

Werkstoffmechanische Untersuchungen zur Zahnfußtragfähigkeit einsatzgehärteter Zahnräder

Alessandro Stenico

Vollständiger Abdruck der von der Fakultät für Maschinenwesen
der Technischen Universität München zur Erlangung
des akademischen Grades eines

Doktor-Ingenieurs

genehmigten Dissertation.

Vorsitzender: Univ.-Prof. Dr.-Ing. W. A. Günthner

Prüfer der Dissertation:

1. Univ.-Prof. Dr.-Ing. B.-R. Höhn
2. Univ.-Prof. Dr. mont. habil. E. Werner

Die Dissertation wurde am 16.05.2007 bei der Technischen Universität München eingereicht und durch die Fakultät für Maschinenwesen am 27.09.2007 angenommen.

Inhaltsverzeichnis

Zeichen, Benennungen, Einheiten	III
1 Einleitung.....	1
2 Stand des Wissens	3
2.1 Die Beanspruchung im Zahnfuß	3
2.2 Konzepte zur Zahnfußdauerfestigkeit.....	7
2.2.1 Zahnfußtragfähigkeitsnachweis nach Norm	7
2.2.2 Kontinuumsmechanische Konzepte zur lokalen Dauerfestigkeit.....	8
2.2.3 Bruchmechanische Betrachtung	10
2.3 Einfluss der Wärmebehandlung auf die Zahnfußtragfähigkeit	11
2.4 Strahlbehandlung und deren Einfluss auf die Zahnfußtragfähigkeit	14
2.5 Eigenspannungszustand einsatzgehärteter Zahnräder.....	16
2.5.1 Definition von Eigenspannungen	16
2.5.2 Entstehung von Eigenspannungen bei der Einsatzhärtung	17
2.5.3 Entstehung von Eigenspannungen bei der Strahlbehandlung	19
2.5.4 Entstehung von Eigenspannungen bei der Endbearbeitung.....	20
3 Modellansatz zum Zahnfußbruchverhalten einsatzgehärteter Zahnräder.....	22
3.1 Kurz- und Langrissverhalten – Das Kitagawa-Diagramm	22
3.2 Modifiziertes Kitagawa-Diagramm zur Zahnfußdauerfestigkeit einsatzgehärteter Zahnräder.....	26
4 Versuchsprogramm und Prüfzahnräder.....	32
4.1 Überblick	32
4.2 Verzahnungsdaten	35
4.3 Wärmebehandlung.....	36
4.4 Strahlbehandlung	41
5 Untersuchungsmethoden	42
5.1 Untersuchungen zur Zahnfußtragfähigkeit	42
5.1.1 Prüfstand und Prüfbedingungen	42
5.1.2 Versuchsdurchführung.....	43
5.1.3 Ermittlung der Zahnfußdauerfestigkeit.....	44
5.1.4 Fehlerbetrachtung.....	46
5.2 Röntgenographische Untersuchungen	48
5.2.1 Messprinzip	48
5.2.2 Röntgendiffraktometer	49
5.2.3 Probenvorbereitung.....	49
5.3 Metallkundliche Untersuchungen.....	50

6	Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen.....	51
6.1	Ergebnisse der metallkundlichen Untersuchungen	51
6.1.1	Ergebnisse der Untersuchungen an den Werkstoffschmelzen	51
6.1.2	Ergebnisse der Wärmebehandlung	53
6.2	Ergebnisse der röntgenographischen Untersuchungen	62
6.2.1	Eigenspannungszustand.....	62
6.2.2	Stabilität von Eigenspannungen bei schwellender Biegebeanspruchung	65
6.2.3	Restaustenitgehalt	66
6.3	Ergebnisse zur Zahnfußtragfähigkeit.....	69
6.3.1	Variation der Strahlbehandlung bei gasaufgekohlten Prüfwahnrädern aus dem Werkstoff 16MnCr5	69
6.3.2	Variation der Strahlbehandlung bei carbonitrierten Prüfwahnrädern aus dem Werkstoff 16MnCr5	70
6.3.3	Variation der Austenitisierungstemperatur bei einsatzgehärteten Prüfwahnrädern aus dem Werkstoff 20MnCr5	71
6.3.4	Variation der Austenitisierungstemperatur bei einsatzgehärteten Prüfwahnrädern aus dem Werkstoff 18CrNiMo7-6	72
6.3.5	Variation der Abschreckintensität bei einsatzgehärteten Prüfwahnrädern aus dem Werkstoff 20MnCr5	73
6.3.6	Variation der Abschreckintensität bei einsatzgehärteten Prüfwahnrädern aus dem Werkstoff 18CrNiMo7-6	74
6.4	Schadensbilder	76
7	Auswertung und Einordnung der Versuchsergebnisse	79
7.1	Einfluss der Strahlbehandlung	80
7.2	Einfluss des Werkstoffs und des Einsatzhärtungsverfahrens	82
7.3	Einfluss der Austenitisierungstemperatur	85
7.4	Einfluss der Kernhärte bzw. der Abschreckintensität	86
8	Anwendung des theoretischen Modellansatzes	89
8.1	Beanspruchungszustand im Pulsatorversuch	89
8.2	Berechnung der Dauerfestigkeit	91
8.3	Diskussion der Rechenergebnisse	93
8.4	Spannungsmechanischer Größeneinfluss des Eigenspannungszustands ..	95
9	Zusammenfassung und Schlussfolgerungen.....	100
10	Literatur	104
11	Anhang.....	109

Zeichen, Benennungen, Einheiten

a	Risslänge	mm
a^*	Übergangsrisslänge Kurz-/Langriss.....	mm
b	Zahnbreite	mm
d	charakteristischer mikrostruktureller Abstand.....	mm
d	Teilkreisdurchmesser	mm
d_a	Kopfkreisdurchmesser	mm
d_b	Grundkreisdurchmesser.....	mm
$f(x)$	bezogener Lastspannungstiefenverlauf: $\Delta\sigma(x)/\sigma_{F0}$	-
h_{aP0}	Werkzeugkopfhöhe	mm
h_F	Biegehebelarm für Zahnfußbeanspruchung	mm
m_n	Modul im Normalschnitt	mm
pr_0	Protuberanzbetrag	mm
q_s	Kerbparameter nach DIN 3990.....	-
s_{Fn}	Zahnfußdickensehne bei 30°-Tangente an die Zahnfußrundung.....	mm
x	Profilverschiebungsfaktor.....	-
x	senkrechter Abstand von der Oberfläche im Berührungspunkt der 30°-Tangente an die Zahnfußrundung.....	mm
x_{ES}	Tiefe des Eigenspannungsmaximums.....	μm
x_{RO}	Randoxidationstiefe	μm
z	Zähnezahl	-
E	Elastizitätsmodul	N/mm^2
E_{ht}	Einsatzhärtungstiefe	mm
F_{Pn}	Pulsatornormalkraft.....	N
$F_{Pn\infty,50\%}$	dauerhaft ertragbare Pulsatornormalkraft für 50%-Ausfallwahrscheinlichkeit	N
F_n	Nenn-Normalkraft am Teilkreis	N
F_t	Nenn-Umfangskraft am Teilkreis	N
G	Korngrößenkennzahl nach DIN EN ISO 643	-
K_A	Anwendungsfaktor	-
$K_{F\alpha}$	Stirnfaktor Zahnfuß	-
$K_{F\beta}$	Breitenfaktor Zahnfuß	-
K_v	Dynamikfaktor	-
ΔK	Schwingbreite der Spannungsintensität	$\text{N}/\text{mm}^{3/2}$
ΔK_{th}	Schwellenwert (Threshold) der zyklischen Spannungsintensität	$\text{N}/\text{mm}^{3/2}$
KH	Kernhärte	HRC bzw. HV
M	Mittelspannungsempfindlichkeit der Schwingfestigkeit	-
M_K	Eigenspannungsempfindlichkeit der zyklischen Spannungsintensität	-
N	Lastspielzahl	-

N_B	Bruchlastspielzahl	-
N_D	Lastspielzahl im Knickpunkt der Wöhlerlinie	-
R	Lastspannungsverhältnis: $(\sigma_m - \sigma_a) / (\sigma_m + \sigma_a)$	-
R_z	Rautiefe	μm
S_{Fmin}	Mindestsicherheit (Zahnfuß)	-
T_A	Austenitisierungstemperatur	$^{\circ}\text{C}$
T_H	Abschrecktemperatur	$^{\circ}\text{C}$
T_{min}	Temperatur des Abschreckmediums	$^{\circ}\text{C}$
Y	Formfaktor für die Spannungsintensität	-
Y_F	Formfaktor für die Zahnfußbeanspruchung nach DIN 3990	-
Y_{NT}	Lebensdauerfaktor	-
Y_{RelT}	relativer Oberflächenfaktor	-
Y_S	Spannungskorrekturfaktor Zahnfuß nach DIN 3990	-
Y_{ST}	Spannungskorrekturfaktor für das Standard-Referenz-Prüfrad	-
Y_X	Größeneinflussfaktor Zahnfuß	-
Y_{β}	Schrägenfaktor	-
$Y_{\sigma RelT}$	relative Stützziffer für die Zahnfuß-Dauerfestigkeit	-
W_4	Zahnweite über vier Zähne	mm
α_n	Normaleingriffswinkel	$^{\circ}$
α_e	Kraftangriffswinkel	$^{\circ}$
β	Schrägungswinkel	$^{\circ}$
ε	Dehnung	-
λ	Wellenlänge	mm
ν	Querkontraktionszahl	-
χ^*	bezogenes Spannungsgefälle	mm^{-1}
ρ^*	Ersatzstrukturlänge nach Neuber	mm
ρ_{aPO}	Werkzeugkopfrundung	mm
ρ_F	Fußrundungsradius bei 30° -Tangente an die Zahnfußrundung	mm
$\Delta\sigma$	Schwingbreite der Lastspannung (doppelte Lastspannungsamplitude)	N/mm^2
σ_1	maximale Hauptspannung	N/mm^2
σ_2	mittlere Hauptspannung	N/mm^2
σ_3	minimale Hauptspannung	N/mm^2
σ_a	Lastspannungsamplitude	N/mm^2
σ_A	Schwingfestigkeit	N/mm^2
$\sigma_{A,R=0}$	Schwingfestigkeit bei Lastspannungsverhältnis $R = 0$	N/mm^2
σ_m	Lastmittelspannung	N/mm^2
σ_{ES}	Eigenspannung	N/mm^2
σ_F	auftretende Zahnfußspannung nach DIN 3990	N/mm^2

$\sigma_{F\infty}$	dauerfest ertragene Zahnfußspannung	N/mm ²
σ_{FE}	Dauerfestigkeit der ungekerbten Probe nach DIN 3990 $\sigma_{FE} = \sigma_{Flim} \cdot Y_{ST}$	N/mm ²
σ_{Flim}	Zahnfuß-Dauerfestigkeit nach DIN 3990	N/mm ²
$\sigma_{Flim,max(W,m)}$	maximale Zahnfuß-Dauerfestigkeit für jede Werkstoff-Baugrößen-Kombination bei Variation der Abschreckintensität	N/mm ²
σ_{F0}	Zahnfuß-Nennspannung nach DIN 3990	N/mm ²
$\sigma_{F0\infty}$	dauerfest ertragene Zahnfuß-Nennspannung	N/mm ²
$\sigma_{F0\infty,50\%}$	dauerfest ertragene Zahnfuß-Nennspannung für 50%-ige Ausfallwahrscheinlichkeit.....	N/mm ²
σ_{FP}	zulässige Zahnfußspannung.....	N/mm ²
σ_{GEH}	Vergleichsspannung nach der Gestaltänderungsenergiehypothese.....	N/mm ²
σ_W	Wechselfestigkeit	N/mm ²
σ_{zdW}	Zug-Druck-Festigkeit der idealen Probe	N/mm ²
τ_{eff}	effektive Schubspannung nach SIH.....	N/mm ²
ϑ	Beugungswinkel	°

1 Einleitung

Moderne Zahnradgetriebe unterliegen stetig steigenden Anforderungen hinsichtlich Leistungsdichte und Zuverlässigkeit. Innovative Maßnahmen zur Erhöhung der Tragfähigkeit müssen jedoch wirtschaftlich sinnvoll sein sowie keine Nachteile gegenüber vorhandenen, etablierten Technologien aufweisen. Gleichzeitig besteht für den Konstrukteur die Anforderung einer zuverlässigen Tragfähigkeitsberechnung, die alle entscheidenden Einflussgrößen berücksichtigt und somit die Ausnutzung von Festigkeitsreserven ermöglicht.

Zahnfuß- und Zahnflankentragfähigkeit bestimmen die Belastbarkeit einer Verzahnung und somit die maximale übertragbare Leistung eines Getriebes mit. Einsatzgehärtete Zahnräder haben sich hierzu als hochwertige Lösung für Hochleistungsgetriebe in der Antriebstechnik durchgesetzt. Neben weiteren Faktoren, wie z. B. der Geometrie der Zahnfußrundung, wurden in der Vergangenheit eine Vielzahl fertigungs- bzw. wärmebehandlungsbedingter Kenngrößen untersucht, die die Zahnfußtragfähigkeit einsatzgehärteter Zahnräder beeinflussen. Aus diesen Studien entstanden Kenntnisse, die z. T. auch in die entsprechenden Normen aufgenommen wurden. Die Norm DIN 3990 bzw. ISO 6336 schreibt z. B. zahlreiche Vorgaben zur Gewährleistung der angestrebten Zahnfußfestigkeitskennwerte vor. Trotzdem ist mit einem relativ breiten Streuband der Festigkeitskennwerte in vielen Anwendungen noch zu rechnen.

Die aktuelle Zahnradforschung ist aus den oben genannten Gründen unter Anderem damit beschäftigt, Einflussgrößen hinsichtlich der Zahnfußtragfähigkeit systematisch zu untersuchen und mittels Rechenmodellen verallgemeinernd darzustellen. Um die Komplexität der werkstoffmechanischen Bedingungen eines einsatzgehärteten Zahnrads zu erfassen (insbesondere dreidimensionalen Lastspannungszustang mit z. T. hohen Spannungsgradienten, inhomogene Werkstoffeigenschaften, Eigenspannungszustand), werden zunehmend lokale Betrachtungsweisen zur Beurteilung des Ermüdungsverhaltens herangezogen. Örtlich im Bauteil vorliegende last- und geometrieabhängige Beanspruchungen werden mit örtlichen, vom Werkstoffzustand abhängigen Festigkeitskennwerten verglichen, um lokale Ermüdungsprozesse zu bewerten.

In der vorliegenden Arbeit werden werkstoffmechanische Aspekte des Ermüdungsverhaltens im Zahnfuß einsatzgehärteter Zahnräder vertieft. Unter Berücksichtigung werkstoffkundlicher Zusammenhänge wird insbesondere auf den Einfluss des Eigenspannungszustands auf die Zahnfußdauerfestigkeit eingegangen.

Bei entsprechend dem Stand der Technik einsatzgehärteten Zahnrädern liegen in der gehärteten Randschicht im unbelasteten Zustand Druckeigenspannungen vor. Diese werden im Bereich der Zahnfußrundung vor allem durch die Wärmebehandlung und gegebenenfalls durch eine Strahlbehandlung induziert. Das Reinigungsstrahlen ist in der Zahnradfertigung in vielen Anwendungen der Antriebstechnik ein üblicher Arbeitsschritt im Anschluss an die Wärmebehandlung geworden, welchem eine positive Wirkung weit über die ursprüngliche Reinigungsfunktion anerkannt wird. Trotzdem wird dieser Einfluss von den aktuellen Zahnradnormen nur zum Teil berücksichtigt. Weiterhin verspricht das kontrollierte optimierte Kugelstrahlen der Zahnfußrundung signifikante Steigerungen der Zahnfußtragfähigkeit für höchste Anforderungen. Die Wirkung einer Strahlbehandlung besteht maßgeblich aus einer Modifizierung des oberflächennahen Eigenspannungszustands. Im Bereich des hauptsächlich biegebeanspruchten Zahnfußes bewirken hohe Druckeigenspannungen einen positiven, festigkeitssteigernden Einfluss auf die werkstoffmechanischen Vorgänge der Rissinitiierung und -ausbreitung, die zum Zahnbruch führen. Diese können durch kontinuumsmechanische und bruchmechanische Gesetzmäßigkeiten auf Basis einer lokalen Betrachtung analysiert werden.

Ziel der vorliegenden Arbeit ist die experimentelle und theoretische Untersuchung des Einflusses des Eigenspannungszustands auf die Zahnfußtragfähigkeit einsatzgehärteter Zahnräder unter Berücksichtigung werkstoffkundlicher Grundlagen. Zahlreiche Versuche zur Zahnfußtragfähigkeit dienen zur praxisnahen Untersuchung der Wirkung unterschiedlicher dokumentierter Eigenspannungszustände auf das Schadensgeschehen und bilden die experimentelle Basis zum Verständnis werkstoffmechanischer Zusammenhänge. Umfangreiche versuchsbegleitende Untersuchungen ermöglichen eine weitergehende Bewertung der Versuchsergebnisse auch im Vergleich zum bisherigen Kenntnisstand und gewährleisten die Berücksichtigung weiterer Einflussgrößen. In einer theoretischen Studie wird ein Ansatz zur vereinfachten Interpretation des Ermüdungsverhaltens im Zahnfuß nach einer lokalen Betrachtungsweise aufgenommen. Daraus entsteht ein Modell zur Bewertung der Zahnfußdauerfestigkeit auf Basis relativ weniger Kenngrößen, die experimentell ermittelt oder empirisch abgeschätzt werden können. Der Modellansatz wird durch die experimentellen Untersuchungsergebnisse überprüft.

Im Rahmen einer Zusammenarbeit mit dem Institut für Werkstofftechnik (IWT), Bremen wurden parallel Maßnahmen zur Optimierung der Einsatzhärtung mittels Niederdruckaufkohlung und Hochdruckgasabschreckung untersucht. Die Auswirkungen dieses innovativen Wärmebehandlungsverfahrens auf die Zahnfußtragfähigkeit lagen dabei im Mittelpunkt der Arbeit an der FZG. Der Kenntnisgewinn in diesem Gebiet wird in der vorliegenden Arbeit ebenfalls dargestellt.

2 Stand des Wissens

Ein mit zeitlich variierender Last auf Biegung beanspruchtes Bauteil kann durch Spannungen versagen, die deutlich unter seiner werkstofflichen statischen Festigkeit liegen: Man spricht in diesem Fall von Ermüdungsbruch. Die wiederholten Beanspruchungen lösen eine Werkstoffermüdung aus, die mit der Zeit zu Rissbildung und -wachstum führt, bis schließlich spröder Restbruch auftritt. Der Bildung eines Risses geht eine starke lokale plastische Verformung offensichtlich voraus. Diese tritt bei Polykristallen auf, auch wenn makroskopisch betrachtet keine Dehnung nachzuweisen ist und die Beanspruchung kleiner bzw. gleich der Dauerfestigkeit ist (vgl. [45]). Unter Dauerfestigkeit wird jener maximale Spannungswert verstanden, bei dem kein Bruch in einem Bauteil unter beliebig wiederholter Beanspruchung auftritt.

Zur Beurteilung der Zahnfußbiegedauerfestigkeit eines Zahnrades existieren in der Literatur unterschiedliche Rechenverfahren. Grundlage dafür ist üblicherweise die Kenntnis der während des Betriebs auftretenden Biegebeanspruchung im Zahnfuß. Die Beanspruchung wird mit Hilfe einer geeigneten Festigkeitshypothese bzw. eines Rechenmodells einer für das Bauteil charakteristischen „Beanspruchbarkeit“ gegenübergestellt, so dass aus dem Vergleich eine Sicherheit berechnet werden kann. Die die Beanspruchbarkeit darstellenden Festigkeitskennwerte unterliegen den Einflüssen unterschiedlicher werkstoff- und fertigungsbedingter Größen, die ebenfalls quantifiziert werden sollen.

Im Folgenden wird der aktuelle Stand des Wissens über die oben genannten Aspekte des Zahnfußtragfähigkeitsnachweises kurz zusammengefasst. Eine besondere Aufmerksamkeit wird dem Eigenspannungszustand im Bereich des Zahnfußes einsatzgehärteter Zahnräder gewidmet.

2.1 Die Beanspruchung im Zahnfuß

Bei einem sich im Zahnradeingriff befindenden Zahn liegt im Bereich des Zahnfußes ein komplexer, mehrachsiger Lastspannungszustand vor. Im Betrieb wandert die auf den Zahn aufgebrachte Last F_n entlang der Flanke und bestimmt somit eine zeitliche Veränderung der Beanspruchung. Durch das entsprechende Biegemoment entstehen im Zahnfußbereich Biegespannungen: Zugspannungen auf der belasteten Seite, Druckspannungen auf der gegenüberliegenden Seite. Dabei bewirkt die Zahnfußrundung einen Kerbeffekt und somit eine Spannungskonzentration. Zusätzliche Schub- bzw. Druckspannungen werden von der tangentialen Kraftkomponente $F_t = F_n \cdot \cos \alpha_e$ bzw. der radialen Kraftkomponente $F_r = F_n \cdot \sin \alpha_e$ erzeugt (vgl. **Bild 1**). Es herrscht

somit ein periodischer, mehrachsiger Lastspannungszustand mit zeitlich veränderlichem Hauptachsensystem. Zu beachten ist, dass an der lastfreien Oberfläche der Zahnfußrundung die zur Oberfläche senkrechte Spannung stets gleich Null ist und somit dort ein ebener Spannungszustand herrscht. Unter der weiteren Annahme einer freien Querkontraktion, d.h. eines ebenen Lastspannungszustands, liegen ein zweiachsiger Lastspannungszustand im Zahninneren und ein einachsiger Lastspannungszustand an der freien Oberfläche vor. Definitionsgemäß weist der einachsige Lastspannungszustand keine zeitliche Änderung des Hauptachsensystems auf.

Bruchbilder, experimentelle Untersuchungen (Messungen mit Dehnmessstreifen z. B. nach [23], spannungsoptische Aufnahmen z. B. nach [27]) sowie numerische Simulationen (nach der Methode der Finiten Elemente oder der Methode der Konformen Abbildung) haben wiederholt gezeigt, dass die maximale Beanspruchung im Zahnfuß bei praxisüblicher Zahnfußgeometrie einer Außenverzahnung im Bereich des Berührungspunktes der 30°-Tangente an die Zahnfußrundung auftritt. Die Zahnradnormen DIN 3990 [2] und ISO 6336 [11] legen diese Tatsache ihrem Festigkeitsnachweis gegen Zahnbruch zugrunde und geben ein Rechenwerk zur Bestimmung der maximalen Zahnfußspannung σ_F vor:

$$\sigma_F = \sigma_{F0} \cdot K_A \cdot K_V \cdot K_{F\beta} \cdot K_{F\alpha} \quad (1)$$

Hierin ist:

σ_{F0} die Zahnfuß-Nennspannung, d.h. die maximale durch das statische Nennmoment am Zahnfuß auftretende örtliche Zugspannung;

K_A der Anwendungsfaktor zur Berücksichtigung der Krafterhöhung durch äußere Einwirkungen;

K_V der Dynamikfaktor zur Berücksichtigung der Krafterhöhung durch innere dynamische Einwirkungen;

$K_{F\beta}$ der Breitenfaktor für Zahnfußbeanspruchung zur Berücksichtigung der ungleichmäßigen Kraftverteilung über die Breite;

$K_{F\alpha}$ der Stirnfaktor für Zahnfußbeanspruchung zur Berücksichtigung der ungleichmäßigen Kraftverteilung in Umfangsrichtung.

Zur genauen Ermittlung der Kraft-Faktoren wird auf die Norm [2, 11] hingewiesen.

Die Bestimmung der Zahnfuß-Nennspannung σ_{F0} erfolgt nach **Gleichung (2)** unter der Annahme, dass die größte Zahnfußspannung bei Kraftangriff im äußeren Einzelingriffspunkt der Verzahnung auftritt:

$$\sigma_{F0} = \frac{F_t}{b \cdot m_n} \cdot Y_F \cdot Y_S \cdot Y_\beta \quad (2)$$

Die Zahnfuß-Nennspannung σ_{F0} wird ausgehend von der Nenn-Umfangskraft $F_t = F_n \cdot \cos \alpha_n$, der Zahnbreite b und dem Normalmodul m_n berechnet.

Der Formfaktor Y_F berücksichtigt den Einfluss der Zahnform auf die Biege-Nennspannung und wird nach **Gleichung (3)** mit den Festlegungen nach **Bild 1** berechnet.

$$Y_F = \frac{6 \cdot \frac{h_F}{m_n} \cdot \cos \alpha_e}{\left(\frac{s_{Fn}}{m_n} \right)^2 \cdot \cos \alpha_n} \quad (3)$$

(α_n ist dabei der Normaleingriffswinkel der Verzahnung.)

Mit dem Spannungskorrekturfaktor Y_S nach **Gleichung (4)** wird die Biege-Nennspannung auf die örtliche Zahnfuß-Nennspannung unter Berücksichtigung der Kerbwirkung der Zahnfußrundung und des komplexen Spannungszustands im Zahnfußquerschnitt umgerechnet.

$$Y_S = (1,2 + 0,13 \cdot L) \cdot q_s^{[1/(1,21+2,3/L)]} \quad \text{mit:} \quad L = \frac{s_{Fn}}{h_F}; \quad q_s = \frac{s_{Fn}}{2 \cdot \rho_F} \quad (4)$$

Der Schrägenfaktor Y_β berücksichtigt die Verhältnisse für die Fußbeanspruchung bei Schrägverzahnungen infolge der schrägen Berührlinie. Für Geradverzahnungen gilt $Y_\beta = 1,0$.

Mit den oben angegebenen Gleichungen wird die im Zahnfußbereich an der Oberfläche maximal auftretende Lastspannung berechnet. Zur Ermittlung des Lastspannungszustands im Zahninneren ist die Anwendung numerischer Berechnungsprogramme erforderlich. **Bild 2a** stellt beispielhaft den mit Hilfe der Methode der Finiten Elemente berechneten Lastspannungszustand eines betriebsähnlich elastisch belasteten Zahnes durch die Angabe der Vergleichsspannung nach der Gestaltänderungsenergiehypothese dar. Die Stellen maximaler Beanspruchung im Zahnfußbereich sind ersichtlich. Darüber hinaus ist zu erkennen, dass die Fußrundungen der Nachbarzähne im vorliegenden Beispiel kaum beansprucht sind, so dass davon ausgegangen werden kann, dass während des Zahneingriffes jede Zahnseite entweder zug-schwellend oder druck-schwellend beansprucht wird (außerhalb des Eingriffes

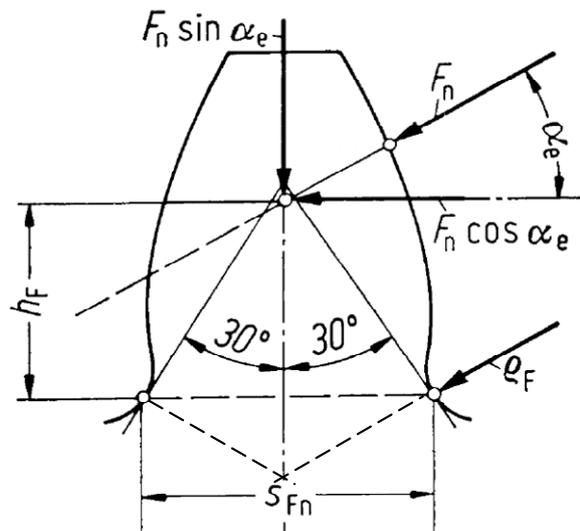


Bild 1 Geometriekenngöße zur Berechnung der örtlichen Zahnfußspannung

sind die Lastspannungen gleich Null)¹. **Bild 2b** zeigt im Detail den Verlauf der maximalen Hauptspannung σ_1 an der Zahnfußrundung.

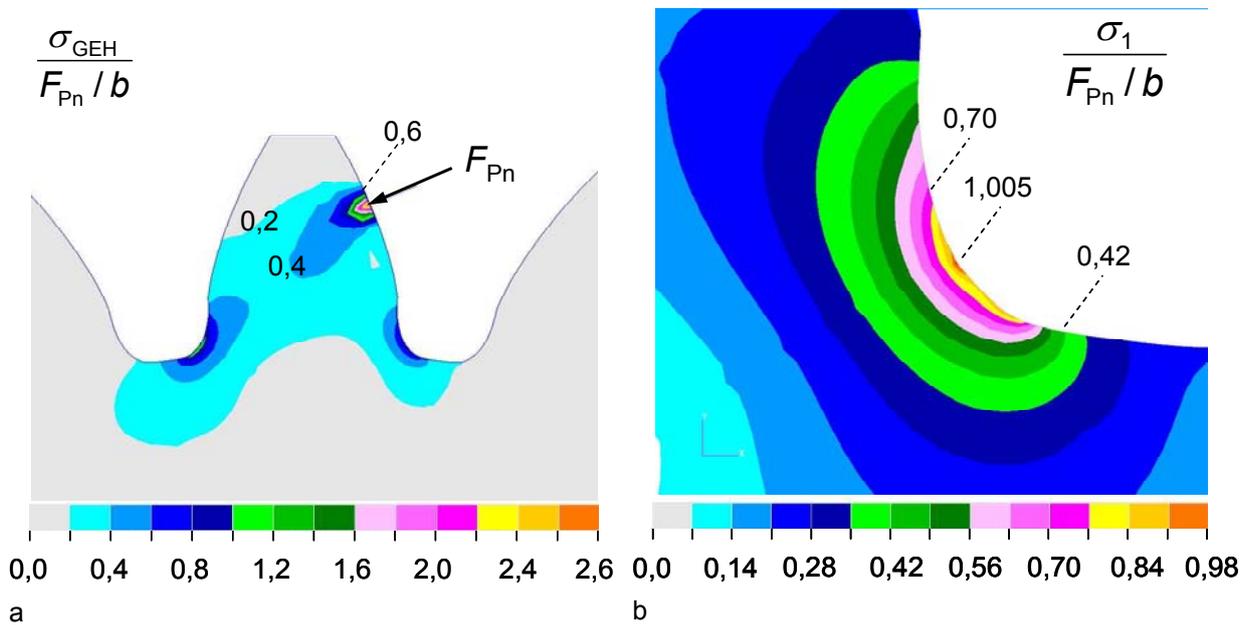


Bild 2 Im durch die Kraft F_{Pn} belasteten Zahn vorliegende Verteilung der Vergleichsspannung nach der Gestaltänderungsenergiehypothese (a) bzw. der maximalen Hauptspannung σ_1 an der Zahnfußrundung (b) am Beispiel einer Verzahnung mit Modul $m_n = 3$ mm (Höhenlinienwerte als Spannung pro Kraft pro Zahnbreiteneinheit)

Der Lastspannungszustand wird im Allgemeinen durch die Hauptspannungen $\sigma_1 \dots \sigma_3$ für jeden Punkt der Geometrie vollständig beschrieben.

¹ Diese Annahme ist nur für Außenverzahnungen mit ausreichend dickem Radkranz gültig. Außenverzahnungen mit dünnen Radkränzen oder Innenverzahnungen mit elastischen Zahnkränzen können wechselnden Beanspruchungen unterliegen. Diese Fälle werden hier nicht betrachtet.

2.2 Konzepte zur Zahnfußdauerfestigkeit

In den folgenden Abschnitten wird zunächst das Rechenverfahren zum Zahnfußtragfähigkeitsnachweis nach den aktuellen Zahnradnormen [2, 11] zusammengefasst. Anschließend werden weitere ausgewählte Konzepte beschrieben, die zur Bewertung der (Zahnfuß-)Dauerfestigkeit aus früheren Studien und Untersuchungen bekannt sind.

2.2.1 Zahnfußtragfähigkeitsnachweis nach Norm

Zur Beurteilung der Bruchgefährdung werden nach DIN 3990 [2] bzw. ISO 6336 [11] die im Bereich des Berührungspunktes der 30°-Tangente an die Zahnfußrundung maximal auftretende Zahnfußspannung σ_F und die zulässige Zahnfußspannung σ_{FP} verglichen. Zur Gewährleistung der Tragfähigkeit muss die Beanspruchung die Beanspruchbarkeit nicht überschreiten:

$$\sigma_F \leq \sigma_{FP} \quad (5)$$

Die auftretende Zahnfußspannung wird nach **Gleichung (1)** bis **Gleichung (4)** berechnet. Die zulässige Zahnfußspannung σ_{FP} wird nach **Gleichung (6)** berechnet:

$$\sigma_{FP} = \frac{\sigma_{Flim} \cdot Y_{ST} \cdot Y_{NT}}{S_{Fmin}} \cdot Y_{\sigma relT} \cdot Y_X \cdot Y_{RrelT} \quad (6)$$

Hierin ist:

- σ_{Flim} der Dauerfestigkeitswert für Zahnfuß-Biegenennspannung des Standard-Referenz-Prüfrads zur Berücksichtigung des Einflusses von Werkstoff und Wärmebehandlung (entspricht einer Ausfallwahrscheinlichkeit von 1 %);
- Y_{ST} der Spannungskorrekturfaktor für die Abmessungen des Standard-Referenz-Prüfrads;
- Y_{NT} der Lebensdauerfaktor zur Berücksichtigung der höheren Tragfähigkeit für eine begrenzte Anzahl von Lastwechseln;
- S_{Fmin} die geforderte Mindestsicherheit;
- $Y_{\sigma relT}$ die relative Stützziffer zur Berücksichtigung des Einflusses der Kerbempfindlichkeit des Werkstoffes im Vergleich zum Standard-Referenz-Prüfrad;
- Y_X der Größenfaktor zur Berücksichtigung der Zahnradabmessungen;
- Y_{RrelT} der relative Oberflächenfaktor zur Berücksichtigung des Einflusses der Oberflächenbeschaffenheit in der Zahnfußrundung im Vergleich zum Standard-Referenz-Prüfrad.

Zur genauen Ermittlung der Y-Faktoren wird auf die Normen [2, 11] hingewiesen.

Kennwerte zur Zahnfußdauerfestigkeit sind in den Normen [2, 11] für unterschiedliche Zahnrad Ausführungen (Werkstoff, Wärmebehandlung usw.) in Abhängigkeit von so genannten Werkstoffqualitätsstufen angegeben.

2.2.2 Kontinuumsmechanische Konzepte zur lokalen Dauerfestigkeit

Um den Prozess der Werkstoffermüdung in einem beanspruchten Werkstoffkontinuum lokal zu beurteilen, werden die komplexen Spannungszustände an der Stelle höchster Beanspruchung mittels Festigkeitshypothesen und werkstoffmechanischen Modellen ausgewertet.

Die klassische Gestaltänderungsenergiehypothese (GEH) nach von Mises (s. z. B. [52]) ermittelt aus dem mehrachsigen Lastspannungszustand mit Hauptspannungen σ_1 , σ_2 und σ_3 eine Vergleichsspannung $\sigma_{V,GEH}$, die zur Beurteilung der Werkstoffermüdung einem Festigkeitskennwert σ_R gegenübergestellt wird (**Gleichung (7)**).

$$\sigma_{GEH} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \leq \sigma_R \quad (7)$$

Bei schwingenden Beanspruchungen $\sigma_i(t) = \sigma_{im} + \sigma_{ia} \cdot \cos(\omega t + \phi)$ (mit $i = 1, 2, 3$) ist der Mittelspannungseinfluss auf die Schwingfestigkeit zu berücksichtigen.

Abgeleitet aus dem bekannten Goodman-Ansatz (vgl. z. B. [52]) lässt sich der Mittelspannungseinfluss bei der Beurteilung der Werkstoffermüdung unter einachsiger zyklischer Beanspruchung verallgemeinert mit **Gleichung (8)** darstellen:

$$\sigma_a \leq \sigma_A = \sigma_W - M \sigma_m \quad (8)$$

Dabei ist

- σ_a die auftretende Lastspannungsamplitude;
- σ_A die Schwingfestigkeit, d.h. die dauerhaft ertragbare Lastspannungsamplitude;
- σ_m die auftretende Lastmittelspannung;
- σ_W die Wechselfestigkeit des Werkstoffes;
- M die Mittelspannungsempfindlichkeit.

Liegt ein mehrachsiger Spannungszustand vor, werden für σ_a und σ_m in **Gleichung (8)** Vergleichsspannungen herangezogen. Nach Sines [61] wird die Spannungsamplitude σ_a nach der Gestaltänderungsenergiehypothese

$$\sigma_a = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_{1a} - \sigma_{2a})^2 + (\sigma_{2a} - \sigma_{3a})^2 + (\sigma_{3a} - \sigma_{1a})^2} \quad (9)$$

mit $\sigma_{1a} \dots \sigma_{3a}$ Hauptspannungsamplituden, und die Lastmittelspannung σ_m als

$$\sigma_m = \frac{(\sigma_{1m} + \sigma_{2m} + \sigma_{3m})}{\sqrt{2}} \quad (10)$$

mit $\sigma_{1m} \dots \sigma_{3m}$ Mittelwerten der Hauptspannungen berechnet.

Liegen im Bauteil Eigenspannungen vor, die als stabil betrachtet werden können, sind diese nach Macherauch [42] hinsichtlich ihrer Auswirkungen auf die Schwingfestigkeit wie Mittelspannungen und somit als Einflussgröße für die Schwingfestigkeit aufzufassen. Die Untersuchungen in [34] stellten keinen Unterschied zwischen der Lastmittel- und der Eigenspannungsempfindlichkeit einsatzgehärteter Kerbzustände fest.

Ein weiteres Bewertungsverfahren des Beanspruchungszustands eines Kontinuums stellt die Schubspannungsintensitätshypothese (SIH) dar. Grundlage ist dabei die Interpretation der von Mises Fließbedingung nach Novoshilov [73], nach der die Beanspruchung mittels des quadratischen Mittelwerts der Schubspannungen aller $\alpha\gamma$ -Schnittebenen eines Volumenelementes, der Schubspannungsintensität τ_{eff} , bewertet wird. Die Schubspannungsintensität τ_{eff} berechnet sich durch das Integral in **Gleichung (11)** über die Oberfläche Ω eines Volumenelements:

$$\tau_{\text{eff}}^2 = \frac{1}{\Omega} \int_{\Omega} \tau_{\gamma\alpha}^2 d\Omega \quad (11)$$

Oster [24] wendet die SIH zur Bewertung des komplexen schwingenden Beanspruchungszustands an, der in einem Zahnradzahn vorliegt. Dabei wird mit $\tau_{\alpha\gamma}$ die in der $\alpha\gamma$ -Schnittebene während des Belastungszyklus maximal auftretende Spannung betrachtet. Damit liegt eine Vergleichsspannung vor, die auch bei zeitlich veränderlichem Hauptspannungssystem anwendbar ist.

In einer Erweiterung des auf der SIH basierten Rechenverfahrens für zyklische Beanspruchungen berücksichtigt Hertter [21] den Einfluss von Mittel- und Eigenspannungen auf die Beanspruchung und die Beanspruchbarkeit. Darüber hinaus werden im Rechenverfahren nach [21] die in [35] beschriebenen Ansätze eingesetzt, um den Einfluss der ungleichförmigen Spannungsverteilung bzw. der Stützwirkung sowie den Oberflächen- und technologischen Einfluss zu berücksichtigen. Neben dem bezogenen Spannungsgefälle χ^* werden hierzu weitere Kenngrößen wie die so genannte Ersatzstrukturlänge ρ^* nach Neuber [49], der Faktor σ_k zur Berücksichtigung der Kerbwirkung der Oberflächenrauheit und der Faktor i_k zur Berücksichtigung innerer Kerbwirkungen (Textur, Einschlüsse...) eingeführt, um die lokale Bauteilwechselfes-

tigkeit σ_W vom Werkstoffkennwert der Zug-Druck-Festigkeit der idealen Probe σ_{zdW} abzuleiten:

$$\sigma_W = \sigma_{zdW} \cdot \left(\min(\sigma_k, i_k) + \sqrt{\rho^* \cdot \chi^*} \right) \quad (12)$$

Viele dieser Kenngrößen werden als Funktionen der örtlichen Härte berechnet, die somit als entscheidender Parameter zur Bestimmung der Beanspruchbarkeit einsatzgehärteter Bauteile bewertet wird.

2.2.3 Bruchmechanische Betrachtung

Nach den Ansätzen der linear-elastischen Bruchmechanik gilt im Allgemeinen für ein rissbehaftetes, unter Zug schwellend beanspruchtes Bauteil folgendes Schadenskriterium (s. z. B. [59]):

$$\Delta K = \Delta\sigma(a) \cdot Y \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \geq \Delta K_{th} \quad (13)$$

Dabei ist a die Risslänge, $\Delta\sigma(a)$ die maximale Zugspannung (hier gleich der Spannungsbreite, d.h. der doppelten Spannungsamplitude) an der Stelle der Rissspitze im unbeschädigten Bauteil, Y ein Formfaktor zur Berücksichtigung der Bauteilgeometrie, ΔK die Schwingbreite der Spannungsintensität und ΔK_{th} der Schwellenwert (Threshold) der Schwingbreite der Spannungsintensität, ein Werkstoffkennwert.

Druckeigenstressungen σ_{ES} bewirken Riss-schließeffekte, die sich positiv auf die Bruchzähigkeit widerspiegeln. Die effektive Schwingbreite der Spannungsintensität ΔK_{eff} besteht aus der bei „offenem“ Riss wirkenden Beanspruchung. Nach [28] und [40] ist diese Bedingung durch eine Superposition von Last- und Eigenstressungen erfassbar. Das Schadenskriterium für Schwellbeanspruchung lautet demnach:

$$\Delta K_{eff} = (\Delta\sigma(a) + M_K \cdot \sigma_{ES}(a)) \cdot Y \sqrt{\pi \cdot a} \geq \Delta K_{th} \quad (14)$$

Dabei stellt $\Delta\sigma(a)$ bzw. $\sigma_{ES}(a)$ die maximale Lastzugspannung während des Belastungszyklus bzw. die Eigenstressung an der Stelle der Rissspitze im Fall des unbeschädigten, nicht angerissenen Bauteils dar. M_K ist die entsprechende Eigenstressungsempfindlichkeit. Bei Annäherung an ein Druckeigenstressmaximum in der Tiefe kann das Risswachstum zum Stillstand kommen und die entsprechende Beanspruchung dauerhaft ertragen werden.

In [36] und [68] wird die Superposition von Last- und Eigenstressungen genutzt, um die effektive Schwingbreite der lokalen Spannungsintensität zu berechnen und damit die Dauerfestigkeit gekerbter Biegeproben bzw. biegebeanspruchter Zahnräder zu

ermitteln. In beiden Arbeiten wird stets von einem Oberflächenanriss ausgegangen, der mit der Randoxidationstiefe gleichgesetzt wird (s. dazu auch Abschnitt 2.3). In [36] wird zusätzlich behauptet, dass hohe Druckeigenspannungen unterhalb der Oberfläche die Anwesenheit nicht ausbreitungsfähiger Risse in Bauteilen rechnerisch rechtfertigen können und dass diese tatsächlich an entsprechenden Proben experimentell nachgewiesen wurden.

2.3 Einfluss der Wärmebehandlung auf die Zahnfußtragfähigkeit

Neben der chemischen Zusammensetzung des Stahls und dessen Schmelzwerdegang spielt die Wärmebehandlung eine entscheidende Rolle zur Bestimmung der Festigkeitseigenschaften des Werkstoffs und somit des Bauteils. Im Folgenden werden die wichtigsten wärmebehandlungsbedingten Einflussgrößen für die Zahnfußtragfähigkeit einsatzgehärteter Zahnräder kurz zusammengefasst.

Einsatzhärtungstiefe

Die Einsatzhärtungstiefe (Eht) wird bei einer Härte von 550 HV definiert [6]. Niemann und Winter [47] empfehlen zur Optimierung der Zahnfußtragfähigkeit eine $Eht = 0,1 \dots 0,25 \cdot m_n$. In [14] und [69] wird der Einfluss der Einsatzhärtetiefe gezielt an Prüfzahnradern unterschiedlicher Baugröße und Werkstoffe untersucht. Danach sind maximale Zahnfußdauerfestigkeiten bei Einsatzhärtungstiefen im Bereich $Eht = 0,1 \dots 0,2 \cdot m_n$ erreichbar (**Bild 3**).

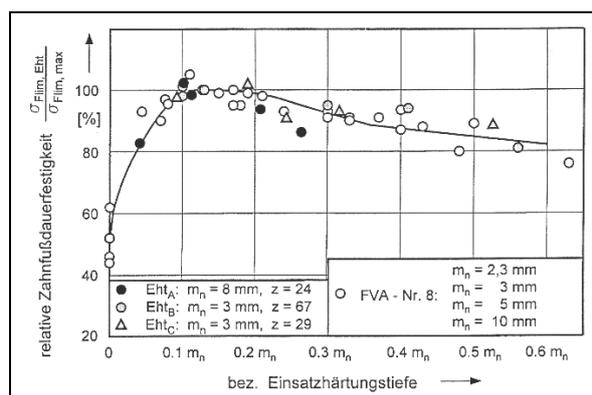


Bild 3 Versuchsergebnisse zum Einfluss der Eht auf die Zahnfußdauerfestigkeit nach [69] im Vergleich mit den Ergebnissen nach [14]

Randkohlenstoffgehalt

In [39] wird bei rein martensitischem Randgefüge eine Steigerung der Zahnfußdauerfestigkeit um 10 % durch Anheben des Randkohlenstoffgehalts von 0,6 auf 0,9 % erreicht. Dabei wird allerdings darauf hingewiesen, dass höhere Kohlenstoffgehalte in der Regel größere Anteile an Restaustenit nach der Härtung bestimmen. Hinsichtlich der Biegefestigkeit ist somit die Größe „Randkohlenstoffgehalt“ nicht losgelöst von weiteren Parametern zu bewerten.

Randoxidation

Beim herkömmlichen Einsatzhärtungsverfahren (Aufkohlung mit Endogas, Ölabschreckung) bildet der vorhandene Sauerstoff bevorzugt Oxide mit den Legierungselementen mit einer höheren Affinität zu Sauerstoff als Eisen. Im Randbereich entstehen somit oxidreiche Zonen mit einer Verarmung an Legierungselementen, die die Härte solcher Zonen dementsprechend herabsetzt und somit die vollständige Martensitumwandlung beeinträchtigt. Dies korreliert mit dem mehrfach festgestellten Auftreten von Troostit in der Randschicht (feinlamellarer perlitischer „Troostitsaum“) [16, 63]. Dadurch liegt eine Minderung der Festigkeitseigenschaften der Randschicht vor. In [40] sind mehrere Untersuchungen belegt, bei denen eine Minderung der Zahnfußtragfähigkeit mit steigender Randoxidationstiefe festzustellen ist. In [54, 71] weisen randoxidationsfreie Randschichtzustände höhere Biegedauerfestigkeiten als randoxidationsbehaftete Zustände auf.

Die Oxide bilden sich bevorzugt an den Korngrenzen aus, wo mehr Energie zur Aktivierung entsprechender Vorgänge zur Verfügung steht. Oxidbehaftete Korngrenzen steigern die Gefahr eines interkristallinen Bruchs. Dieser spröde Zustand wird in [34, 37, 68] als höchst rissgefährdet betrachtet. Anrisse mit einer Länge gleich der Randoxidationstiefe werden aus diesem Grund für bruchmechanische Betrachtungen zur Biegetragfähigkeit angenommen. Auf dieser Basis kann eine Minderung der Biegefestigkeit mit zunehmender Randoxidationstiefe bzw. eine Steigerung der Biegefestigkeit nach Beseitigung der Randoxidation durch elektrolytisches Polieren gedeutet werden.

Weitere Untersuchungen bestätigen diesen entscheidenden Einfluss der Randoxidation auf die Zahnfußtragfähigkeit nicht. In [18] wurden Zahnräder der gleichen Fertigungscharge randoxidationsfrei durch Plasmaaufkohlung und im Vergleich konventionell in Gasatmosphäre einsatzgehärtet. Die Untersuchungen zur Zahnfußtragfähigkeit zeigten keinen relevanten Unterschied. Dabei ist jedoch zu beachten dass die Zahnräder im reinigungsgestrahnten Zustand untersucht wurden. In [30] weisen niederdruckaufgekohlte und hochdruckgasabgeschreckte Zahnräder (randoxidationsfreier Zustand) vergleichbare Zahnfußtragfähigkeiten wie die entsprechenden gasaufgekohlten und ölgeschreckten Zahnräder mit einer Randoxidationstiefe von ca. 12 µm auf.

Manganeffusion bei Niederdruckaufkohlung

Bei randoxidationsfreien Wärmebehandlungen wie der Niederdruckaufkohlung mit Hochdruckgasabschreckung sind ebenfalls Änderungen in der Randschicht festzu-

stellen. Insbesondere wird Manganeffusion in einem zeit-temperatur-abhängigen Bereich (Größenordnung ca. 40 μm Tiefe) betrachtet [16, 63]. Diese Verarmung an Legierungselementen kann zu einer Minderung der Festigkeitseigenschaften der Randschicht führen.

Thermische Ätzeffekte

Niederdruckaufgekohlte Stahloberflächen weisen häufig so genannte „thermische Ätzeffekte“ an den Korngrenzen auf (s. **Bild 4**). Als Ursache dieses Phänomens werden die Minimierung der Oberflächenspannung („Verrundung der Körner“) bei hohen Temperaturen sowie Diffusions- und Effusionsvorgänge an den Korngrenzen im Zusammenwirken mit der Aufkohlungsatmosphäre angesehen. Bisherige Untersuchungen [16] konnten eine negative Wirkung dieser Randschichtschädigung auf die Biegefestigkeit nicht ausschließen.

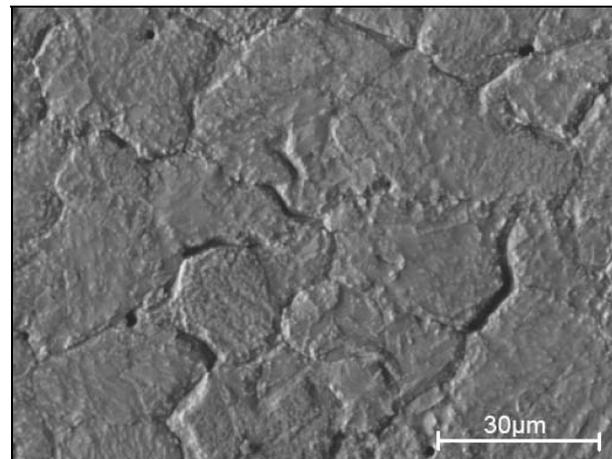


Bild 4 REM-Aufnahme der Oberfläche einer bei 930 °C mit Propan niederdruckaufgekohlten Probe aus dem Werkstoff 16MnCr5 [16]

Restaustenitgehalt

Der Einfluss des Restaustenits auf das Ermüdungsverhalten einsatzgehärteter Stähle ist nach heutigem Stand des Wissens nicht vollständig geklärt. Nach [33] wirkt ein höherer Restaustenitgehalt negativ auf die untere Biegezeitfestigkeit bzw. positiv auf die obere Biegezeitfestigkeit. Grund dafür ist die niedrigere Festigkeit der Austenitphase im Vergleich zur Martensitphase bzw. die höhere Zähigkeit sowie die Ausbildung hoher Druckeigenspannungen durch die verformungsinduzierte Martensitumwand-

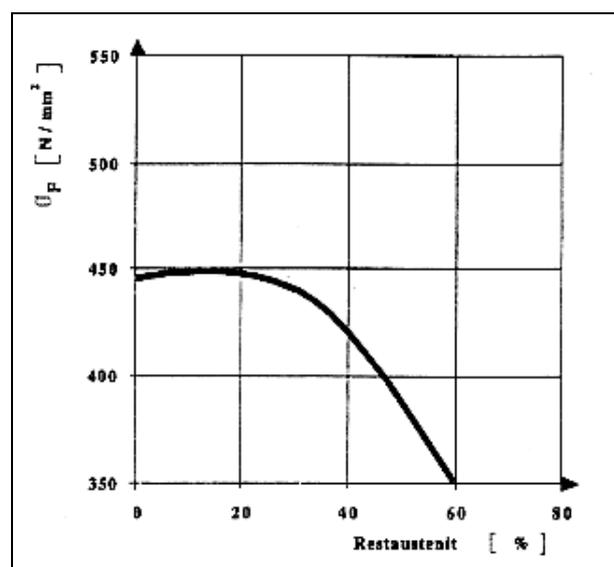


Bild 5 Einfluss des Restaustenitgehalts auf die Zahnfußtragfähigkeit von Cr-Ni-Stählen [56]

lung. Nach [60] korrelieren höhere Restaustenitgehalte in der Randschicht mit niedrigeren Druckeigenstressungen und niedrigeren Härten und bewirken somit geringere Schwingfestigkeiten. Reichen jedoch die Beanspruchungen aus, um eine Martensitumwandlung zu induzieren und damit höhere Druckeigenstressungen auszubilden, wird der Anrisswiderstand erhöht. Nach [56] nimmt die Zahnfußdauerfestigkeit von Cr-Ni-Einsatzstählen bis zu einem Restaustenitgehalt von 15 % geringfügig zu, um bei höheren Restaustenitgehalten deutlich abzunehmen (s. **Bild 5**).

Korngröße

Es ist allgemein belegt [13, 33, 48, 52], dass eine Korngrößenverfeinerung die statischen und dynamischen Festigkeitseigenschaften von Stählen verbessert. In [12] wird bei sonst vergleichbaren Prüfradeigenschaften eine Minderung der Zahnfußdauerfestigkeit um durchschnittlich ca. 12 % durch den Wechsel von einer Feinkorncharge mit Korngröße $G = 11 \dots 12$ auf eine Charge mit Korngröße $G = 7 \dots 8$ festgestellt.

2.4 Strahlbehandlung und deren Einfluss auf die Zahnfußtragfähigkeit

Einsatzgehärtete Zahnräder werden häufig in der Industriepraxis im Anschluss an die Wärmebehandlung gestrahlt. Die Oberfläche des Bauteils wird mit kleinen, hinreichend harten Teilchen beschossen. Hierbei kann zwischen Reinigungsstrahlen und Kugelstrahlen unterschieden werden.

Die Norm ISO 6336-5 (2003) [11] beschreibt das Reinigungsstrahlen (*mechanical cleaning*) als eine Technologie, die nach der Wärmebehandlung zur Entfernung von Zunderschichten und Verunreinigungen dient. „Die industrielle Praxis schließt die Verwendung von Aluminiumoxid, Sand, Stahlkugeln, Drahtkorn und Glasperlen als Strahlmittel ein. Über die Oberflächenreinigung hinaus beeinflussen diese den Eigenspannungszustand – einige mehr als andere. Diese Änderung des Eigenspannungszustands beeinflusst die Biegefestigkeit und den Einfluss anschließender Behandlungen.“ Die in der ISO 6336-5 [11] angegebenen Kennwerte zur Zahnfußdauerfestigkeit einsatzgehärteter Zahnräder im Bereich der Werkstoffqualitätsstufe MQ „wurden nach Anwendung fachgerechter industrieller Reinigungsstrahltechnologien ermittelt und können deshalb nicht unbedingt nach der Wärmebehandlung allein erreicht werden“. Der Prozess des Reinigungsstrahlens erfolgt häufig in einer Schleuderradanlage und ohne große Anforderungen hinsichtlich Dokumentation und Überwachung.

Weiterhin beschreibt die ISO 6336-5 [11] das Kugelstrahlen (*shot peening*) als ein Verfahren, das „durch den Beschuss einer Bauteiloberfläche mit kleinem rundem Strahlgut“ erfolgt und das einen hohen Druckeigen Spannungszustand in der oberflächennahen Randschicht ausbildet. „Das Kugelstrahlen steigert die Druckeigen spannungen und verbessert die Biegefestigkeit im Zahnfuß. Das Kugelstrahlen soll nicht mit dem Reinigungsstrahlen verwechselt werden.“ [11] Das kontrollierte Kugelstrahlen unterscheidet sich vom praxisüblichen Reinigungsstrahlen grundsätzlich durch Prozessoptimierung und -überwachung. Unter Prozessoptimierung versteht sich die sorgfältige Auswahl der Zusammensetzung, der Härte und der Größe des Strahlmittels, sowie des Deckungsgrades und der beim Aufprall übertragenen Energie (durch welche der Tiefenverlauf der strahlbedingten Druckeigen spannungen ggf. gesteuert wird). Die Prozessüberwachung automatisierter Kugelstrahlanlagen gewährleistet die Wiederholbarkeit der Strahlbehandlung, indem charakteristische Parameter (wie z. B. Luftdruck, Strahlzeit, Abstand der Düsen usw.) stets überprüft und geregelt werden und das Strahlmittel bei jedem Umlauf nach Größe und Form sortiert wird, um unregelmäßige oder unzulässige Teilchen zu entfernen. Der Kugelstrahlbehandlung schreibt die ISO 6336-5 [11] eine Steigerung um 10 % der Zahnfußdauerfestigkeit einsatzgehärteter Zahnräder der Qualitätsstufe MQ zu.

Der positive Einfluss einer Strahlbehandlung auf die Zahnfußtragfähigkeit wurde in mehreren Forschungsarbeiten festgestellt. In [70] wurde insbesondere der Einfluss praxisüblicher Reinigungsstrahlbehandlungen auf die Zahnfußtragfähigkeit einsatzgehärteter Zahnräder experimentell untersucht. Belegt wurden Steigerungen der Zahnfußdauerfestigkeit durch das Reinigungsstrahlen um 15 bis 35 % im Vergleich zu ungestrahlten Zahnrädern der gleichen Fertigungsseries. Aus den Versuchsergebnissen ergibt sich, dass Steigerungen der Zahnfußdauerfestigkeit in dieser Größenordnung erreicht werden, wenn eine ausreichende Strahldauer vorliegt, die ein gleichmäßiges Strahlergebnis sicherstellt.

Noch größere Steigerungen der Dauerfestigkeit, bis zu 70 % im Vergleich zum entsprechenden ungestrahlten Zustand, sind durch das kontrollierte Kugelstrahlen möglich, wie von zahlreichen experimentellen Untersuchungen bestätigt ist (z. B. [12, 17, 22, 30]).

Die festigkeitssteigernde Wirkung einer Strahlbehandlung wird mit einer Veränderung der Randschichteigenschaften gedeutet. Druckeigen spannungen werden ausgebildet und Restaustenit wandelt mechanisch in Martensit um (s. Abschnitt **2.5.3**).

2.5 Eigenspannungszustand einsatzgehärteter Zahnräder

2.5.1 Definition von Eigenspannungen

Eigenspannungen sind im Allgemeinen statisch wirkende mehrachsige Spannungen in einem Bauteil, das frei von Beanspruchung durch äußere Kräfte und Momente ist. Die mit den Eigenspannungen verbundenen inneren Kräfte und Momente befinden sich im mechanischen Gleichgewicht.

Nach Macherauch [41] werden Eigenspannungen nach deren Reichweite im Werkstoff in Eigenspannungen I., II., und III. Art wie folgt untergliedert:

Eigenspannungen I. Art sind über größere Werkstoffbereiche (mehrere Körner) nahezu homogen. Die mit Eigenspannungen I. Art verbundenen inneren Kräfte sind bezüglich jeder Schnittfläche durch den ganzen Körper im Gleichgewicht. Ebenso verschwinden die mit ihnen verbundenen inneren Momente bezüglich jeder Achse. Bei Eingriffen in das Kräfte- und Momentengleichgewicht von Körpern, in denen Eigenspannungen I. Art vorliegen, treten makroskopische Maßänderungen auf.

Eigenspannungen II. Art sind über kleine Werkstoffbereiche (ein Korn oder Kornbereich) nahezu homogen. Die mit Eigenspannungen II. Art verbundenen inneren Kräfte und Momente sind über hinreichend viele Körner im Gleichgewicht. Bei Eingriffen in dieses Gleichgewicht können makroskopische Maßänderungen auftreten.

Eigenspannungen III. Art sind über kleinste Werkstoffbereiche (mehrere Atomabstände) inhomogen. Die mit Eigenspannungen III. Art verbundenen Kräfte und Momente sind in kleinen Bereichen (hinreichend großen Teilen eines Kornes) im Gleichgewicht. Bei Eingriffen in dieses Gleichgewicht treten keine makroskopischen Maßänderungen auf.

Die vorgeschlagenen Definitionen beziehen sich auf einen polykristallinen Werkstoff. Sie beschreiben zunächst nur idealisierte Eigenspannungszustände, sind aber auch im Fall der Überlagerung von Eigenspannungen I., II. und III. Art anwendbar, wie sie in technischen Werkstoffen immer vorliegen. Eigenspannungen I. Art entstehen z. B. bei Wärmebehandlungen, wenn thermisch und/oder durch Umwandlung bedingte Spannungen lokal die vorliegende Fließgrenze überschreiten. Eigenspannungen II. Art können bei der Wärmebehandlung z. B. in zwei- und mehrphasigen Werkstoffen entstehen, wenn die Phasen unterschiedliche Ausdehnungskoeffizienten haben. Eigenspannungen III. Art sind z. B. Gitterstörungen, die durch gelöste Fremdatome (wie z. B. bei der Eindiffusion von Kohlenstoff oder Stickstoff) oder Versetzungen induziert werden.

An einsatzgehärteten Zahnrädern werden Eigenspannungen durch die Wärmebehandlung, durch die mechanische Endbearbeitung nach der Wärmebehandlung sowie ggf. durch eine Strahlbehandlung hervorgerufen. Im Folgenden werden diese Entstehungsmechanismen der Eigenspannungen zusammengefasst.

2.5.2 Entstehung von Eigenspannungen bei der Einsatzhärtung

Die Entstehung von Eigenspannungen in einsatzgehärteten Bauteilen ist in der Regel auf zwei unterschiedliche Mechanismen zurückzuführen: Abkühlung und Phasenumwandlung.

Bei der Abkühlung entstehen Spannungen aufgrund der temperaturbedingten Volumenausdehnung des Stahls. Da Teile endlicher Abmessung in der Praxis über den Querschnitt nicht gleichmäßig abgekühlt werden können, ergibt sich durch die unterschiedlichen Abkühlverläufe eine Temperaturdifferenz (und damit Volumendifferenz) zwischen Rand und Kern. Diese kann beim Abschrecken mehrere hundert Grad betragen. Der damit verbundene notwendige Volumenausgleich erzeugt inhomogene Spannungen, die sich je nach der lokal vorliegenden temperaturabhängigen Fließgrenze in Form von rein elastischer oder elastisch-plastischer Dehnung auswirken. Treten während der Abkühlung inhomogene plastische Verformungen auf, so liegen nach der Abkühlung Eigenspannungen im Bauteil vor, die auch für Form- und Maßänderungen des Bauteils verantwortlich sind. Reine Abkühlungsvorgänge führen bei durchgreifender Erwärmung in der Regel zu Druckeigenspannungen in der Randschicht und zu Zugeigenspannungen im Kern [15].

Durch Umwandlung bedingte Eigenspannungen haben ihre Ursache darin, dass der Stahl unterschiedliche Gefügephasen aufweist, die während einer Wärmebehandlung erzeugt werden können. Da diese Phasen unterschiedliche Atomgitterstrukturen und damit unterschiedliche spezifische Volumina besitzen, hängt eine Phasenumwandlung mit einer Volumenänderung zusammen (vgl. **Tabelle 1**).

Bei der Umwandlung von Perlit in Austenit tritt eine Volumenverminderung auf, bei Umwandlung von Austenit in eines der Abschreckgefüge bzw. Perlit eine Volumenvergrößerung. Die größte Volumenzunahme ist bei der Umwandlung von Austenit in Martensit zu verzeichnen. Außerdem ist der Betrag der Volumenänderung vom Kohlenstoffgehalt des Werkstoffes abhängig.

Umwandlung	Vol. – Änderung %
eingeformter Perlit → Austenit	$-4,64 + 2,21 \cdot (\% C)$
Austenit → Martensit	$4,64 - 0,53 \cdot (\% C)$
Austenit → untere Zwischenstufe	$4,64 - 1,43 \cdot (\% C)$
Austenit → obere Zwischenstufe oder Perlit	$4,64 - 2,21 \cdot (\% C)$

Tabelle 1 Vom Kohlenstoffgehalt (% C) abhängige Volumenänderung bei der Phasenumwandlung des Stahls [38]

Beim Abschrecken eines homogenen Werkstoffes führt die Phasenumwandlung zunächst am Rand, der schneller abkühlt, zu einer Volumenvergrößerung. Damit gerät der Rand zunächst unter Druckspannungen, die mit Zugspannungen im Kern im Gleichgewicht stehen. Da dort noch relativ hohe Temperaturen herrschen, wird schnell die Fließgrenze überschritten und die Umwandlungsspannungen werden teilweise abgebaut. Wandelt zu einem späteren Zeitpunkt der Kern um, so werden im Rand zunächst die verbliebenen Druckeigenstressungen ab- und schließlich Zugeigenstressungen aufgebaut, die mit Druckeigenstressungen im Kern im Gleichgewicht stehen. Derartige Spannungsverteilungen sind für reine Umwandlungsspannungen kennzeichnend [15, 55].

Bei der Härtung von Stahlbauteilen überlagern sich Abkühlungs- und Umwandlungsspannungen. Für die Größe und das Vorzeichen der Resteigenstressungen ist im Allgemeinen die zeitliche Reihenfolge der Umwandlung des Kern- und des Randwerkstoffes entscheidend. Dies hängt wiederum von einer ganzen Reihe von Faktoren ab, z. B. von den Abmessungen des Bauteils, vom Umwandlungsverhalten (ZTU-Schaubild), von der Abschreckgeschwindigkeit, der Warmfestigkeit des Stahles usw.

Bei der Einsatzhärtung wird durch Aufkohlung die Härtebarkeit der Randschicht eines Bauteils aus einem Stahl mit niedrigem Kohlenstoffgehalt zusätzlich gesteigert. Der einsatzgehärtete Werkstoff besteht näherungsweise aus Schichten unterschiedlichen Kohlenstoffgehalts und deshalb unterschiedlichen Umwandlungsverhaltens. Dem Randschicht- und Kernverhalten entsprechen unterschiedliche ZTU-Schaubilder. Beim Abschrecken werden zunächst die niedrig-kohlenstoffhaltigen tiefer gelegenen Schichten umgewandelt, da sie einen höheren Martensit-Start-Punkt als die aufgekohlte Randschicht aufweisen. Die mit der γ - α -Umwandlung verbundene Volumenvergrößerung kann sich ungestört auswirken. Erst dann wird der Martensit-Start-Punkt auch in der Randschicht unterschritten, woraus sich durch die Volumenvergrößerung Druckeigenstressungen ausbilden, die durch Zugspannungen im Kern kompensiert werden [58].

Zahnräder, die fachgerecht einsatzgehärtet werden, weisen deshalb Druckeigen-
spannungen am Rand und Zugeigen-
spannungen im Kern auf [20]. Die Größe und
Verteilung dieser Druckeigen-
spannungen hängt im Allgemeinen von der Härte-
barkeit des Stahls, der Abschreckgeschwindigkeit, den Bauteilabmessungen, der Einsatz-
härtungstiefe, den Wärmebehandlungstemperaturen und dem Randkohlenstoffgehalt
ab.

2.5.3 Entstehung von Eigenspannungen bei der Strahlbehandlung

Durch die Strahlbehandlung wird ein mechanischer Eingriff in die oberflächennahen
Bereiche des gestrahlten Bauteils vorgenommen, der zu einer mikrostrukturellen
Veränderung des Werkstoffes und zur Veränderung des Eigenspannungszustandes
gegenüber dem unbehandelten Werkstoff führt. In der Randschicht des Werkstoffes
bildet sich ein Druckeigen-
spannungszustand aus, dessen Spannungsverteilung von
den Strahlbedingungen und von den Eigenschaften des Bauteils abhängt. Das
Druckeigen-
spannungsmaximum liegt meist unterhalb der Oberfläche.

Wohlfahrt [72] hat zwei unterschiedliche Modellvorstellungen entwickelt, wie auf
Grund lokaler plastischer Verformung Eigenspannungen bei einer Strahlbehandlung
entstehen können.

Das erste Modell geht von der direkten plastischen Deformation der Oberfläche
durch das zahlreiche Aufprallen der Strahlkörper aus. Die Randschicht wird elas-
tisch-plastisch gedehnt und Druckeigen-
spannungen entstehen aufgrund der engen
Bindung mit dem Kern. Dieses Modell trifft offensichtlich zu, falls der Bauteilwerkstoff
niedrigfest und das Strahlmittel von hoher Härte ist. Wenn der Werkstoff höherfest
ist, erfolgt die plastische Verformung der Oberfläche ebenfalls, allerdings weniger
ausgeprägt.

Das zweite Modell geht von der Hertz'schen Pressung aus, die als Folge der mit dem
Aufprall des kugelförmigen Strahlmittels verbundenen Kraft entsteht. Die Druckbelas-
tung bewirkt eine Hertz'sche Spannungsverteilung, deren Maximum unterhalb der
Oberfläche auftritt [48]. Ist die Hertz'sche Pressung hinreichend hoch, kann die Be-
anspruchung die Fließgrenze lokal überschreiten. Die dadurch entstandene plasti-
sche Verformung bewirkt einen Druckeigen-
spannungszustand, der eine maximale
Druckspannung unterhalb der Oberfläche aufweist. Es ist anzunehmen, dass mit zu-
nehmender plastischer Verformung sich höhere Druckeigen-
spannungen ausbilden. Dieser Entstehungsmechanismus ist insbesondere für höherfeste Werkstoffe, für die
eine geringe Verformung der Randschicht erfolgt, von Bedeutung.

Im Fall gehärteter Stähle kann ein weiterer Vorgang für die Ausbildung von Eigenspannungen infolge der Strahlbehandlung verantwortlich sein. Gehärtete Stähle enthalten wegen der unvollständigen Martensitumwandlung einen gewissen Restaustenitanteil. Nach dem Kugelstrahlen lässt sich eine Abnahme des Restaustenitgehalts in der Randschicht feststellen (z. B. [22, 51]). Es ist anzunehmen, dass die von der Strahlbehandlung verursachte Verformung der Randschicht zu einer verformungs- bzw. spannungsinduzierten Restaustenitumwandlung führt (vgl. [29, 53]). Die dadurch hervorgerufene Volumenzunahme wird vom umgebenen Material behindert, so dass zusätzliche Druckeigenspannungen in der gestrahlten Randschicht entstehen.

2.5.4 Entstehung von Eigenspannungen bei der Endbearbeitung

Infolge der Einsatzhärtung entstehen in einem Zahnrad häufig Form- und Maßänderungen. Außerdem ist nach einer Strahlbehandlung eine Steigerung der Oberflächenrauheit möglich. Aus diesen Gründen ist in der Regel eine Endbearbeitung des Zahnrads notwendig, um eine hohe Verzahnungsqualität zu gewährleisten. Im Allgemeinen besteht die Endbearbeitung eines Zahnrades aus dem Schleifen der Zahnflanken, um die Toleranzen des Fertigmaßes einzuhalten und die geforderte Oberflächengüte zu gewährleisten.

Bei spanenden Fertigungsverfahren werden im Randbereich des Bauteilwerkstoffes Eigenspannungszustände erzeugt, die auf Wechselwirkungen zwischen dem mechanischen und dem thermischen Werkstoffzustand beruhen. Hierbei bewirken die Zerspanungskräfte von Schneidstoffen mit definierter Schneidengeometrie (Dreh- und Fräswerkzeuge) oder undefinierter Schneidengeometrie (Schleifwerkzeuge) im Randbereich teilplastische Druck-Schubverformungen, die je nach Schnittbedingungen mechanisch verursachte Druckeigenspannungen mit einer bestimmten Tiefenwirkung auslösen.

Sowohl durch die hohen Deformationsgeschwindigkeiten als auch durch das Reibungsverhalten der Stoffpaarung Werkzeug/Werkstück wird ein zusätzlicher thermischer Energieanteil in die Werkstückoberfläche eingeleitet, so dass je nach Temperaturhöhe die Warmstauchgrenze des Werkstoffes überschritten werden kann und somit nach Temperatenausgleich Zugeigenspannungen vorliegen.

Je nachdem, ob der umgesetzte mechanische oder thermische Energieanteil überwiegt, können spanend bearbeitete Bauteile an der Oberfläche sowohl Druck- als auch Zugeigenspannungen I. Art aufweisen [31].

Bei der Fertigung zahlreicher Zahnräder wird der Zahnfußbereich von der Flankenfeinbearbeitung nicht beeinflusst. Der im Zahnfußbereich vorliegende Eigenspannungszustand ist in diesem Fall nur durch die Wärme- und ggf. die Strahlbehandlung des Zahnrads bestimmt. Beim Profilformschleifen, welches in den letzten Jahren zunehmend an Bedeutung gewonnen hat, wird dagegen die Zahnfußsausrundung mitgeschliffen. Material wird abgetragen, thermische und mechanische Energie wird eingeleitet und somit der ursprüngliche, aus Wärme- und Strahlbehandlung entstandene Eigenspannungszustand in der Randschicht modifiziert.

3 Modellansatz zum Zahnfußbruchverhalten einsetzgehärteter Zahnräder

3.1 Kurz- und Langrissverhalten – Das Kitagawa-Diagramm

Der Ermüdungsvorgang metallischer Werkstoffe lässt sich grundsätzlich in drei Phasen unterteilen: Rissbildung, stabile Rissausbreitung und instabiler Restbruch. Die Rissbildung umfasst jene mikrostrukturellen Mechanismen, wie Versetzungsgleiten und Bildung von Ermüdungsgleitbändern, die zur Werkstofftrennung durch die ersten wenigen Körner führen (für eine ausführliche Beschreibung s. [45]). Die stabile Rissausbreitung wird durch die Gesetzmäßigkeiten der elasto-plastischen bzw. linear-elastischen Bruchmechanik (vgl. Abschnitt 2.2.3) beschrieben. Bei ausreichender Risslänge tritt schließlich durch statische Überlastung des Restquerschnitts der duktile, schlagartige Restbruch auf.

Die ersten zwei Phasen des Risswachstums unter zyklischer Beanspruchung sind anhand der Abhängigkeit der Rissfortschrittsrate $\frac{da}{dN}$ von der Risslänge a zu unterscheiden. In der Phase der Rissbildung bestimmen die Interaktionen des Kurzrisses mit mikrostrukturellen Hindernissen wie Korn- und Phasengrenzen sowie Poren und Einschlüsse mit charakteristischem Abstand d eine schwingende Rissfortschrittsrate, s. **Bild 6**. Zur Aktivierung der Gleitbänder sind in dieser Phase jene lokalen Beanspruchungen erforderlich, die in der Regel den Kennwert der makroskopischen Dauerfestigkeit bestimmen. Mit zunehmender Länge wird die Rissfortschrittsrate immer weniger von der Mikrostruktur abhängig, bis sie ab einer Länge $a = k \cdot d$ (mit $k \approx 2 \dots 7$ [44]) eine Funktion der Risslänge allein ist und die Phase der stabilen Rissausbreitung kennzeichnet (s. **Bild 6**).

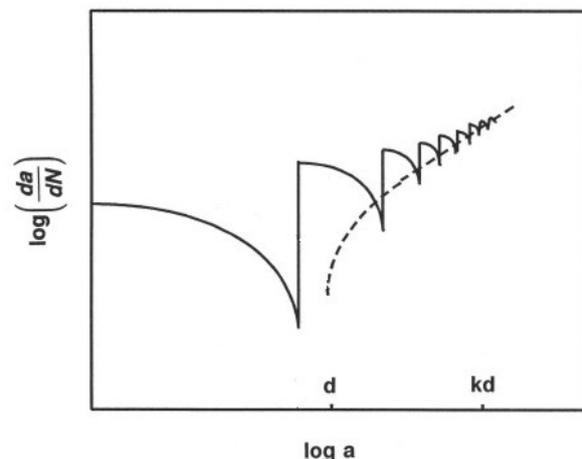


Bild 6 Schematische Darstellung der Rissfortschrittsrate als Funktion der Risslänge nach [44]

Dieses Verhalten wird im allgemein anerkannten Kitagawa-Diagramm wiedergegeben (vgl. z. B. [52, 67]). In einem doppel-logarithmischen Koordinatensystem wird die den Riss bildende bzw. treibende Nennspannungsbreite einer schwellenden Beanspruchung $\Delta\sigma$ als Funktion der Risslänge a dargestellt.

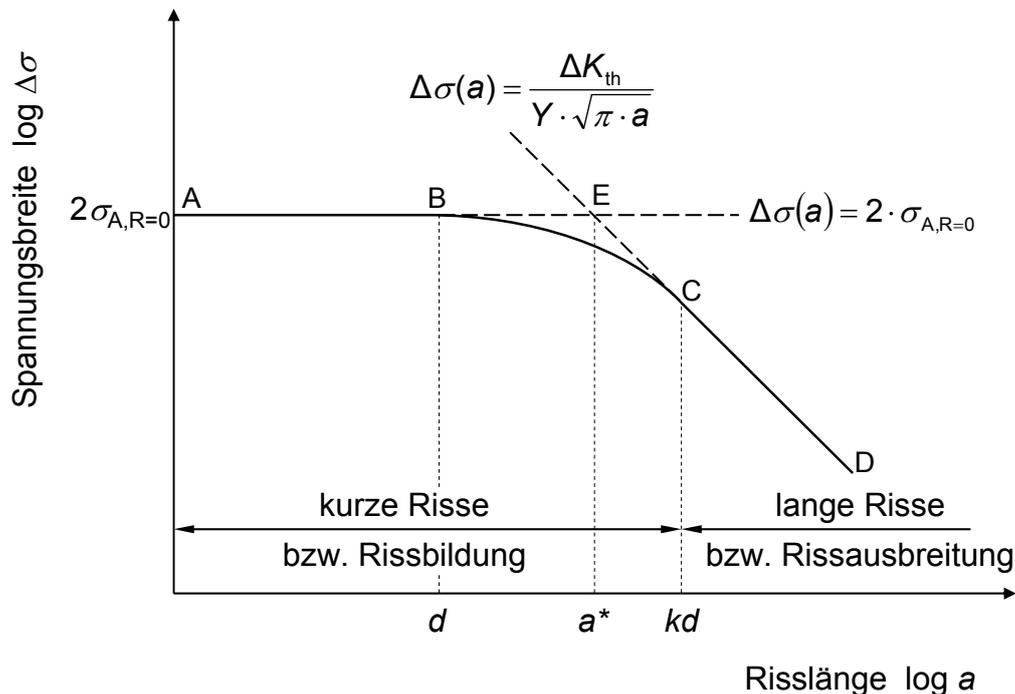


Bild 7 Kitagawa-Diagramm: Schwellenwert der Schwingbreite als Funktion der Risslänge

Die entsprechende Kurve (s. **Bild 7**) lässt sich in drei Bereiche unterteilen:

- Die horizontale Gerade A-B beschreibt die den mikrostrukturell kurzen Riss ($a \leq d$) initiiierende Beanspruchung. Der Kennwert der Gerade entspricht der Dauerfestigkeit für die schwelende Beanspruchung $\sigma_{A,R=0}$:

$$\Delta\sigma(a) = 2 \cdot \sigma_{A,R=0} \quad (15)$$

- Die Kurve C-D beschreibt den bruchmechanischen Zusammenhang nach **Gleichung (16)**, der als Bedingung für die stabile Ausbreitung eines langen Risses ($a \geq k \cdot d$) nach den Gesetzen der linear-elastischen Bruchmechanik gilt.

$$\Delta\sigma(a) = \frac{\Delta K_{th}}{Y \cdot \sqrt{\pi \cdot a}} \quad (16)$$

Formal handelt es sich bei $\Delta\sigma(a)$ um eine Nennspannung, wie sie für den unbeschädigten Teil berechnet werden kann, d. h. ohne die von der Risspitze verursachte Spannungserhöhung zu berücksichtigen. (Die doppel-logarithmische Darstellung in **Bild 7** ist zu beachten)

- Die Kurve B-C umfasst den Übergang von der Phase der Rissbildung zur Phase der stabilen Rissausbreitung, d. h. vom Kurzriss- zum Langrissverhalten. Der kurze Riss im Bereich $d \leq a \leq k \cdot d$ unterliegt in dieser Phase elasto-plastischen Vor-

gängen, die immer noch Gegenstand von Untersuchungen und analytisch nur schwer darstellbar sind. (Für einen ausführlicheren Überblick zum Thema Kurzwachstum s. z. B. [43]).

Zweckmäßig kann die Kurve zur Rissbeanspruchbarkeit im Kitagawa-Diagramm mittels der zwei Geraden A-E und E-D angenähert werden. Durch den Schnittpunkt der zwei Geraden lässt sich die Risslänge a^* bestimmen, die *annähernd* der Risslänge entspricht, bei der der Übergang zwischen dem Kurzwachstum- und dem Langwachstumsverhalten anzunehmen ist [44, 67]:

$$a^* = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{Y \cdot 2 \cdot \sigma_{A,R=0}} \right)^2 \quad (17)$$

Die Risslänge a^* ist im Allgemeinen werkstoffabhängig, d. h. hängt von der chemischen Zusammensetzung, der Mikrostruktur bzw. dem Wärmebehandlungszustand des Werkstoffs ab. Aus **Gleichung (17)** ist zu schließen, dass Risse in Werkstoffen, die hoch dauerhaft (d. h. mit großer $\sigma_{A,R=0}$) jedoch tendenziell spröde (d. h. mit relativ kleinen Werten von ΔK_{th}) sind, bereits ab kleinen Risslängen sich wie Langrisse verhalten.

Der Stahl 42CrMo4 im vergüteten Zustand weist z. B. eine Schwellfestigkeit $\sigma_{A,R=0} = 385 \text{ N/mm}^2$ bzw. einen Schwellenwert der Schwingbreite der Spannungsinintensität $\Delta K_{th} = 180 \text{ Nmm}^{3/2}$ (für $R = 0$) auf (s. [9] bzw. [10]). Mit diesen Werten liefert **Gleichung (17)** eine Übergangsrisslänge $a^* \approx 14 \text{ }\mu\text{m}$. Für den einsatzgehärteten Stahl 16MnCrS5 wird in [57] der „Parameter, der den Übergang vom Kurzwachstum- zum Langwachstumsverhalten beschreibt und anhand von Referenzproben bestimmt werden muss“, bei $34 \text{ }\mu\text{m}$ angesetzt. In der oben beschriebenen Modellvorstellung entspricht dieser Wert etwa $k \cdot d$. Für einen perlitisch-ferritischen Stahl AISI 1045 (0,42...0,5 % C, 0,6...0,9 % Mn), dessen Korngrößendurchmesser bei ca. $35 \dots 45 \text{ }\mu\text{m}$ liegt, wird dagegen in [44] $d = 120 \text{ }\mu\text{m}$ angesetzt.

Aus den vorliegenden Kennwerten und deren Vergleich (s. **Tabelle 2**) ist anzunehmen, dass im martensitischen Zustand der Übergang zwischen Kurzwachstum- und Langwachstumsverhalten bei einer Risslänge kleinerer Größenordnung als im ferritischen Zustand stattfindet. Der für den martensitischen Zustand hier angegebene charakteristische mikrostrukturelle Abstand d kann nicht unmittelbar auf die Korngrenzen bezogen werden, da dies eine Korngröße nach [5] im Bereich $G \approx 10 \dots 13$ voraussetzen würde, die nicht plausibel scheint. Eine näher liegende Interpretation sollte die Mikrostruktur des Martensits berücksichtigen. Die Martensitumwandlung in den ursprünglichen Austenitkörnern erfolgt über Versetzungsgleiten und Zwillingsbildung mit dem

Ergebnis einer Zerteilung des Austenitkorns in kleinere Bereiche (*Martensitplatten*) in der Größenordnung des Mikrometers [13].

Werkstoff	Zustand	d [μm]	a^* [μm]	$k \cdot d$ [μm]
42CrMo4	vergütet (martensitisch)	<i>< 14</i>	14	<i>14 < k · d < 56</i>
16MnCrS5	einsatzgehärtet (martensitisch)	9	<i>9 < a* < 34</i>	34
AISI 1045	ferritisch-perlitisch	120	<i>120 < a* < 480</i>	480

Tabelle 2 Mikrostrukturelle Parameter zum Übergang Kurzriss-/Langrissverhalten für den Werkstoff 42CrMo4 [9, 10], 16MnCrS5 [57], AISI1045 [44]. Die Werte in Kursiv sind durch $k \approx 4$ und $d \leq a^* \leq k \cdot d$ abgeleitet.

Im Folgenden wird von der Arbeitshypothese ausgegangen, dass der Übergang zwischen Kurzriss- und Langrissverhalten in hochfesten martensitischen Gefügen bereits bei Risslängen in der Größenordnung $a^* = 10 \dots 40 \mu\text{m}$ möglich ist.

Eine Unterstützung für diese Hypothese ist in der Literatur nur z. T. gegeben, jedoch hauptsächlich aus dem Grund, dass experimentelle Überprüfungen von Modellen und Ansätzen zum Kurzrissverhalten mit der entsprechenden Ermittlung von Kennwerten meist an ferritischen Stählen oder Aluminiumlegierungen durchgeführt wurden.

3.2 Modifiziertes Kitagawa-Diagramm zur Zahnfußdauerfestigkeit einsatzgehärteter Zahnräder

Das Kitagawa-Diagramm ermöglicht, wie in **Abschnitt 3.1** beschrieben, die Beanspruchungsbedingungen zur Bildung und zur Ausbreitung eines Risses in einfacher Form darzustellen. Im Vergleich zur üblichen Referenz der zyklisch zugbeanspruchten Standard-Probe weist jedoch das biegebeanspruchte Zahnrad Besonderheiten auf, die in einem Ansatz zur Zahnfußdauerfestigkeit zu berücksichtigen sind. Diese sind in **Tabelle 3** aufgeführt.

Standard-Probe	Einsatzgehärtetes Zahnrad (Zahnfuß)
<u>Werkstoff</u>	
Homogenes Gefüge Nahezu konstante Werte von σ_W und ΔK_{th} in der Werkstofftiefe Übergang Kurzriss-/Langrissverhalten bei Risslänge im Bereich weniger Korngrößendurchmesser	Durch die Aufkohlung sich mit der Tiefe veränderndes Werkstoffgefüge Tiefenabhängige Werte von σ_W und ΔK_{th} Übergang Kurzriss-/Langrissverhalten bei Risslänge im Bereich 10...40 μm (Arbeitshypothese, s. Abschnitt 3.1)
<u>Eigenstressungen</u>	
Vernachlässigbar	Ausgeprägte oberflächennahe Druck-eigenstressungen infolge der Einsatz-härtung und ggf. der Strahlbehandlung (s. Abschnitt 2.5)
<u>Beanspruchung im ungeschädigten Zustand</u>	
Homogene zyklische Zug-Druck- bzw. Zug-Schwell-Beanspruchung	Komplexer zyklischer Beanspruchungszustand bei dominierender schwellender Biegebeanspruchung (s. Abschnitt 2.1) Hoher kerbbedingter Lastspannungsgradient (s. Abschnitt 2.1)

Tabelle 3 Vergleich der werkstoffmechanischen Bedingungen für die Standard-Probe und das einsatzgehärtete Zahnrad

Zur Erstellung eines lokalen Ansatzes zur Zahnfußdauerfestigkeit werden hier auf Grund der in **Tabelle 3** aufgeführten Besonderheiten folgende Annahmen getroffen:

- Der Werkstoff in der einsatzgehärteten oberflächennahen Randschicht besitzt mindestens bis zu einer Tiefe $x_0 \approx 0,2$ mm nahezu homogene Eigenschaften, insbesondere konstante Wechselfestigkeit σ_w , konstante Mittelspannungsempfindlichkeit der Schwingfestigkeit M , konstanten Schwellenwert der Schwingbreite der Spannungsintensität ΔK_{th} .
- Der Eigenspannungszustand ist stabil, d. h. wird durch die zyklische Beanspruchung nicht modifiziert (kein Eigenspannungsabbau).
- Die Beanspruchung wird vereinfachend als monoaxiale schwellende Biegebeanspruchung angenommen.
- Der Riss entsteht stets an der Oberfläche im Bereich des Berührungspunkts der 30°-Tangente an die Zahnfußrundung und breitet sich zunächst senkrecht zur 30°-Tangente aus.

Ein lokaler Modellansatz zur Zahnfußdauerfestigkeit (d. h. zur Rissbildung und Rissausbreitung im Zahnfuß) wird hier durch die Anpassung von **Gleichung (15)** und **Gleichung (16)** an die Bedingungen des biegebelasteten einsatzgehärteten Zahnfußes unter o. g. Annahmen vorgeschlagen. Hierzu sind insbesondere zu berücksichtigen:

- Der tiefenabhängige Lastspannungsverlauf im unbeschädigten Bauteil, der eine lokale Betrachtung der Bedingungen zur Rissinitiierung und Wachstum des kurzen Risses bzw. zur Ausbreitung des langen Risses fordert.
- Der Eigenspannungstiefenverlauf, da die Druckeigenspannungen ein Hindernis für die plastischen Vorgänge der Rissbildung darstellen bzw. einen Risschließeffekt bei der Ausbreitung des langen Risses bestimmen.

Die Verknüpfung von Last- und Eigenspannungen in der Bewertung der lokalen Beanspruchung bzw. Beanspruchbarkeit erfolgt nach dem Prinzip der Mittelspannungsempfindlichkeit, da stabile Eigenspannungen als Mittelspannungen betrachtet werden können, wie im **Abschnitt 2.2.2** und **Abschnitt 2.2.3** erörtert.

Die Rissinitiierung an der Oberfläche und der Wachstum des kurzen Risses bis zur Übergangslänge a^* erfolgt in Anlehnung an **Gleichung (15)** nach **Gleichung (18)**:

$$\Delta\sigma(a) \geq 2 \cdot \sigma_{A,R=0}(a) = 2 \cdot \frac{\sigma_W - M \cdot \sigma_{ES}(a)}{1 + M} \quad a \leq a^* \quad (18)$$

Zum Wachstum des kurzen Oberflächenrisses mit der Länge $a \leq a^*$ muss die in der Tiefe der Rissspitze $x = a$ auftretende schwellende Lastspannungsbreite $\Delta\sigma(a)$ den zweifachen Wert der lokalen Schwellfestigkeit $\sigma_{A,R=0}(a)$ überschreiten. Die lokale Schwellfestigkeit $\sigma_{A,R=0}(a)$ lässt sich ausgehend von der Wechselfestigkeit σ_W (einem Werkstoffkennwert) unter Berücksichtigung des Mittelspannungseffekts berechnen (vgl. **Gleichung (8)**). Die lokale Mittelspannung besteht aus der Summe der lokalen Eigenspannung $\sigma_{ES}(a)$ und der lokalen Lastmittelspannung $\sigma_m(a)$, die im vorliegenden Fall einer schwellenden Beanspruchung den gleichen Betrag wie die Lastspannungsamplitude aufweist ($\sigma_m(a) = \sigma_a(a) = 0,5 \cdot \Delta\sigma(a)$).

Die Ausbreitung des langen Oberflächenrisses ab der Übergangslänge a^* erfolgt in Anlehnung an **Gleichung (16)** nach **Gleichung (19)**:

$$\Delta\sigma(a) \geq \frac{\Delta K_{th}}{Y \cdot \sqrt{\pi \cdot a}} - M_K \cdot \sigma_{ES}(a) \quad a \geq a^* \quad (19)$$

Zur Ausbreitung des langen Oberflächenrisses mit der Länge $a \geq a^*$ muss die in der Tiefe der Rissspitze $x = a$ auftretende schwellende Spannungsbreite $\Delta\sigma(a)$ (ermittelt für das unbeschädigte Bauteil) die Bedingung zur Überschreitung des Schwellenwerts der Schwingbreite der Spannungsintensität unter Berücksichtigung des Riss-schließeffektes der Druckeigenspannungen (vgl. **Gleichung (14)**) erfüllen.

Aus der Erfahrung ist bekannt, dass der Riss im Zahnfuß im Bereich des Berührungspunktes der 30°-Tangente an die Zahnfußrundung entsteht und sich zunächst in senkrechter Richtung zur Oberfläche ausbreitet. Der entlang dieser Richtung auftretende Tiefenverlauf der schwellenden Lastspannungsbreite $\Delta\sigma$ soll **Gleichung (18)** im gesamten Tiefenbereich $0 \leq x \leq a^*$ und **Gleichung (19)** im gesamten Tiefenbereich $x \geq a^*$ erfüllen, damit ein Riss initiiert und zur Ausbreitung getrieben werden kann, ohne dass auf Grund unzureichender Beanspruchung oder infolge der Risstopp- bzw. Riss-schließeffekte der Druckeigenspannungen der Riss zum Stillstand kommt.

Die in Anlehnung an die Norm DIN 3990 [2] bzw. ISO 6336 [11] zu definierende dauerhaft ertragbare Zahnfuß-Nennspannung $\sigma_{F0\infty}$ ist nach dem beschriebenen Ansatz jene an der Oberfläche der Zahnfußrundung im Bereich der 30°-Tangente auftretende maximale Lastspannung, die einem Beanspruchungstiefenverlauf $\Delta\sigma(x)$ entspricht, der sowohl **Gleichung (18)** als auch **Gleichung (19)** gerade noch nicht erfüllt.

Da bei gegebenem Kraftangriff der Lastspannungstiefenverlauf im Zahnfuß nur von der Zahngeometrie abhängt, kann eine Funktion $f(x)$ der Tiefe x definiert werden, die zusammen mit der an der Oberfläche auftretenden Zahnfuß-Nennspannung σ_{F0} den Tiefenverlauf der schwellenden Spannungsbreite $\Delta\sigma(x)$ darstellt:

$$\Delta\sigma(x) = \sigma_{F0} \cdot f(x) \quad (20)$$

Mit Hilfe der somit definierten Funktion $f(x)$, die dem auf σ_{F0} bezogenen Tiefenverlauf der auftretenden Spannungsbreite entspricht, kann die dauerhaft ertragbare Zahnfuß-Nennspannung $\sigma_{F0\infty}$ nach dem vorgeschlagenen Ansatz (**Gleichung (18)**, **Gleichung (19)**) wie folgt eindeutig definiert werden:

$$\sigma_{F0\infty} = \max \left\{ \begin{array}{ll} 2 \cdot \frac{\sigma_W - M \cdot \sigma_{ES}(x)}{f(x) \cdot (1+M)} & \text{für } a_0 < x < a^* \\ \frac{1}{f(x)} \left(\frac{\Delta K_{th}}{Y \cdot \sqrt{\pi \cdot x}} - M_K \cdot \sigma_{ES}(x) \right) & \text{für } a^* \leq x \leq x_0 \end{array} \right\} \quad (21)$$

a_0 ist die Länge eines ggf. bereits vor der Belastung vorhandenen Risses. Für unbeschädigte Bauteile gilt $a_0 = 0$.

a^* ist die Risslänge, die den Übergang zwischen Kurzriss- und Langrissverhalten nach diesem Modell definiert bzw. **Gleichung (22)** erfüllt:

$$2 \cdot \frac{\sigma_W - M \cdot \sigma_{ES}(a^*)}{f(a^*) \cdot (1+M)} = \frac{1}{f(a^*)} \left(\frac{\Delta K_{th}}{Y \cdot \sqrt{\pi \cdot a^*}} - M_K \cdot \sigma_{ES}(a^*) \right) \quad (22)$$

Falls $a^* \leq a_0$ gilt, ist zur Definition von $\sigma_{F0\infty}$ in **Gleichung (21)** $a^* = a_0$ anzusetzen (dabei entfällt die erste Teilfunktion).

x_0 ist die maximale Tiefe, bis zu der die Kennwerte σ_W , ΔK_{th} , M und M_K des einsatzgehärteten Werkstoffs konstant angenommen werden dürfen.

Mit Hilfe der aus **Gleichung (21)** beziehbaren Funktionen zur Kurzriss- bzw. Langrissbeanspruchbarkeit lässt sich (bei $a_0 = 0$) ein modifiziertes Kitagawa-Diagramm für die Zahnfußdauerfestigkeit darstellen, das in Abhängigkeit der Risslänge den Schwellenwert der Beanspruchung ermittelt, bei der die Initiierung bzw. Ausbreitung eines Oberflächenrisses einsetzt, und zwar in Form der nach der Norm DIN 3990 [2] bzw. ISO 6336 [11] definierten Zahnfuß-Nennspannung $\sigma_{F0\infty}$ an der Oberfläche. Dabei wird der Einfluss des Lastspannungsgradienten sowie des Eigenspannungszustands berücksichtigt.

Im Vergleich zum Kitagawa-Diagramm nach **Bild 7** wird nach dem hier vorgeschlagenen modifizierten Diagramm zur Zahnfußdauerfestigkeit die maximale Belastung nicht zwangsläufig bei der Rissinitiierung ($a = 0$) gefordert. Wärme- und strahlbedingte Eigenspannungstiefenverläufe können im Zusammenwirken mit dem Lastspannungsgradienten die kritische Stelle für die Rissausbreitung in die Tiefe verlegen.

Zur Erläuterung werden in **Bild 8** und **Bild 9** zwei Beispiele zum vorgeschlagenen modifizierten Kitagawa-Diagramm für zwei Zahnräder mit Modul $m_n = 5$ mm dargestellt, die gleiche Geometrie und Werkstoffzustand jedoch einen unterschiedlichen Eigenspannungszustand aufweisen.

Das erste Beispiel (**Bild 8**) wurde für ein einsatzgehärtetes Zahnrad im ungestrahlten Zustand berechnet. Der Eigenspannungstiefenverlauf (im Bild ebenfalls belegt) zeigt relativ niedrige, nahezu homogene Druckeigenspannungen unterhalb der Oberfläche. Das modifizierte Kitagawa-Diagramm identifiziert nach **Gleichung (21)** die kritische Stelle zur Rissausbreitung bei der Tiefe a^* , bei der der Übergang vom Kurzrissswachstum zur Langrissausbreitung nach dem vorliegenden Ansatz stattfindet. Ein Beanspruchungszustand entsprechend der angegebenen Zahnfuß-Nennspannung $\sigma_{F0\infty}$ ist rechnerisch mindestens erforderlich, um die Bildung eines Risses der Länge a^* zu gewährleisten, der sich nach den Gesetzen

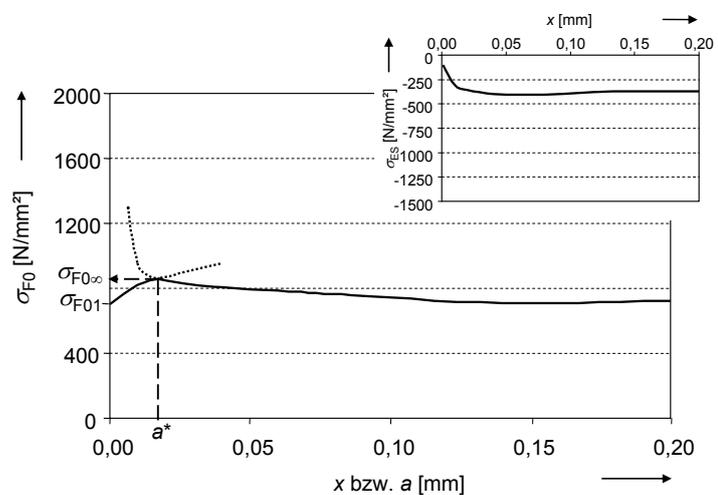


Bild 8 Modifiziertes Kitagawa-Diagramm zur Zahnfußdauerfestigkeit am Beispiel eines ungestrahlten einsatzgehärteten Zahnrads mit Modul $m_n = 5$ mm (Eigenspannungstiefenverlauf $\sigma_{ES}(x)$ wie abgebildet)

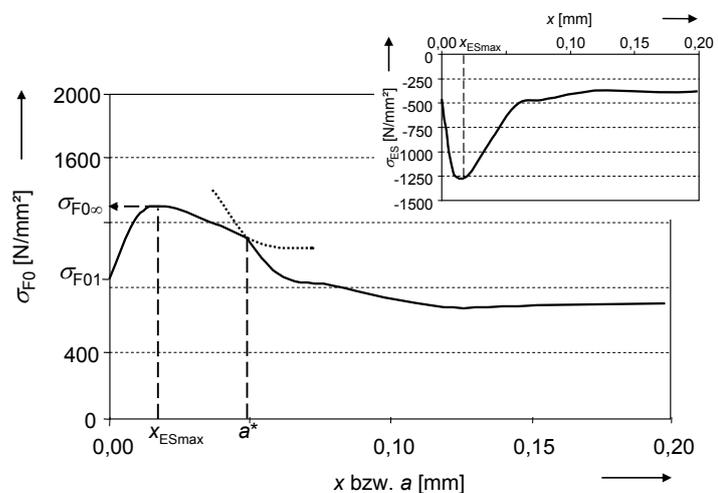


Bild 9 Modifiziertes Kitagawa-Diagramm zur Zahnfußdauerfestigkeit am Beispiel eines kugelgestrahlten einsatzgehärteten Zahnrads mit Modul $m_n = 5$ mm (Eigenspannungstiefenverlauf $\sigma_{ES}(x)$ wie abgebildet)

der linear-elastischen Bruchmechanik unter der gleichen Beanspruchung weiter ausbreiten kann. Eine Biegebeanspruchung entsprechend $\sigma_{F0} > \sigma_{F01}$ jedoch $\sigma_{F0} < \sigma_{F0\infty}$ generiert dagegen nur einen nicht ausbreitungsfähigen Oberflächenkurzriss.

Im zweiten Beispiel (**Bild 9**) ist das modifizierte Kitagawa-Diagramm für ein einsatzgehärtetes kugelgestrahltes Zahnrad dargestellt. Der Eigenspannungstiefenverlauf zeigt hohe Druckeigenspannungen mit einem ausgeprägten Maximum unterhalb der Oberfläche bei der Tiefe x_{ESmax} . Der hohe Druckeigenspannungszustand an dieser Stelle ist maßgebend für die Bestimmung der dauerhaft ertragbaren Zahnfuß-Nennspannung $\sigma_{F0\infty}$ nach **Gleichung (21)**: Der Oberflächenkurzriss muss den Rissstoppeffekt der ausgeprägten Druckeigenspannungen überwinden, um eine ausreichende Länge für die Langrissausbreitung zu erreichen. Das Wachstum eines durch eine Biegebeanspruchung σ_{F0} im Bereich $\sigma_{F01} < \sigma_{F0} < \sigma_{F0\infty}$ initiierten Oberflächenkurzrisses wird nach dem vorgeschlagenen Modellansatz durch den Rissstoppeffekt der hohen Druckspannungen verhindert.

4 Versuchsprogramm und Prüfzahnräder

4.1 Überblick

Im experimentellen Teil der vorliegenden Arbeit wurden 54 einsatzgehärtete Zahnradprüfvarianten im Pulsatorversuch hinsichtlich der Zahnfußtragfähigkeit untersucht. Dabei wurden Werkstoff, Baugröße, Strahlbehandlung, Einsatzhärtungsverfahren und ausgewählte Parameter der Aufkohlung bzw. der Abschreckung variiert. Einheitlich bei allen gefertigten Varianten waren die Mindestanforderungen entsprechend der Werkstoffqualitätsstufe MQ nach der Norm DIN 3990 [2] bzw. ISO 6336 [11].

Zur übersichtlichen Bezeichnung der 54 Prüfvarianten dient eine einheitliche Systematik. Danach gliedert sich jede Bezeichnung in vier, voneinander durch einen Punkt getrennte Teilbezeichnungen, die folgende Charakteristika der Variante zusammenfassen:

Werkstoff.Wärmebehandlung.Strahlzustand.Baugröße

Drei Werkstoffe wurden untersucht:

- 16MnCr5 (eine Schmelze): Kennziffer 1;
- 20MnCr5 (zwei Schmelzen, s. **Abschnitt 6.1.1**): Kennziffer 2;
- 18CrNiMo7-6 (zwei Schmelzen, s. **Abschnitt 6.1.1**): Kennziffer 3.

Bei der Wärmebehandlung handelt es sich um Einsatzhärten im Direkthärteverfahren, wobei 48 Prüfvarianten aufgekohlt und 6 Prüfvarianten carbonitriert und anschließend gehärtet (einsatzgehärtet) wurden². Die Wärmebehandlungen werden folgendermaßen gekennzeichnet:

- Gasaufkohlung bei Standardtemperatur und Ölabschreckung: Kennung G1;
- Gasaufkohlung bei Hochtemperatur und Ölabschreckung: Kennung G2;
- Niederdruckaufkohlung bei Standardtemperatur und Gasabschreckung mit Stickstoff 10 bar: Kennung N1;
- Niederdruckaufkohlung bei Hochtemperatur und Gasabschreckung mit Stickstoff 10 bar: Kennung N2;
- Niederdruckaufkohlung bei Standardtemperatur und Gasabschreckung mit Stickstoff bei niedrigem Druck: Kennung N3;

² Nach DIN EN 10052 [6] bedeutet Einsatzhärten „Aufkohlen oder Carbonitrieren mit anschließender, zur Härtung führender Behandlung“, wobei das Aufkohlen die Anreicherung der Randschicht mit Kohlenstoff, das Carbonitrieren die Anreicherung der Randschicht mit Kohlenstoff und Stickstoff bedeutet. Im gängigen industriellen Fachjargon wird jedoch oft „einsatzgehärtet“ als Synonym für „aufgekohlt und gehärtet“ und „carbonitriert“ als Synonym für „carbonitriert und gehärtet“ angewendet.

- Niederdruckaufkohlung bei Standardtemperatur und Gasabschreckung mit Stickstoff bei mittlerem Druck: Kennung N4;
- Niederdruckaufkohlung bei Standardtemperatur und Gasabschreckung mit Helium bei hohem Druck: Kennung N5;
- Carbonitrieren bei Standardtemperatur und Ölabschreckung: Kennzahl C1.

Die einzelnen Wärmebehandlungsverfahren sind in Abschnitt **4.3** ausführlicher beschrieben.

Die Strahlzustände werden mittels Buchstaben identifiziert:

- Ungestrahlt: Buchstabe U;
- Reinigungsgestrahlt: Buchstabe R;
- Kontrolliert Kugelgestrahlt: Buchstabe K;
- Reinigungs- und zusätzlich Kugelgestrahlt: Buchstaben RK.

Die einzelnen Strahlbehandlungen sind in Abschnitt **4.4** beschrieben.

Fünf Baugrößen liegen vor:

- Modul $m_n = 1,75$ mm, 42 Zähne: Kennziffer 1;
- Modul $m_n = 2,5$ mm, 24 Zähne: Kennziffer 2;
- Modul $m_n = 3$ mm, 24 Zähne: Kennziffer 3;
- Modul $m_n = 5$ mm, 24 Zähne: Kennziffer 5;
- Modul $m_n = 8$ mm, 24 Zähne: Kennziffer 8.

Die Verzahnungsdaten der Prüfzahnräder sind in Abschnitt **4.2** belegt.

Beispiel:

Bei der Zahnradvariante 2.N3.R.5 handelt es sich um eine Prüfvariante aus („2“) 20MnCr5 mit („5“) Modul $m_n = 5$ mm, die im Verfahren („N3“) der Niederdruckaufkohlung bei Standardtemperatur und Gasabschreckung mit Stickstoff bei niedrigem Druck einsatzgehärtet und anschließend („R“) reinigungsgestrahlt wurde.

Tabelle 4 stellt den Überblick über die untersuchten Prüfvarianten dar.

Durch die experimentelle Ermittlung der Zahnfußtragfähigkeit an dieser Reihe von Prüfvarianten wird der Einfluss der Strahlbehandlung bzw. des Eigenspannungszustands auf das Ermüdungsverhalten des biegebelasteten Zahnes untersucht. Die Versuchsergebnisse bilden zusätzlich die Basis zur Überprüfung und Bewertung des in Abschnitt **3** vorgeschlagenen Ansatzes.

Darüber hinaus wird der Einfluss weiterer Parameter der Einsatzhärtung wie die Austenitisierungstemperatur, bei der die Aufkohlung stattfindet, und die Abschreckintensität beim Härten auf die Zahnfußtragfähigkeit untersucht. Die Erhöhung der

Austenitisierungstemperatur ermöglicht durch die Prozessdauerverkürzung eine Steigerung der Wirtschaftlichkeit des Einsatzhärtungsverfahrens, fordert jedoch Maßnahmen gegen das festigkeitsmindernde Phänomen des Kornwachstums. Durch Variation der Abschreckintensität ist eine Variation der Kernfestigkeit erzielbar, so dass der Einfluss dieser in der Norm vorgeschriebenen Qualitätsvorgabe auf die Zahnfußtragfähigkeit untersucht werden kann. Dabei soll der Einfluss der in Abschnitt 2.3 diskutierten Kenngrößen nie unbeachtet bleiben. Hierzu wurden an allen Prüfvarianten versuchsbegleitende metallographische Untersuchungen durchgeführt.

Die Ermittlung der Festigkeitskennwerte erfolgte im Pulsatorversuch. An 50 Prüfvarianten wurde jeweils die Wöhlerlinie zur Zahnfußtragfähigkeit im Bereich der Zeit- und Dauerfestigkeit ermittelt. An den restlichen vier Prüfvarianten wurde die Zahnfußdauerfestigkeit mit einer etwas geringeren Versuchsbelegung abgeschätzt.

Varianten	Werkstoff					
	16MnCr5		20MnCr5		18CrNiMo7-6	
Modul m_n [mm]	1,75	1.G1.U.1	1.C1.U.1			
		1.G1.R.1	1.C1.K.1			
	2,5			2.N3.U.2	3.N3.U.2	
				2.N4.U.2	3.N4.U.2	
				2.N5.U.2	3.N5.U.2	
	3	1.G1.U.3	1.C1.U.3			
1.G1.R.3		1.C1.K.3				
5			2.G1.U.5*	2.G2.U.5	3.G1.U.5	3.G2.U.5
			2.G1.K.5	2.G2.K.5	3.G1.K.5	3.G2.K.5
	1.G1.U.5	1.C1.U.5	2.N1.U.5	2.N2.U.5	3.N1.U.5	3.N2.U.5
	1.G1.R.5	1.C1.K.5				
	1.G1.K.5	1.C1.K.5	2.G1.U.5*	2.G1.R.5		
	1.G1.RK.5		2.N3.U.5	2.N3.R.5	3.N3.U.5	3.N3.R.5
			2.N4.U.5	2.N4.R.5	3.N4.U.5	3.N4.R.5
			2.N5.U.5	2.N5.R.5	3.N5.U.5	3.N5.R.5
8			2.N3.R.8	2.N4.R.8	3.N3.R.8	3.N4.R.8
			2.N5.R.8		3.N5.R.8	

* Die Variante 2.G1.U.5 wurde zwei Mal zu unterschiedlichen Zeitpunkten ausgeführt. Dabei wurden unterschiedliche Werkstoffschmelzen und unterschiedliche Anlagen eingesetzt.

Tabelle 4 Überblick über die Zahnradprüfvarianten

4.2 Verzahnungsdaten

In **Tabelle 5** sind die wichtigsten Geometriedaten der Prüfzahnräder (sechs Geometrien) und der entsprechenden Verzahnungswerkzeuge belegt. Die zwei Verzahnungsgeometrien mit Modul $m_n = 5$ mm (5a und 5b in **Tabelle 5**) sind relativ ähnlich. Aus diesem Grund wird vereinfachend in der Systematik zur Bezeichnung der Prüfvarianten (s. Abschnitt 4.1) zwischen diesen zwei Geometrien nicht unterschieden. Bei den Berechnungen der Lastspannungen im Zahnfuß werden die geometrischen Unterschiede selbstverständlich stets berücksichtigt.

Die Prüfzahnräder wurden mit dem Ziel der Vergleichbarkeit zu den Angaben nach Norm ausgelegt. Insbesondere wurde darauf geachtet, dass der Kerbparameter q_s und der Spannungskorrekturfaktor Y_S in etwa denen des Standard-Referenz-Prüfrades ($q_s = 2,5$, $Y_S = 2,0$) entsprechen. Die Prüfzahnräder sind mit einer über der Zahnhöhe konstanten Verzahnungsbreite festgelegt und protuberanzgefräst. Die Zahnflanken sind zur sicheren Vermeidung von Schleifkerben im Zahnfuß nicht geschliffen.

Da die Zahnfußspannung durch die Gestalt der Zahnfußrundung maßgeblich beeinflusst wird, ist eine möglichst exakte Erfassung der realen Zahnfußgeometrie erforderlich. Daher wurden photographische Konturaufnahmen zusätzlich erstellt und mit den berechneten Zahnkonturen verglichen. Es zeigte sich jeweils eine gute Übereinstimmung (vgl. **Bild 10**), die die exakte rechnerische Erfassung der realen Zahnfußgeometrie gewährleistete.

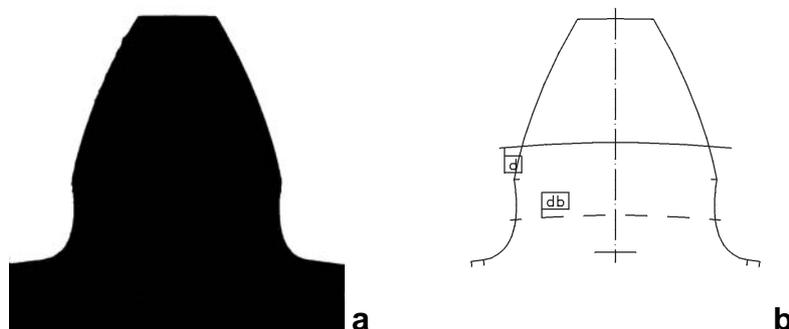


Bild 10 Vergleich zwischen der photographischen Aufnahme des tatsächlichen Zahnprofils (a) und der berechneten Zahnkontur (b) am Beispiel der Geometrievariante mit Modul $m_n = 3$ mm

Prüfradgeometrie		Geometrievarianten					
Benennung	Zeichen [Einheit]	1	2	3	5a	5b	8
Modul	m_n [mm]	1,75	2,5	3	5	5	8
Zähnezahl	z [-]	42	24	24	24	24	24
Zahnbreite	b [mm]	7	25	12	30	30	50
Normaleingriffswinkel	α_n [°]	20	20	20	20	20	20
Schrägungswinkel	β [°]	0	0	0	0	0	0
Profilverschiebungsfaktor	x [-]	0,200	0,550	0,380	0,550	0,486	0,463
Grundkreisdurchmesser	d_b [mm]	69,070	56,382	67,660	112,760	112,763	180,421
Teilkreisdurchmesser	d [mm]	73,50	60,00	72,00	120,00	120,00	192,00
Kopfkreisdurchmesser	d_a [mm]	76,77	66,60	79,40	134,00	133,60	213,60
bez. Zahndickensehne	s_{Fn}/m_n [-]	2,164	2,180	2,111	2,231	2,185	2,189
bez. Fußrundungsradius im Berührungspunkt der 30°-Tangente	ρ_F/m_n [-]	0,421	0,436	0,425	0,468	0,437	0,437
Kerbparameter	q_s [-]	2,570	2,501	2,483	2,382	2,500	2,501
Zahnweite über 4 Zähne	W_4 [mm]	19,351	27,612	32,786	55,224	55,005	87,882
Werkzeugkopfhöhenfaktor	h_{aPo}/m_n [-]	1,500	1,576	1,470	1,500	1,516	1,495
Werkzeugkopfabrundungsfaktor	ρ_{aPo}/m_n [-]	0,20	0,30	0,25	0,38	0,30	0,30
Protuberanzbetrag	pr_0 [mm]	0,12	0,19	0,17	0,22	0,26	0,34
Rautiefe im Zahnfuß (Mittelwert)	R_z [µm]	4,7*	10*	5,7	4,7	10,1	15,9

* Angenommene Rautiefe (Messung wegen unzureichender Zugänglichkeit im Zahnfuß nicht möglich)

Tabelle 5 Verzahnungshauptdaten der Prüzzahnräder

4.3 Wärmebehandlung

Die Prüzzahnräder sind einsatzgehärtet: 48 Prüfvarianten aufgekühlt, 6 Prüfvarianten carbonitriert³. Die Wärmebehandlungen wurden beim Zahnradhersteller bzw. am Institut für Werkstofftechnik (IWT), Bremen ausgelegt und durchgeführt. Bei der Einsatzhärtung mit Aufkohlen wurde das Verfahren der Gasaufkohlung mit Ölabschreckung sowie das Verfahren der Niederdruckaufkohlung mit Hochdruckgasabschreckung angewandt. Dabei wurden je nach Variante Standardbedingungen oder modifizierte Aufkohlungstemperaturen bzw. (Gas-)Abschreckintensitäten eingestellt. Das Carbonitrieren erfolgte an allen Prüfvarianten mit (unter Berücksichtigung der Baugröße) vergleichbaren Parametern.

Die angewandten Wärmebehandlungsverfahren werden im Folgenden kurz beschrieben. Näheres dazu s. [4, 63, 65, 66].

³ S. Fußnote 2 auf Seite 32.

Gasaufkohlung mit Ölabschreckung

Nach Aufwärmung auf die Austenitisierungstemperatur T_A erfolgt die Diffusion des Kohlenstoffs (Aufkohlung) in den austenitisierten Stahl. Der Kohlenstoff wird dabei bei Atmosphärendruck durch eine Gasmischung bestehend aus Kohlenwasserstoffen, C-O-H-Verbindungen, Luft bzw. Stickstoff zur Verfügung gestellt. Die Aufkohlungsdauer hängt im Wesentlichen von der Einsatzhärte und der Austenitisierungstemperatur T_A ab. Nach Senkung der Temperatur auf die Abschrecktemperatur T_H wird das Bauteil direkt in Öl abgeschreckt und gehärtet (Direkthärten). Das Verfahren ist schematisch in **Bild 11** dargestellt, die wesentlichen Temperaturparameter der an den Prüfvarianten durchgeführten Wärmebehandlungen sind in **Tabelle 6** aufgelistet.

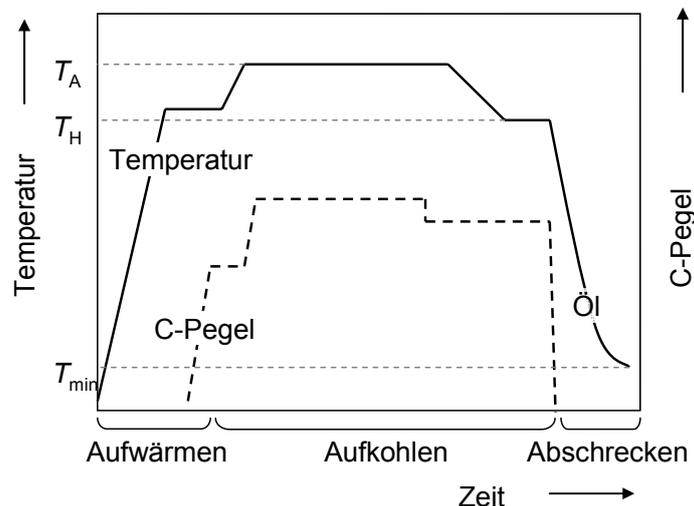


Bild 11 Schematische Darstellung des Temperatur- und C-Pegel-Verlaufs bei der Einsatzhärtung mit Gasaufkohlung und Ölabschreckung

Kennung	Einsatzhärtung	T_A	T_H	T_{min}
G1	Gasaufkohlen bei Standardtemperatur und Ölabschrecken	880...940 °C*	840...880 °C*	60...112 °C*
G2	Gasaufkohlung bei Hochtemperatur und Ölabschrecken	1020 °C	840 °C	60 °C

* baugrößenabhängig

Tabelle 6 Temperaturparameter zu den durchgeführten Einsatzhärtungen mit Gasaufkohlung und Ölabschreckung (vgl. **Bild 11**)

Im Wesentlichen unterscheiden sich die zwei Wärmebehandlungen G1 und G2 durch die Austenitisierungstemperatur, bei der die Aufkohlung stattfindet: eine z. T. bau-

größenabhängige Standard-Temperatur für die Wärmebehandlung G1, eine höhere Temperatur für die Wärmebehandlung G2 ($T_A = 1020\text{ °C}$, die maximale, ohne Ausfälle anwendbare Temperatur bei der hier zur Hochtemperatur-Gasaufkohlung eingesetzten Glockenofenanlage).

Die anschließende Anlassbehandlung erfolgte für 2 Stunden bei 170 °C .

Niederdruckaufkohlung mit Gasabschreckung

Die Aufkohlung erfolgt nach Aufwärmung auf die Austenitisierungstemperatur T_A im Vakuum durch den Kohlenstoff, der bei der Zersetzung von Ethin (Acetylen) bei einem Druck von 4 mbar in „pulsierenden“ Zeitintervallen zur Verfügung gestellt wird. Die Aufkohlungsdauer hängt auch hier im Wesentlichen von der Einsatzhärtetiefe und der Austenitisierungstemperatur T_A ab. Nach Senkung der Temperatur auf die Abschrecktemperatur T_H wird das Bauteil durch einen Gasstrom abgeschreckt und gehärtet (Direkthärten). Durch unterschiedliche Abschreckgase (Helium oder Stickstoff) bzw. durch Variation des Gasdrucks und der Strömungsgeschwindigkeit lassen sich unterschiedliche Abschreckintensitäten in Abhängigkeit der Bauteilgröße einstellen. Das Verfahren ist schematisch in **Bild 12** dargestellt, die wesentlichen Temperaturparameter der an den Prüfvarianten durchgeführten Wärmebehandlungen sind in **Tabelle 7** aufgelistet.

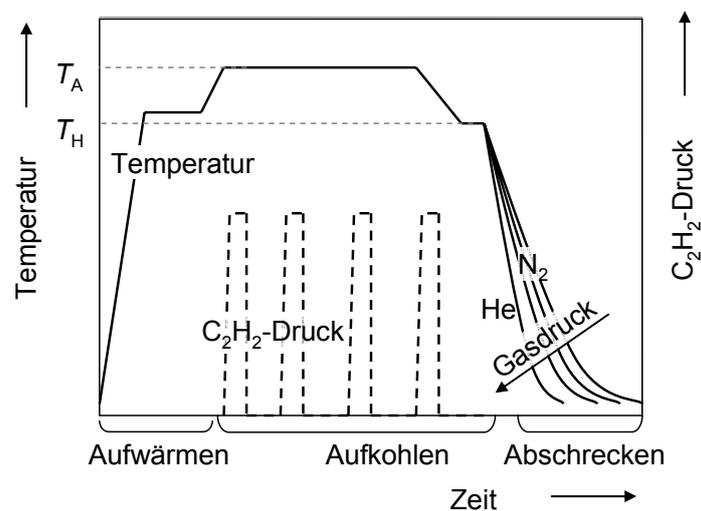


Bild 12 Schematische Darstellung des Temperatur- und Druckverlaufs bei der Einsatzhärtung mit Niederdruckaufkohlung und Hochdruckgasabschreckung

Kennung	Einsatzhärtung	T_A	T_H	Gasdruck
N1	Niederdruckaufkohlung bei Standardtemperatur und N ₂ -Abschreckung	940 °C	840 °C	10 bar
N2	Niederdruckaufkohlung bei Hochtemperatur und N ₂ -Abschreckung	1050 °C	840 °C	10 bar
N3	Niederdruckaufkohlung bei Standardtemperatur und N ₂ -Abschreckung mit minimaler Intensität	940 °C	840...860 °C ⁺	1,5...4 bar*
N4	Niederdruckaufkohlung bei Standardtemperatur und N ₂ -Abschreckung mit mittlerer Intensität	940 °C	840...860 °C ⁺	2...10 bar*
N5	Niederdruckaufkohlung bei Standardtemperatur und He-Abschreckung mit maximaler Intensität	940 °C	840...860 °C ⁺	20 bar

⁺ werkstoffabhängig

* baugrößenabhängig

Tabelle 7 Temperaturparameter zu den durchgeführten Einsatzhärtungen mit Niederdruck-Aufkohlung und Hochdruck-Gasabschreckung (vgl. **Bild 12**)

Die Wärmebehandlungen N1 und N2 unterscheiden sich nur durch die Austenitisierungstemperatur, bei der die Aufkohlung stattfindet: eine Standard-Temperatur für die Wärmebehandlung N1 ($T_A = 940 \text{ °C}$), eine höhere Temperatur für die Wärmebehandlung N2 ($T_A = 1050 \text{ °C}$, maximale, prozesssicher anwendbare Temperatur bei der hier zur Hochtemperatur-Niederdruckaufkohlung eingesetzten Zweikammer-Vakuumanlage).

Bei den Wärmebehandlungen N3...N5 wurde jeweils bei Standard-Temperatur aufgekühlt aber mit unterschiedlichen Intensitäten gasabgeschreckt, so dass unterschiedliche Kernhärten bei gleichen Randhärten und Einsatzhärtungstiefen erreicht wurden. Die Parameter der Wärmebehandlung wurden hier für jede Werkstoff-Baugrößen-Kombination so gewählt (vgl. **Tabelle 4**), dass bei unterschiedlicher Baugröße innerhalb einer Wärmebehandlungskennung je Werkstoff vergleichbare Kernhärten erzielt wurden.

Die anschließende Anlassbehandlung wurde für 2 Stunden bei einer Temperatur von 170...180 °C durchgeführt.

Carbonitrieren

Das Carbonitrieren erfolgt durch die Zersetzung von Methan und Ammoniak und die Diffusion von Kohlenstoff und Stickstoff in den austenitisierten Stahl. Bei festgelegter Temperatur (hier $T_A = 850 \text{ °C}$) hängt die Behandlungsdauer im Wesentlichen von der Einsatzhärtetiefe ab. Das Bauteil wird anschließend direkt in Öl abgeschreckt und somit gehärtet (Direkthärten). Das Verfahren ist schematisch in **Bild 13** dargestellt, die wesentlichen Temperaturparameter für die vorliegenden Prüfvarianten sind in **Tabelle 8** aufgelistet. Die anschließende Anlassbehandlung erfolgte jeweils für 2 Stunden bei 170 °C .

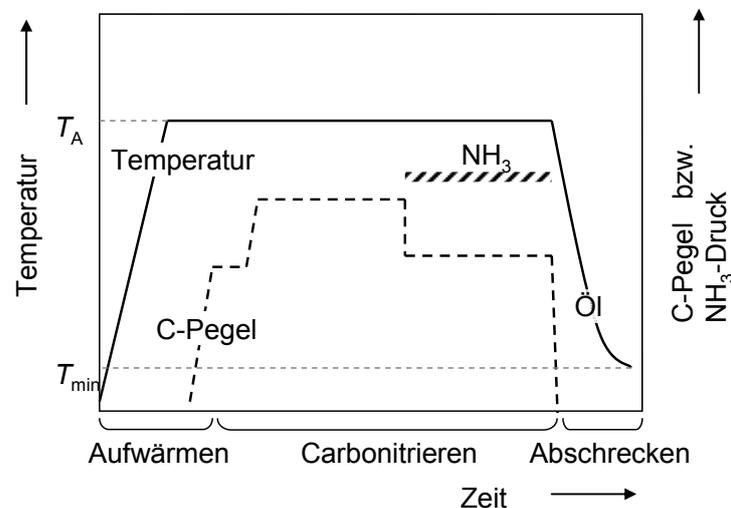


Bild 13 Schematische Darstellung des Temperatur- und C-Pegel-Verlaufs bei der Einsatzhärtung mit Carbonitrieren und Ölabschrecken

Kennung	Einsatzhärtung	T_A	T_H	T_{min}
C1	Carbonitrieren bei Standardtemperatur und Ölabschrecken	850 °C	850 °C	$55 \dots 112 \text{ °C}^*$

* baugrößenabhängig

Tabelle 8 Temperaturparameter zu den durchgeführten Einsatzhärtungen mit Gasaufkohlung und Ölabschreckung (vgl. **Bild 13**)

4.4 Strahlbehandlung

Die Prüfzahnräder wurden z. T. reinigungsgestrahlt bzw. kugelgestrahlt (s. auch Abschnitt 2.4)

Das Reinigungsstrahlen erfolgte zu unterschiedlichen Lieferzeitpunkten beim Zahnradhersteller unter dort praxisüblichen Bedingungen:

- Schleuderradverfahren;
- Strahlmittel: rundes Gusskorn, Härte ca. 52 HRC;
- Strahldauer: 10 Minuten.

Obwohl keine weitergehende Dokumentation über die einzelnen Reinigungsstrahlbehandlungen vorliegt, sind die Strahlparameter nach Angaben des Zahnradherstellers für jede Prüfvariante im Wesentlichen als vergleichbar anzunehmen.

Das kontrollierte Kugelstrahlen zur Erzielung optimaler Zahnfußtragfähigkeit wurde bei der Fa. Metal Improvement Company Inc., Unna durchgeführt. Die Strahlparameter wurden dort unter Berücksichtigung der vorliegenden Härtetiefenverläufe und Randoxidationstiefen festgelegt. Zwei Kugelstrahlbehandlungen („K₁“ und „K_{2,3}“) wurden zu unterschiedlichen Zeitpunkten durchgeführt, deren Parameter in **Tabelle 9** belegt sind. Da die Eigenspannungstiefenverläufe für jede Prüfvariante einzeln ermittelt wurden, wird vereinfachend in der Systematik zur Bezeichnung der Prüfvarianten (s. Abschnitt 4.1) zwischen den zwei Kugelstrahlbehandlungen nicht unterschieden.

	Kugelstrahlen K₁ für die kugelgestrahlten Prüfvarianten aus dem Werkstoff 16MnCr5 (1.xx.K.x und 1.G1.RK.5)		Kugelstrahlen K_{2,3} für die kugelgestrahlten Prüfvarianten aus dem Werkstoffen 20MnCr5 bzw. 18CrNiMo7-6 (2.xx.K.5 bzw. 3.xx.K.5)	
	Stufe 1	Stufe 2	Stufe 1	Stufe 2
Intensität der Almenstreifen (A bzw. N)	0,012“ A (0,30 mm A)	0,006“ A (0,15 mm A)	0,018 - 0,020“ A (0,45 – 0,50 mm A)	0,003 - 0,004“ N (0,075 – 0,1 mm N)
Deckungsgrad	200%	100%	100%	200%
Strahlmittel	MI –170 H Stahlguss, 55-62 HRC, kugelig, Ø 0,6 mm		CW 0,9 Stahldrahtkorn gerundet Ø 0,9 mm	GP 100 Gasperlen Ø 500 µm

Tabelle 9 Parameter zu den durchgeführten kontrollierten Kugelstrahlbehandlungen

5 Untersuchungsmethoden

5.1 Untersuchungen zur Zahnfußtragfähigkeit

Zur Untersuchung der Zahnfußtragfähigkeit wurden Einstufenversuche im Pulsatorprüfstand durchgeführt. Diese dienen in der Regel zur Ermittlung der Wöhlerlinie zur Zahnfußtragfähigkeit (Dauer- und Zeitfestigkeit).

5.1.1 Prüfstand und Prüfbedingungen

Die Einstufenversuche zur Zahnfußtragfähigkeit wurden an zwei elektromagnetisch erregten Hochfrequenz-Resonanzpulsatoren mit einer Nennlast von 100 bzw. 250 kN und an drei servohydraulischen Pulsatoren mit einer Nennlast von 40, 60 bzw. 100 kN durchgeführt. Die Versuchsbedingungen wurden für jeden Versuch kontinuierlich elektronisch geregelt. Eine zusätzliche Überwachung der pulsierenden Kräfte wurde jeweils durch ein Speicheroszilloskop gewährleistet.

Der Resonanzpulsator arbeitet nach dem Resonanzprinzip. Das aus Prüfmaschine und Prüfling bestehende Schwingsystem wird mit Hilfe einer elektromagnetisch erzeugten, pulsierenden Schwingkraft in sinusförmige Resonanzschwingung versetzt. Die Prüffrequenz wird von der Federsteifigkeit des Prüflings, den schwingenden Massen und der Prüflast bestimmt. In den durchgeführten Versuchen betrug sie 75...115 Hz. Die Mittellast wird durch mechanische Vorspannung eingestellt und permanent nachgeregelt.

Bei den servohydraulischen Pulsatoren werden die schwingenden Kräfte durch ein Servoventil hydraulisch erzeugt und elektronisch geregelt. Nach Einstellung der Regelungsparameter ist die Prüffrequenz last- und anlagenbedingt und vom untersuchten Bauteil unabhängig. In den durchgeführten Versuchen betrug sie 40...60 Hz.

Die Vergleichbarkeit der Ergebnisse ist auf Grund der regelmäßigen Überprüfung der gesamten Kraftmessketten durch das staatliche Materialprüfamt der TU München sichergestellt.

Die Einspannung der Prüfwahnräder erfolgte symmetrisch zwischen zwei planparallelen Druckstücken, die zahnähnlich ausgeformt sind (s. **Bild 14**). Eine spezielle Vorrichtung gewährleistet eine reproduzierbare Einstellung des Kraftangriffes an der Zahnflanke. Die Anzahl der Zähne, über die eingespannt wurde, wurde jeweils so ausgewählt, dass für die vorliegenden Verzahnungsgeometrien der Kraftangriffs-

punkt in der Nähe des äußeren Einzeleinriffspunkts einer entsprechenden Laufverzahnung liegt. Für die Prüfwahnräder mit Modul $m_n = 2,5$ mm, $m_n = 3$ mm und $m_n = 5$ mm erfolgte die Einspannung über eine Zahnweite von vier Zähnen, für die Prüfwahnräder mit Modul $m_n = 8$ über eine Zahnweite von fünf Zähnen und für die Prüfwahnräder mit Modul $m_n = 1,75$ mm über eine Zahnweite von sechs Zähnen (vgl. **Bild 14**).

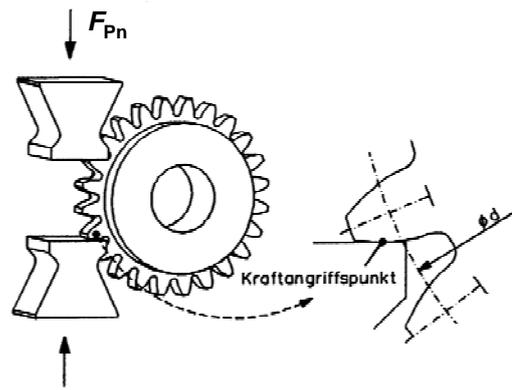


Bild 14 Einspannung der Prüfwahnräder im Pulsatorprüfstand (schematisch)

Durch eine Feineinstellung der Einspannbacken wurden ggf. auftretende Abweichungen des Flankenwinkels ausgeglichen und eine gleichmäßige Lastverteilung über die gesamte Zahnbreite eingestellt.

Die vorgegebene Unterlast zum Festhalten des Prüfwahnrads wurde für jede Baugröße konstant gehalten und betrug je nach Versuch zwischen 3 und 10% der Oberlast.

5.1.2 Versuchsdurchführung

Zur Ermittlung der Zahnfußdauerfestigkeit wurden die Pulsatorversuche nach dem Treppenstufenverfahren durchgeführt. Nach diesem Verfahren werden die Versuche auf vorbestimmten Lastniveaus durchgeführt, die sich um die gleiche Laststufe unterscheiden. Endet ein Versuch mit einem Bruch, wird der nächste Versuch auf dem nächst niedrigeren Lastniveau durchgeführt. Erreicht ein Versuch eine vordefinierte Grenzlastspielzahl (für die vorliegenden Pulsatorversuche: $6 \cdot 10^6$) ohne Schäden, gilt er als „Durchläufer“ und der nächste Versuch wird auf dem nächst höheren Lastniveau durchgeführt. Auf diese Weise entstehen Versuchsreihen wie in **Bild 15** beispielhaft dargestellt. Die Auswertung der Ergebnisse erfolgt nach dem verbesserten Rechenverfahren nach Hück [25]: Alle Versuche aus den gemischten Lastniveaus und aus den nächsten, nur mit Brüchen bzw. nur mit Durchläufern belegten Lastniveaus werden ausgewertet, so dass eine dauerhaft ertragbare Last bei 50%-Ausfallwahrscheinlichkeit $F_{P\infty,50\%}$

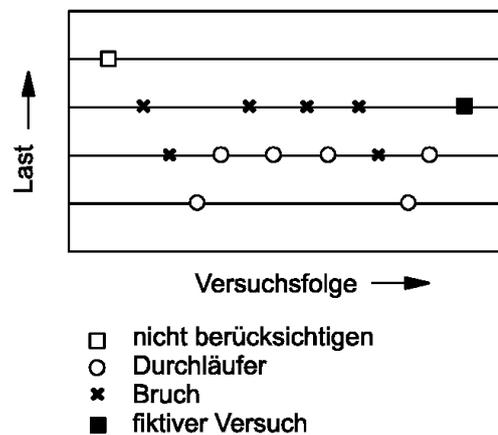


Bild 15 Treppenstufenverfahren (schematisch)

ermittelt wird. Für jede Prüfvariante wurden zur Ermittlung der Dauerfestigkeit mindestens zwölf gültige Versuche durchgeführt⁴. Zusätzlich wird ein „fiktiver“ Versuch in die Auswertung einbezogen. Dieser fiktive Versuch ergibt sich nach dem in **Bild 15** dargestellten Schema auf dem Lastniveau, auf dem ein zusätzlicher Versuch für die auszuwertende Versuchsreihe durchzuführen wäre.

Zur Bestimmung der Zahnfußzeitfestigkeit wurden für jede Prüfvariante zwei weitere, höhere Lastniveaus untersucht und in der Regel mit jeweils fünf Versuchspunkten belegt. Der Zeitfestigkeitsast der Wöhlerlinie entstand anschließend als Ausgleichsgerade der Versuchspunkte zu den untersuchten Lastniveaus (Ausfallwahrscheinlichkeit 50 %).

5.1.3 Ermittlung der Zahnfußdauerfestigkeit

Über das Treppenstufenverfahren [25] liefern die Pulsatorversuche einen Mittelwert der dauerhaft ertragbaren Pulsatornormalkraft für 50 %-Ausfallwahrscheinlichkeit $F_{Pn\infty,50\%}$. Dieser Wert ist auf eine im Pulsatorversuch dauerhaft ertragbare Zahnfuß-Nennspannung für 50 %-Ausfallwahrscheinlichkeit nach **Gleichung (23)** (in Anlehnung an **Gleichung (2)**, s. Abschnitt 2.1) umzurechnen.

$$\sigma_{F0\infty,50\%,Pulsator} = \frac{F_{Pn\infty,50\%} \cdot \cos \alpha_n}{b \cdot m_n} \cdot Y_F \cdot Y_S \cdot Y_\beta \quad (23)$$

Die Berechnung von $\sigma_{F0\infty,50\%,Pulsator}$ nach **Gleichung (23)** erfolgt mit den für den Belastungsfall des Pulsatorprüfstands geltenden Werten nach Abschnitt 2.1, die in **Tabelle 10** zusammengefasst sind.

Prüfradgeometrie		Geometrievarianten					
Benennung	Zeichen [Einheit]	1	2	3	5a	5b	8
Modul	m_n [mm]	1,75	2,5	3	5	5	8
Zahnbreite	b [mm]	7	25	12	30	30	50
Normaleingriffswinkel	α_n [°]	20	20	20	20	20	20
Zahl der eingespannten Zähne	[-]	6	4	4	4	4	5
Formfaktor	Y_F [-]	1,761	1,405	1,591	1,229	1,403	2,255
Spannungskorrekturfaktor	Y_S [-]	1,994	2,124	2,049	2,165	2,123	1,782
Schrägenfaktor	Y_β [-]	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0

Tabelle 10 Kenngrößen zur Berechnung der Zahnfuß-Nennspannung σ_{F0} bei Einspannung im Pulsatorprüfstand

⁴ An den vier Prüfvarianten, an denen nur die Zahnfuß-Dauerfestigkeit untersucht wurde, wurden ca. acht Versuche im Bereich der Dauerfestigkeit durchgeführt und auf dieser Basis der Wert von $F_{Pn\infty,50\%}$ ermittelt.

Darüber hinaus ist zu beachten, dass auch für den Pulsatorversuch im Prinzip **Gleichung (1)** (Abschnitt 2.1) gilt:

$$\sigma_F = \sigma_{F0} \cdot K_A \cdot K_V \cdot K_{F\beta} \cdot K_{F\alpha} \quad (1)$$

Die Prüfbedingungen des Pulsatorversuchs (keine Krafterhöhung, gleichmäßiges Tragen über die Zahnbreite) erlauben jedoch sämtliche K -Faktoren in **Gleichung (1)** für die hier durchgeführten Versuche und vorliegenden Prüfzahnräder gleich 1,0 zu setzen, so dass für den Pulsatorversuch gilt:

$$\sigma_{F\infty,50\%,\text{Pulsator}} = \sigma_{F0\infty,50\%,\text{Pulsator}} \quad (24)$$

In Anlehnung an die Norm DIN 3990 [2] bzw. ISO 6336 [11] kann bei einer Versuchsreihe im Laufversuch der Dauerfestigkeitswert für die Zahnfuß-Biegenennspannung des Standard-Referenz-Prüfrads $\sigma_{F\text{lim},\text{Versuch}}$ (kurz: Zahnfußdauerfestigkeit) aus der dauerhaft ertragenen Zahnfußspannung mit einer Bruchwahrscheinlichkeit von 1 % $\sigma_{F\infty,1\%,\text{Lauf}}$ ermittelt werden:

$$\sigma_{F\text{lim},\text{Versuch}} = \frac{\sigma_{F\infty,1\%,\text{Lauf}}}{Y_{ST} \cdot Y_{\text{relT}} \cdot Y_X \cdot Y_{\text{relT}}} \quad (25)$$

Um die Zahnfußdauerfestigkeit $\sigma_{F\text{lim}}$ auf Basis der nach Hück [25] ermittelten, im Pulsatorversuch dauerhaft ertragenen Zahnfuß-Nennspannung $\sigma_{F\infty,50\%,\text{Pulsator}}$ bei einer Bruchwahrscheinlichkeit von 50 % zu gewinnen, sind nach [62] folgende Umrechnungen durchzuführen:

- die Umrechnung des Ergebnisses aus dem Pulsatorversuch auf die Bedingungen des Laufversuchs bei gleicher Bruchwahrscheinlichkeit:

$$\sigma_{F\infty,50\%,\text{Lauf}} = 0,9 \cdot \sigma_{F\infty,50\%,\text{Pulsator}} \quad (26)$$

- die Umrechnung von der 50%-igen auf die 1 %-ige Bruchwahrscheinlichkeit im Laufversuch in Abhängigkeit vom Strahlzustand:

ungestrahelter Zustand: $\sigma_{F\infty 1\%,\text{Lauf}} = 0,86 \cdot \sigma_{F\infty 50\%,\text{Lauf}} \quad (27)$

gestrahlter Zustand: $\sigma_{F\infty 1\%,\text{Lauf}} = 0,92 \cdot \sigma_{F\infty 50\%,\text{Lauf}} \quad (28)$

Weiterhin gilt nach der Norm DIN 3990 [2] bzw. ISO 6336 [11] für alle in dieser Arbeit untersuchten Prüfzahnräder:

- $Y_{ST} = 2,0$ nach Definition für das Standard-Referenz-Prüfrad;
- $Y_{\delta_{relT}} = 1,0$ für einen Kerbfaktor $q_S \approx 2$ wie für das Standard-Referenz-Prüfrad.

Die Faktoren Y_{RelT} bzw. Y_X hängen vom Rauheitswert (Rautiefe R_z , s. **Tabelle 5**) in der Zahnfußrundung bzw. von der Baugröße ab, wurden nach der Norm DIN 3990 [2] bzw. ISO 6336 [11] berechnet und sind in **Tabelle 11** belegt.

Prüfradgeometrie		Geometrievarianten					
Benennung	Zeichen [Einheit]	1	2	3	5a	5b	8
Spannungskorrekturfaktor für Das Standard-Referenz-Prüfrad	Y_{ST} [-]	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0
Relative Stützziffer	$Y_{\delta_{relT}}$ [-]	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0
Größenfaktor	Y_X [-]	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	0,97
Relativer Oberflächenfaktor	Y_{RelT} [-]	1,04	1,00	1,03	1,04	1,00	0,97

Tabelle 11 Faktoren zur Berechnung der Zahnfußdauerfestigkeit σ_{Flim} für die untersuchten Zahnradprüfvarianten

Aus der im Pulsatorversuch ermittelten dauerfest ertragbaren Pulsatornormalkraft $F_{Pn\infty,50\%}$ bei einer Bruchwahrscheinlichkeit von 50 % wird somit die Zahnfußdauerfestigkeit σ_{Flim} entsprechend der Norm DIN 3990 [2] bzw. ISO 6336 [11] durch folgende Gleichung berechnet:

$$\sigma_{Flim, Versuch} = \frac{F_{Pn\infty,50\%} \cdot \cos \alpha_n \cdot Y_F \cdot Y_S}{m \cdot b} \cdot \frac{0,9 \cdot f_{1\%/50\%}}{2 \cdot Y_{RelT} \cdot Y_X} \quad (29)$$

mit $f_{1\%/50\%} = 0,86$ für der ungestrahlten Zustand, $f_{1\%/50\%} = 0,92$ für der gestrahlten Zustand.

5.1.4 Fehlerbetrachtung

Die im Rahmen der vorliegenden Versuche ermittelten Tragfähigkeitskennwerte können mit Fehlern behaftet sein, die aus systematischen oder zufälligen Abweichungen bei der Versuchsdurchführung resultieren.

Der Einfluss systematischer oder zufälliger Fehler kann durch die folgende Fehlerrechnung abgeschätzt werden. Nach DIN 1319 [1] kann der maximale Fehler Δy_{max} nach **Gleichung (30)** mit den relativen Messfehlern Δx_i der Messgröße x_i berechnet werden:

$$\Delta y_{max} = \sum_{i=1}^n \left[\frac{\delta y}{\delta x_i} \cdot \Delta x_i \right] \quad (30)$$

Da bei mehreren Einzelmessgrößen das gleichzeitige Zusammentreffen in die ungünstige Richtung unwahrscheinlich ist, setzt sich der wahrscheinliche Gesamtfehler nach **Gleichung (31)** nach dem quadratischen Fehlerfortpflanzungsprinzip zusammen.

$$\overline{\Delta y} = \sqrt{\sum_{i=1}^n \left[\frac{\partial y}{\partial x_i} \cdot \Delta x_i \right]^2} \quad (31)$$

Systemtische Fehler sollten durch eine gewissenhafte Versuchsdurchführung vermieden bzw. möglichst klein gehalten werden.

Die abgeschätzten relativen Fehler der Einzelmessgrößen sind für die durchgeführten Pulsatorversuche in **Tabelle 12** angegeben. Mit diesen Zahlenwerten kann der wahrscheinliche relative Fehler der Zahnfuß-Nennspannung σ_{F0} bei den vorliegenden Versuchen mit etwa 6% angegeben werden.

Einflussgröße	Abweichung	Ursache
Pulsatorkraft	$\Delta F_n / F_n \approx \pm 3 \%$	Eichfehler, Regelfehler
Zahnbreite	$\Delta b / b \approx \pm 0,3 \%$	Fertigungstoleranzen
Biegehebelarm	$\Delta h_F / h_F \approx \pm 2 \%$	Einspannfehler
Zahndicksehne	$\Delta s_{Fn} / s_{Fn} \approx \pm 1 \%$	Fertigungstoleranzen
Fußrundungsradius	$\Delta \rho_F / \rho_F \approx \pm 2 \%$	Fertigungstoleranzen am Werkzeug
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

Tabelle 12 Abgeschätzte relative systematische Einzelfehler der Pulsatorversuche

5.2 Röntgenographische Untersuchungen

Eigenspannungstiefenverläufe und Restaustenitgehalte wurden an allen Prüfvarianten im Bereich des Zahnfußes röntgenographisch untersucht.

5.2.1 Messprinzip

Die Röntgendiffraktometrie ist ein Standard-Verfahren zur Phasenanalyse und zur Ermittlung von elastischen Spannungen in kristallinen Werkstoffen (z.B. [19]). Grundlage dazu bildet der Vorgang der „selektiven Reflexion“: Wird ein Kristallgitter mit einem monochromatischen Röntgenstrahl der Wellenlänge λ unter dem Winkel θ (dem „Bragg-Winkel“) zu einer Netzebene mit Abstand d bestrahlt (s. **Bild 16**), erfolgt die Reflexion ausschließlich unter konstruktiver Interferenz, und zwar wenn die Bedingungen der Bragg'schen **Gleichung (32)** erfüllt werden:

$$n\lambda = 2d \cdot \sin\theta \quad (32)$$

mit $n = 1, 2, 3\dots$

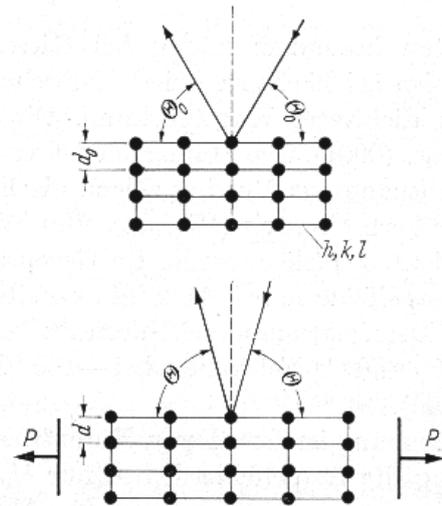


Bild 16 Änderung des Netzebenenabstands d und des Bragg-Winkels θ unter Einwirkung äußerer Kräfte auf ein Kristallgitter [19]

Im Fall eines spannungsfreien martensitischen Stahlgitters wird nach der Bragg'schen Gleichung ein Röntgenstrahl der Wellenlänge $\lambda = 2,2896 \text{ \AA}$ (Strahlungsart $\text{Cr K}\alpha$) von der Kristallnetzebene $\{211\}$ unter dem Winkel $\theta_0 = 78,04^\circ$ reflektiert. Im austenitischen Kristallgitter findet die Reflektion bei gleicher Wellenlänge auf der Ebene $\{220\}$ unter dem Winkel $\theta_0 = 64,39^\circ$ statt.

Die in einem verspannten Kristallgitter gegenüber dem spannungsfreien Zustand auftretenden Änderungen bestimmter Netzebenenabstände werden zur Ermittlung von Dehnungen ε erfasst, die nach dem Hooke'schen Gesetz dem vorliegenden Spannungszustand entsprechen. Änderungen der Netzebenenabstände führen zu Abweichungen $\Delta\theta$ des Beugungswinkels, die sich aus der Verschiebung der Röntgeninterferenzlinien bestimmen lassen. Es gilt (vgl. **Bild 16**):

$$\Delta\theta = \theta - \theta_0 = -\tan\theta_0 \cdot \frac{d - d_0}{d_0} = -\tan\theta_0 \cdot \varepsilon \quad (33)$$

Die quantitative Bestimmung der Mengenanteile zweier kristalliner Phasen beruht hingegen auf der Auswertung der Interferenzintensitäten der beiden Kristallgitter.

5.2.2 Röntgendiffraktometer

Die Eigenspannungsmessungen wurden an einem stationären, rechnergesteuerten Röntgendiffraktometer der Bauart „Seifert XRD 3003 PTS System“ (**Bild 17**) ausgestattet mit einem Zweikreisgoniometer (Achsen θ und Ω) durchgeführt. In der Anlage wird eine Chrom- K_{α} -Strahlung bei einem Röhrenstrom von 40 mA und einer Spannung von 40 kV verwendet.

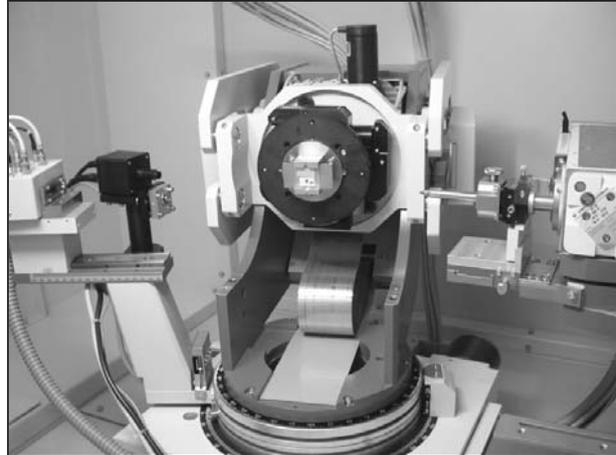


Bild 17 Röntgendiffraktometer „Seifert XRD 3003 PTS System“

Die Auswertung der Eigenspannungen aus 20 Reflexionsmessungen bei unterschiedlichen Einstellwinkeln der Probe erfolgte nach dem $\sin^2 \psi$ -Verfahren.

5.2.3 Probenvorbereitung

Die Proben zur Eigenspannungsmessung werden aus den Prüfwahnrädern herausgetrennt. Damit die Bestrahlung die Zahnfußrundung in einem größeren Winkelbereich erreichen kann, wird der Nachbarzahn jeweils entfernt. Die mechanischen Trennoperationen erfolgen unter ausreichender Kühlung, so dass relevante Veränderungen des Eigenspannungszustandes durch Wärmezufuhr an der zu untersuchenden Stelle ausgeschlossen werden können (vgl. [22, 70]).

Da die Eindringtiefe der Röntgenstrahlung in den Stahlwerkstoff ca. 5 μm beträgt, fordert die Ermittlung des Eigenspannungsverlaufs in der Tiefe, dass tiefere Probenbereiche stufenweise freigelegt und der röntgenographischen Vermessung zugänglich gemacht werden. Hierzu wird das elektrolytische Ätzen jeder Art der mechanischen Materialabtragung vorgezogen, da diese den Eigenspannungszustand im bearbeiteten Oberflächenbereich modifiziert. Dagegen wird der Eigenspannungszustand durch das Abätzen nur wenig beeinflusst, solange die abgetragenen Schichten klein gegenüber dem Gesamtquerschnitt der Probe sind [19]. Das elektrolytische Ätzen wird in einer 5 %-igen Perchlorsäurelösung in Ethanol/Butylglykol durchgeführt.

Durch das Einstellen unterschiedlicher Wirkzeiten werden Abtragstufen von 0,01 bis 0,32 mm bestimmt.

5.3 Metallkundliche Untersuchungen

Versuchsbegleitende Untersuchungen dienen der Einordnung und Bewertung der Versuchsergebnisse. Im Einzelnen wurden folgende Untersuchungen durchgeführt:

- Untersuchungen zur Werkstoffschmelze:
 - Ermittlung der chemischen Zusammensetzung mittels optischer Emissionsspektrometrie (OES);
 - Bestimmung des Reinheitsgrades nach DIN 50602 [3];
 - Durchführung von Jominy-Versuchen zur Härbarkeit.

- Untersuchungen zur Wärmebehandlung:
 - Ermittlung der Kohlenstofftiefenverläufe (an mitaufgekohlten Coupon-Proben oder an einer nicht geschliffenen Stirnseite);
 - Ermittlung der Härtetiefenverläufe (HV) auf halber Zahnhöhe und im Bereich der 30°-Tangente an die Zahnfußrundung;
 - Ermittlung der Einsatzhärtungstiefe Eht_{550HV} auf halber Zahnhöhe und im Bereich der 30°-Tangente an die Zahnfußrundung;
 - Ermittlung der Kernhärte (HV) im Bereich des kritischen Zahnfußquerschnitts;
 - Beurteilung des Rand- und Kerngefüges;
 - Ermittlung der Randoxidationstiefe;
 - Auswertung der ehemaligen Austenitkorngröße.

- Messung der Rauheit im Zahngrund.

Ein Teil der Untersuchungen an den Werkstoffschmelzen erfolgten beim Zahnradhersteller bzw. am Institut für Werkstofftechnik (IWT), Bremen. Die Auswertung der ehemaligen Austenitkorngröße erfolgte mit Hilfe des IWT, Bremen bzw. der Fa. Buderus Edelstahlwerke GmbH, Wetzlar. Ein Teil der Kohlenstofftiefenverläufe wurden beim Zahnradhersteller bzw. am IWT, Bremen ermittelt.

6 Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen

Im Folgenden werden die Ergebnisse der versuchsbegleitenden Untersuchungen sowie der Festigkeitsuntersuchungen vorgestellt. Aufgrund der großen Anzahl der Ergebnisse werden diese z. T. mithilfe signifikanter Beispiele bzw. durch zweckmäßige Gruppierungen dargestellt.

Im Einzelnen sind die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen im Anhang (Abschnitt 11) dokumentiert. Für alle 54 Prüfvarianten sind die Wöhlerlinien zur Zahnfußtragfähigkeit mit sämtlichen ermittelten Versuchspunkten sowie die Eigenspannungs- und Härtetiefenverläufe belegt.

6.1 Ergebnisse der metallkundlichen Untersuchungen

6.1.1 Ergebnisse der Untersuchungen an den Werkstoffschmelzen

In **Tabelle 13** sind die mittels OES bestimmten chemischen Zusammensetzungen der untersuchten Werkstoffschmelzen belegt.

Werkstoff	Chemische Zusammensetzung									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu
16MnCr5										
nach EN 10084	0,14 -0,19	≤ 0,40	1,00 -1,30	≤ 0,035	≤ 0,035	0,80 -1,10	-	-	-	-
Schmelze 1	0,18	0,24	1,21	0,025	0,025	1,05	0,02	0,08	0,03	0,05
20MnCr5										
nach EN 10084	0,17 -0,22	≤ 0,40	1,10 -1,40	≤ 0,035	≤ 0,035	1,00 -1,30	-	-	-	-
Schmelze 2	0,20	0,25	1,20	0,009	0,031	1,25	0,04	0,21	0,02	0,15
Schmelze 2m*	0,215	0,31	1,20	0,011	0,02	1,20	0,03	0,16	0,03	0,12
18CrNiMo7-6										
nach EN 10084	0,15 -0,21	≤ 0,40	0,50 -0,60	≤ 0,035	≤ 0,035	1,50 -1,80	0,25 -0,35	1,40 -1,70	-	-
Schmelze 3	0,17	0,31	0,59	0,005	0,002	1,66	0,29	1,51	0,02	0,19
Schmelze 3m ⁺	0,168	0,28	0,53	0,006	0,002	1,65	0,29	1,58	0,02	0,12

* mikrolegiert mit 0,002 % Ti, 0,038 % Nb und 0,002 % B

⁺ mikrolegiert mit 0,005 % Ti und 0,040 % Nb

Tabelle 13 Chemische Zusammensetzung der verwendeten Werkstoffschmelzen im Vergleich zu den Vorgaben der Norm DIN EN 10084 [7]

Alle eingesetzten Stahlschmelzen erfüllen die entsprechenden Vorgaben der Norm hinsichtlich der chemischen Zusammensetzung. Die Schmelzen „2m“ und „3m“ (s. **Tabelle 13**) wurden zur Fertigung der Prüfvarianten angewandt, die zur Untersuchung des Einflusses der Steigerung der Austenitisierungstemperatur T_A auf die werkstoffmechanischen Eigenschaften der Bauteile dienen. Da bei der Hochtemperaturaufkohlung das festigkeitsmindernde Kornwachstum während der Phase der Austenitisierung das größte Problem darstellt, wurden mit Titan und Niob mikrolegierte Stähle bei definierten Aluminium- und Stickstoff-Gehalten eingesetzt. Die Bildung von Ti-Nb-Carbonitriden und Al-Nitriden an den Korngrenzen wirkt bis Temperaturen auch über 1050 °C dem Austenitkornwachstum entgegen [63].

Der Reinheitsgrad der Werkstoffe wurde gemäß DIN 50602 [3] am Längsschliff der Stahlstäbe bestimmt. Die eingesetzten Stahlschmelzen erfüllen die nach DIN 3990-5 [2] geltenden Anforderungen zum Reinheitsgrad für Zahnräder der Werkstoffqualitätsstufe MQ.

Die durch die Jominy-Versuche bestimmten Stirnabschreckkurven ordnen die eingesetzten Stahlschmelzen in den entsprechenden Härtebereich der HH-Sorte mit höherer Härte (16MnCr5, Schmelze 1; 20MnCr5, Schmelze 2) bzw. in den entsprechenden Übergangsbereich HH-HL ein, so dass in diesem Fall von Schmelzen mit einer mittleren Härte gesprochen werden kann (20MnCr5, Schmelze 2m; 18CrNiMo7-6, Schmelze 3 und 3m).

Alle Werkstoffe wurden dem Zahnradhersteller im FP-geglühten⁵ Vorwärmebehandlungszustand geliefert.

Zum Umformzustand gelten die Angaben der Stahllieferanten bzw. der Zahnradhersteller nach **Tabelle 14**. Alle Prüfzahnräder aus der Schmelze 1 wurden aus einer Stahlstange gefertigt. Gleiches gilt für die Prüfzahnräder aus der Schmelze 2m sowie 3m. Die Prüfzahnradern aus den Schmelzen 2 und 3 wurden in der Ausführung mit Modul $m_n = 8$ mm aus dem Ausgangsquerschnitt des Stabstahls gefertigt, während für die Geometrievarianten mit kleinerem Modul auf einen kleineren Durchmesser beim Zahnradhersteller warm umgeformt wurde, woraus sich die entsprechenden Umformgrade nach **Tabelle 14** ergeben.

⁵ Die Bezeichnung „FP-Glühen“ („Ferrit-Perlit-Glühen“) [7] entspricht dem „BG-Glühen“ der früheren Normbezeichnung.

Schmelze	Umformgrad [-] je Baugröße				
	$m_n = 1,75 \text{ mm}$	$m_n = 2,5 \text{ mm}$	$m_n = 3 \text{ mm}$	$m_n = 5 \text{ mm}$	$m_n = 8 \text{ mm}$
16MnCr5					
Schmelze 1	8,94	-	8,94	8,94	-
20MnCr5					
Schmelze 2	-	47	-	11,7	4,8
Schmelze 2m	-	-	-	9,22	-
18CrNiMo7-6					
Schmelze 3	-	59	-	14,7	5,9
Schmelze 3m	-	-	-	11,51	-

Tabelle 14 Angabe des Werkszeugnisses zum Umformgrad des angewandten Stabstahls je Prüfgeometrie und Schmelze

6.1.2 Ergebnisse der Wärmebehandlung

Aufkohlung

Die Untersuchungen zum Kohlenstofftiefenverlauf zeigen in der Regel die Erfüllung der Zielsetzungen hinsichtlich Randkohlenstoffgehalt und Aufkohlungstiefe. In **Tabelle 15** sind die Messergebnisse zum Randkohlenstoffgehalt im Vergleich zu den Vorgaben belegt. Auffällig sind die gasaufgekohlten Prüfvarianten 2.Gx.x.5 aus dem Werkstoff 20MnCr5 und 3.Gx.x.5 aus dem Werkstoff 18CrNiMo7-6, die einen etwas höheren Randkohlenstoffgehalt als die Vorgabe aufweisen. Ein Einfluss der Austenitierungstemperatur T_A auf den Randkohlenstoffgehalt ist nicht festzustellen: Die bei höherer Temperatur aufgekohlten Prüfvarianten (2.x2.x.5 und 3.x2.x.5) weisen vergleichbare Randkohlenstoffgehalte wie die entsprechenden bei Standard-Temperatur $T_A = 940 \text{ °C}$ aufgekohlten Prüfvarianten (2.x1.x.5 und 3.x1.x.5) auf. Die carbonitrierten Prüfvarianten (1.C1.x.x) weisen dagegen niedrigere C-Gehalte als die Vorgabe auf (der N-Gehalt ist jedoch hier nicht belegt).

Prüfvarianten	Randkohlenstoffgehalt		Prüfvarianten	Randkohlenstoffgehalt	
	Gemessen	Vorgabe		Gemessen	Vorgabe
1.G1.x.x	0,70...0,75	0,65...0,85			
1.C1.x.x	0,60...0,65				
2.G1.x.5, 2.G2.x.5	0,85...0,88	0,70...0,80	3.G1.x.5, 3.G2.x.5	0,76...0,78	0,65...0,75
2.N1.x.5, 2.N2.x.5	0,76...0,77		3.N1.x.5, 3.N2.x.5	0,70...0,71	
2.N3.x.x	0,68...0,70		3.N3.x.x	0,60...0,66	0,60...0,70
2.N4.x.x	0,68...0,77		3.N4.x.x	0,60...0,67	
2.N5.x.x	0,67...0,81		3.N5.x.x	0,56...0,62	

Tabelle 15 Gemessener Randkohlenstoffgehalt der untersuchten Prüfvarianten (Messtiefe = 0,05 mm) im Vergleich zur Zeichnungsvorgabe

Randschichtschädigung

Die wärmebehandlungsbedingte Randoxidation im Bereich des Zahnfußes wurde anhand ungeätzter Schlifffbilder optisch ausgewertet. Während bei den niederdruckaufgekohlten und gasabgeschreckten Prüfvarianten das angewandte sauerstofffreie Einsatzhärtungsverfahren die Bildung von Randoxidation ausschließt (**Bild 18a**), weisen die gasaufgekohlten und ölabgeschreckten Prüfvarianten randoxydierte Randschichten (**Bild 18b**) auf, deren Tiefe vom Werkstoff sowie von Temperatur und Dauer der Aufkohlung abhängt. Für die gasaufgekohlten Prüfvarianten sind die Mittelwerte der maximalen Randoxidationstiefen in **Tabelle 16** belegt. Die nachträgliche Strahlbehandlung hat keinen Einfluss auf die Randoxidationstiefe.

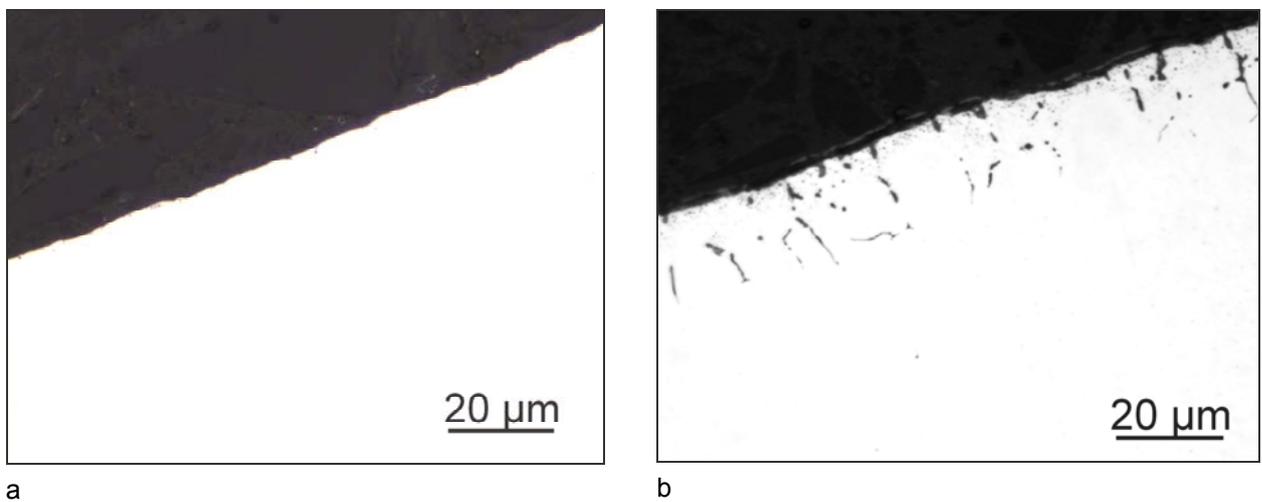


Bild 18 Ungeätzte Schlifffbilder im Bereich des Zahnfußes:

- (a) Prüfvariante 2.N1.U.5 (20MnCr5, $m_n = 5$ mm, niederdruckaufgekühlt bei $T_A = 940$ °C, gasabgeschreckt mit 10 bar N_2)
 (b) Prüfvariante 2.G2.U.5 (20MnCr5, $m_n = 5$ mm, gasaufgekühlt bei $T_A = 1020$ °C, ölabgeschreckt)

Prüfvariante	Randoxidations-tiefe x_{RO} [μm]	Prüfvariante	Randoxidations-tiefe x_{RO} [μm]
1.G1.x.1	6	2.G1.x.5	18
1.G1.x.3	8	2.G1.x.5	20
1.G1.x.5	10	2.G2.x.5	20
1.C1.x.1	7	3.G1.x.5	10
1.C1.x.3	9	3.G2.x.5	10
1.C1.x.5	11		

Tabelle 16 Mittlere Maximalwerte der Randoxidationstiefe der gasaufgekohlten Prüfvarianten im Bereich des Zahnfußes (Für die niederdruckaufgekohlten Prüfvarianten keine Randoxidation feststellbar)

Bei den niederdruckaufgekohten Prüfzahnradern ist von einer thermischen Anätzung der Korngrenzen auszugehen, wie sie aus früheren Untersuchungen [16] bekannt ist.

Den Niederdruckaufkohlchargen wurden z. T. Proben hinzugefügt, die zur Untersuchung und Einschätzung der thermischen Ätzeffekte dienen. Hierzu wurden einfache Scheibenproben auf einer Stirnfläche zuvor fein poliert und danach im Rasterelektronenmikroskop betrachtet (**Bild 19**). Längere Aufkohlungsdauern bringen i. A. schärfere Kornätzungen mit sich. Im Vergleich zu früheren Untersuchungen ist jedoch die hier auftretende Schädigung insgesamt als gering anzusehen.

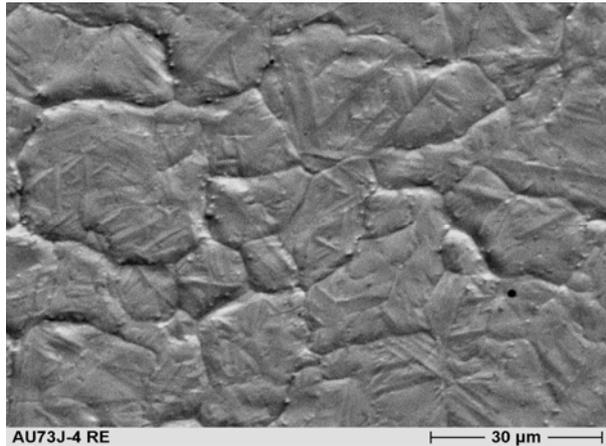


Bild 19 REM-Aufnahme der Oberfläche einer bei 1050 °C niederdruckaufgekohten Probe aus dem Werkstoff 18CrNiMo7-6 (entspricht der Prüfvariante 3.N2.U.5): thermische Anätzung der Korngrenzen

Weiterhin wurde bei den niederdruckaufgekohten Prüfzahnradern eine Manganeffusion in der Randschicht festgestellt, deren Stärke und Tiefenwirkung bei gleicher Austenitisierungstemperatur mit der Aufkohlungsdauer und somit der Baugröße korrelieren. Weitere Ergebnisse hierzu sind in [63] belegt.

Härtezustand

Härtetiefenverläufe im Bereich des Zahnfußes wurden an allen Prüfvarianten ermittelt und sind im Anhang im Einzelnen belegt. Alle gemessenen Einsatzhärtungstiefen (Eht) bzw. Randhärten (RH) erfüllen i. d. R. die Anforderungen $Eht = 0,15 \dots 0,20 \cdot m_n$ bzw. $RH = 58 \dots 63 \text{ HRC}^6$. Die Einhaltung dieser beiden Vorgaben ist besonders signifikant, da diese in der Praxis oft die einzigen expliziten Anforderungen an die Einsatzhärtung darstellen.

Durch eine Variation der Gasabschreckintensität (Gasart und -druck) wurde an den entsprechenden Prüfvarianten eine Variation der Kernhärte⁷ bei Einhaltung vergleichbarer Randhärten und Einsatzhärtungstiefen erreicht.

⁶ entspricht $RH = 670 \dots 800 \text{ HV}$

⁷ Untersuchungen im Kern beziehen sich i. d. R. auf den Bereich des Schnittpunktes der beiden senkrechten Geraden zu den 30°-Tangenten an den Berührungspunkt der Zahnfußrundung, vgl. **Bild 1**.

Die Kennwerte zum Härtetiefenverlauf im Zahnfußbereich sind für alle Prüfvarianten zusammenfassend in **Tabelle 17** wiedergegeben. Der Strahlbehandlungszustand weist keinen Einfluss auf den Härtetiefenverlauf auf und wird deshalb in der Darstellung vernachlässigt. Prüfvarianten mit unterschiedlicher Baugröße jedoch gleicher Wärmebehandlung werden gruppiert dargestellt, da die bezogenen Einsatzhärtungstiefen vergleichbar sind.

Prüfvarianten	Randhärte RH [HV]	Kernhärte KH [HV]	bezogene Einsatzhärtungstiefe E_{ht}/m_n [-]
1.G1.x.x	706...771	332...389	0,15...0,19
1.C1.x.x	717...744	318...416	0,17...0,19*
2.G1.x.5	724	410	0,19...0,22
2.G2.x.5	727	410	0,18
2.N1.U.5	727	370	0,18
2.N2.U.5	730	370	0,16
2.N3.x.x	689...710	310...315	0,14...0,17
2.N4.x.x	691...712	381...411	0,15...0,19
2.N5.x.x	699...728	437...460	0,15...0,19
3.G1.x.5	709	435	0,19
3.G2.x.5	704	430	0,18
3.N1.U.5	695	440	0,19
3.N2.U.5	713	450	0,17
3.N3.x.x	663...680	349...367	0,15...0,17
3.N4.x.x	670...694	416...418	0,15...0,19
3.N5.x.x	656...708	432...444	0,15...0,17

* Die Prüfvarianten mit Modul $m_n = 5$ mm 1.C1.x.5 wurden zu einer $E_{ht} = 0,55$ mm ($E_{ht}/m_n = 0,11$) carbonitriert (technologische Grenze beim Zahnradhersteller).

Tabelle 17 Mittelwerte der Rand- und Kernhärte bzw. der Einsatzhärtungstiefen der untersuchten Prüfvarianten (Gruppierung nach Wärmebehandlung, Streubänder infolge mehrerer Baugrößen)

Der Vergleich ausgewählter Prüfvarianten ermöglicht, die Wirkungen unterschiedlicher Herstellparameter auf den Härtezustand zu erfassen:

- Der Werkstoff weist einen maßgebenden Einfluss auf die erreichbare Kernfestigkeit. In Korrelation mit den unterschiedlichen Härtebarkeiten des Werkstoffs, weisen bei vergleichbaren Abschreckbedingungen die Prüfzahnäder aus dem Werkstoff 18CrNiMo7-6 höhere Kernhärten als die entsprechenden Prüfzahnäder aus dem Werkstoff 20MnCr5, und diese wiederum höhere Kernhärten als die entspre-

chenden Prüfzahnräder aus dem Werkstoff 16MnCr5 auf (vgl. z. B. 3.N1.U.5 mit 2.N1.U.5, bzw. 3.G1.x.5 mit 2.G1.x.5 und 1.G1.x.x).

- Beide Einsatzhärtungsverfahren (Gasaufkohlung mit Ölabschreckung bzw. Niederdruckaufkohlung mit Gasabschreckung) ermöglichen eine prozesssichere Einstellung normkonformer Werte zur Randhärte und Einsatzhärtungstiefe. Die Abschreckparameter (Medium, Gasdruck etc.) beeinflussen jedoch maßgebend die Kernhärte: Je höher die Abkühlungsrate, umso höher ist die erzielte Kernhärte (bei einheitlichem Werkstoff). Bei den Wärmebehandlungen mit Kennung N3, N4 bzw. N5 wurde Abschreckintensität gezielt variiert, so dass Prüfzahnräder mit vergleichbaren Randhärtezuständen und unterschiedlicher Kernhärte untersucht werden konnten.
- Die Erhöhung der Austenitisierungstemperatur (beim gleichen Wärmebehandlungsverfahren) weist keinen Einfluss auf den gesamten Härtetiefenverlauf auf (vgl. z.B. 2.N1.U.5 mit 2.N2.U.5, oder 3.G1.x.5 mit 3.G2.x.5).

Ehemalige Austenitkorngröße

Die Untersuchung der Korngröße wurde an allen Prüfvarianten durchgeführt. Die Ergebnisse der Untersuchungen im Kernbereich sind in **Tabelle 18** in Form der ermittelten mittleren Korngrößen-Kennzahl G nach DIN EN ISO 643 [8] belegt. (Für weitere Informationen hinsichtlich der Korngrößenverteilung wird auf [63] verwiesen.)

Alle untersuchten Prüfzahnräder weisen auf Basis der ermittelten mittleren Korngrößen-Kennzahlen G einen feinkörnigen Gefügestand auf. Vereinzelt wurde Mischkorn mit geringfügigen Grobkornanteilen festgestellt (vgl. **Tabelle 18**). Besonders interessant ist das Ergebnis der bei höherer Austenitisierungstemperatur $T_A = 1020\text{ °C}$ bzw. 1050 °C aufgekohlten Prüfvarianten. Diese zeigen, dass durch den Einsatz mikrolegierter Stähle ein feinkörniges Gefüge auch bei der Einsatzhärtung mit Hochtemperaturaufkohlung erzielbar ist.

Im Einzelnen sind folgende Tendenzen festzustellen, insbesondere an den Prüfvarianten aus mikrolegiertem Stahl, an denen gezielte Untersuchungen hinsichtlich Einfluss der Austenitisierungstemperatur auf die Korngröße durchgeführt wurden:

- Bei gleicher Aufkohlungstemperatur und Einsatzhärtungsverfahren weist der mikrolegierte Werkstoff 20MnCr5 ein etwas feineres Austenitkorn als der mikrolegierte Werkstoff 18CrNiMo7-6 auf.

- Mit steigender Aufkohlungstemperatur nimmt die Austenitkorngröße tendenziell zu, insbesondere für den Werkstoff 18CrNiMo7-6 (vgl. G1 mit G2, bzw. N1 mit N2).
- Im Verfahren der Gasaufkohlung entstand i. d. R. eine geringfügig feinere Korngröße als im Verfahren der Niederdruckaufkohlung bei gleicher Temperatur.

Prüfvarianten	Korngrößen-Kennzahl G	Prüfvarianten	Korngrößen-Kennzahl G
1.G1.x.x	9		
1.C1.x.x	9		
2.G1.x.5	9,9	3.G1.x.5	9,4
2.G2.x.5	9,5	3.G2.x.5	8,8
2.N1.x.5	9,4	3.N1.x.5	9,2
2.N2.x.5	9,5	3.N2.x.5	8,2*
2.N3.x.x	9	3.N3.x.x	9
2.N4.x.x	9	3.N4.x.x	9
2.N5.x.x	8*	3.N5.x.x	9

* geringfügige Grobkornanteile zusätzlich festgestellt

Tabelle 18 Korngrößen-Kennzahl G nach DIN EN ISO 643 [8] für die untersuchten Prüfvarianten (Messort: Zahnkern)

Gefüge

Gefügeschliffbilder wurden an allen Prüfvarianten im Bereich der einsatzgehärteten Randschicht im Zahnfuß und an der Zahnflanke sowie im Kernbereich⁸ erstellt.

Das Gefüge der einsatzgehärteten oberflächennahen Randschicht besteht grundsätzlich für alle Prüfvarianten aus feinnadeligem Martensit mit einem geringen Restaustenitanteil. In Abhängigkeit der durchgeführten Wärmebehandlung treten jedoch unterschiedliche Merkmale auf:

- Die gasaufgekohlten (bzw. carbonitrierten) und ölabgeschreckten Prüfvarianten weisen eine nicht-martensitische Randschicht auf (**Bild 20a**), deren Gefüge als Troostit (feinstlamellarer Perlit) bezeichnet wird (z. B. [16]). Das Auftreten dieser Randschicht steht in direkter Korrelation mit der Randoxidation und ist mit der Verarmung an Legierungselementen in Lösung und somit einer lokalen Senkung

⁸ S. Fußnote 7 auf Seite 55.

der Härte zu deuten. An den niederdruckaufgekohlten Prüfvarianten wurde in Abwesenheit von Randoxidation die Troostit-Randschicht nicht beobachtet.

- Die niederdruckaufgekohlten und gasabgeschreckten Prüfvarianten, insbesondere aus dem Werkstoff 20MnCr5, die zur Minimierung der Kernhärte mit minimaler Intensität abgeschreckt wurden, zeigten in den Schlifffbildern Bainitanteile direkt an der Oberfläche in einer sonst martensitisch-austenitischen Randschicht (**Bild 20c**). Diese sind offensichtlich auf die niedrigere Abkühlgeschwindigkeit zurückzuführen, da sie bei höheren Abschreckintensitäten nicht beobachtet wurden (**Bild 20d**).

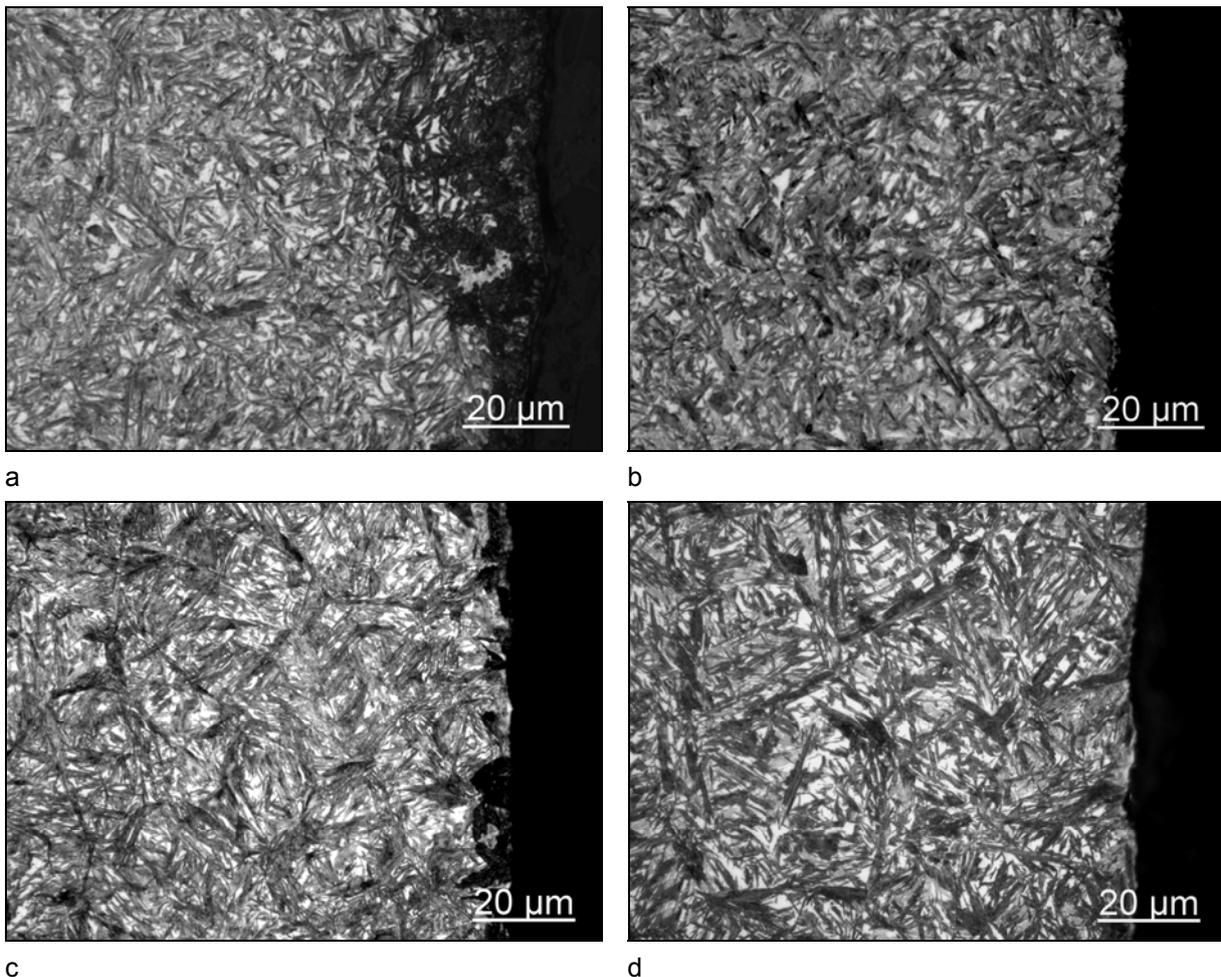


Bild 20 Randgefüge im Bereich des Zahnfußes am Beispiel einzelner Prüfvarianten:

- (a) Prüfvariante 2.G1.U.5 (20MnCr5, $m_n = 5$ mm, gasaufgekühlt bei $T_A = 940$ °C, ölgeschreckt)
- (b) Prüfvariante 2.N2.U.5 (20MnCr5, $m_n = 5$ mm, niederdruckaufgekühlt bei $T_A = 1050$ °C, gasabgeschreckt mit 10 bar N_2)
- (c) Prüfvariante 2.N3.U.5 (20MnCr5, $m_n = 5$ mm, niederdruckaufgekühlt bei $T_A = 940$ °C, gasabgeschreckt mit 2 bar N_2 , minimaler Intensität)
- (d) Prüfvariante 2.N4.U.5 (20MnCr5, $m_n = 5$ mm, niederdruckaufgekühlt bei $T_A = 940$ °C, gasabgeschreckt mit 4 bar N_2 , mittlerer Intensität)

Zur Untersuchung möglicher Carbidausscheidungen wurden einzelne Schlitze der 20MnCr5- und 18CrNiMo7-6-Prüfvarianten einer weiteren Tiefenätzung unterzogen (Nitalätzung: 10 % HNO₃, 5 min). Auftretende ungeätzte „helle“ Stellen sollten dabei auf die Anwesenheit von Carbidausscheidungen hinweisen. Die Schlitfbilder im Zahnfußbereich der Prüfzahnräder aus 20MnCr5 zeigen vereinzelt punktförmige Carbide (**Bild 21a**), wie sie auch im Rahmen früherer Untersuchungen an einsatzgehärteten Zahnradern aus dem gleichen Werkstoff beobachtet wurden. Bei den Prüfvarianten aus 18CrNiMo7-6 wurden ähnliche Erscheinungen kaum beobachtet (**Bild 21b**). Netz- oder Knochen-Carbide wurden an keiner Prüfvariante festgestellt. Ein signifikanter Einfluss der Austenitisierungstemperatur T_A auf die Carbidbildung wurde im untersuchten Zeit-Temperatur-Bereich nicht festgestellt.

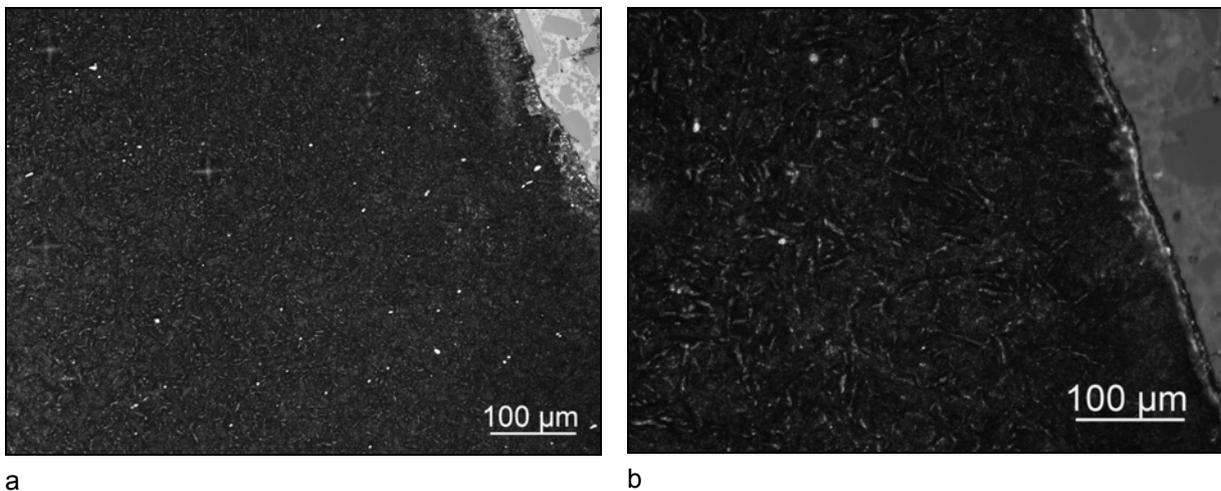


Bild 21 Tiefenätzung (HNO₃ 10%, 5 min) im Bereich des Zahnfußes:

(a) Prüfvariante 2.G1.U.5 (20MnCr5, $m_n = 5$ mm, gasaufgekühlt bei $T_A = 940$ °C)

(b) Prüfvariante 3.G2.U.5 (18CrNiMo7-6, $m_n = 5$ mm, niederdruckaufgekühlt bei $T_A = 1050$ °C)

Die Gefügebildung im Kern hängt von der dort auftretenden Abkühlgeschwindigkeit ab. Bei Gasabschreckung im Öl (**Bild 22a**) oder Helium bei hohem Druck (**Bild 22b**) bewirkt die hohe Abkühlgeschwindigkeit die Umwandlung von Austenit in ein Mischgefüge aus Massivmartensit und unterem Bainit. Mit abnehmender Abschreckintensität ist im Kern kaum Martensit mehr feststellbar, das Gefüge besteht aus oberem und unterem Bainit (**Bild 22c**). Niedrigere Abkühlgeschwindigkeiten hinterlassen ein Kerngefüge aus oberem Bainit mit gröberer Struktur (**Bild 22d**). Die unterschiedlichen Kerngefüge korrelieren mit den belegten unterschiedlichen Kernhärten (vgl. **Tabelle 17**).

Trotz der festgestellten Unterschiede sind alle untersuchten Prüfvarianten in die Stufe MQ der Werkstoffqualität einsatzgehärteter Zahnräder nach DIN 3990 - Teil 5 [2] bzw. ISO 6336 - Teil 5 [11] einzuordnen.

In einzelnen Fällen wird die Anforderung der DIN nach einer Kernhärte $KH \geq 34 \text{ HRC}$ ($\approx 335 \text{ HV}$) bewusst zur Untersuchung des Kernhärteneinflusses unterschritten. Dabei ist zu beachten, dass die entsprechende Anforderung in der ISO-Norm $KH \geq 25 \text{ HRC}$ ($\approx 255 \text{ HV}$) lautet und hier erfüllt ist.

Der in der ISO 6336 - 5 [11] empfohlene Randkohlenstoffgehalt $\% C \geq 0,65 \%$ für die Werkstoffqualität MQ wird in einzelnen Fällen unterschritten. Eine entsprechende Anforderung liegt in der DIN 3990 - 5 [2] jedoch nicht vor.

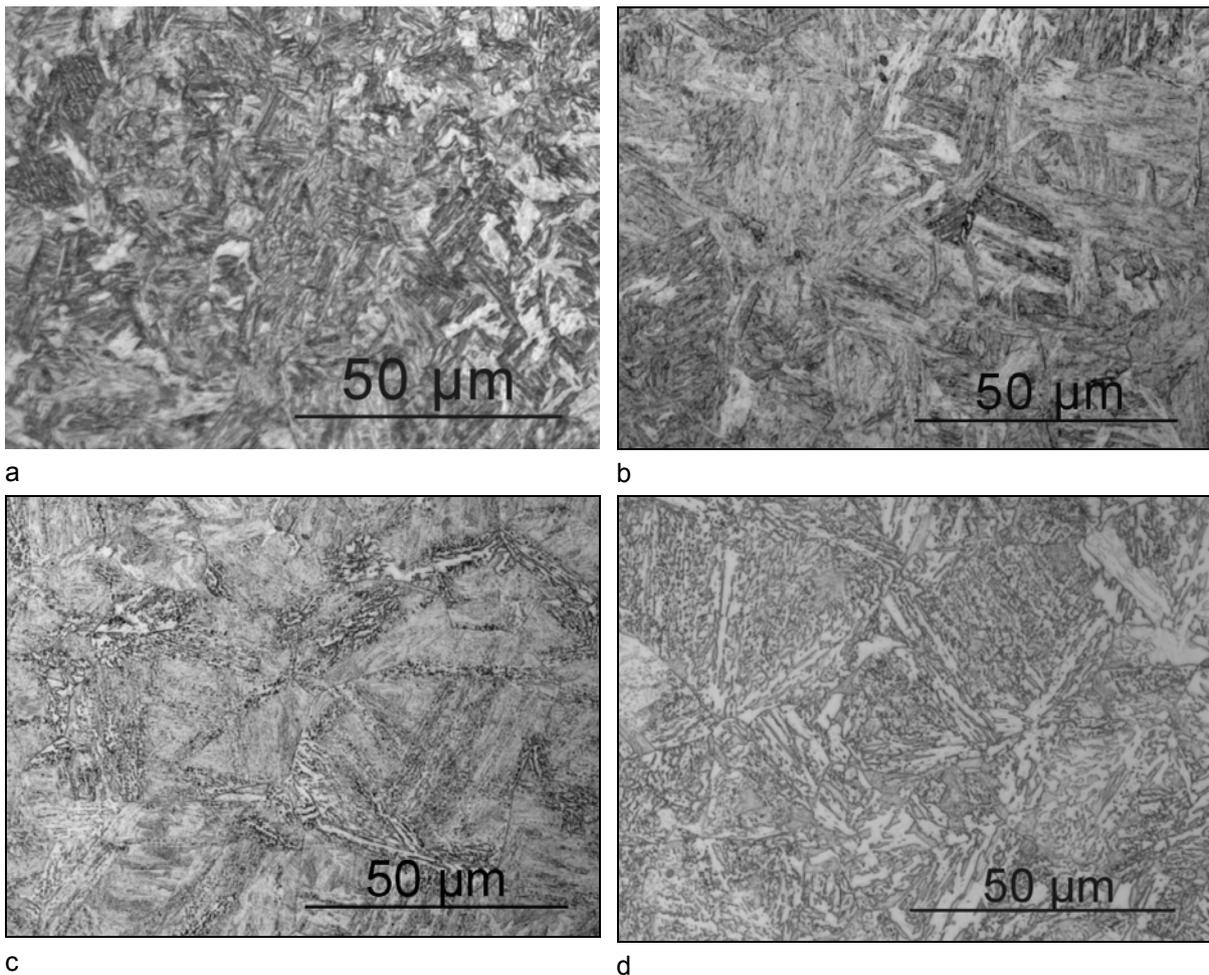


Bild 22 Kerngefüge im Bereich des Zahnfußes am Beispiel einzelner Prüfvarianten:

- (a) Prüfvariante 2.G1.U.5 (20MnCr5, $m_n = 5 \text{ mm}$, gasaufgekohlt bei $T_A = 940 \text{ °C}$, ölabgeschreckt)
- (b) Prüfvariante 2.N5.U.5 (20MnCr5, $m_n = 5 \text{ mm}$, niederdruckaufgekohlt bei $T_A = 940 \text{ °C}$, gasabgeschreckt mit 20 bar He)
- (c) Prüfvariante 2.N4.U.5 (20MnCr5, $m_n = 5 \text{ mm}$, niederdruckaufgekohlt bei $T_A = 940 \text{ °C}$, gasabgeschreckt mit 4 bar N_2)
- (d) Prüfvariante 2.N3.U.5 (20MnCr5, $m_n = 5 \text{ mm}$, niederdruckaufgekohlt bei $T_A = 940 \text{ °C}$, gasabgeschreckt mit 2 bar N_2)

6.2 Ergebnisse der röntgenographischen Untersuchungen

6.2.1 Eigenspannungszustand

An allen untersuchten Prüfvarianten wurden nach dem im Abschnitt 5.2 beschriebenen röntgenographischen Verfahren Eigenspannungsverläufe über die Werkstofftiefe ermittelt. Im Folgenden werden Eigenspannungstiefenverläufe vorgestellt, die für den Bereich des Zahnfußes charakteristisch sind. Auf Grund der hohen Anzahl an Messwerten wird hauptsächlich nur hinsichtlich Strahl- und Wärmebehandlungsverfahren unterschieden.

Bild 23 zeigt die ermittelten Eigenspannungswerte für die ungestrahlten Prüfvarianten. Die relativ große Streuung der Messwerte ist ersichtlich. Diese ist auf die breite Variation der Wärmebehandlungsparameter (Abschreckmittel, -temperatur bzw. druck) zurückzuführen.

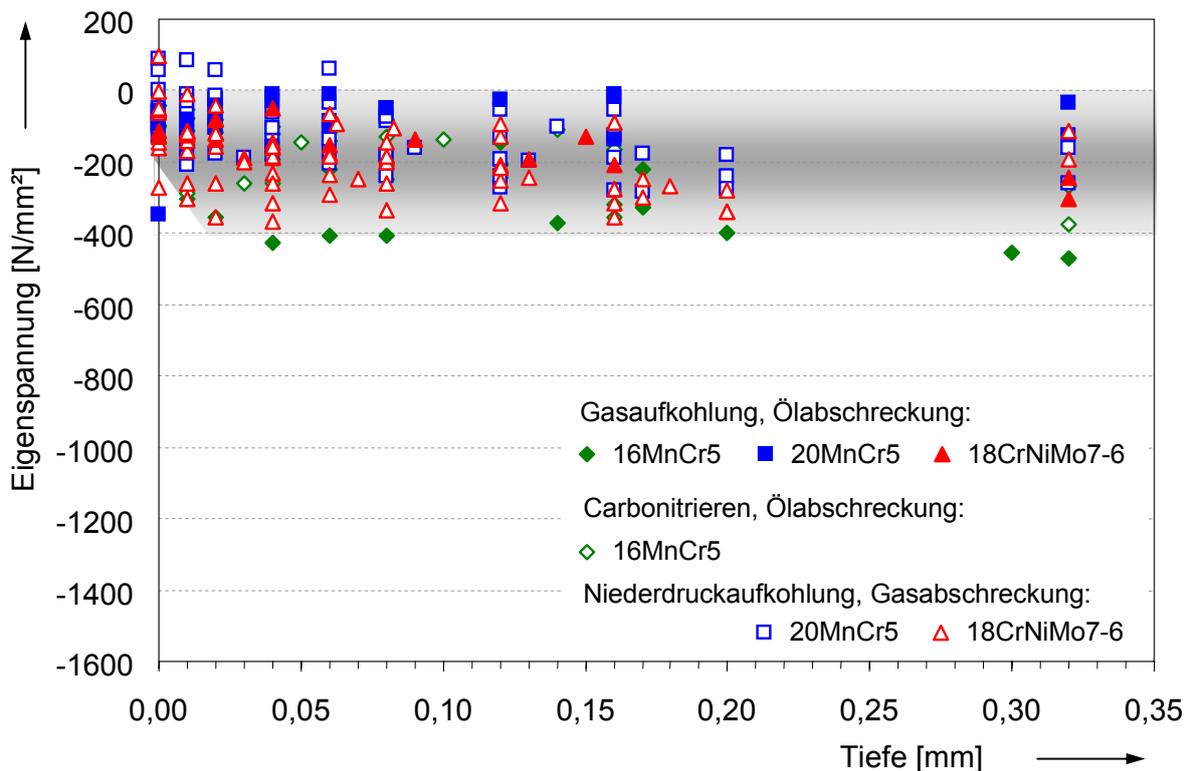


Bild 23 Ergebnisse der röntgenographischen Eigenspannungsmessungen an den Prüfvarianten im ungestrahlten Zustand

Insgesamt lassen sich die Eigenspannungstiefenverläufe der ungestrahlten Prüfvarianten wie folgt beschreiben:

- Direkt an der Oberfläche liegt überwiegend eine niedrige Druckeigenspannung im Bereich $\sigma_{ES} = 0 \dots -200 \text{ N/mm}^2$ vor;
- Unterhalb der Oberfläche liegen weiterhin Druckeigenspannungen vor, die Werte bis $\sigma_{ES} = -400 \text{ N/mm}^2$ erreichen können, ohne dass jedoch ein ausgeprägtes Eigenspannungsmaximum erkennbar ist;
- Tendenziell weisen die Prüfvarianten aus dem Werkstoff 18CrNiMo7-6 etwas höhere Druckeigenspannungen als die vergleichbaren Prüfvarianten aus dem Werkstoff 20MnCr5 auf.

An einzelnen Prüfvarianten sind in **Bild 23** Zugeigenspannungen an der Oberfläche ersichtlich: Es handelt sich dabei um die Prüfvarianten 2.N2.U.5 und 3.N2.U.5 (niederdruckaufgekühlt bei $T_A = 1050 \text{ °C}$ und gasabgeschreckt mit 10 bar N_2) bzw. 2.N5.U.5 (niederdruckaufgekühlt bei $T_A = 940 \text{ °C}$ und gasabgeschreckt mit 20 bar He). Eine hohe Intensität bei der Gasabschreckung scheint die Ausbildung von Druckeigenspannungen an der Oberfläche tendenziell nicht zu begünstigen.

Durch das Reinigungsstrahlen werden Druckeigenspannungen im oberflächennahen Randschichtbereich ausgebildet (s. Abschnitt 2.5.3). **Bild 24** stellt die Ergebnisse der röntgenographischen Eigenspannungsmessungen für die reinigungsgestrahnten Prüfvarianten dar. Auch in diesem Fall ist mit einer relativ großen Streuung der Messergebnisse zu rechnen, die auf die unterschiedlichen Ausgangszustände sowie auf die zu unterschiedlichen Zeitpunkten durchgeführten, definitionsgemäß nicht kontrollierten Reinigungsstrahlbehandlungen zurückzuführen. Trotzdem lassen sich eindeutige Merkmale des Eigenspannungstiefenverlaufs nach dem Reinigungsstrahlen feststellen:

- An der Oberfläche liegt eindeutig eine Druckeigenspannung vor, überwiegend im Bereich $\sigma_{ES} = -200 \dots -450 \text{ N/mm}^2$;
- Unterhalb der Oberfläche ist die Wirkung des Reinigungsstrahlens bis in eine Tiefe $x = \text{ca. } 0,15 \text{ mm}$ feststellbar;
- Ein ausgeprägtes Druckeigenspannungsmaximum liegt unterhalb der Oberfläche, im Tiefenbereich $x = 0,02 \dots 0,06 \text{ mm}$, vor und beträgt typischerweise $\sigma_{ES\text{max}} = -500 \dots -750 \text{ N/mm}^2$ (niedrigere Druckeigenspannungswerte sind ggf. auf einen von vernachlässigbaren Druckeigenspannungen bzw. Zugeigenspannungen gekennzeichneten Ausgangszustand zurückzuführen).

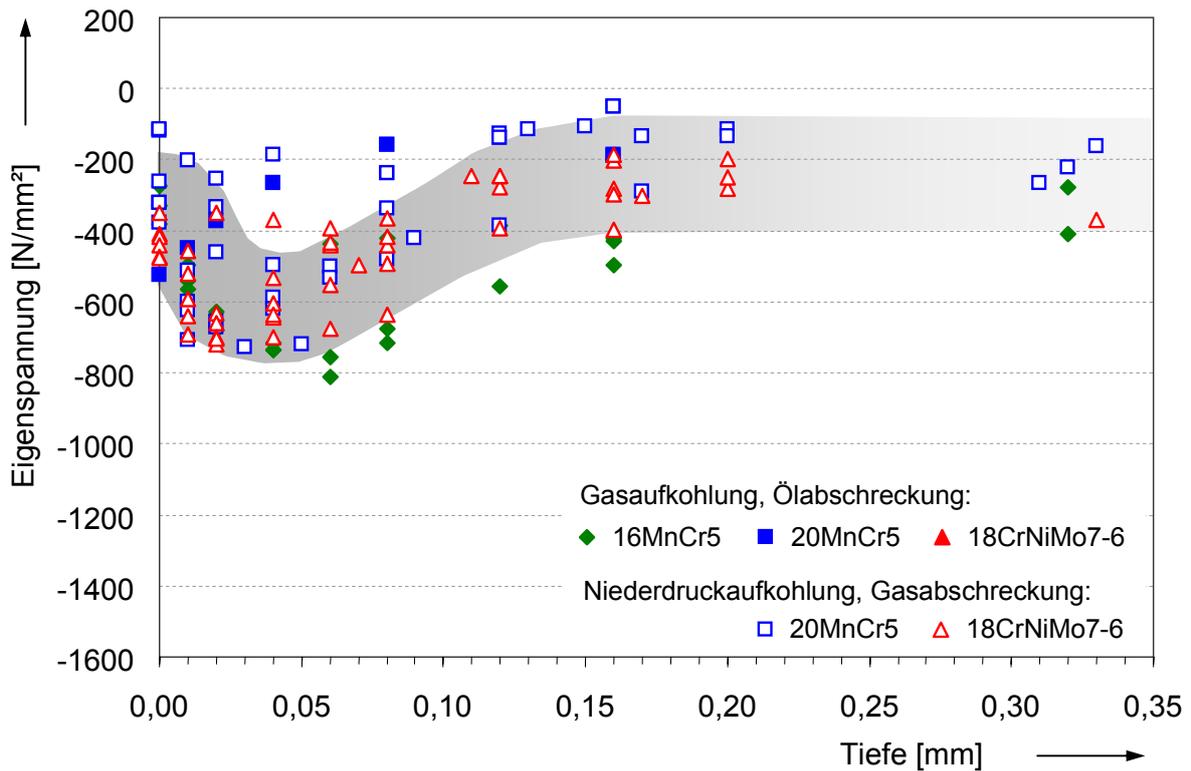


Bild 24 Ergebnisse der röntgenographischen Eigenspannungsmessungen an den Prüfvarianten im reinigungsgestrahlten Zustand

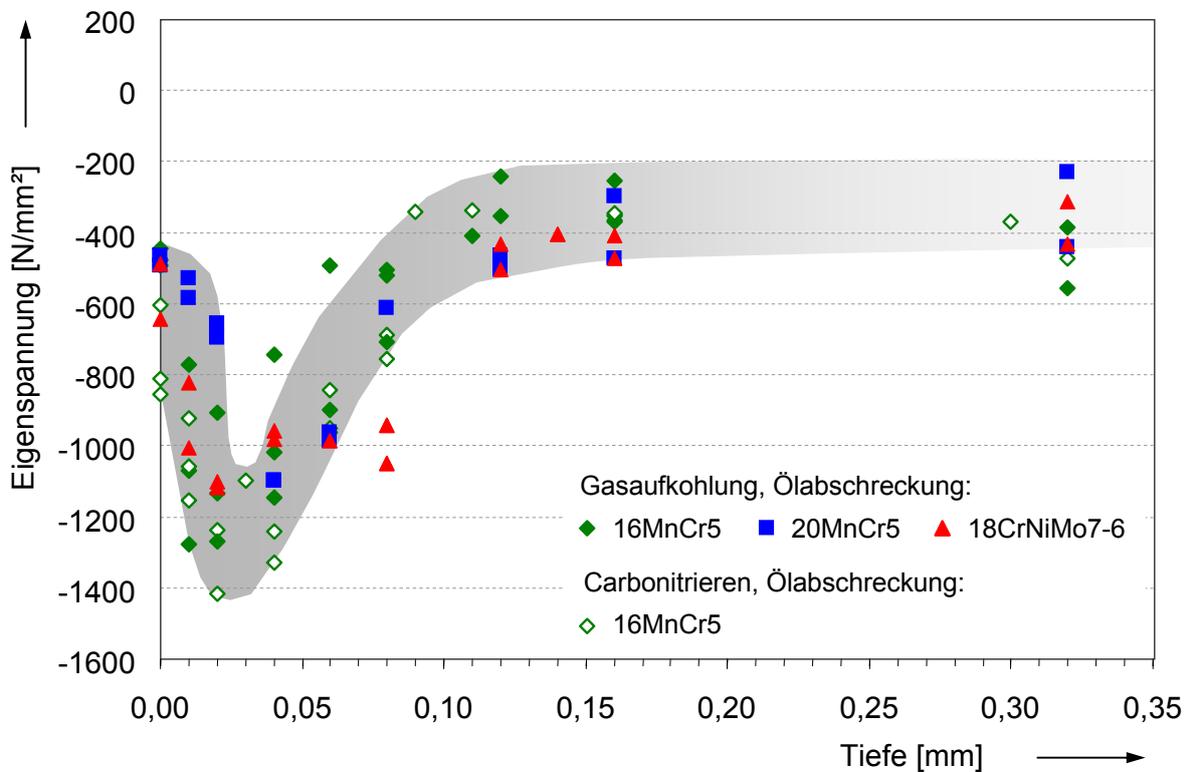


Bild 25 Ergebnisse der röntgenographischen Eigenspannungsmessungen an den Prüfvarianten im kontrolliert kugelgestrahlten Zustand

Die höchsten Druckeigenstressungen entstehen durch das kontrollierte Kugelstrahlen (s. Abschnitt 2.4). Die entsprechenden Messergebnisse sind in **Bild 25** dargestellt. Der Eigenspannungstiefenverlauf weist demnach folgende Charakteristika auf:

- Die Oberflächeneigenspannung liegt bei Druckspannungswerten größer als $\sigma_{ES} = -400 \text{ N/mm}^2$, auch bis $\sigma_{ES} = -850 \text{ N/mm}^2$;
- Unterhalb der Oberfläche ist die Wirkung der Kugelstrahlbehandlung mindestens bis zu einer Tiefe $x = \text{ca. } 0,15 \text{ mm}$ feststellbar;
- Das Druckeigenspannungsmaximum beträgt $\sigma_{ES} = -1100 \dots -1400 \text{ N/mm}^2$ und liegt unterhalb der Oberfläche, in einer Tiefe $x = 0,02 \dots 0,04 \text{ mm}$, vor.

6.2.2 Stabilität von Eigenspannungen bei schwellender Biegebeanspruchung

Zur Untersuchung des Einflusses der Biegebeanspruchung auf den Eigenspannungszustand im Zahnfußbereich wurden Oberflächeneigenspannungen bzw. Eigenspannungstiefenverläufe im Bereich des Zahnfußes an ausgewählten Prüfzahnradern nach vorbestimmten Belastungsvorgängen ermittelt. Hierzu wurden Pulsatorversuche auf definierten Lastniveaus durchgeführt und nach festgelegten Lastspielzahlen unterbrochen. Da zum Einbau in das Diffraktometer und für den Materialabtrag für die röntgenographischen Messungen der Eigenspannungen unterhalb der Oberfläche Proben aus den Zahnradern abgetrennt werden mussten, wurden für jede Prüfvariante Zähne eines einzigen Prüfzahnrads zunächst unterschiedlich belastet und dann hinsichtlich des Eigenspannungszustands untersucht. Es wird davon ausgegangen, dass an allen Zähnen eines Prüfzahnrads vergleichbare Eigenspannungstiefenverläufe im unbelasteten Ausgangszustand vorliegen.

Im Bereich der Zeitfestigkeit wurden die Prüfzahnradern mit einer Last beansprucht, die nach den ermittelten Wöhlerlinien zur Zahnfußtragfähigkeit einer Lebensdauer von $\text{ca. } 3 \cdot 10^4$ Lastspiele entspricht. Die Pulsatorversuche wurden dabei nach 10^4 Lastspielen unterbrochen.

Für die Untersuchungen im Bereich der Dauerfestigkeit wurde die Beanspruchung jeweils etwas oberhalb der ermittelten Zahnfußdauerfestigkeit für 50%-ige Ausfallwahrscheinlichkeit (102% von $\sigma_{F0\infty,50\%}$) gewählt. Die Pulsatorversuche wurden dabei nach einer möglichst hohen Lastspielzahl ($10^5 \dots 10^6$ je nach Prüfvariante, unter Berücksichtigung der Versuchsergebnisse zur Zahnfußdauerfestigkeit) unterbrochen.

Angesichts der üblichen Messstreuungen konnte aus den durchgeführten Untersuchungen kein signifikanter bzw. systematischer Einfluss der aufgetragenen Bean-

spruchung auf den Eigenspannungstiefenverlauf abgeleitet werden. Der Eigenspannungszustand ergab sich sowohl im Bereich der Dauerfestigkeit als auch im untersuchten Bereich der Zeitfestigkeit als stabil. In **Bild 26** sind die Ergebnisse der Oberflächeneigenspannungsmessungen belegt.

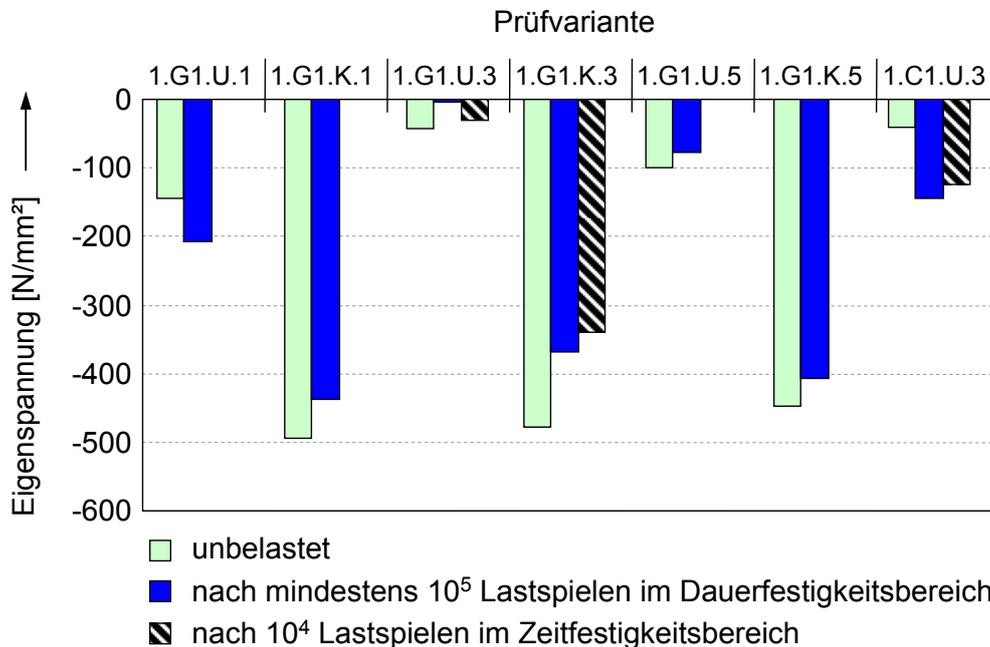


Bild 26 Vergleich der Oberflächeneigenspannungen (Messort: Zahnfuß) im unbelasteten Zustand, nach mindestens 10^5 Lastspielen im Dauerfestigkeitsbereich bzw. nach 10^4 Lastspielen im Zeitfestigkeitsbereich.

Die vorliegenden Ergebnisse decken sich mit Erfahrungen aus der Literatur. Nach [42] bleiben Eigenspannungen von Stählen unter schwingender Beanspruchung hinreichend stabil, wenn deren Härte ≥ 400 HV ist, was in der einsatzgehärteten Randschicht der Fall ist. In [70] wurde bei gezielten Untersuchungen an einsatzgehärteten Zahnrädern keine signifikante Veränderung der Oberflächeneigenspannungen im Zahnfußbereich infolge der Biegebeanspruchung festgestellt. In [66] wird die Stabilität des Eigenspannungszustands einsatzgehärteter Biegeproben ebenfalls bestätigt.

6.2.3 Restaustenitgehalt

Restaustenittiefenverläufe im Bereich des Zahnfußes wurden an allen Prüfvarianten ermittelt. Eine relevante Streuung der Messergebnisse, auch innerhalb wiederholter Messungen an der gleichen Prüfvariante, war festzustellen. Dies beruht zum Einen auf der Natur dieser Messung selbst (es handelt sich um eine lokale Phasenanteilmessung einer nicht notwendigerweise gleichmäßig verteilten Phase), zum Anderen auf technischen Einschränkungen (den kleinen Krümmungsradien der Zahnfußausrundungen, der optimalerweise sehr langen und nicht immer praktikablen Bestrah-

lungsdauer, usw.), die bei dieser Messung mehr als bei der Eigenspannungsmessung zu spüren waren.

Wesentliche Merkmale zum Restaustenitgehalt konnten trotzdem festgestellt werden:

- Die gasaufgekohlten und ölabgeschreckten Prüfvarianten weisen i. d. R. direkt an der Oberfläche einen sehr geringen Restaustenitgehalt auf (≤ 5 % Volumenanteil im ungestrahlten Zustand), der mit der Anwesenheit einer dünnen Troostit-Randschicht an der Oberfläche korreliert (vgl. Abschnitt **6.1.2**). An niederdruckaufgekohlten bzw. carbonitrierten Prüfzahnradern wurden an der Oberfläche tendenziell höhere Restaustenitgehalte gemessen (≥ 10 % bzw. ≥ 15 % im ungestrahlten Zustand).
- Die maximalen Restaustenitgehalte liegen im Tiefenbereich $x = 0,02 \dots 0,15$ mm und betragen i. d. R. zwischen 15 % und 25 %. Höhere Werte (bis 40 %) wurden nur in Zusammenhang mit stärkeren Aufkohlungen festgestellt (vgl. Abschnitt **6.1.2**).
- Die Strahlbehandlung bewirkt durch die spannungsinduzierte Martenistumwandlung eine Reduzierung des Restaustenitgehalts in der äußeren Randschicht, so dass an reinigungs- bzw. kugelgestrahlten Prüfzahnradern generell niedrigere Werte des Restaustenitgehalts im Vergleich zu den entsprechenden Prüfzahnradern im ungestrahlten Zustand ermittelt wurden.

Die beschriebenen Korrelationen sind am Beispiel einzelner Restaustenittiefenverläufe in **Bild 27** ersichtlich.

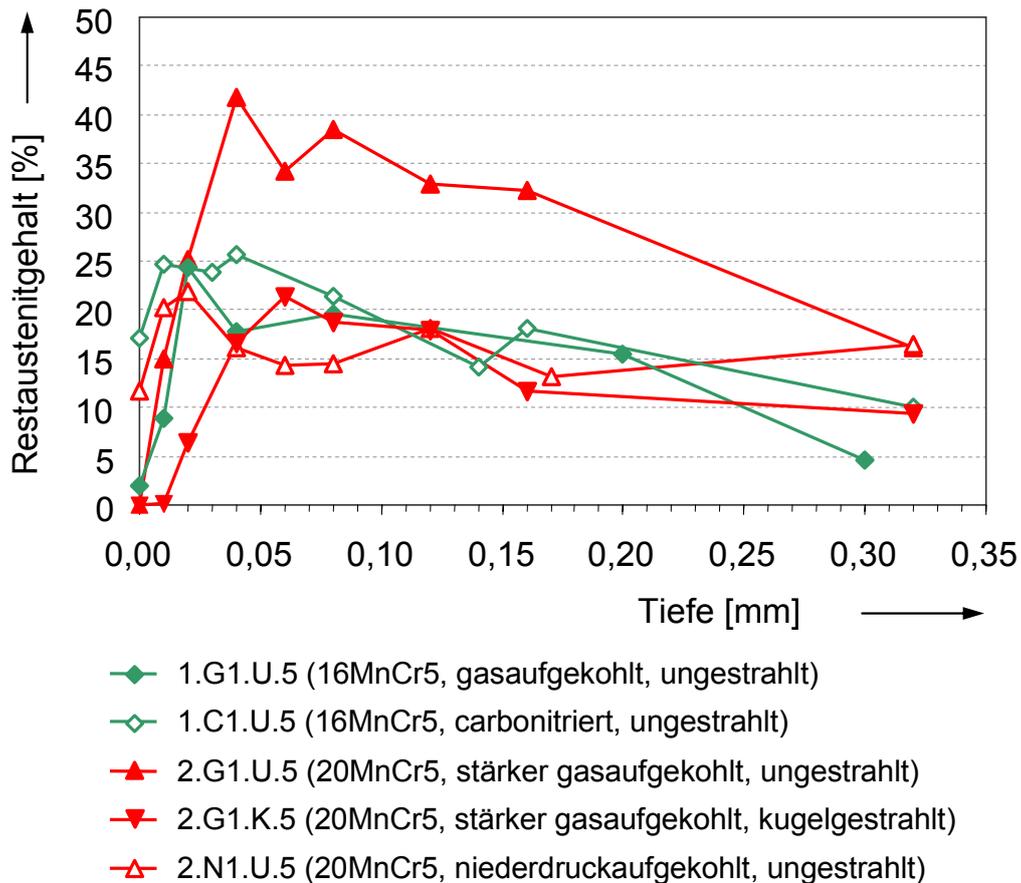


Bild 27 Vergleich der ermittelten Restaustenittiefenverläufe (Messort: Zahnfuß) unterschiedlicher Prüfvarianten.

Systematische Zusammenhänge zwischen Restaustenitgehalt und Werkstoff, Austenitierungstemperatur bzw. Gasabschreckintensität konnten darüber hinaus hier nicht erkannt werden.

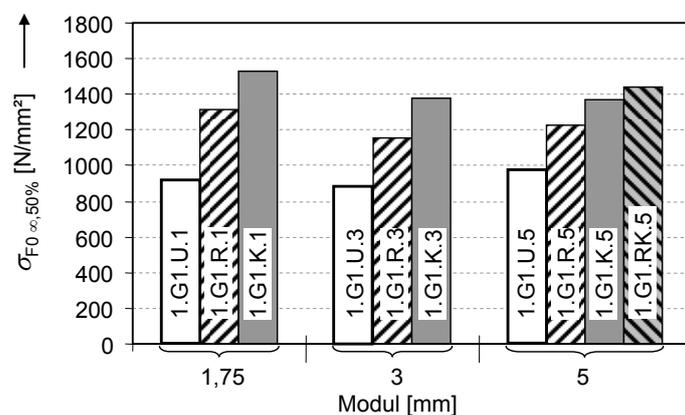
Die Normvorgabe für Zahnräder der Werkstoffqualität MQ fordert nach DIN 3990 [2] einen Restaustenitgehalt (Randzone) $\leq 30\%$ bzw. nach ISO 6336 [11] einen Restaustenitgehalt $\leq 25\%$.

6.3 Ergebnisse zur Zahnfußtragfähigkeit

Für jede der 54 Prüfvarianten wurden Versuche zur Zahnfußtragfähigkeit im Pulsatorprüfstand durchgeführt und entsprechende Wöhlerlinien ermittelt. Im Folgenden werden die Ergebnisse zur dauerhaft ertragbaren Zahnfuß-Nennspannung für 50 %-Ausfallwahrscheinlichkeit $\sigma_{F0\infty,50\%}$ in Form von Balkendiagrammen dargestellt. σ_{F0} entspricht der auftretenden maximalen Biege-nennspannung im Bereich des Berührungspunktes der 30°-Tangente an die Zahnfußrundung unter Berücksichtigung der dort vorliegenden Kerbwirkung (Zahnfuß-Nennspannung). Die Umrechnung aus der Pulsator-Normalkraft erfolgt in Anlehnung an die Norm DIN 3990 [2] nach dem in Abschnitt 5.1.3 beschriebenen Berechnungsverfahren. Die Prüfvarianten wurden für die Darstellung zweckmäßig gruppiert, so dass in jedem Diagramm die Variation von Wärme- und Strahlbehandlungsparametern bei gleicher Werkstoffschmelze dargestellt wird.

6.3.1 Variation der Strahlbehandlung bei gasaufgekohlten Prüfzahnrädern aus dem Werkstoff 16MnCr5

Prüfzahnräder der Baugröße $m_n = 1,75$ mm, $m_n = 3$ mm und $m_n = 5$ mm aus dem Werkstoff 16MnCr5 wurden bei Standard-Temperatur gasaufgekühlt und im Ölbad gehärtet. Durch eine Variation der Strahlbehandlung (vgl. Abschnitt 4.4) wurde der Einfluss des Eigen Spannungszustands auf die Zahnfußtragfähigkeit untersucht, da je Baugröße alle Prüfzahnräder der gleichen Fertigungsreihe und Wärmebehandlungscharge angehören.



16MnCr5, gasaufgekühlt und ölageschreckt

- 1.G1.U.x ungestrahlt
- ▨ 1.G1.R.xreinigungsgestrahlt
- 1.G1.K.xkugelgestrahlt
- ▩ 1.G1.RK.xreinigungs- und kugelgestrahlt

In **Bild 28** sind die im Pulsatorversuch ermittelten dauerhaft ertragbaren Zahnfuß-Nennspannungen $\sigma_{F0\infty,50\%}$ für jede Baugrößen-Strahlbehandlungs-Kombination dargestellt.

Bild 28 Im Pulsatorversuch dauerhaft ertragbare Zahnfuß-Nennspannung $\sigma_{F0\infty,50\%}$ der gasaufgekohlten und ölageschreckten Prüfvarianten aus dem Werkstoff 16MnCr5 nach unterschiedlicher Strahlbehandlung

Die deutliche Wirkung der Strahlbehandlung auf die Zahnfußtragfähigkeit der Prüfzahnäder ist an den Ergebnissen erkennbar. Jeweils im Vergleich zum ungestrahlten Ausgangszustand (Prüfvarianten 1.G1.U.x) ergibt sich durch das praxisübliche Reinigungsstrahlen eine Steigerung der dauerhaft ertragbaren Zahnfuß-Nennspannung $\sigma_{F0\infty,50\%}$ um 27 bis 43 % (Prüfvarianten 1.G1.R.x, je nach Baugröße), durch das kontrollierte Kugelgestrahlten (Prüfvarianten 1.G1.K.x) eine Steigerung von $\sigma_{F0\infty,50\%}$ um 42 bis 66 % (je nach Baugröße). Bei gleicher Strahlbehandlung ist die festigkeitssteigernde Wirkung bei kleineren Baugrößen höher.

Späte Brüche (Bruchlastspielzahl $> 10^6$) im Bereich der Dauerfestigkeit wurden bei den Untersuchungen an allen kugelgestrahlten Prüfvarianten vermehrt festgestellt.

6.3.2 Variation der Strahlbehandlung bei carbonitrierten Prüfzahnädern aus dem Werkstoff 16MnCr5

Prüfzahnäder der Baugröße $m_n = 1,75$ mm, $m_n = 3$ mm und $m_n = 5$ mm aus dem Werkstoff 16MnCr5 wurden bei Standard-Temperatur carbonitriert und ölabgeschreckt. Je Baugröße gehören alle Prüfzahnäder einer gleichen Fertigungs- und Wärmebehandlungscharge an. Die carbonitrierten Prüfzahnäder wurden im ungestrahlten Zustand und nach einer kontrollierten Kugelstrahlbehandlung (vgl. Abschnitt 4.4) untersucht.

In **Bild 29** sind die im Pulsatorversuch ermittelten dauerhaft ertragbaren Zahnfuß-Nennspannungen $\sigma_{F0\infty,50\%}$ für jede Baugrößen-Strahlbehandlungs-Kombination dargestellt. Die kontrolliert kugelgestrahlten Prüfvarianten weisen je nach Baugröße eine um 31 bis 66 % höhere dauerhaft ertragene Zahnfuß-Nennspannung $\sigma_{F0\infty,50\%}$ im Vergleich zu den entsprechenden ungestrahlten Prüfvarianten auf. Auch in diesem Fall ist der Dauer-

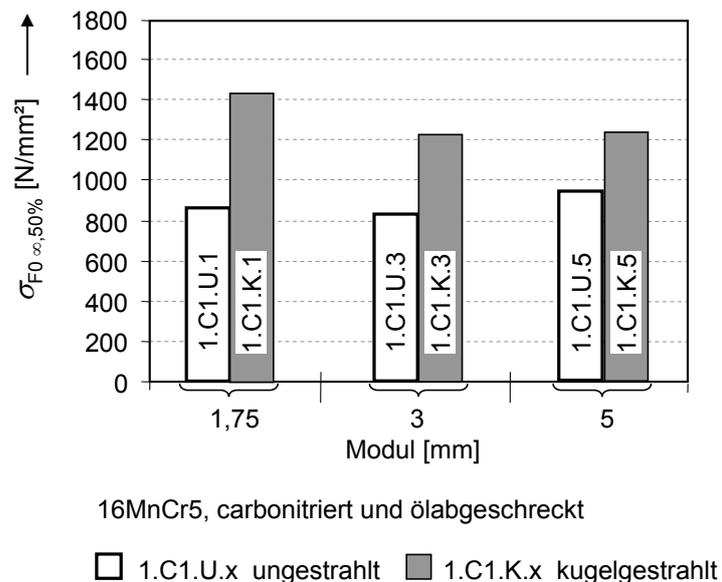


Bild 29 Im Pulsatorversuch dauerhaft ertragbare Zahnfuß-Nennspannung $\sigma_{F0\infty,50\%}$ der carbonitrierten und ölabgeschreckten Prüfvarianten aus dem Werkstoff 16MnCr5 nach unterschiedlicher Strahlbehandlung

festigkeitsgewinn der Prüfzahnräder kleineren Moduls größer.

6.3.3 Variation der Austenitierungstemperatur bei einsatzgehärteten Prüfzahnradern aus dem Werkstoff 20MnCr5

Prüfzahnäder der Baugröße $m_n = 5$ mm aus dem Werkstoff 20MnCr5 (mikrolegierte Schmelze „2m“, s. Abschnitt 6.1.1) wurden zur Einsatzhärtung bei Standard- und bei höherer Temperatur austenitisiert und aufgekühlt. Durch eine Variation der Austenitierungstemperatur T_A wurde der Einfluss dieses Wärmebehandlungsparameters auf die Zahnfußtragfähigkeit untersucht. Hierbei wurden Prüfzahnäder nach dem Verfahren der Gasaufkühlung mit Ölabschreckung sowie nach dem Verfahren der Niederdruckaufkühlung mit Hochdruckgasabschreckung (vgl. Abschnitt 4.3) einsatzgehärtet und im ungestrahlten sowie z. T. im kontrolliert kugelgestrahlten Zustand untersucht.

In Bild 30 sind die im Pulsatorversuch ermittelten dauerhaft ertragbaren Zahnfuß-Nennspannungen $\sigma_{F0\infty,50\%}$ für die bei Standard- und höherer Temperatur T_A aufgekühlten Prüfvarianten dargestellt. Ein Einfluss der Aufkühlungstemperatur auf die Tragfähigkeit ist nicht erkennbar. Die Kugelstrahlbehandlung bewirkt bei den gasaufgekühlten Prüfvarianten eine Steigerung der dauerhaft ertragbaren Zahnfuß-Nennspannung $\sigma_{F0\infty,50\%}$ von ca. 57 %. Auch bei diesen Prüfvarianten lag eine Korrelation zwischen der Anwendung der Kugelstrahlbehandlung und dem Auftreten späterer Zahnfußbrüche bei Versuchen im Bereich der Dauerfestigkeit vor.

Darüber hinaus ist festzustellen, dass hier durch die Niederdruckaufkühlung mit Gasabschreckung höhere Zahnfußtragfähigkeiten als bei der herkömmlichen Einsatzhärtung mit Gasaufkühlung und Ölabschreckung erzielt wurden (Vergleich nur im ungestrahlten Zustand möglich).

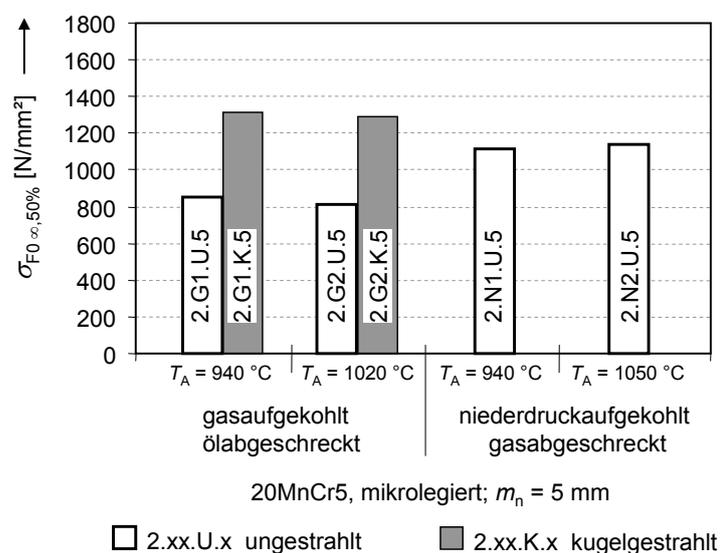


Bild 30 Im Pulsatorversuch dauerhaft ertragbare Zahnfuß-Nennspannung $\sigma_{F0\infty,50\%}$ der bei Standard- bzw. höherer Austenitierungstemperatur T_A aufgekühlten und einsatzgehärteten Prüfvarianten aus dem mikrolegierten Werkstoff 20MnCr5 mit Modul $m_n = 5$ mm

6.3.4 Variation der Austenitisierungstemperatur bei einsatzgehärteten Prüfzahnradern aus dem Werkstoff 18CrNiMo7-6

Prüfzahnäder der Baugröße $m_n = 5$ mm aus dem Werkstoff 18CrNiMo7-6 (mikrolegiert, s. Abschnitt 6.1.1) wurden bei Standard- und bei höherer Temperatur T_A aufgekühlt und gehärtet. Ziel dabei war ebenfalls die Untersuchung möglicher Einflüsse der Temperatursteigerung auf die Zahnfußtragfähigkeit. Die Prüfzahnäder wurden sowohl nach dem Verfahren der Gasaufkühlung mit Ölabschreckung als auch nach dem Verfahren der Niederdruckaufkühlung mit Hochdruckgasabschreckung (vgl. Abschnitt 4.3) einsatzgehärtet und im ungestrahlten bzw. z. T. im kontrolliert kugelgestrahlten Zustand untersucht.

In **Bild 31** sind die im Pulsatorversuch ermittelten dauerhaft ertragbaren Zahnfuß-Nennspannungen $\sigma_{F0\infty,50\%}$ für die bei Standard- und höherer Temperatur T_A aufgekühlten Prüfvarianten dargestellt. Wie bei den Prüfvarianten aus dem Werkstoff 20MnCr5 liegen die geringen Unterschiede im Festigkeitsverhalten der gasaufgekühlten ungestrahlten Prüfvarianten im Bereich der üblichen Streuungen und belegen damit keinen signifikanten Einfluss der Austenitisierungstemperatur.

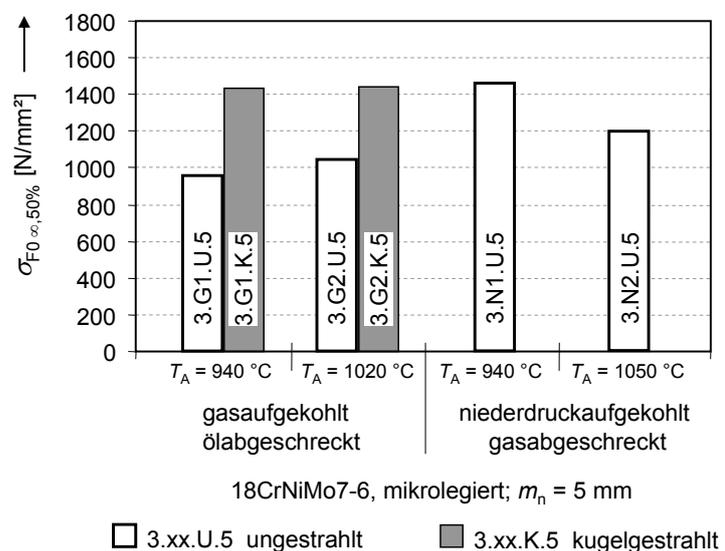


Bild 31 Im Pulsatorversuch dauerhaft ertragbare Zahnfuß-Nennspannung $\sigma_{F0\infty,50\%}$ der bei Standard- bzw. höherer Austenitisierungstemperatur T_A einsatzgehärteten Prüfvarianten aus dem mikrolegierten Werkstoff 18CrNiMo7-6 mit Modul $m_n = 5$ mm

Bei den ungestrahlten niederdruckaufgekühlten Prüfvarianten tritt dagegen zwischen den zwei Wärmebehandlungschargen mit unterschiedlicher Austenitisierungstemperatur ein signifikanter Unterschied (ca. 20 %) hinsichtlich der dauerhaft ertragenen Zahnfuß-Nennspannung auf. Zu beachten ist, dass von der bei 940 °C niederdruckaufgekühlten ungestrahlten Prüfvariante 3.N1.U.5 ein sehr hoher Wert von $\sigma_{F0\infty,50\%}$ erreicht wurde und dass $\sigma_{F0\infty,50\%}$ für die bei 1050 °C niederdruckaufgekühlte ungestrahlte Prüfvariante 3.N2.U.5 zwar im Vergleich niedriger liegt, jedoch oberhalb der

Kennwerte für die Prüfvarianten im gasaufgekohlten Zustand (3.G1.U.5 und 3.G2.U.5).

Die Kugelstrahlbehandlung bewirkt bei den gasaufgekohlten Prüfvarianten eine Steigerung der dauerhaft ertragbaren Zahnfuß-Nennspannung $\sigma_{F0\infty,50\%}$ von 38...50 %. Auch hier, wie bei den Prüfvarianten aus dem Werkstoff 20MnCr5, werden höhere Zahnfußdauerfestigkeiten durch Niederdruckaufkohlung und Hochdruckgasabschreckung als durch Gasaufkohlung und Ölabschreckung erreicht.

Darüber hinaus ist mithilfe eines Vergleichs der in **Bild 30** und **Bild 31** belegten Kennwerte festzustellen, dass die Prüfvarianten aus dem Werkstoff 18CrNiMo7-6 jeweils höhere Zahnfußdauerfestigkeiten als die entsprechenden Prüfvarianten vergleichbarer Wärme- und Strahlbehandlung aus dem Werkstoff 20MnCr5 aufweisen.

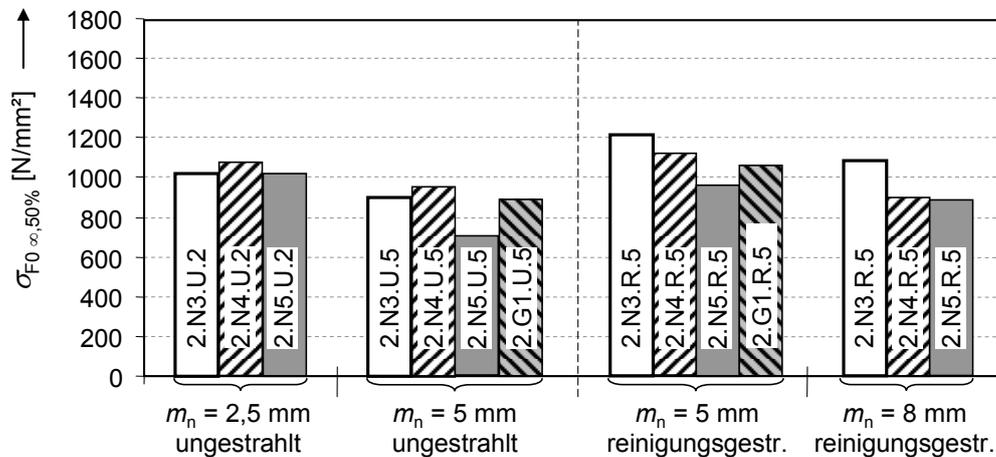
6.3.5 Variation der Abschreckintensität bei einsetzunggehärteten Prüfzahnradern aus dem Werkstoff 20MnCr5

Prüfzahnradern der Baugröße $m_n = 2,5$ mm, $m_n = 5$ mm und $m_n = 8$ mm aus dem Werkstoff 20MnCr5 wurden bei Standard-Temperatur $T_A = 940$ °C niederdruckaufgekühlt und mittels Gasabschreckung gehärtet. Durch eine Variation der Gasabschreckintensität über Gasdruck und -art (s. Abschnitt 4.3) wurden je Baugröße drei unterschiedliche Kernhärten bei vergleichbaren Randhärtezuständen erzielt (vgl. Abschnitt 6.1.2). Prüfzahnradern mit Modul $m_n = 5$ mm aus der gleichen Stahlschmelze und Fertigungsserie wurden zusätzlich zum Vergleich herkömmlich gasaufgekühlt und im Ölbad gehärtet. Die Prüfzahnradern wurden z. T. im ungestrahlten, z. T. im reinigungsgestrahlten Zustand untersucht.

In **Bild 32** sind die im Pulsatorversuch ermittelten dauerhaft ertragbaren Zahnfuß-Nennspannungen $\sigma_{F0\infty,50\%}$ für jede Abschreckintensitäts-Baugrößen-Kombination dargestellt. Im ungestrahlten Zustand (Prüfzahnradern mit Modul $m_n = 2,5$ und 5 mm) weisen die mit mittlerer Intensität gasabgeschreckten Prüfvarianten die höchste dauerhaft ertragene Zahnfuß-Nennspannung $\sigma_{F0\infty,50\%}$ auf. Im reinigungsgestrahlten Zustand (Prüfzahnradern mit Modul $m_n = 5$ und 8 mm, gleichwertige Reinigungsstrahlbehandlung) zeigen dagegen die mit minimaler Intensität gasabgeschreckten Prüfvarianten die höchsten Werte von $\sigma_{F0\infty,50\%}$.

Die mit maximaler Intensität gasabgeschreckten Prüfvarianten weisen stets die niedrigsten Kennwerte zur Zahnfußdauerfestigkeit auf. Ein signifikanter Einfluss der Gas-

abschreckparameter auf die Festigkeitseigenschaften des Werkstoffs ist trotz vergleichbaren Härtezustands auch in der Randschicht anzunehmen.



20MnCr5, aufgekühlt bei $T_A = 940$ °C und mit unterschiedlicher Intensität abgeschreckt

- 2.N3.x.x gasabgeschreckt mit minimaler Intensität (1,5...4 bar N_2)
- ▨ 2.N4.x.x gasabgeschreckt mit mittlerer Intensität (3...10 bar N_2)
- 2.N5.x.x gasabgeschreckt mit maximaler Intensität (20 bar He)
- ▩ 2.G1.x.x ölgeschreckt

Bild 32 Im Pulsatorversuch dauerhaft ertragbare Zahnfuß-Nennspannung $\sigma_{F0\infty,50\%}$ der Prüfvarianten aus dem Werkstoff 20MnCr5 nach Niederdruckaufkühlung und Gasabschreckung mit unterschiedlicher Intensität bzw. Gasaufkühlung und Ölabschreckung

Die hier vorliegenden Versuchsergebnisse an den Prüfzahnradern mit Modul $m_n = 5$ mm zeigen zusätzlich,

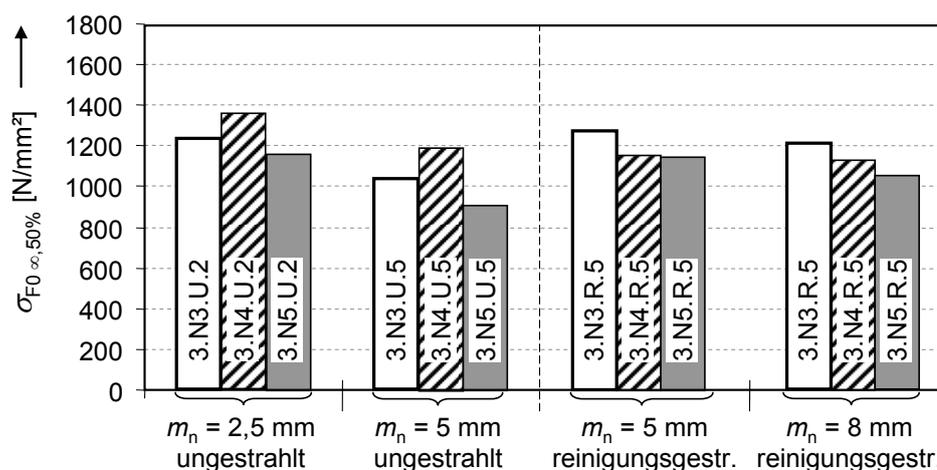
- dass das Reinigungsstrahlen in allen untersuchten Einsatzhärtungszuständen zu einer Steigerung der Zahnfußtragfähigkeit führt;
- und dass durch die Niederdruckaufkühlung mit Gasabschreckung bei geeigneter Abschreckintensität vergleichbare bzw. höhere Zahnfußdauerfestigkeiten im Vergleich zu mit Gasaufkühlung und Ölabschreckung einsatzgehärteten Prüfzahnradern erreichbar sind.

6.3.6 Variation der Abschreckintensität bei einsatzgehärteten Prüfzahnradern aus dem Werkstoff 18CrNiMo7-6

Prüfzahnradern der Baugröße $m_n = 2,5$ mm, $m_n = 5$ mm und $m_n = 8$ mm aus dem Werkstoff 18CrNiMo7-6 wurden bei Standard-Temperatur $T_A = 940$ °C niederdruckaufgekühlt und bei unterschiedlichen Gasabschreckintensitäten gehärtet (s. Abschnitt 4.3). Wie bei den entsprechenden Prüfvarianten aus dem Werkstoff 20MnCr5 wur-

den hier somit ebenfalls unterschiedliche Kernhärten bei vergleichbaren Randhärtezuständen erzielt (vgl. Abschnitt 6.1.2). Die Prüfzahnräder wurden z. T. im ungestrahlten, z. T. im reinigungsgestrahlten Zustand untersucht.

In **Bild 33** sind die im Pulsatorversuch ermittelten dauerhaft ertragbaren Zahnfuß-Nennspannungen $\sigma_{F0\infty,50\%}$ für jede Baugrößen-Gasabschreckintensitäts-Kombination dargestellt. Die Ergebnisse der Prüfvarianten aus dem Werkstoff 18CrNiMo7-6 korrelieren qualitativ mit denen der entsprechenden Prüfvarianten aus dem Werkstoff 20MnCr5: Die höchsten dauerhaft ertragenen Zahnfuß-Nennspannungen $\sigma_{F0\infty,50\%}$ werden im ungestrahlten Zustand ($m_n = 2,5$ und 5 mm) durch die mit mittlerer Intensität gasabgeschreckten Prüfvarianten erreicht. Im reinigungsgestrahlten Zustand ($m_n = 5$ und 8 mm) weisen die mit minimaler Intensität gasabgeschreckten Prüfvarianten die höchsten Werte von $\sigma_{F0\infty,50\%}$ auf. Auch hier ergibt sich die maximale Anschreckintensität als ungünstigste Alternative hinsichtlich der Zahnfußtragfähigkeit. Ein Einfluss der Gasabschreckung auf die Festigkeitseigenschaften des Werkstoffs liegt vor.



18CrNiMo7-6, aufgekühlt bei $T_A = 940$ °C und mit unterschiedlicher Intensität abgeschreckt

- 3.N3.x.x gasabgeschreckt mit minimaler Intensität (1,5...4 bar N_2)
- ▨ 3.N4.x.x gasabgeschreckt mit mittlerer Intensität (3...10 bar N_2)
- 3.N5.x.x gasabgeschreckt mit maximaler Intensität (20 bar He)
- ▩ 3.G1.x.x ölgeschreckt

Bild 33 Im Pulsatorversuch dauerhaft ertragbare Zahnfuß-Nennspannung $\sigma_{F0\infty,50\%}$ der Prüfvarianten aus dem Werkstoff 18CrNiMo7-6 nach Niederdruckaufkühlung und Gasabschreckung mit unterschiedlicher Intensität bzw. Gasaufkühlung und Ölabschreckung

Durch das Reinigungsstrahlen sind i. A. höhere Dauerfestigkeiten erreichbar. Auffällig ist, dass die Prüfvarianten aus dem Werkstoff 18CrNiMo7-6 jeweils eine höhere dauerfest ertragene Zahnfuß-Nennspannung als die entsprechenden Prüfvarianten aus dem Werkstoff 20MnCr5 gleicher Baugröße und vergleichbarer Wärme- und Strahlbehandlung aufweisen. Zu beachten ist dabei, dass die Kernfestigkeiten der zwei Werkstoffvarianten nach der Gasabschreckung unterschiedlich sind.

6.4 Schadensbilder

Bei den hier durchgeführten Pulsatorversuchen ging die Bruchfläche jeweils im Bereich des Berührungspunktes der 30°-Tangente an die Zahnfußausrundung aus. In **Bild 34** ist beispielhaft ein typischer Zahnfußbruch im Schattenriss dargestellt. Die 30°-Tangente an den Zahnfußausrundungsradius ist angegeben.

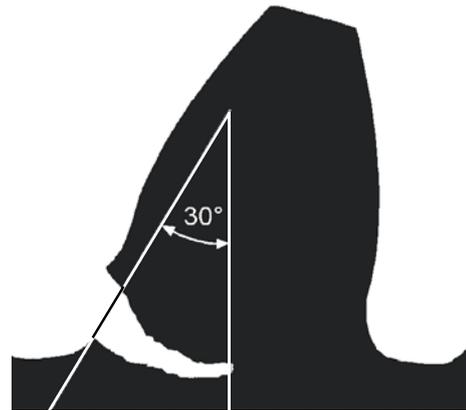


Bild 34 Typischer Zahnfußbruch im Pulsatorversuch (Schattenriss)

Die im Rahmen der Pulsatorversuche entstandenen Bruchflächen wurden optisch begutachtet. In den folgenden Bildern sind Bruchflächen an Zähnen von Prüfzahnradern mit Modul $m_n = 5$ mm, entstanden durch Pulsatorversuche im Bereich der Dauerfestigkeit, beispielhaft dargestellt. Für die Prüfvarianten mit kleinerem bzw. größerem Modul liegen unter Berücksichtigung der unterschiedlichen Einsatzhärtungstiefen vergleichbare Bruchbilder vor. Der Rissfortschritt verläuft in den Bildern jeweils von oben nach unten.

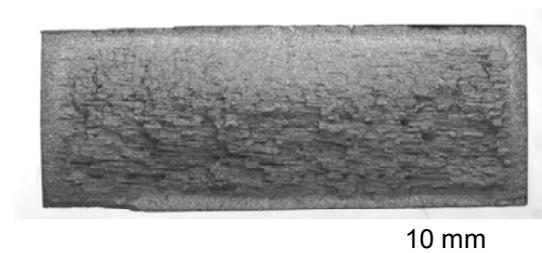


Bild 35 Bruchfläche bei Zahnfußbruch an der ungestrahlten Prüfvariante 2.N4.U.5 aus dem Werkstoff 20MnCr5 (Pulsatorversuch bei Belastung im Bereich der Dauerfestigkeit)

Bild 35 stellt die Bruchfläche an einem Zahn der ungestrahlten Prüfvariante 2.N4.U.5 aus dem Werkstoff 20MnCr5 dar. Die einsatzgehärtete Schicht (Eht $\approx 0,85$ mm) am umlaufenden Rand ist ersichtlich. Der Übergang vom in etwa halbelliptischen Dauerbruchgebiet (im Bild oben) in das zerklüftete Restbruchgebiet ist erkennbar.

In **Bild 36** ist der Dauerbruch an einem Zahn der ungestrahlten Prüfvariante 3.N3.U.5 aus dem Werkstoff 18CrNiMo7-6 dargestellt. Die einsatzgehärtete Schicht (Eht = 0,83 mm) am umlaufenden Rand ist wiederum ersichtlich. Das Bruchbild ist insgesamt sehr glatt, der Übergang vom Dauerbruchgebiet (oben) in das Restbruchgebiet ist nur schwach erkennbar. Die abgebildeten Bruchflächen entsprechen den typischen Bruchstrukturen, die bei Zahnfußdauerfestigkeitsuntersuchungen im Pulsatorversuch an ungestrahlten Prüfzahnradern auftraten. Das Bruchbild war maßgebend vom Werkstoff bestimmt, makroskopische Unterschiede auf Grund der unterschiedlichen Einsatzhärtung (Aufkohlen bzw. Carbonitrieren, bei Standard- bzw. höherer Austenitisierungstemperatur, mit milderer bzw. schrofferer Abschreckung) wurden nicht beobachtet.

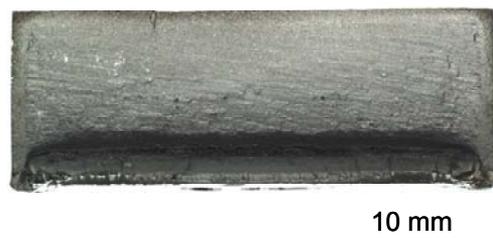


Bild 36 Bruchfläche bei Zahnfußbruch an der ungestrahlten Prüfvariante 3.N3.U.5 aus dem Werkstoff 18CrNiMo7-6 (Pulsatorversuch im Bereich der Dauerfestigkeit)

In Rahmen der vorliegenden Untersuchungen traten aber auch Brüche mit abweichender Struktur auf. Wie in Abschnitt 6.3 an mehreren Stellen bereits erwähnt, waren vermehrt an den kugelgestrahlten Prüfvarianten und vereinzelt an den reinigungsgestrahlten Prüfvarianten späte Brüche im Bereich von über einer Million Lastwechsel im Pulsatorversuch (Dauerfestigkeitsbereich) festzustellen. Solche Brüche sind bei den hier durchgeführten Untersuchungen für jede Baugröße, jeden Werkstoff und jedes Einsatzhärtungsverfahren belegt. Makroskopische Untersuchungen der Bruchflächen stellten eine Korrelation zwischen der hohen Bruchlastspielzahl und der Erscheinung so genannter *Fish-Eyes* [26, 32, 46, 50] oder Vakuumbürche [68] fest. Diese Bruchercheinungen sind durch einen kreisrunden bis elliptischen, glänzenden Hof charakterisiert, der die Oberfläche des Bauteils

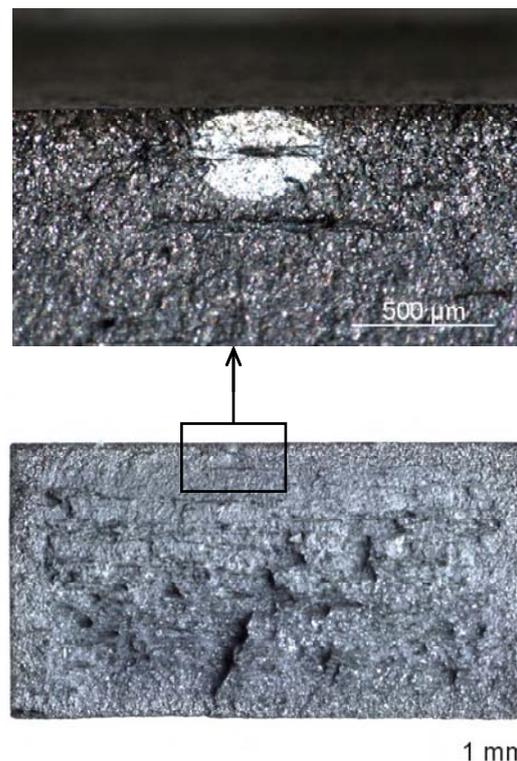


Bild 37 Zahnfußbruch mit *Fish-Eye*-Erscheinung an der kugelgestrahlten Prüfvariante 1.G1.K.1 aus dem Werkstoff 16MnCr5 (Übersicht und Detail - Pulsatorversuch im Bereich der Dauerfestigkeit, Bruchlastspielzahl $N_B = \text{ca. } 5,7 \cdot 10^6$)

tangiert und in der Mitte meist eine Ungänze (Einschluss, Pore) aufweist. Aus dieser Ungänze breitet sich ein Innenriss kreisförmig aus, bis die Oberfläche des Bauteils erreicht wird und ein Oberflächenriss somit entsteht. Der Oberflächenriss breitet sich dann unter geänderten bruchmechanischen Bedingungen aus, so dass das Risswachstumsverhalten und dementsprechend die Struktur der Bruchfläche sich ändern.

Die Untersuchungen konnten *Fish-Eye*-Erscheinungen an kugelgestrahlten Prüfzahnradern auch bei kleineren Bruchlastspielzahlen feststellen. Als repräsentatives Beispiel ist in **Bild 37** ein *Fish-Eye* dargestellt, der nach einem Pulsatorversuch im Bereich der Dauerfestigkeit auf der Bruchfläche eines kugelgestrahlten Prüfzahnrad der Variante 1.G1.K.1 (Werkstoff 16MnCr5, Modul $m_n = 1,75$ mm) betrachtet wurde. Die beschriebene Struktur ist erkennbar.

7 Auswertung und Einordnung der Versuchsergebnisse

Aus dem experimentellen Ergebnis der im Pulsatorversuch dauerhaft ertragbaren Zahnfuß-Nennspannung $\sigma_{F0\infty,50\%,\text{Pulsator}}$ wurde für jede untersuchte Prüfvariante der entsprechende Dauerfestigkeitswert für die Zahnfußbiegenennspannung σ_{Flim} des Standard-Referenz-Prüfrads nach **Gleichung (29)** in Anlehnung an die Norm DIN 3990 [2] bzw. ISO 6336 [11] (Zahnfußdauerfestigkeit) abgeleitet. In **Bild 38** sind die Kennwerte der Zahnfußdauerfestigkeit σ_{Flim} aller untersuchten Prüfvarianten in das entsprechende Kennfeld der Norm DIN 3990 [2] eingetragen.

An dieser Stelle ist es erneut wichtig zu beachten, dass alle untersuchten Prüfvarianten die Anforderungen entsprechend der Werkstoffqualitätsstufe MQ der Norm DIN 3990 [2] bzw. ISO 6336 [11] hinsichtlich Werkstoffzusammensetzung, Reinheitsgrad, Korngröße, Randhärte, Randkohlenstoffgehalt⁹, Randgefüge, Randoxidation, Restaustenitgehalt⁹, Carbidausscheidungen, Einsatzhärtungstiefe, Kernhärte⁹ und Kerngefüge erfüllen (vgl. Abschnitt 6.1.1).

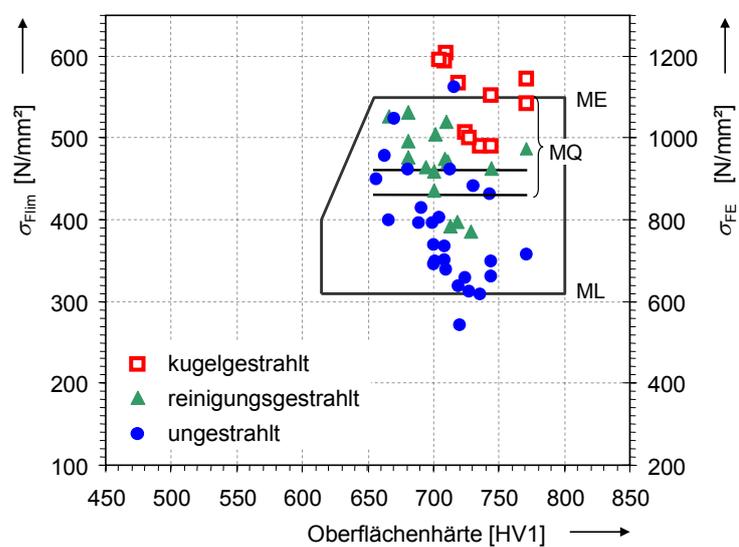


Bild 38 Einordnung der Kennwerte zur Zahnfußdauerfestigkeit aller untersuchten Prüfvarianten in das Kennfeld der Norm DIN 3990 [1]

Es ist jedoch ersichtlich, dass trotz Einhaltung der Normvorgaben zur Werkstoffqualität MQ, weitere Einflüsse vorliegen, die die Zahnfußdauerfestigkeit zwischen Werten von $\sigma_{\text{Flim}} = 272 \text{ N/mm}^2$ und $\sigma_{\text{Flim}} = 605 \text{ N/mm}^2$ streuen lassen. Der Vergleich der Zahnfußdauerfestigkeitskennwerte σ_{Flim} von Prüfvarianten einer Parametervariation ermöglicht einige der möglichen Einflüsse, die von der aktuellen Norm nicht oder nur unzureichend erfasst sind, zu untersuchen und ggf. zu bewerten. Weiterhin ist über σ_{Flim} eine Einordnung der Versuchsergebnisse in den Stand des Wissens möglich.

⁹ In beiden Normen nicht übereinstimmende Vorgaben wurden in vereinzelt Fällen nicht erfüllt, s. Abschnitt 6.1.1 und Abschnitt 6.2.3.

7.1 Einfluss der Strahlbehandlung

In **Bild 39** sind die Ergebnisse der nach Norm ermittelten Zahnfußdauerfestigkeit σ_{Flim} der Prüfvarianten einer Werkstoff-Baugrößen-Wärmebehandlungs-Kombination dargestellt, bei denen mindestens eine Variation des Strahlbehandlungszustands vorliegt.

Die festigkeitssteigernde Wirkung der Strahlbehandlungen ist ersichtlich. Im ungestrahlten Zustand ist das Erreichen einer Zahnfußdauerfestigkeit entsprechend der Qualitätsstufe MQ der Norm nicht zuverlässig gewährleistet. Unter den in **Bild 39** dargestellten ungestrahlten Prüfvarianten erreicht nur eine niederdruckaufgekohlte und hochdruckgasabgeschreckte ungestrahlte Prüfvariante einen Wert von $\sigma_{\text{Flim}} \geq 430 \text{ N/mm}^2$.

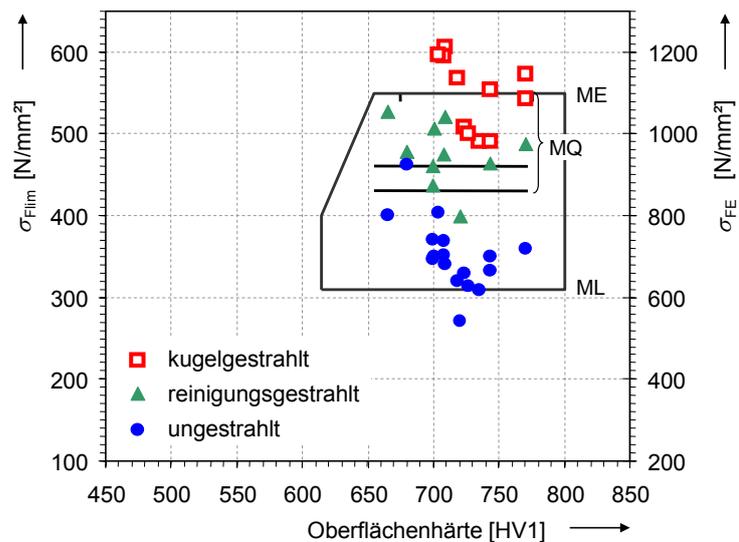


Bild 39 Kennwerte zur Zahnfußdauerfestigkeit von Prüfvarianten in unterschiedlichen Strahlzuständen: Einordnung in das Kennfeld der Norm DIN 3990 [2]

Das Reinigungsstrahlen bewirkt eine Steigerung der Zahnfußdauerfestigkeit um 3 bis 53 %, im Mittelwert um ca. 35 %, im Vergleich zum ungestrahlten Ausgangszustand. Die reinigungsgestrahlten Prüfvarianten liegen in der Regel im Bereich der Zahnfußdauerfestigkeit entsprechend der Qualitätsstufe MQ.

Diese Ergebnisse korrelieren mit den Ergebnissen früherer Untersuchungen: Durch eine Reinigungsstrahlbehandlung konnte in [70] die Zahnfußdauerfestigkeit der dort untersuchten einsatzgehärteten Zahnräder von Werten entsprechend der Werkstoffqualitätsstufe ML (im ungestrahlten Zustand) auf Werte entsprechend der Werkstoffqualität MQ (im reinigungsgestrahlten Zustand) gesteigert werden.

Das kontrollierte Kugelstrahlen führt zu einer weiteren Steigerung der Zahnfußdauerfestigkeitswerte. Im Vergleich zum ungestrahlten Ausgangszustand nimmt die Zahnfußdauerfestigkeit σ_{Flim} um 40 bis 78 %, im Mittel um 60 %, zu. Die Werte zur Zahnfußdauerfestigkeit der kugelgestrahlten Prüfvarianten liegen stets oberhalb der Zahn-

fußdauerfestigkeit $\sigma_{\text{Flim}} = 460 \text{ N/mm}^2$ entsprechend der (mittleren) Werkstoffqualitätsstufe MQ der Norm. Zum Teil liegen Werte vor, die höher als die Zahnfußdauerfestigkeit entsprechend der Werkstoffqualitätsstufe ME sind. Die in dieser Arbeit experimentell festgestellte Wirkung der Kugelstrahlbehandlung auf die Zahnfußdauerfestigkeit entspricht somit z. T. der Angabe der Norm ISO 6336 [11] (+10 % durch Kugelstrahlen im Vergleich zum Kennwert für die Qualitätsstufe MQ), z. T. werden deutlich höhere Zahnfußdauerfestigkeiten erreicht.

Die durchgeführten Pulsatorversuche zeigen, dass eine fachgerechte Strahlbehandlung zu einer erheblichen Zunahme der Zahnfußdauerfestigkeit einsatzgehärteter (sowohl gas- bzw. niederdruckaufgekohlter sowie carbonitrierter) Zahnräder im hier betrachteten Baugößenbereich $m_n = 1,75 \dots 5 \text{ mm}$ führt.

Die Ursachen dieser Tragfähigkeitssteigerung sind in den mikrostrukturellen Effekten der Strahlbehandlung zu suchen, die bereits in Abschnitt **2.5.3** beschrieben wurden und experimentell an den hier untersuchten Prüfzahnradern durch metallographische und röntgenographische Untersuchungen nachgewiesen wurden:

- Die Modifizierung des Eigenspannungszustands in der oberflächennahen Randschicht. Druckeigenspannungen werden aufgebaut, deren Maximum sich unterhalb der Oberfläche befindet. Die Tiefe, in der die Strahlbehandlung auf den Eigenspannungszustand wirkt, und der Betrag des erzeugten Eigenspannungsmaximums hängen (bei gegebenem Werkstoffgefüge) von den durch das Strahlgut erzeugten Hertz'schen Pressungen und damit vom verwendeten Strahlgut und den Strahlparametern ab. So lassen sich die unterschiedlichen Tiefenverläufe der Eigenspannungen deuten, die nach dem Reinigungsstrahlen und nach dem kontrollierten Kugelstrahlen an den untersuchten Prüfverzahnungen ermittelt wurden.
- Die Abnahme des Restaustenitgehalts in der oberflächennahen Randschicht infolge einer mechanisch induzierten Martensitumwandlung des Restaustenits. Dabei zeigt das kontrollierte Kugelstrahlen eine höhere Wirkung als das Reinigungsstrahlen, was wiederum auf die Umsetzung einer höheren mechanischen Energie zurückzuführen ist.

Zu beachten ist, dass ausgehend von einem gefrästen Oberflächenzustand für die hier untersuchten Prüfvarianten kein signifikanter Einfluss der Strahlbehandlung auf die Oberflächenrauheit in der Zahnfußrundung (gefräster Zustand) festzustellen war. Aufgrund der hohen Härte der martensitischen Randschicht ist die durch standardi-

sierte Rauheitsmessungen erfassbare plastische Verformung an der Oberfläche infolge der Strahlbehandlung sehr gering.

Durch die Darstellung der absoluten Zunahmen der Zahnfußdauerfestigkeitskennwerte vor und nach der Strahlbehandlung ($\Delta\sigma_{\text{Flim}} = \sigma_{\text{Flim,gestrahlt}} - \sigma_{\text{Flim,ungestrahlt}}$) als Funktion der Zahnfußdauerfestigkeit im ungestrahlten Ausgangszustand sind keine eindeutigen Tendenzen festzustellen. Eine vergleichbare Analyse der relativen Steigerung der Zahnfußdauerfestigkeit vor und nach der Strahlbehandlung ($\sigma_{\text{Flim,gestrahlt}}/\sigma_{\text{Flim,ungestrahlt}}$) zeigt, dass die höchsten Steigerungen infolge der Reinigungs- bzw. der Kugelstrahlbehandlung bei Prüfvarianten mit kleineren σ_{Flim} -Werten im ungestrahlten Ausgangszustand erreicht wurden. Trotzdem war auch hier keine systematische Tendenz festzustellen. Eine zuverlässige Aussage über die Steigerung der Zahnfußdauerfestigkeit durch eine Strahlbehandlung scheint somit nur auf Basis einer genauen Kenntnis des modifizierten Eigenspannungszustands möglich.

Zur Deutung des Einflusses des Eigenspannungszustands auf die Zahnfußdauerfestigkeit wird in Kapitel 8 der im Kapitel 3 vorgestellte Modellansatz angewandt und diskutiert.

7.2 Einfluss des Werkstoffs und des Einsatzhärtungsverfahrens

Die Versuchsergebnisse zeigen einen signifikanten Werkstoffeinfluss. Hierzu sind in **Bild 40** bzw. **Bild 41** die ermittelten Werte zur Zahnfußdauerfestigkeit der ungestrahlten gas- bzw. niederdruckaufgekohlten Prüfvarianten nach Art des Einsatzstahls gruppiert dargestellt. Die Prüfvarianten aus dem Werkstoff 18CrNiMo7-6 weisen nach der Wärmebehandlung i. d. R. höhere Zahnfußtragfähigkeiten als die Prüfzahnräder aus dem Werkstoff 20MnCr5 bzw. 16MnCr5 auf. Beim Vergleich von Zahnfußdauerfestigkeitskennwerten von Prüfvarianten mit gleicher Baugröße und vergleichbarem Wärmebehandlungszustand ist dies stets der Fall.

Weiterhin ist festzustellen, dass dieser Werkstoffeinfluss bei den niederdruckaufgekohlten Prüfvarianten ausgeprägter als bei den gasaufgekohlten Prüfvarianten ist. Am Beispiel der ungestrahlten Prüfvarianten (s. **Bild 40** und **Bild 41**) ist der größere Vorteil des Werkstoffes 18CrNiMo7-6 gegenüber dem Werkstoff 20MnCr5 bei den hier durchgeführten Einsatzhärtungen mit Niederdruckaufkohlung und Gasabschreckung deutlich erkennbar: Bereits im ungestrahlten Zustand konnten an niederdruckaufgekohlten Prüfzahnrädern aus dem Werkstoff 18CrNiMo7-6 hohe Zahnfußdauerfestigkeiten, z. T. oberhalb des mittleren Festigkeitswerts für die Qualitätsstufe MQ nach Norm [2], erzielt werden. Vergleichbare hohe Werte konnten durch Gasaufkoh-

len bzw. Carbonitrieren und Ölabschrecken (ungestrahelter Zustand) bzw. bei Anwendung des Werkstoffs 20MnCr5 hier nicht erreicht werden.

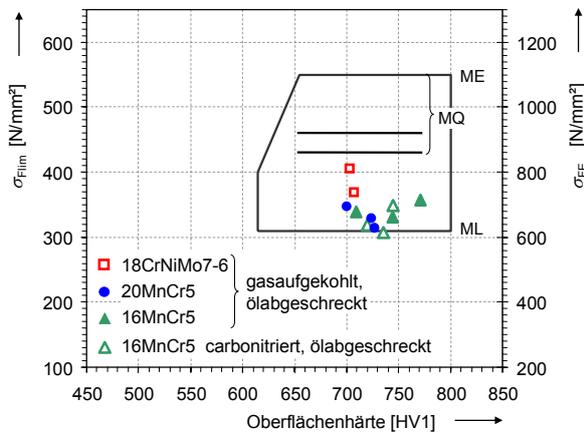


Bild 40 Kennwerte zur Zahnfußdauerfestigkeit der ungestrahlten, gasaufgekohlten bzw. carbonitrierten und öl abgeschreckten Prüfvarianten bei Variation des Werkstoffs: Einordnung in das Kennfeld der Norm DIN 3990 [2]

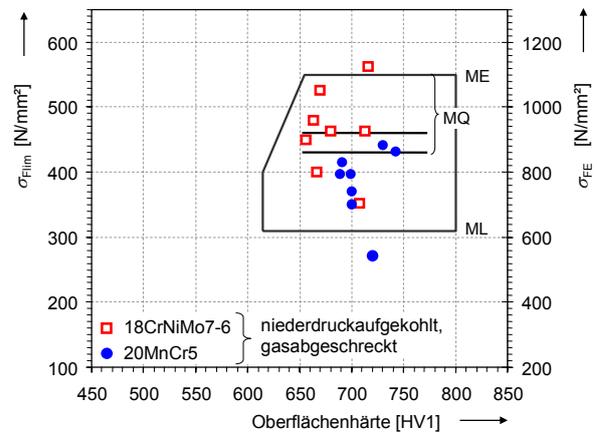


Bild 41 Kennwerte zur Zahnfußdauerfestigkeit der ungestrahlten, niederdruckaufgekohlten und gasabgeschreckten Prüfvarianten bei Variation des Werkstoffs: Einordnung in das Kennfeld der Norm DIN 3990 [2]

Auch im gestrahlten Zustand wurde der beschriebene Werkstoffeinfluss festgestellt (vgl. z. B. **Bild 42**).

Besonders relevant erscheint die Auswahl des Werkstoffes bei zunehmender Baugröße. Die in der Norm vorgegebenen Zahnfußdauerfestigkeitskennwerte (Qualität MQ) wurden hier von den reinigungsgestrahlten gasabgeschreckten Prüfvarianten der Baugröße Modul $m_n = 8$ mm aus dem Werkstoff 18CrNiMo7-6 jeweils erreicht bzw. übertroffen, bei den reinigungsgestrahlten gasabgeschreckten Prüfzahnradern der gleichen Baugröße aus dem Werkstoff 20MnCr5 war dies jedoch nur bei einer von drei untersuchten Prüfvarianten der Fall (s. **Bild 42**).

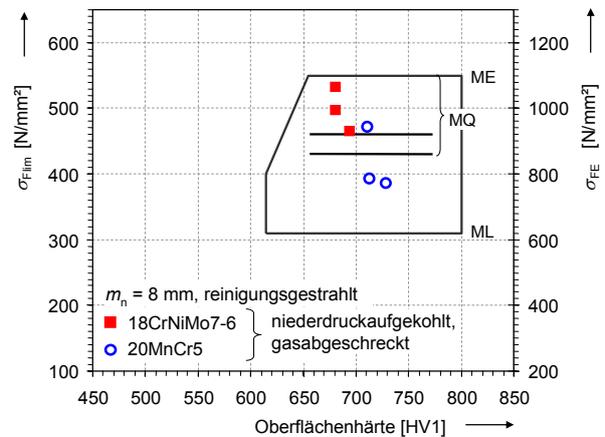


Bild 42 Kennwerte zur Zahnfußdauerfestigkeit der reinigungsgestrahlten, niederdruckaufgekohlten und gasabgeschreckten Prüfvarianten mit Modul $m_n = 8$ mm bei Variation des Werkstoffs: Einordnung in das Kennfeld der Norm DIN 3990 [2]

Der Einfluss des Werkstoffs ist jedoch i. A. vom Einfluss des Einsatzhärtungsverfahrens nicht getrennt zu betrachten, da unterschiedliche Wärmebehandlungen die Festigkeitswerte von Bauteilen aus dem gleichen Werkstoff maßgebend beeinflussen können.

In **Bild 43** bzw. **Bild 44** sind die Ergebnisse der ungestrahlten Prüfvarianten aus dem Werkstoff 20MnCr5 bzw. 18CrNiMo7-6 nach dem Wärmebehandlungsverfahren gruppiert dargestellt. Gestrahlte Prüfvarianten wurden auch hier nicht dargestellt, um den zusätzlichen, deutlichen Einfluss der Strahlbehandlung außer Betracht zu lassen. Es ist festzustellen, dass durch die Einsatzhärtung mit Niederdruckaufkohlung und Gasabschreckung hier i. d. R. höhere Werte der Zahnfußdauerfestigkeit als bei der Standard-Gasaufkohlung, insbesondere bei optimierter Gasabschreckintensität (vgl. Abschnitt 7.4), erreicht wurden. Dies weist auf ein großes Potential dieses innovativen Wärmebehandlungsverfahrens hinsichtlich der Maximierung der Zahnfußtragfähigkeit hin.

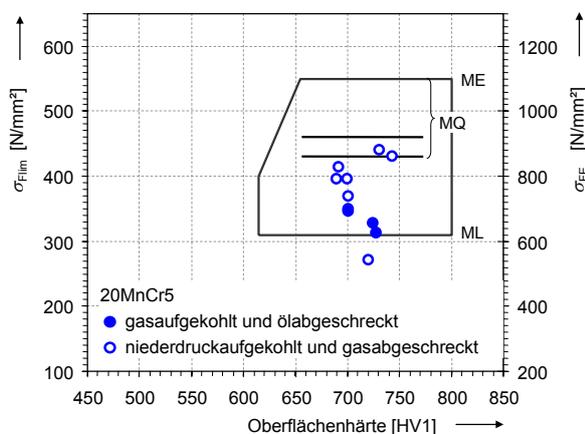


Bild 43 Kennwerte zur Zahnfußdauerfestigkeit der ungestrahlten Prüfvarianten aus dem Werkstoff 20MnCr5 bei Variation des Wärmebehandlungsverfahrens: Einordnung in das Kennfeld der Norm DIN 3990 [2]

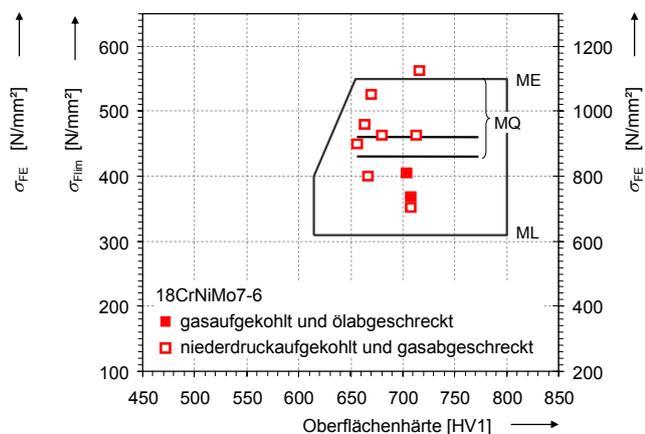


Bild 44 Kennwerte zur Zahnfußdauerfestigkeit der ungestrahlten Prüfvarianten aus dem Werkstoff 18CrNiMo7-6 bei Variation des Wärmebehandlungsverfahrens: Einordnung in das Kennfeld der Norm DIN 3990 [2]

Bild 45 stellt die Ergebnisse zur Zahnfußdauerfestigkeit der durch Aufkohlung bzw. durch Carbonitrieren einsatzgehärteten Zahnradprüfvarianten aus dem Werkstoff 16MnCr5 im ungestrahlten Zustand dar. Die carbonitrierten Prüfzahnräder weisen geringfügig niedrigere Zahnfußdauerfestigkeiten (um 3 bis 12 %) als die aufgekohlten Prüfzahnräder der gleichen Baugröße auf.

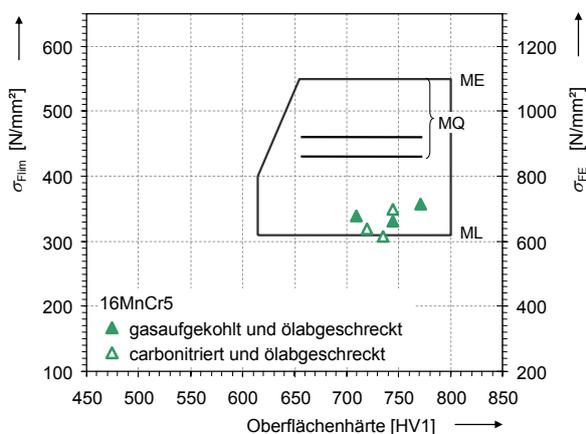


Bild 45 Kennwerte zur Zahnfußdauerfestigkeit der ungestrahlten Prüfvarianten aus dem Werkstoff 16MnCr5 bei Variation des Wärmebehandlungsverfahrens: Einordnung in das Kennfeld der Norm DIN 3990 [2]

Die aus den vorliegenden Ergebnissen festgestellten Einflüsse des Werkstoffs und des Einsatzhärtungsverfahrens auf die Zahnfußdauerfestigkeit können folgendermaßen zusammengefasst werden:

- Bei gleicher Baugröße und vergleichbarem Wärme- und Strahlbehandlungszustand liefern Zahnräder aus dem Werkstoff 18CrNiMo7-6 höhere Zahnfußdauerfestigkeiten als Zahnräder aus dem Werkstoff 20MnCr5 bzw. 16MnCr5. Diese Tendenz ist stärker:
 - bei der Einsatzhärtung mit Niederdruckaufkohlung und Gasabschreckung;
 - bei größerer Baugröße.
- Bei gleicher Baugröße und Werkstoff sowie vergleichbarem Strahlbehandlungszustand liefern niederdruckaufgekohlte und gasabgeschreckte Zahnräder höhere Zahnfußdauerfestigkeiten als gasaufgekohlte bzw. carbonitrierte und ölabgeschreckte Zahnräder.

Zu beachten ist, dass die Erzielung einer höheren Zahnfußdauerfestigkeit durch die Niederdruckaufkohlung mit Hochdruckgasabschreckung im Vergleich zum herkömmlichen Einsatzhärtungsverfahren aus früherer Untersuchungen (z. B. [30]) nicht bekannt ist. Eine mögliche Ursache für die hier belegten Ergebnisse ist die stetige Weiterentwicklung des Verfahrens der Niederdruckaufkohlung in den letzten Jahren. Dabei ist jedoch die Frage der erforderlichen Bedingungen zur Gewährleistung der Reproduzierbarkeit der Ergebnisse der Niederdruckaufkohlung z. T. noch offen.

7.3 Einfluss der Austenitisierungstemperatur

Um eine Aussage über die Auswirkung der unterschiedlichen Austenitisierungstemperatur T_A auf die Zahnfußtragfähigkeit zu treffen, bei der die Aufkohlungs- und Diffusionsvorgänge stattfinden, sind Prüfvarianten zu vergleichen, die aus der gleichen Werkstoffschmelze (20MnCr5 mikrolegiert oder 18CrNiMo7-6 mikrolegiert) und durch das gleiche Wärmebehandlungsverfahren (Gasaufkohlung mit Ölabschreckung oder Niederdruckaufkohlung mit Gasabschreckung) hergestellt wurden (s. **Bild 46**). Somit ist festzustellen, dass die Erhöhung der Austenitisierungstemperatur bei den Prüfzahnradern aus dem Werkstoff 20MnCr5 (Gasaufkohlen: 2.G1.U.5 bzw. 2.G2.U.5; Niederdruckaufkohlen: 2.N1.U.5 bzw. 2.N2.U.5) sowie bei den gasaufgekohlten Prüfzahnradern aus dem Werkstoff 18CrNiMo7-6 (3.G1.U.5 bzw. 3.G2.U.5) keinen signifikanten Einfluss auf die Zahnfußdauerfestigkeit bewirkte. Die Abweichungen von σ_{Film} innerhalb der gleichen Werkstoff-Wärmebehandlungs-Kombination sind ver-

nachlässigbar. Sie liegen zwischen 2 % und 9 % und somit in etwa in der Größenordnung der Versuchsstreuung.

Zwischen den zwei bei unterschiedlicher Temperatur niederdruckaufgekohten Prüfvarianten aus dem Werkstoff 18CrNiMo7-6 tritt ein größerer Unterschied (ca. 20 %) hinsichtlich der dauerhaft ertragenen Zahnfuß-Nennspannung auf. Die Ursache dafür konnte im

Rahmen der durchgeführten Untersuchungen (Korngröße, Gefügestand, Randschichtschädigung, Eigenspannungszustand) nicht geklärt werden. Zu beachten ist jedoch, dass von der bei 940 °C niederdruckaufgekohten Prüfvariante aus dem Werkstoff 18CrNiMo7-6 ein sehr hoher Wert von σ_{Flim} erreicht wurde und dass σ_{Flim} für die bei 1050 °C niederdruckaufgekohten Prüfvariante aus dem Werkstoff 18CrNiMo7-6 zwar im Vergleich niedriger liegt, jedoch oberhalb der Kennwerte für die entsprechenden Prüfvarianten im gasaufgekohten Zustand (3.G2.U.5) bzw. aus dem Werkstoff 20MnCr5 (3.N2.U.5).

Diese Ergebnisse weisen darauf hin, dass die Anwendung der Hochtemperaturaufkohlung auf feinkornbeständige mikrolegierte Stähle in Atmosphären- und Vakuumöfen ohne Minderung der Zahnfußdauerfestigkeit möglich ist.

Die in Abschnitt 7.3 bereits diskutierten Einflüsse von Werkstoff und Einsatzhärtungsverfahren sind in **Bild 46** ebenfalls zu erkennen.

7.4 Einfluss der Kernhärte bzw. der Abschreckintensität

Durch eine Variation der Gasabschreckintensität wurde bei niederdruckaufgekohten Prüfzahnradern eine Variation der Kernhärte bei sonst vergleichbarem Härtetiefenverlauf erzielt (s. Abschnitt 4.3 und 6.1.2).

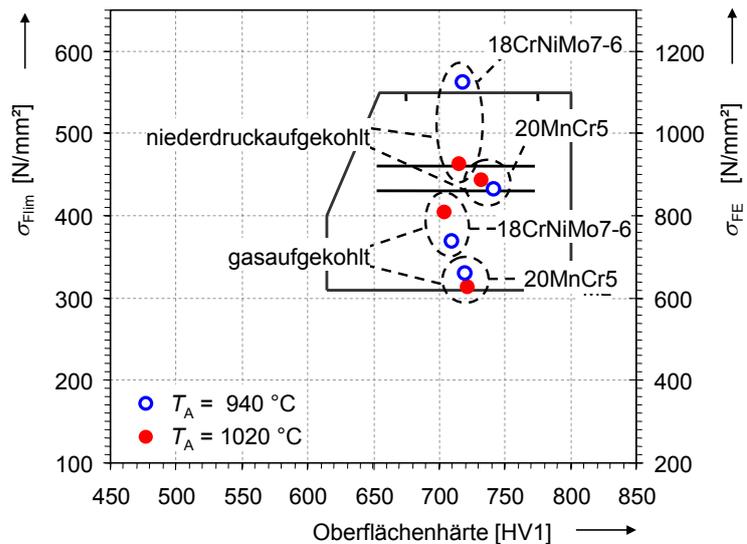
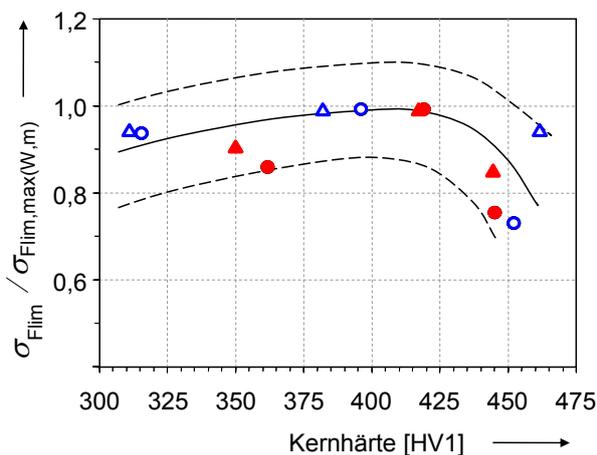


Bild 46 Kennwerte zur Zahnfußdauerfestigkeit der ungestrahlten Prüfvarianten bei Variation der Austenitisierungstemperatur T_A : Einordnung in das Kennfeld der Norm DIN 3990 [2]

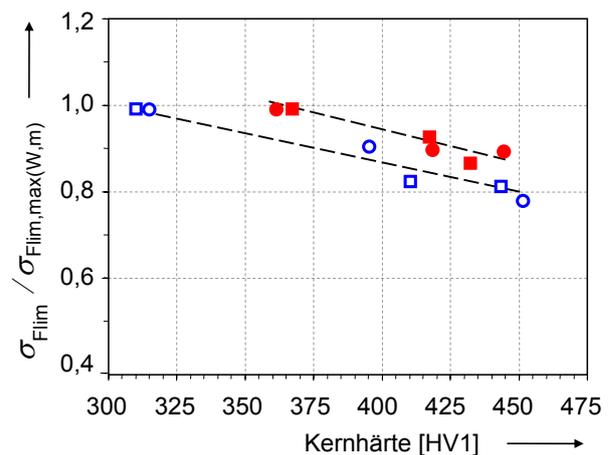
Um die Wirkung dieser Parametervariation hervorzuheben, werden in **Bild 47** bzw. **Bild 48** (für den ungestrahlten bzw. reinigungsgestrahlten Zustand) die ermittelten Werte der Zahnfußdauerfestigkeit σ_{Flim} auf einen Referenzwert für jede Werkstoff-Baugrößen-Kombination bezogen und in Funktion der belegten Kernhärte dargestellt. Als Referenzwerte gelten die für jede Werkstoff-Baugrößen-Kombination ermittelten Werte der maximalen Zahnfußdauerfestigkeit $\sigma_{\text{Flim,max}(W,m)}$.

An **Bild 47** und **Bild 48** ist festzustellen, dass die hier untersuchte Variation der Gasabschreckintensität die Zahnfußdauerfestigkeit der mit Niederdruckaufkohlung und Hochdruckgasabschreckung einsatzgehärteten Prüfzahnäder aus beiden Werkstoffen signifikant beeinflusst. Für alle Prüfvarianten einer Strahlbehandlung liegen einheitliche Tendenzen vor:

- Im ungestrahlten Zustand wurden die maximalen Zahnfußdauerfestigkeiten durch Härtung mit mittlerer Gasabschreckintensität (dies entspricht Kernhärten im Bereich $KH = 375...425 \text{ HV1}$) erreicht. Bei niedrigerer Gasabschreckintensität bzw. Kernhärte ist eine geringere Minderung von σ_{Flim} als bei höherer Gasabschreckintensität bzw. Kernhärte festzustellen (s. **Bild 47**).
- Im reinigungsgestrahlten Zustand weisen die Prüfzahnäder, die mit minimaler Intensität zur Erzielung minimaler Kernhärte gasabgeschreckt wurden, die höchsten Dauerfestigkeiten auf. Dabei fällt die Dauerfestigkeit bei steigender Gasabschreckintensität mit zunehmender Kernhärte nahezu linear ab.



20MnCr5	Modul [mm]	18CrNiMo7-6
▲ 2.Nx.U.2	2,5	▲ 3.Nx.U.2
○ 2.Nx.U.5	5	● 3.Nx.U.5



20MnCr5	Modul [mm]	18CrNiMo7-6
○ 2.Nx.R.5	5	● 3.Nx.R.5
□ 2.Nx.R.8	8	■ 3.Nx.R.8

Bild 47 Bezogene Zahnfußdauerfestigkeit als Funktion der Kernhärte für die ungestrahlten Prüfvarianten nach Niederdruckaufkohlung und Hochdruckgasabschreckung mit unterschiedlicher Intensität

Bild 48 Bezogene Zahnfußdauerfestigkeit als Funktion der Kernhärte für die reinigungsgestrahlten Prüfvarianten nach Niederdruckaufkohlung und Hochdruckgasabschreckung mit unterschiedlicher Intensität

Eine Deutung der festgestellten Tendenzen allein durch die unterschiedlichen Kernhärten ist fraglich. An den hier untersuchten ungestrahlten und reinigungsgestrahlten Prüfvarianten mit variiertem Kernhärte wurde der Rissausgang stets an der Oberfläche festgestellt, so dass zur Deutung der Ergebnisse zur Zahnfußtragfähigkeit von einem maßgebenden Einfluss des Randgefügezustands auszugehen ist. Diese Betrachtungsweise ermöglicht auch, die unterschiedlichen Tendenzen zwischen ungestrahlten und reinigungsgestrahlten Prüfvarianten zu rechtfertigen: Die Strahlbehandlung kann mikrostrukturelle Wirkungen nur in der oberflächennahen Randschicht auslösen, die Eigenschaften des Kerns sind bei ungestrahlten und gestrahlten Prüfvarianten gleich.

Trotz der vergleichbaren Randhärte wurden mikrostrukturelle Unterschiede an den hier betrachteten Prüfvarianten beobachtet (vgl. Abschnitt **6.1.2**), deren Auswirkungen auf die Tragfähigkeit zu interpretieren nach vorliegendem Stand des Wissens jedoch schwierig bleibt. Es ist aber auch an anderen Ergebnissen erkennbar, dass gleiche Randhärtewerte nicht zwangsläufig gleichen Gefügeeigenschaften entsprechen und somit gleichem Ermüdungsverhalten (vgl. z. B. **Bild 39**). Die Schwingfestigkeit einsatzgehärteter Stähle ist in der Regel nicht als eine Funktion der Härte allein, ohne Berücksichtigung weiterer, nach bisherigem Stand des Wissens jedoch noch unzureichend erforschter Gefügeeigenschaften erfassbar.

Aus diesen Gründen ist die Kernhärte eher als ein „indirekter Parameter“ zur Kennzeichnung der hier durchgeführten Wärmebehandlungen zu betrachten und somit als eine „indirekte Größe“ zur Beschreibung des Gefügezustands in der Randschicht, in der die Rissinitiierung primär erfolgt und die deshalb für das Bruchverhalten und die Zahnfußtragfähigkeit maßgebend ist. Aus den gleichen Gründen können die festgestellten Korrelationen zwischen Kernfestigkeit bzw. Gasabschreckintensität und Zahnfußtragfähigkeit auf herkömmlich gasaufgekohlte und ölabgeschreckte Zahnräder ohne weitere Überprüfungen nicht übertragen werden.

8 Anwendung des theoretischen Modellansatzes

In diesem Abschnitt wird der Modellansatz des modifizierten Kitagawa-Diagramms, der in Abschnitt 3.2 eingeführt wurde, zur Deutung der experimentellen Ergebnisse zur Zahnfußdauerfestigkeit angewandt. Ausgehend vom lokalen Lastspannungszustand und vom lokalen Eigenspannungszustand im Bereich der Zahnfußrundung bis zu einer Tiefe $x = \text{ca. } 0,2 \text{ mm}$ wird für jede Prüfvariante die dauerhaft ertragbare Zahnfuß-Nennspannung $\sigma_{F0\infty,50\%}$ nach **Gleichung (21)** berechnet. Die Rechenergebnisse werden mit den Versuchsergebnissen verglichen und diskutiert.

8.1 Beanspruchungszustand im Pulsatorversuch

Die Bestimmung des Lastspannungszustands unter den Beanspruchungsbedingungen des Pulsatorversuchs erfolgte mit der Methode der Finite-Elemente (FE). Hierzu wurden alle Zahnradgeometrievarianten mit Hilfe der EDV-Programme MSC/PATRAN und MSC/NASTRAN untersucht.

Die durchgeführte FE-Modellierung der Einspannung der Prüfzahnräder im Pulsatorprüfstand beruht auf folgenden vereinfachenden Annahmen:

- Es herrscht ein elastischer Lastspannungszustand. Da die Lastspannungen im Dauerfestigkeitsbereich unterhalb der Streckgrenze bleiben, ist diese Annahme berechtigt. Somit sind die Werkstoffparameter für das FE-Modell für alle Prüfvarianten durch den Elastizitätsmodul $E = 206000 \text{ N/mm}^2$ und die Querkontraktionszahl $\nu = 0,3$ definiert, die in erster Näherung für alle Stähle im martensitischen Zustand gültig sind. Es besteht ein lineares Verhältnis zwischen der aufgebrachten (Pulsator-)Kraft F_{Pn} und den auftretenden Lastspannungen.
- Es herrscht ein ebener Lastspannungszustand. Wegen der relativ geringen Zahnbreite (in der Regel ist $b = 4 \dots 6 \cdot m_n$; für die Geometrievariante mit $m_n = 2,5 \text{ mm}$ ist $b = 25 \text{ mm}$) sind die Querdehnungen geringfügig behindert, so dass die Lastspannungskomponente in axialer Richtung gleich Null angenommen werden kann. Vereinfachend erfolgt daher eine zweidimensionale Darstellung der Einspannung der Prüfzahnräder im Pulsatorprüfstand.

Zur Modellierung der Verzahnungen wurden die Zahnprofile mit dem FVA-Programm STplus [64] erstellt. Um genaue Ergebnisse zu erzielen, wurde die Vernetzung der Finiten Elemente im biegebeanspruchten Zahnfußbereich feiner gestaltet. **Bild 49** zeigt beispielhaft einen Ausschnitt aus dem FE-Modell für die Prüfverzahnung mit

Modul $m_n = 5$ mm. Der gewählte Kraftangriffspunkt entspricht für jede Verzahnung dem Kraftangriffspunkt bei der gegebenen Einspannung im Pulsator.

Die mittels der FE-Modellierung berechneten Lastspannungen im Berührungspunkt der 30°-Tangente an die Zahnfußrundung weisen gegenüber den nach Norm berechneten Zahnfuß-Nennspannungen σ_{F0} Abweichungen im Bereich $\leq 4\%$ auf. Die Vergleichbarkeit der Rechenmethoden wurde somit überprüft und bestätigt.

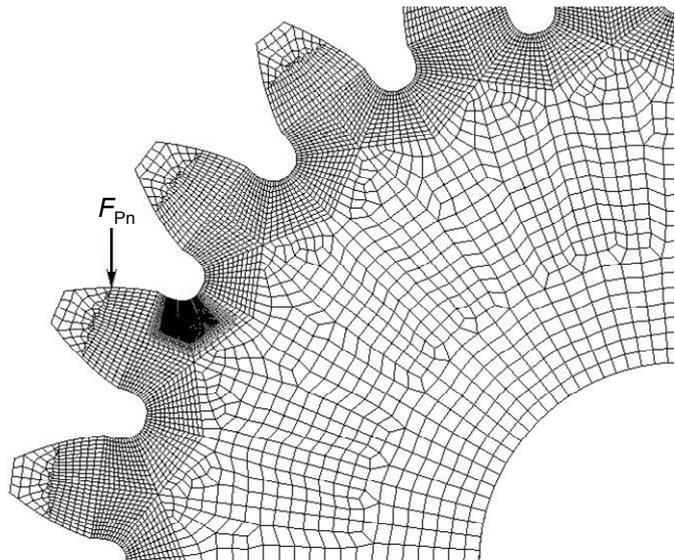


Bild 49 Finite-Elemente-Vernetzung zur Modellierung des Pulsatorversuchs am Beispiel der Geometrievariante mit Modul $m_n = 5$ mm (Ausschnitt)

Bild 50 zeigt die aus den FE-Berechnungen ermittelten Tiefenverläufe der maximalen Haupt(zug)spannung im Bereich des Zahnfußes, ausgehend vom Berührungspunkt der 30°-Tangente an die Zahnfußrundung, in senkrechter Richtung zur Oberfläche. Die Spannungen sind auf deren maximalen Wert an der Oberfläche bezogen. Ersichtlich sind die unterschiedlichen Lastspannungsgradienten, die sich auf Grund der unterschiedlichen Kerbgeometrien und Querschnitte ergeben.

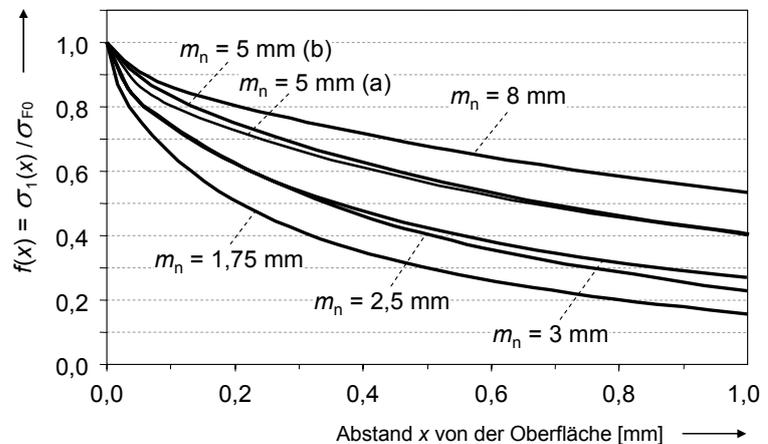


Bild 50 Mit der FE-Methode ermittelte, auf σ_{F0} bezogene Tiefenverläufe der maximalen Hauptspannung σ_1 entlang der senkrechten Richtung zur Zahnfußrundung im Berührungspunkt der 30°-Tangente für die sechs Geometrievarianten

8.2 Berechnung der Dauerfestigkeit

Für alle Prüfvarianten wurde durch Anwendung des vorgeschlagenen Modellansatzes die dauerhaft ertragbare Zahnfußnennspannung $\sigma_{F0\infty,50\%}$ nach **Gleichung (21)** (vgl. Abschnitt **3.2**) berechnet:

$$\sigma_{F0\infty,50\%} = \max \left\{ \begin{array}{ll} 2 \cdot \frac{\sigma_W - M \cdot \sigma_{ES}(x)}{f(x) \cdot (1 + M)} & \text{für } a_0 < x < a^* \\ \frac{1}{f(x)} \left(\frac{\Delta K_{th}}{Y \cdot \sqrt{\pi} \cdot x} - M_K \cdot \sigma_{ES}(x) \right) & \text{für } a^* \leq x \leq x_0 \end{array} \right\} \quad (21)$$

Grundlage dafür waren die Ergebnisse der Beanspruchungssimulation nach der FE-Methode (bezogene Lastspannungstiefenverläufe $f(x)$ nach **Bild 50**) sowie die röntgenographisch ermittelten Eigenspannungstiefenverläufe $\sigma_{ES}(x)$ (s. Abschnitt **6.2.1**).

Die notwendigen Kennwerte zur Werkstoffwechselfestigkeit bei 50 %-Ausfallwahrscheinlichkeit σ_W bzw. der Mittelspannungsempfindlichkeit M des einsatzgehärteten Randschichtgefüges wurden vereinfachend für alle Prüfvarianten eines Werkstoffs einheitlich angesetzt, ohne Berücksichtigung des eingesetzten unterschiedlichen Einsatzhärtungsverfahrens:

- $\sigma_W = 425 \text{ N/mm}^2$ bzw. $M = 0,3$ für den Werkstoff 16MnCr5 (vgl. [65]);
- $\sigma_W = 500 \text{ N/mm}^2$ bzw. $M = 0,3$ für den Werkstoff 20MnCr5 (vgl. [66]);
- $\sigma_W = 560 \text{ N/mm}^2$ bzw. $M = 0,2$ für den Werkstoff 18CrNiMo7-6 (vgl. [66]).

Weiterhin wurden für die Anwendung von **Gleichung (21)** folgende Kennwerte angewandt:

- $\Delta K_{th} = 124 \text{ N/mm}^{3/2}$ für den Threshold-Wert der Schwingbreite der Spannungsin-
tensität (in Anlehnung an [36]¹⁰);
- $Y = 1,12$ für den Formfaktor (in Anlehnung an [36]);
- $M_K = 1,0$ (in Anlehnung an [36]).

Die ggf. bis zu einer Tiefe x_{RO} vorliegende Randoxidation wird als Anriss ($a_0 = x_{RO}$) mitberücksichtigt.

¹⁰ Der in [36] für den einsatzgehärteten Werkstoff 16MnCr5 definierte Wert von ΔK_{th} wird hier als Richtwert auch für den einsatzgehärteten Werkstoff 20MnCr5 bzw. 18CrNiMo7-6 eingesetzt.

Bild 51 stellt den Vergleich zwischen den experimentellen Ergebnissen zur dauerhaft ertragbaren Zahnfußnennspannung $\sigma_{F_{0\infty,50\%}}$ und den Rechenergebnissen, die mit dem beschriebenen Modellansatz beim Einsatz oben genannter Kennwerte berechnet werden, dar. Die belegten Ergebnisse zu $\sigma_{F_{0\infty,50\%}}$ sind nach dem Einsatzhärtungsverfahren gruppiert. Es ist ersichtlich, dass die gasaufgekohlten und ölabgeschreckten Prüfvarianten insgesamt eine gute Übereinstimmung zwischen Rechen- und Versuchsergebnissen aufweisen. Für die niederdruckaufgekohlten und hochdruckgasabgeschreckten Prüfvarianten liegen z. T. etwas größere Abweichungen vor. Diese sind auf Einflüsse der Wärmebehandlung auf das Gefüge zurückzuführen, die aus experimentellen Untersuchungen bereits bekannt (s. Abschnitt 7.4), dennoch bisher nicht eindeutig quantifizierbar sind und daher in den Modellansatz nicht aufgenommen wurden.

An der Gesamtheit der Ergebnisse ist festzustellen, dass der Modellansatz die dauerhaft ertragbaren Zahnfußnennspannungen für ca. 60 % der Prüfvarianten mit einer Abweichung $\leq 10\%$ im Vergleich zum Versuchsergebnis berechnet. Für nur ca. 11 % der Prüfvarianten weist der Vergleich zwischen Versuchs- und Rechenergebnissen eine Abweichung $> 20\%$ auf, wobei hier das Rechenergebnis überwiegend unterhalb des Versuchsergebnisses liegt und somit als konservativer Festigkeitskennwert gilt.

Zu beachten ist, dass die Berechnungsergebnisse

von den experimentell ermittelten Eigenspannungstiefenverläufen stark beeinflusst werden. Diese Werte sind mit entsprechenden Messunsicherheiten und Streuungen behaftet. Wird z. B. für die relativ stark abweichende Variante 1.C1.K.3 (in **Bild 51**

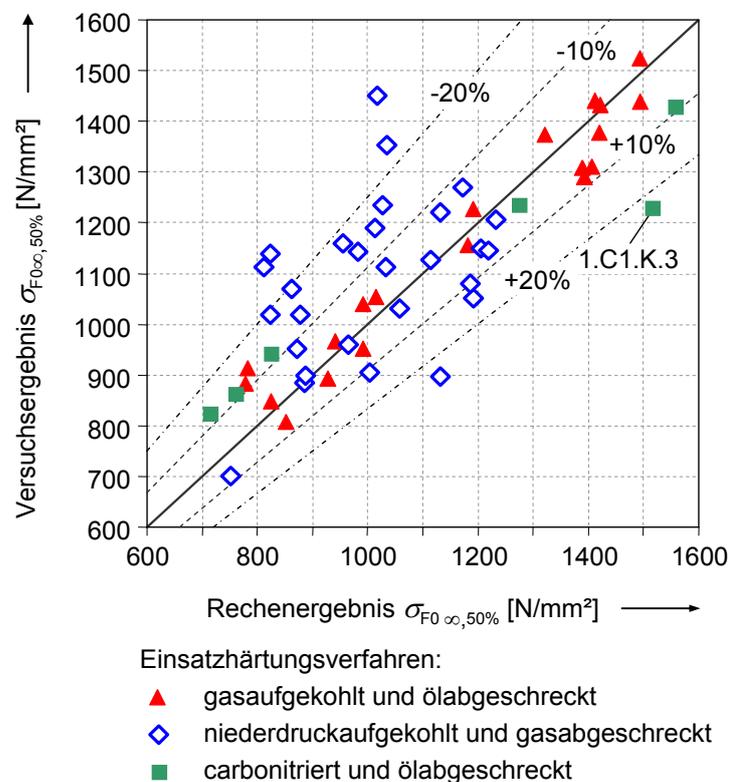


Bild 51 Vergleich der Versuchsergebnisse zur dauerhaft ertragbaren Zahnfußnennspannung bei 50 % Ausfallwahrscheinlichkeit $\sigma_{F_{0\infty,50\%}}$ mit den entsprechenden Rechenergebnissen nach Anwendung des vorgeschlagenen Modellansatzes zur Zahnfußdauerfestigkeit

gesondert gekennzeichnet) die dauerhaft ertragbare Zahnfußnennspannung $\sigma_{F0\infty,50\%}$ auf Basis eines aus Messergebnissen zum kugelgestrahlten Zustand aller Prüfvarianten aus dem Werkstoff 16MnCr5 gemittelten Eigenspannungstiefenverlaufs berechnet, reduziert sich die Abweichung der Berechnung zum experimentellen Ergebnis von 24 % auf 14 %.

Mit den hier vorgeschlagenen Werkstoffkennwerten ist das Modell für die Ermittlung der dauerhaft ertragbaren Zahnfußnennspannung herkömmlich gasaufgekohlter und im Ölbad abgeschreckter Zahnräder optimiert. Für niederdruckaufgekohlte und hochdruckgasabgeschreckte Zahnräder sind weitere Untersuchungen über die Gefügeeigenschaften und deren Einfluss auf die Werkstoffkennwerte erforderlich.

8.3 Diskussion der Rechenergebnisse

Mit Hilfe des modifizierten Kitagawa-Diagramms werden im Folgenden zwei repräsentative Beispiele der Schadensentstehung nach dem vorgeschlagenen Modellansatz diskutiert. Es handelt sich um die ungestrahlte bzw. kugelgestrahlte Prüfvariante aus dem Werkstoff 16MnCr5 mit Modul $m_n = 3$ mm, gasaufgekühlt und ölabgeschreckt, 1.G1.U.3 bzw. 1.G1.K.3.

Die ungestrahlte Prüfvariante 1.G1.U.3 weist eine Randoxidation bis zu einer Tiefe $x_{RO} = 0,008$ mm auf. Am Verlauf der Kurve zur bruchmechanischen Bruchzähigkeit (**Bild 52**) ist abzulesen, dass der Riss mit der Länge $a = x_{RO}$ unter Beanspruchungsbedingungen wachstumsfähig ist, welche einer rechnerischen Zahnfußnennspannung $\sigma_{F0} = 863$

N/mm² entsprechen. Bereits bei $\sigma_{F0} = 776$ N/mm² kann jedoch ein Riss mit der Länge $a = 0,012$ mm initiiert werden, der bei dieser Beanspruchung wachstumsfähig ist. Durch kleinere Beanspruchungen werden nur kürzere Risse initiiert, die nicht wachstumsfähig sind. Die Zahnfußnennspannung $\sigma_{F0} = 776$ N/mm² ist somit als die kritische, schadensauslösende Zahnfußnennspannung zu betrachten, die der kleinsten Pulsatorkraft entspricht, durch die ein wachstumsfähiger, schadensauslösender Riss

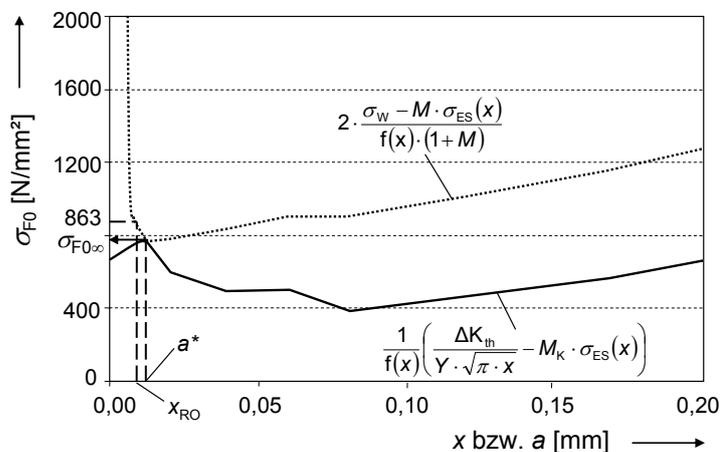


Bild 52 Modifiziertes Kitagawa-Diagramm zur Zahnfußdauerfestigkeit für die ungestrahlte Prüfvariante mit Modul $m_n = 3$ mm aus dem Werkstoff 16MnCr5 1.G1.U.3

entstehen kann. Nach dieser Modellvorstellung ist nur für Werte der Randoxidations-tiefe $x_{RO} > 0,012$ mm eine Senkung der Dauerfestigkeit auf Grund der Randoxidation (bei gleichem Eigenspannungszustand) zu erwarten.

Im Fall der kugelgestrahlten Prüfvariante 1.G1.K.3 ist das modifizierte Kitagawa-Diagramm vom hohen Druckeigenspannungszustand stark beeinflusst (s. **Bild 53**). Ein wachstumsfähiger Oberflächenriss der Länge a^* kann nur beim Überschreiten der lokalen Schwingfestigkeit durch eine Mindestbeanspruchung entsprechend $\sigma_{F0} = 1418$ N/mm² initiiert werden.

Bei niedrigeren Beanspruchungen können zwar nach dieser Modellvorstellung Oberflächenrisse initiiert werden, diese erreichen jedoch die erforderliche kritische Risslänge nicht, da der Mittelspannungseinfluss des Druckeigenspannungszustands das Überschreiten der lokalen Schwingfestigkeit im Bereich des Druckeigenspannungsmaximums in der Tiefe x_{ESmax} unterdrückt.

Die Kombination einer sehr hohen Bruchzähigkeit im oberflächennahen Randbereich mit einer Schwingfestigkeit, die ein ausgeprägtes Maximum unterhalb der Oberfläche aufweist, ist kennzeichnend für die kugelgestrahlten Prüfvarianten. Die rechnerische dauerhaft ertragbare Zahnfußnennspannung $\sigma_{F0\infty}$ ergibt sich somit für alle kugelgestrahlten Prüfvarianten aus der zum Überschreiten der lokalen Schwingfestigkeit an der Stelle maximaler Druckeigenspannung erforderlichen Lastspannungsamplitude. Es ist daraus abzuleiten, dass je größer die Werte der Druckeigenspannungen sind und je tiefer diese in der Randschicht durch die Strahlbehandlung ausgebildet werden, umso höher ist nach dem vorgeschlagenen Modellansatz (im hier betrachteten Spannungs- und Tiefenbereich) die Zahnfußdauerfestigkeit.

Darüber hinaus kann der Vergleich zwischen der lokal in der Tiefe auftretenden Lastspannungsbreite $\Delta\sigma(x) = \sigma_{F0} \cdot f(x)$ und der lokalen Schwellfestigkeit, die als ertragbare doppelte Spannungsamplitude $2\sigma_{A,R=0}(x) = 2 \cdot \frac{\sigma_w - M \cdot \sigma_{ES}(x)}{(1+M)}$ erfasst wird (vgl. Ab-

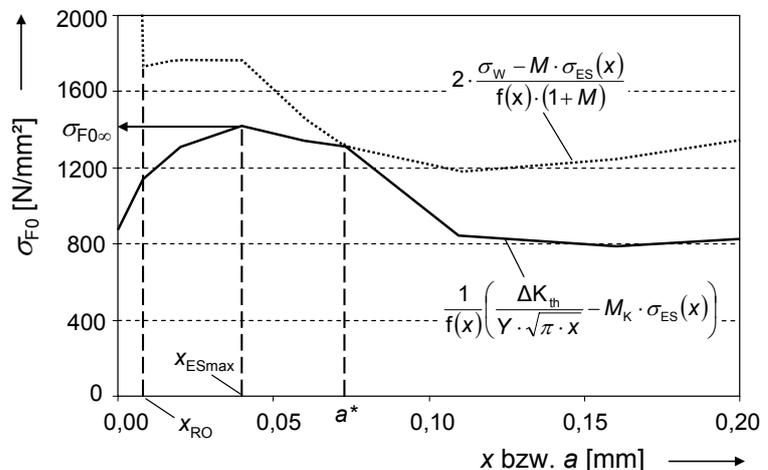


Bild 53 Modifiziertes Kitagawa-Diagramm zur Zahnfußdauerfestigkeit für die kugelgestrahlte Prüfvariante mit Modul $m_n = 3$ mm aus dem Werkstoff 16MnCr5 1.G1.K.3

schnitt **3.2, Gleichung (18)**), in erster Näherung als Maß der Werkstoffanstrengung in der Tiefe x während der Biegebeanspruchung betrachtet werden. Dieser Vergleich kann dem modifizierten Kitagawa-Diagramm in Form des Verhältnisses zwischen

$\sigma_{F0\infty}$ und der Größe $\left(2 \cdot \frac{\sigma_W - M \cdot \sigma_{ES}(x)}{f(x) \cdot (1 + M)}\right)$ entnommen werden. **Bild 53** zeigt somit,

dass die lokale Schwingfestigkeit des Werkstoffs bei der kugelgestrahlten Prüfvariante nicht nur im oberflächennahen Bereich, sondern auch in der Tiefe überschritten wird und dass auch im Bereich von 0,10 bis 0,20 mm Abstand von der Oberfläche eine relevante Werkstoffanstrengung vorliegt. Dies deutet darauf hin, dass eine Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche, in einer größeren Tiefe als der des Eigenspannungsmaximums, nicht auszuschließen ist. Die Anwesenheit von Schwachstellen wie Poren oder nichtmetallischen Einschlüssen kann weiterhin diese Form der Rissinitiierung begünstigen. Es ist dabei zu beachten, dass das Überschreiten der lokalen Schwingfestigkeit in der Tiefe durch die dort auftretende Lastspannung bei Beanspruchungen im Bereich der Dauerfestigkeit für die hier durchgeführten Untersuchungen stets im Fall der kugelgestrahlten Prüfvarianten (vgl. **Bild 53**), nur teilweise im Fall der reinigungsgestrahlten Prüfvarianten und nie bei den ungestrahlten Prüfvarianten (vgl. z. B. **Bild 52**) auftritt.

Eine Korrelation zu den Bruchbildern aus den Pulsatorversuchen zur Ermittlung der Dauerfestigkeit ist erkennbar. Wie in Abschnitt **6.4** beschrieben ist, traten bei den kugelgestrahlten Prüfzahnradern vermehrt *Fish-Eye*-Brucherscheinungen auf, die von einem Rissausgang unterhalb der Oberfläche, in einer Tiefe von 0,1...0,2 mm, gekennzeichnet sind. Bei den reinigungsgestrahlten Prüfzahnradern waren *Fish-Eye* nur vereinzelt festzustellen. Bei den ungestrahlten Prüfzahnradern zeigten alle Bruchflächen einen Rissausgang von der Oberfläche.

Eine Erweiterung des Modellansatzes zur Berücksichtigung der kontinuums- und bruchmechanischen Bedingungen der Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche auch in Anwesenheit von Ungängen im Werkstoffgefüge ist wünschenswert.

8.4 Spannungsmechanischer Größeneinfluss des Eigenspannungszustands

Nach dem aktuellen Stand des Wissens werden maximale Zahnfußtragfähigkeiten durch Einsatzhärtungsvorgaben erreicht, die an die Baugröße angepasst sind. Optimale Randhärten liegen im Bereich $RH = 670 \dots 800$ HV [2, 11], optimale Einsatzhärtungstiefen im Bereich $E_{ht} = 0,10 \dots 0,20 \cdot m_n$ [69]. Durch diese Vorgaben sind für jede Baugröße vergleichbare modulbezogene Härtetiefenverläufe in der Randschicht er-

zielbar. Damit wird dem baugrößenabhängigen Lastspannungsgradienten im biegebelasteten Zahnfuß erfolgreich entgegengewirkt.

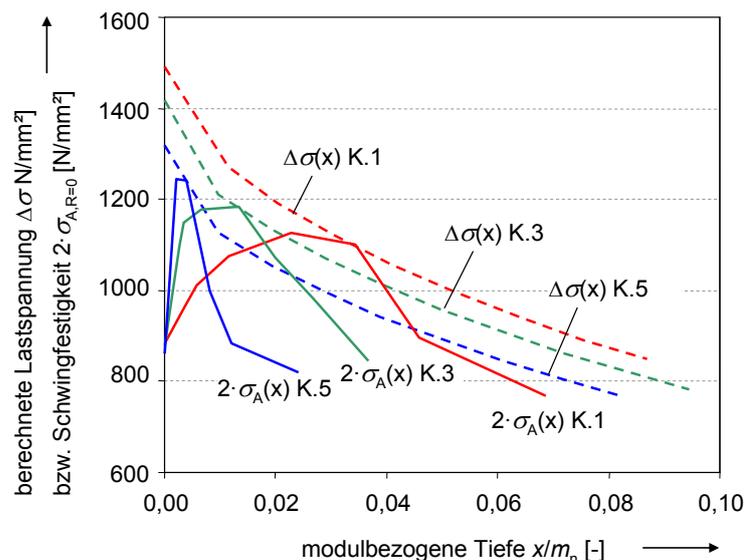
Im Gegensatz zur Einsatzhärtung ist nach dem aktuellen Stand der Technik die Ausbildung von an die Baugröße angepassten Eigenspannungstiefenverläufen durch das Kugelstrahlen nur begrenzt möglich. Übliche Tiefen, bis zu denen die Kugelstrahlbehandlung wirkt, liegen im Bereich $x < 0,25$ mm. In der Regel sind strahlbedingte Eigenspannungstiefenverläufe baugrößenunabhängig.

Das Zusammenwirken eines baugrößenabhängigen Lastspannungstiefenverlaufs mit einem baugrößenunabhängigen Eigenspannungstiefenverlauf führt nach dem vorgeschlagenen Modellansatz zur Zahnfußdauerfestigkeit zu einem spannungsmechanischen Größeneinfluss des Eigenspannungszustands. Dieser beruht auf dem in Abschnitt 8.3 für kugelgestrahlte Zahnfußrundungen bereits erörterten Schadensmechanismus der Überschreitung der lokalen Schwingfestigkeit an der Stelle maximaler strahlbedingter Druckeigenspannung durch die lokale Spannungsamplitude.

In **Bild 54** sind die modulbezogenen Tiefenverläufe der eigenspannungsbedingten Schwingfestigkeit als ertragbare doppelte Spannungsamplitude (vgl. Abschnitt 3.2, Gleichung (18))

$$2 \cdot \sigma_{A,R=0} = 2 \cdot \frac{\sigma_W - M \cdot \sigma_{ES}}{(1+M)} \quad \text{für}$$

drei in dieser Arbeit untersuchte kugelgestrahlte Prüfvarianten im Baugrößenbereich $m_n = 1,75 \dots 5$ mm dargestellt. Die Kurven wurden ausgehend von einem einheitlichen Wert der Werkstoffwechselfestigkeit σ_W und von den röntgenographisch gemessenen Eigenspannungstiefenverläufen für jede Prüfvariante ermittelt. In dieser modul-



Gasaufgekohlte und ölabgeschreckte Prüfvarianten aus 16MnCr5:

K.1 : kugelgestrahlt, Modul $m_n = 1,75$ mm (1.G1.K.1)

K.3 : kugelgestrahlt, Modul $m_n = 3$ mm (1.G1.K.3)

K.5 : kugelgestrahlt, Modul $m_n = 5$ mm (1.G1.K.5)

Bild 54 Modulbezogener Tiefenverlauf der eigenspannungsbedingten Schwingfestigkeit (dargestellt als ertragbare doppelte Spannungsamplitude $2 \cdot \sigma_A$) im Vergleich mit der berechneten auftretenden Lastspannungsamplitude $\Delta\sigma$ für die kugelgestrahlten Prüfvarianten mit Modul $m_n = 1,75 \dots 5$ mm aus dem Werkstoff 16MnCr5

bezogenen Darstellung zeigt der Schwingfestigkeitstiefenverlauf der gestrahlten Prüfvarianten eine deutliche Abhängigkeit von der Baugröße.

Weiterhin sind in **Bild 54** die modulbezogenen Tiefenverläufe der auftretenden maximalen Lastzugspannung dargestellt, so wie sie mit Hilfe der Finiten Elementen Methode berechnet wurden (vgl. Abschnitt **8.1**). Auf Grund des vergleichbaren Kerbparameters der Zahnfußgeometrien (vgl. **Tabelle 4**) sind die bezogenen Lastspannungsgradienten vergleichbar.

Zur Veranschaulichung des spannungsmechanischen Größeneinflusses sind die berechneten bezogenen Lastspannungstiefenverläufe in **Bild 54** so eingetragen, dass die bereits festgestellte Bedingung der Überschreitung der maximalen Schwingfestigkeit durch die lokale Spannungsamplitude für die Rissausbreitung im kugelgestrahlten Zustand erfüllt ist. Mit kleiner werdendem Modul verschiebt sich die Lage des Eigenspannungs- bzw. Schwingfestigkeitsmaximums in eine größere bezogene Tiefe x/m_n und damit wird mit kleiner werdendem Modul eine höhere Beanspruchung (entsprechend einer höheren Zahnfußnennspannung σ_{F0} an der Oberfläche) erforderlich.

Dieser spannungsmechanische Größeneinfluss wirkt also insbesondere im Bereich kleinen Moduls, wo die (absoluten) Spannungsgradienten größer sind. Wird vereinfachend für unterschiedliche Baugrößen aus einem einheitlichen Eigenspannungstiefenverlauf im kugelgestrahlten Zustand (z. B. mit einem ausgeprägten Druckeigenspannungsmaximum von 1200 N/mm^2 in der Tiefe

$x_{ESmax} = 0,02 \text{ mm}$) sowie von einer einheitlichen Wechselfestigkeit σ_W bzw. Mittelspannungsempfindlichkeit M in der Randschicht ausgegangen, lässt sich der Verlauf der dauerhaft ertragbaren Zahnfußnennspannung $\sigma_{F0\infty}$ als Funktion des Moduls nach dem vorgeschlagenen Modellansatz rechnerisch ermitteln (alle modulunabhängigen Kenngrößen sind dabei gleich angenommen). Der Verlauf dieser Funktion ist in

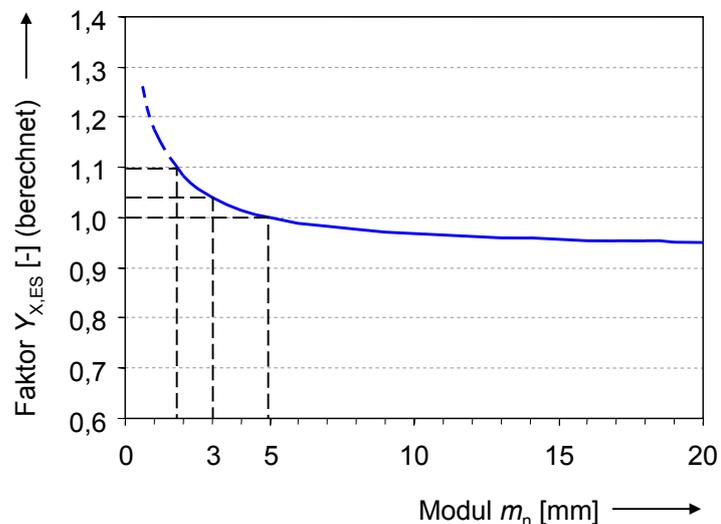


Bild 55 Berechneter spannungsmechanischer Größeneinfluss des Eigenspannungszustands $Y_{x,ES}$ als Funktion des Moduls (bei gleicher Kugelstrahlbehandlung mit Druckeigenspannungsmaximum in einer Tiefe $x_{ESmax} = 0,02 \text{ mm}$)

Bild 55 bezogen auf das Rechenergebnis für die Referenzbaugröße mit $m_n = 5$ mm dargestellt, so dass damit ein spannungsmechanischer Größeneinflussfaktor „ $Y_{X,ES}$ “ in Anlehnung an die Norm DIN 3990 [2] bzw. ISO 6336 [11] für den gewählten strahlbedingten Eigenspannungstiefenverlauf definiert werden kann.

Mit kleiner werdendem Modul nimmt der spannungsmechanische Größeneinfluss des strahlbedingten Eigenspannungszustands zu. Die rechnerische Auswertung liefert z. B. für die kugelgestrahlte Prüfvariante der Baugröße $m_n = 1,75$ mm einen spannungsmechanischen Größenfaktor $Y_{X,ES} = 1,10$. Die Versuchsergebnisse liefern für die einsatzgehärteten (gasaufgekohlten bzw. carbonitrierten) und kugelgestrahlten Prüfvarianten mit Modul $m_n = 1,75$ und 5 mm Werte zur dauerhaft ertragbaren Zahnfußnennspannung, die einem experimentellen Größeneinflussfaktor $Y_{X,Versuch} = \sigma_{F0\infty,50\%,m=1,75} / \sigma_{F0\infty,50\%,m=5} = 1,11$ bzw. 1,16 entsprechen. Zu beachten ist, dass der experimentell ermittelte Wert des Größeneinflussfaktors $Y_{X,Versuch}$ auch weitere Einflüsse (technologischen, spannungsmechanischen, statistischen bzw. oberflächentechnischen Größeneinfluss [68]) wiedergibt.

Der beschriebene spannungsmechanische Größeneinfluss für gleich kugelgestrahlte Zahnräder ist keine allgemeingültige Funktion des Zahnradmoduls allein, sondern hängt jeweils von der Strahlbehandlung (durch den Eigenspannungszustand) sowie von der vorliegenden Kerbwirkung im Zahnfuß (durch den Lastspannungsgradienten) ab. Ohne das Auftreten eines ausgeprägten (also kugelstrahlbedingten) Eigenspannungsmaximums ist eine solche Definition des spannungsmechanischen Größeneinflusses des Eigenspannungszustands nicht gültig.

Für reinigungsgestrahlte Zahnräder gilt grundsätzlich die gleiche Grundvorstellung. Diese weisen jedoch deutlich niedrigere Eigenspannungen als die kugelgestrahlten Zahnräder auf, so dass der Rissstopp- bzw. Risschließeffekt in der oberflächennahen Randschicht für die reinigungsgestrahlten Prüfzahnräder kleiner ist und daher das Überschreiten der maximalen lokalen Schwingfestigkeit durch die lokal auftretende Lastspannungsamplitude zur Initiierung eines wachstumsfähigen Risses je nach Eigenspannungstiefenverlauf nicht erforderlich bzw. nicht ausreichend ist. Neben dem Einfluss des Eigenspannungszustands auf die Schwingfestigkeit ist der Einfluss des Eigenspannungszustands auf das Rissausbreitungsverhalten (z. B. mit Hilfe des modifizierten Kitagawa-Diagramms) näher zu betrachten.

Für ungestrahlte Zahnräder liegt der von der vorgeschlagenen Modellvorstellung abgeleitete Größeneinfluss auf Grund der Abwesenheit eines ausgeprägten Eigenspannungsmaximums in einer bestimmten Tiefe in der Randschicht nicht vor. Die

Wechselwirkung zwischen lokaler Schwingfestigkeit, lokaler Bruchzähigkeit und Randoxidationstiefe bestimmt die Bedingungen der Initiierung und der Ausbreitung eines schadensauslösenden Risses.

Nach der vorgeschlagenen Modellvorstellung sind durch eine (gleich durchgeführte) kontrollierte Kugelstrahlbehandlung an einsatzgehärteten Zahnrädern zunehmende Steigerungen der dauerhaft ertragbaren Zahnfußnennspannung $\sigma_{F0\infty}$ mit kleiner werdender Baugröße zu erwarten. Es ist jedoch zu beachten, dass hier auf die Problematik der Realisierbarkeit gleicher Druckeigenspannungstiefenverläufe durch eine Strahlbehandlung bei kleinsten Baugrößen sowie auf den Einfluss weiterer Besonderheiten kleinster Verzahnungen auf die Zahnfußtragfähigkeit (z. B. Durchhärtung des Zahnfußes) nicht eingegangen wird.

9 Zusammenfassung und Schlussfolgerungen

Neben den in den entsprechenden Normen belegten Anforderungen an Werkstoffqualität und Wärmebehandlung liegen zahlreiche weitere Kenngrößen und Parameter vor, die einen Einfluss auf die Tragfähigkeitseigenschaften einsatzgehärteter Zahnräder bewirken können. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden insbesondere experimentelle und theoretische Untersuchungen zum Einfluss des Eigenspannungszustands auf die Zahnfußtragfähigkeit durchgeführt. Parallel konnte im Rahmen einer Zusammenarbeit mit dem Institut für Werkstofftechnik (IWT), Bremen der Einfluss unterschiedlicher Prozessparameter der Einsatzhärtung (wie Austenitisierungstemperatur und Gasabschreckintensität) auf die Zahnfußtragfähigkeit bei Niederdruckaufkohlung mit Hochdruckgasabschreckung und ggf. bei Gasaufkohlung mit Ölabschreckung bewertet werden.

Untersucht wurden insgesamt 54 unterschiedliche Zahnradprüfvarianten. Dabei erfolgte eine Variation der Baugröße (fünf Geometrien im Bereich $m_n = 1,75 \dots 8$ mm), des Werkstoffes (16MnCr5, 20MnCr5, 18CrNiMo7-6), des Einsatzhärtungsverfahrens (Gasaufkohlung mit Ölabschreckung, Niederdruckaufkohlung mit Hochdruckgasabschreckung, Carbonitrieren mit Ölabschreckung), der Abschreckintensität (Ölabschreckung, Gasabschreckung mit Stickstoff bei unterschiedlichem Druck bzw. mit Helium), der Austenitisierungstemperatur (940 °C, 1020 °C bzw. 1050 °C) und der Strahlbehandlung (Reinigungsstrahlen, kontrolliertes Kugelstrahlen, kein Strahlen). Die Anforderungen an Werkstoffqualität und Wärmebehandlung der Norm wurden, soweit nicht Gegenstand der Untersuchungen, angestrebt und erfüllt.

Durch die Variation der Strahlbehandlung konnten insbesondere unterschiedliche Eigenspannungszustände und deren Einfluss auf die Zahnfußtragfähigkeit untersucht werden. Mit der Variation der Abschreckintensität wurde auf die Thematik des Einflusses der Kernfestigkeit auf die Zahnfußbiegefestigkeit eingegangen. Bei Erhöhung der Austenitisierungstemperatur wurde der Einsatz mikrolegierter feinkornbeständiger Stähle für (zeit-)optimierte Wärmebehandlungsprozesse in der Antriebstechnik überprüft.

Für jede Prüfvariante wurde die Wöhlerlinie zur Zahnfußtragfähigkeit im Pulsatorversuch ermittelt. Die Eigenspannungszustände wurden mit Hilfe der Röntgendiffraktometrie untersucht. Versuchsbegleitende metallographische Untersuchungen dienten zur Überprüfung der Wärmebehandlung sowie zur Einordnung der Ergebnisse in den Stand des Wissens.

Durch eine Strahlbehandlung nach der Einsatzhärtung wird der Eigenspannungszustand in der Randschicht deutlich modifiziert. Druckeigenspannungen werden aufgebaut, die in der Regel ihr Maximum unterhalb der Oberfläche aufweisen. Die Tiefe, in der die Strahlbehandlung auf den Eigenspannungszustand wirkt, und der Betrag der ausgebildeten Eigenspannungen hängen grundsätzlich von den Strahlparametern ab und sind von der Baugröße weitestgehend unabhängig. Daher liegen an den hier untersuchten Prüfzahnradern nach dem kontrollierten Kugelstrahlen höhere Druckeigenspannungen als nach dem praxisüblichen Reinigungsstrahlen vor.

Die Ausbildung eines hohen Druckeigenspannungszustands in der oberflächennahen Randschicht bewirkt eine deutliche Steigerung der Zahnfußdauerfestigkeit, wie die Ergebnisse der Pulsatorversuche an den gestrahlten Prüfzahnradern im Vergleich zu den Ergebnissen an den entsprechenden ungestrahlten Prüfzahnradern mit niedrigen, nur wärmebehandlungsbedingten Druckeigenspannungen zeigen. Die Zeitfestigkeit, insbesondere im Bereich höherer Bruchlastspielzahlen, nimmt ebenfalls nach der Strahlbehandlung zu.

Die ermittelten Zahnfußdauerfestigkeitskennwerte σ_{Flim} für Prüfzahnradern im reinigungsgestrahlten bzw. kugelgestrahlten Zustand ordnen sich in das Festigkeitsfeld der Norm für Zahnradern der Werkstoffqualitätsstufe MQ oder höher ein. Zum Teil werden von den kugelgestrahlten Prüfzahnradern sogar Werte im Bereich der Kennwerte für die Werkstoffqualitätsstufe ME erreicht. Die ermittelten Zahnfußdauerfestigkeitskennwerte σ_{Flim} für die ungestrahlten Prüfzahnradern liegen dagegen im unteren Bereich des Festigkeitsfeldes der Norm und damit meist unterhalb der Kennwerte für Zahnradern der Werkstoffqualitätsstufe MQ. Es wird somit das Ergebnis früherer Untersuchungen bestätigt, dass zum sicheren Erreichen von Zahnfußdauerfestigkeitskennwerten entsprechend der Werkstoffqualitätsstufe MQ für einsatzgehärtete Zahnradern eine (Reinigungs-)Strahlbehandlung notwendig ist. Für den Anwender ist weiterhin von großem Interesse das auf den durchgeführten Untersuchungen basierende Ergebnis, dass höchste Zahnfußdauerfestigkeiten durch eine fachgerechte kontrollierte Kugelstrahlbehandlung an nach dem Stand der Technik gefertigten und einsatzgehärteten Zahnradern zu erreichen sind.

Durch eine Änderung der Abschreckintensität beim Härten und somit der Abkühlungsrate des austenitischen Ausgangsgefüges wird der gesamte Phasenumwandlungsmechanismus der Einsatzhärtung beeinflusst. Das Gefüge und die Härte im Kern widerspiegeln die unterschiedlichen Abschreckintensitäten, während in der Oberflächenrandschicht vergleichbare Härtewerte bei geringfügig unterschiedlichen Gefügen erzielt werden können. Die experimentell belegten Unterschiede im Biege-

festigkeitsverhalten gestrahlter und ungestrahlter Prüfzahnräder weisen jedoch darauf hin, dass die mit heutigen Standardmethoden ermittelten Unterschiede im Rand-schichtgefüge einen wesentlichen Einfluss auf die Festigkeitseigenschaften ausüben könnten. Dabei ist zu beachten, dass diese Feststellungen auf Untersuchungen an niederdruckaufgekohlten Bauteilen basieren. Es scheint somit ein großes Potential zur Optimierung des Einsatzhärtungsverfahrens der Niederdruckaufkohlung mit Hochdruckgasabschreckung zur Erzielung maximaler Zahnfußtragfähigkeiten vorzuliegen.

Durch eine Steigerung der Austenitisierungstemperatur erfolgt eine Reduzierung der Wärmebehandlungsdauer. Oberhalb der Temperatur von ca. 1000 °C tritt jedoch bei herkömmlichen Einsatzstählen das Phänomen der Grobkornbildung auf, die bekanntlich negative Folgen auf die Tragfähigkeitseigenschaften hat. Durch den Einsatz von mit Titan und Niob mikrolegierten Stählen und bei Einhaltung spezifischer Wärmebehandlungsvorgaben wurden bei Temperaturen ≥ 1020 °C Prüfzahnräder aufgekühlt, die eine Feinkornbeständigkeit und keine Beeinträchtigung im Werkstoffgefüge aufwiesen. Die vergleichenden Untersuchungen zur Zahnfußtragfähigkeit an bei Standard- und bei Hochtemperatur aufgekohlten Prüfzahnradern zeigten ebenfalls keine systematischen relevanten Unterschiede. Unter Verwendung feinkornstabiler mikrolegierter Stähle ist somit durch ein fachgerechtes Hochtemperaturaufkohlen keine Beeinträchtigung der Zahnfußtragfähigkeit zu erwarten, so dass wirtschaftliche Vorteile genutzt werden können.

In einer theoretischen Studie wurden die werkstoffmechanischen Gesetzmäßigkeiten, durch die das Ermüdungsverhalten kurzer bzw. langer Risse im Kitagawa-Diagramm dargestellt wird, für den besonderen Anwendungsfall der Zahnfußbiegefestigkeit einsatzgehärteter Zahnräder angewandt und erweitert. Dabei waren insbesondere der kerbbedingte Lastspannungszustand, der ggf. strahlbedingte Eigen Spannungszustand und der Mittelspannungseinfluss zu berücksichtigen. Der kombinierte Einsatz von kontinuumsmechanischen und bruchmechanischen Ansätzen in einem lokalen Konzept ermöglicht eine Modellvorstellung zur Initiierung und Ausbreitung von Oberflächenrissen im biegebeanspruchten Zahnfußbereich. Danach bewirken Druckeigenstressungen eine mittelspannungsbedingte Steigerung der Schwingfestigkeit sowie eine Reduzierung der effektiven Schwingbreite der Spannungsintensität an der Risspitze. Dies führt zu einem höheren Widerstand gegenüber Rissinitiierung bzw. zur Verstärkung von Rissstopp- und Riss-schließeffekten. Der hier in Anlehnung an das Kitagawa-Diagramm weiterentwickelte Modellansatz liefert Rechenergebnisse zur Zahnfußdauerfestigkeit, die in guter Übereinstimmung mit den Ergebnissen der experimentellen Untersuchungen stehen.

Auf Basis des vorgeschlagenen Modellansatzes ist es möglich, einen spannungsmechanischen Größeneinfluss des kugelstrahlbedingten Eigenspannungszustands zu deuten. Bei vergleichbarem Eigenspannungszustand nach einer Kugelstrahlbehandlung ist mit kleiner werdender Baugröße eine zunehmende Steigerung der Zahnfußdauerfestigkeit im Vergleich zum ungestrahlten Ausgangszustand zu erwarten.

Der vorgeschlagene Modellansatz bietet darüber hinaus eine Grundvorstellung zum Schadensvorgang mit Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche, der an den kugelgestrahlten Prüfvarianten mehrfach festgestellt wurde. Diese aus der Literatur als „*Fish-Eyes*“ oder „Vakuumbürche“ bekannten Schäden sind in Zusammenhang mit der eigenspannungsbedingten Verfestigung der oberflächennahen Randschicht sowie mit der Anwesenheit von Schwachstellen (Poren, Einschlüssen) zu betrachten.

Die vorgestellten Ergebnisse bieten unter Anderen zwei Ansatzpunkte für weitere Forschungsarbeiten, denen großes Interesse in der Welt der Antriebstechnik zugesprochen werden sollte. Zum einen sind die theoretischen Ansätze und Modellvorstellungen zur Zahnfußdauerfestigkeit durch weitere experimentelle bzw. theoretische Untersuchungen zu überprüfen bzw. zu erweitern. Zum anderen liegen Hinweise eines großen Potentials niederdruckaufgekohlter und hochdruckgasabgeschreckter Zahnräder hinsichtlich der Zahnfußtragfähigkeit vor.

10 Literatur

Normen und Richtlinien

- [1] DIN 1319, Teil 4: Grundlagen der Messtechnik - Auswertung von Messungen - Messunsicherheit. Beuth Verlag, Berlin, 1999.
- [2] DIN 3990, Teil 1-5: Tragfähigkeitsberechnung von Stirnrädern. Beuth Verlag, Berlin, 1987.
- [3] DIN 50602: Metallographische Prüfverfahren; Mikroskopische Prüfung von Edelstählen auf nichtmetallische Einschlüsse mit Bildreihen. Beuth Verlag, Berlin, 1985.
- [4] DIN 17022, Teil 3: Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen - Verfahren der Wärmebehandlung - Einsatzhärten. Beuth Verlag, Berlin, 1989.
- [5] DIN EN ISO 643: Stahl - Mikrophotographische Bestimmung der scheinbaren Korngröße. Beuth Verlag, Berlin, 2003.
- [6] DIN EN 10052: Begriffe der Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffe. Beuth Verlag, Berlin, 1994.
- [7] DIN EN 10084: Einsatzstähle, Technische Lieferbedingungen. Beuth Verlag, Berlin, 1998.
- [8] DIN EN ISO 643: Stahl - Mikrophotographische Bestimmung der scheinbaren Korngröße. Beuth Verlag, Berlin, 2003.
- [9] FKM-Richtlinie: Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile. 3. Ausgabe 1998. VDMA-Verlag GmbH, Frankfurt, 2006.
- [10] FKM-Richtlinie: Bruchmechanischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile. 3. Ausgabe 2006. VDMA-Verlag GmbH, Frankfurt, 2006.
- [11] ISO 6336: Calculation of load capacity of spur and helical gears. 2003.

Zeitschriftenaufsätze, Bücher, Dissertationen

- [12] Anzinger, M.: Werkstoff- und Fertigungseinflüsse auf die Zahnfußtragfähigkeit, insbesondere im hohen Zeitfestigkeitsgebiet. Dissertation TU München, 1991.
- [13] Berns, H.: Stahlkunde für Ingenieure. Springer-Verlag, Berlin, 1993.
- [14] Börnecke, K.; Käser, W.; Rösch, H.: Grundlageversuche zur Ermittlung der richtigen Härtetiefe bei Wälz- und Biegebeanspruchung. FVA-Heft Nr. 36. Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V., Frankfurt, 1976.
- [15] Chatterjee-Fischer, R.: Beispiele für durch Wärmebehandlung bedingte Eigenspannungen und ihre Auswirkungen. HTM 28, 1973, S. 276-288.

- [16] Clausen, B.: Randschichtschädigung bei der Härtung und Einsatzhärtung von Stählen. FVA-Heft Nr. 740, Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V., Frankfurt, 2004.
- [17] Diepart, C.P.; Burrel, N.K.: Improved fatigue performance of gears through controlled shot peening. Proc. Third International Conference on Shot Peening, Garmisch-Partenkirchen, 1987, S. 169-177.
- [18] Dorn, S.: Aufkohlen von Einsatzstählen im Plasma einer Glimmentladung. FVA-Heft Nr. 510, Forschungsvereinigung Antriebstechnik, Frankfurt, 1997.
- [19] Glocker, R.: Materialprüfung mit Röntgenstrahlen, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 1985.
- [20] Hammer, K.: Eigenspannungen und Verzug von wärmebehandelten Zahnräder. Wissenschaftliche Zeitschrift der Technischen Universität O. von Guericke 15, 1971, S. 479-483.
- [21] Hertter, T.: Rechnerischer Festigkeitsnachweis der Ermüdungstragfähigkeit vergüteter und einsatzgehärteter Stirnräder. Dissertation TU München, 2003.
- [22] Hirsch, T.: Kugelstrahlen. Untersuchungen zur Zahnfußfestigkeit kugelgestrahlter Zahnräder. Forschungsheft Nr. 126 der Forschungsvereinigung Antriebstechnik, Frankfurt, 1983.
- [23] Hirt, M.: Einfluss der Zahnfußausrundung auf die Spannung und Festigkeit von Geradstirnrädern. Dissertation TU München, 1974.
- [24] Höhn, B.-R.; Oster, P.: Der Flankenkontakt – ein elastohydrodynamischer Wälzkontakt. VDI-Berichte 1207, 1995, S. 93-106.
- [25] Hück, M.: Ein verbessertes Verfahren für die Auswertung von Treppenstufenversuchen. Zeitschrift für Werkstofftechnik, Heft 14, 1983, SS. 406-417.
- [26] Kawagoishi, N.; Morino, K.; Fukuda, K.; Chen, Q.; Kondo, E.: On fish-eye fracture of radical nitrided die steel, Surface treatment V, WIT Press, 2001, S. 209-217.
- [27] Kelley, Pedersen: Zahnfußfestigkeit bei neuzeitlicher Getriebekonstruktion. Getriebe, Kupplungen, Antriebs Elemente. Schriftreihe Antriebstechnik, Band 18. Vieweg Verlag, Braunschweig, 1957.
- [28] Kim, C.; Diesburg, D.E.; Eldis, G.T.: Effect of residual stress on fatigue fracture case-hardened steels. Residual stress in fatigue, ASTM Special Technical Publication 776, 1981, S. 224-234.
- [29] Kirk, D.; Payne, H.J.: Transformations induced in austenitic stainless steels by shot peening. Proc. Seventh International Conference on Shot Peening, Warschau, Poland, 1999, S. 15-22.
- [30] Kleff, J.; Kellermann, I.; Mallener, H.; Wirth, M.-S.: Niederdruck-Aufkohlen und Hochdruck-Gasabschrecken – Leistungsvergleich mit konventionellem Einsatzhärten. HTM 57, 2002, 4, S. 257-267.

- [31] Kloos, K.H.; Kaiser, B.: Fertigungsinduzierte Eigenspannungen. HTM 45, 1990, S. 356-360.
- [32] Ko, H. N.; Kagaya, C.; Itoga, H.; Tokaji, K.; Nakajima, M.: Effect on fine particle bombarding on fatigue strength of high strength steel. Surface treatment V, WIT Press, 2001, S 313-322.
- [33] Krauss, G.: Bending fatigue of carburized steels. ASM Handbook vol. 19, ASM International, 1996.
- [34] Krug, T.: Beurteilung des Schädigungsverhaltens einsatzgehärteter Kerbproben mit Hilfe eines lokalen Konzepts. Dissertation Universität Karlsruhe (TH), 2006.
- [35] Lang, O. R.: Dimensionierung komplizierter Bauteile aus Stahl im Bereich der Zeit- und Dauerfestigkeit. Z. Werkstofftechnik 10, 1979, S. 24-29.
- [36] Laue S.; Krug T.: Strukturmechanische Untersuchungen zum Randschichteinfluss auf Rissbildung und -ausbreitung bei einsatzgehärteten Stählen. FVA-Heft Nr. 669. Forschungsvereinigung Antriebstechnik e. V., Frankfurt, 2002.
- [37] Laue, S.; Bomas, H.; Hoffmann, F.; Mayr, P.: Untersuchungen zum Einfluss des Randschichtzustandes auf die Schwingfestigkeit einsatzgehärteter Proben aus dem Stahl 16MnCr5. HTM 59, 2004, S. 199-210.
- [38] Lement, B.S.: Distortion in tool steels. Amer. Soc. Materials, Metals Park, Ohio, 1959.
- [39] Leube, H.; Volger, J.: Einfluss des Randkohlenstoffgehaltes auf die Tragfähigkeit einsatzgehärteter Zylinderräder. FVA-Heft Nr. 263. Forschungsvereinigung Antriebstechnik e. V., Frankfurt, 1987.
- [40] Löwisch, G.: Zuordnung von Werkstoffkennwerten zu Bauteileigenschaften von einsatzgehärteten und carbonitrierten Zahnrädern. FVA-Heft Nr. 414. Forschungsvereinigung Antriebstechnik e. V., Frankfurt, 1994.
- [41] Macherauch, E.; Wohlfahrt, H.; Wolfstieg, U.: Zur zweckmäßigen Definition von Eigenspannungen. HTM 28, 1973, S. 186-199.
- [42] Macherauch, E.; Kloos, K.H.; Bewertung von Eigenspannungen. HTM 28, 1982, Beiheft Eigenspannungen und Lastspannungen, S. 175-194.
- [43] McDowell, D. L.: Basic issues in the mechanics of high cycle fatigue. International Journal of Fracture 80, 1996, S. 103-145.
- [44] McDowell, D. L.: Multiaxial small fatigue crack growth in metals. International Journal of Fatigue 19, Supp. No. 1, 1997, S. 127-135.
- [45] Munz, D.; Schwalbe, K.-H.; Mayr, P.: Dauerschwingverhalten metallischer Werkstoffe. Vieweg Verlag, Braunschweig, 1971.
- [46] Murakami, Y.; Nomoto, T.; Ueda, T.; Murakami, Y.: On the mechanism of fatigue failure in the superlong life regime ($N > 10^7$ cycles), Part I and II. Fatigue and fracture of engineering materials and structures, 23, 2000, S. 893-909.
- [47] Niemann, G.; Winter, H.: Maschinenelemente, Band II., 2. Auflage. Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, 1983.

- [48] Niemann, G.; Winter, H.; Höhn, B.-R.: Maschinenelemente Band I. Springer, Berlin, Heidelberg, 2001.
- [49] Neuber, H.: Über die Berücksichtigung der Spannungskonzentration bei Festigkeitsberechnungen. Konstruktion 20, 1968, S. 245-251.
- [50] Nishijima, S.; Kanazawa, K.: Stepwise S-N curve and fish-eye failure in gigacycle fatigue. Fatigue and fracture of engineering materials and structures, 22, 1999, S. 601-607.
- [51] Peyrac, C.; Flavonet, J.F. ; Convert, F. : Combining case hardening and shot peening for gear steels : influence on residual stress. Proc. Seventh International Conference on Shot Peening, Warschau, Poland, 1999, S. 362-370.
- [52] Radaj, D.: Ermüdungsfestigkeit. Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, 2003.
- [53] Reed-Hill, R. E.; Abbaschian, R.: Physical metallurgy principles. PWS Publishing Company, Boston, USA, 1994.
- [54] Roempler, D.; Eysell, F.W.: Neuzeitliche Wärmebehandlung in der Antriebstechnik. VDI-Bericht Nr. 332, 1979, S. 135-142.
- [55] Rose, A.: Eigenspannungen als Ergebnis von Wärmebehandlung und Umwandlungsverhalten. HTM 21, 1966, S. 1-6.
- [56] Sauter, J.; Schmidt, I.; Schulz, M.: Einflussgrößen auf die Leistungsfähigkeit einsatzgehärteter Zahnräder. HTM 45, 1990, S. 98-104.
- [57] Schleicher, M.; Bomas, H.; Mayr, P.: Berechnung der Dauerfestigkeit von gekerbten und mehrachsigen beanspruchten Proben aus dem einsatzgehärteten Stahl 16MnCrS5. HTM 56, 2001, S. 84 -94.
- [58] Schreiber, E.: Umwandlungseigenspannungen. HTM 31, 1976, S. 52-55.
- [59] Schwalbe, K.-H.: Bruchmechanik metallischer Werkstoffe. Carl Hanser Verlag, München, Wien, 1980.
- [60] Schwarz, O.: Untersuchungen zum Gefügebau und Zähigkeitsverhalten legierter Einsatzstähle. Dissertation TU Berlin, 1994.
- [61] Sines, G.: Behaviour of metals under complex static and alternating stresses. In: Sines, G.; Waisman, J.L., editors: Metal Fatigue. McGraw-Hill, New York, 1959.
- [62] Stahl, K.: Statistische Methoden zur Beurteilung von Bauteillebensdauer und Zuverlässigkeit und ihre beispielhafte Anwendung auf Zahnräder. FVA-Heft Nr. 580. Forschungsvereinigung Antriebstechnik e. V., Frankfurt, 1989.
- [63] Steinbacher, M.; Stenico, A.: Prozesssicheres Hochtemperatur-Aufkohlen feinkornstabiler Stähle in Atmosphären und Vakuumofen. FVA-Heft Nr. 800. Forschungsvereinigung Antriebstechnik e. V., Frankfurt, 2006.
- [64] Steingröver, K.: FVA-Stirnradprogramm STplus, Benutzeranleitung, Version 3.3. Forschungsheft Nr. 477 der Forschungsvereinigung Antriebstechnik, Frankfurt, 2000.

- [65] Stenico, A.; Krug, T.: Eigenspannungseinfluss auf die Zahnfußtragfähigkeit kleinmoduliger Zahnräder. FVA-Heft Nr. 745. Forschungsvereinigung Antriebstechnik e. V., Frankfurt, 2004.
- [66] Stenico, A.; Vetterlein, J.: Einfluss der Kernfestigkeit auf die Zahnfußtragfähigkeit einsatzgehärteter Zahnräder. FVA-Heft Nr. 792. Forschungsvereinigung Antriebstechnik e. V., Frankfurt, 2006.
- [67] Stephens, R. I.; Falemi, A.; Stephens, R. R.; Fuchs, H. O.: Metal Fatigue in Engineering. Wiley, New York, 2001.
- [68] Steutzger, M.: Einfluss der Baugröße auf die Zahnfußtragfähigkeit einsatzgehärteter Stirnräder. Dissertation TU München, 2004.
- [69] Tobie, T.: Zur Grübchen- und Zahnfußtragfähigkeit einsatzgehärteter Zahnräder. Dissertation TU München, 2001.
- [70] Weigand, U.: Werkstoff- und Wärmebehandlungseinflüsse auf die Zahnfußtragfähigkeit. Dissertation TU München, 1999.
- [71] Wittmann, K.: Zum Einfluss von Randentkohlungserscheinungen auf das Schwingfestigkeitsverhalten verschiedener Wärmebehandlungszustände der Stähle 42CrMo4 und 100Cr6. Dissertation TH Karlsruhe, 1990.
- [72] Wohlfahrt, H.: The Influence of Peening Conditions on the Resulting Distribution of Residual Stress. Proc. Second International Conference on Shot Peening, Chicago, USA, 1984, S. 316-331.
- [73] Zenner, H.; Richter, I.: Eine Festigkeitshypothese für die Dauerfestigkeit bei beliebigen Beanspruchungskombinationen. Konstruktion 29, 1977, S.11-18.

11 Anhang

Wöhlerlinien, Eigenspannungstiefenverläufe, Härtetiefenverläufe

Prüfvarianten 1.G1.U.1, 1.G1.R.1 und 1.G1.K.1	11.1
Prüfvarianten 1.G1.U.3, 1.G1.R.3 und 1.G1.K.3.....	11.2
Prüfvarianten 1.G1.U.5, 1.G1.R.5, 1.G1.K.5 und 1.G1.RK.5.....	11.3
Prüfvarianten 1.C1.U.1 und 1.C1.K.1	11.4
Prüfvarianten 1.C1.U.3 und 1.C1.K.3.....	11.5
Prüfvarianten 1.C1.U.5 und 1.C1.K.5.....	11.6
Prüfvarianten 2.G1.U.5, 2.G2.U.5, 2.G1.K.5 und 2.G2.K.5	11.7
Prüfvarianten 2.N1.U.5 und 2.N2.U.5.....	11.8
Prüfvarianten 3.G1.U.5, 3.G2.U.5, 3.G1.K.5 und 3.G2.K.5	11.9
Prüfvarianten 3.N1.U.5 und 3.N2.U.5.....	11.10
Prüfvarianten 2.N3.U.2, 2.N4.U.2 und 2.N5.U.2	11.11
Prüfvarianten 2.N3.U.5, 2.N4.U.5, 2.N5.U.5 und 2.G1.U.5.....	11.12
Prüfvarianten 2.N3.R.5, 2.N4.R.5, 2.N5.R.5 und 2.G1.R.5.....	11.13
Prüfvarianten 2.N3.R.8, 2.N4.R.8 und 2.N5.R.8	11.14
Prüfvarianten 3.N3.U.2, 3.N4.U.2 und 3.N5.U.2	11.15
Prüfvarianten 3.N3.U.5, 3.N4.U.5 und 3.N5.U.5	11.16
Prüfvarianten 3.N3.R.5, 3.N4.R.5 und 3.N5.R.5	11.17
Prüfvarianten 3.N3.R.8, 3.N4.R.8 und 3.N5.R.8	11.18

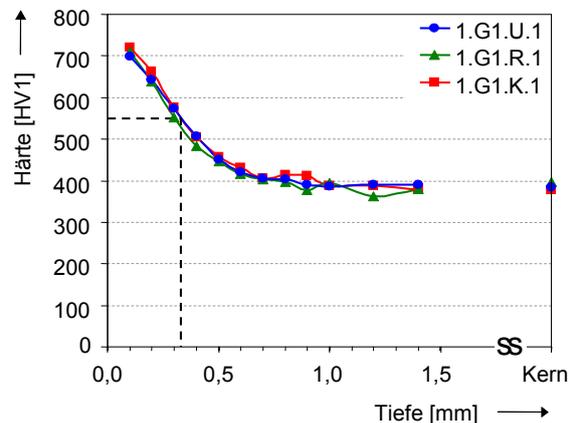
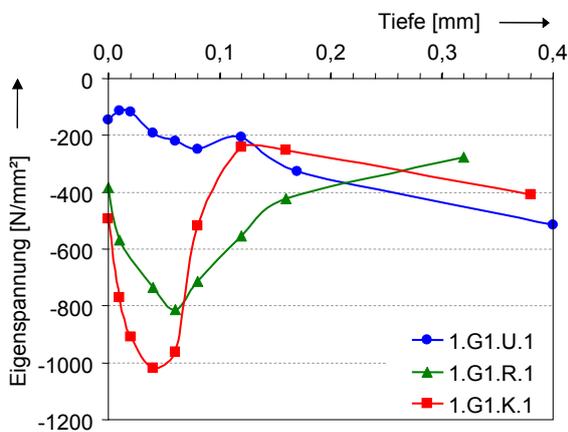
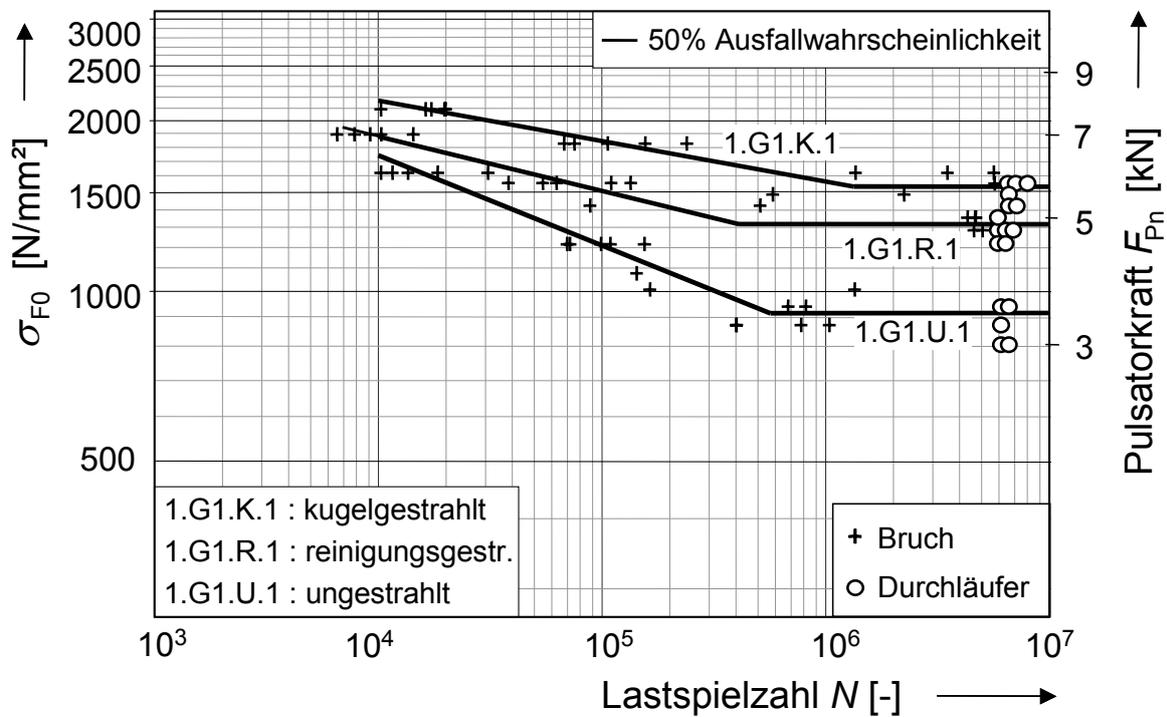
Prüfvarianten 1.G1.U.1, 1.G1.R.1 und 1.G1.K.1

Variation der Strahlbehandlung

1.G1.x.1

$m_n = 1,75 \text{ mm}$
 Strahlbehandlung
 gasaufgekocht 880 °C
 ölabgeschreckt
 16MnCr5

Variante	Kennwerte der Wöhlerlinie			σ_{Flim} [N/mm ²]
	$\sigma_{F0\infty,50\%}$ [N/mm ²]	N_D	k	
1.G1.U.1	917	566300	6,33	340
1.G1.R.1	1313	408824	10,43	521
1.G1.K.1	1526	1372254	15,16	605



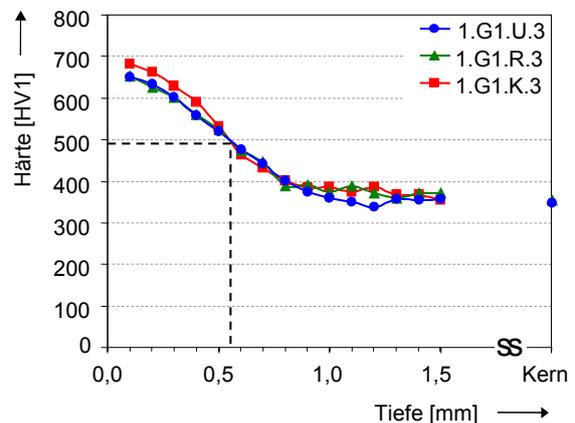
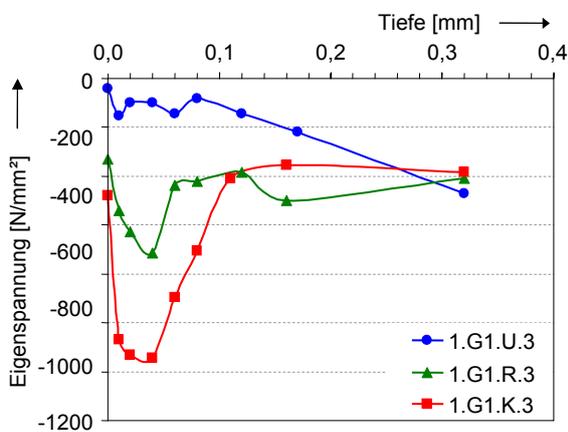
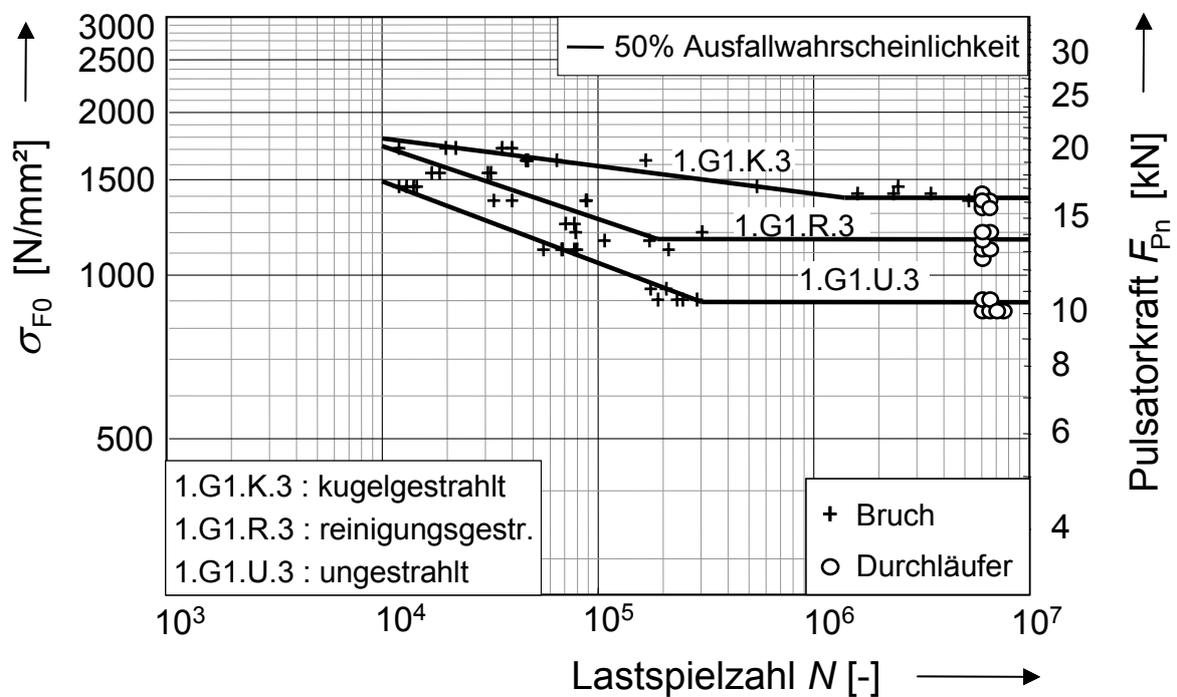
Prüfvarianten 1.G1.U.3, 1.G1.R.3 und 1.G1.K.3

Variation der Strahlbehandlung

1.G1.x.3

$m_n = 3 \text{ mm}$
 Strahlbehandlung
 gasaufgekocht 910 °C
 ölabgeschreckt
 16MnCr5

Variante	Kennwerte der Wöhlerlinie			σ_{Flim} [N/mm ²]
	$\sigma_{F0\infty,50\%}$ [N/mm ²]	N_D	k	
1.G1.U.3	886	302571	6,64	332
1.G1.R.3	1158	188954	7,43	464
1.G1.K.3	1381	1392386	19,50	553



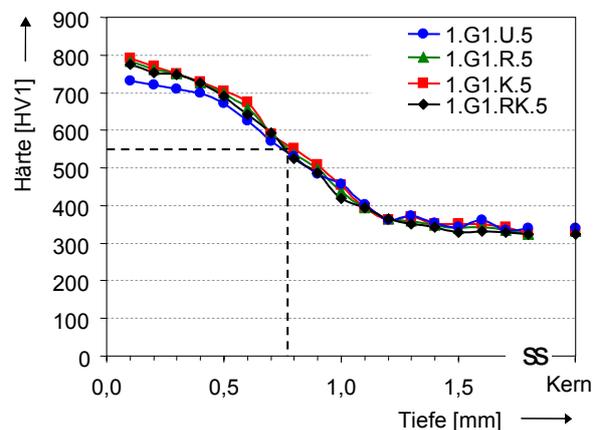
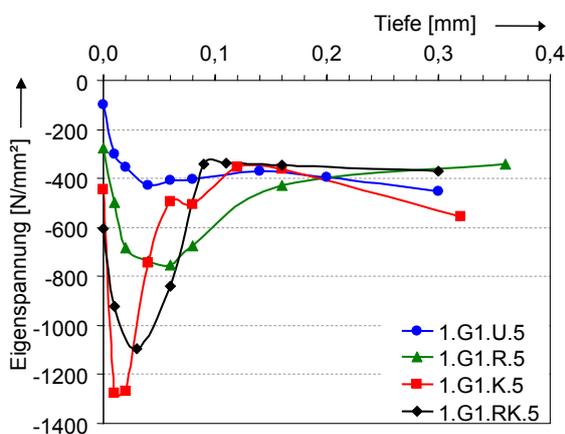
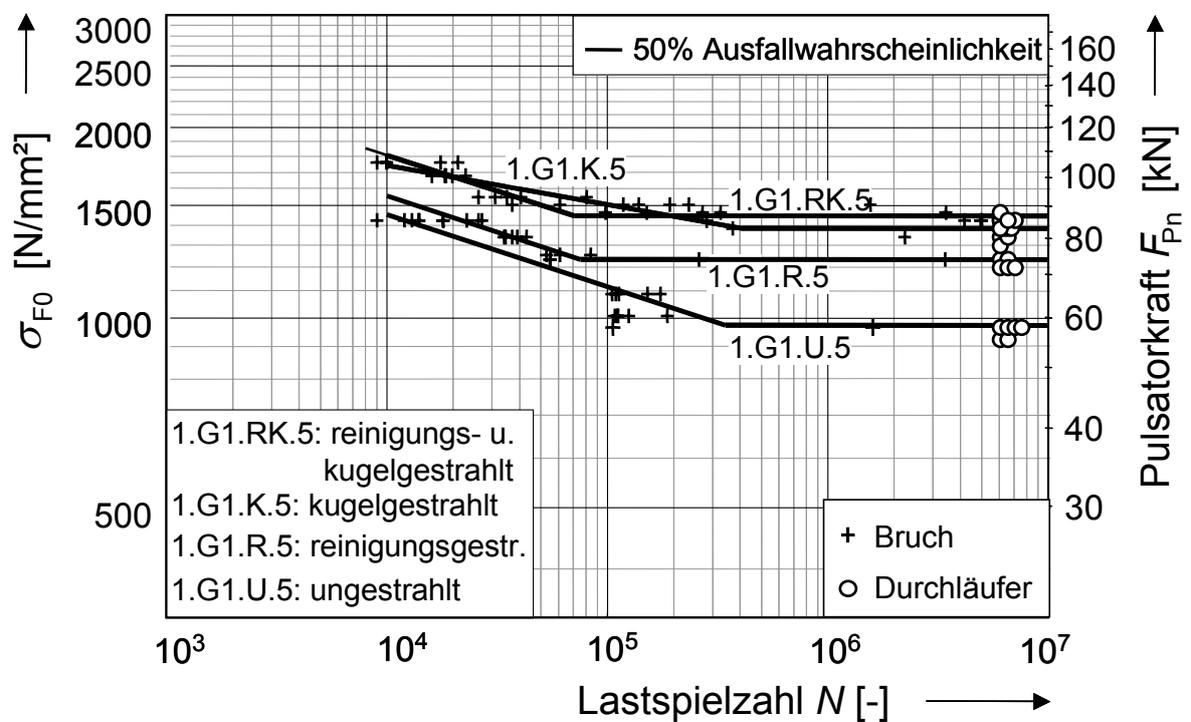
Prüfvarianten 1.G1.U.5, 1.G1.R.5, 1.G1.K.5 und 1.G1.RK.5

Variation der Strahlbehandlung

1.G1.x.5

- $m_n = 5 \text{ mm}$
- Strahlbehandlung
- gasaufgekocht 910 °C
- ölabgeschreckt
- 16MnCr5

Variante	Kennwerte der Wöhlerlinie			σ_{Flim} [N/mm ²]
	$\sigma_{F0\infty,50\%}$ [N/mm ²]	N_D	k	
1.G1.U.5	968	344549	8,75	359
1.G1.R.5	1230	86839	8,69	488
1.G1.K.5	1376	457565	16,13	546
1.G1.RK.5	1443	70783	8,89	572



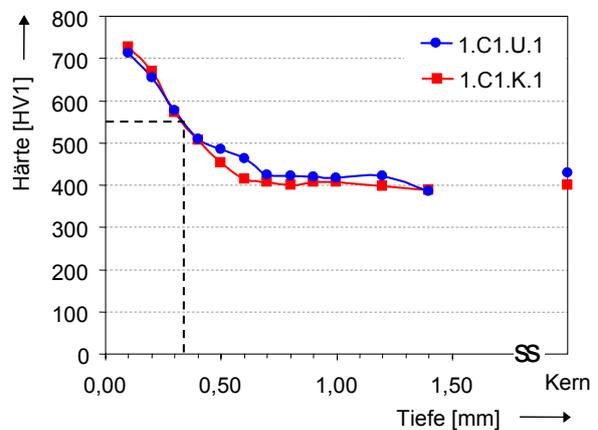
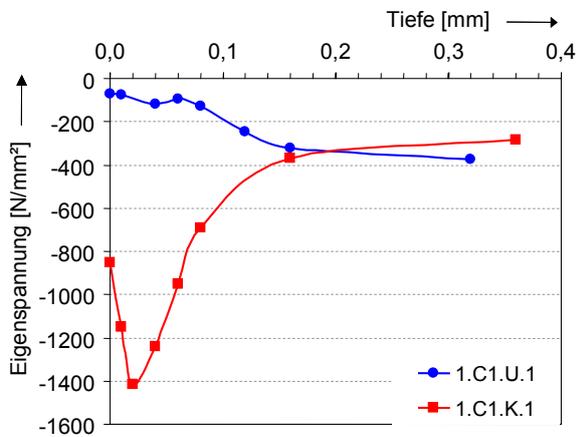
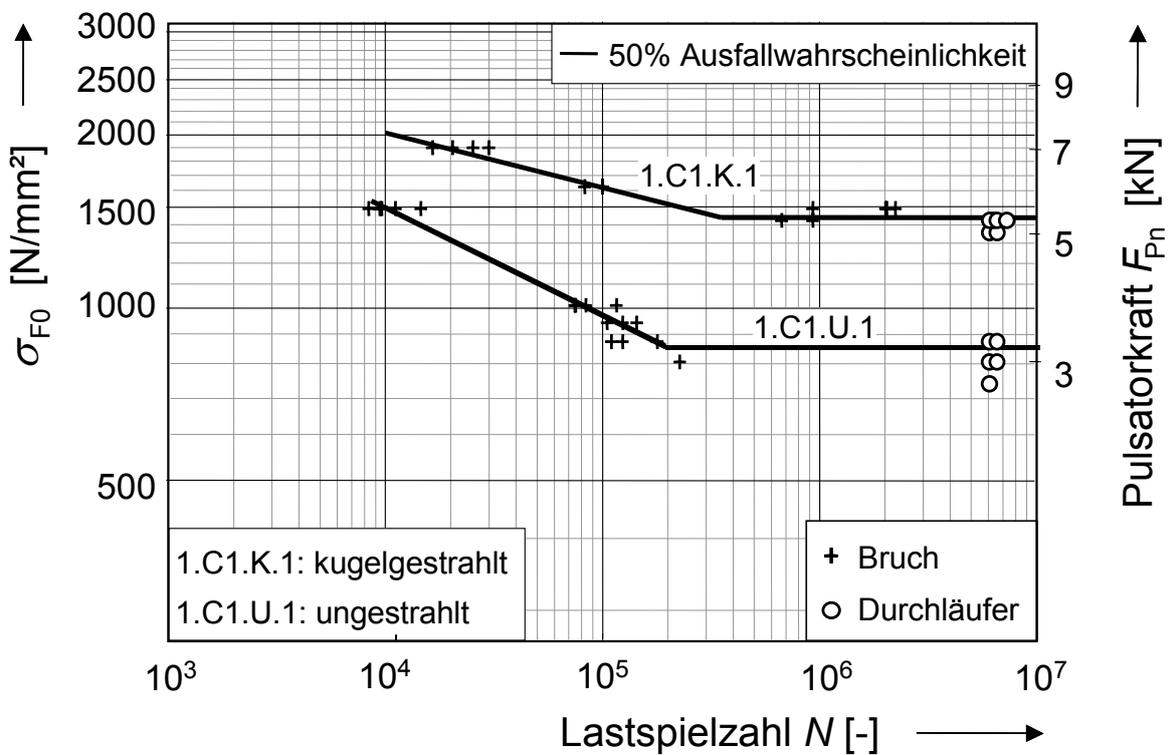
Prüfvarianten 1.C1.U.1 und 1.C1.K.1

Variation der Strahlbehandlung

1.C1.x.1

$m_n = 1,75 \text{ mm}$
 Strahlbehandlung
 carbonitriert 850 °C
 ölabgeschreckt
 16MnCr5

Variante	Kennwerte der Wöhlerlinie			σ_{Flim} [N/mm ²]
	$\sigma_{F0\infty,50\%}$ [N/mm ²]	N_D	k	
1.C1.U.1	863	195355	5,43	320
1.C1.K.1	1429	354344	10,62	567



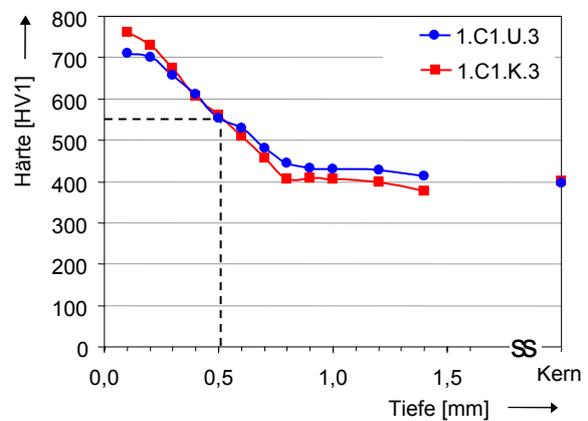
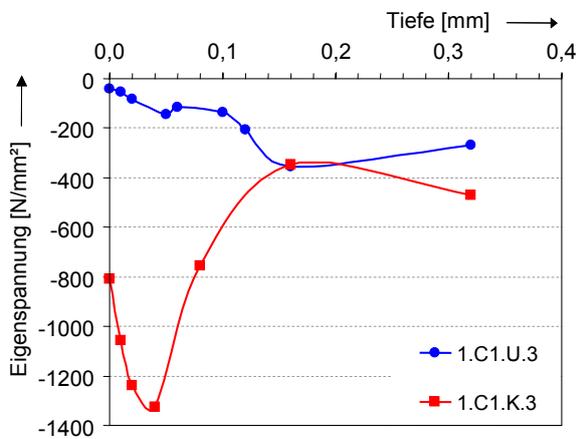
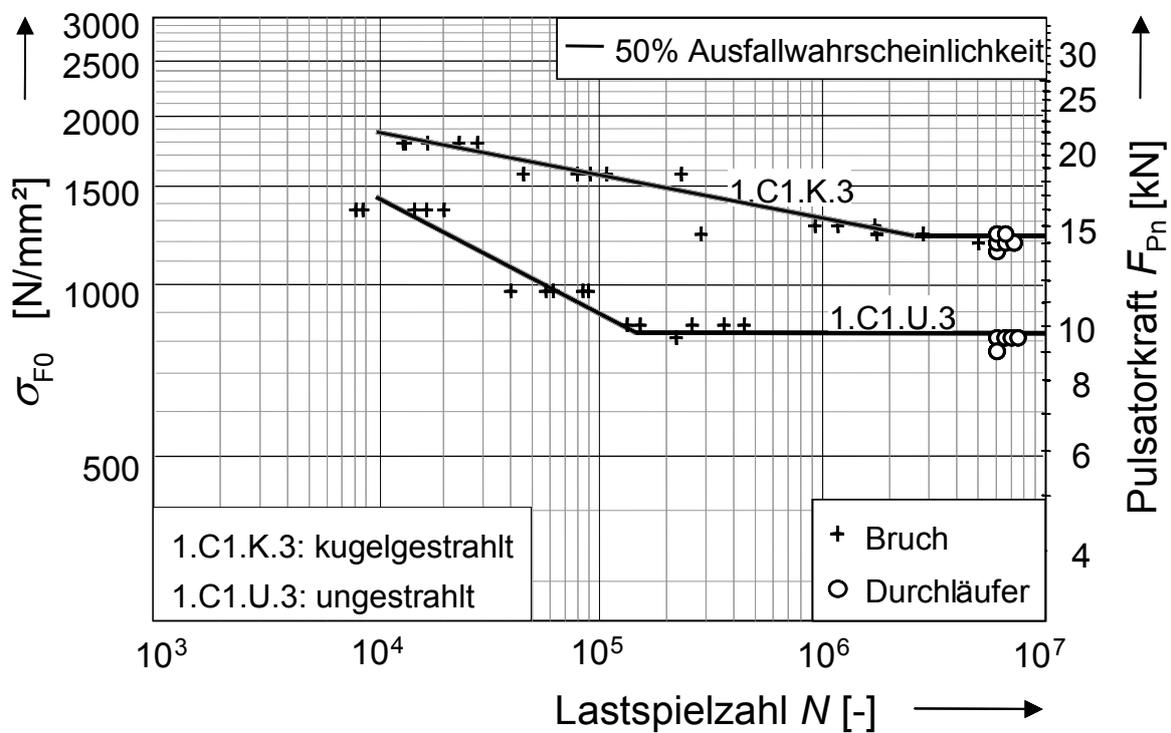
Prüfvarianten 1.C1.U.3 und 1.C1.K.3

Variation der Strahlbehandlung

1.C1.x.3

$m_n = 3 \text{ mm}$
 Strahlbehandlung
 carbonitriert 850 °C
 ölabgeschreckt
 16MnCr5

Variante	Kennwerte der Wöhlerlinie			σ_{Flim} [N/mm ²]
	$\sigma_{F0\infty,50\%}$ [N/mm ²]	N_D	k	
1.C1.U.3	825	146506	4,85	309
1.C1.K.3	1225	2587054	13,11	490



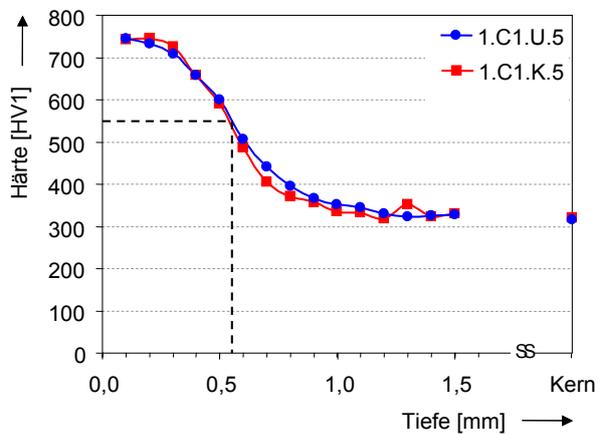
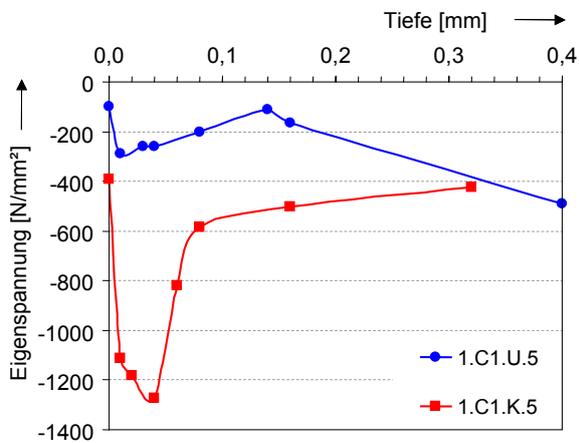
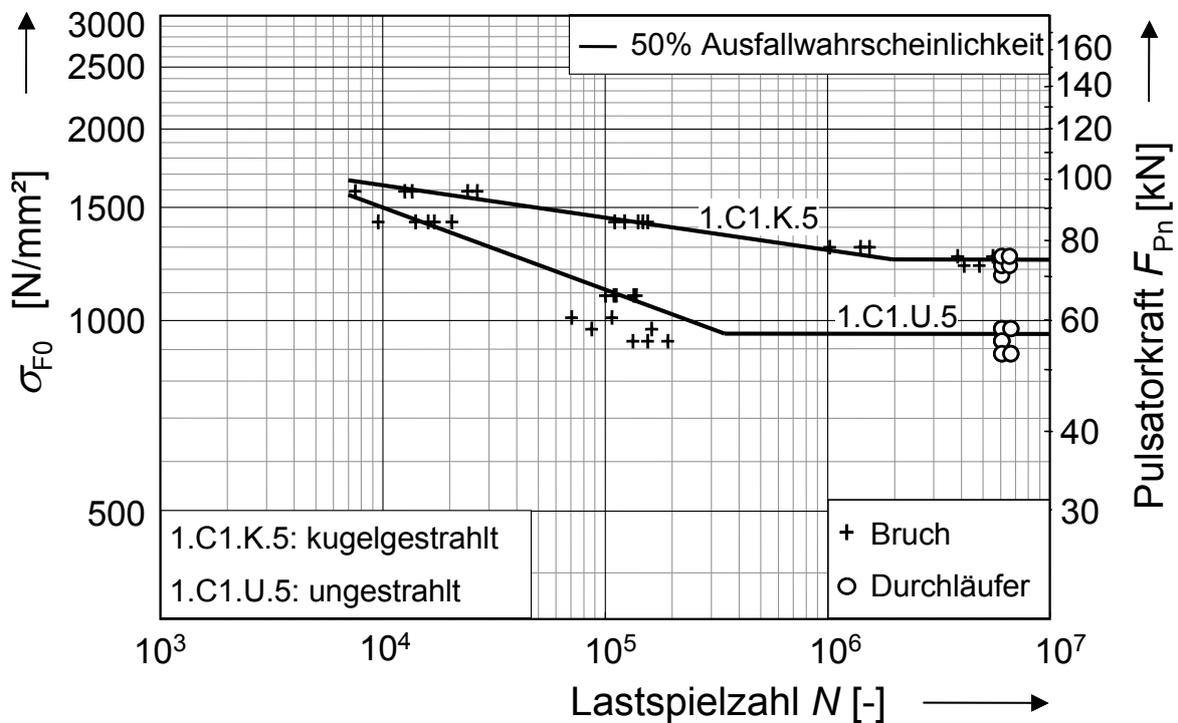
Prüfvarianten 1.C1.U.5 und 1.C1.K.5

Variation der Strahlbehandlung

1.C1.x.5

$m_n = 5 \text{ mm}$
 Strahlbehandlung
 carbonitriert 850 °C
 ölageschreckt
 16MnCr5

Variante	Kennwerte der Wöhlerlinie			σ_{Flim} [N/mm ²]
	$\sigma_{F0\infty,50\%}$ [N/mm ²]	N_D	k	
1.C1.U.5	943	344446	7,70	350
1.C1.K.5	1236	1960450	19,57	490

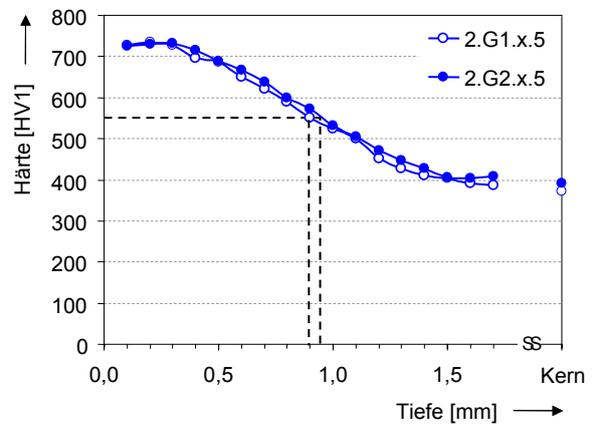
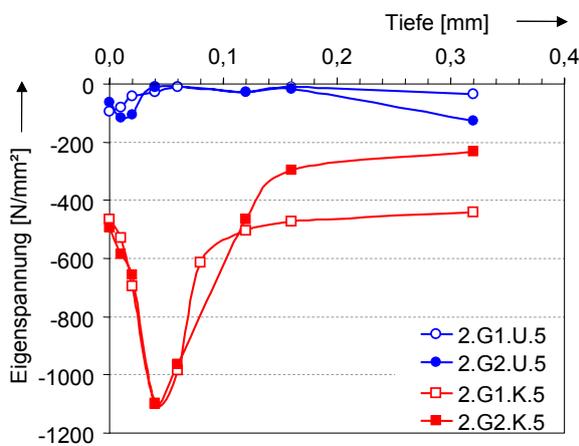
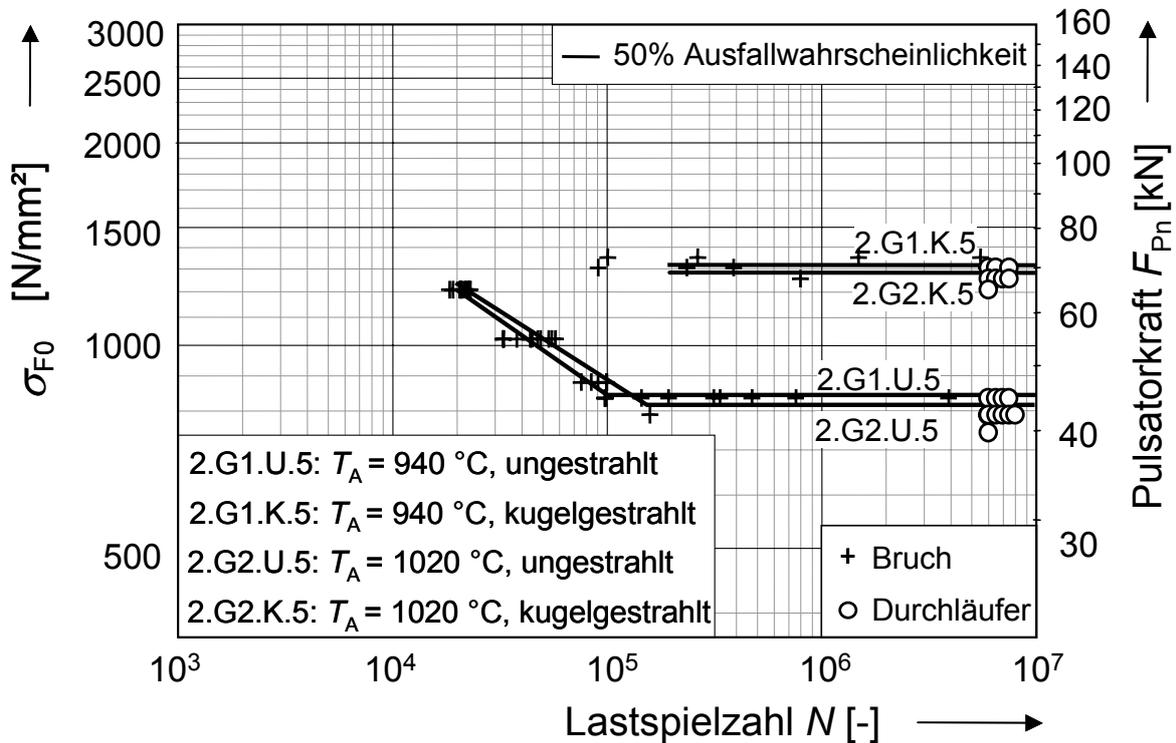


Prüfvarianten 2.G1.U.5, 2.G2.U.5, 2.G1.K.5 und 2.G2.K.5

Variation der Austenitisierungstemperatur T_A und der Strahlbehandlung

2.Gx.x.5
 $m_n = 5 \text{ mm}$
 Strahlbehandlung
 gasaufgekocht bei T_A
 ölabgeschreckt
 20MnCr5

Variante	Kennwerte der Wöhlerlinie			σ_{Flim} [N/mm ²]
	$\sigma_{F0\infty,50\%}$ [N/mm ²]	N_D	k	
2.G1.U.5	850	100232	4,52	329
2.G1.K.5	1311	*	*	508
2.G2.U.5	810	155617	4,79	313
2.G2.K.5	1292	*	*	500



* An dieser Prüfvariante wurde die Zahnfußzeitfestigkeit nicht untersucht.

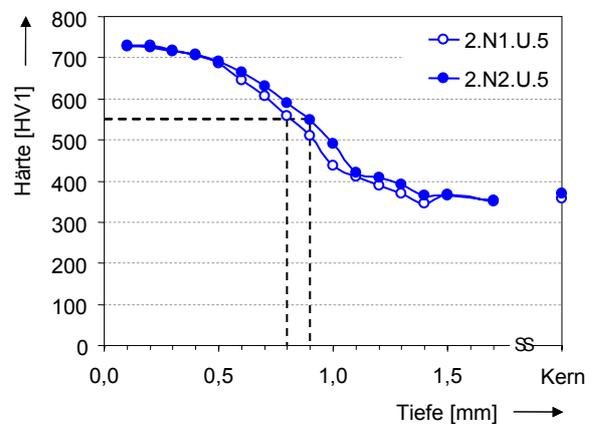
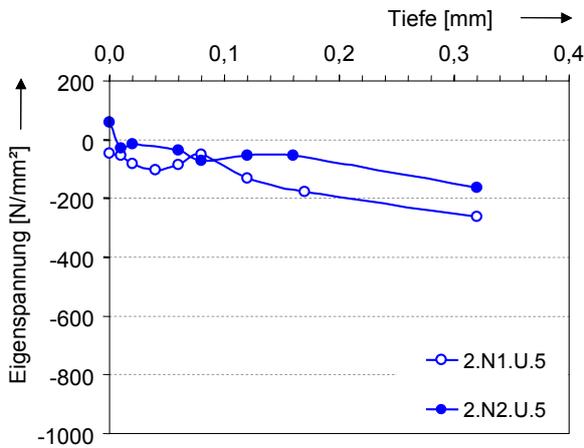
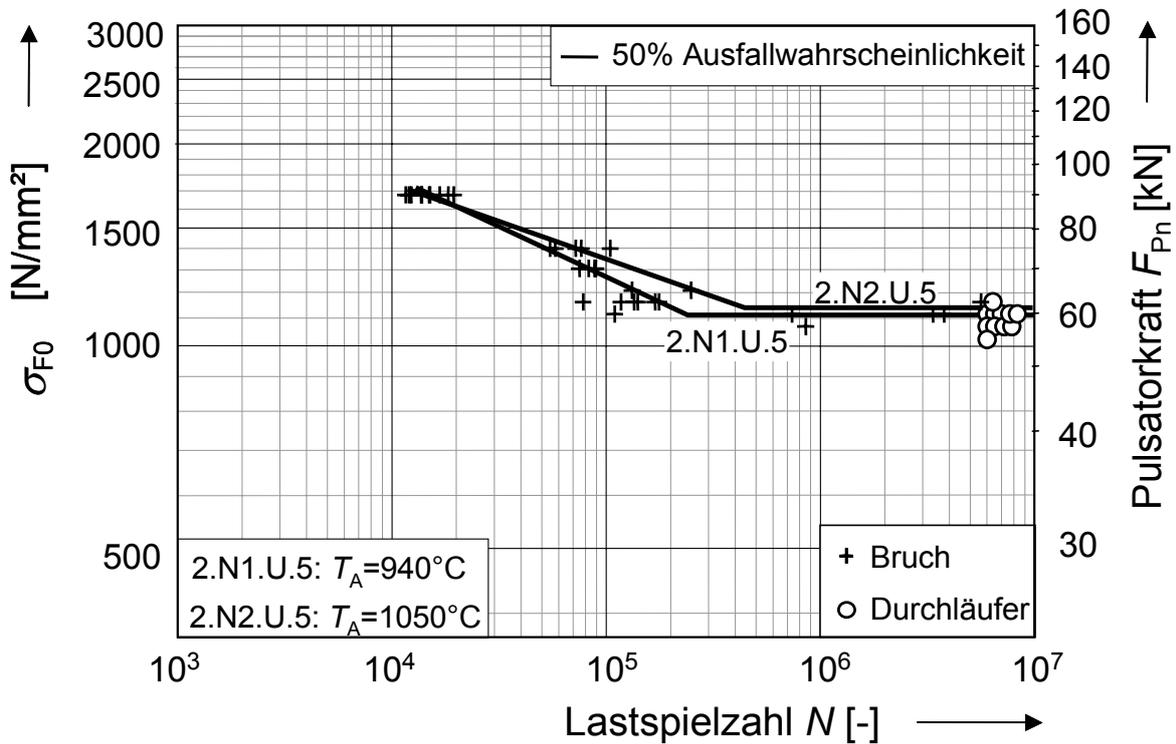
Prüfvarianten 2.N1.U.5 und 2.N2.U.5

Variation der Austenitisierungstemperatur T_A

2.Nx.U.5

$m_n = 5 \text{ mm}$
 ungestrahlt
 ND-aufgekocht bei T_A
 gasabgeschr. 10 bar N_2
 20MnCr5

Variante	Kennwerte der Wöhlerlinie			σ_{Flim} [N/mm ²]
	$\sigma_{F0\infty,50\%}$ [N/mm ²]	N_D	k	
2.N1.U.5	1116	241295	6,74	432
2.N2.U.5	1141	445695	9,00	442



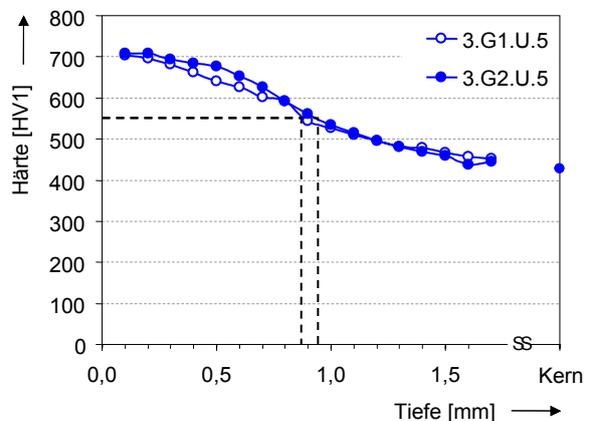
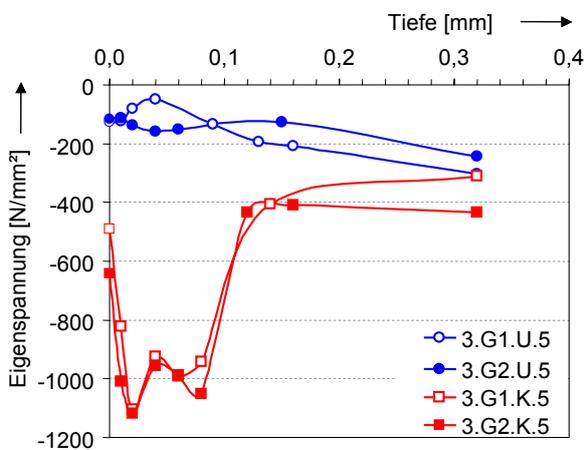
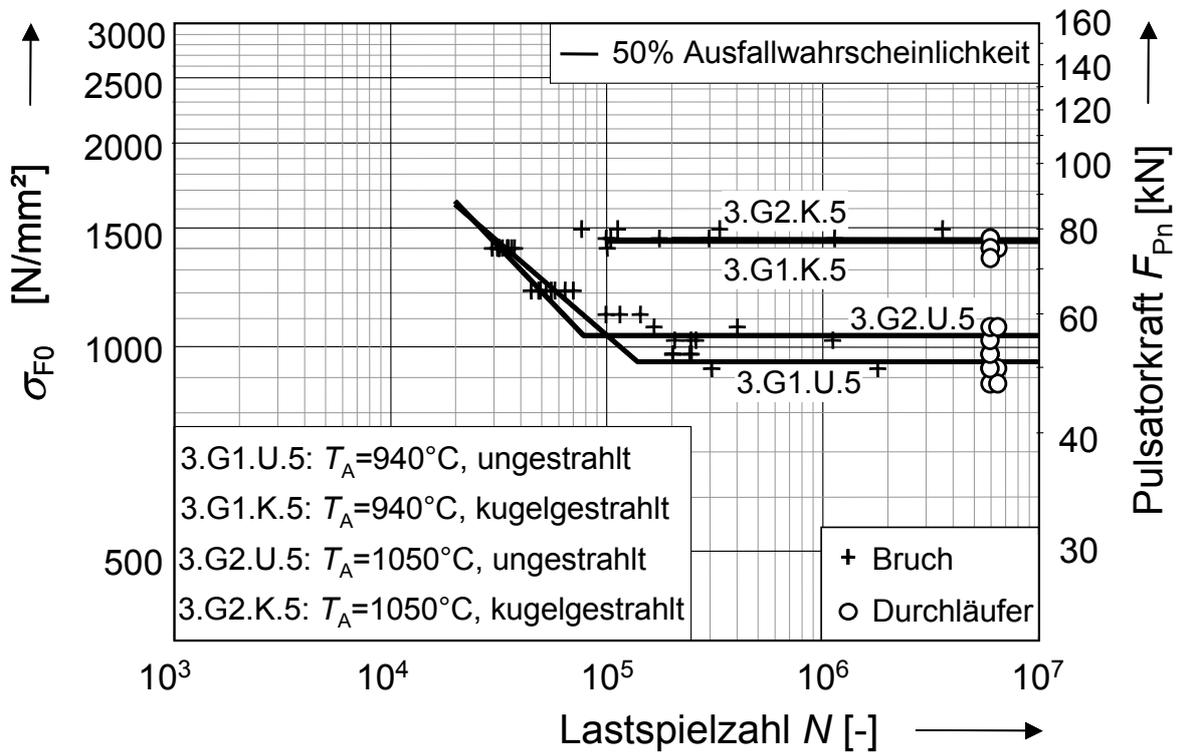
Prüfvarianten 3.G1.U.5, 3.G2.U.5, 3.G1.K.5 und 3.G2.K.5

Variation der Austenitisierungstemperatur T_A und der Strahlbehandlung

3.Gx.x.5

$m_n = 5 \text{ mm}$
 Strahlbehandlung
 gasaufgekocht bei T_A
 ölabgeschreckt
 18CrNiMo7-6

Variante	Kennwerte der Wöhlerlinie			σ_{Flim} [N/mm ²]
	$\sigma_{F0\infty,50\%}$ [N/mm ²]	N_D	k	
3.G1.U.5	955	140003	3,67	369
3.G1.K.5	1434	*	*	594
3.G2.U.5	1043	78572	3,02	404
3.G2.K.5	1441	*	*	597



* An dieser Prüfvariante wurde die Zahnfußzeitfestigkeit nicht untersucht.

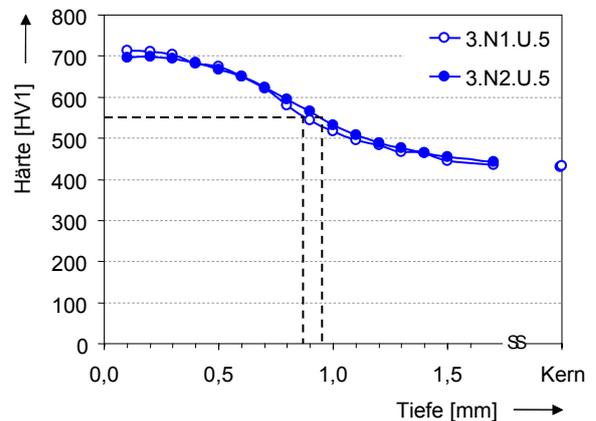
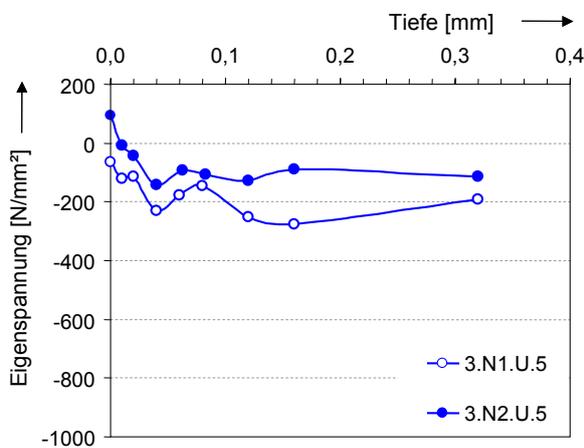
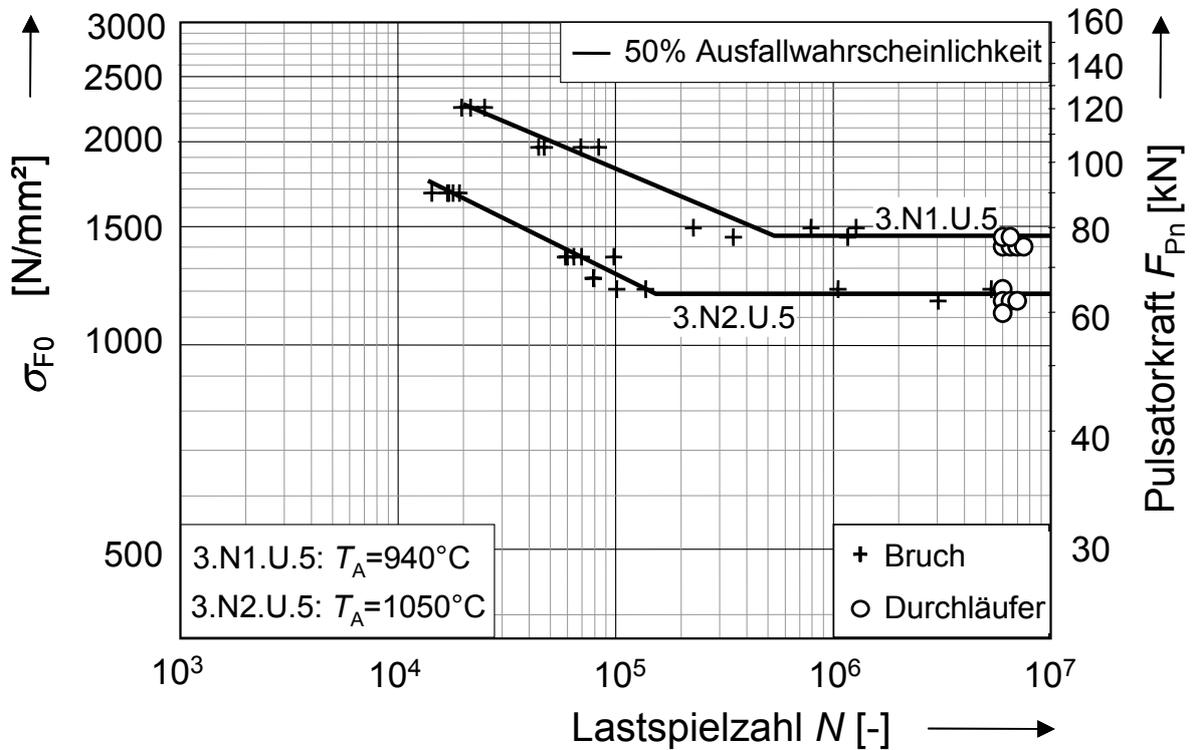
Prüfvarianten 3.N1.U.5 und 3.N2.U.5

Variation der Austenitisierungstemperatur T_A

3.Nx.U.5

$m_n = 5 \text{ mm}$
 ungestrahlt
 ND-aufgekocht bei T_A
 gasabgeschr. 10 bar N_2
 18CrNiMo7-6

Variante	Kennwerte der Wöhlerlinie			σ_{Flim} [N/mm ²]
	$\sigma_{F0\infty,50\%}$ [N/mm ²]	N_D	k	
3.N1.U.5	1454	535713	7,40	563
3.N2.U.5	1195	153264	6,46	462



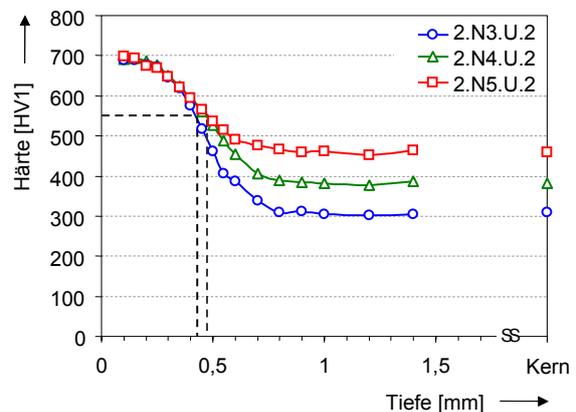
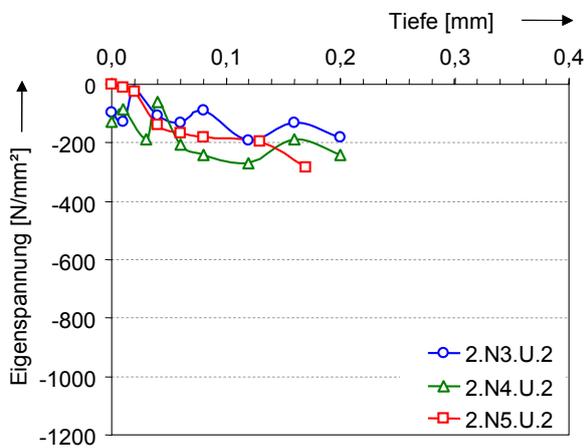
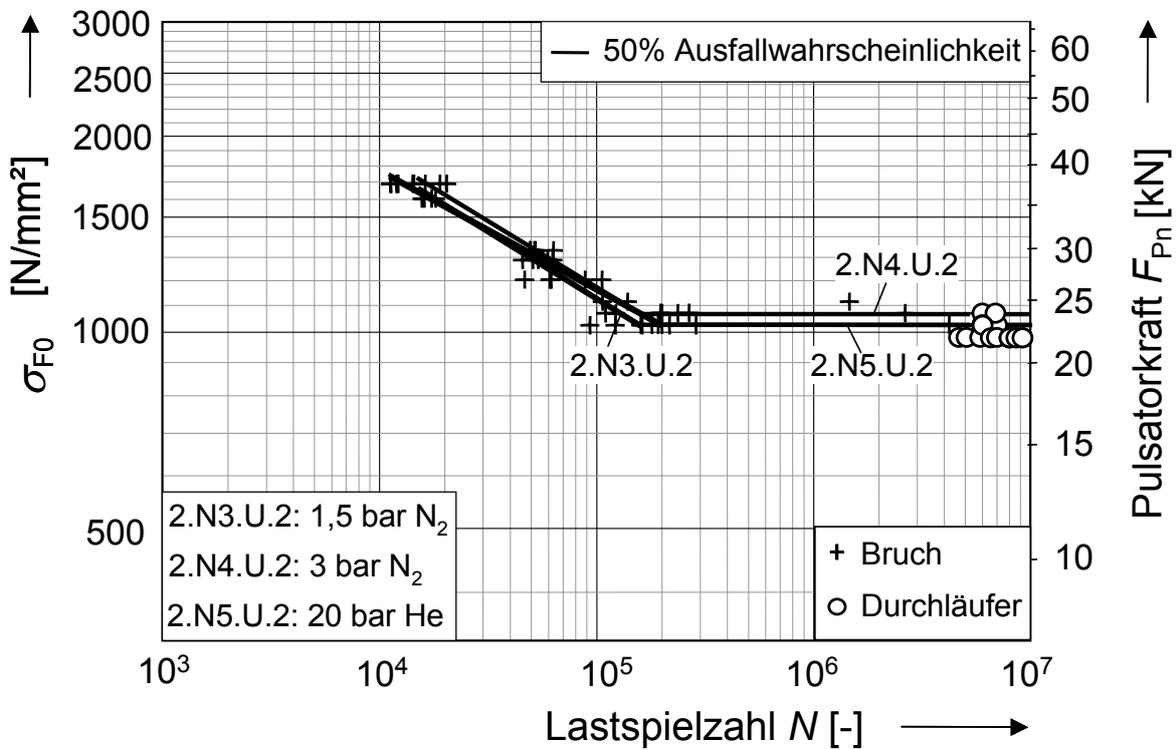
Prüfvarianten 2.N3.U.2, 2.N4.U.2 und 2.N5.U.2

Variation der Gasabschreckintensität

2.Nx.U.2

$m_n = 2,5 \text{ mm}$
 ungestrahlt
 ND-aufgekocht bei
 $T_A = 940^\circ\text{C}$
 gasabgeschreckt
 20MnCr5

Variante	Kennwerte der Wöhlerlinie			σ_{Flim} [N/mm ²]
	$\sigma_{F0\infty,50\%}$ [N/mm ²]	N_D	k	
2.N3.U.2	1022	158486	4,84	396
2.N4.U.2	1073	161405	4,92	415
2.N5.U.2	1022	200915	5,44	396

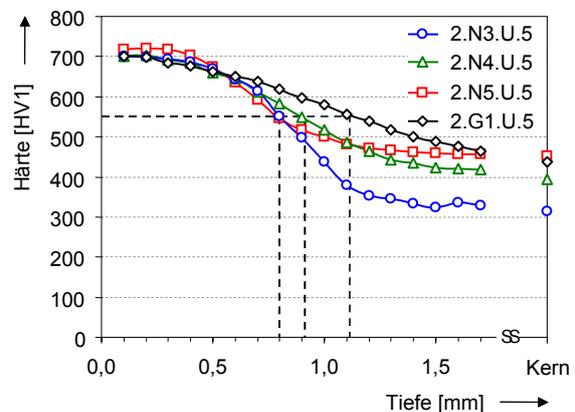
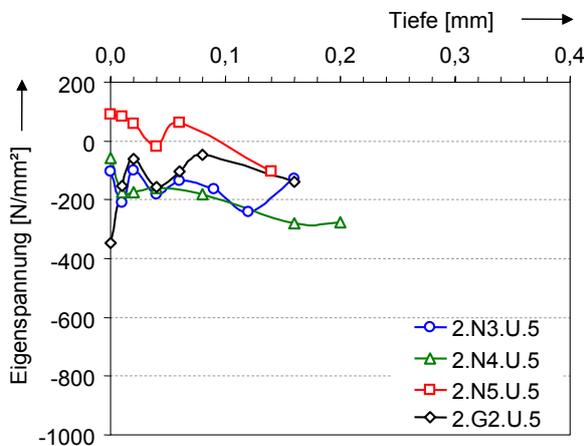
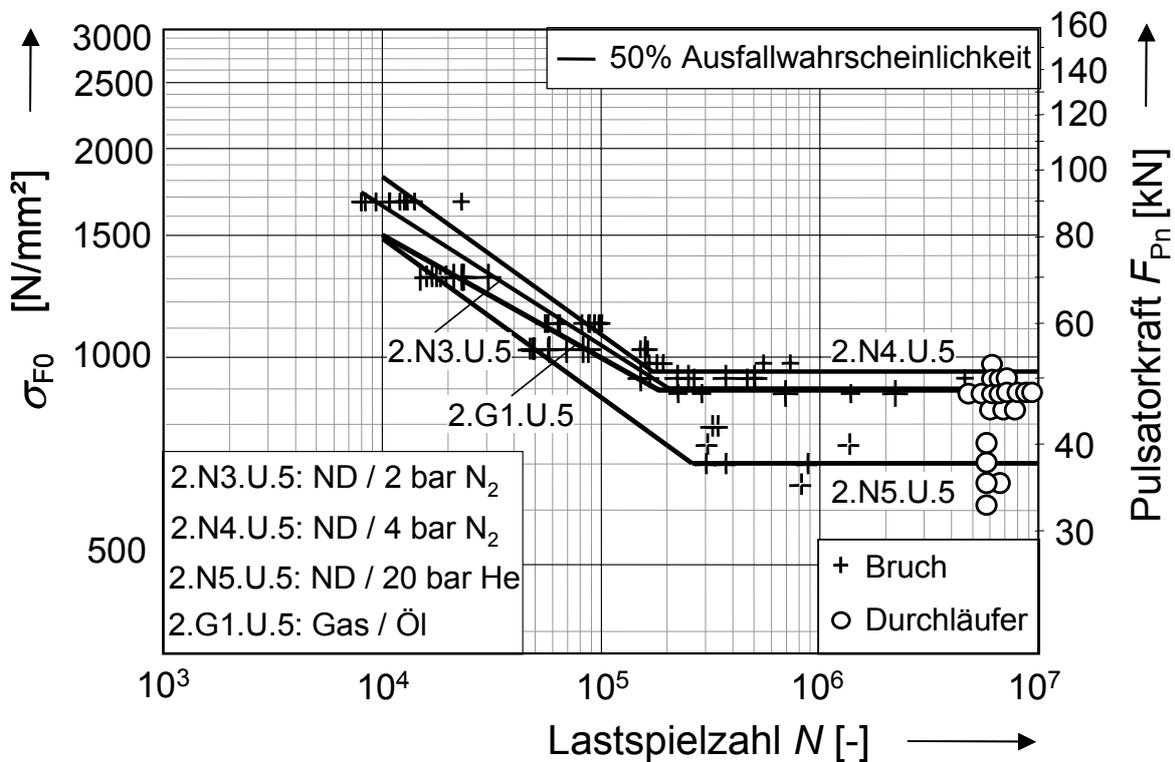


Prüfvarianten 2.N3.U.5, 2.N4.U.5, 2.N5.U.5 und 2.G1.U.5

Variation der Gasabschreckintensität (und Vergleich mit gasaufgekohlter und ölabgeschreckter Referenzvariante aus der gleichen Werkstoffschmelze 2.G1.U.5)

2.xx.U.5
 $m_n = 5 \text{ mm}$
 ungestrahlt
 Einsatzhärtung
 20MnCr5

Variante	Kennwerte der Wöhlerlinie			σ_{Flim} [N/mm ²]
	$\sigma_{F0\infty,50\%}$ [N/mm ²]	N_D	k	
2.N3.U.5	902	203486	4,95	350
2.N4.U.5	955	171733	4,38	370
2.N5.U.5	703	262114	4,36	272
2.G1.U.5	896	183287	5,62	347

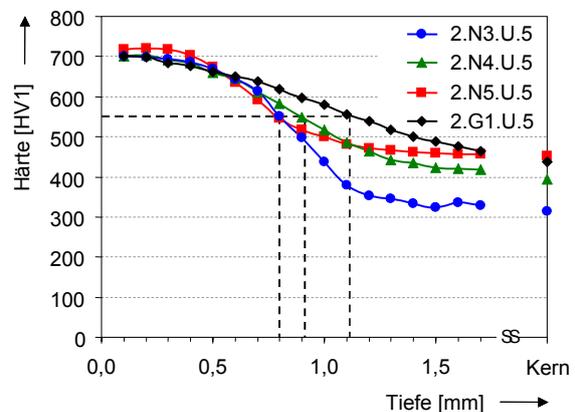
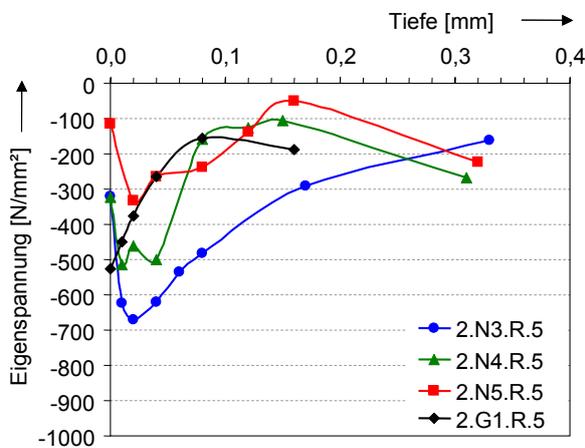
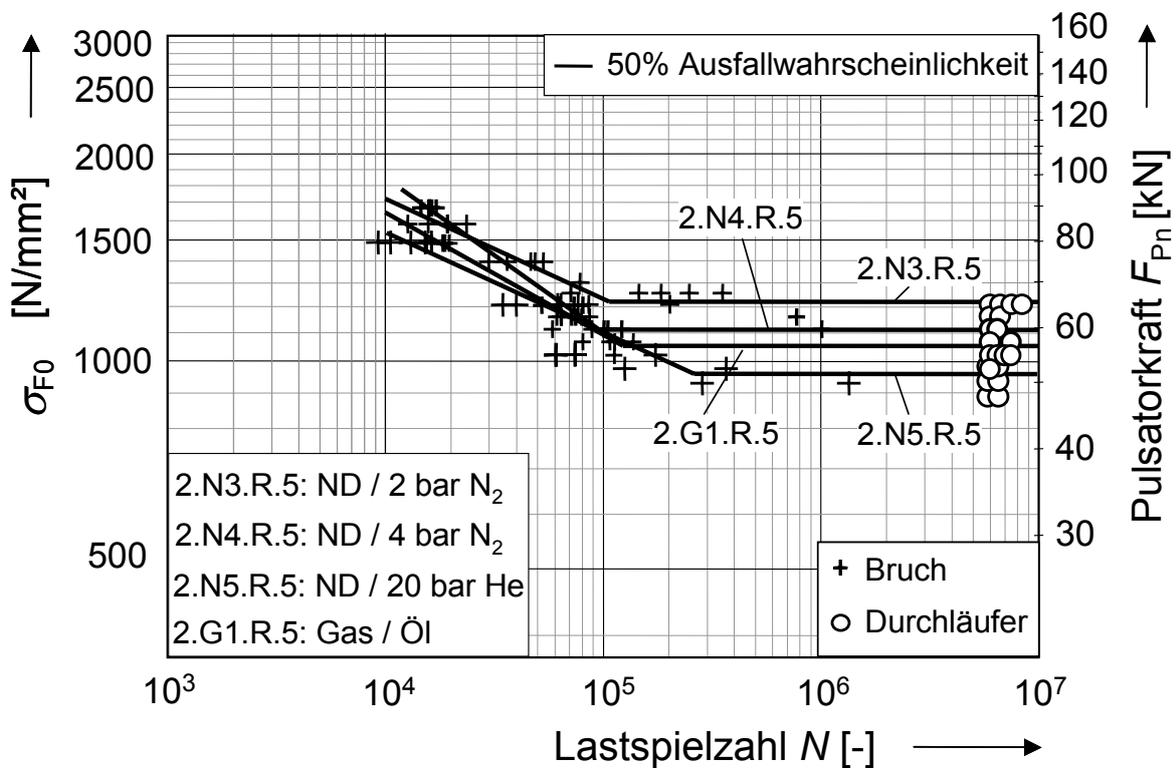


Prüfvarianten 2.N3.R.5, 2.N4.R.5, 2.N5.R.5 und 2.G1.R.5

Variation der Gasabschreckintensität (und Vergleich mit gasaufgekohlter und ölabgeschreckter Referenzvariante aus der gleichen Werkstoffschmelze 2.G1.R.5)

2.xx.R.5
 $m_n = 5 \text{ mm}$
 reinigungsgestrahlt
 Einsatzhärtung
 20MnCr5

Variante	Kennwerte der Wöhlerlinie			σ_{Flim} [N/mm ²]
	$\sigma_{F0\infty,50\%}$ [N/mm ²]	N_D	k	
2.N3.R.5	1223	106842	6,89	506
2.N4.R.5	1116	96038	4,39	460
2.N5.R.5	963	261470	6,95	399
2.G1.R.5	1056	123469	5,62	437



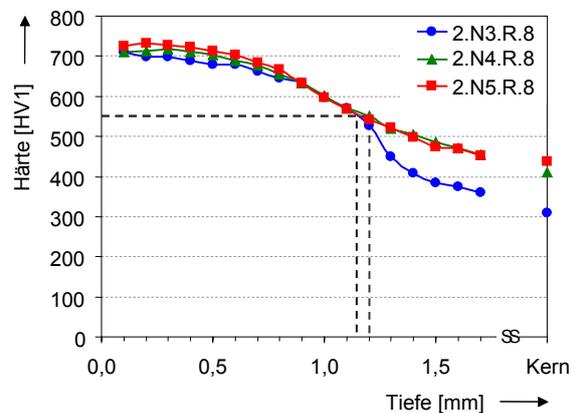
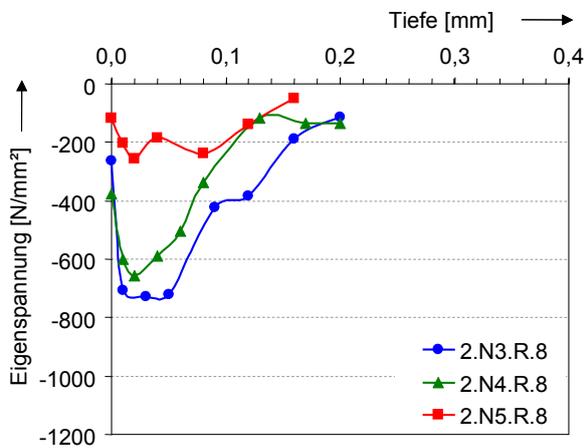
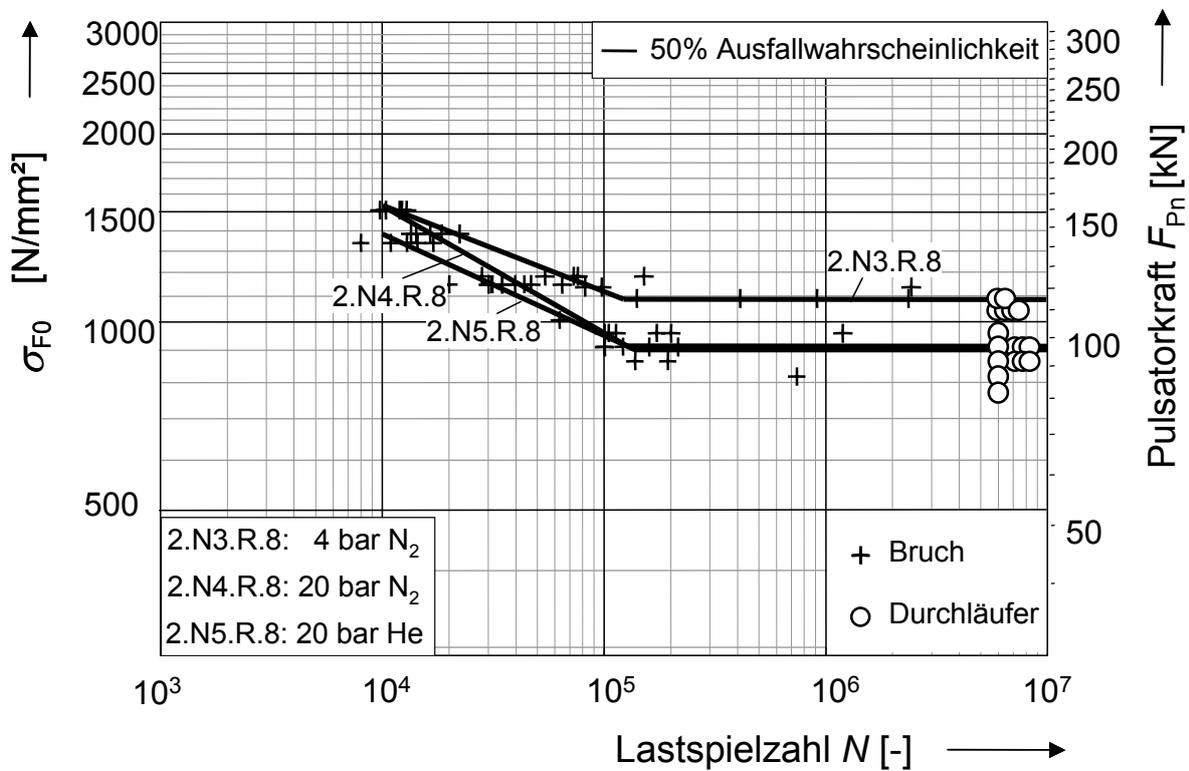
Prüfvarianten 2.N3.R.8, 2.N4.R.8 und 2.N5.R.8

Variation der Gasabschreckintensität

2.Nx.R.8

$m_n = 8 \text{ mm}$
 reinigungsgestrahlt
 ND-aufgekocht bei
 $T_A = 940^\circ\text{C}$
 gasabgeschreckt
 20MnCr5

Variante	Kennwerte der Wöhlerlinie			σ_{Flim} [N/mm ²]
	$\sigma_{F0\infty,50\%}$ [N/mm ²]	N_D	k	
2.N3.R.8	1082	122749	7,15	473
2.N4.R.8	900	126736	4,91	393
2.N5.R.8	887	138198	6,07	387



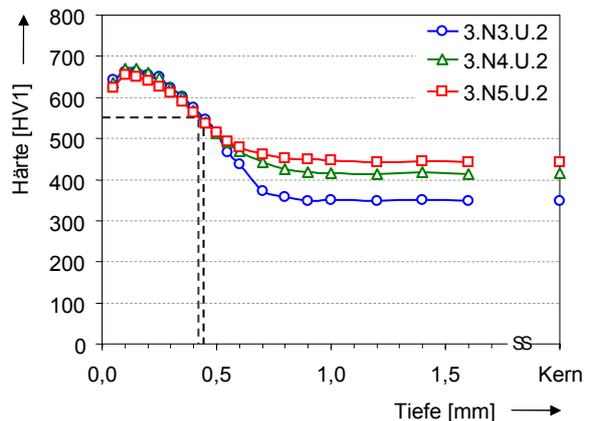
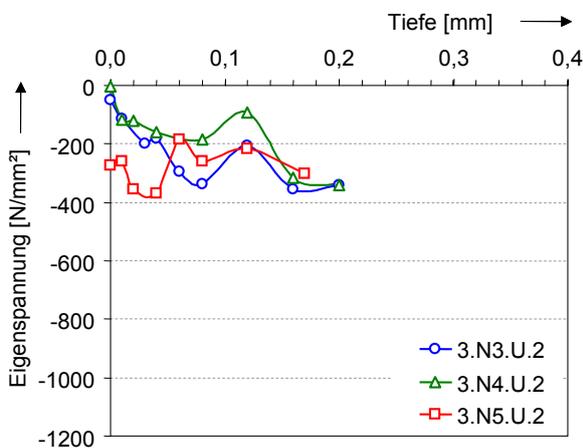
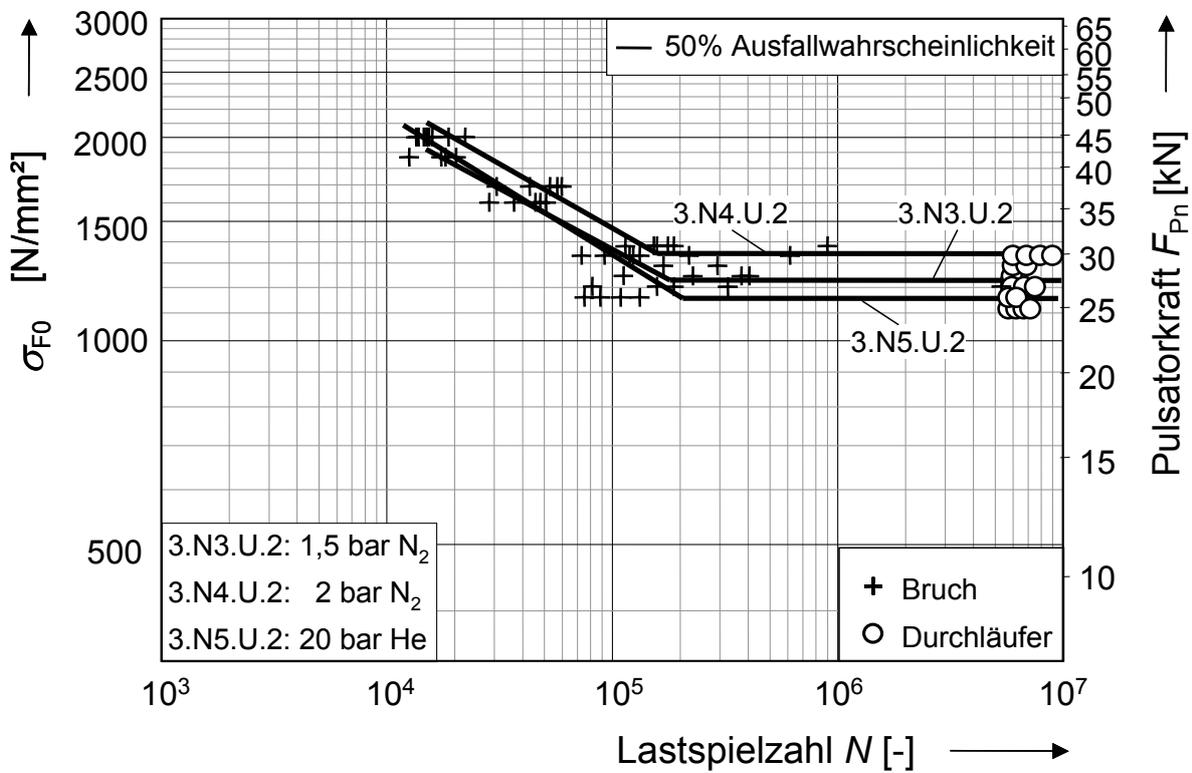
Prüfvarianten 3.N3.U.2, 3.N4.U.2 und 3.N5.U.2

Variation der Gasabschreckintensität

3.Nx.U.2

$m_n = 2,5 \text{ mm}$
 ungestrahlt
 ND-aufgekocht bei
 $T_A = 940^\circ\text{C}$
 gasabgeschreckt
 18CrNiMo7-6

Variante	Kennwerte der Wöhlerlinie			σ_{Flim} [N/mm ²]
	$\sigma_{F0\infty,50\%}$ [N/mm ²]	N_D	k	
3.N3.U.2	1238	181683	5,58	478
3.N4.U.2	1355	157901	5,25	523
3.N5.U.2	1163	211194	4,85	449



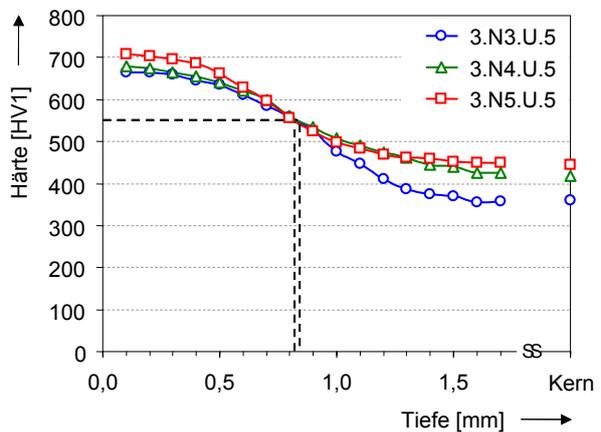
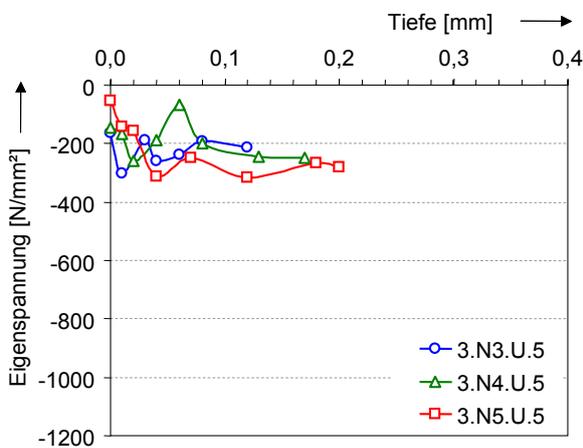
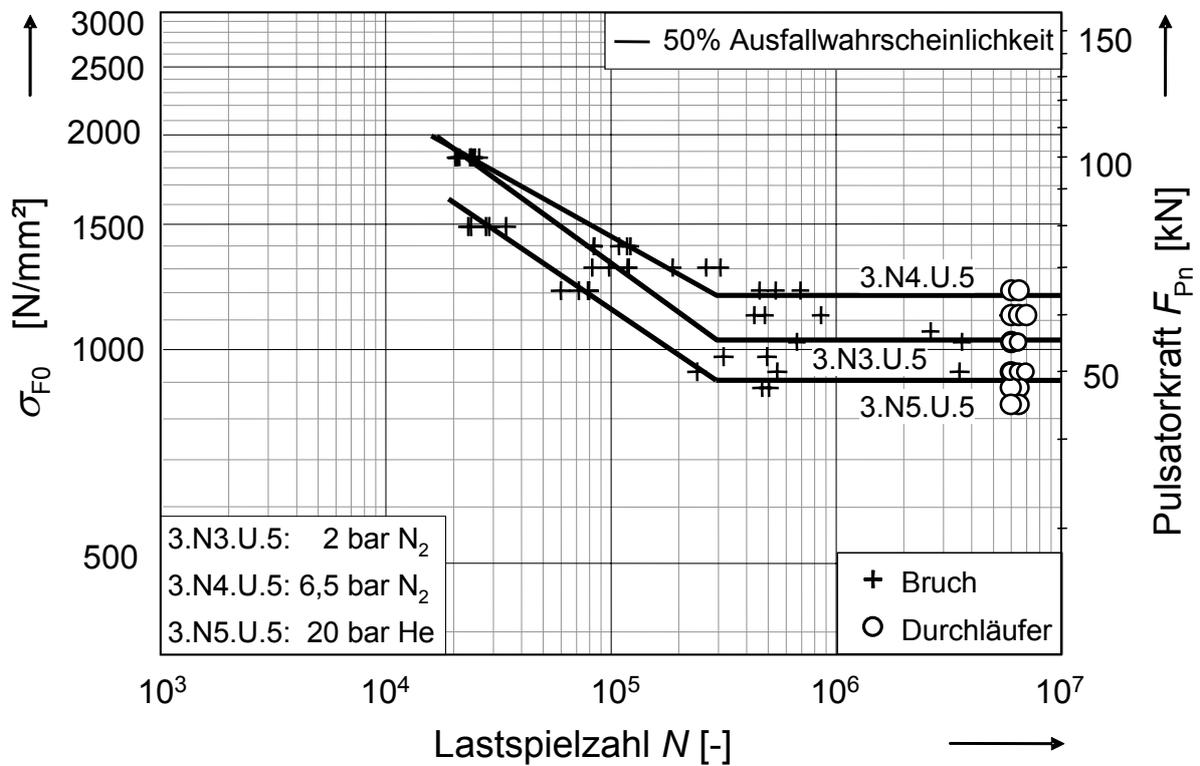
Prüfvarianten 3.N3.U.5, 3.N4.U.5 und 3.N5.U.5

Variation der Gasabschreckintensität

3.Nx.U.5

$m_n = 5 \text{ mm}$
 ungestrahlt
 ND-aufgekocht bei
 $T_A = 940^\circ\text{C}$
 gasabgeschreckt
 18CrNiMo7-6

Variante	Kennwerte der Wöhlerlinie			σ_{Flim} [N/mm ²]
	$\sigma_{F0\infty,50\%}$ [N/mm ²]	N_D	k	
3.N3.U.5	1033	298108	4,34	400
3.N4.U.5	1193	228459	5,05	462
3.N5.U.5	908	294128	4,77	351



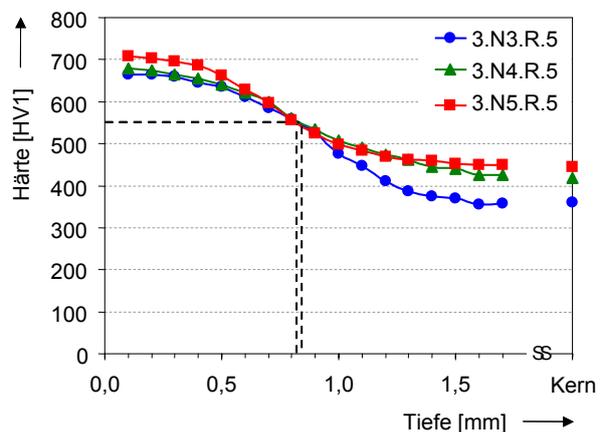
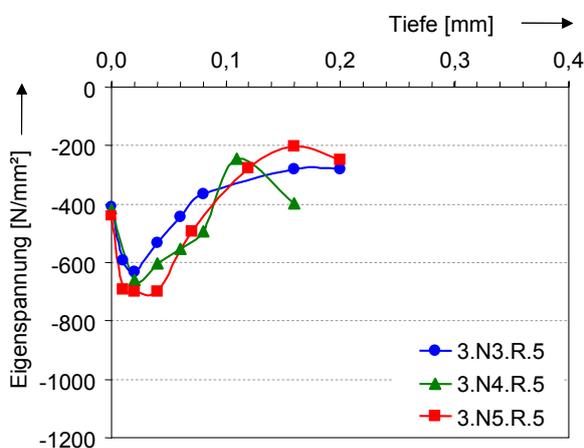
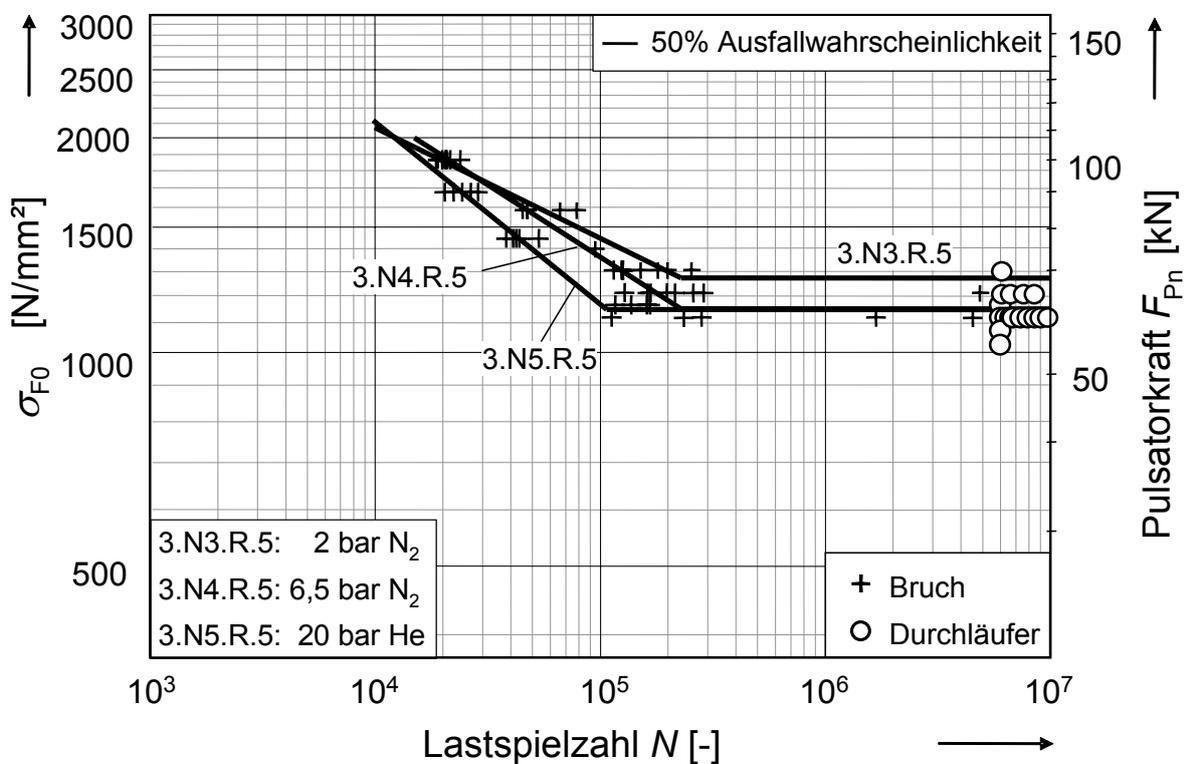
Prüfvarianten 3.N3.R.5, 3.N4.R.5 und 3.N5.R.5

Variation der Gasabschreckintensität

3.Nx.R.5

$m_n = 5 \text{ mm}$
 reinigungsgestrahlt
 ND-aufgekocht bei
 $T_A = 940^\circ\text{C}$
 gasabgeschreckt
 18CrNiMo7-6

Variante	Kennwerte der Wöhlerlinie			σ_{Flim} [N/mm ²]
	$\sigma_{F0\infty,50\%}$ [N/mm ²]	N_D	k	
3.N3.R.5	1273	229555	6,44	527
3.N4.R.5	1152	228625	4,93	477
3.N5.R.5	1148	108296	3,89	475



Prüfvarianten 3.N3.R.8, 3.N4.R.8 und 3.N5.R.8

Variation der Gasabschreckintensität

3.Nx.R.8

$m_n = 8 \text{ mm}$
 reinigungsgestrahlt
 ND-aufgekocht bei
 $T_A = 940^\circ\text{C}$
 gasabgeschreckt
 18CrNiMo7-6

Variante	Kennwerte der Wöhlerlinie			σ_{Flim} [N/mm ²]
	$\sigma_{F0\infty,50\%}$ [N/mm ²]	N_D	k	
3.N3.R.8	1209	141713	4,74	533
3.N4.R.8	1130	408379	5,28	498
3.N5.R.8	1055	260441	4,84	465

