckbohrung wurden die Rails vor der Eigenspannungsmessung mit Hilfe einer Schleifscheibe getrennt, siehe Bild 4.14. Der begrenzte Diffraktometereinbauraum erforderte zusätzlich eine Kürzung des Railabschnitts, siehe Anhang 28. Um optimale Strahlwinkel während der röntgenografischen Eigenspannungsmessung zu gewährleisten, wurde der Abstand zwischen Bohrungsverschneidung und Trennfläche mittels Schleifen minimiert.

Die Messung von Oberflächeneigenspannungen erfolgte an der höchstbeanspruchten Stelle des Rails, in der Hochdruckbohrung dicht neben der Verschneidungskante an der Messposition (MP) 1, siehe Bild 4.6 und Bild 4.15. Ermittelt wurde die tangentielle Eigenspannungskomponente σ_t in x-Richtung senkrecht zur imaginären Rissebene.

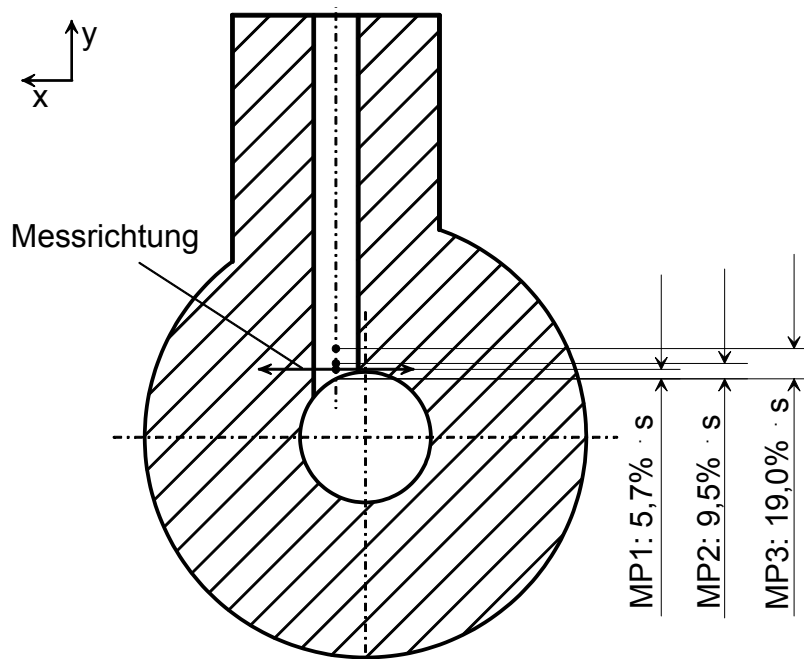


Bild 4.15: Messposition und -Richtung für die röntgenografische Eigenspannungsuntersuchung

Zur Untersuchung des Einflusses des Fertigungsverfahrens auf die Oberflächeneigenspannungen, wurden an drei Railabschnitten der Variante RA1 je Fertigungsverfahren die Oberflächeneigenspannungen an der Messposition 1 bestimmt, siehe Bild 4.16.

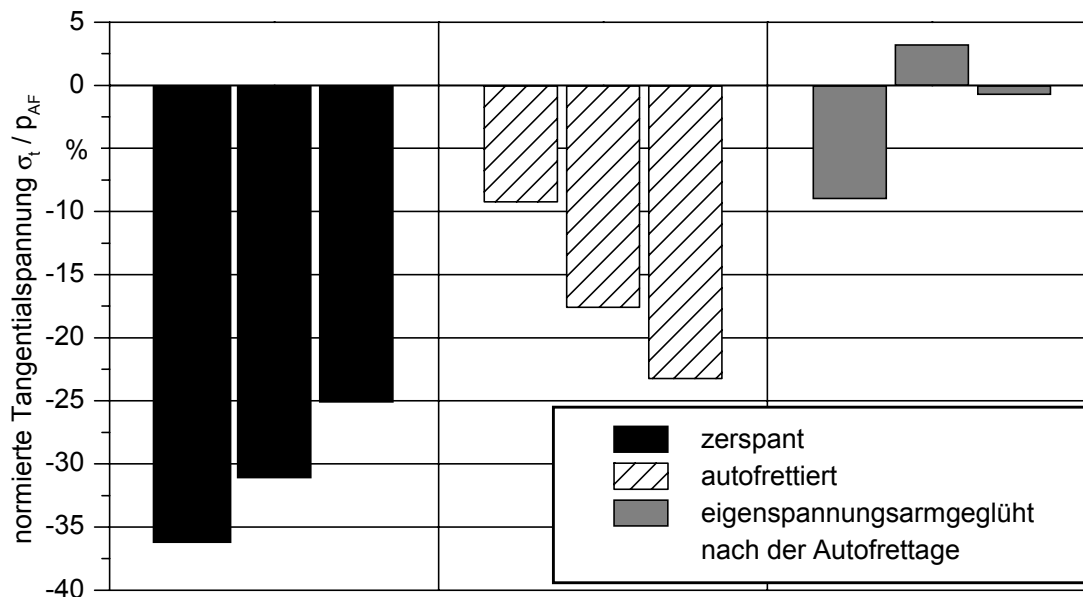


Bild 4.16: Oberflächeneigenspannungen in Abhängigkeit vom Fertigungsverfahren, RA1, Messposition 1

Nach der Zerspanung liegen an der Oberfläche maximale Druckeigenspannungen begrenzt durch die Streckgrenze vor. Die röntgenografisch ermittelten Druckeigenspannungen nach der Autofrettage sind dahingegen deutlich geringer, obwohl die durch den hohen Autofrettagedruck auftretende Verfestigung des Werkstoffs zu höheren Druckeigenspannungen führen müsste. Diese Unterschiede sind darauf zurückzuführen, dass bei der Bauteilpräparation infolge des Trennens bei ausgeprägten Druckeigenspannungsfeldern größere Eigenspannungsumlagerungen stattfinden, als bei Oberflächeneigenspannungen die lokal ein Kräfte- und Momentengleichgewicht bilden, vergleiche [Bild 4.18](#). Aus der FE-Analyse folgt, dass die tangentialen Druckeigenspannungen an der Bauteiloberfläche nach der Autofrettage ca. doppelt so hoch sind wie nach der Zerspanung. Die Eigenspannungen der nach der Autofrettage eigenspannungsarmgeglühten Rails sind näherungsweise Null. Demnach können Eigenspannungen im Rail mit Hilfe der gewählten Wärmebehandlung nahezu vollständig abgebaut werden. Die Streuung der Messergebnisse liegt für röntgenografisch ermittelte Eigenspannungen im üblichen Rahmen.

Zur Bestimmung von Eigenspannungsverläufen über der Bauteiltiefe wurde in sieben Schritten Material schichtweise elektrochemisch vom Rail abgetragen und nach jedem Abtrag die Tangentialeigenspannung röntgenografisch bestimmt, siehe [Bild 4.14](#) und [Bild 4.17](#). Die Messung der genauen Abtragstiefe erfolgte mit Hilfe einer mechanischen Messuhr. In Abhängigkeit von der Abtragstiefe wurde der Abstand der Messposition zur Verschneidungskante vergrößert, so dass näherungsweise ein Eigenspannungsverlauf unter 45° zu den Bohrungsachsen entstand, siehe [Bild 4.15](#):

- MP1: normierte Bauteiltiefen: 0 %, 0,19 %, 0,48 %, 0,95 %, 1,9 %, 4,8 % · s
- MP2: normierte Bauteiltiefe: 9,5 % · s
- MP3: normierte Bauteiltiefe: 19,0 % · s

In Bild 4.17 ist der normierte Eigenspannungsverlauf über den normierten Randabstand ausgehend von der Verschneidungskante der autofrettierten Railvariante RA1 dem der Variante RA2 gegenübergestellt. Zu beachten ist, dass die Variante RA1 mit dem Druck p_{AF} und die Variante RA2 mit $p_{AF,red}$ autofrettiert worden ist. Ermittelt wurde der Eigenspannungsverlauf an je drei Bauteilen. Dargestellt ist der Mittelwert der normierten Tangentialeigenspannung, wobei die Streuung mit Hilfe von Fehlerbalken, die den minimal und maximal ermittelte Eigenspannungswert abgrenzen, grafisch veranschaulicht ist, siehe Bild 4.17.

Die Druckeigenspannungen der Variante RA1 nehmen im oberflächennahen Bereich zunächst ab und steigen anschließend kontinuierlich mit zunehmendem Randabstand an, siehe Bild 4.17. Im oberflächennahen Bereich unterliegen die Eigenspannungsmessergebnisse einer großen Streuung. Diese nimmt jedoch in größeren Bauteiltiefen ab, in denen der für die Bauteilbeanspruchbarkeit maßgebende Rissstopp erwartet wird.

Die niedrigfestere Railvariante RA2 weist im oberflächennahen Bereich höhere Druckeigenspannungen auf als die Variante RA1. Diese erreichen bei einem Randabstand von 5 % der Bauteilwanddicke ein Maximum und sind in großen Tiefen wesentlich kleiner als die der Variante RA1, siehe Bild 4.17. Im Gegensatz zur FE-Analyse, bei der die Eigenspannungsverläufe in Abhängigkeit von der Werkstoffvariante B1 und A2 keinen signifikanten Unterschied aufweisen, siehe Bild 4.9, unterscheiden sich die Eigenspannungsverläufe der beiden Railvarianten signifikant. Da die FE-Analyse basierend auf dem Werkstoffzustand B1 das Eigenspannungsfeld der Railvariante RA1 nach der Autofrettage sehr gut abbildet, entspricht wohl das statische Verformungsverhalten der Werkstoffvariante A2 nicht dem der Railvariante RA2. Obwohl die Werkstoffvariante A2 und die Railvariante RA2 eine ähnliche Härte aufweisen, ist die statische Festigkeit der Railvariante RA2 aufgrund verformungsinduzierter Ausscheidungen, die bei Härtemessungen nicht erfasst werden, höher. Dies erklärt auch die geringere Ausprägung des Druckeigenspannungsfeldes im Rail RA2 gegenüber der FE-Analyse. Folglich ist die Werkstoffvariante A2 wenig geeignet, um das Eigenspannungsfeld der Railvariante RA2 quantitativ zu beschreiben.

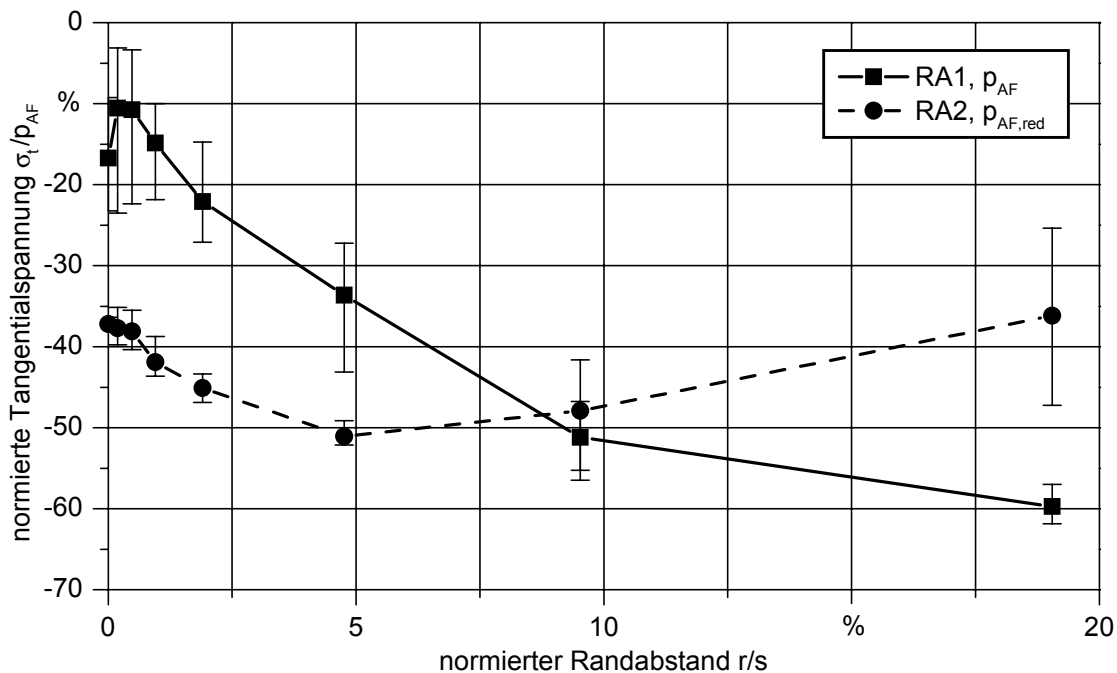


Bild 4.17: Einfluss der Mikrostruktur auf die Eigenspannungen in Tiefenrichtung nach der Autofrettage

Die infolge der Geometrieänderung auftretenden Eigenspannungsumlagerungen bei der röntgenografischen Eigenspannungsmessung lassen keine quantitative Aussagen über das Eigenspannungsfeld im Bereich der Bohrungsverschneidung im Rail auf der Basis von rein experimentellen Ergebnissen zu. Die komplexe Geometrie und der komplexe Spannungszustand erfordern den Einsatz numerischer Methoden, um die Eigenspannungsumlagerung zu bewerten. Aus diesem Grund wird das gesamte Messverfahren von der Eigenspannungseinbringung über der Bauteilpräparation bis hin zum elektrochemischen Abtragen, wie in Bild 4.14 beschrieben, numerisch abgebildet. Mit Hilfe dieses hybriden Messverfahrens, die Kombination aus röntgenografisch und numerisch bestimmten Eigenspannungen, kann auf das Eigenspannungsfeld im Rail nach der Autofrettage geschlossen werden.

Um die Eigenspannungsumlagerung in Abhängigkeit von der Geometrie und dem Volumen des abgetragenen Materials möglichst detailliert numerisch abzubilden, wird nach jedem elektrochemischen Abtrag ein Kunstharzabdruck der Railoberfläche erzeugt, siehe Bild 4.14 und [Anhang 29](#). Diese Abdrücke werden mit Hilfe einer 3D-Koordinatenmessmaschine hoch aufgelöst vermessen und mittels Interpolationsmethoden in ein FE-Modell umgesetzt [145], siehe [Anhang 30](#).

In Bild 4.18 sind die röntgenografisch bestimmten Tangentialeigenspannungen denen der FE-Analyse des Messverfahrens gegenüber gestellt. Dabei ist die Abhängigkeit der Messposition vom Randabstand berücksichtigt. Die FE-Analyse des Autofrettageprozesses basiert auf dem elastisch plastischen Werkstoffverhalten der Vari-

ante B1. Die Bauteilpräparation umfasst das Trennen und das Schleifen des Rails, siehe Bild 4.14

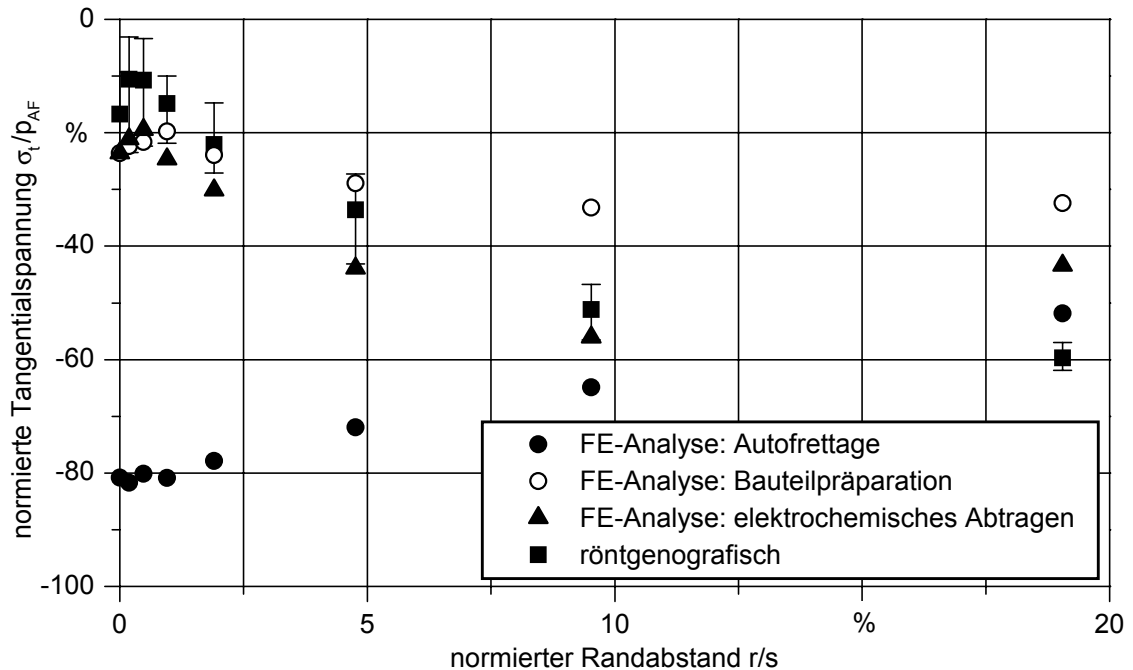


Bild 4.18: Vergleich zwischen röntgenografisch und numerisch bestimmten Eigenspannungen des hybriden Messverfahrens, RA1, B1

Die FE-Analyse der röntgenografischen Eigenspannungsmessung zeigt, dass die wesentlichen Umlagerungen des nach der Autofrettage vorliegenden ausgeprägten Druckeigenspannungsfeldes, infolge der Bauteilpräparation im oberflächennahem Bereich auftreten, siehe Bild 4.18. Dies erklärt, die geringen röntgenografisch ermittelten Oberflächeneigenspannungen nach der Autofrettage im Vergleich zur Zerspaltung, siehe Bild 4.16. Die Eigenspannungsumlagerung infolge des elektrochemischen Materialabtrags ist im oberflächennahen Bereich von untergeordneter Bedeutung, nimmt aber mit zunehmendem Randabstand zu. Die röntgenografisch bestimmten Tangentialeigenspannungen der Railvariante RA1 stimmen mit den numerisch ermittelten auf Basis der Werkstoffvariante B1 sehr gut überein. Die gute Übereinstimmung zwischen den Oberflächeneigenspannungen an der Innenoberfläche der Axialbohrung bestimmt mit Hilfe von DMS und denen mittels FE-Analyse, vergleiche Kapitel 4.3.1, bestätigt dieses Ergebnis. Das AFC-Modell zur Charakterisierung des elastisch plastischen Werkstoffverhaltens ist folglich sehr gut geeignet, um den Autofrettageprozess numerisch abzubilden. Damit ist beispielsweise eine Vorauslegung des Autofrettagedrucks oder die Bewertung des Potenzials der ausgeprägten Druckeigenspannungsfelder auf die Bauteilbeanspruchbarkeit mit Hilfe von FE-Analysen möglich.

4.4 Anriss- und Rissfortschrittsdetektierung mittels Ultraschalltechnik

Die Frage nach dem Zeitpunkt der Rissinitiierung sowie dem anschließenden Rissfortschrittsverhalten mit eventuellem Rissstopp, ist für eine zuverlässige Bauteilauslegung nach dem Versagenskriterium Rissstopp entscheidend. Aus diesem Grund wurde das Rissfortschrittsverhalten während der Innendruckpulsprüfung der Rails, siehe Kapitel 4.5, mit Hilfe der zerstörungsfreien Ultraschalltechnik detektiert. Diese wurde an der MPA Stuttgart speziell für die Detektion und Auswertung von Rissen an dickwandigen Zylindern mit Querbohrung unter Innendruck weiterentwickelt.

Das Prinzip des Ultraschallverfahrens beruht darauf, dass Ultraschallwellen beim Übergang von einem optisch dichteren zu einem dünneren Medium abgelenkt oder reflektiert werden. Reflektoren sind z.B. Bauteilrückwände, Rissflanken oder -fronten. Um Risse im Bereich der Bohrungsverschneidung des Rails während der Innendruckpulsprüfung zu erfassen, wird das Impuls-Echo-Verfahren eingesetzt. Hierfür werden Ultraschallwellen an der Außenoberfläche des Rails eingekoppelt, von der Bohrungsverschneidung bzw. dem Riss reflektiert und an der Außenoberfläche wieder empfangen, siehe [Bild 4.19](#). Als Messgröße liefert das Ultraschallverfahren die Echohöhe als Bildschirmhöhe (BSH) über dem Laufweg I des Schalls, das so genannten A-Bild, siehe [Anhang 31](#). Voruntersuchungen zeigten, dass die Echohöhe keinen Rückschluss auf die Risslänge zulässt, da das Signal der Bohrungsverschneidung insbesondere bei Initiierung das des Risses überlagert. Aus diesem Grund wird der Laufweg I als Maß für die Risslänge herangezogen. Zur Erzielung einer maximalen Auflösung werden Longitudinalwellen mit einer Prüffrequenz von 5 MHz unter 45° zur Axialbohrungsrichtung schräg mit Hilfe eines Winkelkeils eingeschallt, siehe [Bild 4.19](#). Die Geometrie der Bohrungsverschneidung ermöglicht den Einsatz des Prüfkopfes als Sender und als Empfänger. Um beide potenzielle Anrissorte zu detektieren werden zwei Prüfköpfe appliziert. Die digitale Aufnahme der Messdaten ermöglicht eine rechnergestützte Auswertung.

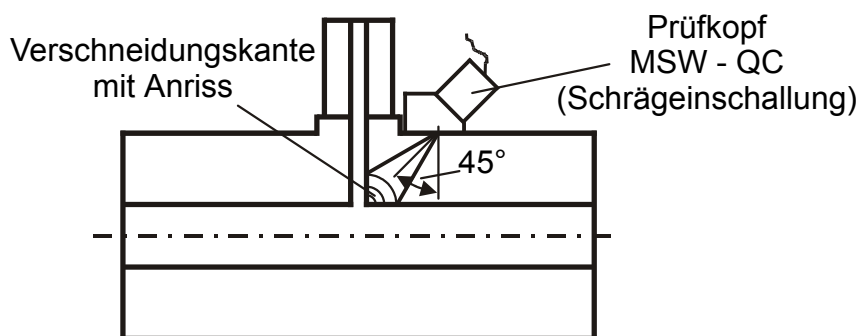


Bild 4.19: Rissdetektion mittels Ultraschall (US), Schrägeinschallung

In Anhang 31 ist das A-Bild einer rissfreien Bohrungsverschneidung normiert auf die Bauteilwanddicke s dargestellt. Beim Laufweg $l = 0$ erscheint der Sendeimpuls, der sich aus Reflektionen an den Übergängen Prüfkopf Winkelkeil und Winkelkeil Railoberfläche ergibt. Der Laufweg des Echos bis zur Bohrungsverschneidung ist abhängig von der Bauteilwanddicke. An der Bohrungsverschneidung bildet sich ein deutliches Echo aus, da hier beide Bohrungsflächen als Reflektoren dienen.

Bei Rissinitiiierung befindet sich die Rissfront zwischen Prüfkopf und Bohrungsverschneidung. Demnach entsteht im A-Bild das Rissecho links vom Verschneidungsecho, siehe [Bild 4.20](#). Die Schallwellen verlaufen bei der Schrägeinschallung parallel zur Rissebene. Demnach dient bei geschlossenem Riss ausschließlich die Rissfront als Reflektor. Das Echo dieses äußerst kleinen Reflektors kann jedoch in der Regel nicht gegenüber dem Rauschen des Ultraschallsignals aufgelöst werden. Dahingegen wird bei geöffnetem Riss unter maximalem Innendruck der Schall zusätzlich von den Rissflanken reflektiert. Dieses Echo ist im Vergleich zum Verschneidungsecho immer noch gering. Da dieser Vorgang jedoch dynamisch abläuft, ist im Ultraschallbild eine spezifische Bewegung im Takt der Belastungsfrequenz zu beobachten. Diese spezifische Bewegung ist der Indikator für die Rissinitiiierung.

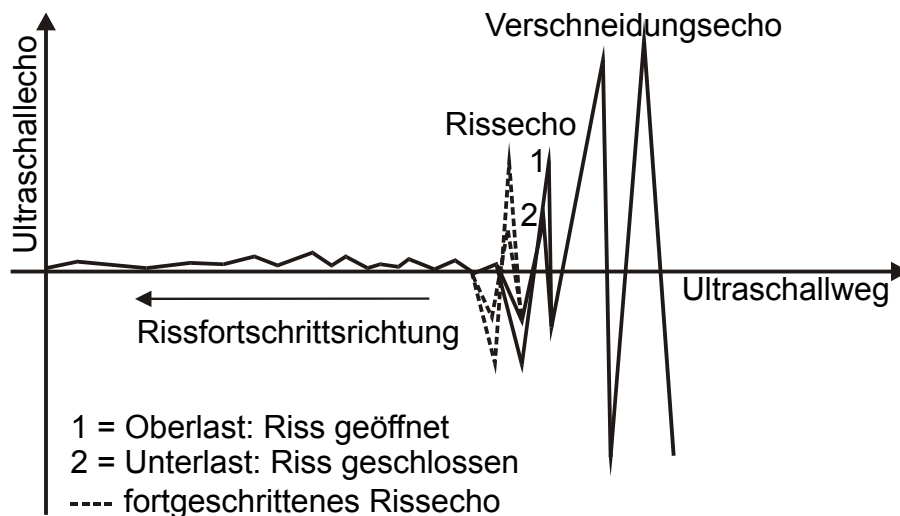


Bild 4.20: Schematische Darstellung des Rissechos und des Rissfortschritts an der Bohrungsverschneidung

Die Darstellung und Bewertung des spezifischen Bewegungsmusters erfolgt mit Hilfe des TD-Bildes, bei dem die Schwingenzahl über dem Laufweg l aufgetragen ist, siehe [Anhang 32](#). Die Bildschirmhöhe wird mit Linien gleicher Farbe abgebildet. In Anhang 32 ist beispielhaft bei einer bestimmten Risslänge das spezifische Bewegungsmuster mittels Kreisen gekennzeichnet. TD-Bilder werden im Allgemeinen manuell bewertet. Um hier den Aufwand der umfangreichen Rissuntersuchungen zu minimieren und die Auflösung der Ultraschalltechnik zu optimieren, wurde an der

MPA Stuttgart ein numerischer Auswertalgorithmus zur Erkennung des spezifischen Bewegungsmusters entwickelt. Zur Verstärkung des Bewegungsmusters wurde zusätzlich die Frequenz der Innendruckprüfung auf 5 Hz reduziert.

Ein fortschreitender Riss würde ein im TD-Bild kontinuierlich auf den Prüfkopf zulaufendes Bewegungsmuster erwarten lassen. Dies zeigen die TD-Bilder jedoch nicht. Vielmehr bilden sich vertikal verlaufende „Spuren“ des Bewegungsmusters aus, die eine Auflösung des fortschreitenden Risses von ca. 10 % der Wanddicke ermöglichen. Am Beginn einer neuen Spur kann die Schwingenzahl der mit dem Laufweges I bestimmten mittleren Risslänge schrittweise zugeordnet werden, siehe Anhang 32. Im TD-Bild können mehrere Spuren gleichzeitig mit unterschiedlicher Intensität beobachtet werden. Dies kann auf Reflektionen auf der gesamten Rissflanke zurückgeführt werden.

Zur Verifikation der Rissfortschrittsdetektion mit der Ultraschalltechnik wurden drei Rails, die nach der Innendruckpulsprüfung keine Leckage aufweisen, längs der Rissebene aufgetrennt und die Länge des Risses jeder Seite optisch vermessen. Da die Risslänge ausgehend von der Bohrungsverschneidung variiert, wurde bei der optischen Längenmessung die Rissfront in 3°-Schritten abgetastet. In Bild 4.21 ist der sich daraus ergebende Mittelwert sowie der zugehörige Minimal- und Maximalwert als Streubereich für die untersuchten Risse dargestellt.

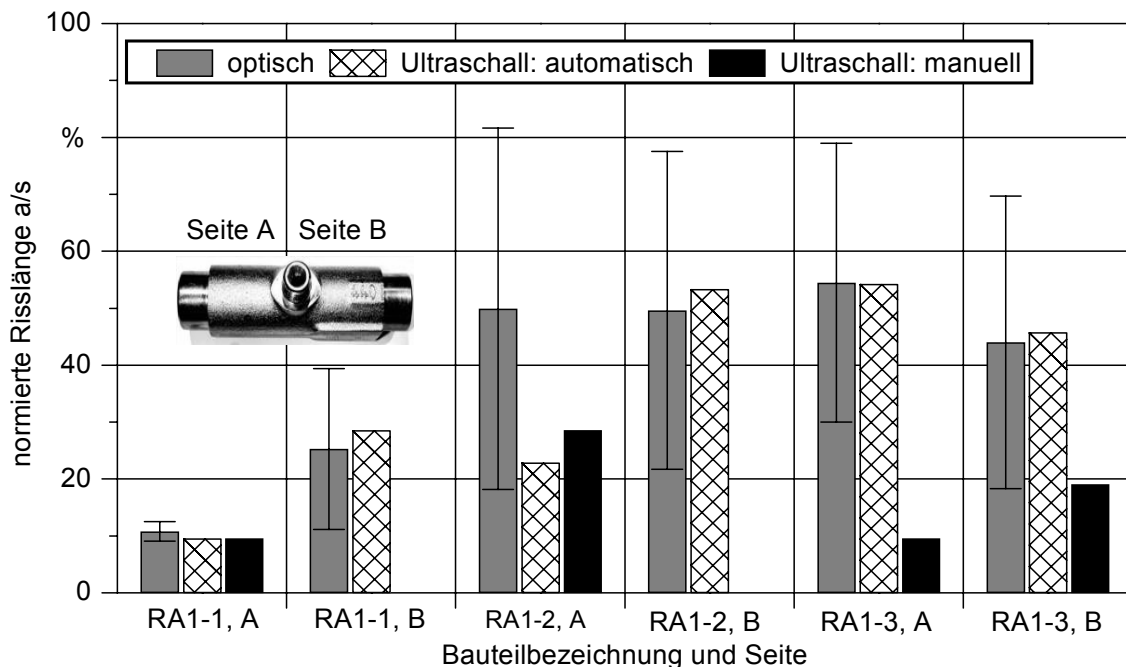


Bild 4.21: Verifikation der Ultraschallauswertemethode am Railabschnitt RA1

Die mit der Ultraschalltechnik bestimmte Risslänge ist ein integraler Mittelwert über der Rissfront. Wie in Bild 4.21 zu sehen ist, wird die Risslänge bei der manuellen

Auswertung im Allgemeinen unterschätzt. Dies ist auf die aufwendige manuelle Auflösung des Bewegungsmusters im TD-Bild zurück zu führen. Dahingegen stimmt die automatisch ausgewertete Risslänge sehr gut mit der optisch vermessenen Risslänge überein. Demnach ist die Ultraschalltechnik, unter Berücksichtigung der Auflösung von ca. 10 % der Wanddicke s , ein für die Rissfortschrittsdetektion im Rail während des Innendruckpulsversuchs geeignetes Verfahren.

Um die mit Hilfe der Ultraschalltechnik minimal detektierbare Anrisslänge zu quantifizieren, wurde die Innendruckpulsprüfung bei sechs Rails abgebrochen, nachdem mit Hilfe der Ultraschalltechnik ein Anriss detektiert wurde. Die optische Risslängenvermessung der aufgetrennten Bruchfläche ergab eine minimal detektierbare Anrisslänge von ca. 10 % der Wanddicke s , siehe Anhang 33. Die für die Ultraschalltechnik vergleichsweise große Risslänge ist zum einen auf die zweifache Durchschallung der Bauteilwand und zum anderen auf die Überlagerung des Rissechos vom Verschneidungsecho zurückzuführen. Für die Bewertung eines Rissstopps in einer Bauteiltiefe von 20 % bis 30 % der Wanddicke ist dieses Ergebnis jedoch ausreichend.

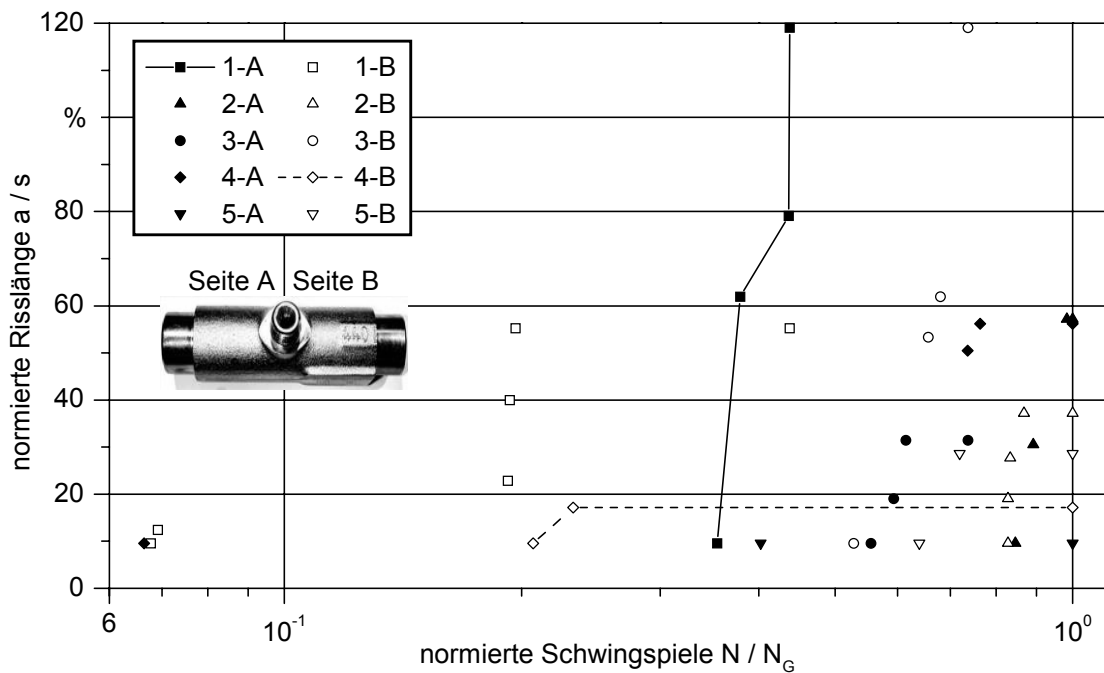


Bild 4.22: Rissfortschrittsuntersuchung, Railabschnitt RA1, ausgeprägtes Druckeigen Spannungsfeld, $\Delta p / \Delta p_{50\%} = 98,5 \%$

Optimale Ergebnisse bei der Ultraschalluntersuchung werden bei einer reduzierten Pulsprüffrequenz von $f = 5$ Hz erzielt, vergleiche Kapitel 4.5. Um den dadurch entstehenden zusätzlichen Aufwand zu verringern, wurde nur bei ausgewählten Druckniveaus eine begleitende Ultraschalluntersuchung durchgeführt. In Bild 4.22 ist die auf die Wanddicke s normierte Risslänge a über der auf die Grenzschwingspielzahl N_G normierte Schwingspielzahl N für ein Druckniveau von $\Delta p / \Delta p_{50\%} = 98,5 \%$ des Dau-

erfestigkeitsniveaus mit 50 % Ausfallwahrscheinlichkeit dargestellt. Punkte mit gleichem Symbol charakterisieren den Fortschritt eines Risses. Bei Rissinitiation entspricht die Risslänge 10 % der Wanddicke s und bei Leckage 120 %, da der Riss unter 45° zu den Bohrungsachsen verläuft, siehe Bild 4.22 Riss 1-A. Tritt keine Leckage auf, so wird die Risslänge nach dem Auftrennen des Rails optisch vermessen und der Grenzschwingspielzahl N_G zugeordnet, siehe Bild 4.22 Riss 4-B.

Bei einem Druckniveau von $\Delta p/\Delta p_{50\%} = 98,5\%$ sind sämtliche versagensrelevanten Stellen angerissen. Davon weisen zwei Bauteile eine Leckage auf. Die Auflösung des Rissfortschritts von ca. 10 % der Wanddicke erschwert die Bewertung eines evtl. auftretenden Rissstopps deutlich. Die untersuchten Risse zeigen jedoch, dass 10 % Rissfortschritt in der Regel innerhalb von 10 % bis 20 % der Grenzschwingspielzahl stattfindet. Bei länger unveränderter Risslänge kann demnach von einem Rissstopp ausgegangen werden, wie z.B. bei Riss 1-B, 4-A, 4-B, 5-A und 5-B, siehe Bild 4.22. Folglich bleiben hier bei einem Druckniveau im Bereich der Dauerfestigkeit mit 50 % Ausfallwahrscheinlichkeit mindestens 40 % der Risse stehen. Damit ist bei der Railvariante RA1 mit ausgeprägtem Druckeigen Spannungsfeld das Versagenskriterium Rissstopp für die Bauteilbeanspruchbarkeit maßgebend. Für eine Aussage, ob Risse in Rails mit ausgeprägten Druckeigen Spannungsfeldern stehen bleiben oder nur ein stark verzögerter Rissfortschritt auftritt, ist jedoch die Berücksichtigung von bruchmechanischen FE-Analysen äußerst sinnvoll, siehe Kapitel 5.2.

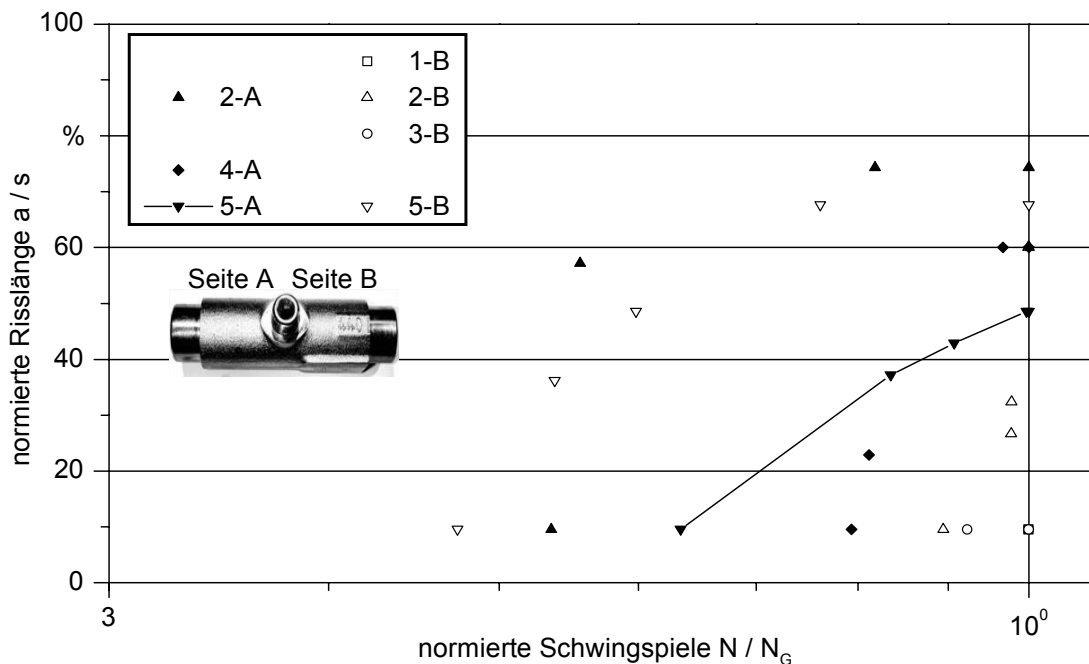


Bild 4.23: Rissfortschrittsuntersuchung, Railabschnitt RA2, ausgeprägtes Druckeigen Spannungsfeld, $\Delta p/\Delta p_{50\%} = 97\%$

Das Ergebnis der Rissfortschrittsuntersuchung der niedrigfesteren Railvariante RA2 mit ausgeprägtem Druckeigen Spannungsfeld bei einem Druckniveau von $\Delta p/\Delta p_{50\%} = 97\%$ ist in Bild 4.23 dargestellt. Hier zeigt sich, dass nicht sämtliche versagensrelevanten Stellen angerissen sind. Obwohl kein Riss zur Leckage führte, schreiten die Risse ohne signifikante Änderung der Rissfortschrittsrate bis zur Grenzschwingspielzahl fort. Demnach muss davon ausgegangen werden, dass die Ausdehnung des Druckeigen Spannungsfeldes beim Rail RA2 nicht ausreicht, um Rissfortschritt vollständig zu unterbinden. Als Versagenskriterium für die dauerhafteste Auslegung dieser Railvariante ist folglich weiterhin der Anriss empfehlenswert.

4.5 Bauteilwöhlerversuche

Die Schwingfestigkeit der Railabschnitte bzw. das diesbezügliche Potenzial von ausgeprägten Druckeigen Spannungsfeldern wird in dieser Arbeit mit einstufigen Bauteilwöhlerversuchen nach DIN 50 100 [146] ermittelt. Die Innendruckpulsprüfung oder Hochdruckpulsprüfung der innendruckbelasteten Bauteile wird auf einer Anlage der Fa. Maximator bei einer Frequenz von ca. 15 Hz durchgeführt. Eine Ausnahme bilden die ultraschallbegleitenden Versuche, bei denen eine reduzierte Frequenz von 5 Hz verwendet wird, siehe Kapitel 4.4. Geprüft werden in der in der Regel je Bauteilvariante 5 Druckniveaus mit bis zu 5 Bauteilen. In Anlehnung an die Belastung der Rails im Betrieb wird der Innendruck schwellend mit einem anlagenbedingten minimalen konstanten Unterdruck aufgebracht.

Die Auswertung des Wöhlerversuchs erfolgt für das Zeitfestigkeits- und das Dauerfestigkeitsgebiet getrennt. Für die statistische Auswertung wird die sich bei innendruckbelasteten Bauteilen bewährte logarithmische Normalverteilung zugrunde gelegt. Die zu jedem Druckniveau gehörende Ausfallwahrscheinlichkeit P_A wird mit Hilfe der Schätzformel nach Rossow [147] berechnet. Da bei der Hochdruckpulsprüfung je Horizont mehrere Bauteile gleichzeitig geprüft werden, ist für die Auswertung des Übergangsbereichs das Horizonten- oder Probitverfahren am besten geeignet. Das Zeitfestigkeitsgebiet wird mit Hilfe des Perlschnurverfahrens [92] ausgewertet. In Bild 4.24 ist das Ergebnis des Innendruckpulsversuches für die Railvariante RA1 mit ausgeprägtem Druckeigen Spannungsfeld im Wöhlerdiagramm mit den zugehörigen Wöhlerlinien für 90%, 50% und 10% Ausfallwahrscheinlichkeit dargestellt. Sämtliche Ergebnisse dieses Kapitels sind auf den Autofrettagedruck p_{AF} und die Grenzschwingspielzahl N_G normiert.

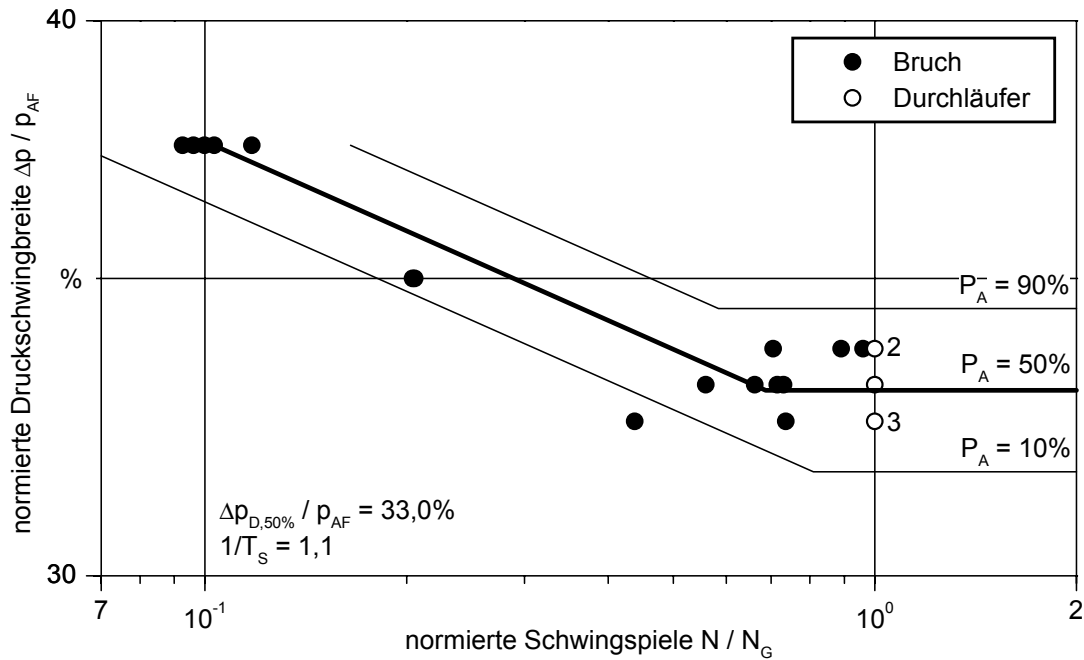


Bild 4.24: Bauteilwöhlerdiagramm, RA1, ausgeprägtes Druckeigenstressfeld nach der Autofrettage

Die Bauteilwöhlerlinie der autofrettierten Railvariante RA1 weist eine kleine Streuung auf. Zudem ist die Steigung der Wöhlerlinie im Zeitfestigkeitsgebiet flach. Dies sind Hinweise, dass bei diesen Bauteilen mit ausgeprägtem Druckeigenstressfeld der Rissstopp der versagensrelevante Mechanismus darstellt. An der Rissfront im Bauteilinneren ist die Streuung der Schwingfestigkeit unabhängig von denen bei Anriss wirkenden vom Fertigungsverfahren beeinflussten stark streuenden oberflächennahen Eigenschaften, wie der Topografie, lokalen Werkstoffverfestigungen oder oberflächennaher Druckeigenstressungen. Für die Streuung der Bauteilschwingfestigkeit sind vielmehr nur noch die gering variierenden Druckeigenstressfelder nach der Autofrettage und die im Vergleich zum Schwingfestigkeitsverhalten äußerst gering streuenden bruchmechanischen Eigenschaften des Werkstoffs maßgebend. Aus diesen Gründen ist die Streuung der Bauteilschwingfestigkeit basierend auf dem Kriterium Rissstopp deutlich geringer als beim Kriterium Anriss.

Zur Analyse der stehen bleibenden Risse wurden die Bruchflächen der Durchläufer aufgetrennt. In Bild 4.25 ist beispielhaft die beim Rissstopp ausgebildete Rissfront an der Bohrungsverschneidung des Risses 4-A in Bild 4.22 abgebildet. In einem homogenen Eigenstressfeld würde an einer Bohrungsverschneidung aus spannungsmechanischer Sicht ein elliptischer Verlauf der Rissfront erwartet werden. Der Riss ist an den Bauteiloberflächen jedoch deutlich weiter fortgeschritten, so dass sich die Rissfront sichelförmig ausbildete. Für eine schwingbruchmechanische Bewertung dieser sich ausbildenden Rissfront ist eine numerische Analyse des Rissfortschrittes

von der Rissinitiierung bis zum Rissstopp auf Basis lokaler Konzepte unabdingbar, siehe Kapitel 5.2.

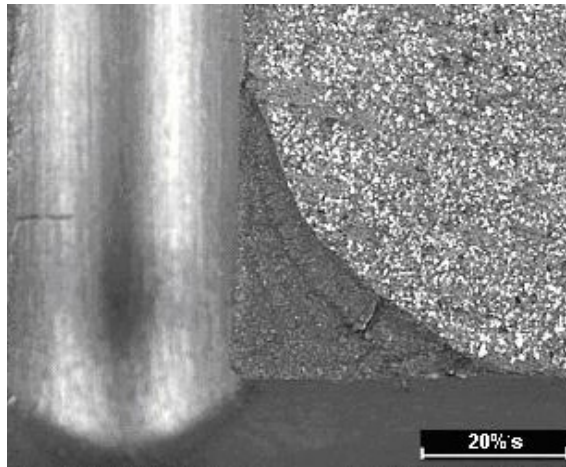


Bild 4.25: Bruchbild eines im ausgeprägten Druckeigenspannungsfeld gestoppten Risses, RA1, $\Delta p / \Delta p_{50\%} = 98,5\%$, Riss 4-A

Um das Schwingfestigkeitspotenzial oberflächennaher Druckeigenspannungen und ausgeprägter Druckeigenspannungsfelder sowie den Einfluss der Verfestigung durch die Autofrettage für die Railvariante RA1 zu ermitteln, wurden vier Bauteilwöhlerlinien, siehe **Bild 4.26**, in Abhängigkeit vom Fertigungszustand, siehe Kapitel 4.1, ermittelt. Aus Gründen der Übersichtlichkeit sind im Weiteren nur Wöhlerlinien mit 50 % Ausfallwahrscheinlichkeit dargestellt. Die zugehörigen Ergebnisse der Wöhlerversuche mit statistischer Auswertung sind in **Anhang 34 – Anhang 37** aufgezeigt.

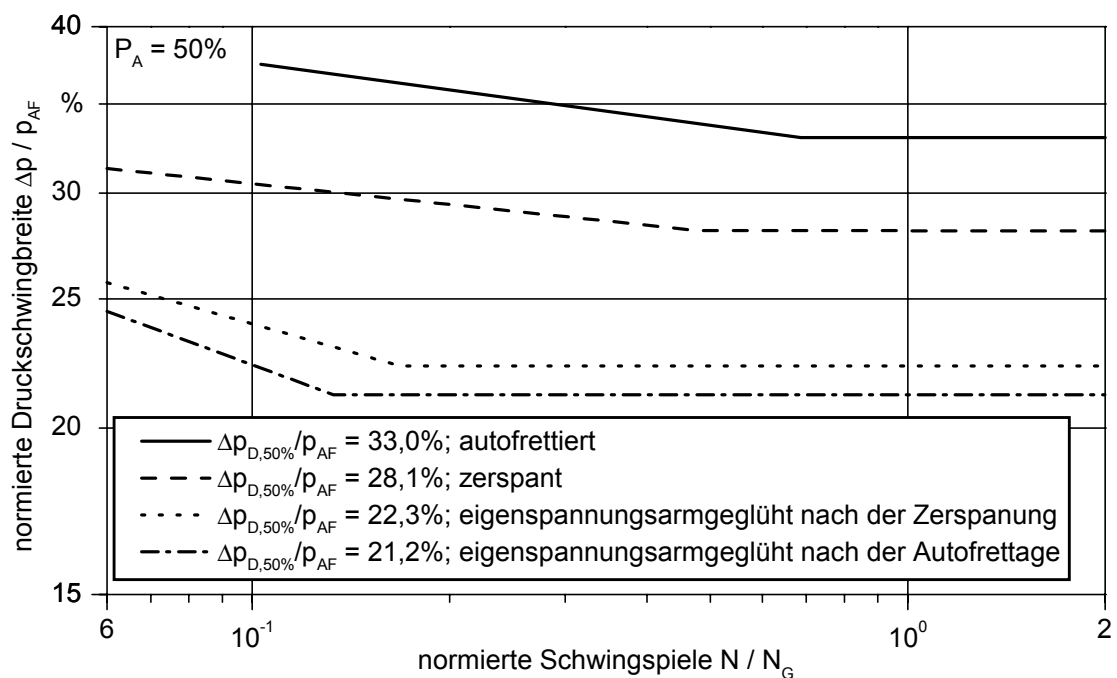


Bild 4.26: Bauteilwöhlerdiagramm, RA1, Einfluss des Eigenspannungszustand in Abhängigkeit vom Fertigungsverfahren

Die Schwingfestigkeit der nach der Zerspannung eigenspannungsarmgeglühten Variante wird als Referenz herangezogen. Die zerspannte Railvariante RA1 mit Druckeigenstressungen in den oberflächennahen Bereich weist gegenüber der Referenz eine um 48 % höhere Schwingfestigkeit auf. Diese verhältnismäßig hohe Schwingfestigkeitssteigerung lässt auf einen für Druckeigenstressungen günstigen Zerspanprozess schließen. Dies zeigen ebenfalls die röntgenografischen Eigenspannungsmessungen, siehe Bild 4.16. Ein deutlich höheres Schwingfestigkeitspotenzial von 62 % ist mit der autofrettierten Railvariante erzielbar. Durch die Einbringung von Eigenspannungen wird der Werkstoff im Allgemeinen zusätzlich verfestigt. Um diesen Einfluss auf die Schwingfestigkeitssteigerung zu untersuchen, wurden Bauteilwöhlerversuche mit einer nach der Autofrettage eigenspannungsarmgeglühten Variante durchgeführt. Die Bauteilschwingfestigkeit dieser Variante weist jedoch gegenüber der nach der Zerspannung eigenspannungsarmgeglühten keinen signifikanten Unterschied auf, bzw. ist sogar geringfügig niedriger. Folglich ist die Schwingfestigkeitssteigerung der zerspannten und der autofrettierten Railvarianten direkt auf die Druckeigenstressungen zurückzuführen. Im oberflächennahen Bereich verzögern diese die Anrissbildung, in ausgeprägten Druckeigenstressungsfeldern den Rissfortschritt bis hin zum Rissstopp.

Um den Einfluss der Mikrostruktur auf die Schwingfestigkeit von Bauteilen mit ausgeprägten Druckeigenstressungsfeldern zu untersuchen, wurde die Railvariante RA1 der niedrigfesten Variante RA2 gegenüber gestellt, siehe Bild 4.27.

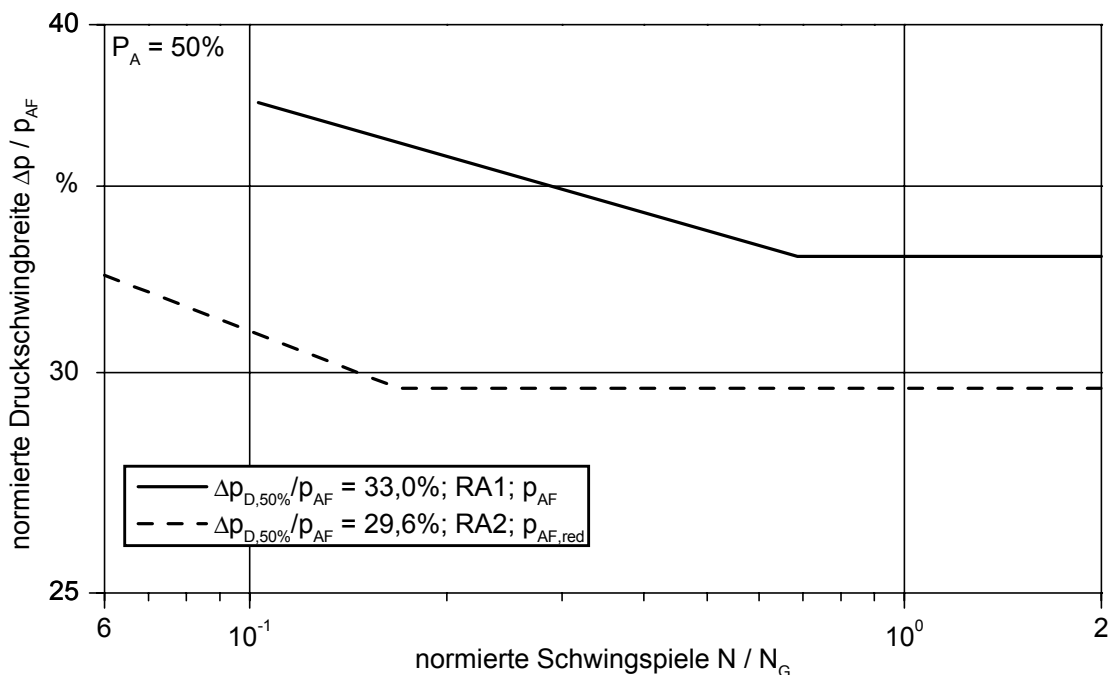


Bild 4.27: Bauteilwöhlerdiagramm, ausgeprägtes Druckeigenstressungsfeld nach der Autofrettage, Einfluss der Mikrostruktur

Die Bauteilvariante RA2 weist gegenüber der Variante RA1 eine um 10 % geringe Schwingfestigkeit auf. Beim Versagenskriterium Rissstopp ist der Schwellenwert ΔK_{th} für die Schwingfestigkeit maßgebend, der jedoch vom Werkstoffzustand nicht signifikant beeinflusst wird, siehe Bild 3.20. Folglich lässt die geringfügig niedrigere Schwingfestigkeit vielmehr auf unterschiedlich ausgeprägte Druckeigenspannungsfelder schließen, siehe Bild 4.17. Wie bereits in Kapitel 4.3.2 diskutiert ist die Ausprägung des Eigenspannungsfeldes neben der Geometrie von der statischen Festigkeit bzw. dem Plastifizierungsverhalten des Werkstoffs sowie dem Autofrettagedruck abhängig. Die im Vergleich zu RA2 geringere Festigkeit der Werkstoffvariante A2, die für die Auslegung von deren Autofrettagedruck herangezogen wurde, führte zu einem zu geringen Autofrettagedruck bzw. ausgeprägtem Druckeigenspannungsfeld. Die im Vergleich zu RA1 geringere Ausprägung lässt vermuten, dass dieses Eigenspannungsfeld den Rissfortschritt nicht bis hin zum Rissstopp verzögert. Dies wird von den Ultraschalluntersuchungen in Kapitel 4.4 bestätigt, die bei der Railvariante RA2 eine verzögerte Rissfortschrittsrate jedoch keinen Rissstopp zeigen. Damit wird verdeutlicht, dass für die schwingbruchmechanische Auslegung von Bauteilen mit ausgeprägten Druckeigenspannungsfeldern die Betrachtung der gesamten Prozesskette von der Eigenspannungsentstehung bis hin zur Bewertung des Versagens maßgebend und hierfür die Bestimmung von Werkstoffkennwerten, die dem Zustand im Bauteil entsprechen, entscheidend ist. Der Einfluss der Mikrostruktur auf die Schwingfestigkeit wird dabei von der Ausprägung des Druckeigenspannungsfeldes und weniger von den bruchmechanischen Werkstoffkennwerten bestimmt.

5 Schwingbruchmechanisches Auslegungskonzept

Die schwingbruchmechanische Auslegung des Rails mit ausgeprägtem Druckeigenstressfeld nach dem Versagenkriterium Rissstopp erfordert experimentelle und numerische Untersuchungen von der Eigenspannungseinbringung über die Anrisslebensdauerphase bis hin zur Restlebensdauerphase. Das Konzept mit den benötigten Werkstoffkennwerten, experimentellen Untersuchungen und numerischen Analysen ist in Anhang 38 - Anhang 40 gegliedert nach diesen drei Bauteillebensdauerphasen dargestellt. Die ganzheitliche Bewertung ermöglicht eine Vorhersage der Bauteilschwingfestigkeit bereits in einem sehr frühen Produktentwicklungsstadium sowie die zuverlässige Nutzung von ausgeprägten Druckeigenstressungen zur Schwingfestigkeitssteigerungen von Bauteilen in der Großserie.

5.1 Anrisslebensdauerphase

5.1.1 Untersuchung der Eigenspannungsstabilität

Die zuverlässige Nutzung von Druckeigenstressfeldern zur Steigerung der Schwingfestigkeit setzt Kenntnisse über deren Stabilität voraus. Der Eigenspannungsabbau wird bei zyklischer mechanischer Belastung in Abhängigkeit vom Werkstoff und der Belastung durch plastische Wechselverformungen verursacht, siehe Kapitel 2.2.2. Unterschieden wird dabei zwischen zwei Effekten. Der Shake-Down-Effekt tritt zu Beginn der zyklischen Belastung aufgrund quasistatischer Wechselverformungen auf. Ein weiterer Eigenspannungsabbau kann in Abhängigkeit von der Schwingspielzahl durch zyklische Wechselverformungen auftreten. Um die Stabilität der Druckeigenstressfelder der autofrettierten Railabschnitte zu untersuchen, wurden röntgenografische zerstörende Eigenspannungsmessungen, vgl. Kapitel 4.3.2, durchgeführt. In Folge der zerstörenden Untersuchung konnten nicht mehrere Eigenspannungsmessungen in Abhängigkeit von der Schwingspielzahl oder der Belastung an einem Bauteile durchgeführt werden. Aus diesem Grund wurden je Druckniveau und Schwingspielzahl drei Bauteile röntgenografisch analysiert, um Einflüsse wie Messstreuungen auf das Ergebnis der Eigenspannungsstabilitätsuntersuchung zu minimieren.

Zur Erfassung des Shake-Down-Effektes wurden je drei Bauteile bei unterschiedlichen Druckniveaus

- $\Delta p / \Delta p_{50\%} = 75,8\%$
- $\Delta p / \Delta p_{50\%} = 98,5\%$
- $\Delta p / \Delta p_{50\%} = 106\%$

in Abhängigkeit von der Dauerfestigkeit $\Delta p_{50\%}$ bis zu einer auf die Grenzschwingspielzahl bezogenen Schwingenspielzahl von $N / N_G = 0,15\%$ innendruckbelastet und dem Druckeigenspannungsverlauf nach der Autofrettage gegenübergestellt, siehe Bild 5.1. Die Auswertung und Darstellung der röntgenografischen Eigenspannungsmessungen ist in Kapitel 4.3.2 näher beschrieben.

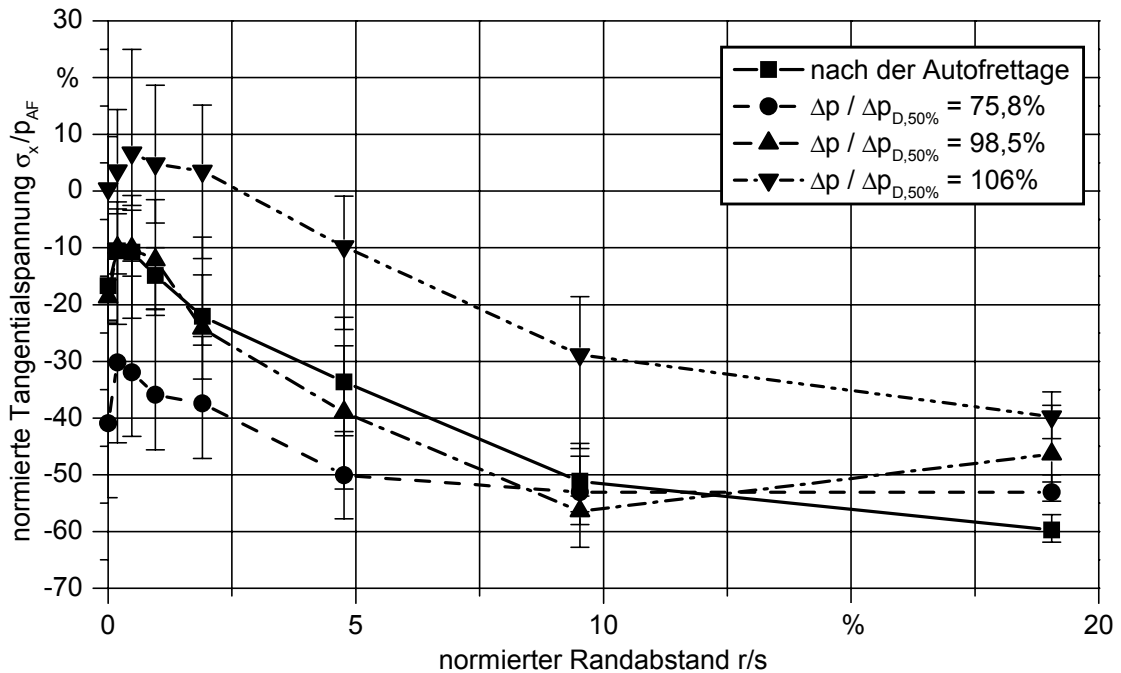


Bild 5.1: Eigenspannungsverläufe in Abhängigkeit vom Druckniveau, RA1, $N / N_G = 0,15\%$

Im Bereich der Dauerfestigkeit weist die autofrettierte Railvariante RA1 keinen Shake-Down-Effekt auf, siehe Bild 5.1. Erst bei einer um 6% gegenüber der Dauerfestigkeit $\Delta p_{50\%}$ erhöhten Belastungsstufe ist ein signifikanter Eigenspannungsabbau nach wenigen Schwingenspielzahlen zu erkennen. Zur Untersuchung, ob bei dieser Belastung zyklische Wechselverformungen einen weiteren Eigenspannungsabbau verursachen, wurden drei Bauteile bis zu einer auf die Schwingenspielzahl von $N / N_G = 5\%$ innendruckbelastet. In Bild 5.2 sind die Eigenspannungsverläufe über der Bauteiltiefe bei dieser Belastung in Abhängigkeit von der Schwingenspielzahl dargestellt. Diese zeigen, dass bei einer Belastung von $\Delta p / \Delta p_{50\%} = 106\%$ die Eigenspannungen nach einem anfänglichen Eigenspannungsabbau stabil bleiben, siehe auch Anhang 41.

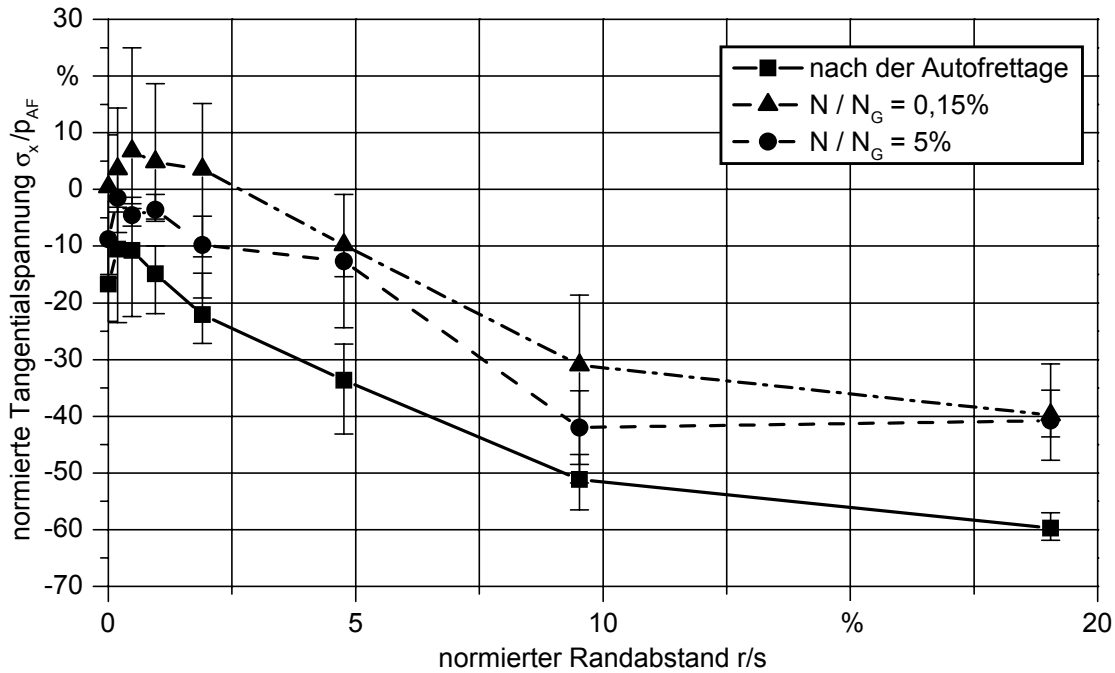


Bild 5.2: Eigenspannungsverläufe in Abhängigkeit von der Schwingspielzahl, RA1, $\Delta p / \Delta p_{D,50\%} = 106\%$

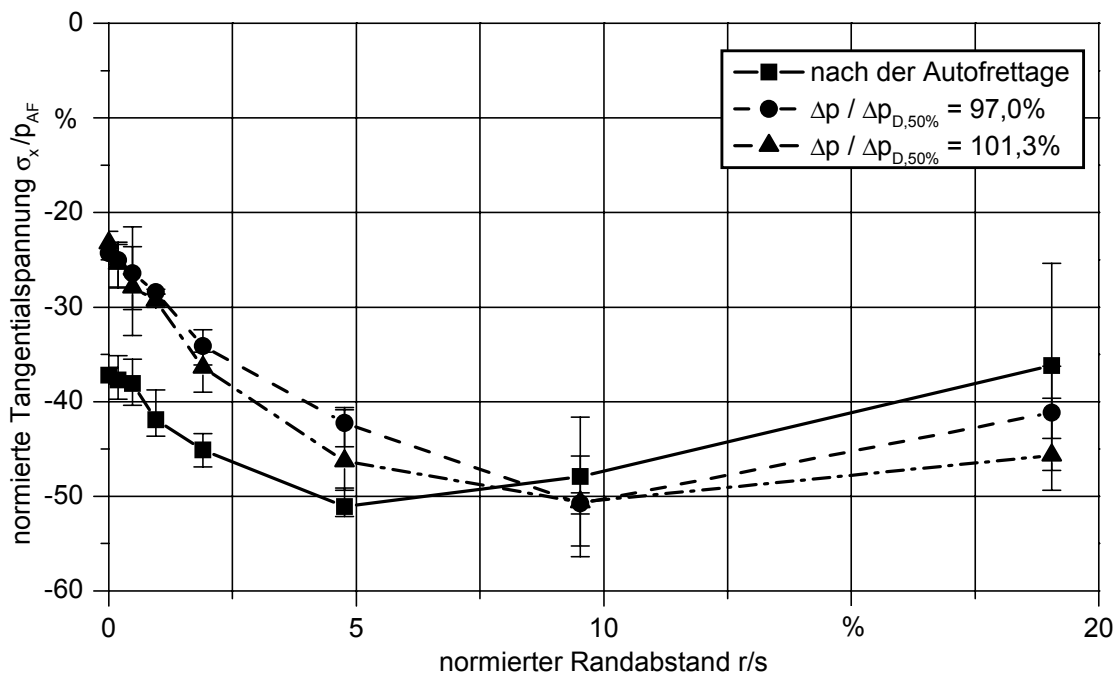


Bild 5.3: Eigenspannungsverläufe in Abhängigkeit vom Druckniveau, RA2, $N / N_G = 0,15\%$

Zur Untersuchung der Eigenspannungsstabilität der autofrettierten Railvariante RA2 wurde diese analog zu RA1 mit zwei Druckniveaus von $\Delta p / \Delta p_{D,50\%} = 97\%$ und $101,3\%$ belastet. In [Bild 5.3](#) werden die Eigenspannungsverläufe über der Bauteiltiefe nach einer Schwingspielzahl von $N / N_G = 0,15\%$ mit denen nach der Autofret-

tage verglichen. Hier ist unabhängig von der Belastung im oberflächennahen Bereich ein geringfügiger Eigenspannungsabbau zu erkennen. In größeren für den Rissstopp relevanten Tiefen ist das Eigenspannungsfeld jedoch stabil. Ein Eigenspannungsabbau infolge zyklischer Wechselverformungen ist bei diesen Druckniveaus wie bei RA1 nicht zu beobachten, siehe [Anhang 42](#) und [Anhang 43](#).

Für die Auslegung der autofrettierten Railvarianten kann folglich von stabilen Eigenspannungsfeldern während der anrissfreien Lebensdauerphase ausgegangen werden.

5.1.2 Dauerfestigkeit nach dem Versagenskriterium Anriss

Bei Railabschnitten ohne ausgeprägtem Druckeigenspannungsfeld führt ein Anriss nach wenigen Lastspielen zur Leckage. Für die Auslegung dieser Rails wird das örtliche Konzept nach Seeger angewandt, siehe Kapitel 2.4. Wesentlich beeinflusst wird die Beanspruchbarkeit des Rails von der Mittelspannung und der Kerbwirkung, welche hier berücksichtigt werden. Deshalb wird der Vergleich von Beanspruchung und Beanspruchbarkeit, zur numerischen Bestimmung der Dauerfestigkeit, hier im Haigh-Diagramm grafisch veranschaulicht, siehe [Bild 5.3](#).

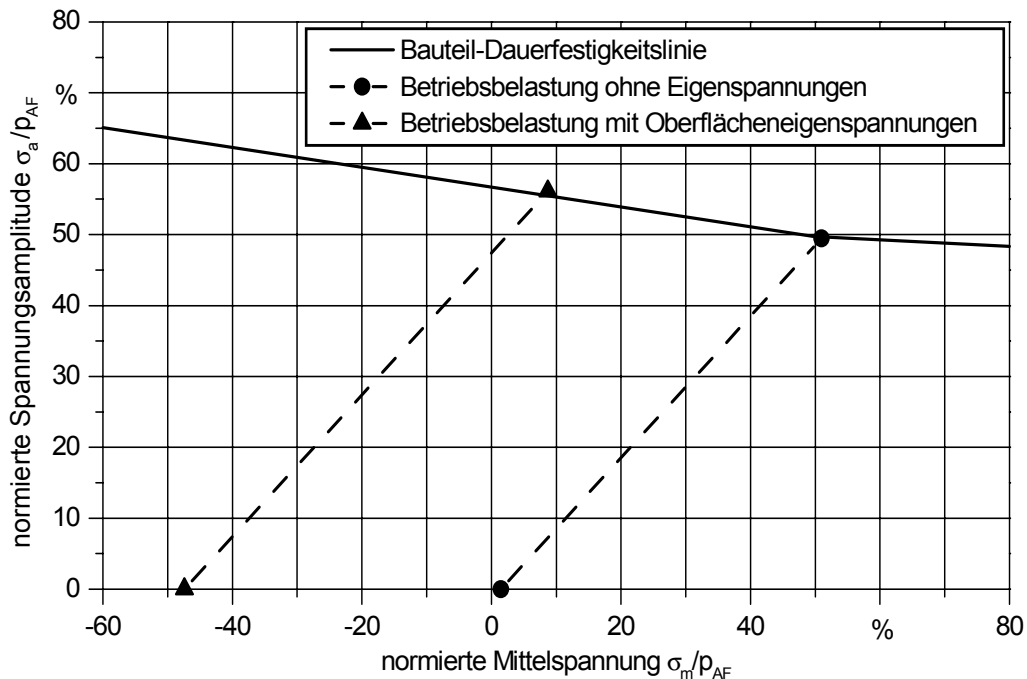


Bild 5.3: Haigh-Diagramm zur Berechnung der Dauerfestigkeit nach dem Versagenskriterium Anriss, RA1

Mit Hilfe der FE-Analyse wird die lokale Spannungsamplitude und Mittelspannung an der Bohrungsverschneidung des Rails in Abhängigkeit vom Innendruck bestimmt, siehe [Bild 5.3](#). Dafür wird dasselbe FE-Modell wie bei der Abbildung des

Autofrettageprozesses verwendet wird, siehe Kapitel 4.2. Im Unterschied dazu wird jedoch linear-elastischen Werkstoffverhalten vorausgesetzt und die Randbedingungen, wie Innendruck, Dichtgeometrie und –kraft werden dem Bauteilwöhlerversuch angepasst, siehe Anhang 44. Um den mehrachsigen Spannungszustand am Bauteil mit den einachsig bestimmten Werkstoffkennwerten zu vergleichen, wird dieser mit der Vergleichsspannungshypothese nach von Mises auf einen skalaren Wert zurückgeführt. Die im Bauteilwöhlerversuch bei unterschiedlichen Druckniveaus konstante Unterlast führt im Haigh-Diagramm zu einer Geraden mit dem Ursprung auf der Mittelspannungsachse, welcher der Unterlast entspricht, siehe Bild 5.3. Die Beanspruchungsgerade bei Druckeigenstressungen im oberflächennahen Bereich ist gegenüber dem eigenspannsfreien Zustand um den Betrag der Druckeigenstressungen parallel verschoben, siehe Bild 5.3. Die Vergleichsdruckeigenstressung an der Bauteiloberfläche wird mit Hilfe des Mittelwertes der an der Bauteiloberfläche der Railvariante RA1-OE röntgenografisch bestimmten Druckeigenstressungen in Tangentialrichtung abgeleitet, siehe Bild 4.16.

Die Dauerfestigkeit der Railvariante RA1 wird mit den spannungskontrolliert ermittelten Schwingfestigkeitskennwerten der Werkstoffvariante B1 charakterisiert. Basis für die Dauerfestigkeitsberechnung ist die Wechselfestigkeit σ_w . Die Kerbwirkung wird mit der dynamischen Stützziffer n_χ nach Siebel [148] in Abhängigkeit vom bezogenen Spannungsgradienten χ^* berücksichtigt. Die Abhängigkeit der Stützziffer vom Werkstoff wird nach der FKM-Richtlinie [25] mit den Parametern a_g und b_g sowie der Zugfestigkeit R_m erfasst. Der bezogene Spannungsgradient ist der maximale Spannungsgradient über dem Kerbgrund. Um χ^* zu bestimmen, wird der Verlauf der Vergleichsspannung über der Bauteiltiefe an der versagensrelevanten Stelle senkrecht zur Bauteiloberfläche herangezogen, siehe Anhang 45. Nach der FE-Analyse ergibt sich somit ein bezogener Spannungsgradient von $\chi^* = 1,79$ 1/mm. Mit den Parametern $a_g = 0,5$ und $b_g = 2700$ MPa für Stähle beträgt die Stützziffer damit

$$n_\chi = 1 + \sqrt[4]{\chi^*} \cdot 10^{-(a_g + R_m/b_g)} = 1,17. \quad (5.1)$$

Die lokale Wechselfestigkeit an der Bohrungsverschneidung berechnet sich in Abhängigkeit von der Stützziffer zu

$$\sigma_{WK} = n_\chi \sigma_w. \quad (5.2)$$

Mit Hilfe der Mittelspannungsempfindlichkeit M nach Schütz, siehe Kapitel 3.5, wird der Einfluss der Mittelspannung auf die ertragbare Spannungsamplitude

$$\sigma_A = \sigma_{WK} - M \cdot \sigma_m \quad (5.3)$$

des Bauteils charakterisiert. Für die Steigung der Dauerfestigkeitslinie im Haigh-Diagramm für Spannungsverhältnisse R größer Null wird eine reduzierte Steigung von $M/3$ [92] angenommen. Der Spannungsgradient χ^* des Bauteils entspricht dem der gekerbten Rundproben zur Bestimmung der Werkstoffkennwerte, siehe Kapitel 3.5. Aus diesem Grund wird für die Berechnung der Bauteil-Dauerfestigkeitslinie die Mittelspannungsempfindlichkeit der gekerbten von $M = 0,14$ statt der glatten Probe verwendet, siehe Bild 5.3.

Der Schnittpunkt zwischen den Beanspruchungsgeraden und der Bauteil-Dauerfestigkeitslinie ist die numerische Dauerfestigkeit, welche der experimentellen Dauerfestigkeit mit 50% Ausfallwahrscheinlichkeit entspricht. Um die Vorhersagegenauigkeit des angewandten örtlichen Konzeptes zu quantifizieren, wird die numerisch bestimmte Dauerfestigkeit der nicht autofrettierten Varianten von RA1 auf die experimentell ermittelte bezogen, siehe Tabelle 5.1.

Railvariante	RA1-OEEF	RA1-OE
Eigenspannungszustand	eigenspannungsarm	oberflächennahe Eigenspannungen
$\Delta p_{D,num} / \Delta p_{D,50\%}$	108%	98%

Tabelle 5.1: Vergleich experimentell und numerisch bestimmter Dauerfestigkeit nach dem Versagenskriterium Anriss

Die Abweichung der Dauerfestigkeit bei den Railvarianten mit eigenspannungsarmen Zustand und Druckeigenspannungen im oberflächennahen Bereich ist kleiner 10%. Folglich ist die hier angewandte Methode nach dem örtlichen Konzept sehr gut geeignet um die Schwingfestigkeit der Railabschnitte nach dem Versagenskriterium Anriss zu bestimmen.

5.1.3 Anrisschwingenspielzahl von Bauteilen mit ausgeprägten Druckeigenspannungsfeldern

Die Auslegung nach dem Versagenskriterium Rissstopp setzt voraus, dass bei Betriebsbelastung ein Anriss auftreten kann. Da zudem Risse zur Umlagerung des Eigenspannungsfeldes führen können, ist die Anrisschwingenspielzahl für die Untersuchung der Eigenspannungsstabilität von Bedeutung. Diese wird hier mit Hilfe des dehnungsbasierten Kerbgrundkonzeptes nach Radaj unter Berücksichtigung des Mittelspannungseinflusses und der Kerbwirkung bestimmt, siehe Kapitel 2.4.

Als schädigende Größe der Beanspruchung wird die Hystereseschleife angesehen. Bestimmt wird diese bei Betriebsbelastung mit Hilfe einer elastischplastischen FE-Analyse. Die Abhängigkeit plastischer Verformungen von der Belastungsgeschichte bedingt die Berücksichtigung des Autofrettageprozesses. Da sich der Werkstoff 38MnVS6 zyklisch neutral verhält, siehe Bild 3.17, kann die Betriebsbeanspruchung mit nur einem Lastpfades direkt nach dem Autofrettageprozess numerisch abgebildet werden, siehe Bild 5.4. Des Weiteren kann vereinfachend das für das statische Fließverhalten angepasste Werkstoffmodell der Werkstoffvariante B1 für die autofrettierte Bauteilvariante RA1-TE herangezogen werden. In Bild 5.4 ist die sich daraus ergebende Vergleichsspannungs-Vergleichsdehnungs-Kurve beim Autofrettagedruck p_{AF} und einer Betriebsbelastung von $\Delta p_{\text{Betrieb}}/\Delta p_{D,50\%} = 100\%$ dargestellt.

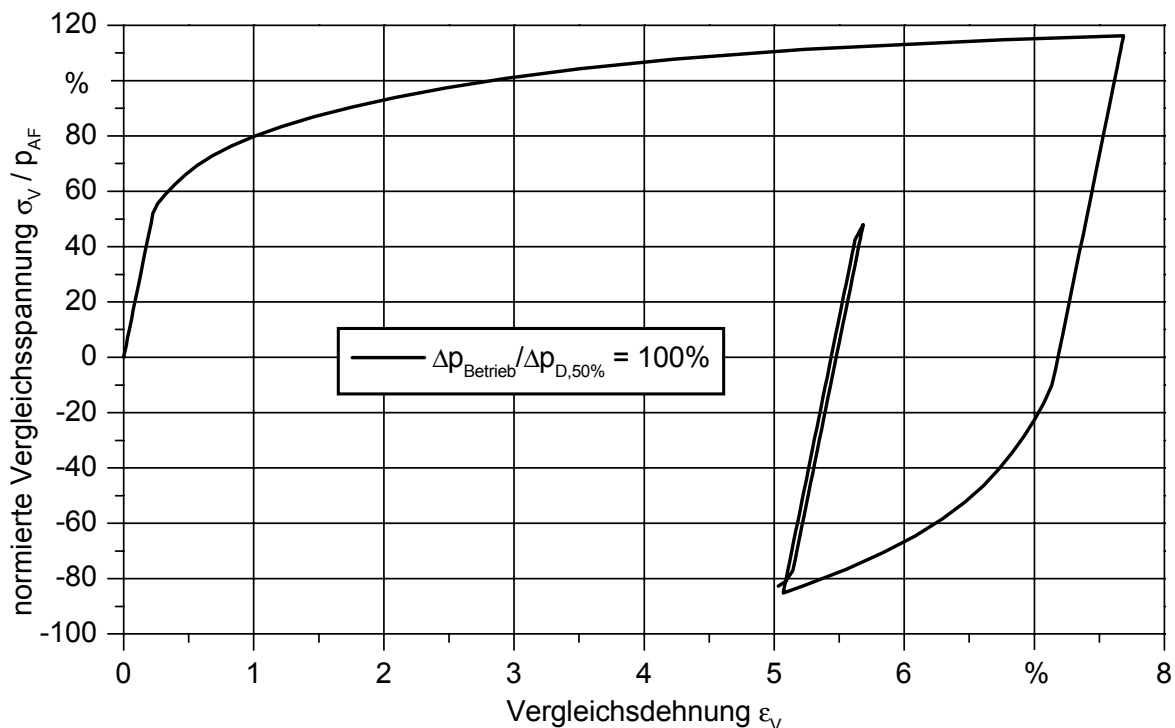


Bild 5.4: Hysterese bei Betriebsbelastung des autofrettierten Rails, 38MnVS6 B1

Zur Erfassung des Mittelspannungseinflusses wird der Schädigungsparameter P_{SWT} angesetzt. Dieser berechnet sich in Abhängigkeit von der Dehnungsamplitude ϵ_a und der Oberspannung σ_o der Hystereseschleife nach Gleichung 2.22.

Die Beanspruchbarkeit wird mit Hilfe der Schädigungsparameter-Wöhlerlinie charakterisiert. Ausgehend von den Ramberg-Osgood-Parametern der zyklisch stabilisierten Fließkurve und den Manson-Coffin-Parametern der Dehnungswöhlerlinie der Gefügevariante B1 wird diese mit Hilfe der Gleichung 2.25 berechnet. Normiert auf den Autofrettagedruck p_{AF} und der Grenzschnitzspielzahl N_G ist die Bauteil-Schädigungsparameter-Wöhlerlinie des Railabschnitts RA1 in Bild 5.5 dargestellt.

Die Kerbwirkung wird nach einem Vorschlag von Seeger in Abhängigkeit der dynamischen Stützziffer n berechnet:

$$P_{\text{SWT,Bauteil}} = n \cdot P_{\text{SWT}} \quad (5.4)$$

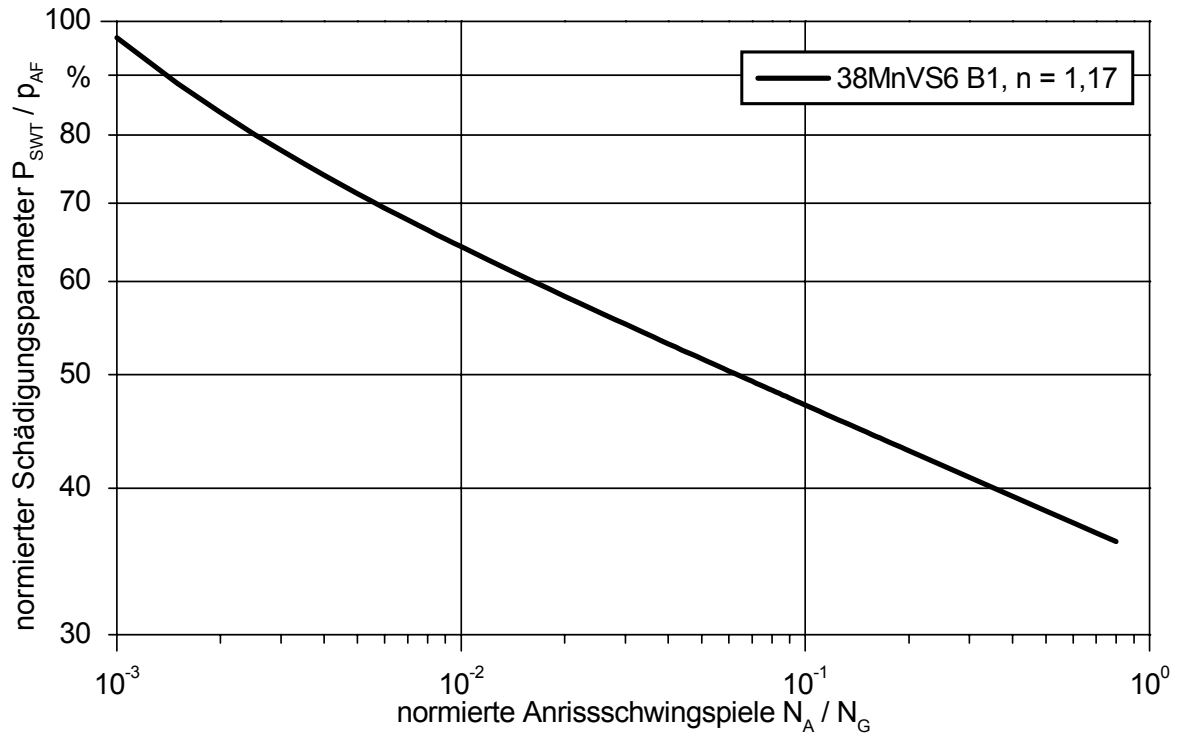


Bild 5.5: $P_{\text{SWT}}-N_A$ -Bauteil-Wöhlerdiagramm, 38MnVS6 B1

Bei einer Belastung von $\Delta p_{\text{Betrieb}} / \Delta p_{D,50\%} = 100\%$ ergibt sich eine auf die Grenzschwingspielzahl bezogene Anrisschwingspielzahl von $N_A / N_G = 1\%$. Nach rein numerischer Betrachtung tritt folglich bereits nach wenigen Schwingspielen ein ermüdungsinduzierter Anriss auf. Dies zeigen ebenfalls die Ultraschalluntersuchungen während des Pulsversuches, siehe Kapitel 4.4.

5.2 Restlebensdauerphase

Die numerischen Methoden zur lokalen schwingbruchmechanischen Bewertung des Rissfortschritts im ausgeprägten Druckeigenspannungsfeld des Railabschnitts mit komplexer Beanspruchung und komplexem Werkstoffverhalten werden in diesem Abschnitt aufgezeigt.

5.2.1 Programm zur Rissfortschrittsberechnung

Insbesondere für die Berücksichtigung der Eigenspannungsumlagerung durch den entstandenen und fortschreitenden Riss wird für die numerische Rissfortschrittssimulation ein dreidimensionales FE-Modell herangezogen. Da die Richtung der 1. Hauptspannung in der imaginären Rissebene konstant ist, wird ein

bruchmechanisches Rissfortschrittsprogramm [19] eingesetzt, welches die Simulation von ebenen Rissen in dreidimensionalen Strukturen ermöglicht. Dieses basiert auf der so genannten Crack-Block-Technik, siehe Kapitel 2.5.3, bei der die Rissmodellierung mit Hilfe einer Substruktur, dem Crack-Block, erfolgt, siehe Anhang 46. Dieser deckt den Bereich des möglichen Rissfortschritts ab. Damit ist eine, bruchmechanisch optimierte, automatische Modellierung der Rissfront möglich, wobei die Anforderungen an die Vernetzung des Uncrack-Block auf die Abbildung der Bauteilgesamtsteifigkeit beschränkt ist. Schnittstellen für benutzerdefinierte Routinen ermöglichen eine aufgabenspezifische Bauteilbewertung.

Der Ablauf des Rissfortschrittsprogramms ist schematisch in Bild 5.6 dargestellt. Vor Beginn der Rissfortschrittsberechnung müssen vom Anwender die Randbedingungen wie Bauteilgeometrie, Lage und Größe der Rissinitiierung, Belastung und Werkstoffverhalten definiert werden. Auf Basis dieser Daten wird die Rissfront in der Ebene durch Stützpunkte geometrisch modelliert und zum Crack-Block expandiert. Vernetzt wird der Crack-Block mit Hexaederelementen. Degenerierte Hexaederelemente an der Rissfront mit auf die $\frac{1}{4}$ -Position verschobenen Mittelknoten, siehe Anhang 47, beschreiben die $r^{-1/2}$ -Singularität an der Rissspitze, siehe Kapitel 2.5.3. Zur Definition des Integrationsweges von J werden um die Rissfront mehrere Elementringe generiert, deren Ausdehnung mit den geometrischen Größen a und b beschrieben wird, siehe Anhang 47. Die Anzahl der Elementringe und der Stützpunkte auf der Rissfront bestimmt die Elementgröße.

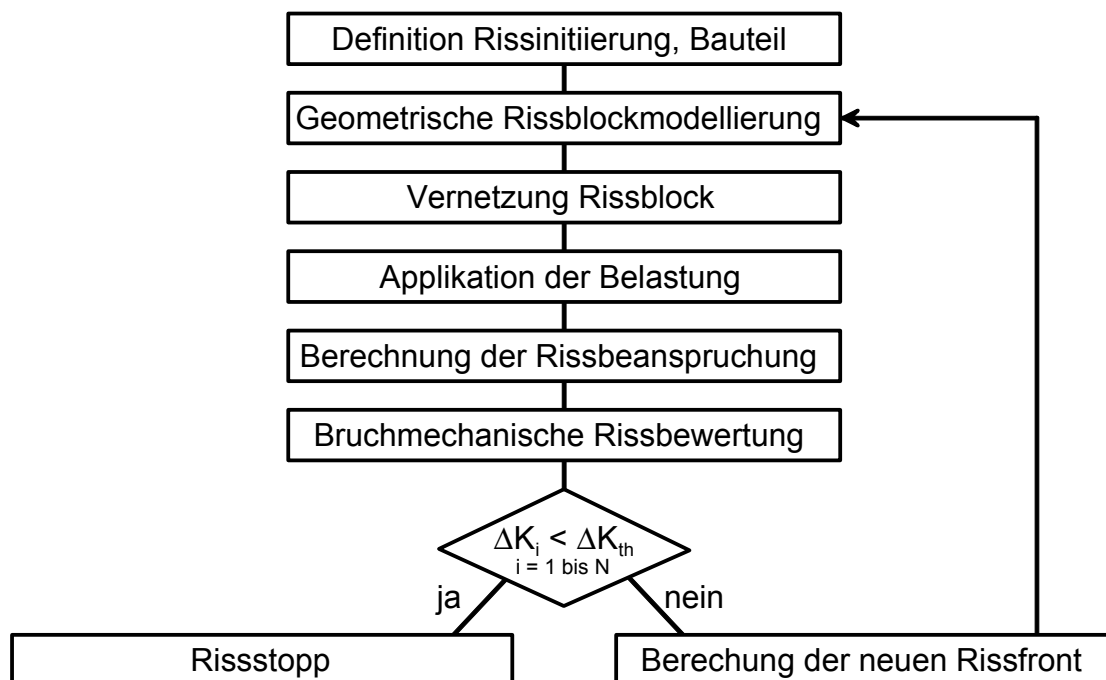


Bild 5.6: Ablaufplan des Rissfortschrittsprogramms

Bei der Applikation der Belastung werden zwei Arten unterschieden:

- Abbildung der vorliegenden äußeren und inneren Belastung,
- Applikation der Spannungen auf den Rissflanken nach dem Superpositionsprinzip.

Bei der Abbildung der vorliegenden Belastung werden sämtliche Innenoberflächen und die Rissflanken mit Innendruck beansprucht, siehe Anhang 44. An den Schnittstellen zu den Hochdruckleitungen werden entsprechende Montagekräfte appliziert. Das Eigenspannungsfeld nach der Autofrettage wird mit Hilfe einer linearen Interpolationsroutine vom ungerissenen Modell auf das Rissmodell übertragen. Dafür wird die benutzerdefinierte Subroutine `sigini` von ABAQUS verwendet. Die Wichtungsfunktionen und der Suchalgorithmus basieren darauf, dass ein im Tetraeder liegender Punkt dieses in vier Teiltetraeder zerlegt. Durch die Abbildung des gesamten Eigenspannungsfeldes im Rissmodell wird bei der FE-Analyse gleichzeitig die Eigenspannungsumlagerung durch den entstandenen Riss erfasst. Nachteilig ist jedoch der damit verbundene äußerst hohe Rechenaufwand.

Eine Methode die Rechenzeit zu minimieren bietet das Superpositionsprinzip. Nach dem Superpositionsprinzip ist der Spannungsintensitätsfaktor $K^{(III)}$ der äußeren Belastung äquivalent zu dem der Spannungsverteilung auf der Rissflanke $K^{(V)}$, siehe Anhang 48:

$$\begin{aligned} K^{(I)} = K^{(II)} = 0 &= K^{(III)} + K^{(IV)} \\ K^{(III)} = -K^{(IV)} &= K^{(V)} \end{aligned} \quad (5.5)$$

Die Spannungsverteilung auf der Rissflanke wird ebenfalls mit der oben beschriebenen Interpolationsroutine vom ungerissenen FE-Modell übertragen. Die Rissflankenbelastung eines autofrettierten Rails setzt sich dabei aus der Eigenspannungsverteilung, der Spannungsverteilung resultierend aus der Innendruckbelastung und dem auf der Rissflanke wirkenden Innendruck zusammen. Da hier das Eigenspannungsfeld nur partiell übertragen wird, kann die FE-Analyse nicht die Eigenspannungsumlagerung durch den entstandenen Riss erfassen. In diesem Fall wird diese bei der bruchmechanischen Bewertung berücksichtigt.

Die FE-Analyse des Rissmodells wird mit dem Solver von ABAQUS durchgeführt. Als Ergebnis wird im Wesentlichen neben den geometrischen Daten, die Verschiebung an den auf der $\frac{1}{4}$ -Position liegenden Knoten sowie das von ABAQUS berechnete J-Integral in Abhängigkeit vom Integrationsweg ausgewertet. Die benutzerdefinierte Subroutine zur lokalen bruchmechanischen Bewertung der Stützpunkte auf der Rissfront kann dabei wie folgt gegliedert werden:

- Berechnung von ΔK ,
- Berücksichtigung der Eigenspannungsumlagerung,
- Rissfortschrittsintegration,
- Berechnung der neuen inkrementellen Schwingspielzahl ΔN ,
- Berechnung der lokalen Rissfortschrittsinkremente Δa und
- Bestimmung des Rissfortschritts an der Bauteiloberfläche.

Die Annahme linear-elastischen Werkstoffverhaltens ermöglicht die Berechnung der Spannungsintensität K sowohl nach der Verschiebungsmethode, Gleichung 2.38, als auch mit Hilfe des J-Integrals, Gleichung 2.40. Aufgrund der höheren Genauigkeit bei gleicher Knotenanzahl, wird hier das J-Integral angewandt, um die Rechenzeit möglichst zu minimieren. Dies setzt die Bewertung der numerischen Wegabhängigkeit des J-Integrals infolge der Rissflankenbelastung bedingt durch die Innendruckbelastung und des Eigenspannungsfeldes voraus, siehe Kapitel 5.2.2. Mit Hilfe der FE-Analyse wird die maximale Belastung abgebildet. Da K_{\min} im Druckeigenspannungsfeld definitionsgemäß Null ist, ist damit auch ΔK bestimmt.

Die Eigenspannungsumlagerung bei der Belastung nach dem Superpositionsprinzip, wird mit Hilfe eines auf ΔK bezogenen Umlagerungssummanden je Stützstelle berücksichtigt. Umfassende FE-Analysen an der Bohrungsverschneidung mit vorliegender äußerer und innerer Belastung zeigten keinen eindeutigen Zusammenhang zwischen Risskonfiguration und Eigenspannungsumlagerung, siehe Kapitel 5.2.2. Aus diesem Grund werden regelmäßig nach einer bestimmten Anzahl von Rissfortschrittsberechnungen mit dem Superpositionsprinzip, FE-Analysen mit vorliegender äußerer und innerer Belastung durchgeführt, um die lokalen Umlagerungssummanden abschnittsweise zu bestimmen.

Risstopp tritt ein, falls die Spannungsintensitätsschwingbreite ΔK an jedem Stützpunkt entlang der Rissfront kleiner dem Schwellenwert ΔK_{th} ist. Ist dies nicht der Fall, wird unter der Voraussetzung einer konstanten Schwingspielzahl eine neue Rissfront berechnet, siehe Bild 5.7. Das Schwingzahlinkrement ΔN zwischen der aktuellen und der neuen Rissfront wird an dem Stützpunkt mit ΔK_{\max} und einen vom Anwender vorgegebenen maximalen Rissfortschrittsinkrement Δa_{\max} berechnet. Anschließend werden in Abhängigkeit von ΔN und der lokalen Spannungsintensitätsschwingbreite ΔK_i die lokalen Rissfortschrittsinkremente Δa_i bestimmt.

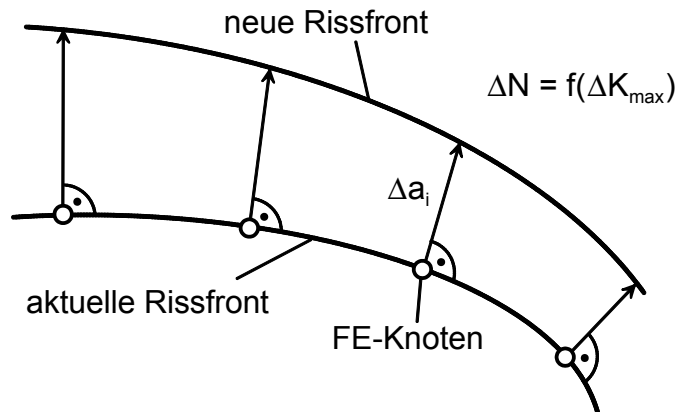


Bild 5.7: Berechnung der lokalen Rissfortschrittsinkremente Δa_i

Die Berechnung von ΔN bzw. Δa für ein gegebenes ΔK erfordert die Integration der Rissfortschrittskurve. Diese wird tabellenförmig abschnittsweise an das Werkstoffverhalten angepasst, siehe Kapitel 5.2.2. Die Rissfortschrittsrate zwischen den Stützpunkten wird mit Hilfe der Paris-Erdogan-Gleichung 2.30 bestimmt. Mit der linearen Annahme,

$$\Delta K = b_1 \cdot a + b_2 \quad (5.6)$$

kann die Paris-Erdogan-Gleichung explizit integriert werden, siehe **Bild 5.8:**

$$\Delta N = \frac{1}{C \cdot b_1 \cdot (1-m)} \cdot (\Delta K_2^{(1-m)} - \Delta K_1^{(1-m)}) \quad m \neq 1$$

$$\Delta N = \frac{1}{C \cdot b_1} \cdot \ln\left(\frac{\Delta K_2}{\Delta K_1}\right) \quad m = 1 \quad (5.7)$$

Der lineare Zusammenhang zwischen ΔK und a ermöglicht des Weiteren die analytische Auflösung der Gleichung 5.7 nach Δa .

Für die Integration der Rissfortschrittskurve nach Gleichung 5.7 müssen die Integrationsgrenzen bestimmt werden. Die Grenzen ΔK_1 , N_1 und a_1 sind aus der FE-Analyse bekannt. N_2 bzw. a_2 der neuen Rissfront ist entsprechend der oben beschriebenen Vorgehensweise gegeben. ΔK_2 der neuen Rissfront wird aus der vorhergehenden und der aktuellen Rissfront nach Gleichung 5.6 näherungsweise extrapoliert. Nach der FE-Analyse mit der neuen Rissfront wird mit dem numerisch bestimmten ΔK_2 die lokale Position der Stützpunkte bzw. Δa_i korrigiert. Aus Gründen der numerischen Stabilität wird die FE-Analyse für diese Risskonfiguration wiederholt, falls die Korrektur von Δa_i an einer Stützstelle einen vom Anwender definierten Grenzwert überschreitet.

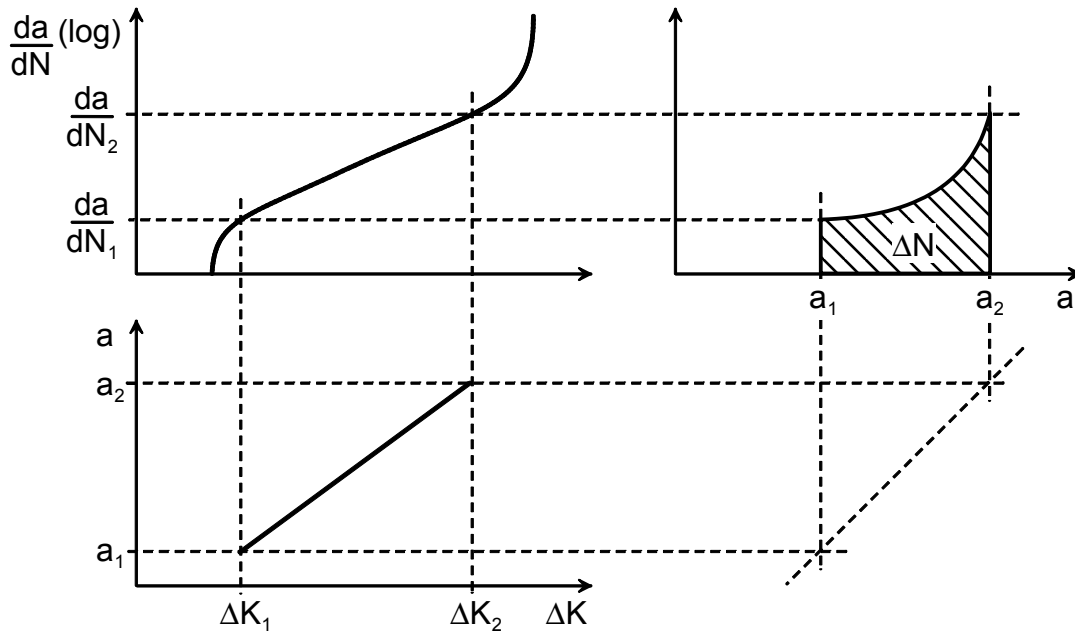


Bild 5.8: Integration der Rissfortschrittskurve schematisch

Bei der numerischen Bestimmung von K mit dreidimensionalen FE-Modellen ist zu beachten, dass die Singularität an der Risspitze am Schnittpunkt Rissfront Bauteiloberfläche nicht proportional zu $r^{-1/2}$ ist. Aus diesem Grund wird an der Bauteiloberfläche nicht ΔK für die neue Rissfrontposition herangezogen, sondern, nach einem Ansatz von Dimitrov [149], der Winkel zwischen Rissfront und Bauteiloberfläche in Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit vorgegeben. Die Position der neuen Stützstellen ist die Basis für die automatische Erstellung eines neuen Rissmodells mit fortgeschrittenem Riss.

5.2.2 Rissfortschrittsuntersuchung mit Hilfe von FE-Methoden an der Bohrungsverschneidung

In diesem Abschnitt sollen anhand beispielhafter Ergebnisse der Rissfortschrittssimulation an der Bohrungsverschneidung die numerischen Methoden näher betrachtet werden.

Die Genauigkeit der Interpolationsroutine zur Applikation der Belastung ist noch vor der Durchführung der bruchmechanischen FE-Analyse für die Bauteilauslegung entscheidend. Zur Verifikation der Interpolationsroutine sind in **Bild 5.9** normierte Eigenstressverläufe über dem normierten Randabstand von der FE-Analyse des Autofrettageprozesses denen mit Hilfe der Interpolationsroutine auf das Rissmodell übertragenen gegenübergestellt. Die Tangentialspannungen der imaginären Rissebene in Abhängigkeit vom Winkel φ , siehe Anhang 26, basieren auf dem elastisch-plastischen Werkstoffverhalten der Gefügevariante A1.

Wie in Bild 5.9 zu erkennen ist, stimmen die Eigenspannungen der FE-Analyse und die der Interpolation sehr gut überein. Die Abweichungen nahe der Bauteiloberfläche sind auf die unterschiedliche Modellierung der Bohrungsverschneidungskante zurückzuführen, siehe Bild 4.5 und Anhang 46. Demnach ist die Interpolationsroutine sehr gut geeignet, um das Eigenspannungsfeld bzw. die Rissflankenbelastung zu applizieren.

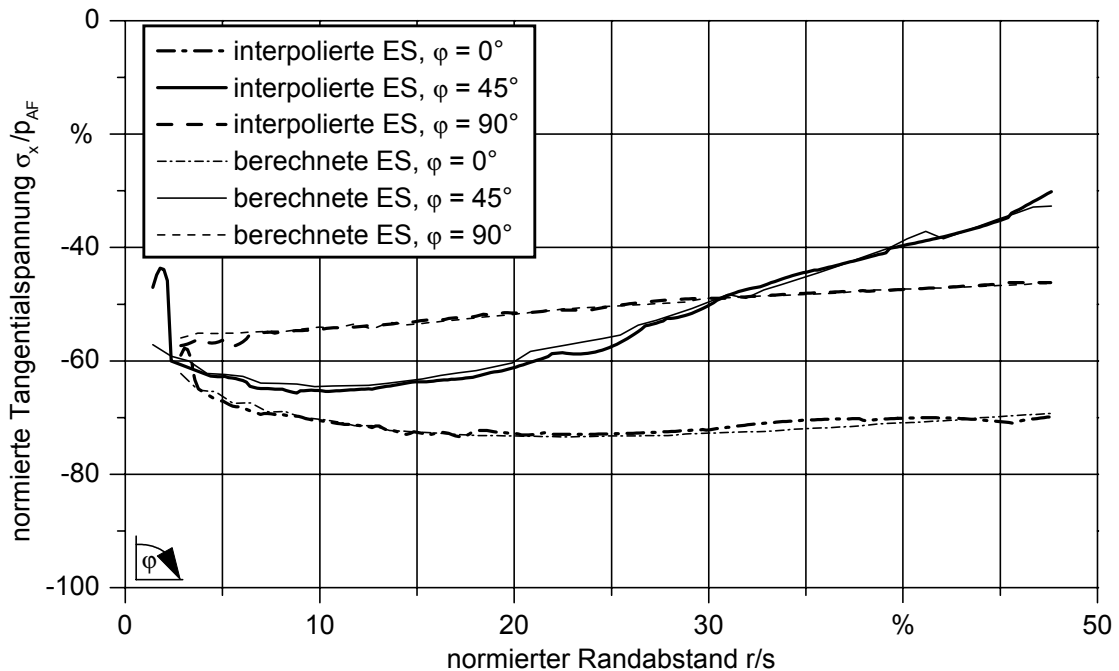


Bild 5.9: Vergleich zwischen interpolierten und berechneten Eigenspannungen in der Rissebene, 38MnVS6, A1

Um den Einfluss der Berechnungsmethode bei der Ermittlung des Spannungsintensitätsfaktors K zu untersuchen, ist in [Bild 5.10](#) der auf den Autofrettagedruck normierte Spannungsintensitätsfaktor K/p_{AF} bei Maximallast entlang der Rissfront, in Abhängigkeit vom Winkel φ , aufgetragen. Das rissbehaftete FE-Modell ist mit einem normierten Innendruck von $\Delta p/p_{AF} = 32,5\%$ und einem Druckeigenspannungsfeld basierend auf der Gefügevariante A1 belastet. Nach der Verschiebungsmethode, Gleichung 2.38, wurde K in Abhängigkeit von der Verschiebung am Mittelknoten des degenerierten Hexaederelements auf der $1/4$ -Position bestimmt. Für die Berechnung von K mit Hilfe des J-Integrals wurde dieses mit zunehmendem Rissfrontabstand am 3., 6. und 9. Ring um die Rissfront herangezogen. Damit kann zusätzlich eine numerische Wegabhängigkeit erfasst werden.

In [Bild 5.10](#) ist zu erkennen, dass K nach dem J-Integral geringfügig größer ist, als nach der Verschiebungsmethode. An den Schnittpunkten der Rissfront mit der Bauteiloberfläche, $\varphi = 0^\circ$ und $\varphi = 90^\circ$ liegt eine große Diskrepanz zwischen der Ver-

schiebungsmethode und dem J-Integral vor. Dies ist auf die Form der Singularität an der Bauteiloberfläche zurück zu führen und wird mit Hilfe eines Ansatzes nach Dimitrov separat bewertet, siehe Kapitel 5.2.1. Im Bauteilinneren steigt das J-Integral mit zunehmendem Rissfrontabstand an, siehe Bild 5.10. Die Rissflankenbelastung in Kombination mit dem ausgeprägten Druckeigenstressfeld führt folglich zu einer numerischen Wegabhängigkeit des J-Integrals, da die inneren Spannungen nicht Null sind. Um diese Abhängigkeit näher zu betrachten wird das normierte J-Integral J/p_{AF} über dem normierten Rissfrontabstand r_F/s für den ersten bis zum 12. Ring um die Rissfront an der Stützstelle $\varphi = 45^\circ$ aufgetragen, siehe Bild 5.11.

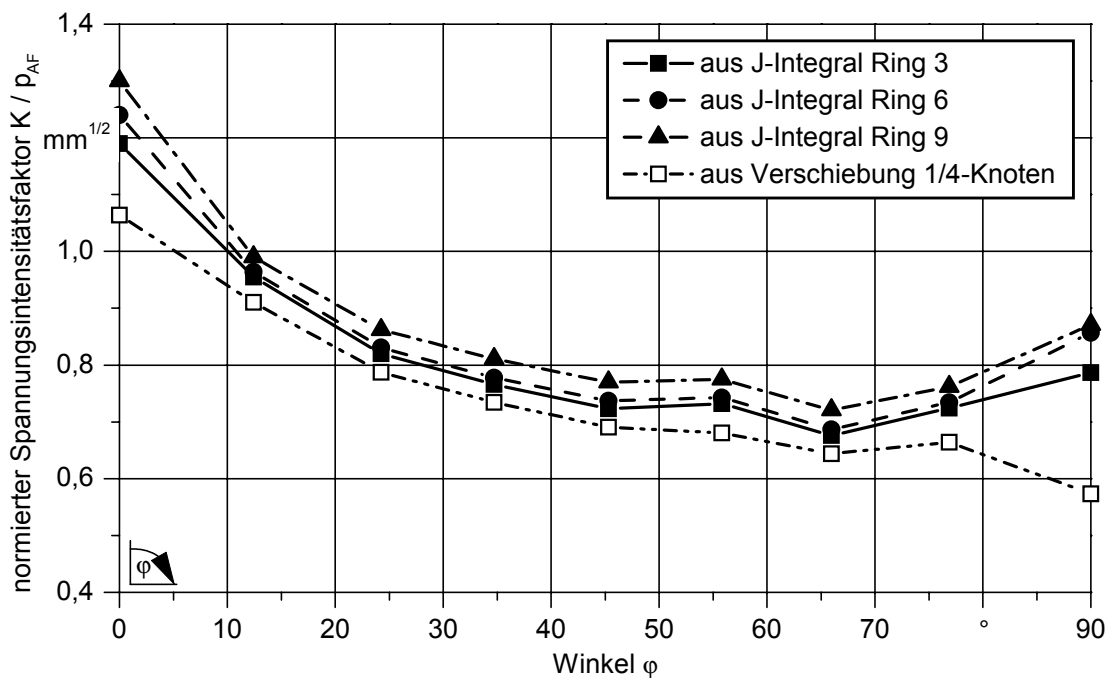


Bild 5.10: Vergleich K-Berechnungsmethoden, $\Delta p / p_{AF} = 32,5\%$, 38MnVS6, A1

Bei Innendruckbelastung inklusive Rissflankenbelastung ohne Eigenstressfeld ist das J-Integral ab dem 2. Ring unabhängig vom Integrationsweg, siehe Bild 5.11. In Kombination mit einem ausgeprägten Druckeigenstressfeld ist jedoch eine deutliche Abhängigkeit des J-Integrals vom Integrationsweg zu erkennen. Zwischen Ring 2 und Ring 6 liegt ein linearer Anstieg des J-Integrals vor, der anschließend mit größerer werdender Steigung zunimmt, siehe Bild 5.11. Der geringe Wert am ersten Ring ist durch die ungenügende Abbildung der Singularität im ersten Element an der Rissfront erklärbar. Im Fernfeld ab Ring 6 wird die Singularität von den Spannungen der äußeren Belastung überlagert. Im Nahfeld wirkt die Singularität, jedoch steigt J aufgrund der numerischen Wegabhängigkeit mit zunehmendem Rissfrontabstand an. Das vom Weg unabhängige J-Integral bei der vorliegenden Rissbelastung läge bei einem Rissfrontabstand von $r_F = 0$. Hier ist jedoch die FE-Analyse zu ungenau. Aus diesem Grund werden die Werte im Nahfeld auf $r_F = 0$ extrapoliert, um das J-Integral

für die vorliegende Belastung zu bestimmen. Dieses ist geringer als das des 3. Ringes und entspricht näherungsweise dem der Verschiebungsmethode, siehe Bild 5.10.

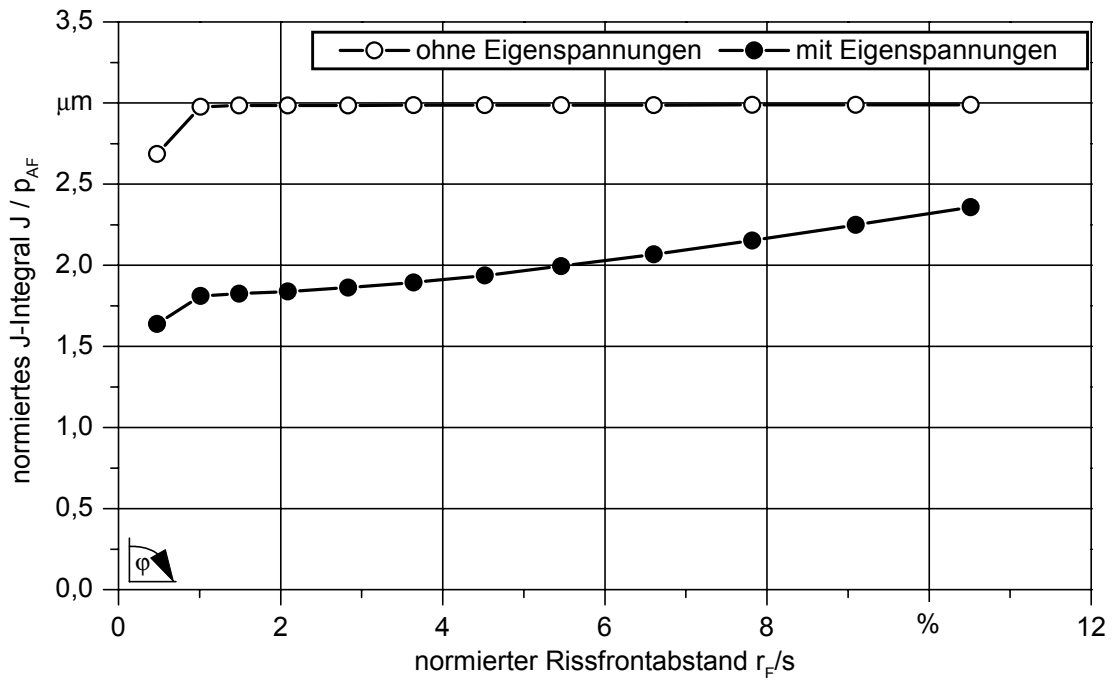


Bild 5.11: numerische Wegabhängigkeit des J-Integrals, $\varphi = 45^\circ$, $\Delta p/p_{AF} = 32,5\%$, 38MnVS6, A1

Die numerische Wegabhängigkeit des J-Integrals ist auf die inneren Spannungen des Druckeigenspannungsfeldes zurück zu führen, kann jedoch mit Hilfe der Extrapolation des J-Integrals auf den Rissfrontabstand Null bei der Bestimmung von K berücksichtigt werden. Da das J-Integral eine gröber Vernetzung der Rissfront bzw. geringere Rechenzeiten ermöglicht wird dieses bei den numerischen Rissfortschrittsuntersuchungen dieser Arbeit bevorzugt.

Zur Klärung inwieweit ein Initiation bzw. ein Fortschreiten des Risses die Druckeigenspannungen bei geöffnetem Riss umlagern bzw. zur Bestimmung der Umlagerungssummanden für die Belastungsapplikation nach dem Superpositionsprinzip, siehe Kapitel 5.2.1, wird der normierte Spannungsintensitätsfaktor K/p_{AF} über der Rissfront mit und ohne Berücksichtigung der Gleichgewichtsbedingungen betrachtet, siehe Bild 5.12. In Bild 5.12 wurde der zyklische Anteil der Innendruckbelastung differenziert, um die Eigenspannungsumlagerung, welche unabhängig von der Innendruckbelastung ist, explizit darzustellen. Damit ergeben sich rein rechnerisch negative Spannungsintensitätsfaktoren. Für die Berechnung von K mit Berücksichtigung der Gleichgewichtsbedingungen wurde eine dreidimensionale FE-Analyse mit vorliegen-

den äußerer und innerer Belastung durchgeführt, für die ohne Berücksichtigung der Gleichgewichtsbedingungen eine mit Hilfe des Superpositionsprinzips.

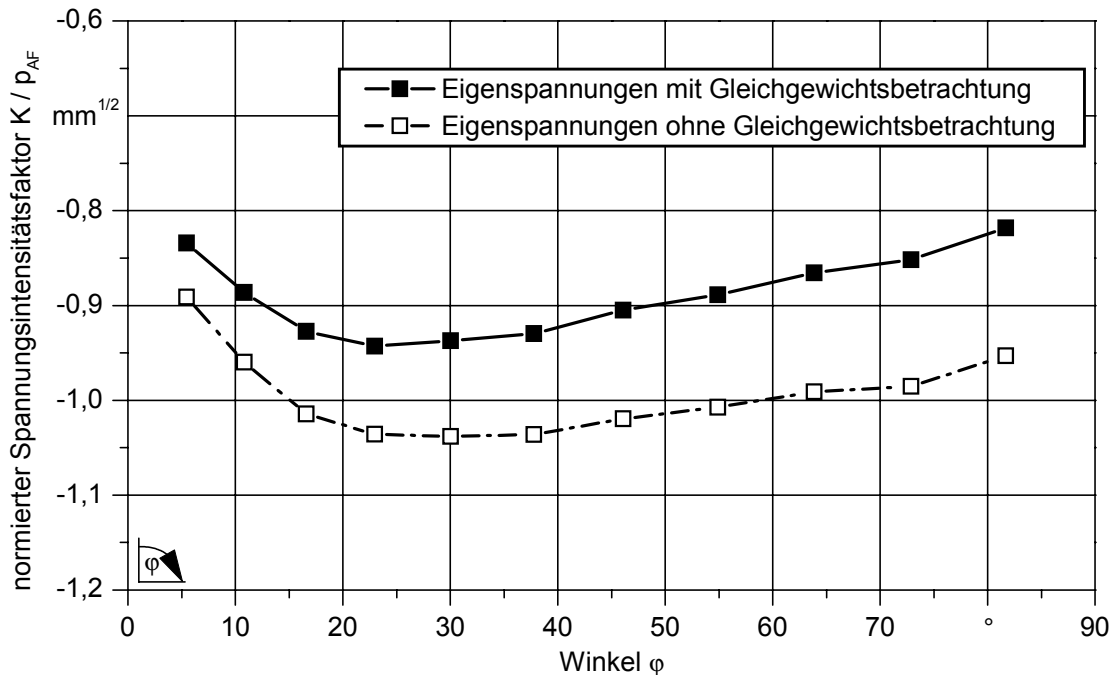


Bild 5.12: Einfluss der Eigenspannungsumlagerung auf K , p_{AF} , 38MnVS6 B1, $\bar{a}/s = 14\%$

Wie in Bild 5.12 zu erkennen ist, werden die Eigenspannungen bei einer normierten mittleren Risslänge von $\bar{a}/s = 14\%$ signifikant umgelagert. Eine Vernachlässigung dieses Effektes würde demnach zu deutlichen nicht konservativen Ergebnissen führen. Die Variation der Eigenspannungsumlagerung über der Rissfront erfordert einen Umlagerungssummanden je Stützstelle, welcher sich aus der Differenz der beiden Kurven ergibt. Umfangreiche Untersuchungen zeigten, dass zwischen der Risskonfiguration, wie Risslänge und -form, und den Umlagerungssummanden keine analytischen Zusammenhänge erkennbar sind. Folglich ist für jede Rissfortschrittsuntersuchung die in Kapitel 5.2.1 beschriebene aufwendige Vorgehensweise mit Interpolation des ausgeprägten Druckeigenspannungsfeldes auf die dreidimensionale Struktur des Rissmodells notwendig.

Die Beanspruchbarkeit wird in der Bruchmechanik mit Hilfe der vom Spannungsverhältnis R abhängigen Rissfortschrittskurve charakterisiert. Für die Bewertung des Rissstopps ist insbesondere der Schwellenwert ΔK_{th} und der schwellenwertnahe Rissfortschrittsbereich von Interesse. Der Werkstoff 38MnVS6 weist bei den bei Betriebsbelastung im Druckeigenspannungsfeld vorliegenden hohen negativen Spannungsverhältnissen ein Absinken der Schwellenwerte auf niedrige Werte auf, siehe Kapitel 3.6. Mit Hilfe des Ansatzes nach Döker könnte ΔK_{th} in Abhängigkeit von R

beschrieben werden, nicht jedoch das schwellenwertnahe Rissfortschrittsverhalten. Da der Schwellenwert bei hohen negativen R-Werten nur geringfügig vom effektiven Schwellenwert bei $R = 0,05$ abweicht, wird vereinfachend die effektive Rissfortschrittsschrittsskurve für die Simulation des Rissfortschritts im Druckeigen Spannungsfeld herangezogen, siehe Bild 5.13. Die effektiven Werte basieren dabei auf Riss schließmessungen, siehe Bild 3.19. Für die Rissfortschrittssimulation wird die effektive Rissfortschrittsschrittsskurve tabellarisch vorgegeben und abschnittsweise mit Hilfe der Paris-Erdogan-Gleichung 2.30 beschrieben.

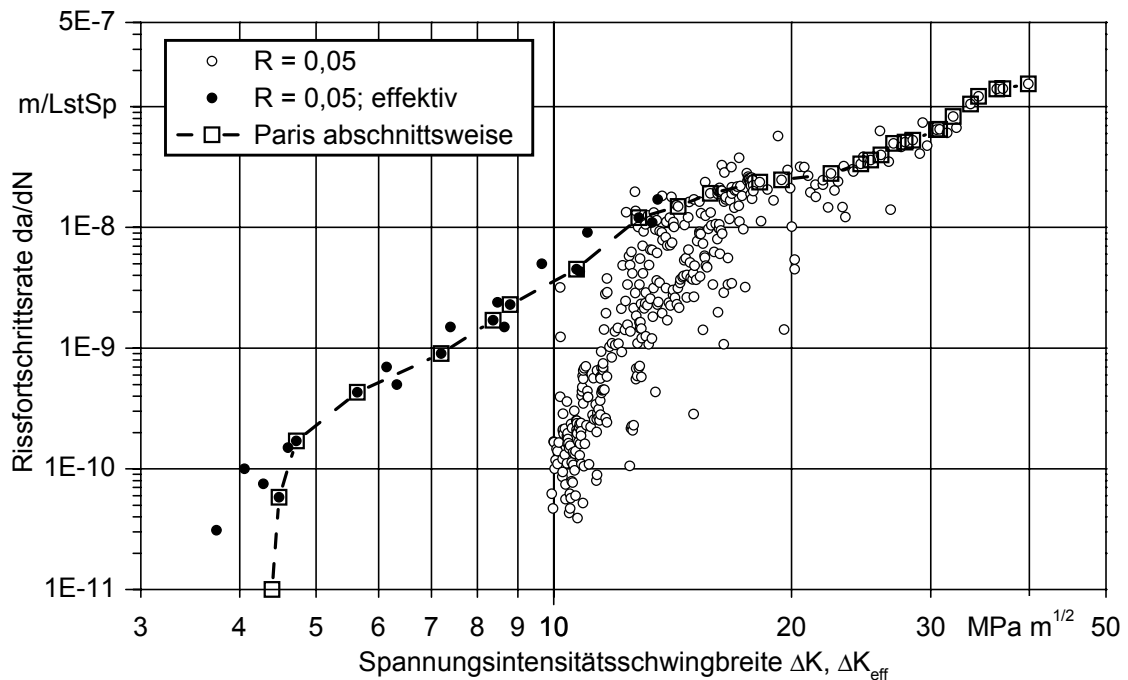


Bild 5.13: Rissfortschrittsschrittsskurve für die Rissfortschrittssimulation, 38MnVS6 B1

In Bild 5.14 ist exemplarisch das Ergebnis einer numerischen Rissfortschrittsschrittssanalyse im Bereich der Bohrungsverschneidung des Rails im ausgeprägten Druckeigen Spannungsfeld mit einer Innendruckbelastung von $\Delta p/p_{D,50\%} = 91\%$ bezogen auf die Dauerfestigkeit mit 50% Ausfallwahrscheinlichkeit der autofrettierten Railvariante RA1 dargestellt. Das numerisch bestimmte Druckeigen Spannungsfeld basiert auf dem Werkstoffverhalten der Gefügevariante B1. Zur Darstellung der lokalen Rissfortschrittsschrittssraten und der Ausbildung des Risses im Druckeigen Spannungsfeld sind ausgehend vom initiierten Riss, Fronten mit gleichem Abstand bzgl. der Schwingzahl $\Delta N/N_G = 10\%$ dargestellt. Für die grafische Bewertung der Rissfortschrittsschrittssverzögerung bis zum Rissstopps ist die Darstellung der normierten mittleren Risslänge \bar{a}/s über der normierten Schwingzahl $\Delta N/N_G$ in logarithmischer Skalierung als globale Rissfortschrittsschrittssrate eher geeignet, siehe Bild 5.14.

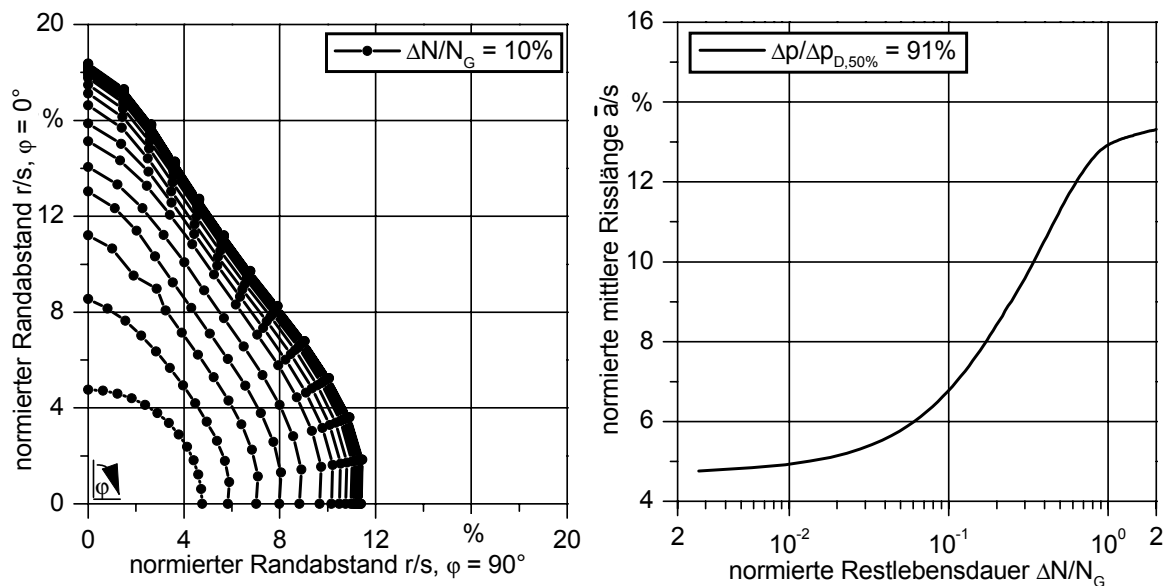


Bild 5.14: Ergebnis der numerischen Rissfortschrittsanalyse im ausgeprägten Druckeigenstressfeld $\Delta p/\Delta p_{D,50\%} = 91\%$, p_{AF} , 38MnVS6 B1

Wie am s-förmigen Verlauf von \bar{a}/s über $\Delta N/N_G$ und der kürzer werdenden Abstände der Rissfronten mit zunehmendem Rissfortschritt zu erkennen ist, wird nach anfänglich hoher Rissfortschrittsrate der Rissfortschritt im Druckeigenstressfeld bis hin zum Risstopp verzögert, siehe Bild 5.14. Der Gradient der Spannungsschwingbreite und der Druckeigenstressungen entlang der Bohrungsoberflächen, ausgehend von der Verschneidung, ist äußerst gering. Folglich ist die lokale Rissfortschrittsrate an den Bauteilrändern größer als im Bauteilinneren. Der Rissfortschritt wird demnach zunächst im Bauteilinneren durch die Abnahme der zyklischen Beanspruchung in Kombination mit hohen Druckeigenstressungen verzögert. Erst die sich ausbildende typische nahezu konvexe Rissfront reduziert durch den vom gesamten Riss bestimmten lokalen Geometriefaktor der Spannungsintensität K auch das lokale Rissfortschreiten am Bauteilrand bis ΔK entlang der gesamten Rissfront kleiner als der Schwellenwert ΔK_{th} ist, siehe Bild 5.14. Folglich ist nach den numerischen Untersuchungen die Ausprägung und der Betrag des Druckeigenstressfeldes an der Bohrungverschneidung, erzeugt mit Hilfe der Autofrettage, ausreichend, ein durch Ermüdung induzierten und fortschreitenden Riss bei Betriebsbelastung zu stoppen.

5.2.3 Vergleich zwischen numerischer und experimenteller Rissfortschrittsuntersuchung

Die Abbildung der sich ausbildenden Rissfront im Druckeigenstressfeld und der Nachweis des Risstoppes mit der numerischen Rissfortschrittsanalyse sind für die zuverlässige Auslegung von Bauteilen mit ausgeprägten Druckeigenstressfeldern nach dem Versagenskriterium Risstopp, insbesondere bei komplexen Spannungszuständen, maßgebend. Zur Verifikation der numerischen Rissfortschrittsuntersu-

chung werden diese mit Ergebnissen aus dem Wöhlerversuch der autofrettierten Railvariante RA1 verglichen. Ein Durchläufer belastet mit einem Innendruck von $\Delta p/\Delta p_{D,50\%} = 98\%$ wurde nach dem Wöhlerversuch an der angerissenen Bohrungsverschneidungen aufgetrennt, siehe Bild 5.15. An der Bruchfläche kann deutlich die Schwingbruchfläche von der beim Auftrennen entstandenen Gewaltbruchfläche unterschieden werden. Ein Vergleich mit den numerisch bestimmten Rissfortschrittsberechnungen im Druckeigenstressfeld zeigt bei einer Innendruckbelastung von $\Delta p/\Delta p_{D,50\%} = 95\%$ die größte Übereinstimmung. Das numerisch bestimmte Druckeigenstressfeld basiert dabei auf dem Werkstoffverhalten der Gefügevariante B1.

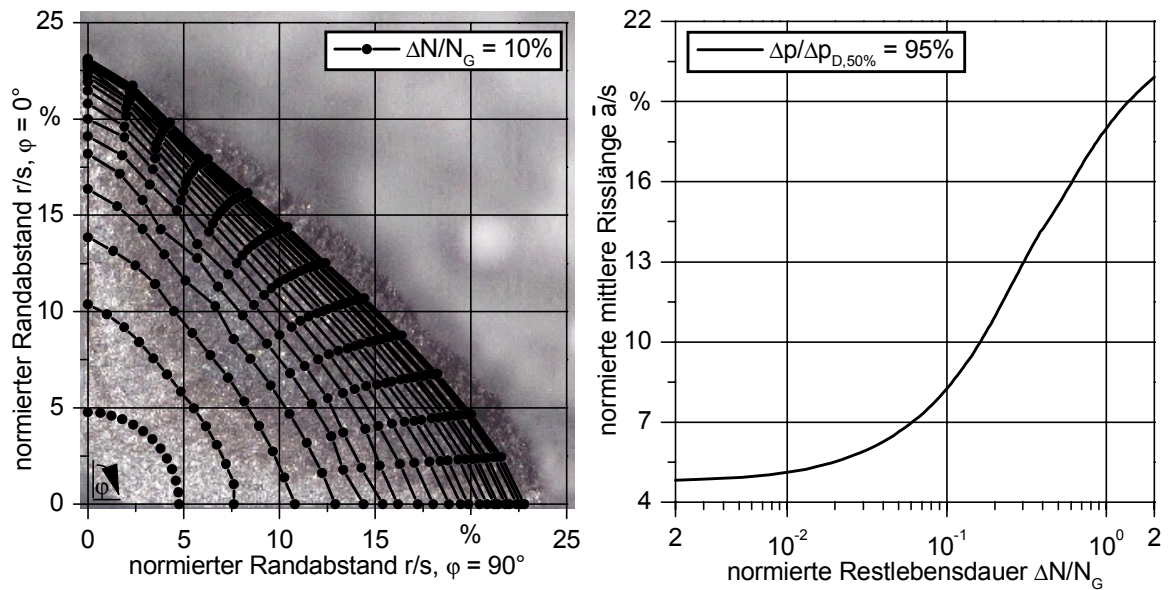


Bild 5.15: Vergleich experimenteller und numerischer Rissfront im ausgeprägten Druckeigenstressfeld, RA1, p_{AF} , 38MnVS6 B1

Bei der Belastung $\Delta p/\Delta p_{D,50\%} = 95\%$ wird nach den numerischen Untersuchung der Rissfortschritt deutlich verzögert, jedoch nicht gestoppt. Der numerisch bestimmte Verlauf der Rissfront bei $\Delta N = 2 \cdot N_G$ stimmt jedoch sehr gut mit dem sich experimentell ausgebildeten überein, siehe Bild 5.15. Obwohl die Zeit bei der dauerfesten Auslegung von untergeordneter Bedeutung ist, kann bei einem Faktor von 2 in Lebensdauerumrichtung von einer guten Vorhersagegenauigkeit ausgegangen werden.

Zur Bestimmung der numerischen Dauerfestigkeit wird iterativ bei verschiedenen Innendruckbelastungen eine Rissfortschrittsuntersuchung durchgeführt. Bei einer kleinsten Schrittweite von $\Delta \Delta p/\Delta p_{D,50\%} = 2\%$ tritt nach den numerischen Untersuchungen bei einer Innendruckbelastung von $\Delta p/\Delta p_{D,50\%} = 93\%$ Rissstopp auf, siehe Bild 5.16. Der Verlauf der Rissfront entspricht dabei der in Bild 5.15.

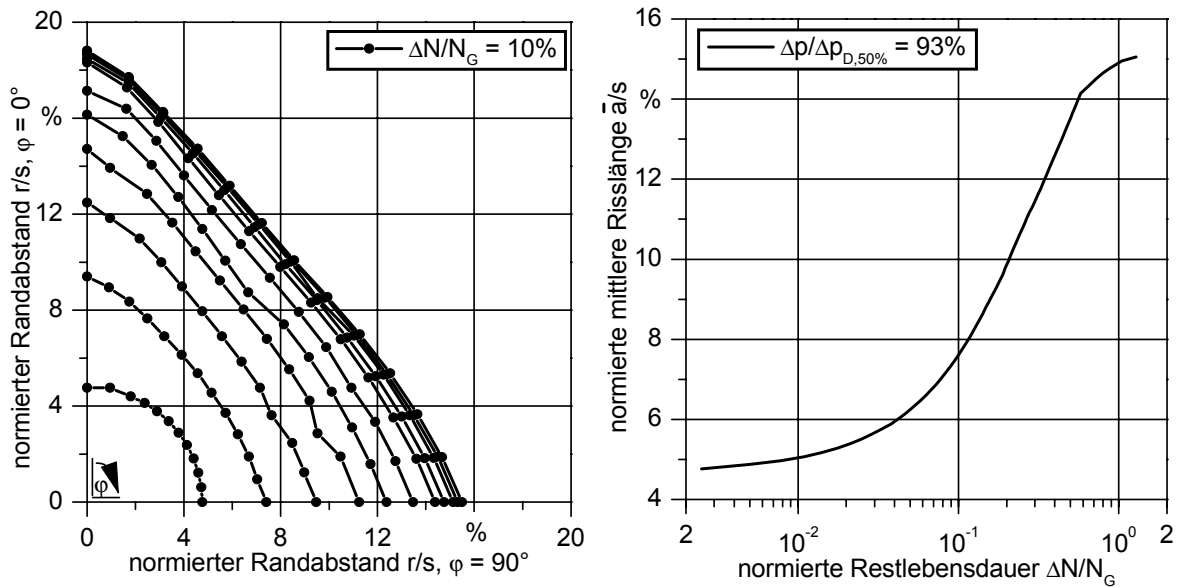


Bild 5.16: numerisch ermittelte Dauerfestigkeit nach dem Versagenskriterium Rissstopp, $\Delta p/\Delta p_{D,50\%} = 93\%$, p_{AF} , 38MnVS6 B1

Folglich ermöglicht die numerische Analyse von der Eigenspannungseinbringung mit der Autofrettage über der Rissinitiierung, dem –fortschritt bis hin zum Rissstopp basierend auf Werkstoffkennwerten, eine Vorhersage der Dauerfestigkeit nach dem Versagenskriterium Rissstopp mit einer Genauigkeit kleiner 10% und konservativ im Vergleich zum experimentell bestimmten Bauteilverhalten. Insbesondere die dreidimensionale Struktur der FE-Analyse bildet hierbei den komplexen Spannungszustand an der Bohrungsverschneidung sehr gut ab und ermöglicht die Berücksichtigung der Eigenspannungsumlagerung durch die Veränderung der Gleichgewichtsbedingungen infolge des initiierten und fortschreitenden Risses. Demnach kann mit Hilfe der numerischen Methoden der Rissstopp im ausgeprägten Druckeigenspannungsfeld zuverlässig nachgewiesen werden. Für die dauerhafteste Auslegung von Bauteilen mit ausgeprägten Druckeigenspannungsfeldern nach dem Versagenskriterium Rissstopp steht damit ein geschlossenes Konzept zur Verfügung.

Literatur

- [1] Krieger, K.: Diesel-Einspritztechnik für Pkw-Motoren
MTZ Motortechnische Zeitschrift 6, S. 308-313, 1999
- [2] Roos, E. und Griesinger, H.: Rissstoppuntersuchungen an rotierenden
Scheiben
11. MPA-Seminar. Sicherheit und Verfügbarkeit in der Anlagentechnik. MPA
Stuttgart, Band 1, S. 1-21, 1985
- [3] Vöhringer, O.: Abbau von Eigenspannungen
In: Hauk, V.; Macherauch, E. (Hrsg.): Eigenspannung – Entstehung –
Messung – Bewertung, DGM-Informationsgesellschaft, Oberursel, S. 49-83,
1983
- [4] Roos, E. und König, G. et. al.: Bruchmechanikanalyse des
Reaktordruckbehälters mit Berücksichtigung der Eigenspannungen. Teil 1:
Eigenspannungsverteilung, Charakterisierung der Werkstoffeigenschaften,
Berechnung
VGB PowerTech, Band 81, Heft 7, S. 78-84, 2001
- [5] Roos, E. und König, G. et. al.: Bruchmechanikanalyse des
Reaktordruckbehälters mit Berücksichtigung der Eigenspannungen. Teil 2:
Beanspruchungsanalyse, Integritätsbewertung und experimentelle
Untersuchungen
VGB PowerTech, Band 81, Heft 8, S. 91-99, 2001
- [6] Macherauch, M.; Wohlfahrt, H.; Schreiber, R. et. al.: Verbesserung der
Bauteileigenschaft durch Strahlen
Umformtechnisches Kolloquium, Hannover, HFF-Bericht 6, 1980
- [7] Kloos, K.H. und Adelman, J.: Schwingfestigkeitssteigerung durch
Festwalzen
Mat-wiss. U. Werkstofftech., 19, S. 15-29, 1988
- [8] Morrison, J.L.M.; Crossland, B. und Parry, J.S.C.: Strength of Thick
Cylinders Subjected to Repeated Internal Pressures
Proc. Inst. Mech. Engrs., Vol. 174, S. 95, 1960

- [9] Schulze, V.: Die Auswirkung kugelgestrahlter Randschichten auf das quasistatische sowie ein- und zweistufige zyklische Verformungsverhalten von vergütetem 42 CrMo 4
Dissertation, Universität Karlsruhe (TH), 1993
- [10] Richter, C.: Ein einheitliches Konzept der elastisch-plastischen Schwingbruchmechanik zur Beschreibung des Rissfortschritts in Eigenspannungsfeldern – Lebensdauerberechnung festgewalzter Bauteile -
Dissertation, Technische Universität Darmstadt, 2001
- [11] Schaal, R.: Berechnung der Dauerfestigkeit festgewalzter Bauteile durch FEM-Festwalzsimulation und Methoden der linear-elastischen Bruchmechanik
Dissertation, Technische Universität Darmstadt, In: Berger, C. (Hrsg.): Berichte aus der Werkstofftechnik, Band 1, 2002
- [12] Seeger, T. und Schön, M. et. al.: Autofrettage I – Dauerfestigkeitssteigerung durch Autofrettage
Forschungsvereinigung Verbrennungskraftmaschinen, Heft 550, Vorhaben Nr. 478, 1994
- [13] Seeger, T. und Greuling, S. et. al.: Autofrettage II – Dauerfestigkeitssteigerung durch Autofrettage II
Forschungsvereinigung Verbrennungskraftmaschinen, Heft 704, Vorhaben Nr. 671, 2001
- [14] Bauschinger, J.: Über die Veränderung der Elastizitätsgrenze und der Festigkeit des Eisens und Stahls durch Strecken und Quetschen, durch Erwärmen und Abkühlen und durch oftmals wiederholte Beanspruchung
Mitt. Mech.-Techn. lab. K. TH München 13, S. 266-274, 1886
- [15] Armstrong, P.J. and Frederick, C.O.: A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect
C.E.G.B report RD/B/N 731, 1966
- [16] Lemaitre, J. and Chaboche, J.-L.: Mechanics of solid materials
Cambridge University Press, 1990
- [17] Seeger, T.: Werkstoffmechanisches Konzept der Dauer- und Zeitfestigkeit
Dauerfestigkeit und Zeitfestigkeit – zeitgemäße Berechnungskonzepte, VDI-Vortragsreihe, Bad Soden, 1988

- [18] Sonsino, C.M.: Zur Bewertung des Schwingfestigkeitsverhaltens von Bauteilen mit Hilfe örtlicher Beanspruchungen
Konstruktion, 45, S. 25-33, 1993
- [19] Lin, X.B.: Numerical simulation of fatigue crack growth
PhD thesis, The University of Sheffield, 1994
- [20] Roos, E. und Maile, K.: Werkstoffkunde für Ingenieure: Grundlagen, Anwendung, Prüfung
Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, 2002
- [21] Bleck, W. (Hrsg.): Werkstoffprüfung in Studium und Praxis
Aachen: Mainz, 1999
- [22] Hall, E.O.: The deformation and ageing of mild steel: III Discussion of results
Proc. Phys. Soc. London B64, S. 747-753, 1951
- [23] Petch, N.J.: The cleavage strength of polycrystals
J. Iron Steel Inst. 174, 25., 1953
- [24] DIN EN ISO 18265: Metallische Werkstoffe – Umwertung von Härtewerten
Berlin, Beuth-Verlag, 2004
- [25] Hänel, B. et al.: Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile
Forschungskuratorium Maschinenbau, 3. Auflage, 1998
- [26] Neumann, F.E.: Die Gesetze der Doppelbrechung des Lichtes in comprimierten oder ungleichförmig erwärmten unkristallinen Körpern
Abh. d. Königl. Akademie der Wiss. aus dem Jahre 1841, zweiter Teil, Berlin, S. 1-247, 1843
- [27] Macherauch, E.; Wohlfahrt, H. und Wolfstieg, U.: Zur zweckmäßigen Definition von Eigenspannungen
Härterei – techn. Mitt. 28, S. 201-211, 1973
- [28] Macherauch, E. und Wohlfahrt, H.: Eigenspannung und Ermüdung
In: Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe. S. 237-283, Oberursel: Deutsche Gesellschaft für Metallkunde e. V., 1985
- [29] Davidson, T.E., Throop, J.F., Reiner, A.N. and Austin, B.A.: Analysis of the effect of autofrettage on the fatigue life characteristic of the 175 mm M113 gun tube
WVA Tech. Rep. 6901, 1969

- [30] Rogan, J.: Fatigue strength and mode of fracture of high pressure tubing made from low-alloy high-strength steels
Proc. 2nd Int. Conf. on High Pressure Engineering, Inst. Mech. Engrs, S. 287-295, 1975
- [31] Chakrabarty, J.: Theory of Plasticity
McGraw-Hill Book Company, 1987
- [32] Vetter, G.; Lambrecht, D. und Mischorr, G.: Zur Ermüdung dickwandiger Rohre aus weichmartensitischen und halbaustenitischen Chrom-Nickel-Stählen durch schwellenden Innendruck
3R International 31, S. 529-542, 1992
- [33] Davidson, T.E., Eisenhardt, R. and Reiner, A.N.: Fatigue Characteristics of Open-End Thick-Walled cylinders under cyclic internal pressure
Trans. ASME: J. of Basic Engineering, S. 555-565, 1963
- [34] Parry, J.S.C.: Fatigue of thick cylinders: Further practical information
Proc. Instn. Mech. Engrs., Vol. 180, Part 1, Nr. 16, 1965-66
- [35] Körner, P. und Wüstenberg, D.: Festigkeitsuntersuchungen von autofrettierten T-Stücken für hohe Drücke
Chemie Ingenieur Technik, Band 46, Heft 10, S. 459, 1974
- [36] Findley, W.N. and Reed, R.M.: Fatigue of thick-walled tubes subjected to surface treatments including plating, autofrettage and shot peening
Union Carbide Corp. Contract 511-774745-4, 1981
- [37] Mischorr, G.: Zur Ermüdung dickwandiger Rohre aus weichmartensitischen und halbaustenitischen Chrom-Nickel-Stählen durch schwellenden Innendruck
Dissertation, Universität Erlangen-Nürnberg, 1990
- [38] Donth, B.: Tieftemperatur-Aufrettage und Ermüdungsverhalten dickwandiger Rohre aus dem metastabilen austenitischen Stahl X 2 CrNi 19 11 bei schwellendem Innendruck
Dissertation, Universität Erlangen-Nürnberg, 1996
- [39] Bergmann, J.W.; Vormwald, M.; Diemar, A. und Linne, K.: Autofrettage III – Dauerfestigkeitssteigerung einsetzgehärteter Hochdruckbauteile
Forschungsvereinigung Verbrennungskraftmaschinen, Vorhaben Nr. 784, 2004

- [40] Bland, D.R.: Elastoplastic thick-walled tubes of work-hardening material subject to internal and external pressure and to temperature gradients
Journal of Mechanics and Physics of Solids, Vol. 4, S. 209-229, 1956
- [41] Chen, P.C.T. and O'Hara, G.P.: Finite element results of pressurized thick tubes based on two elastic-plastic material models
Transaction of the First Army Conference on Applied Mathematics and Computing, ARO Report 84-1, S. 535-549, 1984
- [42] Chen, P.C.T.: The Bauschinger and Hardening Effect On Residual Stresses in an Autofrettaged Thick-Walled Cylinder
J. Pressure Vessel Technology, Trans. ASME, 108(1), S. 108-112, 1986
- [43] Parker, A.P.; Underwood, J.H. and Kendall, D.P.: Bauschinger Effect Design Procedures for Autofrettaged Tubes Including Material Removal and Sachs' Method
J. Pressure Vessel Technology, Trans. ASME, 121, S. 430-437, 1999
- [44] Badr, E.A.; Sorem, J.R. and Tiptan, S.M.: Residual Stress Estimation in Crossbores with Bauschinger Effect Inclusion Using FEM and Strain Energy Density
J. Pressure Vessel Technology, Trans. ASME, 121, S. 358-363, 1999
- [45] Radaj, D.: Ermüdungsfestigkeit – Grundlagen für Leichtbau, Maschinen- und Stahlbau
Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, 1995
- [46] Seeger, T.: Stahlhandbuch – Band 1 Teil B – Grundlagen für Betriebsfestigkeitsnachweise
Stahlbau-Verlagsgesellschaft mbH, Düsseldorf, 1996
- [47] Haslam, G.H.: Fatigue of Cylinders subjected to pulsating internal pressure
Transactions of the ASME, Band 94, Heft 1, S. 284-290, 1972
- [48] Kapp, J.A. and Eisenstadt, R.: Crack growth in externally flawed, autofrettaged thick-walled cylinders and rings
Fracture Mechanics, ASTM STP 677, S. 746-756, 1979

- [49] Parker, A.P., Underwood, J.H., Throop, J.F. and Andrasic, C.P.: Stress Intensity and Fatigue Crack Growth in a Pressurized Autofrettaged thick Cylinder
Proceedings of the 14th National Symposium on Fracture Mechanics, ASTM STP 791, Vol. 1, S. 216-237, 1983
- [50] Stacey, A. and Webster, G.A.: Stress Intensity Factors Caused by Residual Stress Fields in Autofrettaged Tubing
Analytical and Experimental Methods for Residual Stress Effects in Fatigue, ASTM STP 1004, S. 37-53, 1988
- [51] Rees, D.W.A.: The fatigue life of thick-walled autofrettaged cylinders with closed ends
Fatigue Fract. Engng Mater. Struct., Vol. 14, No. 1, S. 51-68, 1991
- [52] Vöhringer, O.: Relaxation of residual stresses by annealing or mechanical treatment
In: Niku-Lari, A. (Hrsg.): Advances in surface treatment, „International Guidebook on residual stresses“, Vol. 4, New York, S. 367-395, 1987
- [53] Ebenau, A.: Verhalten von kugelgestrahltem 42 CrMo 4 im normalisierten und vergüteten Zustand unter einachsig homogener und inhomogener Wechselbeanspruchung
Dissertation, Universität Karlsruhe (TH), 1989
- [54] Schreiber, R.: Untersuchungen zum Dauerschwingverhalten des kugelgestrahlten Einsatzstahles 16 MnCr 5 in verschiedenen Wärmebehandlungszuständen
Dissertation, Universität Karlsruhe (TH), 1976
- [55] Hangarth, H.: Auswirkung von Oberflächenbehandlungen auf das Ermüdungsverhalten von TiAl 6 V 4 und 42 CrMo 4 bei erhöhter Temperatur
Dissertation, Universität Karlsruhe (TH), 1989
- [56] Holzapfel, H.: Das Abbauverhalten kugelstrahlbedingter Eigenspannungen bei 42 CrMo 4 in verschiedenen Wärmebehandlungszuständen
Dissertation, Universität Karlsruhe (TH), 1994
- [57] Starker, P.: Der Größeneinfluß auf das Biegewechselverhalten von Ck45 in verschiedenen Bearbeitungs- und Wärmebehandlungszuständen
Dissertation, Universität Karlsruhe (TH), 1981

- [58] Hoffmann, J.E.: Der Einfluss fertigungsbedingter Eigenspannungen auf das Biegewechselverhalten von glatten und gekerbten Proben aus Ck45 in verschiedenen Werkstoffzuständen
Dissertation, Universität Karlsruhe (TH), 1984
- [59] Scholtes, B.: Eigenspannungen in mechanisch randschichtverformten Werkstoffzuständen, Ursachen-Ermittlung-Bewertung
DGM-Informationsgesellschaft, Oberursel, 1990
- [60] Wohlfahrt, H.: Zum Eigenspannungsabbau bei der Schwingbeanspruchung von Stählen
Härterei-Technische Mitteilungen 28, S. 288-293, 1973
- [61] James, M.R.: Relaxation of residual stresses – an overview
In: Niku-Lari, A. (Hrsg.): Advances in surface treatment, „International Guidebook on residual stresses“, Vol. 4, New York, S. 349-365, 1987
- [62] Bergström, J.: Relaxation of residual stresses during cycling loading
In: Niku-Lari, A. (Hrsg.): Advances in surface treatment, „International Guidebook on residual stresses“, Vol. 3, New York, S. 97-111, 1986
- [63] Heitzer, M.: Traglast- und Einspielanalyse zur Bewertung der Sicherheit passiver Komponenten
Dissertation, RWTH Aachen, 1999
- [64] Kodama, S.: The behaviour of residual stress during fatigue stress cycles
In: Proc. Int. Conf. Mech. Beh. of Metals 2, Vol. 2, Soc. of Mat. Sci., Kyoto, S. 111-118, 1972
- [65] Wick, A.; Schulze, V. und Vöhringer, O.: Effects of warm peening on fatigue life and relaxation behaviour of residual stresses in AISI 4140 steel
Material Science and Engineering A293, S. 191-197, 2000
- [66] Wohlfahrt, H.: Einfluß von Eigenspannungen
In: Dahl, W. (Hrsg.), Verhalten von Stahl bei schwingender Beanspruchung, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, S. 141-164, 1978
- [67] Schütz, W.: Über eine Beziehung zwischen der Lebensdauer bei konstanter und veränderlicher Beanspruchungsamplitude und ihre Anwendbarkeit auf die Bemessung von Flugzeugbauteilen
Z. Flugwiss. 15, S. 407-419, 1967

- [68] Scholtes, B.: Röntgenografische, Neutronografische, Mechanische Verfahren zur Eigenspannungsermittlung
In: DGM-Seminar, Entstehung, Ermittlung und Bewertung von Eigenspannungen, Karlsruhe, 2002
- [69] Kockelmann, H.: Angewandte Spannungsanalyse
Vorlesungsmanuskript, MPA Stuttgart, 1991
- [70] Moore, M.G. und Evans, W.P.: Mathematical correction for stress layers in removed layers in X-Ray-Diffraction residual stress analysis.
SAE Trans, 66, S. 341-348, 1958
- [71] Vasiljev, D.H.: Röntgenografische Untersuchungen der Verteilung von Eigenspannungen über den Querschnitt von Teilen
Zavodskaja laboratorija 32, 6, S. 708-711, 1966
- [72] Jablonski, F. und Kienzler, R.: Rechnerische Ermittlung von Schwingfestigkeitskennwerten
DVM-Bericht 230, S. 219-228, 1998
- [73] Noster, U.: Eigenspannungsänderung nach Abtragen oder Zerlegen von Bauteilen
AWT FA Eigenspannungen, Wolfsburg, 1998
- [74] Lambda Research: Finite element correction for stress relaxation in complex geometries
Diffraction Notes, No. 17, 1996
- [75] Mendelson, A.: Plasticity, Theory and Application
Macmillen Company, New York, 1968
- [76] Chaboche, J.L.: Time-independent constitutive theories for cyclic plasticity
Int. Journal of Plasticity 2, S. 149-188, 1986
- [77] Chaboche, J.L.: Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity
Int. Journal of Plasticity 5, S. 247-302, 1989
- [78] Chaboche, J.L.: On some modifications of kinematic hardening to improve the description of ratchetting effects
Int. Journal of Plasticity 5, S. 661-678, 1991

- [79] Krämer, D.; Krolow, S.; Scheffold, A. und Stegmeyer, R.: Investigations on the ratchetting behaviour of austenitic pipes
20th MPA-Seminar, 1994
- [80] Sester, M.: Fortschrittliche Werkstoffmodelle im Rahmen der Kontinuumsmechanik
Dissertation, TH Darmstadt, 1995
- [81] Scheffold, A.: Experimentelle und numerische Untersuchungen zum zyklischen, inelastischen Verformungsverhalten austenitischer Stähle
Dissertation, Universität Stuttgart, 1997
- [82] Xu, H.: Anwendung eines viskoplastischen Schädigungsmodells zur Beschreibung des Verformungs- und Versagensverhaltens einer Hochtemperatur-Schraubenverbindung
Dissertation, Universität Stuttgart, 1998
- [83] Bonn, R.: Experimentelle und numerische Ermittlung der thermo-mechanischen Beanspruchung des Wurzelbereichs austenitischer Rundnähte
Dissertation, Universität Stuttgart, 2001
- [84] Issler, S.: Entwicklung eines Verfahrens zur Lebensdauervorhersage für Schaufel-Scheibe-Verbindungen bei Gasturbinen
Dissertation, Universität Stuttgart, 2001
- [85] v. Mises, R.: Mechanik der festen Körper im plastischen deformablen Zustand
Nachr. Königl. Ges. Wiss. Göttingen, Math.-phys. Kl., S. 582-592, 1913
- [86] v. Mises, R.: Mechanik der plastischen Formänderung von Kristallen
ZAMM, Band 8, Heft 3, 1928
- [87] Prandtl, L.: Spannungsverteilung in plastischen Körpern
Proc. 1st Int. Con. Appl. Mech., Delft, S. 43-54, 1925
- [88] Reuss, E.: Berücksichtigung der elastischen Formänderung in der Plastizitätstheorie
Z. Angew. Math. Mech., S. 266-274, 1930
- [89] Prager, W.: The theory of plasticity: a survey of recent achievements
Poc. Inst. Mech. Engrs., 169, 41, 1955

- [90] Gudehus, H. und Zenner, H.: Leitfaden für eine Betriebsfestigkeitsrechnung – Empfehlung zur Lebensdauerabschätzung von Maschinenbauteilen
Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 4. Auflage, 1999
- [91] Wellinger, K. und Dietmann, H.: Festigkeitsberechnung – Grundlagen und technische Anwendung
Alfred Körner Verlag, Stuttgart, 3. Auflage, 1976
- [92] Haibach, E.: Betriebsfestigkeit – Verfahren zur Bauteilberechnung
VDI-Verlag, Düsseldorf, 1989
- [93] Issler, L.; Ruoß, H. und Häfele, P.: Festigkeitslehre – Grundlagen
Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, 2. Auflage, 1997
- [94] Neuber, H.: Theory of stress concentration for shear-strained prismatical bodies with arbitrary nonlinear stress-strain-law
Journal of Applied Mechanics, Vol. 12, S. 544-550, 1961
- [95] Dietmann, H.: Berechnung der Fließkurven von Kerbstäben
Archiv für das Eisenhüttenwesen, 40, S. 1011-1022, 1969
- [96] Seeger, T. und Beste, A.: Zur Weiterentwicklung von Näherungsformeln für die Berechnung von Kerbbeanspruchungen im elastisch-plastischen Bereich
VDI-Fortschrittsberichte, Reihe 18, Nr. 2, 1977
- [97] Smith, K.N.; Watson, P. und Topper, T.H.: A stress-strain function for the fatigue of metals
Journal of Materials, JMLSA, Vol. 5, S. 767-778, 1970
- [98] Ramberg, W. und Osgood, W.R.: Description of stress-strain curves by three parameters
Technical Report No. 902, NACA, 1943
- [99] Coffin, L.F.jr.: A Study of the Effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal
Trans. ASME, Vol. 76, No. 6, S. 931-950, 1954
- [100] Morrow, J.D.: Cyclic plastic strain energy and fatigue of metals
ASTM STP 378, S. 45-87, 1965
- [101] Manson, S.S.: Behaviour of materials under conditions of thermal stress
Technical Report No. 2933, NACA, 1954

- [102] Roos, E.: Grundlagen und notwendige Voraussetzungen zur Anwendung der Risswiderstandskurve in der Sicherheitsanalyse angerissener Bauteile
Habilitationsschrift, Universität Stuttgart, 1992
- [103] Hahn, H.G.: Bruchmechanik, Einführung in die theoretischen Grundlagen
Teubner-Verlag, 1976
- [104] Blumenauer, H. und Pusch, G.: Technische Bruchmechanik
Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, Stuttgart, 1993
- [105] Gross, D. und Seelig, T.: Bruchmechanik mit einer Einführung in die Mikromechanik
Springer Verlag, 3. Auflage, 2001
- [106] Griffith, A.A.: The phenomena of rupture and flows in solids
Philosophical Transactions, Roy. Soc. Ser. A, 221, 163, 1921
- [107] Westergaard, H.M.: Bearing pressures and crack
J. Appl. Mech. 6, 49, 1939
- [108] Sneddon, N.: The distribution of stress in the neighbourhood of a crack in an elastic solid
Proc. Phys. Soc. 187 229, 1946
- [109] Irwin, G.R.: Analysis of stresses and strains near the end of a crack transversing a plate
J. Appl. Mech. 24, S. 361-374, 1957
- [110] Tada, H.; Paris, P. und Irwin, G.R.: The stress analysis of cracks handbook
Del Research Corp., Hellertown, 1973
- [111] Murakami, Y. et al.: Stress intensity factors handbook
Pergamon press, Vol. 1 and 2, Oxford, 1987
- [112] Berger, C.; Blauel, J.G.; Hodulak, L.; Wurm, B: Bruchmechanischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile
Forschungskuratorium Maschinenbau, 2001
- [113] Paris, P.C. und Erdogan, F.: A critical analysis of fatigue crack propagation laws
J. of Basic Engineering, Vol. 85, S. 528-534, 1960

- [114] Erdogan, F. und Ratwani, M.: Fatigue and Fracture of cylindrical shells containing a circumferential crack
Int. J. of Frac. Mech., Vol. 6, No. 4, S. 379-392, 1970
- [115] Forman, R.G. und Mettu, S.R.: Behavior of Surface and Corner Cracks subjected to Tensile and Bending Loads in Ti-6Al-4V Alloy
ASTM STP 1131, Philadelphia, S. 519-546, 1992
- [116] Elber, W.: The significance of fatigue crack closure
In: Damage Tolerance in Aircraft Structures, ASTM STP 486, S. 230-242, 1971
- [117] Suresh, S. and Ritchie, R.O.: Propagation of Short Fatigue Cracks
International Metals Review, Vol. 29, S. 445-476, 1984
- [118] Schmidt, R.A. und Paris, P.C.: Threshold for fatigue crack propagation and the effect of load ratio frequency
In: Progress in Flaw Growth and Fracture testing, ASTM STP 536, S. 79-94, 1973
- [119] Döker, H.; Bachmann, V.; Castro, D.E.; Marcis, G.: Schwellwert für Ermüdungsrißausbreitung: Bestimmungsmethoden, Kennwerte, Einflußgrößen
Z. Werkstofftech. 18, S. 323-329, 1987
- [120] Döker, H.: Schwellenwert für Ermüdungsrisssausbreitung: Bestimmung und Anwendung
DVM-Bericht 234, S. 9-18, 2002
- [121] ASTM E647-95: Standard Method for Measurement of Fatigue Crack growth
ASTM, Philadelphia, 1995
- [122] Bucci, R.J.; Paris, P.C.; Clark, W.G.: Fatigue crack propagation rates under a wide variation of delta K for an ASTM A517 Grade F(T-I) Steel
Stress Analysis and Growth of Cracks, ASTM STP 513, S. 177-195, 1971
- [123] Schmidt, R.A.: Extremely Slow Fatigue Propagation
Ph.D. thesis, Lehigh University, 1972
- [124] Kemper, H.; Weiss, B.; Stickler, R.: An alternative presentation of the effects of stress ratio on the fatigue threshold
Engng Fract. Mech. 32, S. 591-600, 1989

- [125] Chen, D.L.; Weiss, B.; Stickler, R.: Effect of stress ratio and loading conditions on the fatigue threshold
Int. J. Fatigue 14, No. 5, S. 325-329, 1992
- [126] Stanzl-Tschegg, S.E.; Plasser, O.; Tschegg, E.K.; Vasudevan, A.K.:
Influence of microstructure and load ratio on fatigue threshold behavior in 7075 aluminium alloy
Int. J. Fatigue Vol. 21, S. 255-262, 1999
- [127] Vasudevan, A.K.; Sadananda, K.: Application of unified damage approach to compression-tension region
Int. J. Fatigue Vol. 21, S. 263-273, 1999
- [128] Henshell, R.D. und Shaw, K.G.: Crack tip elements are unnecessary
Int. J. for Numerical Methods in Engineering, 9, S. 495-507, 1975
- [129] Barsoum, R.S.: On the use of isoparametric finite elements in linear fracture mechanics
Int. J. for Numerical Methods in Engineering, 10, S. 25-37, 1976
- [130] Rybicki, E.F. und Kanninen, M.F.: A finite element calculation of stress intensity factors by a modified crack closure integral
Engineering Fracture Mechanics, Vol. 9, S. 931-938, 1977
- [131] Buchholz, F.G.: Improves formulae for the finite element calculation of the strain energy release rate by the modified crack closure integral method
Accuracy, Reliability and Trainin in FEM technology, Robinson and Associates, Dorset, S. 650-659, 1984
- [132] Rice , J.R.: A path independent integral and the approximate analysis of strain concentrations by notches and cracks
J. Appl. Mech., 35, S. 379-386, 1968
- [133] Budansky, E. und Rice, J.R.: Conservation laws and energy release rates
J. Appl. Mech., 40, S. 201-203, 1973
- [134] Parks, D.M.: A Stiffness Derivative Finite Element Technique for Determination of Crack Tip Stress Intensity Factors
Int. J. of Fracture, 10, S. 487-502, 1974
- [135] deLorenzi, H.G.: Energy Release Rate Calculation by the finite Element Method
Engineering Fracture Mechanics, 21, S. 129-143, 1985

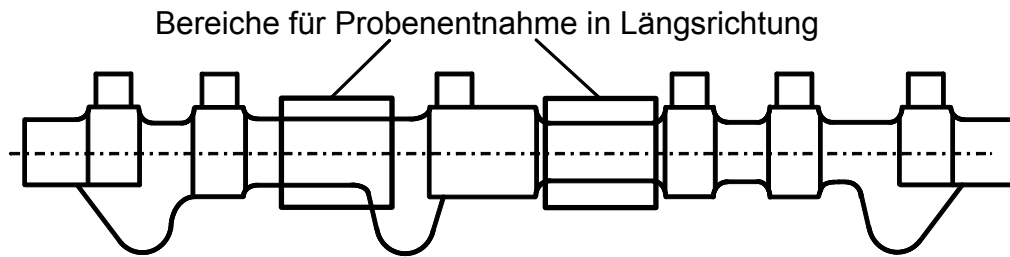
- [136] Kuna, M.: Einführung in die Finite-Element-Techniken zur Analyse von Rissproblemen bei elastischem Materialverhalten
DVM-Seminar, Freiberg, 2002
- [137] Fulland, M.: Reißsimulation in dreidimensionalen Strukturen mit automatischer adaptiver Finite-Elemente-Netzgenerierung
VDI-Fortschrittsberichte, Reihe 18, Nr. 280, 2003
- [138] Hibitt, H.D. et al.: ABAQUS Standard, Version 6.4, 2003
- [139] John, B.: Statistische Verfahren für Technische Meßreihen –Arbeitsbuch für den Ingenieur-
Carl Hanser Verlag, München, Wien, 1979
- [140] Hertogs, J.A.M., et. al.: Neuere Anwendung der ausscheidungshärtenden ferritisch-perlitischen (AFP-)Stähle für geschmiedete Bauteile im Fahrwerk und Motor
Thyssen Edelst., Techn. Berichte, Band 16, Heft 1, S. 12-19, 1990
- [141] Baierl, R und Bomas, H.: Zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurven höherfester Stähle
Robert Bosch interner Forschungsbericht, IWT Bremen, 2003
- [142] Schläp, F.: Aufbau, Funktionsprinzip und Leistungsparameter von DYNACOMP – Resonanzermüdungsapparaturen
Akademie der Wissenschaften der DDR Zentralinstitut für Festkörperphysik und Werkstoffforschung, Wissenschaftliche Berichte Heft 39, S. 8-24, 1988
- [143] ASTM E399-05: Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials
AMST, Philadelphia, 2005
- [144] Robert Bosch GmbH: Technik erklärt: Dieseleinspritzsystem Common Rail
Presseforum: www.bosch-presse.de, 2004
- [145] Schneider, S.: Simulation des elektrochemischen Abtragprozesses zur Ermittlung von Tiefeneigenspannungsverläufen an Kraftstoff-Verteilern der Dieseleinspritztechnik
Diplomarbeit, IMWF, Universität Stuttgart, 2004
- [146] DIN 50 100: Dauerschwingversuch
Köln: Beuth-Verlag, 1978

- [147] Rossow, E.: Eine einfache Rechenschiebernäherung an die den normal scores entsprechenden Prozentpunkte
Qualitätskontrolle 9, Nr. 12, S. 146-147, 1964

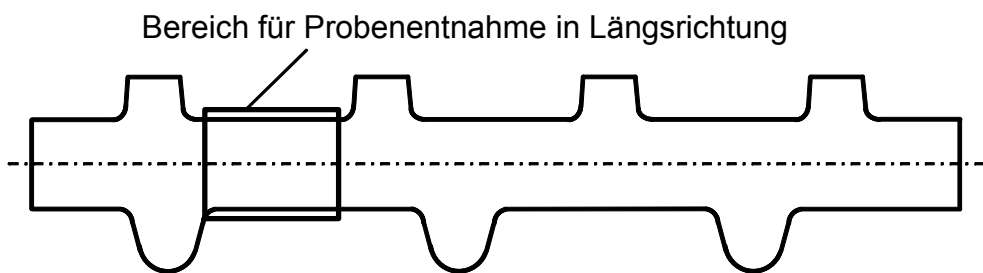
- [148] Siebel, E. und Pfender, M.: Weiterentwicklung der Festigkeitsberechnung bei Wechselbeanspruchung
Stagl Eisen, 66/67, S.318-321, 1947

- [149] Dimitrov, A.: Ecksingularitäten bei räumlichen Problemen der Elastizitätstheorie: Numerische Berechnung und Anwendung
Dissertation, Universität Karlsruhe (TH), 2002

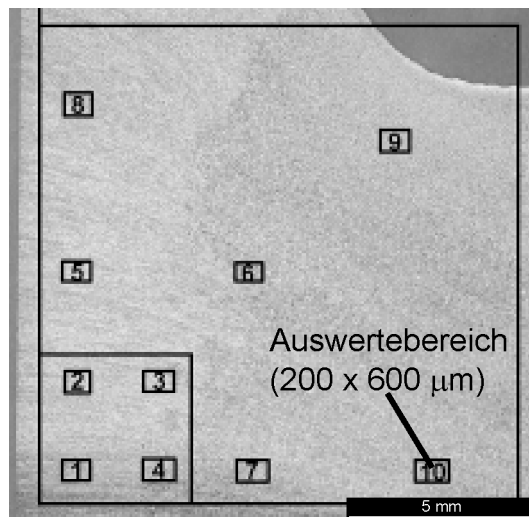
Anhang



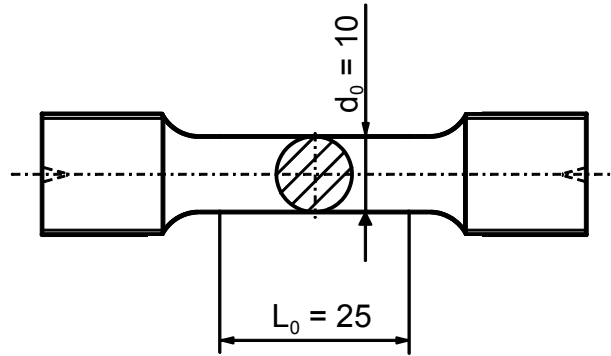
Anhang 1: Bereiche für Probenentnahme aus Schmiederohlingen der Charge B



Anhang 2: Bereiche für Probenentnahme aus Schmiederohlingen der Charge A



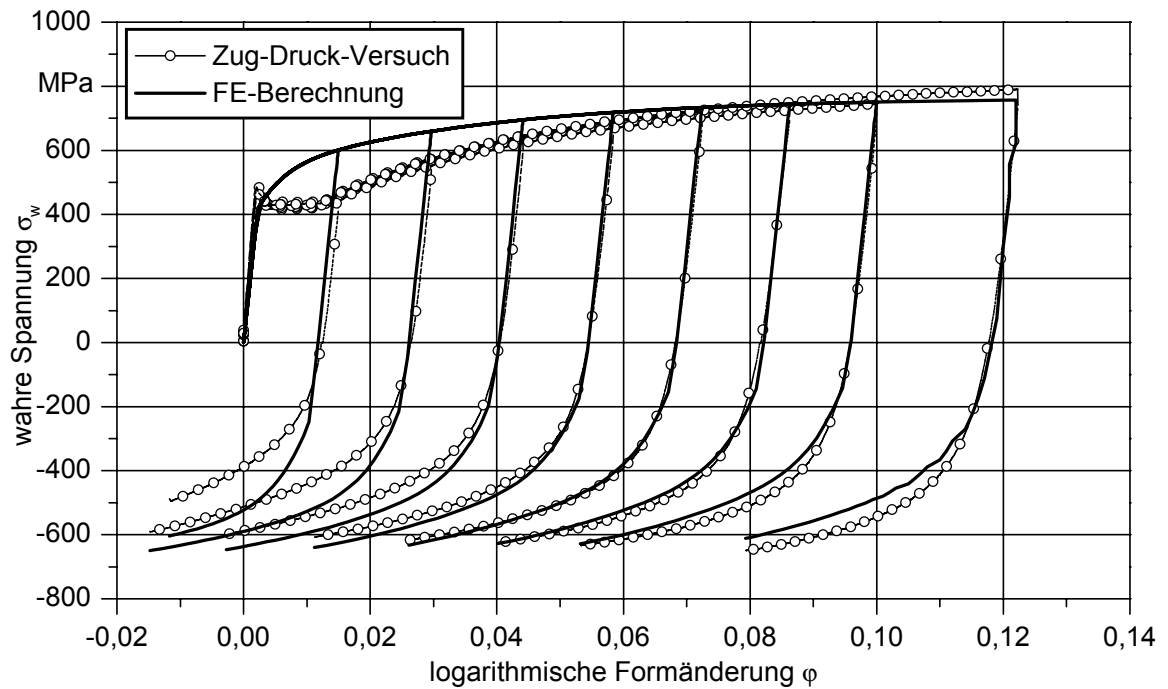
Anhang 3: Bereiche zur Bewertung der Mikrostruktur im Dom des Schmiederohlings



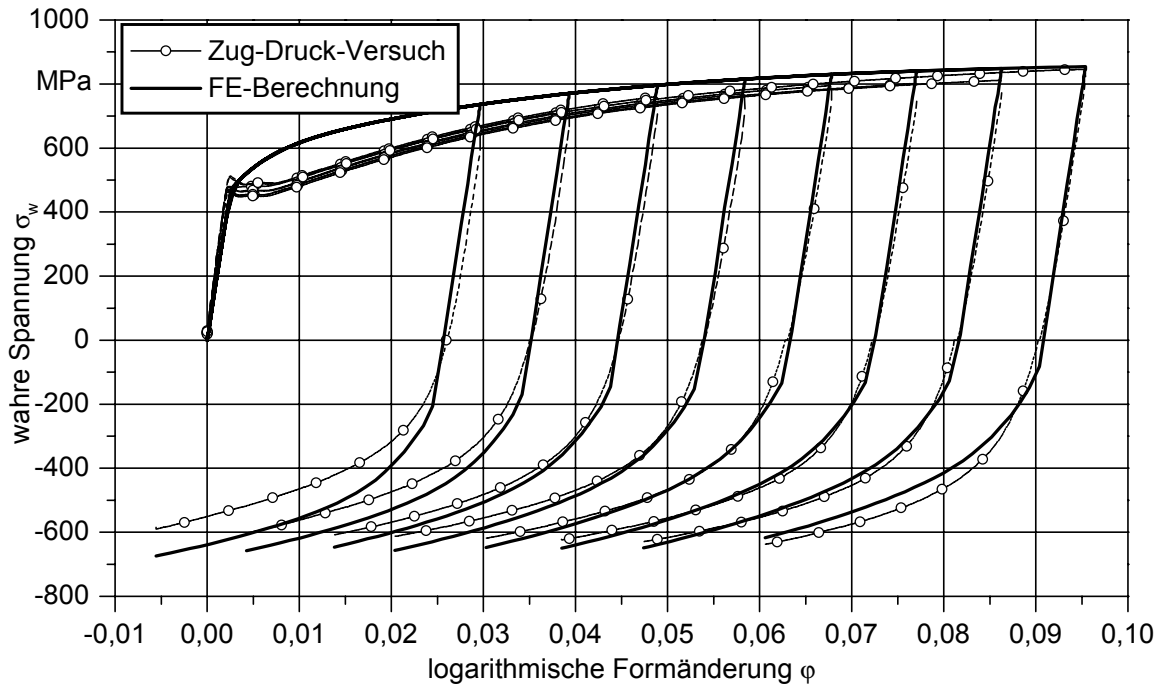
Anhang 4: Zug-Druck-Probe zur Ermittlung von statischen Werkstoffkennwerte

Bez.	E [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _{eH} [MPa]	R _{eL} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A _{2,5} [%]	Z [%]
A1	209.000	-	477	423	697	14	32	53
A2	209.000	-	472	457	757	11	25	48
RA1	209.000	610	-	-	915	9	23	48
B1	209.000	585	-	-	883	9	24	50

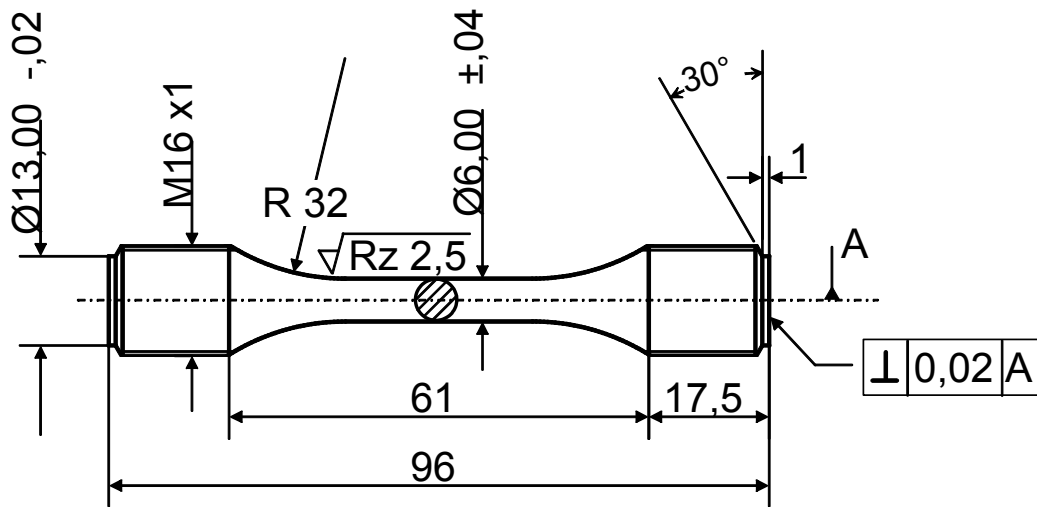
Anhang 5: Mittlere statische Kennwerte des Schmiedestahls 38MnVS6



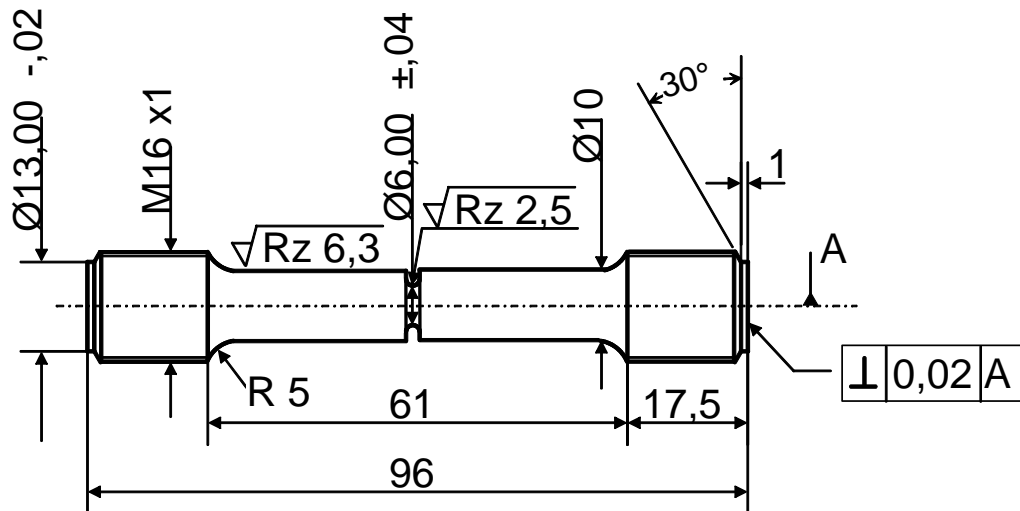
Anhang 6: Experimentell und numerisch bestimmte Fließkurve, 38MnVS6 A1



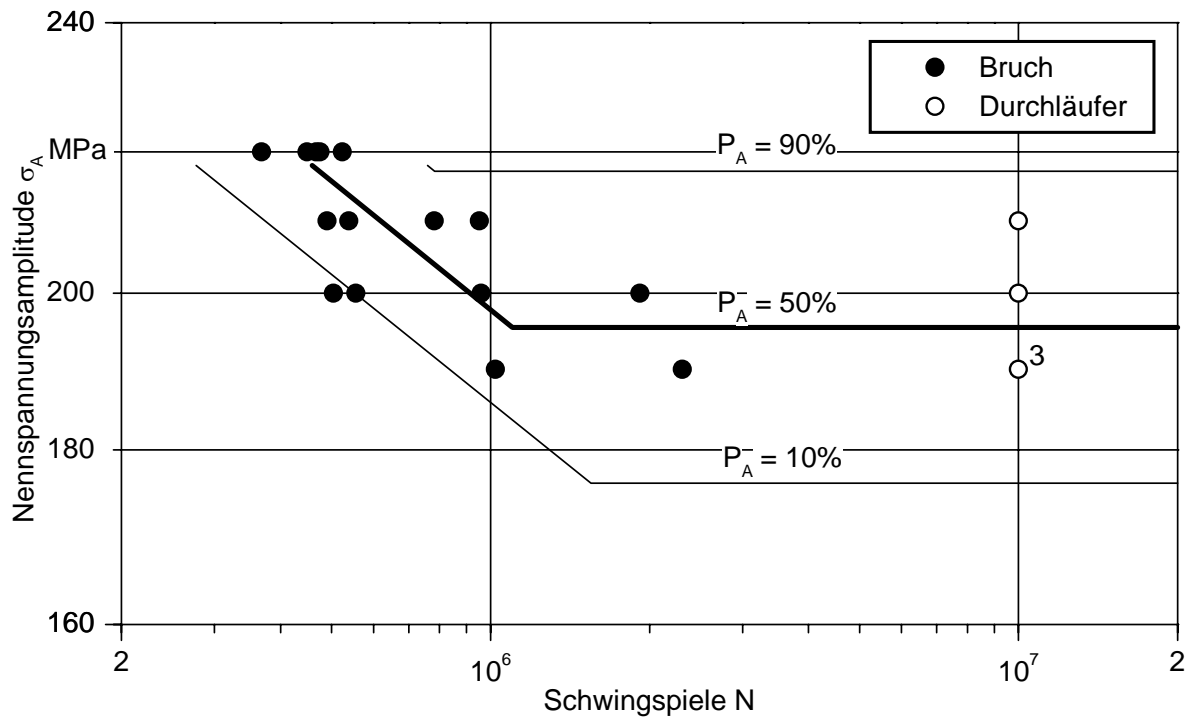
Anhang 7: Experimentell und numerisch bestimmte Fließkurve, 38MnVS6 A2



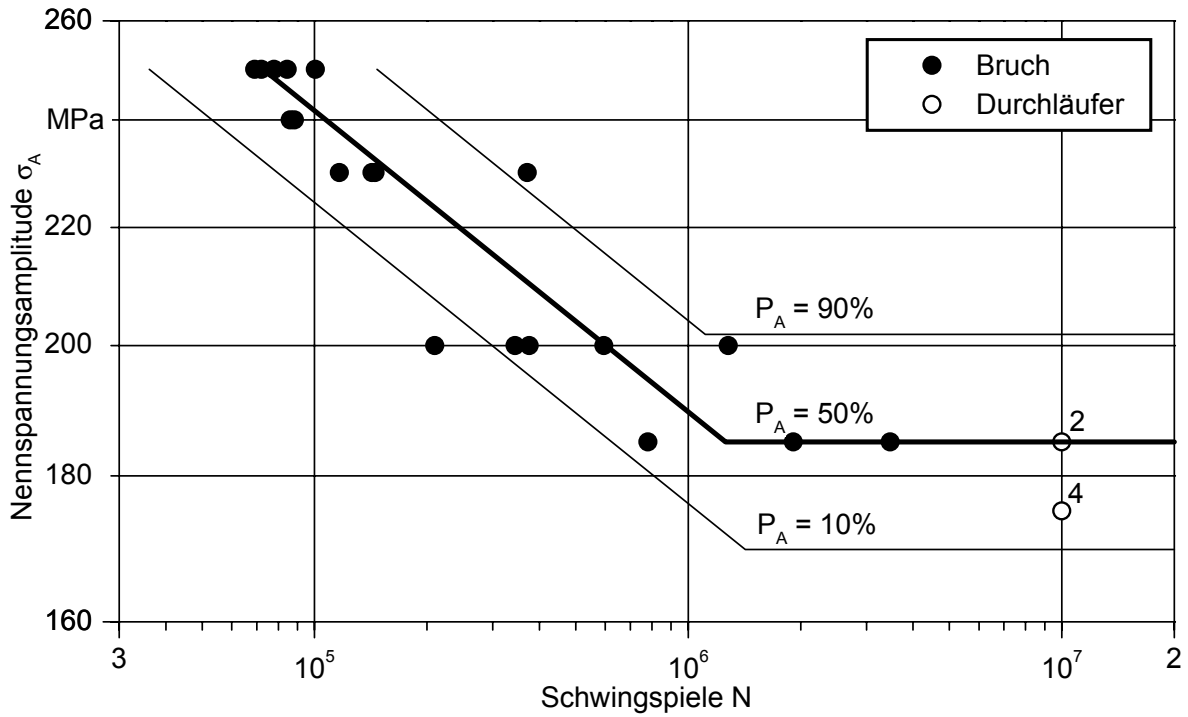
Anhang 8: glatte Rundprobe für spannungskontrollierte Wöhlerversuche, $K_t = 1$



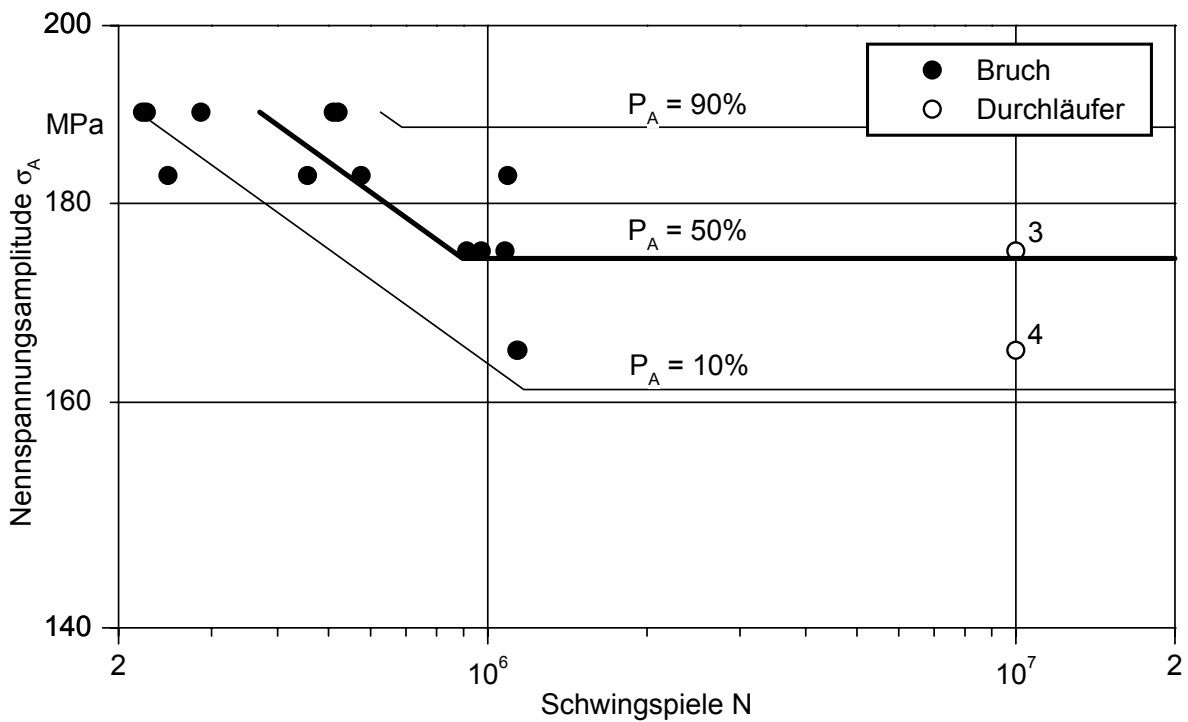
Anhang 9: gekerbte Rundprobe für spannungskontrollierte Wöhlerversuche, $K_t = 2$



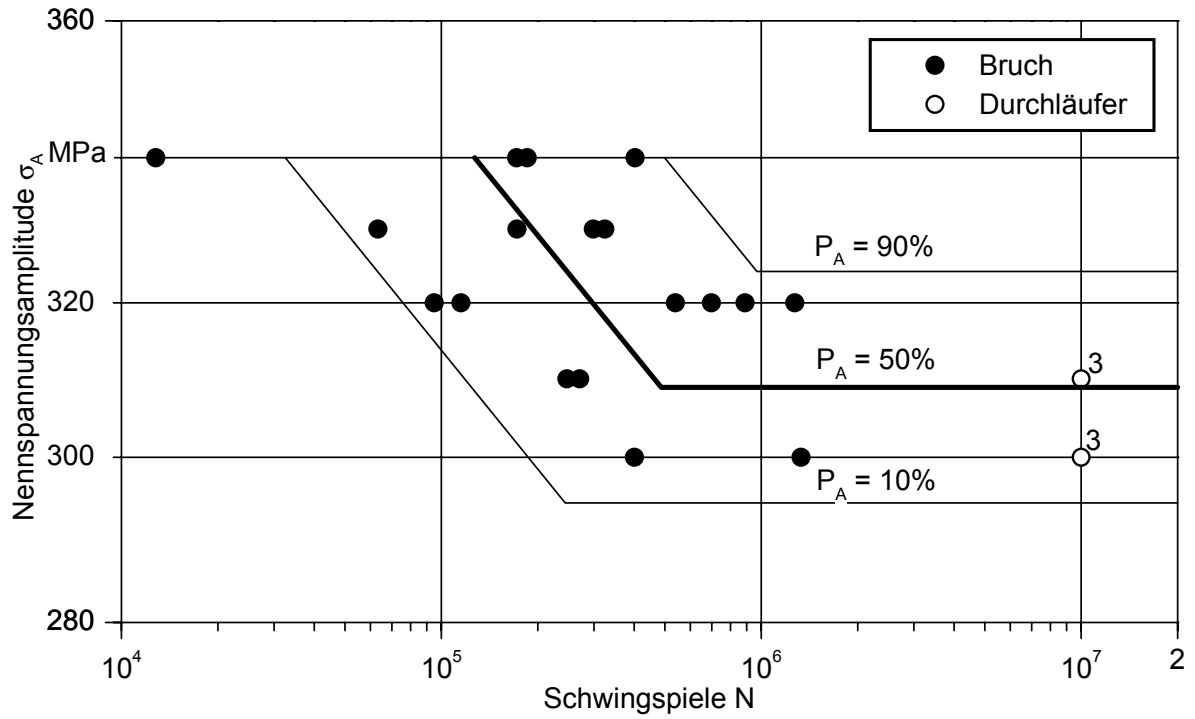
Anhang 10: Spannungskontrollierte Wöhlerkurve, $R_\sigma = 0,1$, $K_t = 1$, 38MnVS6 A1



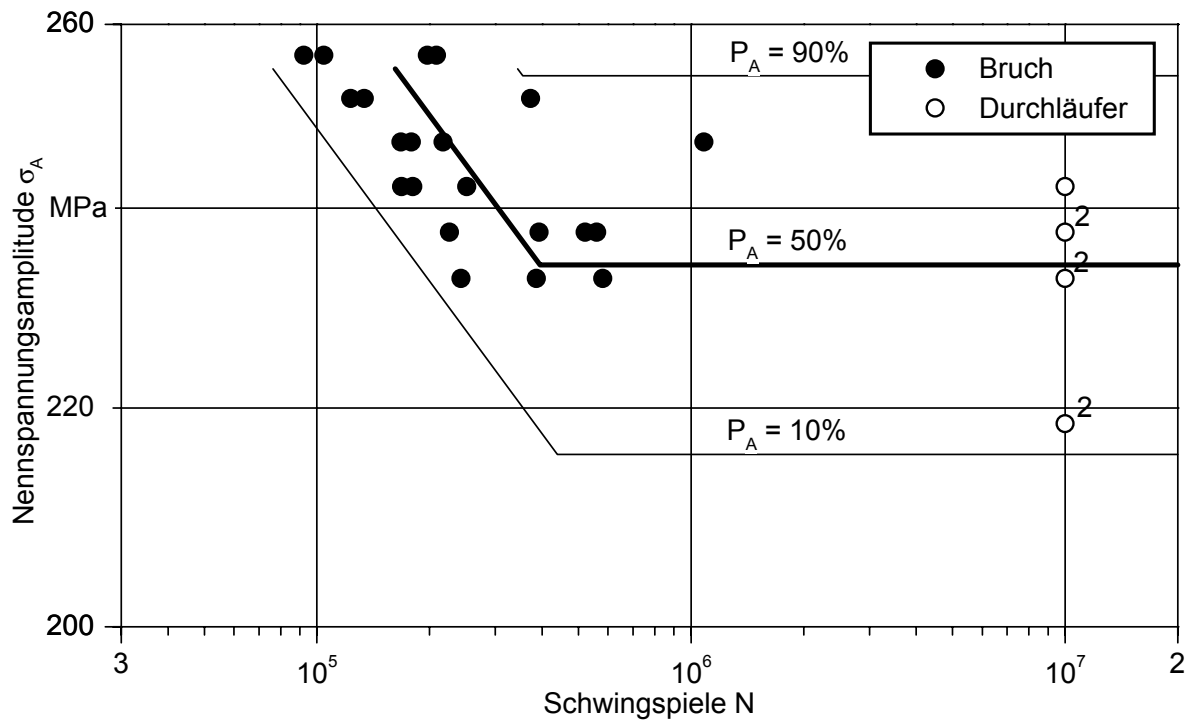
Anhang 11: Spannungskontrollierte Wöhlerkurve, $R_\sigma = -1$, $K_t = 2$, 38MnVS6 A1



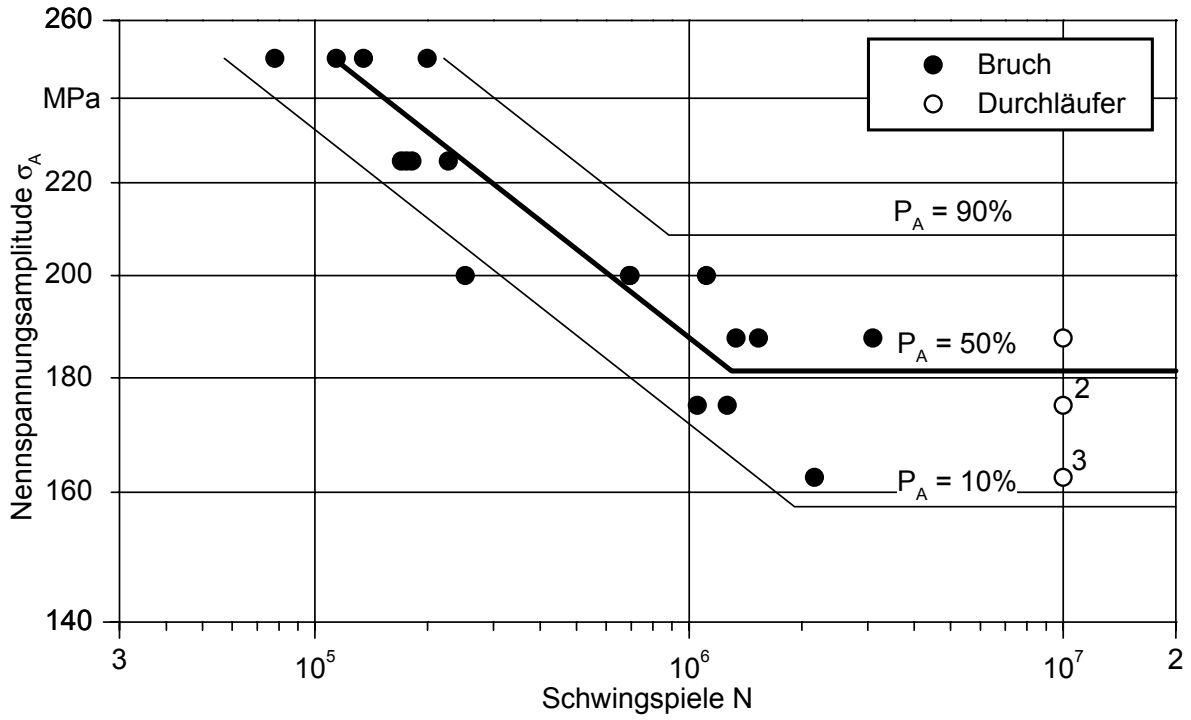
Anhang 12: Spannungskontrollierte Wöhlerkurve, $R_\sigma = 0,1$, $K_t = 2$, 38MnVS6 A1



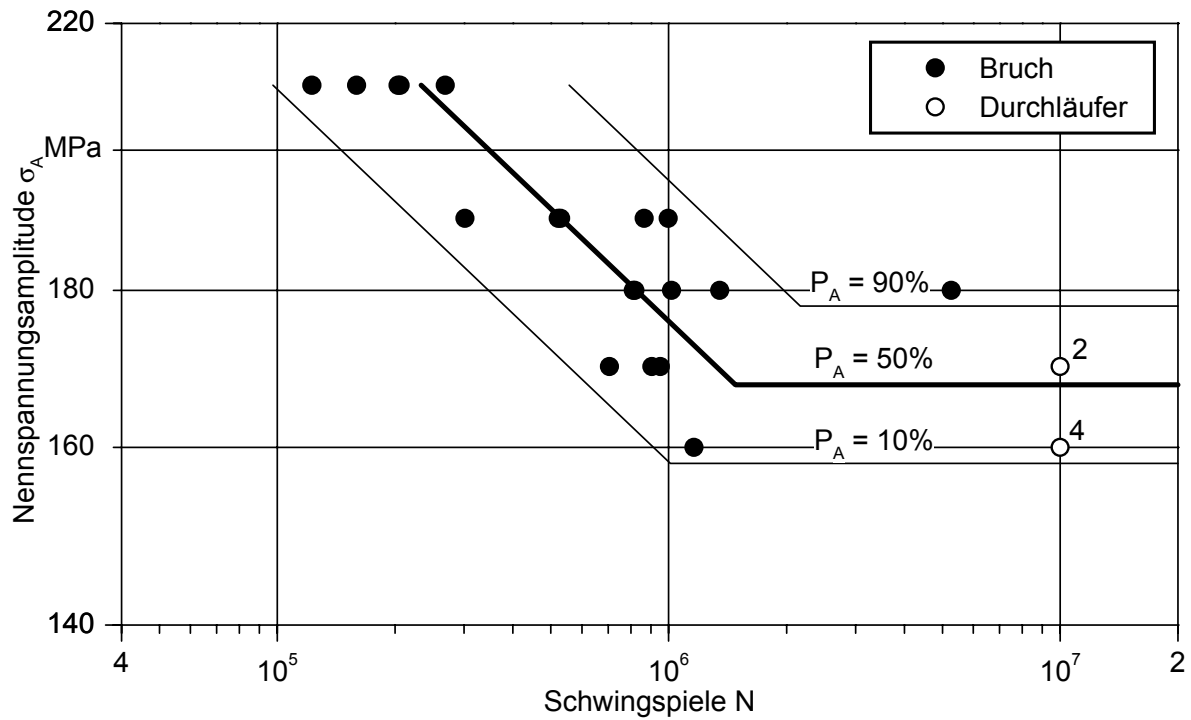
Anhang 13: Spannungskontrollierte Wöhlerkurve, $R_\sigma = -1$, $K_t = 1$, 38MnVS6 A2



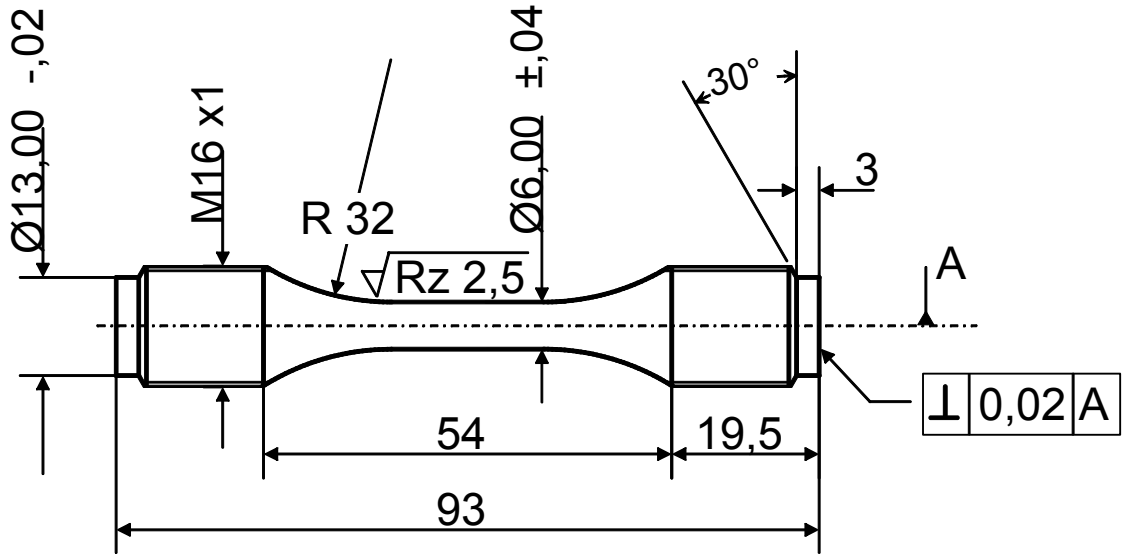
Anhang 14: Spannungskontrollierte Wöhlerkurve, $R_\sigma = 0,1$, $K_t = 1$, 38MnVS6 A2



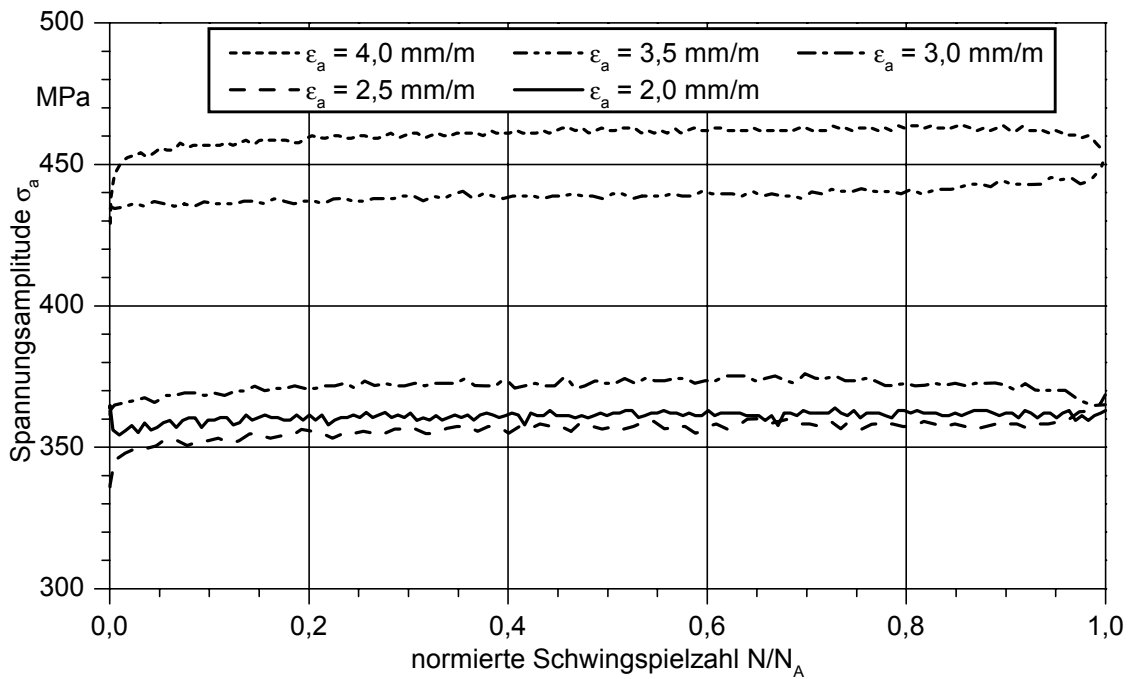
Anhang 15: Spannungskontrollierte Wöhlerkurve, $R_\sigma = -1$, $K_t = 2$, 38MnVS6 A2



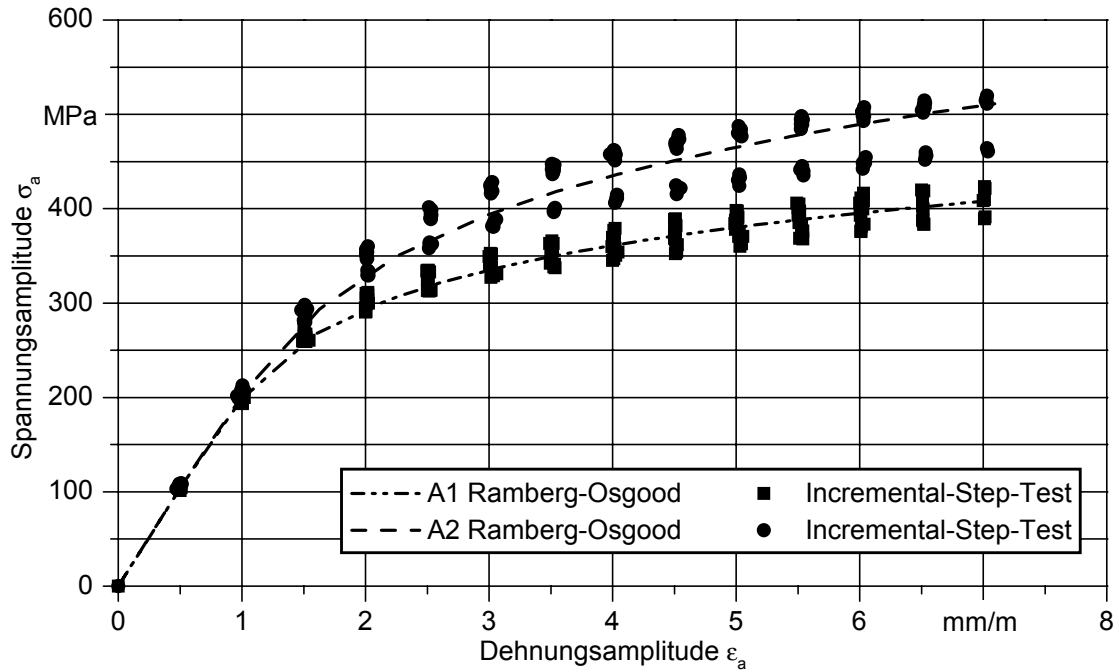
Anhang 16: Spannungskontrollierte Wöhlerkurve, $R_\sigma = 0,1$, $K_t = 2$, 38MnVS6 A2



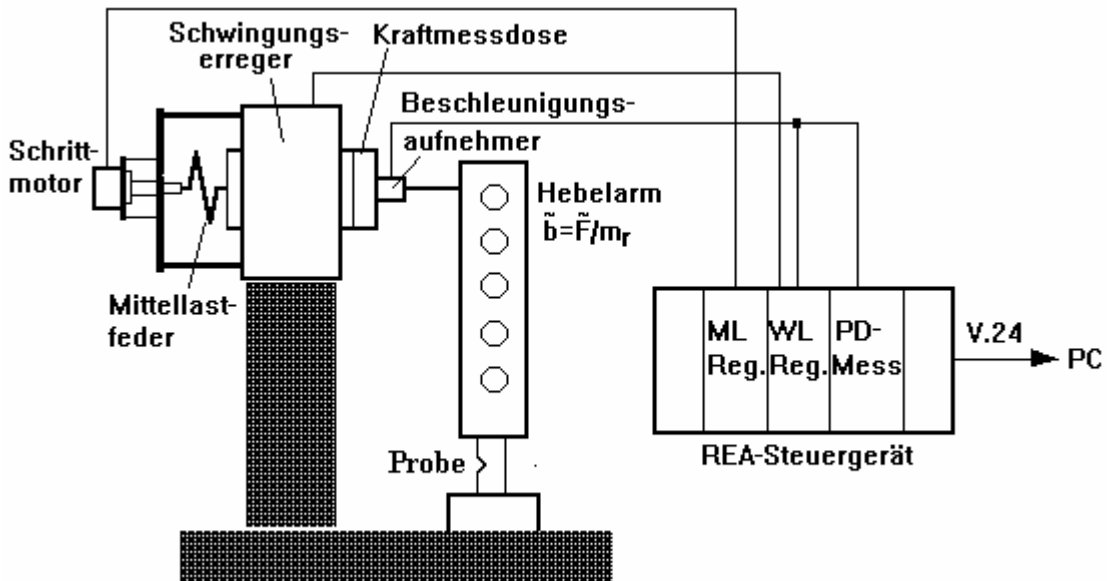
Anhang 17: glatte Rundprobe für dehnungskontrollierte Wöhlerversuche



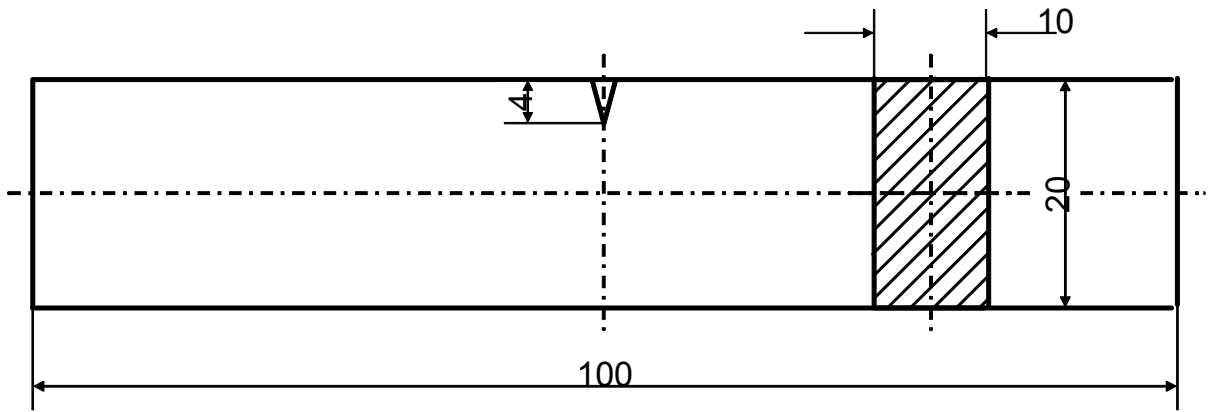
Anhang 18: Entfestigungsverhalten, 38MnVS6 A2, $R_\epsilon = 0$



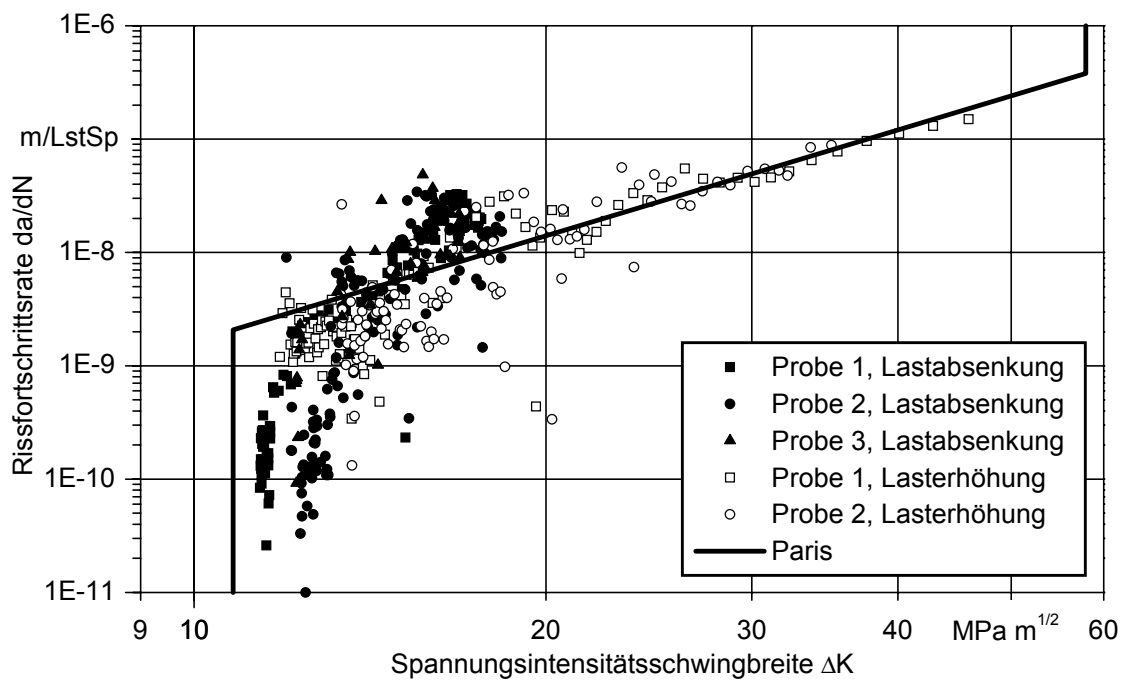
Anhang 19: Zyklisch stabilisierte Fließkurve, 38MnVS6 A1 und A2, $R_e = 0$



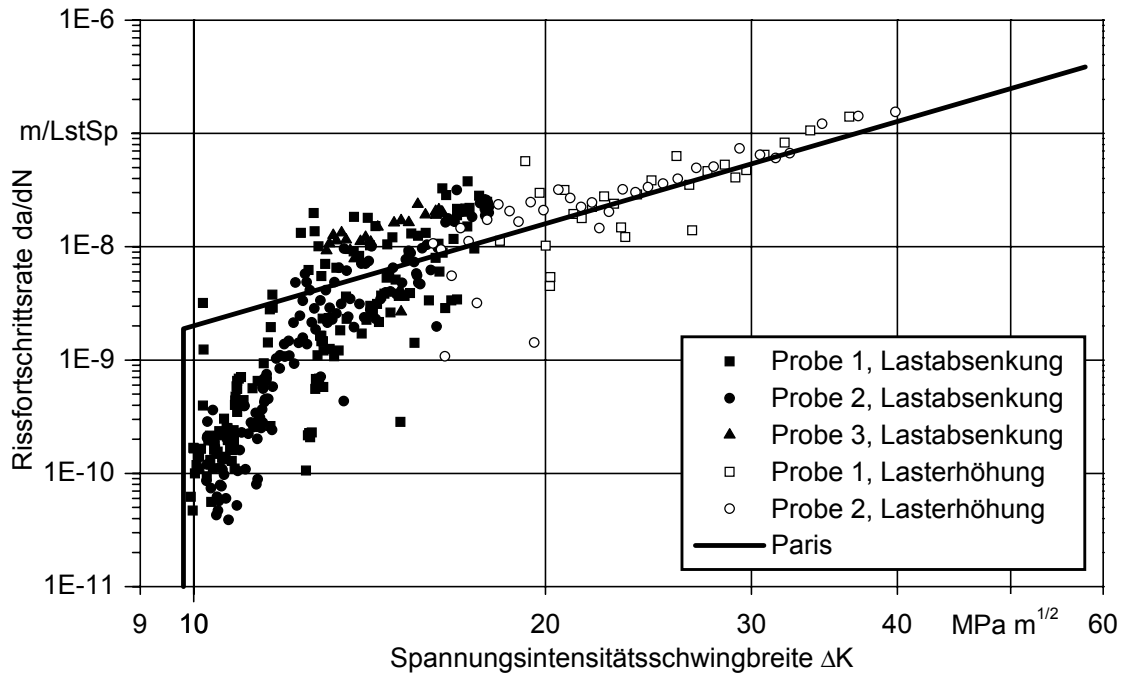
Anhang 20: Aufbau der DYNACOMP Resonanzermüdungsapparatur



Anhang 21: prismatischer Prüfkörper für bruchmechanische Untersuchungen



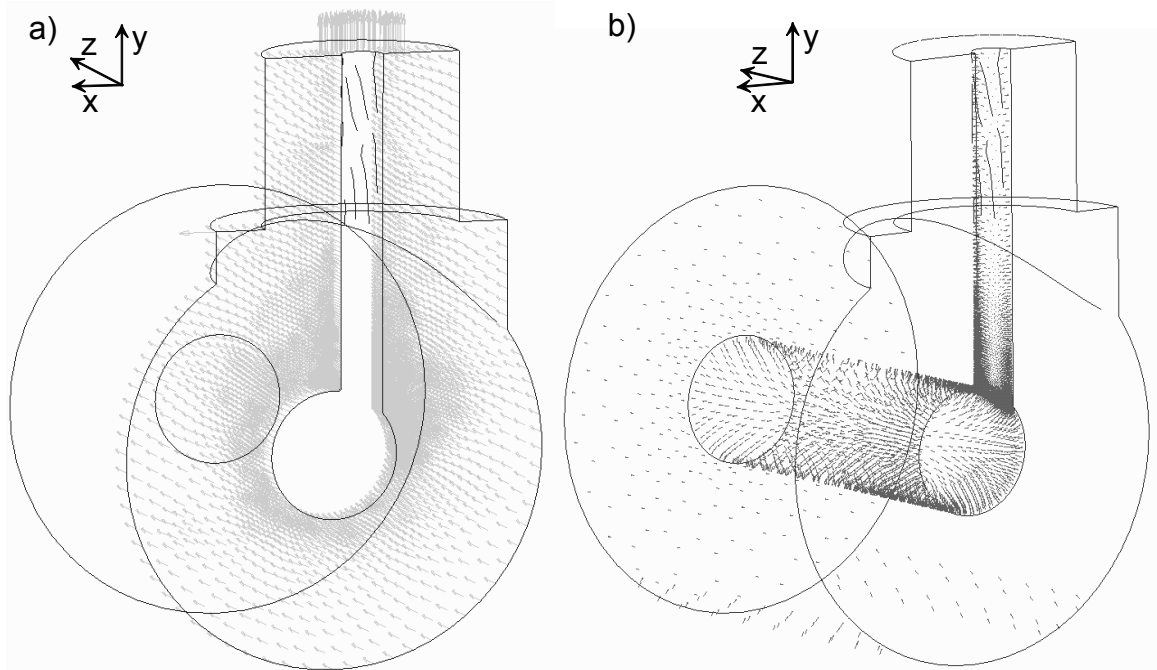
Anhang 22: Rissfortschrittsverhalten, 38MnVS6 A2, R = 0,05



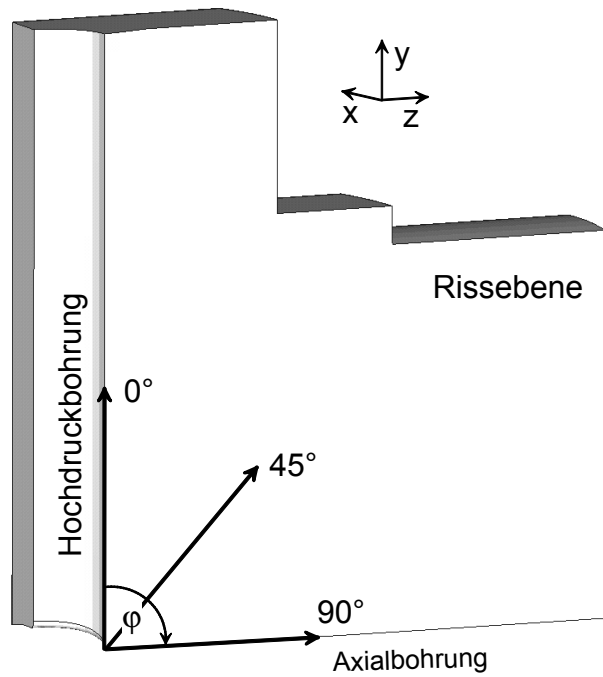
Anhang 23: Rissfortschrittsverhalten, 38MnVS6 B1, R = 0,05



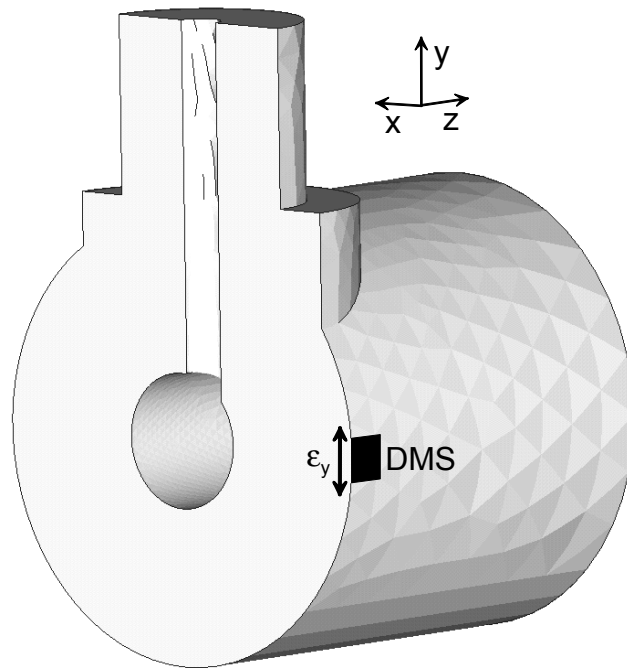
Anhang 24: Autofrettageanlage



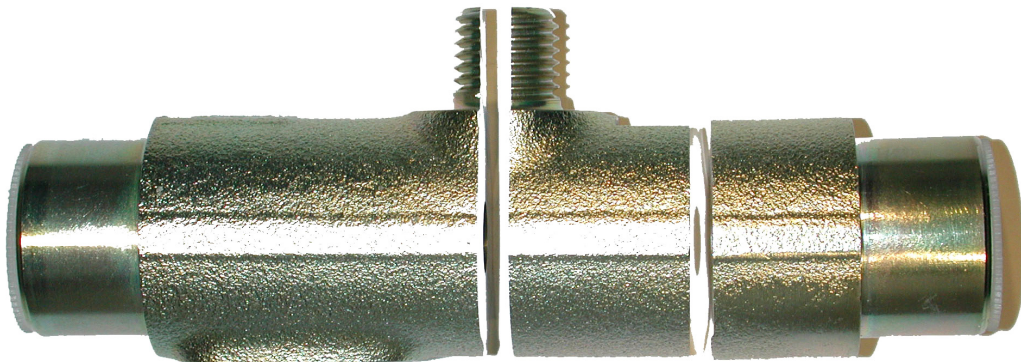
Anhang 25: Lagerung a) und Belastung b) des Globalmodells Railabschnitt bei der Autofrettage



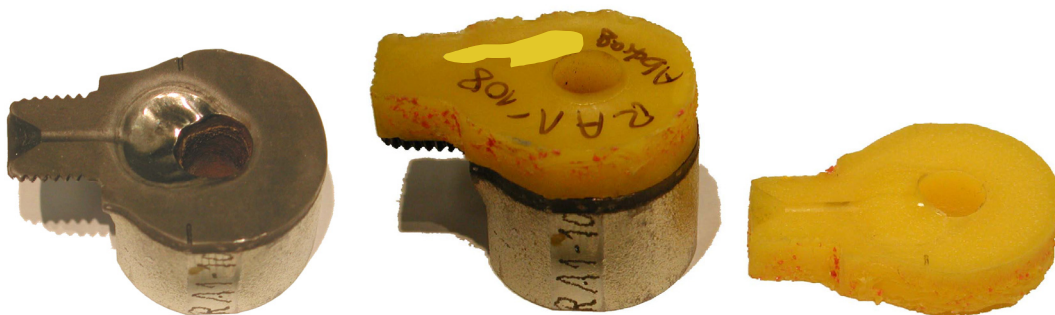
Anhang 26: Spannungspfade in der Rissebene des Railabschnitts



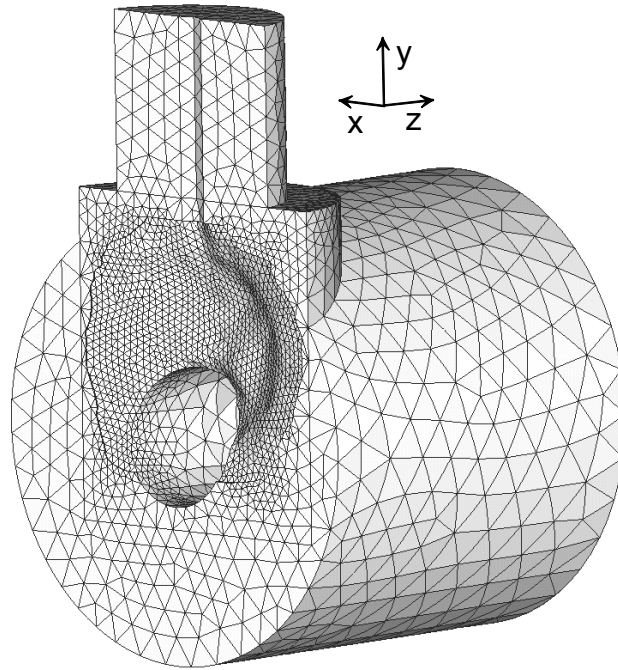
Anhang 27: Position und Orientierung des Dehnungsmessstreifens (DMS) zur Prozessüberwachung des Autofrettagedrucks



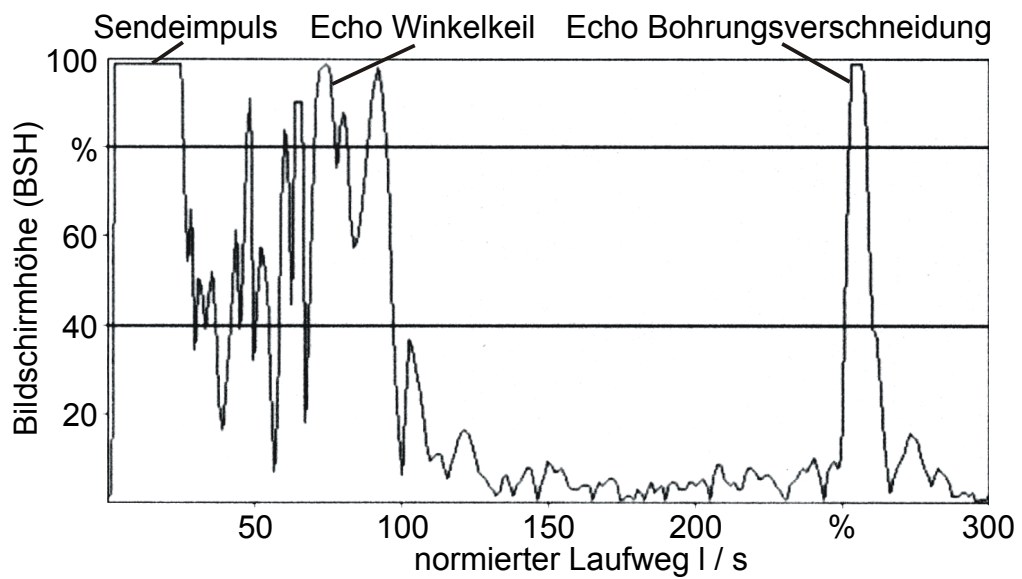
Anhang 28: Präparation des Railabschnittes für die röntgenografische Eigenspannungsuntersuchung



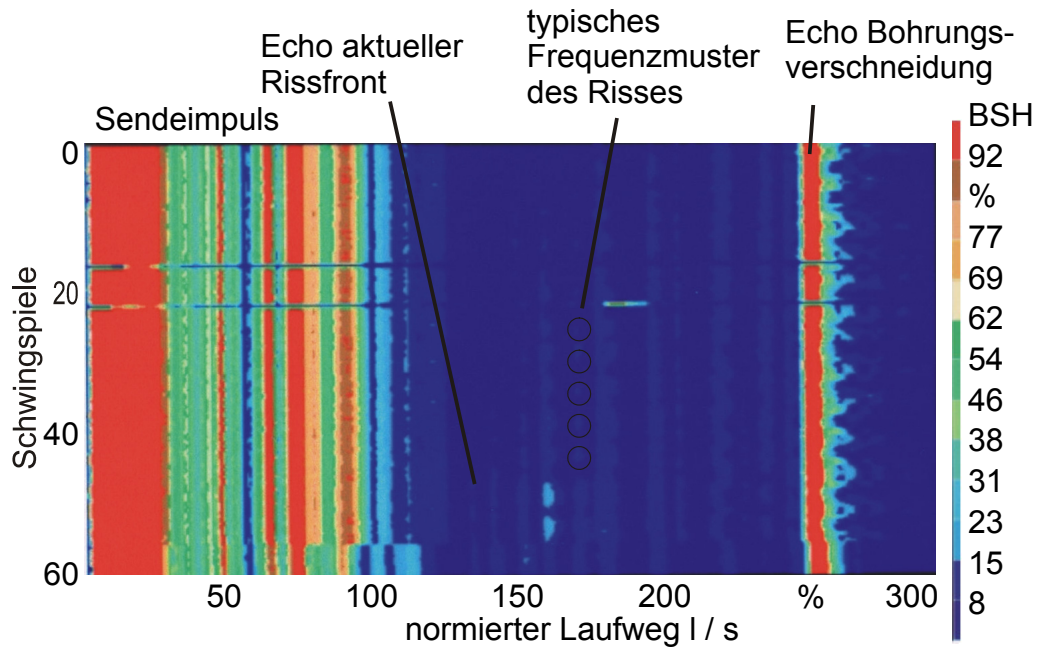
Anhang 29: Kunstharzabdruck des elektrochemisch abgetragenen Rails



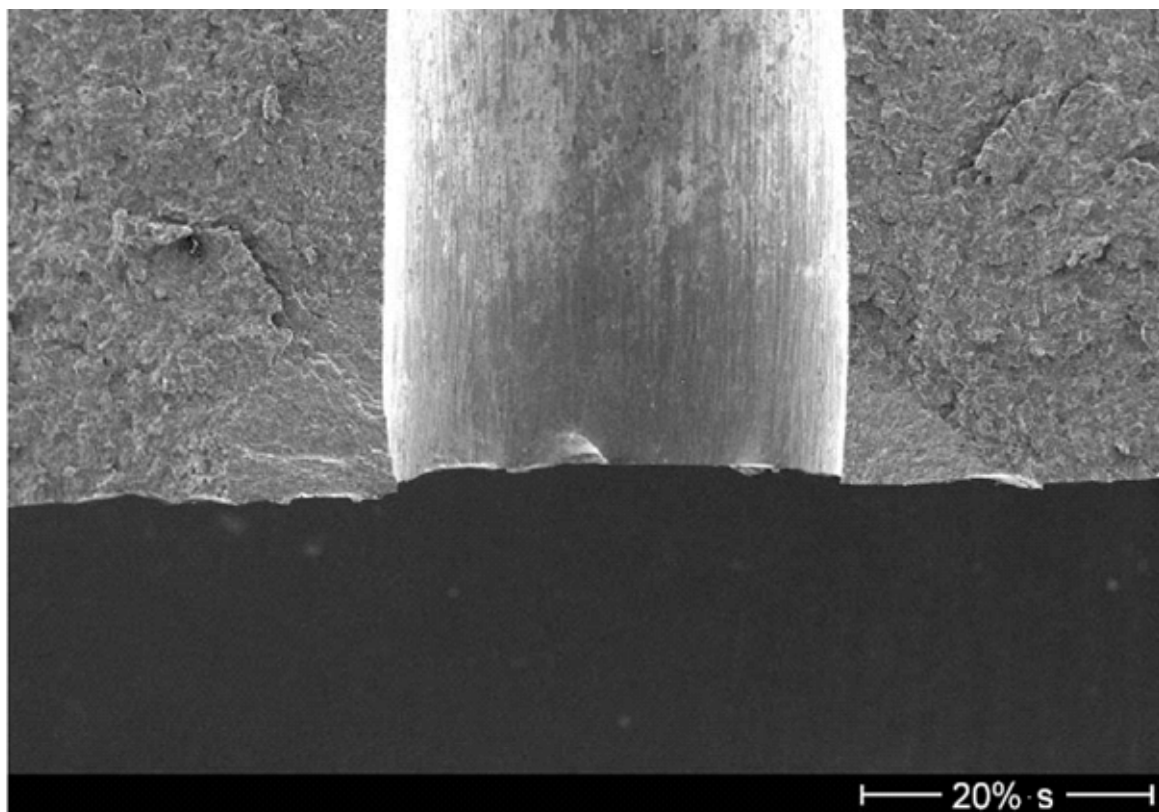
Anhang 30: FE-Modell des elektrochemisch abgetragenen Rails



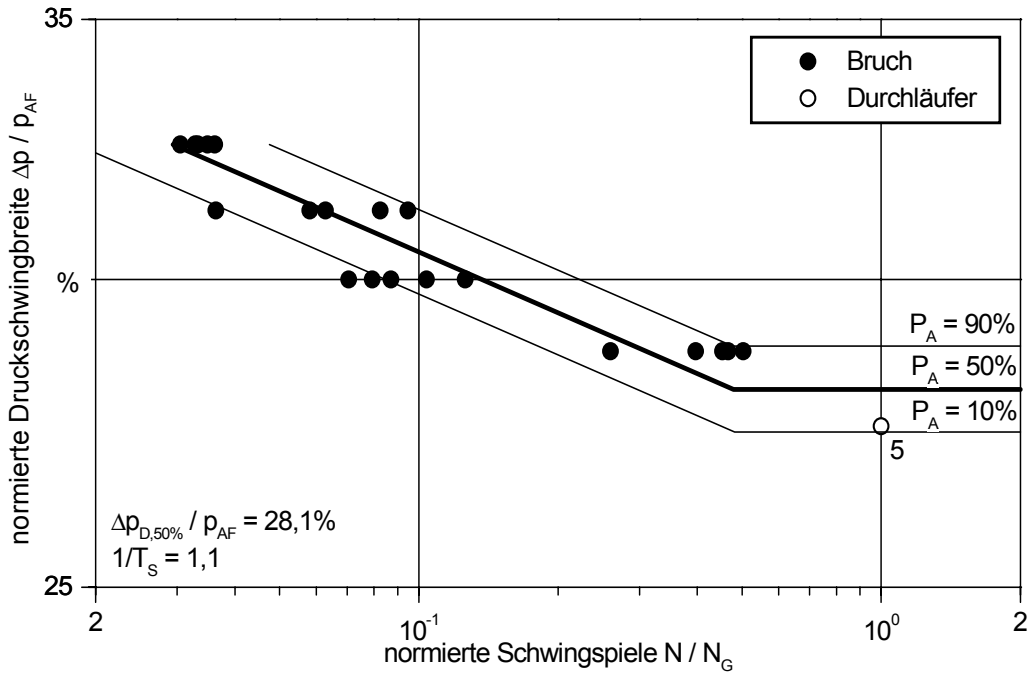
Anhang 31: A-Bild der Ultraschalluntersuchung im Bereich Bohrungsverschneidung normiert auf die Wanddicke s



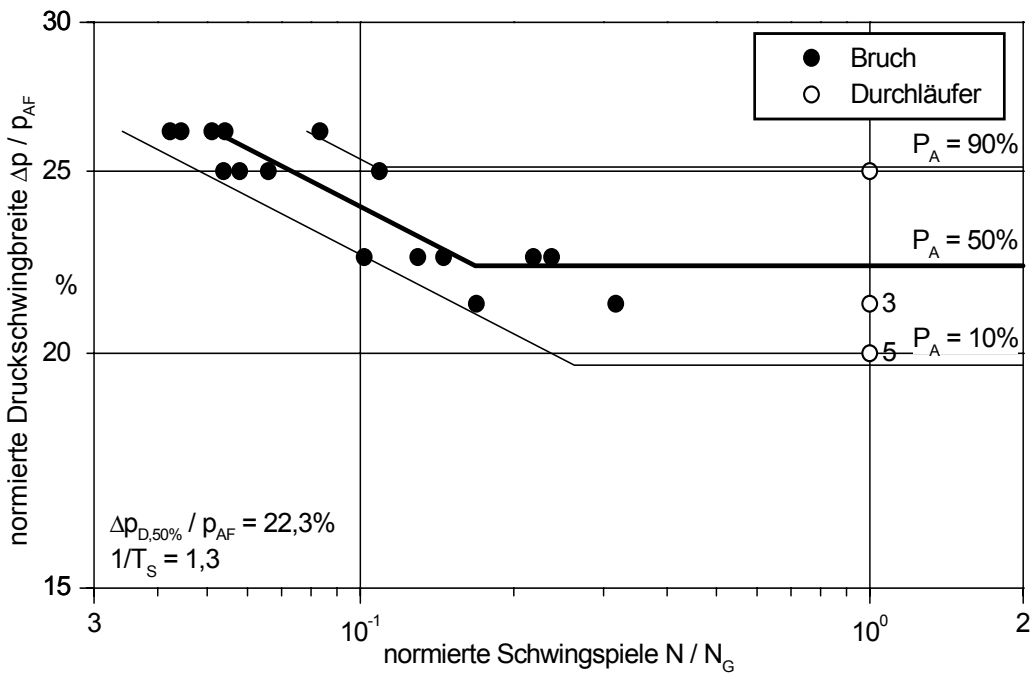
Anhang 32: Prinzip der Rissinitiiierungs- und -fortschrittsdetektion im normierten TD-Bild kurz vor der Leckage eines Rails



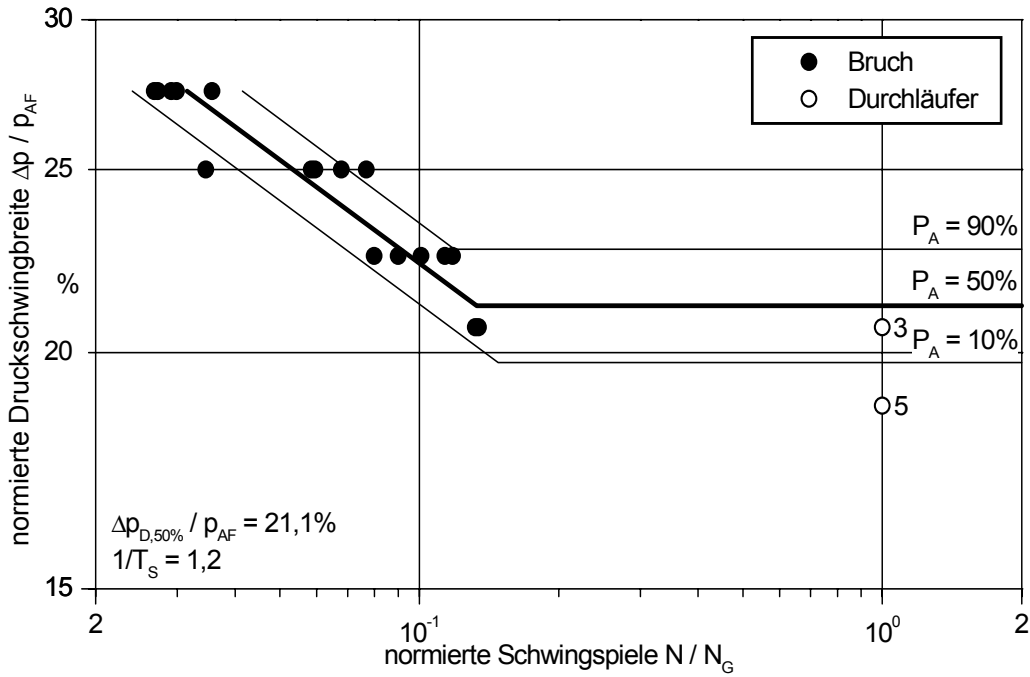
Anhang 33: Minimal mittels Ultraschall während des Innendruckpulsversuch detektierbare Anrisslänge im Rail normiert auf die Wanddicke s



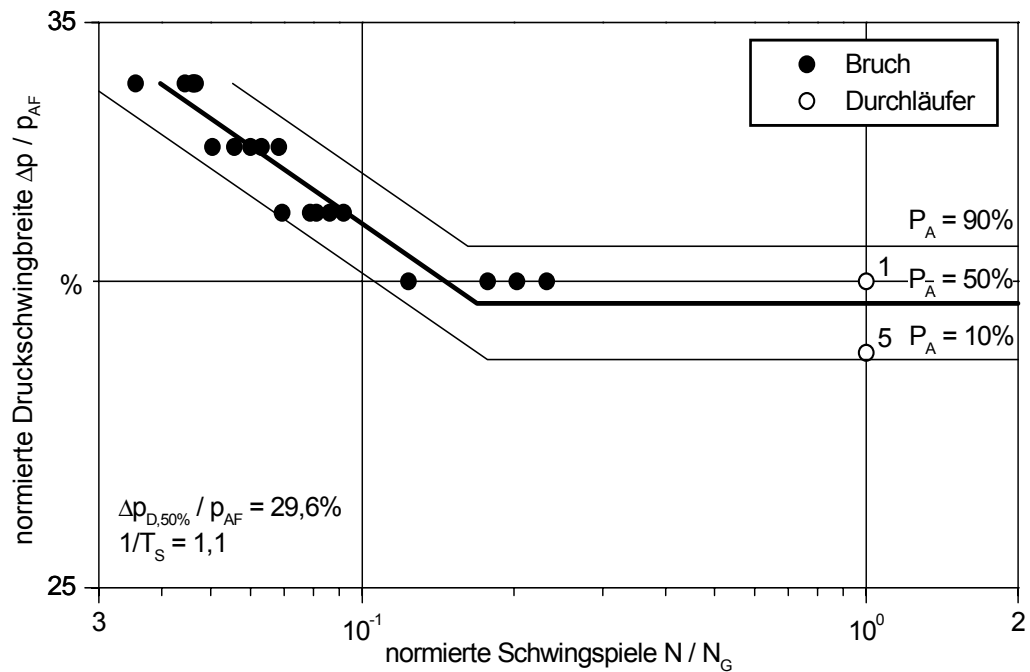
Anhang 34: Bauteilwöhlerdiagramm, RA1, Oberflächeneigenspannungen nach der Zerspanung



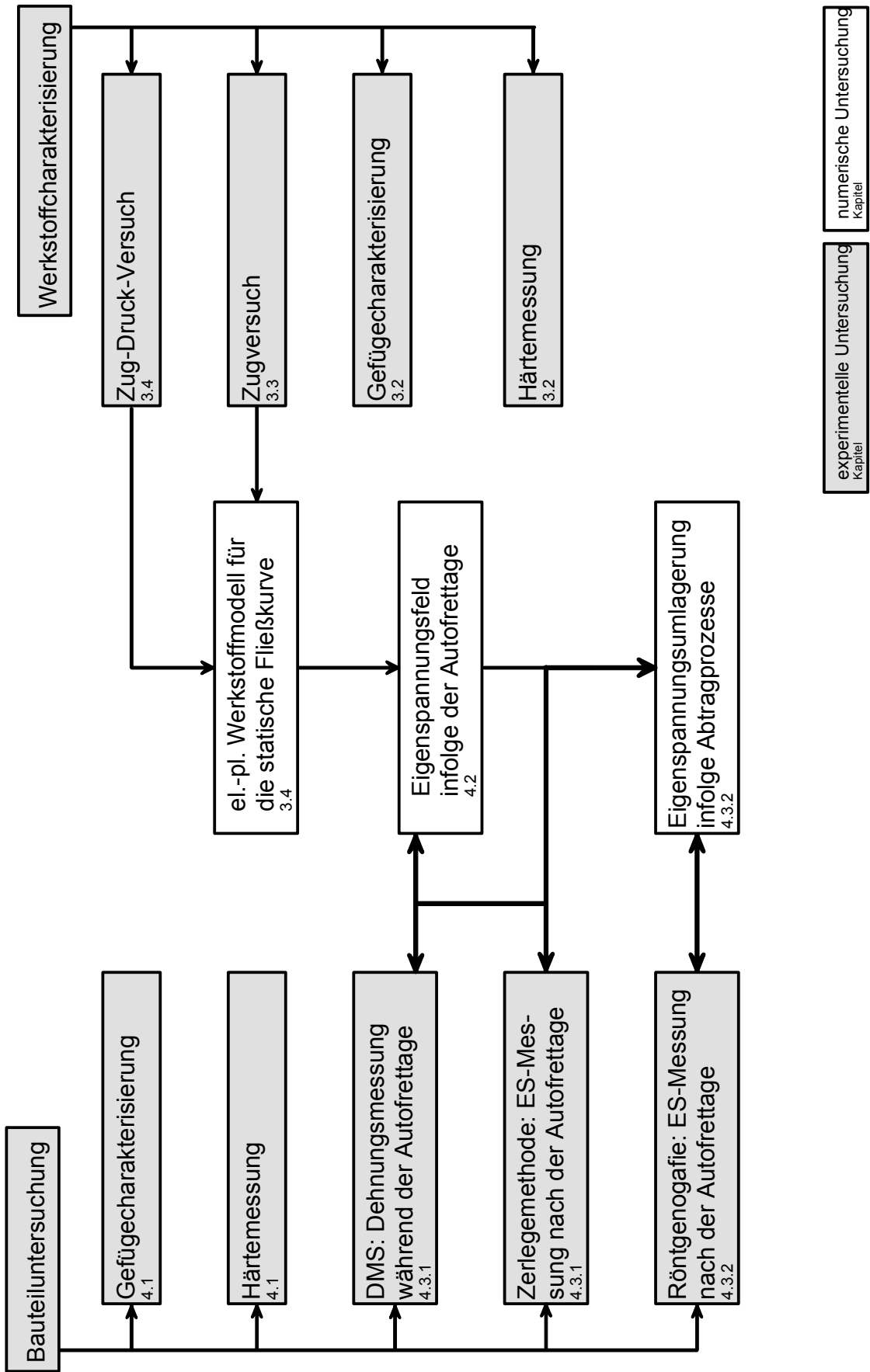
Anhang 35: Bauteilwöhlerdiagramm, RA1, eigenspannungsarmgeglüht nach der Zerspanung



Anhang 36: Bauteilwöhlerdiagramm, RA1, eigenspannungsarmgeglüht nach der Autofrettage



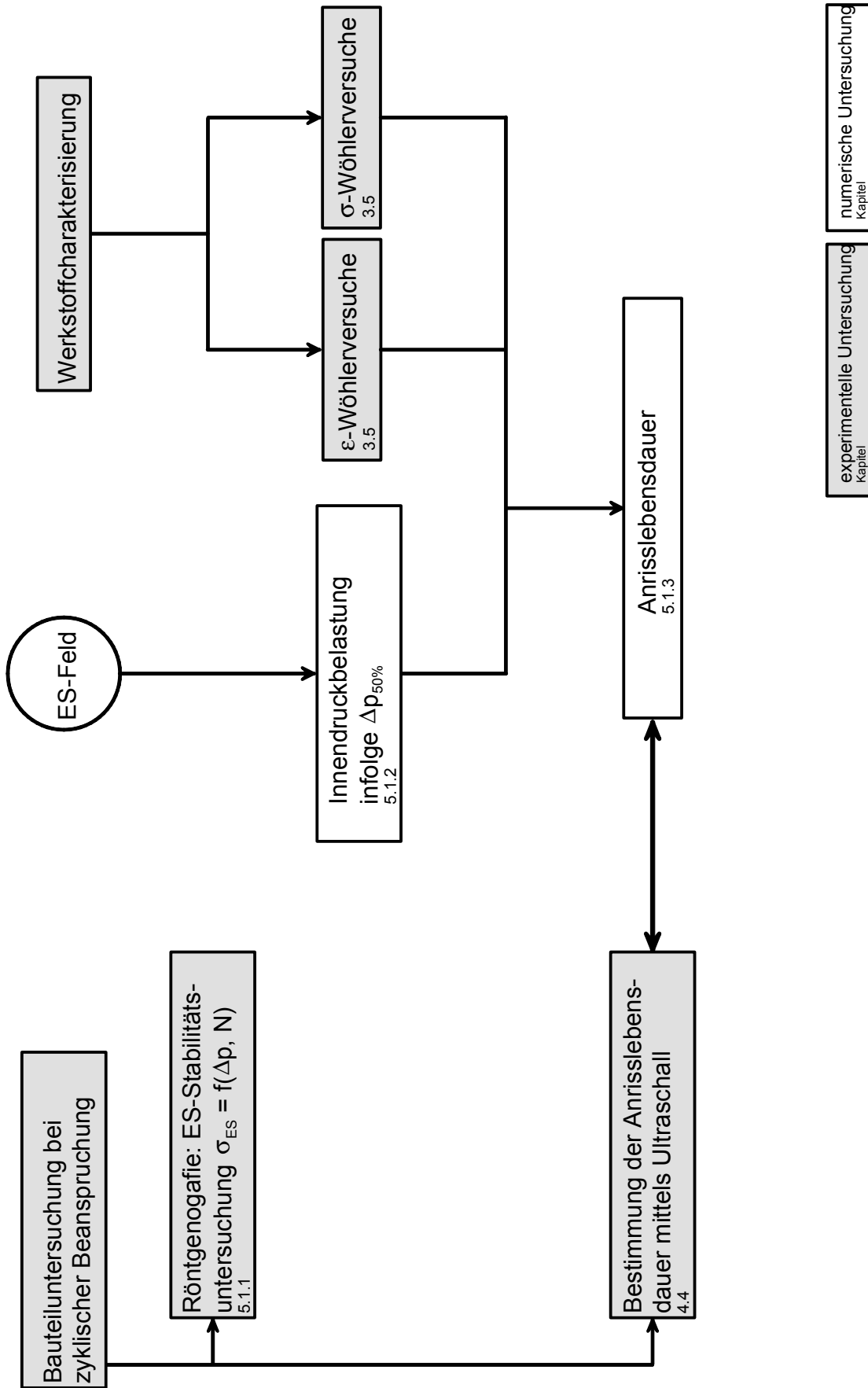
Anhang 37: Bauteilwöhlerdiagramm, RA2, ausgeprägtes Eigenspannungsfeld nach der Autofrettage, $p_{AF,red}$



numerische Untersuchung
Kapitel

experimentelle Untersuchung
Kapitel

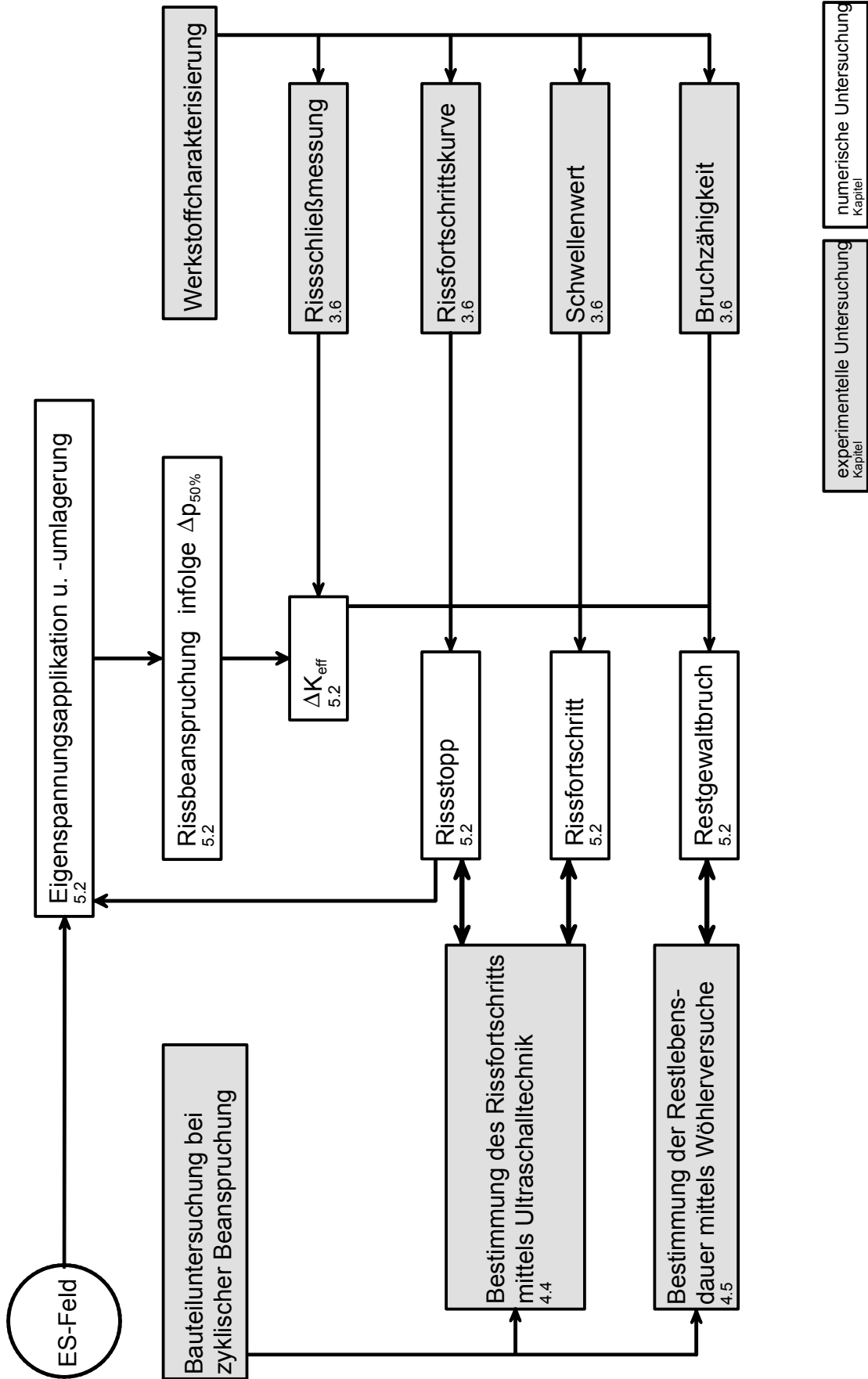
Anhang 38: Schema schwingbruchmechanisches Auslegungskonzept, Eigenspannungseinbringung



Anhang 39: Schema schwingbruchmechanisches Auslegungskonzept, Anrisslebensdauerphase

experimentelle Untersuchung
Kapitel

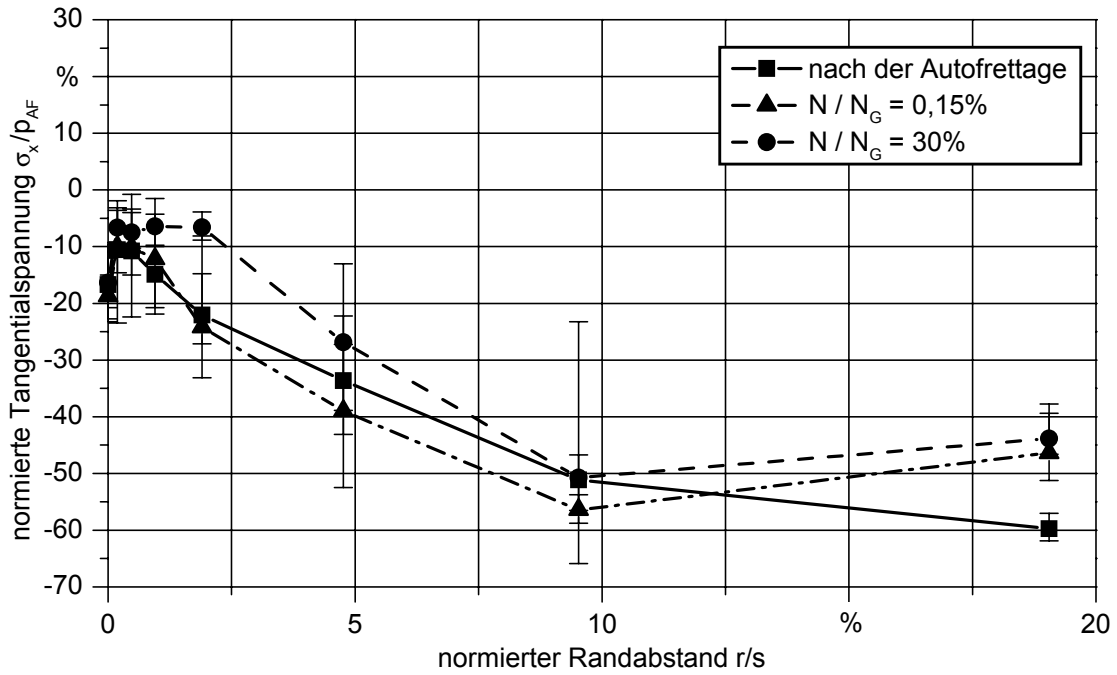
numerische Untersuchung
Kapitel



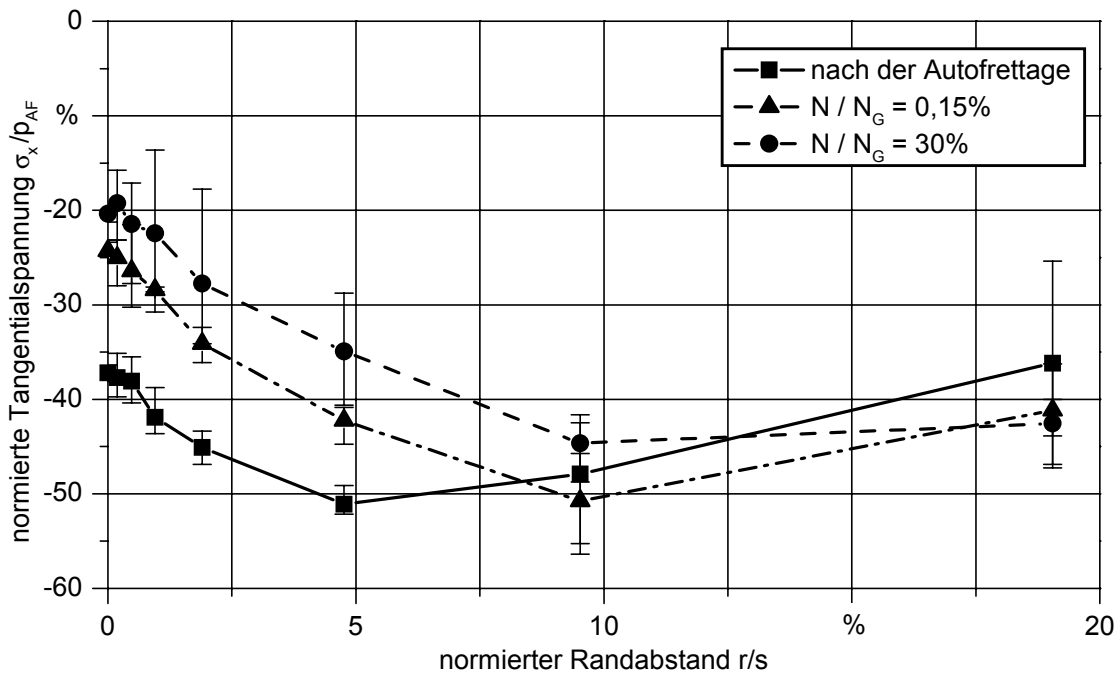
experimentelle Untersuchung
Kapitel

numerische Untersuchung
Kapitel

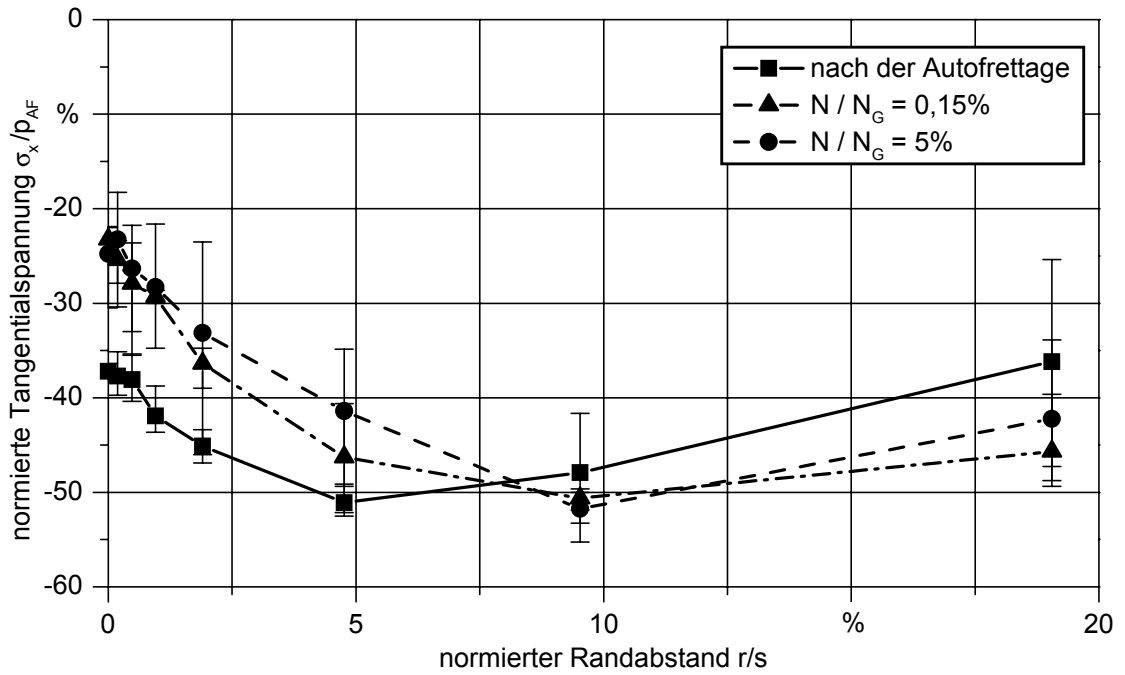
Anhang 40: Schema schwingbruchmechanisches Auslegungskonzept, Restlebensdauerphase



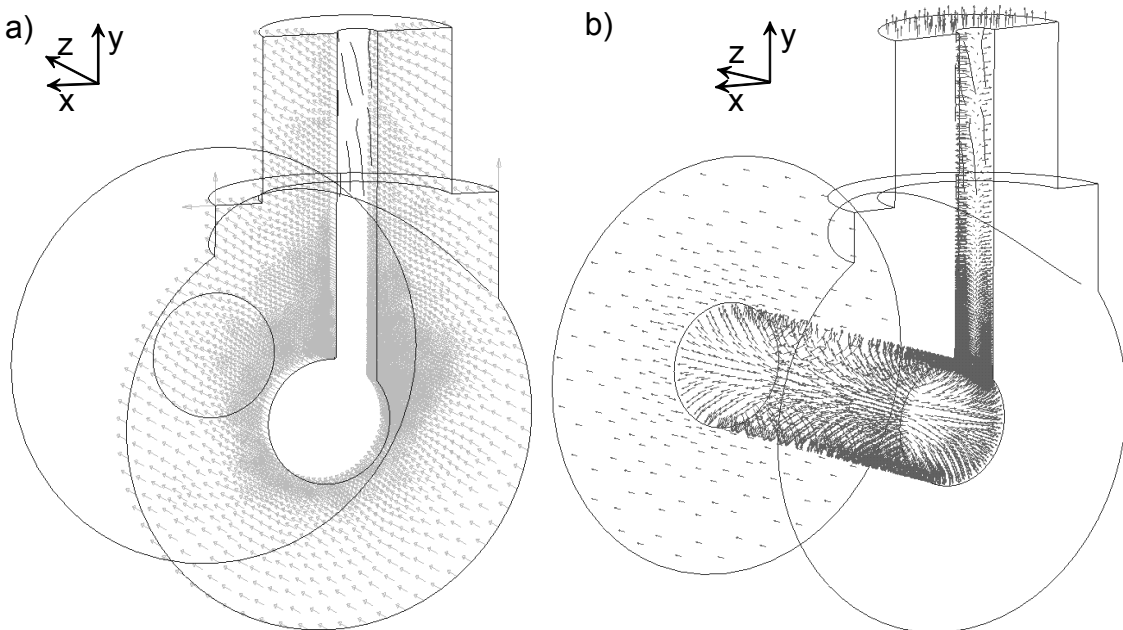
Anhang 41: Eigenspannungsverläufe in Abhängigkeit von der Schwingspielzahl, RA1,
 $\Delta p / \Delta p_{D,50\%} = 98,5\%$



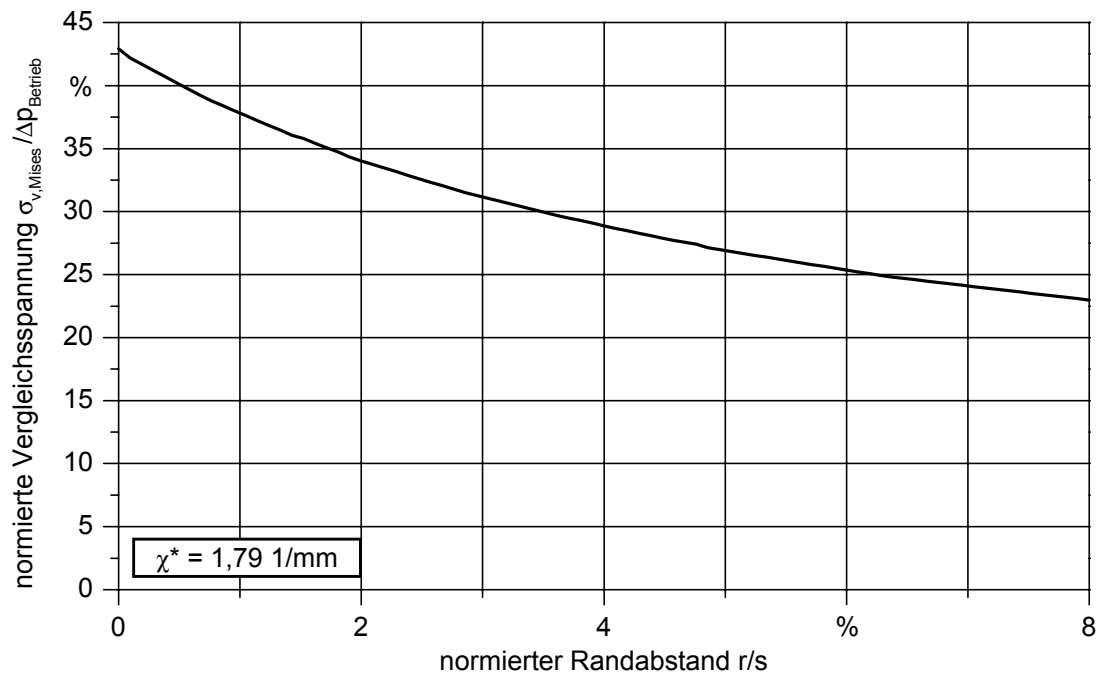
Anhang 42: Eigenspannungsverläufe in Abhängigkeit von der Schwingspielzahl, RA2,
 $\Delta p / \Delta p_{D,50\%} = 97,0\%$



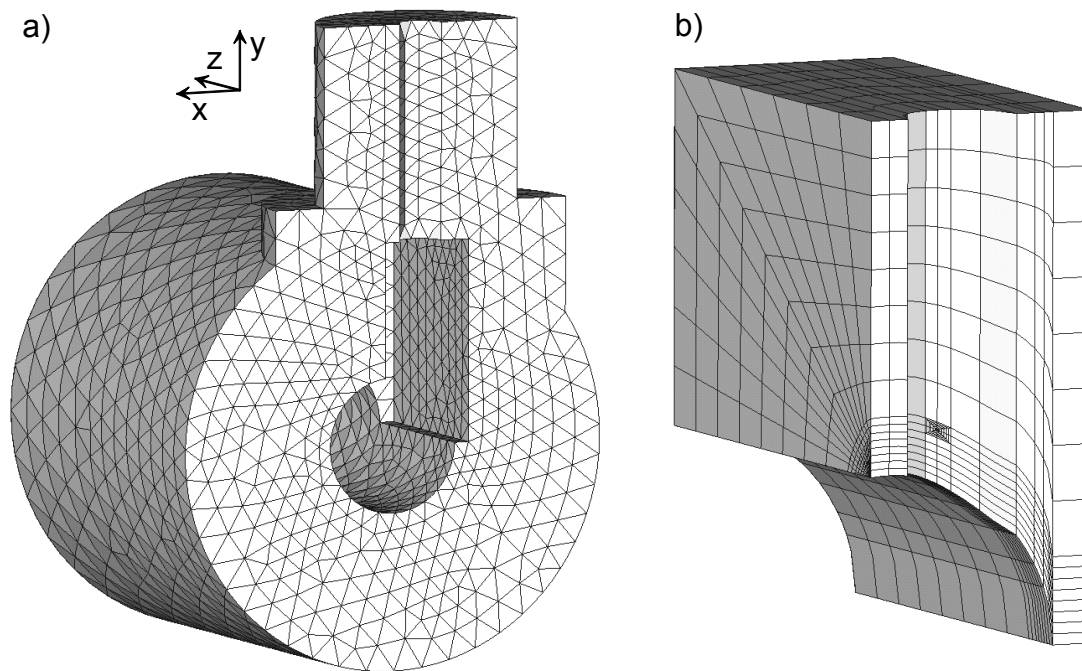
Anhang 43: Eigenspannungsverläufe in Abhängigkeit von der Schwingspielzahl, RA2,
 $\Delta p / \Delta p_{D,50\%} = 101,3\%$



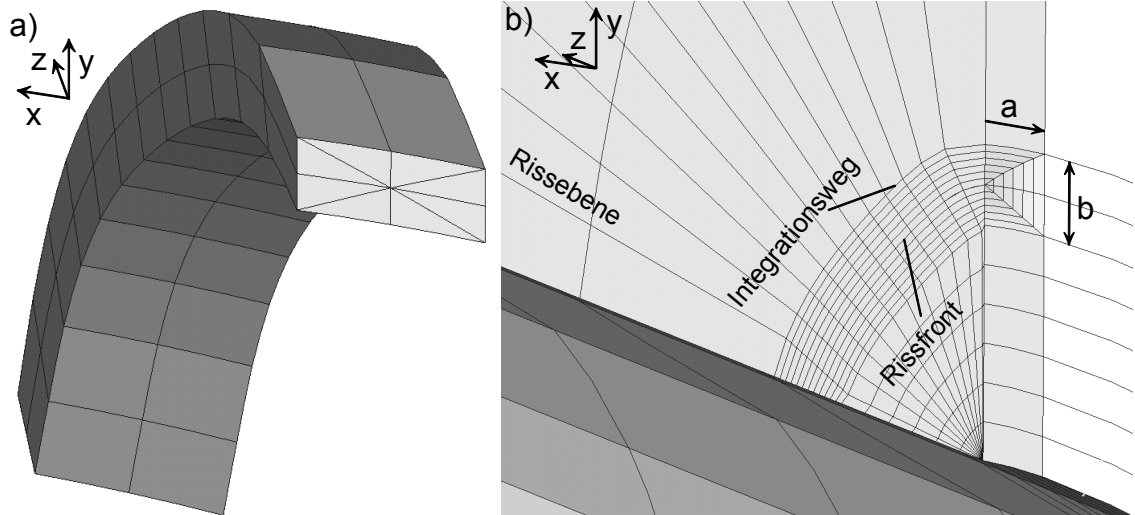
Anhang 44: Lagerung a) und Belastung b) des Globalmodells Railabschnitt im Betrieb



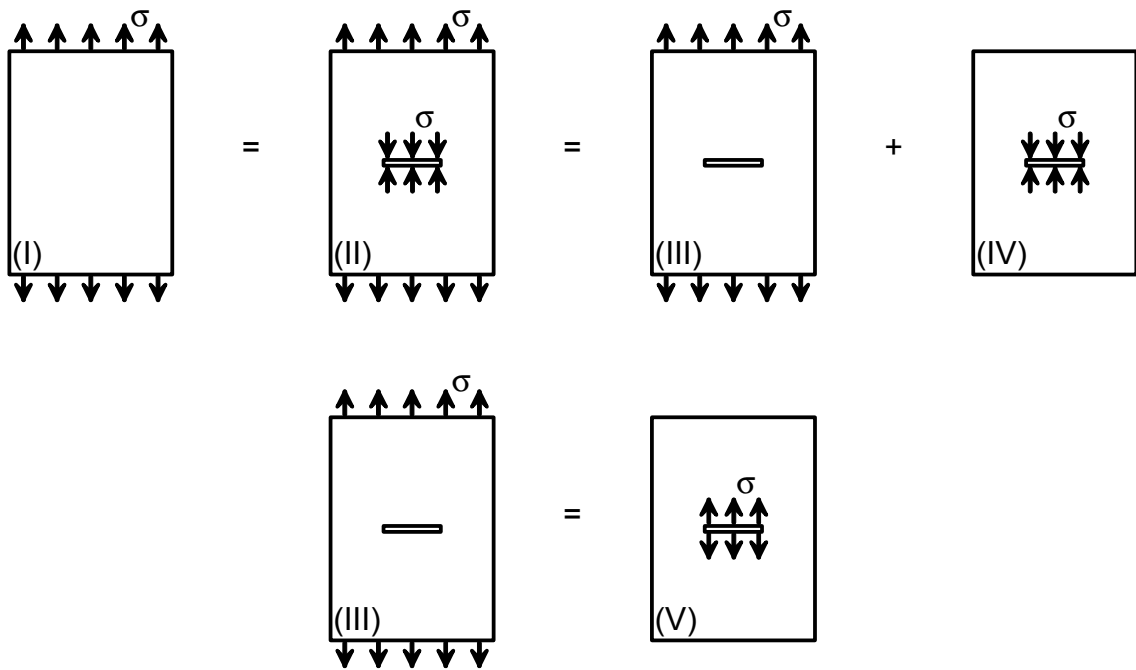
Anhang 45: bezogener Spannungsgradient χ^* an der Bohrungsverschneidung bei Betriebsbelastung



Anhang 46: 3D-Rissmodellierung mittels Crack-Block-Substrukturen a) Uncrack-Block, b) Crack-Block



Anhang 47: a) Degenerierte Elemente um die Rissfront, b) Rissvernetzung



Anhang 48: Superpositionsprinzip

Lebenslauf

Zur Person

Name	Marcus Michael Lechmann
geboren	09. November 1974 in Böblingen
Familienstand	verheiratet, 1 Kind

Schulbildung

1981 - 1985	Grundschule Altdorf
1985 - 1995	Schönbuch Gymnasium Holzgerlingen
	Abschluss: Allgemeine Hochschulreife

Soziale Tätigkeit

1993 - 2001	Katastrophenschutz, Organisation: FFW Altdorf
-------------	---

Studium

10/1995 – 06/2001	Studium der Fachrichtung Maschinenwesen an der Universität Stuttgart
	Abschluss: Diplom-Ingenieur

Praktische Tätigkeiten

07/1995 – 08/1995	Mercedes-Benz AG, Sindelfingen
07/2000 – 08/2000	Aluminium Co. of Egypt, Ägypten
10/2000 – 12/2000	MAHLE GmbH, Stuttgart

Berufstätigkeiten

06/2001 – 06/2004	Doktorand bei der Robert Bosch GmbH, Schwieberdingen Zentralbereich Forschung und Vorausesentwicklung
seit 07/2004	Angestellter bei der Robert Bosch GmbH, Schwieberdingen Zentralbereich Forschung und Vorausesentwicklung