



TECHNISCHE UNIVERSITÄT MÜNCHEN
TUM School of Engineering and Design

Einfluss mikroskopischer Fehlstellen auf die Zahnfußtragfähigkeit

Daniel Fuchs

Vollständiger Abdruck der von der TUM School of Engineering and Design der
Technischen Universität München zur Erlangung eines

Doktors der Ingenieurwissenschaften (Dr.-Ing.)

genehmigten Dissertation.

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. Veit St. Senner

Prüfer der Dissertation:

1. Prof. Dr.-Ing. Karsten Stahl
2. Prof. Dr.-Ing. habil. Franz Hoffmann
3. Prof. Dr.-Ing. Hartmut Hoffmann

Die Dissertation wurde am 24.06.2022 bei der Technischen Universität München
eingereicht und durch die TUM School of Engineering and Design
am 31.01.2023 angenommen.

Vorwort

Die vorliegende Dissertation entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter und Teamleiter am Lehrstuhl für Maschinenelemente, Forschungsstelle für Zahnräder und Getriebesysteme (FZG) der Technischen Universität München. Sie basiert auf zwei bearbeiteten Forschungsvorhaben (AVIF-FVA 293 IV „Späte Zahnfußbrüche / Reinheitsgrad II“ und AiF-FVA 848 I „Grobkorn“), eigenen Veröffentlichungen, betreuten studentischen Arbeiten und Ergebnissen betreuter studentischer und wissenschaftlicher Hilfskräfte.

Mein Dank gilt allen, die mich auf dem Weg zur Promotion unterstützt und begleitet haben. Insbesondere danken möchte ich...

... Herrn Prof. Dr.-Ing. Karsten Stahl, meinem Doktorvater und dem Leiter der FZG, für die Betreuung der Arbeit, dem entgegengebrachten Vertrauen sowie für das außergewöhnliche Arbeitsumfeld an der FZG.

... Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Franz Hoffmann und Herrn Prof. Dr.-Ing. Hartmut Hoffmann für die Übernahme des Koreferats sowie Herrn Prof. Dr.-Ing. Veit St. Senner für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

... Herrn Dr.-Ing. Thomas Tobie, meinem Abteilungsleiter, für das entgegengebrachte Vertrauen, für die unzähligen fachlichen Diskussionen und die vielen Freiheiten, die ich im Rahmen meiner Arbeit genießen durfte.

... meinen Kollegen in der Abteilung Stirnräder und meinen Teammitgliedern.

... meinen langjährigen, zahlreichen Bürokollegen.

... allen Mitarbeitern an der FZG.

... meinen zahlreichen studentischen und wissenschaftlichen Hilfskräften, Bacheloranden, Semestranden und Masteranden.

... meinen „FZG“-Freunden in alphabetischer Reihenfolge: Yves Barth, Niklas Blech, Holger Cermak, Michael Geitner, Christian Güntner, Michael Hein, Christopher Illenberger, Marco Miletì, Sascha Rommel, Nadine Sagraloff, Benedikt Siewerin, Adrian Sorg, Christian Weber und Karl Jakob Winkler.

... meinen weiteren Freunden für ihre jahrzehntelange Freundschaft.

... meinen Eltern Angelika und Johannes Fuchs, ohne die dies alles nicht möglich gewesen wäre und die mich immer, auch in schweren Zeiten, unterstützt und gefördert haben, nie an mir gezweifelt haben und mir viel Geduld entgegengebracht haben. Danke für Alles!

... meiner Schwester Janina und meiner Nichte Franziska Marie.

... meiner Frau Jaqueline, meu amor. Danke für Alles! Te amo muito!

Daniel Fuchs

Kressbronn am Bodensee, im März 2023

Kurzfassung

Optimierte Bearbeitungsschritte zur gezielten Einbringung von Druckeigenspannungen in die oberflächennahe Randschicht ermöglichen eine Steigerung der Zahnradtragfähigkeit. Deren Auswirkung ist jedoch meist auf die äußerste Randschicht begrenzt, weshalb tieferliegenden Werkstoffbereichen eine größere Bedeutung zukommt. Dabei spielen hinsichtlich der Zahnfußtragfähigkeit u. a. mikroskopische Fehlstellen (z. B. nicht-metallische Einschlüsse und grobe Körner) eine wesentliche Rolle. Diese können zu einer Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche und somit zum Ausfall des Zahnrades führen. Dieses Schadensphänomen einer Bruchlinse ist zwar in der Literatur bekannt, jedoch liegen bislang noch keine Kenntnisse zur gezielten Vermeidung dieser Schäden sowie deren Grenzwerte vor, weshalb das durch die Druckeigenspannungen erhoffte Tragfähigkeitspotential nicht zuverlässig genutzt werden kann. Ziel dieser Arbeit ist es deshalb, den derzeitigen Stand des Wissens zum Einfluss mikroskopischer Fehlstellen auf die Zahnfußtragfähigkeit zu erweitern.

Abstract

Optimized machining steps for the targeted introduction of compressive residual stresses in the surface-near material layer enable an increase in the gear load carrying capacity. However, their effect is usually limited to the outermost surface layer, which is why deeper material areas are of greater importance. Microscopic defects (e.g. non-metallic inclusions and coarse grains) play an important role with regard to the tooth root bending strength. These can lead to crack initiation below the surface and thus to gear failure. Although this damage phenomenon "fisheye" is already known in the literature, there is yet no knowledge of how to specifically avoid this failure and its limit values, which is why the load carrying potential hoped for through compressive residual stresses cannot be reliably exploited. Therefore, the aim of this work is to extend the current state of knowledge on the influence of microscopic defects on the tooth root bending strength.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
2	Stand des Wissens	3
2.1	Grundlagen zum Tragfähigkeitsverhalten und der Bruchcharakteristik wärme- und strahlbehandelter Bauteile unter Biegebeanspruchung im Bereich hoher Lastspielzahlen	3
2.2	Auswirkungen mikroskopischer Fehlstellen auf die (Zahnrad)Tragfähigkeit.....	6
2.3	Einflussfaktoren aus der Stahlherstellung auf das Auftreten, das Erscheinungsbild und die Verteilung von nicht-metallischen Einschlüssen	8
2.4	Einflussfaktoren aus der Stahlherstellung und Wärmebehandlung auf die Korngrößenausbildung	11
2.5	Methoden zur Werkstoffcharakterisierung von Stahlwerkstoffen	12
2.6	Grundlagen und Grenzen genormter Berechnungsverfahren.....	13
2.7	Modellvorstellungen zur Beurteilung der lokalen Bauteiltragfähigkeit bei Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche	14
3	Forschungsfrage, Zielsetzung und Lösungsweg	21
3.1	Ableitung der Forschungsfrage und Zielsetzung	21
3.2	Lösungsweg.....	22
3.3	Versuchsprogramm.....	23
3.4	Prüfverzahnungen.....	24
3.5	Prüfeinrichtungen und Prüfbedingungen	27
3.6	Auswerteverfahren.....	31
3.7	Fehler- und Einflussbetrachtung	38
4	Wesentliche Grundwerkstoff- und Prüfradeigenschaften	41
4.1	Reinheitsgrad.....	41
4.2	Korngröße	43
4.3	Härtetiefenverlauf.....	44
4.4	Eigenspannungen und Restaustenitgehalt	46
4.5	Chemische Zusammensetzung der nicht-metallischen Einschlüsse	48
5	Experimentelle Ergebnisse zur Zahnfußtragfähigkeit	51
5.1	Arbeitspaket 1 – Statistische Absicherung.....	52
5.2	Arbeitspaket 2 – Neue optimierte Werkstoffschmelzen	54
5.3	Arbeitspaket 3 – Korngröße und Wechselwirkungen.....	57
5.4	Grundlegende Bruchflächenanalyse	58
5.5	Zusammenfassung der experimentellen Ergebnisse.....	60

6	Analyse und Diskussion der experimentellen Ergebnisse	63
6.1	Arbeitspakete 1 und 2 – Nicht-metallische Einschlüsse	63
6.2	Arbeitspaket 3 – Korngröße und Wechselwirkungen.....	72
6.3	Zusammenfassung	74
7	Detaillierte Charakterisierung der Bruchlinien.....	75
7.1	Rissinitiierungen an nicht-metallischen Einschlüssen.....	75
7.2	Rissinitiiierung an Körnern.....	86
7.3	Interpretation der Bruchflächen.....	95
7.4	Zusammenfassung	101
8	Modellvorstellung zum Einfluss mikroskopischer Fehlstellen.....	103
8.1	Nicht-metallische Einschlüsse	103
8.2	Körner	115
8.3	Zusammenfassung	117
9	Ableitung eines normfähigen, vereinfachten Berechnungsansatzes	119
9.1	Faktor zur Berücksichtigung des Eigenspannungszustandes im Zahnfuß	120
9.2	Erweiterung des Lebensdauerfaktors nach ISO 6336	122
9.3	Umwertung von Pulsator- auf Laufversuch.....	127
9.4	Analyse von Einflussfaktoren vorangegangener Arbeiten	129
9.5	Erweiterter genormter Berechnungsansatzes.....	130
9.6	Einordnung in das Festigkeitsschaubild nach ISO 6336.....	131
9.7	Zusammenfassung	135
10	Zusammenfassung und Ausblick.....	137
11	Literaturverzeichnis	141
12	Veröffentlichungen und betreute Studienarbeiten	159
A.	Anhang.....	165
A.1.	Prozessparameter der Wärmebehandlung der Korngrößenvarianten	165
A.2.	Kenngößen zur Bestimmung der Zahnfußspannungen im Laufversuch	166
A.3.	Dokumentation des Grundwerkstoffs und der Prüfzahnräder	167
A.4.	Chemische Analyse nicht-metallischer Einschlüsse	194
B.	Dissertationen der FZG	195

Nomenklatur

Abkürzungen

AlN	Aluminiumnitrid
AP	Arbeitspaket
ASTM	American Society for Testing and Materials
C	Kohlenstoff
CO ₂	Kohlen(stoff)dioxid
d.h.	das heißt
DIN	Deutsches Institut für Normung e.V.
EDS	Energiedispersive Röntgenspektroskopie
EDX	Energy-dispersive X-ray spectroscopy
EN	Europäische Norm
ESU	Elektroschlacke-Umschmelzen
EU	Europäische Union
Fa.	Firma
FEM	Finite-Element-Methode
FGA	Fine granular area
FVA	Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V.
GBF	Granular-bright facet
ggf.	gegebenenfalls
HCF	High Cycle Fatigue
ISO	International Organization for Standardization
KG	Korngrößenvariante
KGr	Korngröße
L	Laufversuch
LCF	Low Cycle Fatigue
LEVD	Größte Extremwertverteilung
MnS	Mangansulfid
NMI	Nicht-metallischer Einschluss
ODA	Optically dark area
OES	Funkenspektrometrie (<i>Optical Emission Spectrometry</i>)
OW	Optimierter Werkstoff
P	Pulsatorversuch
PDA	Einzelfunkenanalyse (<i>Pulse Discrimination Analysis</i>)
PKW	Personenkraftwagen
RA	Restaustenit
REM	Rasterelektronenmikroskop
RHG	Reinheitsgrad
RSA	Rough surface area
SAE	Society of Automotive Engineers
SEP	Stahl-Eisen-Prüfblatt
US-TT	Ultraschall-Tauchtechnik
VHCF	Very High Cycle Fatigue
z. B.	zum Beispiel

Zeichen

Zeichen	Einheit	Bezeichnung
area	μm^2	Projizierte Fläche des nicht-metallischen Einschlusses
area _{ODA}	μm^2	Projizierte Fläche des nicht-metallischen Einschlusses + ODA
α_{Fn}	°	Kraftangriffswinkel im Pulsator
α_n	°	Normaleingriffswinkel
b	mm	Zahnbreite
$f_{1\%F}$	–	Umwertungsfaktor (Zahnfuß) für 50 % auf 1 % Ausfallwahrscheinlichkeit
F_{Pn}	N	Normalkraft im Pulsator
F_t	N	(Nenn)Umfangskraft am Teilkreis
h_{Fn}	mm	Biegehebelarm für Zahnfußbeanspruchung
H_V	kgf/mm ²	Vickershärte
K_A	–	Anwendungsfaktor
$K_{F\alpha}$	–	Stirnfaktor (Zahnfuß)
$K_{F\beta}$	–	Breitenfaktor (Zahnfuß)
$K_{I_{max}}$	MPa · $\sqrt{\text{m}}$	Spannungsintensitätsfaktor
K_v	–	Dynamikfaktor
M	–	Mittelspannungsempfindlichkeit
M_E	–	Eigen Spannungsempfindlichkeit
m_n	mm	Normalmodul
q_s	–	Kerbparameter
ρ_F	mm	Fußrundungsradius im Berührungspunkt der 30°-Tangente
s_{Fn}	mm	Zahnfußdickensehne
σ_{ES}	N/mm ²	Eigen Spannungen
σ_F	N/mm ²	Zahnfußspannung
σ_{F0}	N/mm ²	Zahnfuß-Nennspannung
$\sigma_{F0\infty, \text{Lauf}}$	N/mm ²	Dauerfest ertragbare Zahnfuß-Nennspannung im Laufversuch
$\sigma_{F0\infty, 50\%}$	N/mm ²	Dauerfest ertragbare Zahnfuß-Nennspannung (50 % Ausfallwahrscheinlichkeit)
σ_{FE}	N/mm ²	Dauerfestigkeit der ungekerbten Probe
$\sigma_{F \text{ lim}}$	N/mm ²	Zahnfußdauerfestigkeit nach DIN 3990/ISO 6336
σ_W	MPa	Biegewechselfestigkeit
x	1/mm ²	Umrechnungsfaktor
Y_β	–	Schrägenfaktor (Zahnfuß)
$Y_{CHD, FVA740I}$	–	Einsatzhärtungsfaktor (Zahnfuß) nach FVA 740 I
$Y_{\delta \text{ relT}}$	–	Relative Stützziffer
Y_F	–	Formfaktor
$Y_{R \text{ relT}}$	–	Relativer Oberflächenfaktor
Y_S	–	Spannungskorrekturfaktor
Y_{ST}	–	Spannungskorrekturfaktor der Referenzprüfräder
Y_X	–	Größenfaktor (Zahnfuß)
$Y_{X, FVA410II}$	–	Größenfaktor (Zahnfuß) nach FVA 410 II

Bei der aufgeführten Übersicht handelt es sich um einen Auszug der wichtigsten Zeichen. In der Arbeit sind unter jeder Gleichung die jeweiligen Zeichen mit der dazugehörigen Einheit erläutert.

1 Einleitung

In den letzten Jahren sind die PKW-Neuzulassungen in Deutschland im Leistungssegment über 100 kW um ca. 21 % gestiegen (siehe Bild 1-1). Dieser Trend ist auch weltweit zu beobachten. Ein zweiter Trend ist, dass immer mehr PKW in Leichtbauweise gebaut werden, um z. B. die CO₂-Werte zu verbessern und EU-Vorschriften zu erfüllen. Um die Leistung zu steigern, müssen Getriebe und Antriebsstrang deshalb robuster gestaltet werden, was jedoch das Getriebegewicht erhöht. Die beiden Trends scheinen also widersprüchlich zu sein.

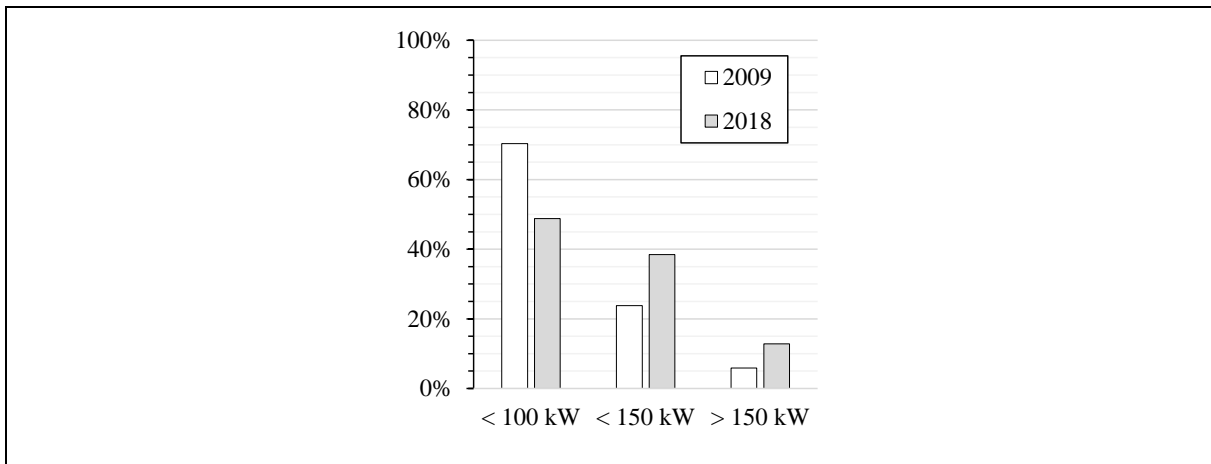


Bild 1-1: Neuzulassungen von Pkw in Deutschland in den Jahren 2009 und 2018, eingeteilt in Leistungsklassen, basierend auf den Daten von [Kra10, Kra19] (aus [Fuc22e])

Um beide Ziele zu erreichen, können Zahnräder in Getrieben einsatzgehärtet und zusätzlich kugelgestrahlt werden. Die durch das Kugelstrahlen eingebrachten hohen Druckeigenstressungen bewirken eine Erhöhung der Zahnfußtragfähigkeit, da das Anstrengungsmaximum nicht mehr an der Oberfläche, sondern darunterliegt. Forschungsergebnisse zeigen, dass die Zahnfußtragfähigkeit von (duo-)kugelgestrahlten Zahnrädern im Vergleich zu ungestrahlten Zahnrädern um bis zu 48 % gesteigert werden kann. Dies hat zur Folge, dass ein höheres Drehmoment übertragen werden kann. In einigen Fällen ist es auch möglich, das Getriebe bei gleicher Leistung kleiner zu gestalten.

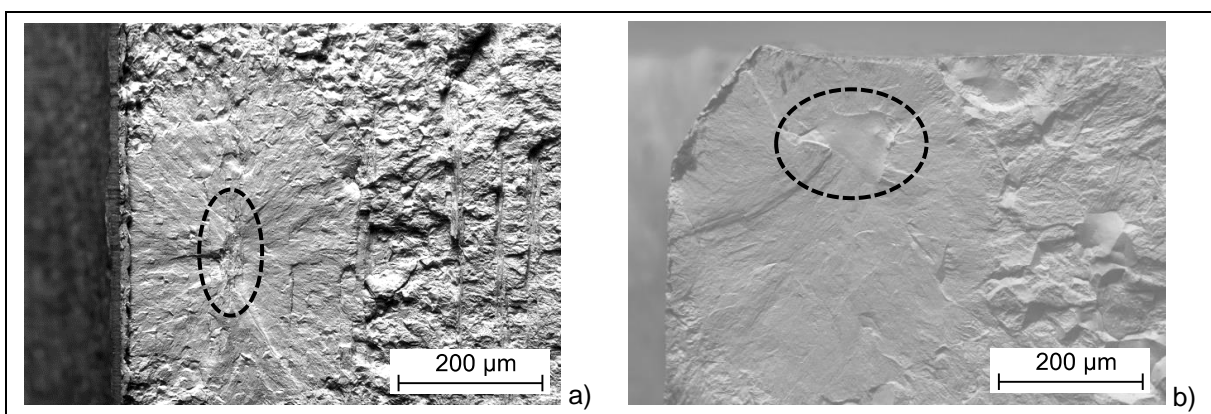


Bild 1-2: Exemplarische Bruchlinsen einer Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche auf Bruchflächen im Zahnfuß einsatzgehärteter, kugelgestrahlter Zahnräder an einem a) nicht-metallischen Einschluss und b) Korn

Da die Wirkung dieser eingebrachten Druckeigenstressungen jedoch in der Regel lediglich auf den oberflächennahen Randbereich beschränkt ist, kommt den tieferliegenden Werkstoffbereichen hinsichtlich der Schadensinitiierung eine größere Bedeutung zu. Eine Rissinitiierung unterhalb der Bauteiloberfläche aufgrund eines Überschreitens der lokalen Beanspruchbarkeit

des Werkstoffes kann zum unerwarteten und plötzlichen Ausfall des Zahnrades führen, wodurch das erhoffte Tragfähigkeitspotential nicht zuverlässig genutzt werden kann. Üblicherweise finden diese Rissinitiierungen in der Bauteiltiefe an einer mikroskopischen Fehlstelle in der Werkstoffmatrix statt. Solche mikroskopischen Fehlstellen können z. B. nicht-metallische Einschlüsse oder grobe Körner sein (siehe Bild 1-2).

Zur Bestimmung der Zahnfußtragfähigkeit von Zahnrädern werden in der Regel experimentelle Untersuchungen durchgeführt. Für Pulsatorversuche wird üblicherweise eine Grenzlastspielzahl von $3 \cdot 10^6$ (siehe [ISO16a]) bzw. $6 \cdot 10^6$ (siehe [Tob12]) gewählt. Für die meisten Zahnradwerkstoffe gilt dieser Bereich als Beginn des Bereichs der Dauerfestigkeit. Untersuchungen haben jedoch gezeigt, dass bei einsatzgehärteten, kugelgestrahlten Zahnrädern Zahnfußbruchschäden an mikroskopischen Fehlstellen auch noch im und oberhalb des sehr hohen Lastspielbereichs auftreten. Dies bedeutet, dass bei höheren Lastspielzahlen eine weitere Verringerung der Tragfähigkeit zu erwarten ist, was in den Referenz-Dauerfestigkeitsversuchen bislang nicht erfasst wird. Es stellt sich die Frage, ob bei höheren Lastspielzahlen eine signifikante Abnahme der Tragfähigkeit vorliegt und ob Pulsatorversuche bei höheren Lastspielzahlen – oder sogar Versuche im Laufprüfstand – notwendig sind, um eine angemessene Dauerfestigkeitsgrenze von einsatzgehärteten, kugelgestrahlten Zahnrädern zu ermitteln. Die vorliegende Arbeit geht dieser und weiteren Fragen nach.

2 Stand des Wissens

Ein wesentlicher Schadensmechanismus bei Zahnrädern ist der Zahnfußbruch. Hierbei wird nach NIEMANN UND WINTER [Nie03] zwischen Gewalt-, Schwing-, und Zahneckbruch unterschieden. Der Bruch eines ganzen Zahnes führt meist zu einem Totalausfall des Getriebes. Bei Teil-Ausbrüchen kann der Betrieb gegebenenfalls mit verringerter Belastung fortgeführt werden.

Druckeigenspannungen werden bereits während dem häufig angewandten und praxisüblichen Einsatzhärten in das Zahnrad eingebracht. Das rasche Abschrecken ruft große Temperaturunterschiede zwischen Rand und Kern hervor. Hierbei erkaltet zuerst die Randschicht. Der Kern kühlt anschließend ab und würde schrumpfen, was jedoch durch die schon abgeschreckte bzw. erkaltete Oberfläche behindert wird. Daraus folgen in der Randzone Druck- und im Kern Zugeigenspannungen. [Bar12, Hor19]. Die vorliegende Martensitbildung während des raschen Abschreckens führt darüber hinaus zu weiteren Spannungen im Gefüge. Mit einer Kugelstrahlbehandlung des Zahnfußbereichs eines einsatzgehärteten Zahnrades, können noch höhere, positiv wirkende Druckeigenspannungen eingebracht werden. Diese können zu einer weiteren Tragfähigkeitssteigerung führen, da durch die Druckeigenspannungen eine Rissinitiierung an der Oberfläche gehemmt wird. Jedoch kann, insbesondere im Bereich hoher Lastspielzahlen, dadurch eine Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche an spannungsüberhöhenden mikroskopischen Fehlstellen auftreten. Dieser Effekt ist derzeit, z. B. im Hinblick auf die Rissentstehung und den Rissfortschritt, noch Stand der Forschung. Zudem wird eine Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche derzeit noch nicht in standardisierten, genormten Berechnungsverfahren, wie in ISO 6336 [ISO16b] oder DIN 3990 [DIN87], berücksichtigt.

2.1 Grundlagen zum Tragfähigkeitsverhalten und der Bruchcharakteristik wärme- und strahlbehandelter Bauteile unter Biegebeanspruchung im Bereich hoher Lastspielzahlen

In ISO 6336, Teil 5 [ISO16a] wird derzeit für einsatzgehärtete Zahnräder der Werkstoffqualität MQ eine konservative, potentielle Tragfähigkeitssteigerung durch einen Kugelstrahlprozess von bis zu 10 % und für die Werkstoffqualität ME von bis zu 5 % ausgewiesen. Die Referenzfestigkeitswerte für einsatzgehärtete Zahnräder aus Einsatzstahl der Werkstoffqualität MQ wurden laut ISO 6336, Teil 5 [ISO16a] anhand industriell reinigungsgestrahler Zahnräder ermittelt.

In [Die87] wird bei Zahnrädern eine Zahnfuß-Tragfähigkeitssteigerung durch Kugelstrahlen von ca. 30 % angegeben. Druckeigenspannungen von bis zu -1400 MPa durch einen Kugelstrahlprozess sind z. B. nach [Pey00] belegt. EPP ET AL. [Epp13] zeigen ebenfalls, dass durch die Einbringung von Druckeigenspannungen Tragfähigkeitssteigerungen im Zahnfuß je nach Verfahren von ca. 16 bis 48 % möglich sind. Das durchgeführte Duo-Kugelstrahlen wies hierbei den höchsten Wert von 48 % auf. HIRSCH [Hir83] belegt, dass durch eine Kugelstrahlbehandlung von Zahnrädern eine Steigerung der Dauertragfähigkeit gegenüber dem ungestrahlten Zustand von bis zu 36 % möglich ist. Die Druckeigenspannungen erhöhen sich von ca. -200 MPa im ungestrahlten Zustand durch den Strahlprozess auf ca. -1000 bis -1200 MPa in einer Werkstofftiefe von ca. 0,03 bis 0,08 mm. Die Strahlbehandlung hat hierbei einen Einfluss bis zu einer Werkstofftiefe von ca. 0,25 mm. Zudem zeigt er allerdings, dass die Baugröße „praktisch keinen Einfluss“ auf die Eigenspannungsbildung in der Tiefe hat. Zudem weist HIRSCH nach, dass ein erhöhter Restaustenitgehalt die erreichbare Dauertragfähigkeit von kugelgestrahlten Zahnrädern um ca. 6 % mindert.

Im Bereich der Betriebsfestigkeit werden, neben der klassischen Wöhlerlinie nach „Palmgren-Miner Original“, weitere Ansätze für eine Modifikation der Wöhlerkurve gegeben, wie z. B. die Ansätze „Palmgren-Miner modifiziert“ und „Palmgren-Miner elementar“. [San18] NISHIJIMA UND KANAZAWA [Nis99] zeigen einen Ansatz mit einem gestuften Verlauf einer Wöhlerlinie, welcher für kugelgestrahlte Bauteile abgeleitet wurde. Im Bereich der Dauerfestigkeit einer üblichen Wöhlerlinie eines ungestrahlten Bauteils ist im gestrahlten Zustand das Risswachstum von Mikrorissen gehemmt und diese wachsen nicht mehr weiter. Sie zeigen zudem, dass trotz höherer möglicher Tragfähigkeiten bei kugelgestrahlten Bauteilen bei höheren Lastspielzahlen Risse unterhalb der Oberfläche an Fehlstellen auftreten können. Dadurch ergibt sich eine zweistufige Wöhlerlinie. Die erste Stufe stellt den Bereich einer Rissinitiierung an der Oberfläche dar, welcher aufgrund der in die Randschicht eingebrachten hohen Druck-Eigenstressspannungen zu höheren Tragfähigkeiten hin verschoben ist. Im Bereich der zweiten Stufe werden in [Nis99] die Risse unterhalb der Oberfläche an nicht-metallischen Einschlüssen initiiert, was zu einer Tragfähigkeitsminderung im Bereich hoher Lastspielzahlen führt.

BATHIAS präsentiert in [Bat13] ein Gigacycle-Konzept einer Wöhlerlinie. Hierbei fällt bis in den Bereich hoher Lastspielzahlen die Tragfähigkeit immer weiter ab. In [Zha11] wird für nitrocarburisierte, nachträglich oxidierte Proben eine Wöhlerlinie mit einem horizontalen Ast, d.h. ohne Tragfähigkeitsabfall, im Dauerfestigkeitsgebiet bis zu einer Grenzlastspielzahl von 10^9 angegeben. MURAKAMI ET AL. [Mur99] geben im Bereich hoher Lastspielzahlen ($> 10^9$) kein zweites Dauerfestigkeitsgebiet an. Es wird, wie in [Bat13], mit einem stetigen Abfall der Tragfähigkeit gerechnet. Dieser Ansatz wird auch in [Mug99], [Mug02] und [Nam17] verfolgt. MURAKAMI ET AL. geben an, dass sich der Übergang von der „Oberflächen“-Dauerfestigkeit zur „Inneren“-Dauerfestigkeit als horizontale Stufe in der Wöhlerlinie ausbildet. Dieser Bereich wird zwischen 10^6 und 10^8 Lastspielen angenommen. MURAKAMI ET AL. sagen zudem aus, dass der Bruchmechanismus im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen noch nicht geklärt ist.

Wöhlerlinien basieren grundsätzlich auf einer stochastischen Verteilung in der Zeit- als auch in der Dauerfestigkeit. Darauf basierend leiten NAKAMURA ET AL. [Nak17], aufbauend auf den Versuchsergebnissen von SAKAI [Sak09], eine Auftrittswahrscheinlichkeit und Verteilungsfunktion der Festigkeiten bis in den Bereich sehr hoher Lastspielzahlen ab. PAOLINO ET AL. [Pao14] greifen ebenfalls den Ansatz der zweistufigen Wöhlerlinie auf und befassen sich mit einer numerisch geschätzten statistischen Verteilung im Hinblick auf den Übergang zwischen dem High-Cycle-Fatigue- (HCF) und dem Very-High-Cycle-Fatigue-Bereich (VHCF). Sie leiten hierfür formelmäßige Zusammenhänge basierend auf experimentellen Untersuchungen und eine Abschätzung der Lastspielzahl bis zum Übergang ab. In [Hay15] wird versucht, mithilfe probabilistischer Beschreibungen, eine Wöhlerlinie im Bereich niedriger bis hoher Lastspielzahlen gesamtartig abzubilden. DAMM UND GLAWS zeigen in [Dam16] ebenfalls, dass mit höher reinen Werkstoffen höhere Tragfähigkeiten erreichbar sind. Hierfür ziehen sie u.a. die Extremwertstatistik, basierend auf mithilfe eines Rasterelektronenmikroskops ermittelten Daten, heran.

BRETL [Bre10] zeigt, dass die Modellvorstellung eines gestuften Wöhlerlinienverlaufs auch auf Zahnräder angewendet werden kann. BRETL gibt an, dass die Lage der beiden Wöhlerlinien von dem vorliegenden Eigenspannungszustand und mikroskopischen Fehlstellen (hier: nicht-metallische Einschlüsse) abhängig zu sein scheint, wobei der Eigenspannungszustand primär die Lage der Wöhlerlinie für Schäden an der Oberfläche und die mikroskopischen Fehlstellen die Lage der Wöhlerlinie für Schäden unter der Oberfläche beeinflusst. Die Wöhlerlinie für Schäden mit Rissausgang an der Oberfläche wird aufgrund der eingebrachten Druckeigenstressspannungen im oberflächennahen Randbereich auf ein höheres Lastniveau angehoben.

FUCHS ET AL. leiten in [Fuc22e], basierend auf den experimentellen Ergebnissen aus der Arbeit von SCHURER [Sch16], vier mögliche weitere Verläufe der Wöhlerlinie ab $3 \cdot 10^7$ Lastwechseln für einsatzgehärtete, (duo-)kugelgestrahlte Zahnräder ab. Es wird darauf verwiesen, dass die Datenbasis für eine abgesicherte Aussage ab $3 \cdot 10^7$ Lastwechseln noch zu gering sei und in Zukunft ausgebaut werden sollte.

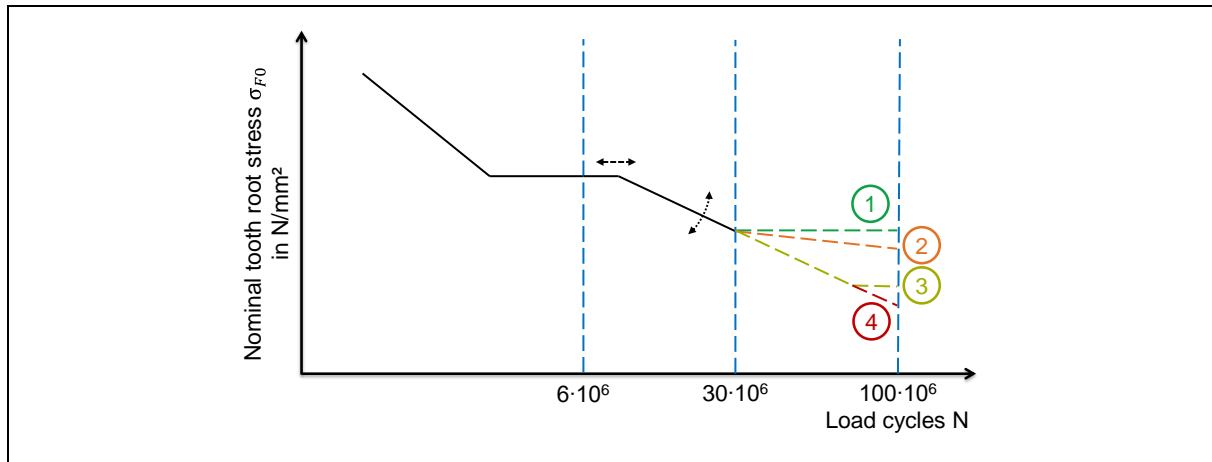


Bild 2-1: Gestufter Wöhlerlinienverlauf mit vier möglichen weiteren Verläufen ab $3 \cdot 10^7$ Lastwechseln für einsatzgehärtete, (duo-)kugelgestrahlte Zahnräder [Fuc22e]

Im Bereich hoher Lastspielzahlen treten bei einsatzgehärteten, kugelgestrahlten Zahnrädern hauptsächlich Brüche von unterhalb der Oberfläche an mikroskopischen Fehlstellen auf. Hier können z. B. nicht-metallische Einschlüsse und grobe Körner als mikroskopische Fehlstellen als Rissauslöser wirken. Das Erscheinungsbild einer Bruchlinse mit einem Rissausgang von unterhalb der Oberfläche an einem nicht-metallischen Einschluss wird im Englischen „Fisheye“ genannt. Im Folgenden wird der Begriff „Bruchlinse“ verwendet, da der Begriff des „Fisheyes“ in englischsprachigen Veröffentlichungen (fast) immer mit nicht-metallischen Einschlüssen und häufig zusätzlich mit einer Wasserstoffversprödung in Verbindung gebracht wird (z. B. in [Mur14]).

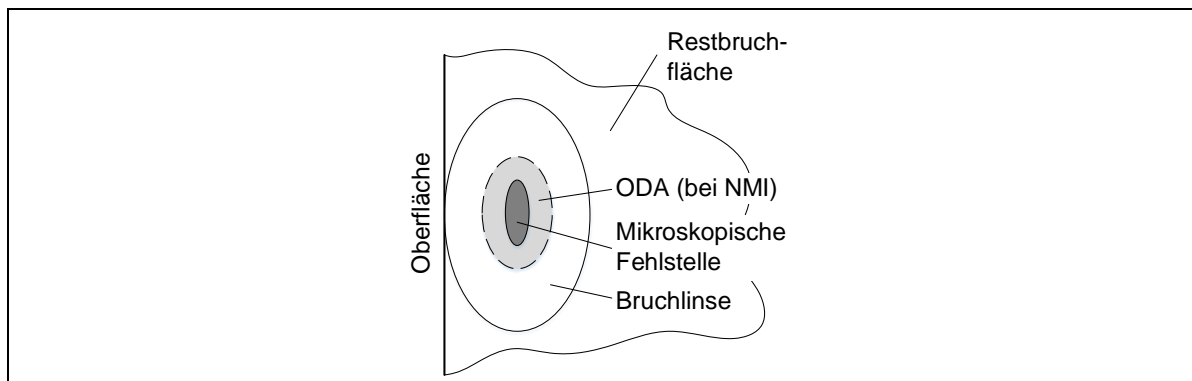


Bild 2-2: Schematischer Aufbau einer Bruchlinse mit einer Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche an einer mikroskopischen Fehlstelle bei Zahnfußbrüchen

Bei der Bruchlinse befindet sich eine mikroskopische Fehlstelle im Zentrum. Im Falle eines nicht-metallischen Einschlusses als mikroskopische Fehlstelle, wird dieser, vor allem im Bereich hoher Lastspielzahlen, üblicherweise von einer sogenannten „Optically dark area“ (ODA) umgeben (siehe Bild 2-2; vergleiche Abschnitt 2.7.1). Der Riss beginnt grundsätzlich an der mikroskopischen Fehlstelle und wächst unter Bildung einer Bruchlinse, bis er auf die Oberfläche trifft. Ab dann fungiert der Riss als Oberflächenanriss und der Bruchfortschritt zeigt ab

dann die gleiche Charakteristik wie ein üblicher Oberflächenanriss. Im Falle eines Zahnrades bildet sich damit als makroskopische Rissoptik ein üblicher Zahnfußbruch mit einer Rissinitiiierung an der 30°-Tangente.

2.2 Auswirkungen mikroskopischer Fehlstellen auf die (Zahnrad)Tragfähigkeit

2.2.1 Nicht-metallische Einschlüsse

MELANDER ET AL. [Mel91] zeigen den Einfluss des Einschlussgehalts auf die Tragfähigkeit von Kugellagerstählen und leiten Verteilungsfunktionen der Einschlussdichte ab. Die Prämisse ist hierbei, je weniger Einschlüsse, umso geringer die Wahrscheinlichkeit einer Rissinitiiierung an diesen und umso höher die Tragfähigkeit. TRIDELLO ET AL. [Tri15] belegen diese Prämisse ebenfalls anhand einer Korrelation der Einschlussgröße aus Ultraschalltauchtechnik-Untersuchungen und den dort ermittelten Tragfähigkeiten. In [Tri16] zeigt sich zudem, dass auch das Prüfvolumen in Verbindung mit der vorliegenden Einschlussverteilung einen Einfluss auf den sich ergebenden Tragfähigkeitswert hat. SHI ET AL. stellen in [Shi99] die verallgemeinerte Pareto-Verteilung einer Log-Normal-Verteilung als mögliche Einschlussverteilung für einen Werkstoff gegenüber. Darauf basierend vergleichen ATKINSON UND SHI in [Atk03] die verallgemeinerte Pareto-Verteilung mit einer Extremwertstatistik. Sie empfehlen in beiden Veröffentlichungen jeweils die verallgemeinerte Pareto-Verteilung. Auch BERETTA UND MURAKAMI setzen sich in [Ber98] mit der „größten Extremwertverteilung“ (LEVD) als Verteilungsfunktion und in [Ber01] mit der Maximum-Likelihood-Methode als Ansatz für die Abschätzung des größten zu erwartenden Einschlusses auseinander. BERETTA ET AL. stellen in [Ber06] einen Extremwertansatz zur Abschätzung des größten Einschlusses bei mehreren vorliegenden Einschlusstypen vor. Wie zu erkennen, gibt es auch hier mehrere zum Teil konkurrierende Ansätze.

WEIGAND [Wei99b] zeigt, dass eine Steigerung der Zahnfuß-Dauerfestigkeit durch einen Reinigungsstrahlprozess von ca. 15 bis 30 % gegenüber der ungestrahlten Referenz möglich ist. Die Versuchsstreuung bei reinigungsgestrahlten Varianten ist zudem geringer als bei ungestrahlten Varianten. Es zeigten sich sowohl Ausfälle im Zahnfuß aufgrund einer Rissinitiiierung unterhalb, als auch an der Oberfläche an Mangansulfiden.

In [Tob02] zeigen sich bei einer Zahnradbaugröße von $m_n = 8$ mm im Bereich hoher Lastspielzahlen Brüche von unterhalb der Oberfläche an nicht-metallischen Einschlüssen. In [Tob01] zeigten sich bei den Grübchenuntersuchungen zwei Zahnfußbrüche im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen. Bei diesen lag jeweils in 1,5 bis 2 mm Tiefe, im Zentrum einer kreisförmigen Bruchlinse, ein nicht-metallischer Einschluss vor. Dieser wird als rissinitiiierend charakterisiert.

In [Ste04b], wurden großmodulige Zahnräder sowohl im ungestrahlten als auch im reinigungsgestrahlten Zustand untersucht. Gegenüber dem ungestrahlten Zustand kann durch einen Reinigungsstrahlprozess die Zahnfußtragfähigkeit weiter erhöht werden. Es zeigen sich jedoch an den reinigungsgestrahlten Zahnrädern im Bereich hoher Lastspielzahlen sowohl im Zahnfuß Risse, welche unterhalb der Oberfläche an nicht-metallischen Einschlüssen initiiert worden sind, als auch Risse die direkt an der Oberfläche an einer Ungänze starteten. Die rissinitiiierenden, nicht-metallischen Einschlüsse bestanden vorwiegend aus Aluminium und Calcium, lagen in einem Tiefenbereich von 50 μm bis 350 μm und können den Größenklassen K4 bis K7 nach DIN 50602, Methode K [DIN85] zugeordnet werden.

In [Ste07], zeigen sich „vermehrt an den kugelgestrahlten Prüfvarianten und vereinzelt an den reinigungsgestrahlten Prüfvarianten späte Brüche im Bereich von über 10^6 Lastwechseln im Pulsatorversuch (Dauerfestigkeitsbereich)“. An einsatzgehärteten, kugelgestrahlten Prüfzahnradern konnte dies hierbei auch bei kleineren Bruchlastspielzahlen festgestellt werden. Zudem

sind Rissinitiierungen unterhalb der Oberfläche an nicht-metallischen Einschlüssen für jede in [Ste07] untersuchte Baugröße, jeden Werkstoff und jedes Einsatzhärtungsverfahren belegt.

In [Bre10] werden einsatzgehärtete Prüfvarianten im ungestrahlten, reinigungs- und kugelgestrahlten Zustand im Hinblick auf die Zahnfußtragfähigkeit untersucht. Es werden u.a. die Einflüsse der Strahlbehandlung, der Werkstoffcharge als auch des Reinheitsgrades untersucht. Hierbei hat sich gezeigt, dass gegenüber dem reinigungsgestrahlten Zustand durch das Kugelstrahlen eine weitere Zahnfußtragfähigkeitssteigerung erreicht werden kann. Jedoch zeigen sich dadurch meist Ausfälle aufgrund einer Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche an einem nicht-metallischen Einschluss. Die reinigungsgestrahlten Varianten zeigen einige wenige und die ungestrahlten Varianten keine Brüche dieser Art. Zudem zeigen sich auch hier bei den CrNiMo-legierten Varianten meist Aluminiumoxide (mit teilweise hohen Silicium- als auch Calciumanteilen) als rissinitiierende Einschlüsse und bei den MnCr-legierten Varianten Mangansulfide. Die positiven Einflüsse von höheren Druckeigenstressungen als auch eines besseren Reinheitsgrades werden bestätigt.

In der Arbeit von SCHURER [Sch16], werden einsatzgehärtete, duo-kugelgestrahlte Zahnräder aus Einsatzstählen mit höherem Reinheitsgrad auf ihre Zahnfußtragfähigkeit untersucht. Es zeigte sich, dass eine weitere Tragfähigkeitssteigerung im Zahnfuß im Bereich von 10 bis 15 % durch einen Duo-Kugelstrahlprozess in Verbindung mit einem höheren Reinheitsgrad, im Vergleich zu einem üblichen Kugelstrahlprozess in Kombination mit einem konventionellen Reinheitsgrad, möglich ist. Allerdings zeigten sich auch bei diesen Stählen mit höherem Reinheitsgrad im Bereich hoher Lastspielzahlen Ausfälle mit einer Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche an nicht-metallischen Einschlüssen, was zu einer Tragfähigkeitsminderung führt. Es wurde angemerkt, dass evtl. mit einem noch höheren Reinheitsgrad solche Ausfälle vermieden und somit die Tragfähigkeit, vor allem im Bereich hoher Lastspielzahlen, weiter gesteigert werden könnte.

2.2.2 Körner

Neben den nicht-metallischen Einschlüssen als mikroskopische Fehlstelle, haben auch Körner einen signifikanten Einfluss auf die Werkstoffeigenschaften und die Tragfähigkeit. Anhand der Hall-Patch-Beziehung ist grundsätzlich eine Korrelation der Streckgrenze und der Korngröße möglich. Der signifikante Einfluss der Korngröße auf die mechanischen Eigenschaften von Stählen ist in zahlreichen Arbeiten grundlegend erforscht worden [Gla97]. In einer umfassenden Literaturstudie [Fle98] konnte gezeigt werden, dass die ehemalige Austenitkorngröße einen signifikanten Einfluss auf die mechanisch technologischen Eigenschaften von Einsatzstählen hat. In diesem Zusammenhang sind insbesondere die Härtebarkeit, die Neigung zu Maß- und Formänderungen, die Bearbeitbarkeit sowie Dauerfestigkeit zu nennen.

In [Cav09] wird mit zunehmender Korngröße eine Abnahme der Dauerfestigkeit festgestellt. Eine Verschlechterung der Dehngrenze sowie der Zugfestigkeit wird in [Uus08] für gröberes Korn nachgewiesen. Sowohl die Zähigkeit [Hip01] als auch die Biegefestigkeit [Jär14] sinken bei Grobkorn. In [Ham11] wird ebenfalls gezeigt, dass die Dehngrenze und der Ermüdungswiderstand bei gröberem Korn sinken.

In [Ran69] wird umfassend der Einfluss der Austenitkorngröße auf unterschiedliche Werkstoffeigenschaften beispielhaft am Einsatzstahl 16MnCr5 herausgearbeitet. Härtebarkeitsuntersuchungen an Schmelzchargen mit unterschiedlicher Korngröße zeigen, dass die grobkörnigen Schmelzchargen tendenziell etwas höhere Härtebarkeitswerte im Vergleich zu den feinkörnigen

Chargen aufweisen, gleichzeitig aber tendenziell etwas höhere Streuungen zeigen. Durchgeführte Dauerschwingfestigkeitsversuche an Umlaufbiegeproben sowie Pulsatorversuche zeigen, dass die feinkörnigen Chargen, gegenüber den grobkörnigen, höhere Tragfähigkeiten, sowohl in der Zeit- als auch in der Dauerfestigkeit, aufzeigen.

Neben weiteren Punkten wurde in [Pac89, Pac90] der Einfluss der Korngröße am Werkstoff SAE8719 untersucht. Hierbei wurden einfache Proben, welche die Zahnfußrundung darstellen sollen, verwendet. Die Proben wurden sowohl gas- als auch plasmaaufgekohlt. Alle untersuchten Varianten zeigen feines Korn, jedoch mit unterschiedlicher Ausprägung. Die gasaufgekohlten Varianten, welche gegenüber den plasmaaufgekohlten Varianten ein feineres Korn zeigen, zeigen auch eine höhere Biegefestigkeit.

In [Sau90] wird der Einfluss der Korngröße auf die Zahnfußtragfähigkeit untersucht. Die unterschiedlichen Korngrößen wurden durch verschiedene Wärmebehandlungsverfahren erzielt. Werkstoff- sowie Verzahnungskenngrößen werden dabei jedoch nicht näher spezifiziert. Die Ergebnisse lassen eine Abnahme der Zahnfußtragfähigkeit mit zunehmend größerem Korn erkennen.

ANZINGER [Anz91] zeigt, dass bei bestimmten Einhärtetiefen eine Erhöhung der Zahnfußzeitfestigkeit mit abnehmender Korngröße festzustellen ist. Einsatzgehärtete Gefüge mit kleinerem Austenitkorn und zusätzlich geringeren Gehalten an Restaustenit führen allgemein zu einer guten Dauerfestigkeit.

WISE ET AL. [Wis00] führen auf der Basis von einer Vielzahl an Varianten Untersuchungen zum Einfluss verschiedener Einflussgrößen, u.a. zur Korngröße, auf die Biegefestigkeit durch. Mittels statistischer Analyse wurden die Korngröße als größte Einflussgröße identifiziert.

Bei Untersuchungen zur Zahnfußtragfähigkeit in [Ste06] zeigt sich bei den Werkstoffvarianten aus 18CrNiMo7-6 ein Unterschied (von ca. 20 %) hinsichtlich der dauerhaft ertragenen Zahnfuß-Nennspannung. Die Ursache hierfür konnte nicht abschließend geklärt werden. Es wird jedoch unter anderen vermutet, dass die Korngröße einen Einfluss gehabt hat.

In LIU ET AL. [Liu09] werden zwei Einsatzstähle mit unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung und vor allem unterschiedlichem Anteil an Aluminium und Stickstoff untersucht. Die Variante mit einem feineren Korn zeigt im Umlaufbiegeversuch eine 10 % höhere Tragfähigkeit auf. Auch im Scheibenversuch zeigt diese Variante um 4 % bessere Ergebnisse als die zweite Variante mit Grobkornanteilen.

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass sich ein feines Korn günstig auf die Hemmung der Risskeimung und damit auf die Tragfähigkeit auswirkt. Grobkorn weist im Vergleich ein besseres Dehnungsverhalten aufgrund der geringeren Festigkeit auf. Es zeigt sich zudem, dass die Korngröße auch heutzutage noch Gegenstand der Forschung ist und der Einfluss der Korngröße auf die Tragfähigkeit nicht abschließend geklärt ist.

2.3 Einflussfaktoren aus der Stahlherstellung auf das Auftreten, das Erscheinungsbild und die Verteilung von nicht-metallischen Einschlüssen

Wie gezeigt wurde, können nicht-metallische Einschlüsse zu einer Tragfähigkeitsminderung führen. Im Folgenden wird deshalb der Stahlherstellungsprozess näher beleuchtet, um zu verstehen, wie dieser das Auftreten, das Erscheinungsbild und die Verteilung von nicht-metallischen Einschlüssen beeinflusst und wie bereits im Herstellungsprozess nicht-metallische Einschlüsse vermieden bzw. unschädlich gemacht werden können.

2.3.1 Der Stahlherstellungsprozess im Blinkwinkel nicht-metallischer Einschlüsse

Nicht-metallische Einschlüsse werden aufgrund ihrer Herkunft während der Stahlherstellung in endogene und exogene Einschlüsse unterschieden. Endogene Einschlüsse können sich in der Schmelze bilden und haben meist einen Schwefelsaum. Exogene Einschlüsse kommen hingegen aus Bruchstücken und Partikeln aus dem feuerfestem Mauerwerk, den Zuschlagstoffen oder weiteren Hilfsmitteln. [Bar12] Bei der Primär- und Sekundärmetallurgie werden zudem Legierungselemente hinzugegeben, um die Eigenschaften des Stahls positiv zu beeinflussen. Als Beispiel können hier die bei Zahnradstählen üblichen Legierungselemente Mangan, Chrom, Nickel und Molybdän genannt werden.

Mithilfe der Sekundärmetallurgie soll möglichst ein hoher Anteil der unerwünschten Elemente und Gase in einer Stahlschmelze reduziert und die gewünschten Gehalte an Legierungselementen eingestellt werden. Stahlschmelzen lösen bei höheren Temperaturen besser Gase. Bei der Abkühlung formen sich Primärkristalle. Die verbleibende Schmelze reichert sich somit bis zur Löslichkeitsgrenze mit Gasen an. Diese können dann in der Schmelze aufsteigen. Dieses Aufsteigen kann durch eine Vakuumbehandlung vor dem Gießen unterstützt werden, um den Anteil an ungewünschten Gasen zu reduzieren. Je nach Affinität der Legierungselemente zu den unterschiedlichen Gasen, können diese in Kombination Oxide oder Nitride bilden. Durch den Zusatz von Silicium oder Aluminium kann eine Desoxidation der Schmelze geschehen. Als weiteres, zusätzliches Verfahren ist das Elektroschlack-Umschmelzen (ESU) zu nennen. [Bar12, Kal11]

Bei der Weiterverarbeitung der vergossenen und erstarrten Stähle haben neben den vorher hinzugefügten Legierungselementen und vorhandenen Eisenbegleitern auch Seigerungen während des Erstarrungsprozesses und der Walz- und Schmiedeprozess einen Einfluss auf das Auftreten, das Erscheinungsbild und die Verteilung von nicht-metallischen Einschlüssen.

TRIDELLO ET AL. geben in [Tri17] an, dass der Stahlherstellungsprozess einen großen Einfluss auf die Reinheit eines Werkstoffes und dadurch auf die spätere Tragfähigkeit hat. Der Einfluss von nicht-metallischen Einschlüssen ist von deren mechanischen Eigenschaften und der Anbindung an die Stahlmatrix abhängig. Ein höherer Anteil an Einschlüssen hat einen negativen Einfluss auf die Duktilität eines Werkstoffes. Belastungen an nicht-metallischen Einschlüssen können zu einer Rissinitiierung führen. Bei einer festen Anbindung des Einschlusses an die Stahlmatrix und einem weichen Einschluss (wie Mangansulfid) wird die plastische Verformung behindert, da sich der Einschluss zusammen mit der Matrix verformt. Eine Rissinitiierung kann hierbei erst bei großen plastischen Verformungen geschehen. Aluminiumoxide sind üblicherweise harte Einschlüsse und haben eine geringe Bindung an die Stahlmatrix. Sie verformen sich nicht mit der Stahlmatrix, führen so zu Spannungsüberhöhungen und dadurch zu einer Porenbildung um den Einschluss. Aufgrund der hohen Härte sind sie zudem spröde und können unter Belastung zerbrechen. [Kal11]

2.3.2 Chemische Zusammensetzung von nicht-metallischen Einschlüssen

Eine Legierung von Stahl ist notwendig, da die Stahleigenschaften hauptsächlich von hinzugegebenen Legierungselementen aber auch von den unerwünschten Eisenbegleitern abhängen. Die unerwünschten Eisenbegleiter können aus den Feuerfestprodukten, den Zuschlagstoffen und je nach Stahlherstellung aus den Erzen bzw. dem verwendeten Schrott aufgenommen werden, z. B. Kupfer oder Phosphor. [Bar12] Typische Vertreter rissinitiierender nicht-

metallischer Einschlüsse in üblichen Einsatzstählen für Getriebeanwendungen sind Mangansulfide und Aluminiumoxide. Diese setzen sich aus Mangan und Schwefel bzw. Aluminium und Sauerstoff und Spuren weiterer Elemente zusammen.

- **Mangan & Schwefel:** Mangan verbessert die Härtebarkeit und Festigkeit. Schwefel verbessert in Verbindung mit Mangan die Bearbeitbarkeit durch die Bildung von Mangansulfiden (MnS). [Kal11]. Ein weiterer Vorteil der Mangansulfide ist, dass der Stahl durch das Abbinden des Schwefels warmverformbar wird und damit Rotbruch, bedingt durch die Bildung von Eisensulfiden (FeS), vermieden werden kann. Als Nachteil ist zu nennen, dass Mangansulfide beim Walzprozess zeilenförmig in Walzrichtung gestreckt werden und diese somit zu einer unerwünschten Zähigkeitsanisotropie führen können. [Bar12]
- **Aluminium & Sauerstoff:** Eine feine Korngröße kann durch ein passendes Aluminium-Stickstoff-Verhältnis, aufgrund der Bildung von Aluminiumnitriden, erreicht werden. Aluminium kann jedoch in Verbindung mit Sauerstoff auch Aluminiumoxide (Al_2O_3) formen. Sauerstoff ist im Eisen praktisch nicht löslich und führt, wie Stickstoff, durch die Bildung von Aluminaten zu einer Versprödung des Stahls. [Bar12]
- **Calcium:** Die Morphologie von Einschlüssen kann durch die Hinzugabe von Calcium beeinflusst werden. Die Einschlüsse werden in kleiner Ausprägung globular abgebunden. [Bir16, Lin17] Calcium ist jedoch ein teures Legierungselement.

Wenn Legierungselemente nicht komplett in der Stahlmatrix gelöst werden, können sich diese zu nicht-metallischen Einschlüssen zusammenlagern. Das Legierungskonzept als auch die Herstellungsrouten, z. B. die Sekundärmetallurgie, haben einen Einfluss auf die chemische Zusammensetzung der im Stahl vorkommenden nicht-metallischen Einschlüsse. Die derzeit in der Praxis übliche Herangehensweise um nicht-metallische Einschlüsse zu reduzieren, ist, die Oxidation zu stoppen, die Anzahl nicht-metallischer Einschlüsse durch eine Reduzierung von Legierungselementen (wie z. B. Schwefel oder Aluminium) oder auch die teilweise Substitution von Legierungselementen durch andere (wie z. B. die teilweise Substitution von Aluminium durch Niob, siehe [Sha18]). Niob verbessert zudem die Festigkeit und Kerbschlagzähigkeit [Kal11], ist jedoch im Vergleich zu Aluminium ein teures Legierungselement.

2.3.3 Einfluss des Umformgrads auf Einschlussausprägung und -orientierung

Beim Walzen im Anschluss an den Gießprozess wird durch eine Druckverformung der Werkstoff in Walzrichtung gestreckt. Zwischen den Walzgerüsten kann der Werkstoff meist rekristallisieren, dadurch bildet sich ein Zeilen- oder Fasergefüge, welches eine Anisotropie des Werkstoffes bedingt. Darüber hinaus beeinflussen auch nicht-metallische Einschlüsse die Isotropie eines Werkstoffes. Bei harten Einzel-Einschlüssen, wie Oxiden, können nach dem Walzprozess Hohlräume um den Einschluss herum vorliegen, wie Bild 2-3 (a) zeigt. Diese schwächen den Werkstoff in einem nicht unerheblichen Maße. Einschlussnester aus harten Einschlüssen werden in Walzrichtung gestreckt und bilden somit gestreckte Einschlüsse. Weichere Einschlüsse, wie Sulfide, werden ebenfalls in Walzrichtung entweder unter Beibehaltung oder Unterbrechung der internen Verbindung gestreckt. Quer zur Walzrichtung gebrochene Mangansulfide sind in Bild 2-3 (b) dargestellt.

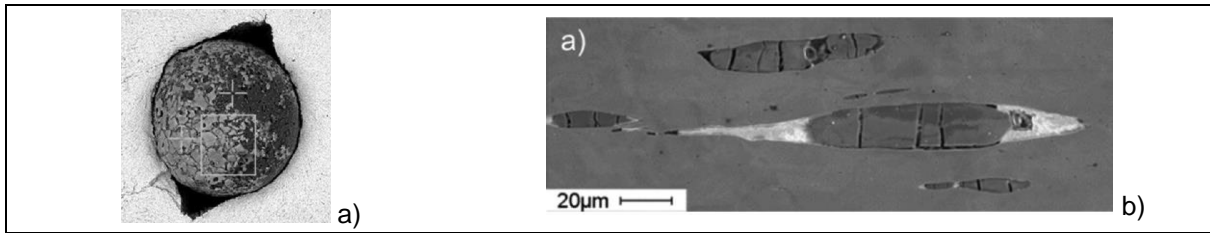


Bild 2-3: a) Aluminiumoxid mit Hohlräumen [Gus16]¹ und b) quer zur Walzrichtung gebrochene, längliche Mangansulfid-Einschlüsse in einem gewalzten Stahl [Seo15]²

Bei der Fertigung eines Zahnrades aus einem gewalzten Stangenmaterial sind die Einschlüsse in Walzrichtung orientiert. Hierdurch ergibt sich eine feste und eine schwache Richtung des verformten Materials. Die feste Richtung liegt in Walzrichtung und die schwache normal dazu. Durch die vorwiegende Biegebeanspruchung im Zahnfuß wird in einem Zahnrad vor allem die schwache Richtung beansprucht. [Kal11] Bei der Fertigung eines Zahnrades aus einem Schmiederohling können, aufgrund der Verformung des Werkstoffs, Einschlüsse in unterschiedlichen Orientierungen vorliegen.

Grundsätzlich ist es so: Je kleiner der Ausgangsdurchmesser nach dem Walzprozess bei der Stahlherstellung ist, desto höher ist der zu erreichende Reinheitsgrad nach Norm, da die Einschlüsse weiter in die Länge gestreckt werden und somit bei der Reinheitsgradbestimmung als einzelne Einschlüsse und nicht mehr als zusammenhängende bewertet werden.

2.4 Einflussfaktoren aus der Stahlherstellung und Wärmebehandlung auf die Korngrößenausbildung

HOCK ET AL. [Hoc99] betrachten den Einfluss der gesamten Herstellungskette, von der Stahlherstellung über die Wärmebehandlung bis hin zum fertigen Bauteil, auf die Korngröße. Dabei zeigt sich, dass jeder einzelne Prozessschritt einen Einfluss auf die Korngröße hat.

Aufgrund der beim Aufkohlen ablaufenden Diffusionsvorgänge in der Randschicht des Stahls und des stark temperaturabhängigen Diffusionskoeffizienten des Kohlenstoffs werden in der Regel möglichst hohe Prozesstemperaturen von mehr als 900 °C angestrebt. Um dem bei diesen Temperaturen üblicherweise einsetzenden Kornwachstum von Stählen entgegenzuwirken, werden moderne Einsatzstähle mit Aluminium und Stickstoff mikrolegiert. Aluminium-Nitrid-Ausscheidungen auf den Korngrenzen verhindern aufgrund der Zenerkraft das Kornwachstum bis zu einer Grenztemperatur von ca. 950 °C sicher. Durch einen ideal eingestellten Ausscheidungszustand, können jedoch auch Temperaturen bis 980 °C ohne störendes Kornwachstum bewältigt werden. Vor dem Hintergrund, dass die Korngröße bei dynamisch wie statisch belasteten Bauteilen einen wesentlichen Beitrag zu deren Festigkeit leistet, ist die effektive Korngröße, die sich im Austenitgebiet vor dem finalen Härten einstellt, ein wesentliches Element höchster Tragfähigkeiten. Eine strikte Überwachung und Kontrolle der Korngröße spielt somit in der Prozesskette der Bauteilfertigung eine wesentliche Rolle für die erzielbare Bauteiltragfähigkeit und Qualität.

Bei einem Gesamtaluminiumgehalt von mehr als 0,018 Masse-% ist die allgemeine Meinung, dass anhand der Schmelzanalyse nach Direkthärtung von einem Feinkornstahl ausgegangen werden kann. Hierbei wird jedoch ignoriert, dass für die Ausbildung der Aluminiumnitride in

¹ Copyright Clearance Center's RightsLink® service – Order number: 5254301212553

² Open access article distributed under the terms of the Creative Commons CC BY license.

hinreichender Anzahl und Größe ein Verhältnis von Aluminium zu Stickstoff von ca. 3:1 angestrebt werden sollte [Kle05, Kle08] und der Ausscheidungszustand durch gezielte Wärmebehandlungsschritte eingestellt werden muss.

In der jüngeren Vergangenheit ist viel Aufwand in die Erweiterung der Temperaturgrenzen für die Aufkohlung mit Direkthärtung durch veränderte Mikrolegierungskonzepte investiert worden. Die auf Basis von Aluminium, Niob [Hip01], Titan und Stickstoff mikrolegierten Stähle weisen zum Teil eine Feinkornbeständigkeit von bis zu 1050 °C auf. Hierzu muss jedoch die Prozesskette der Stahlherstellung im Detail sehr genau beherrscht werden, wie von CLAUSEN ET AL. [Cla10] gezeigt wird.

2.5 Methoden zur Werkstoffcharakterisierung von Stahlwerkstoffen

Die grundlegenden mechanischen Eigenschaftswerte von Stahlwerkstoffen bei Raumtemperatur können z. B. nach DIN EN ISO 6892-1 [DIN09] oder ASTM E8 [AST21b] ermittelt werden. Darüber hinaus kann die Kerbschlagzähigkeit anhand Kerbschlagbiegeversuchen z. B. nach DIN EN ISO 148-1 [DIN17a] oder DIN EN ISO 14556 [DIN17b] bestimmt werden. Die Stahlhärte kann nach DIN EN ISO 642 [DIN00], ASTM A255 [AST20b] oder SAE J1975 [SAE97] festgestellt werden.

Makroseigerungen im Werkstoff können mit Makrobeizen sichtbar gemacht und vergleichend gegenübergestellt werden. Nach ASTM E381 [AST20a] wird ein polierter Schliff üblicherweise mit einer 1:1-Mischung aus konzentrierter Salzsäure und Wasser angeätzt und anschließend photographisch dokumentiert.

Eine makrographische Untersuchungsmethode zum allgemeinen Nachweis von Schwefel in einem Werkstoff als auch Bereichen mit hoher Schwefelkonzentration stellt der Schwefelabdruck nach der Baumann-Methode nach ISO 4968 [ISO79] dar. Hierbei wird ein in verdünnte Schwefel- oder Salzsäure getränktes Foto- oder Bromsilberpapier für eine werkstoffabhängige Dauer auf eine angeschliffene Fläche der Probe gepresst. Die Säure reagiert hierbei mit Sulfiden im Werkstoff und lässt Schwefelwasserstoff entstehen, der in der Silberschicht zu schwarzen Silbersulfid reagiert. Diese Abdrücke können anschließend vergleichend gegenübergestellt werden.

Mit der optischen Funkenspektrometrie (Optical Emission Spectrometry), z. B. nach ASTM E415 [AST21a], wird bei einer Probe durch eine Funkenentladung Material verdampft. Die dadurch emittierte Strahlung wird analysiert und in einzelne Spektren aufgeteilt, mit denen auf das chemische Element zurückgeschlossen werden kann. Die Strahlungsintensität lässt zudem auf die Konzentration schließen. Bei der OES-PDA wird die Funkenspektrometrie (OES) um eine Einzelfunkenanalyse (PDA; Pulse Discrimination Analysis) erweitert. Diese dient, neben der Ermittlung der chemischen Zusammensetzung, zur Bestimmung von Seigerungskennzahlen und der Zusammensetzung von nicht-metallischen Einschlüssen im Material. [Egg09, Kre17, Pis08, Pis07]

Bei der Bestimmung und Analyse der Stahlreinheit wird grundsätzlich zwischen dem makroskopischen und dem mikroskopischen Reinheitsgrad unterschieden. Nach dem Stahl-Eisen-Prüfblatt (SEP) 1571 [SEP17a] und DIN 50602 [DIN85] gelten Einschlüsse ab der Größenklasse 9 ($> 0,03 \text{ mm}^2$) als makroskopische Einschlüsse. Für die Ermittlung beider Reinheitsgrade stehen sowohl genormte als auch nicht standardisierte Methoden zur Verfügung. Für die genormte Ermittlung des makroskopischen Reinheitsgrades stehen der Blaubruchversuch nach [SEP96], der Stufendrehversuch nach [SEP70] und die Ultraschallprüfung nach [SEP01]

oder [AST19b] zur Verfügung. Bei der Ermittlung des mikroskopischen Reinheitsgrades können mehrere Reinheitsgradnormen herangezogen werden, wie z. B. SEP 1571 [SEP17a], DIN 50602 [DIN85], DIN EN 10247 [DIN07], ISO 4967 [ISO13a], ASTM E45 [AST18] und ASTM E2283 [AST19a].

Die ehemalige Austenitkorngröße kann nach DIN EN ISO 643 [ISO20], SEP 1510 [SEP61] und ASTM E112 [AST13] bestimmt werden. In dieser Arbeit wird die Korngröße nach DIN EN ISO 643 [ISO20] bestimmt. Hierbei wird durch eine mikrographische Bestimmung die scheinbare Korngröße einer Schnittfläche der Probe bestimmt. Die mittlere Korngröße wird im Rahmen dieser Arbeit anhand des Linienschnittverfahrens ausgewiesen. Üblicherweise werden die Ferritkörner durch Ätzen mit Nital und die ehemaligen Austenitkorn Grenzen mit dem Verfahren nach BECHET-BEAUJARD sichtbar gemacht. Die Norm verweist noch auf weitere Methoden, welche jedoch in dieser Arbeit keine Anwendung finden.

2.6 Grundlagen und Grenzen genormter Berechnungsverfahren

Weder der Einfluss des Reinheitsgrads (nicht-metallische Einschlüsse) noch der Korngröße auf die Zahnfußtragfähigkeit können derzeit unmittelbar in standardisierten, genormten Berechnungsansätzen, wie der ISO 6336 [ISO16b] berücksichtigt werden. Allerdings weist die in der Industrie weit verbreitete ISO 6336, Teil 5 [ISO16a] Dauerfestigkeitskennwerte für unterschiedliche Wärmebehandlungsverfahren und Werkstoffqualitäten aus. Die Werkstoffqualitäten werden in die Kategorien ML, MQ und ME eingeteilt. Der Reinheitsgrad und die Korngröße sind für die Einteilung hierbei Einflussfaktoren. Die Anforderungen an den Reinheitsgrad und die Korngröße von einsatzgehärteten Einsatzstählen sind in Tabelle 2-1 aufgeführt. Für weitere Anforderungen an einsatzgehärtete Einsatzstähle sei hiermit auf Tabelle 5 in ISO 6336, Teil 5 [ISO16a] verwiesen.

Tabelle 2-1: Anforderungen an den Reinheitsgrad und die Korngröße von einsatzgehärteten Einsatzstählen (Tabelle 5) nach ISO 6336, Teil 5 [ISO16a] (gekürzte Form)

Anforderung	ML	MQ	ME
Reinheitsgrad (im späteren Zahnbereich)	keine Vorschrift	Reinheitsgrad nach Methode A der ISO 4967 [ISO13a] (Prüffläche von 200 mm ²) Grenzwerte siehe ISO 6336-5 [ISO16a]	
Ultraschallprüfung nach ASTM A388 [AST19b]	keine Vorschrift	vorgeschrieben	
Korngröße nach ISO 643 [ISO20]	Feines Korn, mit 90 % Korngröße 5 und feiner und kein Korn größer als Korngröße 3. Prüfbericht nach [ISO13b]		

In ISO 6336, Teil 3 [ISO19] wird mithilfe des Lebensdauerfaktors Y_{NT} unter anderem der Einfluss hoher Lastspielzahlen ($> 3 \cdot 10^6$ Lastwechsel) berücksichtigt. Hierbei wird bis zu einer Grenzlastspielzahl von 10^{10} ein Streubereich des Y_{NT} -Faktors von 0,85 bis 1,00 angegeben, was einer Tragfähigkeitsminderung bei Standard-Referenz-Prüfrädern von bis zu 15 % entspricht. Der niedrigere Wert des Y_{NT} -Faktors von 0,85 sollte hierbei für kritische Anwendungen angewandt werden, bei denen nur ein geringes Risiko hinsichtlich Zahnfußbruch zugelassen werden darf. Bei optimal vorliegenden Bedingungen bezüglich der Schmierung, der Werkstoffeigenschaften, der Fertigung und bei entsprechender Erfahrung kann der Wert 1,00 verwendet werden.

2.7 Modellvorstellungen zur Beurteilung der lokalen Bauteiltragfähigkeit bei Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche

In derzeit vereinfachten, standardisierten und genormten Berechnungsmethoden, wie ISO 6336 [ISO16b], wird der Einfluss des Eigenspannungszustandes oder eine Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche an mikroskopischen Fehlstellen für die Schadensart Zahnfußbruch noch nicht unmittelbar berücksichtigt. Daraus leitet sich eine Notwendigkeit einer lokalen Beurteilung der Bauteiltragfähigkeit mithilfe erweiterter Modellvorstellungen ab. Im Folgenden werden Modellvorstellungen zur Schadensart Zahnfußbruch vorgestellt.

2.7.1 Theorien zum Bruchmechanismus aufgrund einer Rissinitiierung an mikroskopischen Fehlstellen im Bereich hoher Lastspielzahlen

MURAKAMI [Mur19] führt einen geometrischen Parameter ein: „area“, siehe Bild 2-4 (d). Dies ist die projizierte Fläche einer mikroskopischen Fehlstelle (hier: nicht-metallischer Einschluss) bzw. zusätzlicher Anrisse in der Richtung der maximalen Zugspannung, siehe Bild 2-4 (a) bis (c). Daraus leitet MURAKAMI einen Spannungsintensitätsfaktor $K_{I_{max}}$ (Gleichung (1)) und eine Biegewechselfestigkeit für eine Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche an nicht-metallischen Einschlüssen ab (Gleichung (2)).

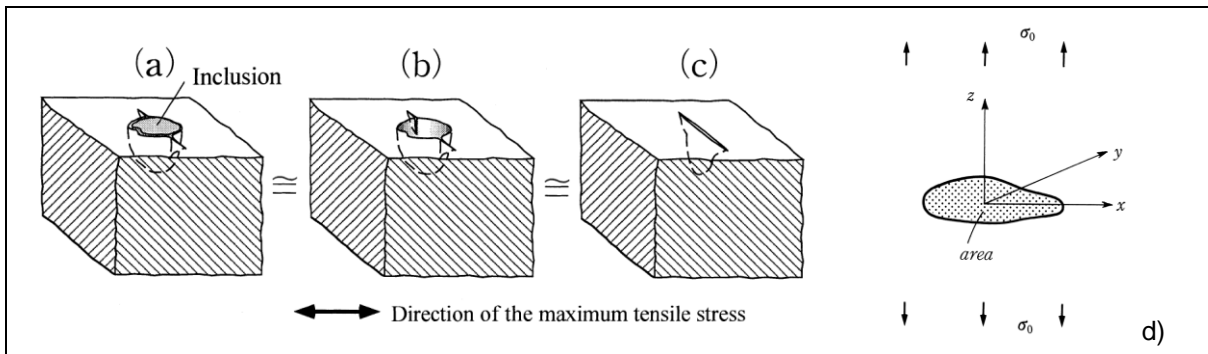


Bild 2-4: Äquivalenz zwischen einem Einschluss in der Stahlmatrix (a), einem Hohlraum (b) und der projizierten Fläche des Einschlusses und des Hohlraumes in Richtung der maximalen Zugspannung und d) projizierte Fläche des Einschlusses „area“ in Richtung der maximalen Zugspannung σ_0 [Mur19]³

$$K_{I_{max}} = 0,5 \cdot \sigma_0 \cdot \sqrt{\pi \cdot \text{area}} \tag{1}$$

$$\sigma_w = \frac{1,56 \cdot (H_V + 120)}{(\sqrt{\text{area}})^{1/6}} \tag{2}$$

$K_{I_{max}}$	MPa · \sqrt{m}	Spannungsintensitätsfaktor	σ_w	MPa	Biegewechselfestigkeit
σ_0	N/mm ²	Maximale Zugspannung	H_V	kgf/mm ²	Vickershärte
area	μm^2	Projizierte Fläche des NMI			

Im Bereich höherer Lastspielzahlen ($> 10^6$) zeigen sich jedoch beim Verhältnis der Bruchspannung und der Biegewechselfestigkeit nach dieser Vorgehensweise Werte unterhalb von eins. Dies bedeutet, dass die berechnete Tragfähigkeit unter der im Versuch ermittelten liegt. MURAKAMI UND YAMASHITA zeigen in [Mur14], dass sich bei hohen Lastspielzahlen eine „optically dark area“ (ODA) bildet, welche mit zunehmender Lastspielzahl größer wird und somit einen nicht zu vernachlässigbaren Einfluss hat. Die Autoren leiten deshalb eine „Master-Curve of ODA“ ab, wie in Bild 2-5 gezeigt, um welche das Modell erweitert wird.

³ Copyright Clearance Center's RightsLink® service – Order number: (5254310)473391 und (...)567643

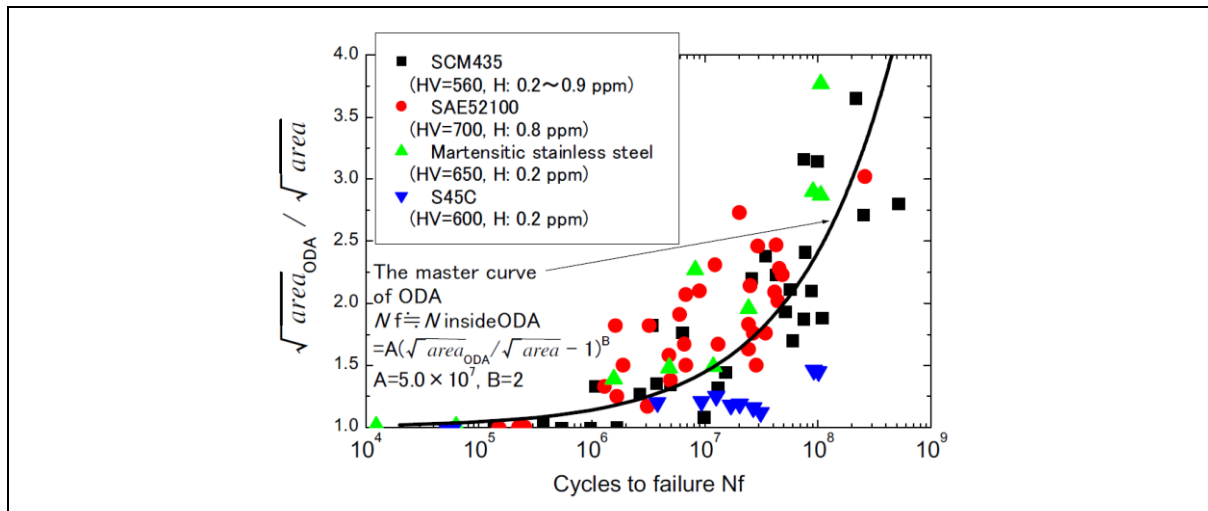


Bild 2-5: Verhältnis der Einschluss- und ODA-Fläche $\sqrt{area_{ODA}}$ zur Einschlussfläche \sqrt{area} aufgetragen über der Lastspielzahl bis zum Bruch und die abgeleitete „Master-Curve“ der ODA [Mur14]⁴

Gleichung (2) wird entsprechend um die Fläche des nicht-metallischen Einschlusses und der ODA abgewandelt, wie Gleichung (3) zeigt. Mit dieser Anpassung zeigt sich auch bei sehr hohen Lastspielzahlen ($> 10^8$) eine gute Übereinstimmung zwischen der nominellen Bruchspannung σ und der abgeschätzten Ermüdungsgrenze am Einschluss σ_W .

$$\sigma_W = \frac{1,56 \cdot (H_V + 120)}{(\sqrt{area_{ODA}})^{1/6}} \tag{3}$$

$$\sqrt{area_{ODA}} = \sqrt{area + area_1} \tag{4}$$

σ_W	MPa	Biegegewecheftigkeit	area	μm^2	Projizierte Fläche des NMI
$area_{ODA}$	μm^2	Projizierte Fläche des NMI + der dunkleren Fläche	$area_1$	μm^2	Projizierte Fläche der dunkleren Fläche
H_V	kgf/mm ²	Vickershärte			

Weitere Modellvorstellungen und Herangehensweisen zur Berücksichtigung des Einflusses mikroskopischer Fehlstellen, zumeist nicht-metallische Einschlüsse, auf die Tragfähigkeit von Bauteilen finden sich z. B. in [Bre16, Cha11, Cha03a, Cha03b, Esh57, Gia14, Hen15, Mel91, Pao17a, Pao17b, Sun12, Tan82].

Um den nicht-metallischen Einschluss kann sich aufgrund der mechanischen Belastung ein, im Rasterelektronenmikroskop dunkler erscheinender, Bereich bilden, die bereits erwähnte ODA. MURAKAMI ET AL. [Mur19, Mur14] erklären die Entstehung der ODA mit einem durch Wasserstoffversprödung unterstützten Ermüdungsrissfortschritt. Die Autoren geben in [Mur14] zudem an, dass die Bildung der ODA im Bereich hoher Lastspielzahlen den Großteil der Rissfortschrittszyklen in Anspruch nimmt.

Zur Bildung dieses Phänomens gibt es jedoch weitere konkurrierende, theoretische Ansätze und unterschiedliche Bezeichnungen, welche im Folgenden vorgestellt werden:

- ODA: *Optically dark area* nach MURAKAMI [Mur19, Mur14]
- GBF: *Granular-bright facet* nach SHIOZAWA ET AL. [Shi10]
- FGA: *Fine granular area* nach SAKAI [Sak09, Sak17b]
- RSA: *Rough surface area* nach OCHI ET AL. [Och02]

⁴ Copyright Clearance Center's RightsLink® service – Order number: 5255391391402

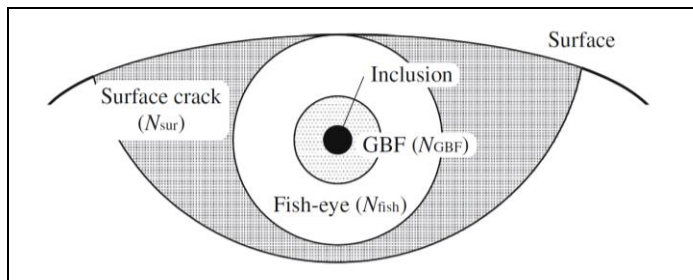


Bild 2-6: Schematischer Aufbau einer Bruchlinse mit einer Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche [Shi10]⁵

die Einschlussdichte und der Einschlussdurchmesser einen Einfluss auf die Ausprägung der GBF haben. TRIDELLO ET AL. [Tri19] zeigen ebenfalls bei Rundproben eine annähernd kreisrunde Form der Bruchlinse. ZHANG ET AL. bestätigen, dass die Form der Bruchlinse vom Eigenspannungszustand abhängt, da sich in [Zha11] ebenfalls eine ovale Bruchlinse bei nitrocarburierten und oxidierten Rundproben zeigt.

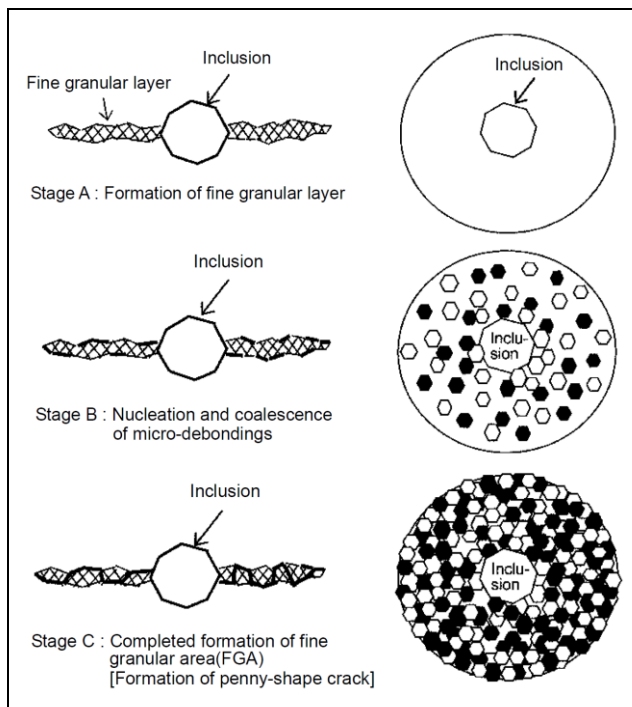


Bild 2-7: Bruchtheorie nach SAKAI [Sak09, Sak17b] basierend auf einem „fine granular layer“ (FGA) und „micro-debondings“ [Sak06]⁶

risch bestimmte Spannungsüberhöhung an nicht-metallischen Einschlüssen. Diese beträgt im Falle eines Aluminiumoxides ca. 43,8 % und für einen Mangansulfid-Einschluss ca. 32,6 %. SAKAI ET AL. geben jedoch an, dass es sich hierbei um Anhaltswerte handelt, da das Modell noch weiterentwickelt werden muss.

NISHIJIMA UND KANAZAWA analysieren in [Nis99] mit einem Lasermikroskop die Topographie um einen rissinitiierenden Oxideinschluss. Sie zeigen mindestens drei „scherartige Risse“, welche in der umgebenden Matrix initiiert wurden und den Rissursprung für die spätere Bruchlinse bilden (siehe Bild 2-8). Sie leiten daraus ab, dass der Mechanismus für eine Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche im Grundsatz der gleiche ist, wie für einen Oberflächenanriss.

SHIOZAWA ET AL. [Shi10] zeigen an Rundproben die in Bild 2-6 abgebildete Bruchcharakteristik. Hierbei zeigt sich eine annähernd kreisrunde Form gegenüber der ovaleren in Bild 2-2. Die Autoren führen für die „optically dark area“ den Begriff GBF (Granular-bright facet) ein, welche hier an Karbiden auftritt. Zudem zeigen sie, dass

SAKAI [Sak09] stellt als Ursache für den Rissfortschritt um einen nicht-metallischen Einschluss einen „Fine granular layer“ (FGA) und „micro-debondings“ vor (siehe Bild 2-7). So wird auch die feinere Struktur um den Einschluss erklärt. In [Sak17b] vergleichen SAKAI ET AL. mehrere Modelle zur Beschreibung des Rissfortschritts innerhalb der FGA an und geben an, dass das Potenzgesetz (power law) für die Trennwahrscheinlichkeit-Steigerungsrate die sinnvollsten Ergebnisse für das Rissfortschrittsverhalten innerhalb der FGA ausweist. Die Autoren geben zudem an, dass die Bildung der FGA mehr als 90 % der Ermüdungslebensdauer in Anspruch nimmt.

An Fehlstellen im Material treten Spannungsüberhöhungen auf, dies ist auch bei nicht-metallischen Einschlüssen der Fall. SAKAI ET AL. zeigen in [Sak17a] eine numerisch bestimmte Spannungsüberhöhung an nicht-metallischen Einschlüssen.

⁵ Copyright Clearance Center's RightsLink® service – Order number: 5255400043840

⁶ Copyright Clearance Center's RightsLink® service – Order number: 5255400418706

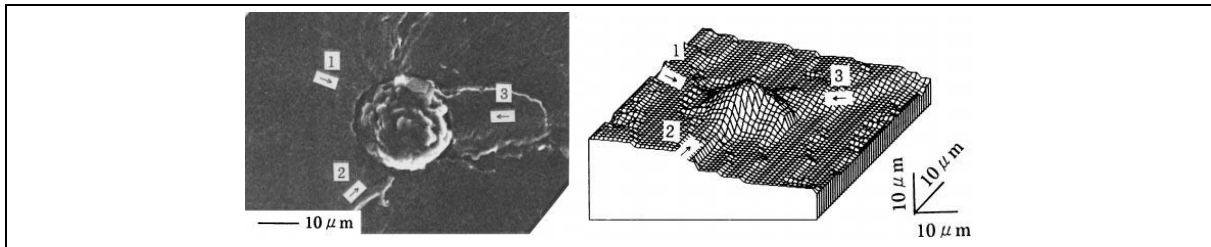


Bild 2-8: Topographische Bewertung einer Rissinitiierungsstelle um einen nicht-metallischen Einschluss [Nis99]⁷

SHIOZAWA ET AL. geben in [Shi06] ein Modell zur „dispersiven Dekohäsion von kugelförmigen Karbiden“ für die Bildung der GBF-Fläche um einen Einschluss herum im Bereich hoher Lastspielzahlen an. Bild 2-9 zeigt dies schematisch. Hierbei entstehen mehrere Mikrorisse in der Nähe des nicht-metallischen Einschlusses an, sich an Korngrenzen befindlichen, Karbiden. Diese Mikrorisse wachsen, vereinen sich schlussendlich im Bereich hoher Lastspielzahlen und bilden die GBF. Im Bereich der Bruchlinie (Fish-eye) wächst der Riss nicht mehr an diesen Mikrorissen an den Korngrenzen entlang, sondern auch transkristallin.

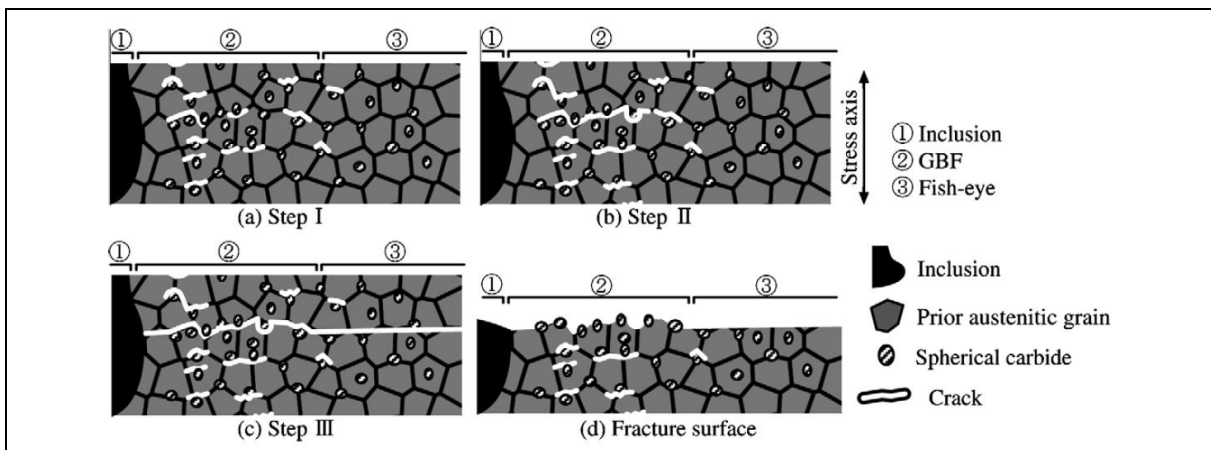


Bild 2-9: In [Shi06] vorgeschlagenes Modell zur „dispersiven Dekohäsion von kugelförmigen Karbiden“ zur Bildung der GBF-Fläche um einen Einschluss herum im Bereich hoher Lastspielzahlen⁸

OGUMA UND NAKAMURA zeigen in [Ogu13] eine weitere Theorie für die Entstehung der ODA. Die Initiierung und das Risswachstum geschehen bei einer Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche im Vakuum. Durch wiederholtem Kontakt im Vakuum und wiederholtes Kaltverschweißen (Wiederverschweißung) entsteht eine mikrostrukturelle Verfeinerung über die Zeit (siehe Bild 2-10). Dadurch entsteht die feiner strukturierte ODA.

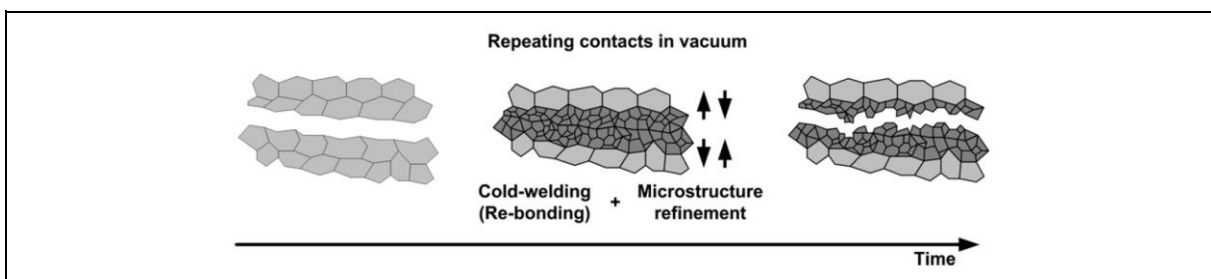


Bild 2-10: Modell der Bildung eines körnigen Bereichs auf der Grundlage der Kaltverschweißung (Wiederverschweißung) [Ogu13]⁹

⁷ Copyright Clearance Center's RightsLink® service – Order number: 5255400562595

⁸ Copyright Clearance Center's RightsLink® service – Order number: 5255400663063

⁹ Copyright Clearance Center's RightsLink® service – Order number: 5255400774939

SHANYAVSKIY [Sha13a, Sha13b] zeigt eine weitere Theorie und eine abgeleitete, vereinfachte Gleichung für das Risswachstum in der FGA-Zone, wobei durch Rotationen kugelförmiger Partikel in der Nähe der Einschlüsse die FGA geformt wird.

Entsprechende Erscheinungen finden sich nicht nur in Einsatzstählen, sondern auch in weiteren Werkstoffen, vergleiche [Ban17, Jia16, Kru17, May09, Nai17, Nak10, San17]. Im Folgenden wird im Rahmen dieser Arbeit für dieses Phänomen die Bezeichnung „ODA“ verwendet.

2.7.2 Modellvorstellungen für mikroskopische Fehlstellen in Zahnrädern

Die Modellvorstellung nach SCHURER [Sch16] greift den Ansatz von MURAKAMI [Mur02, Mur19] auf. Zudem bezieht sie Überlegungen aus der Arbeit von STENICO [Ste07] mit ein. Bild 2-11 gibt einen Überblick über den Modellansatz. Das Modell gibt als Ergebnis eine lokale Werkstoffanstrengung $\sigma_{\text{Einschluss}}/\sigma_A$ an, wobei $\sigma_A = 2 \cdot \sigma_a$ ist, was das Verhältnis der Beanspruchung am Einschluss zur Beanspruchbarkeit des Materials darstellt. Für die Ermittlung sind mehrere Eingangsparameter notwendig, wie z. B. die Einschlussfläche und -tiefenlage, die lokale Härte, die lokalen Eigenspannungen und die Mittel- und Eigenspannungsempfindlichkeiten.

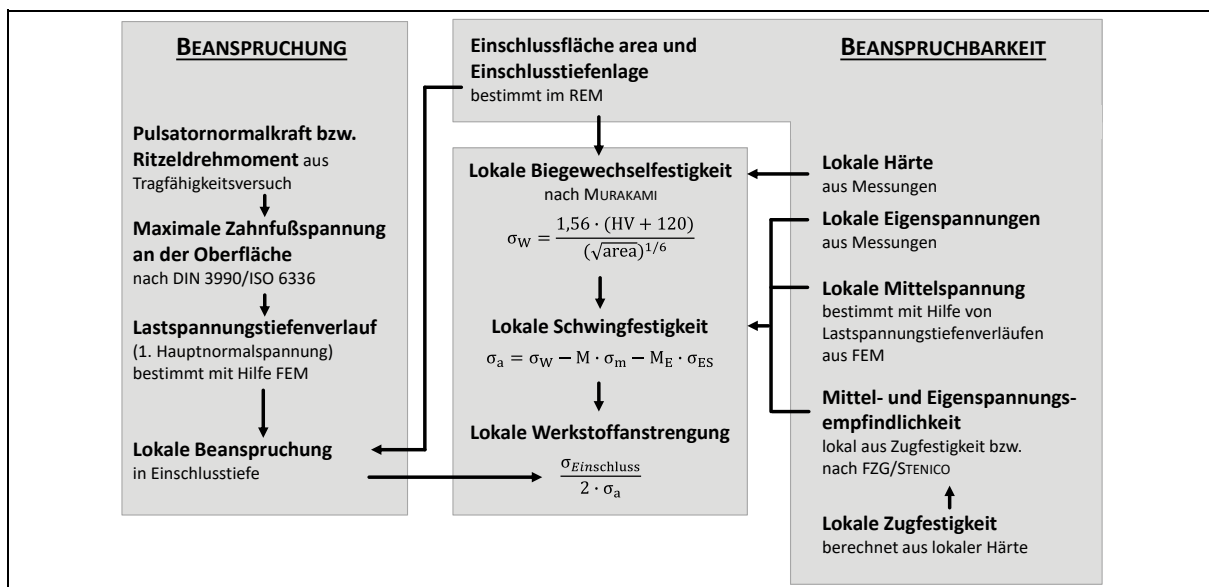


Bild 2-11: Schematische Darstellung zum Ablauf der Berechnungsstudie, den verwendeten Eingangsgrößen und Gleichungen nach SCHURER (modifiziert nach [Sch16])

Zur Ermittlung der lokalen Schwingfestigkeit können nach dem Ansatz von MACHERAUCH UND WOHLFAHRT [Mac85] basierend auf der Zugfestigkeit die Auswirkungen von Mittel- und Eigenspannungen auf die Schwingfestigkeit berücksichtigt werden. Hierbei setzen positive Mittelspannungen die Schwingfestigkeit herab. Deshalb ist grundsätzlich zwischen Eigen- und Mittelspannungen zu unterscheiden. Im theoretischen Ansatz werden die Eigenspannungen jedoch wie Mittelspannungen angesetzt. Bei gleicher Zugfestigkeit ist der Eigenspannungseinfluss immer niedriger als der Mittelspannungseinfluss. Ab einer Zugfestigkeit von ca. 1800 N/mm^2 steigt der Einfluss der Eigenspannungen nicht weiter an, da bei diesen hochfesten Werkstoffzuständen die Eigenspannungen nicht mehr signifikant durch die Beanspruchung abgebaut werden, wie es bei weicheren Werkstoffen der Fall ist. RADAJ UND VORMWALD [Rad07] geben, basierend auf [Mac85], den Einfluss von Mittel- und Eigenspannungen auf die Schwingfestigkeit nach Gleichung (5) an.

$$\sigma_a = \sigma_w - M \cdot \sigma_m - M_E \cdot \sigma_{ES} \quad (5)$$

σ_a	N/mm ²	Lokale Schwingfestigkeit	σ_m	N/mm ²	Mittelspannung
σ_w	N/mm ²	Biegewechselfestigkeit	M_E	–	Eigenspannungsempfindlichkeit
M	–	Mittelspannungsempfindlichkeit	σ_{ES}	N/mm ²	Eigenspannungen

Dieser Ansatz basiert auf einem einachsigen Spannungszustand und lässt sich nicht ohne weiteres auf mehrachsige Zustände übertragen. Insbesondere Eigenspannungen liegen in der Werkstofftiefe immer zweiachsig vor und sind nur mit Mehrachsigkeitshypothesen, z. B. nach [Kle06], behandelbar. In [Sch16] werden als erster Ansatz, basierend auf [Bre08, Ste04a], die Werte $M = 0,3$ und $M_E = 0,2$ für alle untersuchten Varianten verwendet.

Eine exemplarische Vermessung eines nicht-metallischen Einschlusses nach dem Vorgehen in [Sch16] ist in Bild 2-12 dargestellt. Grundsätzlich kann hier festgehalten werden, dass bei der verwendeten Herangehensweise die Einschlussfläche meist überschätzt wird. Es wird hier eine Fläche vermessen, welche auch die Zwischenbereiche zwischen einzelnen Einschlusspartikeln und eine eventuell vorliegende ODA-Fläche mitberücksichtigt.

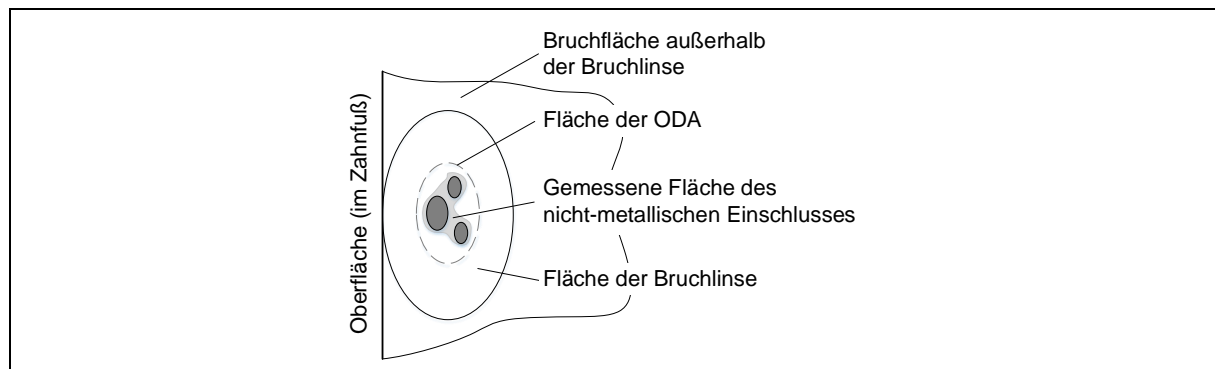


Bild 2-12: Schematische Vermessung der Fläche eines nicht-metallischen Einschlusses nach dem Vorgehen in [Sch16]

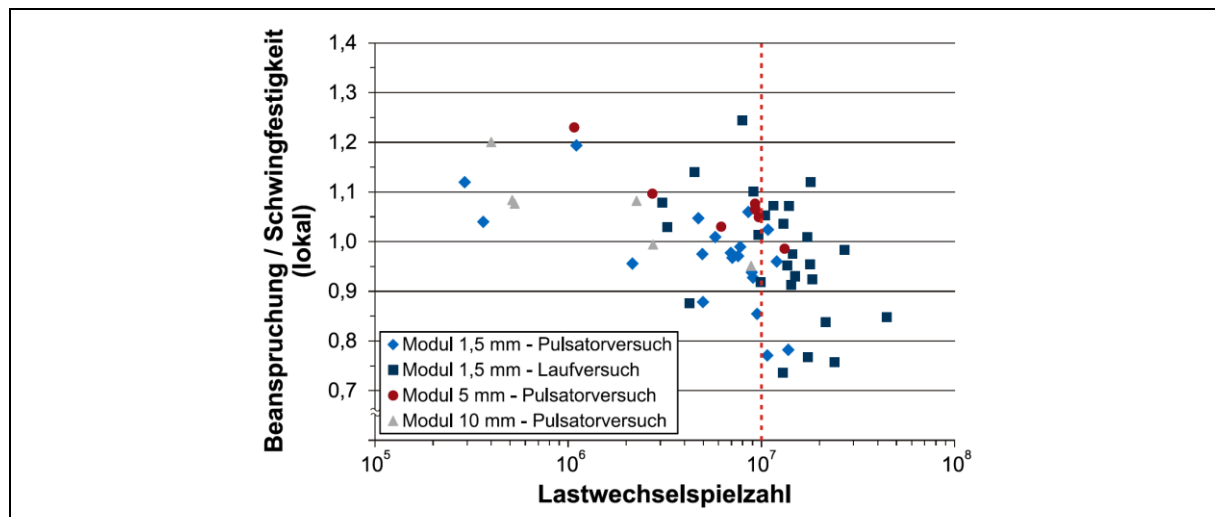


Bild 2-13: Verhältnis der lokalen Schwellbeanspruchung und der lokalen Schwingfestigkeit aus [Sch16] mit der Gültigkeitsgrenze von 10⁷ Lastwechseln des Modells von MURAKAMI [Mur19]

Das Ergebnis der Modellvorstellung ist in Bild 2-13 dargestellt. Jeder Punkt in Bild 2-13 stellt dabei einen experimentell ermittelten und analysierten Zahnfußbruch mit Bruchlinsenversagen dar, so dass für alle betrachteten Punkte theoretisch das Verhältnis aus lokaler Beanspruchung und lokaler Festigkeit $\geq 1,0$ sein müsste. MURAKAMI [Mur19] weist als Gültigkeitsbereich seiner Modellvorstellung eine Grenzlastspielzahl von 10⁷ bei einem Streubereich von $\pm 10\%$

aus. Das darauf basierende Modell nach SCHURER [Sch16] zeigt unter Berücksichtigung des gleichen Streubereiches ($\pm 10\%$) ebenfalls bis zu einer Grenzlastspielzahl von 10^7 eine sehr gute Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen. Somit wird grundsätzlich nachgewiesen, dass die Modellvorstellung von MURAKAMI auch auf das Bauteil Zahnrad angewendet werden kann. Bei höheren Lastspielzahlen ergeben sich größere Streuungen und weisen darauf hin, dass ggf. weitere Einflussfaktoren bei dem Modellansatz, wie etwa die ODA, berücksichtigt werden müssten. Es besteht somit weiterer Forschungsbedarf, um die Modellvorstellung entsprechend zu erweitern.

3 Forschungsfrage, Zielsetzung und Lösungsweg

3.1 Ableitung der Forschungsfrage und Zielsetzung

Die in Kapitel 2 dargelegten umfangreichen Untersuchungen zeigen, dass mit einsatzgehärteten, (duo-)kugelgestrahlten Bauteilen, wie Zahnrädern, höhere Tragfähigkeiten unter Biegebeanspruchung bzw. im Zahnfuß erreichbar sind. Allerdings können im Bereich hoher Lastspielzahlen Rissinitiierungen von unterhalb der Oberfläche an mikroskopischen Fehlstellen, wie nicht-metallischen Einschlüssen oder groben Körnern, auftreten, welche wiederum zu einer Tragfähigkeitsminderung führen. Somit kann nicht das ganze Potential des Bauteils bzw. des Zahnrades ausgeschöpft werden.

Der Gedankenansatz aus der Arbeit von SCHURER [Sch16] besagt, dass mit einem hohen bzw. höchsten Reinheitsgrad Rissinitiierungen an nicht-metallischen Einschlüssen vermieden und somit eine weitere Tragfähigkeitssteigerung möglich ist. Dies begründet SCHURER damit, dass die Wahrscheinlichkeit einer Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche unwahrscheinlicher wird, je weniger Einschlüsse in einem Werkstoff vorliegen.

Mithilfe eines Stahls mit feiner Korngröße kann ebenfalls eine höhere Zahnfußtragfähigkeit als bei einem Stahl mit groben Korn erreicht werden. Die durchgeführte Literaturrecherche hat allgemein gezeigt, dass noch keine systematischen Untersuchungen zum Einfluss von Grobkorn bzw. Grobkornanteilen und dem Ort deren Auftretens auf die Zahnfußtragfähigkeit einsatzgehärteter, kugelgestrahlter Zahnräder durchgeführt wurden. Die Grobkornthematik wird in der Regel nur am Rande diskutiert. Der Einfluss der Korngröße ist somit bisher in der industriellen Anwendung nicht quantifizierbar. Weiterführende Untersuchungen zur Korngröße nach einer Einsatzhärtung in [Fuc21b] zeigen zudem, dass hochreine Stähle, die als feinkornbeständig deklariert werden, nach einer unsachgemäßen Wärmebehandlung nicht unbedingt feinkörnig sind. Zudem kann auch eine Vorwärmbehandlung u.a. einen Einfluss auf die Korngröße nach einem Einsatzhärtprozess haben, wie Untersuchungen in [Rom22] zeigen.

Wechselwirkungen zwischen dem Einfluss nicht-metallischer Einschlüsse und der Korngröße auf die Zahnfußtragfähigkeit einsatzgehärteter, kugelgestrahlter Zahnräder wurden bisher zudem noch nicht systematisch untersucht.

Es stellt sich somit die folgende Forschungsfrage:

Forschungsfrage

Welchen Einfluss haben mikroskopische Fehlstellen auf die Zahnfußtragfähigkeit einsatzgehärteter, duo-kugelgestrahlter Zahnräder?

In dieser Arbeit werden einsatzgehärtete, duo-kugelgestrahlte Zahnräder aus hoch- und höchstreinen Stählen auf ihre Tragfähigkeit im Zahnfuß untersucht. Es wird überprüft, ob Rissinitiierungen unterhalb der Oberfläche an mikroskopischen Fehlstellen vermieden werden können und sich somit eine weitere Tragfähigkeitssteigerung, insbesondere im Bereich hoher Lastspielzahlen, zeigt. Ferner soll ein erweitertes Verständnis zum Schadensmechanismus erarbeitet und der Einfluss auf die Tragfähigkeit näher untersucht werden. Das Ziel ist es letztendlich, auf Basis des vorliegenden Werkstoff- und Zahnradzustandes die Zahnfußtragfähigkeit unter Berücksichtigung von mikroskopischen Fehlstellen im Werkstoffgefüge zuverlässig beurteilen zu können. Im Rahmen dieser Arbeit liegt der Fokus hierbei auf nicht-metallische Einschlüsse und grobe Körner als mikroskopische Fehlstellen.

3.2 Lösungsweg

Zur Erreichung des Forschungszieles sind umfangreiche theoretische und experimentelle Untersuchungen vorgesehen. Bild 3-1 gibt einen Überblick über die Arbeitspakete (AP). Im Rahmen der experimentellen Untersuchungen sind insgesamt drei Arbeitspakete vorgesehen. *Arbeitspaket 1* beschäftigt sich mit der statistischen Absicherung der Zahnfußtragfähigkeitswerte hochreiner Werkstoffe unter Berücksichtigung innerer Brüche aus der vorangegangenen Arbeit von SCHURER [Sch16] und knüpft direkt daran an. In *Arbeitspaket 2* werden weitere systematische Einflussgrößen auf das Auftreten innerer Brüche an nicht-metallischen Einschlüssen bzw. zu deren Vermeidung und das damit verbundene Tragfähigkeitspotential untersucht. Dabei kommen optimierte Werkstoffe mit unterschiedlichen Eigenschaften zur Anwendung, die eine Beeinflussung der im Werkstoff enthaltenen nicht-metallischen Mikroeinschlüsse erlauben. In *Arbeitspaket 3* wird der Einfluss der Korngröße auf die Zahnfußtragfähigkeit näher betrachtet. Wechselwirkungen im Hinblick auf die Rissinitiierung an nicht-metallischen Einschlüssen werden hierbei zudem untersucht. In diesem Arbeitspaket kommen drei Varianten mit unterschiedlichen Korngrößenprägungen zum Einsatz.

Neben diesen experimentellen Untersuchungen werden begleitende Untersuchungen durchgeführt. HOCK UND WIEDMANN geben in [Hoc12] an, dass mit höheren Reinheitsgraden auch höhere Tragfähigkeiten möglich sind, jedoch der bessere Reinheitsgrad bei der Werkstoffcharakterisierung auch zuverlässig ermittelt werden muss. Aus diesem Grund findet in *Arbeitspaket 4* eine umfangreiche Charakterisierung der Werkstoffe und der Zahnräder statt. Hierzu zählen z. B. der Reinheitsgrad und die Korngröße. In *Arbeitspaket 5* werden die Bruchflächen aus den experimentellen Untersuchungen umfassend charakterisiert, um das grundlegende Verständnis der Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche an mikroskopischen Fehlstellen weiter auszubauen. Hierfür werden umfangreiche Untersuchungen am Rasterelektronenmikroskop und an einem hochauflösenden, optischen Messsystem durchgeführt.

Die gewonnenen Erkenntnisse fließen in theoretische Untersuchungen ein. *Arbeitspaket 6* knüpft direkt an die lokale Modellvorstellung von SCHURER [Sch16] an und erweitert das Modell entsprechend (vergleiche Abschnitt 2.7.2). Vereinfachte, empirische Faktoren zur Erweiterung der bestehenden Normberechnungsansätze, wie der ISO 6336 [ISO16b], werden in *Arbeitspaket 7* abgeleitet.

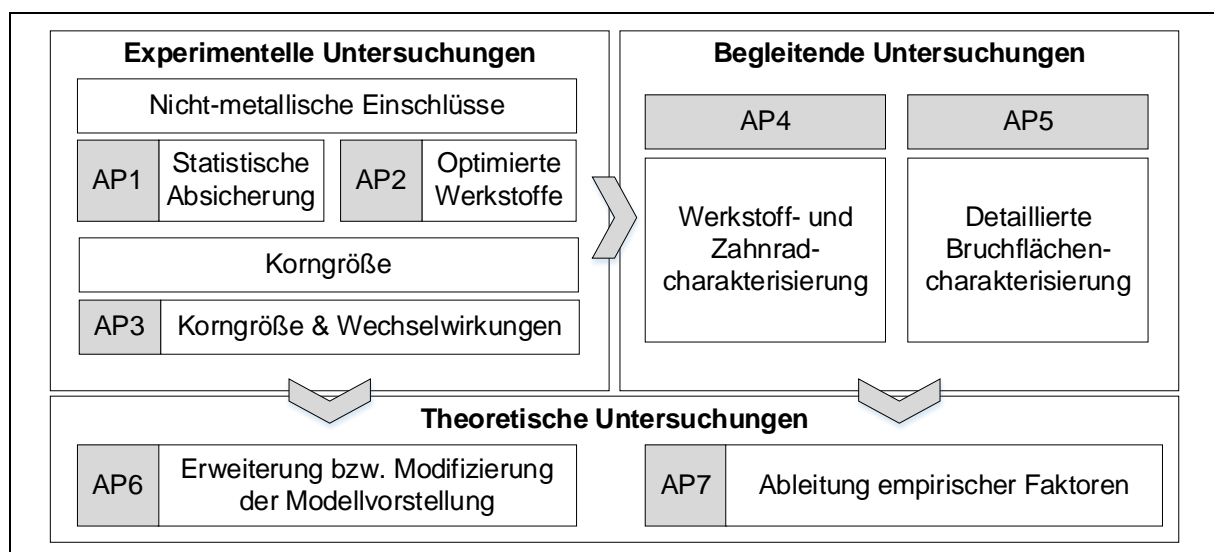


Bild 3-1: Übersicht über die Arbeitspakete

3.3 Versuchsprogramm

Insgesamt werden neun unterschiedliche Schmelzen untersucht. Hierbei variieren die Legierungszusammensetzung und die Herstellungsrouten, wie z. B. das Gießverfahren. Die Hauptvarianten bilden MnCr-legierte Schmelzen. Zusätzlich sind zwei CrNiMo-, eine NiCr- und eine NiMo-legierte Schmelze im Untersuchungsumfang beinhaltet. Tabelle 3-1 gibt eine Übersicht über die Schmelzvarianten. Bis auf die Referenzvariante OW1 (konventioneller Reinheitsgrad, $K_4 \leq 40$ nach Methode K des SEP 1571 [SEP17a]) sollen alle anderen Schmelzen einen hohen (K_2 bzw. $K_1 \leq 100$) bzw. sehr hohen Reinheitsgrad ($K_0 \leq 100$) aufweisen. Die Schmelzen liegen als gewalztes Stangenmaterial vor (siehe Tabelle 3-2) und unterscheiden sich im Umformgrad und dem Stangenmaterialdurchmesser.

Tabelle 3-1: Übersicht der Schmelzvarianten (Herstellerangaben aus den Materialzeugnissen)

Schmelze	Werkstoff	Charakterisierung der Schmelze	Gießverfahren
OW1	20MnCr5	Modifizierte Calciumbehandlung mit zusätzlichem Rekristallisationsglühen	Blockguss
S4		Offen erschmolzen	Strangguss
S6		Offen erschmolzen	Strangguss
S8		ESU-Güte	Blockguss
OW4		Schwefelarm (vakuumentgast, +HH)	Strangguss
OW7	20NiMo9-7	Modifizierte Calciumbehandlung mit zusätzlichem Rekristallisationsglühen (vakuumentgast, auf kugelige Carbide geglüht)	Blockguss
S9	18NiCr5-4	Modifizierte Calciumbehandlung mit zusätzlichem Rekristallisationsglühen	Blockguss
OW3	18CrNiMo7-6	Modifizierter Walz-/Schmiedeprozess (vergütet, +HH, vakuumentgast)	Strangguss
KG		Vergütet, +HH, Al/N-Korngrößenstabilisiert	Strangguss

Tabelle 3-2: Übersicht der Schmelzvarianten und deren Ausgangszustand

Schmelze	Stangenmaterial-Ø in mm	Umformgrad	Schmelze	Stangenmaterial-Ø in mm	Umformgrad
OW1	125	8:1	OW7	130	12:1
S4	105		S9	110	17:1
S6	105		OW3	140	8:1
S8	100		KG	170	11:1
OW4	100				

Für die Tragfähigkeitsuntersuchungen kommen zwei Zahnradbaugrößen zum Einsatz. Die Untersuchungen zur Zahnfußtragfähigkeit am FZG-Stirnradsverspannungsprüfstand mit einem Achsabstand von 91,5 mm werden mit der Baugröße $m_n = 1,5$ mm durchgeführt. Am Pulsatorprüfstand wird die Zahnfußtragfähigkeit sowohl mit der Baugröße $m_n = 1,5$ mm als auch mit der Baugröße $m_n = 5$ mm ermittelt.

Im *Arbeitspaket 1* werden vier Varianten aus unterschiedlichen Schmelzen mit unterschiedlichem Reinheitsgrad verschiedener Stahlhersteller untersucht. Die Untersuchungen erfolgen anhand von Laufversuchen am FZG-Stirnradsverspannungsprüfstand mit einem Achsabstand

von 91,5 mm. Alle Prüfräder sind einsatzgehärtet und im Zahnfuß duo-kugelgestrahlt und weisen eine Baugröße $m_n = 1,5$ mm auf. Die Zahnräder der Varianten S4, S6 und S8 liegen bereits fertig bearbeitet aus [Sch16] vor. Die Zahnräder der Variante S9 werden aus einer neuen Werkstoffcharge gefertigt. Aufgrund der zweiten Werkstoffcharge gegenüber [Sch16] werden zu den dort durchgeführten Pulsatorversuchen im Rahmen dieser Arbeit ergänzende Stichversuche der zweiten Werkstoffcharge am Pulsator durchgeführt.

In *Arbeitspaket 2* kommen „optimierte“ Werkstoffe (OW) zur Anwendung. Diese hoch- und höchstreinen Varianten haben zum Ziel, dass durch eine entsprechende Modifikation (Optimierung) Rissinitiierungen von unterhalb der Oberfläche an nicht-metallischen Einschlüssen vermieden werden und somit höhere Tragfähigkeiten, speziell im Bereich hoher Lastspielzahlen, generiert werden können. Diese Optimierungen sollen durch unterschiedliche Herstellungswege erreicht werden, z. B. erfolgt bei mehreren Varianten eine modifizierte Calciumbehandlung mit zusätzlichem Rekristallisationsglühen (siehe Tabelle 3-1). Bei einer Variante wird z. B. der Schwefelgehalt geringgehalten, um die Bildung von nicht-metallischen Einschlüssen zu verringern. Bei einer anderen Variante erfolgt ein modifizierter Walz-/Schmiedeprozess. Als Baugröße werden die Normalmoduln $m_n = 1,5$ mm und 5 mm gewählt.

Arbeitspaket 3 beschäftigt sich mit dem Einfluss der Korngröße auf die Zahnfußtragfähigkeit. Hierbei kommen drei Varianten mit unterschiedlichen Korngrößenausprägungen zum Einsatz. Die Untersuchungen erfolgen an einsatzgehärteten, duo-kugelgestrahlten Zahnrädern der Baugröße $m_n = 5$ mm am Pulsatorprüfstand. Tabelle 3-3 zeigt die Zuordnung der einzelnen Varianten zu den Arbeitspaketen.

Tabelle 3-3: Zuordnung der Varianten zu den Arbeitspaketen

Variante	S4	S6	S8	S9	OW1	OW4	OW7	OW3	KG0	KG1	KG2	
Schmelze	S4	S6	S8	S9	OW1	OW4	OW7	OW3	KG			
Arbeitspaket 1	Arbeitspaket 1				Arbeitspaket 2				Arbeitspaket 3			
Laufversuch	✓								-			
Baugröße m_n in mm	1,5											
Pulsatorversuch	-				✓							
Baugröße m_n in mm	1,5							5	5			

3.4 Prüfverzahnungen

Die Fertigung der Prüzzahnräder lehnt sich an [Sch16] an. Die Fertigung der Zahnräder geschieht aufgrund der zeitlich versetzten Werkstoffbereitstellung in mehreren Chargen und aufgrund der beiden unterschiedlichen Schwerpunkte in zwei Fertigungsketten. Die Weichbearbeitung und das Verzahnungsfräsen erfolgt bei der Fa. ILMBERGER MASCHINEN- UND ZAHNRADFABRIK GMBH und bei der Fa. SEW EURODRIVE GMBH & CO. KG (nur Varianten KG0, KG1 und KG2). Die Wärmebehandlung wird bei der Fa. ZF FRIEDRICHSHAFEN AG und am LEIBNIZ-INSTITUT FÜR WERKSTOFFORIENTIERTE TECHNOLOGIEN – IWT BREMEN (nur Varianten KG0, KG1 und KG2) durchgeführt. Die Strahlbehandlung erfolgt bei den Firmen OSK-KIEFER GMBH (Baugröße $m_n = 1,5$ mm) und METAL IMPROVEMENT COMPANY, LLC (Baugröße $m_n = 5$ mm). Das Zahnflanken-, Stirnseiten und Bohrungsschleifen (Baugröße $m_n = 1,5$ mm) erfolgt bei der Fa. ILMBERGER MASCHINEN- UND ZAHNRADFABRIK GMBH.

3.4.1 Werkzeug- und Verzahnungsdaten

Für die Anbindung an vorhergehende Untersuchungen wird die Pulsator- bzw. Laufverzahnung ($m_n = 1,5 \text{ mm}$, $z = 59$) aus [Sch16] verwendet. Die Pulsatorverzahnung ($m_n = 5 \text{ mm}$) basiert auf der Geometrie zahlreicher Dissertationen an der FZG und Forschungsvorhaben. Für alle Baugrößen ist somit eine Anbindung an bereits abgeschlossene Dissertationen, Forschungsvorhaben und bestehende Tragfähigkeitsnormen gewährleistet.

Alle Verzahnungen werden mit einem Protuberanzfräser gefertigt, um ungewollte Schleifkerben im ungeschliffenen Zahnfuß zu vermeiden. Das Zahnflankenschleifen erfolgte im Wälzschleifverfahren. Zur Vermeidung von Eingriffsstörungen liegt bei allen Laufprüfzahnradern eine lange, evolventische Kopfrücknahme am Ritzel und am Rad mit einem Betrag von $C_a \approx 30 \mu\text{m}$ vor. Die Verzahnungshauptdaten der Prüfzahnradern für die Tragfähigkeitsuntersuchungen und die Werkzeugangaben sind in Tabelle 3-4 aufgezeigt.

Tabelle 3-4: Verzahnungshauptdaten der Prüfzahnradern (Pulsatorrad $m_n = 1,5 \text{ mm}$ entspricht dem Ritzel der Laufverzahnung mit $m_n = 1,5 \text{ mm}$)

Verzahnungsdaten			Laufverzahnung bzw. Pulsatorrad	Pulsatorräder	
Benennung	Zeichen & Einheit			Arbeitspakete 1 und 2	Arbeitspaket 3
Normalmodul	m_n	mm	1,5	5	
Achsabstand	a	mm	91,5	–	
Zahnbreite	b	mm	8	30	20
Zähnezahl	z_1 / z_2	-	59 / 61	24	
Normaleingriffswinkel	α_n	°	20		
Schrägungswinkel	β	°	0		
(Nenn)Profilverschiebungsfaktor	x	-	-0,13 / 1,19	0,550	0,486
Profilüberdeckung	ϵ_α	-	1,24	–	
Grundkreisdurchmesser	d_b	mm	83,2 / 86,0	122,80	112,76
Teilkreisdurchmesser	d	mm	88,5 / 91,5	120,0	
Kopfkreisdurchmesser	d_a	mm	91,5 / 96,0	134,0	134,1
bez. Zahndickensehne	s_{Fn} / m_n	-	2,09 / 3,57	2,23	2,18
bez. Fußrundungsradius im Berührungspunkt der 30°-Tangente	ρ_F / m_n	-	0,48 / 0,30	0,47	0,49
Kerbparameter	q_s	-	2,18 / 5,91	2,36	2,19
(Nenn)Zahnweite über k Zähne	W_k	mm	29,90 / 40,14	55,22	54,93
Messzähnezahl	k	-	7 / 9	4	
Werkzeugkopfhöhenfaktor	h_{aP0} / m_n	-	1,50	1,50	1,55
Werkzeugkopf-abrundungsfaktor	ρ_{aP0} / m_n	-	0,20	0,38	0,38
Werkzeugprotuberanz	p_{r0}	mm	0,15	0,22	0,27

Das für die Zahnradfertigung verwendete Stangenmaterial ist über dem Querschnitt nicht homogen. Aus diesem Grund kommt der Lage der Verzahnung in Bezug auf den Querschnitt eine wichtige Rolle zu. Wird der Verzahnungsbereich in Bereiche mit höheren Seigerungen

bzw. schlechterem Reinheitsgrad gelegt, kann dies Auswirkungen auf die spätere Tragfähigkeit haben. Insbesondere ist dies beim Vergleich von Ergebnissen unterschiedlicher Zahnradbaugrößen aus der gleichen Schmelze mit unterschiedlicher Lage der Verzahnung über dem Querschnitt zu berücksichtigen. Tabelle 3-5 gibt einen Überblick über die verwendeten Stangenmaterialdurchmesser aus Tabelle 3-2 und den Umrissen der Prüfvarianten. Es ist zu erkennen, dass bei beiden Baugrößen die Lage des Zahnfußes zum Teil in Randnähe, zum Teil aber auch in etwas größerer Tiefenlage liegt.

Tabelle 3-5: Übersicht über die Rohlingsquerschnitte und Umriss der Prüfvarianten (nicht maßstäblich)

Baugröße m_n in mm	
1,5 (Ritzel)	5

3.4.2 Wärme- und Strahlbehandlung

Die Wärmebehandlung der Prüfräder (außer Varianten KG0, KG1 und KG2) erfolgt bei der ZF FRIEDRICHSHAFEN AG (Standort: Friedrichshafen) und am LEIBNIZ-INSTITUT FÜR WERKSTOFFORIENTIERTE TECHNOLOGIEN – IWT BREMEN (nur Varianten KG0, KG1 und KG2). Die Wärmebehandlung basiert sowohl zum einen auf umfangreichen Voruntersuchungen je Schmelze (für Varianten OW3 und OW4: siehe [Fuc21b]) als auch auf den Erfahrungen aus [Sch16].

Tabelle 3-6: Übersicht der Prozessparameter der jeweiligen Ofenreise (Ohne die Varianten KG0, KG1 und KG2) (Angaben der ZF Friedrichshafen AG)

Baugröße m_n in mm			1,5	5
Vorgabe für die CHD_{550HV1} in mm			0,30 – 0,45	0,65 – 0,75
Prozessschritt	Parameter	Einheit	Werte	
Vorwärmen	Zeit	min	90 – 120	90 – 120
	Temperatur	°C	450 – 500	450 – 500
Aufkühlung	Zeit	min	180 ± 15	300 ± 15
	Temperatur	°C	880 ± 10	930 ± 10
	C-Pegel	%	1,06 ± 0,05	1,18 ± 0,05
Härten	Temperatur	°C	840 ± 10	850 ± 10
Abschrecken in Öl	Zeit	min	mind. 30	mind. 30
	Temperatur	°C	80 ± 10	80 ± 10

Die Direkt-Einsatzhärtung (außer Varianten KG0, KG1 und KG2) erfolgt getrennt nach Baugröße in mehreren Chargen je Baugröße. Eine detaillierte Abstimmung der Programme auf die jeweilige Schmelze findet bewusst nicht statt, da die Wärmebehandlung im Zuge der üblichen Einsatzhärtungsprozesse erfolgt. Die Vorgaben für die Einsatzhärtungstiefe CHD_{550HV1} und die Prozessparameter (außer Varianten KG0, KG1 und KG2) sind in Tabelle 3-6 aufgeführt.

Bild 3-2 zeigt eine schematische Darstellung der drei unterschiedlichen Wärmebehandlungsrouten für die Korngrößenvarianten KG0, KG1 und KG2. Eine ausführliche Aufstellung der Wärmebehandlungsparameter ist in Tabelle A1 im Anhang zu finden.

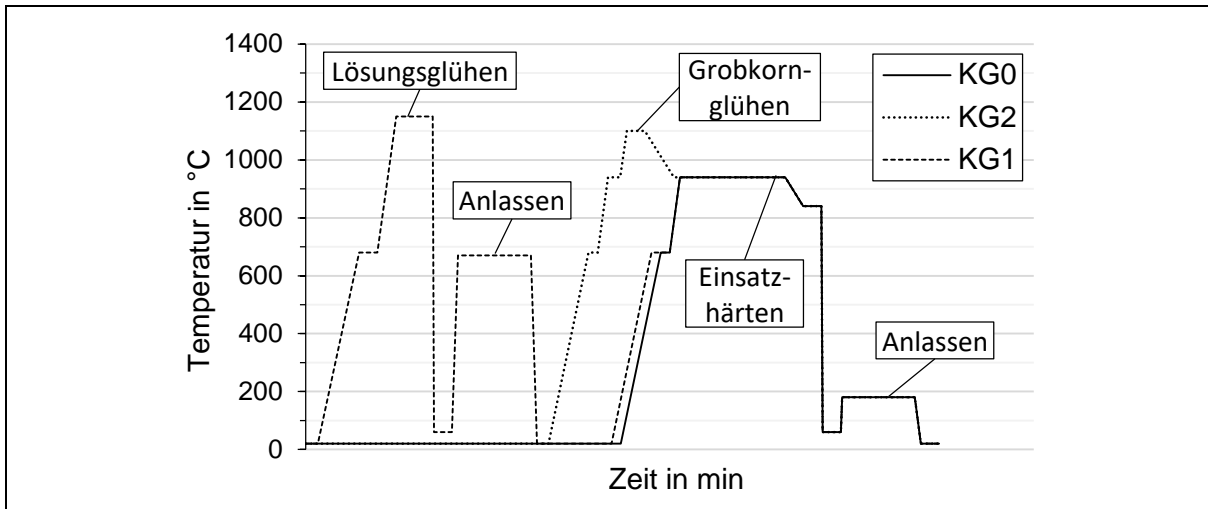


Bild 3-2: Schematische Darstellung der drei unterschiedlichen Wärmebehandlungsrouten für die Korngrößenvarianten KG0, KG1 und KG2

Auf Basis der Ergebnisse in [Bre10, Sch16] werden die Prüfräder im Zahnfuß duo-kugelgestrahlt. Der positive Effekt des Duo-Strahlprozesses ist auch in [Epp13, Sai17] belegt. Die Strahlmittel als auch die Parameter variieren hierbei je Baugröße. Die Strahlbehandlung erfolgt bei den Firmen OSK-KIEFER GMBH (Baugröße $m_n = 1,5 \text{ mm}$) und METAL IMPROVEMENT COMPANY, LLC (Baugröße $m_n = 5 \text{ mm}$). Die Parameter sind in Tabelle 3-7 zusammengefasst.

Tabelle 3-7: Zusammenfassung der Strahlparameter der Prüfräder (Herstellerangaben)

Baugröße m_n in mm		1,5	5
Strahlbereich		Zahnfußrundung	
Strahlmittel	1. Stufe	StD-G3, 0,40 mm, VDFI 8001, 700 HV (Stahldrahtkorn, kugelfrund)	Cut Wire 0,9 mm 700 HV1
	2. Stufe	Glasperlen, 250 – 425 μm	Glasperlen, 300 μm
Bedeckungsgrad in %	1. Stufe	1,00 – 1,25 x t 98 %	200
	2. Stufe	1,75 – 2,00 x t 98 %	100
Intensität in mm A	1. Stufe	0,23 – 0,28	0,45 – 0,50
	2. Stufe	0,08 – 0,12	0,17 – 0,25

3.5 Prüfeinrichtungen und Prüfbedingungen

Die experimentellen Laufversuche zur Zahnfußtragfähigkeit der Baugröße $m_n = 1,5 \text{ mm}$ werden an FZG-Stirnradsverspannungsprüfständen mit einem Achsabstand von 91,5 mm durchgeführt. Die Zahnfußtragfähigkeit der Baugrößen $m_n = 5 \text{ mm}$ und $m_n = 1,5 \text{ mm}$ wird zudem im Pulsatorprüfstand ermittelt. Die Versuchsdurchführung und -auswertung erfolgt, analog zu SCHURER [Sch16], entsprechend den Vorgaben nach dem aktuellem Stand der Technik zur Vereinheitlichung von Prüfstandsversuchen [Tob12] und zur Lebensdauerstatistik [Sta99]. Die Auswertung der Versuche und Bestimmung der Dauerfestigkeitskennwerte erfolgt nach ISO 6336 [ISO16b]. Im Folgenden werden die Prüfstandskonzepte, Prüfbedingungen und das

Auswerteverfahren vorgestellt. Die Ausführungen stützen sich hierbei zum Teil auf den Formulierungen in [Bre10, Fuc21c, Sch16, Tob01].

3.5.1 FZG-Stirradverspannungsprüfstand

Die Laufversuche zur Zahnfußtragfähigkeit werden an FZG-Stirradverspannungsprüfständen nach DIN ISO 14635-1 [DIN06] durchgeführt, siehe Bild 3-3. Die Betriebsbedingungen werden durch entsprechende Auswahl der Parameter Drehmoment, Drehzahl, Öltemperatur und Schmierstoff festgelegt. Der Verspannkreis des Prüfstandes besteht aus einem Prüf- und einem Übertragungsgetriebe, welche durch Wellen verbunden sind (siehe Bild 3-3). Die Prüflast wird mechanisch aufgebracht. Hierbei werden die beiden Hälften der Belastungskupplungen gegeneinander verdreht und fixiert. Die Verdrehung bewirkt ein definiertes statisches Moment an den Zahnradstufen im Prüf- und Übertragungsgetriebe. Die Verlustleistung des Verspannsystems wird durch den drehzahlregelbaren Drehstrom-Asynchron-Motor ausgeglichen, welcher zudem das System in Bewegung versetzt. Der Ölkreislauf des Prüf- und Übertragungsgetriebes verfügt über ein 28 Liter fassendes Ölaggregat mit Temperaturregelung.

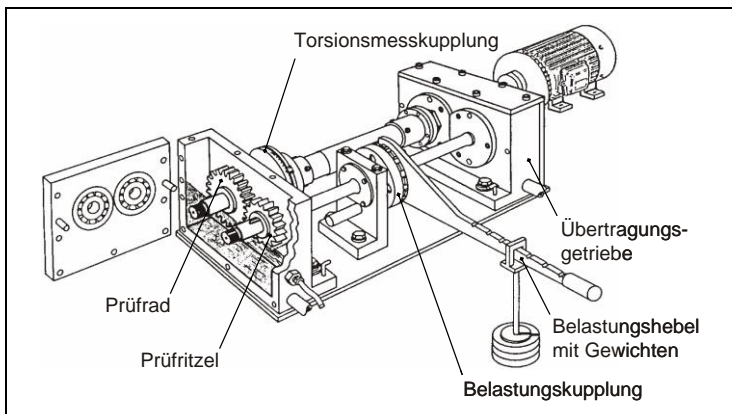


Bild 3-3: FZG-Stirradverspannungsprüfstand mit Achsabstand $a = 91,5 \text{ mm}$ [DIN06]

Der Betriebszustand „Ritzel treibt Rad“ wird für die Zahnfußtragfähigkeitsuntersuchungen im Laufversuch entsprechend [Sch16] übernommen. Für die Untersuchungen wird die festgelegte Drehzahl des Ritzels von $n_1 = 2500 \text{ min}^{-1}$ mit einer dynamischen Messung am Prüfstand in den optimalen Prüfbereich mit den niedrigsten Dynamikkräften gelegt. Hierbei zeigt sich derselbe Dynamikfaktor von $K_V = 1,06$ wie in [Sch16], welcher

dort in umfangreichen Voruntersuchungen mit Hilfe des Berechnungsprogramms DZP 5.0 [Gri10] als optimaler Bereich für das dynamische Verhalten der Prüfverzahnung ermittelt wird. Die Versuche erfolgen mit Einspritzschmierung in den Zahneingriff bei einer Öleinspritztemperatur von $\vartheta_E = 60 \text{ °C}$ ($\pm 2 \text{ °C}$). Der Volumenstrom wird zu 2 l/min festgelegt. Das FVA-Referenzöl Nr. 3, welches mit 4 % Anglamol 99 additiviert ist (kurz FVA 3A), wird verwendet, um Zahnflankenschäden, wie Grübchen, Fressen oder Grauflecken, zu vermeiden. Tabelle 3-8 fasst die wichtigsten Parameter des Referenzöls zusammen.

Tabelle 3-8: Schmierstoffkennwerte des verwendeten Getriebeöls FVA 3A

Benennung	Zeichen	Einheit	Schmierstoff FVA 3A
Viskositätsklasse	ISO VG	–	100
Dichte bei 15 °C	ρ_{15}	kg/m^3	$880 - 890 \text{ kg/m}^3$
kinematische Viskosität bei 40 °C	ν_{40}	mm^2/s	$85 - 95 \text{ mm}^2/\text{s}$
kinematische Viskosität bei 100 °C	ν_{100}	mm^2/s	$10 - 11 \text{ mm}^2/\text{s}$

3.5.2 Pulsatorprüfstand

Die Zahnfußtragfähigkeit wird zudem im Pulsatorprüfstand ermittelt. Die Versuche erfolgen zum einem an elektromagnetisch erregten Resonanzpulsatoren der Bauart Roell-Amsler

(Nennlasten von 100 und 250 kN), als auch an einem hydraulischen Pulsator mit einer Nennlast von 60 kN, siehe Bild 3-4. Zur Sicherstellung gleichbleibender und reproduzierbarer Versuchsergebnisse werden die Versuchsbedingungen (z. B. Prüfkraft, Unterlast, Frequenz etc.) für jeden Versuch kontinuierlich mittels eines Rechners erfasst und protokolliert. Zusätzlich wird der Kraftverlauf mit einem Speicher-Oszilloskop überwacht.

Beide Bauarten bestehen im Wesentlichen aus einem Maschinenrahmen zur Aufnahme von Prüfvorrichtung, Kraftmessdose und Prüfzahnrad. Die schwellende Last wird beim elektromagnetisch-erregten Pulsator von einem Erregermagnet erzeugt und über mit der schwingenden Traverse verbundene Stabfedern auf das Prüfrad übertragen. Die Frequenz der Schwellbelastung wird automatisch gesteuert und ergibt sich in Abhängigkeit der Steifigkeit des Schwingensystems (Prüfzahnrad & Prüfstand). Beim hydraulischen Pulsator wird mit einem hydrostatisch gelagerten Hydraulikzylinder, der über ein Servoventil angesteuert wird, die schwellende Last auf das Prüfrad aufgebracht. Die Frequenz der Schwellbelastung kann vom Anwender, im eingeschränkten Umfang, frei vorgegeben werden.

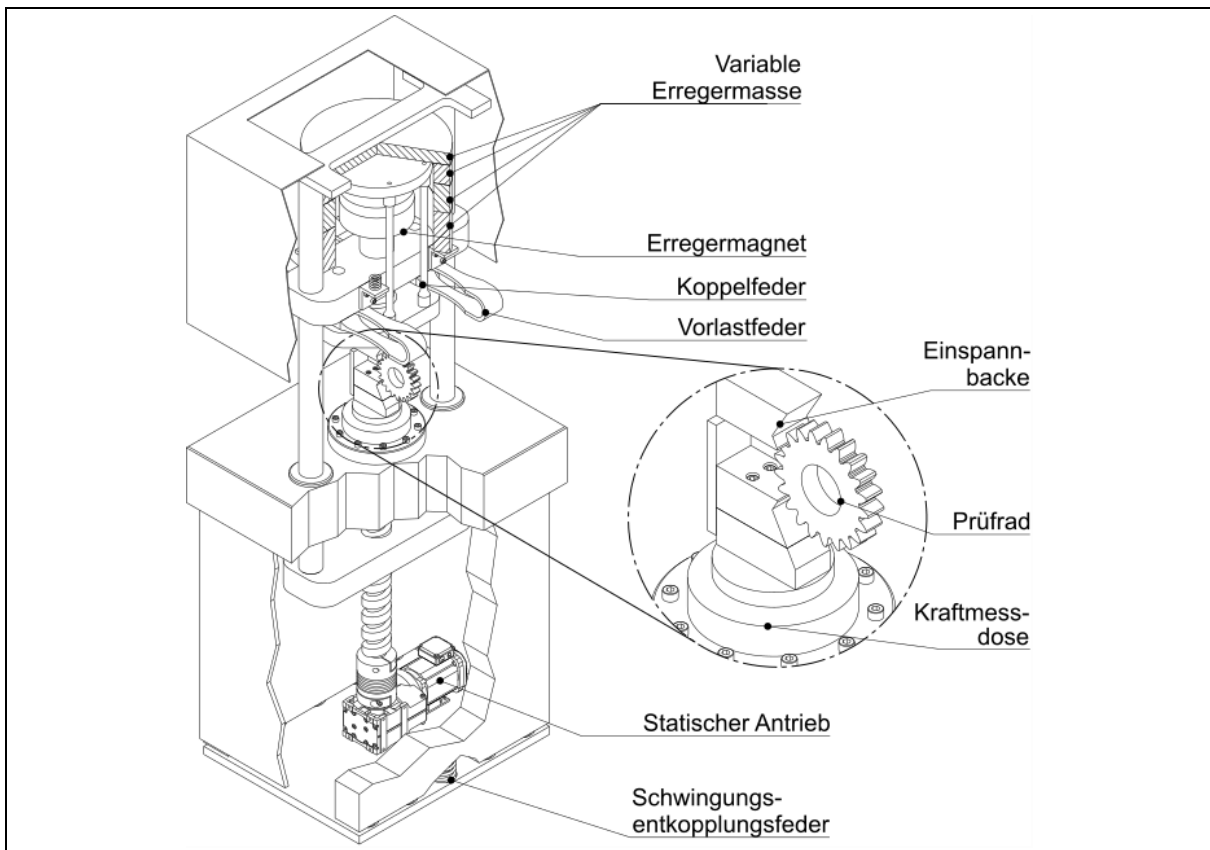


Bild 3-4: Schematische Darstellung des elektromagnetisch-erregten Pulsatorprüfstandes [Web19]¹⁰

Die Zahnräder werden mithilfe einer individuell angefertigten Einspannvorrichtung reproduzierbar und definiert eingespannt. Mögliche vorliegende Flankenwinkelabweichungen werden an den Einspannbacken feinjustiert und damit ein gleichmäßiges Breiten tragen über die Zahnflanke sichergestellt.

¹⁰ This figure was previously presented at the 2019 American Gear Manufacturers Association's Fall Technical Meeting as 19FTM20 [Web19]. Used here with permission from February 28th, 2022 of the copyright holder, the American Gear Manufacturers Association, 1001 N. Fairfax Street, 5th Floor, Alexandria, Virginia 22314, USA.

Die Zahnräder werden jeweils zwischen zwei Pulsatorbacken symmetrisch über 8 (Baugröße $m_n = 1,5 \text{ mm}$) bzw. 4 (Baugröße $m_n = 5 \text{ mm}$) Zähne eingespannt. Abhängig von der jeweiligen Baugröße wird eine Unterlast benötigt, um die kraftschlüssige Einspannung zu gewährleisten. Diese beträgt, unter der Berücksichtigung der Zahnradgeometrie und der Vorgaben in [Tob12], in den Versuchen 0,5 kN (Baugröße $m_n = 1,5 \text{ mm}$) bzw. 6 kN (Baugröße $m_n = 5 \text{ mm}$). Die Prüffrequenzbereiche betragen in den durchgeführten Versuchen etwa 76 bis 95 Hz (elektromagnetisch-erregter Pulsator mit einer Nennlast von 100 kN), 106 bis 109 Hz (elektromagnetisch-erregter Pulsator mit einer Nennlast von Nennlast 250 kN) und 70 bis 77 Hz (hydraulischer Pulsator). Die dynamische Pulsatorprüfkraft ergibt sich aus der Differenz von Ober- und Unterlast $F_{Pn} = \Delta F = F_{Pmax} - F_{Pmin}$. Die Lastverhältnisse betragen $R = F_{Pmin} / F_{Pmax} \approx 8 \%$ bis 11,1 % (Baugröße $m_n = 1,5 \text{ mm}$) bzw. 5,5 % bis 7,1 % (Baugröße $m_n = 5 \text{ mm}$).

3.5.3 Versuchsdurchführung

Die Versuche im Bereich der Dauerfestigkeit erfolgen sowohl am Lauf- als auch im Pulsatorprüfstand. Das Ziel ist die Ermittlung der Zahnfußtragfähigkeit einsatzgehärteter, (duo-)kugelgestrahlter Zahnräder unter Berücksichtigung der Rissinitiierung an mikroskopischen Fehlstellen unterhalb der Oberfläche. Hierfür werden bei konstanter Last Versuche bis zum Zahnfußbruch oder bis zum Erreichen der im Vorhinein definierten Grenzlastspielzahl durchgeführt. Diese beträgt im Laufversuch $5 \cdot 10^7$ und im Pulsator 10^7 . Vereinzelt wird diese im Pulsator- und Laufversuch weiter erhöht.

Das in der Praxis gängige, verbesserte Treppenstufenverfahren nach HÜCK [Hüc83] wird für die Auswertung der Versuche im Bereich der Dauerfestigkeit angewandt. Bild 3-5 (a) gibt einen Überblick über die Vorgehensweise bei der Versuchsdurchführung. Vorab werden Lastniveaus mit gleich großen, definierten Abständen (Stufensprünge) festgelegt. Bei einem Zahnfußbruch vor Erreichen der Grenzlastspielzahl (Ausfall) wird der nächste Versuchspunkt ein Lastniveau tiefer durchgeführt. Wenn der Versuchspunkt die Grenzlastspielzahl erreicht (Durchläufer), wird im nächsten Versuchspunkt das Lastniveau wieder erhöht.

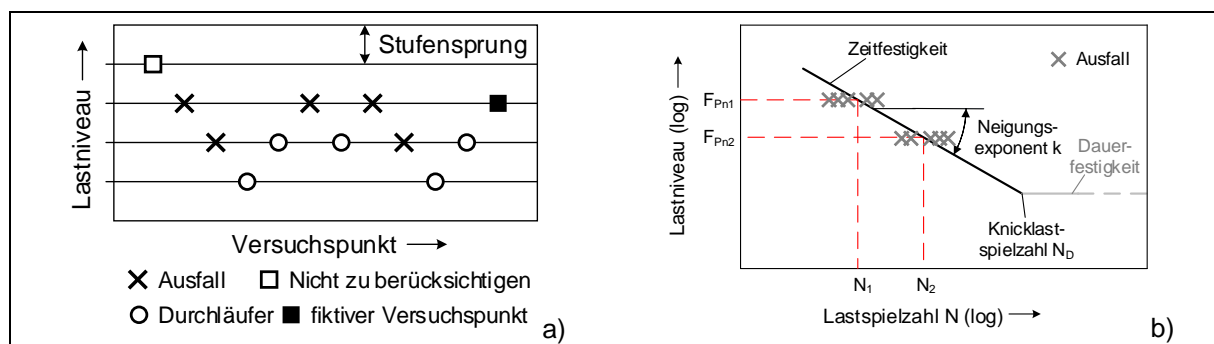


Bild 3-5: a) Schematische Darstellung des Treppenstufenverfahrens nach HÜCK [Hüc83] und b) schematische Ermittlung der Zeitfestigkeit

Die Standard-Belegung beim Treppenstufenverfahren zur Bestimmung des Dauerfestigkeitsastes der Wöhlerlinie beträgt im Pulsatorversuch zehn bis 12 und im Laufversuch acht bis 12 zu berücksichtigende Versuchspunkte. Bei einer Teil-Belegung werden im Pulsatorversuch sechs bis acht und im Laufversuch fünf bis sechs zu berücksichtigende Versuche durchgeführt. Im Anschluss an die Versuche wird im Pulsatorversuch die dauerfest ertragene Pulsator-Normalkraft für 50 % Ausfallwahrscheinlichkeit $F_{Pn\infty,50\%}$ und im Laufversuch das dauerfest ertragene Drehmoment am Ritzel für 50 % Ausfallwahrscheinlichkeit $T_{Ri\infty,50\%}$ bestimmt. Bei einer

Teil-Belegung ist die Ermittlung aufgrund der geringeren Versuchsbelegung als überschlägig anzusehen.

Eine Zeitfestigkeit wird in der vorliegenden Arbeit nur im Pulsatorversuch ermittelt. Der Zeitfestigkeitsast der Pulsator-Wöhlerlinien wird nach HAIBACH [Hai06] anhand von zwei Lastniveaus (F_{Pn1} und F_{Pn2}) mit einer Belegung von jeweils drei bis fünf Versuchspunkten ermittelt. Der Zeitfestigkeitsast der Wöhlerlinie für 50 % Ausfallwahrscheinlichkeit wird jeweils als Ausgleichsgerade durch die geometrischen Mittelwerte der Versuchspunkte auf den untersuchten Lastniveaus gelegt. Wie in Bild 3-5 (b) schematisch dargestellt, ist eine Wöhlerlinie anhand der dauerhaft ertragenen Pulsator-Normalkraft $F_{Pn\infty}$ (Dauerfestigkeit), dem Knickpunkt der Wöhlerlinie N_D sowie dem Neigungsexponenten k des Zeitfestigkeitsastes definiert. Es gelten im Pulsatorversuch folgende Zusammenhänge:

$$k = \frac{\log(N_2) - \log(N_1)}{\log(F_{Pn1}) - \log(F_{Pn2})} \quad (6) \quad \text{bzw.} \quad \frac{N_2}{N_1} = \left(\frac{F_{Pn2}}{F_{Pn1}} \right)^{-k} \quad (7)$$

k	-	Neigungsexponent	F_{Pn}	N	Normalkraft im Pulsator
N	-	Lastspielzahl			

3.6 Auswerteverfahren

Die im nachfolgenden beschriebenen Auswerteverfahren basieren im Wesentlichen auf ISO 6336 [ISO16b] bzw. DIN 3990 [DIN87]. Die Ausführungen stützen sich hierbei zum Teil auf den Formulierungen in [Bre10, Bre08, Fuc21c, Sch16, Tob01].

3.6.1 Berechnung der Zahnfußspannung

Den in der industriellen Praxis etablierten Normen zur Ermittlung der Zahnfußtragfähigkeit von Außenverzahnungen, wie ISO 6336, Teil 3 [ISO19], liegt die Annahme zugrunde, dass die maximale Beanspruchung im Zahnfuß üblicher Geometrien an der Zugseite im Bereich der 30°-Tangente an die Zahnfußrundung vorherrscht. Die geometrieabhängige Zahnfuß-Nennspannung σ_{F0} wird basierend auf der auftretenden Nenn-Umfangskraft F_t im Laufversuch bzw. der anliegenden Pulsator-Normalkraft F_{Pn} an der Zahnflanke ermittelt. Diese wird gemäß Gleichung (8) in die örtliche Zahnfußspannung σ_F umgerechnet. Hierbei werden spannungsüberhöhende Krafftaktoren K_i auf das Getriebe (und damit auf den Zahnfuß) berücksichtigt.

$$\sigma_F = \sigma_{F0} \cdot K_A \cdot K_\gamma \cdot K_v \cdot K_{F\beta} \cdot K_{F\alpha} \quad (8)$$

σ_F	N/mm ²	Zahnfußspannung	K_v	-	Dynamikfaktor
σ_{F0}	N/mm ²	Zahnfuß-Nennspannung	$K_{F\beta}$	-	Breitenfaktor (Zahnfuß)
K_A	-	Anwendungsfaktor	$K_{F\alpha}$	-	Stirnfaktor (Zahnfuß)
K_γ	-	Aufteilungsfaktor			

Die Krafftaktoren K_i können aufgrund der beschriebenen Versuchsdurchführung im Pulsator und den daraus resultierenden Prüfbedingungen für die Pulsatorversuche zu „1,0“ gesetzt werden. Somit gilt im Pulsatorversuch: $\sigma_F = \sigma_{F0}$.

Für den Laufversuch ($m_n = 1,5$ mm) wird in [Sch16] mithilfe von RIKOR I [Tho09] die Zahnfußspannung, unter Berücksichtigung der vorliegenden Zahnradqualität und den Betriebsbedingungen, bestimmt. Diese Werte werden auch in dieser Arbeit verwendet. Die zugrunde geleg-

ten K-Faktoren und geometrischen Größen sind Tabelle A2 im Anhang dokumentiert. Der Dynamikfaktor K_v wird in [Sch16] durch umfangreiche Körperschallmessungen hinsichtlich des dynamischen Anregungs- und Schwingungsverhalten am Prüfstand ermittelt. Damit wird für den optimalen Betriebsbereich (Drehzahlbereich) mithilfe von DZP 5.0 [Gri10] der entsprechende K_v -Faktor abgeleitet. In der vorliegenden Arbeit wird der K_v -Faktor von 1,06 ebenfalls durch umfangreiche Körperschallmessungen an den beiden verwendeten FZG-Stirnräder- spannungsprüfständen bestätigt.

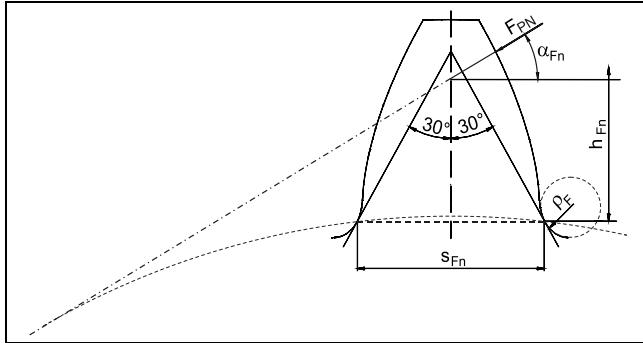


Bild 3-6: Kraftangriff im Pulsator mit geometrischen Größen zur Bestimmung der Zahnfuß-Nennspannung σ_{F0}

Die Zahnfuß-Nennspannung σ_{F0} wird anhand der Nenn-Umfangskraft am Teilkreis F_t , der Zahnbreite b , dem Normalmodul m_n sowie den Faktoren Y_F , Y_S , Y_β , Y_B und Y_{DT} nach Gleichung (9) bestimmt. Im Pulsatorversuch ist der Kraftangriffspunkt durch die Einspannung über zwei Zähne zwischen den parallelen Pulsatorbacken definiert. Die Nenn-Umfangskraft am Teilkreis F_{Pn} wirkt somit bei der Evolventenverzahnung anstelle der Nenn-Umfangskraft F_t im Laufversuch, welche im äußeren Einzeleingriffspunkt einer Radpaarung bestimmt wird. Die Pulsator-Normalkraft F_{Pn} wird aufgrund der vorliegenden geometrischen Beziehungen zusätzlich noch um den Normaleingriffswinkel α_n ergänzt. Gleichung (9) wird darauf basierend entsprechend angepasst. Die vorliegende Zahngeometrie beeinflusst die Biege-Nennspannung mit dem Formfaktor Y_F nach Gleichung (10). In der Zahnfußrundung liegt ein komplexer Spannungszustand vor. Daraus resultiert eine spannungsüberhöhende Kerbwirkung, welche mit dem Spannungskorrekturfaktor Y_S gemäß Gleichung (11) berücksichtigt wird. Mithilfe des Umwertungsfaktors x vereinfacht sich Gleichung (9) zu Gleichung (12)

$$\sigma_{F0} = \frac{F_t}{b \cdot m_n} \cdot Y_F \cdot Y_S \cdot Y_\beta \cdot Y_B \cdot Y_{DT} = \left(\frac{F_{Pn} \cdot \cos \alpha_n}{b \cdot m_n} \cdot Y_F \cdot Y_S \cdot Y_\beta \cdot Y_B \cdot Y_{DT} \right)_{\text{Pulsator}} \quad (9)$$

$$Y_F = \frac{6 \cdot \frac{h_{Fn}}{m_n} \cdot \cos \alpha_{Fn}}{\left(\frac{s_{Fn}}{m_n} \right)^2 \cdot \cos \alpha_n} \cdot f_\varepsilon \quad (10)$$

$$Y_S = (1,2 + 0,13 \cdot L) \cdot q_s^{(1/(1,21+2,3/L))} \quad (11)$$

$$\text{mit } L = \frac{s_{Fn}}{h_{Fn}} \quad \text{und} \quad q_s = \frac{s_{Fn}}{2 \cdot \rho_F}$$

$$\sigma_{F0} = Y_F \cdot Y_S \cdot Y_\beta \cdot Y_B \cdot Y_{DT} \cdot F_{Pn} = x \cdot F_{Pn} \quad (12)$$

σ_{F0}	N/mm ²	Zahnfuß-Nennspannung	x	1/mm ²	Umrechnungsfaktor
F_t	N	(Nenn)Umfangskraft am Teilkreis	F_{Pn}	N	Normalkraft im Pulsator
b	mm	Zahnbreite	α_n	°	Normaleingriffswinkel
m_n	mm	Normalmodul	h_{Fn}	mm	Biegehebelarm für Zahnfußbeanspruchung

Y_F	–	Formfaktor	s_{Fn}	mm	Zahnfußdickensehne
Y_S	–	Spannungskorrekturfaktor	α_{Fn}	°	Kraftangriffswinkel im Pulsator
Y_β	–	Schrägenfaktor (Zahnfuß)	f_ε	–	Lastverteilungsfaktor
Y_B	–	Kranzdickenfaktor	q_S	–	Kerbparameter
Y_{DT}	–	Hochverzahnungsfaktor	ρ_F	mm	Fußrundungsradius im Berührungspunkt der 30°-Tangente

Die vorliegende Ist-Geometrie hat einen Einfluss auf die tatsächlich vorliegende Zahnfuß-Nennspannung. Aus diesem Grund wird die Ist-Geometrie der Prüfwahnräder mithilfe eines Konturscans an einer Verzahnungsmessmaschine ermittelt und aus dieser die Faktoren für die Umwertung der Pulsator-Normalkraft in die Zahnfuß-Nennspannung ermittelt. Die Ist-Geometrie wird zudem mit der Soll-Geometrie gegenübergestellt, um die Übereinstimmung zwischen den Geometrien sicherzustellen. Die Soll-Geometrie kann mithilfe von STplus Version 8 [Fro16] berechnet werden. Die Ist-Geometrie aller Varianten jeder Baugröße, welche in dieser Arbeit in jeweils einem Arbeitspaket untersucht werden, ist vergleichbar und somit werden dieselben Umwertungsfaktoren je Baugröße und Arbeitspaket verwendet. Entsprechend den gewählten Einspannbedingungen im Pulsatorprüfstand und den ermittelten Ist-Geometrien der Prüfräder, ergeben sich die in Tabelle 3-9 aufgeführten Parameter.

Tabelle 3-9: Geometrische Größen zur Berechnung der Zahnfußbeanspruchung (Ist-Geometrie) für die hier durchgeführten Zahnfußtragfähigkeitsversuche im Pulsatorprüfstand

Benennung	Zeichen	Baugröße m_n in mm		
		1,5 (Ritzel)	5 (AP1 & 2)	5 (AP3)
Einspannung über Zähnezahl	z_E	8	4	
Kraftangriffswinkel in °	α_{Fn}	21,8	22,5	
Biege-Hebelarm für Zahnfußbeanspruchung in mm	h_{Fn}	2,714	5,324	5,385
Zahndickensehne am Berührungspunkt der 30°-Tangente in mm	s_{Fn}	3,104	11,142	11,268
Krümmungsradius im Berührungspunkt der 30°-Tangente in mm	ρ_F	0,567	2,376	2,460
Formfaktor	Y_F	2,504	1,265	1,251
Spannungskorrekturfaktor	Y_S	1,846	2,130	2,108
Schrägungsfaktor	Y_β	1,0		
Umrechnungsfaktor	x	0,3620	0,0169	0,0248

Die in Tabelle 3-9 angeführten Umwertungsfaktoren gelten für die Tragfähigkeitsuntersuchungen im Zahnfuß im Pulsator. Bei den Laufversuchen kommt es zu einer lastabhängigen, elastischen Verformung der im Eingriff befindlichen Zähne. Die Profilüberdeckung wird dadurch erhöht, d.h. mehr Zähne sind im zeitlichen Mittel gleichzeitig im Eingriff, und die Last pro Zahn wird folglich reduziert. Standardisierte Berechnungen nach Norm berücksichtigen dies nicht und würden zu hohe Werte für die Zahnfußspannung ausweisen. Mithilfe eines höherwertigen Berechnungsverfahrens (siehe [Tho09]) werden in [Sch16] simulativ der Einfluss der Überdeckung unter Last sowie die vorliegenden Zahnflankenkorrekturen berücksichtigt und die tatsächlich vorliegenden Spannungswerte im Zahnfuß ermittelt. Tabelle A3 im Anhang gibt einen Überblick.

3.6.2 Berechnung der Zahnfuß-Dauerfestigkeit

Aus ISO 6336, Teil 5 [ISO16a] können u.a. für Standard-Referenz-Prüfräder, unter Einhaltung von Standard-Prüfbedingungen (siehe FVA-Richtlinie 563 I [Tob12]), Richtwerte für die zu erwartende Zahnfuß-Dauerfestigkeit bei einer Ausfallwahrscheinlichkeit von 1 % entnommen werden. Abweichende Verzahnungsgeometrien können entsprechend umgewertet werden.

Im Lauf- bzw. Pulsatorversuch liegen unterschiedliche Prüfbedingungen vor. Daraus ergibt sich aus einer statistischen Betrachtung, z. B. aufgrund der höheren Anzahl von in einem Versuchslauf geprüften Zähnen, im Laufversuch eine höhere Ausfallwahrscheinlichkeit. In Anlehnung an RETTIG [Ret87] und STAHL ET AL. [Sta99] wird die Dauerfestigkeit im Laufversuch gegenüber dem Pulsatorversuch um 10 % (Faktor 0,9) geringer angesetzt. (Hinweis: Diese Umwertung basiert im Wesentlichen auf Zahnfußbrüchen mit einer Rissinitiierung an der Oberfläche. Zahnfußbrüche mit einer Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche werden nicht explizit berücksichtigt.) Bei symmetrischer Einspannung im Pulsator und den Standard-Prüfbedingungen (siehe [Tob12]) können die Ergebnisse im Pulsator anhand Gleichung (13) in den Laufversuch umgewertet werden.

$$\sigma_{F0\infty, \text{Lauf}} = 0,90 \cdot \sigma_{F0\infty, \text{Pulsator}} \quad (13)$$

$\sigma_{F0\infty, \text{Lauf}}$	N/mm ²	Dauerfest ertragbare Zahnfuß-Nennspannung im Laufversuch	$\sigma_{F0\infty, \text{Pulsator}}$	N/mm ²	Dauerfest ertragbare Zahnfuß-Nennspannung im Pulsatorversuch
----------------------------------	-------------------	--	--------------------------------------	-------------------	--

Die Umwertung von 50 % auf 1 % Ausfallwahrscheinlichkeit erfolgt in Anlehnung an HÖSEL UND JOACHIM [Hös78] und STAHL ET AL. [Sta99] nach Gleichung (14). Der Umrechnungsfaktor $f_{1\%F}$ ist werkstoff-, wärmebehandlungs- und strahlbehandlungsabhängig. Der Umrechnungsfaktor kann auf zwei Arten bestimmt werden. Bei der ersten Methode wird der Umrechnungsfaktor basierend auf der Standardabweichung der durchgeführten Versuche im Dauerfestigkeitsbereich ermittelt. Aufgrund der für die Ermittlung der Zahnfußdauerfestigkeit zwar üblichen, aber aus statistischer Sicht geringen Anzahl von Versuchen ist eine statistisch abgesicherte Auswertung hier zuverlässig nicht möglich. Die zweite üblichere Vorgehensweise benutzt daher einen Umrechnungsfaktor, der sich auf Literaturquellen stützt. Für einsatzgehärtete und gestrahlte Zahnräder wird der Umwertungsfaktor $f_{1\%F} = 0,92$ nach HÖHN ET AL. und STAHL ET AL. [Höh06, Sta99] herangezogen. Für die Anwendung des Referenzwertes des Umrechnungsfaktors für gestrahlte Zahnräder ist jedoch zu prüfen, ob die Standardabweichung der hierin untersuchten Varianten innerhalb des 95 % Konfidenzniveaus für diesen Wert liegt. Falls diese außerhalb liegt, kommt für die entsprechenden Varianten in dieser Arbeit der konservativere Umwertungsfaktor für einsatzgehärtete und ungestrahlte Zahnräder $f_{1\%F} = 0,86$ zum Einsatz. Die Bestimmung der Zahnfuß-Dauerfestigkeit erfolgt, unter Berücksichtigung der getroffenen Annahmen, nach Gleichung (15). Gleichung (16) gibt den Zusammenhang zwischen der Dauerfestigkeit einer ungekerbten Probe und der Zahnfußdauerfestigkeit an.

$$\sigma_{F0\infty, 1\%} = f_{1\%F} \cdot \sigma_{F0\infty, 50\%} \quad (14)$$

$$\sigma_{F \text{ lim}} = \left(\frac{\sigma_{F\infty, 50\%} \cdot f_{1\%F}}{Y_{ST} \cdot Y_{\delta \text{relT}} \cdot Y_{R \text{relT}} \cdot Y_X} \right)_{\text{Laufversuch}} = \left(\frac{\sigma_{F\infty, 50\%} \cdot 0,90 \cdot f_{1\%F}}{Y_{ST} \cdot Y_{\delta \text{relT}} \cdot Y_{R \text{relT}} \cdot Y_X} \right)_{\text{Pulsator}} \quad (15)$$

$$\sigma_{FE} = Y_{ST} \cdot \sigma_{F \text{ lim}} \quad (16)$$

$\sigma_{F0\infty,1\%}$	N/mm ²	Dauerfest ertragbare Zahnfuß-Nennspannung (1 % Ausfallwahrscheinlichkeit)	$\sigma_{F0\infty,50\%}$	N/mm ²	Dauerfest ertragbare Zahnfuß-Nennspannung (50 % Ausfallwahrscheinlichkeit)
$\sigma_{F\lim}$	N/mm ²	Zahnfußdauerfestigkeit	$Y_{\delta\text{relT}}$	–	Relative Stützziffer
$\sigma_{F\infty,50\%}$	N/mm ²	Dauerfest ertragbare Zahnfuß-Nennspannung (50 % Ausfallwahrscheinlichkeit)	$f_{1\%F}$	–	Umrechnungsfaktor (Zahnfuß) für 50 % auf 1 % Ausfallwahrscheinlichkeit
Y_{RrelT}	–	Relativer Oberflächenfaktor	Y_X	–	Größenfaktor (Zahnfuß)
Y_{ST}	–	Spannungskorrekturfaktor der Referenzprüfräder	σ_{FE}	N/mm ²	Dauerfestigkeit der ungekerbten Probe

Der Spannungskorrekturfaktor Y_{ST} berücksichtigt die Abmessungen des Referenz-Prüfrades und lässt den Vergleich mit der Dauerfestigkeit einer ungekerbten Probe zu. Die Werte sowohl für Y_{ST} als auch die folgenden Faktoren können Tabelle 3-10 entnommen werden: Der Einfluss der Kerbempfindlichkeit durch die relative Stützziffer $Y_{\delta\text{relT}}$, der Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit in der Zahnfußrundung durch den relativen Oberflächenfaktor Y_{RrelT} und der Einfluss der Zahnabmessung durch den Größenfaktor Y_X . Die Bestimmung erfolgt nach ISO 6336, Teil 3 [ISO19] und für den Größenfaktor Y_X der Baugröße $m_n = 1,5$ mm zusätzlich nach HERGESELL ET AL. [Her11].

Tabelle 3-10: Einflussfaktoren auf die Zahnfußdauerfestigkeit

Benennung	Zeichen	Baugröße m_n in mm			
		1,5 (Ritzel)	5 (AP1 & 2)	5 (AP3)	
Umrechnungsfaktor 50 % auf 1 % Ausfallwahrscheinlichkeit	$f_{1\%F}$	0,92		0,92	0,86
Spannungskorrekturfaktor des Standard-Referenz-Prüfrades	Y_{ST}	2,0			
Relative Stützziffer	$Y_{\delta\text{relT}}$	1,002	0,998	0,998	
Relativer Oberflächenfaktor (bei gemessenen Rz-Wert; Mittelwerte)	Y_{RrelT}	1,070	1,059	1,050	
Größenfaktor	Y_X	1,0 bzw. nach [Her11]	1,0		
Umrechnungsfaktor auf σ_{FE}	x_2	0,772	0,783	0,790	0,738
Umrechnungsfaktor auf $\sigma_{\text{F lim}}$	x_3	0,386	0,392	0,395	0,369

3.6.3 Bestimmung des Reinheitsgrades

Der Reinheitsgrad von Stählen hat einen großen Einfluss auf die Tragfähigkeit von hochfesten Bauteilen. Daher wird bei der Stahlherstellung und -charakterisierung immer mehr Aufwand investiert; siehe z. B. [Wer12]. TEMMEL ET AL. [Tem09] zeigen z. B. anhand zweier Stähle mit unterschiedlichen Schwefelgehalt, dass nicht alle Methoden geeignet sind, um Stähle mit einem geringen Gehalt an Mangansulfiden, wie sie teilweise in dieser Arbeit vorliegen, zu charakterisieren. Aus diesem Grunde erfolgt in dieser Arbeit eine umfangreiche Charakterisierung des Reinheitsgrades, u.a. nach den im Folgenden aufgeführten Normen.

Zur Analyse des makroskopischen Reinheitsgrades werden die Schmelzen mit der Ultraschall-Tauchtechnik-Prüfung untersucht. Diese Prüfung ist für die hier vorliegenden Stähle der Werkstoffqualität ME nach ISO 6336, Teil 5 [ISO16a] verpflichtend. Abweichend zur Vorgabe in [ISO16a], wird hier, anstatt der Prüfung nach ASTM A388 [AST19b], die Prüfung nach

SEP 1927 [SEP01] herangezogen, da das SEP 1927 in der deutschen Stahlindustrie den üblichen Standard darstellt. Zum Ausschluss von Randeffekten und basierend auf den späteren Zahnfußbereich wird eine Blende von 6 bis 35 mm verwendet. Weitere Informationen zu den Randbedingungen der Ultraschall-Tauchtechnik-Prüfung können [Fuc22f] entnommen werden.

In SEP 1571 [SEP17a] wird der mikroskopische Reinheitsgrad partikelbasiert anhand von Schlifften bestimmt. Ein Einschluss besteht hierbei aus einzelnen oder mehreren Partikeln, welche bei der Auswertung zusammengefasst werden. Die Einschlussfläche ist die Summe der zum Einschlusstyp zugehörigen Partikelflächen. In folgende Einschlusstypen mit ihren typischen Vertretern werden die nicht-metallischen Einschlüsse nach [SEP17a] unterteilt:

- A: Gestreckte Mangansulfide (MnS)
- B: Aufgelöste oder gestreckte Oxide (Al₂O₃, MgO)
- C: Gestreckte Silicium-Oxide (SiO₂)
- D: Globulare Oxide (Al₂O₃, MgO)
- D_{sulf}: Globulare Sulfide (CaS)

In SEP 1571 wird in die Methoden M, K und E unterschieden. Bei der Methode M wird der Maximalwert des jeweils größten Einschlusses je Typ und Schliff ermittelt und in ein Endergebnis je Typ aufsummiert. Die Auswertung nach Verfahren K ermittelt einen, nach sulfidischen und oxidischen getrennten, mittleren Einschlussgehalt. Die Auswertung erfolgt hierbei ab einer vorher festgelegten Größenklasse. Beim Verfahren E handelt es sich um eine Extremwertanalyse anhand einer Extremwertverteilung nach Gumbel. Hierbei wird standardmäßig an 24 Proben der jeweils flächengrößte Einschluss im Schliff bestimmt. Die Auswertung erfolgt für Sulfide und Oxide getrennt. Anhand der statistischen Verteilung der Einschlussflächen wird auf die Größenklasse des größten Einschlusses in einer Referenzprüffläche von 10.000 mm² geschlossen.

Nach ISO 4967 [ISO13a] wird der mikroskopische Reinheitsgrad anhand Vergleichsbildreihen ermittelt. Die Einteilung der nicht-metallischen Einschlüsse erfolgt nach [ISO13a] wie folgt:

- A: Sulfidische Einschlüsse
- B: Aluminatische Einschlüsse
- C: Silikatische Einschlüsse
- D: Globulare oxidische Einschlüsse
- DS: Einzelne globulare Einschlüsse

Zudem wird in dünne und dicke Einschlüsse unterschieden. Es werden zwei Methoden angeführt: Methode A betrachtet je Einschlusstyp den größten Einschluss. Bei Methode B werden alle Felder der Probe mit den Vergleichsreihen verglichen und entsprechend eingeordnet. Am Ende erfolgt hier eine gewichtete Summierung und eine Angabe eines Reinheitsindizes.

3.6.4 Bestimmung der ehemaligen Austenitkorngröße¹¹

„Um die Korngrößenanalyse zu ermöglichen, wird an den Proben der Prüfzahnräder eine spezielle Schlifffvorgehensweise durchgeführt. Das Ätzverfahren zur Bestimmung der Korngröße ist als BECHET-BEAUJARD bekannt und besteht aus dem Ätzen mit wässriger, gesättigter Pikrinsäurelösung nach DIN EN ISO 643 [ISO20]. Die Korngröße wird anschließend mit der Software PIXELFERBER [Thi21] ausgewertet. Die Bestimmung der Korngröße wird in Längs- und Querrichtung des Zahnrades durchgeführt (siehe Bild 3-7). Für die Korngrößenanalyse in

¹¹ Das abgeleitete Vorgehen zur Korngrößenbestimmung wurde vom Autor bereits in [Fuc22a] veröffentlicht. Die Veröffentlichung war hierbei zweisprachig auf Englisch/Deutsch. Der bereits veröffentlichte deutsche Text des Autors wird größtenteils für diesen Abschnitt verwendet.

Längsrichtung des Zahnrades wird die Fläche senkrecht zur 30°-Tangente in der Zahnfußrundung ausgewertet. Für die Auswertung in Querrichtung wird der Zahn auf halber Zahnradbreite in Querrichtung geschnitten. Nach dem Schneiden werden die Proben mit einer Warmeinbett- presse eingebettet, in fünf Stufen poliert und geätzt, um die Korngrenzen freizulegen. Anschließend wird die Korngröße in der einsatzgehärteten Schicht und im Kernbereich nahe der einsatzgehärteten Schicht bewertet. Für beide Auswertungen werden fünf Bilder an den in Bild 3-7 gezeigten Positionen aufgenommen.“ [Fuc22a]

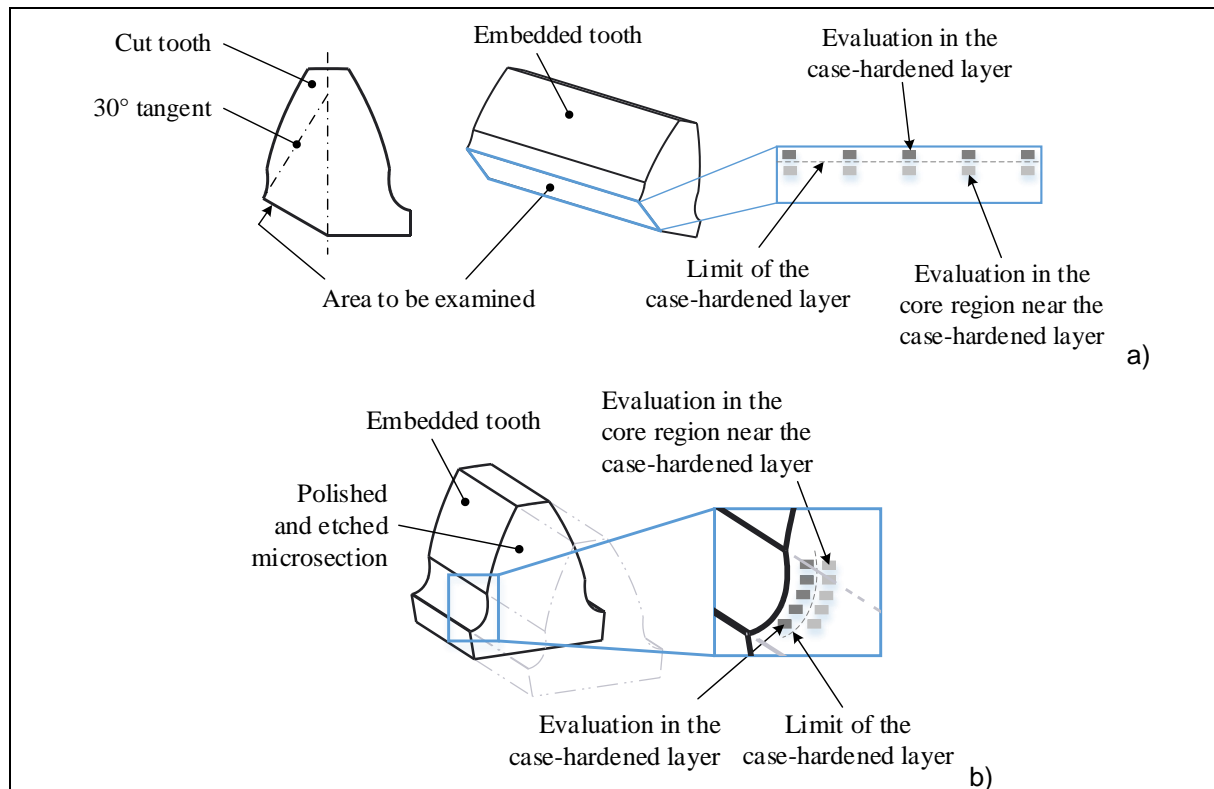


Bild 3-7: Ausgewertete Bereiche in a) Längs- und b) Querrichtung in der Zahnfußrundung [Fuc22a]

„Für die Korngrößenbestimmung an einem Zahnrad sind sowohl die Auswertungsrichtung als auch der Auswertungsbereich in den genormten Vorgaben nicht festgelegt. Für die metallographische Grunduntersuchung eines Zahnrades wird eine Querprobe verwendet. Mit dieser Querprobe wird das Gefüge, die Oberflächenhärte, die Kernhärte und das Härtetiefenprofil bestimmt. Daher wäre es von Vorteil, dieselbe zuvor geschnittene und eingebettete Querprobe [ebenfalls] für die Korngrößenbestimmung zu verwenden. Der am stärksten beanspruchte Bereich bei Zahnradern liegt jedoch in der Nähe der 30°-Tangente an der Zahnfußrundung. Um diesen Bereich [umfassend] zu erfassen, [ist jedoch eine] Korngrößenbestimmung in Längsrichtung [notwendig]. Für diese Auswertung wird [allerdings] eine weitere geschnittene und eingebettete Querprobe benötigt, was den Gesamtaufwand erhöht.“ [Fuc22a]

„Es zeigt sich, dass eine Korngrößenbewertung in Querrichtung ausreichend zu sein scheint. Die ermittelten Korngrößen sind in der einsatzgehärteten Schicht und im Kernbereich nahe der einsatzgehärteten Schicht sehr ähnlich. Dennoch wird empfohlen, in der industriellen Praxis stets die Korngrößen in beiden Bereichen zu bestimmen.“ [Fuc22a] Da der Fokus bei den Varianten KG0, KG1 und KG2 auf dem Einfluss der Korngröße liegt, werden auch die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Korngrößenbestimmungen sowohl im Längs- als auch im Querschliff durchgeführt.

3.6.5 Bestimmung der Eigenspannungen und des Restaustenitgehalts

Alle Prüfvarianten werden im Rahmen dieser Arbeit im Zahnfuß duo-kugelgestrahlt. Im Folgenden wird die Vorgehensweise zur Bestimmung der röntgenographisch ermittelten Eigenspannungstiefenverläufe und Restaustenitgehalte im oberflächennahen Randbereich vorgestellt. Die Messwerte werden mit einem Röntgendiffraktometer „XRD 3003 PTS“ von SEIFERT mithilfe einer Chrom-K α -Strahlung (Röhrenstrom 40 mA bei einer Spannung von 40 kV) bei 20 Reflexionsmessungen, mit unterschiedlichen Einstellwinkeln je Probe ermittelt. Die Auswertung der Eigenspannungen erfolgt nach dem $\sin^2\Psi$ -Verfahren.

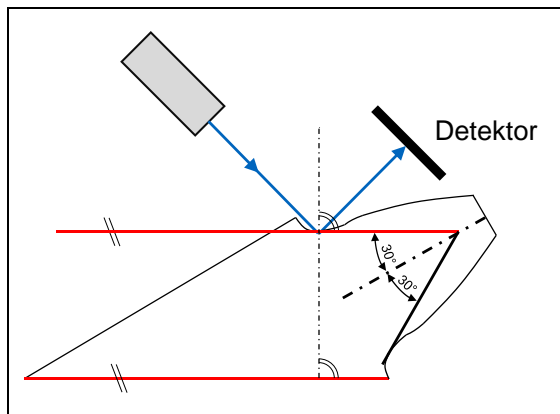


Bild 3-8: Messposition im Zahnfuß

Die röntgenographischen Messungen erfolgen jeweils an mit sehr wenig Lastspielen belasteten (Laufversuch) bzw. unbelasteten (Pulsatorversuch) Zähnen. Einflüsse auf den Eigenspannungszustand (vgl. [Hir83, Sch76]) während der mechanischen Probenentrennung aus dem Zahnrad werden durch eine ausreichende Kühlung ausgeschlossen. Tieferliegende Werkstoffbereiche im Bereich von 0,01 bis 0,32 mm werden für die Messung stufenweise durch elektrolytisches Ätzen (5%-ige Perchlorsäurelösung in Ethanol/Butylglykol) freigelegt.

Die Messungen werden analog zu [Sch16] im Bereich der 30°-Tangente an die Zahnfußrundung in axialer Richtung durchgeführt (siehe Bild 3-8). Bei der Baugröße $m_n = 1,5$ mm liegt eine relativ stark gekrümmte Zahnfußrundung vor. Aus diesem Grund wird hier knapp oberhalb der Zahnfußrundung, jedoch unterhalb des geschliffenen Zahnflankenbereichs, gemessen. Laut SCHURER [Sch16] stellt dies eine ausreichend genaue Näherung dar.

3.7 Fehler- und Einflussbetrachtung

3.7.1 Experimentelle Untersuchungen

Die ausgewiesenen Tragfähigkeits- und Festigkeitswerte werden auf Basis von experimentellen Prüfstandsversuchen und metallographischen Messungen ermittelt. Diese unterliegen, trotz gewissenhafter und sorgfältiger Versuchsdurchführung bzw. Messung, systematischen und zufälligen Messungenauigkeiten, die im Rahmen der Auswertung und Beurteilung der entsprechenden Ergebnisse zu berücksichtigen sind. Für die hier durchgeführten Zahnfußtragfähigkeitsuntersuchungen im Lauf- und auch im Pulsatorversuch wurden bereits umfassende Fehlerbetrachtungen durchgeführt, wie z. B. in [Ste07, Tob01]. Die nachfolgenden Ausführungen stützen sich deshalb auf die Ausführungen vorangegangener Arbeiten sowie auf die in DIN 1319 [DIN95].

Der maximale Fehler Δy_{\max} kann basierend auf den jeweiligen relativen Messfehler Δx_i der einzelnen betrachteten Messgrößen x_i nach [DIN95] gemäß Gleichung (17) bestimmt werden. Der wahrscheinliche Gesamtfehler kann nach Gleichung (18), basierend auf dem quadratischen Fehlerfortpflanzungsprinzip, ermittelt werden. Dem liegt zugrunde, dass es bei mehreren Einzelmessgrößen in der praktischen Anwendung nicht wahrscheinlich ist, dass gleichzeitig der jeweils maximale Fehler auftritt.

$$\Delta y_{\max} = \sum_{i=1}^n \left[\frac{\delta y}{\delta x_i} \cdot \Delta x_i \right] \quad (17)$$

$$\overline{\Delta y} = \sqrt{\sum_{i=1}^n \left[\frac{\delta y}{\delta x_i} \cdot \Delta x_i \right]^2} \quad (18)$$

Δy_{\max}	–	Maximaler Fehler	Δx_i	–	Relativer Messfehler der Einzelgröße x_i
x_i	–	Betrachtete Messgröße	Δy	–	Wahrscheinlicher Gesamtfehler

Die relativen Fehler, welche auf [Ste07, Tob01] basieren, sind in Tabelle 3-11 zusammengefasst. Eine regelmäßige Kontrolle und nachjustieren des Drehmoments beim Laufversuch hielt die Abweichung relativ klein. Für den Laufversuch ergibt sich ein wahrscheinlicher Gesamtfehler nach Gleichung (18) von ca. 7 % bzw. 5 % im Pulsatorversuch. Diese theoretische Abweichung gilt entsprechend bei der Interpretation der Ergebnisse zu beachten.

Tabelle 3-11: Abgeschätzte, relative Einzelfehler bei Lauf- und Pulsatorversuchen zur Zahnfußtragfähigkeit

Einflussgröße	Abweichung	Ursache
Pulsatorkraft	$\Delta F_n / F_n \approx \pm 1 \%$	Eichfehler, Regelfehler
Zahnbreite	$\Delta b / b \approx \pm 0,3 \%$	Fertigungstoleranz
Biegehebelarm	$\Delta h_{F_n} / h_{F_n} \approx \pm 2 \%$	Einspannfehler
Zahndickensehne	$\Delta s_{F_n} / s_{F_n} \approx \pm 1 \%$	Fertigungstoleranzen
Fußrundungsradius	$\Delta \rho_F / \rho_F \approx \pm 2 \%$	Fertigungstoleranzen des Werkzeuges
Spannungskorrekturfaktor	$\Delta Y_S / Y_S \approx \pm 4 \%$	unsymmetrische Einspannung, Fertigungstoleranzen
Einspannfehler	$\Delta K_{F\beta} / K_{F\beta} \approx \pm 1 \%$	ungleichmäßiges Breiten tragen
Drehmomentmessfehler	$\Delta T / T \approx \pm 5 \%$	Eichungsgenauigkeit
Drehmomentabweichung	$\Delta T_1 / T_1 \approx \pm 1 \%$	Setzungserscheinungen
Dynamikfaktor	$\Delta K_v / K_v \approx \pm 5 \%$	Drehzahlschwankungen, Fertigungstoleranzen

3.7.2 Reinheitsgradbestimmung

Die Qualität der Ergebnisse jeder Modellvorstellung sind sehr stark von der Qualität der Eingangsparameter abhängig. Die Werkstoff- als auch Zahnradcharakterisierungen sind immer Stichproben und sollen dennoch ganze Werkstoff- und Zahnradchargen repräsentieren. MURAKAMI zeigt z. B. in [Mur19], dass allein mit der Festlegung der Schliffebene unterschiedliche Einschlussgrößen ermittelt werden; wie in Bild 3-9 dargestellt. GEGNER ET AL. zeigen in [Geg04] eine Möglichkeit aus ebenen Schnitten, Objektverteilungen im räumlichen Raum zu ermitteln. Somit könnte dieser Störgröße entsprechend entgegengewirkt werden. GEGNER ET AL. geben jedoch an, dass zu dieser Thematik noch weitere Untersuchungen notwendig sind. Des Weiteren sind nicht-metallische Einschlüsse in der Realität nicht als ideal rund oder zylinderförmig anzusehen, sondern weisen unterschiedlichste Formen auf. Aus diesem Grunde ist bei einer Interpretation einer Reinheitsgradbestimmung immer darauf zu achten, dass entsprechend repräsentative Bereiche untersucht werden. Zudem ist es hilfreich mehrere

Ebenen oder eine größere Fläche auszuwerten, um der in Bild 3-9 gezeigten Problematik entgegenzuwirken.

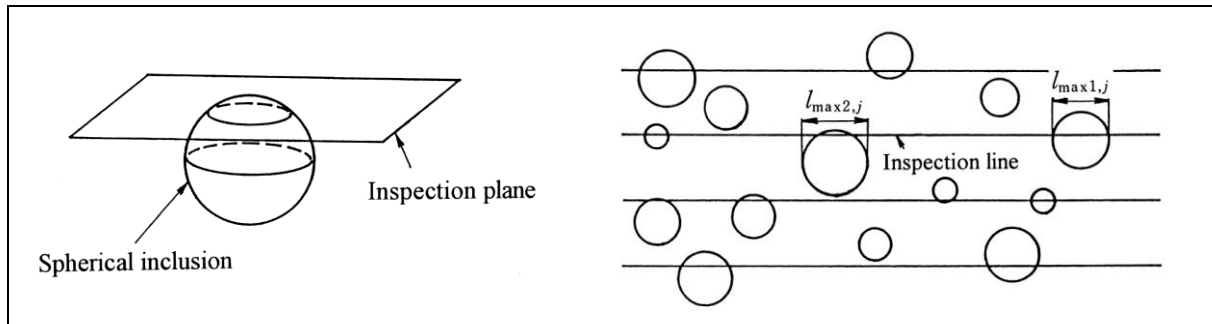
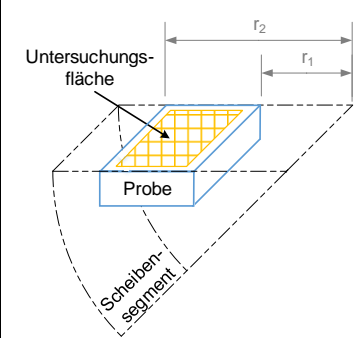


Bild 3-9: Einfluss der Schliffebene auf die scheinbare Einschlussgröße [Mur19]¹²

4 Wesentliche Grundwerkstoff- und Prüfradeigenschaften

Die umfassende Charakterisierung der Schmelzen ist auf sechs Stahlwerke verteilt, wobei jede Charakterisierungsmethode zum Großteil von mindestens zwei Stahlwerken durchgeführt wird. Die Charakterisierung der Prüfzahnräder findet an der FZG statt. Das Hauptaugenmerk liegt auf einer möglichen späteren Korrelation zwischen den Ergebnissen der Werkstoff- und Zahnradcharakterisierung mit den Tragfähigkeitsuntersuchungen. Die Probenentnahme erfolgt deshalb im Bereich der späteren Zahnfüße, siehe Tabelle 4-1.

Tabelle 4-1: Definition der Bereiche zur Probenentnahme für die Werkstoffcharakterisierung

	Baugröße m_n in mm	r_1 in mm	r_2 in mm	Länge in mm	Fläche in mm^2	Be- reich
	1,5	35	49	15	210	Zahn- fuß
	5,0	49	63	15	210	

Basierend auf den Anforderungen nach ISO 6336, Teil 5 [ISO16a] für Zahnräder der Werkstoffqualität ME bzw. nach Angaben der FVA-Richtlinie 563 I [Tob12] werden die Zahnräder sowohl im Hinblick auf die Verzahnungsqualität als auch im Hinblick auf metallographische Kennwerte spezifiziert. Im Folgenden wird auf die in der weiteren Arbeit verwendeten, wesentlichen Werkstoff- und Zahnradeigenschaften eingegangen. Ein großer Schwerpunkt der Werkstoffcharakterisierung ist die Reinheitsgrad- und Korngrößenbestimmung. Im Kapitel A.3 im Anhang sind die übrigen, umfangreichen Werkstoff- und Zahnradcharakterisierungen zusammengefasst.

4.1 Reinheitsgrad

Der makroskopische Reinheitsgrad wird mittels eines Ultraschall-Tauchtechnik-Ringversuchs bestimmt (siehe [Fuc22f]). Bei der Schmelze OW4 werden vier Proben untersucht, bei allen restlichen Schmelzen jeweils zwei. Bis auf die Schmelzen OW3 und OW4, können für alle weiteren Schmelzen mit dieser Methode keine Makroeingüsse nachgewiesen werden (Messergebnis = „0“). Die ermittelten Werte für die Schmelzen OW3 und OW4 sind Bild 4-1 zu entnehmen.

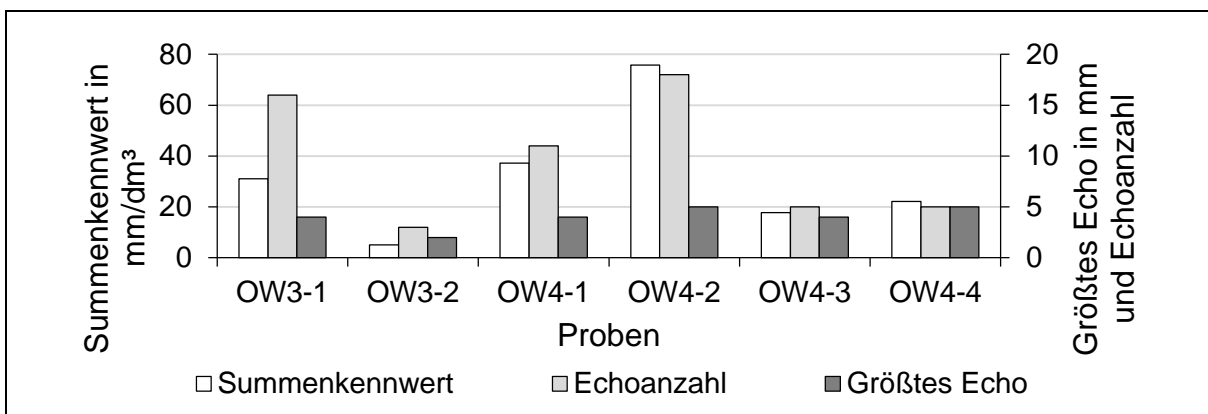


Bild 4-1: Ergebnisse der US-TT-Untersuchungen der Varianten OW3 und OW4

Es ist hierbei anzumerken, dass die Einschlüsse bei der Schmelze OW4 überwiegend im Kernbereich vorliegen und nicht im Bereich der späteren Verzahnung. Bei der Schmelze OW3 liegen die Einschlüsse vor allem im Übergangs- und Kernbereich verteilt vor, d.h. genau in den Bereichen der späteren Verzahnungen. Bei den Tragfähigkeitsuntersuchungen wird deshalb hierauf ein besonderes Augenmerk gelegt. Weiterführende Informationen zum durchgeführten Ultraschall-Tauchtechnik-Ringversuch sind [Fuc22f] zu entnehmen.

Zur Bestimmung des mikroskopischen Reinheitsgrades wird in Bild 4-2 nach SEP 1571 [SEP17a], welches der wertekompatible Nachfolger der DIN 50602 [DIN85] ist, und in Bild 4-3 nach ISO 4967 [ISO13a] ausgewertet. Bei den MnCr-legierten Schmelzen (OW1, S4, S6, S8 und OW4) ist der sulfidische Wert in Bild 4-2 gegenüber dem oxidischen höher. Die Schmelze OW4 zeigt hierbei den niedrigsten Wert. Die CrNiMo-legierte Schmelze OW3 zeigt sowohl sulfidische als auch oxidische Einschlüsse. Die zweite CrNiMo-legierte Schmelze KG zeigt nur oxidische Einschlüsse. Die Schmelzen OW7 (NiMo-legiert) und S9 (NiCr-legiert) zeigen ebenfalls nur oxidische Einschlüsse, wobei S9 hier im direkten Vergleich den niedrigeren Wert aufweist.

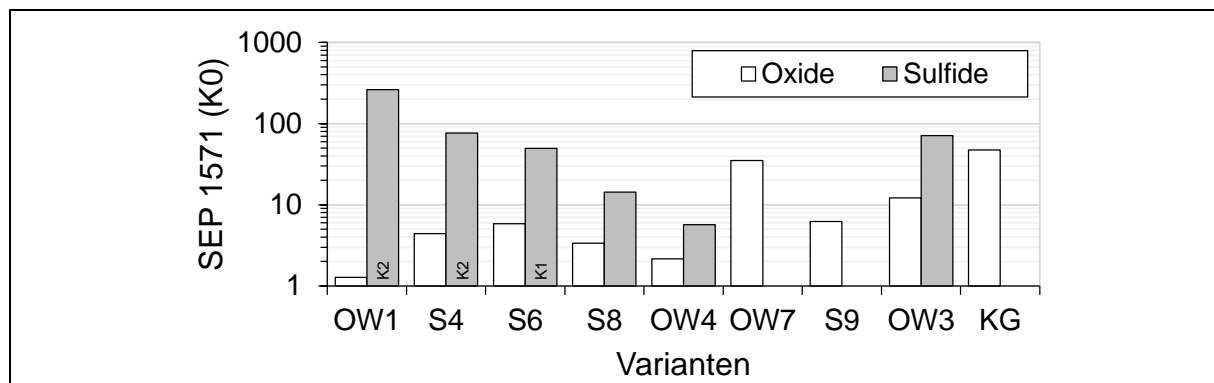


Bild 4-2: Summenkennwerte nach Methode K der SEP 1571 [SEP17c] – Summenkennwerte K0 (ohne Angabe) bzw. K1 oder K2

Bild 4-3 gibt einen Überblick sowohl über die einzelnen gefundenen Einschlusstypen als auch eine Aufsummierung nach der Methode A der ISO 4967 [ISO13a]. Hierbei zeigt bei den MnCr-legierten Stählen die Schmelze S4, bei den CrNiMo-legierten Stählen die Schmelze KG und beim direkten Vergleich der NiMo- (OW7) bzw. NiCr-legierten (S9) Stählen die Schmelze OW7 den höchsten Summen-Kennwert.

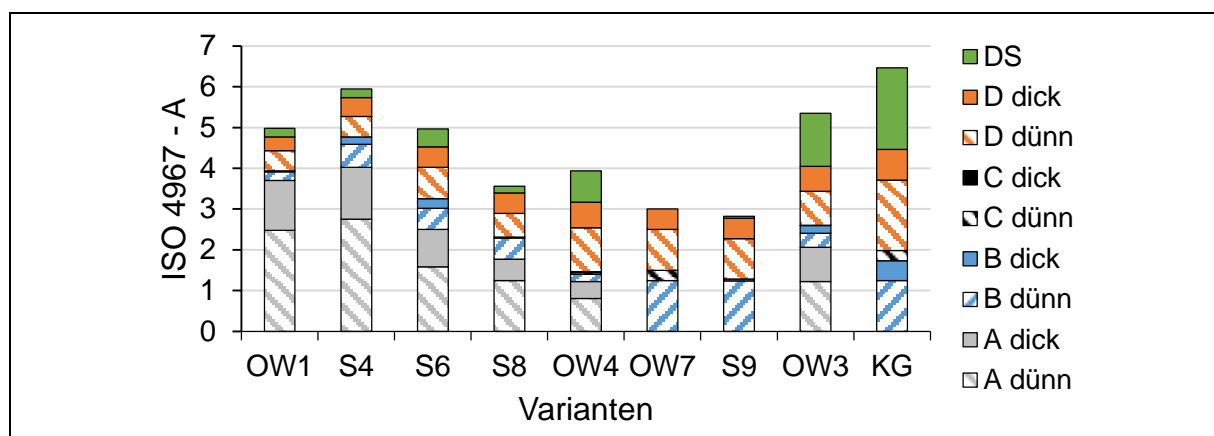


Bild 4-3: Reinheitsgrad nach Methode A der ISO 4967 [ISO13a]

Eine ausführliche Vorstellung und Gegenüberstellung des Reinheitsgrades nach verschiedenen Auswertemethoden und eine Diskussion der Herausforderungen bei der Bestimmung des

mikroskopischen Reinheitsgrades in hochreinen Zahnradstählen findet sich bei FUCHS ET. AL [Fuc22g]. Das Hauptergebnis ist, dass eine Auswertung ab Größenklasse K0 nach SEP 1571, Methode K [SEP17c] auf Basis von 24 Schlifflinien verlässliche und vergleichbare Ergebnisse für den mikroskopischen Reinheitsgrad bei hochreinen Zahnradstählen erzielt.

4.2 Korngröße

Bei der Korngrößenauswertung des Grundwerkstoffs werden sowohl die Korngrößenkennzahl (siehe Tabelle 4-2) als auch die kumulierten Kornflächenanteile bestimmt (siehe Bild 4-4). Außer der Schmelze KG, zeigen alle Varianten ein sehr feines Korn. Die Schmelze KG zeigt schon im Grundwerkstoff Misch- bzw. Grobkornanteile und schneidet den nicht-zulässigen Bereich nach ISO 6336, Teil 5 [ISO16a] gerade nicht.

Tabelle 4-2: Korngrößenkennzahl der Schmelzen

Schmelze	OW1	S4	S6	S8	OW4	OW7	S9	OW3	KG
Korngröße (Sehnenlänge)	9,66	10,11	9,15	10,34	9,86	10,49	9,75	10,68	8,91

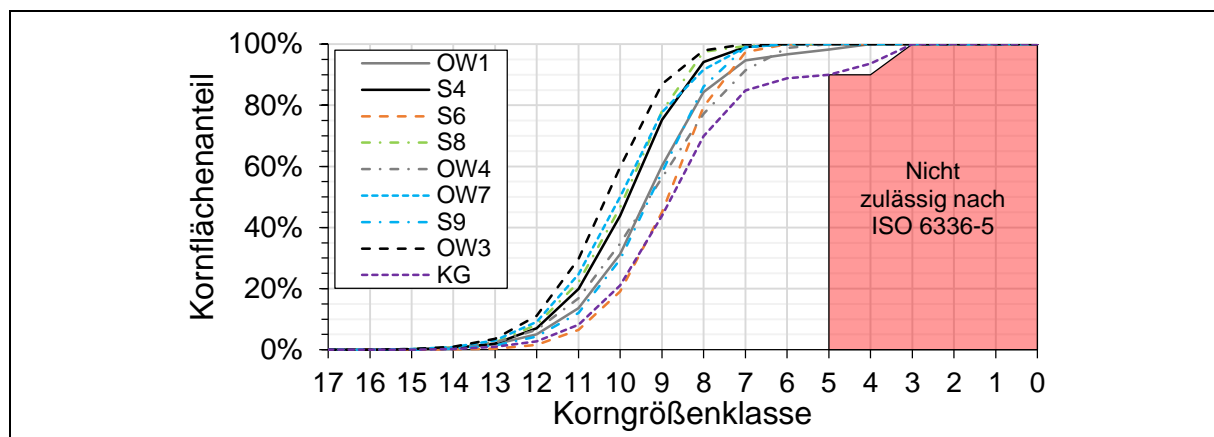


Bild 4-4: Kumulierter Kornflächenanteil der Schmelzen

In [Fuc22a] wird gezeigt, dass die einsatzgehärteten Zahnräder der experimentellen Untersuchungen in Arbeitspaket 1 und 2 sowohl in der einsatzgehärteten Schicht als auch direkt unterhalb der einsatzgehärteten Schicht nach der Einsatzhärtung feines Korn und keine Grobkornanteile aufweisen. Es kann daher geschlussfolgert werden, dass ein Quereinfluss der Korngröße bei den Untersuchungen zum Einfluss der nicht-metallischen Einschlüsse auf die Zahnfußtragfähigkeit ausgeschlossen werden kann. Somit wird die Korngröße für diese Varianten nicht weiter betrachtet.

Bei den Korngrößen-Varianten KG0, KG1 und KG2 sollen jedoch explizit unterschiedliche Korngrößenausprägungen eingestellt werden. Aus diesem Grund werden im Folgenden die Korngrößenauswertungen an den einsatzgehärteten Zahnradern dieser Varianten vorgestellt. Tabelle 4-3 zeigt die Korngrößenkennzahl dieser Varianten im Querschliff in der einsatzgehärteten Schicht. Wie Bild 4-4 entnommen werden kann, liegt bereits im Grundwerkstoff ein gewisser Anteil an Misch- bzw. Grobkorn vor. Bild 4-5 (a) stellt die Korngröße in der einsatzgehärteten Schicht (CHD) der feinkörnigen „Referenz“-Variante OW3 (18CrNiMo7-6) den Varianten KG0, KG1 und KG2 (ebenfalls 18CrNiMo7-6) gegenüber. Die Variante KG0 zeigt im Vergleich zur Variante OW3 gröberes Korn und ganz leichtes Mischkorn (vergleiche Bild 4-5 (b)). Die Variante KG1 zeigt gegenüber der Variante KG0 ein etwas feineres Korn bis zur Korngrößenklasse 4. Allerdings liegt dann im größeren Maße Mischkorn bei dieser Variante vor. Wie geplant, zeigt die Variante KG2 einen sehr hohen Anteil an groben Körnern.

Es kann somit festgehalten werden, dass die Korngrößenvariation bei den Varianten KG0, KG1 und KG2 erfolgreich war. Zudem zeigt die Schmelze KG (vergleiche Bild 4-2 und Bild 4-3) einen zu den anderen Schmelzen vergleichbaren Reinheitsgrad. Somit kann bei diesen Varianten ein Quereinfluss des Reinheitsgrades ausgeschlossen werden und es kann in den experimentellen Untersuchungen im Arbeitspaket 3 der Einfluss unterschiedlicher Korngrößenprägungen auf die Zahnfußtragfähigkeit untersucht werden.

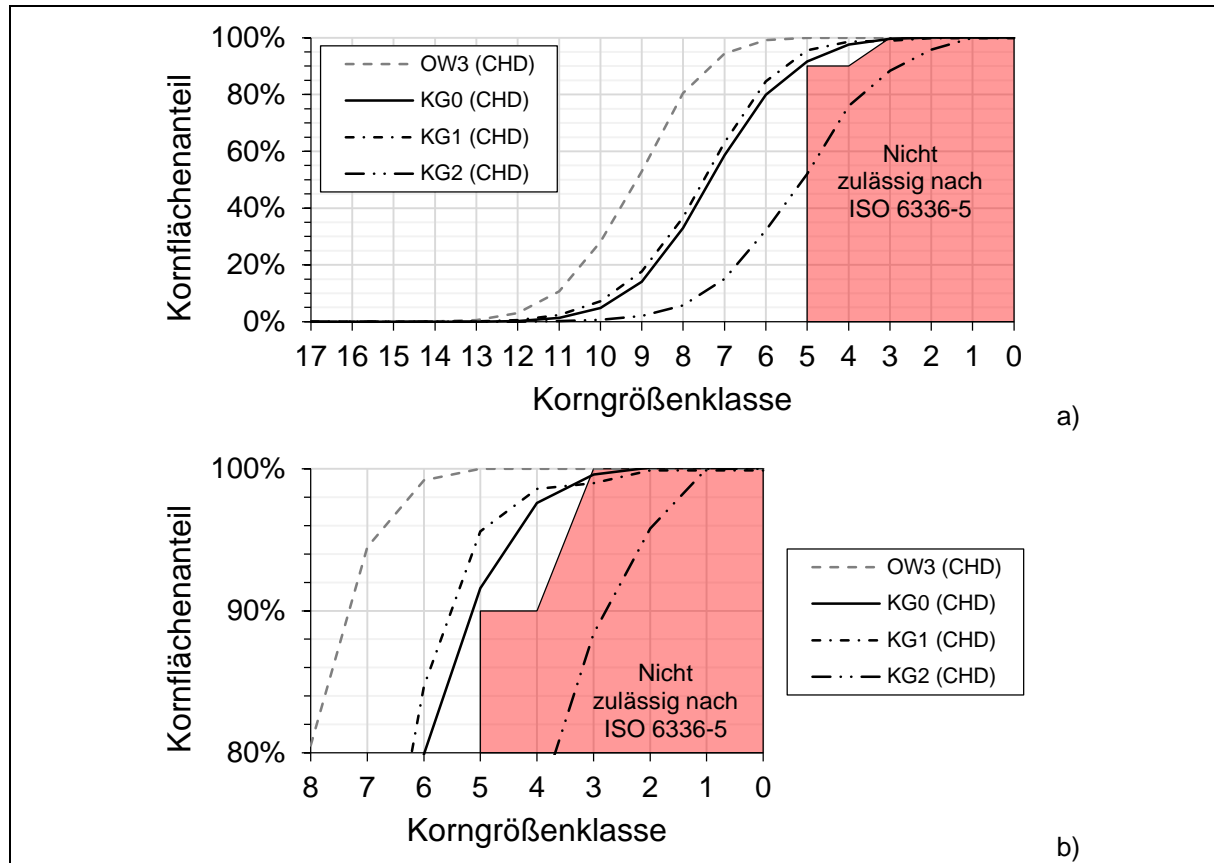


Bild 4-5: Kumulierter Kornflächenanteil der Varianten KG0, KG1, KG2

Tabelle 4-3: Korngrößenkennzahl der Korngrößenvarianten und der Vergleichsvariante OW3 im Querschliff in der einsatzgehärteten Schicht

Schmelze	OW3	KG0	KG1	KG2
Korngröße (Sehnenlänge)	9,36	7,34	7,65	5,55

4.3 Härtetiefenverlauf

Die Zahnfußtragfähigkeit wird maßgeblich von der einsatzgehärteten Randschicht beeinflusst. Aus diesem Grund wird je Variante und bei den Varianten OW4 und OW7 zusätzlich je Wärmebehandlungscharge der Härtetiefenverlauf bestimmt. Die Messung erfolgt einheitlich im Bereich der 30°-Tangente an die Zahnfußrundung, senkrecht zur Oberfläche in Zahnradtiefe auf beiden Zahnseiten. Anschließend werden die Verläufe von rechter und linker Zahnseite gemittelt. Die gemittelten Verläufe nach dem Vorgehen in ISO 18203 [ISO16c] sind in Bild 4-6 dargestellt. Als Grenzhärte für die Bestimmung der Einsatzhärtungstiefe wird entsprechend ISO 6336, Teil 5 [ISO16a] eine Härte von 550 HV1 festgelegt. Die Härteverläufe an der Zahnflanke sind für die Varianten zur Untersuchung der Zahnfußtragfähigkeit im Laufversuch in Bild A2 im Anhang dokumentiert.

Bei der Baugröße $m_n = 1,5$ mm in Bild 4-6 (a) zeigen sich ähnliche Härtetiefenverläufe bei Einsatzhärtungstiefen zwischen 0,38 und 0,52 mm. Damit liegen diese im Bereich von $0,25$ bis $0,35 \cdot m_n$ und somit etwas oberhalb des Empfehlungsbereichs von $0,1$ bis $0,2 \cdot m_n$ nach TOBIE [Tob01], wobei dort ein Gültigkeitsbereich für den Werkstoff 16MnCr5 und für Baugrößen von $m_n = 2,3$ bis 10 mm ausgewiesen ist und explizit darauf hingewiesen wird, dass eine Extrapolation in den Bereich von $m_n < 2$ mm als zu wenig gesichert erscheint. Bei weiterführenden Untersuchungen von GÜNTNER ET AL. [Gün18] an Stählen mit höherer Härtbarkeit als bei den hier untersuchten CrNiMo-Schmelzen zeigt sich weiterhin das Optimum der CHD hinsichtlich der maximalen Zahnfußdauerfestigkeit zwischen $0,1$ bis $0,2 \cdot m_n$, allerdings fällt diese bis zu CHD-Werten von $0,25$ bis $0,35 \cdot m_n$ nur um ca. 4 % ab.

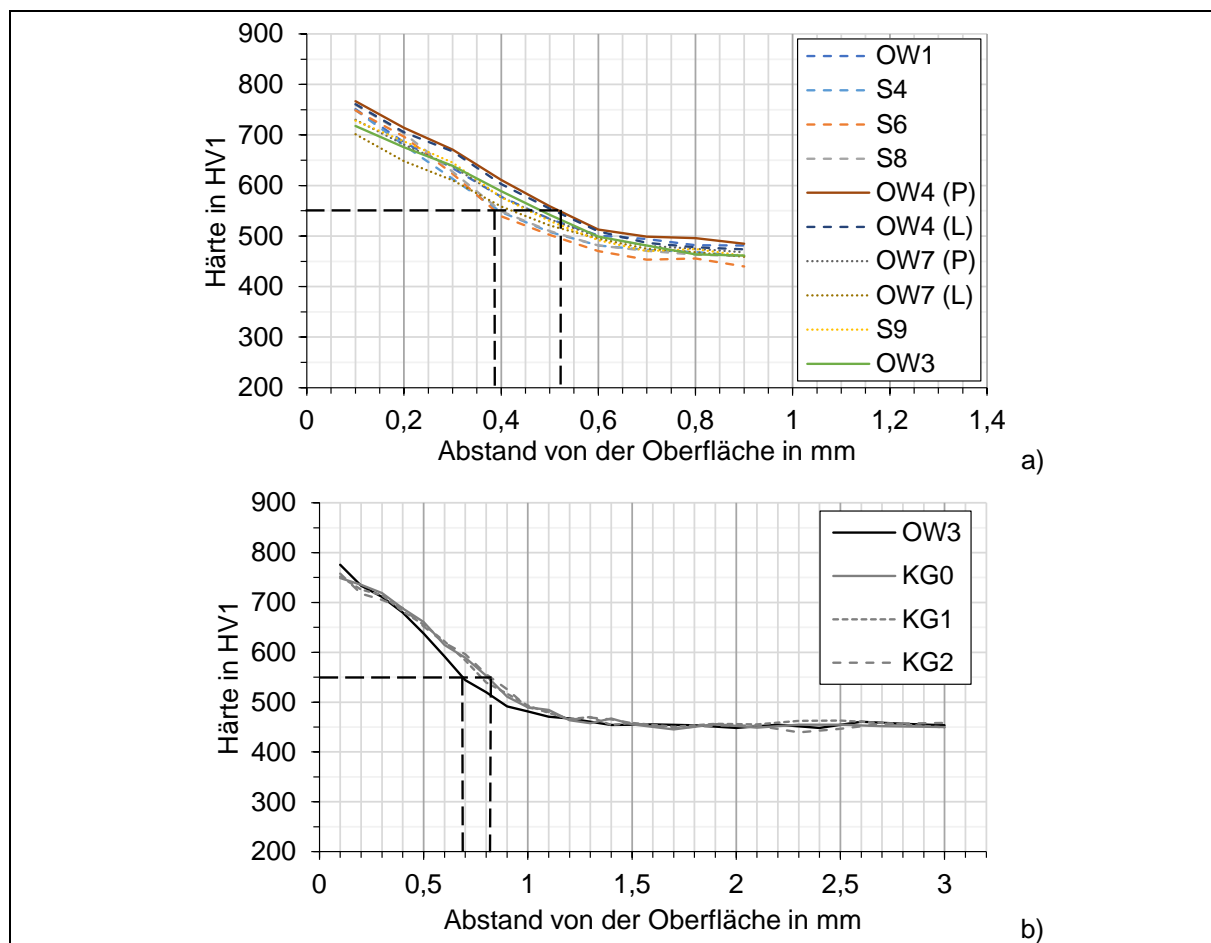
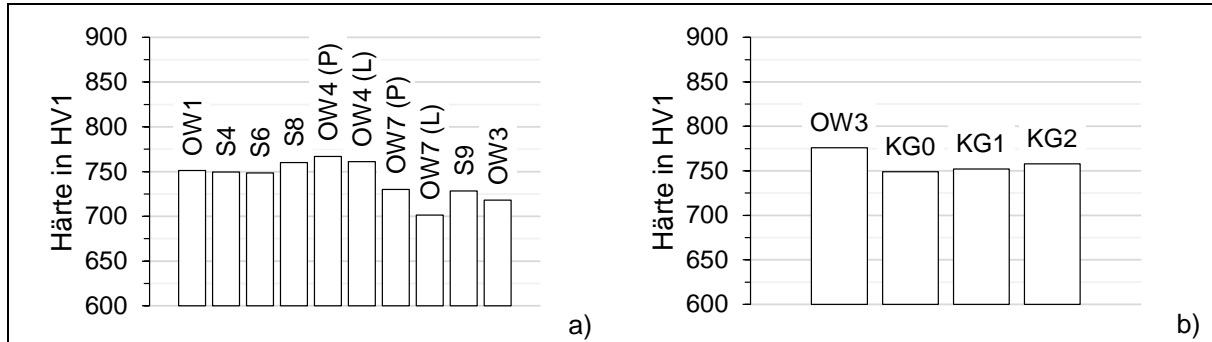


Bild 4-6: Härtetiefenverlauf, gemessen im Bereich der Zahnfußrundung, der Prüfvarianten der Baugröße a) $m_n = 1,5$ mm und b) $m_n = 5$ mm (Mittelwerte linker und rechter Fußrundung)

Der Einsatzhärtungstiefenbereich der Varianten mit einer Baugröße von $m_n = 5$ mm liegt zwischen 0,69 und 0,82 mm (siehe Bild 4-6 (b)). Alle Varianten mit einer Baugröße von $m_n = 5$ mm weisen somit einen CHD-Bereich von $0,14$ bis $0,16 \cdot m_n$ auf und liegen damit im Empfehlungsbereich nach TOBIE [Tob01] und GÜNTNER ET AL. [Gün18]. Die Oberflächenhärte im Zahnfuß liegt bei den Varianten mit einer Baugröße von $m_n = 1,5$ mm zwischen 702 und 767 HV1 und bei $m_n = 5$ mm zwischen 749 bis 776 HV1. Die Oberflächenhärte liegt somit im Empfehlungsbereich nach BÖRNECKE ET AL. [Bör76]. Bei der Kernhärte im Zahnfußbereich zeigt die Baugröße $m_n = 1,5$ mm Werte zwischen 436 bis 476 HV1. Bei der Baugröße $m_n = 5$ mm liegen die Werte zwischen 448 bis 457 HV1. Tabelle 4-4 und Bild 4-7 geben einen Überblick.

Tabelle 4-4: Metallographisch ermittelte HärteKennwerte im Zahnfußbereich (Mittelwerte als Streuband)

Baugröße m_n	Einsatzhärtungstiefe $\text{CHD}_{\text{Fuß},550\text{HV}}$ in mm	Oberflächenhärte Zahnfuß HV1	Kernhärte Zahnfuß HV1
1,5 mm	0,38 – 0,52	702 – 767	436 – 476
5 mm	0,69 – 0,82	749 – 776	448 – 457

**Bild 4-7:** Oberflächenhärte der Prüfräder der Baugröße a) $m_n = 1,5$ mm und b) $m_n = 5$ mm

4.4 Eigenspannungen und Restaustenitgehalt

Bild 4-8 zeigt die Eigenspannungstiefenverläufe beider Baugrößen. Bei der Baugröße $m_n = 1,5$ mm bilden sich in einem Tiefenbereich von 0,01 bis 0,03 mm die Druckeigenspannungs-Maxima aus. Diese bewegen sich im Bereich von -900 MPa bis -1200 MPa. Bis zu einer Werkstofftiefe von ca. 0,15 mm sind die Effekte des Duo-Kugelstrahlprozess erkennbar, bis die Eigenspannungen auf Werte von -200 bis -300 MPa zurückgehen. Die Druckeigenspannungs-Maxima bei der Baugröße $m_n = 5$ mm bilden sich in einer Werkstofftiefe von 0,01 bis 0,06 mm aus. Auch hier fallen die Werte bei den Varianten OW3 und KG0 ab einer Werkstofftiefe von 0,15 mm auf Werte zwischen -200 und -300 MPa ab. Bei den Varianten KG1 und KG2 liegen im Bereich von 0,15 bis ca. 0,28 mm im Vergleich noch höhere Eigenspannungen vor. Grundsätzlich kann festgehalten werden, dass die Eigenspannungstiefenverläufe innerhalb einer Baugröße unter Berücksichtigung der Streuungen und Messunsicherheiten sehr gut vergleichbar sind. Die Ergebnisse beider Baugrößen decken sich mit den ermittelten Verläufen der (duo-)kugelgestrahlten Varianten aus [Bre10, Sch16].

Bild 4-9 zeigt je Baugröße die gemessenen, prozentualen Restaustenitgehalte in der oberflächennahen Randschicht der Zahnfußrundung. Hierbei zeigen sich unterschiedliche Charakteristika. Bei der Baugröße $m_n = 1,5$ mm zeigt z. B. die Variante OW7 (L) an der Oberfläche keinen Restaustenitgehalt und die Variante OW4 (L) in einer Werkstofftiefe von ca. 0,06 mm einen Restaustenitgehalt von über 50 %. Bei den meisten Varianten zeigen sich die Maxima hierbei zwischen 0,05 und 0,1 mm und liegen in einem Bereich von ca. 20 bis 35 %. Gemein ist allen Varianten, dass der Restaustenitgehalt zu größeren Werkstofftiefen hin abfällt. Diese Charakteristik zeigt sich auch bei der Variante OW3 mit der Baugröße von $m_n = 5$ mm. Auffällig ist hierbei jedoch, dass sich hier im Bereich von ca. 0,16 mm nochmals etwas höhere Werte zeigen, welche dann langsam in Werkstofftiefe abfallen. Der Restaustenitgehalt wird für die Varianten KG0, KG1 und KG2 nicht bestimmt.

Ein evtl. vorliegender Eigenspannungs- bzw. Restaustenitsabbau (siehe z. B. [Pan81, Sad19]) über die Lastspielzahl wird in dieser Arbeit nicht explizit betrachtet.

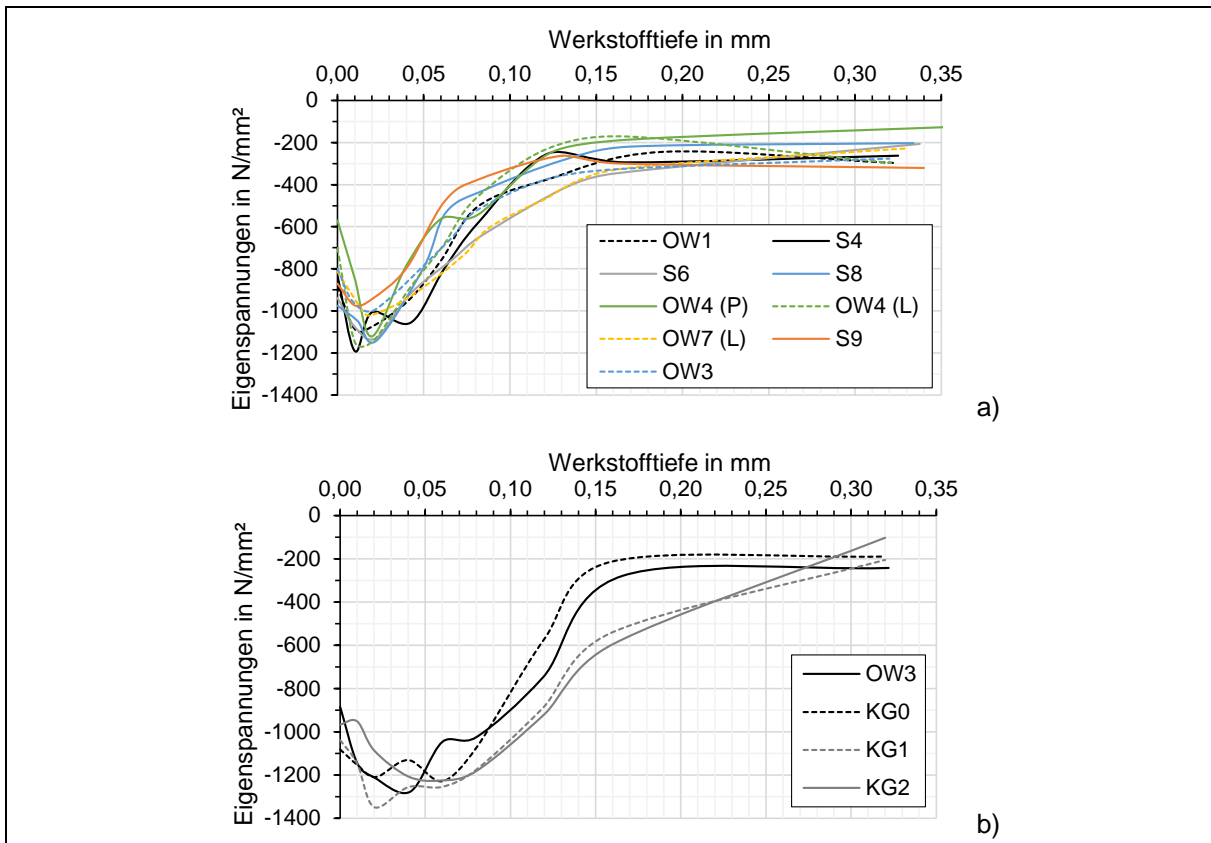


Bild 4-8: Röntgenographisch ermittelte Eigenspannungstiefenverläufe im Bereich der Zahnfußrundung der Baugröße a) $m_n = 1,5$ mm und b) $m_n = 5$ mm (jeweils duo-kugelgestrahlt)

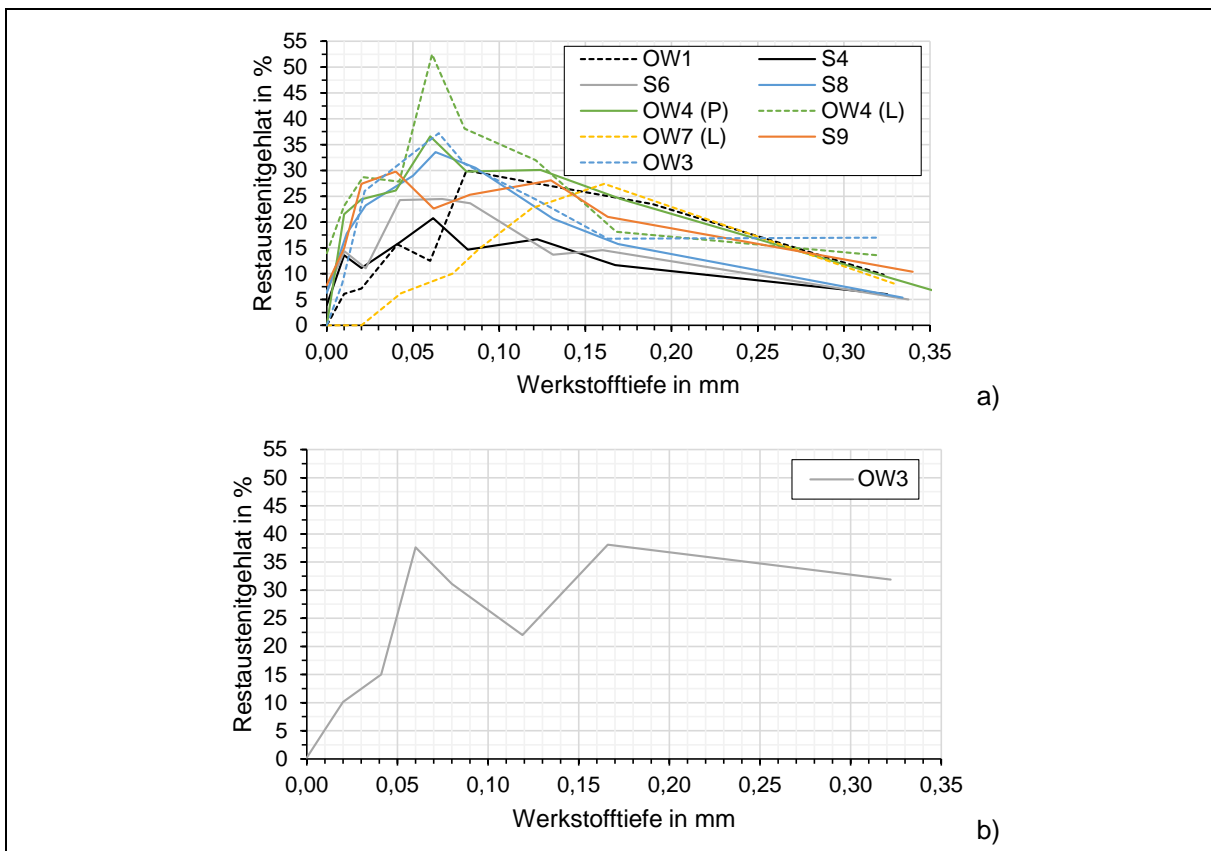


Bild 4-9: Röntgenographisch ermittelter Restaustenitgehalt im oberflächennahen Randbereich der Baugröße a) $m_n = 1,5$ mm und b) $m_n = 5$ mm (bei Varianten KG0, KG1 und KG2 nicht bestimmt) (jeweils duo-kugelgestrahlt)

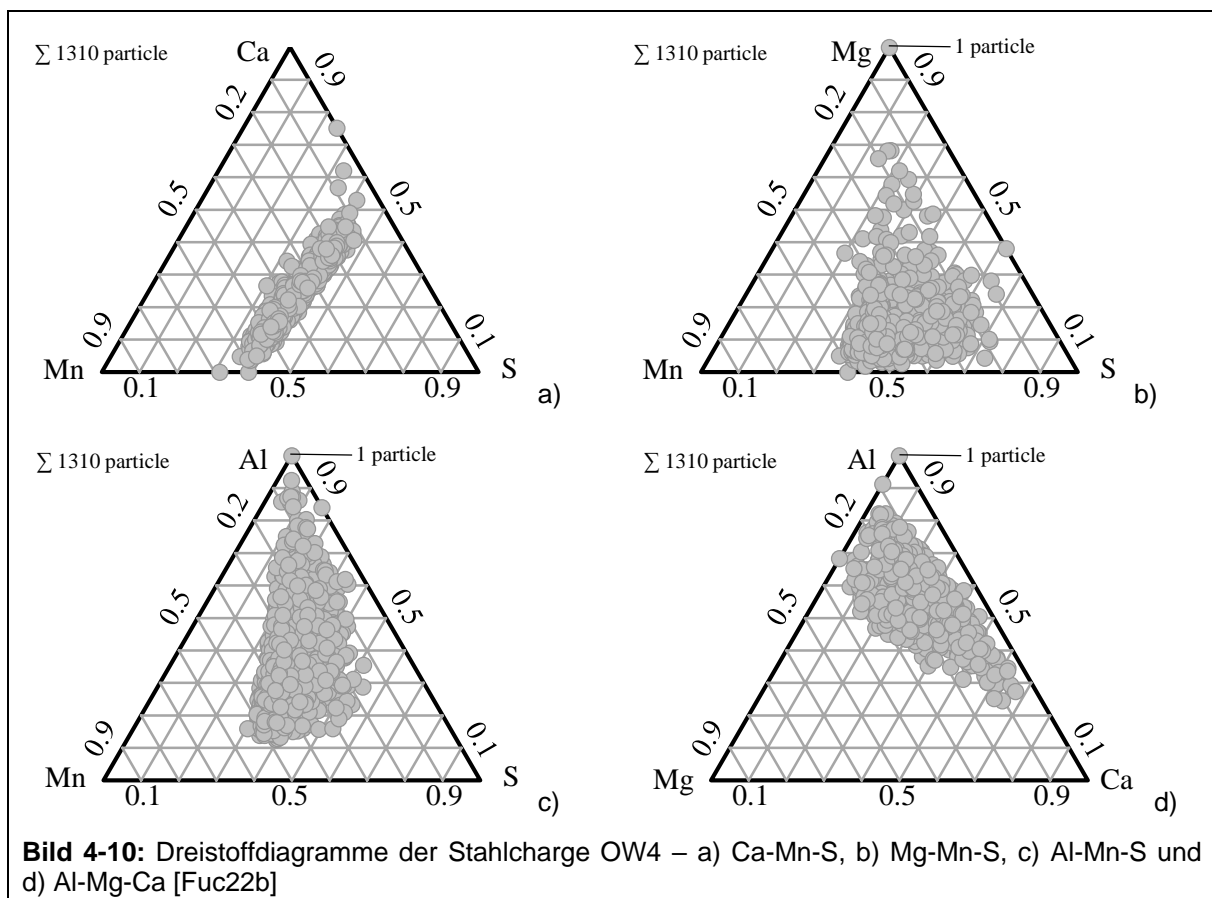
4.5 Chemische Zusammensetzung der nicht-metallischen Einschlüsse¹³

Die chemische Zusammensetzung nicht-metallischer Einschlüsse in hochreinen Zahnradstählen wird vom Autor bereits in [Fuc22b] ausführlich diskutiert. Im Folgenden werden exemplarisch die chemische Zusammensetzung der nicht-metallischen Einschlüsse der Stahlcharge OW4 (20MnCr5) und die Hauptergebnisse aus [Fuc22b] vorgestellt. Für weitergehende Informationen sei auf FUCHS ET AL. [Fuc22b] verwiesen.

Die ausgewertete Fläche ($A = 172,5 \text{ mm}^2$) der Stahlcharge OW4 enthält insgesamt 1310 Partikel und weist somit eine Partikeldichte von 7,59 Partikel pro Quadratmillimeter auf. Tabelle 4-5 gibt einen Überblick über die Anzahl der Partikel mit ihren chemischen Elementen und ihrem Gehalt in Masse-%. Alle untersuchten Partikel weisen Aluminium auf. Fast alle Partikel zeigen zudem Mangan, Schwefel, Calcium und Magnesium. Einige wenige Partikel weisen ferner einen geringen Chromgehalt auf. Bild 4-10 zeigt die Dreistoffdiagramme der Stahlcharge OW4. Alle Partikel enthalten Mangan, Schwefel, Aluminium, Calcium und Magnesium in unterschiedlichen Anteilen. Die Mehrheit der Partikel enthält bis zu 17 % Calcium und bis zu 12 % Magnesium (vergleiche Tabelle 4-5). Alle Partikel weisen einen Mindestgehalt von 5 % Aluminium auf (vergleiche ebenfalls Tabelle 4-5).

Tabelle 4-5: Partikelanzahl mit angegebenen chemischen Elementen der Stahlcharge OW4 [Fuc22b]

Chemisches Element	Mn	S	Al	Ca	Mg	Cr	
Partikelanzahl	1308	1309	1310	1307	1309	508	
Chemischer Gehalt in Masse-%	max.	30,27	19,80	28,12	17,06	12,07	1,49
	min.	1,19	1,13	5,16	0,98	0,83	0,59



¹³ Die Inhalte dieses Abschnittes wurden vom Autor bereits in [Fuc22b] publiziert.

Tabelle 4-6 zeigt die Zuordnung der Partikel der in [Fuc22b] analysierten Stahlchargen zu den Einschlusstypen nach SEP 1571, Methode K [SEP17c] bzw. ISO 4967, Methode A [ISO13a]. Die Einschlusstypen Oxide (Typ B, D) und Calciumsulfide (Typ D_{sulf}) sind in fast allen Stahlchargen vorhanden. Mangansulfid-Einschlüsse (Typ A) sind in den Stahlchargen OW1, OW4 und OW3 vorhanden. Siliziumdioxideinschlüsse (Typ C) sind in keiner Stahlcharge vorhanden. Die Klassifizierung anhand der Partikel stimmt gut mit den durch die Reinheitsgradbestimmung ermittelten Einschlusstypen überein (vergleiche Bild 4-2 und Bild 4-3). Es sind nur geringe Unterschiede erkennbar.

Tabelle 4-6: Prozentuale Zuordnung der analysierten Partikel der Stahlchargen zu den Einschlussklassen nach SEP 1571, Methode K [SEP17c] bzw. ISO 4967, Methode A [ISO13a] nach [Fuc22b]

Stahlcharge	Prozentualer Anteil der Einschlussart und der chemischen Zusammensetzung					Misch-einschlüsse
	A	B, D		D _{sulf}	C	
	MnS	MgO	Al ₂ O ₃	CaS	SiO ₂	
OW1	58,80	–	41,20	–	–	85,38
OW4	72,75 (+ Anteile von Ca)	–	11,30	15,95	–	99,85
OW3	72,36	0,15	2,57	24,92	–	84,44
OW7	–	7,34	–	92,66	–	20,18
S9	–	–	–	100	–	(Ti + Zr)

Für die MnCr-legierten Stahlchargen OW1, OW2 und OW4 lässt sich zusammenfassend festhalten, dass diesen Stahlchargen Calcium zugesetzt wurde, um den sulfidischen Reinheitsgrad zu verbessern. [Bir16, Lin17] Die Herausforderung besteht hier darin, den Schwefelgehalt so zu binden, dass er nicht zur Bildung von Mangansulfideinschlüssen beiträgt. Dies ist bei der Stahlcharge OW4 nur teilweise und bei der Stahlcharge OW1 so gut wie gar nicht gelungen. Mangansulfide und Mischoxideinschlüsse sind in den CrNiMo-legierten Stahlchargen vorhanden. Bei den Stahlchargen OW7 und S9 fällt auf, dass die jeweiligen Grundwerkstoffe sehr geringe Schwefelgehalte aufweisen. In beiden Fällen ist die Datenbasis zwar recht klein, aber es kann festgestellt werden, dass das Auftreten von Mangansulfiden durch Calcium erfolgreich verhindert wurde. Außerdem ist (fast) kein Aluminium in den Partikeln zu finden.

Abschließend kann festgestellt werden, dass allen betrachteten Stahlchargen Calcium zugesetzt wurde, um den Schwefel zu binden und den sulfidischen Reinheitsgrad zu verbessern. Calcium erhöht die Vergießbarkeit und es formt in Kombination mit Schwefel runde Calciumsulfide, allerdings bilden sich bei Zugabe von Calcium ebenfalls Calciumaluminat, was bei einer Abbindung des Schwefels mittels Mangan nicht der Fall ist. Darüber hinaus wurde allen betrachteten Stahlchargen Magnesium zugesetzt, um die Desoxidation und Entschwefelung zu fördern und damit auch die Bildung von Aluminiumoxiden und Mangansulfiden zu verhindern, was zu einem besseren oxidischen und sulfidischen Reinheitsgrad führen sollte. Es ist jedoch auch festzustellen, dass trotz aller Maßnahmen alle Stahlchargen weiterhin eine gewisse Menge an Schwefel in den Partikeln aufweisen. [Fuc22b]

5 Experimentelle Ergebnisse zur Zahnfußtragfähigkeit

Die Versuchsdurchführung und -auswertung der im Folgenden dokumentierten Versuchsergebnisse entspricht den in den Abschnitten 3.5 und 3.6 beschriebenen Prüfeinrichtungen, Prüfbedingungen und Auswerteverfahren. Der Schadensausgangsort ist bei der Auswertung der Ergebnisse jeweils gekennzeichnet.

Die umfangreichen Untersuchungen zur Zahnfußtragfähigkeit im Laufversuch werden einheitlich auf dem FZG-Stirnradsverspannungsprüfstand mit einem Achsabstand von 91,5 mm durchgeführt. Hierbei kommt ausschließlich die Baugröße $m_n = 1,5$ mm zum Einsatz. Die Zahnflanken der Prüfritzel zeigen, wie in [Sch16], größtenteils eine leichte Schabemarke auf halber Zahnhöhe. Diese ergibt sich aufgrund des gekürzten Kopfkreisdurchmessers des Gegenrades. Ausgehend von der Schabemarke zeigt sich teilweise Graufleckigkeit, die in Abhängigkeit der Lastspielzahl, des Lastniveaus und der Werkstoffschmelze unterschiedlich stark ausgeprägt ist. Insbesondere bei Lastspielzahlen über $5 \cdot 10^7$ zeigen sich zudem Oberflächenbeschädigungen an der Flanke, welche sich bei S4, S6 und S8 bei je einem Versuchspunkt so stark ausgeprägt haben, dass diese einen Bruch ausgehend von der Flanke (Scherbruch) initiiert haben (siehe Bild 5-1 (b)). Alle sonstigen Rissinitiierungen fanden, wie Bild 5-1 (a) darstellt, an der 30°-Tangente im Zahnfuß statt, entweder mit einer Rissinitiierung von der Oberfläche oder von unterhalb der Oberfläche an einer mikroskopischen Fehlstelle.

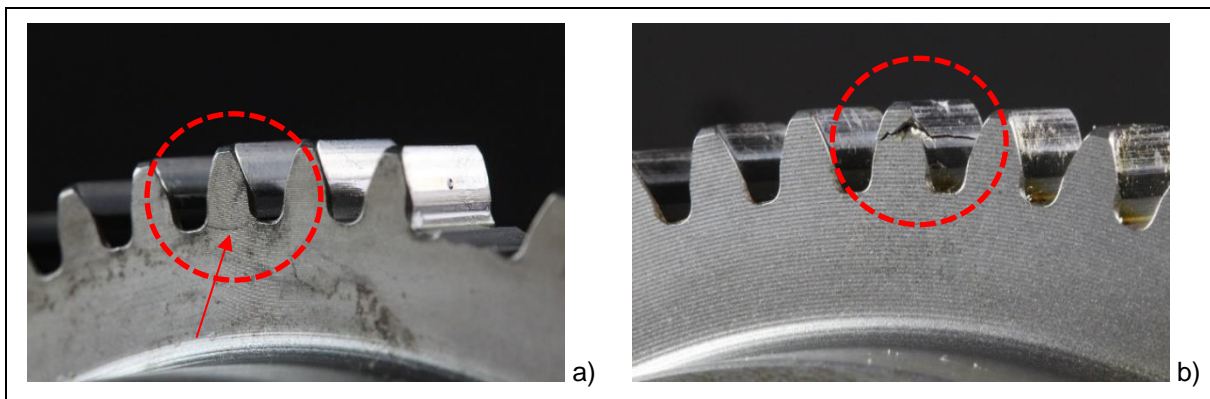


Bild 5-1: a) Exemplarischer Zahnfußbruch mit einem Rissausgang an der 30°-Tangente entweder an oder unterhalb der Oberfläche und b) exemplarischer Bruch der Flanke durch eine Rissinitiierung an der Flanke bei Variante S4, S6 und S8 im Laufversuch

Wie in [Sch16] wird in den folgenden Diagrammen auch hier bewusst auf eine Darstellung der Zahnfußspannungswerte verzichtet. Dies begründet sich auf den in Abschnitt 3.6.1 beschriebenen nichtlinearen Zusammenhang zwischen anliegendem Drehmoment am Ritzel und resultierender Zahnfuß-Nennspannung. Die profilüberdeckungsabhängige Zahnfußspannung, gültig für das jeweilige Prüfdrehmoment, ist in Tabelle A3 im Anhang aufgeführt. Die Grenzlastspielzahl war allgemein $5 \cdot 10^7$ und wird für einzelne Versuchspunkte weiter erhöht. Das Inspektionsintervall für die durchgeführten Versuche ist $2,5 \cdot 10^6$ Lastwechsel.

Die Untersuchungen zur Zahnfußtragfähigkeit im Pulsatorversuch erfolgen an Zahnrädern mit den Baugrößen $m_n = 1,5$ mm und $m_n = 5$ mm. Die Grenzlastspielzahl ist allgemein auf 10^7 Lastwechsel festgelegt und wird für einzelne Versuchspunkte weiter erhöht.

5.1 Arbeitspaket 1 – Statistische Absicherung

Für die Varianten S4, S6 und S8 (siehe [Sch16]) werden Versuche zur statistischen Absicherung durchgeführt. Zudem werden für die Variante S9 Versuche am FZG-Stirnradsverspannungsprüfstand ergänzt, da diese in [Sch16] nicht vorgesehen waren. Bild 5-2 bis Bild 5-5 zeigen die ermittelten Versuchsergebnisse zur Zahnfußtragfähigkeit im Laufversuch. Für die Variante S9 werden darüber hinaus auch ergänzende Stichversuche am Pulsator im Dauerfestigkeitsgebiet durchgeführt, da es sich gegenüber der Variante S9 in [Sch16] um eine zweite Werkstoffcharge handelt (siehe Bild 5-6).

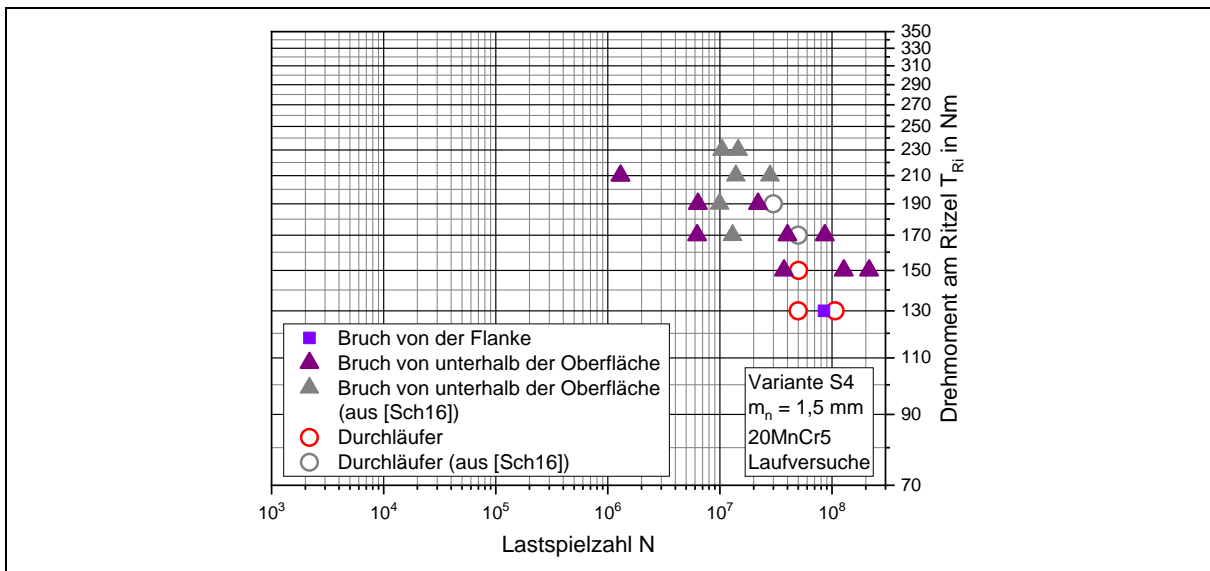


Bild 5-2: Versuchsergebnisse zur Zahnfußtragfähigkeit im Laufversuch der Variante S4

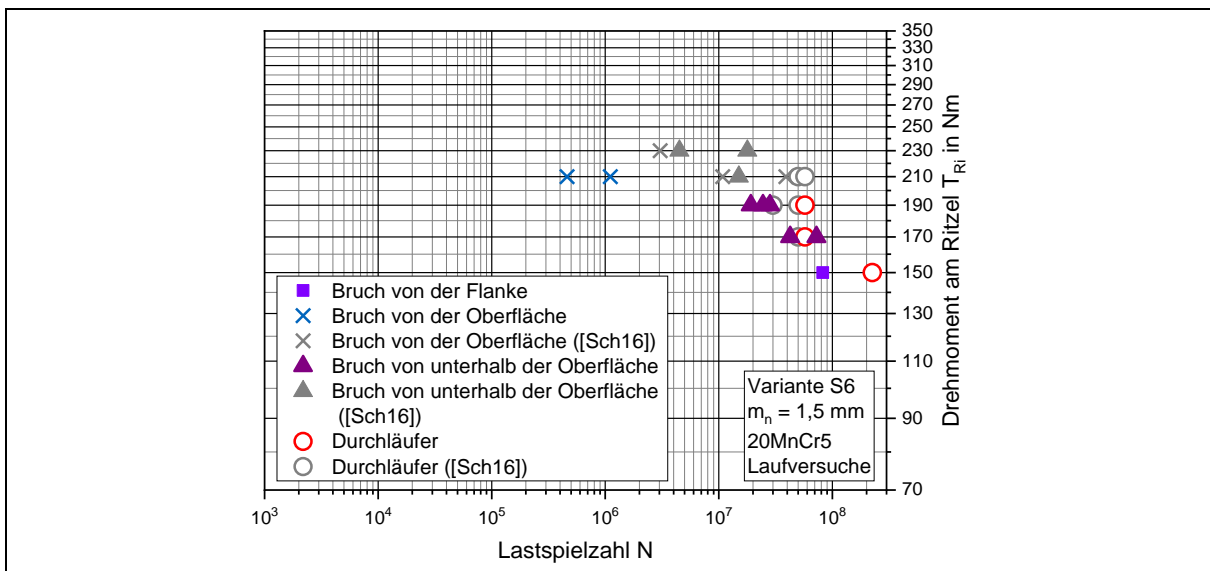


Bild 5-3: Versuchsergebnisse zur Zahnfußtragfähigkeit im Laufversuch der Variante S6

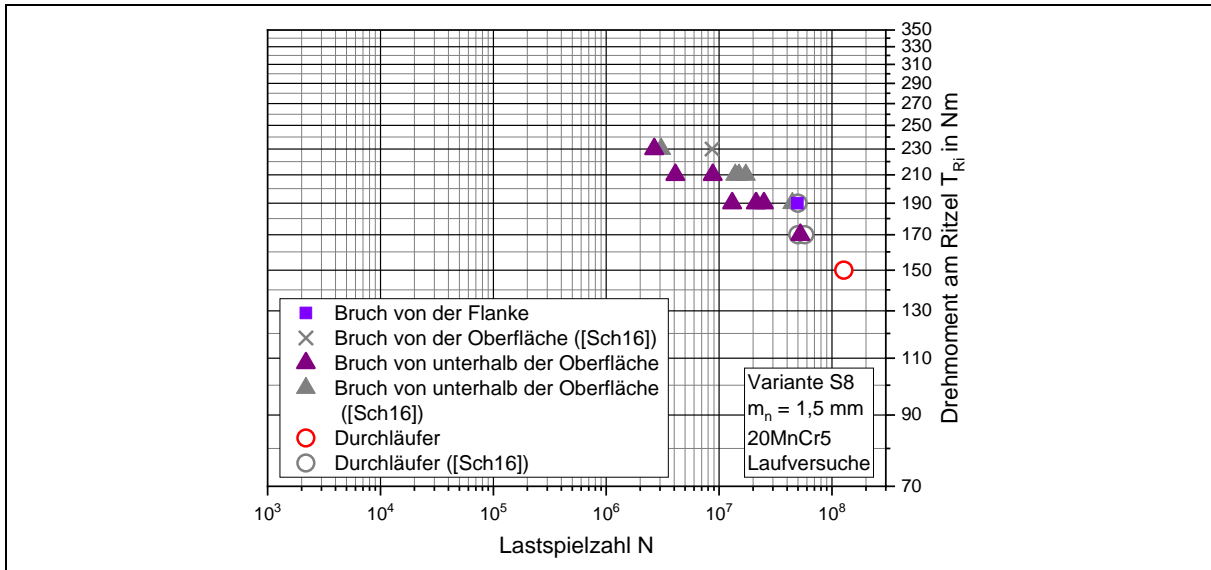


Bild 5-4: Versuchsergebnisse zur Zahnfußtragfähigkeit im Laufversuch der Variante S8

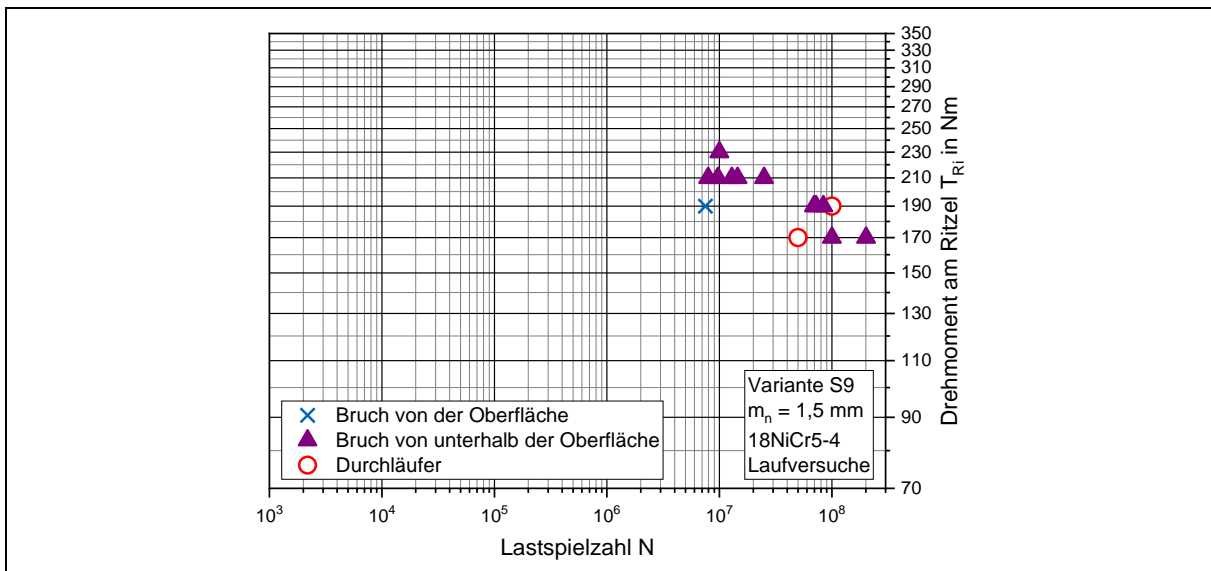


Bild 5-5: Versuchsergebnisse zur Zahnfußtragfähigkeit im Laufversuch der Variante S9

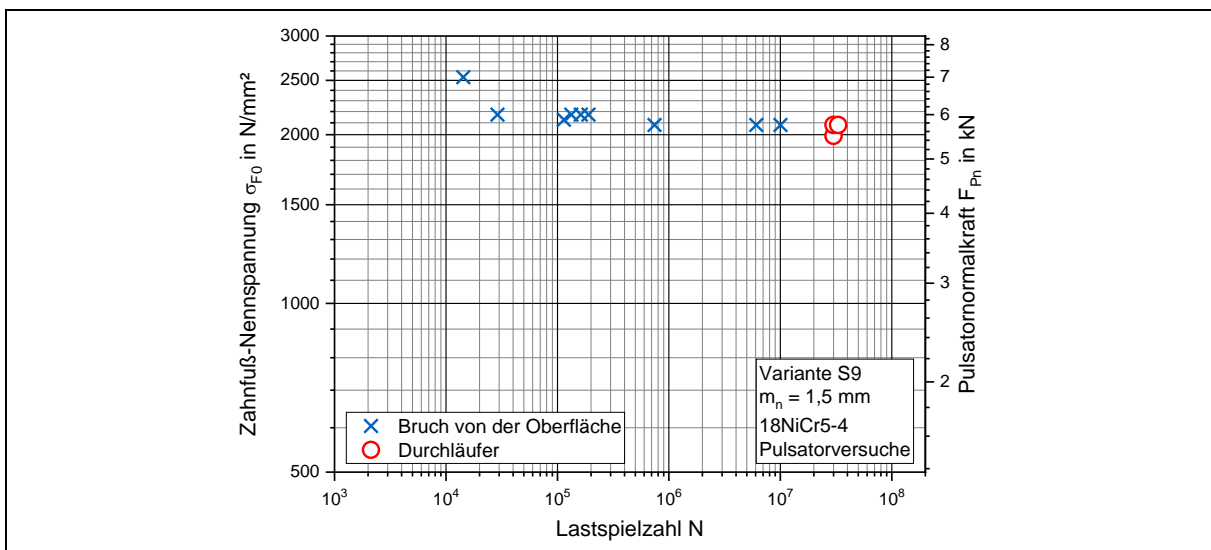


Bild 5-6: Versuchsergebnisse der Stichversuche zur Zahnfußtragfähigkeit im Pulsatorversuch der Variante S9

5.2 Arbeitspaket 2 – Neue optimierte Werkstoffschmelzen

Im Arbeitspaket 2 werden optimierte Werkstoffe (OW) im Hinblick auf die mögliche Vermeidung einer Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche an nicht-metallischen Einschlüssen untersucht. Die ermittelten Versuchsergebnisse zur Zahnfußtragfähigkeit im Laufversuch sind Bild 5-7 bis Bild 5-10 dargestellt. Die Untersuchungen zur Zahnfußtragfähigkeit im Pulsatorversuch sind in Bild 5-11 bis Bild 5-14 gezeigt.

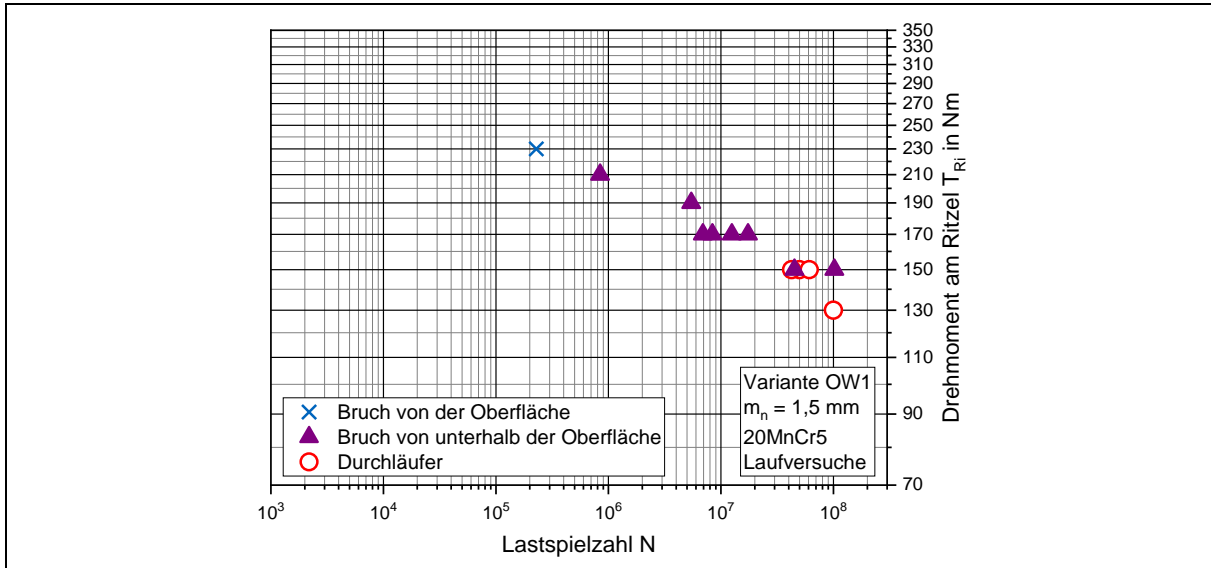


Bild 5-7: Versuchsergebnisse zur Zahnfußtragfähigkeit im Laufversuch der Variante OW1

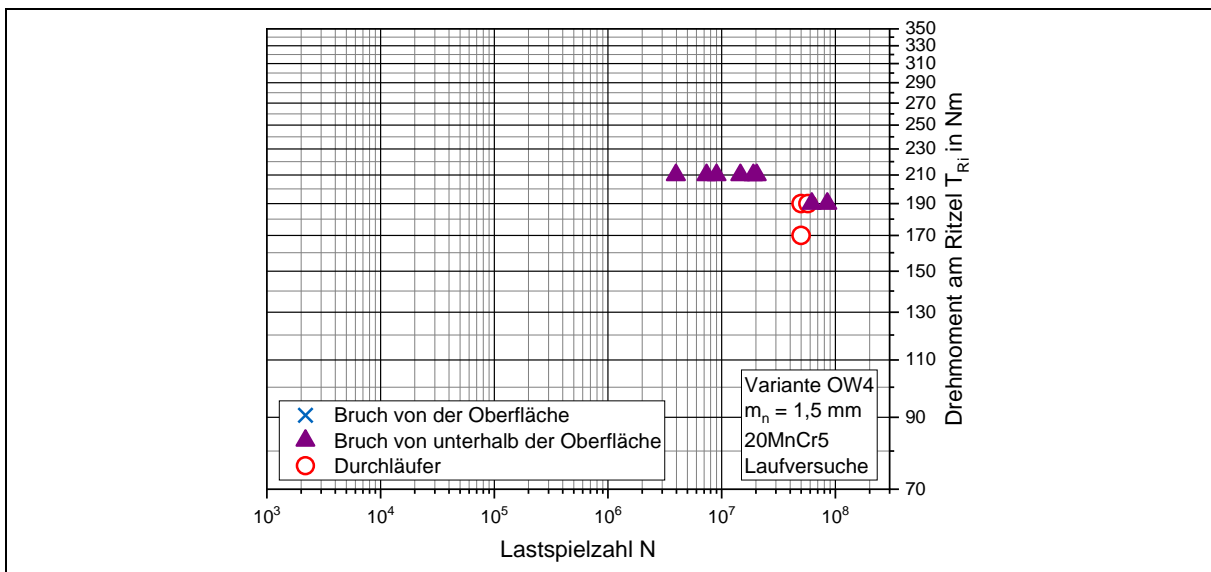


Bild 5-8: Versuchsergebnisse zur Zahnfußtragfähigkeit im Laufversuch der Variante OW4

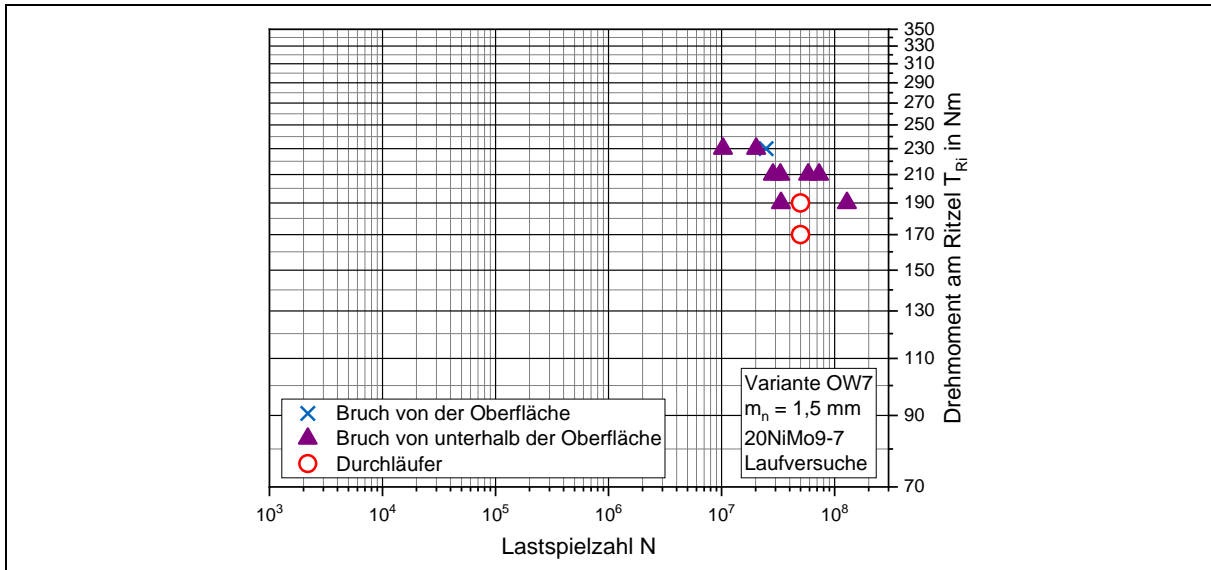


Bild 5-9: Versuchsergebnisse zur Zahnfußtragfähigkeit im Laufversuch der Variante OW7

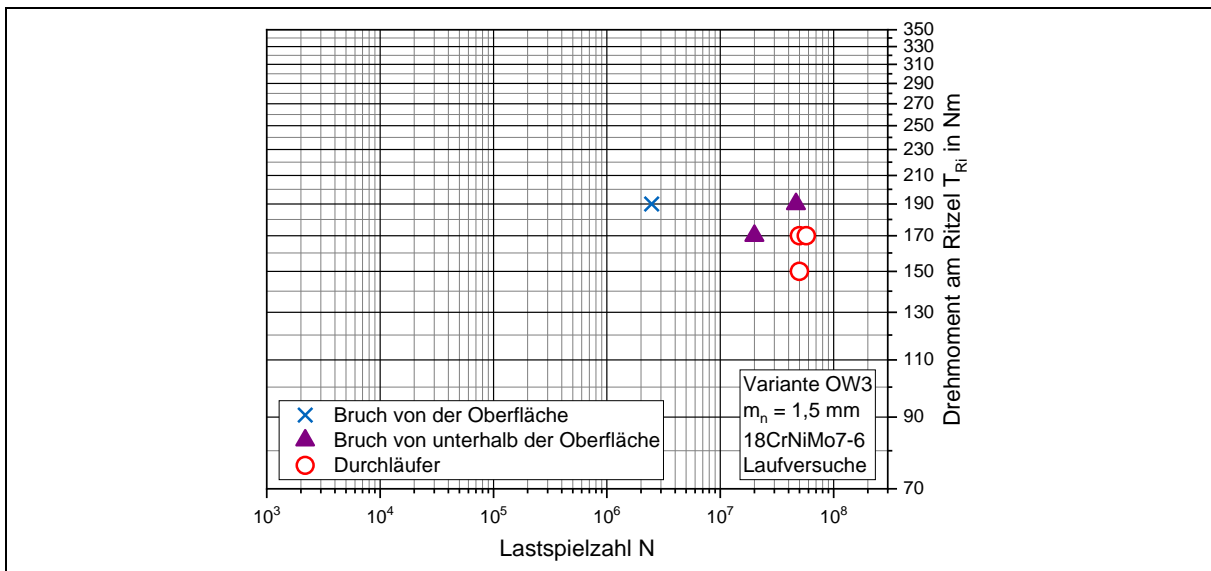


Bild 5-10: Versuchsergebnisse zur Zahnfußtragfähigkeit im Laufversuch der Variante OW3

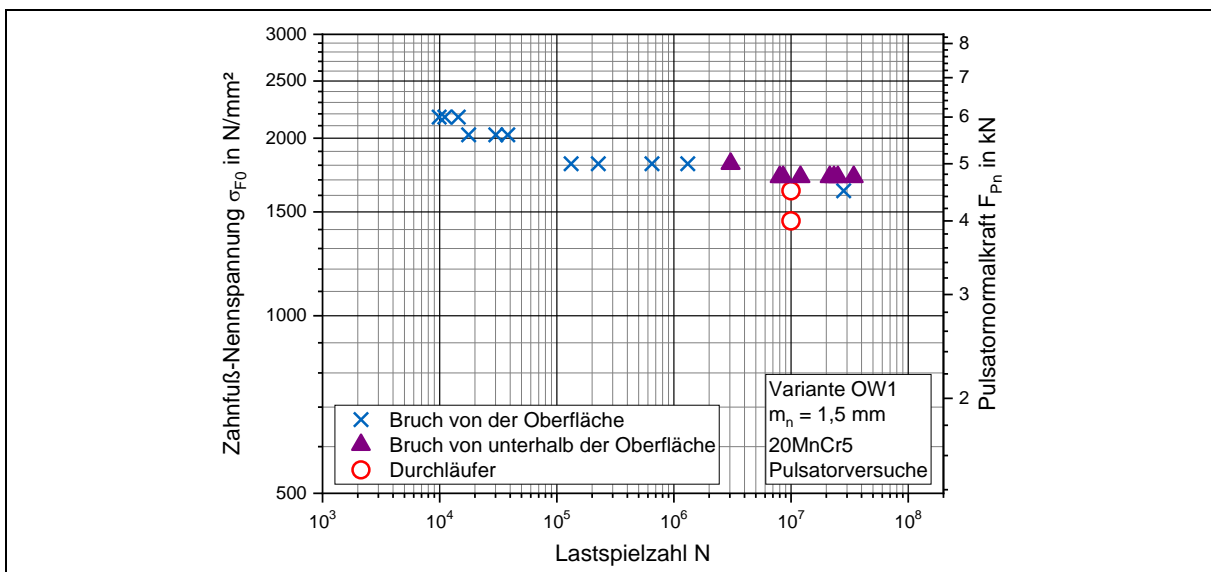


Bild 5-11: Versuchsergebnisse zur Zahnfußtragfähigkeit im Pulsatorversuch der Variante OW1

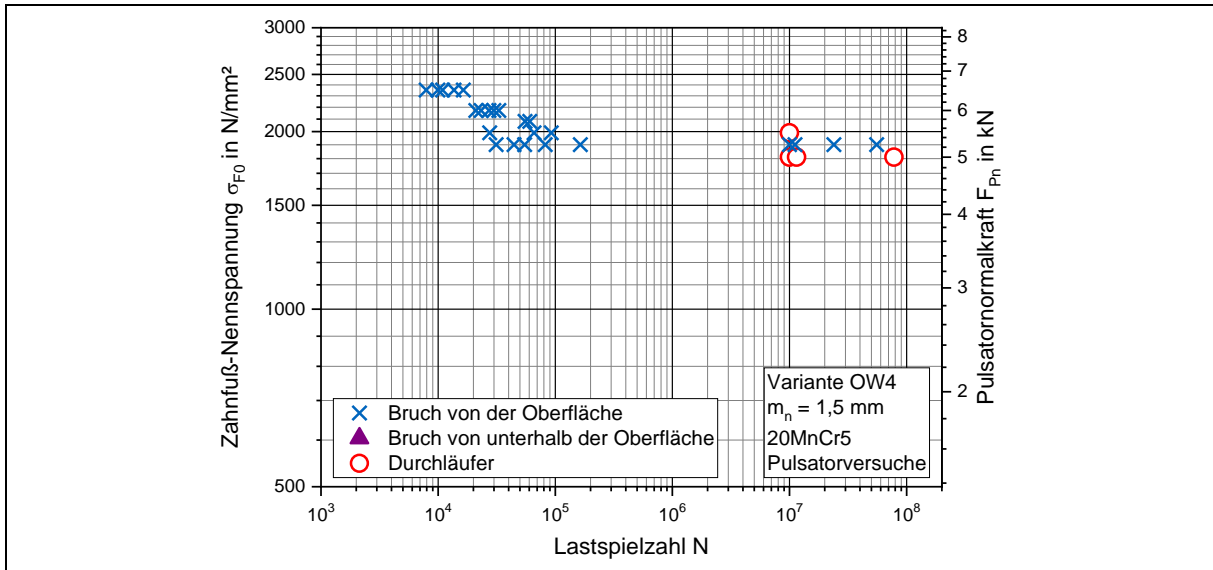


Bild 5-12: Versuchsergebnisse zur Zahnfußtragfähigkeit im Pulsatorversuch der Variante OW4

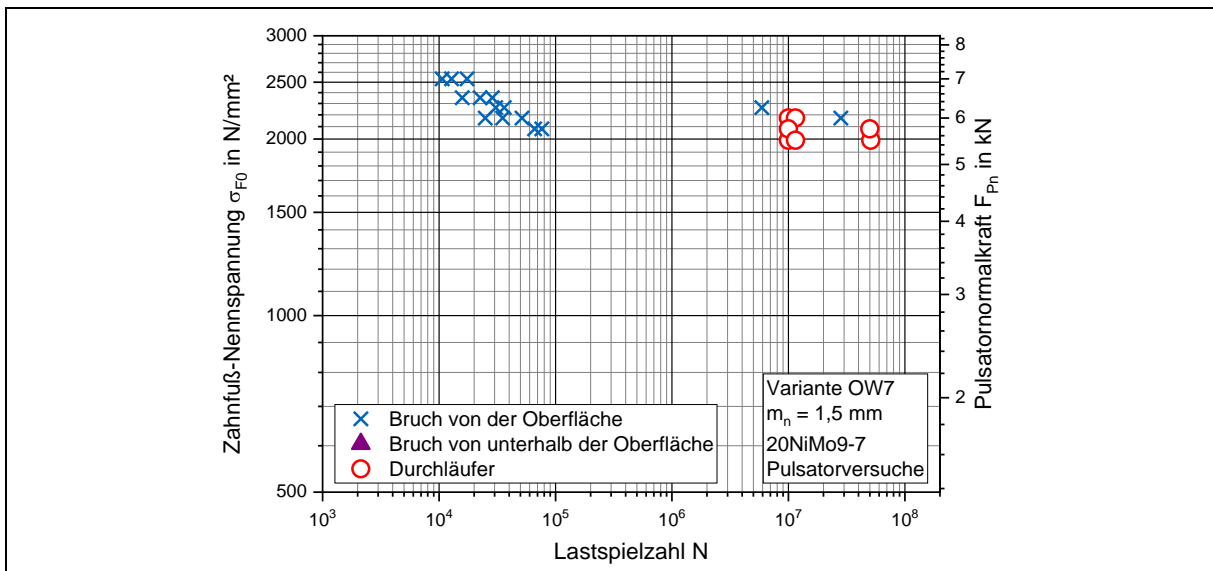


Bild 5-13: Versuchsergebnisse zur Zahnfußtragfähigkeit im Pulsatorversuch der Variante OW7

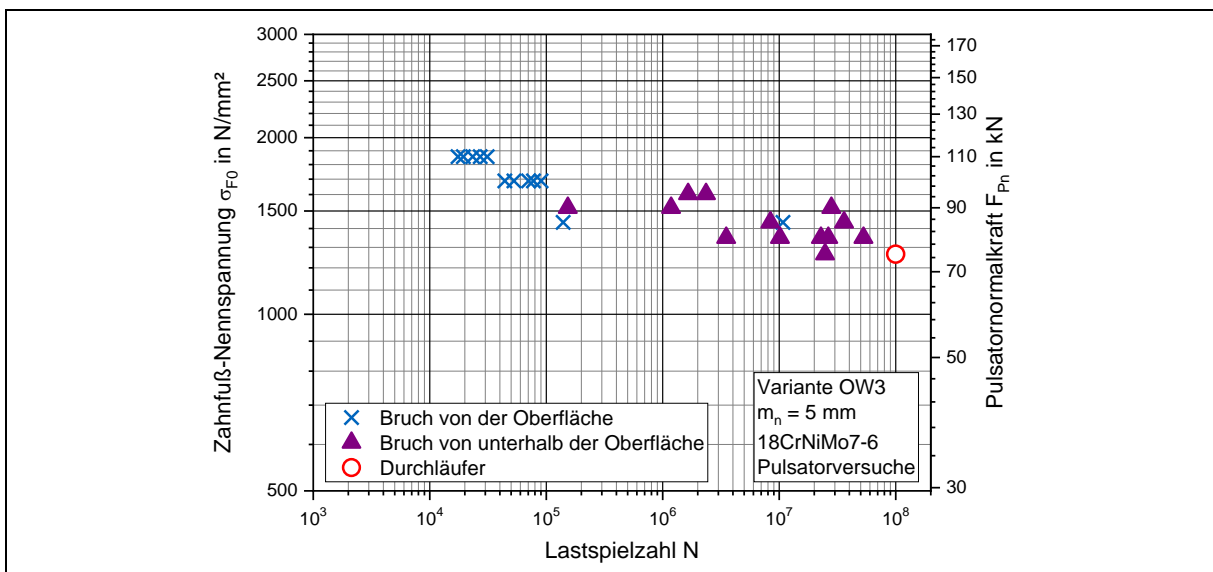


Bild 5-14: Versuchsergebnisse zur Zahnfußtragfähigkeit im Pulsatorversuch der Variante OW3

5.3 Arbeitspaket 3 – Korngröße und Wechselwirkungen

Die Untersuchungen zur Zahnfußtragfähigkeit im Pulsatorversuch für das Arbeitspaket 3 erfolgen an Zahnrädern der Baugröße $m_n = 5$ mm. Hierbei werden vollbelegte Wöhlerlinien ermittelt. Die Grenzlastspielzahl ist allgemein auf 10^7 festgelegt und wird für einzelne Versuchspunkte weiter erhöht. Bild 5-15 bis Bild 5-17 zeigen die Versuchsergebnisse zur Zahnfußtragfähigkeit der Korngrößenvarianten im Pulsatorversuch.

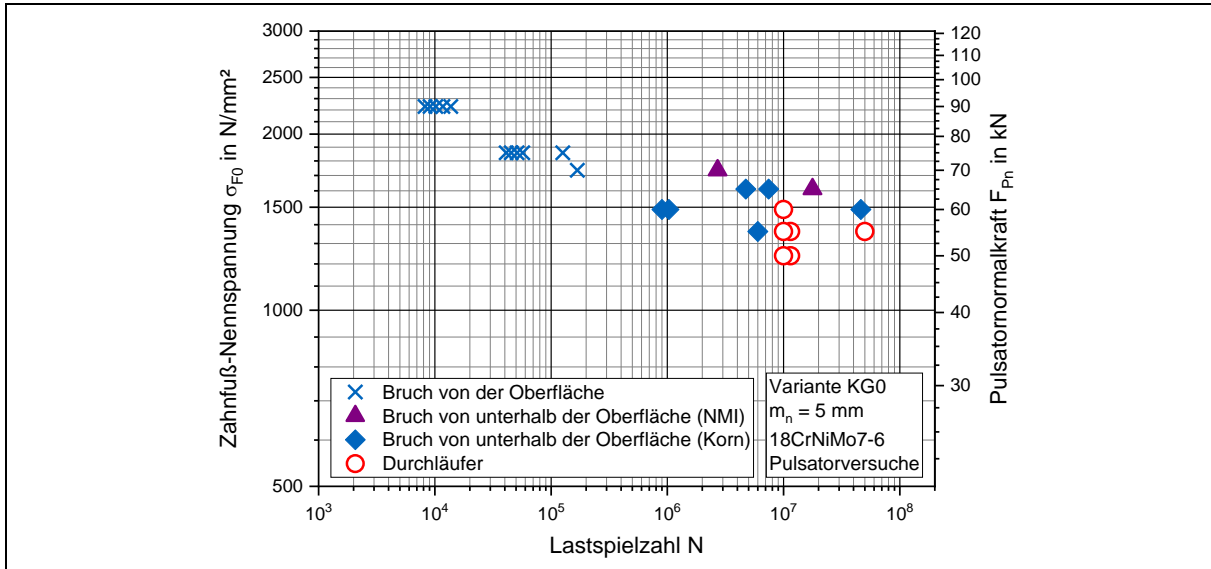


Bild 5-15: Versuchsergebnisse zur Zahnfußtragfähigkeit im Pulsatorversuch der Variante KG0

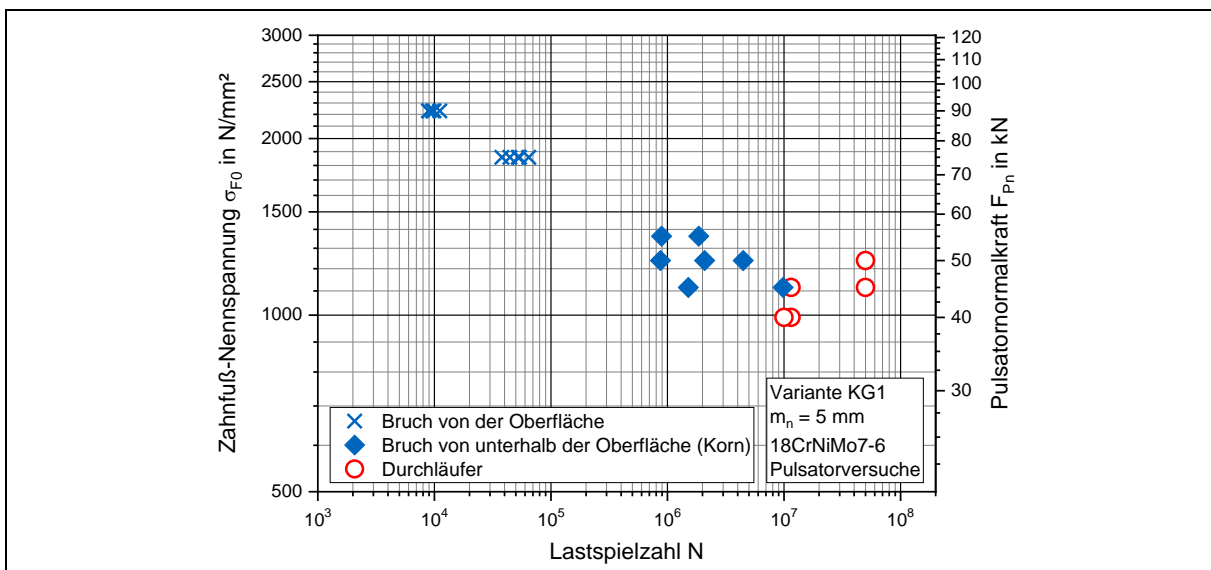


Bild 5-16: Versuchsergebnisse zur Zahnfußtragfähigkeit im Pulsatorversuch der Variante KG1

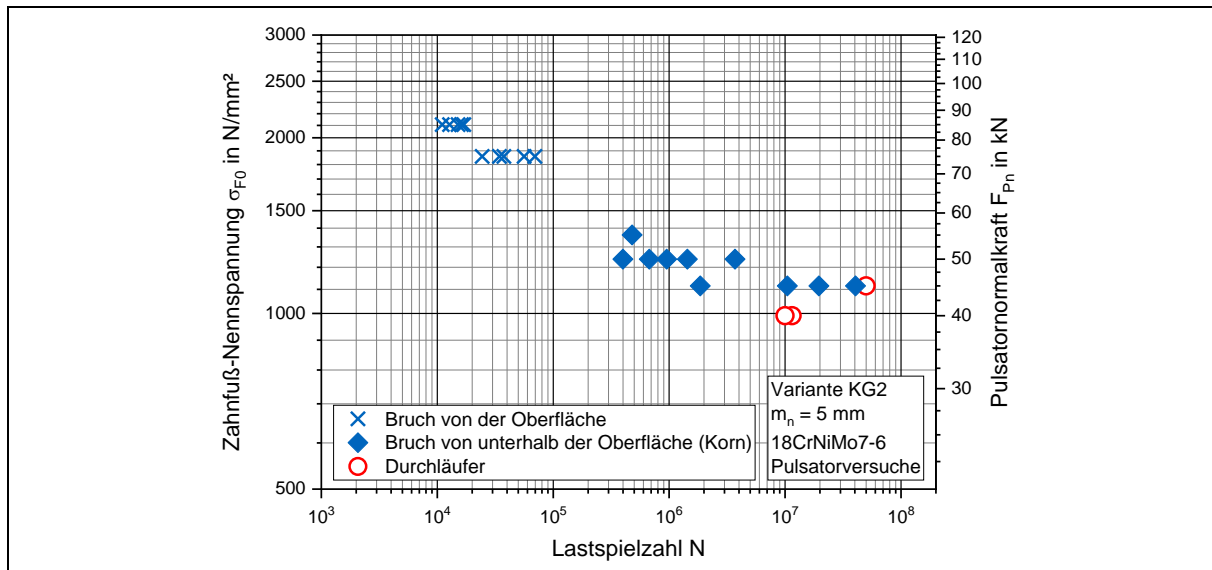


Bild 5-17: Versuchsergebnisse zur Zahnfußtragfähigkeit im Pulsatorversuch der Variante KG2

5.4 Grundlegende Bruchflächenanalyse

Rissinitiierungen von der Oberfläche

Bild 5-18 zeigt eine exemplarische Bruchfläche mit einer Rissinitiierung an der Oberfläche im Dauer- und Zeitfestigkeitsgebiet. Hierbei ist zu erkennen, dass sich diese jeweils in ein Schwing- und ein Gewaltbruchgebiet einordnen lässt. Der Rissverlauf war hierbei annähernd parallel zur Bruchkante.

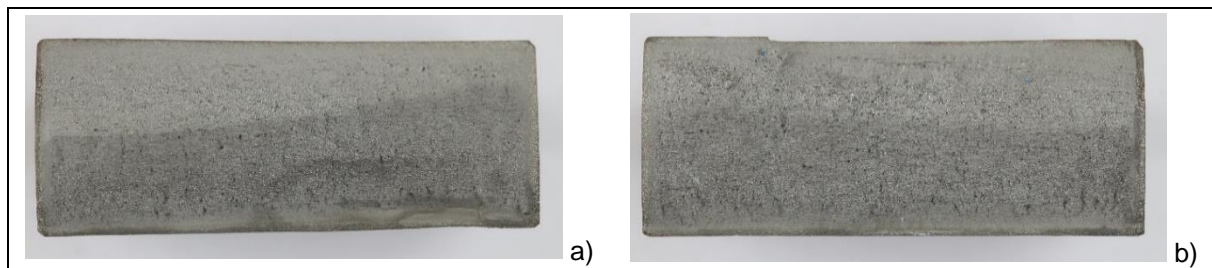


Bild 5-18: Exemplarische Darstellung von Bruchflächen mit einer Rissinitiierung an der Oberfläche im a) Dauer- und b) Zeitfestigkeitsgebiet (Zahnbreite $b = 30$ mm)

Rissinitiierungen von unterhalb der Oberfläche

Bei durchweg allen Brüchen von unterhalb der Oberfläche in den Arbeitspaketen 1 und 2 findet die Rissinitiierung an einem nicht-metallischen Einschluss statt. Im Arbeitspaket 3 zeigen sich bei der Variante KG0 ebenfalls zwei Rissinitiierungen unterhalb der Oberfläche an einem nicht-metallischen Einschluss. Es liegt die typische Bruchlinsen-Charakteristik um den nicht-metallischen Einschluss vor. Tabelle 5-1 zeigt eine exemplarische Bruchfläche mit einer Übersicht über die ganze Bruchfläche, einer Detailansicht im Bereich der Bruchlinse, eine Sekundär-(SE)- und Rückstreuungselektronen-(RE)-Aufnahme des Rasterelektronenmikroskops der Bruchlinse und des rissinitiierenden nicht-metallischen Einschlusses.

Die experimentellen Ergebnisse aus Arbeitspaket 3 zeigen, dass die Variante KG0 im Dauerfestigkeitsgebiet, neben zwei Rissinitiierungen unterhalb der Oberfläche an nicht-metallischen Einschlüssen, hauptsächlich aufgrund von Rissinitiierungen an Körnern unterhalb der Oberfläche versagt. Bei den Varianten KG1 und KG2 wird die Dauerfestigkeit ausschließlich von

Rissinitiierungen an Körnern unterhalb der Oberfläche bestimmt. Tabelle 5-2 zeigt eine exemplarische Bruchfläche mit einer Übersicht über die ganze Bruchfläche, einer Detailansicht im Bereich der Bruchlinse, einer Sekundär-(SE)- und Rückstreuielektronen-(RE)-Aufnahme des Rasterelektronenmikroskops der Bruchlinse und des rissinitiierenden Kornes.

Tabelle 5-1: Exemplarische Darstellung einer Bruchfläche mit Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche an einem nicht-metallischen Einschluss (Variante OW3; Pulsator; Baugröße $m_n = 5$ mm)

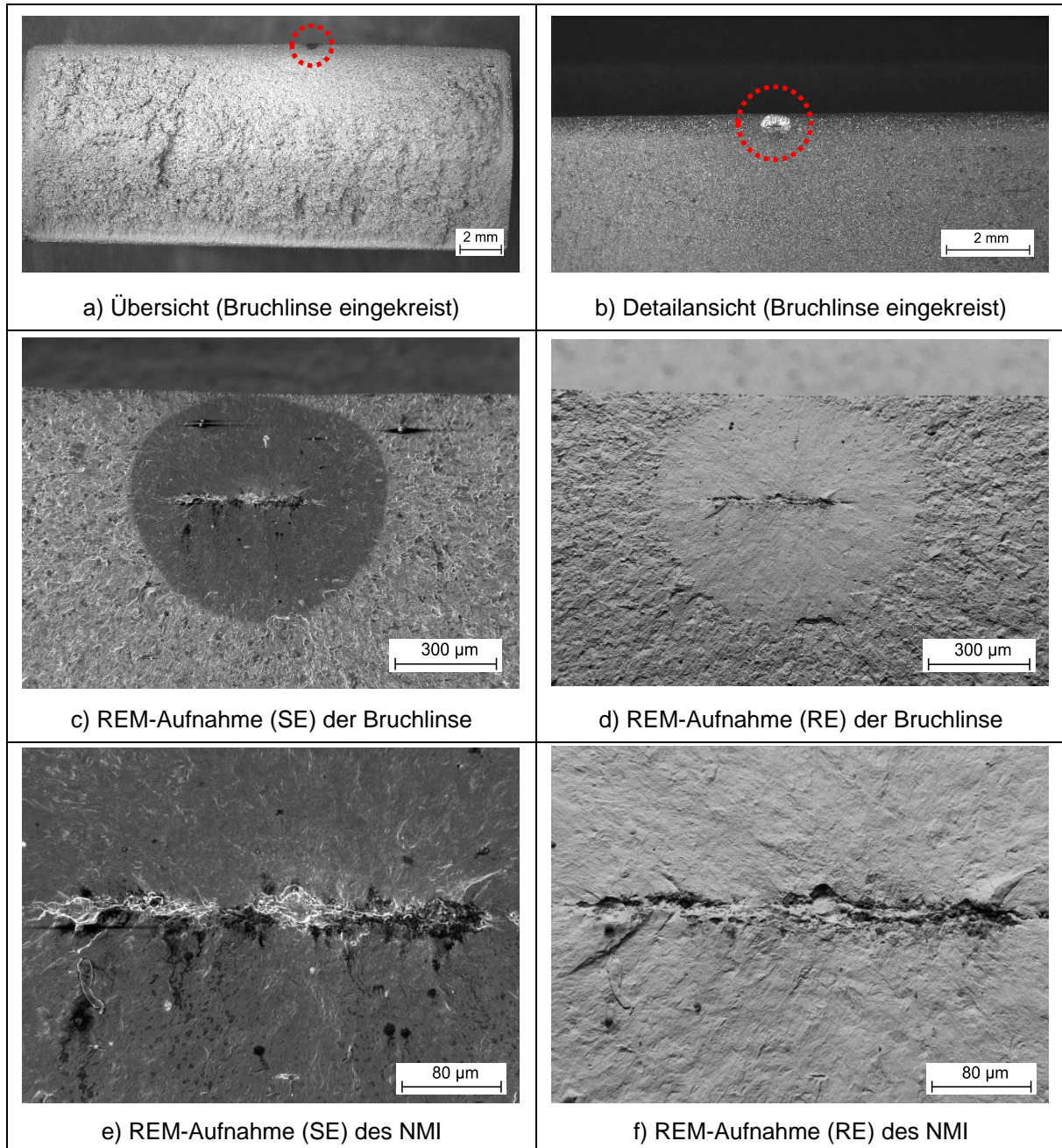
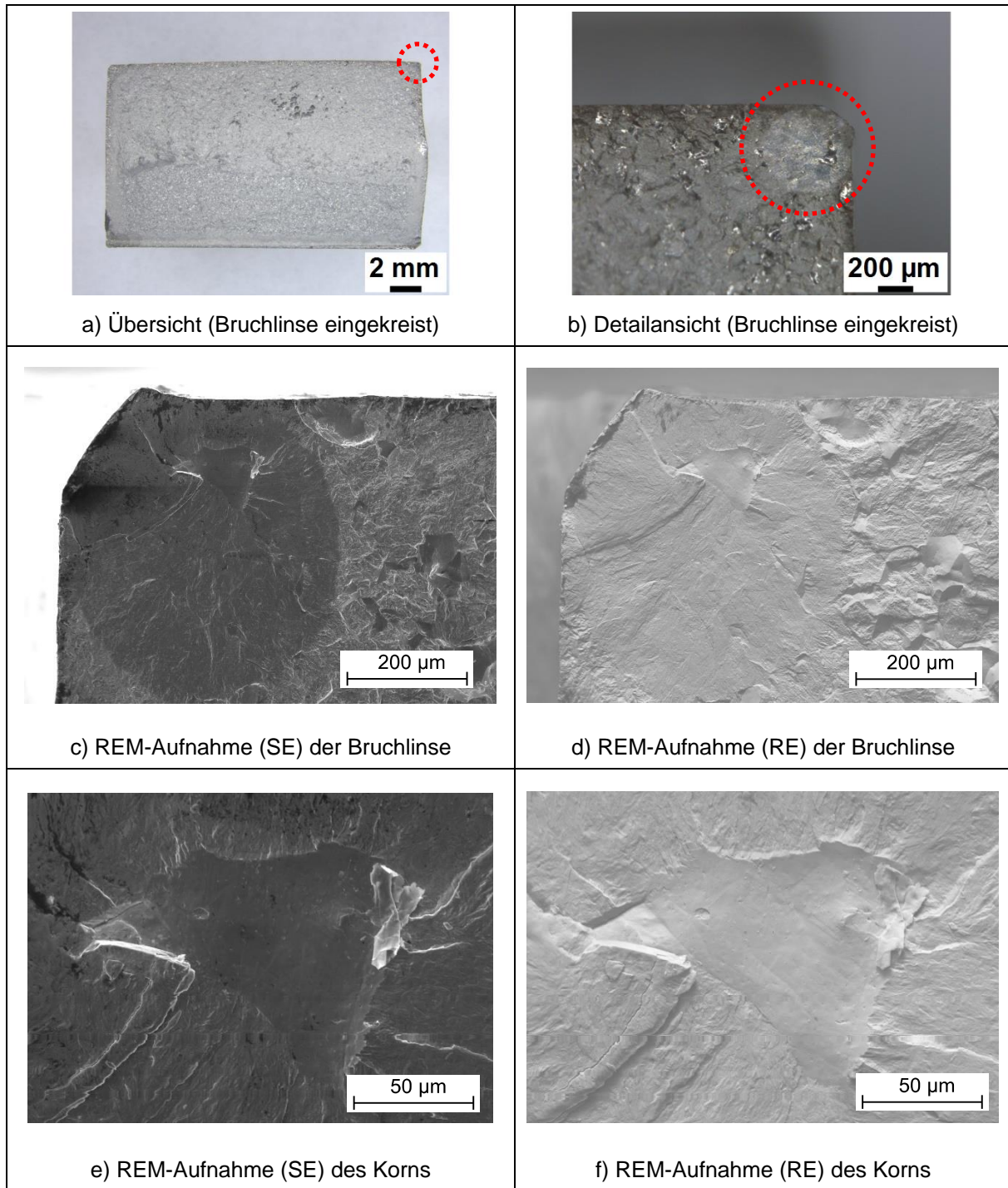


Tabelle 5-2: Exemplarische Darstellung einer Bruchfläche mit Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche an einem Korn (Variante KG2; Pulsator; Baugröße $m_n = 5$ mm)



5.5 Zusammenfassung der experimentellen Ergebnisse

Es zeigt sich, dass auch mit den untersuchten hochreinen Zahnradstählen im Bereich hoher Lastspielzahlen mit einer Tragfähigkeitsminderung aufgrund einer Rissinitiierung an mikroskopischen Fehlstellen gerechnet werden muss. Basierend auf den experimentellen Untersuchungen kann folgendes festgehalten werden:

AP1 und AP2: Einfluss nicht-metallischer Einschlüsse

- Laufversuche:
 - Grundsätzlich besteht eine sehr gute Übereinstimmung der Ergebnisse von SCHURER [Sch16] und der aktuellen Arbeit (siehe Varianten S4, S6 und S8).
 - Alle Varianten zeigen im Laufversuch Brüche von unterhalb der Oberfläche an nicht-metallischen Einschlüssen.
 - Die übliche Bruchlastspielzahl bei Brüchen von unterhalb der Oberfläche an nicht-metallischen Einschlüssen beträgt im Laufversuch $> 3 \cdot 10^6$, meist sogar $> 10^7$.
 - Es zeigen sich ab einer Lastspielzahl von ca. $5 \cdot 10^7$ im Vergleich weniger Ausfälle.
 - Im Lastspielzahlbereich ab 10^7 zeigen sich keine oder nur sehr vereinzelt Ausfälle von der Oberfläche. Einzig bei den Varianten S6 und OW7 zeigen sich einzelne Versuchspunkte mit einer Rissinitiierung an der Oberfläche bei einer Bruchlastspielzahl von $> 10^7$.
 - Einzelne Varianten zeigen unterschiedliche Tragfähigkeiten und zum Teil auch ein unterschiedliches Streuverhalten.
 - Eine Rissinitiierung an nicht-metallischen Einschlüssen kann auch durch optimierte Werkstoffe mit hohem Reinheitsgrad nicht zuverlässig vermieden werden, jedoch kann die Wahrscheinlichkeit einer Rissinitiierung reduziert werden.
- Pulsatorversuche:
 - Es zeigen sich nur bei einem Teil der Varianten Brüche von unterhalb der Oberfläche an nicht-metallischen Einschlüssen bis 10^7 Lastwechsel. Die Bruchlastspielzahl bei Brüchen mit einem Rissausgang unterhalb der Oberfläche war zumeist $> 10^6$.
 - Brüche von der Oberfläche traten nahezu ausschließlich bei $< 10^6$ Lastwechsel auf.
 - Es zeigen sich unterschiedliche Tragfähigkeiten, als auch zum Teil ein unterschiedliches Streuverhalten für die verschiedenen Varianten.

AP3: Einfluss der Korngröße

- Die Vergleichsvariante OW3 mit feinem Korn zeigt nur Ausfälle an nicht-metallischen Einschlüssen.
- Mit steigendem Grobkornanteil steigt auch der Anteil an Rissinitiierungen von unterhalb der Oberfläche an Körnern ($KG0 < KG1 < KG2$).
- Bei den Varianten KG1 und KG2 finden alle Rissinitiierungen im Bereich der Dauerfestigkeit an Körnern unterhalb der Oberfläche statt.
- Es lässt sich schlussfolgern, dass bei zu hohen Grobkornanteilen die Tragfähigkeit von einsatzgehärteten, kugelgestrahlten Zahnrädern im Bereich der Dauerfestigkeit maßgeblich von der Korngröße und nicht von nicht-metallischen Einschlüssen bestimmt wird.

6 Analyse und Diskussion der experimentellen Ergebnisse

Im folgenden Kapitel erfolgt eine Analyse und Diskussion der experimentellen Ergebnisse. Hierbei werden die Varianten verglichen und mögliche Korrelationen mit dem vorliegenden Reinheitsgrad (nicht-metallische Einschlüsse) und der Korngröße untersucht. Tabelle 6-1 zeigt die in dieser Arbeit verwendete Interpretation der Reinheitsgradklassen und -werte.

Tabelle 6-1: Interpretation der Reinheitsgradklassen und -werte in dieser Arbeit

Die maßgebende, hier angegebene Reinheitsgradklasse (z. B. K0) wird als diejenige angesehen, welche bei einer manuellen Auswertung durch einen Metallographen mit vertretbarem Aufwand für diesen Werkstoff in der industriellen Praxis herangezogen werden würde.

Ein Werkstoff mit einem schlechteren Reinheitsgrad würde somit manuell lediglich z. B. bis Reinheitsgradklasse K1 ausgewertet, dementsprechend ist in dieser Arbeit auch die Klasse K1 zu verstehen. Eine Zuweisung fester Grenzwerte ist, basierend auf der vorliegenden Datenbasis, nicht machbar und sollte Inhalt einer Folgearbeit sein.

6.1 Arbeitspakete 1 und 2 – Nicht-metallische Einschlüsse

Bei einer ersten Betrachtung der experimentellen Ergebnisse aus Arbeitspaket 1 und 2 fällt auf, dass einige Varianten im Pulsatorversuch keine Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche an nicht-metallischen Einschlüssen zeigen, trotz vereinzelter Ausfälle auch bei höheren Lastspielzahlen. Im Laufversuch zeigen jedoch alle untersuchten Varianten im Dauerfestigkeitsgebiet ($> 10^5$ Lastwechsel) Ausfälle aufgrund einer Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche an nicht-metallischen Einschlüssen. Bild 6-1 gibt einen Überblick.¹⁴

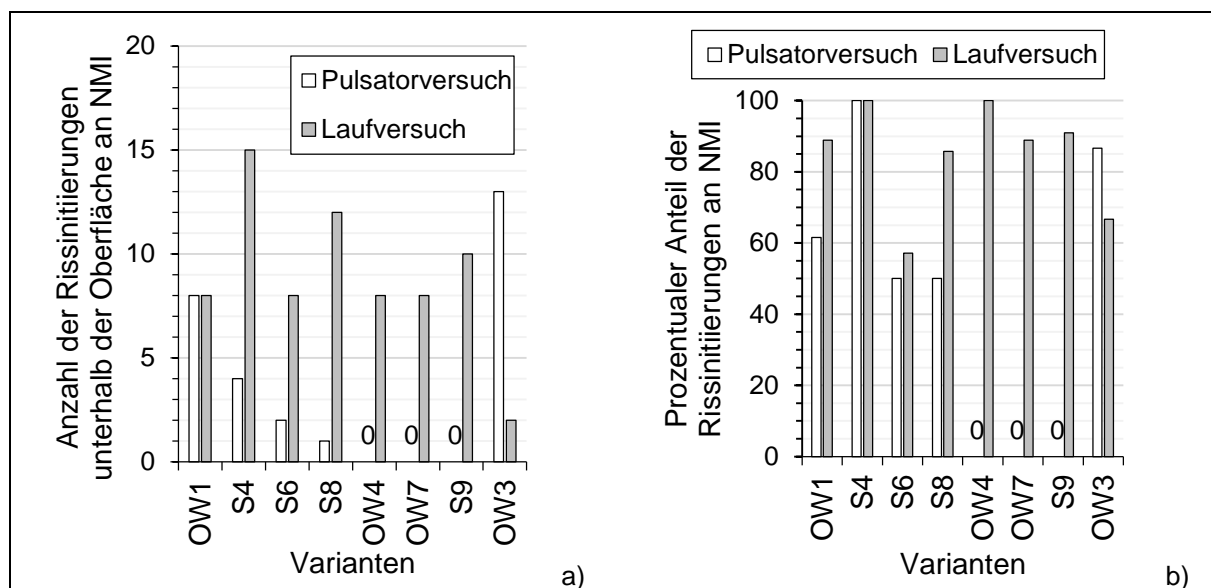


Bild 6-1: a) Anzahl der Rissinitiierungen und b) prozentualer Anteil der Rissinitiierungen unterhalb der Oberfläche an nicht-metallischen Einschlüssen im Pulsator- und Laufversuch

Bei den Laufversuchen werden bei einem Prüflauf gleichzeitig 59 Zähne untersucht. Dies entspricht allein in einem Prüflauf dem 2,5- bis 3-fachen Prüfvolumen gegenüber der kompletten Prüfung der Zahnfußdauerfestigkeit bei üblicher Belegung mit 10 bis 12 Versuchspunkten im Pulsatorversuch, bei welchem je Versuch lediglich zwei Zähne belastet werden. Die Wahrscheinlichkeit eines kritischen Einschlusses in einer kritischen Tiefenlage ist somit im Rahmen

¹⁴ Bei der Betrachtung sind darüber hinaus auch noch die Ausführungen zu den Beanspruchungs-/Anstrengungsmaxima aus Abschnitt 6.1.5 zu beachten.

der hier durchgeführten Laufversuche viel höher als in den Pulsatorversuchen. Zudem wurde die Grenzlastspielzahl im Laufversuch zu $5 \cdot 10^7$ gewählt und im Pulsator zu 10^7 . Beide Punkte geben eine Erklärung, warum die Wahrscheinlichkeit einer Rissinitiierung im Laufversuch höher ist und warum deshalb jede Variante im Laufversuch mit einem prozentualen Anteil von über 57 % (siehe Bild 6-1 (b)) Rissinitiierungen unterhalb der Oberfläche an einem nicht-metallischen Einschluss aufzeigt. Es ist zu beachten, dass bei allen Varianten, welche im Pulsatorversuch keine Ausfälle an nicht-metallischen Einschlüssen zeigen, im Laufversuch mehr als 89 % Ausfälle an nicht-metallischen Einschlüssen stattfinden und diese zu einer Tragfähigkeitsminderung führen.

6.1.1 Laufversuch

Am FZG-Stirnradverspannungsprüfstand mit einem Achsabstand von 91,5 mm werden fünf MnCr-, eine CrNiMo-, eine NiMo- und eine NiCr-legierte Variante untersucht. Die Baugröße ist für alle Prüfräder $m_n = 1,5$ mm. Bild 6-2 gibt eine Übersicht über die im Laufversuch ermittelten (abgeschätzten) dauerhaft ertragbaren Zahnfuß-Ritzeldrehmomente bei 50 % Ausfallwahrscheinlichkeit der Prüfvarianten bis zu einer Lastspielzahlgrenze von $5 \cdot 10^7$ bzw. 10^8 unter Angabe der Reinheitsgradklasse und dem Summenkennwert nach SEP 1571, Methode K [SEP17c] (vergleiche Definition in Tabelle 6-1).

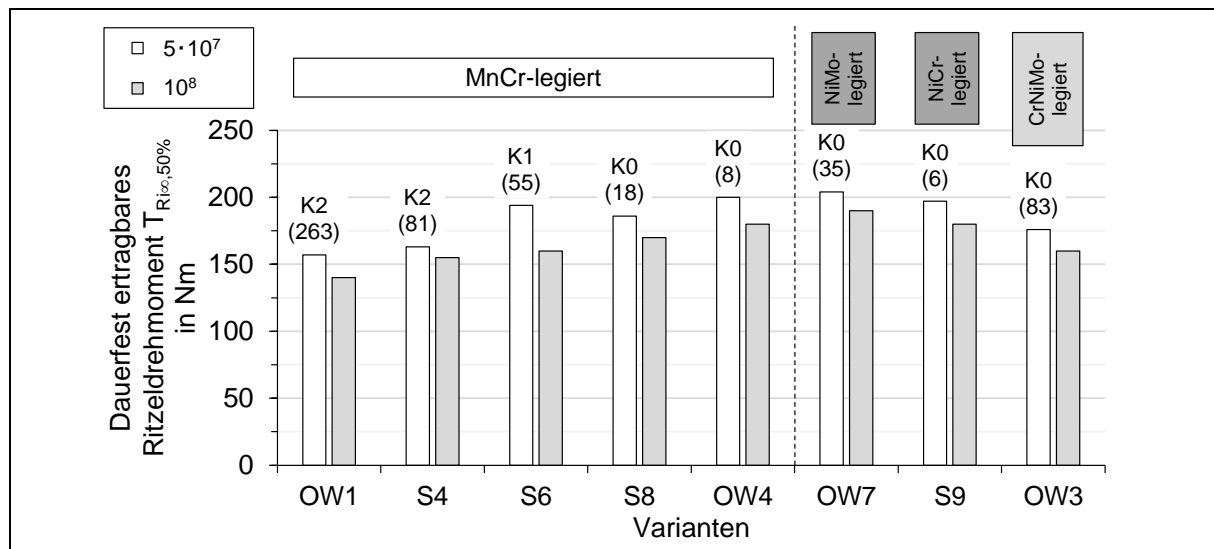


Bild 6-2: Im Laufversuch ermittelte (abgeschätzte) dauerhaft ertragbare Zahnfuß-Ritzeldrehmomente bei 50 % Ausfallwahrscheinlichkeit $T_{Ri\infty,50\%}$ der Prüfvarianten bis zu einer Lastspielzahlgrenze von $5 \cdot 10^7$ bzw. 10^8 unter Angabe der Reinheitsgradklasse und dem Summenkennwert nach SEP 1571, Methode K [SEP17c]

Das höchste (abgeschätzte) dauerhaft ertragbare Ritzeldrehmoment weist die Variante OW7 auf. Die „Referenz“-Variante OW1 mit dem im Vergleich schlechtesten Reinheitsgrad zeigt, wie erwartet, den geringsten Wert. Es ist zu erkennen, dass sich bei allen Varianten mit zunehmender Lastspielzahl auch eine weitere Tragfähigkeitsminderung einstellt, insbesondere für die Variante S6. Bei $5 \cdot 10^7$ Lastwechseln zeigt sich noch keine klare Tendenz zwischen dem Reinheitsgrad und dem (abgeschätzten) dauerhaft ertragbaren Ritzeldrehmoment. Bei der höheren Lastspielzahl von 10^8 Lastwechseln zeigt sich jedoch eine klarere Tendenz. Es kann somit für die Laufversuche festgehalten werden: Je höher der Reinheitsgrad desto höher ist tendenziell das dauerhaft ertragbare Ritzeldrehmoment. Zu dieser plakativen Aussage müssen jedoch natürlich noch weitere Werkstoff- und Zahnradeigenschaften, wie z. B. der Eigenspannungszustand berücksichtigt werden.

6.1.2 Pulsatorversuch

Die dauerhaft ertragbare Zahnfuß-Nennspannung bei 50 % Ausfallwahrscheinlichkeit wird am Pulsatorprüfstand für fünf Varianten ermittelt (siehe Bild 6-3); vier Varianten mit einer Baugröße von $m_n = 1,5$ mm und eine Variante (OW3) mit einer Baugröße von $m_n = 5$ mm. Tendenziell zeigen die Varianten mit einer Baugröße von $m_n = 1,5$ mm höhere Zahnfuß-Dauerfestigkeitswerte, hierbei ist allerdings der Baugrößeneinfluss zu beachten. Bei der Baugröße $m_n = 1,5$ mm zeigen die Varianten OW7 und S9 die höchste Zahnfuß-Dauerfestigkeit und die „Referenz“-Variante OW1 mit dem im Vergleich schlechtesten Reinheitsgrad, wie erwartet, die geringste. Die MnCr-legierte Variante OW4 ordnet sich dazwischen ein. Die Variante OW3 mit der Baugröße $m_n = 5$ mm zeigt baugrößenbedingt im Vergleich den niedrigsten Wert. Die Varianten OW4, OW7 und S9 zeigen im Pulsatorversuch keine Rissinitiation unterhalb der Oberfläche an nicht-metallischen Einschlüssen. Bei den Varianten OW7 und S9 zeigen sich zudem einzelne späte Brüche von der Oberfläche bei höheren Lastspielzahlen.

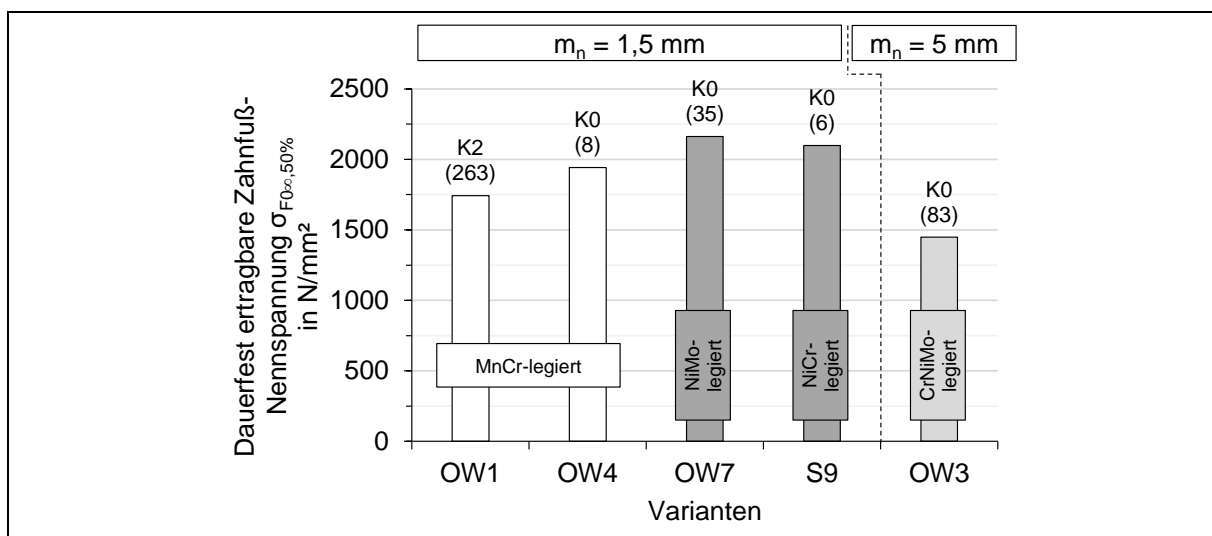


Bild 6-3: Im Pulsatorversuch ermittelte dauerhaft ertragbare Zahnfuß-Nennspannung bei 50 % Ausfallwahrscheinlichkeit $\sigma_{F_{0\infty,50\%}}$ der Prüfvarianten bis zu einer Lastspielzahlgrenze von 10^7 unter Angabe der Reinheitsgradklasse und dem Summenkennwert nach SEP 1571, Methode K [SEP17c]

6.1.3 Erste Gegenüberstellung Lauf- und Pulsatorversuch

Es zeigt sich, dass die Ergebnisse der Pulsator- und Laufversuche unterschiedliche Zahnfuß-tragfähigkeiten aufweisen. Im Folgenden wird qualitativ geprüft, ob sich beim Vergleich der Pulsator- und Laufversuche gleiche Tendenzen abzeichnen. In die Gegenüberstellung werden Zahnräder der gleichen Baugröße und ausreichend hoher statistischer Absicherung im Pulsatorversuch herangezogen. Tabelle 6-2 zeigt die Rangfolge von drei Varianten im Pulsator- und Laufversuch. Es zeigt sich, dass mit Pulsatorversuchen für die hier betrachteten Varianten zumindest schon einmal eine Tendenz hinsichtlich des Zahnfuß-Tragfähigkeitspotentials für den Bereich hoher Lastspielzahlen abgeleitet werden könnte. In Folgearbeiten sollte dieser Aspekt weiter betrachtet werden.

Tabelle 6-2: Qualitativer Vergleich der Tendenzen zwischen Pulsator- und Laufversuch

Rangfolge	Pulsator	Laufversuch
1.	OW7	OW7
2.	OW4	OW4
3.	OW1	OW1

6.1.4 Korrelation des Reinheitsgrades mit der Tragfähigkeit im Laufversuch¹⁵

Bild 6-2 zeigt, dass das im Laufversuch ermittelte (abgeschätzte) dauerhaft ertragbare Zahnfuß-Ritzeldrehmoment bei 50 % Ausfallwahrscheinlichkeit der Prüfvarianten bei einer Lastspielzahlgrenze von 10^8 mit dem Reinheitsgrad grundsätzlich korreliert werden kann. In Anlehnung an die Darstellung der Korngrößen-Summenhäufigkeitskurven (vergleiche Bild 4-4) wird im Folgenden der Reinheitsgrad mit der Tragfähigkeit korreliert.

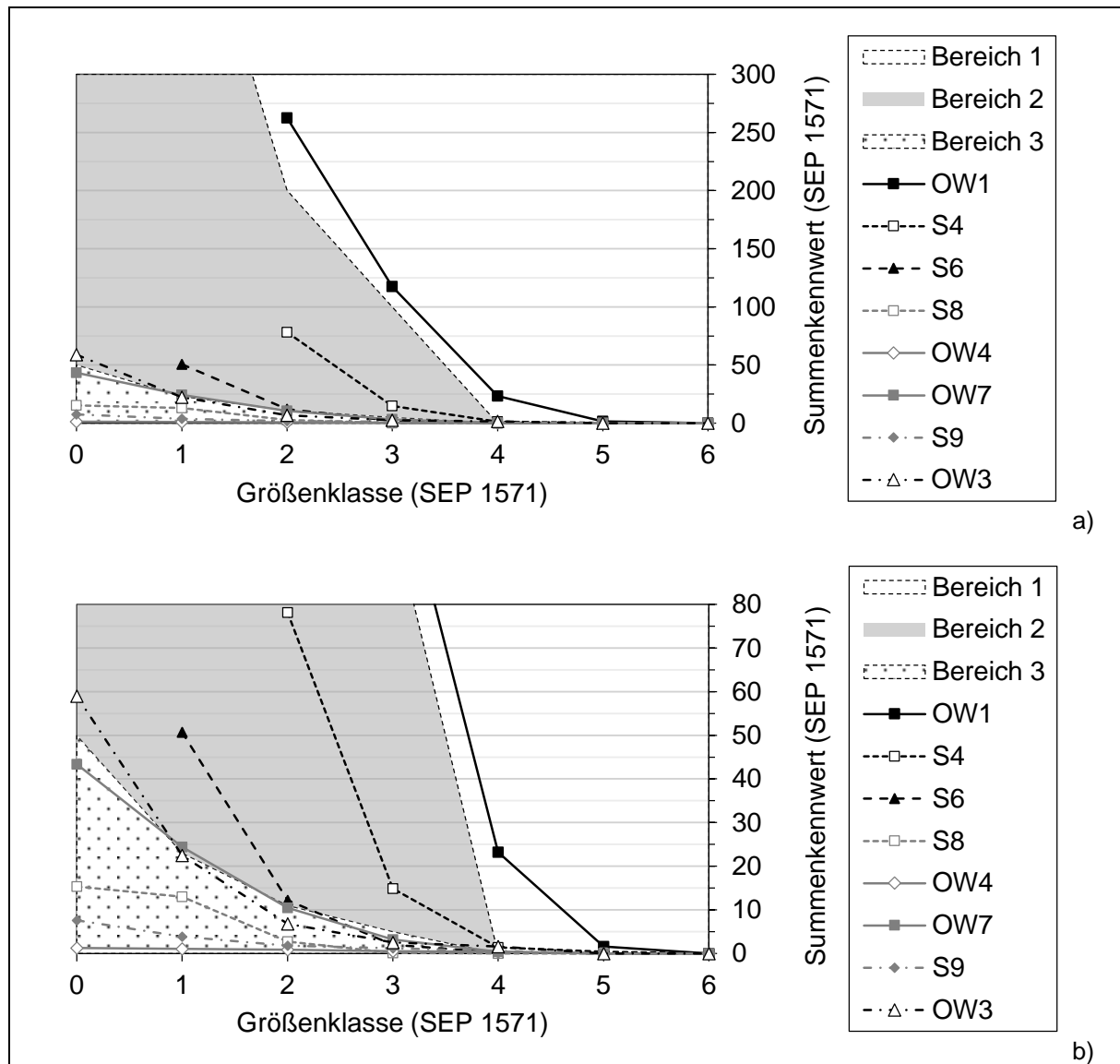


Bild 6-4: Gegenüberstellung der Summenkennwerte nach SEP 1571, Methode K [SEP17c] je Größenklasse für die Laufversuchsvarianten und Einteilung in Tragfähigkeitsbereiche a) Übersicht und b) Detailansicht (in Anlehnung an [Koh21])

Es werden dafür die Summenkennwerte nach SEP 1571, Methode K [SEP17c] je Reinheitsgradklasse für jede Laufversuchsvariante in Bild 6-4 gegenübergestellt. Zudem werden die Varianten in Tabelle 6-3 in Tragfähigkeitsbereiche eingeteilt und in Bild 6-4 entsprechende Tragfähigkeitsbereiche (ähnlich dem „Sperrbereich“ für die Korngröße in Bild 4-4) eingezeichnet. Das Ziel ist, anhand einer Reinheitsgradbestimmung und diesem Diagramm einen Tragfähigkeitsbereich für einsatzgehärtete, kugelgestrahlte Zahnräder in der industriellen Praxis

¹⁵ In diesem Abschnitt floss unmittelbar folgende studentische Arbeit mit ein, welche unter maßgeblicher Anleitung des Autors erstellt wurde: [Koh21].

möglichst schnell und einfach ableiten zu können. Es zeigt sich in Bild 6-4, dass grundsätzlich entsprechende Tragfähigkeitsbereiche abgeleitet werden können. Diese sollen als erste Orientierung dienen und sollten in einer Folgearbeit weiter abgesichert und ggf. erweitert werden. Es kann jedoch festgehalten werden, dass der Reinheitsgrad grundsätzlich mit der Tragfähigkeit einsatzgehärteter, kugelgestrahlter Zahnräder korreliert werden kann.

Tabelle 6-3: Einteilung in einen Tragfähigkeitsbereich basierend auf dem (abgeschätzten) dauerhaft ertragbaren Ritzeldrehmoment bei 50 % Ausfallwahrscheinlichkeit bei 10^8 Lastwechseln (Hier gewählte Einteilungskriterien: Bereich 1: ≤ 140 Nm; Bereich 2: ≤ 160 Nm; Bereich 3: > 160 Nm)

Variante im Laufversuch	OW1	S4	S6	S8	OW4	OW7	S9	OW3
(Abgeschätztes) dauerhaft ertragbares Ritzeldrehmoment bei 50 % Ausfallwahrscheinlichkeit bei 10^8 Lastwechseln in Nm	140	155	160	170	180	190	180	160
Tragfähigkeitsbereich	1	2	2	3	3	3	3	2

6.1.5 Weitere Korrelationen

Druckeigenspannungen und Restaustenitgehalt im Bereich der kritischen Einschlusstiefe

Eine Annahme ist, dass hohe Restaustenitgehalte tragfähigkeitsfördernd sind, wenn keine hohen Druckeigenspannungen vorliegen, da ein höherer Restaustenitgehalt üblicherweise in einem lokal weicheren bzw. duktileren Gefüge resultiert, was sich risshemmend auswirkt. In Bild 6-5 sind die Druckeigenspannungen über dem Restaustenitgehalt jeweils in der kritischen Einschlusstiefe aufgetragen und in Tragfähigkeitsklassen unterteilt. Es zeigt sich, dass mit hohen Tragfähigkeiten zu rechnen ist, wenn hohe Druckeigenspannungen bei niedrigeren Restaustenitgehalten bzw. bei niedrigeren Druckeigenspannungen hohe Restaustenitgehalte vorliegen. Niedrige Tragfähigkeiten haben sich gezeigt, wenn niedrige Druckeigenspannungen und niedrige Restaustenitgehalte oder, wenn mittlere Druckeigenspannungen und höhere Restaustenitgehalte vorliegen.

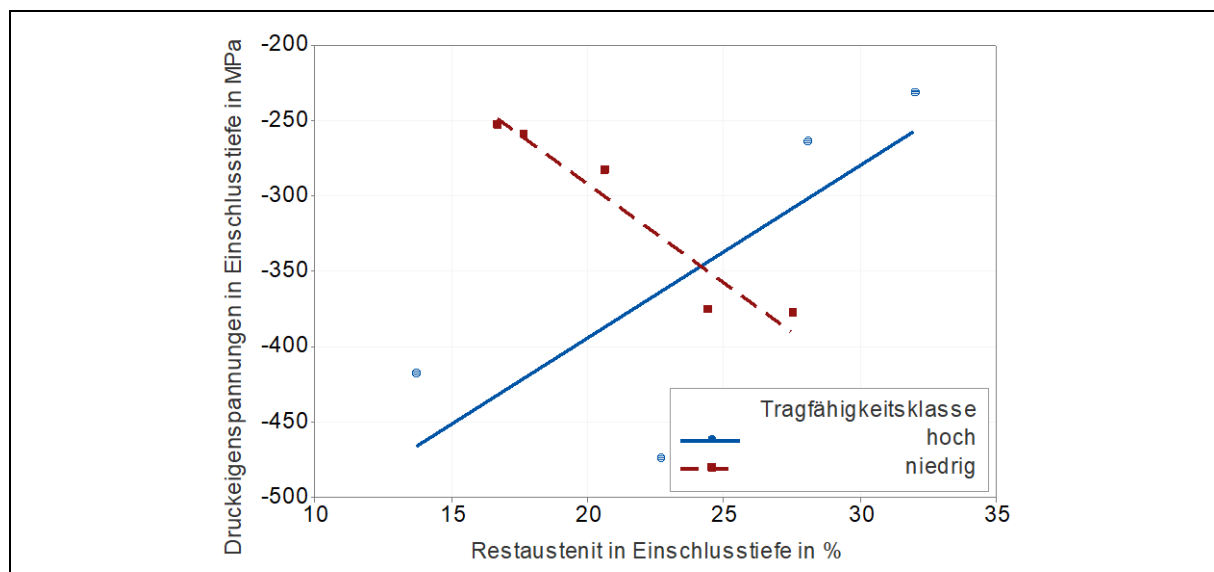


Bild 6-5: Druckeigenspannungen aufgetragen über den Restaustenitgehalt jeweils in der kritischen Einschlusstiefe und unterteilt in Tragfähigkeitsklassen

Beanspruchungstiefenverläufe

Die im Folgenden belegten Beanspruchungstiefenverläufe (Begriffsdefinition für das Beanspruchungsmaximum: Siehe Tabelle 6-4) lassen eine erste Abschätzung des zu erwartenden Rissausgangsortes zu. Hierbei wird angenommen, dass am Ort des Beanspruchungsmaximums auch das Anstrengungsmaximum vorliegt und dass die Festigkeit über die betrachtete Werkstofftiefe (oberflächennaher Randbereich) in erster Näherung konstant ist. In diesem Ansatz ist noch keine mögliche Spannungsüberhöhung an einem in der kritischen Werkstofftiefe vorliegenden nicht-metallischen Einschluss berücksichtigt. Der Gedankenansatz ist wie folgt: Am Ort des Beanspruchungsmaximums liegt auch der wahrscheinliche Rissausgangsort.

Tabelle 6-4: Definition für den Begriff Beanspruchung in dieser Arbeit

Die Beanspruchungen nach Definition dieser Arbeit setzen sich aus der jeweiligen dauerhaft ertragbaren Spannung an der Oberfläche, welche mithilfe des Lastspannungstiefenverlaufs in die Werkstofftiefe umgewertet wird, und dem gemessenen Druckeigen Spannungstiefenverlauf zusammen.

Bild 6-6 und Bild 6-7 zeigen die Beanspruchungstiefenverläufe der Pulsatorvarianten mit einer Baugröße von $m_n = 1,5$ mm bzw. 5 mm. Die Varianten OW4 und OW7 zeigen ein ausgeprägtes Beanspruchungsmaximum an der Oberfläche, hier wird von einer Rissinitiierung an der Oberfläche ausgegangen. Die experimentellen Ergebnisse (siehe Bild 5-12 und Bild 5-13) bestätigen dies; der Rissausgangsort war bei allen Versuchspunkten im Pulsator an der Oberfläche zu finden. Bei der Variante OW1 hingegen findet sich das Beanspruchungsmaximum in der Werkstofftiefe. Vergleichend mit den Versuchsergebnissen in Bild 5-11 bestätigt sich die Annahme, dass der Rissausgangsort unterhalb der Oberfläche zu finden ist. Die Variante S9 zeigt in den experimentellen Stichversuchen im Pulsator in Bild 5-6 lediglich Risse von der Oberfläche. Im Hinblick auf den Beanspruchungstiefenverlauf zeigt sich jedoch ein leichtes Maximum unterhalb der Oberfläche. Das Schadensgeschehen kann möglicherweise darauf zurückgeführt werden, dass bei dieser hochreinen Variante bei den wenigen Stich-Versuchspunkten im Bereich der Dauerfestigkeit wahrscheinlich keine nicht-metallischen Einschlüsse in einer kritischen Werkstofftiefe vorgelegen haben.

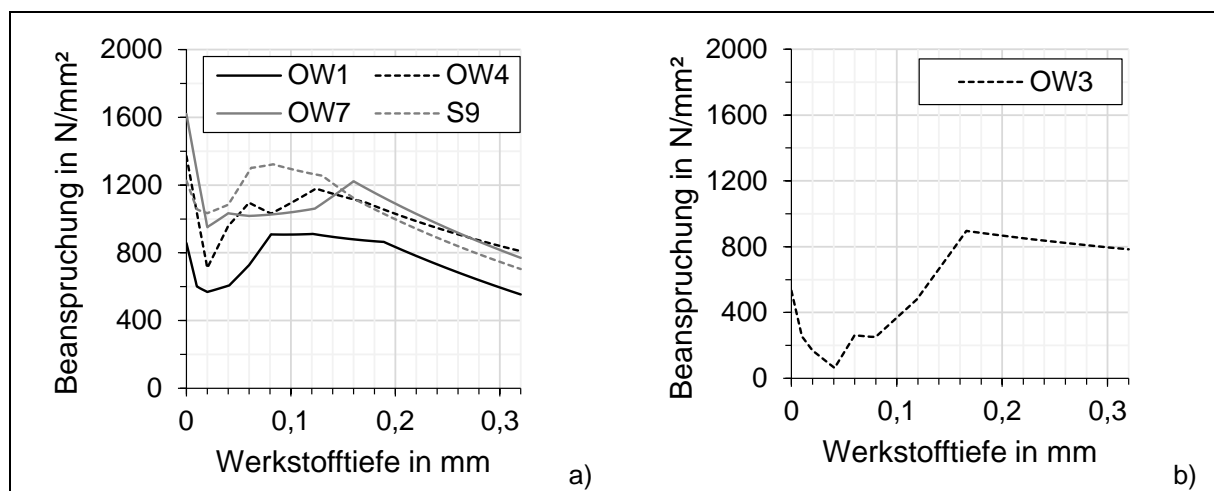


Bild 6-6: Beanspruchungstiefenverläufe auf dem jeweiligen dauerhaft ertragbaren Dauerfestigkeitsniveau für die Pulsatorvarianten mit der Baugröße a) $m_n = 1,5$ mm und b) $m_n = 5$ mm

Die Variante OW3 mit der Baugröße $m_n = 5$ mm zeigt in Bild 6-6 (b) ein deutliches Beanspruchungsmaximum unterhalb der Oberfläche in einer Werkstofftiefe von ca. 0,16 mm. Bei dieser

Variante zeigen sich in den experimentellen Untersuchungen in Bild 5-14 fast ausschließlich Ausfälle aufgrund einer Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche an einem nicht-metallischen Einschluss im Dauerfestigkeitsgebiet.

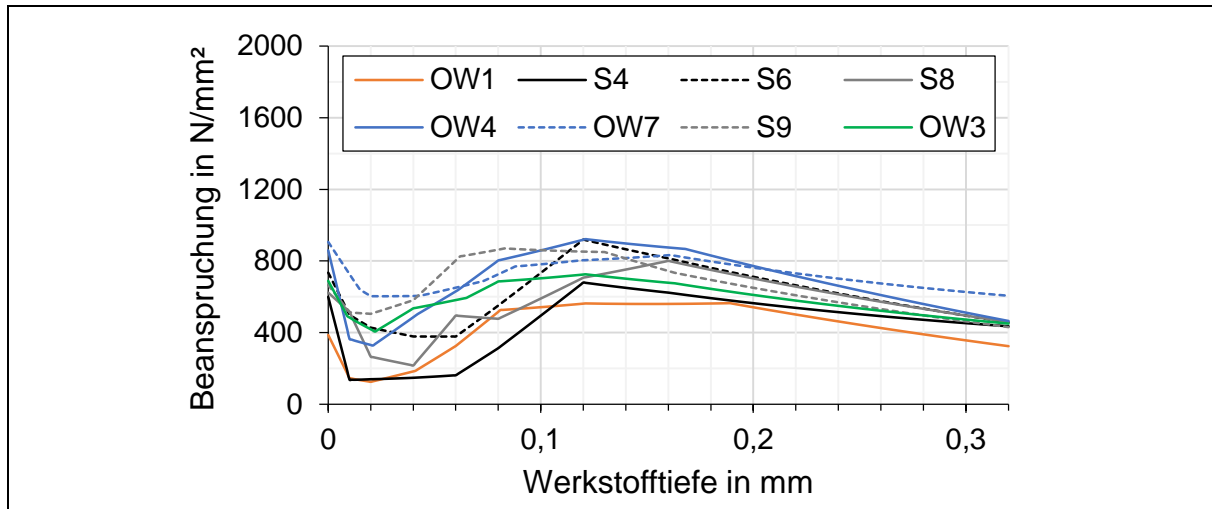


Bild 6-7: Beanspruchungstiefenverläufe auf dem jeweiligen dauerhaft ertragbaren Dauerfestigkeitsniveau für die Laufversuchsvarianten der Baugröße $m_n = 1,5$ mm

Fast alle Versuchspunkte im Laufversuch sind an nicht-metallischen Einschlüssen ausgefallen. Die Beanspruchungstiefenverläufe auf dem jeweiligen dauerhaft ertragbaren Dauerfestigkeitsniveau für die Laufversuchsvarianten der Baugröße $m_n = 1,5$ mm in Bild 6-7 zeigen, dass die Beanspruchungsniveaus in der Werkstofftiefe höher bzw. auf einem ähnlichen Niveau wie an der Oberfläche liegen. Zu beachten ist, dass hierbei noch keine lokalen Spannungsüberhöhungen in der Werkstofftiefe an nicht-metallischen Einschlüssen berücksichtigt wurden. Die Wahrscheinlichkeit, dass sich in der kritischen Tiefe ein nicht-metallischer Einschluss befindet ist, gegenüber den Pulsatorversuchen, bei denen nur zwei Zähne gleichzeitig untersucht wurden, bei den Laufversuchen deutlich höher (hier: 59 Zähne je Prüflauf). Die hohe Anzahl von Rissinitiierungen unterhalb der Oberfläche an nicht-metallischen Einschlüssen lässt sich daher sowohl auf das höhere Prüfvolumen als auch auf die Beanspruchungsverläufe zurückführen. Zusammengefasst kann festgehalten werden, dass der Gedankenansatz bestätigt wird. Aus den experimentellen Ergebnissen lässt sich ableiten, dass sich einsatzgehärtete, kugelgestrahlte Varianten, bei welchen sich das Beanspruchungsmaximum auf dem jeweiligen dauerhaft ertragbaren Dauerfestigkeitsniveau ausprägt, an der Oberfläche befindet (wie bei manchen Pulsatorvarianten), noch im ersten Dauerfestigkeitsgebiet der gestuften Wöhlerlinie (siehe „surface fatigue limit“ gemäß dem Konzept einer zweistufigen Wöhlerlinie nach NISHIJIMA UND KANAZAWA [Nis99] mit einem zweiten Zeit- und Dauerfestigkeitsgebiet) befinden. Somit ist in Abhängigkeit des Reinheitsgrades mit einem weiteren Abfall der Dauerfestigkeit bei höheren Lastspielzahlen zu rechnen. Bei Varianten, bei welchen sich Maxima an und unterhalb der Oberfläche zeigen, kann eine Rissinitiierung an der Oberfläche erfolgen, wenn z. B. keine Fehlstelle, wie ein nicht-metallischer Einschluss, in einer kritischen Größe und einer kritischen Tiefe vorliegt. Auch hier ist bei Vergrößerung des geprüften Werkstoffvolumens mit einem Abfall der Dauerfestigkeit bei höheren Lastspielzahlen zu rechnen. Wenn das Maximum unterhalb der Oberfläche liegt und zudem im Dauerfestigkeitsgebiet bereits Ausfälle von unterhalb der Oberfläche vorliegen, wird nur noch mit einem leichten Abfall im Bereich höherer Lastspielzahlen bis 10^8 gerechnet, da sich die Ergebnisse bereits in das zweite Dauerfestigkeitsgebiet („internal fatigue limit“ gemäß [Nis99]) einordnen lassen.

Schwefel- und Aluminiumgehalt

Bild 6-8 zeigt eine Korrelation des Schwefel- und Aluminiumgehalts der Werkstoffvarianten mit der Tragfähigkeit im Laufversuch. Es zeigt sich eine direkte Korrelation zwischen der Tragfähigkeit und dem Schwefelgehalt. Je niedriger der Schwefelgehalt, umso höher ist die Tragfähigkeit. Zwischen dem Aluminiumgehalt und der Tragfähigkeit zeigt sich im hier vorliegenden Fall eine scheinbare Korrelation, da ein höherer Aluminiumanteil zu einer besseren Feinkornstabilität führen kann, wenn ein ausreichendes Aluminium-/Stickstoffverhältnis vorliegt, welches sich dann positiv auf die Tragfähigkeit auswirken kann. Allerdings kann ein höherer Aluminiumanteil auch zu einem höheren Gehalt an Aluminiumoxideinschlüssen und somit zu einem schlechteren Reinheitsgrad führen, der sich wiederum negativ auf die Tragfähigkeit auswirken kann.

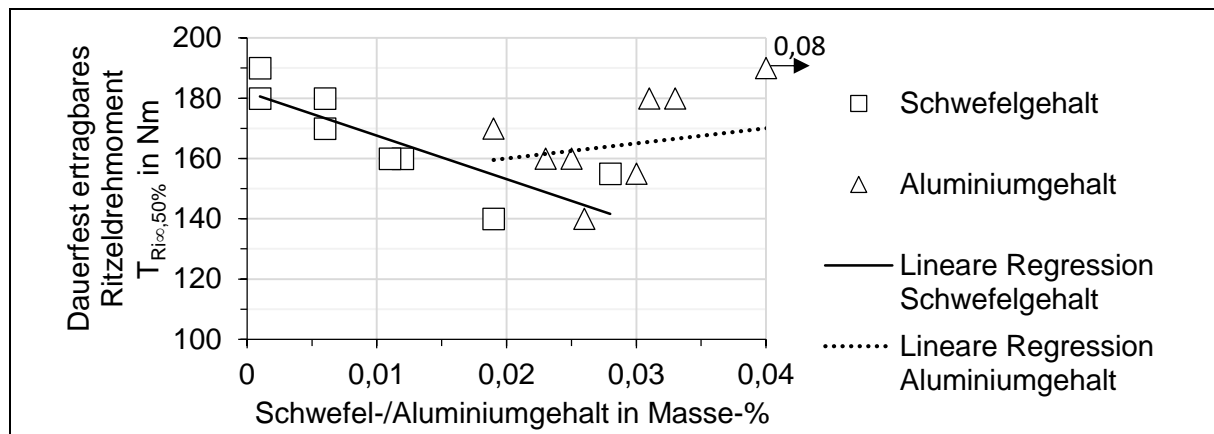


Bild 6-8: Korrelation des Schwefel- und Aluminiumgehalts mit der Tragfähigkeit im Laufversuch

Umformgrad & Lage der Verzahnung bezogen auf den Rohlingsquerschnitt

In Bild 6-9 (a) ist die Korrelation des Umformgrads mit der Tragfähigkeit gezeigt. Bei der vorliegenden Datenbasis zeigt sich keine Tendenz. Dies begründet sich darauf, dass alle Umformgrade $\geq 8:1$ sind und insgesamt eine geringe Variation vorliegt. Zum Einfluss des Umformgrads auf die Tragfähigkeit sei auf BRETL [Bre10] verwiesen.

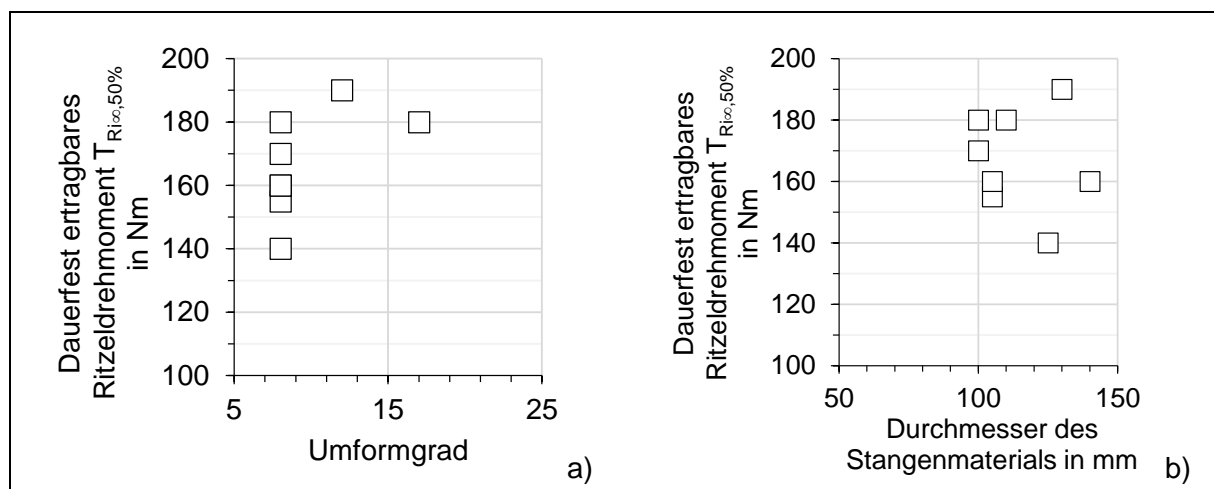


Bild 6-9: Korrelation des a) Umformgrads und des b) Durchmessers des Stangenmaterials mit der Tragfähigkeit im Laufversuch

Bild 6-9 (b) zeigt die Korrelation des Durchmessers des Stangenmaterials mit der Tragfähigkeit. Wie in Tabelle 3-5 gezeigt, liegt der für die Zahnfußtragfähigkeitsuntersuchungen

relevante Zahnfußbereich in unterschiedlichen Bereichen über dem Rohlingsquerschnitt. Der Außendurchmesser der Ritzel mit einem Normalmodul von $m_n = 1,5 \text{ mm}$ ist $d_a = 91,5 \text{ mm}$ (vergleiche Tabelle 3-4). Es lässt sich eine leichte Korrelation zwischen der Lage der Verzahnung gegenüber dem Rohlingsquerschnitt ableiten. Je weiter die Lage der Verzahnung in Richtung Kern wandert, umso niedriger ist die Tragfähigkeit. Dies begründet sich darauf, dass im Kernbereich positive Seigerungen im Vergleich zu den negativen Seigerungen im Randbereich üblicherweise vorliegen, welche zu einem inhomogeneren Gefüge und somit zu einem schlechteren Reinheitsgrad im positiv geseigerten Kernbereich führen können.

Härte im Bereich der kritischen Einschlusstiefe

Eine weitere Annahme ist, dass durch eine höhere Härte in der kritischen Einschlusstiefe bei weichen, sulfidischen Einschlüssen eine höhere Tragfähigkeit zu erwarten ist und bei harten, oxidischen Einschlüssen eine niedrigere Härte vorteilhafter wäre. Harte, oxidische Einschlüsse haben üblicherweise eine geringere Bindung an die Matrix und eine höhere Härte als die umgebende Stahlmatrix. Zudem können sich durch den Walzprozess in Walzrichtung Hohlräume an oxidischen Einschlüssen bilden (vergleiche Bild 2-3 (a)). Aus diesem Grunde wird angenommen, dass ein Gefüge mit einer geringeren Härte und somit einer höheren Duktilität riss-hemmender wirkt als ein Gefüge mit einer höheren Härte und somit geringeren Duktilität. Bei weichen, sulfidischen Einschlüssen können sich während des Walzprozesses Risse innerhalb des Einschlusses bilden (vergleiche Bild 2-3 (b)). Sulfidische Einschlüsse haben üblicherweise eine hohe Bindung an die Stahlmatrix und besitzen eine geringere Härte als die umgebende Stahlmatrix. Es wird folglich angenommen, dass die umgebende Stahlmatrix stützend wirkt und somit bei einer höheren Härte am Einschluss sich ebenfalls eine Riss-hemmung einstellt. Bild 6-10 zeigt die dauerfest ertragbare Zahnfuß-Nennspannung aufgetragen über der Härte in der kritischen Einschlusstiefe und unterteilt in Einschlusstypen. Die getroffene Annahme wird bestätigt. Die im Vergleich geringere Datenbasis der Pulsatorversuche zeigt eine ähnliche Tendenz.

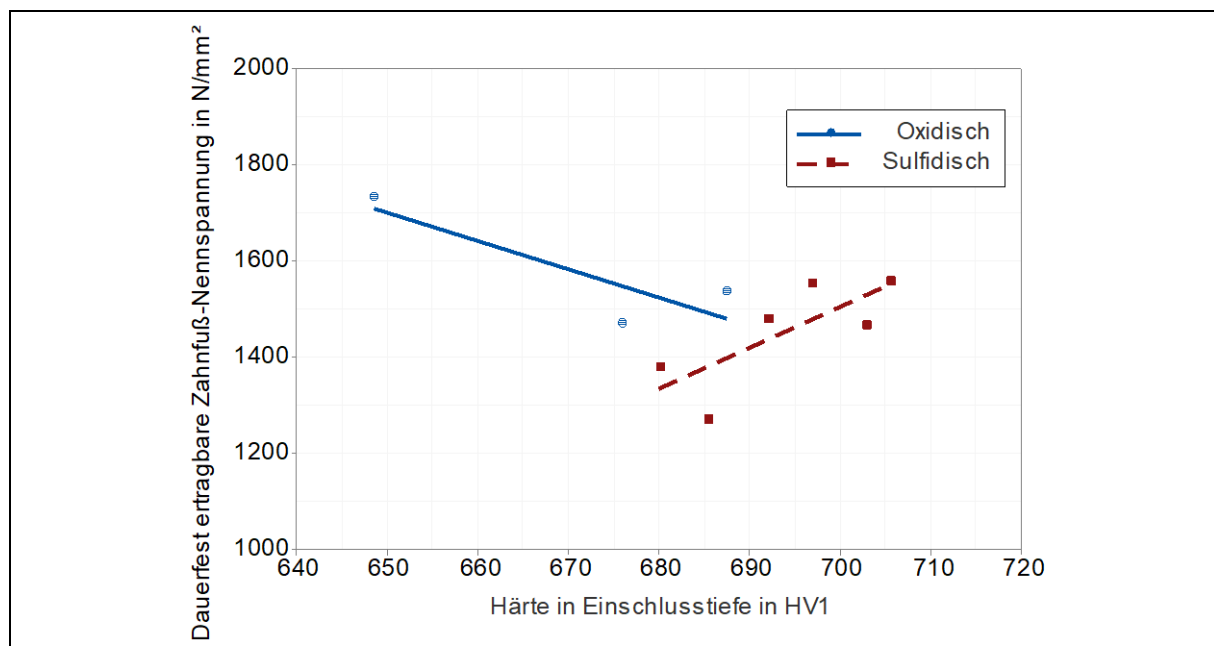


Bild 6-10: Dauerfest ertragbare Zahnfuß-Nennspannung aufgetragen über die Härte in der kritischen Einschlusstiefe und unterteilt in Einschlusstypen

6.2 Arbeitspaket 3 – Korngröße und Wechselwirkungen

6.2.1 Pulsatorversuch

In Bild 6-11 sind die Korngrößen-Varianten KG0, KG1 und KG2 mit der Vergleichsvariante OW3 verglichen. Wie in Bild 4-5 zu erkennen, zeigt die Variante OW3 sehr feines Korn (Korngrößenklasse 2: 0 % Anteil), die Variante KG0 zeigt 0,5 %, die Variante KG1 zeigt 1 % und die Variante KG2 7,4 % Anteil an Körnern der Korngrößenklasse 2. Es lässt sich eine erste Korrelation zwischen dem Auftreten von Ausfällen aufgrund einer Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche an Körnern und der Korngröße ziehen. Mit steigendem Grobkornanteil steigt im Bereich der Dauerfestigkeit auch die Anzahl und der prozentuale Anteil an Rissinitiierungen an Körnern. Die Varianten KG1 und KG2 zeigen im Bereich der Dauerfestigkeit nur noch Ausfälle an Körnern.

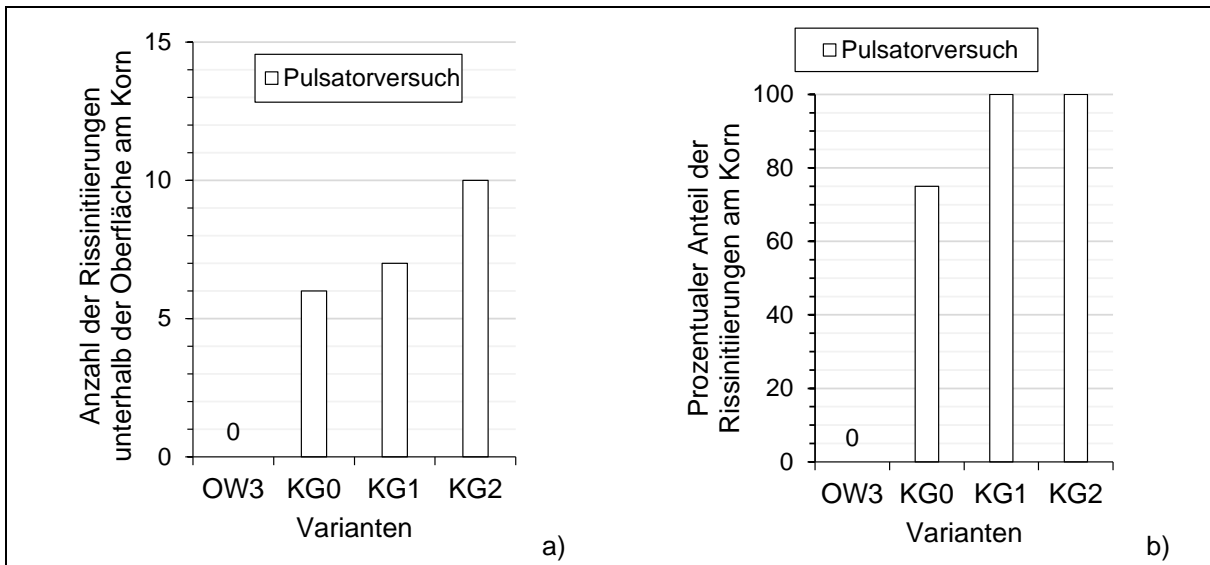


Bild 6-11: a) Anzahl der Rissinitiierungen und b) prozentualer Anteil der Rissinitiierungen unterhalb der Oberfläche an Körnern im Bereich der Dauerfestigkeit im Pulsatorversuch

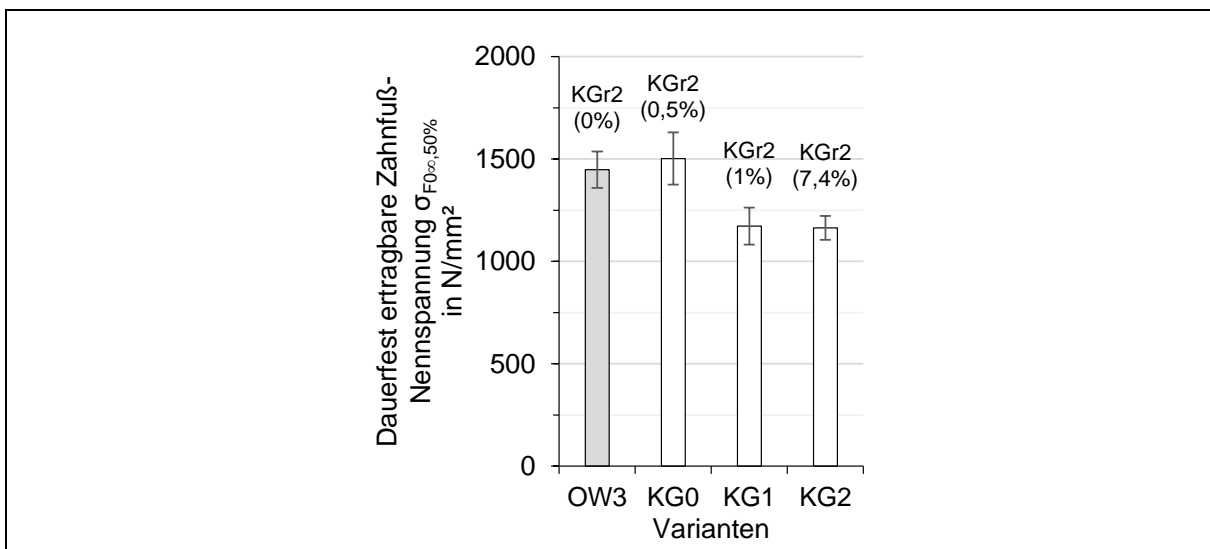


Bild 6-12: Im Pulsatorversuch ermittelte dauerfest ertragbare Zahnfuß-Nennspannung bei 50 % Ausfallwahrscheinlichkeit der Korngrößen-Prüfvarianten und der Referenzvariante OW3 bis zu einer Lastspielzahlgrenze von 10^7 unter Angabe der prozentualen Anteile der Korngrößenklasse 2 (KGr2) und der Standardabweichung

Bild 6-12 zeigt die im Pulsatorversuch ermittelte dauerhaft ertragbare Zahnfuß-Nennspannung der Prüfvarianten in Arbeitspaket 3 bis zu einer Lastspielzahlgrenze von 10^7 unter Angabe der prozentualen Anteile der Korngrößenklasse 2 und der Standardabweichung.

6.2.2 Korrelation der Korngröße mit der Tragfähigkeit im Pulsatorversuch

Im Folgenden soll geprüft werden, ob eine Korrelation der Korngröße mit der Tragfähigkeit aus Bild 6-12 getroffen werden kann, wie es die Hall-Petch-Beziehung erwarten lassen würde. Die Varianten OW3 und KG0 zeigen eine ähnliche Tragfähigkeit. Bei der Variante KG0 zeigt sich jedoch im Vergleich eine höhere Standardabweichung. Die Tragfähigkeiten der Varianten KG1 und KG2 liegen deutlich unter den Tragfähigkeiten der Varianten OW3 und KG0. Es lässt sich somit grundsätzlich ein gewisser Einfluss eines Grobkornanteils auf die Tragfähigkeit von einsatzgehärteten, kugelgestrahlten Zahnrädern ableiten. Die Standardabweichungen nehmen von Variante KG2 über KG1 zu KG0 zu. D.h. der vorliegende, wenn auch bei KG0, geringe Grobkornanteil führt zu einer Erhöhung der Standardabweichung. Hierzu kommt, dass bei Variante KG0 auch zwei Ausfälle aufgrund einer Rissinitiierung an einem nicht-metallischen Einschluss vorliegen. Mit zunehmenden Grobkornanteil sinkt die Standardabweichung, da die Wahrscheinlichkeit einer Rissinitiierung an einem groben Korn zunimmt. D.h. es ist bei Variante KG2 am wahrscheinlichsten, dass bei jedem Versuch ein kritisches Korn vorliegt.

Tabelle 4-3 zeigt die Korngrößenkennzahl der hier betrachteten Varianten im Querschliff in der einsatzgehärteten Schicht. Es ist ersichtlich, dass anhand der (mittleren) Korngrößenkennzahl allein keine Korrelation zur Tragfähigkeit getroffen werden kann. In Bild 6-12 wird hierfür die Kennzahl der Korngrößenklasse 2 als erste Orientierung herangezogen. Bild 6-13 zeigt den prozentualen Anteil je Korngröße der Varianten OW3, KG0, KG1 und KG2. Bei der Variante OW3 liegen nur Körner mit der Korngrößenklasse 5 und feiner vor. Die Varianten KG0 und KG1 zeigen Körner bis zur Korngrößenklasse 2 mit unterschiedlichen Anteilen. Bei der Variante KG2 liegen auch Körner der Korngrößenklasse 1 vor. Bild 6-13 zeigt den prozentualen Anteil je Korngrößenklasse für die hier betrachteten Varianten. Auch hier lässt sich keine weitergehende, klare Tendenz ableiten.

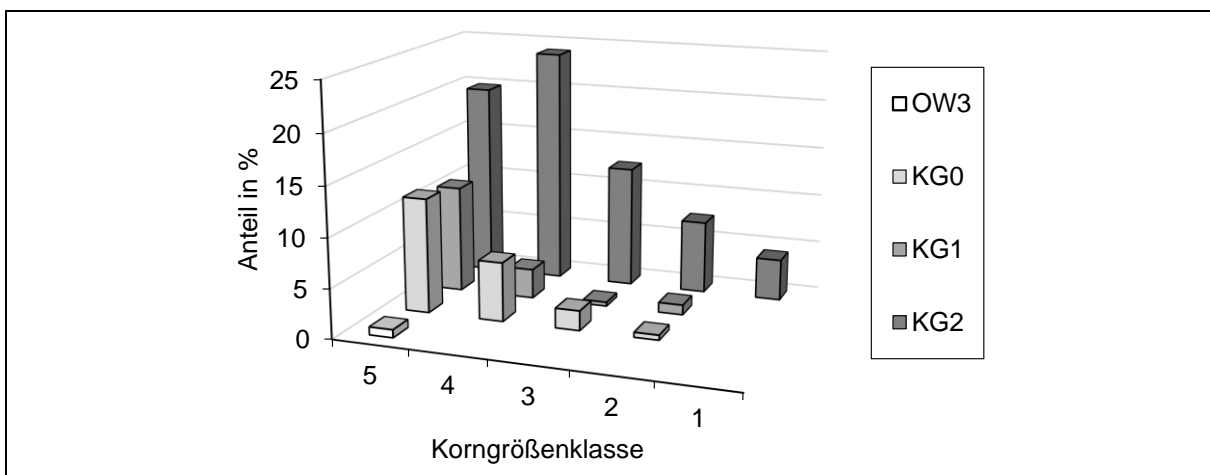


Bild 6-13: Prozentualer Anteil je Korngrößenklasse für die Varianten OW3, KG0, KG1 und KG2

Es lässt sich folgendes festhalten:

- OW3 – KG0: Gewisse Anteile an größeren Körnern (Korngrößenklassen 4, 3 und 2) wirken sich nicht direkt auf die Tragfähigkeit (50 % Ausfallwahrscheinlichkeit) aus. Allerdings ist eine leichte Erhöhung der Standardabweichung festzustellen.

- KG0 – KG1: Höhere Anteile bei der Korngrößenklasse 2 scheinen sich direkt auf die Tragfähigkeit auszuwirken. Zudem sinkt im Vergleich die Standardabweichung, was darauf schließen lässt, dass es wahrscheinlicher ist, dass ein größeres Korn zum Ausfall führt.
- KG1 – KG2: Noch höhere Anteile an Korngrößenklasse 2 und 1 scheinen sich im Vergleich nicht weiter auf die Tragfähigkeit auszuwirken. Die Standardabweichung sinkt noch weiter, da eine Rissinitiierung an einem groben Korn im Vergleich noch wahrscheinlicher ist.
- Ein Vergleich einzelner Korngrößenkennzahlen scheint nicht zielführend.
- Tendenzen des Einflusses der Korngröße auf die Tragfähigkeit sind erkennbar. Diese sollten aber in Folgearbeiten weiter herausgearbeitet und untersucht werden.

Hinweis: Zu den hier genannten Ausführungen sollten zudem die Ausführungen und Schlussfolgerungen in Abschnitt 7.3.2 berücksichtigt werden.

6.3 Zusammenfassung

Im ersten Arbeitspaket zeigt sich eine sehr gute Reproduzierbarkeit der Versuche von SCHURER [Sch16] und dadurch eine gute statistische Absicherung der Ergebnisse bis zu einer Grenzlastspielzahl von 10^8 und für vereinzelte Punkte sogar bis zu knapp über $2 \cdot 10^8$. Es zeigt sich jedoch, dass auch bei hochreinen Stählen im Bereich höherer Lastspielzahlen mit einer Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche an einem nicht-metallischen Einschluss zu rechnen ist.

Im zweiten Arbeitspaket wurde die Grenzlastspielzahl im Pulsatorversuch auf 10^7 und im Laufversuch auf $5 \cdot 10^7$ festgelegt. Für einzelne Versuchspunkte wurde die Grenzlastspielzahl weiter erhöht. Alle Varianten zeigen übliche bis sehr hohe Tragfähigkeiten für einsatzgehärtete, (duo-)kugelgestrahlte Zahnräder. Es zeigt sich, dass im Pulsatorversuch bei einigen Varianten noch keine Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche auftritt. Im Laufversuch zeigen jedoch alle Varianten Rissinitiierungen an nicht-metallischen Einschlüssen. Hierbei ist zu beachten, dass im Pulsatorversuch jeweils zwei Prüfzähne und im Laufversuch 59 Zähne gleichzeitig untersucht werden. Somit unterscheidet sich das Prüfvolumen. Zudem lagen auch unterschiedliche Grenzlastspielzahlen vor. Gegenüber praxisüblichen, einsatzgehärteten Zahnrädern aus Werkstoffen mit konventionellem Reinheitsgrad lassen sich jedoch Tragfähigkeitssteigerungen durch gewisse Schritte in der Stahl- und Zahnradherstellung erreichen.

Im dritten Arbeitspaket wurde der Einfluss der Korngröße auf die Zahnfußtragfähigkeit von einsatzgehärteten, (duo-)kugelgestrahlten Zahnrädern untersucht. Hierfür wurden drei Varianten mit unterschiedlicher Korngrößenausprägung der feinkörnigen Vergleichsvariante OW3 aus dem zweiten Arbeitspaket gegenübergestellt. Es zeigte sich ein Einfluss der Korngröße, wobei hier weitere Gesichtspunkte mitberücksichtigt werden müssen (siehe Abschnitt 7.3.2). Ein Vergleich einzelner Korngrößenkennzahlen scheint zudem nicht zielführend. Es sollten in Folgearbeiten weitere Versuche zur statistischen Absicherung durchgeführt werden.

Zudem konnten in diesem Kapitel Korrelationen des Reinheitsgrades, des Restaustenitgehalts und weiterer Einflussgrößen mit der Tragfähigkeit abgeleitet werden (siehe Abschnitte 6.1.4, 6.1.5 und 6.2.2).

7 Detaillierte Charakterisierung der Bruchlinsen

Der multiaxiale Spannungszustand in der Zahnfußrundung eines Zahnrads beeinflusst die Bruchflächeneigenschaften erheblich. In der Literatur gibt es jedoch bisher keine detaillierte Charakterisierung der Bruchlinseneigenschaften in der Zahnfußrundung von einsatzgehärteten, kugelgestrahlten Zahnrädern. In diesem Kapitel wird deshalb eine detaillierte Charakterisierung der Bruchlinsen aus den experimentellen Untersuchungen durchgeführt.

7.1 Rissinitiierungen an nicht-metallischen Einschlüssen

7.1.1 Chemische Zusammensetzung der rissinitiierenden nicht-metallischen Einschlüsse¹⁶

In Abschnitt 4.5 wird die chemische Zusammensetzung der nicht-metallischen Einschlüsse im Grundmaterial mithilfe einer Partikelanalyse analysiert. Im Folgenden, werden die rissinitiierenden Einschlüsse den Ergebnissen der Partikelanalyse gegenübergestellt. Es wird die Frage beantwortet, ob die getroffenen Maßnahmen eine Rissinitiierung an der entsprechenden Einschlussart verhindern konnten. Tabelle 7-1 zeigt die prozentualen Anteile der Einschlusstypen und chemischen Zusammensetzungen der rissauslösenden nicht-metallischen Einschlüsse ausgewählter Varianten aus den experimentellen Untersuchungen.

Tabelle 7-1: Prozentuale Anteile der Einschlusstypen und chemische Zusammensetzungen der rissauslösenden nicht-metallischen Einschlüsse aus den experimentellen Untersuchungen [Fuc22b]

Variante	Anzahl der betrachteten rissinitiierenden NMI	Einschlusstyp und chemische Zusammensetzung				
		A	B, D		D _{sulf}	C
		MnS	MgO	Al ₂ O ₃	CaS	SiO ₂
OW1	13	100%	–	–	–	–
OW4	4	–	–	25%	25%	–
				50% (CaS.Al ₂ O ₃)		
OW3	11	9,1%	–	45,4%	18,2%	–
				27,3% (CaS.Al ₂ O ₃)		
OW7	6	–	33,3%	–	66,7%	–
S9	9	–	–	–	100%	–

Die Variante OW1 versagt nur an Mangansulfideinschlüssen (Typ A). Die meisten Ausfälle bei der Variante OW4 sind auf Mischeinschlüsse (CaS.Al₂O₃) und zu gleichen Teilen auf Einschlüsse vom Typ B, D und D_{sulf} zurückzuführen. Die Variante OW3 versagt in einem Fall an einem Mangansulfideinschluss (Typ A). Die meisten Rissinitiierungen sind jedoch auf Aluminiumoxideinschlüsse, Mischeinschlüsse (CaS.Al₂O₃) und Calciumsulfideinschlüsse zurückzuführen. Die Variante OW7 versagt aufgrund von Calciumsulfideinschlüssen (Typ D_{sulf}) und Magnesiumoxideinschlüssen. Die Variante S9 fällt zu 100 % an Calciumsulfideinschlüssen (Typ D_{sulf}) aus.

Im Vergleich mit der SEP 1571, Methode K [SEP17c] (siehe Bild 4-2) zeigt sich folgendes: Die Variante OW1 weist von allen betrachteten Stahlchargen den höchsten Wert für Sulfideinschlüsse auf. Dies ist aus den rissauslösenden Einschlüssen ersichtlich, die zu 100 % aus Mangansulfid bestehen. Die in der Variante OW1 vorhandenen Aluminiumoxideinschlüsse sind nicht kritisch für die Rissauslösung. Die Stahlchargen OW7 und S9 weisen nur Oxideinschlüsse gemäß SEP 1571, Methode K [SEP17c] (siehe Bild 4-2) auf. In der Variante OW7

¹⁶ Die Inhalte dieses Abschnittes wurden vom Autor bereits in [Fuc22b] publiziert.

handelt es sich bei den rissauslösenden nicht-metallischen Einschlüssen, bei der Variante S9 sogar zu 100 %, jedoch um Calciumsulfid-Einschlüsse des Einschlusstyps D_{sulf} . Die Stahlchargen OW3 und OW4 weisen nach SEP 1571, Methode K [SEP17c] (siehe Bild 4-2) sowohl Sulfid- als auch Oxideinschlüsse auf. Bei den rissauslösenden nicht-metallischen Einschlüssen handelt es sich ebenfalls sowohl um Sulfid- als auch um Oxideinschlüsse. Bei der Variante OW4 zeigen die meisten Einschlüsse jedoch auch Anteile von Calcium. Bei der Variante OW3 sind Mangansulfideinschlüsse (Typ A), Aluminiumoxid (Typ B und D), Calciumsulfid (Typ D_{sulf}) und gemischte Einschlüsse ($\text{CaS} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$) für die Rissauslösung verantwortlich. Mit Ausnahme der Variante OW7 lässt sich eine gute Korrelation zwischen den Einschlusstypen nach SEP 1571 und den rissauslösenden nicht-metallischen Einschlüssen der experimentellen Untersuchungen herstellen. Der Unterschied bei der Variante OW7 könnte darauf beruhen, dass sowohl Oxideinschlüsse des Typs D als auch Sulfideinschlüsse des Typs D_{sulf} eine kugelige Form aufweisen. Bei der Bestimmung des Einschlusstyps nach SEP 1571 wird der Einschlusstyp nach der Form und dem Grauwert bestimmt. Es könnte sein, dass der Schwellenwert des Grauwerts nicht genau auf das Material abgestimmt war und daher die Calciumsulfid-Einschlüsse des Typs D_{sulf} als Oxid-Einschlüsse des Typs D bewertet wurden.

Es besteht auch eine gute Übereinstimmung zwischen den nach ISO 4967, Methode A [ISO13a] ermittelten Werten für Einschlusstypen und den betrachteten rissauslösenden Einschlüssen (vergleiche Bild 4-3). Lediglich die Variante OW4 zeigt, dass ein hoher Anteil an Mangansulfiden (Typ A) nach ISO 4967, Methode A, ermittelt wurde, der sich aber nicht in den rissauslösenden Einschlüssen widerspiegelt. Geringe Anteile an Calcium sind jedoch in allen - als Mangansulfid kategorisierten - Einschlüssen in der Variante OW4 vorhanden. Daraus lässt sich schließen, dass die Mangansulfideinschlüsse durch eine Calciumbehandlung angemessen gebunden wurden.

7.1.2 Bindung der nicht-metallischen Einschlüsse an die Stahlmatrix¹⁷

Mangansulfideinschlüsse gehen nach dem derzeitigen Stand des Wissens in der Regel eine starke Bindung mit der Stahlmatrix ein und zeigen bereits nach dem Walzprozess (vergleiche Bild 2-3 (b)) Risse in sich selbst. Bild 7-1 zeigt einen Mangansulfid-Einschluss in einer Bruchfläche.

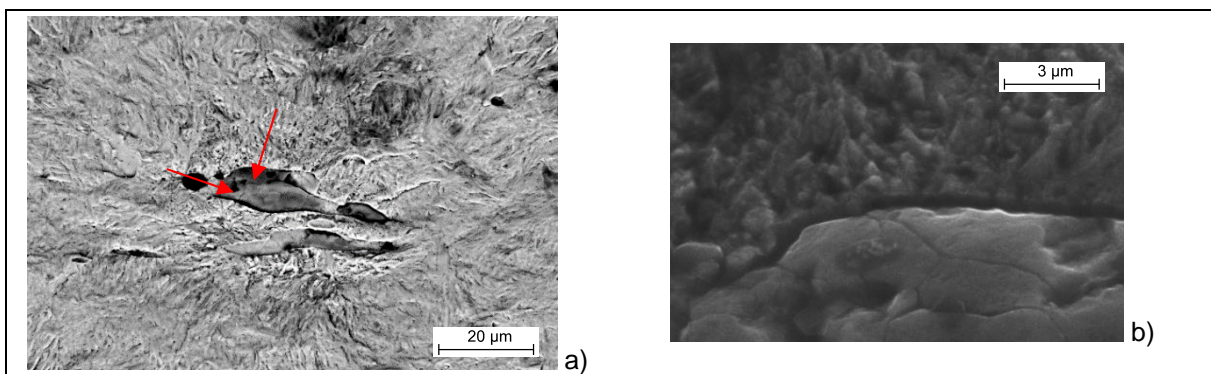


Bild 7-1: a) Risse (rote Pfeile) und b) intakte Verbindung mit der Stahlmatrix eines Mangansulfid-Einschlusses in einer Bruchfläche eines Zahnradstahls (20MnCr5) [Fuc22d]

In Bild 7-1 (a) ist zu erkennen (rote Pfeile), dass das Sulfid tatsächlich in sich selbst gebrochen ist. Es ist zudem in Bild 7-1 (b) ersichtlich, dass die Verbindung mit der Stahlmatrix noch intakt ist. Aluminiumoxideinschlüsse lösen sich hingegen unter Belastung normalerweise von der

¹⁷ Die Inhalte dieses Abschnittes wurden vom Autor bereits in [Fuc22d] publiziert.

Stahlmatrix ab, bzw. durch den Walzprozess liegen bereits erste Ablösungen bzw. Hohlräume vor (vergleiche Bild 2-3 (a)). Bild 7-2 zeigt eine Bruchlinie und einen Hohlraum eines ausgebrochenen Aluminiumoxideinschlusses. Der Aluminiumeinschluss brach hierbei nach dem Zahnfußbruch heraus. Dies bestätigt den geringen Grad der Bindung zwischen der Stahlmatrix und den Oxideinschlüssen.

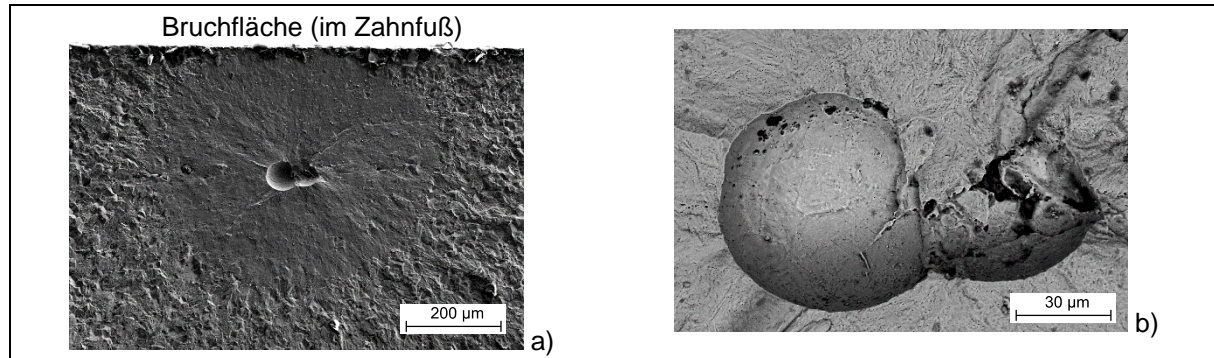


Bild 7-2: a) Bruchlinie und b) Hohlraum eines ausgebrochenen Aluminiumoxideinschlusses in einer Bruchfläche eines Zahnradstahls (18CrNiMo7-6) [Fuc22d]

7.1.3 Geometrische Größen der Bruchflächen¹⁸

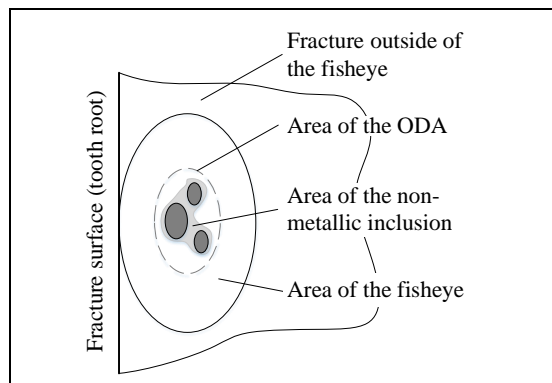


Bild 7-3: Bestimmung der Fläche eines nicht-metallischen Einschlusses in [Fuc19b, Sch16] (aus [Fuc21a])

In der Literatur ist nicht dokumentiert, wie die Fläche des nicht-metallischen Einschlusses und der ODA exakt zu bestimmen ist. Es wird davon ausgegangen, dass entweder die Fläche aus dem Kreisumfang abgeleitet wird oder eine Annäherung mit Hilfe einer geometrischen Grundform vorgenommen wird. MURAKAMI UND YAMASHITA [Mur14] fassen die Fläche des nicht-metallischen Einschlusses und die dunkle Fläche zusammen, um die Fläche des ODA zu bestimmen; vergleiche Gleichung (4). Es wird davon ausgegangen, dass die Fläche der dunklen Fläche aus dem Umfang abgeleitet wird. Für eine weitere Verwendung der

Daten ist es jedoch essenziell, dass festgelegt und dokumentiert wird, wie die geometrischen Größen der Bruchflächen bestimmt werden.

In [Fuc19b] und in [Sch16] wird die Fläche des nicht-metallischen Einschlusses, wie in Bild 7-3 dargestellt, bestimmt. Nach dieser Vorgehensweise wird nicht nur die Fläche des nicht-metallischen Einschlusses, sondern auch ein Teil der Fläche zwischen den Einschlusspartikeln gemessen. Dies führt meist zu einer Überschätzung der Einschlussfläche. Außerdem ist eine Bestimmung der Fläche der ODA mit dieser Vorgehensweise nicht möglich.

Nach SEP 1571 [SEP17a] besteht ein nicht-metallischer Einschluss aus einem oder mehreren Partikeln. Um die Fläche des nicht-metallischen Einschlusses zu bestimmen, wird die Fläche jedes Partikels berücksichtigt. In dieser Arbeit wird ebendieser Ansatz verwendet; siehe Bild 7-4 (a) und Gleichung (19). Die Partikelfläche wird dabei aus dem gemessenen Umfang des Partikels abgeleitet. Die Fläche der ODA ist die Summe aus der Fläche der dunkleren Fläche und des nicht-metallischen Einschlusses; siehe Gleichung (20). Dies entspricht dem Ansatz

¹⁸ Die Inhalte dieses Abschnittes wurden vom Autor bereits in [Fuc21a, Fuc19a, Fuc19b] publiziert.

von [Mur14] (vgl. Gleichung (4)). Bild 7-4 (b) zeigt ein Beispiel, bei dem der dunklere Bereich den nicht-metallischen Einschluss vollständig einschließt. Für weitere Hinweise zur gewählten Vorgehensweise zur Bruchflächencharakterisierung sei auf [Fuc21a] verwiesen.

$$A_{\text{NMI}} = \sum_1^i A_{\text{particle},i} \quad (19)$$

$$A_{\text{ODA}} = A_{\text{NMI}} + A_{\text{Dark area}} \quad (20)$$

A_{NMI}	μm^2	Partikelbasierte Fläche des NMI	A_{ODA}	μm^2	Fläche der ODA
$A_{\text{particle},i}$	μm^2	Einzelfläche eines Partikels	$A_{\text{Dark area}}$	μm^2	Fläche der dunkleren Fläche

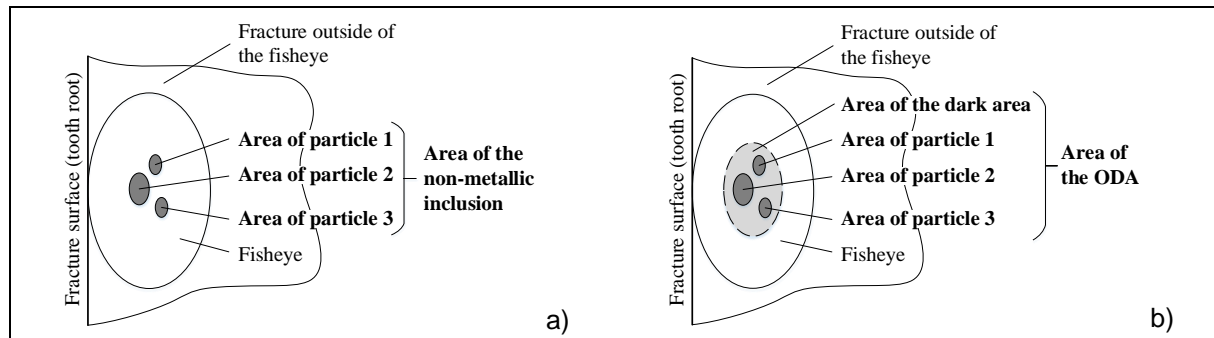


Bild 7-4: a) Partikelbasierte Bestimmung der Fläche des nicht-metallischen Einschlusses und b) Bestimmung der Fläche der ODA [Fuc21a]

In Bild 7-5 ist die gemessene Fläche der Bruchlinse gegenüber der nach Gleichung (21) berechneten elliptischen Fläche der Bruchlinse aufgetragen. Es ist zu erkennen, dass die Fläche der Bruchlinse durch eine ellipsenförmige Fläche beschrieben werden kann, die die Länge und die Breite der Bruchlinse verwendet. Dieser Ansatz sollte nicht nur bei Zahnrädern, sondern auch bei Bruchlinien in sonstigen Bauteilen und Proben anwendbar sein. Ist die Bruchlinse kreisförmig, kann aus dem Durchmesser eine Kreisfläche abgeleitet werden.

$$A_{\text{Fisheye,calc}} = \pi \cdot \frac{l_{\text{Fisheye}} \cdot w_{\text{Fisheye}}}{4} \quad (21)$$

$A_{\text{Fisheye,calc}}$	μm^2	Berechnete Fläche der Bruchlinse	w_{Fisheye}	μm	Breite der Bruchlinse
l_{Fisheye}	μm	Länge der Bruchlinse			

Nicht alle untersuchten Bruchflächen weisen eine ODA auf. Nur bei 82 % der Bruchlinien war eine ODA vorhanden. In Bild 7-6 werden daher nur die Bruchlinien mit einer ODA im Detail betrachtet. Es ist dort die Fläche des nicht-metallischen Einschlusses gegenüber der Fläche der ODA aufgetragen. Es ist zu erkennen, dass es einen Zusammenhang zwischen der Fläche des nicht-metallischen Einschlusses und der ODA gibt.

In [Fuc19b] wird eine Korrelation zwischen der Fläche der Bruchlinse und dem Abstand von der Oberfläche des nicht-metallischen Einschlusses abgeleitet. Diese Korrelation kann durch die erweiterte Datenbasis in [Fuc21a] bestätigt werden (siehe Bild 7-7). Je größer der Abstand des nicht-metallischen Einschlusses von der Oberfläche, desto größer die Fläche der Bruchlinse. Es lässt sich jedoch kein Zusammenhang zwischen der Fläche des nicht-metallischen Einschlusses oder der Fläche der ODA mit der Entfernung von der Oberfläche des nicht-metallischen Einschlusses feststellen.

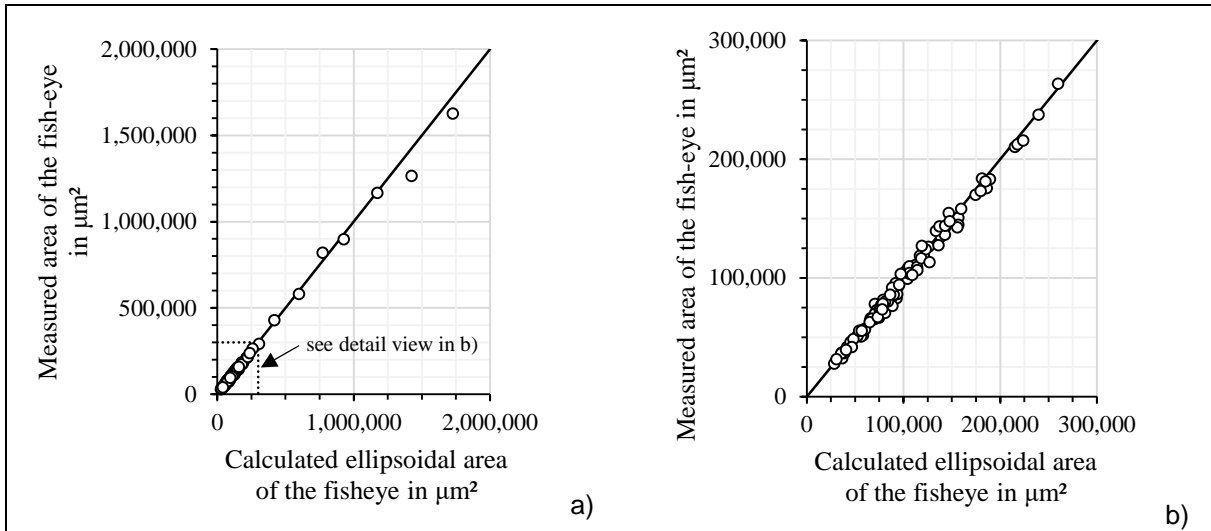


Bild 7-5: Gemessene Fläche aufgetragen über der berechneten elliptischen Fläche der Bruchlinse a) Übersicht und b) Detailansicht im Bereich von 300.000 μm^2 und jeweils Gegenüberstellung mit der Winkelhalbierenden, bei welcher gemessene und berechnete Fläche identisch wären [Fuc21a]

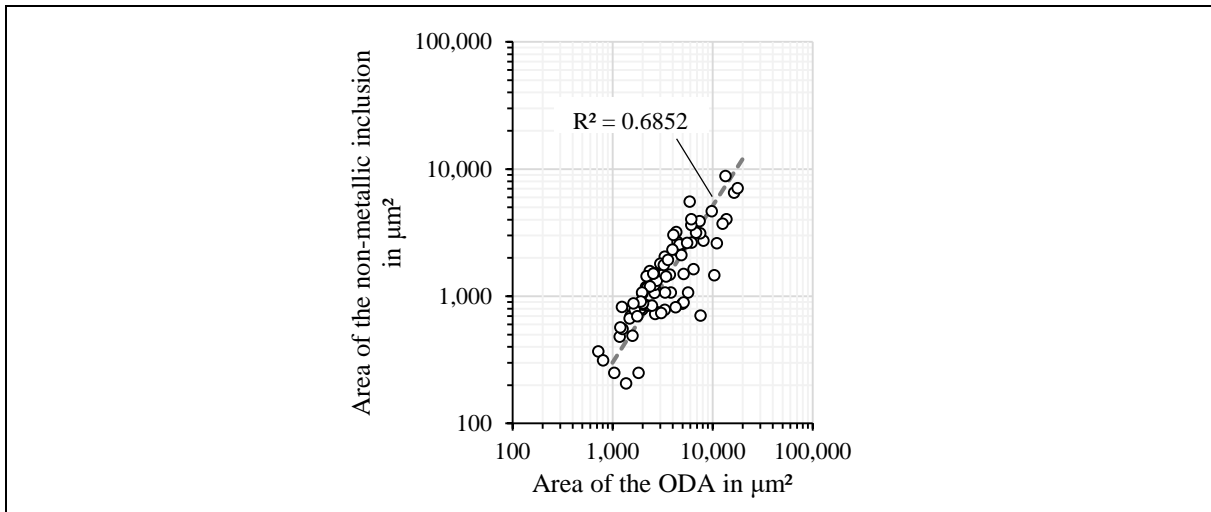


Bild 7-6: Fläche des nicht-metallischen Einschlusses aufgetragen über der ODA-Fläche [Fuc21a]

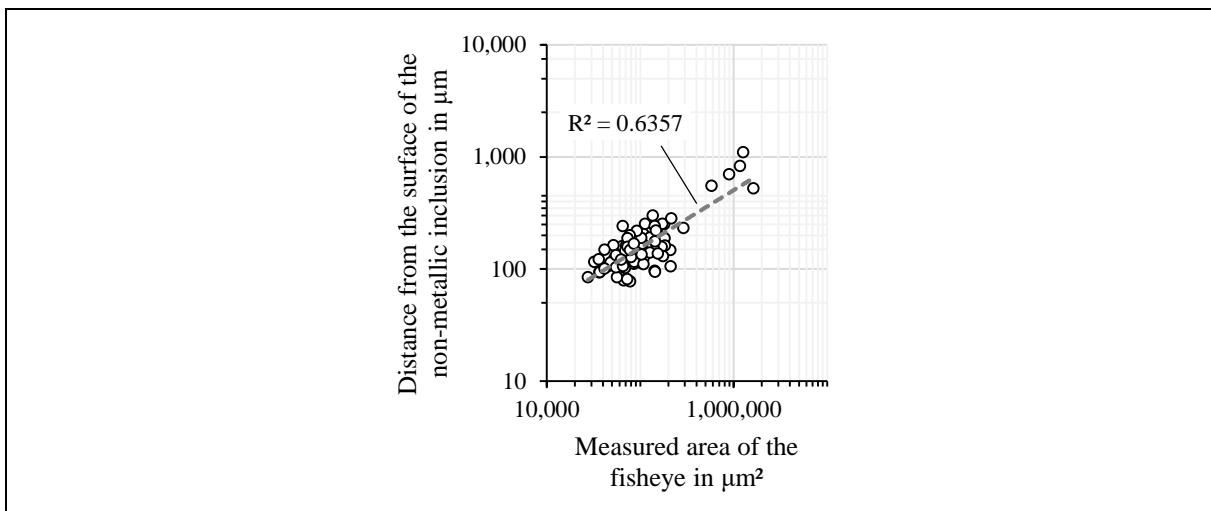


Bild 7-7: Abstand von der Oberfläche des nicht-metallischen Einschlusses aufgetragen über der Fläche der Bruchlinse [Fuc21a]

FUCHS ET AL. [Fuc19a, Fuc19b] zeigen, dass sich alle nicht-metallischen Einschlüsse, die für die Rissentstehung verantwortlich sind, im Bereich der Einsatzhärtungsschicht befinden. Dies beruht auf dem besonderen Tiefenprofil der belastungsinduzierten Spannungen und dem besonderen Eigenspannungszustand der einzelnen Zahnradbaugrößen. Bild 7-8 stellt die Abstände der rissinitiierenden nicht-metallischen Einschlüsse von der Oberfläche mit der maximalen und minimalen CHD für die in dieser Arbeit durchgeführten Lauf- und Pulsatorversuche gegenüber. Es zeigt sich, dass der durchschnittliche Abstand und der Streubereich des Abstandes der nicht-metallischen Einschlüsse von der Oberfläche für jede Zahnradbaugröße unterschiedlich sind. Bis auf zwei Ausreißer im Pulsatorversuch mit der Baugröße $m_n = 5$ mm, befinden sich alle rissinitiierenden Einschlüsse der erweiterten Datenbasis dieser Arbeit weiterhin innerhalb der einsatzgehärteten Randschicht. Für weitergehende Informationen und Ausführungen zur Bruchliniencharakteristik sei auf [Fuc21a, Fuc19a, Fuc19b] verwiesen.

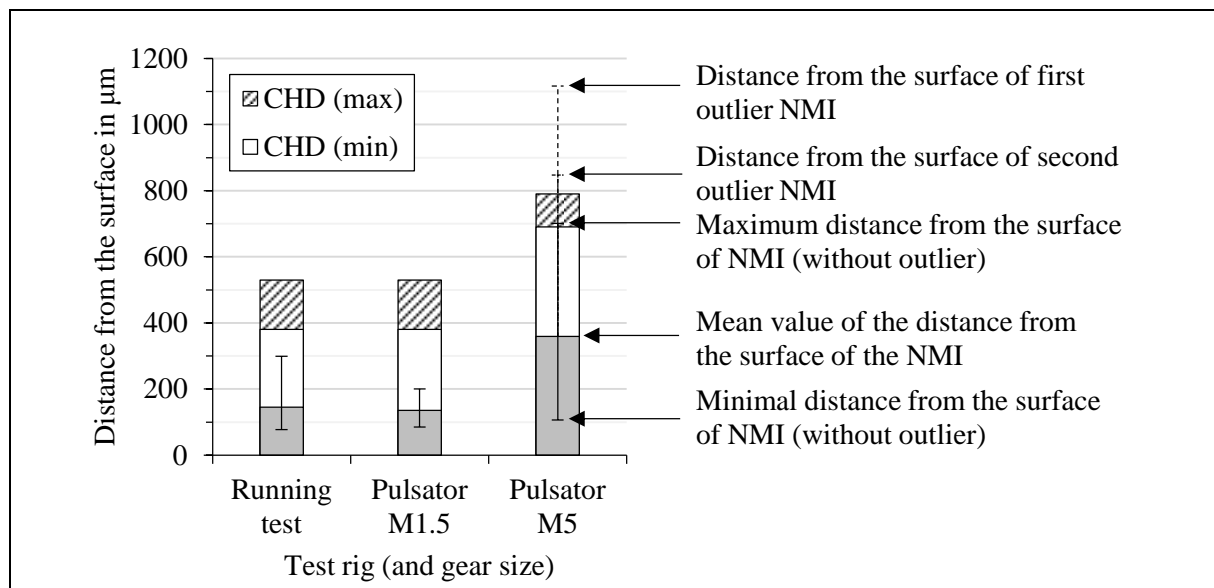


Bild 7-8: Gegenüberstellung des Abstandes der rissinitiierenden nicht-metallischen Einschlüsse mit der maximalen und minimalen CHD für die Lauf- und Pulsatorversuche (zusätzliche Auswertung zu [Fuc19a, Fuc19b])

7.1.4 ODA¹⁹

Um einen nicht-metallischen Einschluss herum ist oft ein feineres Gefüge zu erkennen. Diese sogenannte ODA bildet sich nach der Rissinitiierung am nicht-metallischen Einschluss, und es gibt mehrere konkurrierende Theorien, die versuchen, dieses Phänomen zu beschreiben (vergleiche Abschnitt 2.7.1). Bild 7-9 (a) und (b) zeigen eine feinere ODA-Mikrostruktur in einem Zahnradstahl, die einen nicht-metallischen Einschluss umgibt. Es ist zu erkennen, dass es einen signifikanten Unterschied zwischen den Mikrostrukturen gibt, der auf die unterschiedlichen Rissmechanismen zurückzuführen ist. Das ODA-Phänomen wird in den experimentellen Untersuchungen (siehe Kapitel 6) vor allem bei höheren Lastspielzahlen beobachtet. Einige Bruchlinien, vor allem im Pulsatorversuch, weisen jedoch keine ODA auf.

Bild 7-10 zeigt den ODA-Faktor der ODAs (vergleiche „Master-Curve“ der ODA in Bild 2-5) in den untersuchten Bruchlinien aufgetragen über der Lastspielzahl bis zum Versagen für den Lauf- und den Pulsatorversuch. Eine beispielhafte Vermessung der Einschluss- und der ODA-Fläche sind in Bild 7-9 (c) und (d) gegeben. Für die meisten Datenpunkte steigt der ODA-

¹⁹ Die Inhalte dieses Abschnittes wurden vom Autor bereits in [Fuc22d] und [Fuc22c] publiziert.

Faktor mit zunehmender Anzahl der Lastspiele bis zum Versagen an. Ein starker Anstieg des ODA-Faktors ist im Laufversuch ab einer Lastspielzahl von 10^8 zu beobachten. Beim Vergleich der Ergebnisse der Prüfstände zeigt sich, dass beim Laufversuch nur bis zu 10^7 Lastwechsel Bruchlinsen ohne ODA vorhanden sind. Die meisten Bruchlinsen zeigen eine ODA. Im Pulsatorprüfstand hingegen zeigen selbst Bruchlinsen über 10^7 Lastwechsel keine ODA. Darüber hinaus zeigt der ODA-Faktor im Pulsatorprüfstand nur einen Maximalwert von 2,59 bis in den Bereich hoher Lastspielzahlen.

Eine lineare Regressionskurve scheint die beste Anpassung für die gegebene Datenbasis im Laufversuch zu sein. Das Bestimmungskoeffizient R^2 der linearen Regressionskurve hat einen Wert von 56,91 %. Im Pulsatorprüfstand ist kein Zusammenhang zwischen dem ODA-Faktor und den Lastspielen bis zum Versagen zu erkennen. Es scheint, als ob es einen Einfluss der Prüfbedingungen auf das Auftreten der ODAs gibt. Im weiteren Verlauf dieser Arbeit wird in Abschnitt 7.3 auf diese Thematik näher eingegangen und eine Gleichung für den ODA-Faktor für die vorliegende Versuchsbasis des Laufversuchs abgeleitet.

Weitere Betrachtungen in [Fuc22c] zeigen, dass keine Korrelation zwischen dem Legierungssystem und dem Auftreten einer ODA vorhanden ist. Dies bestätigt auch die Ergebnisse in [Mur14] (vergleiche Bild 2-5). In den experimentellen Ergebnissen in [Mur14] kann ebenfalls kein Zusammenhang zwischen dem Legierungssystem und der Ausprägung einer ODA festgestellt werden.

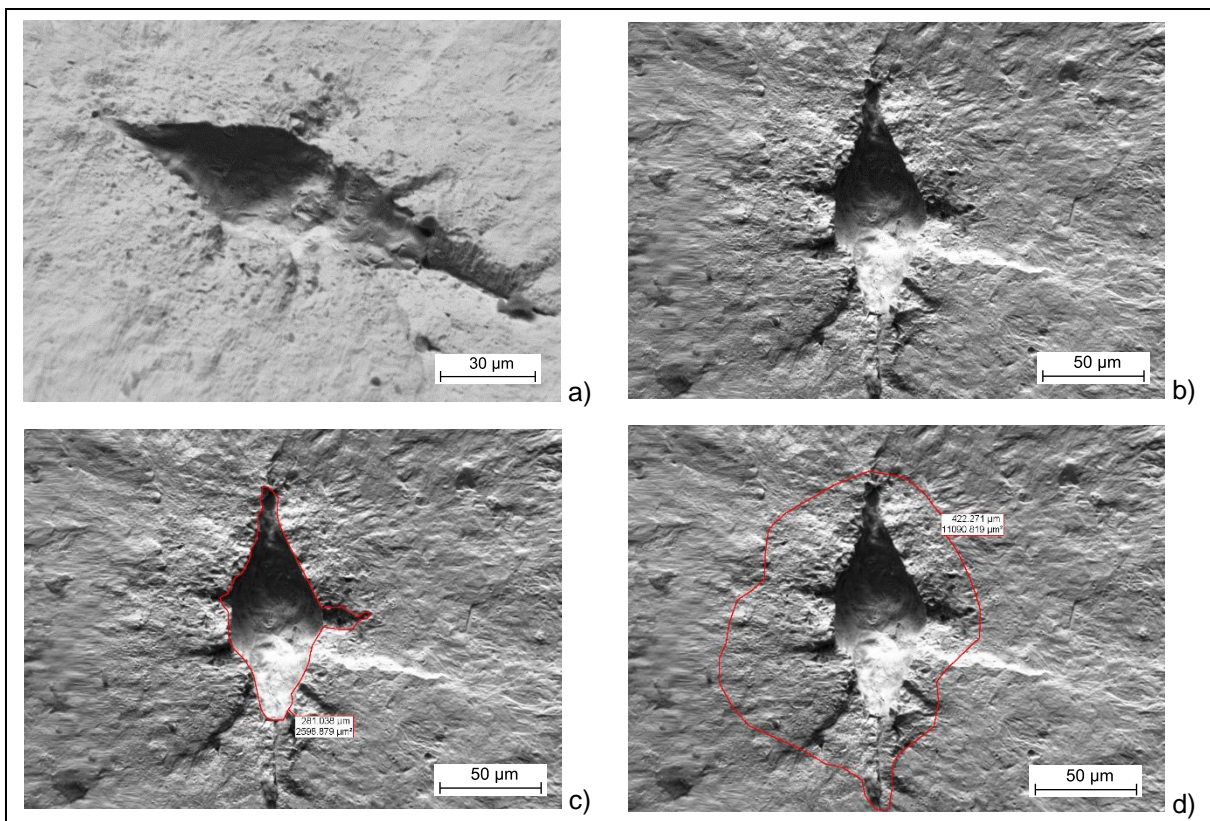


Bild 7-9: Feinere ODA-Mikrostruktur um einen nichtmetallischen Einschluss in (a) räumlicher und (b) senkrechter Ansicht; Beispielhafte Vermessung der (c) Einschluss- und (d) ODA-Fläche (in Anlehnung an [Rom21])

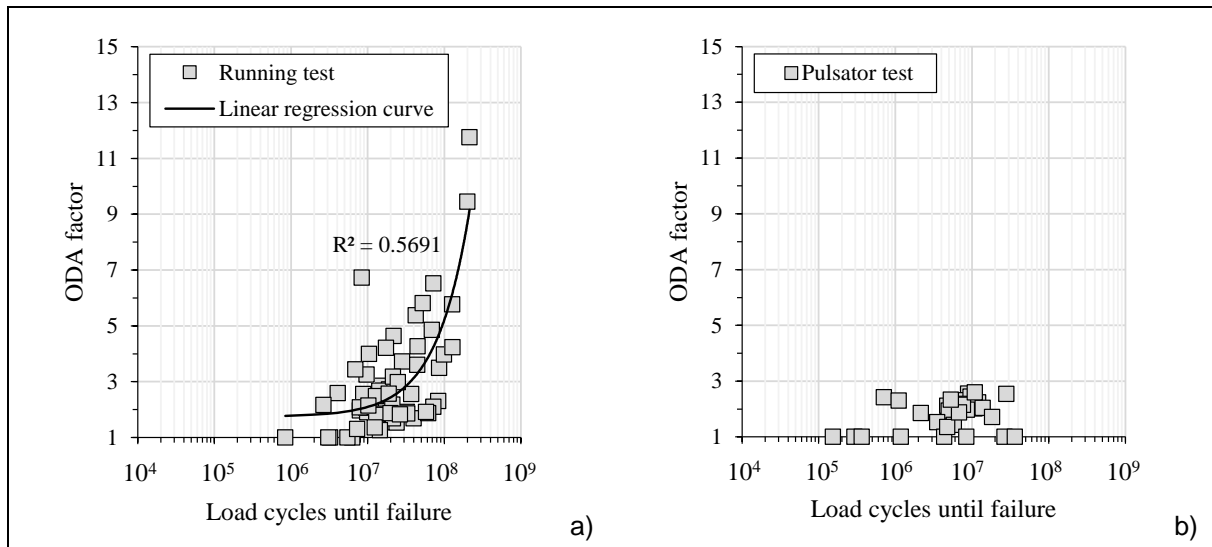


Bild 7-10: ODA-Faktor der ODAs in den untersuchten Bruchlinsen aufgetragen über Lastspielzahl bis zum Versagen für den a) Laufversuch und den b) Pulsatorversuch [Fuc22c]

Im Folgenden werden die ODAs in den Bruchlinsen der Laufversuche im Detail untersucht. Es können vier Typen von ODAs festgestellt werden, wie in Bild 7-11 dargestellt ist. Typ „0“ bedeutet, dass keine ODA vorhanden ist. Die ODA des Typs „A“ umschließt vollständig den nicht-metallischen Einschluss. Bei Stringer-Einschlüssen des Typs „B“ kann sich die ODA zwischen den nicht-metallischen Einschlüssen befinden. Im Fall des Typs „C“ ist die Länge des nicht-metallischen Einschlusses viel länger als die Länge der ODA und in bestimmten Fällen sogar länger als die Länge der Bruchlinse selbst.

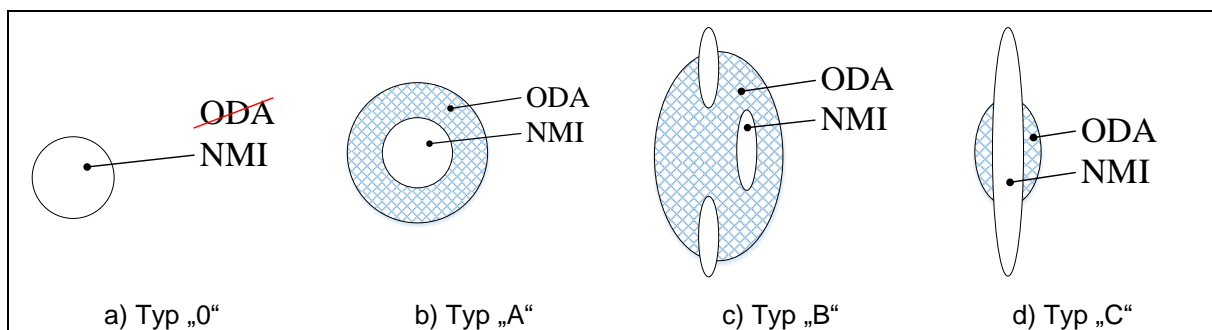


Bild 7-11: Ermittelte ODA-Typen in den Bruchlinsen [Fuc22c]

Bild 7-12 zeigt den ODA-Faktor der ODAs in den untersuchten Bruchlinsen aufgetragen über den Lastspielen bis zum Versagen für die Laufversuche getrennt nach ODA-Typ. Es ist kein direkter Zusammenhang zwischen dem ODA-Typ, den Lastspielen bis zum Bruch und dem ODA-Faktor erkennbar.

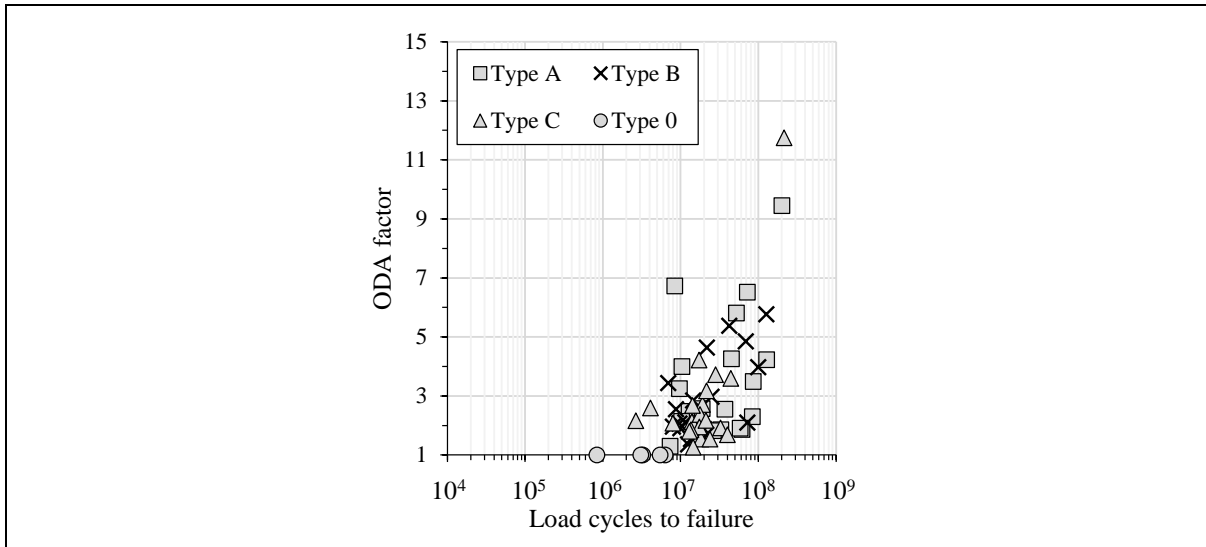


Bild 7-12: ODA-Faktor der ODAs in den untersuchten Bruchlinsen aufgetragen über die Lastspielzahl bis zum Versagen für die Laufversuche, getrennt nach ODA-Typ [Fuc22c]

7.1.5 Stufe(n) an der Bruchlinse und am nicht-metallischen Einschluss²⁰

Am Rand der Bruchlinse, am Übergang zum Bruchgebiet außerhalb der Bruchlinse, ist in allen Bruchflächen mit Rissausgang an einem nicht-metallischen Einschluss bei den untersuchten Zahnrädern eine Stufe sichtbar. Die ungefähre Höhe der Stufe beträgt 2 bis 6 µm (Baugröße $m_n = 1,5$ mm) und 2 bis 7 µm (Baugröße $m_n = 5$ mm). Es besteht kein Zusammenhang zwischen der Stufenhöhe und der Fläche der Bruchlinse oder der Zahnfuß-Nennspannung. Es liegen vier Stufenarten vor, welche in Bild 7-13 dargestellt sind. Die Arten sind: abrupt, glatt und kontinuierlich, abgestuft und eingedellt. Eine abrupte Stufe wird auch in [Mur19] gezeigt. Eine ausführliche Literaturrecherche ergab, dass dies die einzige Stufenart ist, die bisher in der Literatur erwähnt wird. Die anderen drei in Bild 7-13 gezeigten Stufenarten werden in dieser Form in der Literatur nicht gezeigt.

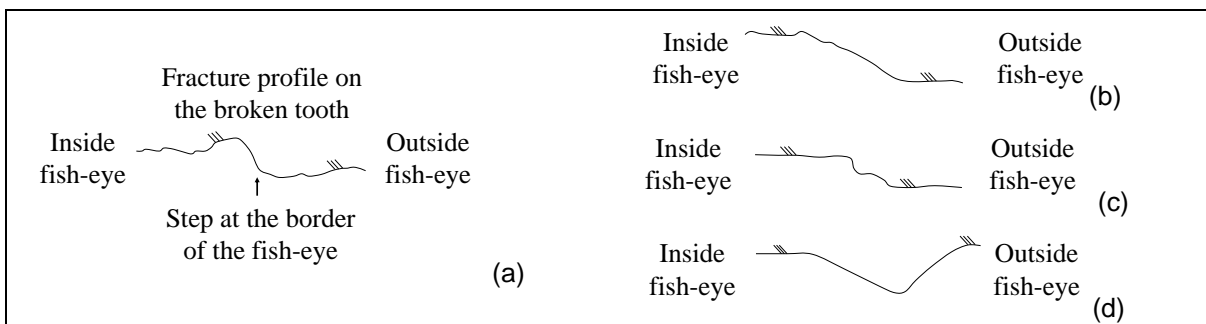


Bild 7-13: Stufenarten am Rand der Bruchlinse: (a) abrupt, (b) glatt und kontinuierlich, (c) abgestuft und (d) eingedellt [Fuc22d]

Fast alle untersuchten Bruchlinsen weisen zudem auch eine Stufe am nicht-metallischen Einschluss auf. Die Höhe der Stufe in Bild 7-14 beträgt ca. 20 µm. Die ermittelten Stufenhöhen sind 2 bis 18 µm (Baugröße $m_n = 1,5$ mm) und 2 bis 22 µm (Baugröße $m_n = 5$ mm). Es können keine Korrelationen zwischen der Stufenhöhe, den Lastspielen bis zum Versagen, der Spannung im Zahnfuß, der Größe (Fläche) des nicht-metallischen Einschlusses oder dem Abstand

²⁰ Die Inhalte dieses Abschnittes wurden vom Autor bereits in [Fuc22d] publiziert.

von der Oberfläche des nicht-metallischen Einschlusses festgestellt werden. Bei den Untersuchungen in [Mur19] sind an einem nicht-metallischen Einschluss einer Umlaufbiegeprobe ebenfalls Stufen zu erkennen, welche jedoch dort nicht weiter diskutiert werden.

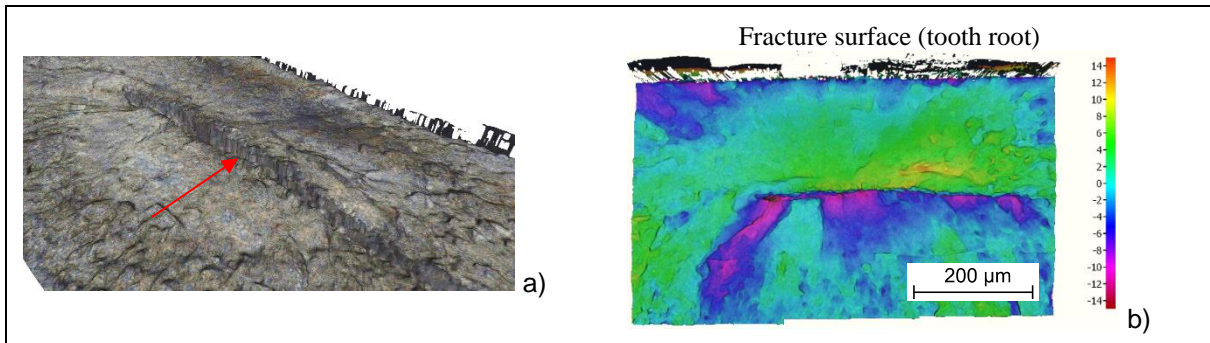


Bild 7-14: a) Stufe an einem nicht-metallischen Einschluss in einer Bruchlinie (markiert durch einen roten Pfeil) (Bruchfläche diagonal in der oberen rechten Ecke) (nicht maßstabsgetreu); und b) Falschfarbendarstellung des Höhenprofils einer Bruchlinie mit einem nicht-metallischen Einschluss in der Mitte (Farbskala rechts reicht von -14 µm bis +14 µm) (nach [Fuc22d])

In Bild 7-15 ist zu erkennen, dass die Bruchprofile am Zahnrad und am abgebrochenen Zahn genau entgegengesetzt sind. Außerdem sind in der Stufe am nicht-metallischen Einschluss zwei Hohlräume sichtbar; einer am Anfang der Stufe (Zahn) und einer am Ende (Zahnrad). Diese dürfen nicht als Hohlräume der nicht-metallischen Einschlüsse interpretiert werden, da der Einschluss mindestens so hoch ist wie die Stufenhöhe. Einige der nicht-metallischen Einschlüsse weisen nicht nur eine Stufe entlang des nicht-metallischen Einschlusses auf, sondern auch mehrere Stufen, die senkrecht zum nicht-metallischen Einschluss verlaufen.

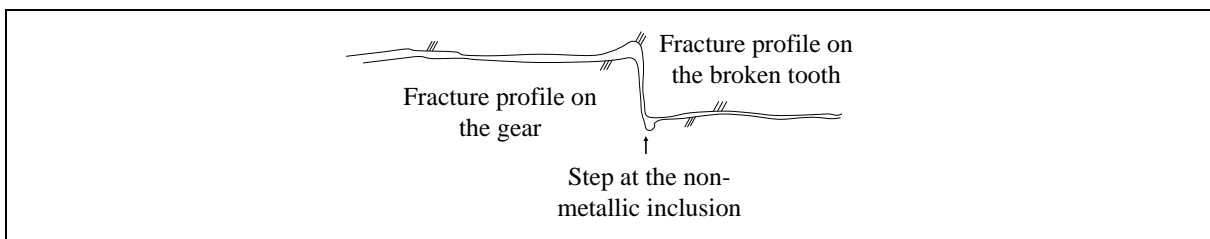


Bild 7-15: Bruchprofile in der Bruchlinie in der Nähe des nicht-metallischen Einschlusses am Zahnrad und am abgebrochenen Zahn [Fuc22d]

Bei SAKAI ET AL. [Sak17a] stehen die Spannungsmaxima senkrecht zum beanspruchten Bereich, wenn eine externe einachsige Spannung angelegt wird. Daher werden bei Zug-Druck-Versuchen keine Stufen am nicht-metallischen Einschluss gefunden, und das Erscheinungsbild am nicht-metallischen Einschluss ist wie in Bild 7-16 (a) dargestellt. Die Lage des Spannungsmaximums ist aufgrund des speziellen, mehrachsigen Spannungsbedingungen bei Rotationsbiege- und Zahnfußtragfähigkeitsversuchen an Zahnradern unterschiedlich (siehe Bild 7-16 (b)). Dies führt dazu, dass sich die Bruchebenen um einen nicht-metallischen Einschluss verschieben, wie durch den Winkel α in Bild 7-17 illustriert wird.

Es kann somit festgehalten werden, dass die Bruchflächencharakteristiken von Umlaufbiegeversuchen und Zahnfußtragfähigkeitsversuchen an Zahnradern ähnlich sind. Die Bruchflächen von Zahnfußbrüchen an Zahnradern weisen jedoch eine Reihe spezifischer Eigenschaften auf, die sich aus dem speziellen, mehrachsigen Spannungszustand im Zahnfuß ergeben.

Für weitergehende Untersuchungen und Ausführungen sei auf [Fuc22c] verwiesen.

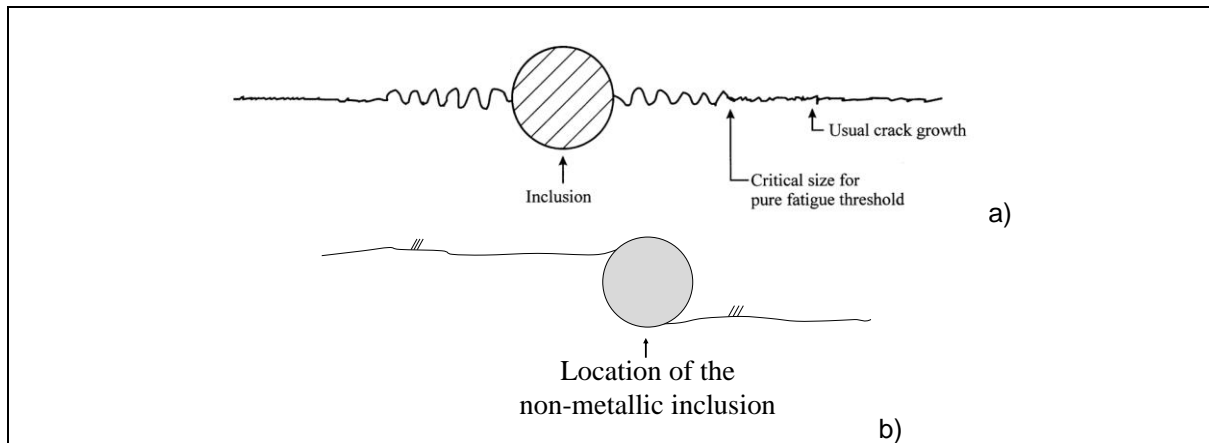


Bild 7-16: Bruchprofile am nicht-metallischen Einschluss bei unterschiedlichen Spannungszuständen: a) uniaxial (modifiziert nach [Mur99]²¹) und b) multiaxial [Fuc22d]

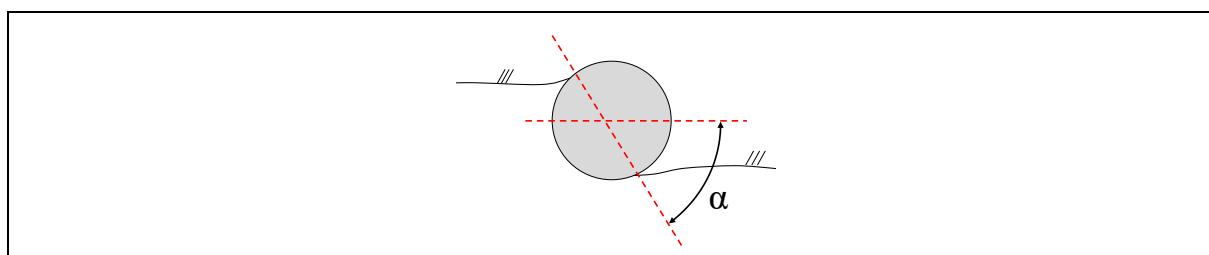


Bild 7-17: Verschiebung der Ebenen um einen nicht-metallischen Einschluss, beschrieben durch den Winkel α [Fuc22d]

7.1.6 Korngrößenätzung am nicht-metallischen Einschluss²²

Als erster Schritt mögliche Wechselwirkungen zwischen der Korngröße und den nicht-metallischen Einschlüssen zu untersuchen, wird in der Bruchlinse in der Nähe eines nicht-metallischen Einschlusses eine Korngrößenätzung nach DIN EN ISO 643 [ISO20] durchgeführt. Hierbei wird eine Bruchfläche der Variante OW3 (18CrNiMo7-6) angeätzt. Bild 7-18 (a) und (b) zeigen den Bereich der Bruchlinse in der Nähe eines exemplarischen, ausgebrochenen, oxidischen, nicht-metallischen Einschlusses nach 20 bzw. 40 Minuten bei Raumtemperatur auf Korngröße geätzt. Die Detailansichten nach 40 Minuten bei Raumtemperatur auf Korngröße geätzt sind in Bild 7-18 (c) und (d) dargestellt. Die Ätzung legt in der Bruchfläche dieser Variante die Korngrenzen gut erkennbar frei. Bei Ätzversuchen an weiteren Varianten hat sich gezeigt, dass sich die Korngrenzen nicht so deutlich zeigen. Die Körner in unmittelbarer Umgebung des nicht-metallischen Einschlusses sind im Vergleich zu den Körnern in der Bruchlinse im Durchschnitt etwas kleiner. Es ist zudem zu erkennen, dass die Kornflächenätzung im Bereich der ODA stärker ausgeprägt ist, als in der restlichen Bruchlinse. Durch die Ätzung sind zudem die Gefügestruktur und die Ausrichtung innerhalb der Körner gut zu erkennen.

²¹ Copyright Clearance Center's RightsLink® service – Order number: 5260091199645

²² In diesem Abschnitt floss unmittelbar folgende studentische Arbeit mit ein, welche unter maßgeblicher Anleitung des Autors erstellt wurde: [Rom21].

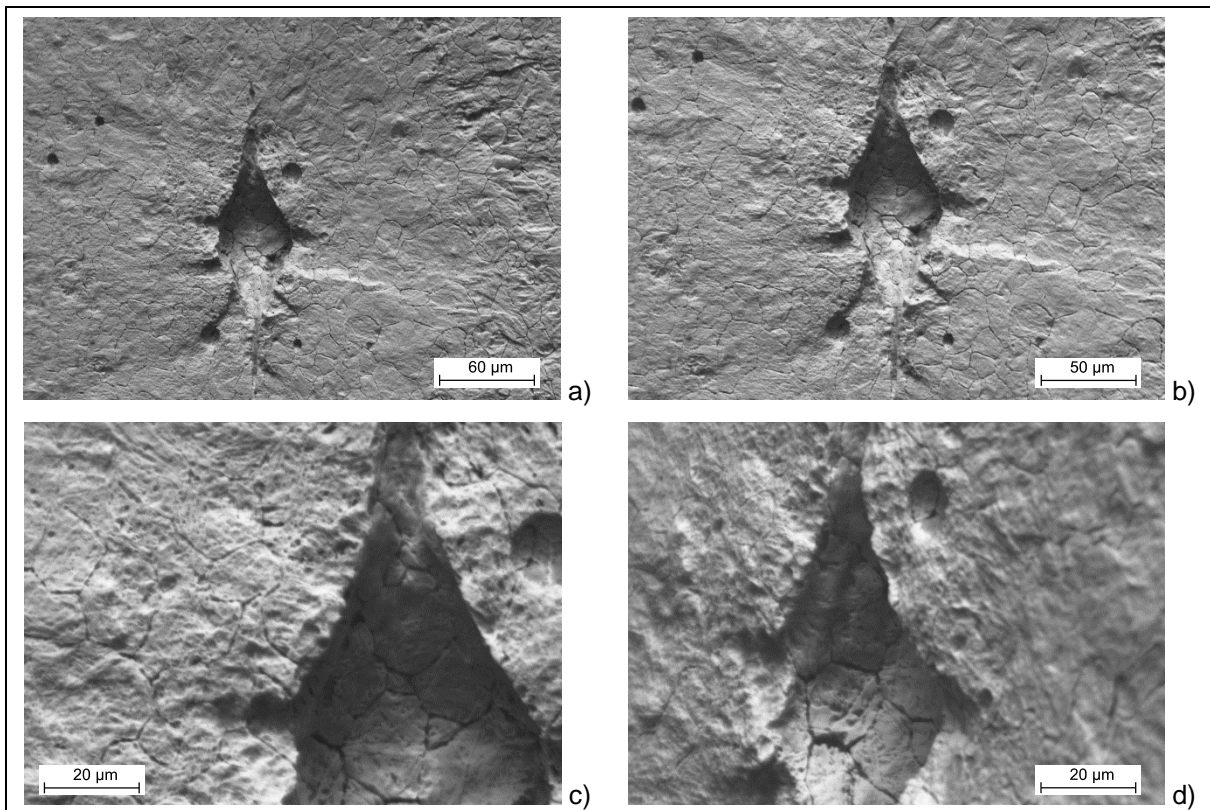


Bild 7-18: Bereich der Bruchlinse in der Nähe eines exemplarischen, ausgebrochenen, oxidischen, nicht-metallischen Einschlusses der Variante OW3: a) 20 Minuten und b) 40 Minuten bei Raumtemperatur auf Korngröße geätzt; c) und d) Detailansichten nach 40 Minuten bei Raumtemperatur auf Korngröße geätzt (in Anlehnung an [Rom21])

7.2 Rissinitiierung an Körnern

7.2.1 Ort der Rissinitiierung²³

Bei den Varianten KG0, KG1 und KG2 finden die Rissinitiierungen an einem Korn stets in einer Ecke des Zahns innerhalb der Einsatzhärteschicht statt (vergleiche Tabelle 5-2). Einflüsse auf diese Charakteristik aus den Versuchsrahmenbedingungen am Pulsatorprüfstand konnten durch Untersuchungen des Tragbildes ausgeschlossen werden. Bild 7-19 zeigt die Orte der rissinitiierenden Körner der Korngrößenvarianten. Der Koordinatenursprung wird hierbei an die Stirnkante gelegt. Die Fehlerindikatoren zeigen die idealisierte Ausdehnung der Körner mittels Länge und Breite. Im Rahmen von angefertigten Längsschliffen wurde eine unmittelbar am Rand liegende Schicht identifiziert, in der vermehrt Korngrenzenkarbide und Karbidnetzwerke zu erkennen sind (siehe Bild 7-20). Die Ausdehnung der Randschicht wurde anhand von Längsschliffen an beiden Zahnradseiten ermittelt und gemittelt. Die Bereiche der Randschicht sind in Bild 7-19 gelb markiert. Es ist jedoch davon auszugehen, dass eine gewisse Streuung in der Ausdehnung der Randschicht, insbesondere auch zwischen den Zahnradern vorliegt. Daher sind die in den Diagrammen angegebenen Bereiche der Randschicht nicht als absolut anzusehen. Die gemessenen Eigenspannungstiefenverläufe der Variante sind jeweils daneben dargestellt.

²³ In diesem Abschnitt floss unmittelbar folgende studentische Arbeit mit ein, welche unter maßgeblicher Anleitung des Autors erstellt wurde: [Rom21].

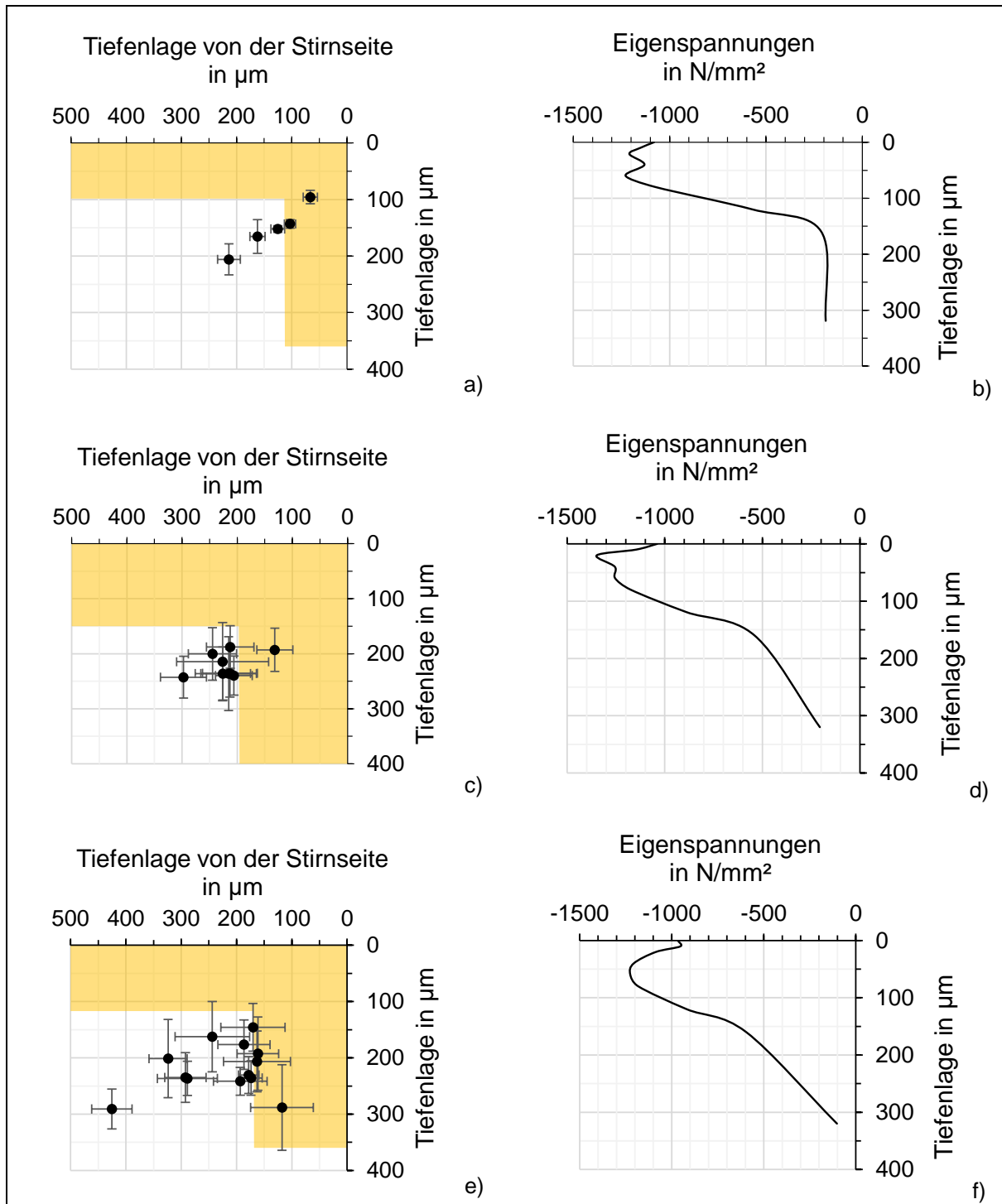


Bild 7-19: Orte der rissinitiiierenden Körner der Varianten a) KG0, c) KG1 und e) KG2 (Die Fehlerindikatoren zeigen idealisierte Ausdehnung der Körner mittels Länge und Breite; Gelb markierte Bereiche geben die Ausdehnung der Randschicht an, in der vermehrt Korngrenzenkarbide und Karbidnetzwerke zu erkennen sind); Gemessene Eigenspannungstiefenverläufe in Zahnmitte der Variante b) KG0, d) KG1 und f) KG2 (in Anlehnung an [Rom21])

Beim Vergleich der Eigenspannungstiefenverläufe mit den Orten der Rissinitiiierung zeigt sich in Bild 7-19, dass alle Rissinitiiierungen in dem Tiefenbereich stattfinden, in welchem die Druckeigenspannungen nach dem Maxima wieder abnehmen. Des Weiteren korreliert die Tiefe der Randschicht mit dem erkennbaren Knick im Eigenspannungstiefenverlauf.

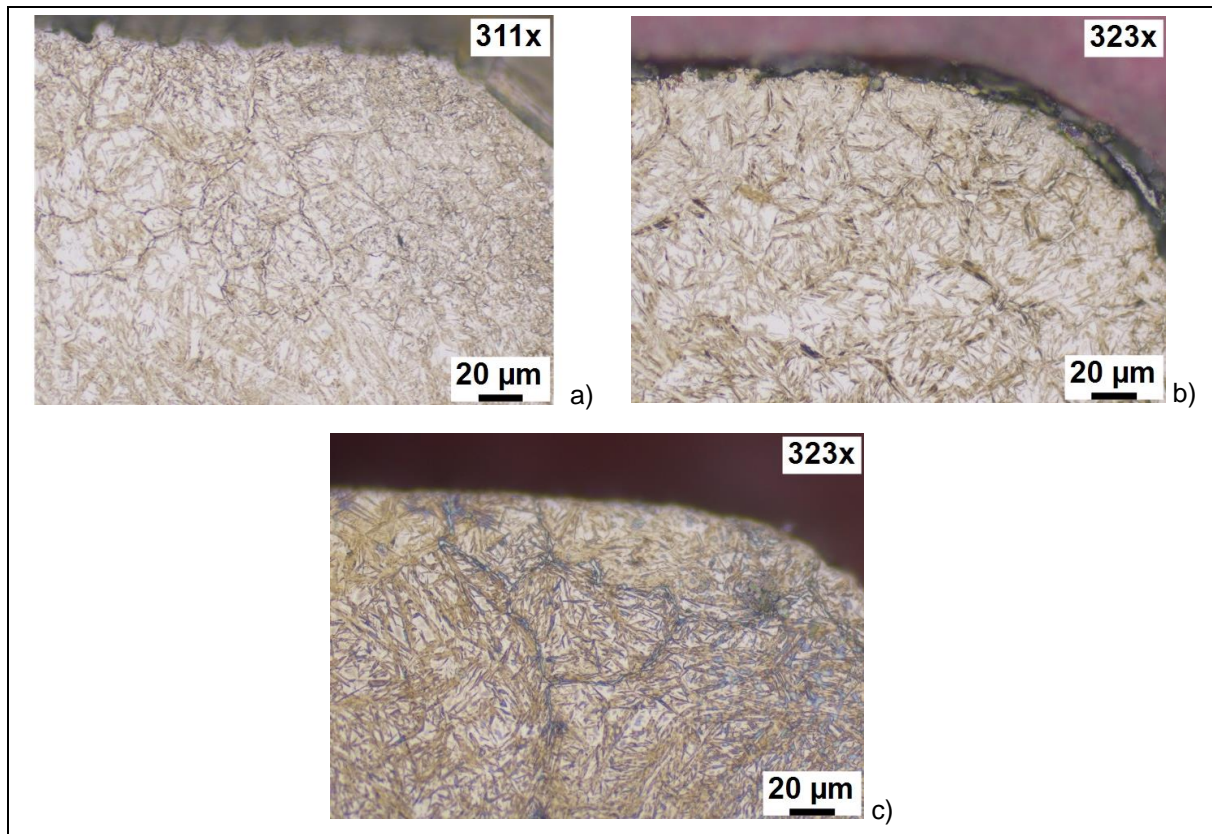


Bild 7-20: Exemplarische Korngrenzenkarbide und Karbidnetzwerke der Varianten a) KG0, b) KG1 und c) KG2

7.2.2 Korngröße der rissinitiiierenden Körner²⁴

Die Korngröße der rissinitiiierenden Körner wird in Bild 7-22 den Lastspielzahlen bis zum Bruch gegenübergestellt. Die Ermittlung der Korngröße erfolgt gemäß Gleichung (22). Hierbei wird die von MURAKAMI [Mur19, Mur14] bekannte Größe „area“ in eine Korngröße nach [ISO20] umgewertet. Eine exemplarische Bestimmung der area-Fläche des rissinitiiierenden Kornes ist in Bild 7-21 gezeigt.

$$G = \frac{\ln\left(\frac{10^6}{\text{area}_{\text{Korn}}}\right)}{\ln(2)} - 3 \quad (22)$$

G	–	Korngrößenklasse	$\text{area}_{\text{Korn}}$	–	Projizierte Fläche des Kornfläche in μm^2
---	---	------------------	-----------------------------	---	--

Die rissinitiiierenden Körner der Varianten KG1 und KG2 liegen hauptsächlich zwischen den Korngrößenklassen 3,5 bis 6,5. Bei der Variante KG 0 ist die Korngröße der rissinitiiierenden Körner (6,5 bis 9,8) im Vergleich kleiner, jedoch ist die Streuung höher. Grundsätzlich ist bei der Variante KG1 zu erkennen, dass mit steigender Lastspielzahl bis zum Bruch die rissinitiiierenden Körner feiner werden. Bei der Variante KG0 und KG2 ist der Trend uneinheitlich. Bei dieser Betrachtung ist jedoch die geringe, vorliegende Datenbasis zu beachten. Es ist auffällig, dass bei allen drei Varianten die rissinitiiierenden Körner feiner sind als die größten Körner, welche bei der Korngrößenanalyse ermittelt wurden (vergleiche Bild 4-5).

²⁴ In diesem Abschnitt floss unmittelbar folgende studentische Arbeit mit ein, welche unter maßgeblicher Anleitung des Autors erstellt wurde: [Rom21].

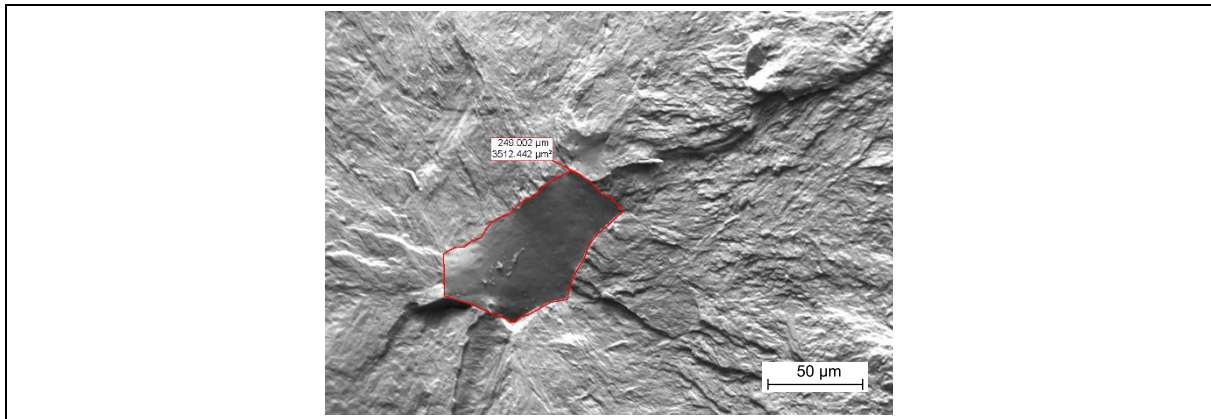


Bild 7-21: Exemplarische area-Fläche des rissinitiiierenden Korns

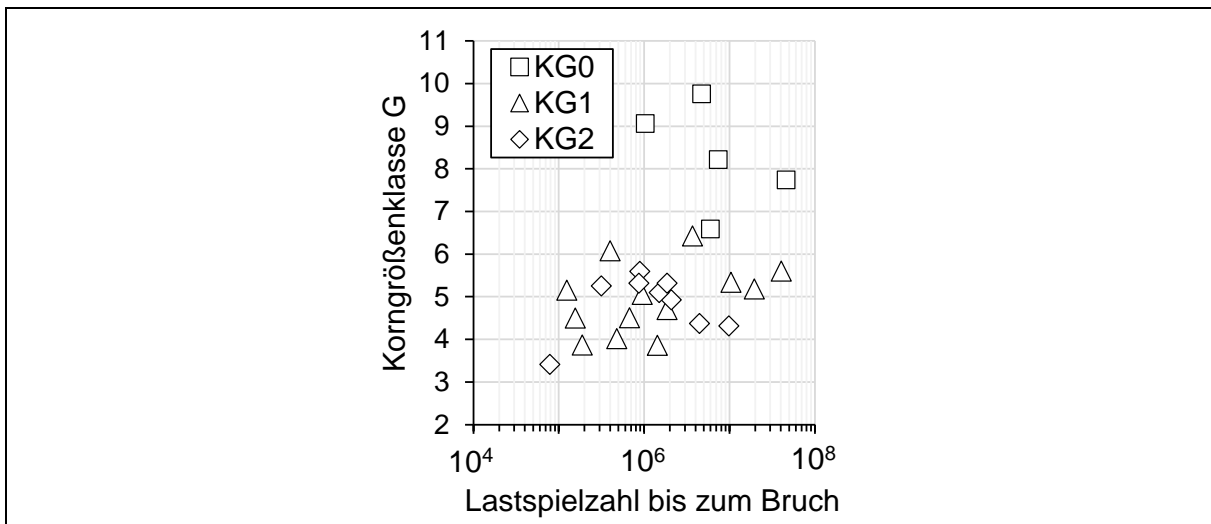


Bild 7-22: Korngrößenklasse G der rissinitiiierenden Körnern aufgetragen über die Lastspielzahl bis zum Bruch (in Anlehnung an [Rom21])

7.2.3 Weitere Korrelationen in der Bruchlinie

Bei den Ausfällen aufgrund einer Rissinitiiierung an einem Korn zeigt sich, analog zu den Ausfällen an nicht-metallischen Einschlüssen, ebenfalls eine Bruchlinie (vergleiche Tabelle 5-1 und Tabelle 5-2). Es ist in Tabelle 5-2 deutlich zu erkennen, dass die Bruchlinie ausgehend vom Korn auch in größere Werkstofftiefe wächst, bevor es zum Ausfall kommt. Aus diesem Grund, werden, in Anlehnung an die Untersuchungen zu möglichen Korrelationen in den Bruchlinien von nicht-metallischen Einschlüssen in [Fuc21a, Fuc22d], im Folgenden ebenfalls mögliche Korrelationen in der Bruchlinie von Körnern untersucht.

Bild 7-23 zeigt die gemessene Fläche der Bruchlinie aufgetragen über der Lastspielzahl bis zum Bruch (Bild 7-23 (a)) und der gemessenen Fläche des rissinitiiierenden Korns (Bild 7-23 (b)). Bei der Gegenüberstellung mit der Lastspielzahl bis zum Bruch in Bild 7-23 (a) zeigt sich für die Varianten KG0 und KG1 keine klare Tendenz. Bei der Variante KG2 ist eine steigende Tendenz erkennbar. In Bild 7-23 (b) lässt sich keine klare Tendenz ableiten.

In Bild 7-24 ist die Länge und Breite der Bruchlinie und die gemessene und berechnete Fläche der Bruchlinie gegenübergestellt. Die berechnete Fläche der Bruchlinie in Bild 7-24 (b) orientiert sich an der Vorgehensweise für Bruchlinien bei nicht-metallischen Einschlüssen nach Gleichung (21), bei welcher eine elliptische Fläche errechnet wird. Es ist zu erkennen, dass auch diese Fläche durch eine ellipsenförmige Fläche beschrieben werden kann, die die Länge und die Breite der Bruchlinie verwendet.

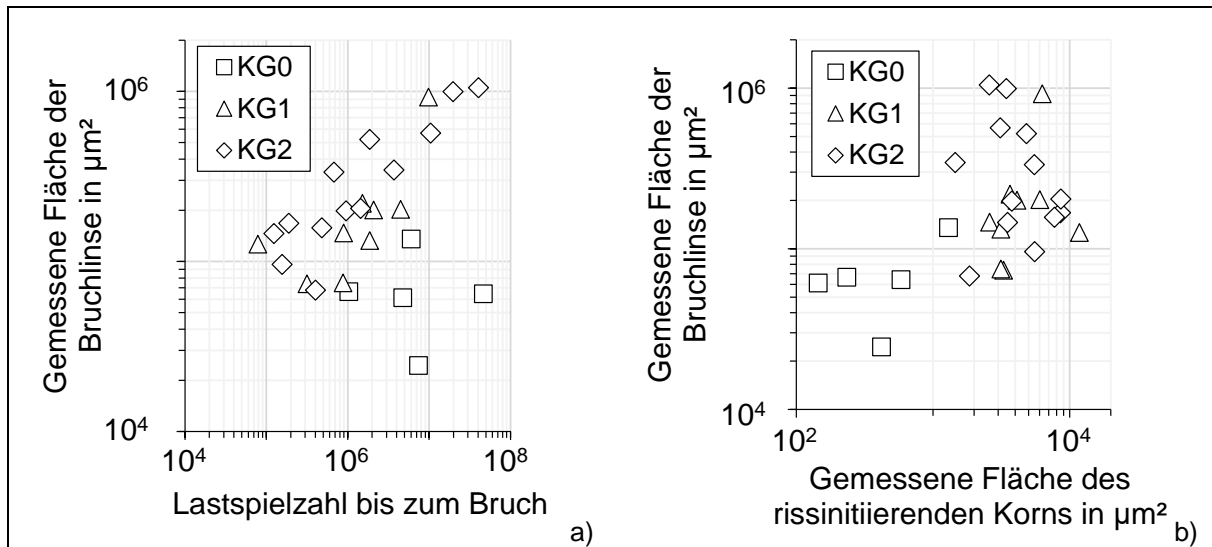


Bild 7-23: Gemessene Fläche der Bruchlinse aufgetragen gegenüber a) der Lastspielzahl bis zum Bruch und b) der gemessenen Fläche des rissinitiiierenden Korns

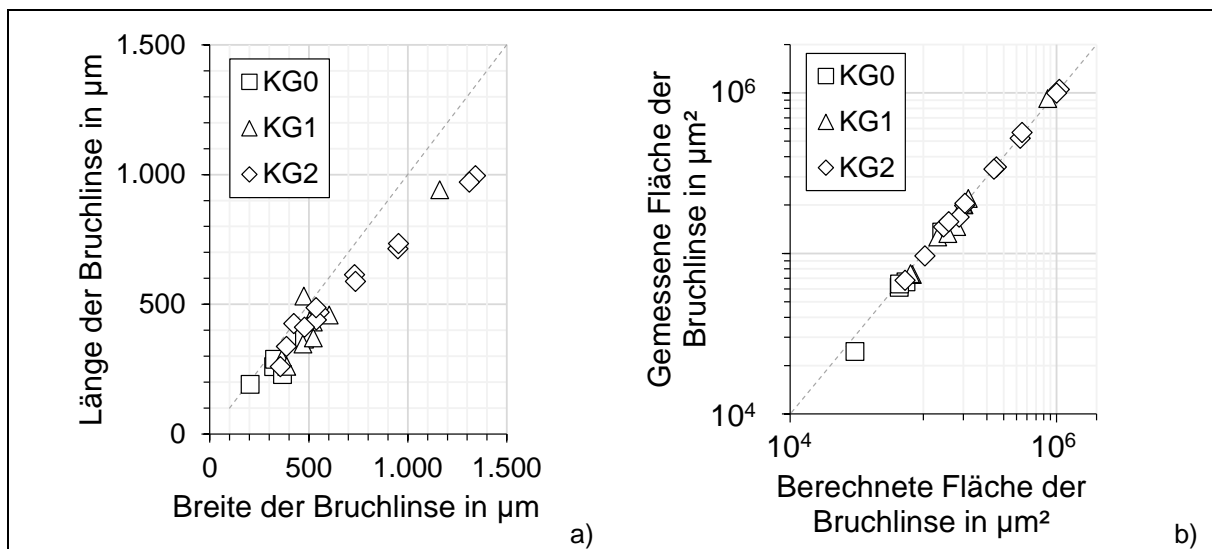


Bild 7-24: Gegenüberstellung der a) Länge und Breite der Bruchlinse und b) der gemessenen und berechneten Fläche der Bruchlinse und jeweils Gegenüberstellung mit der Winkelhalbierenden, bei welcher gemessene und berechnete Werte identisch wären

Eine Gegenüberstellung des Abstands von der Oberfläche des rissinitiiierenden Korns mit der gemessenen Fläche des rissinitiiierenden Korns und der gemessenen Fläche der Bruchlinse ist in Bild 7-25 dargestellt. Es sind leichte Tendenzen zu erkennen, dass mit größerem Abstand von der Oberfläche des rissinitiiierenden Korns auch die Fläche des Korns und der Bruchlinse zunimmt. Hierbei ist allerdings die hier vorliegende, begrenzte Datenbasis zu beachten.

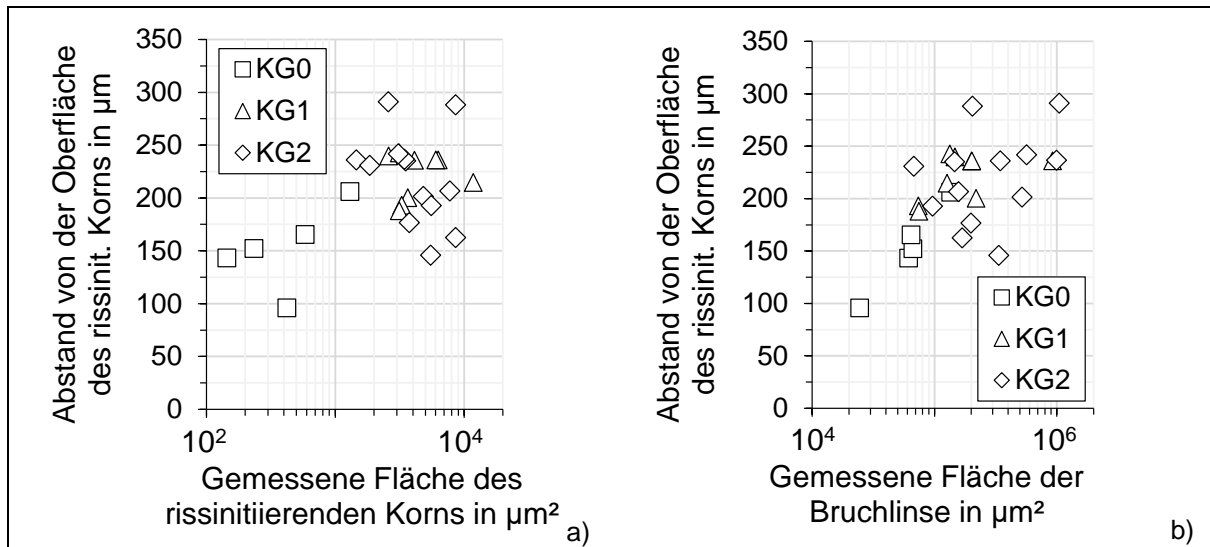


Bild 7-25: Gegenüberstellung des Abstands von der Oberfläche des rissinitiierenden Kornes mit a) der gemessenen Fläche des rissinitiierenden Kornes und b) der gemessenen Fläche der Bruchlinse

7.2.4 Stufe am rissinitiierenden Korn²⁵

Ähnlich zu der Stufe am nicht-metallischen Einschluss (vergleiche Abschnitt 7.1.5) ist auch am rissinitiierenden Korn eine Stufe erkennbar (siehe Bild 7-26). Diese Charakteristik ist in jeder Bruchfläche erkennbar, bei welcher ein Korn rissauslösend war, jedoch in unterschiedlicher Ausprägung. Für eine noch detailliertere Untersuchung wie im Abschnitt 7.1.5 ist die Datenbasis jedoch noch zu gering.

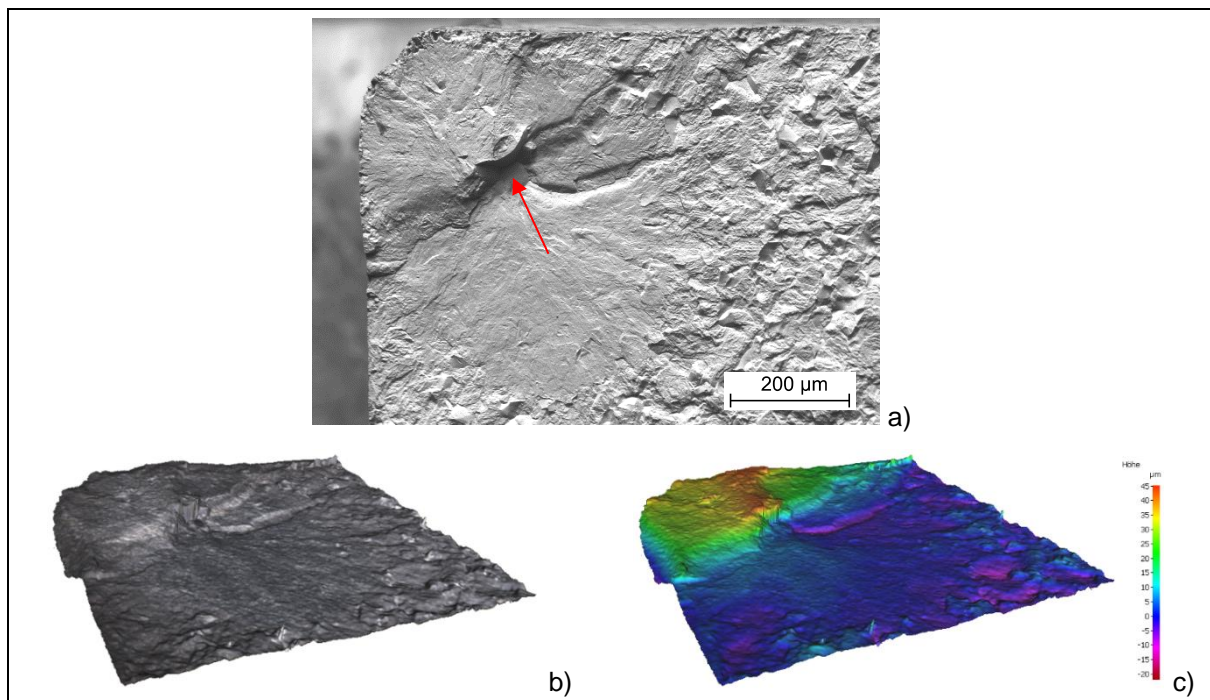


Bild 7-26: a) REM-Aufnahme einer Stufe an einem Korn in einer Bruchlinse (markiert durch einen roten Pfeil) (Bruchfläche oben); b) dreidimensionale Aufnahme (nicht maßstabsgetreu) und c) Falschfarbendarstellung des Höhenprofils (Farbskala reicht von -20 μm bis +45 μm) dieser Stufe an einem Korn [Rom21]

²⁵ In diesem Abschnitt floss unmittelbar folgende studentische Arbeit mit ein, welche unter maßgeblicher Anleitung des Autors erstellt wurde: [Rom21].

7.2.5 Korngrößenätzung am rissinitiiierenden Korn²⁶

In Anlehnung an die Korngrößenätzung am nicht-metallischen Einschluss in Abschnitt 7.1.6 wird exemplarisch an einem rissinitiiierenden Korn eine Korngrößenätzung auf der Bruchfläche durchgeführt. Bild 7-27 vergleicht die ungeätzte mit der geätzten Bruchfläche. Die Ätzung auf der Bruchfläche ist im Vergleich zu Bild 7-18 nicht so stark ausgeprägt. Allerdings sind trotzdem die Korngrenzen bei entsprechender Vergrößerung erkennbar (siehe exemplarisch in Bild 7-27 (b): rot, gestrichelt umrandeter Bereich). Es ist im Vergleich zu Bild 7-18 eine deutlich gröbere Kornstruktur zu erkennen. Dies bestätigt auch die Korngrößenbewertung in Bild 4-5.

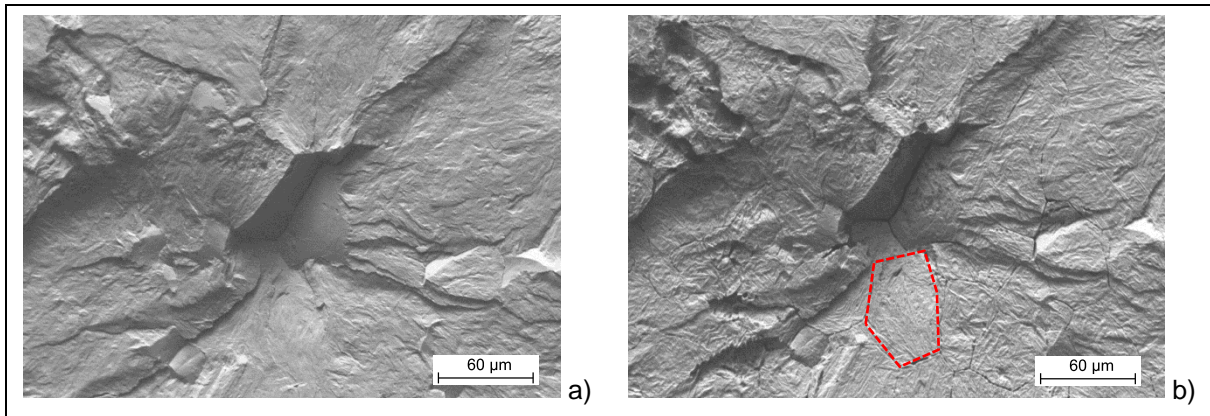


Bild 7-27: Bereich der Bruchlinse in der Nähe eines exemplarischen Kornes der Variante KG1: a) ungeätzt und b) 40 Minuten bei Raumtemperatur auf Korngröße geätzt (in Anlehnung an [Rom21])

7.2.6 Weitere Charakteristika an einem rissinitiiierenden Korn²⁷

Bild 7-28 zeigt eine Aufnahme einer Rissinitiiierung an einem Korn unterhalb der Oberfläche. Es sind verschiedene Charakteristika zu erkennen und es handelt sich um einen interkristallinen Bruch. Blau eingekreist ist eine Verschmutzung der Bruchfläche zu erkennen, welche auch durch mehrmalige Reinigungsschritte nicht entfernt werden konnte, diese ist nicht weiter zu beachten. Mikrorisse an der Korngrenze sind erkennbar und mit orangenen Pfeilen markiert. Des Weiteren zeigen sich Korngrenzen-Tripelkanten, welche mit grünen Pfeilen markiert sind. Die roten Pfeile zeigen Aluminiumnitride, welche sich an der Korngrenze angelagert haben. Diese Aluminiumnitride sind in Bild 7-30 im Detail dargestellt und mit einem Pfeil markiert. In Bild A7 und Tabelle A33 im Anhang wird eine beispielhafte Auswertung der chemischen Zusammensetzung der Aluminiumnitride gezeigt. Ein ehemaliges Karbid ist mit einem lila Pfeil angezeigt. Die gleichen Charakteristika können auch an einem weiteren Korn erkannt werden (vergleiche Bild 7-29). Bild 7-31 zeigt ein Aluminiumnitrid (schwarzer Kreis), eine Mikropore (schwarzer, gestrichelter Kreis) und Gleitlinien (schwarzer Pfeil) in einem rissinitiiierenden Korn der Variante KG2. Entlang von Korngrenzen „durchgezogene“ bzw. „durchgewalzte“ Aluminiumnitride in einem rissinitiiierenden Korn der Variante KG2 zeigt Bild 7-32. Bild 7-33 zeigt potentielle Mikroporen in einem rissinitiiierenden Korn in einer Bruchfläche (schwarz eingekreist). Wie zu erkennen ist, sind ausgeprägte Charakteristika in der Bruchfläche erkennbar, die vorliegende Datenbasis ist jedoch noch zu gering, um weitere Korrelationen abzuleiten und sollte deshalb in einer Folgearbeit näher untersucht werden.

²⁶ In diesem Abschnitt floss unmittelbar folgende studentische Arbeit mit ein, welche unter maßgeblicher Anleitung des Autors erstellt wurde: [Rom21].

²⁷ In diesem Abschnitt floss unmittelbar folgende studentische Arbeit mit ein, welche unter maßgeblicher Anleitung des Autors erstellt wurde: [Hub22].

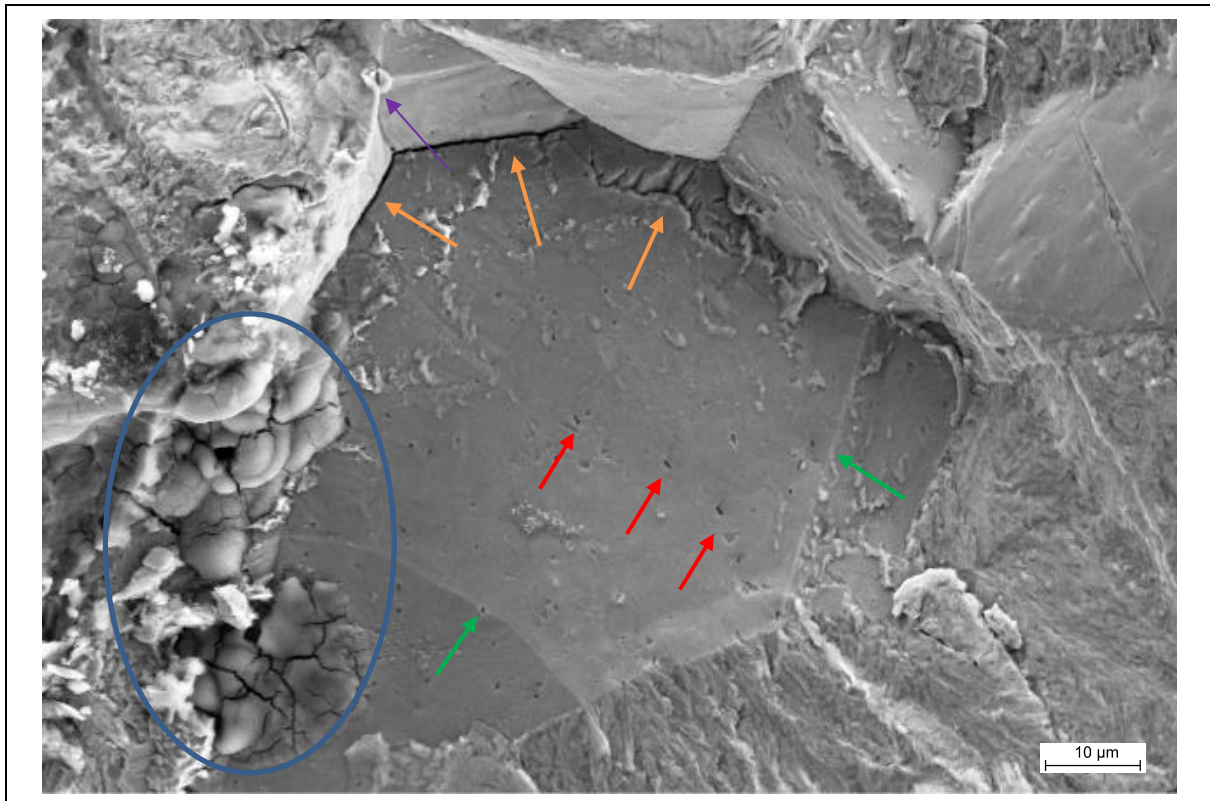


Bild 7-28: Weitere Charakteristika an einem rissinitiierenden Korn der Variante KG2 (Blauer Kreis: Verunreinigung der Bruchfläche; Orange Pfeile: Mikrorisse; Grüne Pfeile: Korngrenztripelkanten; Rote Pfeile: Aluminiumnitride; Lila Pfeil: Ehemaliges Karbid)

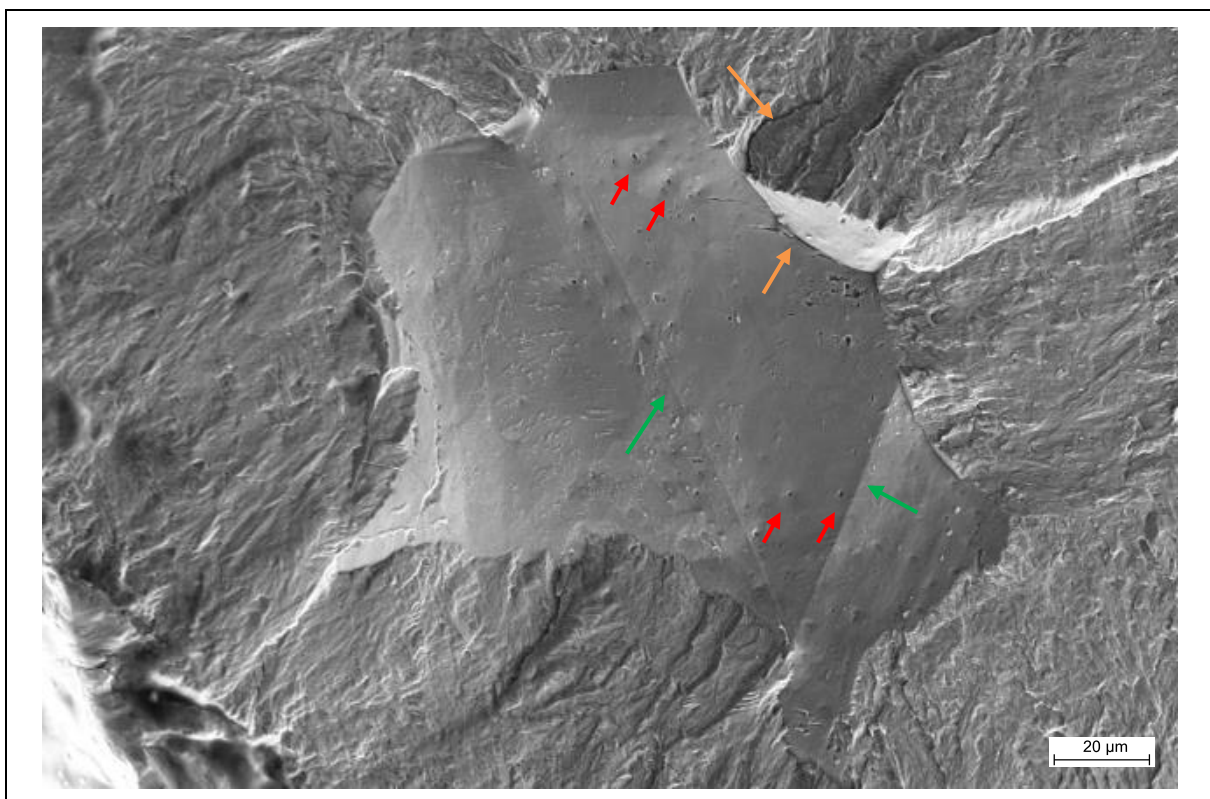


Bild 7-29: Weitere Charakteristika an einem 2. rissinitiierenden Korn der Variante KG2 (Orange Pfeile: Mikrorisse; Grüne Pfeile: Korngrenztripelkanten; Rote Pfeile: Aluminiumnitride)

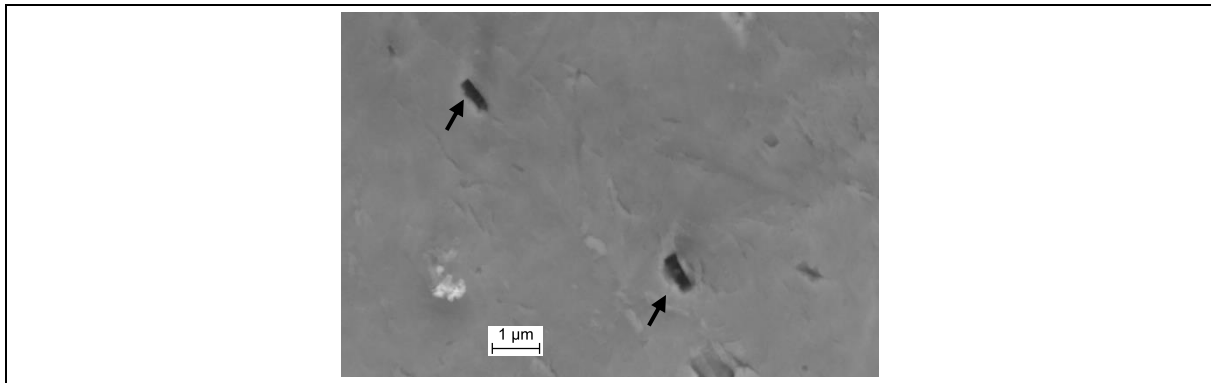


Bild 7-30: An Korngrenzen angelagerte Aluminiumnitride (schwarze Pfeile)

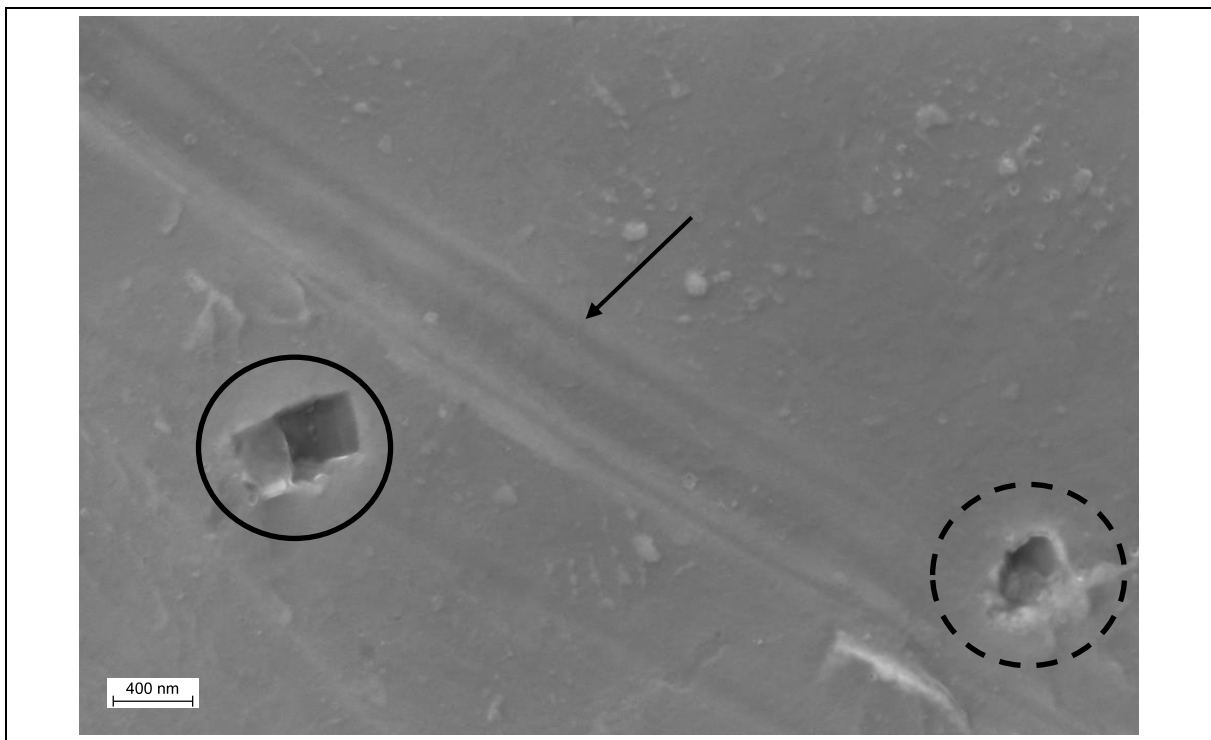


Bild 7-31: Aluminiumnitrid (schwarzer Kreis), Mikropore (schwarzer, gestrichelter Kreis) und Gleitlinien (schwarzer Pfeil) in einem rissinitierenden Korn der Variante KG2

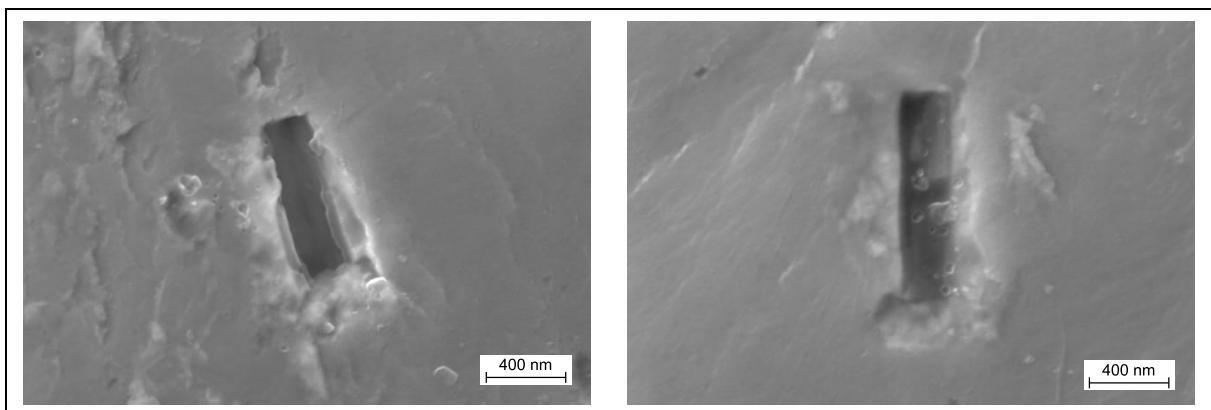


Bild 7-32: Entlang von Korngrenzen „durchgezogene“ Aluminiumnitride in einem rissinitierenden Korn der Variante KG2

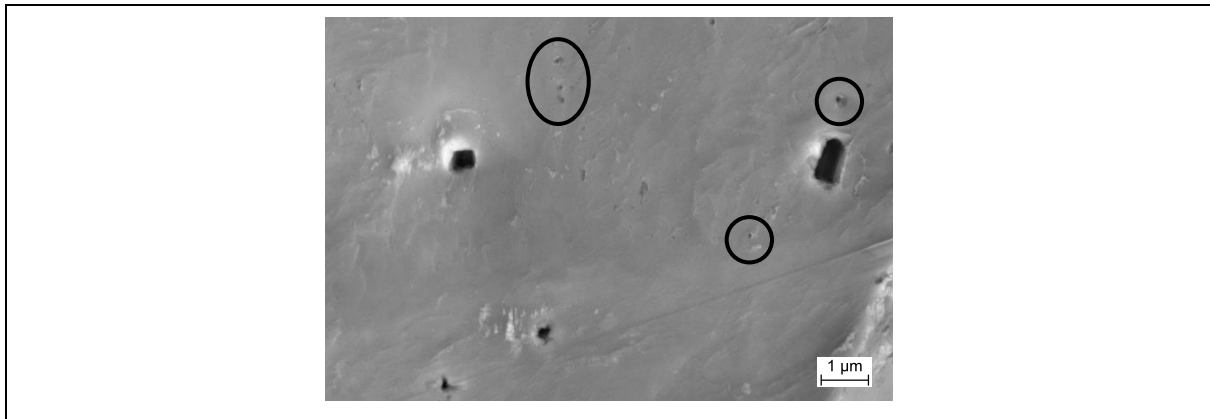


Bild 7-33: Potentielle Mikroporen (schwarz eingekreist)

7.3 Interpretation der Bruchflächen

7.3.1 Nicht-metallische Einschlüsse²⁸

TANAKA UND MURA stellen in [Tan82] eine Theorie für die Rissinitiierung an nicht-metallischen Einschlüssen vor. Die Rissinitiierung geschieht hierbei entweder an Gleitbändern ausgehend von einem abgelösten Einschluss oder an Gleitbändern ausgehend von einem Einschluss und einer Korngrenze. WANG ET AL. [Wan18] entwickeln die Theorie aus [Tan82] weiter. Gleitende Versetzungen entstehen demnach an günstig orientierten Körnern der Stahlmatrix um einen nicht-metallischen Einschluss herum. Die Stahlmatrix löst sich lokal vom nicht-metallischen Einschluss und es entstehen Mikrovakua. Diese ermöglichen das weitere Versetzungsgleiten, die Bildung von Ex- und Intrusionen und die Bildung von Mikroporen. Bei einer entsprechenden Spannungskonzentration kann ein Riss initiiert werden. Solche gleitenden Versetzungen können anhand von Mikroporen und sogenannten „Slip Markings“ erkannt werden. Derartige Mikroporen und „Slip Markings“ können auch bei den hier vorliegenden Bruchflächen am nicht-metallischen Einschluss festgestellt werden (vergleiche Bild 7-34).

In Abschnitt 7.1.5 wird gezeigt, dass an allen rissinitiierenden nicht-metallischen Einschlüssen Stufen in unterschiedlicher Ausprägung vorliegen. Bild 7-35 zeigt eine solche Stufe an einem ausgebrochenen oxidischen Einschluss. Die Stufe ist deutlich zu erkennen. In Bild 7-35 (a) sind zudem „Slip Markings“ (schwarzer Pfeil) zu erkennen. Ferner zeigt sich in Bild 7-35 (b) ein weiterlaufender Riss (weißer Pfeil). Anhand einer FEM-Simulation (siehe Bild 7-36 (a)) wird gezeigt, dass sich diese Stufe anhand des am Einschluss vorliegenden Spannungszustands erklären lässt. In dem Modell sind neben den Lastspannungen auch die mittels Röntgendiffraktometrie gemessenen Druckeigenstressungen aus dem Kugelstrahlprozess abgebildet. Es ist zu erkennen, dass sich die Spannungsmaxima senkrecht zur 30°-Tangente ausbilden (schwarze Pfeile). Nach einem Anriss an den Spannungsmaxima verläuft der Riss jedoch entlang den schwarz, gestrichelten Pfeilen weiter. In Bild 7-36 (b) ist dies schematisch dargestellt. Die in Bild 7-35 (a) gezeigten „Slip Markings“ liegen eindeutig in dem Bereich der Spannungsmaxima nach Bild 7-36. In [Nis99, Wan18] wird angegeben, dass im Bereich der Spannungsmaxima an einem zu dieser Spannung günstig orientierten Korn Versetzungsgleiten auftritt. Wie bereits erwähnt, kann dies zu „Slip Markings“ und Mikroporen führen, wie sie in Bild 7-34 und Bild 7-35 eindeutig erkennbar sind. Nach [Wan18] kann die Stufe in Bild 7-35 (a) am nicht-

²⁸ Die Inhalte dieses Abschnittes wurden vom Autor mit geteilter Erstautorschaft bereits in [Rom23] publiziert. In diesem Abschnitt flossen zudem unmittelbar folgende studentische Arbeiten mit ein, welche unter maßgeblicher Anleitung des Autors erstellt wurden: [Rom20, Rom21].

metallischen Einschluss aufgrund der Rissinitiierung innerhalb der benachbarten Körner um maximal den Betrag der vorliegenden, doppelten Korngröße vergrößert werden. Die hier gezeigten Untersuchungen stützen somit die Ausführungen in [Nis99, Wan18].

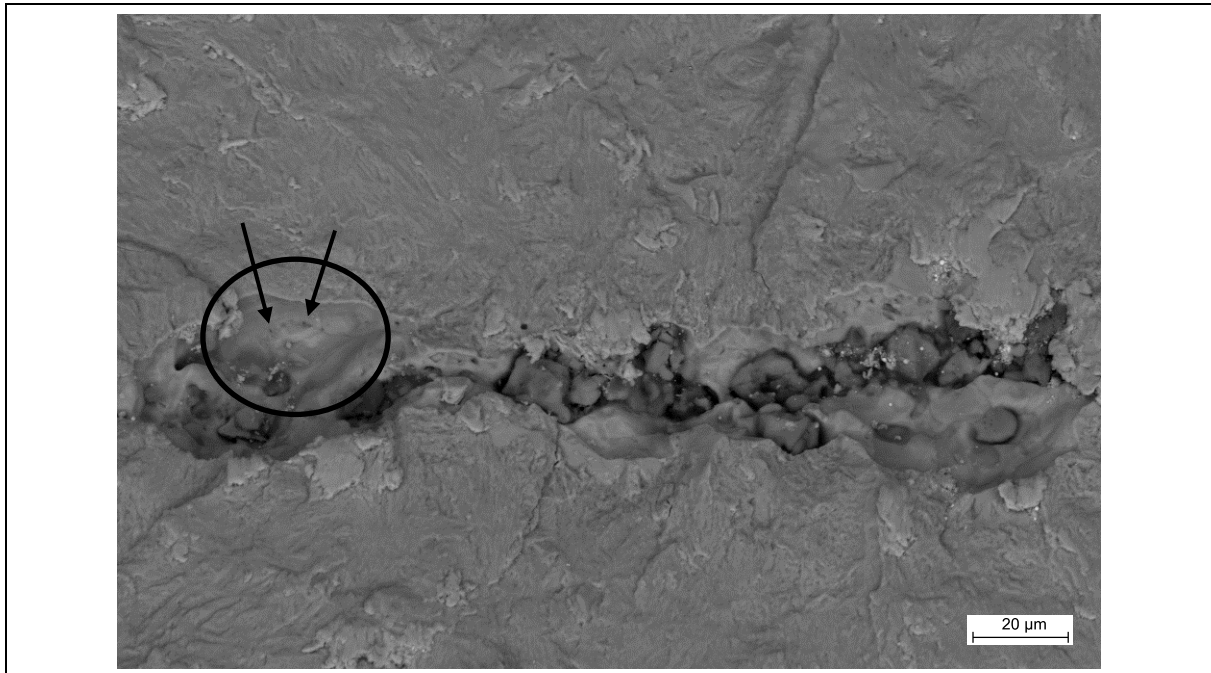


Bild 7-34: Mikroporen (schwarze Pfeile) und „Slip Markings“ (schwarzer Kreis) an einem nicht-metallischen Einschluss der Variante OW3 (in Anlehnung an [Rom20, Rom23])

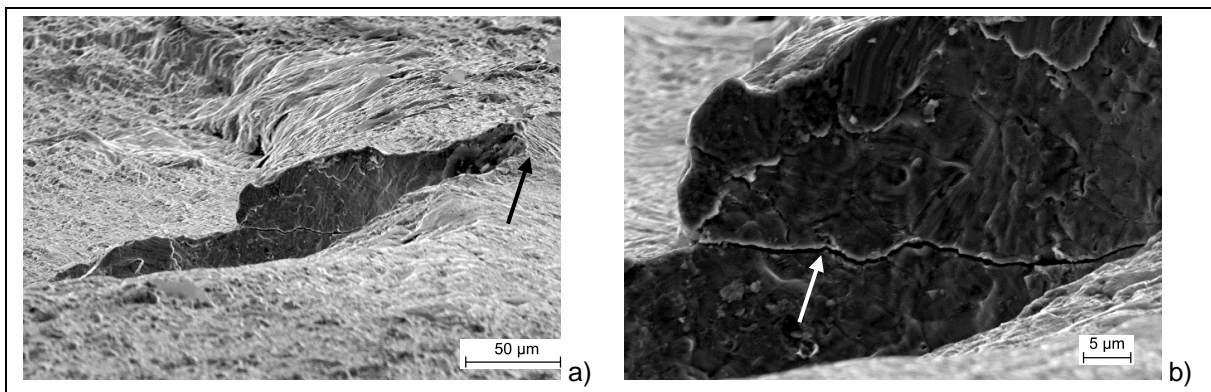


Bild 7-35: a) Stufe am nicht-metallischen Einschluss und „Slip markings“ (schwarzer Pfeil) und b) weiterlaufender Riss (weißer Pfeil) (in Anlehnung an [Rom20, Rom23])

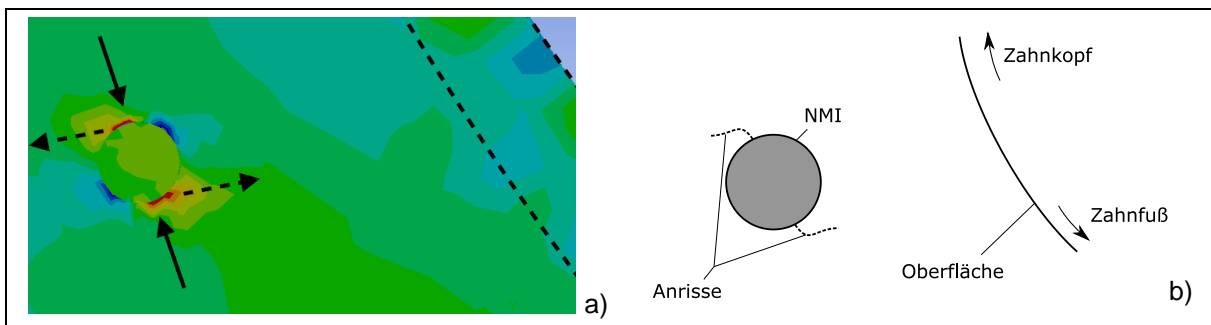


Bild 7-36: a) Simulierte Normalspannungen mit Eigenspannungen (Orientierung entspricht dem Querrichtung, d.h. senkrecht zur Längsachse) (Gestrichelte Linien: Numerischer Fehler; Einschlussdaten: Durchmesser: 30 µm, Tiefenlage: 150 µm; Farbskala: rot (hohe Spannungen) – grün – blau (niedrige Spannungen)) und b) Positionen der Rissinitiierung und Rissablenkung in Richtung zur Senkrechten der 30°-Tangente (in Anlehnung an [Rom20, Rom23])

Nach der Rissinitiierung bildet sich beim weiteren Rissfortschritt im Bereich hoher Lastspielzahlen üblicherweise eine ODA aus. Zur Entstehung einer solchen ODA gibt es mehrere, konkurrierende Theorien (vergleiche Abschnitt 2.7.1). In [Fuc22c] wird ausgeführt, dass mit höheren Druckeigenspannungen während der äußeren Belastung des Werkstoffs eine größere Differenz zwischen der minimalen und maximalen Beanspruchung vorliegt. Es wird geschlussfolgert, dass mit steigenden Druckeigenspannungen bei gleichbleibender äußerer Belastung, potentiell eine größere ODA-Bildung möglich ist. Hierbei sind allerdings auch die Rahmenbedingungen während des experimentellen Versuchs zu berücksichtigen (vergleiche Abschnitt 7.1.4 und [Fuc22c]). Diese Annahme wird ferner durch experimentelle Untersuchungen von DENG ET AL. [Den17] und RITZ ET AL. [Rit18] gestützt. Bei höheren Lastspielzahlen (vergleiche Bild 7-10) bilden sich zudem größere ODA-Bereiche aus.

Auf den bisherigen Ausführungen aufbauend, wird im Folgenden ein Vorschlag für einen möglichen Rissfortschritt innerhalb der Bruchlinie bei einer Rissinitiierung an einem nicht-metallischen Einschluss nach Rissinitiierung und Bildung der ODA abgeleitet. Nach Bild 7-36 liegen zwei Mikroanrisse vor. Die Orientierung der Abbildung in Bild 7-36 ist in Querrichtung, d.h. sie entspricht dem Querschliff nach Definition der metallographischen Untersuchungen und steht somit senkrecht zur Längsachse des Zahnrades. Nach dem Übergang des mikroskopischen Risses zum makroskopischen Anriss verläuft der Riss normalspannungsgesteuert weiter [Rös16]. Der Riss wird aus diesem Grunde, wie in Bild 7-36 (b) gezeigt, abgelenkt und wächst parallel zur 30°-Tangente weiter.

Nach TANAKA UND AKINIWA [Tan02] gilt innerhalb der Bruchlinie das modifizierte Paris-Law für Innenrisse, wonach innerhalb der Bruchlinie ein stabiles Risswachstum vorliegt. Bild 7-37 zeigt das Risswachstum in und um eine Bruchlinie schematisch, welches auf ausführlichen Bruchflächenanalysen und FEM-Analysen basiert. Die Orientierung der Abbildung in Bild 7-37 ist senkrecht zur Orientierung in Bild 7-36 zu verstehen und stellt die Ansicht auf die „Bruchfläche“ dar (vergleiche Tabelle 5-1). Basierend auf den FEM-Ergebnissen aus [Rom20] wird davon ausgegangen, dass die beiden makroskopischen Anrisse in einem ersten Schritt auf der jeweiligen Stufenhöhe ellipsenförmig weiterwachsen (vergleiche Bild 7-36 (b)). Dies setzt sich so lange fort, bis diese außerhalb des Wirkungsbereichs der Spannungszustände am nicht-metallischen Einschluss sind. Der Anriss, der näher an der Oberfläche ist, wächst zunächst schneller. Dies kann auf den vorliegenden Spannungszustand zurückgeführt werden (vergleiche Bild 7-37: Nr. 1). Der Riss wächst weiter, bis dieser das Spannungsminimum erreicht, welches auf die vorliegenden Druckeigenspannungen zurückgeführt werden kann. Je nach vorliegendem Spannungszustand kann das Risswachstum zunächst zum Erliegen kommen oder sich stark verlangsamen. Der Spannungszustand ist nun, verstärkt durch den bereits gebildeten Innenriss, groß genug, dass die Bruchlinie weiter in die Werkstofftiefe wächst (Nr. 2). Die Rissbildung in Richtung der Nr. 1 und 2 ist als parallel bzw. sich abwechselnd und nicht nacheinander zu verstehen, zudem können je nach vorliegendem Spannungszustand sich die Rissfortschrittsgeschwindigkeiten ändern. Die Bruchlinie wächst so weit weiter (Nr. 3 und 4), bis der entstehende Innenriss so groß ist, dass das Spannungsminimum nahe der Oberfläche, überwunden werden kann und sich somit ein Oberflächenanriss bildet (Nr. 5). Mit dem Rissfortschritt (Nr. 6), bildet sich dann die Stufe am Rande der Bruchlinie (vergleiche Abschnitt 7.1.5). Ab diesem Punkt ist das weitere Risswachstum (Nr. 7), welches üblicherweise als Schwingbruchanteil des Dauerbruchs bezeichnet wird, analog zu einem üblichen Oberflächenanriss bei ungestrahlten bzw. zum großen Teil bei reinigungsgestrahlten Zahnrädern. Dem schließt sich noch der hier nicht mehr gezeigte Gewaltbruch an, welcher zum schlussendlichen

Ausfall des Zahnrades führt. Für weiterführende Ausführungen und der Herleitung des Vorschlags für einen möglichen Rissfortschritt sei auf ROMMEL ET AL. [Rom23] verwiesen.

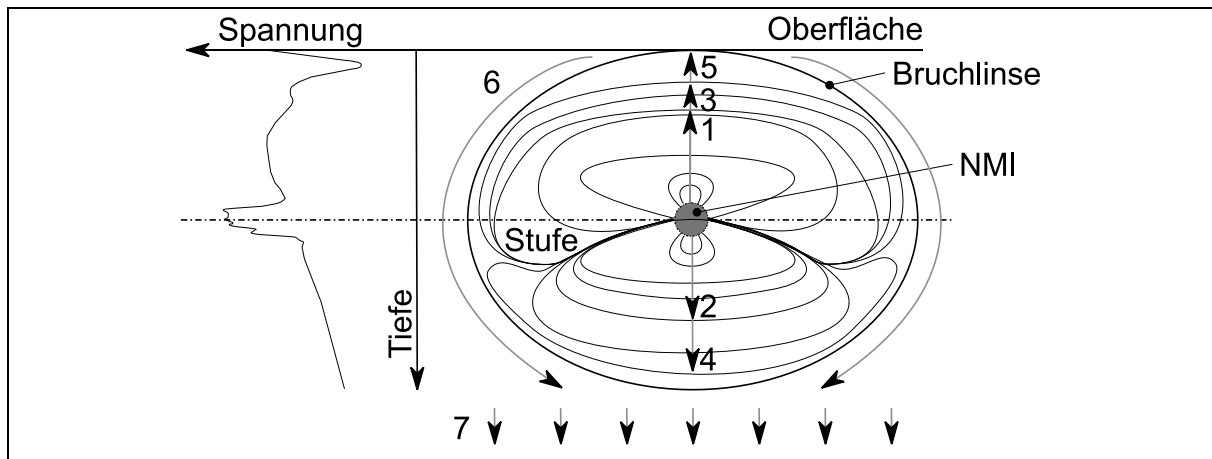


Bild 7-37: Rissfortschrittsstadien 1 bis 7 innerhalb und außerhalb der Bruchlinse, sowie der superpositionierte Lastspannungstiefenverlauf aus Last- und Eigenspannung (in Anlehnung an [Rom20, Rom23])

7.3.2 Körner²⁹

Bezüglich des Risswachstum bei feinerem Korn gibt es Theorien, welches dieses als interkristallin [Cav09, Est10, Ham11, Hoc11], aber auch als transkristallin [Dis03, Fle98] beschreiben. Bis auf [Fle98], stimmen alle Autoren jedoch überein, dass bei größerem Korn sowohl trans- als auch interkristallines Risswachstum auftritt. Alle Autoren, außer [Dis03], beschrieben ebenfalls eine geringere Risswachstumsrate bei größerem Korn, wobei hier als Ursache für das langsamere Risswachstum eine höhere Rissablenkung genannt wird. Dazu wird noch genannt, dass ein feineres Korn anfälliger für zyklische Verfestigung ist [Cav09] und der Spannungsintensitätsfaktor bei größerem Korn nach ESTRIN UND VINOGRADOV [Est10] und HANLON ET AL. [Est10, Han05] zunimmt.

Die interkristallinen Bruchlinien der Rissinitierungen an Körnern in dieser Arbeit zeigen Mikrorisse (siehe Bild 7-28 und Bild 7-29), Korngrenzentripelkanten (siehe Bild 7-28 und Bild 7-29), Aluminiumnitride auf den Korngrenzen (siehe Bild 7-28, Bild 7-29 und Bild 7-30), Mikroporen (siehe Bild 7-31), Gleitbänder (siehe Bild 7-31) und entlang von Korngrenzen „durchgezogene“ bzw. „durchgewalzte“ Aluminiumnitride (siehe Bild 7-31 und Bild 7-32).

Bei einem Vergleich der Risscharakteristika können Parallelen zu Charakteristiken gezogen werden, welche z. B. bei interkristallinen Kriechbrüchen vorliegen. Bei Kriechbrüchen basiert die Risscharakteristik allerdings auf hohen Temperaturen bei statischer Belastung. Es wird vermutet, dass die Charakteristik in den hier vorliegenden Bruchflächen darauf basiert, dass durch die hohen Lastspielzahlen bis zum Bruch und die damit verbundene lange Versuchsdauer zum Kriechen ähnliche Mechanismen auftreten, der Ursprung bzw. die Auslösemechanismen jedoch unterschiedlich sind.

Hinweis: Die Kriech-Mechanismen, werden im Folgenden lediglich als Vergleichsgegenstand verwendet, da die Kriech-Mechanismen in der Literatur umfassend dokumentiert und diskutiert sind und für die hier vorliegenden Charakteristiken in der Literatur noch keine unmittelbaren Untersuchungen vorliegen.

²⁹ In diesem Abschnitt flossen unmittelbar folgende studentische Arbeiten mit ein, welche unter maßgeblicher Anleitung des Autors erstellt wurden: [Hub22, Rom21].

In [Bür14] wird eine „Art Meisterkurve für die Kriechschädigung“ vorgestellt. Hierbei startet die Kurve mit einer Keimbildung, welche mikroskopisch noch nicht nachweisbar ist. Als zweiten Punkt entstehen einzelne Mikroporen, welche sich dann im dritten Schritt zu Mikroporenketten zusammenlagern, bevor diese im vierten Schritt zu Mikrorissen verschmelzen. Im letzten Schritt erfolgt dann der Bruch durch Makrorisse. Nach dem Stand des Wissens erfordert die Risseinleitung die meiste Zeit des Schädigungsprozesses. Sie ist somit maßgeblich für den Bruch. Die Keimbildung kann z. B. durch Ansammlung von Leerstellen stattfinden.

Bei Kriechbrüchen zeigen sich interkristalline Mikrorisse auf den Korngrenzenflächen, welche bei geringen Spannungen auftreten. Bei höheren Lasten werden beim Kriechen zudem oft keilförmige Mikrorisse an Korngrenztripelkanten beobachtet (vergleiche Bild 7-38 (a), (b) und (c)). Solche interkristallinen und auch keilförmigen Mikrorisse sind auch in den vorliegenden Bruchflächen zu erkennen. Korngrenztripelkanten, wie sie ebenfalls hier vorliegen, können durch Relativbewegungen der Körner entlang ihrer Korngrenzen (Korngrenzgleiten; siehe Bild 7-38 (d)) entstehen und verursachen eine Spannungskonzentration. Durch die Spannungskonzentration können Mikroporen entstehen, wie sie auch in den hier vorliegenden Bruchflächen auftreten. Korngrenzenausscheidungen, wie z. B. Aluminiumnitride, spielen für die Rissinitiierung eine große Rolle, im Vergleich sogar größer als Korngrenzenstufen oder Korngrenztripelkanten. Korngrenzenausscheidungen behindern das Korngrenzgleiten und führen zu Orten der Spannungsüberhöhung. [Bür14] KASSNER UND HAYES [Kas03] zeigen, dass die Bildung von Keilrissen durch einzelne große Körner und spannungsüberhöhende Faktoren, wie beispielsweise nicht-metallische Einschlüsse, gefördert wird.

Für Kriechrisse kommen nach [Bür14] Wachstum durch Diffusion sowie Wachstum durch Korngrenzgleiten und Versetzungskriechen in den Körnern infrage. Auch gekoppelte Diffusion und Versetzungskriechen sind möglich. Beim Korngrenzgleiten wachsen die Risskeime an einer Ausscheidung, wobei der Riss durch in den Riss diffundierende Leerstellen und einmündende Versetzungen vergrößert wird (siehe Bild 7-38 (d)). Ein Modell des Zusammenwirkens zwischen Korngrenzgleiten und Risswachstum in zugbelasteten Gebieten zeigt Bild 7-38 (e). In [Bür14] wird zudem angenommen, dass das Korngrenzgleiten und das Wachstum von Mikroporen zusammenwirken. Durch das Korngrenzgleiten vergrößern sich die Mikrorisse und die Mikroporen. Mikroporen liegen üblicherweise an bzw. entlang der 45°-Korngrenze vor, da entlang dieser das Korngrenzgleiten auftritt. [Bür14]

Der Vergleich von Bild 4-5 und Bild 7-22 zeigt, dass bei allen drei Korngrößen-Varianten (KG0, KG1 und KG2) die rissinitiiierenden Körner feiner sind als die größten Körner, welche bei der Korngrößenanalyse ermittelt werden. Aufbauend auf den Ausführungen in [Gao19] könnte deshalb geschlussfolgert werden, dass nicht unbedingt das größte Korn rissinitiiierend ist. Ein größeres, jedoch zur Hauptspannungsrichtung günstig orientiertes Korn könnte schädlicher sein, als das absolut größte vorhandene Korn. Bei den Rissinitiierungen an Körnern unterhalb der Oberfläche zeigt sich zudem eine Abnahme der Druckeigenstressungen (vergleiche Bild 4-8 und Bild 7-20), zudem zeigt sich eine Schwächung der Korngrenze durch Karbidausscheidungen (siehe Bild 7-20 und Bild 7-28). Des Weiteren liegt auch eine metallurgische Kerbe in Form der Korngrenze vor. Hierbei können die an der Korngrenze ausgeschiedenen Aluminiumnitride angeführt werden (vergleiche Bild 7-30). Im Pulsatorversuch werden aufgrund der Kugelstrahlbehandlung und den eingebrachten positiv wirkenden Druckeigenstressungen die Versuche bei höheren Pulsator-Normalkräften durchgeführt, um bis zur gewählten Grenzlastspielzahl auch Ausfälle zu erzeugen. Diese hohen Kräfte können unterstützend für die Weiterbewegung von Versetzungen sein (vergleiche [Kas03]).

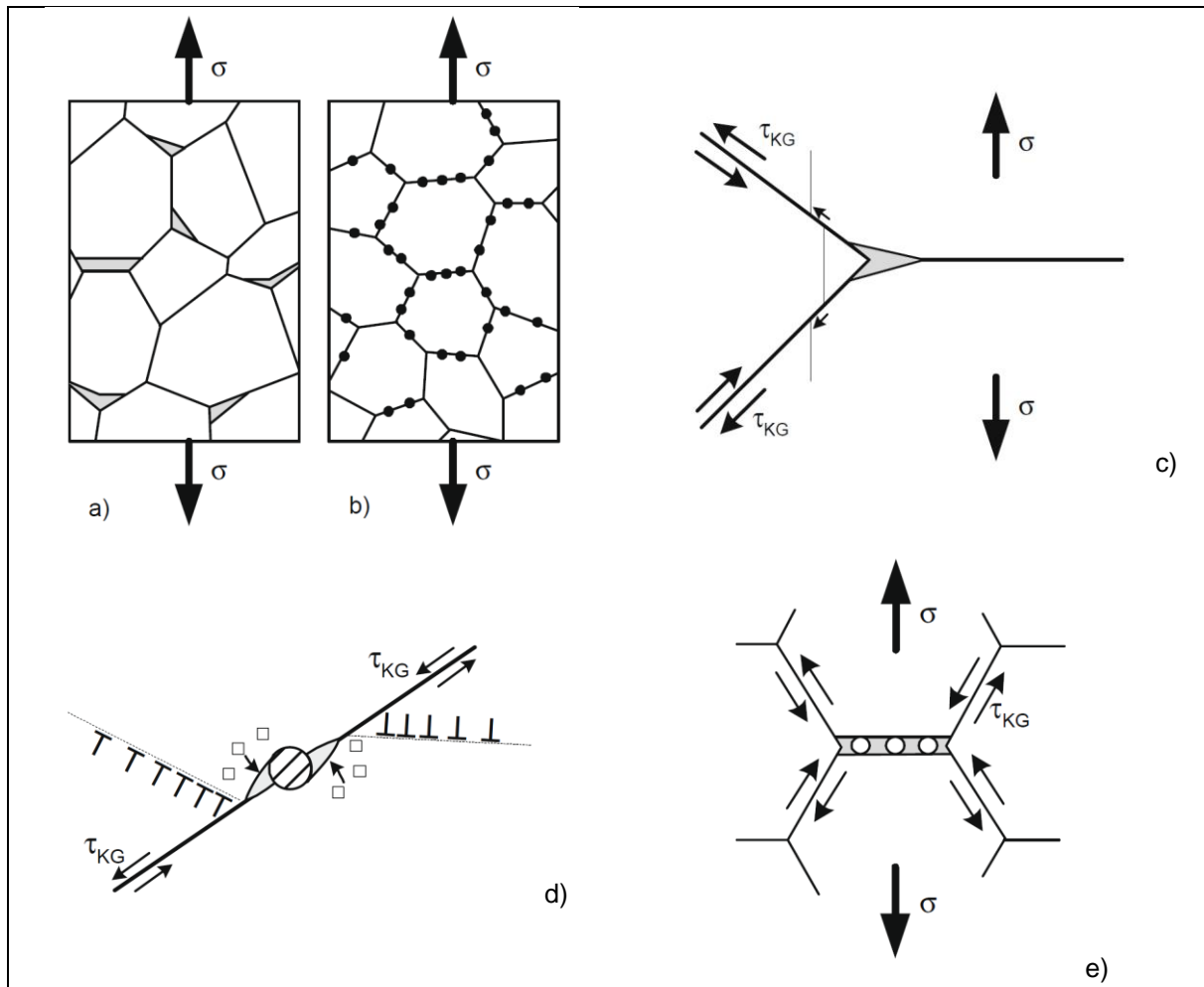


Bild 7-38: Schematische Darstellung interkristalliner Kriechschädigung a) Keilrisse an Korngrenzenripelkanten („wedge-type“) und b) Porenähnliche Anrisse (Cavities, „round-type“); c) Mechanismus der Keilrisssbildung („wedge-type“) durch Korngrenzengleiten; Die dünne, versetzte Linie markiert die Verschiebung der Körner gegeneinander; d) Risswachstum durch Korngrenzengleiten an einer Ausscheidung; In den Riss diffundierende Leerstellen sowie einmündende Versetzungen vergrößern ihn; e) Modell des Zusammenwirkens zwischen Korngrenzengleiten und Risswachstum in zugbelasteten Gebieten [Bür14]³⁰

Eine mögliche Schrittfolge von der Rissinitiierung, über den Rissfortschritt hin zum Ausfall könnte, basierend auf den gezeigten Charakteristiken, wie folgt sein: Durch die schwingende Belastung entstehen in einem größeren, zur Hauptspannungsrichtung günstig orientierten Korn Versetzungsbewegungen, welche in mikroplastische Deformation münden. Dadurch stauen sich Versetzungen an Korngrenzen auf, welche Mikroporen initiieren können. Durch die Zusammenlagerung von weiteren Mikroporen kann somit der makroskopische Riss initiiert werden, bei welchem die Rissinitiierung und -fortschritt durch eine Schwächung der Korngrenze, wie z. B. durch Aluminiumnitride und Karbidausscheidungen, unterstützt wird. Nach erfolgter Rissinitiierung erfolgt die Bruchlinienbildung analog zur Bruchlinienbildung bei einer Rissinitiierung an einem nicht-metallischen Einschluss (vergleiche Bild 7-37). Ab der Bildung der Bruchlinie ist der weitere Rissfortschritt mit dem bei einer Rissinitiierung an einem nicht-metallischen Einschluss vergleichbar.

³⁰ Copyright Clearance Center's RightsLink® service – Order number: 5245341369051

Für die Rissinitiierung und das Risswachstum an und in Körnern können mehrere Mechanismen als Ursache und Wirkung genannt werden. Eine abschließende Aussage kann jedoch aufgrund der geringen Datenbasis noch nicht getroffen werden und sollte in Folgearbeiten untersucht werden.

7.3.3 Wechselwirkungen

Ein Versuchspunkt der Nachrechnung nach dem Vorgehen in Abschnitt 8.1.1 zeigte einen sehr niedrigen Wert der Anstrengung mit $A_{\text{NMI}} \ll 1$ ($\approx 0,77$). Der Ort der Rissinitiierung dieses Versuchspunktes ist in Bild 7-39 dargestellt. Bei diesem Ausfall von unterhalb der Oberfläche zeigt sich als Rissausgangsort in der Bruchlinse ganz klar ein nicht-metallischer Einschluss. Allerdings lassen sich auch um diesen Einschluss herum deutliche Kornstrukturen erkennen. Diese Charakteristik hat sich allerdings bei keiner weiteren Bruchlinse so deutlich gezeigt. Die hier gezeigte Bruchlinse stützt jedoch ebenfalls die Ausführungen in [Nis99, Wan18], wobei auch bei einem nicht-metallischen Einschluss der Initialriss an einem günstig orientierten Korn initiiert wird, welches sich um den nicht-metallischen Einschluss befindet. Der Punkt wird aufgrund der gemischten Bruchcharakteristik nicht explizit in Bild 8-6 dargestellt. Mit der zusätzlichen Berücksichtigung der Kornflächen ergäbe sich aber ein Wert von $A_{\text{NMI}} = 0,9$ und würde sich damit sehr gut in die Modellvorstellung einordnen.

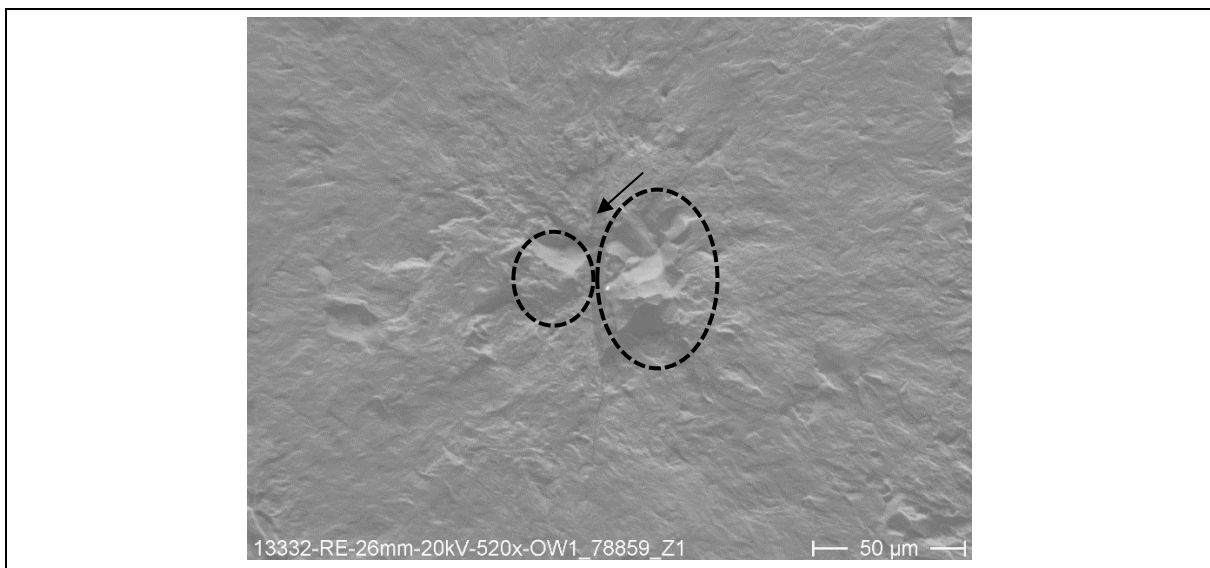


Bild 7-39: Rissinitiierungen an einem nicht-metallischen Einschluss (schwarzer Pfeil) mit erkennbaren umliegenden Körnern (schwarz, gestrichelte Kreise) in einer Bruchlinse der Variante OW1

7.4 Zusammenfassung

Die detaillierte Charakterisierung der Bruchlinien hat gezeigt, dass bislang in der Literatur noch nicht belegte Charakteristika bei einer Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche an mikroskopischen Fehlstellen aufgezeigt werden konnten. Zudem konnten weitere Ansatzpunkte für noch ausführlichere Charakterisierungen im Rahmen von Folgearbeiten erarbeitet werden.

Die Hauptergebnisse sind, dass sich sowohl bei einer Rissinitiierung an einem nicht-metallischen Einschluss als auch an einem Korn sich im weiteren Rissfortschritt eine Bruchlinse bildet. Zudem zeigt sich am rissinitiierenden nicht-metallischen Einschluss und am rissinitiierenden Korn jeweils eine Stufe, die auf den speziellen, mehrachsigen Spannungszustand im Zahnfuß zurückzuführen ist. Die hier gezeigten Untersuchungen stützen die Ausführungen in [Nis99, Wan18], wobei auch bei einem nicht-metallischen Einschluss der Initialriss an einem

günstig orientierten Korn initiiert wird, welches sich um den nicht-metallischen Einschluss befindet. Somit sind in beiden vorliegenden Bruchlinsentypen jeweils Charakteristika von Körnern für die Rissinitiierung verantwortlich. Bei der Rissinitiierung zeigen sich „Slip markings“, Mikrorisse und Mikroporen. Bei der Initiierung direkt an einem Korn zeigen sich zudem Korngrenztripelkanten.

Es kann geschlussfolgert werden, dass die Tragfähigkeit der Korngrößen-Varianten KG0, KG1 und KG2 nicht unbedingt ausschließlich auf die unterschiedlich vorliegende Korngröße zurückgeführt werden kann, wie es durch die Hall-Patch-Beziehung zu erwarten wäre. Aufgrund der geringeren Datenbasis kann im Rahmen dieser Arbeit noch kein abschließendes Fazit für die Korngrößenvarianten gezogen werden. Es wird daher empfohlen, in weiterführenden Folgearbeiten diese Charakteristiken weiter zu untersuchen.

8 Modellvorstellung zum Einfluss mikroskopischer Fehlstellen³¹

In [Fuc22d] wird gezeigt, dass die in [Sch16] entwickelte Modellvorstellung (siehe Abschnitt 2.7), welche auf den Gedanken und Ansätzen von MURAKAMI basiert, aufgrund der grundlegenden Ähnlichkeit der Brucheigenschaften auf Zahnräder grundsätzlich anwendbar ist. Es wird jedoch auch gezeigt, dass weitere Ergänzungen und Modifizierungen erforderlich sind. Insbesondere die Resultate der Nachrechnung ab 10^7 Lastwechseln in [Sch16] zeigen, dass weitere Eingangsgrößen berücksichtigt werden müssen.

8.1 Nicht-metallische Einschlüsse

MURAKAMI UND YAMASHITA [Mur14] untersuchen den Einfluss der ODA und ergänzen den Modellansatz von MURAKAMI um einen ODA-Faktor. Sie weisen darauf hin, dass insbesondere im Bereich hoher Lastspielzahlen der Einfluss der ODA berücksichtigt werden sollte. Durch eine partikelbasierte Bestimmung der Fläche des nicht-metallischen Einschlusses in Anlehnung an SEP 1571 [SEP17a] wird in [Fuc21a] gezeigt, dass damit auch eine zuverlässige Bestimmung der ODA-Fläche möglich ist. Durch eine Fallstudie wird in [Fuc22d] zudem gezeigt, dass eine Berücksichtigung der ODA auch bei Bruchlinsenversagen an Zahnrädern sinnvoll ist. Bild 8-1 zeigt die Ergebnisse dieser Fallstudie. Bis auf einen Datenpunkt, liegt die lokale Werkstoffanstrengung am nicht-metallischen Einschluss A_{NMI} (Erläuterung siehe Bild 8-2) aller betrachteten Datenpunkte in dem von MURAKAMI angegebenen Gültigkeitsbereich für die Modellvorstellung von $\pm 10\%$ um den Auslegungsgrenzwert gegen Versagen von 1,0. Die partikelbasierte Bestimmung der Fläche des nicht-metallischen Einschlusses und die Bestimmung der Fläche der ODA scheinen demzufolge der Genauigkeit des Modellansatzes zuträglich zu sein.

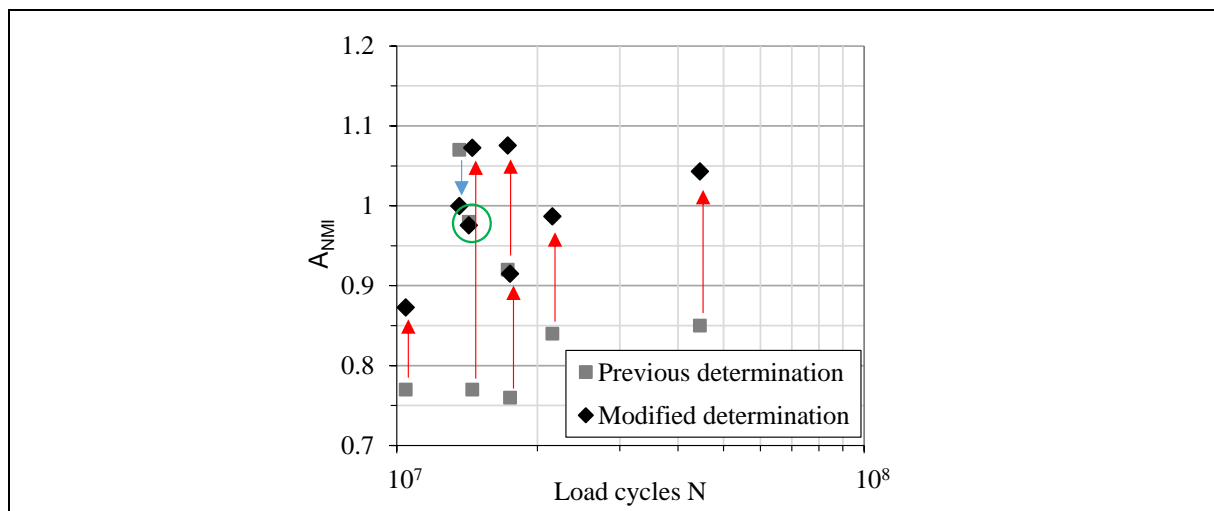


Bild 8-1: Fallstudie zum Einfluss der partikelbasierten Bestimmung der Fläche des nicht-metallischen Einschlusses und der zusätzlichen Berücksichtigung der Fläche des ODA auf die Berechnungsergebnisse nach dem Modellansatz von [Fuc19a, Sch16] (Legende: roter Pfeil = Zunahme, blauer Pfeil = Abnahme, grüner Kreis = keine Veränderung; A_{NMI} : Lokale Werkstoffanstrengung am nicht-metallischen Einschluss (Erläuterung siehe Bild 8-2)) (modifiziert nach [Fuc22d])

Der Modellansatz zur Berücksichtigung des Einflusses mikroskopischer Fehlstellen auf die Zahnfußtragfähigkeit wird folglich im Rahmen dieser Arbeit weiterentwickelt bzw. modifiziert. Zum einen wird die Bestimmung einiger Eingangsparameter modifiziert, zum anderen wird die Modellvorstellung um weitere Eingangsparameter, wie z. B. die ODA, erweitert. Ferner wird

³¹ In dieses Kapitel flossen unmittelbar und mittelbar folgende studentische Arbeiten mit ein, welche unter maßgeblicher Anleitung des Autors erstellt wurden: [Mai21, Rei20, Rom21, Sor19].

eine Vorwärtsberechnung entwickelt, welche im Auslegungsprozess in der industriellen Praxis angewandt werden kann.

8.1.1 Weiterentwicklung bzw. Modifizierung der bestehenden Modellvorstellung

Bild 8-2 zeigt das Ablaufschema des in dieser Arbeit erweiterten und modifizierten Modellansatzes zur Nachrechnung der vorliegenden Versuchspunkte beispielhaft dargestellt anhand des Laufversuchs. Erweitert bzw. modifiziert wird das Modell gegenüber dem Modell in [Sch16] hierbei um folgende Punkte:

- Partikelbasierte Bestimmung der Fläche des nicht-metallischen Einschlusses („area“ nach [Mur19])
- Einfluss der ODA mithilfe eines abgeleiteten ODA-Faktors in Anlehnung an [Mur14]
- Modulspezifischer Druckeigenanstiegungsverlauf mit Best-Case-Annahme
- Einschlusspezifische Spannungsüberhöhung am nicht-metallischen Einschluss
- Angepasste lokale Mittel- und Eigenspannungsempfindlichkeit auf Basis einer Parameterstudie

Die Modellvorstellung wird im Folgenden anhand der Nachrechnung der Versuchspunkte im Laufversuch im Detail erläutert, da der Laufversuch praxisnäher ist. Im Anschluss an Bild 8-6 sind die abweichenden Rahmenbedingungen für die Nachrechnung der Versuchspunkte im Pulsatorversuch dargelegt.

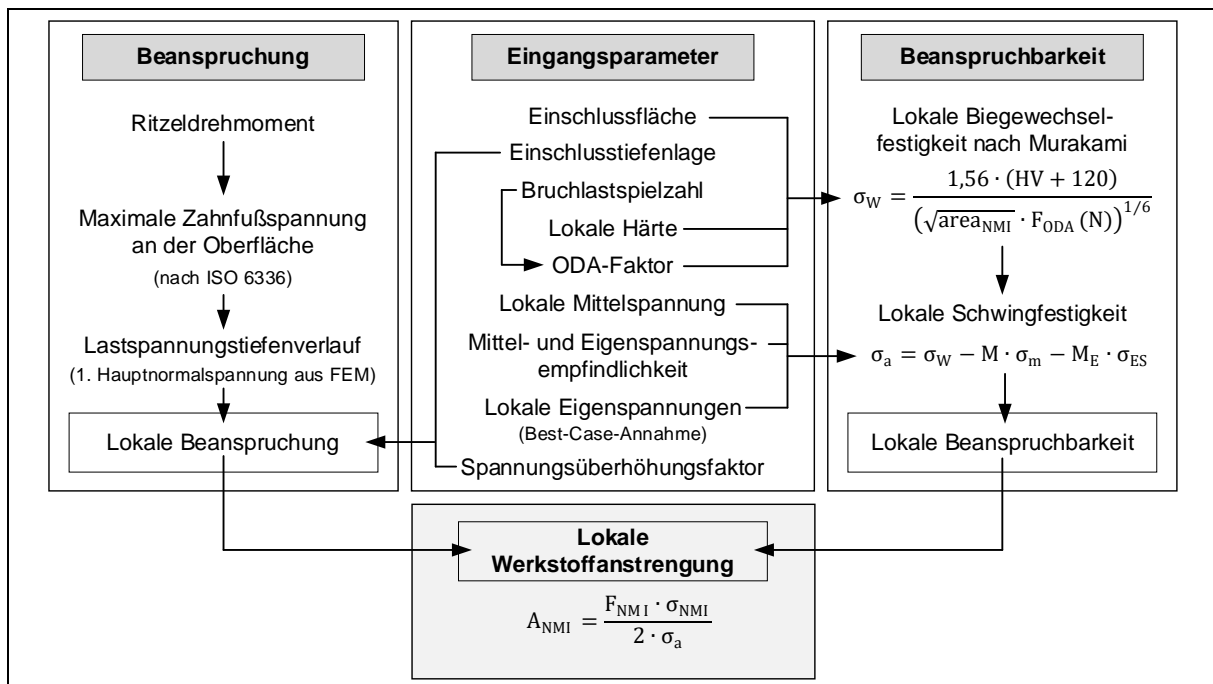


Bild 8-2: Ablaufschema des erweiterten und modifizierten Modellansatzes zur Nachrechnung der vorliegenden Versuchspunkte im Laufversuch

A_{NMI}	–	Lokale Werkstoffanstrengung am nicht-metallischen Einschluss	σ_a	MPa	Lokale Schwingfestigkeit
F_{NMI}	–	Spannungsüberhöhungsfaktor aufgrund des NMIs	Erläuterung der restlichen Formelzeichen siehe Gleichungen (3) und (5) in Abschnitt 2.7		
σ_{NMI}	MPa	In die Werkstofftiefe umgewertete Spannung am NMI			

Als Eingangsdaten für die Modellvorstellung sind die Fläche und die Tiefenlage des nicht-metallischen Einschlusses notwendig. Die Einschlussfläche wird partikelbasiert in Anlehnung an SEP 1571 [SEP17a] ermittelt (vergleiche Abschnitt 7.1.3). Die Auswertung der Tiefenlage erfolgt analog zu FUCHS ET AL. [Fuc21a] und SCHURER [Sch16], wobei hier der Abstand von der Oberfläche anhand des geometrischen Mittelpunktes des Einschlusses bestimmt wird.

Bild 8-3 zeigt die lokale Biegewechselfestigkeit nach MURAKAMI für die in dieser Arbeit vorliegenden Zahnfußtragfähigkeitsuntersuchungen und zusätzliche Punkte aus [Fuc21c, Sch16]. Hierbei erfolgt keine Berücksichtigung des ODA-Faktors. Es ist zu erkennen, dass die Biegewechselfestigkeit mit zunehmender Einschlussgröße logarithmisch abnimmt. ROY UND DE ordnen ihre Ergebnisse in [Roy19] ebenfalls mithilfe dieser Darstellung in die vorliegende Datenbasis ein, wobei sich ebenfalls eine gute Übereinstimmung zeigt.

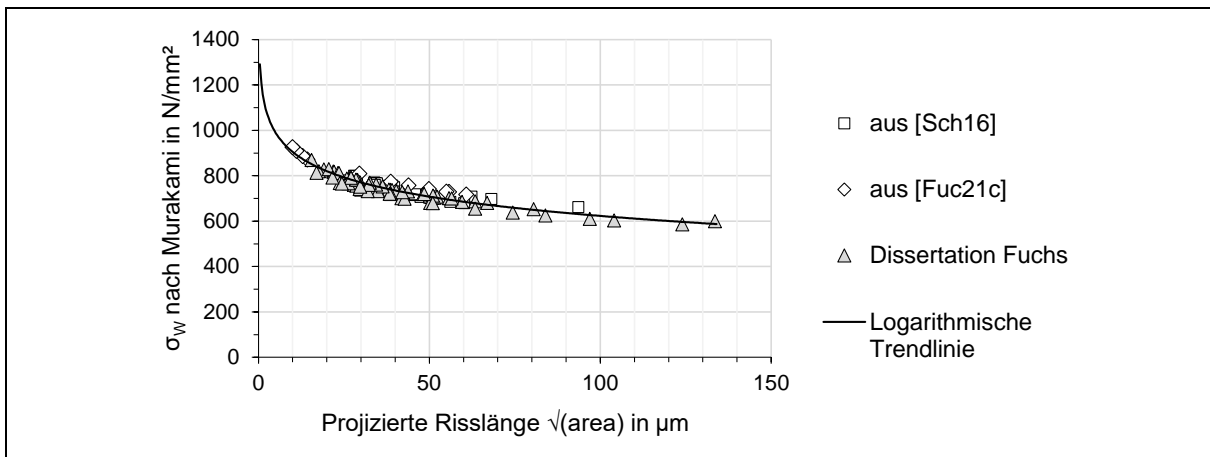


Bild 8-3: Lokale Biegewechselfestigkeit σ_W nach MURAKAMI nach Gleichung (3) von Versuchspunkten der vorliegenden Arbeit und [Fuc21c, Sch16] ohne Berücksichtigung des ODA-Faktors

In [Fuc22c] wird ein ODA-Faktor für einsatzgehärtete, kugelgestrahlte Zahnräder im Laufversuch abgeleitet. Die Herleitung erfolgt in Anlehnung an die Master-Curve der ODA von MURAKAMI UND YAMASHITA [Mur14] (vergleiche Abschnitt 2.7). Die abgeleitete, kombinierte Master-Curve unter Angaben der Versuchspunkte ist in Bild 8-4 (a) dargestellt. Die Kurve folgt hierbei im Bereich kleinerer Lastspielzahlen annähernd dem Verlauf der Master-Curve von MURAKAMI UND YAMASHITA [Mur14], zeigt jedoch im Bereich höherer Lastspielzahlen ($> 10^7$) einen deutlich größeren Gradienten als die Kurve in [Mur14] (vergleiche Bild 8-4 (b)). Die abgeleitete, lineare Gleichung für die kombinierte Master-Curve der ODA für die Versuchspunkte im Laufversuch ist in Gleichung (23) angegeben. Dies ist in Abweichung zu MURAKAMI UND YAMASHITA [Mur14], welche eine quadratische Funktion für die Master-Curve angeben.

$$F_{ODA} = 5 \cdot 10^{-8} \cdot N + 1 \quad (23)$$

F_{ODA}	–	ODA-Faktor	N	–	Lastspiele
-----------	---	------------	-----	---	------------

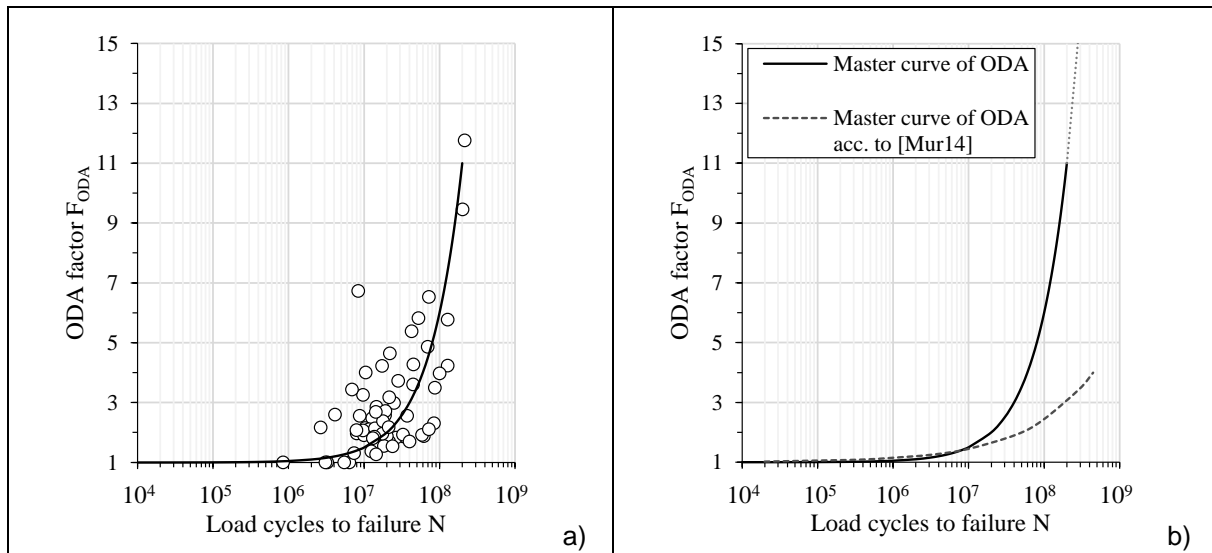


Bild 8-4: a) Kombinierte Master-Curve der ODA im Laufversuch in Anlehnung an [Mur14] unter Angabe der Versuchspunkte und b) Gegenüberstellung mit der Master-Curve der ODA aus [Mur14] unter Angabe einer Extrapolation (gepunktete Linie) (modifiziert nach [Fuc22c])

Im Rahmen der Nachrechnung bereits vorliegender Versuchspunkte im Laufversuch, wird der maximale, modulspezifische Druckeigenspannungstiefenverlauf aller Varianten derselben Baugröße mit dem jeweils betragsmäßig höchsten Werten genutzt und stellt somit eine Kombination aus mehreren Verläufen dar. Dieser Ansatz basiert auf einer Worst-Case-Annahme, dass trotz dieser hohen Druckeigenspannungen (Best-Case-Druckeigenspannungen) ein Ausfall vorgelegen hat und dient dem konservativen Gedanken hinter der Modellvorstellung.

Beispielhafte Untersuchungen von MELANDER [Mel97] belegen die unterschiedliche Schädlichkeit verschiedener Einschlusstypen in Bezug auf die Dauerfestigkeit. In [Wic17] wird die Ausfallwahrscheinlichkeit aufgrund einer Spannungsüberhöhung am Einschluss erhöht. Diese Gedankenansätze werden hier ebenfalls aufgegriffen. Die Beanspruchung am nicht-metallischen Einschluss wird je Einschlusstyp spezifisch angepasst. Für die Bestimmung der Spannungsüberhöhungsfaktoren für unterschiedliche Einschlusstypen werden FEM-Analysen [Bro17, Rom20] herangezogen. SAKAI ET AL. [Sak17a] zeigen einen numerisch ermittelten Unterschied der Spannungsüberhöhung zwischen einem Mangansulfid und Aluminiumoxid von ca. 10 %. Basierend auf den FEM-Analysen in [Bro17, Rom20] und [Sak17a] werden die Faktoren in Tabelle 8-1 abgeleitet. SAKAI ET AL. geben jedoch an, dass es sich bei den ausgewiesenen Werten um Anhaltswerte handelt, da das verwendete Modell noch weiterentwickelt werden muss. Somit dienen auch die Werte in Tabelle 8-1 als erste Anhaltswerte und sollten in folgenden Arbeiten weiter überprüft werden.

Tabelle 8-1: Spannungsüberhöhungsfaktoren F_{NMI} für verschiedene Einschlusstypen

Einschlusstyp	Sulfid	Oxid
F_{NMI}	1,00	1,10

Die lokale Härte in Einschlusstiefe, welche aus dem Härteverlauf interpoliert wird, geht in die lokale Biegezugfestigkeit nach MURAKAMI [Mur19] ein. Diese wird ebenfalls basierend auf Härtmessungen modulspezifisch berücksichtigt, da im Tiefenbereich der rissinitiierenden nicht-metallischen Einschlüsse ein ähnlicher Härteverlauf je Baugröße vorliegt. Ob ein berechneter Härteverlauf (z. B. nach THOMAS [THO98] und LANG [Lan88] (weitere Ansätze sind in [Web15] zusammengefasst)) verwendet werden kann, ist in weiterführenden Arbeiten noch zu prüfen.

Die Mittel- und Eigenspannungsempfindlichkeit kann mit den Gewichtungsfaktoren M bzw. M_E berücksichtigt werden. In [Sch16] werden hierbei 0,3 bzw. 0,2 als Faktoren angesetzt. Laut MACHERAUCH UND WOHLFAHRT [Mac85] sind diese Faktoren von der Zugfestigkeit des jeweiligen Werkstoffes abhängig. Je höher die Zugfestigkeit, umso höher die Empfindlichkeiten. Die Zugfestigkeiten aller Werkstoffe nach einem Blindhärten liegen im Bereich von ≥ 1000 MPa. Aus diesem Grund wird für die Eigenspannungsempfindlichkeit weiterhin der Faktor von 0,2 verwendet, da in diesem Bereich der Verlauf des M_E -Faktors nach MACHERAUCH UND WOHLFAHRT [Mac85] einen horizontalen Verlauf bei einem Wert von 0,2 annimmt.

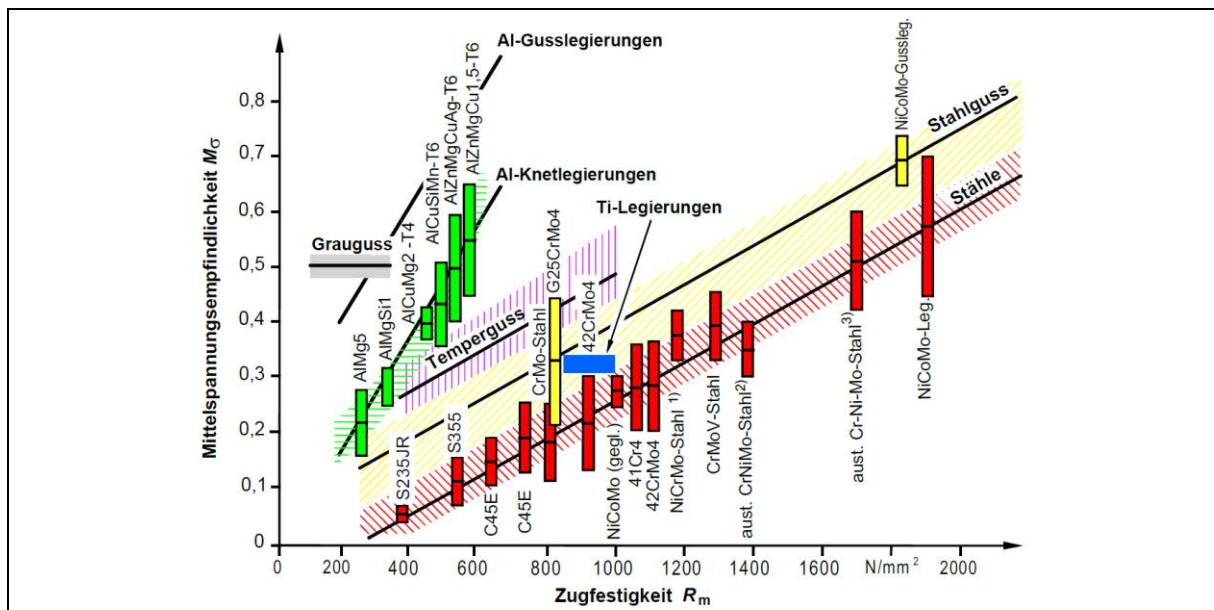


Bild 8-5: Mittelspannungsempfindlichkeit M_G wichtiger Konstruktionswerkstoffe mit Beispielen (Anhaltswerte). Durchgezogene Linien nach FKM-Richtlinie [FKM12] aus [Läp16]³²

Bild 8-5 gibt, basierend auf grundlegenden Untersuchungen, Zusammenhänge zwischen der Zugfestigkeit und der Mittelspannungsempfindlichkeit an. Bild 8-5 ist zu entnehmen, dass sich auch aufgrund der chemischen Zusammensetzung unterschiedliche Zugfestigkeiten mit unterschiedlichen Streubändern und somit unterschiedlichen Mittelspannungsempfindlichkeiten ergeben. Mithilfe einer Parametervariation werden im Folgenden Werte für die lokalen Mittelspannungsempfindlichkeiten im Laufversuch abgeleitet, mit welchen sich die Versuchspunkte über einen A_{NMI} -Wert von $\geq 0,9$ einordnen. Bei den lokalen Mittelspannungsempfindlichkeiten bildet die MnCr- und CrNiMo-legierten Stähle ein Faktor von 0,43 am besten ab. Bei den NiMo-/NiCr-Varianten zeigt sich die beste Übereinstimmung mit einem Faktor von 0,25. Auffällig ist, dass die MnCr- und CrNiMo-legierten Varianten im direkten Vergleich eine höhere lokale Mittelspannungsempfindlichkeit aufzeigen, was jedoch in Übereinstimmung mit Bild 8-5 ist, wenn für die MnCr- und CrNiMo-legierten Varianten der „aust. Cr-Ni-Mo-Stahl⁽³⁾“ und für die NiMo-/NiCr-Varianten der Werkstoff „42CrMo4“ bzw. der „NiCoMo (gegl.)“ als Vergleichswerkstoffe herangezogen werden. Tabelle 8-2 fasst die verwendeten Parameter zusammen. Es bleibt jedoch festzuhalten, dass hier noch Klärungs- bzw. Forschungsbedarf besteht, insbesondere, weil die mit der Parametervariation abgeleiteten Werte einen direkten Einfluss auf den A_{NMI} -Wert haben und somit die Lage der Versuchspunkte in Bild 8-6 maßgeblich beeinflussen. Ein möglicher Ansatz wäre für die vorliegenden Werkstoffe nach dem beschriebenen

³² Copyright Clearance Center's RightsLink® service – Order number: 5254681392352

Vorgehen in [Wei99a] für die Mittelspannungsempfindlichkeit mithilfe eines modifizierten Haigh-Diagramms eigene Faktoren abzuleiten.

Tabelle 8-2: Mit einer Parametervariation bestimmte Faktoren für die lokalen Empfindlichkeiten im Laufversuch

Werkstoff	MnCr-legiert	CrNiMo-legiert	NiMo-/NiCr-legiert
M	0,43		0,25
M_E	0,20		

Die so berechneten lokalen Werkstoffanstressungen A_{NMI} für rissauslösende nicht-metallische Einschlüsse, welche im Laufversuch zum Zahnfußbruch geführt haben, sind in Bild 8-6 über die Lastspielzahl bis zum Bruch aufgetragen. Ein Wert von $A_{NMI} \geq 1$ bedeutet, dass mit einer Rissinitiierung zu rechnen ist. Bei einem Wert kleiner „1“ sollte es zu keinem Zahnfußbruch kommen. Es ist zu erkennen, dass alle eingetragenen Versuchspunkte, welche durch einen Zahnfußbruch ausgefallen sind, einen Wert A_{NMI} größer 0,9 haben und somit mit dem erweiterten bzw. modifizierten Modellansatz sehr gut abgebildet werden. Verglichen mit Bild 2-13, werden nun alle Versuchspunkte über den gesamten Lastspielzahlbereich gut abbildet. Der Modellansatz wird somit bis zu einem Gültigkeitsbereich von $2 \cdot 10^8$ Lastwechseln erweitert. Zu beachten ist hierbei, dass über den ODA-Faktor indirekt ein „Lastspiel“-Faktor eingeführt wurde. Somit ist es offenbar, dass, verglichen mit Bild 2-13, für A_{NMI} keine sinkende Tendenz mit höheren Lastspielzahlen mehr zu erkennen ist.

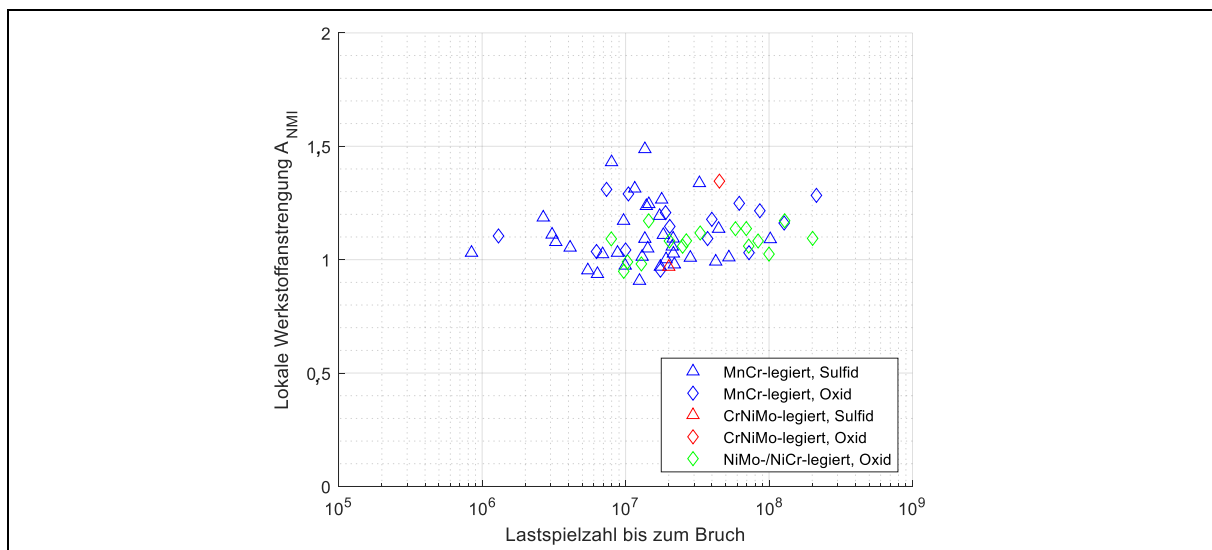


Bild 8-6: Lokale Werkstoffanstressung A_{NMI} der an einem nicht-metallischen Einschluss ausgefallenen Versuchspunkte aus dem Laufversuch aufgetragen über die Lastspielzahl bis zum Bruch

Für die experimentelle Datenbasis im Pulsatorversuch zeigt sich in [Fuc22c] eine abweichende Charakteristik der ODA-Master-Curve, wobei sich ein flacherer Verlauf, ähnlich dem Verlauf in [Mur14], ergibt (vergleiche Bild 7-10). Dies könnte darauf basieren, dass aufgrund der unterschiedlichen Lastaufbringung die ODA im Laufversuch schneller wächst und sich damit eine progressivere ODA-Master-Curve ergibt. Eine detaillierte Erläuterung ist [Fuc22c] zu entnehmen. Es ist jedoch zu betonen, dass die Modellvorstellung sowohl für die Nachrechnung der Versuchspunkte im Lauf- als auch im Pulsatorversuch anwendbar ist. Die Unterschiede sind, dass als Eingangsparameter dabei die Pulsator-Normalkraft dient und der ODA-Faktor nach [Mur14] Anwendung findet. Zudem zeigen sich mithilfe der Parametervariation für die Faktoren der lokalen Empfindlichkeiten in Tabelle 8-1 für den Pulsatorversuch abweichende Werte.

8.1.2 Abschätzung einer zu erwartenden schadensfrei ertragbaren Spannung

Wie in Abschnitt 8.1.1 dargestellt, können mit dem erweiterten und modifizierten Modellansatz bereits vorliegende Versuchspunkte im Lauf- und Pulsatorversuch sehr gut wiedergespiegelt werden. Für die industrielle Praxis sollte jedoch bereits im Auslegungsprozess eine Berücksichtigung des Einflusses nicht-metallischer Einschlüsse bzw. des Reinheitsgrades auf die schadensfrei ertragbare Spannung für eine bestimmte Ausfallwahrscheinlichkeit bei einer gegebenen Grenzlastspielzahl getroffen werden können.

Aus diesem Grund wird im Rahmen dieser Arbeit eine Vorwärtsrechnung entwickelt. Hierbei wird darauf geachtet, dass nur in der Praxis üblich vorliegende Werkstoffcharakterisierungen als Eingangsparameter in Betracht gezogen werden. Dadurch soll der Transfer in die industrielle Praxis möglichst einfach gestaltet werden. Grundsätzlich ist diese Vorwärtsrechnung für den Fall gedacht, dass die Zahnfuß-Dauerfestigkeit durch Rissinitiierungen unterhalb der Oberfläche an nicht-metallischen Einschlüssen bestimmt wird.

Als Eingangsparameter sind folgende grundlegenden Parameter notwendig:

- Modulabhängiger Lastspannungstiefenverlauf
- Erwarteter risskritischer Einschlusstyp zur Bestimmung der einschlussspezifischen Spannungsüberhöhung
- Repräsentativer Härtetiefenverlauf
- Grenzlastspielzahl zur Bestimmung des ODA-Faktors
- Legierungszusammensetzung zur Bestimmung der Mittelspannungs- und Eigenspannungsempfindlichkeitsparameter
- Modulspezifischer Eigenspannungstiefenverlauf

Diese Parameter lassen sich mit den üblichen metallographischen Methoden einfach und zuverlässig bestimmen bzw. sollten als Erfahrungswerte bei größeren Losgrößen oder ähnlichen Bauteilen vorliegen. Im Folgenden wird die Vorgehensweise anhand der Vorwärtsrechnung für die Laufversuche näher erläutert.

Zur Umwertung der vorliegenden Spannung an der Oberfläche in die Tiefe ist ein modulabhängiger Lastspannungstiefenverlauf vorzugeben. Dieser kann z. B. mittels FEM bestimmt werden. Ein repräsentativer Härtetiefenverlauf kann auf Vorversuchen oder auf Erfahrungswerten basieren. Der ODA-Faktor wird durch eine vorgegebene gewünschte Grenzlastspielzahl ermittelt. Der Eigenspannungstiefenverlauf wird modulspezifisch angegeben. Es wird empfohlen mehrere Eigenspannungsmessungen durchzuführen und das 50%-Perzentil zu bestimmen. Alternativ kann ein Erfahrungstiefenverlauf für die Eigenspannungen vorgegeben werden. Die Vorgabe der Legierungszusammensetzung ist notwendig, da die jeweiligen Parameter für die Mittelspannungs- und Eigenspannungsempfindlichkeit aus Tabelle 8-2 in die Berechnung eingehen. Bei der Festlegung des risskritischen Einschlusstyps zur Festlegung des Spannungsüberhöhungsfaktors kann dieser entweder aufgrund des in Vorversuchen ermittelten typischen, meist vorliegenden rissinitiierenden Einschlusstyps oder des Einschlusstyps der größten vorliegenden Größenklasse gewählt werden. Sollten zwei unterschiedliche Einschlüsse mit der gleichen maximalen Größenklasse vorliegen, wird empfohlen, den auszuwählen, welcher den größten Spannungsüberhöhungsfaktor besitzt und somit den Worst-Case darstellt.

Für die Bestimmung der kritischen Einschlussfläche liegen mehrere Optionen vor, bei welchen von Option A bis D der Bestimmungsaufwand steigt:

- *Option A:* Verwendung der maximalen Grenzfläche der größten gefundenen Einschlussklasse aus SEP 1571 [SEP17a] (Methode K als auch M) basierend auf sechs Schliffen (siehe [Mai21]).
- *Option B:* Verwendung einer Extremwertmethode, z. B. SEP 1571, Methode E [SEP17d], zur Ermittlung des größten zu erwartenden Einschlusses (siehe [Sor19]).
- *Option C:* Ableiten einer Verteilungsfunktion aus der Auswertung nach Methode K nach SEP 1571 und Korrelation der dokumentierten Gesamt-Einschlussanzahl zur untersuchten Gesamtfläche.
- *Option D:* Ableiten einer Verteilungs- und Dichtefunktion basierend auf, mit einem REM, ermittelten Partikellisten (siehe [Rei20, Sor19]).

Basierend auf den Optionen B bis D können mithilfe von Verteilungsfunktionen verschiedene Auftrittswahrscheinlichkeiten für einen nicht-metallischen Einschluss ermittelt werden. Diese Auftrittswahrscheinlichkeit muss jedoch noch mit einer zugehörigen Ausfallwahrscheinlichkeit korreliert werden, wodurch sich der Aufwand erhöht. Im Folgenden werden die Optionen B bis D und die Korrelation der Auftretens- mit der Ausfallwahrscheinlichkeit kurz erläutert und dargestellt, weshalb im Rahmen dieser Arbeit die Option A herangezogen worden und in der industriellen Praxis zu bevorzugen ist.

Option B

Als Extremwertmethoden zur Bestimmung des größten zu erwartenden Einschlusses können bei Option B z. B. SEP 1571, Methode E [SEP17d] oder ASTM E2283 [AST19a] zur Anwendung kommen. Die größten zu erwartenden Einschlüsse liegen bei beiden Auswertemethoden in den Untersuchungen in [Fuc22g] im selben Größenbereich, wobei sich die Absolutwerte im Detail leicht unterscheiden. Für die Anwendung von Extremwertmethoden ist aber eine gewisse Datenbasis erforderlich. Bei den Varianten OW7 und S9 lagen z. B. nur wenige Einschlüsse nach der entsprechenden Auswertung vor, weshalb dort keine Auswertung nach den Extremwertmethoden erfolgen konnte. Basierend auf einer zu geringen Datenbasis ist daher ggf. keine zuverlässige Abschätzung eines größten zu erwartenden Einschlusses möglich. Basierend auf den Extremwertmethoden kann grundsätzlich auf ein entsprechendes Perzentil für die Einschlussgröße geschlossen werden.

Option C

Bei der Ableitung einer Verteilungsfunktion werden bei Option C die je Größenklasse gefundenen Einschlüsse nach SEP 1571, Methode K [SEP17c] äquidistant zwischen der minimalen und der maximalen Grenzfläche der Größenklasse verteilt. Dies ist erforderlich, da im Auswerteprotokoll nur die Einschlussanzahl je Größenklasse dokumentiert wird und somit ein Rückschluss auf die jeweilige Einschlussgröße nicht mehr möglich ist. Eine Lognormalverteilung bildet hierbei die vorliegenden Punkte am besten ab, auch MURAKAMI [Mur19] sowie ATKINSON [Atk03] geben diese als passend zur Beschreibung von Einschlussgrößenverteilungen an. Mit der ermittelten Verteilungsfunktion wird dann die Einschlussgröße ermittelt, welche in dem vorliegenden Fall dem 99 %-Perzentil entspricht.

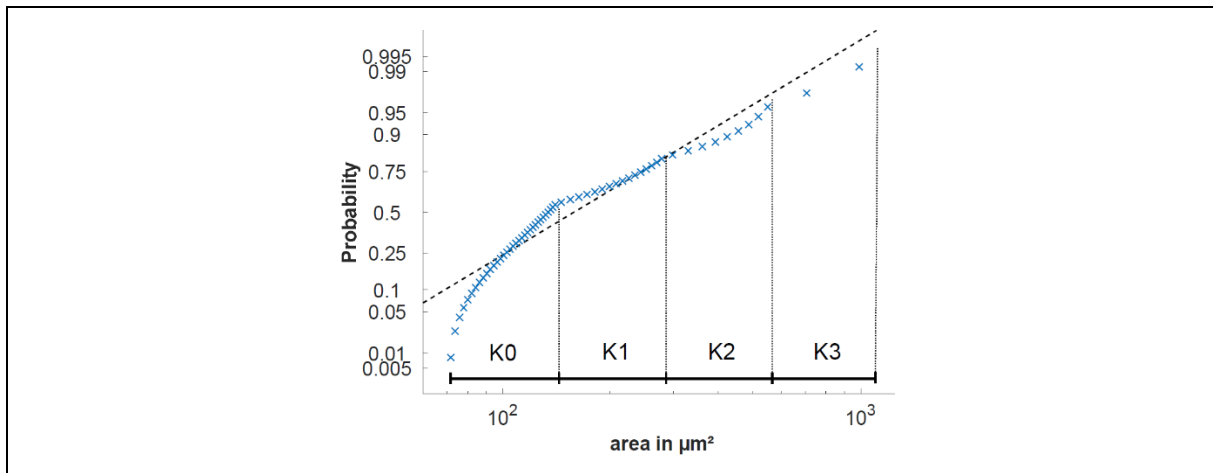


Bild 8-7: Exemplarische Lognormalverteilung mit äquidanter Verteilung der gefundenen Einschlüsse zwischen den Größenklassen nach SEP 1571, Methode K [SEP17c] aus [Sor19]

Option D

Option D ist die aufwändigste Methode, da hier mithilfe eines REM zeit- und kostenintensiv eine Partikelliste ermittelt werden muss. Bei den ermittelten Partikeln erfolgt zuerst eine Überprüfung, ob die Partikel nahe genug zusammenliegen, um zu einem nicht-metallischen Einschluss zusammengefasst zu werden. Dies erfolgt nach der Vorgehensweise in SEP 1571, Teil 1 [SEP17b]. Im Anschluss wird, wie bei Option C, eine Lognormalverteilung angewandt und die Einschlussgröße ermittelt, welche hier dem 99 %-Perzentil entspricht.

Korrelation der Auftritts- mit der Ausfallwahrscheinlichkeit für die Optionen B bis D

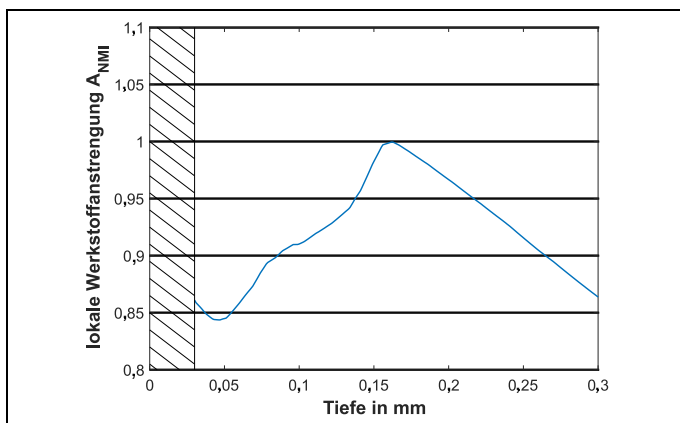


Bild 8-8: Beispielhafter lokaler Werkstoffanstrengungstiefenverlauf [Sor19]

Basierend auf den Eingangsparametern muss für die Optionen B bis D iterativ eine schadensfrei ertragbare Spannung bei einer gegebenen Grenzlastspielzahl $\sigma_{F,NMI,x\%}$ für eine zunächst noch unbekannte Ausfallwahrscheinlichkeit ermittelt werden, bei welcher das Anstrengungsmaximum gleich „1“ ist, siehe Bild 8-8. Hierfür gehen bei jedem Iterationsschritt immer wieder die Eingangsgrößen in der jeweiligen Werkstofftiefe ein, weshalb Tiefenverläufe bei bestimmten Eingangsgrößen

notwendig sind. In diesem Beispiel ergibt sich für die vorgegebene Einschlussgröße (99 %-Perzentil) eine kritische Einschlusstiefe von ca. 0,16 mm.

Die berechnete schadensfrei ertragbare Spannung bei einer gegebenen Grenzlastspielzahl gilt für eine zunächst noch unbekannte Ausfallwahrscheinlichkeit von X %. In einem nächsten Schritt muss deshalb eine Korrelation zwischen der Auftritts- und der Ausfallwahrscheinlichkeit hergestellt werden. Aus den vorgegebenen Perzentilen (99 %-Perzentil bei der Einschlussgröße, 50 %-Perzentil der Auftrittswahrscheinlichkeit eines Einschlusses (Einschlussdichte)

und 50 %-Perzentil beim Eigenspannungstiefenverlauf) wird die Auftretswahrscheinlichkeit gebildet. Die Perzentile der Einschlussgröße und der Einschlussdichte werden hierbei als unabhängig voneinander angesehen.

Üblicherweise wird in Modellansätzen das beanspruchte Werkstoffvolumen herangezogen. Im vorliegenden Modell wird das beanspruchte Volumen über den modulspezifischen Lastspannungstiefenverlauf und der kritischen Fläche A_Z vereinfacht abgebildet.

In einem ersten Schritt wird, basierend auf der Partikelanalyse, aus der ermittelten Einschlussdichte eine zu erwartende Einschlussanzahl im kritischen Bereich an der 30°-Tangente des Zahnrades abgeleitet. Bis auf zwei, liegen alle rissinitiierenden nicht-metallischen Einschlüsse innerhalb der Einsatzhärtungsschicht (vergleiche Bild 7-8). Die kritische Fläche an der 30°-Tangente am Zahnrad setzt sich aus der Zahnbreite, dem kritischen Tiefenbereich (hier: Einsatzhärtungstiefe) multipliziert mit der Anzahl der Zähne zusammen. Die Gleichungen (24) bis (26) geben die Zusammenhänge an. Der Einschlussdichte wird das 50 %-Perzentil einer Normalverteilung zugewiesen.

$$C_{NMI} = \frac{\sum NMI}{\sum A_0} \quad (24) \quad n = C_{NMI} \cdot A_Z \quad (25) \quad A_Z = b \cdot d \cdot n_Z \quad (26)$$

C_{NMI}	1/mm ²	Einschlussdichte	A_Z	mm ²	Kritische Fläche am Zahnrad
$\sum NMI$	-	Anzahl der detektierten Einschlüsse	$\sum A_0$	mm ²	Gesamt-Untersuchungsfläche der Werkstoffcharakterisierung
b	mm	Zahnbreite	d	mm	Kritischer Tiefenbereich (hier: CHD _{550HV})
n	-	Erwartete Einschlussanzahl im kritischen Bereich des Zahnrades	n_Z	-	Zähnezahl

Als nächstes kann mit dem „statistischen Modell des Münzwurfes“ (siehe Bild 8-9) eine Ausfallwahrscheinlichkeit abgeleitet werden. Hierbei fließen auch Gedankenansätze aus [Wic17] mit ein. Unter der minimalen Durchlaufwahrscheinlichkeit $P_{D,min}$ wird die kleinste Wahrscheinlichkeit verstanden, den der unterste Zweig des Ereignisbaums beschreibt und somit nur mit Durchläufern zu rechnen ist (siehe Gleichung (27)). Die Gegenwahrscheinlichkeit $P_{A,max}$ (maximale Ausfallwahrscheinlichkeit) ergibt sich nach Gleichung (28). Dies stellt eine konservative Herangehensweise dar. Die Durchlaufwahrscheinlichkeit könnte sich weiter erhöhen, da hohe Druckeigenspannungen den Effekt großer Einschlüsse kompensieren können.

$$P_{D,min} = P_{NMI}(n_{50\%}) \cdot P(\sqrt{area} \leq \sqrt{area_{x\%}})^{n_{50\%}} \cdot P(\sigma_{ES} \leq \sigma_{ES,50\%}) \quad (27)$$

$$P_{A,max} = 100\% - P_{D,min} \quad (28)$$

$P_{D,min}$	%	Minimale Durchlaufwahrscheinlichkeit	area	µm ²	Einschlussgröße
$P_{NMI}(n_{50\%})$	%	Auftretswahrscheinlichkeit des 50%-Perzentil der Einschlussanzahl	σ_{ES}	N/mm ²	Druckeigenspannungen
$n_{50\%}$	-	50%-Perzentil der Einschlussanzahl	$P_{A,max}$	%	Maximale Ausfallwahrscheinlichkeit

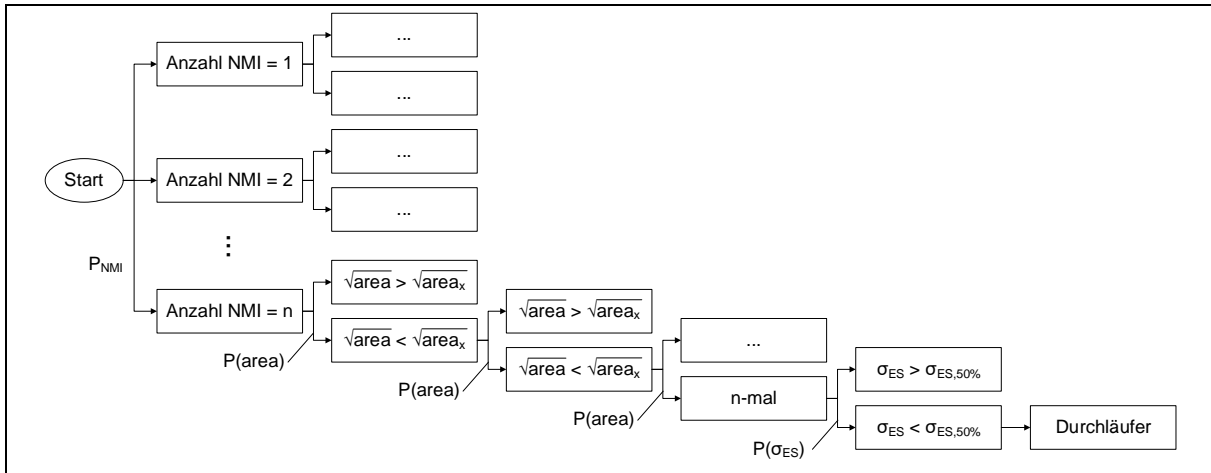


Bild 8-9: Ereignisbaum für die kleinste berechenbare Durchlaufwahrscheinlichkeit (nach [Sor19])

Mit der sich so ergebenden Ausfallwahrscheinlichkeit (abgekürzt: AW) kann, basierend auf dem ermittelten Umrechnungsfaktor nach dem Vorgehen aus [Sta99], ein Umrechnungsfaktor auf 50 % bzw. eine gewünschte Ausfallwahrscheinlichkeit ermittelt werden. Somit kann die schadensfrei ertragbare Spannung $\sigma_{F,NMI,X\%}$ auf eine schadensfrei ertragbare Spannung z. B. für 50 % Ausfallwahrscheinlichkeit $\sigma_{F,NMI,50\%}$ für eine gegebene Grenzlastspielzahl N_{grenz} umgewertet werden. Bild 8-10 fasst die Vorgehensweise übersichtlich zusammen. Für eine umfassendere Erläuterung der Optionen B bis D und der Korrelation der Auftretens- mit der Ausfallwahrscheinlichkeit sei auf [Mai21, Rei20, Sor19] verwiesen.

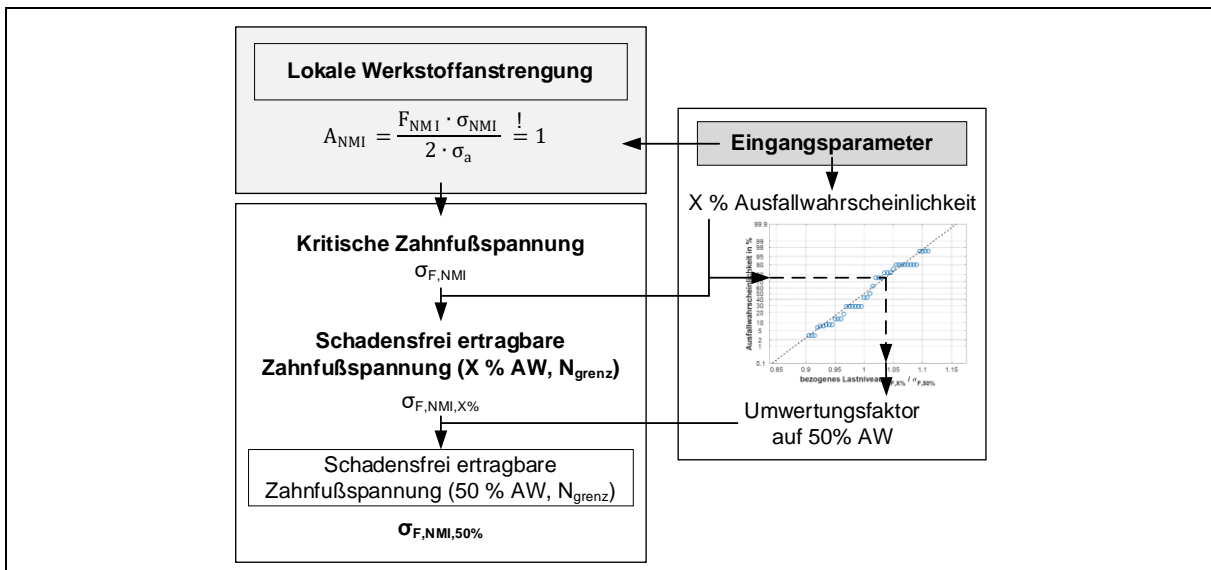


Bild 8-10: Ermittlung der schadensfrei ertragbare Spannungen für z. B. 50 %-Ausfallwahrscheinlichkeit (AW) gültig für eine gegebene Grenzlastspielzahl

Wie zu erkennen ist, ist die Ermittlung basierend auf bestimmten Auftretswahrscheinlichkeiten sehr aufwändig. Ein anderer Ansatz ist deshalb, dass eine größte zu erwartende Einschlussgröße ermittelt wird und dieser pauschal eine bestimmte Auftretswahrscheinlichkeit zugeordnet wird. Im Hinblick auf einen möglichst geringen Charakterisierungsaufwand sind hierfür die Optionen A und B denkbar. Voruntersuchungen haben, aufbauend auf [Mai21, Rei20, Sor19], gezeigt, dass sich mit der Option A, welche den geringsten Bestimmungsaufwand aufweist, verlässlich eine repräsentative Einschlussgröße ableiten lässt. Im Folgenden wird die Ermittlung der kritischen Einschlussfläche nach Option A vorgestellt.

Option A

In Anlehnung an die Auswertung nach SEP 1571, Methode K bzw. M [SEP17c] wird auf Basis von einer bestimmten Anzahl von Schliffrufen für jeden Schliff die größte Einschlussgrößenklasse bestimmt. Aus diesen Werten wird anschließend der Mittelwert gebildet. Grundsätzlich ist es auch denkbar, dass die größte ermittelte Einschlussgrößenklasse verwendet wird. Dies sollte fallweise entschieden werden. Im Folgenden wird der Mittelwert verwendet. Anhand des Mittelwerts wird für die Einschlussgrößenklasse des Mittelwerts, als konservative Herangehensweise, die maximale Grenzfläche dieser Einschlussgrößenklasse verwendet. Es hat sich gezeigt, dass auf Basis dieser Herangehensweise sechs Schliffrufen ausreichend sind und auf eine Bestimmung der Größenklasse auf Basis einer größeren Schliffruffanzahl verzichtet werden kann, was wiederum den Aufwand in der industriellen Praxis begrenzt.

Der Grenzfläche der ermittelten Einschlussgrößenklasse wird pauschal eine Auftrittswahrscheinlichkeit von 100 % zugeordnet. Im Hinblick auf eine konservative Modellbildung wird bei der Berechnung weiterhin der 50 %-Perzentil-Eigenstressverlauf verwendet. Im Folgenden wird, wie bei den Optionen B bis D, iterativ eine schadensfrei ertragbare Spannung bei einer gegebenen Grenzlastspielzahl $\sigma_{F,x\%}$ ermittelt, bei welcher das Anstrengungsmaximum gleich „1“ ist. Der Unterschied ist jedoch, dass $\sigma_{F,x\%}$ pauschal eine Ausfallwahrscheinlichkeit von $P_A = 1\%$ zugewiesen wird. Damit ist die Ausfallwahrscheinlichkeit abweichend zu den Optionen B bis D von der Auftrittswahrscheinlichkeit der Eingangsgrößen entkoppelt.

Darauf basierend können nun für die untersuchten Varianten dauerhaft ertragbare Zahnfußspannungen bei 1 % Ausfallwahrscheinlichkeit ermittelt werden. Hierfür wird je Variante für die ermittelte Reinheitsgradklasse jeweils der obere Grenzwert der Reinheitsgradklasse verwendet. In Bild 8-11 sind die ermittelten Werte für die dauerhaft ertragbaren Zahnfußspannungen bei 1 % Ausfallwahrscheinlichkeit aus dem Laufversuch bei $5 \cdot 10^7$ Lastwechseln den Werten aus der Vorausrechnung bei einer gewählten Grenzlastspielzahl von $5 \cdot 10^7$ gegenübergestellt. Für die Umwertung auf 1 % Ausfallwahrscheinlichkeit der Ergebnisse der Laufversuche wurden $f_{1\%F}$ und Y_{ST} (vergleiche Abschnitt 3.6.2) herangezogen. Es ist für die Varianten OW1 und OW3 eine gute Übereinstimmung der Vorausrechnung mit den experimentellen Ergebnissen zu erkennen. Für die Varianten OW4 und OW7 unterschätzt die Vorausrechnung das Tragfähigkeitspotential und liegt somit auf der konservativen Seite, zeigt aber weiteres Entwicklungspotential der Vorausrechnung auf.

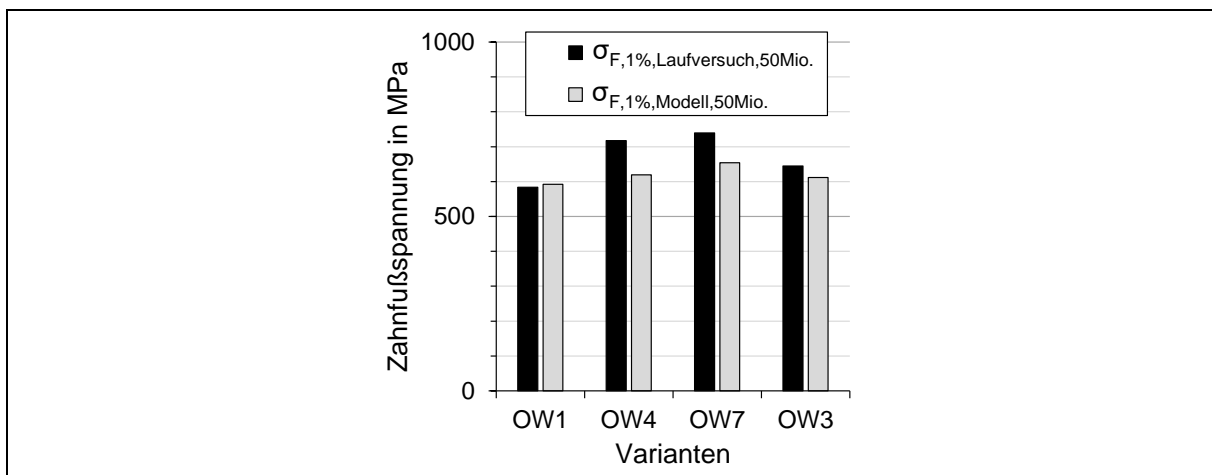


Bild 8-11: Vergleich der Ergebnisse der Vorwärtsrechnung und den experimentellen Untersuchungen im Laufversuch für 1 % Ausfallwahrscheinlichkeit und einer Grenzlastspielzahl von 50 Millionen

Grundsätzlich ist festzuhalten, dass auch mit den Optionen B bis D eine sehr gute Übereinstimmung zwischen den experimentellen Ergebnissen und der Vorwärtsrechnung besteht. Allerdings ist bereits mit der einfacheren Option A eine ausreichend gute Abschätzung einer zu erwartenden Tragfähigkeit möglich.

8.2 Körner

Bild 8-12 zeigt die Einordnung der Flächen der rissinitiierenden Körner der Korngrößenvarianten KG0, KG1 und KG2 in die Flächen der rissinitiierenden nicht-metallischen Einschlüsse der Varianten aus Arbeitspaket 1 und 2. Hierbei wird die Fläche der ODA bei den nicht-metallischen Einschlüssen nicht berücksichtigt, da sich bei den Körnern keine ODAs gezeigt haben. Es zeigt sich, dass sich die Flächen der Körner sehr gut in die Flächen der nicht-metallischen Einschlüsse einordnen lassen. Aus diesem Grunde wird im Folgenden die Modellvorstellung modifiziert, damit diese auch auf Körner als mikroskopische Fehlstellen angewandt werden kann.

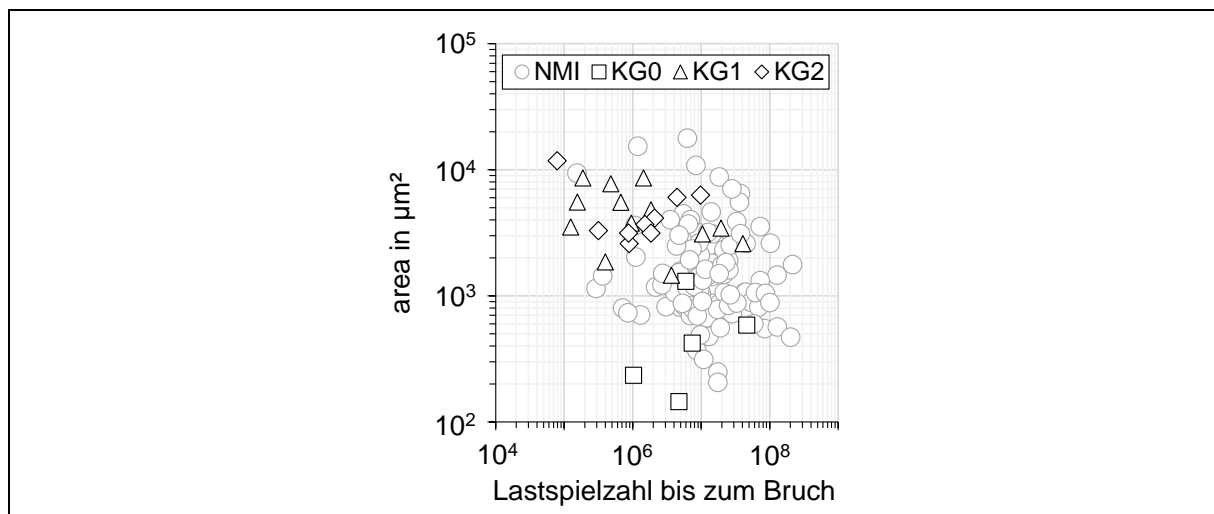


Bild 8-12: Einordnung der Flächen der rissinitiierenden Körner der Korngrößenvarianten KG0, KG1 und KG2 in die Flächen der rissinitiierenden nicht-metallischen Einschlüsse (in Anlehnung an [Rom21])

Bild 8-13 zeigt das gegenüber Bild 8-2 angepasste Ablaufschema des erweiterten und modifizierten Modellansatzes zur Nachrechnung der vorliegenden Versuchspunkte im Pulsatorversuch der Korngrößenvarianten KG0, KG1 und KG2, welche durch eine Rissinitiierung an einem Korn ausgefallen sind. An keinem der Körner war eine Fläche ähnlich der ODA, wie beim nicht-metallischen Einschluss, zu erkennen, weshalb der ODA-Faktor entfällt. Zudem wird keine Spannungsüberhöhung am Korn angesetzt. Die restlichen verwendeten Parameter basieren auf der Werkstoff- und Zahnradcharakterisierung der jeweiligen Varianten. Für die übrigen Faktoren werden die Werte, die in Abschnitt 8.1 gezeigt sind, verwendet.

Bild 8-14 zeigt die lokale Werkstoffanstrengung A_{Korn} der Versuchspunkte aus dem Pulsatorversuch aufgetragen über die Lastspielzahl bis zum Bruch der Korngrößen-Varianten KG0, KG1 und KG2. Es zeigt sich, dass die Modellvorstellung auf die vorliegende Datenbasis angewandt werden kann. Die Punkte im Dauerfestigkeitsgebiet ordnen sich zwischen lokalen Werkstoffanstrengungswerten von A_{Korn} ca. 0,8 bis 1,1 ein. Im Bereich niedriger Lastspielzahlen, d.h. der Zeitfestigkeit (LCF), gilt $A_{\text{NMI}} > 1$, weshalb auch für diesen Bereich eine gute Anwendbarkeit vorliegt. Für eine weitere statistische Absicherung sind sicherlich noch weitere Versuche notwendig, welche in Folgearbeiten durchgeführt werden sollten.

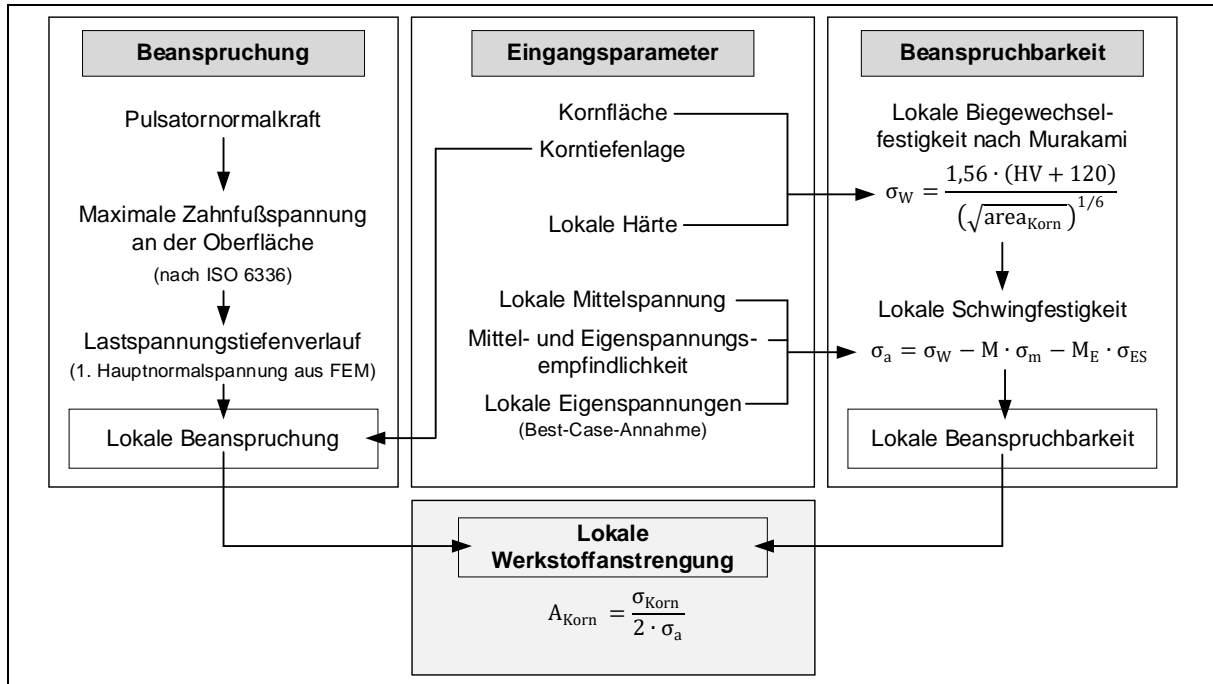


Bild 8-13: Ablaufschema des erweiterten und modifizierten Modellansatzes zur Nachrechnung der vorliegenden Versuchspunkte im Pulsatorversuch der Korngrößenvarianten KG0, KG1 und KG2

A_{Korn}	–	Lokale Werkstoffanstrengung am Korn	σ_a	MPa	Lokale Schwingfestigkeit
σ_{Korn}	MPa	In die Werkstofftiefe umgewertete Spannung am Korn	Erläuterung der restlichen Formelzeichen siehe Gleichungen (3) und (5) im Abschnitt 2.7		

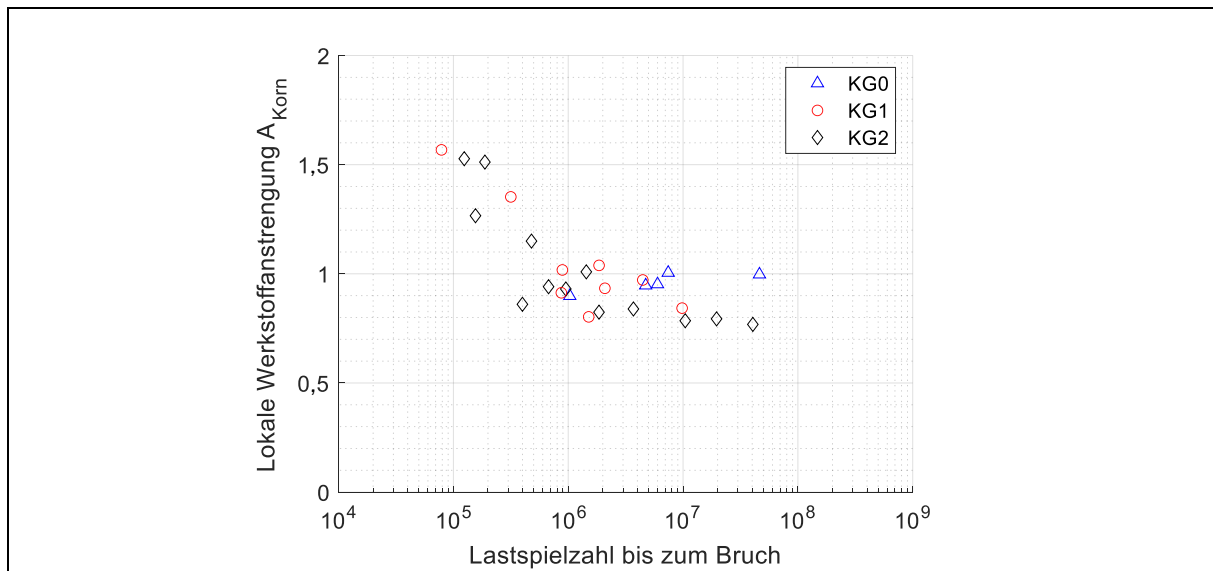


Bild 8-14: Lokale Werkstoffanstrengung A_{Korn} der an einem Korn ausgefallenen Versuchspunkte aus dem Pulsatorversuch aufgetragen über die Lastspielzahl bis zum Bruch der Varianten KG0, KG1 und KG2

Aufbauend auf den Ausführungen im Abschnitt 8.1.2 wird auch im Folgenden für die vorliegenden Varianten, welche an Körnern ausgefallen sind, eine Abschätzung einer zu erwartenden schadensfrei ertragbaren Spannung getroffen. Als Möglichkeit kann, wie bei den Optionen B bis D wie bei den nicht-metallischen Einschlüssen in Abschnitt 8.1.2, auch für Körner eine Verteilungsfunktion aus der Korngrößenauswertung abgeleitet werden. Für weitere Ausführungen dieser, im Vergleich aufwändigeren, Optionen sei auf ROMMEL [Rom21] verwiesen.

Ähnlich zu den nicht-metallischen Einschlüssen können jedoch auch z. B. die Mittel- oder Maximalwerte der Korngrößenbewertung in der einsatzgehärteten Schicht herangezogen werden. Für die Betrachtung in Bild 8-15 wird die größte ermittelte Korngröße verwendet. Die Ergebnisse der Vorwärtsrechnung basieren auf einer gewählten Grenzlastspielzahl von 10^7 . Diese werden mit den Ergebnissen der Pulsatorversuche bei 10^7 Lastwechseln verglichen. Für die Umwertung auf 1 % Ausfallwahrscheinlichkeit der Ergebnisse der Pulsatorversuche wurden $f_{1\%F}$ und Y_{ST} (vergleiche Abschnitt 3.6.2) herangezogen. Die Voraussrechnung stimmt sehr gut mit den Varianten KG1 und KG2 überein, bei welchen die Dauerfestigkeit im Pulsatorversuch aufgrund von Rissinitiierungen unterhalb der Oberfläche an Körnern bestimmt wird. Bei der Variante KG0, bei welcher die Dauerfestigkeit von Rissinitiierungen unterhalb der Oberfläche an nicht-metallischen Einschlüssen und an Körnern bestimmt wird, unterschätzt die Voraussrechnung das Tragfähigkeitspotential und liegt somit auf der konservativen Seite. Es ist festzuhalten, dass die Modellvorstellung grundsätzlich auch für Körner als mikroskopische Fehlstellen angewandt werden kann, sich jedoch weiterer Weiterentwicklungsbedarf zeigt.

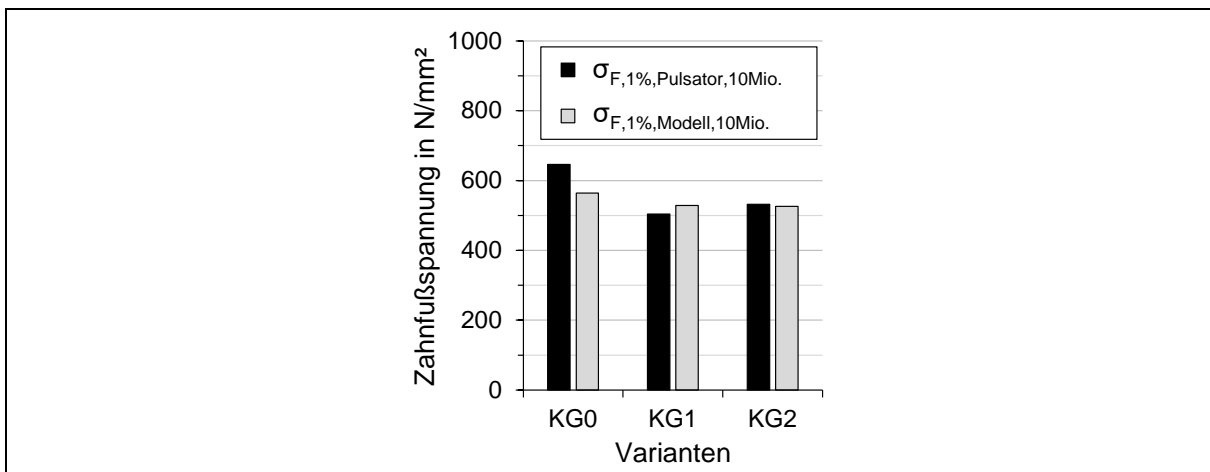


Bild 8-15: Vergleich der Ergebnisse der Vorwärtsrechnung und der experimentellen Untersuchungen im Pulsatorversuch der Korngrößenvarianten KG0, KG1 und KG2 für 1 % Ausfallwahrscheinlichkeit und einer Grenzlastspielzahl von 10 Millionen

8.3 Zusammenfassung

Die von SCHURER [Sch16] entwickelte Modellvorstellung für nicht-metallische Einschlüsse (siehe Abschnitt 2.7) wurde im Rahmen dieses Kapitels maßgeblich weiterentwickelt. Diese ist nun allgemein für mikroskopischen Fehlstellen, wie nicht-metallische Einschlüsse und Körner, anwendbar. Es wurde u.a. der Einfluss der ODA bei nicht-metallischen Einschlüssen in das Modell implementiert. Die Modellvorstellung bildet nun für nicht-metallische Einschlüsse die vorliegende Datenbasis bis in den Bereich sehr hoher Lastspielzahlen gut ab. Zudem wurde darüber hinaus eine Vorgehensweise mit mehreren Optionen zur quantitativen Abschätzung einer Zahnfußtragfähigkeit basierend auf dem Einfluss mikroskopischer Fehlstellen erarbeitet, welche nur einige wenige Eingangsparameter benötigt. Diese Eingangsparameter basieren auf üblichen Werkstoff- als auch Zahnradcharakterisierungen und liegen deshalb in der industriellen Praxis üblicherweise vor. Sowohl bei der Nach- als auch Vorwärtsrechnung bei Körnern hat sich allerdings gezeigt, dass noch weitere Entwicklungspotentiale vorliegen, weshalb in folgenden Arbeiten hier noch eine weitere Entwicklung stattfinden sollte.

9 Ableitung eines normfähigen, vereinfachten Berechnungsansatzes

In [Fuc22e] (vergleiche Bild 2-1) wird ein gestufter Wöhlerlinienverlauf mit vier möglichen weiteren Verläufen ab $3 \cdot 10^7$ Lastwechseln für einsatzgehärtete, kugelgestrahlte Zahnräder gezeigt. Bild 9-1 stellt die darauf basierende, hier abgeleitete und erweiterte Modellvorstellung der Wöhlerlinie zur Zahnfußtragfähigkeit einsatzgehärteter, kugelgestrahlter Zahnräder und deren Einflussgrößen dar. Im Bereich kleinerer Lastspielzahlen bis 10^7 entspricht die Wöhlerlinie der klassischen Darstellung nach ISO 6336 [ISO16b]. Die Zahnfuß-Zeit- und Dauerfestigkeit ist in diesem Bereich durch Brüche mit einer Rissinitiierung an der Oberfläche begrenzt. Experimentelle Ergebnisse von Zahnfußtragfähigkeitsuntersuchungen werden darauf basierend, unter Berücksichtigung der Oberflächenhärte, üblicherweise in die Festigkeitsschaubilder nach ISO 6336, Teil 5 [ISO16a] eingeordnet. Nach ISO 6336 wird von einem Beginn der Dauerfestigkeit ab $3 \cdot 10^6$ Lastwechseln ausgegangen, der entsprechende Dauerfestigkeitskennwert der Oberfläche $\sigma_{F \text{ lim, Oberfläche}}$ wird maßgebend durch den Eigenspannungszustand in der Zahnfußrundung bestimmt. Durch den in dieser Arbeit noch einzuführenden Faktor zur Berücksichtigung des Eigenspannungszustandes im Zahnfuß einsatzgehärteter Zahnräder $Y_{RS,Eh,DF}$ (siehe Abschnitt 9.1) soll die Zahnfußdauerfestigkeit in Abhängigkeit des Eigenspannungszustands gegenüber des Referenzwertes der ISO 6336 erfasst werden.

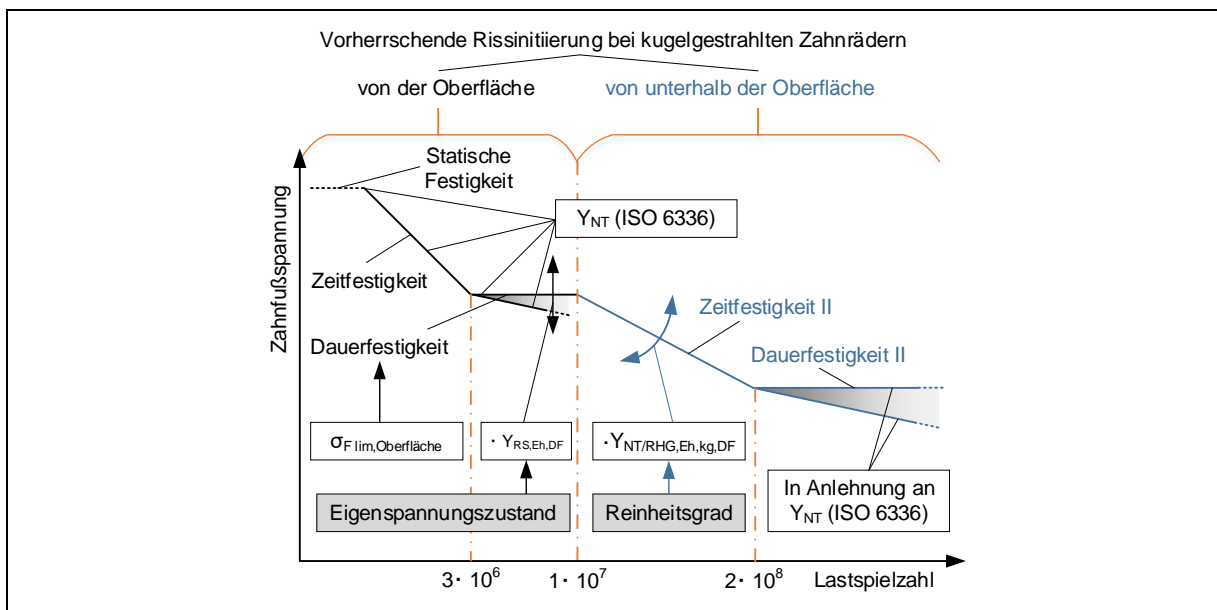


Bild 9-1: Modellvorstellung der Wöhlerlinie zur Zahnfußtragfähigkeit für einsatzgehärtete, kugelgestrahlte Zahnräder und deren Einflussgrößen

Basierend auf den in dieser Arbeit ermittelten experimentellen Ergebnissen kann ein weiterer Verlauf der Wöhlerlinie für einsatzgehärtete, kugelgestrahlte Zahnräder abgeschätzt werden. Es zeigt sich, dass im Bereich hoher Lastspielzahlen, insbesondere für Lastspielzahlen größer 10^7 und bis zu $2 \cdot 10^8$ Lastwechseln, mit einer Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche an einem nicht-metallischen Einschluss zu rechnen ist, was zu einer Tragfähigkeitsminderung führt. Der weitere Verlauf der Wöhlerlinie wird dadurch in diesem Bereich maßgeblich durch den Reinheitsgrad bestimmt, dessen Einfluss der in dieser Arbeit noch einzuführende Faktor $Y_{NT/RHG,Eh,kg,DF}$ (siehe Abschnitt 9.2) berücksichtigt. Für den Lastspielzahlbereich größer $2 \cdot 10^8$ wurden im Rahmen dieser Arbeit keine Untersuchungen durchgeführt, noch sind in der Literatur entsprechende Ergebnisse neuerer Untersuchungen belegt. Daher wird für diesen

Bereich der entsprechende Verlauf des Lebensdauerfaktors Y_{NT} nach ISO 6336 angenommen. Im Folgenden werden für die einzelnen Einflussgrößen die entsprechenden Faktoren abgeleitet, um die Ergebnisse in einen normfähigen, vereinfachten Berechnungsansatz unter Beibehaltung der bestehenden Referenzangaben der ISO 6336 (siehe Abschnitt 9.5) überzuführen.

9.1 Faktor zur Berücksichtigung des Eigenspannungszustandes im Zahnfuß³³

Wie sich im Rahmen vorangegangener Arbeiten [Bre10, Sch16] gezeigt hat, hat die Art der Strahlbehandlung und damit die Ausprägung des Eigenspannungszustandes einen signifikanten Einfluss auf die Zahnfußtragfähigkeit von einsatzgehärteten Zahnradern, insbesondere auf die Dauerfestigkeit der Oberfläche. Ziel im Folgenden ist, diesen Zusammenhang über einen einzuführenden Eigenspannungseinflussfaktor für einsatzgehärtete Zahnradern $Y_{RS,Eh,DF}$ auch im Berechnungsgang zur Zahnfußtragfähigkeit nach ISO 6336 entsprechend berücksichtigen zu können. Bei der Definition dieses Faktors wird auf bereits in der Literatur vorhandene Ansätze – insbesondere auf den von WEIGAND [Wei99a] postulierten Eigenspannungsfaktor Y_{RS} – zurückgegriffen. Zur statistischen Absicherung der im Folgenden angestellten Überlegungen wird die umfangreiche Datenbasis aus [Gei21] herangezogen.

Bild 9-2 zeigt schematisch den Einfluss des Eigenspannungszustands am Beispiel der Zustände ungestrahlt, reinigungsgestrahlt und kugelgestrahlt. Während der Eigenspannungszustand insbesondere die Dauerfestigkeit (der Oberfläche) und mit abnehmenden Einfluss den Bereich der unteren zur oberen Zeitfestigkeit beeinflusst, ist die statische Festigkeit maßgeblich von der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffs abhängig und wird somit für alle Eigenspannungszustände als identisch angenommen.

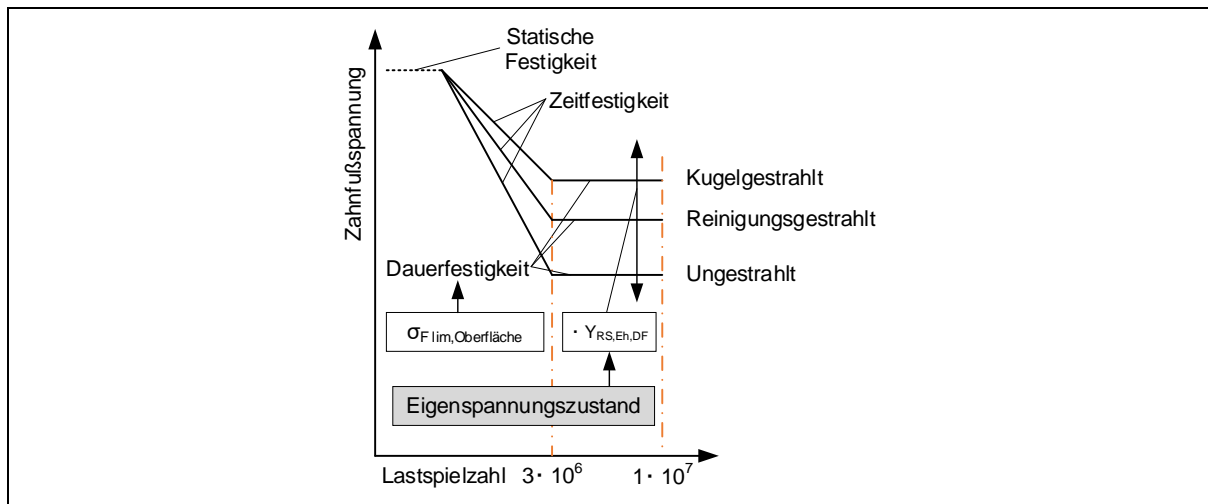


Bild 9-2: Einfluss des Eigenspannungszustandes auf die Zahnfußtragfähigkeit einsatzgehärteter Zahnradern am Beispiel der Zustände ungestrahlt, reinigungsgestrahlt und kugelgestrahlt

Als Bezugsgröße für den Eigenspannungseinflussfaktor hinsichtlich der Zahnfußdauerfestigkeit (der Oberfläche) einsatzgehärteter Zahnradern $Y_{RS,Eh,DF}$ wird das Maximum der Druckeigenspannung $\sigma_{Druck-ES,max}$ definiert. Das betragsmäßige Minimum der maximalen Druckeigenspannungen liegt bei fehlerfreier Wärmebehandlung im Bereich von ca. |200| MPa für ungestrahlte Zahnradern. Diese Eigenspannungen lassen sich auf die Wärmebehandlung zurückführen. Daher wird als Grenze des Gültigkeitsbereichs von $Y_{RS,Eh,DF}$ ein Wert von -200 MPa

³³ Für die ausführliche Herleitung dieses Faktors sei auf [Fuc21c] verwiesen.

vorgeschlagen. Eine Betrachtung der Eigenspannungsverläufe der ungestrahlten Prüfradvarianten aus [Wei99a] bestätigt diesen Wert. Als weitere Grenze des Gültigkeitsbereichs wird ein konservativer Wert von -1300 MPa für kugelgestrahlte Zahnräder angesetzt, da Werte darüber hinaus zu einer möglichen Vorschädigung des Werkstoffes durch den Strahlprozess („Überstrahlen“) und somit zu einem Tragfähigkeitsabfall führen können. Der Grenzwert für kugelgestrahlte Zahnräder wird zusätzlich durch die Druckeigenspannungsmessungen im Rahmen dieser Arbeit bestätigt: Durchweg alle Varianten zeigten Werte größer |880| MPa, aber kleiner |1300| MPa (vergleiche Bild 4-8).

In [Lom09] wird für die reinigungsgestahlte Referenzvariante eine betragsmäßige Druckeigenspannung von $\sigma_{ER} = |620|$ MPa als Referenzeigenspannung definiert. Darauf aufbauend wird für diesen Referenzwert auch der Faktor $Y_{RS,Eh,DF}$ zu „1,0“ gesetzt. Wird der formelmäßige Zusammenhang zwischen Druckeigenspannungsmaximum und Tragfähigkeit bzw. Zahnfußdauerfestigkeit nach WEIGAND [Wei99a], d.h. die sich ergebende Steigung, angewendet, ergibt sich der Verlauf im reinigungsgestrahlten Bereich. Ergänzend zum Ansatz nach WEIGAND [Wei99a] wird im Bereich für kugelgestrahlte Zahnräder, d.h. ab einem Wert des Druckeigenspannungsmaximums von |900| MPa, ein horizontaler Verlauf vorgeschlagen. Dies basiert darauf, dass sich bei kugelgestrahlten Zahnrädern im hier betrachteten Lastspielzahlbereich größer $3 \cdot 10^6$ in der Regel der Rissmechanismus ändert: Die Rissinitiierung findet zumeist unterhalb anstatt an der Oberfläche statt, vorwiegend an mikroskopischen Fehlstellen. Die Kombination aus Lastspannung und Druckeigenspannung verschiebt hierbei das Beanspruchungsmaximum unterhalb die Oberfläche in Werkstofftiefen jenseits des Druckeigenspannungsmaximums. Somit ist der Betrag des Druckeigenspannungsmaximums für die resultierende Zahnfuß(dauer)festigkeit nicht mehr ausschlaggebend, solange es einen ausreichend hohen Betrag aufweist, um ein Bruchgeschehen mit Rissausgang an der Oberfläche zu verhindern.

Wird für den Referenzpunkt, an dem $Y_{RS,Eh,DF} = 1,0$ ist, eine Zahnfußdauerfestigkeit $\sigma_{F\lim}$ entsprechend der Werkstoffqualität MQ nach ISO 6336, Teil 5 [ISO16a] angenommen, so weist der neue Eigenspannungseinflussfaktor für einsatzgehärtete Zahnräder $Y_{RS,Eh,DF}$ (siehe Bild 9-3) eine potentielle Tragfähigkeitssteigerung durch einen Kugelstrahlprozess im Mittel von ca. 17 % auf und stimmt mit der Lage der Versuchspunkte aus [Gei21] sehr gut überein. Hierbei sollte ein möglicher Baugrößeneinfluss im Hinblick auf die potentielle Tragfähigkeitssteigerung beachtet werden. Auch die in ISO 6336, Teil 5 [ISO16a] angegebenen, konservativen Tragfähigkeitssteigerungen von 10 % bei der Werkstoffqualität MQ und um 5 % bei der Werkstoffqualität ME werden sehr gut abgebildet, wenn sich an der unteren, hier vorgeschlagenen Streubereichsgrenze (siehe Bild 9-3) orientiert wird.

SCHURER [Sch16] gibt ausgehend vom reinigungsgestrahlten Zustand eine maximale Tragfähigkeitssteigerung von ca. 25 % an, was durch die obere Streubandgrenze in Bild 9-3 mit einem Wert von ca. 1,25 ebenfalls sehr gut berücksichtigt wird. Eine Auswertung der Tragfähigkeitssteigerung für das obere und untere Streuband von $Y_{RS,Eh,DF}$ im Falle des betragsmäßig minimalen Druckeigenspannungsmaximums von -200 MPa hin zum reinigungsgestrahlten Referenzzustand liefert Werte bis zu einer Steigerung von 50 %, womit sich der Verlauf von $Y_{RS,Eh,DF}$ auch im ungestrahlten bzw. reinigungsgestrahlten Bereich in die Angaben aus der Literatur einordnet.

Zu beachten ist, dass sich durch die Einführung des Einflussfaktors $Y_{RS,Eh,DF}$ eine modifizierte Zahnfußdauerfestigkeit $\sigma_{F\ lim}$ für Lastspielzahlen größer $3 \cdot 10^6$ im Vergleich zu den Referenzwerten der Norm ISO 6336, Teil 5 [ISO16a] ergibt. Da aber die statische Zahnfußfestigkeit als unabhängig vom Eigenspannungszustand betrachtet wird, ergibt sich daraus auch ein modifizierter Verlauf der Referenz-Wöhlerlinie nach Norm im Zeitfestigkeitsbereich. Darauf wird im folgenden Abschnitt mit eingegangen.

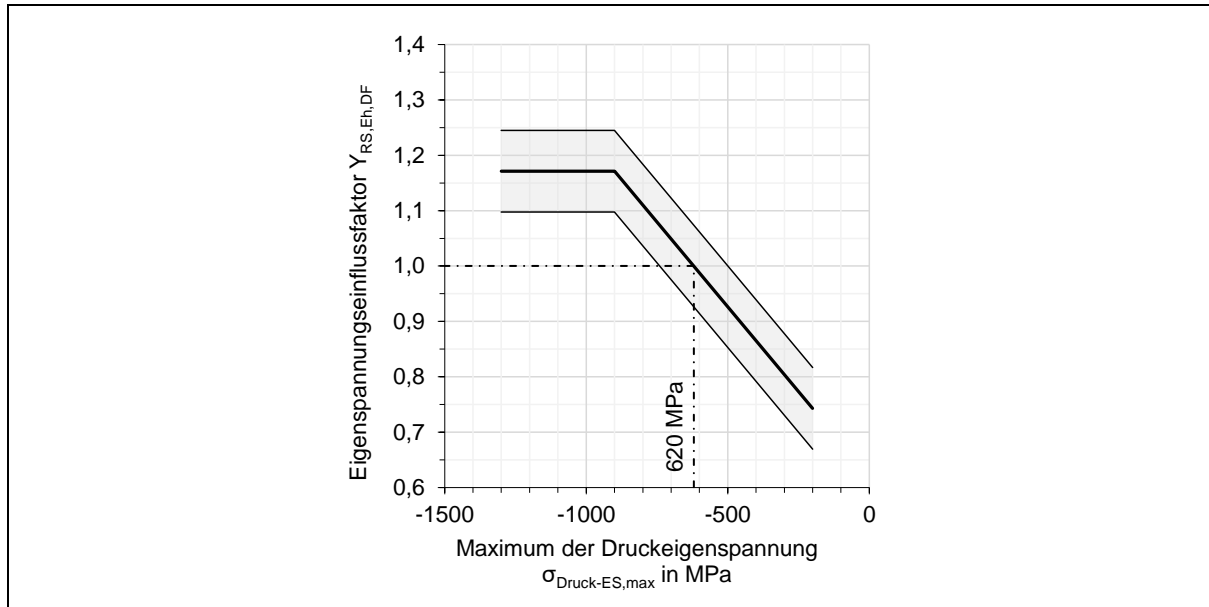


Bild 9-3: Faktor zur Berücksichtigung des Eigenspannungszustandes im Zahnfuß einsatzgehärteter Zahnräder $Y_{RS,Eh,DF}$

9.2 Erweiterung des Lebensdauerfaktors nach ISO 6336³⁴

Die experimentellen Ergebnisse zeigen bei einsatzgehärteten, kugelgestrahlten Zahnrädern im Bereich hoher Lastspielzahlen ($N > 10^7$) eine Abhängigkeit der Tragfähigkeit vom Reinheitsgrad. Bei allen Varianten bildet sich in den experimentellen Untersuchungen, wie in Bild 9-1 schematisch gezeigt, ein erstes Dauerfestigkeitsgebiet (entspricht der Dauerfestigkeit der Oberfläche) bis ca. 10^7 Lastwechseln aus. Die Varianten OW4 und S9 (Reinheitsgradklasse K0 nach SEP 1571 [SEP17a]) zeigen jedoch im weiteren Verlauf eine Tragfähigkeitsminderung im Laufversuch zwischen 10^7 und $5 \cdot 10^7$ Lastwechsel von ca. 3 % auf. Bei einer Extrapolation auf 10^8 Lastwechsel ergäbe sich eine Minderung von ca. 5 %. Die Variante OW1 ist im Lastspielzahlbereich von 10^7 bis $5 \cdot 10^7$ und die Variante S4 im Bereich $5 \cdot 10^7$ bis 10^8 (beide Varianten: Reinheitsgradklasse K2 nach SEP 1571, Methode K [SEP17a]) im Laufversuch statistisch sehr gut abgesichert. Es zeigt sich hier eine Minderung von ca. 7 % bis $5 \cdot 10^7$ und ca. 12 % bis 10^8 Lastwechsel. Die untere Grenzkurve des Y_{NT} -Faktors nach ISO 6336, Teil 3 [ISO19] weist reinheitsgradunabhängig bis 10^8 Lastwechsel lediglich eine Minderung von ca. 6 % aus. Die vorliegenden Ergebnisse bis $2 \cdot 10^8$ Lastwechsel zeigen eine weitere Minderung der Tragfähigkeit in Abhängigkeit des Reinheitsgrades. Es bildet sich bis zu $2 \cdot 10^8$ Lastwechsel kein weiteres Dauerfestigkeitsniveau aus. Diese experimentell gestützten Zusammenhänge sind in Bild 9-4 in Abhängigkeit der Reinheitsgradkategorie nach SEP 1571,

³⁴ In diesem Abschnitt floss unmittelbar folgende studentische Arbeit mit ein, welche unter maßgeblicher Anleitung des Autors erstellt wurde: [Mai21].

Methode K [SEP17c] bis $2 \cdot 10^8$ Lastwechsel in den Lebensdauerfaktor Y_{NT} für einsatzgehärtete Zahnräder (Eh) nach ISO 6336, Teil 3 [ISO19] eingeordnet.

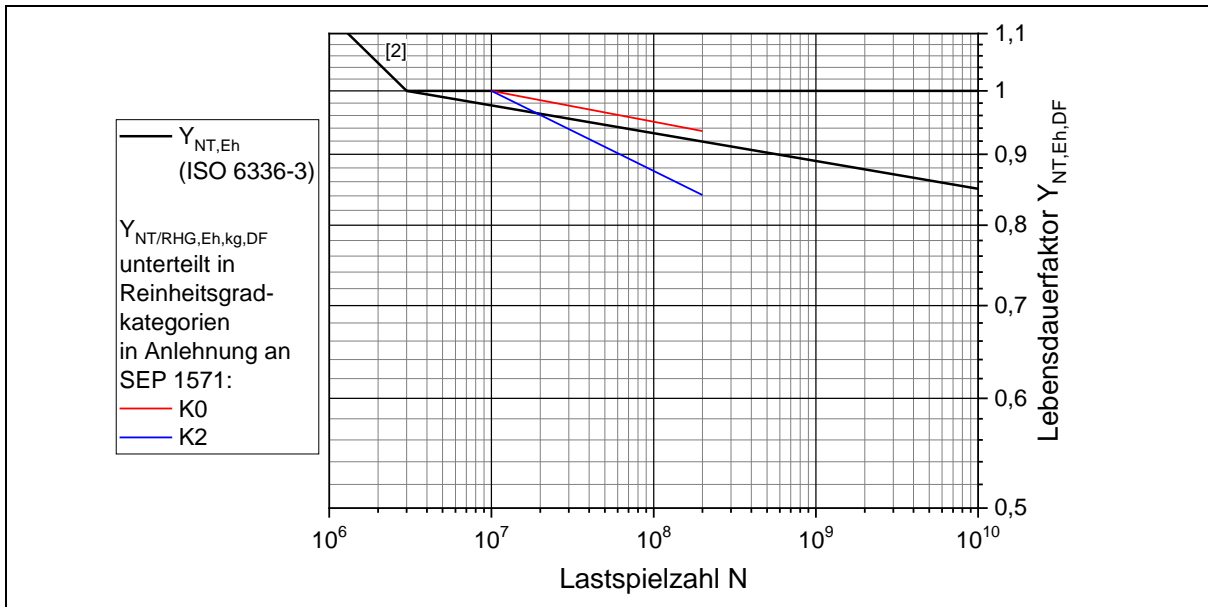


Bild 9-4: Experimentell gestützte Einordnung der Tragfähigkeitsminderung in Abhängigkeit des Reinheitsgrades (RHG) im Bereich hoher Lastspielzahlen bis $2 \cdot 10^8$ Lastwechsel bei einsatzgehärteten (Eh), kugelgestrahlten (kg) Zahnrädern unterteilt in Reinheitsgradkategorien nach SEP 1571, Methode K [SEP17c] (in Anlehnung an [Mai21])

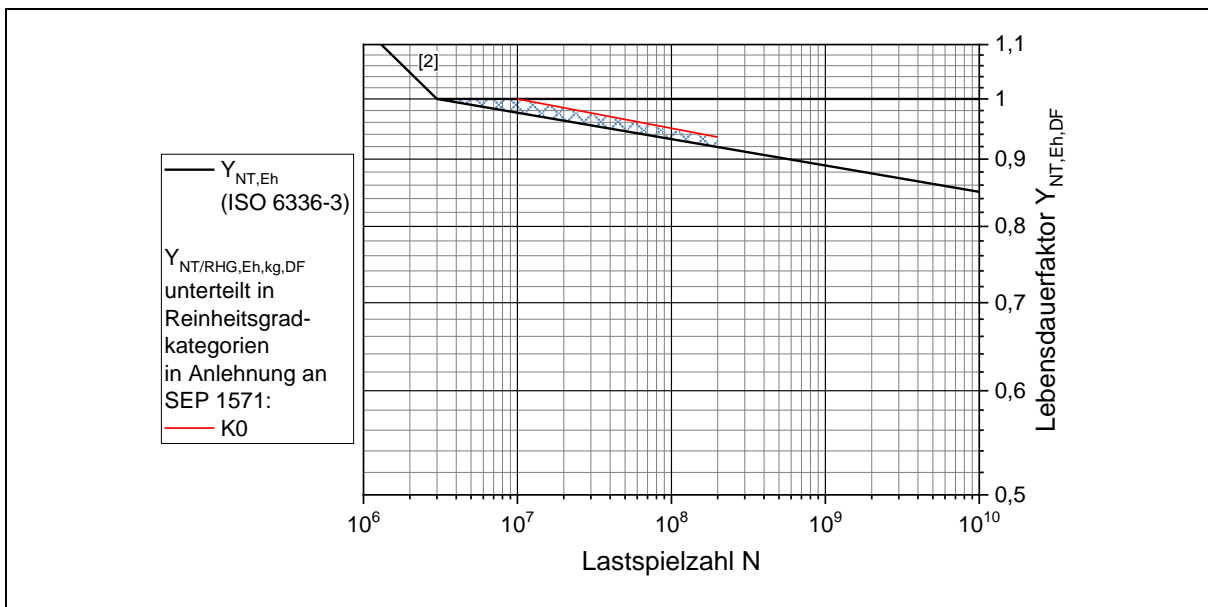


Bild 9-5: Streubereich aufgrund versuchsbedingter Streuungen des Knickpunkts zwischen dem Bereich der Dauerfestigkeit und dem Bereich höherer Lastspielzahlen und versuchsbedingter Streuungen des Gefälles je Reinheitskategorie am Beispiel der Reinheitskategorie K0 nach SEP 1571, Methode K [SEP17c] (in Anlehnung an [Mai21])

Der Dauerfestigkeitsbereich zwischen $3 \cdot 10^6$ und 10^7 Lastwechsel (vergleiche Bild 9-1 und Bild 9-5) stellt einen Übergangsbereich zwischen den vorherrschenden Rissinitiierungen an der Oberfläche im Zeitfestigkeitsgebiet und den vorherrschenden Rissinitiierungen unterhalb der Oberfläche an nicht-metallischen Einschlüssen im Bereich höherer Lastspielzahlen dar. Ein fester Lastspielzahlwert für den Knickpunkt zwischen dem Dauerfestigkeitsbereich und dem Bereich höherer Lastspielzahlen lässt sich jedoch nicht quantifizieren, da der Knickpunkt

je Variante und je Reinheitsgrad einer gewissen Streuung unterworfen ist. Auch das sich ergebende Gefälle der Reinheitskategorien unterliegt gewissen versuchsbedingten Streuungen. Dieser Zusammenhang ist am Beispiel der Reinheitskategorie K0 nach SEP 1571, Methode K [SEP17c] mithilfe eines schraffierten Streubereichs zwischen dem Gefälle der Reinheitskategorie K0 und dem unteren Verlauf des Streubereichs des bestehenden Lebensdauerfaktors $Y_{NT,Eh}$ nach ISO 6336, Teil 3 [ISO19] in Bild 9-5 schematisch dargestellt.

Das experimentell gestützte Gefälle der Reinheitskategorie K0 ist ähnlich dem Gefälle des unteren Verlaufes des Streubereiches des bestehenden Lebensdauerfaktors Y_{NT} nach ISO 6336, Teil 3 [ISO19]. Basierend auf den aufgezeigten vorliegenden Unsicherheiten aufgrund der Streuungen wird für die praktische Anwendung folgender konservativer Ansatz angewandt: Der Verlauf der Reinheitsgradkategorie K0 und der untere Verlauf des bestehenden Lebensdauerfaktors Y_{NT} nach ISO 6336, Teil 3 [ISO19] bis $2 \cdot 10^8$ Lastwechsel werden als deckungsgleich definiert. Dadurch entfällt das bisher vorliegende Dauerfestigkeitsgebiet zwischen $3 \cdot 10^6$ und 10^7 Lastwechsel und der in Bild 9-5 schematisch dargestellte Streubereich. Ab $2 \cdot 10^8$ Lastwechsel wird der untere Verlauf des Streubereichs der Reinheitskategorie K0 mit dem bestehenden Lebensdauerfaktor Y_{NT} nach ISO 6336, Teil 3 [ISO19] ebenfalls als deckungsgleich definiert. Der Bereich ab $2 \cdot 10^8$ Lastwechsel ist derzeit noch nicht experimentell abgesichert. Es wird deshalb vorgeschlagen, für den Bereich ab $2 \cdot 10^8$ Lastwechsel weiterhin den Streubereich des Y_{NT} -Faktors aus ISO 6336, Teil 3 [ISO19] zu verwenden. Eine Variationsrechnung der Einschlussgröße basierend auf den Reinheitsgradkategorien K0 bis K8 nach SEP 1571 [SEP17a] mithilfe des Modellansatzes in Abschnitt 8.1 zeigt, dass zwischen jeder Reinheitsklasse eine Tragfähigkeitssteigerung von ca. 4 % möglich ist. Basierend auf dieser Variationsrechnung wird für die verschiedenen Reinheitskategorien, welche nicht experimentell gestützt sind, jeweils ein individueller Verlauf abgeleitet.

Basierend auf diesen Ergebnissen kann ein Teil-Lebensdauerfaktor, in Abhängigkeit des Reinheitsgrades im Bereich hoher Lastspielzahlen bei einsatzgehärteten, kugelgestrahlten Zahnrädern, abgeleitet werden. Die Bezeichnung orientiert sich hierbei an dem bestehenden Lebensdauerfaktor Y_{NT} nach ISO 6336, Teil 3 [ISO19]. Der sich ergebende Teil-Lebensdauerfaktor $Y_{NT/RHG,Eh,kg,DF}$ ist in Bild 9-6 dargestellt. Mit diesem Faktor ist es nun möglich bis 10^{10} Lastwechsel die Tragfähigkeit bei einsatzgehärteten, kugelgestrahlten Zahnrädern mit unterschiedlichem Reinheitsgrad zu bestimmen. Zudem ist nun sowohl ein reinheitsgrad- als auch lastspielzahlunabhängiger Vergleich verschiedener Werkstoffe, bei einer vergleichenden Darstellung im Festigkeitsschaubild nach ISO 6336, Teil 5 [ISO16a] möglich.

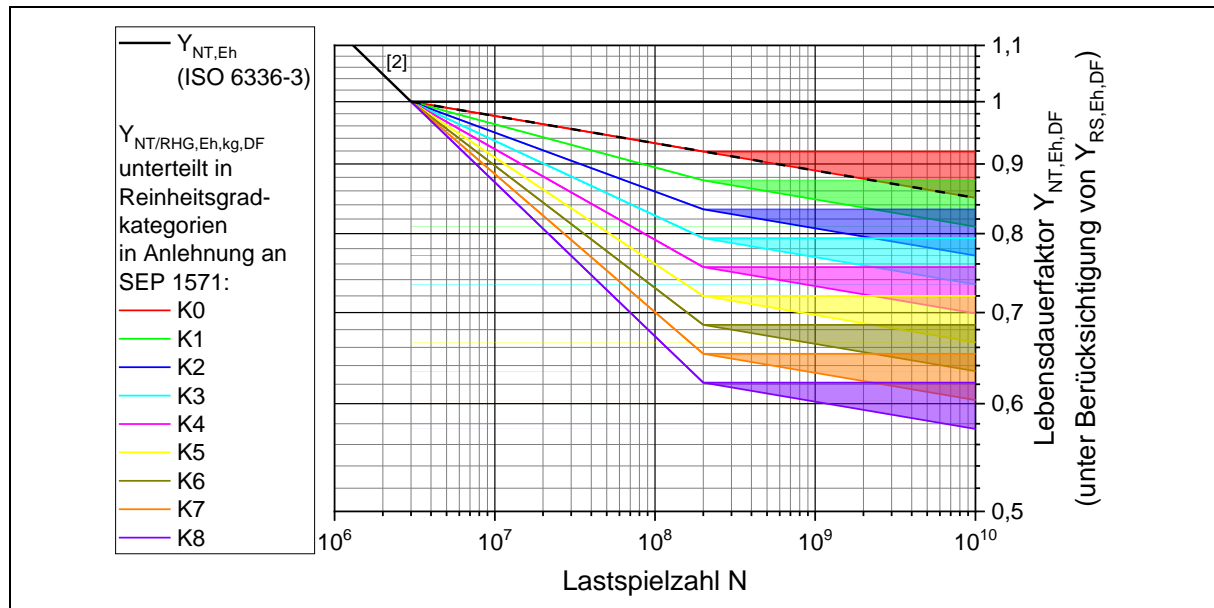


Bild 9-6: Teil-Lebensdauerfaktor $Y_{NT/RHG,Eh,kg,DF}$, in Abhängigkeit des Reinheitsgrades (RHG) im Bereich hoher Lastspielzahlen bei einsatzgehärteten (Eh), kugelgestrahlten (kg) Zahnradern (in Anlehnung an [Mai21])

In ISO 6336, Teil 3 [ISO19] werden beim Y_{NT} -Faktor zudem auch Verläufe im Bereich der Zeit- und statischen Festigkeit angegeben. Die Zuteilung erfolgt hierbei werkstoff- und wärmebehandlungsspezifisch. Laut dem Y_{NT} -Faktor kann die Tragfähigkeit für einsatzgehärtete Zahnradern im Bereich der statischen Festigkeit bis zu 2,5-fach über der Dauerfestigkeit liegen. Darauf basierend, dass die statische Festigkeit maßgebend von der chemischen Zusammensetzung eines Werkstoffes abhängt (vergleiche [Nie03]) und in Kombination mit dem in Abschnitt 9.1 abgeleiteten Faktor zur Berücksichtigung des Eigenspannungszustandes im Zahnfuß einsatzgehärteter Zahnradern erfolgen im Folgenden Überlegungen zu einem Lebensdauerfaktor im Bereich der statischen Festigkeit für einsatzgehärtete, kugelgestrahlte Zahnradern.

Eine umfangreiche Auswertung normierter Teil-Wöhlerlinien der vorliegenden Versuchsdatenbasis im Bereich der Zeitfestigkeit aus [Sch16] und aus der vorliegenden Arbeit für die Zahnradern der Baugrößen $m_n = 1,5$ mm und $m_n = 5$ mm aus dem Pulsatorversuch (siehe [Mai21]) zeigt durch eine Extrapolation der Zeitfestigkeitsgeraden in den Bereich der statischen Festigkeit (hier angenommen: 10^3 Lastwechsel) Tragfähigkeiten, welche im Vergleich zur Dauerfestigkeit, um ca. den Faktor 1,8 bis 2,4 höher sind (vergleiche Bild 9-7 und Gleichung (29)). Bei der Anwendung des Faktors von 2,5 nach ISO 6336, Teil 3 [ISO19] würde somit die statische Festigkeit für eine Vielzahl der betrachteten einsatzgehärteten, kugelgestrahlten Zahnradern überschätzt werden. Es ist dabei allerdings zu beachten, dass sich der Wert von Y_{NT} von 2,5 für die statische Festigkeit nach Norm auf den Dauerfestigkeitskennwert $\sigma_{F\ lim}$ bezieht, der sich für einsatzgehärtete Zahnradern auf die praxisübliche Werkstoffqualität MQ maßgebend auf Untersuchungen an reinigungsgestrahlten Zahnradern stützt. Es zeigt sich somit für die Berücksichtigung einsatzgehärteter, kugelgestrahlter Zahnradern ein Weiterentwicklungsbedarf auf.

$$Y_{NT,Eh,kg,LCF} = \frac{\sigma_{F\ lim,ext,10^3}}{\sigma_{F\ lim,exp,3 \cdot 10^6}} \approx 1,8 \dots 2,4 \quad (29)$$

$Y_{NT,Eh,kg,LCF}$	–	Lebensdauerfaktor für einsatzgehärtete, kugelgestrahlte Zahnräder im Bereich der statischen Festigkeit
$\sigma_{F\ lim,ext,10^3}$	–	Auf Zeitfestigkeitsauswertung basierende, extrapolierte Zahnfußdauerfestigkeit bei 10^3 Lastwechsel
$\sigma_{F\ lim,exp,3 \cdot 10^6}$	–	Experimentell ermittelte Zahnfußdauerfestigkeit bei $3 \cdot 10^6$ Lastwechsel

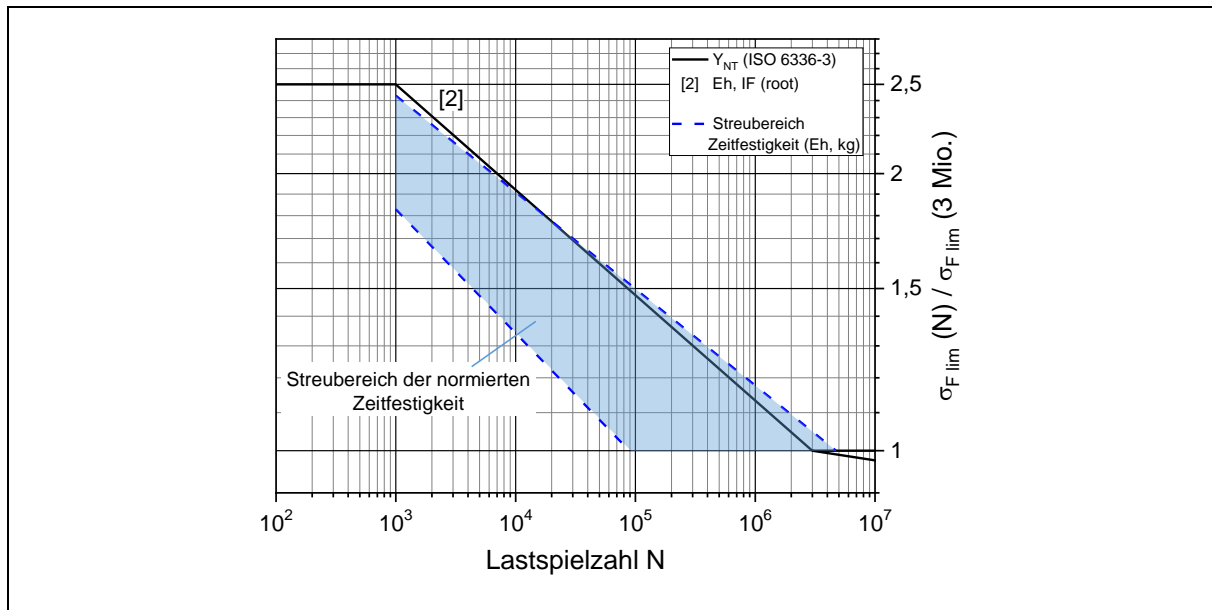


Bild 9-7: Streubereich der normierten Zeitfestigkeit für einsatzgehärtete, kugelgestrahlte Zahnräder aus [Sch16] und der vorliegenden Arbeit und Gegenüberstellung mit dem Lebensdauerfaktor im Bereich der statischen Festigkeit und der Zeitfestigkeit für einsatzgehärtete Zahnräder nach ISO 6336, Teil 3 [ISO19] (in Anlehnung an [Mai21])

Die Tragfähigkeit einsatzgehärteter Zahnräder im Bereich zwischen $3 \cdot 10^6$ und 10^7 Lastwechsel, welche maßgebend für die Definition des Lebensdauerfaktors Y_{NT} nach ISO 6336 ist, wird maßgeblich durch den Eigenspannungszustand bestimmt (vergleiche Bild 9-1 und Bild 9-2). Dieser Einfluss kann mithilfe des in dieser Arbeit abgeleiteten Faktors zur Berücksichtigung des Eigenspannungszustandes im Zahnfuß einsatzgehärteter Zahnräder beschrieben werden (vergleiche Abschnitt 9.1). Die statische Festigkeit wird jedoch maßgeblich von der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffs und nicht dem Eigenspannungszustand bestimmt. Für Zahnräder mit unterschiedlichem Strahlzustand, aber gleicher chemischer Zusammensetzung, sollte sich somit eine vergleichbare statische Festigkeit zeigen. Bei angenommener gleicher statischer Festigkeit muss dementsprechend der Lebensdauerfaktor der statischen Festigkeit um den Betrag herabgesetzt werden, um welche die Dauerfestigkeit durch den Faktor zur Berücksichtigung des Eigenspannungszustandes im Zahnfuß heraufgesetzt wird. Dieser Gedankenansatz ist jedoch bisher noch nicht explizit in der ISO 6336, Teil 3 [ISO19] abgebildet. Basierend auf den getroffenen Überlegungen ergibt sich der formelmäßige Zusammenhang gemäß Gleichung (30).

$$Y_{NT,Eh,kg,stat,DF} = \frac{Y_{NT,Eh,stat}}{Y_{RS,Eh,DF}} \approx 2,00 \dots 2,27 \quad (\text{gültig für } Y_{RS,Eh,DF} \geq 1,0) \quad (30)$$

$Y_{NT,Eh,kg,stat,DF}$	–	Lebensdauerfaktor für einsatzgehärtete, kugelgestrahlte Zahnräder im Bereich der statischen Festigkeit nach FUCHS
$Y_{NT,Eh,stat}$	–	Lebensdauerfaktor für einsatzgehärtete Zahnräder im Bereich der statischen Festigkeit nach ISO 6336, Teil 3 [ISO19]
$Y_{RS,Eh,DF}$	–	Faktor zur Berücksichtigung des Eigenspannungszustandes im Zahnfuß einsatzgehärteter Zahnräder nach FUCHS

Basierend auf den derzeit angegebenen, maximalen Wert für $Y_{NT,Eh}$ von 2,5 gemäß ISO 6336, Teil 3 [ISO19] würde sich bei einer Tragfähigkeitssteigerung hinsichtlich der Dauerfestigkeit der Oberfläche von ca. 10 % bis 25 % bzw. Werten für $Y_{RS,Eh,DF}$ von 1,10 bis 1,25 (vergleiche Bild 9-3) eine statische Festigkeit ergeben, die im Bereich 2,00 bis 2,27 über der Dauerfestigkeit liegt. Dieser Bereich ist in guter Übereinstimmung mit dem angegebenen Streubereich in Bild 9-7. Der Gültigkeitsbereich für die Anwendung des Faktors zur Berücksichtigung des Eigenspannungszustandes im Zahnfuß wird in diesem Falle zu $Y_{RS,Eh,DF} \geq 1,0$ angegeben. Für Bereiche $< 1,0$ im Rahmen einer Anwendung in der Gleichung (30) ist eine weitere Absicherung nötig, welche in Folgearbeiten erfolgen sollte.

Bild 9-8 zeigt den kompletten Vorschlag für die Erweiterung des Lebensdauerfaktors Y_{NT} der ISO 6336. Mit der vorgeschlagenen Erweiterung können nun die Strahl- bzw. Eigenspannungszustände und der Einfluss des Reinheitsgrades im Bereich hoher Lastspielzahlen berücksichtigt werden. Zudem kann die statische Festigkeit für einsatzgehärtete, kugelgestrahlte Zahnräder unter Zuhilfenahme des in dieser Arbeit ebenfalls abgeleiteten Faktors zur Berücksichtigung des Eigenspannungszustandes im Zahnfuß ermittelt werden. Der erweiterte Lebensdauerfaktor wird in dieser Arbeit im Folgenden als $Y_{NT,DF}$ bezeichnet.

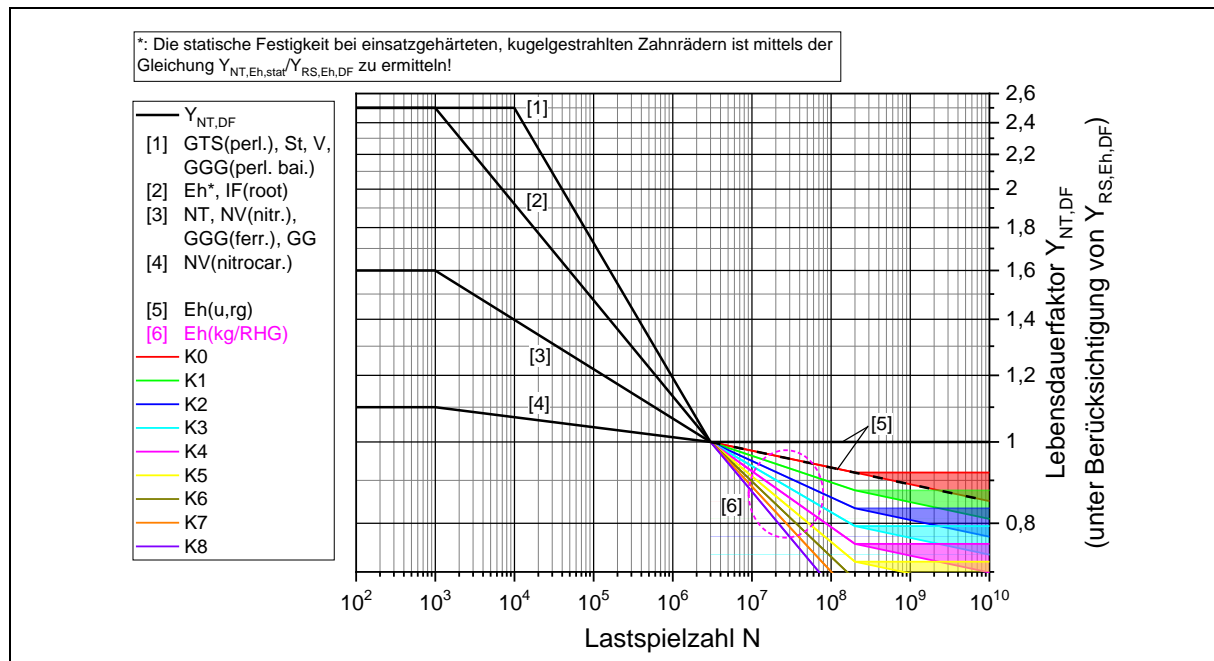


Bild 9-8: Kompletter Vorschlag $Y_{NT,DF}$ für die Erweiterung des Lebensdauerfaktors Y_{NT} der ISO 6336 mit der Erweiterung in Dauerfestigkeit und statischer Festigkeit (in Anlehnung an [Mai21])

9.3 Umwertung von Pulsator- auf Laufversuch

In Anlehnung an RETTIG [Ret87] und STAHL ET AL. [Sta99] wird die Dauerfestigkeit im Laufversuch gegenüber dem Pulsatorversuch üblicherweise um 10 % (Faktor 0,9) geringer angesetzt. Hierbei wird u.a. dem Rechnung getragen, dass im Pulsator je Versuchspunkt zwei Zähne und im Laufversuch mehr als zwei Zähne und somit ein größeres Prüfvolumen untersucht wird. Dadurch ist im Laufversuch die Wahrscheinlichkeit eines Ausfalls höher. Diese Umwertung basiert im Wesentlichen auf Zahnfußbrüchen mit einer Rissinitiierung an der Oberfläche. Zahnfußbrüche mit einer Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche werden nicht explizit berücksichtigt.

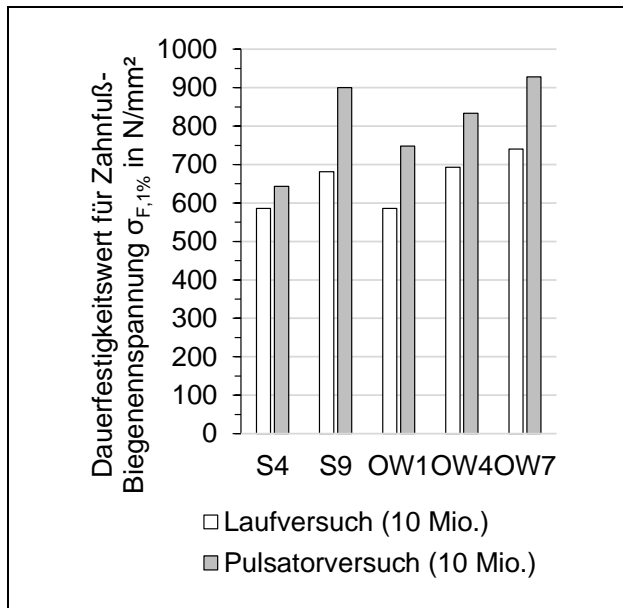


Bild 9-9: Gegenüberstellung der Dauerfestigkeitswerte $\sigma_{F,1\%}$ im Lauf- und Pulsatorversuch (ohne Umwertungsfaktor von 0,9)

Bild 9-9 zeigt eine Gegenüberstellung der Dauerfestigkeitswerte $\sigma_{F,1\%}$ für den Pulsator- (ohne den Umwertungsfaktor von 0,9) und den Laufversuch, ausgewertet bei jeweils einer Grenzlastspielzahl von 10^7 .

Bild 6-1 (b) zeigt den prozentualen Anteil der Rissinitiierungen unterhalb der Oberfläche an nicht-metallischen Einschlüssen im Pulsator- und Laufversuch. Bei der Variante S4 sind sowohl im Pulsator- als auch im Laufversuch alle Ausfälle aufgrund von Rissinitiierungen unterhalb der Oberfläche an nicht-metallischen Einschlüssen aufgetreten. Beim Vergleich der Dauerfestigkeitswerte der Variante S4 in Bild 9-9 ergibt sich ein Wert von 0,91, welcher annähernd dem Umwertungsfaktor von 0,90 nach RETTIG [Ret87] und STAHL ET AL. [Sta99] entspricht.

Bei den Varianten S9, OW1, OW4 und OW7 zeigt sich beim Vergleich der prozentualen Rissinitiierungen in Bild 6-1 (b) ein anderes Bild. Folgende prozentuale Rissinitiierungen zeigen sich: S9 (Pulsator (P) 0 %, Laufversuch (L) 86 %), OW1 (P 50 %, L 83 %), OW4 (P 0 %, L 100 %) und OW7 (P 0 %, L 80 %). Es ergeben sich folgende Umwertungsfaktoren zwischen dem Pulsator- und dem Laufversuch bei diesen Varianten von: S9 (0,76), OW1 (0,78), OW4 (0,83) und OW7 (0,80). Es ist zu erkennen, dass zwischen den Werten eine Differenz von 17 bis 24 % (≈ 20 %) vorliegt.

Tabelle 9-1: Umwertungsfaktor von Pulsator- zu Laufversuch abhängig von der maßgebenden Bruchcharakteristik im Pulsatorversuch (*: Vorschlag: Lineare Interpolation zwischen 0,8 (0 %) und 0,9 bei 100 % Ausfällen unterhalb der Oberfläche im Pulsatorversuch)

$f_{P \rightarrow L, DF}$	Strahlzustand	Maßgebende Bruchcharakteristik zur Ermittlung der Dauerfestigkeit <u>im Pulsatorversuch</u>
0,9	Ungestrahlt	Rissinitiierungen an der Oberfläche
	Reinigungsgestrahlt	Rissinitiierungen unterhalb der Oberfläche
0,8-0,9*	Kugelgestrahlt	Mischung beider Bruchcharakteristika*
0,8		Rissinitiierungen an der Oberfläche

Es zeigt sich somit, dass bei einsatzgehärteten, kugelgestrahlten Zahnrädern, bei welchen die Dauerfestigkeit im Pulsatorversuch maßgeblich durch einen Ausfall unterhalb der Oberfläche bestimmt wird, weiterhin der Umwertungsfaktor von 0,9 Anwendung finden kann. Bei Varianten, bei denen jedoch im Pulsatorversuch die Dauerfestigkeit nicht mehr maßgeblich von Ausfällen unterhalb der Oberfläche definiert wird, zeigen sich beim Vergleich zu den Ergebnissen des Laufversuchs im Vergleich größere Unterschiede. Aus diesem Grund wird im Folgenden vorgeschlagen, den Faktor von RETTIG [Ret87] und STAHL ET AL. [Sta99] entsprechend Tabelle 9-1 zu erweitern.

9.4 Analyse von Einflussfaktoren vorangegangener Arbeiten

9.4.1 Umwertung von 50 % auf 1 % Ausfallwahrscheinlichkeit

In [Sta99] wird bei den angegebenen Umrechnungsfaktoren von 50 % auf 1 % Ausfallwahrscheinlichkeit in gestrahlte und ungestrahlte Zahnräder unterschieden. Hierbei wird, basierend auf experimentellen Untersuchungen an Zahnrädern aus Stählen mit einem konventionellen Reinheitsgrad, ein Umwertungsfaktor von 0,92 sowohl für reinigungs- als auch kugelgestrahlte Zahnräder ausgewiesen. Die derzeit vorliegende Datenbasis in dieser Arbeit ist, verglichen mit der in [Sta99], gering. Eine Auswertung der Stähle mit einem Reinheitsgrad K0 nach SEP 1571, Methode K [SEP17c] zeigt im Lauf- und Pulsatorversuch Werte im Bereich des bisherigen Umwertungsfaktors von 0,92 (vergleiche [Mai21]). Dieser Aspekt sollte jedoch in weiterführenden Arbeiten weiter untersucht werden. Als Zwischenschritt wird empfohlen, auch für kugelgestrahlte Zahnräder aus hochreinen Werkstoffen lastspielzahlunabhängig weiterhin den Umwertungsfaktor von 0,92 zu verwenden.

9.4.2 Baugrößenfaktor (Zahnfuß)

In [Her11] wird der Baugrößenfaktor aus ISO 6336, Teil 5 [ISO16a] für ungestrahlte Zahnräder kleinerer Baugröße erweitert. Diese Untersuchungen knüpfen an [Bra07] an. Es wird gezeigt, dass ungestrahlte Zahnräder mit kleinerem Modul gegenüber dem Referenzrad der Baugröße $m_n = 5$ mm in ISO 6336, Teil 5 [ISO16a] höhere Tragfähigkeiten erreichen können. Für die Baugröße von $m_n = 1,5$ mm wird für ungestrahlte Zahnräder eine ca. 31 % höhere Tragfähigkeit erwartet. Unter Annahme der Anwendbarkeit auf kugelgestrahlte Zahnräder der vorliegenden Baugröße von $m_n = 1,5$ mm wird der Größenfaktor nach HERGESELL ET AL. [Her11] im Folgenden angewandt. Diese Annahme sollte jedoch in folgenden Arbeiten überprüft werden.

9.4.3 Einsatzhärtungsfaktor (Zahnfuß)

Die optimale Einsatzhärtungstiefe liegt laut TOBIE [Tob01] für Stähle geringer bis mittlerer Härtebarkeit zwischen $0,1$ bis $0,2 \cdot m_n$. Der Gültigkeitsbereich wird für Zahnräder aus 16MnCr5 des Baugrößenbereiches $m_n = 2,3$ bis 10 mm angegeben. Zudem wird darauf hingewiesen, dass eine Extrapolation in den Bereich $m_n < 2$ mm bzw. $m_n > 20$ mm als zu wenig abgesichert erscheint. In [Gün18] werden die Ergebnisse aus [Tob01] um Stähle höherer Härtebarkeit erweitert. Hierbei werden Werkstoffe mit den Legierungszusammensetzungen MnCrNiMo, CrNiMo und NiCrMo betrachtet. Das Optimum liegt hierbei weiterhin zwischen CHD-Werten von $0,1$ bis $0,2 \cdot m_n$. Allerdings zeigt sich im Bereich höherer CHD-Werte ein geringerer Abfall der Zahnfußtragfähigkeit. Bis zu CHD-Werten von $0,25$ bis $0,35 \cdot m_n$ fällt die Zahnfußdauerfestigkeit nur noch um ca. 4 % ab. Die hier untersuchten Varianten (MnCr-, CrNiMo-, NiCr- und NiMo-legiert) zeigen durchweg eine hohe Härtebarkeit und lassen sich in das Streuband HH nach DIN EN ISO 683-3 [DIN19] einordnen. Die Varianten OW7 und S9 liegen teilweise sogar leicht oberhalb des Streubandes, nur die Variante OW1 liegt im unteren Bereich. Allerdings ist zu beachten, dass die MnCr-Stähle hierbei als Legierungssysteme geringer/mittlerer Härtebarkeit und die CrNiMo-Stähle als Legierungssysteme höherer Härtebarkeit nach dem Vorgehen in [Gün18] klassifiziert werden. Die Laufversuchsvarianten mit der Baugröße $m_n = 1,5$ mm zeigen Härtetiefen zwischen $0,25$ bis $0,35 \cdot m_n$ und liegen somit innerhalb des Empfehlungsgebietes nach GÜNTNER ET AL. [Gün18].

9.5 Erweiterter genormter Berechnungsansatzes

Die ISO 6336 [ISO16b] geht hinsichtlich der Zahnfußfestigkeit bislang ab $3 \cdot 10^6$ Lastwechseln von einer Dauerfestigkeit der Oberfläche (vergleiche Bild 9-1) aus, bei welcher die Dauerfestigkeit durch Rissinitiierungen an der Oberfläche bestimmt wird. Die Ausfälle aufgrund einer Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche an einem nicht-metallischen Einschluss geschehen üblicherweise erst bei weit höheren Lastspielzahlen. Die experimentellen Ergebnisse haben gezeigt, dass bei einsatzgehärteten, kugelgestrahlten Zahnrädern durch das Auftreten von Zahnfußbrüchen mit Rissausgang unterhalb der Oberfläche an nicht-metallischen Einschlüssen, bis zu einer Lastspielzahl von $2 \cdot 10^8$ noch mit keiner Dauerfestigkeit zu rechnen ist (vergleiche Bild 9-1). Darüber hinaus liegen derzeit noch keine experimentellen Ergebnisse vor. Es ist jedoch ggf. mit einer weiteren Tragfähigkeitsminderung auch darüber hinaus zu rechnen, daher wird für diesen Bereich der entsprechende Verlauf des Lebensdauerfaktors Y_{NT} nach ISO 6336 angenommen.

Die Zahnfußdauerfestigkeit $\sigma_{F \text{ lim}}$ wird im Folgenden wie folgt interpretiert:

$\sigma_{F \text{ lim}}$ nach ISO 6336, Teil 5 [ISO16a] kann als ein
Grenzwert der Oberflächenfestigkeit (Zahnfuß) angesehen werden

Eine Tragfähigkeitsminderung bei höheren Lastspielzahlen durch eine Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche an nicht-metallischen Einschlüssen wird im Kennwert $\sigma_{F \text{ lim}}$ nach dieser Definition somit nicht berücksichtigt. Durch den eingeführten $Y_{NT,DF}$ -Faktor kann der „Oberflächen“-Wert $\sigma_{F \text{ lim}}$ jedoch in den Bereich höherer Lastspielzahlen umgewertet werden. Aus diesem Grund wird im Rahmen dieser Arbeit für den Bereich höherer Lastspielzahlen, die folgende Bezeichnung und das folgende Formelzeichen eingeführt:

„Zahnfußdauerfestigkeit bei einer gegebenen Grenzlastspielzahl“
 $\sigma_{F \text{ lim}, N_{\text{grenz}}}$

Hierbei wird eine zum ausgewiesenen Spannungswert gehörende Grenzlastspielzahl (N_{grenz}) angegeben.

Der Normansatz wird basierend auf den in den vorangegangenen Abschnitten dargestellten Überlegungen und Ergebnissen in folgender Weise erweitert: Neben den Faktoren aus vorangegangenen Arbeiten werden ebenfalls die in dieser Arbeit neu erarbeiteten Faktoren in den Normansatz nach ISO 6336 integriert (siehe Gleichung (31)). Die neu erarbeiteten Faktoren sind: Erweiterter Umwertungsfaktor von Pulsator- auf Laufversuch $f_{P \rightarrow L, DF}$, erweiterter Lebensdauerfaktor $Y_{NT, DF}$ und der Faktor zur Berücksichtigung des Eigenspannungszustandes im Zahnfuß einsatzgehärteter Zahnräder $Y_{RS, Eh, DF}$.

Es ist ausdrücklich festzuhalten, dass weiterhin die Gesetzmäßigkeiten der ISO 6336 [ISO16b] gelten. Die Referenzwerte für die Zahnfußdauerfestigkeit $\sigma_{F \text{ lim}}$ nach ISO 6336, Teil 5 [ISO16a] können mithilfe der Gleichung (31) weiterhin als Basis herangezogen werden. Der Referenzzustand für die Dauerfestigkeit der Oberfläche $\sigma_{F \text{ lim}, (\text{Oberfläche})}$ nach ISO 6336 ist entsprechend bei einsatzgehärteten Zahnrädern definiert als die Dauerfestigkeit bei $3 \cdot 10^6$ Lastwechseln im reinigungsgestrahlten Zustand, bei welchem Druckeigenspannungen von $|620|$ MPa ($Y_{RS, Eh, DF} = 1,0$) vorliegen (vergleiche Abschnitt 9.1 und Bild 9-1). Mithilfe der Faktoren $Y_{RS, Eh, DF}$ und $Y_{NT, DF}$ ist es nun aber darüber hinaus zusätzlich möglich, den Einfluss des Eigenspannungszustandes im Zahnfuß einsatzgehärteter Zahnräder und die Tragfähigkeit im

Bereich höherer Lastspielzahlen bei einsatzgehärteten, kugelgestrahlten Zahnrädern in Abhängigkeit des Reinheitsgrades zu bestimmen. Mithilfe der Kombination beider Faktoren ($Y_{NT,Eh,stat} / Y_{RS,Eh,DF}$) ist es zudem möglich, die statische Festigkeit einsatzgehärteter, kugelgestrahlter Zahnräder zu bestimmen. Die abgeleiteten Faktoren erweitern somit den genormten Berechnungsansatz nach ISO 6336 [ISO16b].

$$\sigma_{F\lim} = \frac{\sigma_{F\infty,50\%} \cdot f_{P \rightarrow L,DF} \cdot f_{1\%F}}{Y_{ST} \cdot Y_{\delta relT} \cdot Y_{RrelT} \cdot Y_{X,FVA410II} \cdot Y_{CHD,FVA740I} \cdot Y_{NT,DF} \cdot Y_{RS,Eh,DF}} \quad (31)$$

Faktoren nach ISO 6336 [ISO16b]

$\sigma_{F\lim}$	N/mm ²	Dauerfestigkeitswert für Zahnfuß-Biegenennspannung	$Y_{\delta relT}$	–	Relative Stützziffer
$\sigma_{F\infty,50\%}$	N/mm ²	Zulässige Zahnfußspannung	Y_{RrelT}	–	Relativer Oberflächenfaktor
Y_{ST}	–	Spannungskorrekturfaktor			

Faktoren aus vorangegangenen Arbeiten

$Y_{X,FVA410II}$	–	Größenfaktor (Zahnfuß) nach [Her11]			
$Y_{CHD,FVA740I}$	–	Einsatzhärtungsfaktor (Zahnfuß) nach [Gün18]	$f_{1\%F}$	–	Umrechnungsfaktor von 50 % auf 1 % Ausfallwahrscheinlichkeit nach [Sta99]

Neue Faktoren basierend auf dieser Arbeit

$Y_{NT,DF}$	–	Lebensdauerfaktor nach FUCHS			
$Y_{RS,Eh,DF}$	–	Faktor zur Berücksichtigung des Eigenspannungszustandes (Zahnfuß) bei einsatzgehärteten Zahnrädern nach FUCHS			
$f_{P \rightarrow L,DF}$	–	Umwertungsfaktor Pulsator-/Laufversuch nach FUCHS			

9.6 Einordnung in das Festigkeitsschaubild nach ISO 6336

9.6.1 Arbeitspaket 1 und 2 – Nicht-metallische Einschlüsse

Die Standardabweichung der Zahnfußdauerfestigkeit aller Varianten im Arbeitspaket 1 und 2 liegt im empfohlenen Vertrauensbereich des Umwertungsfaktors $f_{1\%F}$ (vergleiche Abschnitt 3.6.2). Daher erfolgt für diese Varianten die Umwertung mit $f_{1\%F} = 0,92$. Bild 9-10 zeigt die Einordnung der Laufversuche in das Festigkeitsschaubild für einsatzgehärtete Einsatzstähle nach ISO 6336, Teil 5 [ISO16a]. Es zeigt sich, dass sich die Varianten bei formaler Auswertung nach ISO 6336 zwischen Werten von $\sigma_{F\lim}$ von ca. 540 bis 680 N/mm² einordnen lassen und somit alle Varianten über der Werkstoffqualität ME liegen. Die Variante OW1 zeigt den niedrigsten, die Variante OW7 den höchsten Wert. Die restlichen Varianten ordnen sich dazwischen ein. Ein Einfluss der kleinen Baugröße ($m_n = 1,5$ mm) ist hierbei jedoch zu beachten.

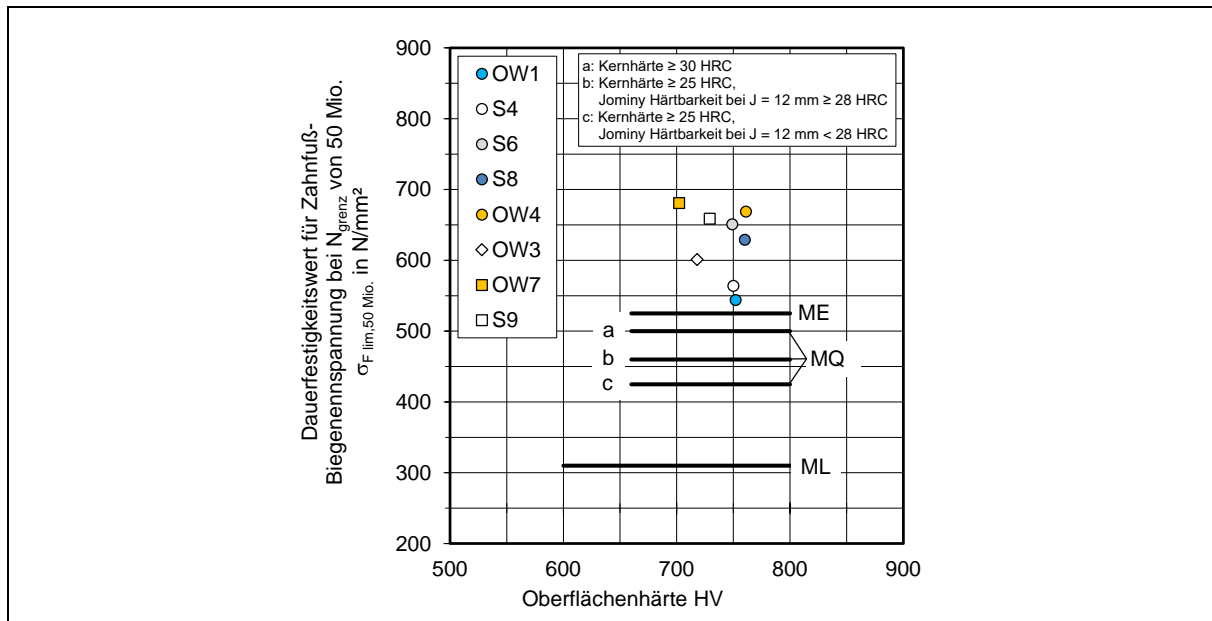


Bild 9-10: Einordnung der Ergebnisse der Laufversuche in das Festigkeitsschaubild für einsatzgehärtete Einsatzstähle nach ISO 6336, Teil 5 [ISO16a]

Bild 9-11 zeigt die Einordnung der Versuchsergebnisse aus dem Laufversuch unter Berücksichtigung der Faktoren $Y_{X,FVA410II}$ und $Y_{NT,DF}$. Hierbei wird der Kennwert $\sigma_{F \text{ lim}}$ (Oberflächenfestigkeitswert) ausgewiesen, da die ermittelten Werte aus dem Laufversuch ($5 \cdot 10^7$) unter Berücksichtigung des jeweiligen Reinheitsgrades auf $3 \cdot 10^6$ Lastwechsel umgewertet worden sind. Es ist nun sowohl eine lastspielzahl- als auch reinheitsgradbereinigte Gegenüberstellung der Werkstoffe möglich. Es zeigt sich, dass sich alle Varianten über der Werkstoffqualität MQ (b) einordnen. Dabei ist zu beachten, dass nach ISO 6336, Teil 5 für die Werkstoffqualitäten MQ und ME Mindestanforderungen an den Reinheitsgrad gestellt werden (vergleiche Tabelle 2-1).

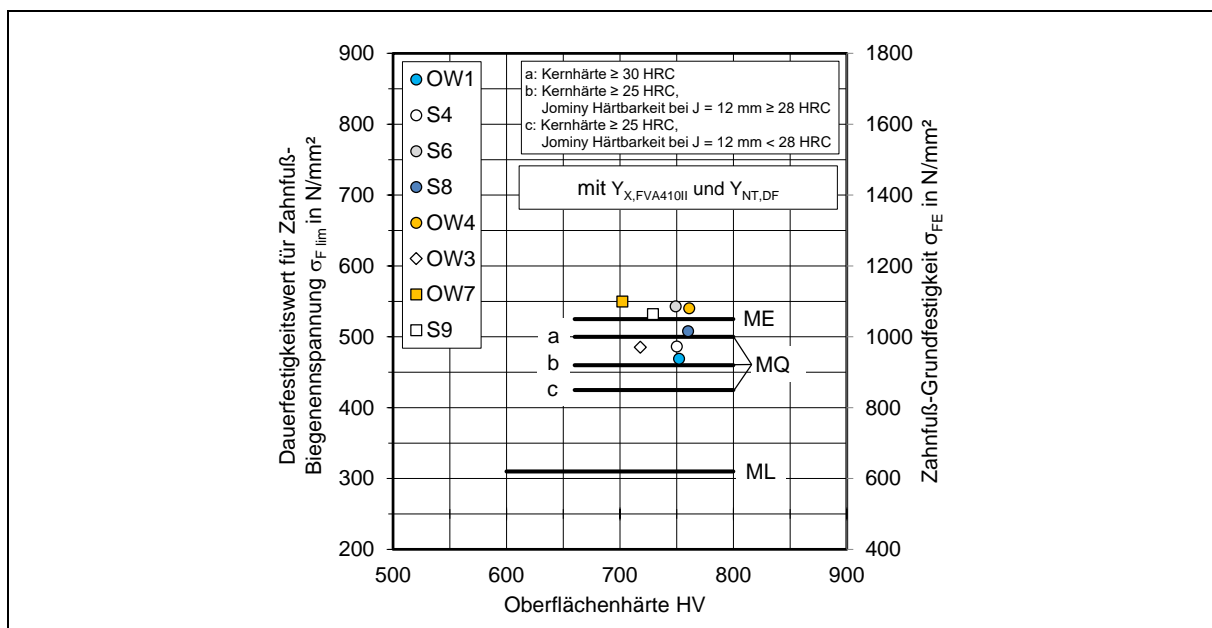


Bild 9-11: Einordnung der Ergebnisse der Laufversuche in das Festigkeitsschaubild für einsatzgehärtete Einsatzstähle nach ISO 6336, Teil 5 [ISO16a] – Erweitert mit $Y_{X,FVA410II}$ und $Y_{NT,DF}$

Bei der Gegenüberstellung der Lauf- und Pulsatorversuche in Bild 9-12 werden die Varianten herangezogen, bei denen im Lauf- und Pulsatorversuch jeweils Zahnräder mit einer Baugröße von $m_n = 1,5$ mm untersucht wurden. Die ermittelten Dauerfestigkeitswerte werden jeweils auf eine Grenzlastspielzahl von $3 \cdot 10^6$ umgewertet. Unter Berücksichtigung des erweiterten Umwertungsfaktors von Pulsator- in den Laufversuch in Anlehnung an RETTIG [Ret87] und STAHL ET AL. [Sta99] wird für die Varianten OW4, OW7 und S9 der Umwertungsfaktor von 0,8 nach Tabelle 9-1 angewandt. Für die Varianten OW1 und OW3 wird ein interpolierter Wert zwischen 0,8 und 0,9 angewandt. Dieser beträgt bei der Variante OW1 0,86 und bei der Variante OW3 0,89. Diese Werte basieren auf den Ausfällen an nicht-metallischen Einschlüssen in den experimentellen Versuchen (vergleiche Bild 6-1). Es ist zu erkennen, dass die am Pulsator ermittelte Dauerfestigkeit bei den Varianten S9, OW1 und OW7 ca. 2,5 bis 5,9 % höher liegt als im Laufversuch. Bei der Variante OW4 liegt die Dauerfestigkeit aus dem Pulsatorversuch ca. 3 % unter dem Wert aus dem Laufversuch. Hierbei ist zu beachten, dass ein Wert von ± 5 % innerhalb der üblichen Versuchsstreuung liegt. Es kann somit festgehalten werden, dass mithilfe des eingeführten Faktors $Y_{NT,DF}$ eine Tragfähigkeit bei höheren Lastspielzahlen mittels Versuchen am Pulsatorprüfstand abgeleitet werden kann.

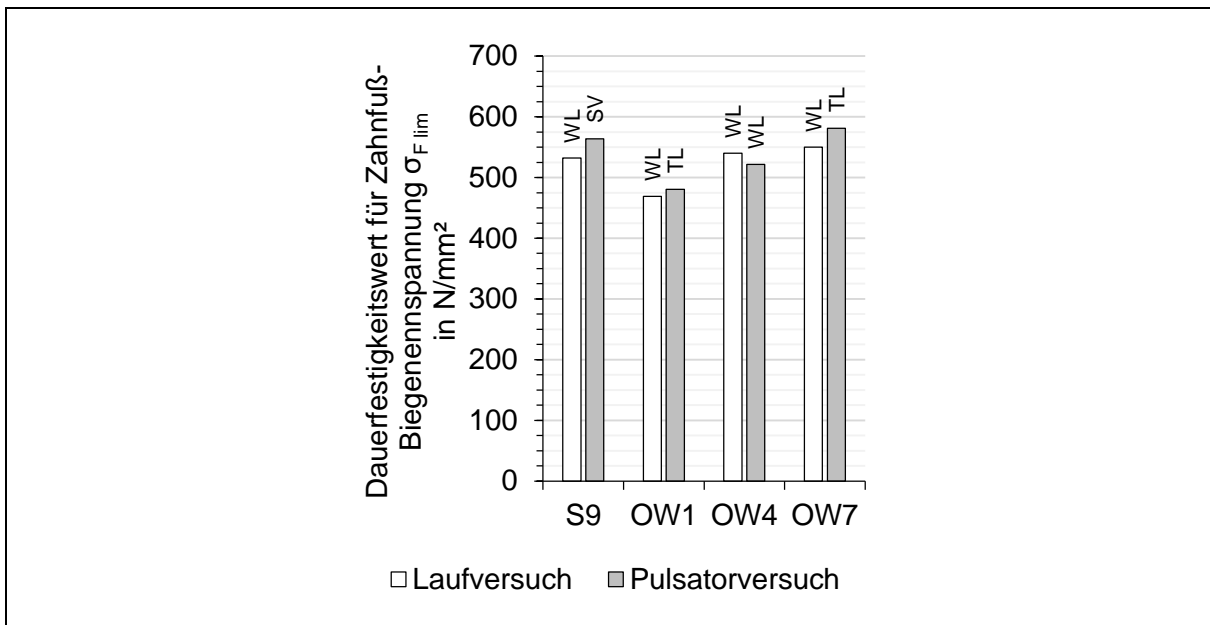


Bild 9-12: Gegenüberstellung der Dauerfestigkeitswerte der Laufversuchs- und Pulsatorvarianten, jeweils umgewertet auf eine Grenzlastspielzahl von $3 \cdot 10^6$ (Legende: SV: Stichversuche, TL: Teilbelegte Wöhlerlinie, WL: Vollbelegte Wöhlerlinie)

Eine abschließende Einordnung der Laufversuche in das Festigkeitsgebiet unter Berücksichtigung aller vorgestellten und eingeführten Faktoren (siehe Gleichung (31)) ist in Bild 9-13 dargestellt. Durch den Faktor zur Berücksichtigung des Eigenspannungszustandes (Zahnfuß) (hier verwendeter Faktor: 1,05) ordnen sich die Varianten nun in den Festigkeitsbereich der Werkstoffqualität MQ und ME ein. Es bestätigt sich, dass mit dem vorgeschlagenen Faktor eine vergleichende Darstellung unter Berücksichtigung des Eigenspannungszustandes im Zahnfuß und dessen Auswirkungen auf die Zahnfußtragfähigkeit möglich ist.

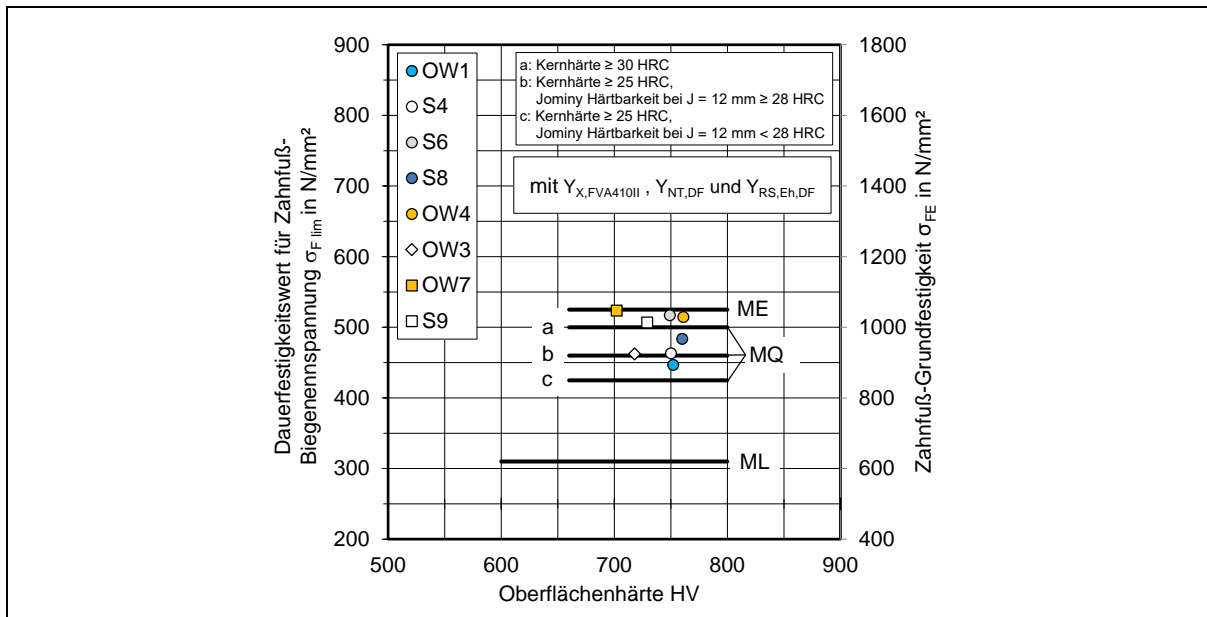


Bild 9-13: Einordnung der Ergebnisse der Laufversuche in das Festigkeitsschaubild für einsatzgehärtete Einsatzstähle nach ISO 6336, Teil 5 [ISO16a] – Erweitert mit $Y_{X,FVA410II}$, $Y_{NT,DF}$ und $Y_{RS,Eh,DF}$

9.6.2 Arbeitspaket 3 – Körner

Wie in Abschnitt 3.6 beschrieben, werden die ermittelten dauerfest ertragenen Zahnfuß-Nennspannungen $\sigma_{F0\infty,50\%}$ der untersuchten Varianten in die Zahnfuß-Dauerfestigkeitskennwerte $\sigma_{F\lim}$ und σ_{FE} nach ISO 6336 [ISO16b] umgewertet. In Bild 9-14 werden die belegten Kennwerte zur Zahnfuß-Dauerfestigkeit mit entsprechenden Angaben nach ISO 6336, Teil 5 [ISO16a] verglichen. Die Standardabweichung der Variante KG2 liegt im empfohlenen Vertrauensbereich des Umrechnungsfaktors $f_{1\%F}$ für gestrahlte Zahnräder (vergleiche Abschnitt 3.6.2). Daher erfolgt für diese Variante die Umwertung mit $f_{1\%F} = 0,92$. Für die Varianten KG0 und KG1 liegt die Standardabweichung außerhalb des Vertrauensbereichs, aus diesem Grunde erfolgt eine konservative Umwertung mit 0,86. Die Variante KG0 zeigt die höchste Tragfähigkeit und liegt über der Werkstoffqualität ME. Die Variante KG1 ordnet sich in die Werkstoffqualität MQ (b) und die Variante KG2 ordnet sich leicht zwischen der Werkstoffqualität MQ (c) und (b) ein. Auf eine Anwendung der im vorherigen Abschnitt abgeleiteten Faktoren wird aufgrund der hier vorliegenden Rissinitiierung an Körnern verzichtet. Bei der Interpretation der Dauerfestigkeitswerte sind die Hinweise aus den Abschnitten 6.2.2 und 7.3.2 zu berücksichtigen, dass die Tragfähigkeit der Korngrößen-Varianten KG0, KG1 und KG2 nicht unbedingt ausschließlich auf die unterschiedlich vorliegende Korngröße zurückgeführt werden kann, sondern auch weitere Wechselwirkungen und Quereinflüsse mitberücksichtigt werden müssen.

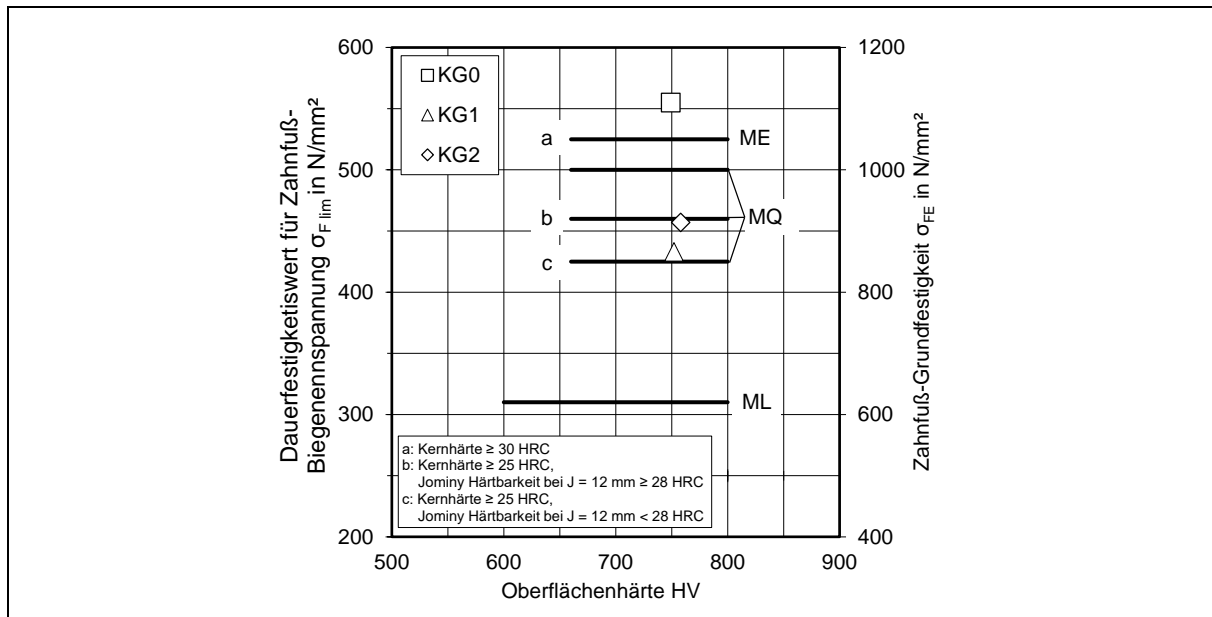


Bild 9-14: Einordnung der Ergebnisse der Pulsatorversuche der Korngrößenvarianten KG0, KG1 und KG2 in das Festigkeitsschaubild für einsatzgehärtete Einsatzstähle nach ISO 6336, Teil 5 [ISO16a] (KG0, KG1: Umgewertet mit 0,86; KG2: Umgewertet mit 0,92)

9.7 Zusammenfassung

In Bild 9-1 wird eine Modellvorstellung der Wöhlerlinie zur Zahnfußtragfähigkeit für einsatzgehärtete, kugelgestrahlte Zahnräder vorgestellt. Im Rahmen dieses Kapitels konnte diese Modellvorstellung mithilfe von Vorschlägen zur Erweiterung des normfähigen, vereinfachten Berechnungsansatzes nach ISO 6336 untermauert werden. Eingeführt wurden ein Faktor zur Berücksichtigung des Eigenspannungszustandes im Zahnfuß einsatzgehärteter Zahnräder $Y_{RS,Eh,DF}$, ein erweiterter Faktor zur Umwertung von Pulsator- auf Laufversuche $f_{P \rightarrow L,DF}$ und ein erweiterter Lebensdauerfaktor mit einer Erweiterung im Bereich der Dauerfestigkeit und statischen Festigkeit $Y_{NT,DF}$. Dieser berücksichtigt im Bereich hoher Lastspielzahlen insbesondere den Einfluss des Reinheitsgrades auf die ertragbare Zahnfußspannung einsatzgehärteter, kugelgestrahlter Zahnräder. Mithilfe der abgeleiteten Herangehensweise gelten weiterhin die Gesetzmäßigkeiten der ISO 6336 [ISO16b]. Die Referenzwerte für die Zahnfußdauerfestigkeit nach ISO 6336, Teil 5 [ISO16a] können mithilfe der Gleichung (31) weiterhin als Basis herangezogen werden. Die abgeleiteten Faktoren erweitern somit den genormten Berechnungsansatz nach ISO 6336 [ISO16b]. Es konnte ebenfalls gezeigt werden, dass mithilfe des eingeführten Faktors $Y_{NT,DF}$ in Kombination mit dem erweiterten Umwertungsfaktor von Pulsator- auf Laufversuch eine Tragfähigkeit bei höheren Lastspielzahlen mittels Versuchen am Pulsatorprüfstand abgeleitet werden kann.

10 Zusammenfassung und Ausblick

Zur Erreichung immer höherer Leistungsdichten von hochbeanspruchten, einsatzgehärteten Zahnrädern wurde in den letzten Jahren der oberflächennahe Randbereich von Verzahnungen durch die Einbringung positiv wirkender Druckeigenstressungen lokal gestärkt. Diese wirken den Lastspannungen entgegen und können zu einer deutlichen Steigerung der Zahnfußtragfähigkeit führen. Da die Wirkung dieser eingebrachten Druckeigenstressungen jedoch lediglich auf den oberflächennahen Randbereich beschränkt ist, kommt den tieferliegenden Werkstoffbereichen hinsichtlich der Rissinitiierung eine größere Bedeutung zu. Eine Rissinitiierung unterhalb der Bauteiloberfläche aufgrund eines Überschreitens der lokalen Beanspruchbarkeit des Werkstoffes kann zum unerwarteten und plötzlichen Ausfall des Zahnrades führen, wodurch das durch die Optimierung der Zahnradoberfläche erhoffte Tragfähigkeitspotential nicht zuverlässig genutzt werden kann. Die Rissinitiierung in der Werkstofftiefe kann an mikroskopischen Fehlstellen, wie z. B. nicht-metallischen Einschlüssen und groben Körnern, geschehen.

Im Rahmen dieser Arbeit wurden sowohl der Einfluss nicht-metallischer Einschlüsse als auch der Korngröße auf die Zahnfußtragfähigkeit von einsatzgehärteten, duo-kugelgestrahlten Zahnrädern untersucht. Im ersten und zweiten Arbeitspaket war der Fokus auf dem Einfluss nicht-metallischer Einschlüsse. Hierfür wurden im Arbeitspaket 1 zunächst die Ergebnisse der Laufversuche aus [Sch16] erweitert. Es zeigte sich eine sehr gute Reproduzierbarkeit und dadurch eine statistische Absicherung der Ergebnisse bis zu einer Grenzlastspielzahl von 10^8 und für vereinzelte Punkte sogar bis zu knapp über $2 \cdot 10^8$. Es zeigt sich jedoch auch, dass im Bereich höherer Lastspielzahlen weiterhin mit einer Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche an einem nicht-metallischen Einschluss zu rechnen ist und sich kein Dauerfestigkeitsgebiet ausbildet.

Im zweiten Arbeitspaket, welches den Hauptteil dieser Arbeit darstellt, wurden optimierte, hochreine Werkstoffe im Hinblick auf die Vermeidung einer Rissinitiierung an nicht-metallischen Einschlüssen untersucht. Durch Modifikationen im Rahmen des Stahlherstellungsprozesses sollten solche Rissinitiierungen vermieden werden. Die Legierungssysteme waren hierbei MnCr, CrNiMo, NiMo und NiCr. Es wurden sowohl Pulsator- (Baugrößen $m_n = 5$ mm und $m_n = 1,5$ mm) als auch Laufversuche (Baugröße $m_n = 1,5$ mm) durchgeführt. Die Grenzlastspielzahl wurde im Pulsatorversuch auf 10^7 und im Laufversuch auf $5 \cdot 10^7$ festgelegt. Für einzelne Versuchspunkte wurde die Grenzlastspielzahl weiter erhöht. Alle Varianten zeigten übliche bis sehr hohe Tragfähigkeiten für einsatzgehärtete, duo-kugelgestrahlte Zahnräder. Es zeigte sich, dass im Pulsatorversuch bei einigen Varianten keine Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche auftrat. Im Laufversuch zeigten jedoch alle Varianten Rissinitiierungen an nicht-metallischen Einschlüssen. Hierbei ist zu beachten, dass im Pulsatorversuch jeweils zwei Prüfzähne und im Laufversuche 59 Zähne gleichzeitig untersucht werden. Somit unterscheidet sich das Prüfvolumen. Zudem lagen auch unterschiedliche Grenzlastspielzahlen vor. Gegenüber praxisüblichen, einsatzgehärteten Zahnrädern aus Werkstoffen mit konventionellem Reinheitsgrad lassen sich Tragfähigkeitssteigerungen durch gewisse Schritte in der Stahl- und Zahnradherstellung erreichen. Tragfähigkeitssteigerungen durch einen höheren Reinheitsgrad von je 4 % gegenüber der jeweils niedrigeren Reinheitsgradklasse sind möglich. Es zeigt sich somit, dass die Verwendung von Stählen mit höheren und höchsten Reinheiten zu höheren Tragfähigkeiten oder im Gegenzug zu einer höheren Maschinensicherheit führen kann.

Im dritten Arbeitspaket wurde der Einfluss der Korngröße auf die Zahnfußtragfähigkeit von einsatzgehärteten, duo-kugelgestrahlten Zahnrädern untersucht. Hierfür wurden drei Varianten mit unterschiedlicher Korngrößenausprägung einer feinkörnigen Vergleichsvariante aus dem zweiten Arbeitspaket gegenübergestellt. Es zeigte sich, dass die Tragfähigkeit der Korngrößenvarianten nicht unbedingt ausschließlich auf die unterschiedlich vorliegende Korngröße zurückgeführt werden kann, wie es durch die Hall-Patch-Beziehung zu erwarten gewesen wäre.

Die detaillierte Charakterisierung der Bruchlinsen hat gezeigt, dass sich Ähnlichkeiten zwischen den Bruchflächen zeigen. Sowohl bei einer Rissinitiierung an einem nicht-metallischen Einschluss als auch an einem Korn bildet sich eine Bruchlinse. Zudem zeigt sich sowohl am rissinitiierenden nicht-metallischen Einschluss als auch am rissinitiierenden Korn jeweils eine Stufe. Die hier gezeigten Untersuchungen stützen die Ausführungen in NISHIJIMA UND KANAZAWA und WANG ET AL. [Nis99, Wan18], wobei auch bei einem nicht-metallischen Einschluss der Initialriss an einem günstig orientierten Korn initiiert wird, welches sich um den nicht-metallischen Einschluss befindet. Somit sind in beiden vorliegenden Bruchlinsentypen jeweils Charakteristika von Körnern für die Rissinitiierung verantwortlich.

Die in [Sch16] entwickelte Modellvorstellung wurde modifiziert und erweitert und zeigt nun eine noch bessere Übereinstimmung mit der vorliegenden experimentellen Datenbasis. Zudem wurde darüber hinaus eine Vorgehensweise zur quantitativen Abschätzung einer Zahnfußtragfähigkeit erarbeitet, welche nur einige wenige Eingangsparameter benötigt. Diese Eingangsparameter basieren auf üblichen Werkstoff- als auch Zahnradcharakterisierungen und liegen deshalb normalerweise vor. Für eine breite Anwendung der Ergebnisse in der industriellen Praxis wurde, basierend auf den umfangreichen Ergebnissen, eine Erweiterung des genormten Berechnungsansatzes nach ISO 6336 [ISO16b] vorgeschlagen, welche die besonderen Eigenschaften einsatzgehärteter, kugelgestrahlter Zahnräder und das Schadensbild des Zahnfußbruchs mit Rissausgang unterhalb der Oberfläche berücksichtigt. Eingeführt wurden ein erweiterter Faktor zur Umwertung von Pulsator- auf Laufversuche, ein erweiterter Lebensdauerfaktor und ein Faktor zur Berücksichtigung des Eigenspannungszustandes im Zahnfuß einsatzgehärteter Zahnräder auf Basis des Ansatzes nach WEIGAND [Wei99a]. Es konnte ebenfalls gezeigt werden, dass mithilfe des erweiterten Lebensdauerfaktors in Kombination mit dem erweiterten Umwertungsfaktor von Pulsator- auf Laufversuch eine Tragfähigkeit bei höheren Lastspielzahlen mittels Versuchen am Pulsatorprüfstand abgeleitet werden kann.

Zusätzlich wurde weiterer Forschungsbedarf aufgezeigt: Ein eventuell vorliegender Eigenspannungs- bzw. Restaustenitabbau während der experimentellen Versuche könnte ein Ansatzpunkt sein, da dieser hier nicht explizit betrachtet wurde, aber ein Abbau einen Einfluss auf die Rissinitiierung und somit auf die Tragfähigkeit haben könnte. Sowohl die Modellvorstellung als auch die abgeleiteten Faktoren bedürfen sicherlich noch weiterer Absicherung und sind in weiterführenden Arbeiten deshalb weiter zu betrachten. Explizit zu erwähnen sind hierbei die verwendeten Werte für die Mittelspannungs- und Eigenspannungsempfindlichkeit. In weiteren Arbeiten sollte zudem eine Korrelation zwischen einer ausreichenden Aussagefähigkeit der Vorwärtsrechnung und einem angemessenen Werkstoffcharakterisierungsaufwand abgeleitet werden. Weitere Untersuchungen mit einer Grenzlastspielzahl $> 10^8$ wären sehr wünschenswert. Insbesondere im Hinblick auf die heute vorherrschenden stetig steigenden Anforderungen an die zu ertragenden Lastspielzahlen von hochbeanspruchten Getrieben, z. B. sowohl in der Windkraftindustrie als auch bei schnelllaufenden Getrieben in E-Mobility- oder Turbinen-Anwendungen.

Das Hauptergebnis der Arbeit ist, dass mit Werkstoffen mit höheren Reinheitsgrad im Bereich hoher Lastspielzahlen eine weitere Tragfähigkeitssteigerung gegenüber einsatzgehärteten, (duo-)kugelgestrahlten Zahnrädern aus Werkstoffen mit konventionellem Reinheitsgrad erreicht werden kann. Allerdings zeigen sich im Bereich hoher Lastspielzahlen weiterhin Rissinitiationen unterhalb der Oberfläche an mikroskopischen Fehlstellen, welche zu einer Tragfähigkeitsminderung führen.

11 Literaturverzeichnis

11.1 Normen und Richtlinien

- [AST13] ASTM E112: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size (2013).
- [AST18] ASTM E45: Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel (2018).
- [AST19a] ASTM E2283: Practice for Extreme Value Analysis of Nonmetallic Inclusions in Steel and Other Microstructural Features (2019).
- [AST19b] ASTM A388/A388M: Practice for Ultrasonic Examination of Steel Forgings (2019).
- [AST20a] ASTM E381: Standard Method of Macroetch Testing Steel Bars, Billets, Blooms, and Forgings (2020).
- [AST20b] ASTM A255: Test Methods for Determining Hardenability of Steel (2020).
- [AST21a] ASTM E415: Standard Test Method for Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel by Spark Atomic Emission Spectrometry (2021).
- [AST21b] ASTM E8/E8M: Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials (2021).
- [DIN87] DIN 3990: Tragfähigkeitsberechnung von Stirnrädern (1987).
- [DIN78a] DIN 3962-3: Toleranzen für Stirnradverzahnung. Toleranzen für Teilungs-Spannenabweichungen (1978).
- [DIN78b] DIN 3962-1: Toleranzen für Stirnradverzahnungen. Toleranzen für Abweichungen einzelner Bestimmungsgrößen (1978).
- [DIN78c] DIN 3962-2: Toleranzen für Stirnradverzahnungen. Toleranzen für Flankenlinienabweichungen (1978).
- [DIN85] DIN 50602: Mikroskopische Prüfung von Edelstählen auf nichtmetallische Einschlüsse mit Bildreihen (1985).
- [DIN95] DIN 1319-1: Grundlagen der Meßtechnik - Teil 1: Grundbegriffe (1995).
- [DIN00] DIN EN ISO 642: Stirnabschreckversuch (Jominy Versuch) (2000).
- [DIN06] DIN ISO 14635-1: FZG-Prüfverfahren A/8,3/90 zur Bestimmung der relativen Fresstragfähigkeit von Schmierölen (2006).
- [DIN07] DIN EN 10247: Metallographische Prüfung des Gehaltes nichtmetallischer Einschlüsse in Stählen mit Bildreihen (2007).
- [DIN09] DIN EN ISO 6892-1: Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur (2009).
- [DIN17a] DIN EN ISO 148-1: Metallische Werkstoffe - Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy - Teil 1: Prüfverfahren (2017).
- [DIN17b] DIN EN ISO 14556: Metallische Werkstoffe - Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy (V-Kerb) - Instrumentiertes Prüfverfahren (2017).
- [DIN19] DIN EN ISO 683-3: Für eine Wärmebehandlung bestimmte Stähle, legierte Stähle und Automatenstähle - Teil 3: Einsatzstähle (2019).

- [DIN98] DIN EN ISO 11562: Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren. Meßtechnische Eigenschaften von phasenkorrekten Filtern (1998).
- [FKM12] FKM-Richtlinie: Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile aus Stahl, Eisenguss- und Aluminiumwerkstoffen (2012).
- [ISO79] ISO 4968: Steel - Macrographic examination by sulfur print (Baumann method) (1979).
- [ISO13a] ISO 4967: Steel - Determination of content of non-metallic inclusions - Micrographic method using standard diagrams (2013).
- [ISO13b] ISO 10474: Steel and steel products - Inspection documents (2013).
- [ISO16a] ISO 6336-5: Calculation of load capacity of spur and helical gears - part 5: strength and quality of materials (2016).
- [ISO16b] ISO 6336: Calculation of load capacity of spur and helical gears - parts 1 to 5 (2016/2019).
- [ISO16c] ISO 18203: Steel - Determination of the thickness of surface-hardened layers (2016).
- [ISO19] ISO 6336-3: Calculation of load capacity of spur and helical gears - part 3: calculation of tooth bending strength (2019).
- [ISO20] DIN EN ISO 643: Steels - Micrographic determination of the apparent grain size (2020).
- [SAE97] SAE J1975: Case Hardenability of Carburized Steels (1997).
- [SEP61] SEP 1510: Mikroskopische Prüfung von Stählen auf Korngröße mit Bildreihen (1961).
- [SEP70] SEP 1580: Stufendrehversuch zur Prüfung von Stählen auf makroskopische nichtmetallische Einschlüsse (1970).
- [SEP96] SEP 1584: Blaubruchversuch zur Prüfung von Stählen auf makroskopische nichtmetallische Einschlüsse (1996).
- [SEP01] SEP 1927: Ultraschall-Tauchtechnik-Prüfung zur Bestimmung des makroskopischen Reinheitsgrades von gewalzten oder geschmiedeten Stäben aus Stahl (2001).
- [SEP17a] SEP 1571: Bewertung von Einschlüssen in Edelstählen auf Basis der Einschlussflächen - Teile 1 bis 3 (2017).
- [SEP17b] SEP 1571-1: Bewertung von Einschlüssen in Edelstählen auf Basis der Einschlussflächen - Teil 1: Grundlagen (2017).
- [SEP17c] SEP 1571-2: Bewertung von Einschlüssen in Edelstählen auf Basis der Einschlussflächen - Teil 2: Verfahren K und M (2017).
- [SEP17d] SEP 1571-3: Bewertung von Einschlüssen in Edelstählen auf Basis der Einschlussflächen - Teil 3: Verfahren E (2017).

11.2 Zeitschriftenaufsätze, Bücher, Dissertationen, Studienarbeiten

- [Anz91] Anzinger, M.: Werkstoff- und Fertigungseinflüsse auf die Zahnfußtragfähigkeit, insbesondere im hohen Zeitfestigkeitsgebiet, Dissertation, Technische Universität München (1991).
- [Atk03] Atkinson, H. V.; Shi, G.: Characterization of inclusions in clean steels. a review including the statistics of extremes methods. *Progress in Materials Science* 48. Heft: 5, S. 457–520 (2003). DOI: 10.1016/S0079-6425(02)00014-2
- [Ban17] Bannikov, M.; Naimark, O.; Sakai, T.; Oguma, N.: Scaling analysis of fine granular area (FGA) around interior inclusion at crack initiation site in very high cycle fatigue. In: Zimmermann, M.; Christ, H.-J. VHCF7. Seventh International Conference on Very High Cycle Fatigue: July 3-5, 2017, Dresden, Germany. Siegener Werkstoffkundliche Berichte, Siegen (2017).
- [Bar12] Bargel, H.-J.; Schulze, G.: *Werkstoffkunde*. Springer Vieweg, Berlin, Heidelberg, 11., bearbeitete Auflage (2012).
- [Bat13] Bathias, C.: Fatigue Limit. In: Wang, Q. J.; Chung, Y.-W. *Encyclopedia of Tribology*. Springer US, Boston, MA (2013).
- [Ber06] Beretta, S.; Anderson, C.; Murakami, Y.: Extreme value models for the assessment of steels containing multiple types of inclusion. *Acta Materialia* 54. Heft: 8, S. 2277–2289 (2006). DOI: 10.1016/j.actamat.2006.01.016
- [Ber98] Beretta, S.; Murakami, Y.: Statistical Analysis of Defects for Fatigue Strength Prediction and Quality Control of Materials. *Fatigue Fracture of Engineering Materials and Structures* 21. Heft: 9, S. 1049–1065 (1998). DOI: 10.1046/j.1460-2695.1998.00104.x
- [Ber01] Beretta, S.; Murakami, Y.: Largest-Extreme-Value Distribution Analysis of Multiple Inclusion Types in Determining Steel Cleanliness. *Metall Mater Trans B* 32, S. 517–523 (2001). DOI: 10.1007/s11663-001-0036-4
- [Bir16] Birat, J.-P.: Steel cleanliness and environmental metallurgy. *Metallurgical Research & Technology* 113. Heft: 201 (2016). DOI: 10.1051/metal/2015050
- [Bör76] Börnecke, K.; Rösch, H.; Käser, W.; Bagh, P.; Rettig, H.; Hösel, T.; Weck, M.; Winter, H.: Grundlagenversuche zur Ermittlung der richtigen Härtetiefe bei Wälz- und Biegebeanspruchungen, FVA 8. FVA-Heft 36, Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V. (FVA), Frankfurt a. M. (1976).
- [Bra07] Braykoff, C.: Tragfähigkeit kleinmoduliger Zahnräder, Dissertation, Technische Universität München (2007).
- [Bre16] Brecher, C.; Löpenhaus, C.; Brimmers, J.: Influence of the Defect Size on the Tooth Root Load Carrying Capacity. *AGMA Technical Paper 16FTM20* (2016).
- [Bre10] Bretl, N. T.: Einflüsse auf die Zahnfußtragfähigkeit einsatzgehärteter Zahnräder im Bereich hoher Lastspielzahlen, Dissertation, Technische Universität München (2010).
- [Bre08] Bretl, N. T.; Tobie, T.; Höhn, B.-R.: Späte Zahnfußbrüche. Zahnfußbruch mit Rissausgang unter der Oberfläche an einsatzgehärteten Zahnrädern, FVA 293 II.

- FVA-Heft 851, Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V. (FVA), Frankfurt a. M. (2008).
- [Bro17] Bronold, A.: Implementierung nicht-metallischer Einschlüsse in einem Simulationsmodell zur Ermittlung der Spannungen in Werkstofftiefe, Bachelorarbeit, Technische Universität München. Betreuer: Fuchs, D. (2017).
- [Bür14] Bürgel, R.; Richard, H. A.; Riemer, A.: *Werkstoffmechanik*. Springer Fachmedien Wiesbaden, Wiesbaden (2014).
- [Cav09] Cavaliere, P.: Fatigue properties and crack behavior of ultra-fine and nanocrystalline pure metals. *International Journal of Fatigue*. Heft: 31, S. 1476–1489 (2009). DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2009.05.004
- [Cha11] Chapetti, M. D.: A simple model to predict the very high cycle fatigue resistance of steels. *International Journal of Fatigue* 33. Heft: 7, S. 833–841 (2011). DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2010.12.010
- [Cha03a] Chapetti, M. D.; Tagawa, T.; Miyata, T.: Ultra-long cycle fatigue of high-strength carbon steels part I. Review and analysis of the mechanism of failure. *Materials Science and Engineering A* 356. Heft: 1-2, S. 227–235 (2003). DOI: 10.1016/S0921-5093(03)00135-7
- [Cha03b] Chapetti, M. D.; Tagawa, T.; Miyata, T.: Ultra-long cycle fatigue of high-strength carbon steels part II. Estimation of fatigue limit for failure from internal inclusions. *Materials Science and Engineering A* 356. Heft: 1-2, S. 236–244 (2003). DOI: 10.1016/S0921-5093(03)00136-9
- [Cla10] Clausen, B.; Konovalov, S.; Hoffmann, F.; Prahl, U.; Zoch, H.-W.; Bleck, W.: Feinkornbeständigkeit von Bauteilen aus dem mikrolegierten Werkstoff 18CrNiMo7-6 in Abhängigkeit der Prozesskette. *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 65. Heft: 5, S. 257–268 (2010). DOI: 10.3139/105.110073
- [Dam16] Damm, B.; Glaws, P. C.: *Gear Design Relevant Cleanness Metrics*. AGMA Technical Paper 16FTM08 (2016).
- [Den17] Deng, H.; Li, W.; Zhao, H.; Sakai, T.: Multiple Fatigue Failure Behaviors and Long-Life Prediction Approach of Carburized Cr-Ni Steel with Variable Stress Ratio. *Materials* 10. Heft: 9, S. 1084 (2017). DOI: 10.3390/ma10091084
- [Dis03] Di Schino, A.; Kenny, J. M.: Grain size dependence of the fatigue behaviour of a ultrafine-grained AISI 304 stainless steel. *Science Direct Materials Letter*. Heft: 57, S. 3182–3185 (2003). DOI: 10.1016/S0167-577X(03)00021-1
- [Die87] Diepart C. P.; Burrell N. K.: Improved Fatigue Performance of Gears through Controlled Shot Peening. *Third International Conference on Shot Peening*, Garmisch-Partenkirchen (1987).
- [Egg09] Egger, M.; Pissenberger, E.; Pissenberger, A.; Winkler, W.; Gantner, A.: Reinheitsgraduntersuchungen zur Klärung von Clogging-Phänomenen bei höherfestem Baustahl. *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte* 154. Heft: 11, S. 523–528 (2009). DOI: 10.1007/s00501-009-0508-4
- [Epp13] Epp, J.; Hirsch, T.; Zoch, H.-W.: *Alternative Verfestigungsverfahren*. Untersuchung und Bewertung von alternativen Oberflächenverfestigungsverfahren für

- gekerbte Bauteile, FVA 605 I. FVA-Heft 1063, Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V. (FVA), Frankfurt a. M. (2013).
- [Esh57] Eshelby, J. D.: The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences* 241. Heft: 1226, S. 376–396 (1957). DOI: 10.1098/rspa.1957.0133
- [Est10] Estrin, Y.; Vinogradov, A.: Fatigue behaviour of light alloys with ultrafine grain structure produced by severe plastic deformation: An overview. *International Journal of Fatigue* 32. Heft: 6, S. 898–907 (2010). DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2009.06.022
- [Fle98] Flesch, R.; Spitzer, H.; Bleck, W.: Korngrößeneinfluss auf die Eigenschaften von Einsatzstählen - Feinkornstabilität bei erhöhten Aufkohlungstemperaturen. *Feinkornstahl - Literaturrecherche, T 701*. FVA-Heft 549, Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V. (FVA) (1998).
- [Fro16] Fromberger, M.; Otto, M.; Stahl, K.: Erweiterung STplus. Erweiterung FVA-Stirnradprogramm STplus, FVA 241 XI. FVA-Heft 1198, Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V. (FVA), Frankfurt a. M. (2016).
- [Fuc22a] Fuchs, D.; Fiederling, E.; Tobie, T.; Stahl, K.: Investigations on the hardness and grain size of gears made out of ultra-clean gear steels after case-hardening. *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 77. Heft: 1, S. 53–69 (2022). DOI: 10.1515/htm-2021-2025
- [Fuc22b] Fuchs, D.; Kohlschmid, D.; Tobie, T.; Stahl, K.: On the Chemical Composition of Non-Metallic Inclusions in Ultra-Clean Gear Steels. *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 77. Heft: 2, S. 89–111 (2022). DOI: 10.1515/htm-2022-1004
- [Fuc22c] Fuchs, D.; Rommel, S.; Sorg, A.; Maisterl S.; Reindl, T. W.; Kohlschmid, D.; Tobie, T.; Stahl, K.: Investigations into the ODA appearance in fisheye failures in the tooth root fillet of gears made out of ultra-clean gear steels, Internal report Pub-1434, Forschungsstelle für Zahnräder und Getriebesysteme (FZG) (2022).
- [Fuc21a] Fuchs, D.; Rommel, S.; Tobie, T.; Stahl, K.: Fracture analysis of fisheye failures in the tooth root fillet of high-strength gears made out of ultra-clean gear steels. *Forschung im Ingenieurwesen* 85. Heft: 4, S. 1109–1125 (2021). DOI: 10.1007/s10010-021-00563-x
- [Fuc22d] Fuchs, D.; Rommel, S.; Tobie, T.; Stahl, K.: In-depth analysis of crack area characteristics of fisheye failures influenced by the multiaxial stress condition in the tooth root fillet of high-strength gears. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science* 236. Heft: 10, S. 5581–5592 (2022). DOI: 10.1177/09544062211061674
- [Fuc21b] Fuchs, D.; Rommel, S.; Tobie, T.; Stahl, K.; Blum, T.: Influence of heating rate and soaking temperature during case-hardening on the hardness and grain size of ultra-clean gear steels. *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 76. Heft: 5, S. 321–339 (2021). DOI: 10.1515/htm-2021-011

- [Fuc19a] Fuchs, D.; Schurer, S.; Tobie, T.; Stahl, K.: A model approach for considering nonmetallic inclusions in the calculation of the local tooth root load-carrying capacity of high-strength gears made of high-quality steels. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science* 233. Heft: 21-22, S. 7309–7317 (2019). DOI: 10.1177/0954406219840676
- [Fuc19b] Fuchs, D.; Schurer, S.; Tobie, T.; Stahl, K.: Investigations into non-metallic inclusion crack area characteristics relevant for tooth root fracture damages of case carburised and shot-peened high strength gears of different sizes made of high-quality steels. *Forschung im Ingenieurwesen* 83. Heft: 3, S. 579–587 (2019). DOI: 10.1007/s10010-019-00324-x
- [Fuc22e] Fuchs, D.; Schurer, S.; Tobie, T.; Stahl, K.: On the determination of the bending fatigue strength in and above the very high cycle fatigue regime of shot-peened gears. *Forschung im Ingenieurwesen* 86. Heft: 1, S. 81–92 (2022). DOI: 10.1007/s10010-021-00499-2
- [Fuc21c] Fuchs, D.; Tobie, T.; Stahl, K.: Späte Zahnfußbrüche/Reinheitsgrad II. Untersuchungen zum Fehlstellenversagen an Zahnrädern und deren Einfluss auf die Zahnradtragfähigkeit, FVA 293 IV. FVA-Heft 1439, Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V. (FVA), Frankfurt a. M. (2021).
- [Fuc22f] Fuchs, D.; Tobie, T.; Stahl, K.: Challenges in the determination of the macroscopic degree of cleanliness determined by ultrasonic immersion testing of (ultra-clean) gear steels. *Prakt. Metallogr.* 59. Heft: 7, S. 360–385 (2022). DOI: 10.1515/pm-2021-1005
- [Fuc22g] Fuchs, D.; Tobie, T.; Stahl, K.: Challenges in the determination of the microscopic degree of cleanliness in ultra-clean gear steels. *Journal of Iron and Steel Research International* 29. Heft: 10, 1583-1600 (2022). DOI: 10.1007/s42243-021-00730-y
- [Gao19] Gao, G.; Xu, Q.; Guo, H.; Gui, X.; Zhang, B.; Bai, B.: Effect of inclusion and microstructure on the very high cycle fatigue behaviors of high strength bainite/martensite multiphase steels. *Materials Science and Engineering A* 739, S. 404–414 (2019). DOI: 10.1016/j.msea.2018.10.073
- [Geg04] Gegner, J.; Henninger, C.; Öchsner, A.: Stereologische Analyse und Modellierung von Objektverteilungen aus Schnittbildern. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 35. Heft: 1, S. 36–44 (2004). DOI: 10.1002/mawe.200300661
- [Gei21] Geitner, M.; Tobie, T.; Stahl, K.: Werkstoffe 4.0. Erweiterte Datenanalyse zur Bewertung des Einflusses von Werkstoff- und Wärmebehandlungseigenschaften auf die Zahnradtragfähigkeit, FVA 610 IV. FVA-Heft 1432, Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V. (FVA), Frankfurt a. M. (2021).
- [Gia14] Giang, N. A.; Ozden, U. A.; Bezold, A.; Broeckmann, C.: A model for predicting crack initiation in forged M3:2 tool steel under high cycle fatigue. *International Journal of Fracture* 187. Heft: 1, S. 145–158 (2014). DOI: 10.1007/s10704-013-9927-z
- [Gla97] Gladman, T.: *The physical metallurgy of microalloyed steels*. The Institute of Materials, London (1997).

- [Gri10] Griggel, T.; Heider, M.; Bihl, J.; Oster, P.; Otto, M.; Höhn, B.-R.: DZP / DZPopt. DZP Version 5.0 und DZPopt Version 2.0, FVA 338 V. FVA-Heft 937, Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V. (FVA), Frankfurt a. M. (2010).
- [Gün18] Güntner, C.; Tobie, T.; Stahl, K.: Härtebarkeit Großzahnrad. Einflüsse aus Baugröße, Härtebarkeit und Einsatzhärtungstiefe und deren Gesamtwirkung auf die Zahnfußtragfähigkeit einsatzgehärteter Stirnräder größerer Baugröße, FVA 740 I. FVA-Heft 1303, Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V. (FVA), Frankfurt a. M. (2018).
- [Gus16] Gusenbauer, C.; Reiter, M.; Kastner, J.; Kloesch, G.: Detection of Non-Metallic Inclusions in Quenched and Tempered Steel Bars by XCT and after Fatigue Life Testing. *Steel research international* 87. Heft: 3, S. 386–393 (2016). DOI: 10.1002/srin.201500083
- [Hai06] Haibach, E.: Betriebsfestigkeit. Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung. Springer, Berlin, Heidelberg, 3., korrigierte und ergänzte Auflage (2006).
- [Ham11] Hamada, A. S.; Karjalainen, L. P.; Venkata Surya, P.K.C.; Misra, R.D.K.: Fatigue behavior of ultrafine-grained and coarse-grained Cr–Ni austenitic stainless steels. *Materials Science and Engineering A* 528. Heft: 10-11, S. 3890–3896 (2011). DOI: 10.1016/j.msea.2011.01.106
- [Han05] Hanlon, T.; Tabachnikova, E. D.; Suresh, S.: Fatigue behavior of nanocrystalline metals and alloys. *International Journal of Fatigue* 27. Heft: 10, S. 1147–1158 (2005). DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2005.06.035
- [Hay15] Haydn, W.; Schwabe, F.: Ermittlung geschlossener probabilistischer Auslegungslinien fuer einstufige Schwingfestigkeitsbeanspruchung vom LCF bis VHCF Bereich. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 46. Heft: 6, S. 591–602 (2015). DOI: 10.1002/mawe.201500384
- [Hen15] Henser, P. J.: Berechnung der Zahnfußtragfähigkeit von Beveloidverzahnungen, Dissertation, RWTH Aachen (2015).
- [Her11] Hergesell, M.; Tobie, T.; Stahl, K.: Tragfähigkeit Kleingetriebe II. Überprüfung der Grübchen- und Zahnfußtragfähigkeit gerad- und schrägverzahnter, kleinmoduliger Zahnrad und Zusammenfassung von Empfehlungen zum Erreichen optimaler Tragfähigkeit für Zahnrad mit Modul $\leq 1\text{mm}$, FVA 410 II. FVA-Heft 986, Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V. (FVA), Frankfurt a. M. (2011).
- [Hip01] Hippenstiel, F.: Mikrolegierte Einsatzstähle als massgeschneiderte Werkstofflösung zur Hochtemperaturaufkohlung von Getriebekomponenten, Dissertation, RWTH Aachen (2001).
- [Hir83] Hirsch, T.; Macherauch, E.: Kugelstrahlen. Untersuchungen zur Zahnfußfestigkeit kugelgestrahlter Zahnrad, FVA 15 II. FVA-Heft 126, Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V. (FVA), Frankfurt a. M. (1983).
- [Hoc99] Hock, S.; Kleff, J.; Schulz, M.; Sollich, A.; Wiedmann, D.: Einfluss von Umform- und Wärmebehandlungsfolgen auf Korngröße und Schwingfestigkeit von einsatzgehärteten Bauteilen. *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 54. Heft: 1, S. 45–52 (1999). DOI: 10.1515/htm-1999-540111

- [Hoc12] Hock, S.; Wiedmann, D.: Längere Lebensdauer mit reineren Einsatzstählen - was lohnt sich und wie rein ist rein? Longer life-time with cleaner case hardening steels - what pays and how clean is clean? *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 67, S. 58–64 (2012). DOI: 10.3139/105.110126
- [Hoc11] Hockauf, K.: Ermüdungs- und Rissfortschrittsverhalten ausscheidungshärtbarer ultrafeinkörniger Aluminiumlegierungen, Dissertation, TU Chemnitz (2011).
- [Höh06] Höhn, B.-R.; Michaelis, K.; Stahl, K.: Durchführung und Auswertung von Zahnradtragfähigkeitsuntersuchungen. *Antriebstechnik*. Heft: 11, S. 60–65 (2006).
- [Hor19] Hornbogen, E.; Eggeler, G.; Werner, E.: *Werkstoffe. Aufbau und Eigenschaften von Keramik-, Metall-, Polymer- und Verbundwerkstoffen*. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 12. Auflage (2019).
- [Hös78] Hösel, T.; Joachim, F.: Zahnflankenwälzfestigkeit unter Berücksichtigung der Ausfallwahrscheinlichkeit. *Antriebstechnik* 17. Heft: 12, S. 533–537 (1978).
- [Hub22] Huber, T.: Simulative Studie und Bruchflächeninterpretation von Zahnfußbrüchen an Körnern in festigkeitsgestrahlten Zahnrädern, Bachelorarbeit, Technische Universität München. Betreuer: Fuchs, D. (2022).
- [Hüc83] Hück, M.: Ein verbessertes Verfahren für die Auswertung von Treppenstufenversuchen. *Materials Science & Engineering Technology* 14. Heft: 12, S. 406–417 (1983). DOI: 10.1002/mawe.19830141207
- [Jär14] Järvenpää, A.; Pentti Karjalainen, L.; Jaskari, M.: Effect of grain size on fatigue behavior of Type 301LN stainless steel. *International Journal of Fatigue* 65, S. 93–98 (2014). DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2013.05.012
- [Jia16] Jiang, J.; Yang, J.; Zhang, T.; Zou, J.; Wang, Y.; Dunne, F.P.E.; Britton, T. B.: Microstructurally sensitive crack nucleation around inclusions in powder metallurgy nickel-based superalloys. *Acta Materialia* 117, S. 333–344 (2016). DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.023
- [Kal11] Kalpakjian, S.; Schmid, S. R.; Werner, E.: *Werkstofftechnik. Herstellung Verarbeitung Fertigung*. Pearson Studium, München, [1. dt.-spr. Ausg.]; 5., aktualisierte Aufl. [der amerikanischen Ausg.] (2011).
- [Kas03] Kassner, M. E.; Hayes, T. A.: Creep cavitation in metals. *International Journal of Plasticity* 19. Heft: 10, S. 1715–1748 (2003). DOI: 10.1016/S0749-6419(02)00111-0
- [Kle06] Kleemann, U.; Zenner, H.: Bauteiloberfläche und Schwingfestigkeit – Untersuchungen zum Einfluss der Randschicht auf die Dauerschwingfestigkeit von Bauteilen aus Stahl. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 37. Heft: 5, S. 349–373 (2006). DOI: 10.1002/mawe.200600995
- [Kle05] Klenke, K.; Kohlmann, R.: Einsatzstähle in ihrer Feinkornbeständigkeit, heute und morgen. *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 60. Heft: 5, S. 260–270 (2005). DOI: 10.3139/105.100348
- [Kle08] Klenke, K.; Kohlmann, R.; Reinhold, P.; Schweinebraten, W.: Kornwachstumsverhalten des Einsatzstahles 20NiMoCr6-5 + Nb (VW 4521 + Nb) für Getriebeteile

- beim Hochtemperaturaufkohlen. *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 63. Heft: 5, S. 265–275 (2008). DOI: 10.3139/105.100468
- [Koh21] Kohlschmid, D.: Zur chemischen Zusammensetzung nicht-metallischer Einschlüsse in hochreinen Zahnradstählen, Bachelorarbeit, Technische Universität München. Betreuer: Fuchs, D. (2021).
- [Kra10] Kraffahrt-Bundesamt: Fahrzeugzulassungen. Neuzulassungen von Personenkraftwagen und Krafträdern nach Motorisierung Jahr 2009, Flensburg (2010).
- [Kra19] Kraffahrt-Bundesamt: Fahrzeugzulassungen. Neuzulassungen von Personenkraftwagen und Krafträdern nach Motorisierung Jahr 2018, Flensburg (2019).
- [Kre17] Krebs, B.; Brun, N.; Spadaccini, A.; Gremeaux, G.: Application of the OES-PDA Measurements to Predict the Macro-Cleanliness of Products Coming from Continuous Casting Machine. In: Beswick, J. M. *Bearing steel technologies. 11th volume: progress in steel technologies and bearing steel quality assurance*. ASTM International, West Conshohocken, PA (2017).
- [Kru17] Krupp, U.; Giertler, A.; Koschella, K.: The significance of microstructure inhomogeneities during VHCF of tempered martensitic steel. In: Zimmermann, M.; Christ, H.-J. *VHCF7. Seventh International Conference on Very High Cycle Fatigue: July 3-5, 2017, Dresden, Germany*. Siegener Werkstoffkundliche Berichte, Siegen (2017).
- [Lan88] Lang O.R.: Berechnung und Auslegung induktiv randschichtgehärteter Bauteile. *AWT-Tagung Darmstadt*, S. 332–346 (1988).
- [Läp16] Läpple, V.: Einführung in die Festigkeitslehre. Lehr- und Übungsbuch. Springer Fachmedien Wiesbaden, Wiesbaden (2016).
- [Lin17] Lino, R. E.; Marins, Â. M. F.; Marchi, L. A.; Mendes, J. A.; Penna, L. V.; Neto, J. G. C.; Caldeira, J. H. P.; Costa e Silva, A. L. V. d.: Influence of the chemical composition on steel casting performance. *Journal of Materials Research and Technology* 6. Heft: 1, S. 50–56 (2017). DOI: 10.1016/j.jmrt.2016.05.002
- [Liu09] Liu, Y.; Wang, M.; Shi, J.; Hui, W.; Fan, G.; Dong, H.: Fatigue properties of two case hardening steels after carburization. *International Journal of Fatigue* 31. Heft: 2, S. 292–299 (2009). DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2008.08.010
- [Lom09] Lombardo, S.; Stenico, A.; Tobie, T.; Höhn, B.-R.: Influence of residual stresses on tooth root bending strength of case hardened gears. *Proceedings of MPT2009-Sendai, JSME International Conference on Motion and Power Transmissions* (2009).
- [Mac85] Macherauch, E.; Wohlfahrt, H.: Eigenspannungen und Ermüdung. In: Munz, D. *Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe*. DGM-Informationsges. Verlag, Oberursel (1985).
- [Mai21] Maisterl S.: Einfluss nicht-metallischer Einschlüsse auf die Zahnfußtragfähigkeit - Ableitung von Normfaktoren und weiterführende Modifizierung einer Modellbetrachtung, Masterarbeit, Technische Universität München. Betreuer: Fuchs, D. (2021).

- [May09] Mayer, H.; Haydn, W.; Schuller, R.; Issler, S.; Bacher-Höchst, M.: Very high cycle fatigue properties of bainitic high carbon–chromium steel under variable amplitude conditions. *International Journal of Fatigue* 31. Heft: 8-9, S. 1300–1308 (2009). DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2009.02.038
- [Mel97] Melander, A.: A finite element study of short cracks with different inclusion types under rolling contact fatigue load. *International Journal of Fatigue* 19. Heft: 1, S. 13–24 (1997). DOI: 10.1016/S0142-1123(96)00045-X
- [Mel91] Melander, A.; Rolfsson, M.; Nordgren, A.; Jansson, B.; Hedberg, H.; Lund, T.: Influence of inclusion contents on fatigue properties of SAE 52100 bearing steels. *Scandinavian Journal of Metallurgy* 20, S. 229–244 (1991).
- [Mug99] Mughrabi, H.: On the lifecontrolling microstructural fatigue mechanisms in ductile metals and alloys in the gigacycle regime. *Fatigue Fracture of Engineering Materials and Structures* 22. Heft: 7, S. 633–641 (1999). DOI: 10.1046/j.1460-2695.1999.00186.x
- [Mug02] Mughrabi, H.: On 'multi-stage' fatigue life diagrams and the relevant life-controlling mechanisms in ultrahigh-cycle fatigue. *Fatigue Fracture of Engineering Materials and Structures* 25. Heft: 8-9, S. 755–764 (2002). DOI: 10.1046/j.1460-2695.2002.00550.x
- [Mur02] Murakami, Y.: *Metal fatigue. Effects of small defects and nonmetallic inclusions.* Elsevier, Amsterdam, 1. ed. (2002).
- [Mur19] Murakami, Y.: *Metal fatigue. Effects of small defects and nonmetallic inclusions,* Second edition. Elsevier (2019).
- [Mur99] Murakami, Y.; Nomoto, T.; Ueda, T.: Factors influencing the mechanism of super-long fatigue failure in steels. *Fatigue Fracture of Engineering Materials and Structures* 22. Heft: 7, S. 581–590 (1999). DOI: 10.1046/j.1460-2695.1999.00187.x
- [Mur14] Murakami, Y.; Yamashita, Y.: Prediction of Life and Scatter of Fatigue Failure Originated at Nonmetallic Inclusions. *Procedia Engineering* 74, S. 6–11 (2014). DOI: 10.1016/j.proeng.2014.06.214
- [Nai17] Naimark, O.; Palin-Luc, T.: Nonlinear and scaling phenomena of damage accumulation, crack initiation and propagation in VHCF. In: Zimmermann, M.; Christ, H.-J. VHCF7. Seventh International Conference on Very High Cycle Fatigue: July 3-5, 2017, Dresden, Germany. *Siegener Werkstoffkundliche Berichte, Siegen* (2017).
- [Nak10] Nakajima, M.; Tokaji, K.; Itoga, H.; Shimizu, T.: Effect of loading condition on very high cycle fatigue behavior in a high strength steel. *International Journal of Fatigue* 32. Heft: 2, S. 475–480 (2010). DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2009.09.003
- [Nak17] Nakamura, Y.; Sakai, T.; Harlow, D.; Oguma, N.; Nakajima, M.; Nakagawa, A.: Probabilistic model on statistical fatigue property in very high cycle regime based on distributions of size and location of interior inclusions. In: Zimmermann, M.; Christ, H.-J. VHCF7. Seventh International Conference on Very High Cycle Fatigue: July 3-5, 2017, Dresden, Germany. *Siegener Werkstoffkundliche Berichte, Siegen* (2017).

- [Nam17] Nambu, K.; Egami, N.: Influence of hybrid surface modification on very high cycle fatigue strength of various steel materials. In: Zimmermann, M.; Christ, H.-J. VHCF7. Seventh International Conference on Very High Cycle Fatigue: July 3-5, 2017, Dresden, Germany. Siegener Werkstoffkundliche Berichte, Siegen (2017).
- [Nie03] Niemann, G.; Winter, H.: Maschinenelemente. Band 2: Getriebe allgemein, Zahnradgetriebe - Grundlagen, Stirnradgetriebe. Springer Vieweg, Berlin, Heidelberg, Zweite, völlig neubearbeitete Auflage (2003).
- [Nis99] Nishijima, S.; Kanazawa, K.: Stepwise SN curve and fisheye failure in gigacycle fatigue. *Fatigue Fracture of Engineering Materials and Structures* 22. Heft: 7, S. 601–607 (1999). DOI: 10.1046/j.1460-2695.1999.00206.x
- [Och02] Ochi, Y.; Matsumura, T.; Masaki, K.; Yoshida, S.: High-cycle rotating bending fatigue property in very long-life regime of high-strength steels. *Fatigue Fracture of Engineering Materials and Structures* 25. Heft: 8-9, S. 823–830 (2002). DOI: 10.1046/j.1460-2695.2002.00575.x
- [Ogu13] Oguma, H.; Nakamura, T.: Fatigue crack propagation properties of Ti–6Al–4V in vacuum environments. *International Journal of Fatigue* 50, S. 89–93 (2013). DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2012.02.012
- [Pac89] Pacheco, J. L.; Krauss, G.: Microstructure and high bending fatigue strength in carburized steel. *Journal of Heat Treating* 7. Heft: 2, S. 77–86 (1989). DOI: 10.1007/BF02833192
- [Pac90] Pacheco, J. L.; Krauss, G.: Gefüge und Biege-wechselfestigkeit einsatzgehärteter Stähle. *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 45. Heft: 2, S. 77–84 (1990). DOI: 10.1515/htm-1990-450203
- [Pan81] Panhans, M. A.; Fournelle, R. A.: High cycle fatigue resistance of AISI E9310 carburized steel with two different levels of surface retained austenite and surface residual stress. *Journal of Heat Treating* 2. Heft: 1, S. 54–61 (1981). DOI: 10.1007/BF02833074
- [Pao17a] Paolino, D. S.; Tridello, A.; Chiandussi, G.; Rossetto, M.: A general model for crack growth from initial defect in Very-High-Cycle Fatigue. *Procedia Structural Integrity* 3, S. 411–423 (2017).
- [Pao17b] Paolino, D. S.; Tridello, A.; Chiandussi, G.; Rossetto, M.: A general statistical model for the description of the hydrogen assisted crack initiation in the VHCF regime. In: Zimmermann, M.; Christ, H.-J. VHCF7. Seventh International Conference on Very High Cycle Fatigue: July 3-5, 2017, Dresden, Germany. Siegener Werkstoffkundliche Berichte, Siegen (2017).
- [Pao14] Paolino, D. S.; Tridello, A.; Geng, H. S.; Chiandussi, G.; Rossetto, M.: Duplex S-N fatigue curves: statistical distribution of the transition fatigue life. *Frattura ed Integrità Strutturale* 8. Heft: 30, S. 417–423 (2014). DOI: 10.3221/IGF-ESIS.30.50
- [Pey00] Peyrac, C.; Flavenot, J.; Convert, F.: Combining Case Hardening and Shot Peening for Gear Steels: Influence on Residual Stresses. *Materials Science Forum* 347-349, S. 435–440 (2000). DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.347-349.435

- [Pis08] Pissenberger, A.; Ilie, S.; Mayr, M.; Schuller, M.: Charakterisierung von Einschlüssen und Seigerungen in Brammen- und Blechproben. *Stahl und Eisen* 12, S. 63–67 (2008).
- [Pis07] Pissenberger, A.; Pissenberger, E.: Automatic cleanness determination of production samples with OES/PDA. *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte* 152. Heft: 1, S. 13–17 (2007). DOI: 10.1007/s00501-006-0265-6
- [Rad07] Radaj, D.; Vormwald, M.: *Ermüdungsfestigkeit. Grundlagen für Ingenieure*. Springer, Berlin [u.a.] (2007).
- [Ran69] Randak, A.; Eberbach, R.: Einfluß der Austenit-Korngröße auf einige Eigenschaften des Stahles 16MnCr5. *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 24. Heft: 3, S. 201–209 (1969). DOI: 10.1515/htm-1969-240303
- [Rei20] Reindl, T. W.: Fortführende Weiterentwicklung und Modifizierung einer Modellbetrachtung zur Berücksichtigung des Einflusses nichtmetallischer Einschlüsse auf die Zahnfußtragfähigkeit, Masterarbeit, Technische Universität München. Betreuer: Fuchs, D. (2020).
- [Ret87] Rettig, H.: Ermittlung von Zahnfußfestigkeit-Kennwerten auf Verspannungsprüfständen und Pulsatoren. *Antriebstechnik* 26. Heft: 2, S. 51–55 (1987).
- [Rit18] Ritz, F.; Stäcker, C.; Beck, T.; Sander, M.: FGA formation mechanism for X10CrNiMoV12-2-2 and 34CrNiMo6 for constant and variable amplitude tests under the influence of applied mean loads. *Fatigue Fracture of Engineering Materials and Structures* 41. Heft: 7, S. 1576–1587 (2018). DOI: 10.1111/ffe.12797
- [Rom20] Rommel, S.: Entwicklung einer Bruchtheorie für Zahnfußbruch aufgrund einer Rissinitiierung an nicht-metallischen Einschlüssen bei hochtragfähigen Zahnradern, Semesterarbeit, Technische Universität München. Betreuer: Fuchs, D. (2020).
- [Rom21] Rommel, S.: Ableitung eines lokalen Fehlstellenmodells für Zahnfußbruch unter spezieller Berücksichtigung des Einflusses nicht-metallischer Einschlüsse und der Korngröße, Masterarbeit, Technische Universität München. Betreuer: Fuchs, D. (2021).
- [Rom22] Rommel, S.; Fuchs, D.; Blum, T.; Tobie, T.; Stahl, K.: Influence of different pre-heat treatments in combination with a case-hardening process on the hardness and grain size of ultra-clean gear steels. *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 77. Heft: 4, 284-297 (2022). DOI: 10.1515/htm-2022-1016
- [Rom23] Rommel, S.; Fuchs, D.; Tobie, T.; Stahl, K.: Crack initiation and propagation analysis for fisheye failures in high-strength gears. *International Journal of Fracture* 239. Heft: 1, S. 111–133 (2023). DOI: 10.1007/s10704-022-00664-w
- [Rös16] Rösler, J.: *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. Springer Vieweg, Wiesbaden, 5. Auflage (2016).
- [Roy19] Roy, T.; De, N.: Evaluation of Steel Cleanliness by Extreme Value Statistics and its Correlation with Fatigue Performance. *AGMA Technical Paper 19FTM12* (2019).

- [Sad19] Saddei, P.: Gefügeaufbau und mechanische Eigenschaften nach Einsatzhärten außerhalb des üblichen Parameterfeldes, Dissertation, Universität Bremen (2019).
- [Sai17] Saito, R.; Suzuki, Y.; Ikeda, A.: Development of transmission gears with higher tooth root/tooth surface fatigue strength obtained with two-stage shot peening. JSME International Conference on Motion and Power Transmissions (2017).
- [Sak09] Sakai, T.: Review and Prospects for Current Studies on Very High Cycle Fatigue of Metallic Materials for Machine Structural Use. *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering* 3. Heft: 3, S. 425–439 (2009). DOI: 10.1299/jmmp.3.425
- [Sak17a] Sakai, T.; Fincato, R.; Tsutsumi, S.; Sano, M.; Paolino, D. S.; Miyoshi, T.; Oguma, N.; Nakagawa, A.: FEM analysis of stress distributions around inclusions at interior crack initiation site in very high cycle fatigue. In: Zimmermann, M.; Christ, H.-J. VHCF7. Seventh International Conference on Very High Cycle Fatigue: July 3-5, 2017, Dresden, Germany. *Siegener Werkstoffkundliche Berichte*, Siegen (2017).
- [Sak06] Sakai, T.; Harada, H.; Oguma, N.: Crack Initiation Mechanism of Bearing Steel in High Cycle Fatigue. In: Gdoutos, E. E. *Fracture of Nano and Engineering Materials and Structures. Proceedings of the 16th European Conference of Fracture*, Alexandroupolis, Greece, July 3–7, 2006. Springer Netherlands, Dordrecht (2006).
- [Sak17b] Sakai, T.; Oguma, N.; Nakagawa, A.; Tsutsumi, S.; Naimark, O.; Bannikov, M.: Formation mechanism of fine granular area (FGA) around interior inclusion at crack initiation site in very high cycle fatigue. In: Zimmermann, M.; Christ, H.-J. VHCF7. Seventh International Conference on Very High Cycle Fatigue : July 3-5, 2017, Dresden, Germany. Universität Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung, Siegen (2017).
- [San17] Sandaiji, Y.; Tamura, E.: Influence of loading type on fracture behaviour of high strength steel under very high cycle fatigue. In: Zimmermann, M.; Christ, H.-J. VHCF7. Seventh International Conference on Very High Cycle Fatigue: July 3-5, 2017, Dresden, Germany. *Siegener Werkstoffkundliche Berichte*, Siegen (2017).
- [San18] Sander, M.: *Sicherheit und Betriebsfestigkeit von Maschinen und Anlagen*. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg (2018).
- [Sau90] Sauter, J.; Schmidt, I.; Schulz, M.: Einflußgrößen auf die Leistungsfähigkeit ein-satzgehärteter Zahnräder. *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 45. Heft: 2, S. 98–104 (1990). DOI: 10.1515/htm-1990-450210
- [Sch76] Schreiber, R.; Wohlfahrt, H.; Macherauch, E.: Untersuchungen zum Dauer-schwingverhalten kugelgestrahlter Einsatzstähle, FVA 15 I. FVA-Heft 31, For-schungsvereinigung Antriebstechnik e.V. (FVA), Frankfurt a. M. (1976).
- [Sch16] Schurer, S.: Einfluss nichtmetallischer Einschlüsse in hochreinen Werkstoffen auf die Zahnfußtragfähigkeit, Dissertation, Technische Universität München (2016).
- [Seo15] Seo, D.; Toda, H.; Kobayashi, M.; Uesugi, K.; Takeuchi, A.; Suzuki, Y.: In Situ Observation of Void Nucleation and Growth in a Steel using X-ray Tomography.

- ISIJ International 55. Heft: 7, S. 1474–1482 (2015). DOI: 10.2355/isijinternational.55.1474
- [Sha13a] Shanyavskiy, A.: Subsurface metals fatigue cracking without and with crack tip. *Frattura ed Integrità Strutturale*. Heft: 25, S. 36–43 (2013). DOI: 10.3221/IGF-E-SIS.25.06
- [Sha13b] Shanyavskiy, A. A.: Mechanisms and modeling of subsurface fatigue cracking in metals. *Engineering Fracture Mechanics* 110, S. 350–363 (2013). DOI: 10.1016/j.engfracmech.2013.05.013
- [Sha18] Sharma, M.; Kripak, G.; Prah, U.; Clausen, B.; Bleck, W.; Zoch, H.-W.: Al-freier Einsatzstahl. Aluminiumfreier, niobstabilisierter Einsatzstahl für den Großgetriebebau, FVA 713 I. FVA-Heft 1275, Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V. (FVA), Frankfurt a. M. (2018).
- [Shi99] Shi, G.; Atkinson, H. V.; Sellars, C. M.; Anderson, C. W.: Application of the generalized pareto distribution to the estimation of the size of the maximum inclusion in clean steels. *Acta Materialia* 47. Heft: 5, S. 1455–1468 (1999). DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00034-8
- [Shi06] Shiozawa, K.; Morii, Y.; Nishino, S.; Lu, L.: Subsurface crack initiation and propagation mechanism in high-strength steel in a very high cycle fatigue regime. *International Journal of Fatigue* 28. Heft: 11, S. 1521–1532 (2006). DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2005.08.015
- [Shi10] Shiozawa, K.; Murai, M.; Shimatani, Y.; Yoshimoto, T.: Transition of fatigue failure mode of Ni–Cr–Mo low-alloy steel in very high cycle regime. *International Journal of Fatigue* 32. Heft: 3, S. 541–550 (2010). DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2009.06.011
- [Sor19] Sorg, A.: Modifizierung und Weiterentwicklung einer Modellbetrachtung zur Berücksichtigung des Einflusses nichtmetallischer Einschlüsse auf die Zahnfußtragfähigkeit, Masterarbeit, Technische Universität München. Betreuer: Fuchs, D. (2019).
- [Sta99] Stahl, K.; Michaelis, K.; Höhn, B.-R.; Winter, H.: Lebensdauerstatistik, FVA 304 I. FVA-Heft 591, Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V. (FVA), Frankfurt a. M. (1999).
- [Ste06] Steinbacher, M.; Stenico, A.; Hoffmann, F.; Tobie, T.; Höhn, B.-R.; Mayr, P.; Zoch, H.-W.: Prozesssicheres Hochtemperaturaufkohlen feinkornstabilisierter Stähle in Atmosphären- und Vakuumöfen, FVA 448/I+II. FVA-Heft 800, Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V. (FVA) (2006).
- [Ste07] Stenico, A.: Werkstoffmechanische Untersuchungen zur Zahnfußtragfähigkeit einsatzgehärteter Zahnräder, Dissertation, Technische Universität München (2007).
- [Ste04a] Stenico, A.; Krug, T.; Oster, P.; Lang, K.-H.; Höhn, B.-R.; Löhe, D.: Eigenspannungen Zahnfuß. Eigenspannungseinfluss auf die Zahnfußtragfähigkeit kleinmoduliger Zahnräder, FVA 369 I+II. FVA-Heft 745, Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V. (FVA), Frankfurt a. M. (2004).

- [Ste04b] Steutzger, M.: Einfluß der Baugröße auf die Zahnfußtragfähigkeit einsatzgehärteter Stirnräder, Dissertation, Technische Universität München (2004).
- [Sun12] Sun, C.; Xie, J.; Zhao, A.; Lei, Z.; Hong, Y.: A cumulative damage model for fatigue life estimation of high-strength steels in high-cycle and very-high-cycle fatigue regimes. *Fatigue Fracture of Engineering Materials and Structures* 35. Heft: 7, S. 638–647 (2012). DOI: 10.1111/j.1460-2695.2011.01658.x
- [Tan02] Tanaka, K.; Akiniwa, Y.: Fatigue crack propagation behaviour derived from S-N data in very high cycle regime. *Fatigue Fracture of Engineering Materials and Structures* 25. Heft: 8-9, S. 775–784 (2002). DOI: 10.1046/j.1460-2695.2002.00547.x
- [Tan82] Tanaka, K.; Mura, T.: A Theory of Fatigue Crack Initiation at Inclusions. *Metallurgical Transactions A* 13A, S. 117–123 (1982).
- [Tem09] Temmel, C.; Karlsson, B.; Törresvoll, K.: Investigation on Manganese Sulfide Inclusion Sizes in 50CrMo4 Steels by means of Fractography, Micrograph Analysis and Immersion Ultrasound. *Prakt. Metallogr.* 46 (2009). Heft: 3, S. 123–136 (2009). DOI: 10.3139/147.110004
- [Tho09] Thoma, F.; Otto, M.; Höhn, B.-R.: RIKOR I. Erweiterung Ritzelkorrekturprogramm (RIKOR) zur Bestimmung der Lastverteilung von Stirnradgetrieben, FVA 30 VI. FVA-Heft 914, Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V., Frankfurt a. M. (2009).
- [Tho98] Thomas, J.: Flankentragfähigkeit und Laufverhalten von hartfeinbearbeiteten Kegelrädern, Dissertation, Technische Universität München (1998).
- [Tob01] Tobie, T.: Zur Grübchen- und Zahnfußtragfähigkeit einsatzgehärteter Zahnräder, Dissertation, Technische Universität München (2001).
- [Tob12] Tobie, T.; Matt, P.: Vereinheitlichung von Tragfähigkeitsversuchen. Empfehlungen zur Vereinheitlichung von Tragfähigkeitsversuchen an vergüteten und gehärteten Zylinderrädern. FVA Richtlinie 563 I, Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V. (FVA) (2012).
- [Tob02] Tobie, T.; Schwienbacher, S.; Oster, P.; Höhn, B.-R.: Wärmebehandlung Großzahnräder. Wirtschaftliches Einsatzhärten von Großzahnradern, FVA 373. FVA-Heft 700, Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V. (FVA), Frankfurt a. M. (2002).
- [Tri19] Tridello, A.; Fiocchi, J.; Biffi, C. A.; Chiandussi, G.; Rossetto, M.; Tuissi, A.; Paolino, D. S.: VHCF response of heat-treated SLM Ti6Al4V Gaussian specimens with large loaded volume. *Procedia Structural Integrity* 18, S. 314–321 (2019). DOI: 10.1016/j.prostr.2019.08.171
- [Tri15] Tridello, A.; Paolino, D. S.; Chiandussi, G.; Rossetto, M.: Different Inclusion Contents in H13 Steel: Effects on VHCF Response of Gaussian Specimens. *Key Engineering Materials* 665, S. 49–52 (2015). DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.665.49

- [Tri16] Tridello, A.; Paolino, D. S.; Chiandussi, G.; Rossetto, M.: VHCF strength decrement in large H13 steel specimens subjected to ESR process. *Procedia Structural Integrity* 2, S. 1117–1124 (2016). DOI: 10.1016/j.prostr.2016.06.143
- [Tri17] Tridello, A.; Paolino, D. S.; Chiandussi, G.; Rossetto, M.: Ultrasonic VHCF tests on AISI H13 steel with two different inclusion content: Assessment of size effects with gaussian specimens. In: Zimmermann, M.; Christ, H.-J. VHCF7. Seventh International Conference on Very High Cycle Fatigue: July 3-5, 2017, Dresden, Germany. *Siegener Werkstoffkundliche Berichte*, Siegen (2017).
- [Uus08] Uusitalo, J.; Karjalainen, L. P.; Reiraint, D.; Palosaari, M.: Fatigue Properties of Steels with Ultrasonic Attrition Treated Surface Layers. *Materials Science Forum* 604-605, S. 239–248 (2008). DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.604-605.239
- [Wan18] Wang, C.; Petit, J.; Huang, Z.; Wagner, D.: Investigation of crack initiation mechanisms responsible for the fish eye formation in the Very High Cycle Fatigue regime. *International Journal of Fatigue* 119, S. 320–329 (2018). DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2018.06.016
- [Web19] Weber, C.; Tobie, T.; Stahl, K.: Rapid and precise manufacturing of special involute gears for prototype testing. *AGMA Technical Paper* 19FTM20 (2019).
- [Web15] Weber, R.: Auslegungskonzept gegen Volumenversagen bei einsatzgehärteten Stirnrädern, Dissertation, Universität Kassel (2015).
- [Wei99a] Weigand, U.: Werkstoff- und Wärmebehandlungseinflüsse auf die Zahnfußtragfähigkeit, Dissertation, Technische Universität München (1999).
- [Wei99b] Weigand, U.; Oster, P.; Höhn, B.-R.: Reinigungsstrahlen. Steigerung der Zahnfußtragfähigkeit durch Reinigungsstrahlen, FVA 213 I+II. FVA-Heft 575, Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V. (FVA), Frankfurt (1999).
- [Wer12] Werl, R.; Klösch, G.; Winkler, W.; Pissenberger, A.; Egger, M. W.; St. Aigner; Pühringer, J.; Michelic, S.; Bernhard, C.; Schützenhöfer, W.; Schneider, R.; Schüller, C.: Anwendungsbeispiele für die Verwendung neuer analytischer Prüftechniken bei Hochleistungsstählen. *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte* 157. Heft: 5, S. 194–203 (2012). DOI: 10.1007/s00501-012-0071-2
- [Wic17] Wickborn, C.: Erweiterung der Flankentragfähigkeitsberechnung von Stirnrädern in der Werkstofftiefe. Einfluss von Werkstoffeigenschaften und Werkstoffdefekten, Dissertation, Technische Universität München (2017).
- [Wis00] Wise, J. P.; Krauss, G.; Matlock, D. K.: Microstructure and Fatigue Resistance of Carburized Steels. *ASM Proceedings: Heat Treating*, S. 1152–1161 (2000).
- [Zha11] Zhang, J. W.; Lu, L. T.; Shiozawa, K.; Zhou, W. N.; Zhang, W. H.: Effect of nitrocarburizing and post-oxidation on fatigue behavior of 35CrMo alloy steel in very high cycle fatigue regime. *International Journal of Fatigue* 33. Heft: 7, S. 880–886 (2011). DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2011.01.016

11.3 Internetseiten

- [Thi21] Thieme, L.: PixelFerber - imaging software. URL: <https://www.pixelferber.de/>. Aburfdatum 27.07.2021.

Vom Autor betreute und für diese Arbeit relevante Studienarbeiten

Studienarbeiten, deren Bearbeitung, Auswertung, Interpretation und Darstellung von Ergebnissen unter wesentlicher wissenschaftlicher Anleitung des Autors entstanden sind, wurden im Rahmen der vorliegenden Arbeit am Lehrstuhl für Maschinenelemente, Forschungsstelle für Zahnräder und Getriebesysteme angefertigt. Diese sind in Kapitel 12 aufgeführt.

Sonstige nicht veröffentlichte Arbeiten

Diese Arbeit basiert auf den Ergebnissen der vom Autor bearbeiteten Forschungsvorhaben FVA 293 IV „Späte Zahnfußbrüche / Reinheitsgrad II“ und FVA 848 I „Grobkorn“, dessen Inhalte zum Teil in dieser Dissertation verwendet werden:

Fuchs, D.; Tobie, T., Stahl, K.: Untersuchungen zum Fehlstellenversagen an Zahnrädern und deren Einfluss auf die Zahnradtragfähigkeit, FVA 293 IV, FVA-Heft 1439, Forschungsvereinigung Antriebstechnik e. V. (FVA), Frankfurt (2021).

Castens, M.; Fuchs, D.; Steinbacher, M.; Tobie, T.; Fechte-Heinen, R.; Stahl, K.: Einflüsse auf die Ausbildung und Wirkung von Grobkorn in Al-N stabilisierten Einsatzstählen, FVA 848 I, Forschungsvereinigung Antriebstechnik e. V. (FVA), Frankfurt (2023).

Folgende Anträge, die in den Jahren 2015 und 2017 am Lehrstuhl für Maschinenelemente, Forschungsstelle für Zahnräder und Getriebesysteme entstanden sind, sind zum Teil mit in diese Arbeit eingeflossen:

Schurer, S.; Tobie, T.; Stahl, K.: Untersuchungen zum Fehlstellenversagen an Zahnrädern und deren Einfluss auf die Zahnradtragfähigkeit (Forschungsantrag), unveröffentlichtes Dokument, Forschungsvereinigung Antriebstechnik e. V., Frankfurt (2015).

Castens, M.; Fuchs, D.; Steinbacher, M.; Tobie, T.; Zoch, H.-W.; Stahl, K.: Einflüsse auf die Ausbildung und Wirkung von Grobkorn in Al-N stabilisierten Einsatzstählen (Forschungsantrag), unveröffentlichtes Dokument, Forschungsvereinigung Antriebstechnik e. V., Frankfurt (2017).

12 Veröffentlichungen und betreute Studienarbeiten

Zeitschriften, Konferenzen, Magazine, etc.: Peer-reviewed und gelistet

2023

- Rommel, S.; Fuchs, D.; Tobie, T.; Stahl, K.: Crack initiation and propagation analysis for fisheye failures in high-strength gears. *International Journal of Fracture* 239. Heft: 1, S. 111–133 (2023). <https://doi.org/10.1007/s10704-022-00664-w>

2022

- Fuchs, D.; Tobie, T.; Stahl, K.: Challenges in the determination of the microscopic degree of cleanliness in ultra-clean gear steels. *Journal of Iron and Steel Research International* 29. Heft: 10, 1583-1600 (2022). <https://doi.org/10.1007/s42243-021-00730-y>
- Rommel, S.; Fuchs, D.; Blum, T.; Tobie, T.; Stahl, K.: Influence of different pre-heat treatments in combination with a case-hardening process on the hardness and grain size of ultra-clean gear steels. *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 77. Heft: 4, 284-297 (2022). <https://doi.org/10.1515/htm-2022-1016>
- Fuchs, D.; Tobie, T.; Stahl, K.: Challenges in the determination of the macroscopic degree of cleanliness determined by ultrasonic immersion testing of (ultra-clean) gear steels. *Practical Metallography* 59. Heft: 7, S. 360–385 (2022). <https://doi.org/10.1515/pm-2021-1005>
- Fuchs, D.; Rommel, S.; Tobie, T.; Stahl, K.: In-depth analysis of crack area characteristics of fisheye failures influenced by the multiaxial stress condition in the tooth root fillet of high-strength gears. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science* 236. Heft: 10, S. 5581-5592 (2022). <https://doi.org/10.1177/09544062211061674>
- Fuchs, D.; Kohlschmid, D.; Tobie, T.; Stahl, K.: On the chemical composition of non-metallic inclusions in ultra-clean gear steels. *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 77. Heft: 2, S. 89-111 (2022). <https://doi.org/10.1515/htm-2022-1004>
- Fuchs, D.; Schurer, S.; Tobie, T.; Stahl, K.: On the determination of the bending fatigue strength in and above the very high cycle fatigue regime of shot-peened gears. *Forschung im Ingenieurwesen* 86. S. 81-92 (2022). <https://doi.org/10.1007/s10010-021-00499-2>
- Fuchs, D.; Fiedlerling, E.; Tobie, T.; Stahl, K.: Investigations on the hardness and grain size of gears made out of ultra-clean gear steels after case-hardening. *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 77. Heft: 1, S. 53–69 (2022). <https://doi.org/10.1515/htm-2021-2025>

2021

- Fuchs, D.; Rommel, S.; Tobie, T.; Stahl, K.: Fracture analysis of fisheye failures in the tooth root fillet of high-strength gears made out of ultra-clean gear steels. *Forschung im Ingenieurwesen* 85. Heft: 4, S. 1109-1125 (2021). <https://doi.org/10.1007/s10010-021-00563-x>
- Fuchs, D.; Rommel, S.; Tobie, T.; Stahl, K.; Blum, T.: Influence of heating rate and holding temperature during case-hardening on the hardness and grain size of ultra-clean gear steels. *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 76. Heft: 5, S. 321-339 (2021). <https://doi.org/10.1515/htm-2021-0011>

- Fuchs, D.; Güntner, C.; Tobie, T.; Stahl, K.: Suitable Material Selection for Large Size Cylindrical Gears. HTM Journal of Heat Treatment and Materials 76. Heft: 1, S. 19-35 (2021). <https://doi.org/10.1515/htm-2020-0002>
- Fuchs, D.; Tobie, T.; Stahl, K.: Tooth Root Bending Strength of Shot-Peened Gears Made of High-Purity Steels up to the VHCF Range. American Gear Manufacturers Association Fall Technical Meeting 2021, Rosemont (USA), 01.-03. Nov. 2021, Conference Proceedings, S. 309-329 (2021). [ISBN: 978-164353095-6](https://doi.org/10.1515/htm-2020-0002)

2019

- Fuchs, D.; Schurer, S.; Tobie, T.; Stahl, K.: A model approach for considering nonmetallic inclusions in the calculation of the local tooth root load-carrying capacity of high-strength gears made of high-quality steels. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science 233, Heft: 21-22, S. 7309-7317 (2019). <https://doi.org/10.1177/0954406219840676>
- Fuchs, D.; Schurer, S.; Tobie, T.; Stahl, K.: Investigations into non-metallic inclusion crack area characteristics relevant for tooth root fracture damages of case carburised and shot-peened high strength gears of different sizes made of high-quality steels. Forschung im Ingenieurwesen 83. Heft: 3, S. 579-587 (2019). <https://doi.org/10.1007/s10010-019-00324-x>

Zeitschriften, Konferenzen, Magazine, etc.: Nicht peer-reviewed

- Fuchs, D.; Rommel, S.; Sorg, A.; Maisterl, S.; Reindl Th. W.; Kohlschmid, D.; Tobie, T.; Stahl, K.: Investigations into the ODA appearance in fish-eye failures in the tooth root fillet of gears made out of ultra-clean gear steels. Internal report Pub-1434, Forschungsstelle für Zahnräder und Getriebesysteme (FZG) (2022).
- Fuchs, D.; Tobie, T.; Stahl, K.: Tooth Root Bending Strength of Shot-Peened Gears Made of High Purity Steels up to the VHCF Range. Geartechnology, Heft: March/April (2022).
- Fuchs, D.; Schurer, S.; Tobie, T.; Stahl, K.: New Consideration of Non-Metallic Inclusions Calculating Local Tooth Root Load Carrying Capacity of High-Strength, High-Quality Steel Gears. Geartechnology, Heft: March/April (2019).
- Fuchs, D.; Schurer, S.; Tobie, T.; Stahl, K.: A model approach for considering non-metallic inclusions in the calculation of the local tooth root load carrying capacity of high-strength gears made of high-quality steels. Conference proceedings, O. C. G. Gears Conference, Lyon, 2018. Volumes 1 & 2, Oxford (2018).

Weitere Publikationen im Rahmen der Promotion, die nicht in direktem Zusammenhang mit der Dissertation stehen:

- Blech, N.; Cermak, H.; Sitzmann, A.; Sorg, A.; Fuchs, D.; Tobie, T.; Stahl, K.: Chapter 11 - Load Carrying Capacities, Strength Numbers, and Main Influence Parameters for Different Gear Materials and Heat Treatment Processes. Radzevich, S. P. Dudley's Handbook of Practical Gear Design and Manufacture. 4th New Edition (2021).
- Fuchs, D.; König, J.; Tobie, T.; Stahl, K.: Gear materials - What else is there to research? URL: <https://www.vdi-wissensforum.de/news/gear-materials-what-else-is-there-to-research/>. Abrufdatum 02.03.2021.

Betreute Studienarbeiten

Folgende Studienarbeiten, deren Bearbeitung, Auswertung, Interpretation und Darstellung von Ergebnissen unter wesentlicher wissenschaftlicher Anleitung des Autors entstanden sind, wurden im Rahmen der vorliegenden Arbeit am Lehrstuhl für Maschinenelemente, Forschungsstelle für Zahnräder und Getriebebesysteme (FZG) angefertigt. Ergebnisse, für diese Arbeit relevanter Studienarbeiten, flossen zum Teil unmittelbar und mittelbar in die Arbeit mit ein.

2022

- Huber, T.: Simulative Studie und Bruchflächeninterpretation von Zahnfußbrüchen an Körnern in festigkeitsgestrahlten Zahnrädern, Bachelorarbeit, Technische Universität München (2022).

2021

- Fiederling, E.: Untersuchungen zur Korngröße einsatzgehärteter Zahnräder aus hochreinen Zahnradstählen, Semesterarbeit, Technische Universität München (2021).
- Rommel, S.: Ableitung eines lokalen Fehlstellenmodells für Zahnfußbruch unter spezieller Berücksichtigung des Einflusses nicht-metallischer Einschlüsse und der Korngröße, Masterarbeit, Technische Universität München (2021).
- Kohlschmid, D.: Zur chemischen Zusammensetzung nicht-metallischer Einschlüsse in hochreinen Zahnradstählen, Bachelorarbeit, Technische Universität München (2021).
- Maisterl, S.: Einfluss nicht-metallischer Einschlüsse auf die Zahnfußtragfähigkeit - Ableitung von Normfaktoren und weiterführende Modifizierung einer Modellbetrachtung, Masterarbeit, Technische Universität München (2021).

2020

- Niedermeier, A.: Konstruktive Entwicklung einer Vorrichtung zur Massenkompensation bei der Ermittlung von Zahnfußtragfähigkeiten an Pulsatorprüfständen, Bachelorarbeit, Technische Universität München (2020).
- Rommel, S.: Entwicklung einer Bruchtheorie für Zahnfußbruch aufgrund einer Rissinitiierung an nicht-metallischen Einschlüssen bei hochtragfähigen Zahnrädern, Semesterarbeit, Technische Universität München (2020).
- Maisterl, S.: Methodische Standardisierung und konstruktive Weiterentwicklung von Pulsatorbetriebsmitteln, Semesterarbeit, Technische Universität München (2020).
- Reisinger, L.: Zum Einfluss der Einschlussorientierung, des Makrofaserverlaufs und der Makroseigerungen auf die Bruchcharakteristik und Zahnfußtragfähigkeit von geschmiedeten Hochleistungszahnrädern, Bachelorarbeit, Technische Universität München (2020).
- Fiederling, E.: Konstruktive Entwicklung einer Vorrichtung zur Einschubtiefenpositionierung von Zahnrädern in Pulsatoren, Bachelorarbeit, Technische Universität München (2020).
- Reindl, Th. W.: Fortführende Weiterentwicklung und Modifizierung einer Modellbetrachtung zur Berücksichtigung des Einflusses nichtmetallischer Einschlüsse auf die Zahnfußtragfähigkeit, Masterarbeit, Technische Universität München (2020).
- Pak, L. M.: Zahnfußbruchcharakteristik alternativ gestrahlter Zahnräder aus hochreinen Einsatzstählen, Bachelorarbeit, Technische Universität München (2020).

2019

- Weber, N.: Untersuchungen zum Einfluss der Orientierung nichtmetallischer Einschlüsse auf die Zahnfußtragfähigkeit verfestigungsgestrahler hochreiner Zahnräder, Semesterarbeit, Technische Universität München (2019).
- Lackovic, T.: Analyse der Bruchflächencharakteristika an rissinitiierenden nichtmetallischen Einschlüssen im Zahnfußbereich von hochtragfähigen Zahnrädern, Bachelorarbeit, Technische Universität München (2019).
- Sorg, A.: Modifizierung und Weiterentwicklung einer Modellbetrachtung zur Berücksichtigung des Einflusses nichtmetallischer Einschlüsse auf die Zahnfußtragfähigkeit, Masterarbeit, Technische Universität München (2019).
- Hoyer, J.: Analyse der Korngröße an bruchinitiierenden nichtmetallischen Einschlüssen im Zahnfuß in hochreinen Zahnrädern, Semesterarbeit, Technische Universität München (2019).

2018

- Rommel, S.: Analyse der Bruchflächencharakteristik bei Brüchen mit Rissinitiation im Zahnfuß an nicht-metallischen Einschlüssen bei Zahnrädern, Bachelorarbeit, Technische Universität München (2018).
- Meng, F.: Implementierung von gemessenen Eigenspannungstiefenverläufen bei Zahnrädern in ein Simulationsmodell, Semesterarbeit, Technische Universität München (2018).
- Bronold, A.: Simulative Entwicklung eines repräsentativen Volumenelements (RVE) zur Untersuchung des Einflusses nicht-metallischer Einschlüsse auf die Spannungsverteilung bei Zahnrädern, Semesterarbeit, Technische Universität München (2018).
- Kölbl, F.: Simulativer Nachweis der Wirksamkeit einer modernen Schutzvorrichtung für Stirnrad-Verspannungsprüfstände, Semesterarbeit, Technische Universität München, (2018).
- Drexler, M.: Vergleich und Bewertung von Modellen zur Vorhersage innerer Zahnfußbrüche im Bereich hoher Lastwechsel, Semesterarbeit, Technische Universität München (2018).

2017

- Eckert, D.: Literaturrecherche zu oberflächenverfestigenden Maßnahmen und deren Einfluss auf die Zahnfußtragfähigkeit, Bachelorarbeit, Technische Universität München (2017).
- Carotta, Ä.: Entwicklung einer grundlegenden Prüfstandssoftware für FZG-Stirnradverspannungsprüfstände, Bachelorarbeit, Technische Universität München (2017).
- Bronold, A.: Implementierung nicht-metallischer Einschlüsse in einem Simulationsmodell zur Ermittlung der Spannungen in Werkstofftiefe, Bachelorarbeit, Technische Universität München (2017).
- Maisterl, S.: Konstruktion eines regelkonformen Sicherheitsschutzes für FZG-Stirnradverspannungsprüfstände, Bachelorarbeit, Technische Universität München (2017).
- Hoyer, J.: Literaturrecherche zu Auswirkungen von Grobkornanteilen im Gefüge von Stählen auf die mechanischen Eigenschaften von Bauteilen und deren Therapiemaßnahmen, Bachelorarbeit, Technische Universität München (2017).
- Milani, G.: Steigerung der Tragfähigkeit von Zahnrädern mit Hilfe hoch- und höchstreiner Stähle mit einem reduzierten Anteil nicht-metallischer Einschlüsse (Literaturstudie), Semesterarbeit, Technische Universität München (2017).

-
- Ben Sethom, F.: Statistische Ermittlung von Simulationsparametern zur Zahnfußspannungsermittlung von Zahnrädern mit nicht-metallischen Einschlüssen, Bachelorarbeit, Technische Universität München (2017).
 - Sun, Y.: Analyse nicht-metallischer Einschlüsse in Zahnfußbruchflächen von Zahnrädern aus hoch- und höchstreinen Stählen, Bachelorarbeit, Technische Universität München (2017).
 - Leme Senna, I.: Methodical Concept Development and Constructive Implementation of a Sensor System for the Detection of Gear Tooth Root Fractures, Bachelorarbeit, Technische Universität München (2017).

A. Anhang

A.1. Prozessparameter der Wärmebehandlung der Korngrößenvarianten

Tabelle A1: Übersicht der Prozessparameter der jeweiligen Ofenreise der Korngrößenvarianten

Baugröße m_n in mm			5			
Vorgabe für die CHD_{550HV1} in mm			0,75 - 1,00			
Prozessschritt	Parameter	Einheit	KG0	KG1	KG2	
Lösungsglühen	Temperaturänderung	K/min	-	10	-	
	Temperatur	°C		680		
	Haltezeit	min		30		
	Temperaturänderung	K/min		15		
	Temperatur	°C		1150		
	Haltezeit	min		60		
Härten in Öl	Temperatur	°C	-	60	-	
	Dauer	min		30		
Anlassen	Temperatur	°C	-	670	-	
	Haltezeit	min		120		
Vorwärmen	Temperaturänderung	K/min	10	10	10	
	Temperatur	°C	680	680	680	
	Haltezeit	min	15	30	15	
	Temperaturänderung	K/min	-			15
	Temperatur	°C				940
	Haltezeit	min				20
	Temperaturänderung	K/min				15
	Temperatur	°C	1100			
Haltezeit	min	30				
Aufkohlung	Temperaturänderung	K/min	15	15	-3,3	
	Temperatur	°C	940			
	Haltezeit	min	20	30	20	
	Aufkohlungsdauer	min	2			
	Diffusionsdauer	min	12			
	Aufkohlungsdauer	min	2			
	Diffusionsdauer	min	20			
	Aufkohlungsdauer	min	2			
	Diffusionsdauer	min	23			
	Aufkohlungsdauer	min	2			
	Diffusionsdauer	min	38			
	Aufkohlungsdauer	min	2			
	Diffusionsdauer	min	50			
Härten	Temperaturänderung	K/min	-3,3			
	Temperatur	°C	840			
	Haltezeit	min	30			
Abschrecken in Öl	Temperatur	°C	60			
	Dauer	min	30			
Anlassen	Temperatur	°C	180			
	Haltezeit	min	120			

A.2. Kenngrößen zur Bestimmung der Zahnfußspannungen im Laufversuch

Tabelle A2: Kenngrößen zur Bestimmung der Zahnfußspannungen im Laufversuch aus [Sch16]

Bezeichnung	Zeichen	Ritzel	Rad
Zahnfußdickensehne in mm	s_{Fn}	3,132	3,567
Fußrundungsradius im Berührungspunkt der 30°-Tangente in mm	ρ_F	0,718	0,302
Biegehebelarm für Zahnfußbeanspruchung am Zahnkopf in mm	h_{Fa}	3,414	2,1222
Fußkreisdurchmesser in mm	d_f	83,79	90,66
Anwendungsfaktor	K_A	1,0	
Breitenfaktor (Zahnfuß)	$K_{F\beta}$	1,0*	
Stirnfaktor (Zahnfuß)	$K_{F\alpha}$	1,0*	
Dynamikfaktor	K_v	1,06 [#]	

* Aufgrund konstanter Lastverteilung in Breitenrichtung – wird von RIKOR I bestätigt

+ Aufgrund hoher Verzahnungsqualität ohne nennenswerte Teilungsabweichungen – wird nach Normberechnung bestätigt

Bestimmt auf Basis von Messungen am Prüfstand und Auswertung mit höherwertigen Berechnungsverfahren DZP [Gri10] – bestätigt durch Messungen am Prüfstand im Rahmen dieser Arbeit

Tabelle A3: Profilüberdeckungsabhängige Zahnfußspannung bei den Prüfdrehmomenten aus [Sch16]

(*: Mittelwert über der Zahnbreite der mit Hilfe des EDV-Programmes RIKOR I bestimmten Zahnfußspannungswerte und unter Berücksichtigung des Dynamikfaktors $K_v = 1,06$)

Prüfdrehmoment in Nm	Profilüberdeckung unter Last	Zahnfußspannung* (inkl. K_v) in N/mm ²
130	1,30	1080
150	1,49	1213
170	1,55	1366
190	1,66	1489
210	1,69	1630
230	1,75	1773
250	1,78	1916

A.3. Dokumentation des Grundwerkstoffs und der Prüfzahnräder

A.3.1. Chemische Analyse

Die chemische Zusammensetzung wird für jede Schmelze ermittelt (siehe Tabelle A4) und mit Vorgaben, z. B. nach DIN EN ISO 683-3 [DIN19], verglichen (siehe Tabelle A5). Bis auf den Nickelgehalt der Schmelze OW7, welcher leicht unterhalb der unteren Grenze liegt, liegen alle Bestandteile innerhalb der Grenzen der [DIN19] bzw. nach dem Werkstoffdatenblatt. Es zeigen sich zudem keine Unterschiede gegenüber der chemischen Analyse direkt am Kernmaterial der Zahnräder (vergleiche Tabelle A7).

Tabelle A4: Chemische Analyse der Schmelzen (*: Werte aus [Sch16])

Schmelze	Werkstoff	Werkstoffzusammensetzung in Masse-%									
		C	Mn	Cr	Ni	Mo	S	Al	Cu	P	Si
OW1	20MnCr5	0,20	1,17	1,15	0,12	0,05	0,019	0,026	0,18	0,018	0,23
S4*		0,21	1,20	1,14	0,15	0,04	0,028	0,030	0,14	0,009	0,15
S6*		0,18	1,25	1,07	0,22	0,06	0,012	0,023	0,09	0,012	0,26
S8*		0,18	1,12	1,15	0,19	0,05	0,006	0,019	0,12	0,016	0,16
OW4		0,21	1,31	1,25	0,16	0,02	0,006	0,031	0,12	0,010	0,17
OW7	20NiMo9-7	0,20	0,23	0,38	2,24	0,67	0,001	0,082	0,16	0,004	0,08
S9	18NiCr5-4	0,18	0,78	1,15	1,41	0,09	0,001	0,033	0,13	0,008	0,31
OW3	18CrNiMo7-6	0,20	0,54	1,74	1,56	0,29	0,011	0,025	0,20	0,011	0,26
KG		0,18	0,55	1,72	1,58	0,28	0,001	0,045	0,04	0,004	0,26

Tabelle A5: Grenzen nach [DIN19] bzw. des Werkstoffdatenblatts des Stahlwerks

		Grenzen in Masse-%									
		C	Mn	Cr	Ni	Mo	S	Al	Cu	P	Si
20MnCr5 nach [DIN19]	max.	0,22	1,40	1,30	–	–	0,035	–	–	0,025	0,40
	min.	0,17	1,10	1,00	–	–	–	–	–	–	–
18CrNiMo7-6 nach [DIN19]	max.	0,21	0,90	1,80	1,70	0,35	0,035	–	–	0,025	0,40
	min.	0,15	0,50	1,50	1,40	0,25	–	–	–	–	–
18NiCr5-4 nach [DIN19]	max.	0,21	0,90	1,20	1,50	–	0,035	–	–	0,025	0,40
	min.	0,16	0,60	0,90	1,20	–	–	–	–	–	–
20NiMo9-7 nach Werkstoff- datenblatt	max.	0,21	0,30	0,40	2,35	0,70	0,002	–	–	0,025	0,10
	min.	0,18	0,22	0,35	2,25	0,67	–	–	–	–	–

Zudem wird für jede Schmelze der Sauerstoffgehalt analysiert (siehe Tabelle A6). Die Werte liegen alle unterhalb des Grenzwertes von 25 ppm nach ISO 6336, Teil 5 [ISO16a]. Für die Schmelzen S4, S6 und S8, welche aus [Sch16] stammen, wird kein Wert ermittelt.

Tabelle A6: Sauerstoffgehalt der Schmelzen

Varianten	OW1	S4	S6	S8	OW4	OW7	S9	OW3	KG
O _{ges} in ppm	14	nicht ermittelt			13	6	9	14	9

Neben der chemischen Analyse des Stangenmaterials wird auch die chemische Zusammensetzung mithilfe der Funkenspektrometrie im Kernmaterial der Prüfräder ermittelt, siehe Tabelle A7. Die ermittelten Werte ordnen sich sowohl in die in Tabelle A5 aufgezeigten Grenzen

nach DIN EN ISO 683-3 [DIN19] bzw. des Werkstoffdatenblatts des Stahlwerks, als auch in die Analyseergebnisse der Schmelzen (vergleiche Tabelle A4) ein.

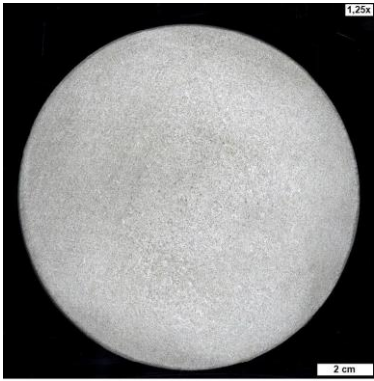
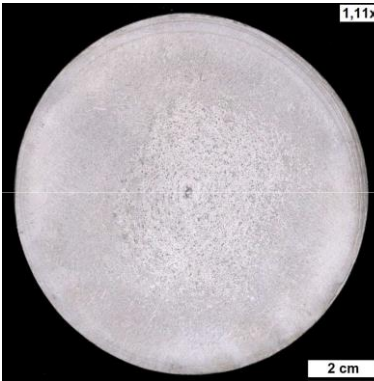
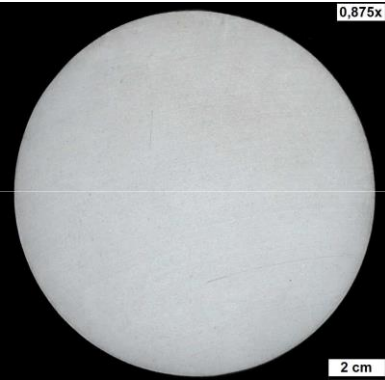
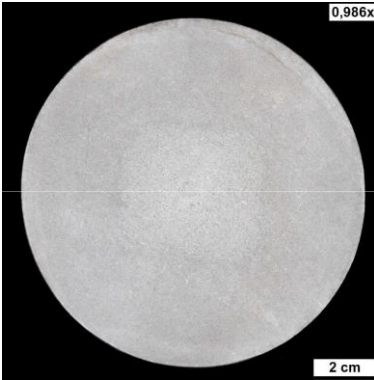
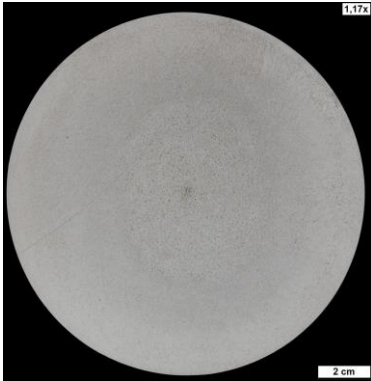
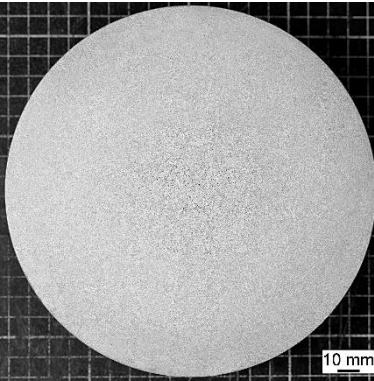
Tabelle A7: Funkenspektrometrisch ermittelte chemische Zusammensetzung am Prüfrad

Schmelze	Werkstoff	Werkstoffzusammensetzung in Masse-%									
		C	Mn	Cr	Ni	Mo	S	Al	Cu	P	Si
OW1	20MnCr5	0,22	1,17	1,13	0,12	0,05	0,023	0,024	0,18	0,018	0,23
S4		0,19	1,18	1,09	0,15	0,04	0,030	0,030	0,13	0,012	0,16
S6		0,17	1,24	1,03	0,22	0,07	0,013	0,025	0,09	0,015	0,27
S8		0,18	1,12	1,11	0,18	0,05	0,007	0,018	0,13	0,018	0,17
OW4		0,22	1,32	1,23	0,15	0,02	0,007	0,030	0,12	0,011	0,18
OW7	20NiMo9-7	0,20	0,23	0,37	2,26	0,67	0,001	0,082	0,16	0,005	0,08
S9	18NiCr5-4	0,20	0,77	1,12	1,40	0,09	0,002	0,029	0,13	0,010	0,33
OW3	18CrNiMo7-6	0,16	0,51	1,67	1,51	0,27	0,009	0,020	0,20	0,012	0,25
KG		0,17	0,53	1,69	1,58	0,28	0,001	0,045	0,04	0,006	0,25

A.3.2. Seigerungen

Anhand von Beizproben am Ausgangsmaterial werden die Seigerungen optisch sichtbar gemacht. Bei allen Herstellungsrouten sind Inhomogenitäten über den Querschnitt zu beobachten. Im Bereich der späteren Zahngeometrie der Prüfzahnräder zeigen sich keine erhöhten Seigerungen. Die Beizproben der Schmelzen sind in Tabelle A8 dargestellt. Für die Schmelzen S4, S6 und S8 aus [Sch16] werden keine Beizproben erstellt.







Tabelle A8: Beizproben

OW1	OW4
	
OW7	S9
	
OW3	KG
	

Der Nachweis von Schwefel und von Schwefel-Seigerungen erfolgt mit Baumann-Abdrücken. Tabelle A9 zeigt repräsentative Abdrücke. Die Referenzschmelze OW1 zeigt den höchsten Schwefelanteil. Die schwefelarme MnCr-legierte Schmelze OW4 ein sehr geringer Anteil an Schwefel ersichtlich. Die CrNiMo-legierte Schmelze OW3 zeigt im Vergleich mehr Schwefel.

Nahezu keinen Schwefel weisen die Varianten OW7, S9 und KG auf. Für die Schmelzen S4, S6 und S8 aus [Sch16] wurden keine Schwefelabdrücke erstellt.

Tabelle A9: Schwefelabdrücke (Baumann-Abdrücke)

OW1	OW4
	
OW7	S9
	
OW3	KG
	

A.3.3. Mechanische Kennwerte nach Blindhärten

Die Blindhärteproben werden in Längsrichtung entnommen, wobei ein Bohrkern mit einem Durchmesser von 30 mm (außer bei Schmelze KG) genutzt wird. Die Probenform der Zugprobe wird hinsichtlich der späteren Probenform angepasst. Es liegt für die Ermittlung der Kerbschlagarbeit eine Probe von 30 x 30 mm (außer Schmelze KG: 10 x 10 mm) vor. Die mechanischen Kennwerte werden nach einem Blindhärten an Zugproben der Form B nach DIN EN ISO 6892 [DIN09] mit einem Durchmesser von 10 mm (außer S9: $d = 8$ mm und KG: $d = 6$ mm) ermittelt. Die Kennwerte Zugfestigkeit R_m , 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$, Bruchdehnung A, Brucheinschnürung Z, die Verhältnisse Z/A und $R_{p0,2}/R_m$ sowie die Kerbschlagarbeit K_v bei Raumtemperatur sind in Tabelle A10 dokumentiert.

Tabelle A10: Übersicht über die mechanischen Kennwerte nach dem Blindhärten (Standard: Mittelwert über drei Messungen; außer bei Schmelze S9 und für die Ermittlung der Kerbschlagarbeit K_v : Hier nur ein Messwert)

Varianten	$R_{p0,2}$ in MPa	R_m in MPa	A in %	Z in %	Z/A	$R_{p0,2}/R_m$	K_v in J
OW1	657	961	15,7	50	3,21	0,68	45
S4	Nicht ermittelt						
S6	Nicht ermittelt						
S8	Nicht ermittelt						
OW4	784	1132	13,1	47	3,58	0,69	42
OW7	719	943	15,0	69	4,59	0,76	99
S9	791	1163	15,2	52	3,42	0,68	86
OW3	933	1222	12,8	57	4,47	0,76	55
KG	482	629	30,0	82	2,73	0,77	299
$R_{p0,2}$:	0,2%-Dehngrenze						
R_m :	Zugfestigkeit						
A:	Bruchdehnung						
Z:	Brucheinschnürung						
K_v :	Kerbschlagarbeit bei Raumtemperatur K_v						

A.3.4. Härteverhalten

Das Härteverhalten wird für alle Schmelzen (außer S4, S6 und S8 aus [Sch16]) im Stirnabschreckversuch (Jominy-Versuch) nach DIN EN 642 [DIN00] ermittelt. Die Schmelzen sollten sich in das Streuband HH nach DIN EN ISO 683-3 [DIN19] einordnen. Alle MnCr- und CrNiMo-legierten Schmelzen ordnen sich in dieses Streuband ein (siehe Bild A1). Die NiCr-/NiMo-legierten Schmelzen zeigen teilweise sogar Werte über dem Streuband HH.

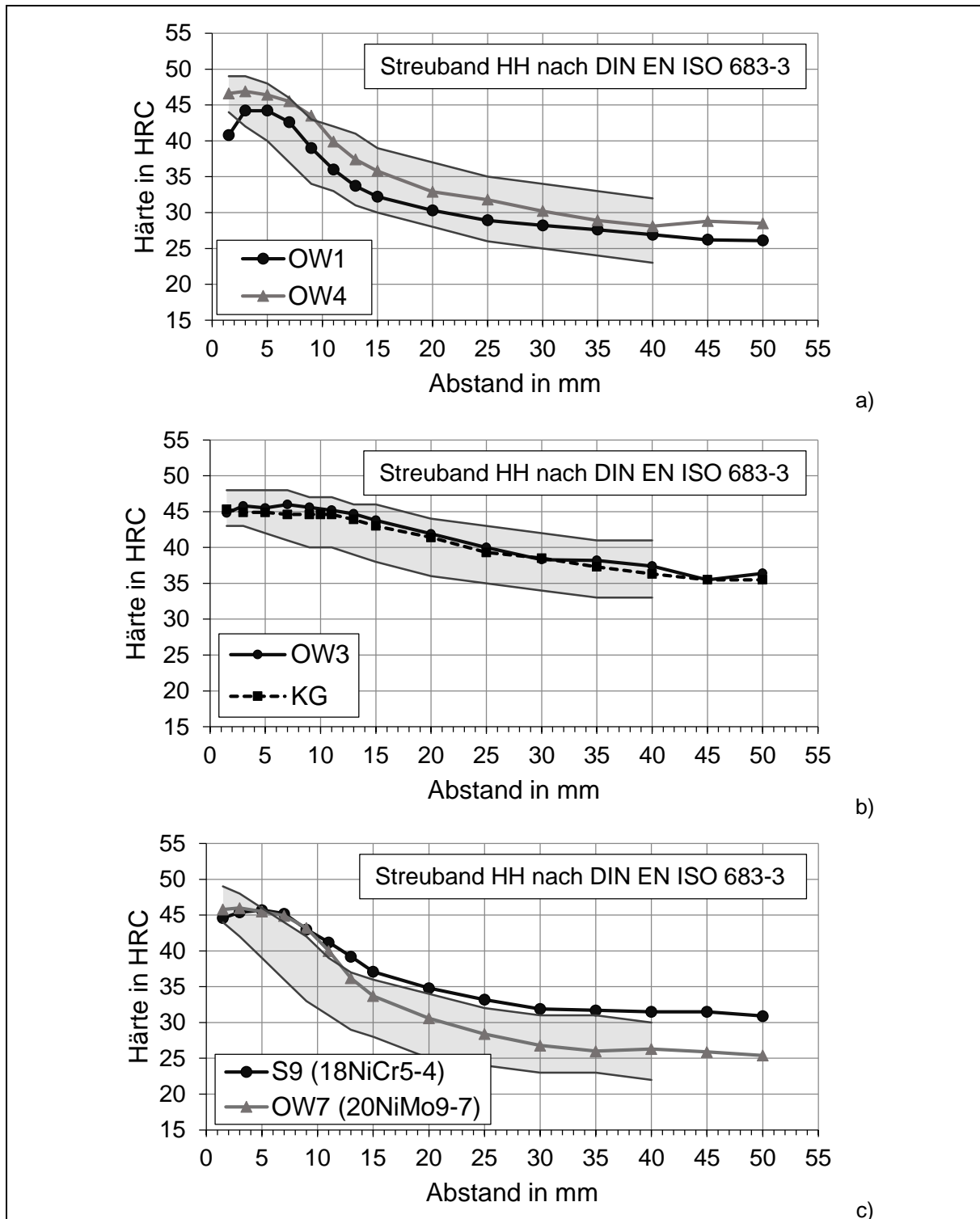


Bild A1: Härteverhalten der a) MnCr-legierten Schmelzen, b) CrNiMo-legierten und c) NiCr-/NiMo-legierten Schmelzen im Stirnabschreckversuch und Einordnung in das jeweilige Streuband HH

A.3.5. Härte, Randoxidation, Randkohlenstoffgehalt und Kohlenstofftiefenverlauf

Tabelle A11: Dokumentation der ermittelten Zahnradwerkstoffkennwerte

Variante	Modul in mm	Werkstoff	CHD- Fuß,550HV in mm	OH in HV1	KH in HV1	RO in µm	C _R in %
OW1	1,5	20MnCr5	0,47	751	476	7	0,62
S4			0,39	750	456	3	0,82
S6			0,38	749	436	3	0,79
S8			0,40	760	455	3	0,83
OW4			0,53 (L) 0,53 (P)	761 (L) 767 (P)	471 (L) 472 (P)	8 (L) 5 (P)	0,68
OW7	1,5	20NiMo9-7	0,42 (L) 0,47 (P)	702 (L) 730 (P)	457 (L) 459 (P)	3 (L) 3 (L)	0,58
S9	1,5	18NiCr5-4	0,46	729	459	5	0,60
OW3	1,5	18CrNiMo7-6	0,48 (L)	718	458	10	0,56
	5		0,70 (P)	776	457	8	0,69
KG0	5		0,82	749	448	0	0,67
KG1			0,82	752	455	0	0,68
KG2			0,77	758	451	0	0,62

CHD_{Fuß,550HV}: Einsatzhärtungstiefe im Zahnfuß
 OH: Oberflächenhärte im Zahnfußbereich
 KH: Kernhärte
 RO: Randoxidationstiefe im Zahnfuß
 C_R: Randkohlenstoffgehalt
 L: Laufversuch
 P: Pulsatorversuch

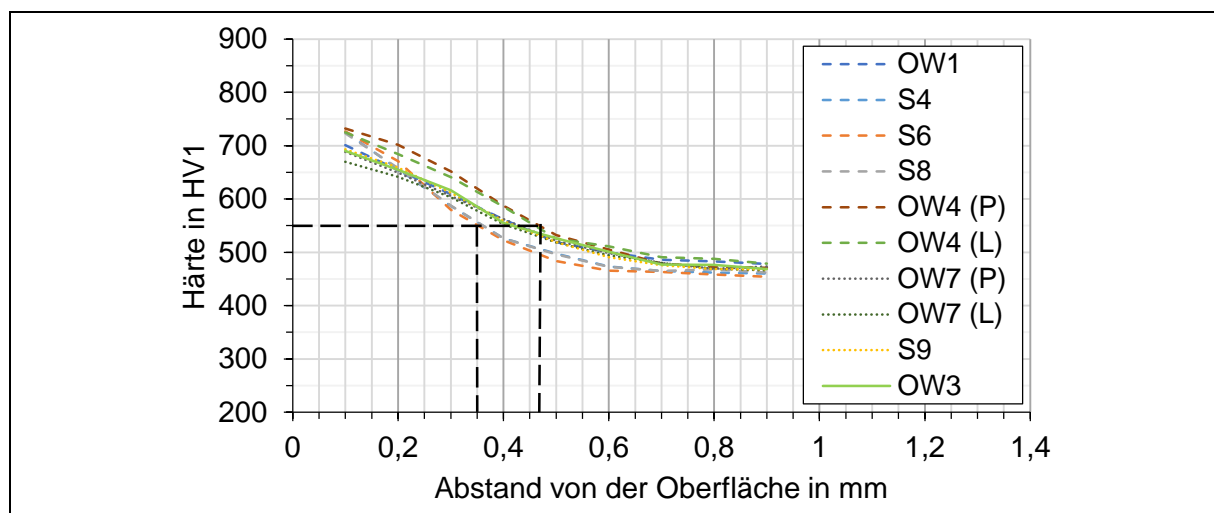


Bild A2: Härtetiefenverlauf, gemessen im Bereich der Zahnflanke, der Laufversuchs-Prüfvarianten der Baugröße $m_n = 1,5$ mm (Mittelwerte linker und rechter Zahnflanke)

Die funkenspektrometrisch bestimmten, linear interpolierten Kohlenstofftiefenverläufe im ein-satzgehärteten Randbereich aller untersuchten Varianten sind nach Baugröße sortiert in Bild A3 dargestellt. Die Messungen werden in Abständen von 0,05 mm im Oberflächenrandbereich und 0,1 mm in größerer Werkstofftiefe durchgeführt.

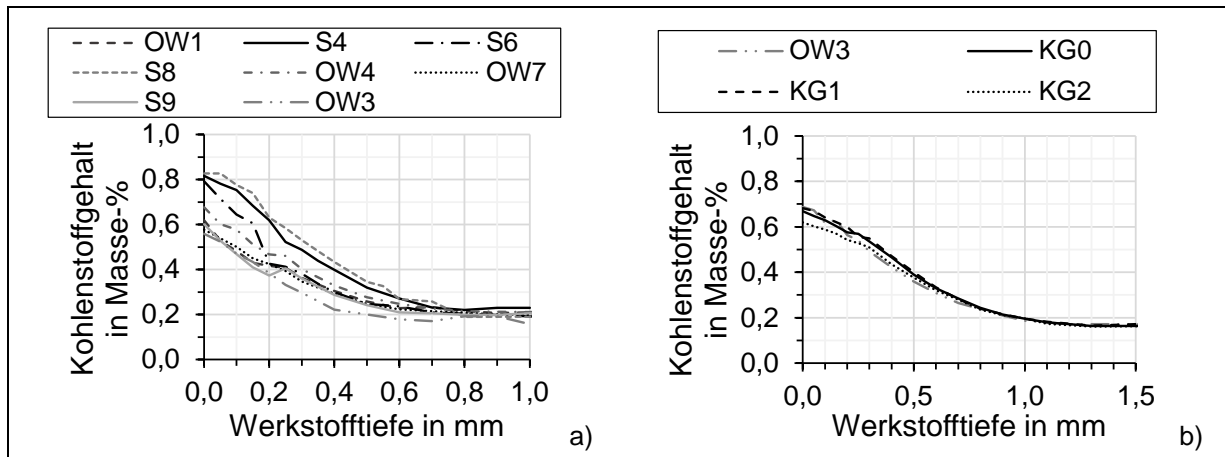


Bild A3: Ermittelter Tiefenverlauf des Kohlenstoffgehaltes im Bereich der Zahnfußrundung der Baugröße a) $m_n = 1,5$ mm und b) $m_n = 5$ mm

Der Randkohlenstoffgehalt beträgt bei der Baugröße $m_n = 1,5$ mm 0,56 bis 0,82 Masse-% bzw. bei der Baugröße $m_n = 5$ mm 0,62 bis 0,69 Masse-%. Bei der Baugröße $m_n = 1,5$ mm zeigen sich im Randbereich leichte Unterschiede bis zu einer Werkstofftiefe von ca. 0,8 mm. Die Verläufe der Varianten mit einer Baugröße von $m_n = 5$ mm zeigen über den gesamten Tiefenverlauf einen sehr ähnlichen Verlauf. Einzig die Variante KG2 zeigt im Randbereich etwas geringere Werte.

A.3.6. Reinheitsgradanalyse

Tabelle A12: Übersicht über die Reinheitsgradwerte nach SEP 1571, Methode K [SEP17c]

Varianten	Oxidisch					Sulfidisch				
	K0	K1	K2	K3	K4	K0	K1	K2	K3	K4
OW1	1,28	1,10	0,65	0,30	0,00	–	–	261,92	117,25	18,91
S4	4,43	–	–	–	2,38	–	–	76,76	–	–
S6	5,86	–	–	–	0,20	–	49,58	–	–	–
S8	3,38	–	–	–	0,00	14,29	11,35	–	–	–
OW4	2,17	1,69	0,97	0,46	0,13	5,71	1,75	0,32	0,03	0,00
OW7	35,14	24,43	10,45	3,18	0,40	0,00	–	–	–	0,00
S9	6,25	3,88	1,78	1,20	0,60	0,00	–	–	–	0,00
OW3	12,17	7,93	3,61	1,68	0,92	71,16	39,97	12,56	2,35	0,77
KG	37,7	23,1	9,5	3,8	1,3	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00

Tabelle A13: Übersicht über die Reinheitsgradwerte nach SEP 1571, Methode M [SEP17c] bzw. DIN 50602, Methode M [DIN85]

Varianten	SEP 1571, Methode M					DIN 50602, Methode M			
	A	B	C	D	D _{Sulf}	SS	OA	OS	OG
OW3	2,44	0,51	0,01	1,63	1,63	3,15	0,91	0,01	1,98
OW4	1,09	0,23	0,13	1,19	0,00	1,43	0,41	0,13	1,30

Tabelle A14: Übersicht über die Reinheitsgradwerte nach ISO 4967, Methode A [ISO13a]

Varianten	A		B		C		D		DS
	dünn	dick	dünn	dick	dünn	dick	dünn	dick	
OW1	2,48	1,22	0,21	0,02	0,00	0,00	0,50	0,33	0,21
S4	2,75	1,27	0,56	0,19	0,00	0,00	0,50	0,46	0,21
S6	1,58	0,92	0,52	0,23	0,00	0,00	0,77	0,50	0,44
S8	1,25	0,52	0,52	0,02	0,00	0,00	0,59	0,50	0,17
OW4	0,80	0,42	0,17	0,01	0,04	0,02	1,07	0,63	0,77
OW7	0,00	0,00	1,25	0,00	0,25	0,00	1,00	0,50	0,00
S9	0,00	0,00	1,24	0,04	0,00	0,00	0,99	0,50	0,05
OW3	1,22	0,84	0,35	0,18	0,01	0,00	0,83	0,62	1,30
KG	0,00	0,00	0,50	0,25	0,00	0,00	1,25	0,75	1,38

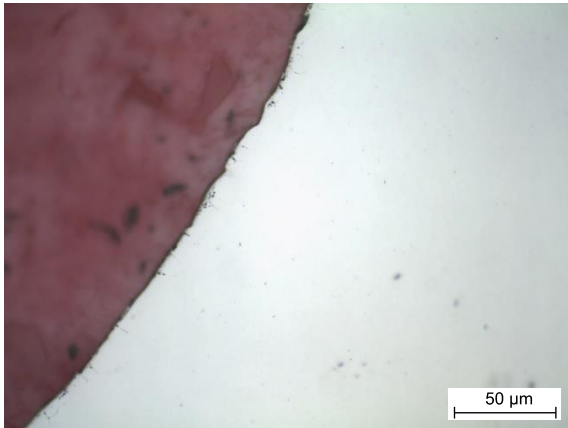
A.3.7. Eigenspannungen und Restaustenit

Tabelle A15: Dokumentation der ermittelten Zahnradwerkstoffkennwerte – Teil 2

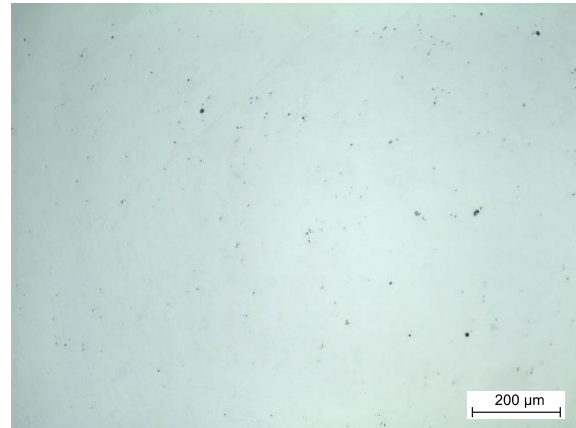
Variante	Modul in mm	Werkstoff	Druck-ES Oberfläche	Druck-ES Maximum in MPa	RA Oberfläche in %	RA Median-Wert in %
OW1	1,5	20MnCr5	-885	-1086	0	15
S4			-831	-1191	4	14
S6			-939	-1129	6	17
S8			-976	-1142	6	22
OW4			-570 (P) -700 (L)	-1121 (P) -1147 (L)	0 (P) 14 (L)	24 (P) 29 (L)
OW7	1,5	20NiMo9-7	-542 (P) -813 (L)	-1088 (P) -1019 (L)	0	10
S9	1,5	18NiCr5-4	-871	-974	8	22
OW3	1,5	18CrNiMo7-6	-800	-934	0	21
	5		-885	-1277	0	20
KG0	5		-1081	-1228	–	–
KG1			-1039	-1349	–	–
KG2			-966	-1225	–	–
Druck-ES Oberfläche: Druckeigenspannung an der Oberfläche Druck-ES Maximum: Druckeigenspannungmaximum in der Werkstofftiefe RA Oberfläche: Restaustenitgehalt an der Oberfläche RA Median-Wert: Median-Wert Restaustenitgehalt über definierte Werkstofftiefe L: Laufversuch P: Pulsatorversuch						

A.3.8. Metallographischer Gefügezustand

Der metallographische Gefügezustand wird anhand von Gefügeschliffen im Querschnitt belasteter (Laufversuch) bzw. nicht belasteter (Pulsatorversuch) Zähne angefertigt. Die Zähne werden sowohl im nicht geätzten, als auch nital-geätzten Zustand betrachtet. Die Aufnahmen aller untersuchten Varianten sind in Tabelle A16 bis Tabelle A30 dokumentiert. Alle Varianten einer Baugröße zeigen vergleichbare Gefügezustände. Teilweise sind bei einigen Varianten in den Übersichtsaufnahmen ausgeprägte Seigerungen des Gefüges zu erkennen. Am Rand liegt bei allen Varianten ein martensitisches Randgefüge und im Kern vorwiegend bainitisches Gefüge vor. Die Randoxidation beläuft sich auf 0 bis max. 10 µm über alle Varianten. Weitere Auffälligkeiten konnten nicht festgestellt werden.

Tabelle A16: Werkstoffgefüge der Pulsator-Variante OW1 (20MnCr5; Modul 1,5 mm)

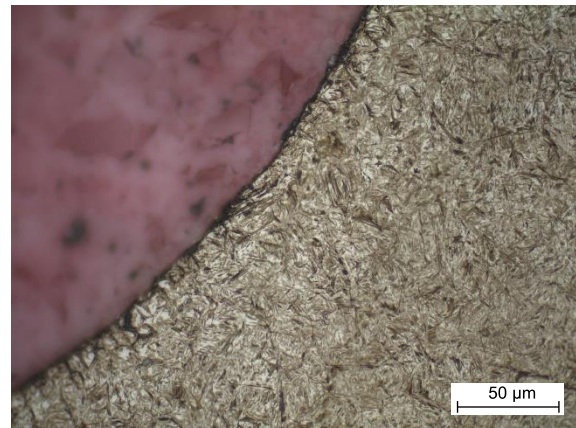
Ungeätzter Querschnitt im Zahnfußbereich, Randoxidation ca. 7 µm



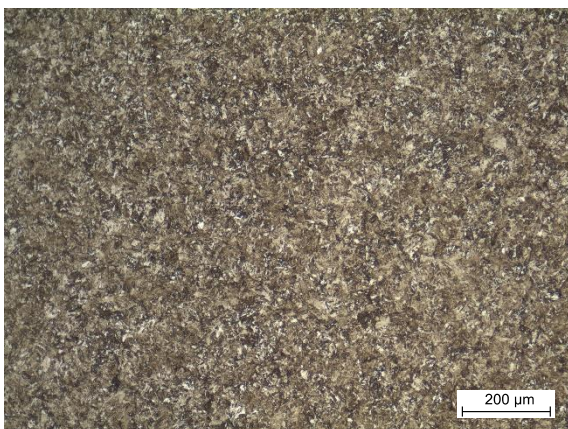
Detailaufnahme Reinheitsgrad im ungeätzten Querschliff (auffälligster Bereich); Mangansulfide



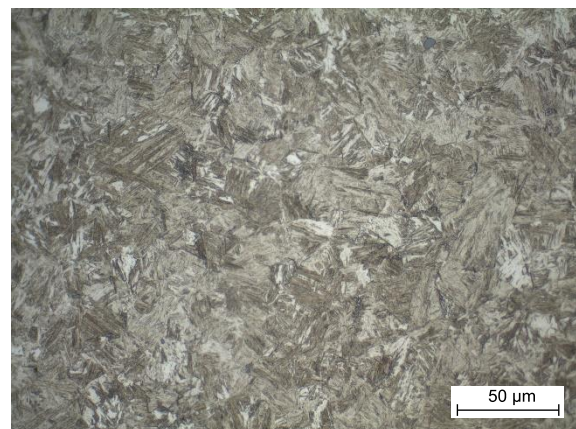
Übersicht Zahngefüge (geätzt), gleichmäßiger Übergang vom Rand- zum Kerngefüge



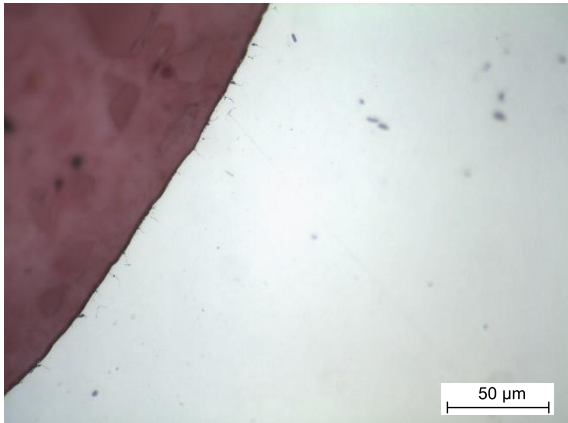
Detailaufnahme Randzonengefüge Zahnfuß – geringer Restaustenitanteil



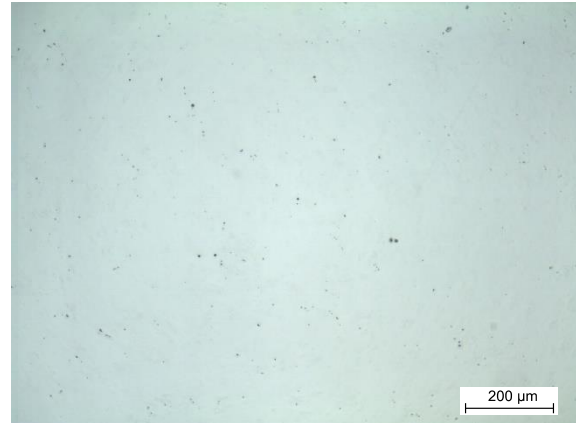
Übersicht Kerngefüge auf Zahnfußhöhe



Detailaufnahme Kerngefüge – unterer und oberer Bainit

Tabelle A17: Werkstoffgefüge der Laufversuch-Variante OW1 (20MnCr5; Modul 1,5 mm)

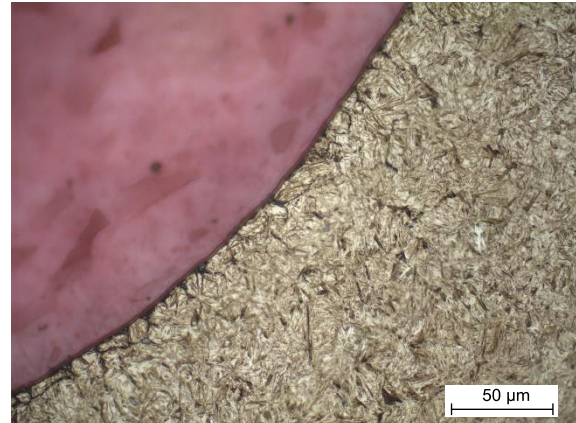
Ungeätzter Querschnitt im Zahnfußbereich, Randoxidation ca. 7 µm



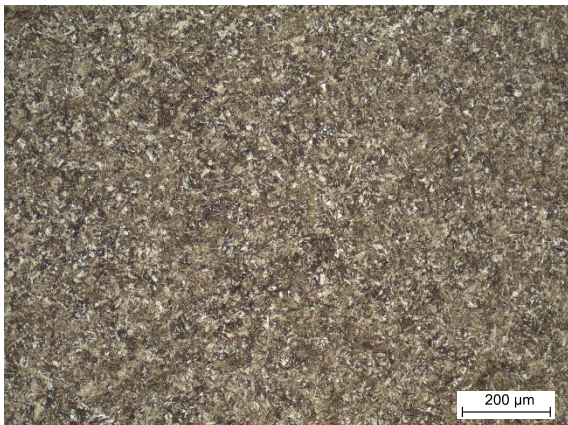
Detailaufnahme Reinheitsgrad, ungeätzt, Mangansulfide



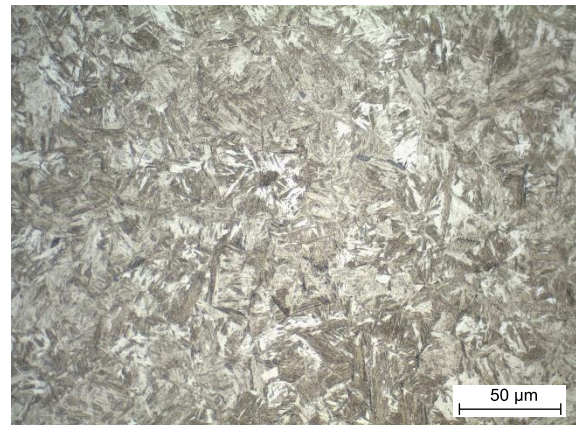
Übersicht Zahngefüge (geätzt), gleichmäßiger Übergang vom Rand- zum Kerngefüge



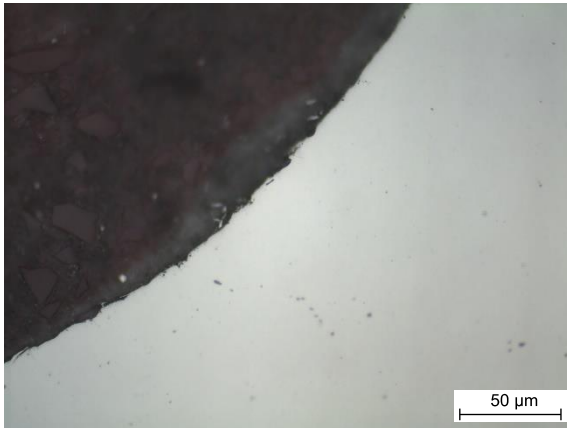
Detailaufnahme Randzonengefüge Zahnfuß – geringer Restaustenit



Übersicht Kerngefüge



Detailaufnahme Kerngefüge – unterer und oberer Bainit

Tabelle A18: Werkstoffgefüge der Lauf-Variante S4 (20MnCr5; Modul 1,5 mm)

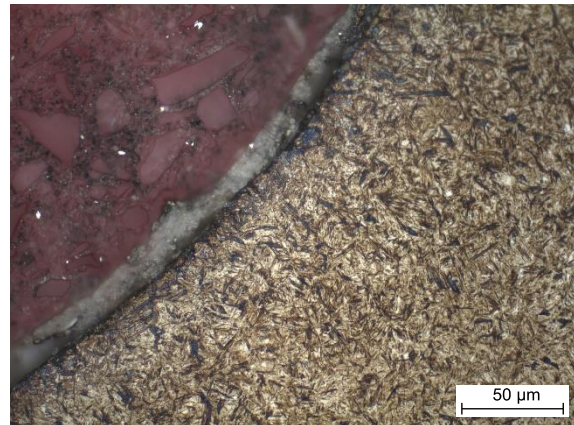
Ungeätzter Querschnitt im Zahnfußbereich, Randoxidation ca. 3 µm



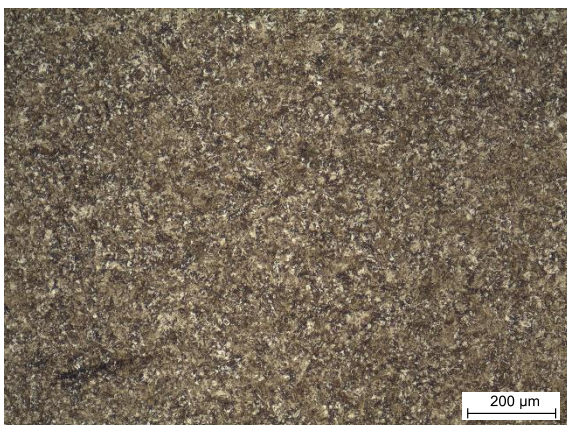
Detailaufnahme Reinheitsgrad im ungeätzten Querschliff (auffälligster Bereich); Mangansulfide



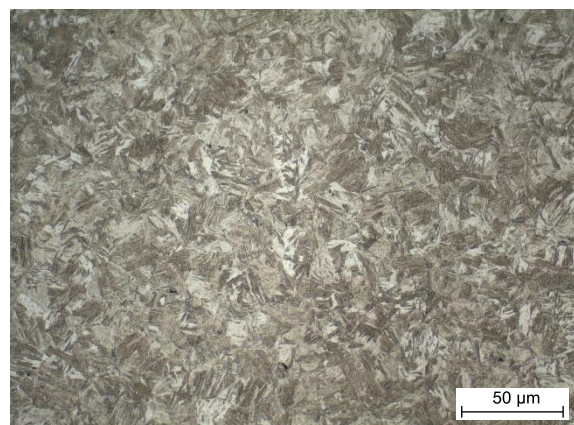
Übersicht Zahngefüge (geätzt), gleichmäßiger Übergang vom Rand- zum Kerngefüge



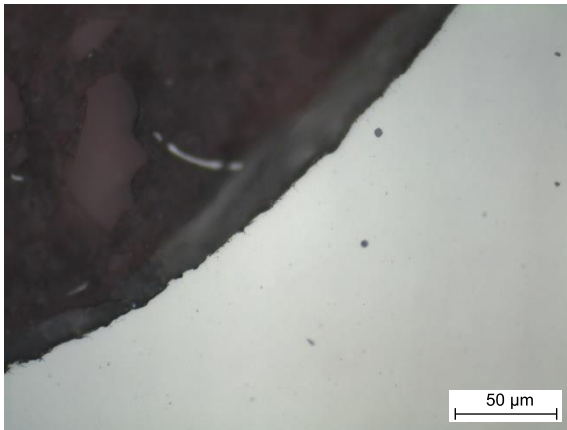
Detailaufnahme Randzonengefüge Zahnfuß – feinverteilte Karbide, Martensit



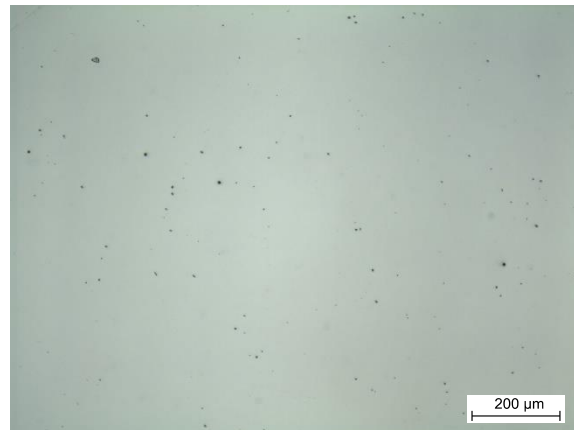
Übersicht Kerngefüge



Detailaufnahme Kerngefüge – unterer und oberer Bainit

Tabelle A19: Werkstoffgefüge der Lauf-Variante S6 (20MnCr5; Modul 1,5 mm)

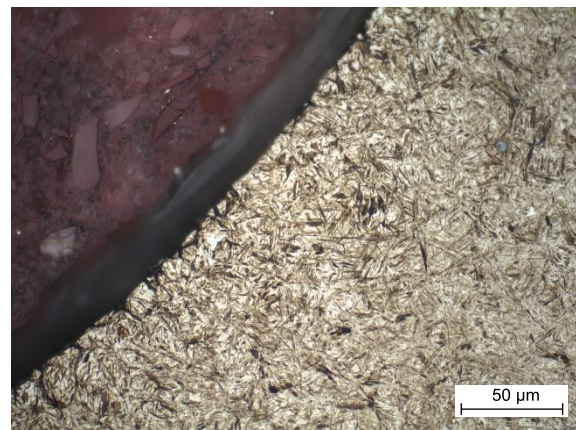
Ungeätzter Querschnitt im Zahnfußbereich, Randoxidation ca. 3 µm



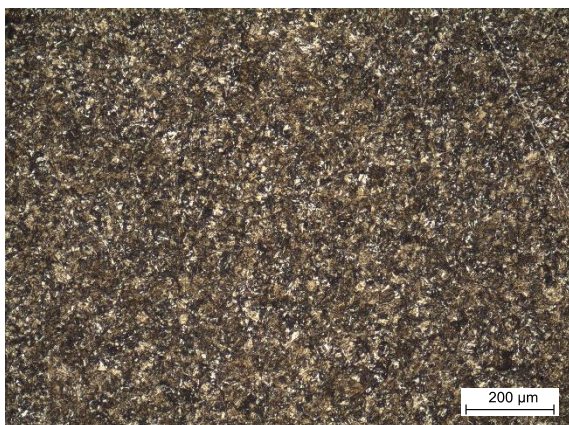
Detailaufnahme Reinheitsgrad im ungeätzten Querschliff (auffälligster Bereich); Mangansulfide



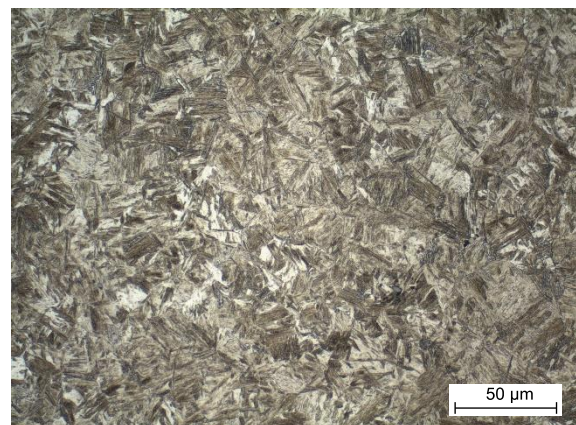
Übersicht Zahngefüge (geätzt), gleichmäßiger Übergang vom Rand- zum Kerngefüge



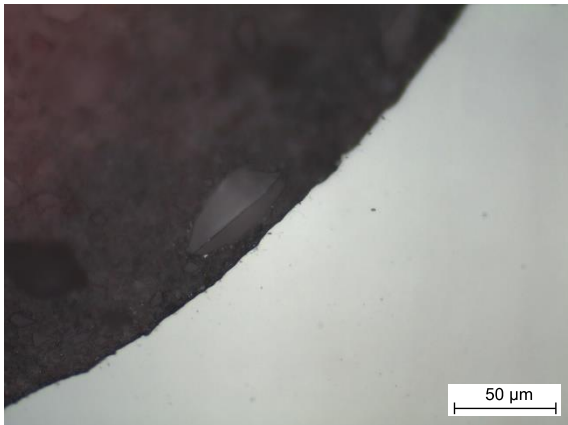
Detailaufnahme Randzonengefüge Zahnfuß – geringer Restaustenit



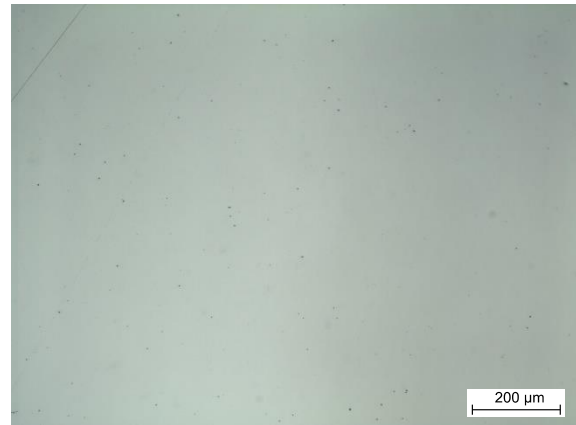
Übersicht Kerngefüge



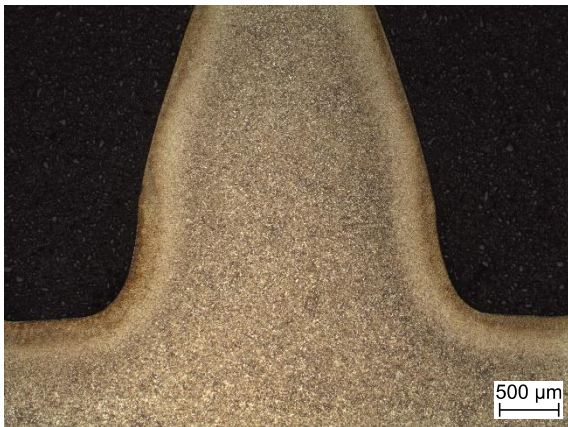
Detailaufnahme Kerngefüge – unterer und oberer Bainit

Tabelle A20: Werkstoffgefüge der Lauf-Variante S8 (20MnCr5; Modul 1,5 mm)

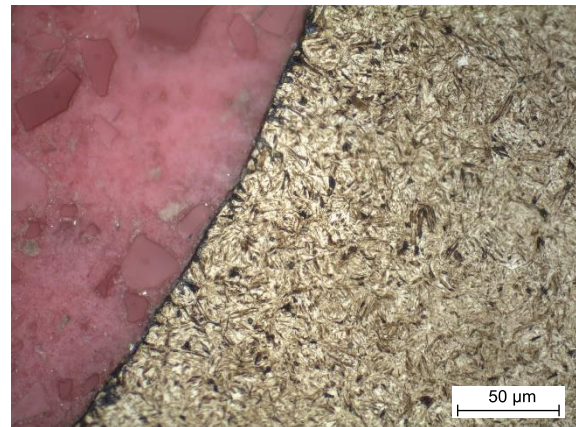
Ungeätzter Querschnitt im Zahnfußbereich, Randoxidation ca. 3 µm



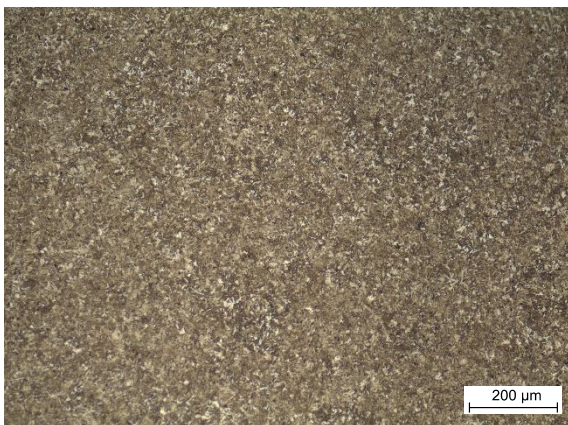
Detailaufnahme Reinheitsgrad, ungeätzt, Mangansulfide



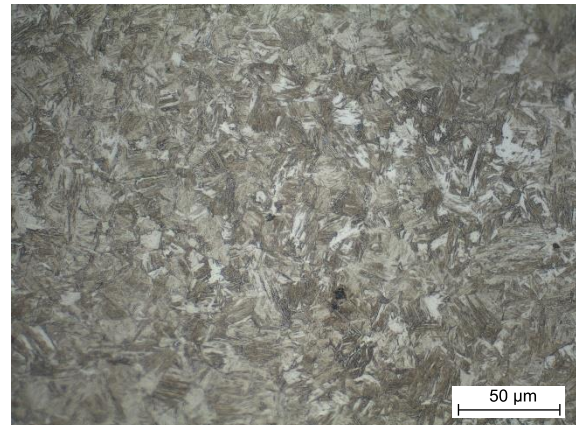
Übersicht Zahngefüge (geätzt), gleichmäßiger Übergang vom Rand- zum Kerngefüge



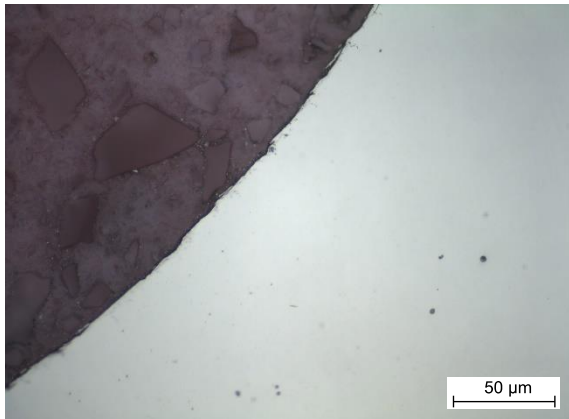
Detailaufnahme Randzonengefüge Zahnfuß – Martensit und geringer Restaustenit



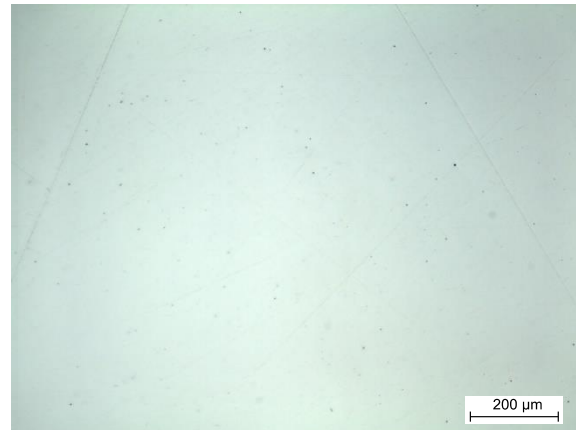
Übersicht Kerngefüge



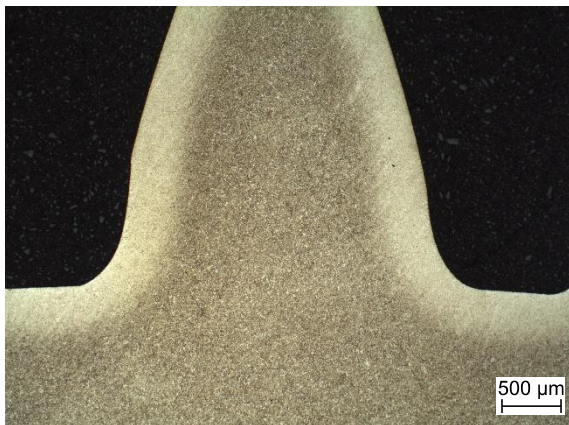
Detailaufnahme Kerngefüge – unterer und oberer Bainit

Tabelle A21: Werkstoffgefüge der Pulsator-Variante OW4 (20MnCr5; Modul 1,5 mm)

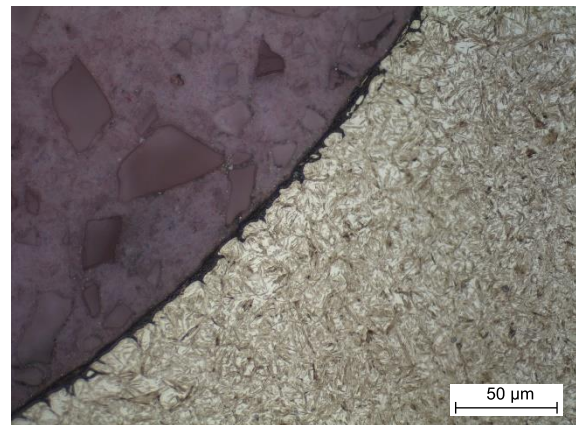
Ungeätzter Querschnitt im Zahnfußbereich, Randoxidation ca. 5 µm



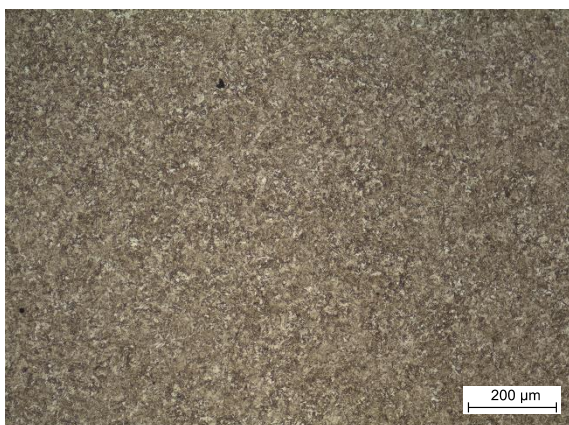
Detailaufnahme Reinheitsgrad, ungeätzt, Mangansulfide



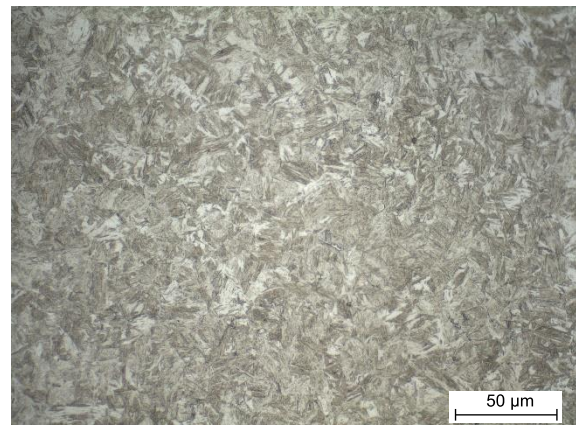
Übersicht Zahngefüge (geätzt), gleichmäßiger Übergang vom Rand- zum Kerngefüge



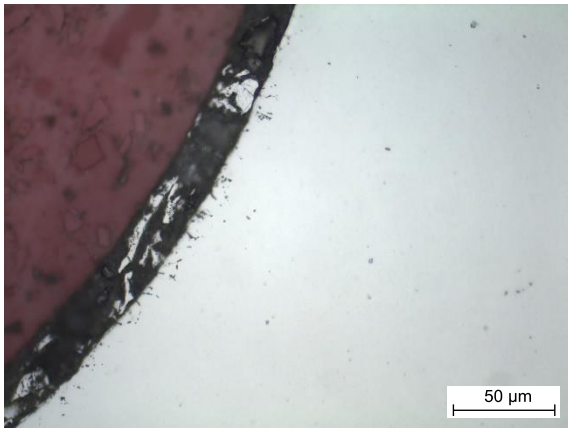
Detailaufnahme Randzonengefüge Zahnfuß – geringer Restaustenit



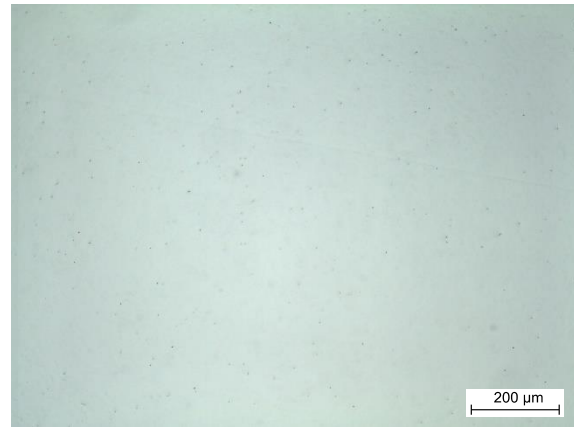
Übersicht Kerngefüge



Detailaufnahme Kerngefüge – unterer und oberer Bainit

Tabelle A22: Werkstoffgefüge der Laufversuch-Variante OW4 (20MnCr5; Modul 1,5 mm)

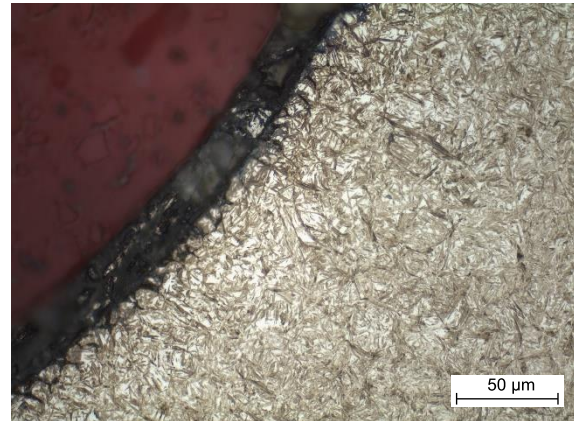
Ungeätzter Querschnitt im Zahnfußbereich, Randoxidation ca. 8 µm



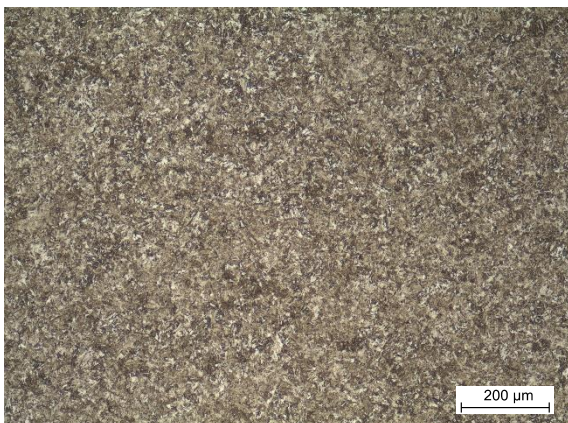
Detailaufnahme Reinheitsgrad, ungeätzt, Mangansulfide



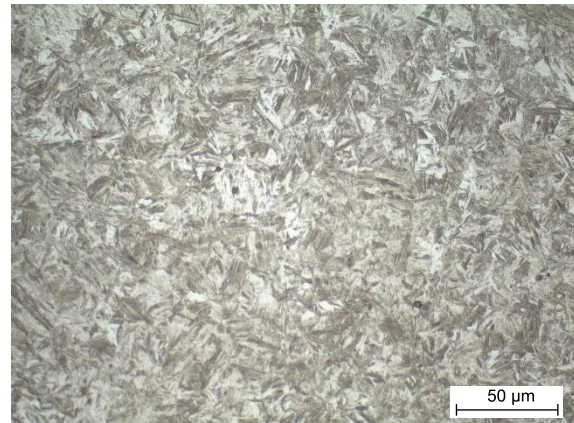
Übersicht Zahngefüge (geätzt), gleichmäßiger Übergang vom Rand- zum Kerngefüge



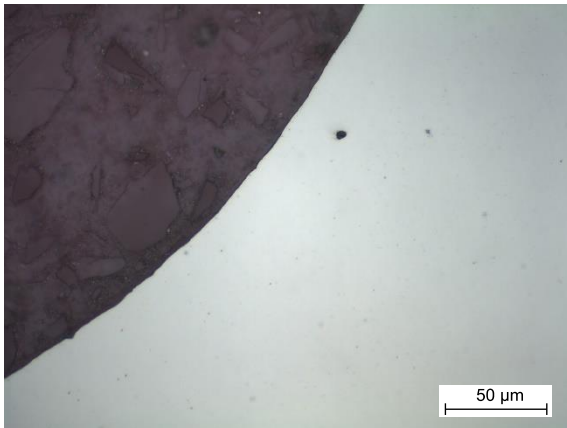
Detailaufnahme Randzonengefüge Zahnfuß – Restaustenit und Martensit



Übersicht Kerngefüge



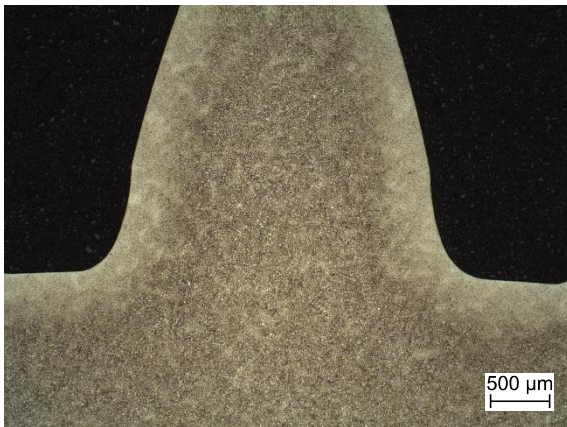
Detailaufnahme Kerngefüge – unterer und oberer Bainit

Tabelle A23: Werkstoffgefüge der Pulsator-Variante OW7 (20NiMo9-7; Modul 1,5 mm)

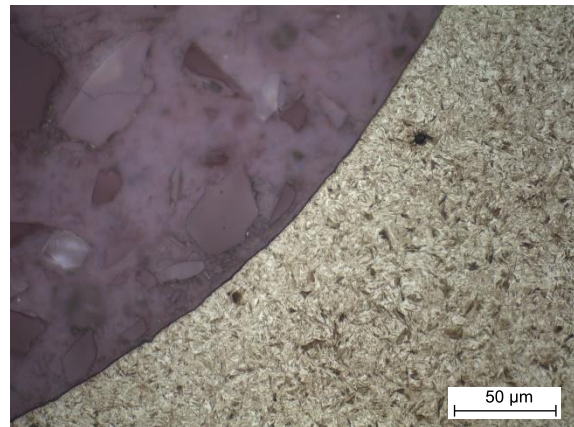
Ungeätzter Querschnitt im Zahnfußbereich, Randoxidation ca. 3 µm



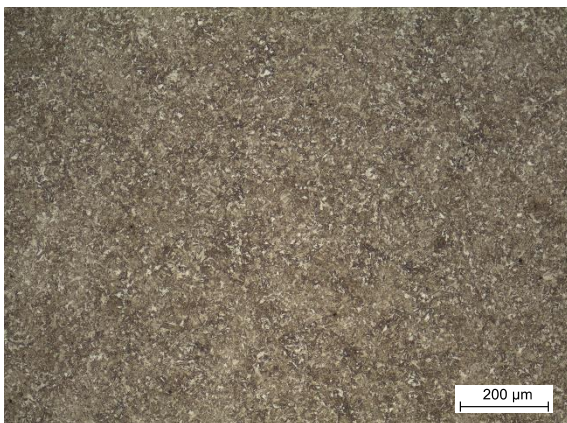
Detailaufnahme Reinheitsgrad, ungeätzt, Oxide und Mangansulfide



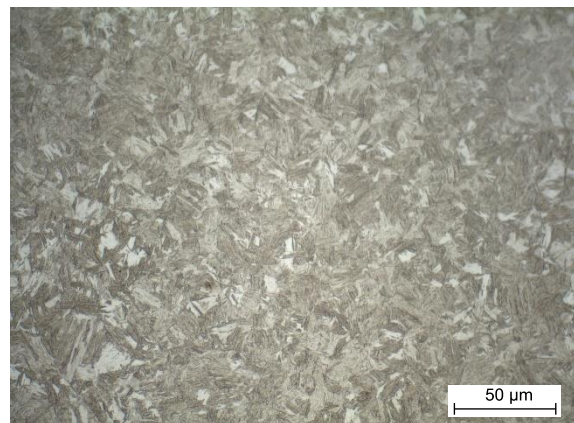
Übersicht Zahngefüge (geätzt), gleichmäßiger Übergang vom Rand- zum Kerngefüge



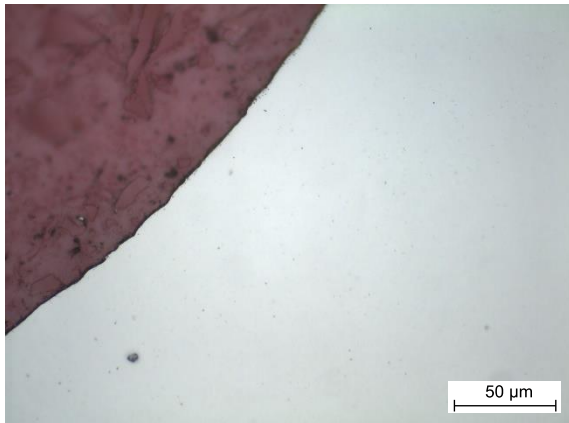
Detailaufnahme Randzonengefüge Zahnfuß – Martensit und geringer Restaustenit



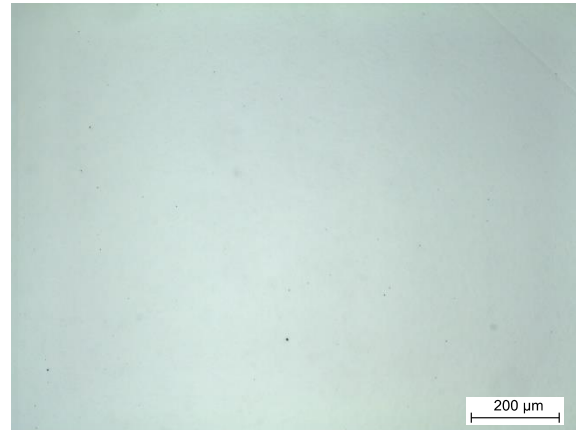
Übersicht Kerngefüge



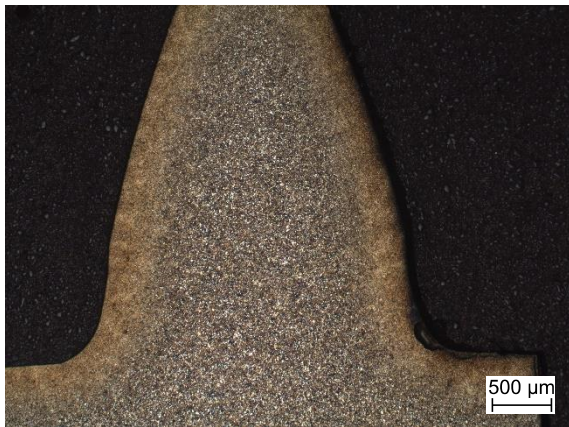
Detailaufnahme Kerngefüge – überwiegend unterer Bainit

Tabelle A24: Werkstoffgefüge der Laufversuch-Variante OW7 (20NiMo9-7; Modul 1,5 mm)

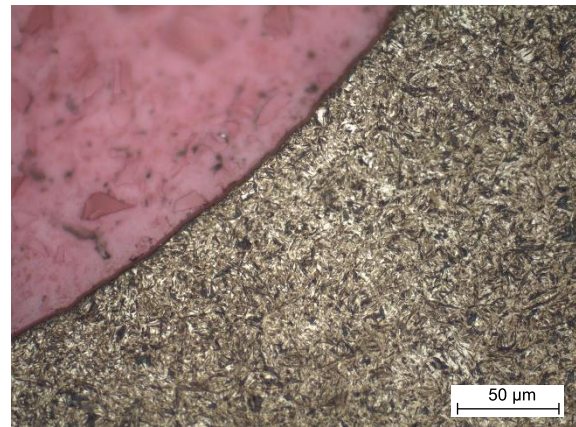
Ungeätzter Querschnitt im Zahnfußbereich, Randoxidation ca. 3 µm



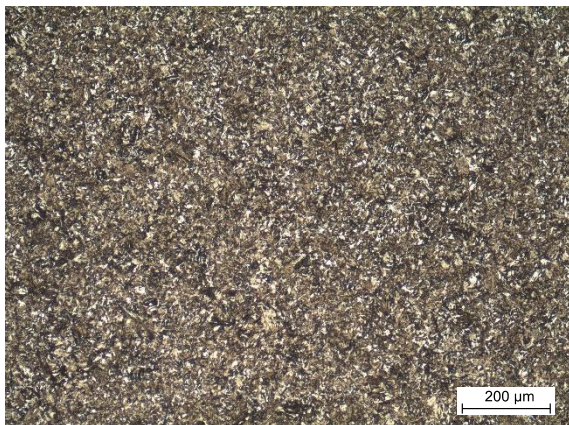
Detailaufnahme Reinheitsgrad, ungeätzt, Mangansulfide



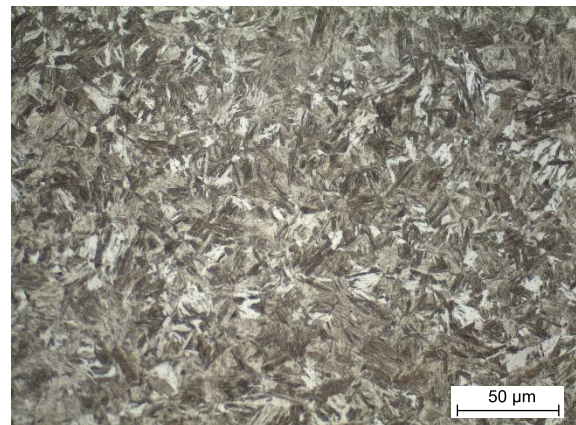
Übersicht Zahngefüge (geätzt), gleichmäßiger Übergang vom Rand- zum Kerngefüge



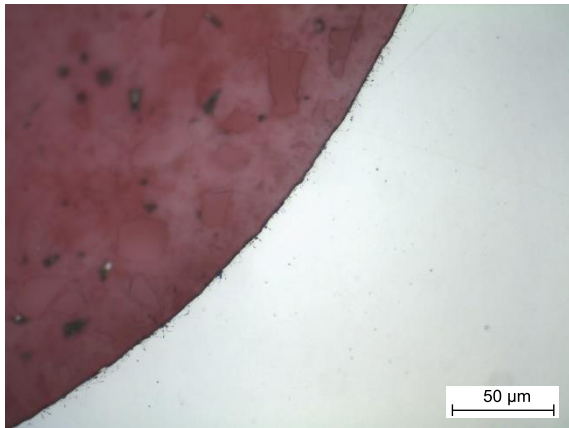
Detailaufnahme Randzonengefüge Zahnfuß – Restaustenit und Martensit



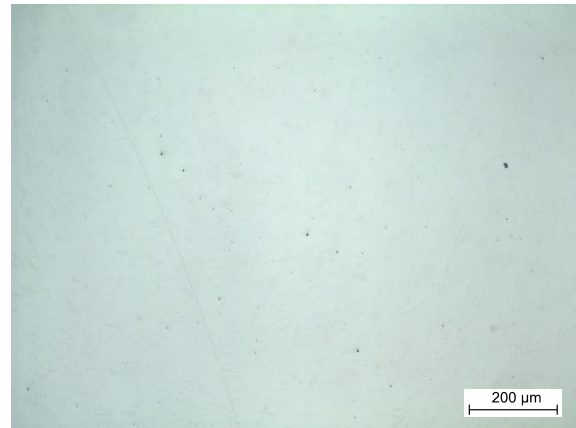
Übersicht Kerngefüge



Detailaufnahme Kerngefüge – unterer und oberer Bainit

Tabelle A25: Werkstoffgefüge der Laufversuch-Variante S9 (18NiCrMo5-4; Modul 1,5 mm)

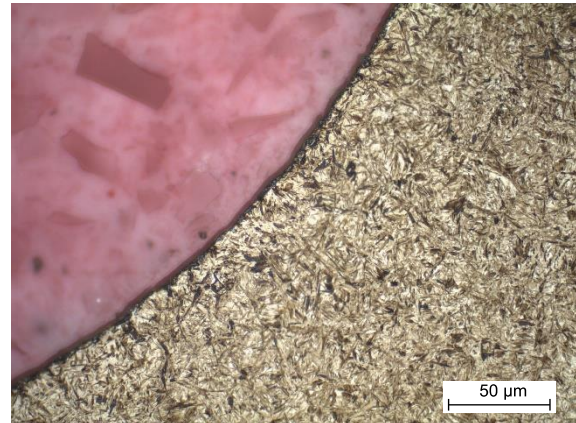
Ungeätzter Querschnitt im Zahnfußbereich, Randoxidation ca. 5 µm



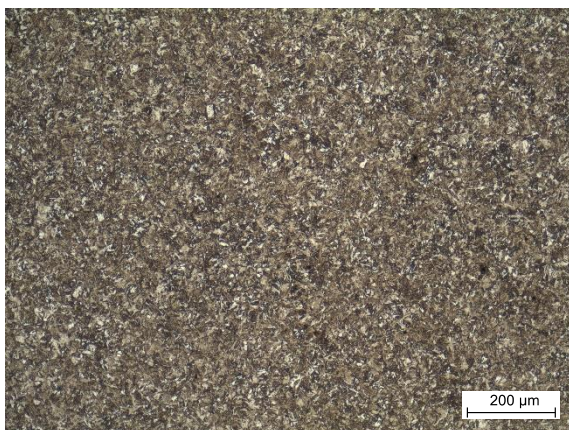
Detailaufnahme Reinheitsgrad, ungeätzt, Mangansulfide und vereinzelt Oxide



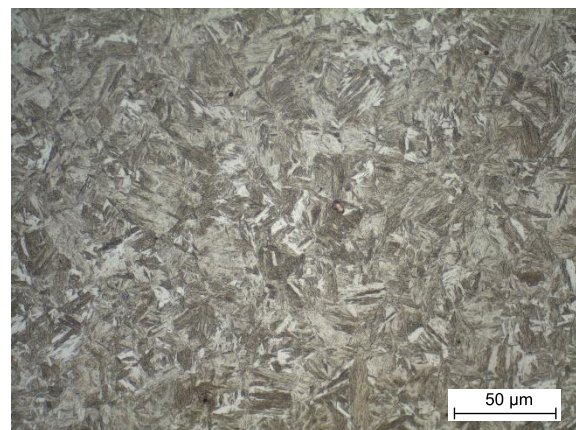
Übersicht Zahngefüge (geätzt), gleichmäßiger Übergang vom Rand- zum Kerngefüge



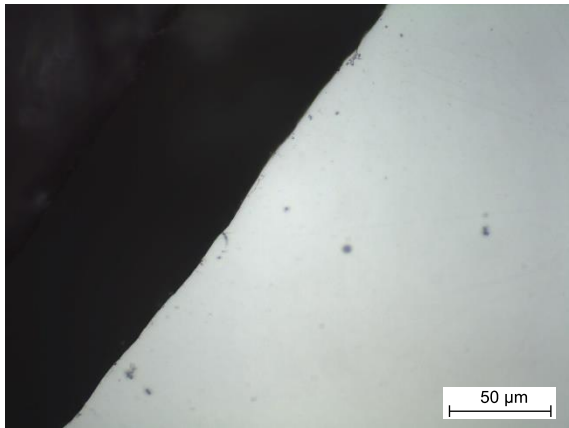
Detailaufnahme Randzonengefüge Zahnfuß – geringer Restaustenit



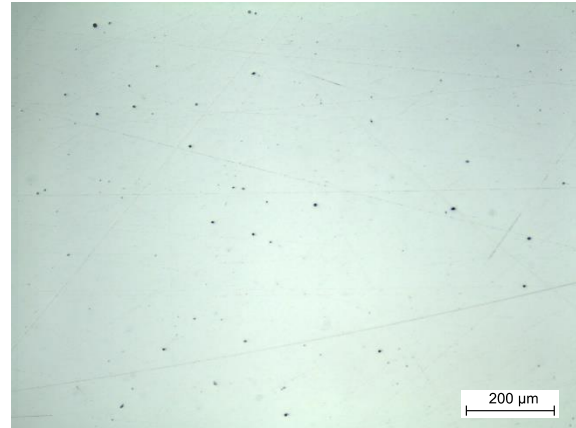
Übersicht Kerngefüge



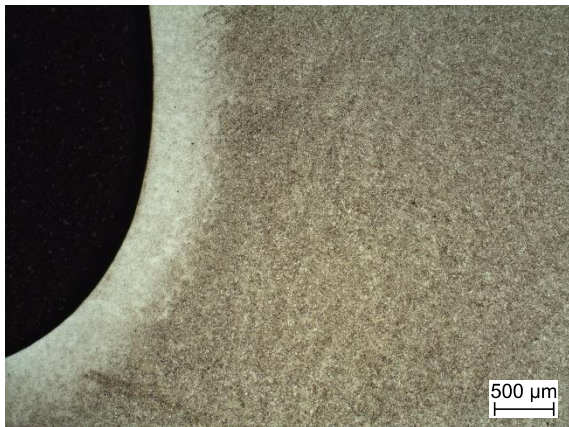
Detailaufnahme Kerngefüge – unterer und oberer Bainit

Tabelle A26: Werkstoffgefüge der Pulsator-Variante OW3 (18CrNiMo7-6; Modul 5 mm)

Ungeätzter Querschnitt im Zahnfußbereich, Randoxidation ca. 8 µm



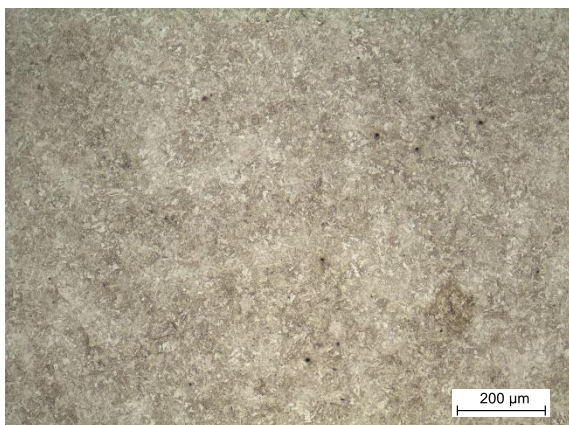
Detailaufnahme Reinheitsgrad, ungeätzt, Mangansulfide



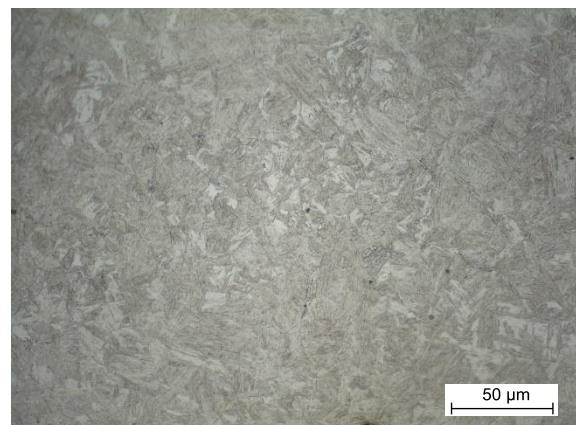
Übersicht Zahngefüge (geätzt), gleichmäßiger Übergang vom Rand- zum Kerngefüge



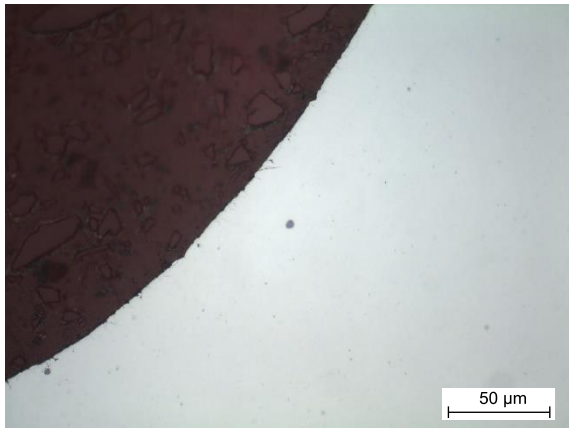
Detailaufnahme Randzonengefüge Zahnfuß – Restaustenit und Martensit



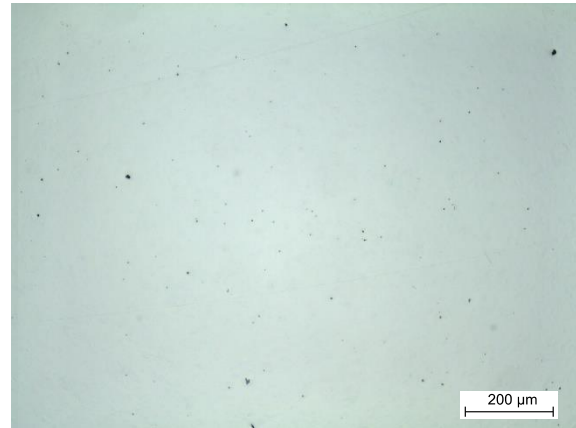
Übersicht Kerngefüge



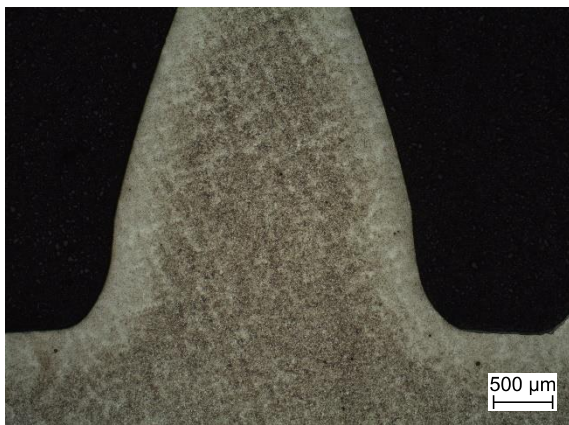
Detailaufnahme Kerngefüge – überwiegend unterer Bainit

Tabelle A27: Werkstoffgefüge der Laufversuch-Variante OW3 (18CrNiMo7-6; Modul 1,5 mm)

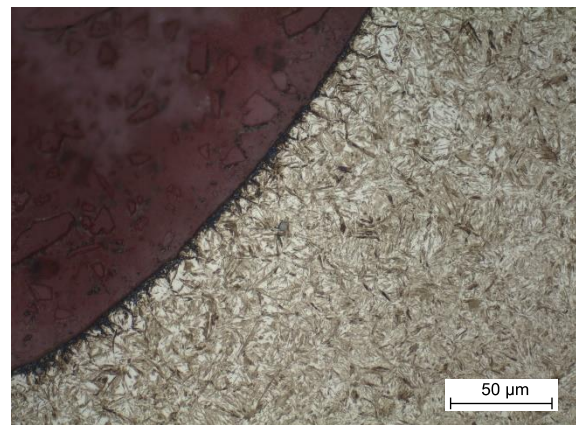
Ungeätzter Querschnitt im Zahnfußbereich, Randoxidation ca. 10 µm



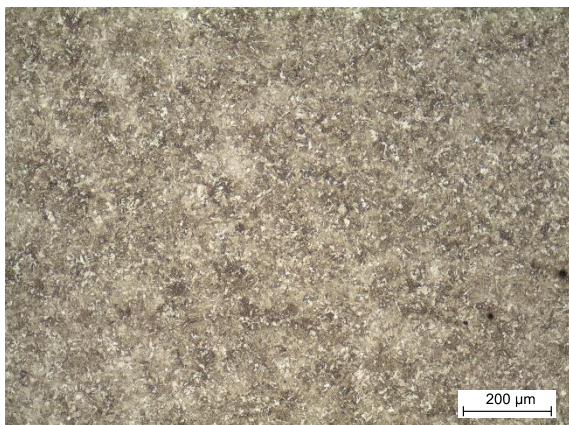
Detailaufnahme Reinheitsgrad, ungeätzt, Mangansulfide und stellenweise Oxide



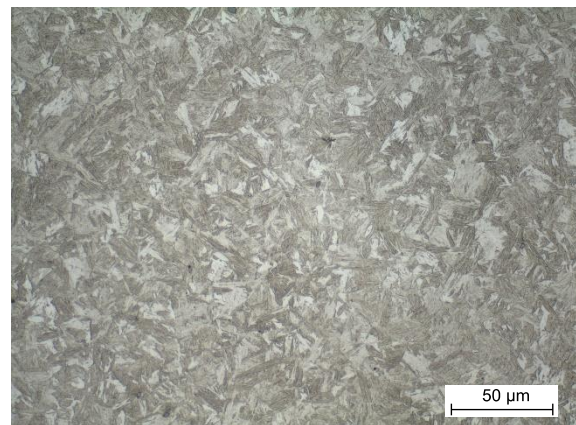
Übersicht Zahngefüge (geätzt), gleichmäßiger Übergang vom Rand- zum Kerngefüge



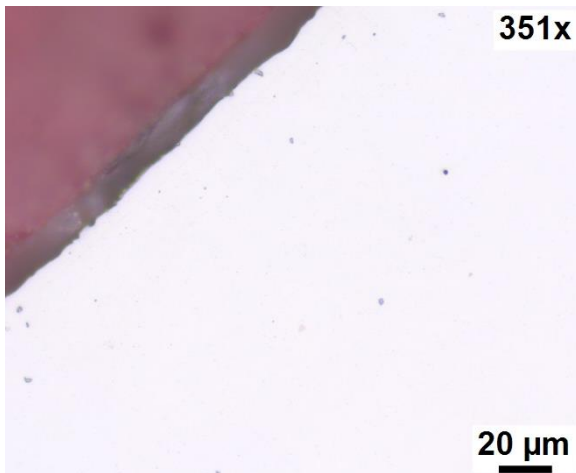
Detailaufnahme Randzonengefüge Zahnfuß – Restaustenit und Martensit



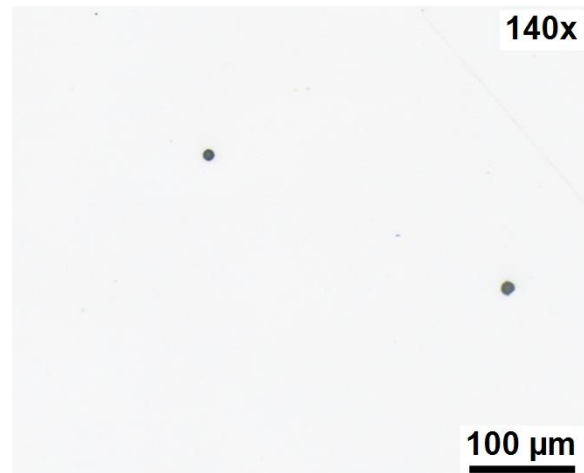
Übersicht Kerngefüge



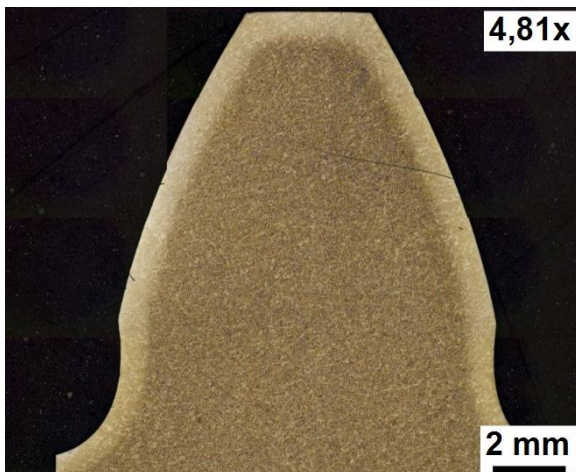
Detailaufnahme Kerngefüge – unterer und oberer Bainit

Tabelle A28: Werkstoffgefüge der Pulsator-Variante KG0 (18CrNiMo7-6; Modul 5 mm)

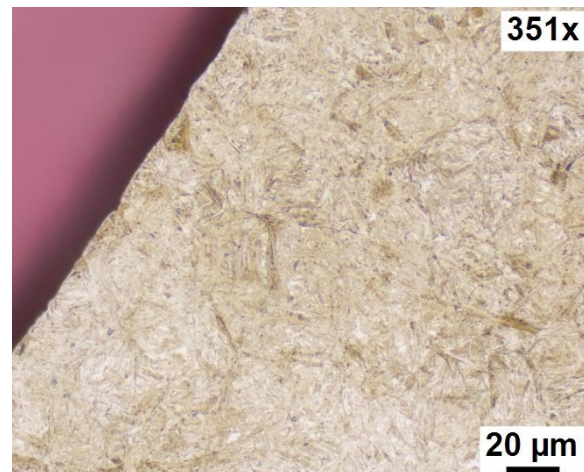
Ungeätzter Querschnitt im Zahnfußbereich, Randoxidation nicht feststellbar



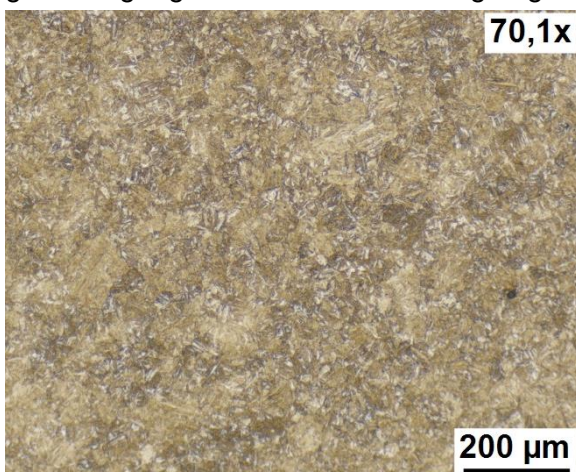
Detailaufnahme Reinheitsgrad, ungeätzt, Oxide



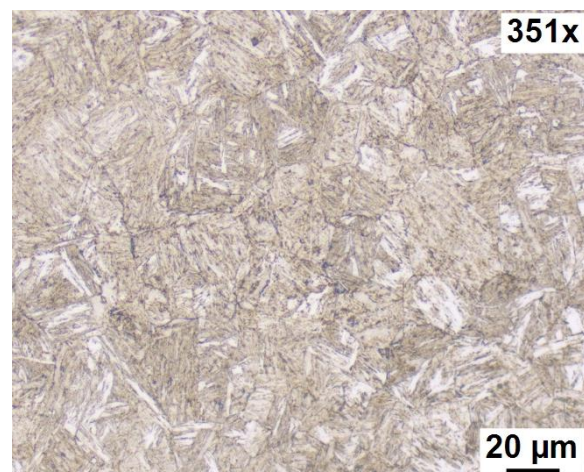
Übersicht Zahngefüge (geätzt), gleichmäßiger Übergang vom Rand- zum Kerngefüge



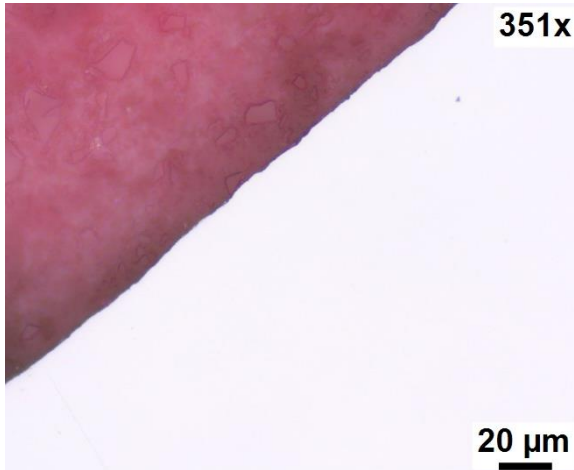
Detailaufnahme Randzonengefüge Zahnfuß – Restaustenit und Martensit



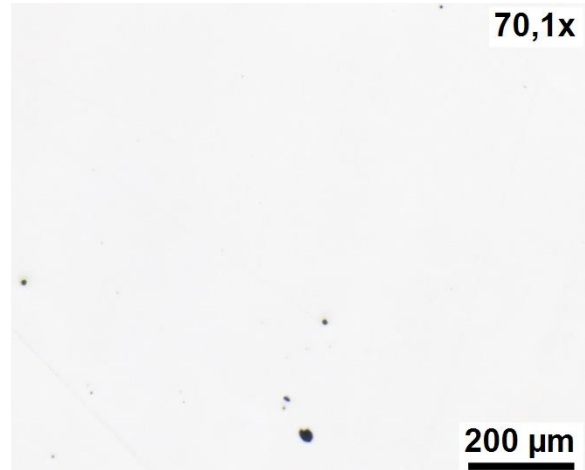
Übersicht Kerngefüge



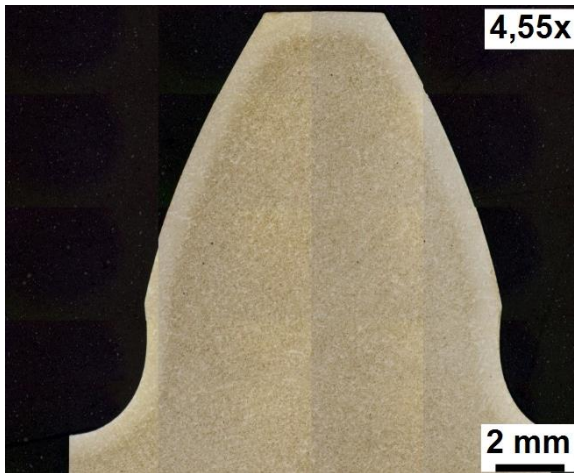
Detailaufnahme Kerngefüge – unterer und oberer Bainit

Tabelle A29: Werkstoffgefüge der Pulsator-Variante KG1 (18CrNiMo7-6; Modul 5 mm)

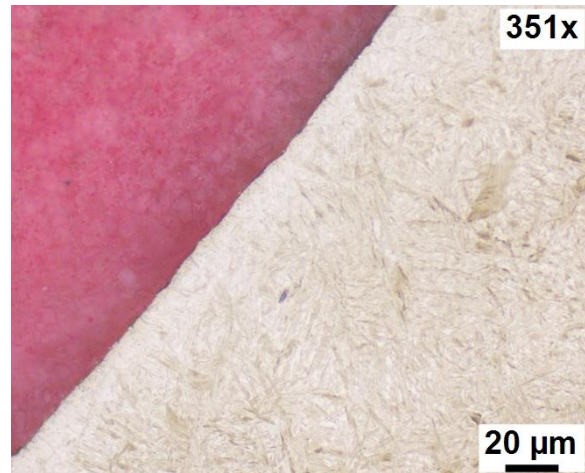
Ungeätzter Querschnitt im Zahnfußbereich, Randoxidation nicht feststellbar



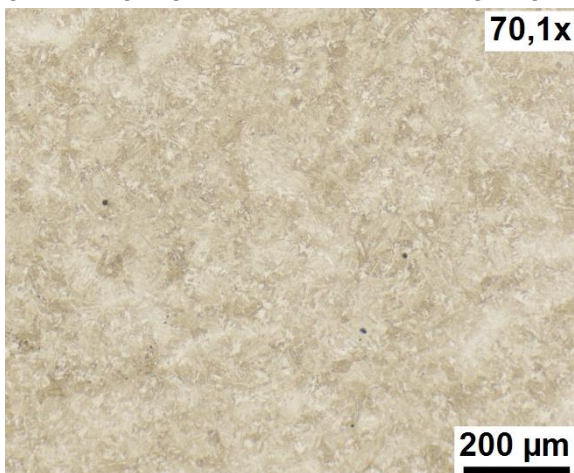
Detailaufnahme Reinheitsgrad, ungeätzt, Oxide



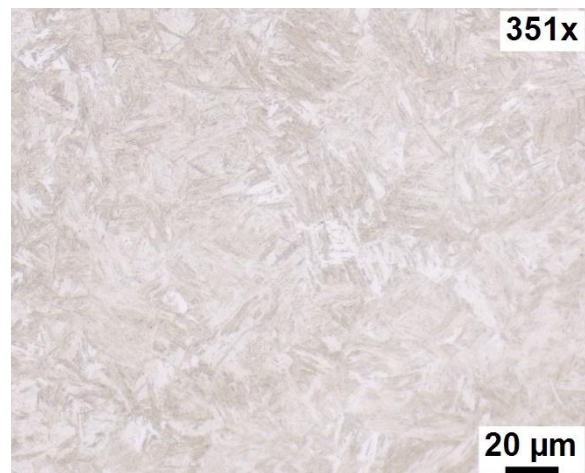
Übersicht Zahngefüge (geätzt), gleichmäßiger Übergang vom Rand- zum Kerngefüge



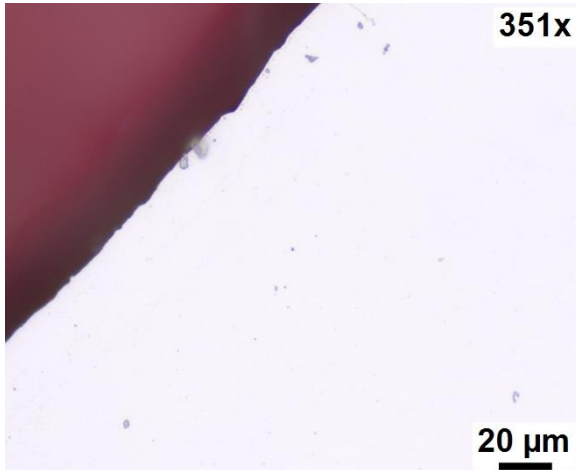
Detailaufnahme Randzonengefüge Zahnfuß – Restaustenit und Martensit



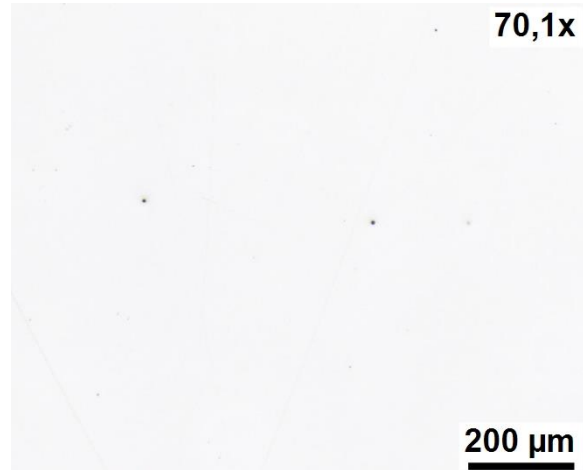
Übersicht Kerngefüge



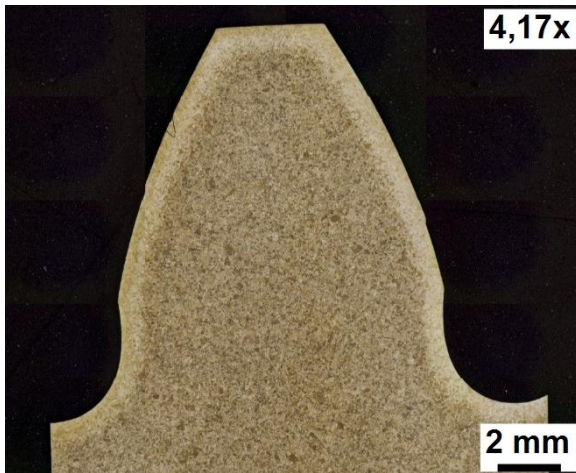
Detailaufnahme Kerngefüge – unterer und oberer Bainit

Tabelle A30: Werkstoffgefüge der Pulsator-Variante KG2 (18CrNiMo7-6; Modul 5 mm)

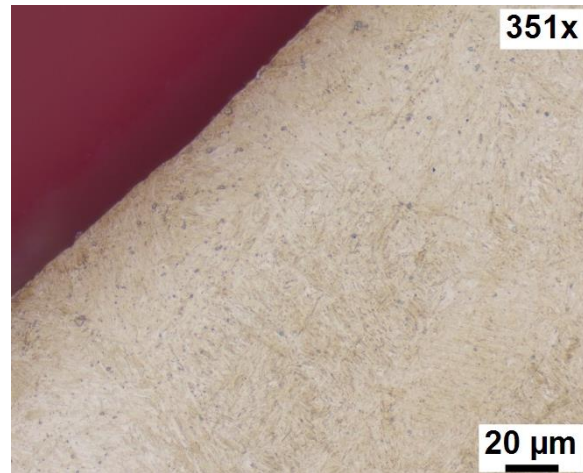
Ungeätzter Querschnitt im Zahnfußbereich, Randoxidation nicht feststellbar



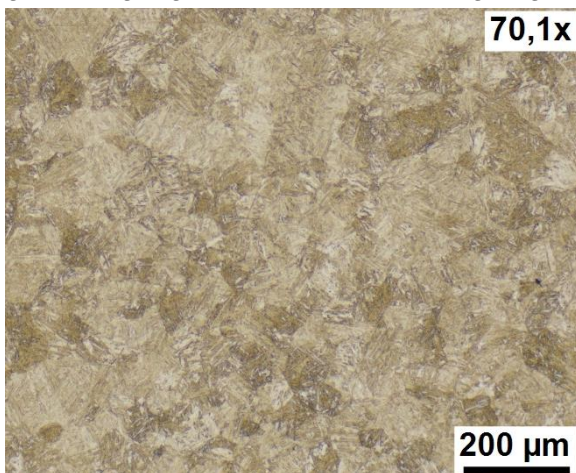
Detailaufnahme Reinheitsgrad, ungeätzt, Mangansulfide und stellenweise Oxide



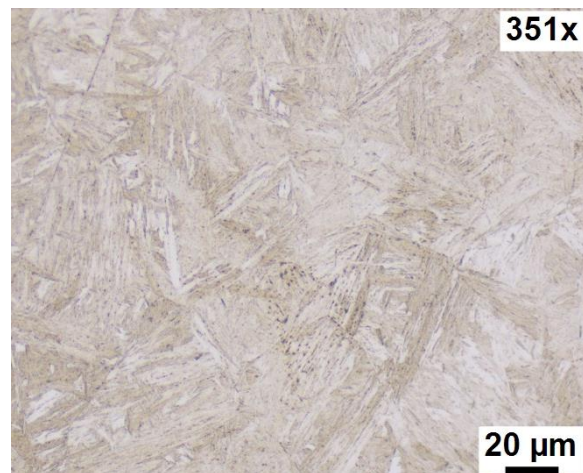
Übersicht Zahngefüge (geätzt), gleichmäßiger Übergang vom Rand- zum Kerngefüge



Detailaufnahme Randzonengefüge Zahnfuß – Restaustenit und Martensit



Übersicht Kerngefüge



Detailaufnahme Kerngefüge – unterer und oberer Bainit

A.3.9. Verzahnungsqualität und -oberflächentopographie

Nach der Hartfeinbearbeitung wird die Verzahnungsqualität (Profillinie, Flankenlinie, Teilung) aller hier untersuchten Laufprüfräder dokumentiert. Dies erfolgt an vier gleichmäßig über den Umfang verteilten Zähnen auf einem vollautomatischen CNC-gesteuerten Präzisionsmesszentrum des Typs „P 40“ von KLINGELNBERG. Die Pulsatorräder werden zusätzlich stichpunktartig im Hinblick auf die vorliegende Verzahnungsqualität beurteilt. Wie in [Sch16] ist auch in dieser Arbeit eine Zahnradqualität $Q \leq 5$ (Laufprüfräder) bzw. $Q \leq 7$ (Pulsatorräder) nach Beurteilung entsprechend DIN 3962 [DIN78a, DIN78b, DIN78c] gefordert. Bild A4 und Bild A5 zeigen exemplarisch eine Profil- und Flankenlinienvermessung eines Laufprüfrades.

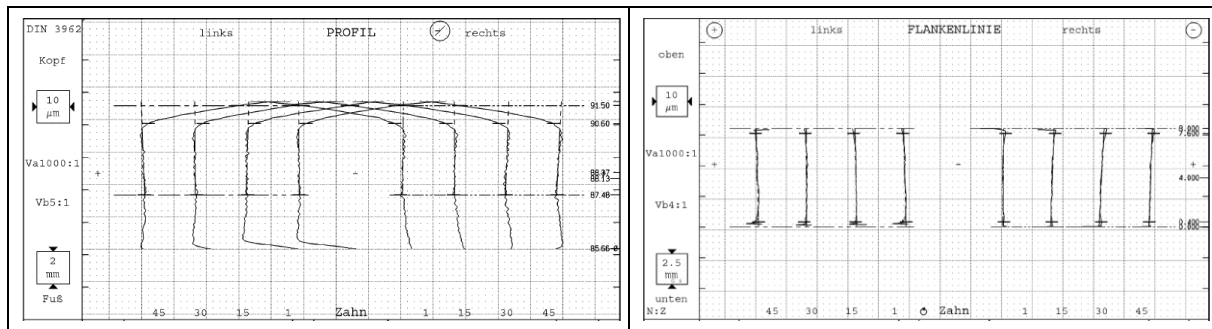


Bild A4: Exemplarisch vermessene Profillinien (Links- und Rechtsflanke) eines Ritzels der Laufprüfvariante Modul $m_n = 1,5$ mm

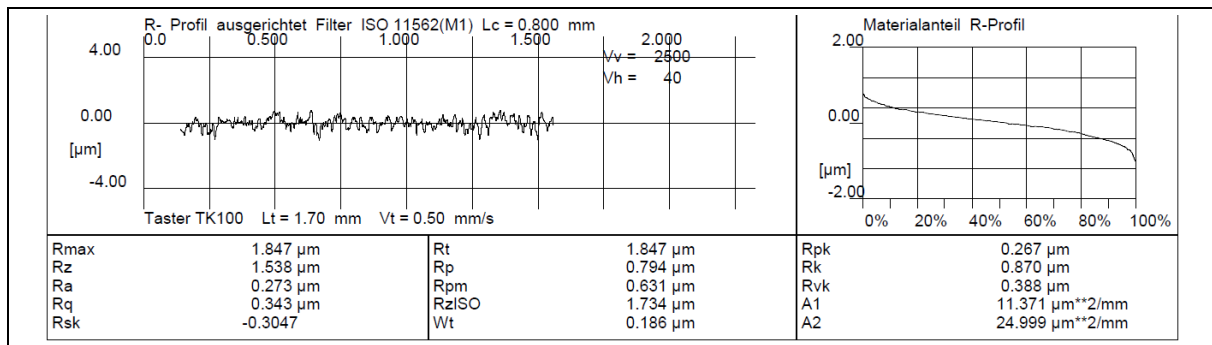
Bild A5: Exemplarisch vermessene Flankenlinien (Links- und Rechtsflanke) eines Ritzels der Laufprüfvariante Modul $m_n = 1,5$ mm

Alle Prüfräder zeigen eine vergleichbare Ist-Geometrie, welche der Soll-Geometrie laut Zeichnung und der geforderten Verzahnungsqualität entspricht. Die Zahnflankenkorrektur bei den Laufprüfrädern (lange evolventische Kopfrücknahme) wurde laut Zeichnungsvorgabe umgesetzt. Alle hier untersuchten Zahnräder weisen weder makroskopische, noch mikroskopische Schleifkerben im Zahnfuß auf. Dies wurde sowohl mit einer stichpunktartigen Sichtprüfung, als auch mit einem Konturscan je Variante geprüft.

Für die Ermittlung der Zahnfußtragfähigkeit im Laufversuch ist es notwendig, Zahnflankenschädigungen, wie Grauflecken- bzw. Grübchenbildung, zu vermeiden. Die Flankenrauheit hat hierauf einen wesentlichen Einfluss. Als Fertigungsvorgabe ist deshalb eine Flankenrauheit von $R_a = 0,2$ bis $0,4$ μm anzustreben. Die Qualitätskontrolle der Oberflächentopographie in Profilrichtung erfolgt mit einem elektrischen Tastschnittgerät des Typs „T8000“ von HOMMEL, unter Einsatz eines phasenkorrekten Hochpassfilters nach DIN EN ISO 11562 [DIN98]. Die Messung erfolgt hierbei mittels eines speziellen Kufentasters an vier gleichmäßig über den Umfang verteilten Zähnen auf jeweils beiden Zahnflanken. Zur Trennung der Oberflächenrauheit von längerwelligen Anteilen erfolgt eine einheitliche Filterung des Messsignals mit einem Hochpassfilter der Grenzwellenlänge $\lambda_c = 0,8$ mm. Für die spätere Umwertung der Tragfähigkeitswerte aus den experimentellen Untersuchungen auf den Dauerfestigkeitswert $\sigma_{F \text{ lim}}$ wird, wie in Abschnitt 3.6.2 angeführt, die Rauheit im Zahnfuß benötigt. Tabelle A31 gibt einen Überblick über die verwendeten Messparameter, Bild A6 zeigt einen exemplarischen Messschrieb. Für die Paarung von Ritzel und Rad für die experimentellen Untersuchungen an den FZG-Stirnradverspannungsprüfständen wird jeweils die bessere Flankenseite gewählt. Alle Paarungen haben die Vorgabe von $R_a = 0,2$ bis $0,4$ μm ($m_n = 1,5$ mm) an der jeweils geprüften Flanke erfüllt. Tabelle A32 gibt einen Überblick über die für die Versuche relevanten Rauheiten.

Tabelle A31: Verwendete Messparameter für die Rauheitsmessungen

Baugröße m_n	1,5 mm		5 mm	
	Flanke	Zahnfuß	Flanke	Zahnfuß
Messort	TK 100	TKU 300	TK 100	TKU 600
Tastertyp	TK 100	TKU 300	TK 100	TKU 600
Taststrecke	1,70 mm	0,45 mm	4,80 mm	1,00 mm
Geschwindigkeit	0,50 mm/s	0,50 mm/s	0,50 mm/s	0,15 mm/s
Cut Off	0,800 mm	0,080 mm	0,800 mm	0,250 mm

**Bild A6:** Exemplarischer Rauheitsmessschrieb der Zahnflanke einer Laufprüfrades (Ritzel) mit der Baugröße $m_n = 1,5$ mm**Tabelle A32:** Für die Versuche relevante Rauheiten der Prüfzahnräder

Baugröße m_n in mm	Pulsatorrad		
	1,5	5	
Varianten	Alle Varianten	Alle Varianten (außer KG-Varianten)	KG-Varianten
Rautiefe im Zahnfuß in µm (Mittelwert)	2,78	3,51	4,18

A.4. Chemische Analyse nicht-metallischer Einschlüsse

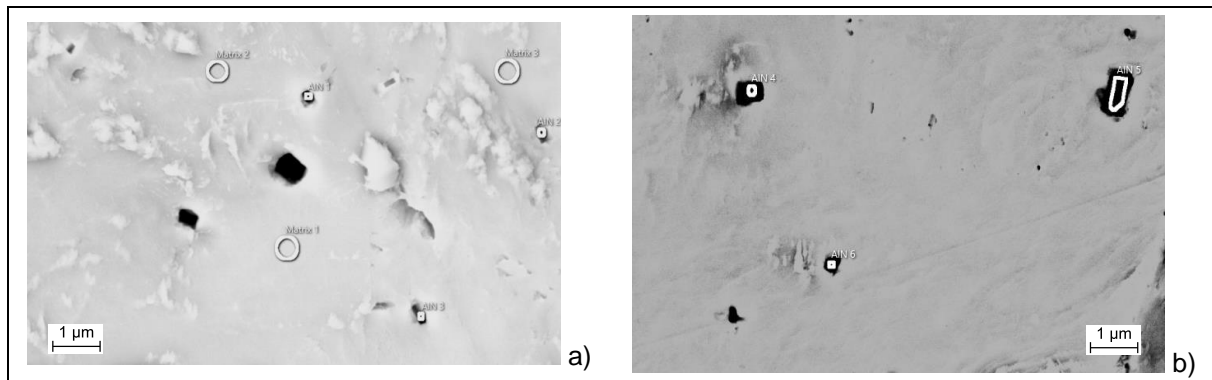


Bild A7: Beispielhafte chemische Analyse von Aluminiumnitriden in einem rissinitiiierenden Korn der Variante KG2, a) Matrix 1 bis 3 und AlN 1 bis 3 und b) AlN 4 bis 6

Tabelle A33: Beispielhafte chemische Analyse von Aluminiumnitriden in einem rissinitiiierenden Korn der Variante KG2

Partikel	Werkstoff	Werkstoffzusammensetzung in Masse-%								
		N	Al	Si	Ti	Cr	Mn	Ni	Fe	Gesamt
Matrix1	18CrNiMo7-6	–	0,22	0,35	–	1,95	0,63	1,59	95,26	100
Matrix2		–	0,28	0,38	–	1,89	0,61	1,61	95,23	100
Matrix3		–	0,22	0,39	–	1,86	0,68	1,56	95,28	100
AlN1	–	1,32	5,76	0,42	–	1,84	0,60	1,35	88,70	100
AlN2		3,70	5,32	0,34	–	1,78	0,53	1,35	86,97	100
AlN3		1,20	4,13	0,34	–	1,85	0,59	1,32	90,57	100
AlN4		5,36	12,62	0,29	0,44	1,63	0,56	1,08	78,03	100
AlN5		14,32	23,89	0,33	–	1,44	0,39	0,74	58,88	100
AlN6		9,44	15,91	0,36	–	1,54	0,54	0,95	71,25	100

B. Dissertationen der FZG

- 1 PERRET, H. Übertragung konstanter Leistung durch stufenlos mechanische Regeltriebe. TH Braunschweig (1935).
- 2 BELLMANN, H. Beiträge zur Prüfung von Bremsbelägen. TH Braunschweig (1939).
- 3 HIERSIG, H.M. Der Zusammenhang von Gestaltung und Beanspruchung bei Schneckengetrieben mit Evolventenverzahnung. TH Braunschweig (1943).
- 4 HELBIG, F. Walzenfestigkeit und Grübchenbildung von Zahnrad- und Wälzlagerwerkstoffen. TH Braunschweig (1943).
- 5 ARF, D. Pendelrollenlager mit symmetrischen und unsymmetrischen Rollen. TH Braunschweig (1944).
- 6 OESMANN, W. Entwicklung einer Stahlsand-Schalt- und Regelkupplung. TH Braunschweig (1945).
- 7 RUBO, E. Ermittlung der Achsfehler-Empfindlichkeit verschiedener Zylinder-Schneckengetriebe mit Hilfe des Einlauf-Abschliffvolumens. TH Braunschweig (1948).
- 8 GLAUBITZ, H. Drehmomentmessungen zum Wendevorgang bei Raupenfahrwerken. TH Braunschweig (1948).
- 9 TALKE, H. Beiträge zur hydrodynamischen Schmiertheorie des ebenen Gleitschuhes auf ebener Fläche. TH Braunschweig (1948).
- 10 CRAMER, H. Über die Reibung und Schmierung feinmechanischer Geräte. TH Braunschweig (1949).
- 11 THOMAS, W. Reibscheiben-Regelgetriebe mit Linienberührung. TH Braunschweig (1949).
- 12 MAUSHAKE, W. Theoretische Untersuchung von Schneckengetrieben mit Globoidschnecke und Stirnrad. TH Braunschweig (1950).
- 13 KRAUPNER, K.W. Das plastische Verhalten umlaufender Stahlrollen bei Punktberührung. TH Braunschweig (1951).
- 14 BANASCHEK, K. Die Gleitreibung geschmierter Flächen kleiner Schmiegun. Einfluß von Werkstoffpaarung, Krümmung, Oberfläche und Schmierstoff. TH Braunschweig (1951).
- 15 HEYER, E. Versuche mit Zylinderschneckenrieben. Einfluß von Zahnform, Modul, Durchmesser und Schmierstoff auf Verlustleistung und Tragfähigkeit. TH München (1952).
- 16 HENTSCHEL, G. Der Hochleistungswälztrieb. Entwicklungsstand und Entwicklungsmöglichkeiten. TH München (1952).
- 17 WINTER, H. Tragfähigste Evolventengeradverzahnung. TH München (1954).
- 18 ROY, A.K. Spannungsoptische Untersuchung eines schrägverzahnten Stirnrades. TH München (1957).
- 19 RETTIG, H. Dynamische Zahnkraft. TH München (1957).
- 20 OHLENDORF, H. Verlustleistung und Erwärmung von Stirnrädern. TH München (1958).
- 21 UNTERBERGER, M. Geräuschuntersuchungen an geradverzahnten Zahnrädern. TH München (1958).
- 22 LOOMAN, J. Das Abrichten von profilierten Schleifscheiben zum Schleifen von schrägverzahnten Stirnrädern. TH München (1959).
- 23 JARCHOW, F. Versuche an Stirnrad-Globoidschneckenrieben. TH München (1960).
- 24 POPOVIC, L. Einfluß von Zahnform und Bearbeitung auf die Zahnfußfestigkeit. TH München (1960).

-
- | | | |
|----|-----------------|--|
| 25 | EHRENSPIEL, K. | Die Festkörperreibung von geschmierten und ungeschmierten Metallpaarungen mit Linienberührung. TH München (1962). |
| 26 | PITTROFF, H. | Riffelbildung infolge Stillstandserschütterungen bei Wälzlagern. TH München (1962). |
| 27 | SCHREIBER, H. | Zur Auswertung von Lebensdauerversuchen an Wälzlagern. TH München (1962). |
| 28 | ROTH, K. | Untersuchungen über die Eignung der Evolventenzahnform für eine allgemein verwendbare feinwerktechnische Normverzahnung. TH München (1963). |
| 29 | NARUSE, Ch. | Verschleiß, Tragfähigkeit und Verlustleistung bei Schraubenradgetrieben. TH München (1964). |
| 30 | GARTNER, F. | Die Mischreibung bei Linienberührung. TH München (1964). |
| 31 | ASSMANN, H. | Vergleichende Untersuchung von Getriebeölen im FZG-Stirnrad- und Esso-Hypoidprüfstand. TH München (1965). |
| 32 | REISTER, D. | Einseitiges Breitentragen bei Stirnrädern. TH München (1965). |
| 33 | KORRENN, H. | Gleitreibung in den Kontaktstellen zwischen den Wälzkörpern und den Laufbahnen der Ringe von Wälzlagern. TH München (1965). |
| 34 | HÖSEL, Th. | Geräuschuntersuchungen an schrägverzahnten Stirnrädern mit Evolventenverzahnung. TH München (1965). |
| 35 | LANGENBECK, K. | Die Verschleiß- und Freßgrenzlast der Hypoidgetriebe. TH München (1966). |
| 36 | MEMMEL, M. | Untersuchungen über die Tragfähigkeit und Gebrauchsdauer von Gelenklagern. TH München (1966). |
| 37 | BÖTSCH, H. | Der Einfluß der Oberflächenbearbeitung und -behandlung auf die Flankenfestigkeit von Stirnrädern aus Vergütungsstahl. TH München (1966). |
| 38 | LECHNER, G. | Die Freßlastgrenze bei Stirnrädern aus Stahl. TH München (1966). |
| 39 | LANGE, S. | Untersuchungen von Helicon- und Spiroidgetrieben mit abwickelbaren Schneckenflanken nach der hydrodynamischen und nach der Hertzschens Theorie. TH München (1967). |
| 40 | SCHWÄGERL, D. | Untersuchung von Helicon- und Spiroidgetrieben mit trapezförmigem Schneckenprofil nach der Hertzschens und nach der hydrodynamischen Theorie. TH München (1967). |
| 41 | MICHELS, K. | Schneckengetriebe mit Werkstoffpaarung Stahl/Grauguß. TH München (1968). |
| 42 | GACKSTETTER, G. | Verlustarme Verzahnung. TH München (1968). |
| 43 | GEUPEL, H. | Flüssigkeitsreibung bei Punktberührung. TH München (1969). |
| 44 | GREKOUSSIS, R. | Vergleichende Untersuchungen zur Freßtragfähigkeit von Hypoid- und Stirnrädern. TH München (1969). |
| 45 | BAETHGE, J. | Zahnfederhärte, Drehwegfehler und Geräusch bei Stirnrädern. TH München (1969). |
| 46 | SCHULZ, H.D. | Untersuchung über Tragfähigkeiten und Verlustleistung von Schneckengetrieben mit trapezförmigem Schneckenprofil und kegeliger Schnecke. TH München (1969). |
| 47 | STÖLZLE, K. | Leistungsübertragung in Planetengetrieben bei statischem und dynamischem Betrieb. Berechnung, Optimierung und Versuchsergebnisse. TH München (1970). |
| 48 | SEITZINGER, K. | Die Erwärmung einsatzgehärteter Zahnräder als Kennwert für ihre Freßtragfähigkeit. TU München (1971). |

-
- | | | |
|----|------------------|---|
| 49 | STÖSSEL, K. | Reibungszahlen unter elasto-hydrodynamischen Bedingungen. TU München (1971). |
| 50 | SCHMIDT, G. | Berechnung der Wälzpressung schrägverzahnter Stirnräder unter Berücksichtigung der Lastverteilung. TU München (1972). |
| 51 | HIRT, M. | Einfluß der Zahnfußausrundung auf Spannung und Festigkeit von Geradstirnrädern. TU München (1974). |
| 52 | WILKESMANN, H. | Berechnung von Schneckengetrieben mit unterschiedlichen Zahnprofilformen (Tragfähigkeits- und Verlustleistung für Hohlkreis-, Evolventen- und Geradlinienprofil). TU München (1974). |
| 53 | RICHTER, M. | Der Verzahnungswirkungsgrad und die Freßtragfähigkeit von Hypoid- und Schraubenradgetrieben - Versuchsergebnisse und Berechnungsmethoden. TU München (1976). |
| 54 | RÖSCH, H. | Untersuchungen zur Wälzfestigkeit von Rollen - Einfluß von Werkstoff, Wärmebehandlung und Schlupf. TU München (1976). |
| 55 | GAGGERMEIER, H. | Untersuchungen zur Reibkraftübertragung in Regel-Reibradgetrieben im Bereich elasto-hydrodynamischer Schmierung. TU München (1977). |
| 56 | KÄSER, W. | Beitrag zur Grübchenbildung an gehärteten Zahnrädern. Einfluß von Härtetiefe und Schmierstoff auf die Flankentragfähigkeit. TU München (1977). |
| 57 | KNABEL, W. | Geräusche und Schwingungen an Stirnradgetrieben. Untersuchungen geometrischer Einflüsse bei hohen Drehzahlen und Belastungen. TU München (1977). |
| 58 | WIRTH, X. | Über den Einfluß von Schleifkerben auf die Zahnfußtragfähigkeit und das Schädigungsverhalten oberflächengehärteter Zahnräder. TU München (1977). |
| 59 | HUBER, G. | Zylinderschneckengetriebe, ein Beitrag zur Berechnung von Grübchen- und Gleitverschleiß und Angaben zum Wirkungsgradverhalten aus Versuchen. TU München (1978). |
| 60 | BROSSMANN, U. | Über den Einfluß der Zahnfußausrundung und des Schrägungswinkels auf Beanspruchung und Festigkeit schrägverzahnter Stirnräder. TU München (1979). |
| 61 | PLEWE, H.-J. | Untersuchungen über den Abriebverschleiß von geschmierten, langsam laufenden Zahnrädern. TU München (1980). |
| 62 | FRESEN, G. | Untersuchungen über die Tragfähigkeit von Hypoid- und Kegelradgetrieben (Grübchen, Ridging, Rippling, Graufleckigkeit und Zahnbruch). TU München (1981). |
| 63 | OSTER, P. | Beanspruchung der Zahnflanken unter Bedingungen der Elastohydrodynamik. TU München (1982). |
| 64 | HORNUNG, K. | Zahnräder aus Bainitischem Gusseisen mit Kugelgraphit. TU München (1983). |
| 65 | WEISS, T. | Zum Festigkeits- und Verzugverhalten von randschichtgehärteten Zahnrädern. TU München (1983). |
| 66 | VOJACEK, H. | Das Reibungsverhalten von Fluiden unter elastohydrodynamischen Bedingungen. Einfluß der chem. Struktur des Fluides, der Werkstoffe und der Makro- und Mikrogeometrie der Gleit/Wälzkörper. TU München (1984). |
| 67 | SCHÖNNENBECK, G. | Einfluß der Schmierstoffe auf die Zahnflankenermüdung (Graufleckigkeit und Grübchenbildung) hauptsächlich im Umfangsgeschwindigkeitsbereich 1...9 m/s. TU München (1984). |
| 68 | WIENER, H. | Untersuchung der Rollenkinematik im Axial-Pendelrollenlager. TU München (1984). |

- 69 MATHIAK, D. Untersuchungen über Flankentragfähigkeit, Zahnfußtragfähigkeit und Wirkungsgrad von Zylinderschneckengetrieben. TU München (1984).
- 70 STRASSER, H. Einflüsse von Verzahnungsgeometrie, Werkstoff und Wärmebehandlung auf die Zahnfußtragfähigkeit. TU München (1984).
- 71 JOACHIM, F.-J. Untersuchungen zur Grübchenbildung an vergüteten und normalisierten Zahnradern (Einfluß von Werkstoffpaarung, Oberflächen- und Eigenspannungszustand). TU München 1984.
- 72 GERBER, H. Innere dynamische Zusatzkräfte bei Stirnradgetrieben - Modellbildung, innere Anregung und Dämpfung. TU München (1984).
- 73 SIMON, M. Messung von elasto-hydrodynamischen Parametern und ihre Auswirkung auf die Grübchentragfähigkeit vergüteter Scheiben und Zahnräder. TU München (1984).
- 74 SCHMIDT, W. Untersuchungen zur Grübchen- und zur Zahnfußtragfähigkeit geradzahnter evolventischer Innenstirnräder. TU München (1984).
- 75 FUNCK, G. Wärmeabführung bei Getrieben unter quasistationären Betriebsbedingungen. TU München (1985).
- 76 PAUL, M. Einfluß von Balligkeit und Lageabweichungen auf die Zahnfußbeanspruchung spiralverzahnter Kegelräder. TU München (1986).
- 77 HOPPE, F. Das Abschalt- und Betriebsverhalten von mechanischen Sicherheitskupplungen. TU München (1986).
- 78 MICHAELIS, K. Die Integraltemperatur zur Beurteilung der Freßtragfähigkeit von Stirnradgetrieben. TU München (1987).
- 79 WECH, L. Untersuchungen zum Wirkungsgrad von Kegelrad- und Hypoidgetrieben. TU München (1987).
- 80 KNAUER, G. Zur Grübchentragfähigkeit einsatzgehärteter Zahnräder - Einfluß von Werkstoff, Schmierstoff und Betriebstemperatur. TU München (1988).
- 81 PLACZEK, T. Lastverteilung und Flankenkorrektur in gerad- und schrägverzahnten Stirnradstufen. TU München (1988).
- 82 PFLAUM, H. Das Reibungsverhalten ölgeschmierter Kegelreibkupplungen in Synchronisationseinrichtungen von Kraftfahrzeug-Schaltgetrieben. TU München (1988).
- 83 BRINCK, P. Zahnfußtragfähigkeit oberflächengehärteter Stirnräder bei Lastrichtungsumkehr. TU München (1989).
- 84 entfallen
- 85 NEUPERT, K. Verschleißtragfähigkeit und Wirkungsgrad von Zylinder-Schneckengetrieben. TU München (1990).
- 86 PREXLER, F. Einfluß der Wälzflächenrauheit auf die Grübchenbildung vergüteter Scheiben im EHD-Kontakt. TU München (1990).
- 87 SCHALLER, K.-V. Betriebsfestigkeitsuntersuchungen zur Grübchenbildung an einsatzgehärteten Stirnradflanken. TU München (1990).
- 88 COLLENBERG, H.-F. Untersuchungen zur Freßtragfähigkeit schnelllaufender Stirnradgetriebe. TU München (1991).
- 89 MÜLLER, R. Schwingungs- und Geräuschanregung bei Stirnradgetrieben. TU München (1991).
- 90 ANZINGER, M. Werkstoff- und Fertigungseinflüsse auf die Zahnfußtragfähigkeit, insbesondere im hohen Zeitfestigkeitsgebiet. TU München (1991).
- 91 KAGERER, E. Messung von elasto-hydrodynamischen Parametern im hochbelasteten Scheiben- und Zahnkontakt. TU München (1991).
- 92 HASLINGER, K. Untersuchungen zur Grübchentragfähigkeit profilkorrigierter Zahnräder. TU München (1991).

-
- | | | |
|-----|---------------------|---|
| 93 | VOLLHÜTER, F. | Einfluß der Achsversetzung auf die Grübchen- und Zahnfußtragfähigkeit von spiralverzahnten Kegelrädern. TU München (1992). |
| 94 | PINNEKAMP, B. | Das Schaltverhalten von PKW-Getriebesynchronisierungen. TU München (1992). |
| 95 | SCHUBERT, M. | Einfluß der Befestigungsart und Radkranzdicke auf die Zahntragfähigkeit von Innenstirnrädern. TU München (1993). |
| 96 | STEINGRÖVER, K. | Untersuchung zu Verschleiß, Verlustgrad und Fressen bei Zylinder-Schneckengetrieben. TU München (1993). |
| 97 | ELSTORPFF, M.-G. | Einflüsse auf die Grübchentragfähigkeit einsatzgehärteter Zahnräder bis in das höchste Zeitfestigkeitsgebiet. TU München (1993). |
| 98 | EMMERT, S. | Untersuchungen zur Zahnflankenermüdung (Graufleckigkeit, Grübchenbildung) schnelllaufender Stirnradgetriebe. TU München (1994). |
| 99 | SUCHANDT, Th. | Betriebsfestigkeitsuntersuchungen zur Zahnfußtragfähigkeit einsatzgehärteter Zahnräder und zur Bruchfestigkeit vergüteter Laschenketten. TU München (1994). |
| 100 | HÄMMERL, B. | Lebensdauer- und Temperaturverhalten ölgekühlter Lamellenkupplungen bei Lastkollektivbeanspruchung. TU München (1994). |
| 101 | WEISS, R. | Einfluß der Ölalterung auf die Zahnflankentragfähigkeit. TU München (1994). |
| 102 | SCHLENK, L. | Untersuchungen zur Freßtragfähigkeit von Großzahnrädern. TU München (1995). |
| 103 | MANN, U. | Schmierfilmbildung in elastohydrodynamischen Kontakten, Einfluß verschiedener Grundöle und Viskositäts-Index-Verbesserer. TU München (1995). |
| 104 | RUDZEWSKI, S. | Systemtechnische Verknüpfung eingeführter Getrieberechnungsprogramme. TU München (1995). |
| 105 | RANK, R. | Untersuchungen zur Lebensdauerprüfung von Synchronisierungen. TU München (1995). |
| 106 | EBERSPÄCHER, C. | Reihenfolgeeffekte bei der Grübchen-Betriebsfestigkeit einsatzgehärteter Zahnräder. TU München (1995). |
| 107 | RANK, B. | Untersuchungen zur Grübchenbildung bei Zylinder-Schneckengetrieben. TU München (1996). |
| 108 | SATTELBERGER, K. | Schwingungs- und Geräuschanregung bei ein- und mehrstufigen Stirnradgetrieben. TU München (1997). |
| 109 | HIRSCHMANN, V. | Tragfähigkeitsuntersuchungen an stufenlosen Umschlingungsgetrieben. TU München (1997). |
| 110 | THOMAS, J. | Flankentragfähigkeit und Laufverhalten von hartfeinbearbeiteten Kegelrädern. TU München (1998). |
| 111 | WIKIDAL, F. | Berechnung der Flankenpressung gerad- und schrägverzahnter Stirnräder für last- und fertigungsbedingte Abweichungen. TU München (1998). |
| 112 | PERPONCHER, V., CH. | Einflüsse von Reibflächentopographie und Beanspruchungen auf das Reibungs- und Verschleißverhalten von Synchronisierungen. TU München (1998). |
| 113 | SCHEDL, U. | Einfluß des Schmierstoffs auf die Grübchenlebensdauer einsatzgehärteter Zahnräder. TU München (1998). |
| 114 | VOLLMER, T. | Methodik zur Entwicklung einer Fahrstrategie für Fahrzeuge, ausgeführt am Beispiel des Autarken Hybrids. TU München (1998). |
| 115 | HEITMANN, A. | Entwicklung des i ² -Getriebes für den Autarken Hybrid-Antriebsstrang. TU München (1998). |

-
- | | | |
|------|-----------------|---|
| 116 | PFLEGER, F. | Schalt- und Lebensdauerverhalten von Lamellenkupplungen. TU München (1998). |
| 117 | KERSCHL, S. | Der Autarke Hybrid - Optimierung des Antriebsstrangs hinsichtlich Energieverbrauch und Bestimmung des Einsparpotentials. TU München (1998). |
| 118 | DÖBEREINER, R. | Tragfähigkeit von Hochverzahnungen geringer Schwingungsanregung. TU München (1998). |
| 119 | WEIGAND, U. | Werkstoff- und Wärmebehandlungseinflüsse auf die Zahnfußtragfähigkeit. TU München (1999). |
| 120 | SCHRADE, U. | Einfluß von Verzahnungsgeometrie und Betriebsbedingungen auf die Graufleckentragfähigkeit von Zahnradgetrieben. TU München (2000). |
| 121 | KÖLL, J. | Konstruktion des Getriebes für ein Pkw-Hybridantriebssystem. TU München (2000). |
| 122 | FÖRSTER, W. | Der Lastschaltvorgang beim stufenlosen i ² -Getriebe des Autarken Hybrid-Antriebsstrangs. TU München (1999). |
| 123 | LANGE, N. | Hoch fresstragfähige Schneckengetriebe mit Rädern aus Sphaeroguß. TU München (2000). |
| 124 | LUTZ, M. | Methoden zur rechnerischen Ermittlung und Optimierung von Tragbildern an Schneckengetrieben. TU München (2000). |
| 125 | KOPATSCH, F. | Wirksamkeit von Viskositätsindex-Verbesserern im EHD-Zahnradkontakt. TU München (2000). |
| 126 | BAYERDÖRFER, I. | Einfluß von betriebsbedingten Schmierstoffveränderungen auf die Flankenentragfähigkeit einsatzgehärteter Stirnräder. TU München (2000). |
| 126e | DOMIAN, H.-J. | Systematische Synthese von Getriebestrukturen der Vorgelegebauart. TU München 2001. |
| 127 | TOBIE, T. | Zur Grübchen- und Zahnfußtragfähigkeit einsatzgehärteter Zahnräder. TU München (2001). |
| 128 | STAHL, K. | Grübchentragfähigkeit einsatzgehärteter Gerad- und Schrägverzahnungen unter besonderer Berücksichtigung der Pressungsverteilung. TU München (2001). |
| 129 | NEUMÜLLER, M. | Einfluß der Ölalterung auf Reibungs- und Verschleißverhalten von Synchronisierungen. TU München (2001). |
| 130 | MOSBACH, C. | Das Reibungs- und Reibschwing-Verhalten nasslaufender Lamellenkupplungen. TU München (2002). |
| 131 | DYLA, A. | Modell einer durchgängig rechnerbasierten Produktentwicklung. TU München (2002). |
| 132 | GRASWALD, C. | Reibung im elasto-hydrodynamischen Kontakt von Reibradgetrieben. TU München (2002). |
| 133 | GEISER, H.. | Grundlagen zur Beurteilung des Schwingungsverhaltens von Stirnrädern. TU München (2002). |
| 134 | SCHINAGL, S. | Zahnfußtragfähigkeit schrägverzahnter Stirnräder unter Berücksichtigung der Lastverteilung. TU München (2002). |
| 135 | DOLESCHEL, A. | Wirkungsgradberechnung von Zahnradgetrieben in Abhängigkeit vom Schmierstoff. TU München (2003). |
| 136 | ANNAST, R. | Kegelrad-Flankenbruch. TU München (2003) |
| 137 | SÜSSMUTH, J.-F. | Eignungsbeurteilung von Schmierstoffen für stufenlose Umschlingungsgetriebe. TU München (2003). |
| 138 | MATTEN, D. | Methode zur Entwicklung ingenieurwissenschaftlicher Berechnungsprogramme. TU München (2003). |

- 139 GEIER, N. Untersuchung des Reibungs- und Verschleißverhaltens nasslaufender Kupplungen in Abhängigkeit ihrer Reibflächentopographie. TU München (2003).
- 140 HERTTER, T. Rechnerischer Festigkeitsnachweis der Ermüdungstragfähigkeit vergüteter und einsatzgehärteter Stirnräder. TU München (2003).
- 141 KRIEGER, H. Alterung von Schmierstoffen im Zahnradprüfstand und in Praxisgetrieben. TU München (2004).
- 142 STEUTZGER, M. Einfluß der Baugröße auf die Zahnfußtragfähigkeit einsatzgehärteter Stirnräder. TU München (2004).
- 143 SCHMIDBAUER, T. Aufbau und Erprobung des Autarken Hybrid-Antriebsstrangs im Versuchsfahrzeug. TU München (2004).
- 144 LIU, W. Einfluss verschiedener Fertigungsverfahren auf die Graufleckentragfähigkeit von Zahnradgetrieben. TU München (2004).
- 145 FEHLING, R. Höhere Tragfähigkeit bei Zahnradflanken durch eine nichtevolventische Profilmodifikation. TU München (2004).
- 146 GUTTENBERG, P. Der autarke Hybrid am Prüfstand - Funktion, Kraftstoffverbrauch und energetische Analyse. TU München (2004).
- 147 WIMMER, T. Einflüsse auf das Lastübernahmeverhalten von nasslaufenden Lamellenkupplungen. TU München (2004).
- 148 RADEV, T. Einfluss des Schmierstoffes auf die Grübchentragfähigkeit einsatzgehärteter Zahnräder - Entwicklung des Praxisnahen Pittingtests. TU München (2005).
- 149 KRASDEV, I. Optimierung des Lastschaltvorgangs im i²-Getriebe. TU München (2005).
- 150 HEILEMANN, J. Tragfähigkeit und Wirkungsgrad bei unterschiedlichen Schnecken-Zahnflankenformen unter Berücksichtigung der Oberflächenhärte und Härtetiefe. TU München (2005).
- 151 HEIZENRÖTHER, M. Das Stirnraddifferenzial mit Innenverzahnung im Vergleich zum Kegelraddifferenzial inklusive einer Sperrwertanalyse. TU München (2005).
- 152 WIMMER, A. Lastverluste von Stirnradverzahnungen - Konstruktive Einflüsse, Wirkungsgradmaximierung, Tribologie. TU München (2006).
- 153 BRUCKMEIER, S. Flankenbruch bei Stirnradgetrieben. TU München (2006).
- 154 HAUSER, C. Einfluss der Ölalterung auf Reibcharakteristik und Reibschwingverhalten von Lamellenkupplungen. TU München (2007).
- 155 GROSSL, A. Einfluss von PVD-Beschichtungen auf die Flanken- und Fußtragfähigkeit einsatzgehärteter Stirnräder. TU München (2007).
- 156 STEINBERGER, G. Optimale Grübchentragfähigkeit von Schrägverzahnungen. TU München (2007).
- 157 JAROS, M. Integration des STEP-Produktmodells in den Getriebeentwicklungsprozess. TU München (2007).
- 158 RADEV, S. Einfluss von Flankenkorrekturen auf das Anregungsverhalten gerad- und schrägverzahnter Stirnradpaarungen. TU München (2007).
- 159 BRAYKOFF, C. Tragfähigkeit kleinmoduliger Zahnräder. TU München (2007).
- 160 STANGL, M. Methodik zur kinematischen und kinetischen Berechnung mehrwelliger Planeten-Koppelgetriebe. TU München (2007).
- 161 STENICO, A. Werkstoffmechanische Untersuchungen zur Zahnfußtragfähigkeit einsatzgehärteter Zahnräder. TU München (2007).
- 162 SCHWIENBACHER, S. Einfluss von Schleifbrand auf die Flankentragfähigkeit einsatzgehärteter Zahnräder. TU München (2008).

- 163 WINKLER, J. Tribologischer Schichtaufbau bei Synchronisierungen und sein Einfluss auf Reibung und Verschleiß. TU München (2008).
- 164 WIRTH, C. Zur Tragfähigkeit von Kegelrad- und Hypoidgetrieben. TU München (2008).
- 165 KREIL, O. Einfluss der Oberflächenstruktur auf Druckverteilung und Schmierfilmdicke im EHD-Kontakt. TU München (2009).
- 166 OTTO, H.-P. Flank load carrying capacity and power loss reduction by minimised lubrication. TU München (2009).
- 167 OTTO, M. Lastverteilung und Zahnradtragfähigkeit von schrägverzahnten Stirnrädern. TU München (2009).
- 168 TOMIC, D. Zum Verschleiß von Kegelreibkupplungen - Einflüsse von Belastung und Schmierstoff auf Reibschichteigenschaften. TU München (2009).
- 169 WEISEL, C. Schneckengetriebe mit lokal begrenztem Tragbild. TU München (2009).
- 170 WEITL, R. Zur Tragfähigkeitsberechnung von Wälzlagern und Stirnrädern. TU München (2010).
- 171 MULZER, F. Systematik hochübersetzender koaxialer Getriebe. TU München (2010).
- 172 SCHUDY, J. Untersuchungen zur Flankentragfähigkeit von Außen- und Innenverzahnungen. TU München (2010).
- 173 BRETL, N. Einflüsse auf die Zahnfußtragfähigkeit einsatzgehärteter Zahnräder im Bereich hoher Lastspielzahlen. TU München (2010).
- 174 GRIGGEL, T. Einfluss der Fertigungsqualität auf die Schwingungsanregung von Stirnrädern. TU München (2010).
- 175 LAYHER, M. Einfluss der Schmierstoffadditivierung auf das Reibungsverhalten nasslaufender Reibschaltelemente. TU München (2011).
- 176 HOCHMANN, M. Zahnradtragfähigkeit bei Schmierung mit Getriebefließfetten. TU München (2011).
- 177 DETZEL, J. Tribologische Untersuchungen an Achsgetrieben zur Verbesserung des Wirkungsgrads. TU München (2011).
- 178 ZIEGLER, A. Zur verkürzten Systemlebensdauerprüfung von Zahnradgetrieben. TU München (2011).
- 179 THOMA, F. Lastübertragung im verformten System Lager-Welle-Zahnrad. TU München (2012).
- 180 FRÜHE, T. Berechnung und Minimierung der Zahnfußspannung von Standard- und LowLos-Verzahnungen. TU München (2012).
- 181 WITZIG, J. Flankenbruch - Eine Grenze der Zahnradtragfähigkeit in der Werkstofftiefe. TU München (2012).
- 182 KLEIN, M. Zur Fresstragfähigkeit von Kegelrad- und Hypoidgetrieben. TU München (2012).
- 183 KURTH, F. Efficiency Determination and Synthesis of Complex-Compound Planetary Gear Transmissions. TU München (2012).
- 184 WOHLLEBER, F. Thermischer Haushalt nasslaufender Lamellenkupplungen. TU München (2012).
- 185 HEIDER, M. Schwingungsverhalten von Zahnradgetrieben. TU München (2012).
- 186 MONZ, A. Tragfähigkeit und Wirkungsgrad von Schneckengetrieben bei Schmierung mit konsistenten Getriebefetten. TU München (2012).
- 187 WIRTH, M. Schleppmomente in Synchronisierungen von Fahrzeuggetrieben. TU München (2012).
- 188 BANSEMIR, G. Konstruktionsleitsystem für den durchgängig rechnerbasierten Zahnradgetriebeentwurf. TU München (2012).

-
- | | | |
|-----|--------------------|---|
| 189 | HERGESELL, M. | Grauflecken- und Grübchenbildung an einsatzgehärteten Zahnrädern mittlerer und kleiner Baugröße. TU München (2013). |
| 190 | KOLLER, P. | Steigerung der Zahnflankentragfähigkeit durch Optimierung von Eigenspannungs- und Oberflächenzustand. TU München (2013). |
| 191 | SCHLEICH, T. | Temperatur- und Verlustleistungsverhalten von Wälzlagern in Getrieben. TU München (2013). |
| 192 | STEMPLINGER, J.-P. | Tragfähigkeit und Wirkungsgrad von Stirnradgetrieben bei Schmierung mit hochviskosen Fluiden und Fetten NLGI 0,1 und 2. TU München (2013). |
| 193 | FÜRSTENBERGER, M. | Betriebsverhalten verlustoptimierter Kunststoffzahnäder. TU München (2013). |
| 194 | HOMBAUER, M. | Grauflecken an Kegelrad- und Hypoidverzahnungen und deren Einfluss auf die Grübchentragfähigkeit. TU München (2013). |
| 195 | MAYER, J. | Einfluss der Oberfläche und des Schmierstoffs auf das Reibungsverhalten im EHD-Kontakt. TU München (2013). |
| 196 | BAUHOFFER, H. | Kontakt- und Laufverhalten von Kronenrädern unter Montageabweichungen. TU München (2014). |
| 197 | LECHNER, C. | Energiebilanzierung des CVT-Hybrid. TU München (2014). |
| 198 | HINTERSTOISSER, M. | Zur Optimierung des Wirkungsgrades von Stirnradgetrieben. TU München (2014). |
| 199 | LOMBARDO, S. | Einfluss von verschiedenen Carbonitrierverfahren auf die Zahnfuß- sowie Zahnflankentragfähigkeit von Stirnrädern. TU München (2014). |
| 200 | IDLER, S. | Die Fresstragfähigkeit stufenloser Umschlingungsgetriebe. TU München (2014). |
| 201 | LANGHEINRICH, A. | Geometrie, Beanspruchung und Verformung asymmetrischer Stirnradverzahnungen. TU München (2014). |
| 202 | MATT, P. | Einfluss der Stirnkanten auf die Tragfähigkeit von Verzahnungen. TU München (2014). |
| 203 | HENSEL, M. | Thermische Beanspruchbarkeit und Lebensdauerverhalten von nasslaufenden Lamellenkupplungen. TU München (2014). |
| 204 | GEIGER, J. | Wirkungsgrad und Wärmehaushalt von Zahnradgetrieben bei instationären Betriebszuständen. TU München (2015). |
| 205 | SIGMUND, W. | Untersuchung und Simulation des Verschleißverhaltens von Schneckengetrieben mit unvollständigem Tragbild. TU München (2015). |
| 206 | PARLOW, J. | Erweiterter Verzahnungsentwurf im Anforderungs- und Gesamtsystemkontext. TU München (2016). |
| 207 | NEUBAUER, B. | Lastverteilung und Anregungsverhalten in Planetengetriebesystemen. TU München (2016). |
| 208 | NITSCH, C. | Dynamisches Betriebsverhalten von Werkstoffverbundzahnädern. TU München (2016). |
| 209 | BIHR, J. | Untersuchung des Schwingungsverhaltens von mehrstufigen Stirnradgetrieben unter besonderer Berücksichtigung des Welle-Lager-Systems. TU München (2016). |
| 210 | SCHURER, S. | Einfluss nichtmetallischer Einschlüsse in hochreinen Werkstoffen auf die Zahnfußtragfähigkeit. TU München (2016). |
| 211 | KADACH, D. | Stillstandsmarkierungen an Zahnrädern und deren Auswirkungen auf die Flankentragfähigkeit. TU München (2016). |
| 212 | FELBERMAIER, M. | Untersuchungen zur Graufleckenbildung und deren Einfluss auf die Grübchentragfähigkeit einsatzgehärteter Stirnräder. TU München (2016). |

-
- | | | |
|-----|-----------------|--|
| 213 | ACUNER, R. | Synchronisierungen mit Carbon-Reibwerkstoffen unter hohen und extremen Beanspruchungen. TU München (2016). |
| 214 | LOHNER, T. | Berechnung von TEHD Kontakten und Einlaufverhalten von Verzahnungen. TU München (2016). |
| 215 | ZIMMER, M. | Berechnung und Optimierung von Geometrie und Eingriffsverhalten von Verzahnungen beliebiger Achslage. TU München (2017). |
| 216 | GWINNER, Ph. | Auslegung schwingungsarmer Stirnradverzahnungen für den automobilen Einsatz in hochdrehenden, elektrisch angetriebenen Achsgetrieben. TU München (2017). |
| 217 | SCHULTHEISS, H. | Zum Verschleißverhalten einsatzgehärteter Zahnradpaarungen in Abhängigkeit des Schmierungsmechanismus bei Fettschmierung. TU München (2017). |
| 218 | MOSER, K. | Methode zur Untersuchung des Betriebsverhaltens stufenloser Umschlingungsgetriebe. TU München (2017). |
| 219 | STREBEL, M. | Spontanschäden an nasslaufenden Lamellenkupplungen. TU München (2017). |
| 220 | BAAR, M. | Kennwerte zur Tragfähigkeit kleinmoduliger Kronenradverzahnungen unterschiedlicher Werkstoffpaarung. TU München (2017). |
| 221 | WICKBORN, C. | Erweiterung der Flankentragfähigkeitsberechnung von Stirnrädern in der Werkstofftiefe. TU München (2017). |
| 222 | MEINGASSNER, G. | Methodik zur Untersuchung des Reibungsverhaltens nasslaufender Lamellenkupplungen bei Langsamlauf- und Mikroschlupf. TU München (2017). |
| 223 | ZORNEK, B. | Untersuchungen zur Flankentragfähigkeit vergüteter und nitrierter Innen- und Außenverzahnungen. TU München (2018). |
| 224 | DOBLER, F. | Einflüsse auf die Tragfähigkeit induktiv umlaufgehärteter Stirnräder. TU München (2018). |
| 225 | DAFFNER, M. | Validierung von Verformungsberechnungen im System Zahnrad-Welle-Lager-Gehäuse. TU München (2018). |
| 226 | HEIN, M. | Zur ganzheitlichen betriebsfesten Auslegung und Prüfung von Getriebezahnradern. TU München (2018). |
| 227 | HASEL, C. | Zur Zahnfußtragfähigkeit von Kunststoffzahnradern. TU München (2018). |
| 228 | KOHN, B. | Topologische Flankenkorrektur zur Anregungsoptimierung von Stirnradgetrieben. TU München (2019). |
| 229 | BOIADJIEV, I. | Schadensentwicklung und Tragfähigkeit carbonitrierter Kegelradverzahnungen. TU München (2019). |
| 230 | MAUTNER, E. | Grübchentragfähigkeit von Schneckengetrieben großer Baugröße mit unvollständigem Tragbild. TU München (2019). |
| 231 | ENGELHARDT, C. | Einfluss von Wasser in Getriebeölen auf die Zahnflankentragfähigkeit einsatzgehärteter Stirnräder. TU München (2019). |
| 232 | VÖLKEL, K. | Charakterisierung des Einlaufverhaltens nasslaufender Lamellenkupplungen. TU München (2020). |
| 233 | BANSEMIR, S. | Bewertung von Berechnungstiefe und Aussagegüte bei der Stirnradgetriebeberechnung. TU München (2020). |
| 234 | UTAKAPAN, T. | Schwingungsverhalten mehrstufiger Getriebe. TU München (2020). |
| 235 | KÖNIG, J. | Steigerung der Zahnflankentragfähigkeit durch optimierte Fertigung und Schmierung. TU München (2020). |
| 236 | JURKSCHAT, T. | Erweiterte Bestimmung lastabhängiger Verluste von Stirnradgetrieben. TU München (2020). |

-
- | | | |
|-----|------------------|--|
| 237 | EBNER, M. | Selbstschmierung hochbelasteter Zahnkontakte mit schmierstoffgetränkten porösen Eisenwerkstoffen. TU München (2021). |
| 238 | REIMANN, T. | Einfluss der Treibrichtung auf die Flankentragfähigkeit von Stirnrad-, Kegelrad-, und Hypoidgetrieben. TU München (2021). |
| 239 | DOBLER, A. | Verschleiß als Lebensdauergrenze für Zahnräder. TU München (2021). |
| 240 | DAI, R. | Change-Management-fokussierte Einführung eines „Ganzheitlichen Produktionssystems“ in Klein- und Kleinstunternehmen. TU München (2021) |
| 241 | NORGAUER, P. | Verschleißverhalten von modernen Schneckenverzahnungen. TU München (2021). |
| 242 | GÜNTNER, C. | Zum Einfluss der Härtebarkeit auf die Zahnfußtragfähigkeit einsatzgehärteter Stirnräder größerer Baugröße. TU München (2022). |
| 243 | WEIGL, A. | Reibreduzierung durch DLC-Beschichtungen. TU München (2022). |
| 244 | ILLENBERGER, C. | Zahnflankentragfähigkeit ölgeschmierter Kunststoffverzahnungen. TU München (2022). |
| 245 | FROMBERGER, M. | Using Acceleration and Transmission Error for Pitting Detection. TU München (2022). |
| 246 | PELLKOFER, J. | Zum Verzahnungswirkungsgrad von Kegelradgetrieben. TU München (2022). |
| 247 | SAGRALOFF, N. L. | Zuverlässige Beurteilung der Zahnrad-Graufleckentragfähigkeit von Getriebeölen. TU München (2022). |
| 248 | PAUCKER, T. | Berechnung der örtlichen Zahnfußtragfähigkeit von Stirnradverzahnungen. TU München (2022). |