

Beitrag zur Charakterisierung der Wälzbeanspruchung
von Gradientenschichten –
Am Beispiel von Nitrierschichten

Von der Fakultät: für Werkstoffwissenschaften und Werkstofftechnologie
der Technischen Universität Bergakademie Freiberg

genehmigte

DISSERTATION

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur

von

Diplom-Ingenieur Mirko Bader

geboren am 11.11.1969 in Chemnitz

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. H.-J. Spies
Prof. Dr.-Ing. H.-P. Lüpfer
Prof. Dr.-Ing. K. H. Kloos

Tag der mündlichen Verteidigung: 18.11.2002

Danksagung:

Die Breite und Tiefe der Arbeit war nur durch die kollegiale Zusammenarbeit mit vielen TechnikerInnen und WissenschaftlerInnen möglich. Da die Gesamtheit der Unterstützung wichtig war, möchte ich niemanden in den Vordergrund stellen und an dieser Stelle eine kurze und prägnante Danksagung bringen.

Hiermit danke ich allen sehr, die am Gelingen dieser wissenschaftlichen Arbeit mitgewirkt haben,

durch

technische Hilfestellung,
kritische und offene Diskussionen,
Probenfertigung,
Versuchsdurchführung,
IT-Hilfestellungen,
finanzielle Unterstützung durch die Deutsche Forschungsgemeinschaft

und nicht zu letzt durch das große Verständnis meiner Frau und Familie

Mirko Bader

Inhaltsverzeichnis

EINLEITUNG	2
1 VORBETRACHTUNG	3
1.1 BESCHREIBUNG DES WÄLZKONTAKTES.....	3
1.1.1 <i>Allgemein</i>	3
1.1.2 <i>Anwendungsfälle</i>	4
1.1.3 <i>Modelle zur Beschreibung der Wälzfestigkeit</i>	5
1.1.4 <i>Beschreibung des Werkstoffverhaltens</i>	14
1.1.5 <i>Klassifizierung und Modelle des Schädigungsverhaltens</i>	19
1.2 GRADIENTENSCHICHTEN.....	24
1.2.1 <i>Nitrieren</i>	25
1.2.2 <i>Härten und Einsatzhärten</i>	29
2 ZIELSTELLUNG UND VORGEHEN	31
3 VERSUCHE ZUR ERMITTLUNG DER WÄLZFESTIGKEIT	33
3.1 PROBENBEREITSTELLUNG UND VERSUCHSEINRICHTUNGEN.....	34
3.2 AUSWERTUNG.....	39
4 EINFLUSS DER WÄLZBEANSPRUCHUNG AUF DEN WERKSTOFFZUSTAND	43
4.1 CHARAKTERISIERUNG DES WERKSTOFFZUSTANDES.....	43
4.1.1 <i>Härtemessung</i>	43
4.1.2 <i>Eigenspannungsmessung</i>	44
4.1.3 <i>Metallografie</i>	46
4.2 AUSWERTUNG.....	46
5 MODELLBILDUNG UND FE-MODELLIERUNG	60
5.1 MODELLVORSCHLAG FÜR VERGÜTUNGSSTÄHLE MIT GRADIERTER RANDSCHICHT.....	60
5.2 ERMITTLUNG VON WERKSTOFFKENNWERTEN FÜR DIE FEM.....	62
5.2.1 <i>angewendete Prüfverfahren</i>	62
5.2.2 <i>Auswerteverfahren</i>	74
5.2.3 <i>Ergebnisse der Versuche</i>	76
5.2.4 <i>Zusammenfassung der Versuchsergebnisse</i>	101
5.3 FE-MODELLIERUNG.....	102
5.3.1 <i>3-D Modelle zur Kontaktgeometrie der Prüfstände</i>	102
5.3.2 <i>Vereinfachte 3D- und 2D- Modelle</i>	104
5.3.3 <i>Ergebnisse der Modellrechnungen</i>	108
6 SCHLUSSFOLGERUNGEN UND VERGLEICH	114
6.1 EINFLUSS DER NITRIERSCHICHT AUF DIE WÄLZFESTIGKEIT.....	114
6.2 WÄLZFESTIGKEIT UND RATCHETING.....	115
6.3 FEM – MODELL UND PRAXIS.....	116
6.4 ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK.....	117
7 ANHANG	119
7.1 FORMELZEICHEN.....	119
7.2 WICHTIGE ABKÜRZUNGEN.....	120
7.3 FOTOS.....	121
7.4 LITERATUR.....	127

Einleitung

Werkstoffkennwerte sind notwendige Basisdaten für die Konstruktion und Auslegung von Bauteilen. In den Werkstoffkennwerten widerspiegelt sich das gewonnene Verständnis zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens unter bestimmten Beanspruchungsbedingungen.

Hinter einem Werkstoffkennwert steht meist ein sehr komplexes Beanspruchungsverhalten, das zwangsläufig nur vereinfacht durch den Werkstoffkennwert wiedergegeben wird.

Die Wälzbelastung ist eine komplexe Belastungsform, die zu einem sehr komplexen Beanspruchungsverhalten führt. Die Beschreibung dieses Beanspruchungsverhaltens ist bisher nur durch empirisch-ermittelte Werkstoffkennwerte möglich. Auch die Beschreibung des Werkstoffkennwertes durch andere Werkstoffkennwerte ist bisher kaum möglich. Somit liegt an dieser Stelle eine Verständnislücke vor, die durch eine schrittweise, wissenschaftliche Aufklärungsarbeit geschlossen werden kann.

Ein Schlüssel zur Lösung des Problems stellt die gekoppelte Betrachtung der Schädigungskennlinie und der zugehörigen Prozesse der Werkstoffveränderung dar.

In dieser Arbeit wird der Fokus auf die Werkstoffveränderungen von Gradientenschichten unter Wälzbeanspruchung gerichtet, um für diese Materialkonfiguration die Beschreibung der Grenzkurve der Wälzermüdung zu verbessern.

Praktisches Potential erhält die Arbeit, weil heutige Anforderungen an die Konstruktionen zu einem fortschreitenden Leichtbau bei gleichzeitiger Erhöhung der Belastung führen. Auch Gradientenschichten werden eingesetzt, um Leichtbau zu ermöglichen, indem die Beanspruchbarkeit gezielt lokal und belastungsspezifisch erhöht wird. Jedoch ist die Dimensionierung einer Gradientenschicht im Bezug auf eine Wälzbeanspruchung nicht ausreichend geklärt. Hier liegen Potentiale für den Leichtbau, die nutzbar gemacht werden sollen. Im Ergebnis der wissenschaftlichen Arbeit soll eine verbesserte, ingenieurtechnische Beschreibung der Wälzfestigkeit geliefert werden.

Als Modellwerkstoff für eine Gradientenschicht wurde eine Nitrierschicht auf Basis des Nitrierstahls 31CrMoV9 genutzt.

1 Vorbetrachtung

1.1 Beschreibung des Wälzkontaktes

1.1.1 Allgemein

Die allgemeine Struktur eines tribologischen Systems wird unter DIN 50 320 definiert. Dabei gehen Eingangsgrößen {X} in das System ein und es werden Nutzgrößen {Y} erzeugt. Die Struktur des tribologischen Systems setzt sich aus Elementen, Eigenschaften und Wechselwirkungen zusammen. Zu den Elementen des Systems gehören:

- 1) Grundkörper
- 2) Gegenkörper
- 3) Zwischenstoff
- 4) Umgebungsmedium
- 5) Bewegungsart (nach DIN eine Eingangsgröße, jedoch besser als Strukturelement)

Eine Form der Bewegungsart ist das Wälzen - eine Kombination aus Roll- und Gleitbewegung. Gleitbewegung im Rollkontakt ist dann gegeben, wenn die Geschwindigkeiten in Betrag oder Vektor der beiden im Kontakt stehenden Körper im Kontaktbereich nicht gleich sind. Zur vereinfachten Beschreibung des Gleitanteils im Wälzkontakt wird der Schlupf angegeben. Dieser berechnet sich nach Formel (1).

$$(1) S = \frac{v_{\text{Grundkörper}} - v_{\text{Gegenkörper}}}{v_{\text{Grundkörper}}} \cdot 100\%$$

Der Grundkörper stellt den näher betrachteten Kontaktkörper in der Wälzpaarung dar. Das Vorzeichen der Geschwindigkeit des Grundkörpers ist immer positiv. Das Vorzeichen der Geschwindigkeit des Gegenkörpers ist ebenfalls positiv, da sie durch die zugrundeliegende Rollbewegung die gleiche vektorielle Orientierung besitzt wie die Geschwindigkeit des Grundkörpers. Ein negativer Schlupf ergibt sich, wenn die Geschwindigkeit des Gegenkörpers größer ist. Aus dem Vorzeichen des Schlupfes wird der Vektor der vereinfachten, über den Kontakt gemittelten Reibungskrafts für den Grundkörper abgeleitet. Zur eindeutigen Beschreibung der Reibkraftrichtung werden die Bewegungsrichtungen und das Koordinatensystem für diese Arbeit nachfolgend in Abb. 1 definiert, da Begriffe wie Roll-, Überroll- und Wälzrichtung (auch engl. Versionen) in verschiedener Weise in der Literatur genutzt werden. Die Wälzrichtung WR stimmt mit der Bewegungsrichtung eines Bleches überein, das gedanklich zwischen Gegenkörper und Grundkörper in Abb. 1 (linke Seite) gelegt wird. Diese Richtung ist genau entgegengesetzt zur Bewegungsrichtung der Belastung BR, die infolge des Kontaktes im Grundkörper vorliegt. In einer Vereinfachung kann der Grundkörper gedanklich aufgeschnitten und in eine ebene Platte und der Kontakt in eine Flächenbelastung umgewandelt werden, wie in der Mitte von Abb. 1 geschehen. Bei einem Schlupf größer null greift die resultierende Reibungskraft am Grundkörper in Belastungsrichtung an. Für einen Schlupf kleiner Null erfolgt dies in entgegengesetzte Richtung.

1 Vorbetrachtung

In gleicher Weise wird bei der Bildung von Finite-Elemente-Modellen (FE-Modellen) gearbeitet. In der vorliegenden Arbeit wird das Koordinatensystem, das ebenfalls in der Mitte dargestellt ist, verwendet. Die z -Achse ist die Tiefenachse. „ z “ wächst positiv mit wachsender Tiefe. Die y -Achse liegt quer (90°) zur Bewegungsrichtung der Belastung und ist insbesondere bei Punktkontakten von Interesse.

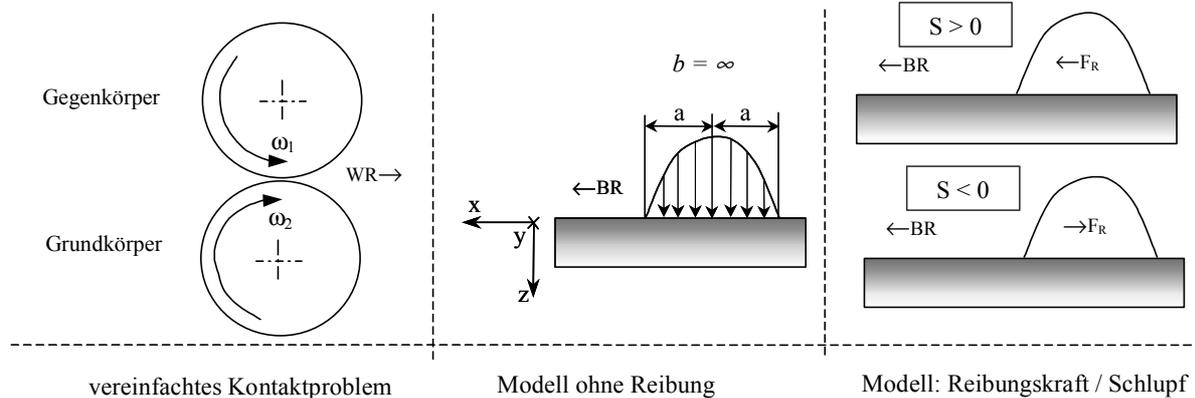


Abb. 1 Schema des Linienkontaktes (linkes Bild) mit der Überführung in ein Ersatzmodell (Bildmitte) für die FEM; im linken Teil ist der vektorielle Zusammenhang zwischen Schlupf und resultierender Reibungskraft dargestellt; ω - Bogengeschwindigkeit, WR - Walzrichtung, BR – Belastungsrichtung, S – Schlupf, F_R – Reibkraft; a und b sind halbe Kontaktbreiten der Kontaktellipse (b ist theoretisch unendlich bei Linienkontakt)

Die Beeinträchtigung des Tribosystems wird durch die Verlustgrößen beschrieben, die neben der gewollten Funktionskette stehen. Die Beanspruchbarkeit des Tribosystems, also die klare Abgrenzung zwischen noch zulässigen Verlustgrößen und dem Ausfall, wird durch die Wälzfestigkeit beschrieben.

1.1.2 Anwendungsfälle

Für Wälz- und Kugellager sowie Zahnradgetriebe ist der Wälzkontakt die wesentliche Belastungsart zur Erfüllung der grundlegenden Funktion des Bauteils.

Die beiden Anwendungsgruppen - Lager und Getriebe - unterscheiden sich in der Belastung durch unterschiedliche Schlupfwerte. Bei Lagern liegen die Werte des Schlupfes bei 3% und weniger. In Zahnradpaarungen dagegen treten im Wälzpunkt Schlupfwerte um 24% auf.

Bei der Betrachtung des Wälzkontaktes von Schiene und Wagenrad in der Eisenbahn- und Straßenbahntechnik ist offensichtlich, dass dort die ganze Bandbreite des Schlupfes von hohen positiven und negativen Werten je nach Betrachtungssystem und Arbeitsvorgang (Beschleunigung oder Abbremsen) auftritt.

In der vorliegenden Arbeit stand das Verhalten von Gradientenrandschichten in Wälzlagern und Zahnradpaarungen mit den entsprechenden Schlupfwerten im Mittelpunkt. Als Versuchsmaterial wurde der nitrierte Vergütungsstahl 31CrMoV9 verwendet. Dieser rand-

1 Vorbetrachtung

schichtverfestigte Werkstoff wird z.B. in Zahnradgetrieben eingesetzt. Andererseits werden bei Kugel- und Wälzlagern fast ausschließlich der gehärtete 100Cr6 oder einsatzgehartetes Material wie z.B. 16MnCr5 verwendet. Aus diesem Grund wird in der Arbeit ein ständiger Bezug zu diesem Materialeinsatz hergestellt.

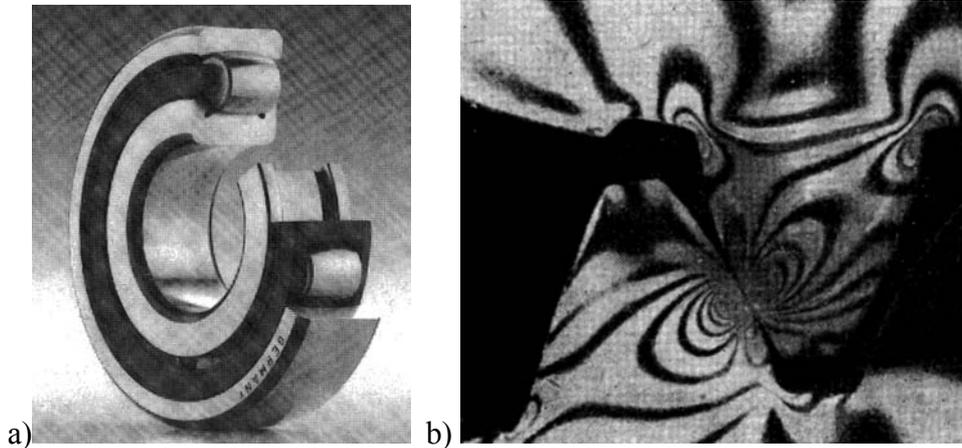


Abb. 2 Beispiele für Wälzkontakt:
a) ein Pendelrollenlager
b) Spannungsoptisches Foto einer Zahnpaarung [1]

1.1.3 Modelle zur Beschreibung der Wälzfestigkeit

Der industriell anerkannte Stand der Wälzfestigkeitsanalyse wurde im Standard ISO 281/1 1977 festgehalten. Der Kern der dort dargelegten Berechnungsvorschrift für die Wälzfestigkeit ist in Formel (2) wiedergeben. Die Anpassungskoeffizienten a_1 , a_2 und a_3 sind empirisch ermittelte Werte, die den Einfluss von Material und Arbeitsbedingungen (z.B. Schmierung) wiedergeben. Das Koeffizientengerüst der Berechnungsgrundlage zeigt, dass die Komplexität des Problems bisher eine teilanalytische und praktisch befriedigende Beschreibung verhindert hat. Einzige Ausnahme bildet dabei der Exponent n , der den Einfluss der Kontaktgeometrie beschreibt. Er verringert sich von Linienlast in Richtung Punktlast, wenn das Belastungsmaximum in Richtung Oberfläche verlagert wird. In der Ergebnisgröße L_x drückt sich die empirische Unschärfe durch die im Fuß stehende Fehlerquote in Prozent aus.

$$(2) L_{10} = 10^6 \cdot a_1 \cdot a_2 \cdot a_3 \cdot \left(\frac{C}{F} \right)^n \quad [2]$$

L_{10} – Anzahl der Innenringrotationen bei 90%-iger Zuverlässigkeit

F – vorliegende Last

C – die maximale Last für 10^6 Zyklen bei einer Ausfallwahrscheinlichkeit von 10%

n – Exponent für die Berücksichtigung der Kontaktellipsengeometrie; für Punktkontakt $n=3$ und für Linienkontakt $n=10/3$

a_1 – Anpassungskoeffizient für die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse; für 90% liegt er bei 1

a_2 – Anpassungskoeffizient für das Material

a_3 – Anpassungskoeffizient für die Beanspruchungsbedingungen / Schmierung

1 Vorbetrachtung

Die Entwicklung

Der erste technische Einsatz des Wälzens begann im gewissen Sinne mit dem Versuch, große Objekte mit Hilfe von Holzstämmen fortzubewegen. Das erste Rad kann auf Grund eines sumerischen Piktogramms auf ca. 3500 v. Chr. datiert werden. Auf diesem Bild ist ein mit Rädern ausgestatteter Schlitten dargestellt.

Die erste mathematische Formulierung zur Berechnung der Kontaktdruckverteilung an beliebig gekrümmten Kontaktkörpern entwickelte Hertz 1881 [3]. Für die analytische Lösung des Problems wurden mehrere, wichtige Einschränkungen vorgenommen. Das Material der Kontaktkörper muss homogen sein und sich rein elastisch verformen. Zudem wird die Oberflächenrauheit und -reibung ausgeschlossen.

In den 20er und 30er Jahren des 20. Jahrhunderts wurden analytische Lösungen gefunden, mit denen die resultierenden Spannungsverteilungen berechnet werden konnten. Im weiteren konzentrierte sich die Entwicklung auf den Einfluss von Reibungskomponenten auf die Spannungsverteilung. Hierfür wurden Ergebnisse in den 50er Jahren geliefert. In Abb. 3 ist ein Ergebnis eines entsprechenden, numerischen Modellansatzes [4] wiedergegeben. Die dargestellten Vergleichsspannungstiefenverläufe nach Mises in a) für den reibungsfreien Fall und in b) für die Belastung mit einem Reibungskoeffizienten von $\mu_r=1/3$ zeigen, dass mit zunehmender Reibung das Maximum der Spannung erhöht und in Richtung Oberfläche verlagert wird. Die Ursache hierfür sind die oberflächennahen Schubspannungen infolge der Reibkräfte. Diese Modellberechnung wurden durch Beobachtungen der Praxis bestätigt, die hauptsächlich Pittingbildung bei Schienenkörpern betrafen.

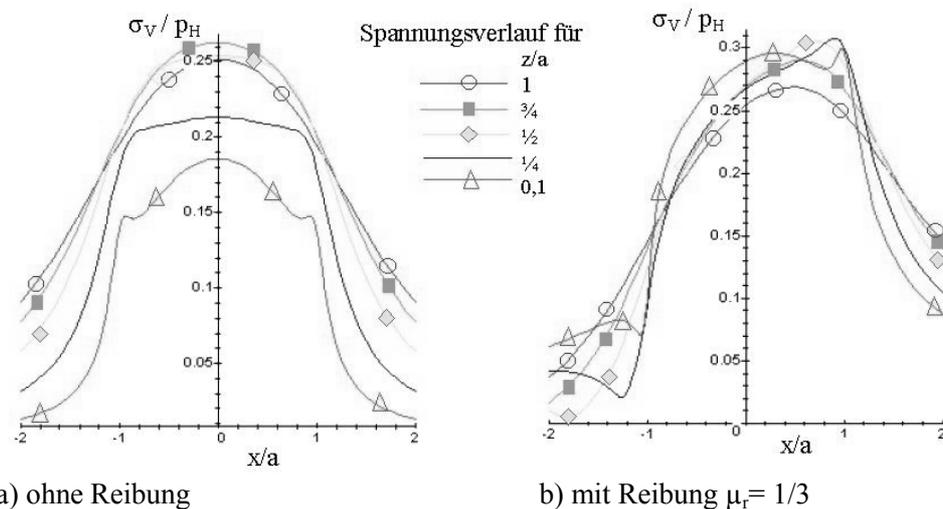


Abb. 3 Die Spannungsverläufe der Vergleichsspannung nach Mises σ_v (normiert über die Hertzische Pressung p_H). Jede Kurve repräsentiert die Vergleichsspannung in einem bestimmten Abstand zur Oberfläche. Beide Kurven liegen nach Abb. 1 in der xz -Ebene (ebener Dehnungszustand). Der Längsverlauf (Abszisse) ist durch die halbe Kontaktbreite a normiert.

1 Vorbetrachtung

Ein Kernproblem stellte die Berechnung der Spannungsverteilung für den elastisch-plastischen Fall dar. Von Hill [5] konnte eine analytische Lösung bereitgestellt werden, jedoch mit der Haupteinschränkung, dass diese nur für homogenes und elastisch – ideal plastisches Material gilt. Analytische Lösungsansätze hatten damit einen gewissen Haltepunkt erreicht. Die weitere Entwicklung war durch die Nutzung numerischer Methoden wie z.B. der Finite Elemente Methode (FEM) geprägt [6, 7]. Im Zuge der Verbesserung der Rechenalgorithmen, der Software und der Hardwarekapazität erhöhte sich die Komplexität der bearbeiteten Problemstellungen wie Oberflächenrauheit, Schichtwerkstoffe [8] und Eigenstressverteilungen [9]. Zum Teil stand die Beurteilung von Schichtwerkstoffen [10] und speziell von Hartstoffschichten, die durch PVD und CVD Technologien erzeugt werden, z.B. [11, 12, 13] im Vordergrund.

Die Grenze der Anwendbarkeit der Belastungsberechnung nach Hertz wurde in [14] für den elastisch-plastischen Fall analysiert. Die Modellrechnungen beschränkten sich auf den Einsatzfall Linienkontakt zwischen Zylinder und Platte. Der Zylinder wurde als starrer Körper angesetzt. Die Auswertung orientierte sich an der Eindringtiefe des Zylinders in die Platte. Diese Eindringtiefe d wird durch den Radius R des Zylinders normiert. Durch die Umrechnung beliebig gekrümmter Flächen in einen Ersatzradius für diesen Zylinder ist eine Betrachtung anderen Kontaktpaarungen möglich. In Abb. 4 ist das Ergebnis für homogenes Material dargestellt. Im linken Teil sind die FEM-Ergebnisse für den elastischen Fall und die Hertz'sche Lösung aufgetragen. Im rechten Teil sind zum Vergleich die Ergebnisse für den elastisch-plastischen Fall zu sehen. Jede Kurve ist für ein bestimmtes Verhältnis der Eindringtiefe d zum Radius R des starren Zylinders repräsentativ. Anhand der Darstellung ist festzustellen, dass die Abweichungen oberhalb eines Verhältnis $d/R=0,0071$ sprunghaft anwachsen. Zusätzlich ist ein Übergangsbereich von $d/R=0,0035$ bis $0,0071$ mit nur geringen Abweichungen der FEM-berechneten Anpressungswerte zur Hertz'schen Lösung ableitbar.

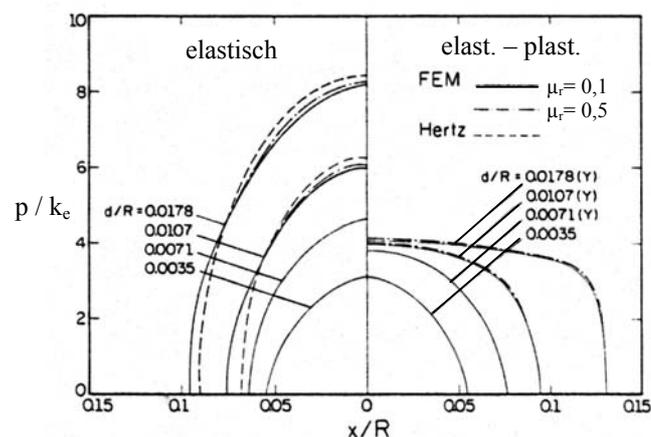


Abb. 4 Die Anpressdruckverläufe für homogenes, rein elastisches (links) und elastisch – ideal plastisches Material (rechts) im Linienkontakt Zylinder/Platte; links ist der ideale Verlauf nach Hertz fast deckungsgleich mit den FEM Ergebnissen; der Druck p ist über die Scherfließgrenze k_c normiert und über die normierte x-Achse aufgetragen; der Nullpunkt auf der x-Achse ist der Symmetriepunkt der Lastverteilung [14]; μ_r - der Reibungskoeffizient im Kontakt

1 Vorbetrachtung

Für reale, vergütete Werkstoffe, die keine ausgeprägte Streckgrenze aufweisen, sondern eine zunehmende Abweichung von der elastischen Geraden, führt die Betrachtung zu erhöht konservativen Abschätzungen, da der Differenzbetrag zwischen ideal plastischen Fließverhalten und Verfestigung nicht berücksichtigt ist.

Das Aufbringen einer rein elastischen Hartstoffschicht führt zu einer Erhöhung des kritischen d/R -Verhältnisses, d.h. zu einer längeren Übereinstimmung der Hertzischen Lösung mit der realen Belastungsverteilung. Mit zunehmender Hartschichtdicke h wächst der kritische d/R -Wert (relative Eindringtiefe), wie in Abb. 5 zu sehen ist. Diese Berechnungsergebnisse wurden unter der Annahme ermittelt, dass die Hartstoffschicht einen viermal so großen Elastizitätsmodul besitzt.

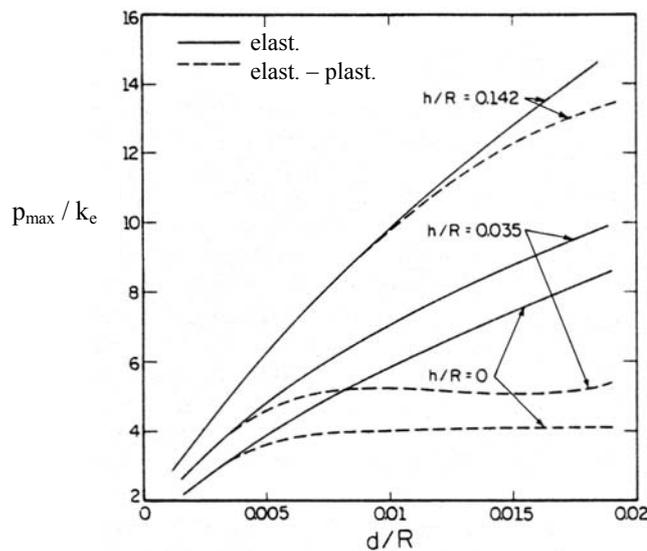


Abb. 5 Einfluss einer zusätzlichen, rein elastischen Hartstoffschicht auf das Maximum der Pressung p_{\max} ; bei rein elastischem Substrat (elast.) und elastisch-ideal plastischem Substrat (elast.-plast.); h – Dicke der Hartstoffschicht [14]; Linienkontakt Zylinder/Walze

Die Begrenzung durch Hardware und Software führte in den meisten FEM-Betrachtungen zu geometrischen und werkstofflichen Einschränkungen. Geometrisch bedeutete das die Verwendung von 2D-Modellen, die nur Linienkontakt (unendlicher Halbraum; ebener Dehnungszustand) oder idealen Punktkontakt (rotationssymmetrische Randbedingungen) nachbildeten. Werkstoffseitig wurde ein elastisch – ideal plastisches Fließverhalten angenommen. Die Fließgrenze wurde durch die Umrechnung von Härtewerten ermittelt. In [14] entsprach die Fließgrenze einem Drittel der Vickershärte, jedoch ohne Angabe der Prüflast der Härtemessung. Das ist nicht irrelevant, da über die Prüflast eine Veränderung der gemessenen Härte stattfindet.

Neben dem Fortschritt in der Berechnung von Belastungs- und Beanspruchungsverteilung wurden Analysen zur Beanspruchbarkeit entwickelt. Dies geschah aus zwei Richtungen – aus der Richtung der Mechanik und in der Praxis aus experimentellen Befunden. Unabhängig von der Beurteilung einer Wälzfestigkeit erarbeitete Melan [15] den mathematischen Beweis, dass

es einen Grenzwert für die angreifende Last gibt, unterhalb dessen mögliche plastische Dehnungsanteile der ersten Belastungszyklen durch den stattfindenden Eigenspannungsaufbau gegen null laufen. Die neuen Eigenspannungen werden dabei durch die plastischen Dehnungen erzeugt. Melan betrachtete hierfür einen elastisch – ideal plastischen Werkstoff. Der Nachteil der mathematischen Formulierung dieses 1. Shakedowntheorems war die begrenzte Anwendbarkeit auf nur einfache Systeme. Für komplexe Strukturen wurde eine pseudo-iterative Methode verwendet. Es wurde ein geeigneter Eigenspannungszustand ausgewählt und die zugehörige Grenzbelastung berechnet. Weil in der Mehrzahl nicht die maximale Belastungsgrenze gefunden werden kann, bezeichnete Koiter [16] dies als untere Shakedowngrenze. Er verbesserte die mathematische Formulierung (2. Shakedowntheorem) und erklärte den danach berechneten Wert als oberen Grenzwert, die eigentliche Grenzlast. Die Betrachtungen nach Melan und Koiter werden in den verschiedenen Publikationen immer als Grundvoraussetzung für die Beschreibung des experimentell bekannten Einlaufverhaltens bei Wälzbeanspruchung als Shakedownprozess herangezogen [17, 18, 19]. In den Veröffentlichungen der Forschungsgruppe um Dang-Van wird kein Bezug zu diesen Basissätzen genommen, jedoch werden äquivalente Schematas angewendet [20].

Eine erste Anwendung des Shakedownprinzips für Wälzbeanspruchung erfolgte durch Merwin und Johnson [21]. Sie ermittelten die Shakedowngrenze für idealen Linienkontakt. Zur gleichen Lösung gelangten - jedoch 30 Jahre später - auch Kapoor und Williams. Sie vereinfachten Problemansatz und Lösung [23, 18]. In beiden Fällen wurde ein homogenes, elastisch – ideal plastisches Material zugrundegelegt. Die Modelle liefern für die obere Grenze des Shakedowns ein zwingendes Verhältnis von maximaler Schubspannung τ_{xz} in der xz-Ebene zur Schubfließgrenze k_e . Für den elastischen Fall im Linienkontakt beträgt das Verhältnis von maximaler Schubspannung in der xz-Ebene zur Hertzischen Pressung ein Viertel. Der Zusammenhang ist in Formel (3) dargelegt. Ein elastischer Shakedown ist entsprechend der Formel bei einem Quotienten kleiner Eins gegeben.

$$(3) \frac{\tau_{xz}}{k_e} = \frac{\frac{1}{4} p_H}{k_e} < 1 \quad [21]$$

τ_{xz} - bezüglich des Koordinatensystems von Abb. 1

Der zulässige Hertzische Druck für „Dauerwälzfestigkeit“ liegt bei Zugrundelegung des Shakedownprinzips um 30% höher als unter alleiniger Verwendung des Fließkriteriums nach Mises, wie der Vergleich in Formel (4) zeigt.

$$(4) 1,292 \cdot \frac{\max[\sigma_{V_Mises}(p_H)]}{k_e} = \frac{\frac{1}{4} p_H}{k_e} < 1$$

($\max[f(x)]$: Maximalwert der Funktion $f(x)$)

Wird der Grenzwert des Shakedowns überschritten, treten mit jeder Überrollung plastische Dehnungen auf. Es stellt sich daraufhin die Frage, ob diese plastischen Dehnungen aufsummiert werden oder nicht. Die Betrachtung des Spannungsverlaufs an einer lokalen Stelle im Bereich der Hauptbeanspruchung zeigt in den meisten Fällen, dass die Scherspannungskomponente τ_{xz} - d.h. die Scherspannung parallel zur Wälzrichtung - in ihrer Mittelspannung ungleich null ist, womit eine Aufsummierung gegeben ist. Der Prozess der Aufsummierung wird als Ratcheting bezeichnet. Als Folge treten gekoppelt mit weiteren Randbedingungen

1 Vorbetrachtung

unterschiedliche, optisch – klassifizierte Ausfallserscheinungsbilder auf, wie z.B. Pittingbildung oder Graufleckigkeit.

Treten neben den Normalkräften der Hertzschen Pressung zusätzlich Reibungskräfte auf, erhöhen sich im wesentlichen die Schubspannungen in der xz-Ebene (Beispiel: Linienkontakt). Dies kann als Superpositionsprinzip verstanden werden, d.h. der bekannten Spannungsverteilung wird eine weitere resultierend aus der Reibung überlagert. Logischerweise reduziert sich die ertragbare Hertzsche Pressung p_H . Das belegte zum Beispiel Johnson [17]. In diesem Zusammenhang können auch Untersuchungen zum Einfluss des Schlupfes betrachtet werden [22]. Die Erhöhung des Absolutbetrages des Schlupfes verändert nicht unbedingt den Reibungskoeffizienten, jedoch steigt der Gleitanteil und damit die Wirkung der Reibung. Dies wird auch durch die Formel (5) ausgedrückt

$$(5) L_{50} = e^{-\frac{a\sqrt{|s|}}{b}} \quad \text{nach [22]}$$

a, b – Koeffizienten; s – Schlupf [%]

Interessanterweise zeigen die in [22] aufgeführten Arbeiten eine stärkere Wirkung des negativen Schlupfes auf. Jedoch konnten die Untersuchungsergebnisse in [22] keine klare Tendenzen in diese Richtung belegen. Vielmehr ist ein unterschiedliches Verhalten je nach Höhe der Hertzschen Pressung festgestellt worden.

Für randschichtbehandelte Materialien entwickelten Kapoor und Williams [23, 24, 25, 17] eine Formel unter Verwendung von Formel (3). Das Shakedownlimit wird darin durch den Bereich der maximalen Beanspruchung bestimmt. Die Beanspruchung wird vereinfacht durch das Verhältnis von Belastung ($\tau_{xz}=f(x,z)$) zur Scherfließgrenze ($k_e=f(z)$) beschrieben. Die Formel ist in gleicher Form wie (3) und (4) wiedergegeben.

$$(6) \lambda_s = \max \left[\frac{\tau_{xz}(x,z)}{k_e(z)} \right] < 1 \quad [23]$$

τ_{xz} - bezüglich des Koordinatensystems von Abb. 1

k_e - Scherfließgrenze

λ_s - Shakedownbewertungskennwert

Ein Modell zur Beurteilung von multiaxialen, zyklischen Belastungszuständen unter der Berücksichtigung des Shakedown wurde von einer Forschungsgruppe um Dang-Van entwickelt [26]. Ausgangspunkt dieses Modells ist die Betrachtung eines kritischen Bereiches innerhalb einer homogenen und duktilen Matrix. Dieser Bereich ist meist mit erhöhten mikroskopischen Inhomogenitäten versehen. Bevor sich in diesem kritischen Bereich ein Anriss bilden kann, sollen minimale plastische Dehnungen auftreten. Die resultierenden Eigenspannungen verringern die plastischen Wechselverformungszyklen. Weil geringste plastische Dehnungen auf mikroskopischer Basis toleriert werden, spricht Dang-Van von einem „Pseudoshakedown“. Der Kern der abgeleiteten Analyse ist die Bestimmung des Eigenspannungstensors in Zusammenhang mit den vorliegenden zyklischen Belastungen. In Summe sollen diese gerade noch im Bereich des Pseudoshakedown liegen. Die Ermittlung

1 Vorbetrachtung

einer Grenzbelastung mit zugehörigen Eigenspannungstensors ist jedoch nur schwer nachvollziehbar. So sind auch wesentliche Probleme denkbar, da es sich einerseits um ein numerisches (FEM) und andererseits um ein Optimierungsproblem handelt [26]. Weiterhin fehlt es an Vergleichen zu anderen Berechnungsverfahren des Shakedown.

Ein zweiter wichtiger Punkt im Modell von Dang-Van ist die partielle Berücksichtigung des hydrostatischen σ_p und des deviatorischen σ_Δ Spannungsanteils bei der Bestimmung der Dauerfestigkeit. Der formelle Zusammenhang ist in Formel (7) wiedergegeben. A ist der Werkstoffvergleichswert für den deviatorischen Spannungsanteil und α der Wichtungskoeffizient für den hydrostatischen Spannungseinfluss. Eine ähnliche Form wurde auch von Sines [27] und Crossland [28] verwendet, wobei Sines nicht den hydrostatischen sondern den konstanten Spannungsanteil mit „ α “ multipliziert und demnach auch den Koeffizienten „ α “ anders ermittelt, als in Formel (8) dargestellt. Somit vermengt Sines den hydrostatischen und den Mittelspannungseinfluss. Dang-Van betrachtet wiederum nur den momentanen Anteil und vernachlässigt eine Klassifizierung nach momentanem und konstantem Anteil.

$$(7) \quad \sigma_V = A - \alpha \cdot \sigma_p$$

Umfangreiche Untersuchungen zeigten jedoch, dass der Einfluss der Mittelspannung - also des konstanten Anteils - signifikant und deshalb praktisch relevant für die Dauerfestigkeitsanalyse ist. Aber auch die alleinige Verwendung der gewichteten Spannungsbetrachtung erbringt kein quantitativ befriedigendes Ergebnis. So wurde in [29] ein Vergleich der Beanspruchungsgrenze nach Sines für den gehärteten 100Cr6 ungeschädigt und geschädigt (Schadstelle länger angelassen) mit dem Tiefenverlauf der Vergleichsspannung nach Mises vorgenommen (Abb. 6). Im Bild ist die große Diskrepanz zwischen Belastung und berechneter Beanspruchbarkeit zu sehen.

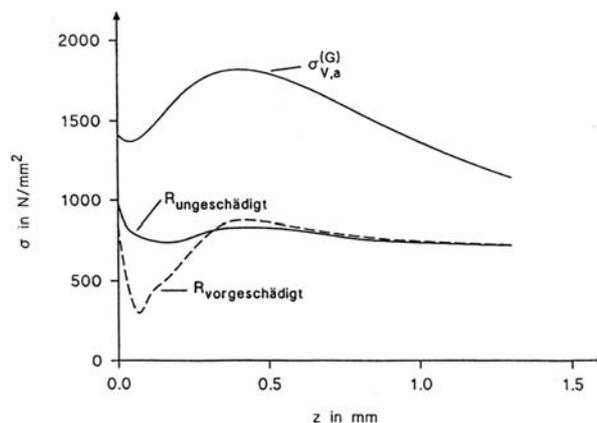


Abb. 6 Vergleich der lokalen Beanspruchungsgrenzen nach der Beziehung von Sines „R“ und der Belastung, dargestellt durch den Tiefenverlauf der Vergleichsspannung nach Mises $\sigma_{V,a}$, aus [29]; Material 100Cr6 gehärtet und angelassen; ein partieller Bereich am Wälzkörper war verstärkt angelassen und dadurch vorgeschädigt

1 Vorbetrachtung

In der Methode nach Dang-Van werden die Koeffizienten für die Beurteilung des hydrostatischen und deviatorischen Spannungsanteils aus der Vergleichsspannungshypothese nach Tresca hergeleitet. Hierfür werden die Wechseldauerfestigkeiten aus den Torsionsversuchen τ_d und Biegeversuchen σ_{d_B} entsprechend der Beziehungen (8) eingesetzt.

$$(8) \quad A = 2\tau_d \quad \alpha = \frac{2\tau_d - \sigma_{d_B}}{\frac{1}{3}\sigma_{d_B}} \quad [20]$$

Zum Vergleich sind nachfolgend die Koeffizienten zusätzlich unter Verwendung der Vergleichsspannungshypothese nach Mises hergeleitet. Innerhalb der Koeffizienten bleibt der Unterschied der Vergleichsspannungshypothesen erhalten.

$$(9) \quad A = \sqrt{3}\tau_d \quad \alpha = \frac{\sqrt{3}\tau_d - \sigma_{d_B}}{\frac{1}{3}\sigma_{d_B}}$$

Durch die Umformung von Beziehung (7) und der Verwendung der Koeffizienten nach (8) wird nach dem Vorschlag von Dang-Van ein Vergleichswert d erhalten, der für $d > 1$ Versagen prognostiziert. Der Wert gibt das Maximum der Beanspruchung entlang des Zeitpfades für eine lokal definierte Stelle wieder.

$$(10) \quad d = \max \left[\frac{\sigma_{V_Tresca}(t)}{A - \alpha \cdot \sigma_p(t)} \right] = \max \left(\frac{\sigma_{V_Tresca}(t)}{2\tau_d - \left(\frac{2\tau_d - \sigma_{d_B}}{\frac{1}{3}\sigma_{d_B}} \right) \sigma_p(t)} \right) \quad [20]$$

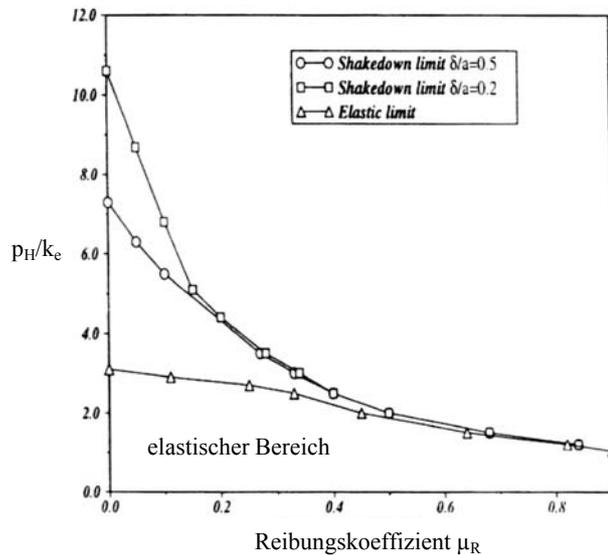
Diese Methode nähert sich somit dem Problem der zyklischen Beanspruchung auf eine andere Weise als die Ansätze nach Goodman oder der Weiterentwicklung nach dem SWT-Ansatz. Andere Informationen einer zyklischen Belastung, wie das Verhältnis von Amplitude und Mittelspannung, werden nicht verwendet. Für Wälzbeanspruchung kann dieses Modell durchaus Berechtigung haben, jedoch ist die Betrachtung anderer zyklischer Belastungsabläufe infragezustellen, denn gerade auf dem Gebiet der Zeit- und Dauerfestigkeitsermittlung bei Biegung, Torsion usw. haben sich die Ansätze nach Goodman und artverwandten allgemein bestätigt.

Die Forschungsgruppe, die mit dem Modell von Dang-Van arbeitet, entwickelte weitergehend einen numerischen Algorithmus, mit dem es nach eigenen Aussagen möglich ist, Belastungsgrenzen schneller zu finden. Neben dem elastischen Shakedown berechneten sie auch eine Lastgrenze für den plastischen Shakedown. Nach ihrer Meinung ist die Belastungsgrenze für einen plastischen Shakedown noch nicht erreicht, solange das numerische Modell trotz kontinuierlich auftretender plastischer Deformation kein Ratcheting aufweist. Die Modellrechnungen wurden für den Linienkontakt durchgeführt und das Werkstoffverhalten durch die kinematische Festigkeitshypothese beschrieben. Im Ergebnis werden für einen fast reibungsfreien Zustand sehr hohe Belastungsgrenzen gefunden, wie auch in Abb. 7 zu sehen ist [30]. Neben der Hertzchen Pressung ist die halbe Kontaktweite a zur vollständigen Beschreibung des Linienkontaktes notwendig. Da sich eine Abhängigkeit zwischen halber Kontaktweite a

1 Vorbetrachtung

und der Verschiebungsamplituden δ ergibt, wurden die Verschiebungsamplituden über die halbe Kontaktweite a normiert. Für zwei Verhältnisse 0,2 und 0,5 sind die Grenzfunktionen für den plastischen Shakedown angegeben. Auf Grund der hohen Plastifizierung bei $p_H/k_e > 6$ (vgl. [14]) tragen die Aussagen für $p_H/k_e > 6$ einen rein formellen Charakter.

Abb. 7 Die Shakedown-Grenzlinie in Abhängigkeit zum Reibungskoeffizienten und der normierten Verschiebungsamplitude (δ/a) [30]



Auch Kapoor und Williams unterteilten den Shakedown in einen elastischen, d.h. den klassischen Fall und einen plastischen. Die Definition der Begriffe ist vergleichbar, für den elastischen Shakedown wird eine anfängliche Plastifizierung zugelassen, die aber dann durch Eigenspannungen und wenn möglich durch Verfestigung vollständig abgebaut wird. Unter dem plastischen Shakedown wird ein steady-state-Zustand des Materials unter elastisch plastischen Dehnungszyklen ohne Aufsummierung der plastischen Dehnungsanteile beschrieben, wie auch die Skizze in Abb. 8 verdeutlicht.

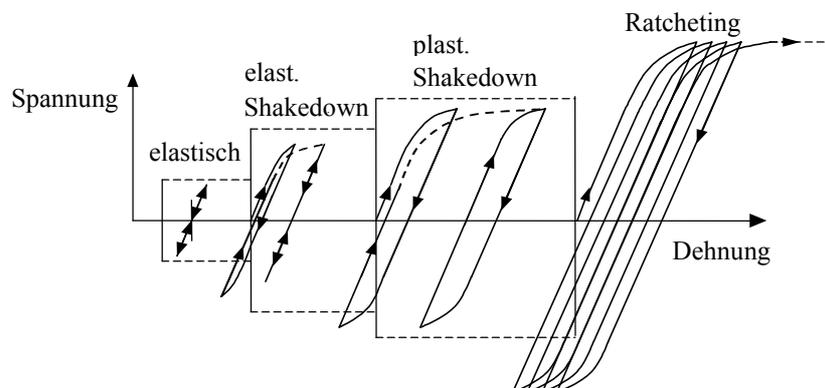


Abb. 8 Die verschiedenen Beanspruchungsbereiche nach Kapoor und Williams; der Shakedown wird in einen elastischen und einen plastischen Fall unterteilt

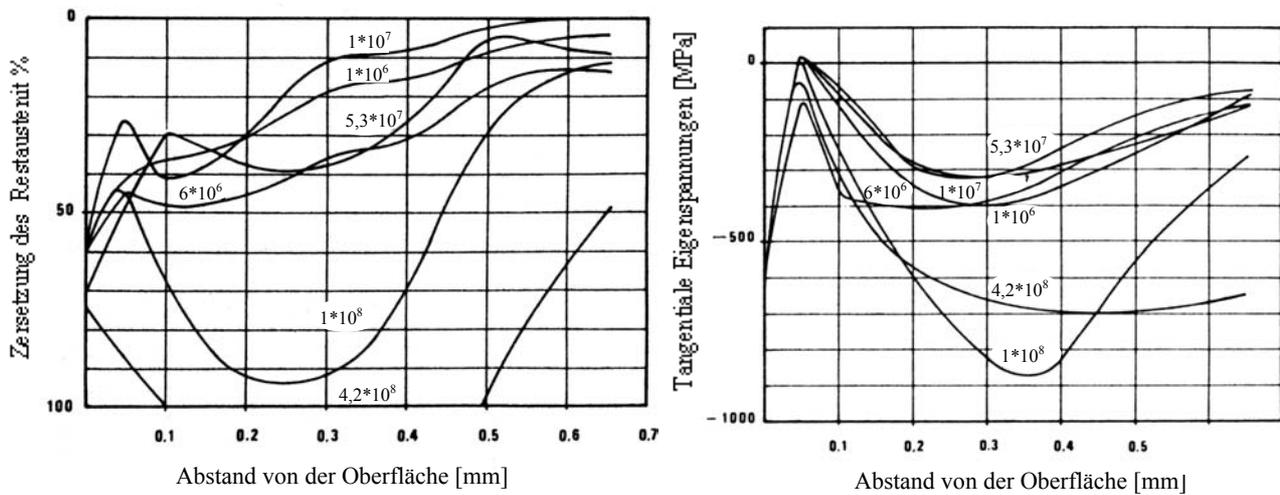
Der Bereich des plastischen Shakedown stellt aus verschiedener Sicht ein praktisch problematisches wie auch relevantes Problem dar. Werkstoffseitig liegen in den meisten Fällen die zyklischen unter den statischen Fließgrenzen. D.h., ist ein elastischer Shakedown erreicht, kann es durch Entfestigungsprozesse zu einer neuerlichen Plastifizierung kommen. Andererseits stellt sich die Frage, ob nicht ständige, plastische Deformationen doch zur Schädigung führen, wie zu einer nicht mehr bauteilgerechten Form oder Anrissbildung. Die Grenzen sind also nicht ohne weiteres definierbar. Bei einer Analyse von publizierten, experimentellen Ergebnissen zur Wälzfestigkeit zeigt es sich, dass die Mehrzahl innerhalb dieses Bereichs liegt. Das ist dann der Fall, wenn nach der zyklischen Wälzbeanspruchung irreversible Werkstoffveränderungen festgestellt werden. In [22] wurde z.B. eine signifikante Veränderung der Kontaktgeometrie, d.h. die Zunahme der Kontaktfläche bis zu $5 \cdot 10^6$ Zyklen, festgestellt. Aus werkstofftechnischer Sicht ergibt sich daraus die Notwendigkeit, sich gerade mit diesem Beanspruchungsbereich auseinanderzusetzen. Im ersten Schritt werden dafür die bekannten irreversiblen Veränderungen beschrieben.

1.1.4 Beschreibung des Werkstoffverhaltens

Die Beurteilung der Wälzfestigkeit steht in einem festen Zusammenhang zu der Beobachtung, dass in der Einlaufphase oder genauer in den ersten Zyklen des Kontaktes eine Plastifizierung des Materials stattfindet, die nicht zu einer Schädigung führen muss. Daraus ist zu schlussfolgern, dass die ertragbaren Belastungen beim Wälzen zu Spannungen führen, die höher sind als die, die bei Dauerfestigkeitsniveaus von Biegewechsel-, Zugwechsel- und Umlaufbiegebelastungen auftreten.

Als Hauptursache für die höheren Wälzfestigkeitswerte werden verschiedene Ursachen genannt. Eine Ursache wird in den gleichzeitig vorliegenden hohen hydrostatischen Drücken gesehen. Diese verändern die Duktilität des Materials und ermöglichen größere Bruchdehnungen, wie z.B. statische Zugversuche zeigten [31]. Daraus ergibt sich, dass der Betrag des Spannungsdeviators einen erhöhten Wert annehmen muss, damit ein Anriss auf eine prozesskritische Größe wachsen kann. Als weiterer Grund wird die im vorangegangenen Kapitel beschriebene Shakedowntheorie herangezogen.

Die meisten Informationen über das Werkstoffverhalten liegen zum gehärteten und angelassenen Wälzlagerstahl 100Cr6 [32, 33, 34, 35] vor. Bei der Bestimmung der Wälzfestigkeit wurden übereinstimmend eine Einlaufphase und eine unterschiedlich lang andauernde steady-state-Phase beobachtet. Die steady-state-Phase des 100Cr6 ist durch kleine, lokale, plastische Verformungen gekennzeichnet, die zu einer mechanisch induzierten Restaustenitumwandlung führen. Durch die Volumendilatation bilden sich Druckeigenspannungen aus, wodurch eine weitere Umwandlung des Restaustenits begrenzt wird. Die Verknüpfung beider gemessener Größen ist aus Abb. 9 ableitbar. Das Maß der Restaustenitumwandlung wird durch die Messung der Halbwertsverbreiterung (HWB) bei röntgenografischen Spannungsmessungen gewonnen.



a) Restaustenitzersetzung

b) Veränderung der Eigenspannungen

Abb. 9 Messungen der Veränderung des Restaustenitanteils und der Eigenspannungen an Wälzproben aus 100Cr6 nach unterschiedlichen Wälzzyklen (an den Kurven angegeben) [34]

Durch metallografische Untersuchungen wurden weitere Effekte der irreversiblen Gefügeveränderungen gefunden. Dazu gehören die DEA (dark etching area) Zone und die weißen Bänder WB (white bands). Die DEA nimmt einen größeren Bereich unter der Kontaktzone ein. Die Beschreibung ist durch das dunklere Ätzbild begründet, das auf das sensitivere Anätzverhalten dieses Bereiches durch eine erhöhte Versetzungsdichte beruht. Zusätzlich wird dies gefördert durch die Umlagerung von Versetzungen, die einhergeht mit dem Abbau der tetragonalen Verzerrung des Martensits und der spannungsinduzierten Kohlenstoffdiffusion. Die WB verhalten sich im Anätzprozess nahezu inert und liegen als weiße Streifen vor. Die meisten Arbeiten beschreiben die WB als ferritische Bereiche, die von einer kohlenstoff- und karbidreichen Matrix umgeben sind. In den WB liegt die Kohlenstoffkonzentration nach [36] unter der Messgrenze von 0,05m% gegenüber dem Ausgangszustand von 0,8m%. Die WB entstehen danach durch Kohlenstoffdiffusion. Die Mikrohärtigkeit (Belastung 2N) von 670HV gegenüber der Ausgangsmikrohärtigkeit von 820HV zeigt auch die Abnahme der Karbidichte [37]. Andererseits lässt sich die hohe Härte nur durch eine sehr hohe Versetzungsdichte erklären. Es handelt sich dabei um eine Anlassform des Martensits. Butterflies weisen in ihren kohlenstoffarmen und versetzungsreichen „Flügeln“ ähnliche Strukturen auf. Ein Butterfly bildet sich an einem harten, nichtmetallischen Einschluss. Sein Aussehen in Abb. 11 lässt förmlich auf ein Aufstauen von Versetzungen am Einschluss schließen.

Abb. 10 WB (white bands) weiße Bänder innerhalb der DEA (dark etching area), die unterteilt sind in LAB's mit einem Winkel von ca. 30° und HAB's mit einem Winkel von ca. 80° zur Oberflächentangenten [34]

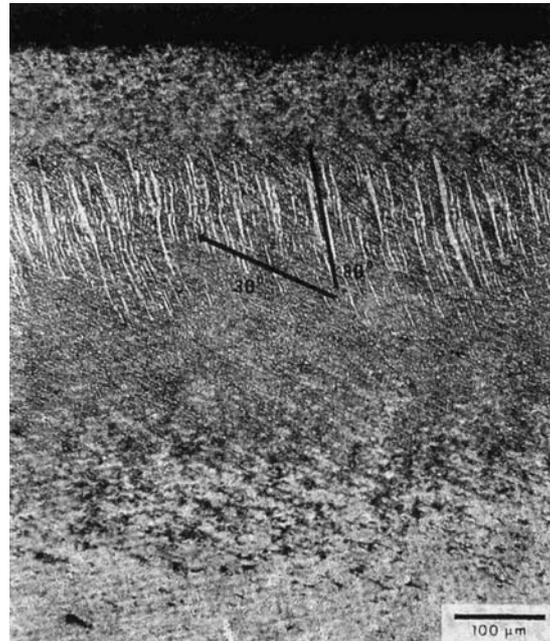
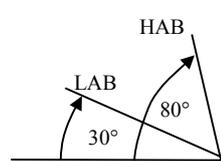
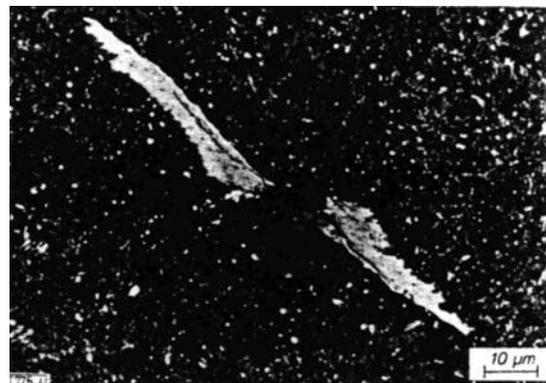


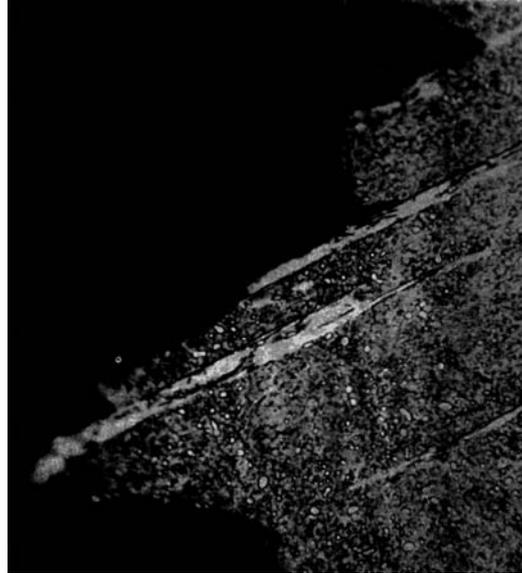
Abb. 11 Butterfly [32]



Im Schliffbild des Bruchbereiches eines Pittings wirken die WB wie feste weiße Nadeln in einer „weicheren“ Matrix. Zudem verläuft die Bruchfläche teils sauber entlang der Grenze zwischen WB und Matrix.

Von Voskamp [34] u.a. werden die WB zusätzlich in LAB (low angle bands) und HAB (high angle bands) unterteilt. Die LAB besitzen eine stärkere Neigung im Bezug zur Oberflächennormalen als die HAB, wie auch in Abb. 10 zusehen ist. Sie treten im Verlauf der Beanspruchung später auf als die HAB.

Abb. 12 Querschliff der Bruchgrenzfläche eines Pittings [38].



Auch die Untersuchung von wälzbeanspruchten Proben, die nitriert oder nitrocarburiert waren, belegten das Auftreten einer DEA. WB wurden jedoch in dieser Untersuchung nicht festgestellt [39]. Die Ursache kann in dem geringeren Kohlenstoffgehalt der beeinflussten Randzone begründet sein, so dass die WB einerseits kaum auftreten oder andererseits metallografisch nicht ohne weiteres sichtbar werden. An den beanspruchten nitrierten Proben wurde eine deutliche Härtezunahme im unteren Bereich der Diffusionsschicht (Abb. 13) festgestellt. Dieser Bereich korrelierte mit einer stärkeren Anätzbarkeit, wodurch er innerhalb der DEA einen dunkleren Bereich bildete [39]. Andere Untersuchungen, die sich die Beurteilung von nitrierten Randschichten im Wälzkontakt zur Aufgabe stellten, arbeiteten in Richtung Verfahrensbeurteilung, liefen meist auf die Herausstellung eines Verfahrens hinaus und sind in der Übertragbarkeit ihrer Ergebnisse als eingeschränkt zu betrachten. In [40] wurde z.B. für einen 3% CrMoV-Stahl (Vasco X2) eine Vergleichsuntersuchung über den Einfluss verschiedener Randschichtbehandlungen – Nitrieren, Karborieren und Karborieren + Nitrieren auf die Wälzfestigkeit durchgeführt. Die Versuche wurden durch eine FEM-Rechnung beurteilt, aber nur elastisch, da die Autoren davon ausgegangen waren, dass eine erzeugte Randschicht plastische Deformationen verhindern muss. Diese Einschränkung führte zu der Schlussfolgerung, dass nur Karborieren mit einem speziellen nachfolgenden Nitrieren die besten Ergebnisse liefert, da diese Kombination gegenüber den anderen verwendeten Varianten die höchste Verfestigungstiefe aufwies.

1 Vorbetrachtung

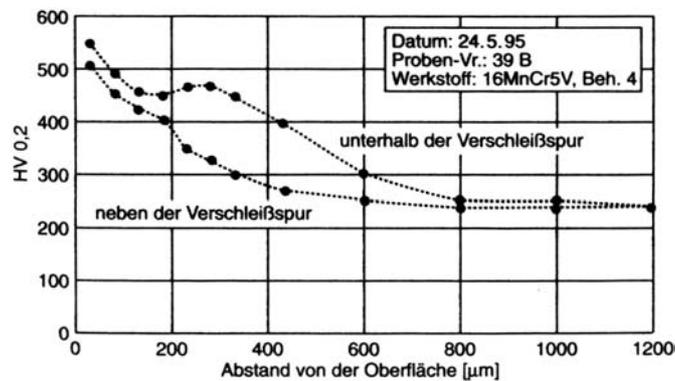


Abb. 13 Veränderung des Härtetiefenprofils durch Verfestigung; „neben der Verschleißspur“ entspricht dem Ausgangszustand und „unterhalb der Verschleißspur“ entspricht dem beanspruchten Zustand [39]

Ein gewisser Streitpunkt ist die Verwendung der geeigneten Vergleichsspannungshypothese. Die Forschungsgruppe um Dang-Van geht von der besseren Eignung der Vergleichsspannungshypothese nach Tresca aus. Wogegen die Forschungsarbeiten von Kloos, Broszeit, Zwirlein u.a. die Vergleichsspannungsberechnung nach Mises als bessere Möglichkeit darstellen [32, 33]. Letztere belegen den Zusammenhang dadurch, dass die Winkellage der WB mit der Hauptschubspannungsebene, der Eigenspannungsentwicklung und dem Beanspruchungsmaximum korrelieren, die nach der Mises Hypothese berechnet wurden. Im größeren Zusammenhang betrachtet kann dieser Streitpunkt als unwesentlich eingeschätzt werden, da die Vergleichsspannungshypothesen maximal, d.h. bei reinem Schub, um ca. 10% differieren. Bei allen anderen Unwägbarkeiten ist dies eher eine geringe Abweichung. Tendenziell ist jedoch festzustellen, dass die Schubspannungshypothese die Wälzfestigkeit stärker unterschätzt. Wird eine allgemeine Verfügbarkeit als Maßstab angesetzt, liegt die Mises Hypothese klar im Vorteil, da jedes FEM-Paket über dieses Materialmodell verfügt.

Die beanspruchungsgesteuerte mikrostrukturelle Veränderung führt auch zur Bildung einer ausgeprägten Textur. Für den Kontakt Wälzlagerkugel – Kugellaufbahn wurde von Voskamp [34] am beanspruchten 100Cr6 eine sehr ausgeprägte Textur in einer Tiefe von 0,2mm gefunden. Die Messungen am kubischraumzentrierten Ferrit belegten zwei Texturtypen:

- $\{100\} \langle 110 \rangle$ (zusätzlich gekoppelt mit einer $\{221\} \langle 411 \rangle$ Textur)
- $\{111\} \langle 211 \rangle$

Ein Zusammenhang zur Strukturbildung mit der Lage und Art der WB (LAB und HAB) konnte jedoch von Voskamp nicht gefunden werden. Danach korreliert die Orientierung der LAB nicht in genügender Weise mit einer Kippung der $\{111\} \langle 211 \rangle$ Textur zur Walzebene.

In der Problematik der Wälzfestigkeit ist ausreichend erörtert worden, dass Einschlüsse die Wälzfestigkeit negativ beeinflussen. Es ist auch bekannt, dass „weiche Einschlüsse“, das betrifft im wesentlichen das Mangansulfid, nur einen geringen Einfluss haben. In einer FEM-Simulation (Einschluss + Anriss) wurde dies bestätigt [41]. Zusätzlich wurde festgestellt, dass Aluminiumeinschlüsse aufgrund der Zugspannungen, die um einen solchen Einschluss vorliegen, die größte Gefährlichkeit besitzen. Die Zugeigenspannungen werden bei der Wärmebehandlung durch den geringeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten des Aluminiums gebildet. In der gleichen Arbeit wurden TiN-Einschlüsse als weniger gefährlich eingeschätzt.

1.1.5 Klassifizierung und Modelle des Schädigungsverhaltens

Für eine klare Strukturierung des Schädigungsverhaltens ist eine lokale Zuordnung nach Lorösch [42] sinnvoll. Zwei Modi [43] werden nach der Distanz zur Oberfläche postuliert: der oberflächennahe Modus 1 und der oberflächenferne Modus 2. Die Ausfallswahrscheinlichkeit korreliert im Modus 1 mit der Rauheit, der Oberflächeninhomogenität z.B. kleiner „Löcher“ und mit dem zunehmenden Verhältnis von Transversalkraft F_T zur Normalkraft F_N , sowie dem Verunreinigungsgrad des Schmiermittels (Partikelgröße, -härte, -verteilung). In [43] wurde dieser Zusammenhang exemplarisch untersucht. Danach wurde die Lebensdauer von Wälzproben aus 440C durch oberflächennahe Anrisse bestimmt, wenn die Oberfläche rau oder „geschädigt“ war. Bei Proben mit sehr geringer Oberflächenrauheit und „ungeschädigter“ Oberfläche fand die Rissinitiierung im oberflächenfernen Bereich statt.

Schädigungsprozesse, die den Modus 1 begünstigen, sind:

- Randverschleiß durch Adhäsion, Tribooxidation, Abrasion und Korrosion
- oberflächennahe Kontaktermüdung, d.h. Mikroanrisse

Bei Existenz von kleinen Anrissen im oberflächennahen Bereich stellt sich die Frage, nach wie vielen Zyklen eine kritische Anrisslänge zur Pittingbildung erreicht ist. Zur Beantwortung dieser Frage übertrugen Glodez u.a. [44] die Vorstellungen der Bruchmechanik auf dieses System. Danach wird die Risswachstumsrate durch die plastische Dehnung an der Risspitze bestimmt. Da die behandelten Rissgrößen im makroskopischen Bereich liegen, kann durch dieses Modell nur das letzte Stadium kurz vor Ausfall der Wälzlagerpaarung beschrieben werden.

Die Modelle für die Beanspruchbarkeitsberechnung nach der Shakedowntheorie sind dem Modus 2 zuzurechnen. Der Ausfall wird meist in einer Tiefe der halben Kontaktfläche a ausgelöst (gesamte Kontaktfläche = $2a$) [45]. Zum Vergleich: Für Linienkontakt, ohne Reibung und rein elastischem Verhalten liegt das Vergleichsspannungsmaximum nach Mises bei $\sim 0,7a$ [46]. Die maximale Dehnungsamplitude erreicht nach Modellberechnungen von Maouche und Dang-Van [30] $\sim 0,5a$. Auf der anderen Seite zeigt die Bewertung von Punkt- und Linienkontakt in der Lebensdauerbeziehung in Formel (2), dass die Belastungsverteilungen, die näher zur Oberfläche liegen, gefährlicher eingeschätzt werden. Das heißt, dass mit der Verlagerung der Schädigung von Modus 2 zum Modus 1 eine Lebensdauerverringerung eintritt. Ein äquivalentes Verhalten wird im LCF-Verhalten nitrierter Stähle beobachtet, wo die ertragbare Zyklenzahl halbiert wird, wenn die Schädigung durch einen Anriss an der Oberfläche ausgelöst wird.

Das qualitative Schädigungsmodell nach Voskamp [34] für Wälzlagerstähle mit Restaustenit (im wesentlichen 100Cr6) behandelt im Grunde auch den Schädigungsfall nach Modus 2, also oberflächenfern. Er unterteilt die Lebensdauer in drei Bereiche, die Shakedown-, die steady-state- und die Instabilitätsphase. Die Zyklenzuordnung und die ablaufenden Prozesse sind in Abb. 14 aufgeführt. Die Frage, ob im steady-state-Bereich nur unwesentliche Veränderungen ablaufen, ist bei der Sichtung der Ergebnisse in [34] nicht ohne weiteres eindeutig zu beantworten. So belegt die Zunahme der DEA eine ständige irreversible Werkstoffveränderung, die keine Veränderung der Kontaktgeometrie mit sich bringt, aber wohl doch den abschließenden Ausfallsprozess einleitet. Zum Vergleich - die Ausweitung der DEA (=DER) ist in Kapitel 6.1 in Abb. 113 [37] dargestellt.

1 Vorbetrachtung

Zyklen	Stufe	Prozesse
10^3	1. Phase: Shakedown	<ul style="list-style-type: none"> ◆ Mikroskopische Verformung ◆ Kaltverfestigung ◆ Aufbau von Eigenspannungen
10^5	2. Phase: Steady-state	<ul style="list-style-type: none"> ◆ Keine wesentlichen Veränderungen
10^9	3. Phase: Instabilität	<ul style="list-style-type: none"> ◆ Entfestigung ◆ Mikroskopische Verformung ◆ Aufbau von Eigenspannungen ◆ Entwicklung einer Textur ◆ Volumenzunahme in der Zone mit mikroplastischer Verformung ◆ Höhere Wahrscheinlichkeit von Ermüdungsschälung

Abb. 14 Tabelle der drei Phasen bei Wälzermüdung nach Voskamp [34]

Das qualitative Modell ist jedoch nicht ohne weiteres auf das Versuchsmaterial und die zu beurteilende Gradientenrandschicht, d.h. den nitrierten Vergütungsstahl, anwendbar, da in diesem Fall der Restaustenit fehlt. Der Restaustenit hat einen wesentlichen Einfluss auf das Beanspruchungsverhalten. Durch seine mechanisch induzierte Phasenumwandlung tritt eine Verfestigung ein und es entstehen Druckeigenspannungen.

Ein phänomenologisches Abschätzungsmodell wurde von Böhmer und Hirsch [47] vorgeschlagen. Danach wird der Grad der Schädigung, der mit der plastischen Dehnung korreliert, durch die Veränderung des Eigenspannungszustandes bestimmt. Der charakteristische Wert „Verformungskennwert“ wird aus der Fläche ermittelt, die von den Eigenspannungstiefenverläufen des Ausgangszustandes und des belasteten Zustandes umschlossen wird. Diese Methode verkürzt die Versuchszeiten, erfordert aber röntgenografische Eigenspannungsmessungen (ausreichend genaue Tiefenverläufe). Eine richtige Optimierungsmethode „Belastung – Werkstoff – Konstruktion“ stellt dies nicht dar, weil für jeden Werkstoff und für verschiedene Prüftemperaturbereiche andere kritische Verformungskennwerte auftreten können.

Das Ratcheting

Wie voranbeschrieben tritt oberhalb des plastischen Shakedown eine Aufsummierung von plastischen Dehnungen auf – Ratcheting. Analytisch gesehen müssen zwei Bedingungen für ein Ratcheting erfüllt sein:

- das betragsmäßige Maximum des Belastungszyklus muss oberhalb der Streckgrenze liegen
- die zyklische Belastung ist unsymmetrisch, d.h. die Mittelspannung ist ungleich null

Für die Beschreibung des Fortschritts der Aufsummierung wurden schon Ende der 60er erste Modellansätze geliefert. Als Ausgangsmodell kann das Modell von Frederick und Armstrong [48] gelten. Dieses sah eine konstante plastische Dehnungsrate vor. Für Werkstoffe wie Kupfer ist dieses Materialverhalten in Versuchen bestätigt worden. In den vorliegenden FEM-Paketen wird dieses Werkstoffverhalten durch vorhandene Materialgesetze beschrieben. Unter dem FEM-Programm Ansys z.B. wird dieses Materialmodell als bilineares kinematisches

Modell bezeichnet. Das bilineare kinematische Materialmodell beschreibt mit zwei linearen Ansätzen das elastische und das plastische Dehnungsverhalten, d.h. im plastischen Bereich liegt eine konstante Verfestigung vor. Der Fließkörper wird nach der Mises Hypothese berechnet, ebenso wie im Modell nach Frederick und Armstrong. Kinematisch bedeutet, dass der Grenzfließkörper in Abhängigkeit zur vorherigen plastischen Dehnung betragsmäßig und vektoriell im Spannungsraum verschoben wird. Durch die Subtraktion des Belastungstensor \tilde{S} um dem Shifttensor $\tilde{\alpha}$ (in Spannungswerte umgerechnet) wird die Verschiebung des Fließkörpers erzeugt. Der Shifttensor bildet sich aus den vorliegenden plastischen Dehnungen. Die Formel (11) beschreibt die Oberfläche des Fließkörpers, wobei „ $(\tilde{S} - \tilde{\alpha}) : (\tilde{S} - \tilde{\alpha})$ “ das skalare Produkt des Tensors „ $(\tilde{S} - \tilde{\alpha})$ “ ist.

$$(11) \quad (\tilde{S} - \tilde{\alpha}) : (\tilde{S} - \tilde{\alpha}) - 2k_e^2 = 0$$

\tilde{S} Deviator des Spannungstensors

$\tilde{\alpha}$ Shifttensor, der die Verschiebung des Fließkörpers im Spannungsraum beschreibt

k_e Scherfließgrenze

Im Gegensatz zu Kupfer wurde bei niedriglegierten Stählen festgestellt, dass sich die Ratchetingrate mit zunehmender Aufsummierung verringert. Sie nimmt jedoch wieder zu, wenn sich die Mittelspannung verändert. Wird die Mittelspannung betragsmäßig abgesenkt, so sinkt auch der Verfestigungsgrad und die Ratchetingrate kehrt sich um. Jiang und Sehitoglu [49] führten einen kombinierten Zugwechsel- und Torsionsversuch durch, an dem sich dieses Verhalten gut nachvollziehen lässt. Über die gesamte Versuchsdauer liegt eine symmetrische Zugwechselbeanspruchung vor, die von einer konstanten Torsionsspannung überlagert wird. Durch die konstante Torsionsspannung ist die Belastung unsymmetrisch. Der Versuch unterteilt sich in zwei Phasen. Diese unterscheiden sich darin, dass die Torsionsspannung in der ersten Phase größer ist als in der zweiten. In der ersten Phase tordiert die Probe in die erzwungene Torsionsrichtung. Das erfolgt durch das Aufsummieren über die Zyklen. Infolge von Verfestigung wird nach einer endlichen Anzahl Zyklen ein pseudo-steady-state-Zustand erreicht. Der erste Abschnitt des Versuches ist abgeschlossen. Im nächsten Schritt wird die konstante Torsionslast verringert. Die Probe tordiert nun in die entgegengesetzte Richtung. Bei Wegnahme der Torsionslast geht die Probe sogar in ihre Ausgangslage zurück. Dieses Verhalten wird als Memory-Effekt bezeichnet.

Zur Beschreibung des differenten Werkstoffverhaltens von Kupfer und legierten Stahl führte Bower [50] in das Modell nach Frederick und Armstrong zwei zusätzliche Variablen neben den schon vorhandenen Werkstoffkonstanten c und γ_1 ein. Diese zusätzlichen Variablen sind \tilde{Y} und γ_2 in den Formeln (12) und (13). Mit Ihnen wird ein werkstoffabhängiges, kinematisches Ver- und Entfestigungsverhalten beschrieben. Wenn beide gleich null sind, reduzieren sich die Formeln auf die Ausgangsformen und es wird ein Werkstoffverhalten entsprechend Kupfer beschrieben.

$$(12) \quad d\tilde{\alpha} = \frac{2}{3}c d\tilde{\epsilon}^p - \gamma_1(\tilde{\alpha} - \tilde{Y})d\left|\frac{2}{3}\tilde{\epsilon}^p\right| \quad [50]$$

$$(13) \quad d\tilde{Y} = \gamma_2(\tilde{\alpha} - \tilde{Y})d\left|\frac{2}{3}\tilde{\epsilon}^p\right| \quad [50]$$

$\tilde{\alpha}$ - Shifttensor

c, γ_1, γ_2 - Materialkonstanten

$\left|\frac{2}{3}\tilde{\epsilon}^p\right|$ - Betrag des Tensors der plastischen Dehnung

Modellrechnungen mit diesem Modell ergaben vergleichbare Ratchetingraten zu experimentellen Befunden. Für hohe Beanspruchungen wurde jedoch die Ratchetingrate zunehmend überschätzt. Auch wenn die Fehler der Ratchetingrate gering sind, so kann sich der Fehler über große Zyklenzahlen erheblich aufsummieren und die Vergleichbarkeit ist hinfällig. Auch FEM-Resultate [51], die unter Anwendung der kinematischen Festigkeitstheorie berechnet wurden, zeigen zu große plastische Dehnungen auf.

Aufgrund dieser Überlegung wurden komplexere Ratchetingmodelle aufgestellt. Eine Übersicht zur Entwicklung der Modelle ist aus [52] entnommen und in Abb. 15 dargestellt. Multigrenzflächenmodelle oder auch Modelle mit Schwellen mit Potenzansätzen werden als letzte Punkte in der Entwicklung angegeben. In diesen Modellen erfahren die Koeffizienten eine Veränderung, wenn die zugehörige Grenzfläche bzw. Schwelle überschritten wird. Dadurch wird versucht, das sehr komplexe Werkstoffverhalten verschiedener Werkstoffe erfassen zu können.

Es stellt sich die Frage, ob diese Modelle auch auf breiterer Basis angewendet werden können. Hierfür wird das Modell nach Jiang und Sehitoglu [53, 54, 55] näher betrachtet.

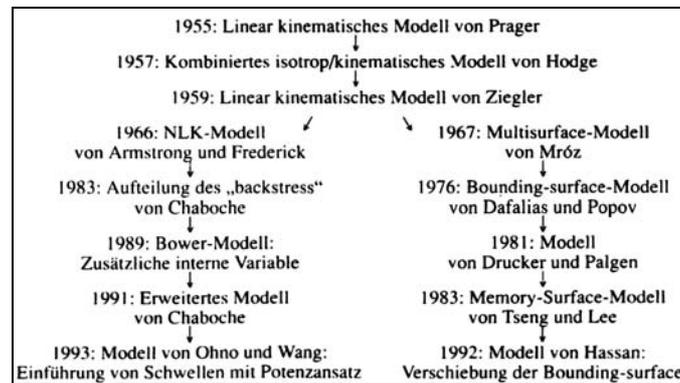


Abb. 15 Entwicklung der Ratchetingmodelle nach [52]

Das Modell wurde durch einen Kunstgriff entworfen, der darin bestand, den Shifttensor (engl.: Backstress), der den Spannungstensor entsprechend der kinematischen Theorie verschiebt, in eine endliche Zahl von Untertensoren zu unterteilen (14).

$$(14) \quad \tilde{\alpha} = \sum_{i=1}^M \tilde{\alpha}_{(i)}$$

Dadurch ist die mathematische Grundlage gegeben, jeden Werkstoff durch eine größere Anzahl von Regressionskoeffizienten beschreiben zu können. Die Untershiftvektoren unterteilen sich wiederum in verschiedene Unterfunktionen. Diesen Unterfunktionen werden verschiedene mechanische Werkstoffverhaltensbilder zugeordnet. Dazu zählt der nonproportionale Spannungseffekt, das Non-Masing Verhalten, die Ver- und Entfestigungstendenzen und der voran beschriebene Memory-Effekt. Durch die Mehrfachuntergliederung des Shiftvektors müssen bei 10 Untervektoren, wie in [53] vorgeschlagen, insgesamt 72 Koeffizienten mit Werten belegt werden. Dabei können einzelne Koeffizienten auch zur Vereinfachung mit null besetzt werden. Trotzdem ist diese große Anzahl von Koeffizienten für erweiterte, d.h. praktische Anwendungen kaum sinnvoll. Die Verwendung dieses oder gleichartiger Modelle in FEM-Software führt zudem zu Konvergenzproblemen. Entsprechend klein müssen die Schrittweiten (z.B. Last- oder Wegstufen) gewählt werden und die Berechnungszeiten werden erheblich größer. Trotzdem wurde in der vorliegenden Arbeit versucht, einen Teil der Koeffizienten nach den Vorgaben der Modellentwickler zu ermitteln.

Eine rein phänomenologische Betrachtung und Lösung stellt die logarithmische Beziehung (15) für den Gesamtbetrag des Ratcheting nach Su und Clayton dar [56]. Su und Clayton kamen bei der Auswertung von Ratchetingversuchen zu dem Schluss, dass die Ausgangsratchetingrate $\gamma_{r,0}$ mit sinkendem Verhältnis p_H/k_e und die Ratchetingrate γ_r mit wachsender Zyklenzahl abnehmen.

$$(15) \quad \gamma_r = \gamma_{r,0} \cdot N^b \quad [56]$$

N – Zyklenzahl

b – Koeffizient

Da bei den Experimenten oberflächennahes Ratcheting analysiert wurde, bewerteten Su und Clayton den Einfluss der Reibung als sehr hoch, was in Formel (16) für die Berechnung der Ausgangsratchetingrate zum Ausdruck kommt:

$$(16) \quad \gamma_{r,0} = a_1 \cdot e^{(a_2 \cdot \mu_r \cdot p_h)} \quad [56]$$

μ_r - Reibungskoeffizient

Dieser Ansatz weicht stark von anderen Ansätzen ab. Die Berechnung der Ausgangsratchetingrate nach Formel (16) erscheint durch die Überbewertung der Reibung als fraglich.

Bei der Betrachtung von aufgenommenen Verschiebungsverläufen aus den experimentellen Untersuchung in Abb. 16 ist ein interessanter Zusammenhang aufzeigbar, der den komplexen Charakter der Aufsummierung der plastischen Dehnung bestätigt. Im ersten Teil des Versuches findet die plastische Dehnung vor allem bis zu einer Tiefe von 0,4mm statt. Danach ist dieser Bereich stark verfestigt, wodurch die weitere plastische Dehnung in einer Tiefe von 0,35mm bis 0,6mm realisiert wird. Dieser Bereich ist im Bild mit einem Pfeil gekennzeichnet. Daraus folgt, dass die Gesamtsumme des Ratchetings für eine Wälzbeanspruchung nur bedingt durch eine einfache logarithmische Formel beschrieben werden kann. Die Lösung der lokalen und werkstoffseitigen Beschreibung deutet hier wiederum in die Richtung einer FEM-Modellierung.

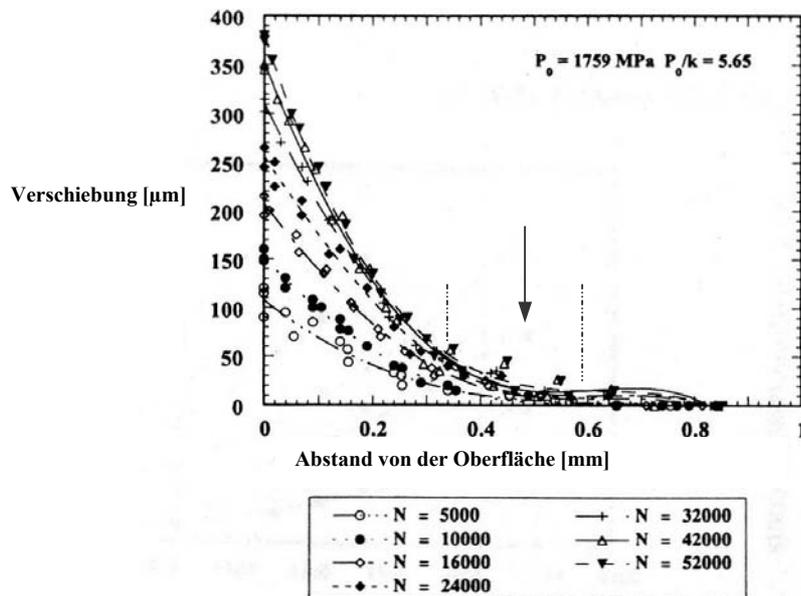


Abb. 16 Im Randbereich von Wälzkörpern gemessene Verschiebungen nach unterschiedlichen Zyklenzahlen N , bei Belastungen oberhalb des elastischen Shakedown [56]

Die Mehrzahl der Veröffentlichungen war bisher stark durch ihre fachspezifischen Sichtweise und weniger durch eine ganzheitliche Betrachtung des komplexen Problems der Wälzbeanspruchung geprägt. Auch die Aussagekraft von FE-Modellen war bisher stark begrenzt. Wichtige Randbedingungen des Wälzkontaktes konnten nicht nachgebildet werden. Dazu gehörten die Darstellung des Schlupfes durch Kontaktmodelle und die Darstellung von nicht rotationssymmetrischen Wälzkontakten durch 3D-Modelle. Die Reflektierung der Materialveränderung durch die Modelle war ebenso eingeschränkt, da nur einfache Materialmodelle verwendet wurden. Dazu zählt auch das Berücksichtigen der Veränderung des Fließverhaltens unter erhöhten Beanspruchungsgeschwindigkeiten und zyklischen Belastungen.

1.2 Gradientenschichten

Der Fokus dieser Arbeit ist auf die Beanspruchung von Gradientenschichten gerichtet, das soll aber nicht den Blick auf die Erzeugung entsprechender Randschichten versperren, so dass in diesem Abschnitt Prinzipielles über die Technologien dargelegt wird. Im Abschnitt 1.2 wurde erwähnt, dass Nitrierschichten und gehärtete oder einsatzgehärtete Randschichten für wälzbeanspruchte Bauteile verwendet werden. Aus diesem Grund werden das Nitrieren und das Einsatzhärten in ihrer Technologie beschrieben.

Randschichttechnologien werden im allgemeinen dazu eingesetzt, eine dauerhafte Verfestigung des Randbereiches zu erreichen oder eine dauerhafte Verschleißschutzschicht aufzubringen. Ausgenommen davon sind Überzüge mit optischer und elektrischer Funktion. Durch die Technologien wird ein funktionsbezogenes Eigenschaftsprofil erzeugt, das sich in einem duktilen (verformbaren) Werkstückkern und einer verfestigten Randschicht ausdrückt.

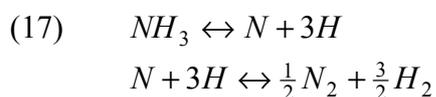
Thermo-chemische Behandlungsverfahren wie das Einsatzhärten und Nitrieren mit ihren speziellen Erzeugungstechnologien gehören dabei mit zu den wichtigsten Vertretern. Eigenschaftsprofile, die nicht durch die Veränderung des Substrates erreicht werden können, werden durch das Auftragen von Schichten erzeugt. Zu diesen Technologien zählen die Beschichtungsverfahren der PVD und PACVD –Technik. Durch PVD- und PACVD-Verfahren werden zum Beispiel wesentlich härtere Schichten mit kleinen Reibungskoeffizienten abgeschieden. Ein gewisser Nachteil der Schichten ist ihre geringe Dicke (im Mikrometerbereich) und der immense Sprung der mechanischen Kennwerte am Interface (Hartstoffschicht zu Substrat). Dabei können Spannungen am Interface durch technologische Ursachen (Eigenspannungen) oder Belastungen (Dehnungen durch thermische Belastungen bei unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten oder hohe plastische Dehnungen des Substrates) zum Schichtversagen durch Abplatzungen führen. Aus diesem Grund ist es sinnvoll, den Grundwerkstoff durch eine thermochemische Randschichtbehandlung an das Eigenschaftsniveau der Hartstoffschicht anzugleichen. Gradientenrandschichten haben dabei den Vorteil, den Sprung des Eigenschaftsprofils gradiert abzumildern.

1.2.1 Nitrieren

Das Nitrieren hat zum Ziel, Stickstoff in das Substrat einzubringen. Dieser lagert sich in die Gitterlücken - Leer- und Fehlstellen des Metallgitters ein, bildet Sondernitridausscheidungen und führt zu Härtesteigerungen. Die Nitriertechnologien, werden entsprechend dem Spendermedium klassifiziert – z.B. das Pulver-, das Bad-, das Gas- und das Plasmanitrieren. Allen gemeinsam ist, dass der Stickstoff in einer Verbindung vorliegt, die im Reaktionsraum aufgespalten wird

Innerhalb der Forschungsarbeit wurde für das Erzeugen der Nitrierschicht auf den Probenkörpern das sensor kontrollierte Gasnitrieren ausgewählt, da es eine besonders gute Steuerung des Nitrierprozesses ermöglicht. Die wichtigen, technologischen Parameter für das sensor kontrollierte Gasnitrieren sind die Temperatur, die Nitrierkennzahl K_N , die Oxidationskennzahl K_O und die Prozesszeit.

Die Prozesstemperaturen liegen - gebunden an der notwendigen Diffusionsgeschwindigkeit des Stickstoffs und dem gewünschten Eigenschaftsprofil (z.B. Eigenspannungen) - zwischen 350-600°C. Als Stickstoffspendermedium wird Ammoniak verwendet. Dieser zerfällt im Reaktionsraum und an der Eisenoberfläche mehrstufig durch Abgabe des Wasserstoffs in Stickstoff und molekularen Wasserstoff. Der atomare Stickstoff hat die Möglichkeit, chemisorbiert zu werden oder zu rekombinieren.



Die Nitrierkennzahl K_N wird vom Massenwirkungsgesetz abgeleitet.

$$(18) \quad K_N = \frac{p_{NH_3}}{p_{H_2}^{(3/2)}}$$

1 Vorbetrachtung

Durch die Veränderung der Nitrierkennzahl wird der Umfang der Chemisorbtion pro Zeiteinheit und die Art der äußeren Nitrierschicht (ob mit ϵ -, γ '- oder ganz ohne Verbindungsschicht) geregelt. In der verwendeten Nitrieranlage wird die Nitrierkennzahl K_N durch das Mischungsverhältnis von Ammoniak und gespaltenem Ammoniak (molekularer Wasserstoff und Stickstoff) gesteuert.

Die Nitrierwirkung kann durch die Zugabe von Oxidationsmitteln optimiert werden. Dabei sollte die Oxidationsgrenzlinie des Eisens nicht überschritten werden. Der technologische Parameter ist die Oxidationskennzahl K_O , die aus der Zersetzungsreaktion des Wassers hergeleitet worden ist.

$$(19) \quad K_O = \frac{P_{H_2}}{P_{H_2O}}$$

Im Online-Betrieb nehmen Sonden, die in den Reaktionsraum reichen, die technischen Parameter auf. Die Auswertung der Messergebnisse und die Steuerung erfolgt über eine Honeywell SPS 2000. Das Prinzip der verwendeten Anlage ist im nachfolgenden Bild dargestellt.

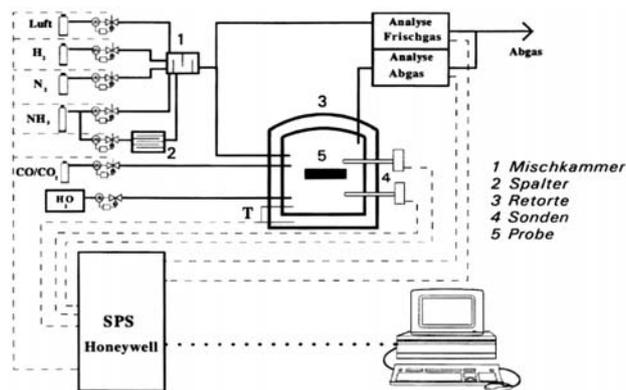


Abb. 17 Schematische Struktur einer sondengesteuerten Gasnitrieranlage; die Sonden reichen in den Reaktionsraum im Nitrierofen [57]

Über die Nitrierzeit wird im wesentlichen die Nitrierhärte tiefe gesteuert. Da das Nitrieren ein diffusionsgesteuerter Prozess ist, gelten das 1. und das 2. Ficksche Gesetz. Danach ist die Nitrierhärte tiefe durch eine Quadratwurzelbeziehung mit der Prozesszeit verknüpft.

$$(20) \quad Nht = a_k \cdot \sqrt{t}$$

a_k – Koeffizient (anlagen- und prozessabhängig)
 t – Prozeßzeit

1 Vorbetrachtung

Zur Bestimmung der Prozesszeit und der anzuwendenden Nitrierkennzahl wurden vorhandene Versuchsergebnisse der Anlage wie z.B. in Abb. 18 genutzt.

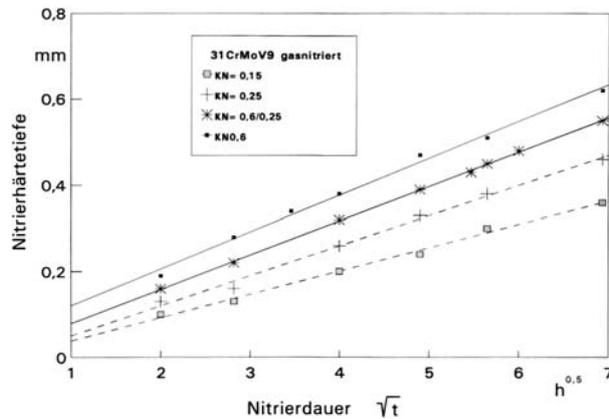


Abb. 18 Die Abhängigkeit der Nitrierhärteiefe für den Versuchsstahl 31CrMoV9 von der Nitrierdauer und der Nitrierkennzahl bei einer Nitriertemperatur von 550°C; $KN = K_N =$ Nitrierkennzahl [57]

Aufbau der Nitrierschicht

Die Dicke einer Nitrierschicht entspricht ungefähr der Diffusionstiefe des eingebrachten Stickstoffs. Im obersten Randbereich bestimmt der Grad der Übersättigung an Stickstoff das Vorhandensein und den Aufbau einer **Verbindungsschicht**. Die Verbindungsschicht besteht aus kubischflächenzentrierten γ' -Eisennitrid (Fe_4N) und, wenn das Stickstoffangebot noch höher ist, aus hexagonalem ϵ -Eisennitrid ($Fe_{2-3}N$). Parallel kann es durch eine Rekombination des Stickstoffs zur Porenbildung in der Verbindungsschicht kommen. Der Porenbereich (auch Porensaum) besitzt für die meisten Anwendungen negative Eigenschaften.

Auf der Oberfläche bildet sich zusätzlich eine geringhaftende Eisennitrid-**Deckschicht**. Diese ist meist äußerst dünn ($<1\mu m$) und kann dadurch eine nachfolgende Beschichtung negativ beeinflussen (Verringerung der Schichthaftung).

Auf Grund der hohen Affinität des Stickstoffs zu den Legierungselementen wird der Kohlenstoff aus den legierten Karbiden verdrängt und diffundiert in Richtung Kern und Oberfläche. Innerhalb der verschiedenen Bereiche der Diffusionsschicht (Verbindungsschicht und Ausscheidungsschicht) und dem unbeeinflussten Matrixbereich liegen unterschiedliche Diffusionskoeffizienten für den Kohlenstoff vor. Das führt im Endeffekt zu lokalen Anreicherungen des Kohlenstoffs, einer inneren Aufkohlung und z.B. zur Bildung von ϵ -Carbonitriden.

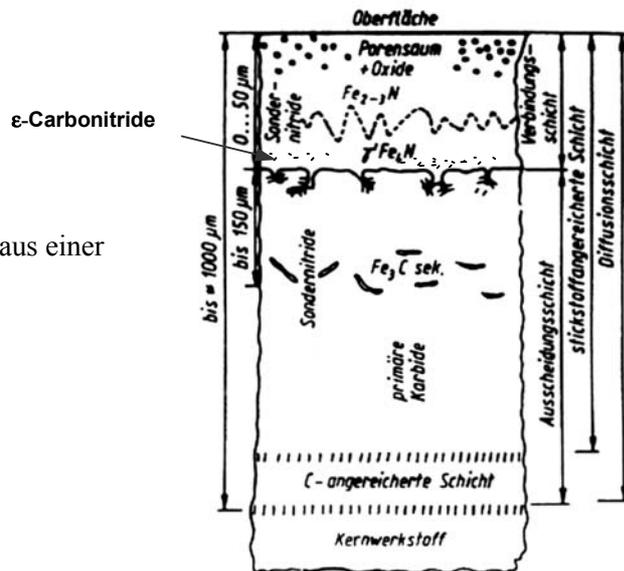


Abb. 19 vereinfachte Darstellung des Aufbaus einer Nitrierschicht [96]

Eigenstressungen in der Nitrierschicht:

Die Einlagerung von Stickstoff in die oktaedrischen Gitterlücken des α -Eisens und die Bildung von Sondernitriden erzeugen Druckeigenstressungen. Diese sind unter mechanischen Beanspruchungen relativ stabil. Im Vergleich dazu werden Eigenstressungen, die durch Kugelstrahlen entstehen, weitgehend unter zyklischen Belastungen abgebaut [58]. Übereinstimmend mit anderen Forschungsarbeiten werden von Mittermeier [59,60] die mechanisch stabilen Eigenstressungen vorwiegend den Mikro-eigenstressungen zugeordnet (Mikro-eigenstressungen = Eigenstressungen der 2. und 3. Art).

Die maximale Höhe des Eigenstressungsprofils wird durch die Warmfestigkeit des Substrates bestimmt [57]. In einigen Eigenstressungsprofilen ist ein leicht fallender Druckeigenstressungsverlauf zur Oberfläche festzustellen. Eine Ursache hierfür ist die auftretende Randentkohlung.

Der Härtetiefenverlauf und die Nitrierhärtetiefe:

Die technisch relevante Stärke der Nitrierschicht widerspiegelt sich im Härtetiefenverlauf. Die Nitrierhärtetiefe ist die Tiefe, bei der die Härtezunahme größer/gleich 50HV ist. Der Referenzwert für die Ausgangshärte ist die gemessene Kernhärte.

1 Vorbetrachtung

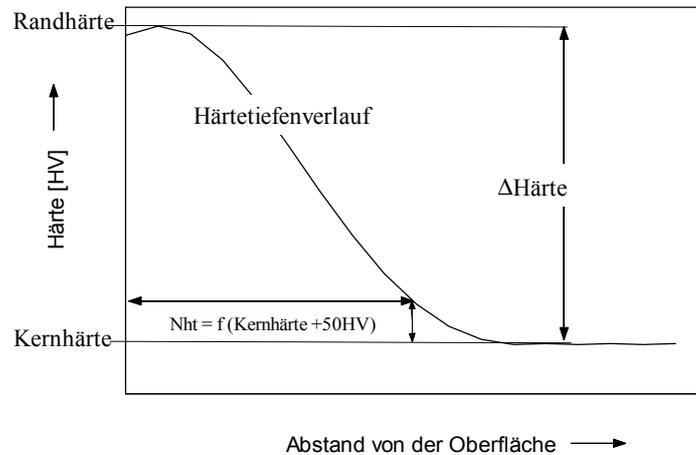


Abb. 20 Kennzeichnung des Härtetiefenverlaufs nitrierter Randschichten

Bei einer Nitrierung mit Verbindungsschicht wird nach der Bildung der Verbindungsschicht (meist nach ca. 20min.) sofort die maximale Härte im Oberflächenbereich erreicht. Dagegen erreicht die Randhärte bei einer Nitrierung ohne die Bildung einer Verbindungsschicht (verbindungsschichtfrei - Vf) erst nach längerer Prozesszeit ein Maximum, weil die Ausscheidung der Sondernitride durch das geringere Stickstoffangebot verzögert wird [57].

Die Verbindungsschicht ist eine spröde Randschicht. Sie verhält sich rein-elastisch bis zum Bruch. Messungen des Elastizitätsmoduls [61] (auch als E-Modul bezeichnet) zeigten nur geringfügige Steigerungen von $210 \cdot 10^5$ MPa auf ca. $220\text{-}230 \cdot 10^5$ MPa unter Zugbeanspruchung. Mit Zunahme des Porenanteils fiel das integrale E-Modul wieder ab.

Ein gegenläufiges Ergebnis berichtet [62]. Dort wurde das E-Modul nicht gemessen, sondern aus der Veränderung der elastischen Geraden im Zugversuch berechnet. Anhand dieser Auswertung soll sich das E-Modul durch unterschiedliche Prozesszeiten (30h und 70h) zwischen ca. $230 \cdot 10^5$ MPa und ca. $330 \cdot 10^5$ MPa bewegen. Nach eigener Auffassung scheint in dieser Untersuchung eine falsche Bewertung der Zugversuche stattgefunden zu haben. Der Zusammenhang ist metallkundlich nicht erklärbar.

1.2.2 Härten und Einsatzhärten

Für Wälzkörper wird, wie im Abschnitt 1.1.2 erwähnt, umfangreich der übereutektoide Stahl 100Cr6 verwendet. In der Wärme- bzw. der Randschichtbehandlung wird er nur gehärtet und angelassen. Das Härten wird so durchgeführt, dass eine bestimmte Menge an Restaustenit RA im Gefüge zurückbleibt. Durch die Austenitisierungstemperatur und -dauer wird der Anteil des gelösten Kohlenstoffs im Austenit geregelt, womit die M_s -Temperatur (Martensit-Start-Temperatur) und der Restaustenitanteil gesteuert wird.

Für die Anwendung in Wälzlagern wird eine bestimmte Menge an Restaustenit angestrebt, um die günstigen Einflüsse des Restaustenits, die unter Beanspruchung auftreten, gewinnen zu können.

1 Vorbetrachtung

Das Einsatzhärten

Für das Einsatzhärten werden niedriglegierte Stähle bis zu 0,25M% (Masseprozent) Kohlenstoff verwendet. Dabei wird häufig der Stahl 16MnCr5 eingesetzt. Wie beim Nitrieren lassen sich die Verfahren nach dem Spendermedium definieren. Verbreitet ist das Gasaufkohlen, bei dem verschiedene Alkane-Gasmischungen verwendet werden. Bei der Aufspaltung dieser Gasmischungen wird der notwendige Kohlenstoff zur Chemisorption bereitgestellt.

Ein technologisches Problem ist das Auftreten nicht gehärteter Bereiche im äußeren Randbereich der einsatzgehärteten Schicht. Dies ist auf eine zusätzliche, partielle Eindiffusion von Sauerstoff und auf partielle Entlegierungen zurückzuführen [63]. Neben Kohlenstoff können Sauerstoff, Stickstoff und Wasserstoff eindiffundieren. Der Umfang und die technische Wertung ist in der nachfolgenden Tabelle aufgeführt.

Tabelle 1 Umfang und Wirkung der Nichtmetалldiffusion [nach 63]

	Beabsichtigte Aufnahme	Größenordnung	Tiefe	Auswirkung
Kohlenstoff	ja	0,8M%	0,1-6mm	Erhöhung der Härbarkeit
Stickstoff	(ja)	<1M%	0,1-1mm	Erhöhung der Härbarkeit
Sauerstoff	nein	<1M%	0-0,5mm	Verringerung der Härbarkeit
Wasserstoff	nein	<2µg/g FE	0-1mm	Zunahme der Sprödigkeit
Schwefel	nein	max. 15mg/Nm ³ Erdgas	n.b.	Reduzierung des Kohlenstoffübergangs

Ein wesentlicher Vorteil des Einsatzhärtens gegenüber dem Nitrieren ist die hohe Eindringtiefe bzw. der damit verbundenen Aufhärtungstiefe. Dagegen sind nitrierte Randschichten in der Anwendung thermisch wesentlich stabiler und die behandelten Teile weisen kaum Maßänderungen auf.

2 Zielstellung und Vorgehen

Ausgehend vom Stand der wissenschaftlichen Forschung ist festzustellen, dass eine einseitige, vertiefende Forschungsarbeit zum Thema der Wälzbeanspruchung zu keiner wesentlichen Aufhellung der Zusammenhänge führen wird. Es muss viel mehr eine simultane Betrachtung aus verschiedenen Blickwinkeln stattfinden. Dafür müssen die entscheidenden Elemente aus den einzelnen Betrachtungen herausgelöst, überprüft und zusammengefügt werden. Konkret heißt das, dass die Ideen und Erkenntnisse der Shakedown- und der Ratchetingtheorien mit dem vorliegenden Werkstoffverhalten verglichen werden. Das ist die Basis, auf der ein weiterführender Modellansatz zur Beschreibung der Wälzfestigkeit generiert wird. Im Anschluss sollen FEM-Modelle genutzt werden, um wechselseitig Informationen zu gewinnen - zum einen, um offene Fragen bei der Werkstoffveränderung zu beantworten, und zum anderen, um die Interpretation von FE-Resultaten in Bezug auf die Wälzfestigkeit zu schärfen.

Die Arbeit zur Beschreibung der Wälzbeanspruchung von Gradientenschichten unterteilt sich in vier Schritte:

- 1) Ermittlung von Wälzfestigkeitshorizonten
- 2) Analyse der Werkstoffveränderungen
- 3) Herleitung des Wälzfestigkeitsmodells
- 4) Anwendung der FEM-Modellierung auf die durchgeführten Versuche unter der Berücksichtigung des Wälzfestigkeitsmodells

Die Wälzfestigkeit wird im ersten Schritt für eine ausgewählte Nitrierschicht (Nht.=0,5mm mit Verbindungsschicht; Basismaterial: 31CrMoV9) ermittelt. Für diese Versuche wird der ZF-Rollenprüfstand genutzt.

Neben der Bestimmung dieser Wälzfestigkeit werden Variationen am Versuchssystem vorgenommen, um die Einflüsse einer veränderten Kontaktgeometrie (2-Scheiben-Prüfstand), eines erhöhten Schlupfes (3% und 24%Schlupf), einer variierten Nitrierschicht (möglichst gleiche Parameter, jedoch ohne Bildung einer Verbindungsschicht) und von zusätzlichen Hartstoffschichten (TiN und Cr₂N) auf die Wälzfestigkeit zu erfassen. Dies ist notwendig, um bei der Modellbildung Randbedingungen in ihrer Wertigkeit richtig einzuordnen.

Da die Wälzfestigkeit eine Zeitfestigkeit ist, ist eine Auskunft über die Werkstoffveränderung im Bereich des Belastungsniveau der Wälzfestigkeit über die Zyklenzahl für die Bildung des Modells notwendig. Dies stellt die zweite Stufe der experimentellen Untersuchung dar. Da in den meisten Beanspruchungsfällen logarithmische Zusammenhänge zur Zyklenzahl gefunden wurden, erfolgt eine Probenuntersuchung nach 10², 10³ usw. bis 10⁷ Zyklen. Diese Proben werden metallografisch untersucht, so dass für jede Zyklenzahl eine Probe geprüft werden muss. Um den Fokus der Untersuchung an dieser Stelle nicht zu stark zu verengen, werden zwei Schlupfvarianten untersucht (3% und 24%), da auch für beide das Wälzfestigkeitsniveau ermittelt wird.

Nach der Bildung eines Modells werden FE-Modelle aufgestellt, die eine ausreichend gute Widerspiegelung der realen Belastungen zulassen. Dabei wird berücksichtigt, dass bestimmte Belastungsfacetten bisher nur qualitativ erfassbar sind. Zum Beispiel führten frühere Modellrechnungen erst bei sehr hohen Reibkoeffizienten ($\mu_r > 0,2 \dots 0,7$) zu deutlichen Einflüssen der Reibungskraft. Dem steht die praktische Erfahrung entgegen, dass deutliche Einflüsse der Reibung schon bei geringeren Reibungskoeffizienten beobachtet werden. Zudem ermittelten Johnson und Spence in Zahnradgetrieben Reibungskoeffizienten kleiner 0,1 [64].

Es ist deshalb das Ziel, die FE-Modelle stärker an die Realität anzupassen und dort, wo es nicht geht, die Begrenztheit der Modelle in die Beurteilung der Berechnungsergebnisse mit einfließen zu lassen. Die Nachbildung der Kontaktgeometrie von nicht rotations-symmetrischen Punktkontakten wird durch 3D-Modelle verbessert. Die zugrundeliegenden Materialkennwerte werden vom Grundwerkstoff und der Gradientenschicht umfangreich experimentell ermittelt. Dazu werden z.B. die Verformungsgeschwindigkeitseinflüsse, die bei den vorliegenden Wälzbeanspruchungen in den Prüfständen auftreten, bewertet und stauchratengeregelte Druckfließkurven aufgenommen. Zug-, Torsions- und Biegeversuche werden durchgeführt, um die Fließkurven und das Duktilitätsverhalten vom Grundwerkstoff und von separierten Gradientenschichtbereichen genauestens zu erfassen. Hierfür sollen numerische Berechnungsverfahren genutzt werden. Abschließend werden im Abschnitt der Werkstoffkennwertermittlung LCF- und Ratchetingversuche durchgeführt. Dies geschieht aufgrund der Annahme, dass Dehnungsverläufe am ehesten einen Schädigungsmechanismus in der Wälzbeanspruchung widerspiegeln und somit Querverbindungen zwischen LCF- und Wälzermüdungsergebnissen vorhanden sind und genutzt werden können.

3 Versuche zur Ermittlung der Wälzfestigkeit

Im ersten Schritt des Arbeitsprogramms wurden die Wälzfestigkeitshorizonte ermittelt. Zur Abschätzung der Wirkung verschiedener Einflussgrößen wurde ein erweitertes Versuchsprogramm ausgeführt. Folgende Randbedingungen wurden variiert:

- Kontaktgeometrie
- Schlupf
- Gradientenschicht
- zusätzliche Hartstoffschichten, sogenannte Duplex-Schichten (Nitrier- + Hartstoffschicht)

Die Hauptversuchslinie stellte die Wälzfestigkeitsprüfung der mit Verbindungsschicht nitrierten Proben auf dem ZF-Rollenprüfstand dar (fettgedruckt in Tabelle 2).

Die zusätzliche, geometrisch differente Kontaktpaarung wurde auf dem Zweiseibenprüfstand untersucht. Zwar lag zwischen beiden Versuchseinrichtungen auch ein Unterschied im beaufschlagten Schlupf vor, jedoch wurde die eigentliche Variation des Schlupfes am ZF-Rollenprüfstand mit 3% und 24% ausgeführt. Die zusätzlichen Hartstoffschichtvarianten waren PVD-Schichten aus TiN und Cr₂N. In Tabelle 2 ist die gesamte Versuchsmatrix für die 1.Phase der experimentellen Arbeiten zusammengefasst.

Tabelle 2 Übersicht über die Proben- und Versuchsvarianten für die Wälzfestigkeitsversuche

ZF-Rollenprüfstand	Zweiseibenprüfstand	Schlupf [%]	Wälzfestigkeitshorizont / Zyklen
Vs		3	$\sigma_{\text{w\ddot{a}lz}}$ für 10^8
Vf		3	$\sigma_{\text{w\ddot{a}lz}}$ für 10^8
Vs-T		3	$\sigma_{\text{w\ddot{a}lz}}$ für 10^8
Vs		24	$\sigma_{\text{w\ddot{a}lz}}$ für 10^8
Vf		24	$\sigma_{\text{w\ddot{a}lz}}$ für 10^8
Vf-Cr		24	$\sigma_{\text{w\ddot{a}lz}}$ für 10^8
	Vs	8	$\sigma_{\text{w\ddot{a}lz}}$ für $3 \cdot 10^7$
	Vf	8	$\sigma_{\text{w\ddot{a}lz}}$ für $3 \cdot 10^7$
	Vs-T	8	$\sigma_{\text{w\ddot{a}lz}}$ für $3 \cdot 10^7$
	Vs-T	8	$\sigma_{\text{w\ddot{a}lz}}$ für $3 \cdot 10^7$
	Vs-Cr	8	$\sigma_{\text{w\ddot{a}lz}}$ für $3 \cdot 10^7$
	Vs-Cr	8	$\sigma_{\text{w\ddot{a}lz}}$ für $3 \cdot 10^7$

Vs) unter Erzeugung einer Verbindungsschicht nitriert

Vf) ohne Erzeugung einer Verbindungsschicht nitriert

T) nachfolgend mit TiN beschichtet

Cr) nachfolgend mit Cr₂N beschichtet

3.1 Probenbereitstellung und Versuchseinrichtungen

Probenmaterial und -behandlung:

Die Proben wurden aus dem Vergütungsstahl 31CrMoV9 gefertigt, dessen Legierungszusammensetzung in Tabelle 3 wiedergeben ist. Die Zusammensetzung bewegt sich im Rahmen der vorgegeben Grenzen für diese Stahlmarke. Für die Probenfertigung wurde Stangenmaterial verwendet. Nach der spanenden Formgebung wurden die Wälzkörper wärmebehandelt.

Tabelle 3 Masseprozent der Legierungselemente des 31CrMoV9 (DIN 1.8519) aus den Ergebnissen mehrerer Glimmentladungsspektroskopiemessungen

Kennzeich.:	C	Cr	Mo	V	P	S
31CrMoV9	0,16/0,34	2,30/2,70	0,15/0,25	0,20/0,30	≤0,025	≤0,03

Sie wurden eine ½ Stunde bei 870°C austenitisiert, danach in Öl abgeschreckt und bei 620°C zwei Stunden unter Schutzgas angelassen. Vor dem Nitrieren wurden die Proben bei 350°C eine Stunde voroxidiert. Ziel der Nitrierung war die Erzeugung einer 0,5mm dicken Nitrierschicht (Nht=0,5mm). In Fall Vs mit einer dünnen 2-3µm γ'-Verbindungsschicht und im Fall Vf ohne Verbindungsschicht.

Die Proben wurden vor dem Nitrieren zur verbesserten Prozesssicherung im Muffelofen bei 350°C voroxidiert. Für die Erzeugung einer Nitrierhärte tiefe von 0,5mm wurden folgende Technologien ausgeführt:

Tabelle 4 Parameter der Nitrierung

Probenserie	Beschreibung
Vs	$K_N=0,8$; $K_O=0,276$; $T=550^\circ\text{C}$; $t=32\text{ h}$
Vf	1. Stufe (Aktivierung): $K_N=0,8$; $K_O=0,276$; $T=550^\circ\text{C}$; $t=40\text{min}$. 2. Stufe: $K_N=0,25$; $K_O=0,276$; $T=550^\circ\text{C}$; $t=36\text{h}$

Vs) mit Bildung einer Verbindungsschicht nitriert (ca. 2-3µm)

Vf) ohne Bildung einer Verbindungsschicht nitriert

K_N) Nitrierkennzahl

K_O) Oxidationskennzahl

Die hohe Oxidationskennzahl K_O wurde durch das Einbringen von Wasserdampf realisiert.

Das Prozessziel war eine Nitrierschicht mit 0,5mm Nitrierhärte tiefe. Für die Vs-Variante wurde dies in sehr guter Genauigkeit erreicht. Im Fall der Vf-Variante wurde die Nitrierhärte von 0,5mm um 0,1mm verfehlt.

3 Versuche zur Ermittlung der Wälzfestigkeit

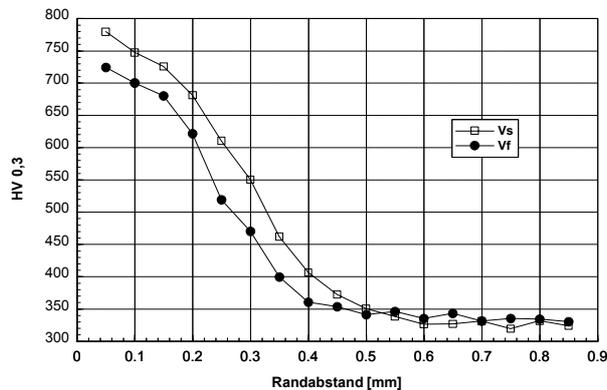


Abb. 21 Die Hörtiefenverläufe für die Nitriervarianten; Vf – Nitrieren ohne Verbindungsschichtbildung – Nht.: 0,41mm; Vs –Nitrieren mit Verbindungsschichtbildung Nht.: 0,5mm

Für die Probenvarianten mit Cr₂N- oder TiN-Hartstoffschicht wurde eine PVD (physical vapour deposition)-Beschichtung mit den nachfolgenden technologischen Parametern ausgeführt:

Tabelle 5 Technologische Parameter der PVD-Beschichtung; TINA 900

Variante:	Glimmladungssputtern	Schicht
Cr ₂ N	t=25min I _{Glimm} = 4 A T _{Substrat} =380°C	0-70%N ₂ = 5min / 70%N ₂ = 30min I _{Bogen} = 250A / U _{Bogen} = 40-42V I _{Magnet} = 0,18A
TiN	t=25min I _{Glimm} = 4 A T _{Substrat} =380°C	0-60%N ₂ = 5min / 60%N ₂ = 45min I _{Bogen} = 250A / U _{Bogen} = 40-42V I _{Magnet} = 0,18A

Für die Beschichtung wurde eine TINA 900 der Fa. VTD verwendet. Ein Schema der verwendeten Anlage ist in Abb. 22 dargestellt.

3 Versuche zur Ermittlung der Wälzfestigkeit

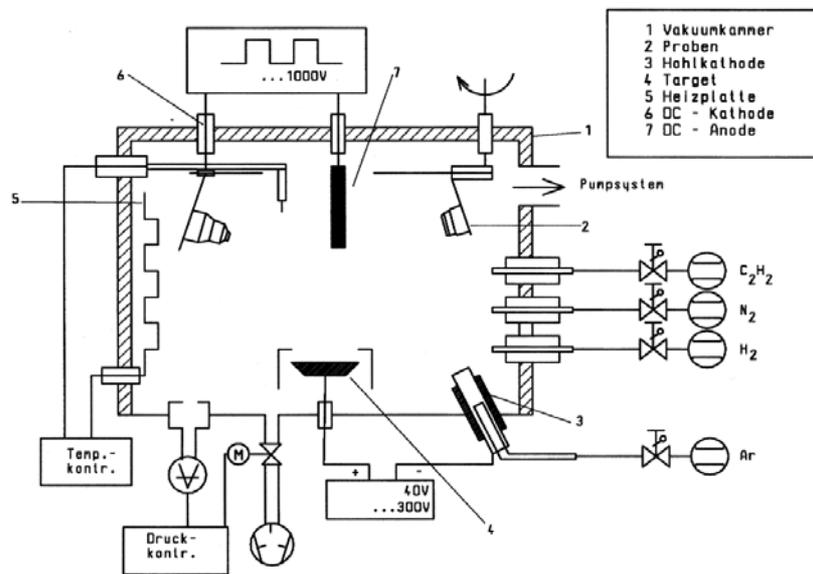


Abb. 22 Schema der TINA 900; mit Gaseinleitungen, Hohlkathode und Glimmentladungsaggregat

Die Kennwerte der Hartstoffschicht in Abhängigkeit zur Art der Nitrierung des Substrates sind in Tabelle 6 angegeben. Es war eine Schichtdicke von $3\mu\text{m}$ angestrebt worden. Die kritischen Lasten für das Versagen der Hartstoffschicht im Scratchtest und die gemessenen Härten (HU) bewegten sich im erforderlichen Rahmen. Die kritischen Lasten für die Cr_2N -Schicht waren geringer als die der TiN-Schicht.

Tabelle 6 Kennwerte der PVD-Schichten

Bezeichnung	Substrat:	Schicht	Dicke [μm]	HU [GPa]	Lc [N] Scratchtest
Vs-T	Vs	TiN	2,5-3,1	25 – 26,5	51 – 54
Vf-T	Vf	TiN	2,5-3,1	25 – 26,5	62 – 64
Vs-Cr	Vs	Cr_2N	2,5-2,8	19 – 22	47 – 55
Vf-Cr	Vf	Cr_2N	2,4-2,9	19 – 22	44 – 48

HU) Universalhärte unter Last

Lc) kritische Last für Schichtversagen im Scratchtest

Prüfstände zur Bestimmung der Wälzfestigkeit:

Für die Wälzversuche standen zwei Prüfsysteme zur Verfügung. Am Institut für Werkstofftechnik an der TU Bergakademie Freiberg war es ein sogenannter Zweiseibenprüfstand. Die Versuchsanordnung besteht aus zwei fast scheibenartigen Gegenkörpern mit runder Kontaktfläche und einer zylindrischen Probe.

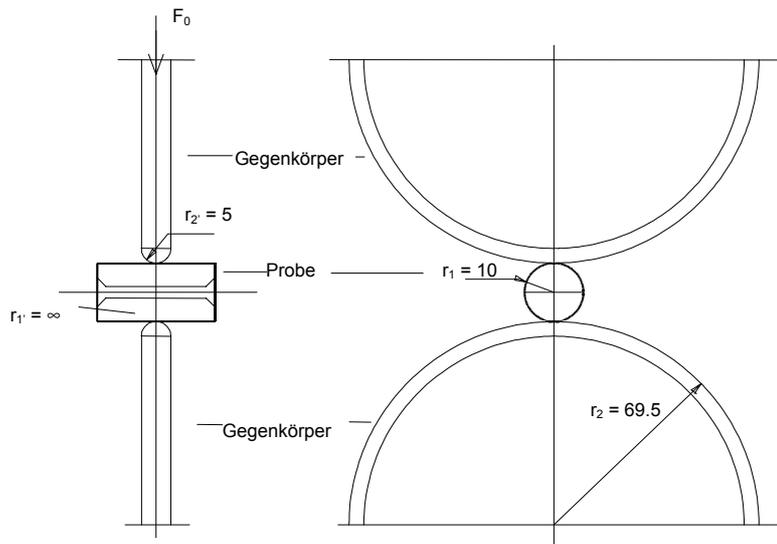


Abb. 23 Zweiseibenprüfstand am Institut für Werkstofftechnik Freiberg

Die Probe und die Gegenkörper sind über ein Getriebe zwangsgekoppelt, damit wird ein Zwangsschlupf von 8% erzeugt. Über einen Docht wird der Wälzkontakt beständig geschmiert. Die Gegenkörper bestehen aus gehärtetem, wälzlagerfähigem 100Cr6.

Durch Einsetzen der in Abb. 23 angegebenen Maße in die Formel (21) ergibt sich für den elastischen Kontakt ein Verhältnis zwischen Anpresskraft F und Hertzscher Pressung p_H entsprechend Formel (22):

$$(21) \quad p_H = \frac{1.5}{\pi \cdot a^* \cdot b^*} \sqrt[3]{\left(\frac{E \cdot \Sigma \rho}{3(1-\nu^2)}\right)^2} \cdot F \quad [65]$$

$\Sigma \rho$ - Ersatzkrümmungsradius; a^* , b^* - Hilfsgrößen für die Kontaktellipsenradien;

ν - Querkontraktionszahl; für den Zweiseibenprüfstand $a^* = 0,836$; $b^* = 1,218$

und für den ZF-Rollenprüfstand $a^* = 0,48$; $b^* = 2,857$

$$(22) \quad p_H = 392.1 \text{ mm}^{-2} \cdot F^{1/3} \text{ N}$$

Der Vorteil dieses Versuchsaufbaus ist es, dass bis zu sechs Versuche pro Zylinderprobe gefahren werden können, womit mit wenigen Proben eine gute statistische Absicherung der Wälzfestigkeit für die festgelegte Zyklenzahl möglich ist.

Nachteilig ist der hohe Dehnungsgradient durch den kleinen Übergangsradius von 5mm. Größere Radien sind zur Vermeidung des Kanteneffektes nicht möglich. (Unter dem Kanteneffekt ist die Veränderung des Spannungsverlaufs durch die Kanten eines Kontaktkörpers am Rand des Kontaktbereiches zu verstehen. Da dieser Einfluss nur aufwendig bestimmt werden könnte, wird er konstruktiv durch Übergangsradien an Probe oder Gegenkörper vermieden.)

3 Versuche zur Ermittlung der Wälzfestigkeit

Die Kontaktgeometrie kann bei hohen Belastungen zu Überwölbungen am Spurrand führen. Der hohe Dehnungsgradient senkrecht zur Wälzrichtung und die Überwölbung stellen für eine Hartstoffschicht auf einem Substrat eine sehr hohe Belastung dar. Ein Vergleich von Ergebnissen an hartstoffbeschichteten Proben mit Ergebnissen gleicher Proben von anderen nicht baugleichen Prüfständen ist deshalb nur sehr begrenzt möglich.

Die Prüffrequenz, d.h. die Wiederkehr der Belastung für einen betrachteten lokalen Punkt, lag bei 220Hz.

Die Wälzfestigkeiten wurden für $3 \cdot 10^7$ Zyklen durch das Treppenstufenverfahren ermittelt. Das Treppenstufenverfahren wird vor allem für Dauerfestigkeitsuntersuchungen genutzt und ist unter [66] für diesen Einsatzfall näher beschrieben. Am Prüfstand wurden zwei Serien mit einem zeitlichen Unterschied von zwei Jahren geprüft. Zusätzlich wurden die Beschichtungsvarianten der 2. Serie um eine Chromnitridhartstoffschicht erweitert.

Für die Hauptversuchslinie mit der Ermittlung von Wälzfestigkeitshorizonten und die Untersuchung der zyklenabhängigen Eigenschaftsveränderungen wurde ein ZF-Rollenprüfstand an der MPA Darmstadt genutzt. Im ZF-Rollenprüfstand (Hersteller: Zahnradfabrik Friedrichshafen AG) liegen Kontaktbedingungen vor, die einen niedrigen Dehnungsgradienten über die Kontaktfläche senkrecht zur Wälzrichtung realisieren und den Kanteneffekt fast vollständig beseitigen. Ähnliche Kontaktgeometrien wurden auch in anderen Studien verwendet. Der gleiche Prüfstand wurde in den Arbeiten [67, 68, 69] verwendet.

Durch die Balligkeit des Probenkörpers wird die Berührungsfläche im Kontakt eingeebnet und kaum eingewölbt. Aus der Probenform resultiert eine aufwendige Fertigung, die die Anzahl der Proben kostenseitig begrenzt.

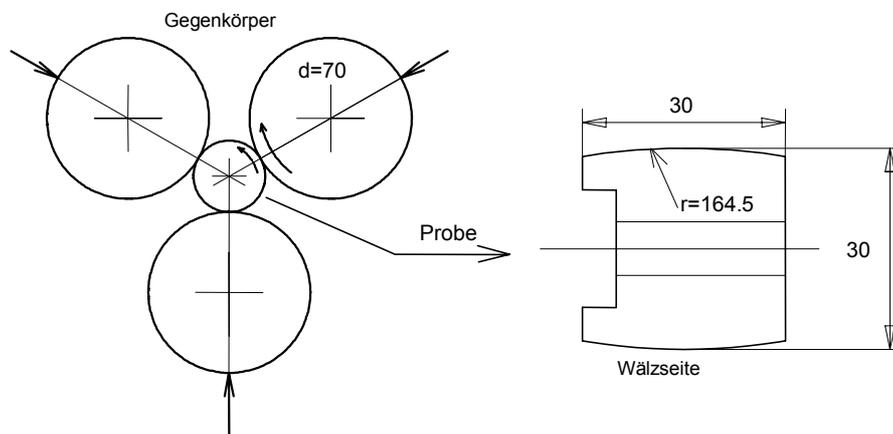


Abb. 24 Schema des ZF-Rollenprüfstandes an der MPA Darmstadt und die Geometrie der Probe

Die Gegenkörper befinden sich in kapselartigen Ölkammern. Durch die Erhöhung des Öldrucks werden die Gegenkörper gegen die Probe gepresst. Für die Bewegungsfreiheit der Gegenkörper liegen zwischen Kapsel und Gegenkörper auf der Probenseite Spalten vor. Durch diese Spalten gelangt überschüssiges Öl in den Ölumpf des Wälzkontaktes. Durch den

3 Versuche zur Ermittlung der Wälzfestigkeit

ständigen Austausch des verwendeten FVA-Referenzöl Nr.3 liegt die Öltemperatur im Ölsumpf bei rund 50°C. Die Prüffrequenz beträgt 143Hz.

Aus der Kontaktgeometrie ergibt sich nach Formel (21) das folgende Verhältnis von Anpresskraft und Hertzscher Pressung:

$$(23) \quad p_H = 136.9 \text{ mm}^{-2} \cdot F^{1/3} \text{ N}$$

Ebenso wie am Zweiseibenprüfstand sind die Gegenkörper und die Probe zwangsgekoppelt. Über Getriebeumstellungen können 3% und 24% Schlupf realisiert werden.

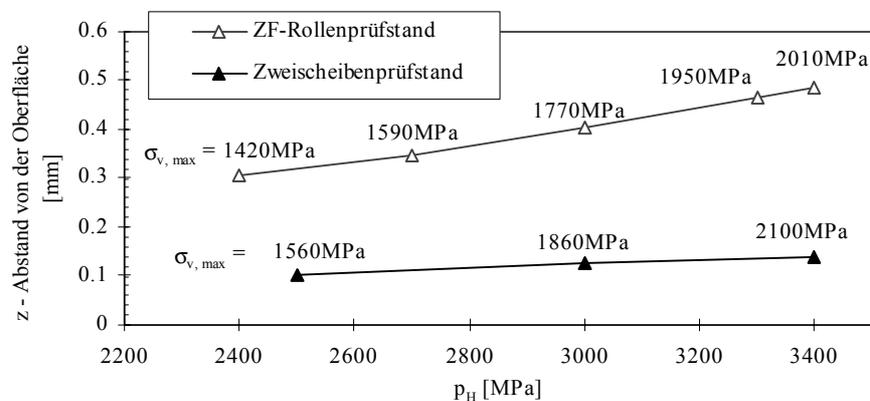


Abb. 25 Die Höhe und Lage der Vergleichsspannungsmaxima nach Mises für die verwendeten Prüfstände in Abhängigkeit zur Hertzischen Pressung. Die Werte wurden mit einem Rechenprogramm von der MPA Darmstadt auf Grundlage der Formeln von Jones [70] berechnet.

Das Prüfprogramm setzte sich aus zwei Stufen zusammen. Im ersten Schritt wurde für verschiedene Nitrier- und Nitrier+Beschichtungs-Varianten nach der gewählten Grenzyklenzahl eine repräsentative Wälzfestigkeit bestimmt. Dann wurden am ZF-Rollenprüfstand Proben bei konstanten Belastungen aber mit steigenden Zyklen geprüft. Anschließend wurden diese Proben einer umfassenden Charakterisierung des Materialzustandes unterworfen.

3.2 Auswertung

Die Wälzfestigkeitsergebnisse von beiden Prüfständen in Abb. 26 und in Abb. 27 zeigen einen deutlichen Einfluss der Gradientenschichtvariante. Die Variante mit Verbindungsschicht zeigt höhere Wälzfestigkeitsniveaus, auch unabhängig vom Schlupf. Hauptursache hierfür ist die verringerte Nitrierhärte tiefe der ohne Verbindungsschicht nitrierten Proben.

3 Versuche zur Ermittlung der Wälzfestigkeit

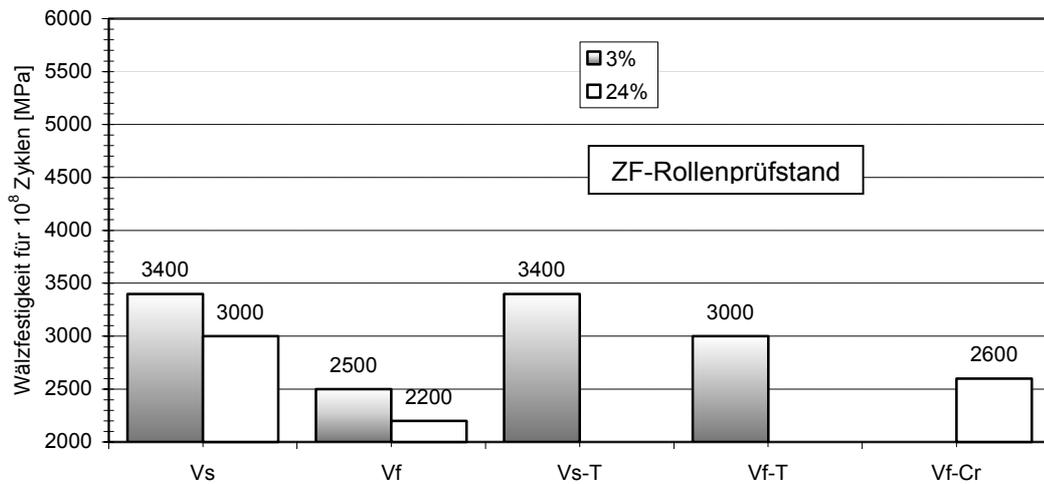


Abb. 26 Die Wälzfestigkeiten für 50% Ausfallwahrscheinlichkeit am ZF-Rollenprüfstand bei 3% und 24% Schlupf
 Vs) unter Erzeugung einer Verbindungsschicht nitriert
 Vf) ohne Erzeugung einer Verbindungsschicht nitriert
 T) nachfolgend mit TiN beschichtet
 Cr) nachfolgend mit Cr₂N beschichtet

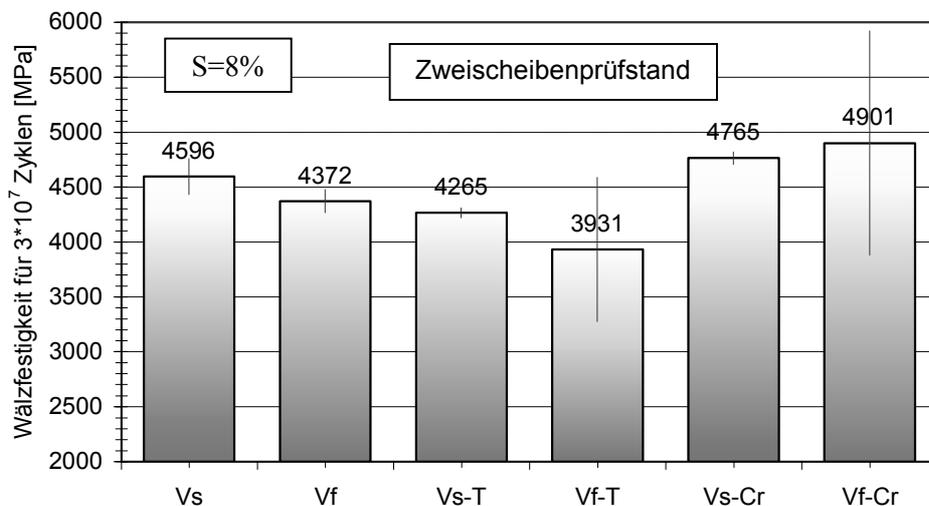


Abb. 27 Die bestimmte Wälzfestigkeiten am Zweiseibenprüfstand;
 Vs) unter Erzeugung einer Verbindungsschicht nitriert
 Vf) ohne Erzeugung einer Verbindungsschicht nitriert
 T) nachfolgend mit TiN beschichtet
 Cr) nachfolgend mit Cr₂N beschichtet

Die Erhöhung des Schlupfes am ZF-Rollenprüfstand senkt die Wälzfestigkeitsniveaus signifikant ab.

3 Versuche zur Ermittlung der Wälzfestigkeit

Die Hartstoffbeschichtung der nitrierten Proben führt teilweise zu einer Erhöhung der Wälzfestigkeit.

Die Ergebnisse am Zweischeibenprüfstand sind diesbezüglich tendenziell gleich, jedoch nicht einheitlich. Vor allem die Varianten mit Cr_2N -Hartstoffschichten zeigten bei höherem Schlupf eine Erhöhung der Wälzfestigkeit, wogegen die TiN-Varianten eher zu einer Verringerung neigten. Das vergrößerte Streuverhalten der Versuchsergebnisse ist auf ein teilweise aufgetretenes Interfaceversagen (Substrat – Hartstoffschicht) eingrenzbare (vgl. [71], [72]). Durch punktuelle Schichtablösung war ein erhöhtes Pittingbildungsrisiko gegeben. Die lokale Delamination der Hartstoffschicht führt zu Oberflächenkanten, die lokale Spannungsspitzen in der Probe und je nach Trägheit des Belastungssystems gedämpfte Schwingungen auf das System induzieren. Zu vergleichbaren Ergebnissen gelangten auch Untersuchungen im DFG-Projekt „Optimierung der Mikrostruktur von PVD-Hartstoffschichten für Wälzbeanspruchung“ [73].

Im Vergleich der verwendeten Prüfstände sind für den Zweischeibenprüfstand wesentlich höhere Werte der Hertzchen Pressung für die vordefinierte Wälzfestigkeit ermittelt worden. An dieser Stelle macht sich der Einfluss der Lage der maximalen Belastung (Abstand von der Oberfläche) zur vorliegenden Nitrierhärte tiefe bemerkbar.

Daraus läßt sich schlussfolgern, dass die Verfestigungstiefe und die Lage des Belastungsmaximums Haupteinflussgrößen auf die Wälzfestigkeit sind. Weitere Einflussgrößen sind der Schlupf sowie die von der Oberfläche vorgegebene Reibung (mit oder ohne Hartstoffschicht). Diese Nebeneinflussgrößen lassen sich durch die Beeinflussung der wirkenden Schubspannungen kontrollieren. Das kann vereinfacht auch als Superpositionsprinzip (Aufsummieren der Belastungen) verstanden werden.

Zwei Hauptschädigungsbilder traten auf: Großflächige Abplatzungen und Pittings.

Die großflächigen Abplatzungen waren Ausbrüche bis zum Übergang von der Nitrierschicht zum Substrat (0,3-0,5mm), die durch den massiven Eingriff in die Laufgeometrie dann auch zur Gesamtschädigung der Lauffläche führten.

Die Pittings besaßen die übliche Ausbildung, die zu einer signifikanten Laufunruhe in der Testanlage führten. Für eine Variante wurde nach Ausbau der Proben Graufleckigkeit an der Oberfläche festgestellt. Solche Graufleckigkeit rührt von Mikrorissen her, die bei fortgesetzter oder erhöhter Belastung zum Versagen führen.

Interessant erscheint bei einer Betrachtung der Ausfallsmechanismen der Wechsel des Schädigungstyp der Vf-Variante zur Vf-T-Variante in Tabelle 7. Durch die Hartstoffschicht wurde in diesem Fall eine Belastungskomponente unterdrückt und die „allgemeine“ Belastbarkeit der Vf-T-Variante erhöht, bis der Kurzzeitversagensmechanismus ($N < 10^5$ Zyklen) eintrat. Das heißt, die Wälzfestigkeitskennlinien wurden durch zwei unterschiedliche Versagensmechanismen definiert.

3 Versuche zur Ermittlung der Wälzfestigkeit

Tabelle 7 Ausfallsbeschreibung für die Varianten am ZF-Rollenprüfstand

Variante	Schlupf [%]	Ausfallsbeschreibung
Vs	3	große Abplatzungen bei $10^3 < N < 10^5$
Vs-T	3	große Abplatzungen bei $10^3 < N < 10^5$
Vf	3	Pitting nach $N > 10^6$
Vf-T	3	große Abplatzungen bei $10^3 < N < 10^5$
Vs	24	Graufleckigkeit der Oberfläche (Mikrorisse)
Vf	24	Pitting nach $N > 10^6$
Vf-Cr	24	unrunder Lauf – Pittings nach $N > 10^6$

Die Proben für 24% Schlupf zeigten kein Kurzzeitversagen im Bereich der Wälzfestigkeit und belegten damit, dass auch die Nebeneinflüsse (zusätzliche Schubspannungen) in effektvoller Weise den Versagensmechanismus steuern.

Das führte zu dem Entschluss, diese Mechanismen im 2. Abschnitt der experimentellen Arbeiten genauer zu analysieren.

4 Einfluss der Wälzbeanspruchung auf den Werkstoffzustand

Für die weitere Versuchsführung wurde eine Belastung von 3000MPa ausgewählt. Dies geschah aus zwei Gründen.

1. Für beide Schlupfvarianten ist die Belastung kleiner oder gleich der ermittelten Wälzfestigkeit.
2. Durch die gleichen Belastungsniveaus kann die Wirkung der Nebeneinflußgröße (Schubspannung aus Reibung und Schlupf) auf die Werkstoffveränderungen besser verstanden werden.

In einer dritten Variante sollte das Materialverhalten unter dem beobachteten Kurzzeitversagen ($p_H=3500\text{MPa}$) vertieft beurteilt werden. In der nachfolgenden Tabelle ist die Versuchübersicht für den 2. experimentellen Abschnitt aufgeführt.

Tabelle 8 Übersicht zu den Wälzversuchen zur Werkstoffbeanspruchungsanalyse

Versuchsserien am ZF-Rollenprüfstand	Hertzsche Pressung p_H	Schlupf [%]	Zyklen
Vs/Z1	3000	3	$10^2, 10^3, 10^4, 10^5, 10^6, 10^7$
Vs/Z2	3000	24	$10^2, 10^3, 10^4, 10^5, 10^6, 10^7$
Vs/Z3	3500	3	$10^2, 10^3, 10^4$

Vs/Z..) Versuchsserie Z.. – nitrierte Proben mit Verbindungsschicht

4.1 Charakterisierung des Werkstoffzustandes

4.1.1 Härtemessung

Die Härtemessung stellt eine gute Möglichkeit zur Verfolgung der Ver- und Entfestigungsvorgänge unter Wälzbeanspruchung dar. Sie erfordert aber einen hohen präparativen und zeitintensiven Aufwand, vermutlich wurden aus diesem Grund bisher nur vereinzelt Härtemessungen an beanspruchten Proben durchgeführt.

In der vorliegenden Arbeit wurden deshalb von einzelnen Proben der Wälzfestigkeitsprüfung und den gesamten Proben der Varianten Vs/Z1 und Vs/Z2 an axial (mittig) und tangential zur Belastungsrichtung (BR) angefertigten Querschliffen Härtetiefenprofile gemessen. Hierfür wurde das Kleinlast- und Mikrohärtprüfgerät Leco M-400-G3 eingesetzt. Als Prüflasten wurden 1N (HV0,1) und 3N (HV0,3) verwendet. Die Eindrücke des Vickersindenters wurden mit Hilfe einer CCD-Kamera vergrößert und am Monitor ausgemessen. An den axialen Querschliffen wurden 3 Messkurven zur Berechnung einer Mittelwertkurve aufgenommen. An den tangentialen Querschliffen geschah dies rasterartig, um die Größe des veränderten Bereiches unter dem Wälzkontakt sichtbar zu machen.

4.1.2 Eigenspannungsmessung

Eigenspannungen resultieren aus den elastischen Dehnungszuständen innerhalb eines unbelasteten Systems. In der Summe heben sie sich gegenseitig auf, wodurch sich das System in einem Gleichgewichtszustand befindet. Je nach struktureller Zugehörigkeit werden Eigenspannungen klassifiziert. Mit Hilfe röntgenografischer Spannungsmessungen sind Makro- und gegebenenfalls Mikroeigenspannungen der II. Art nach dem $\sin^2\psi$ -Verfahren messbar. Die Eigenspannungen werden als integraler Wert eines bestimmten Volumens der Matrix gemessen, das vom Beugungswinkel, dem Material und der Art der Strahlung (z.B. Kupfer- K_{α} - oder Chrom- K_{α} -Strahlung) abhängt. Wenn in den Volumenbereichen der Mittelwert der Eigenspannungsbeträge der einzelnen Körner gleich groß ist, wird die Mikro-eigenspannung II. Art gemessen.

An mehrphasigen Werkstoffen werden auf Grund von Beugungseigenschaften phasenspezifische Eigenspannungen bestimmt. In mehrphasigen Werkstoffen kommt es oft vor, dass die Phasen unterschiedliche, mechanische Eigenschaften haben. Werden diese Materialien einer plastischen Verformung unterzogen, entstehen phasenspezifische Eigenspannungszustände. Im Zusammenhang heißt das, dass die Quantifizierung der Ergebnisse nur bedingt richtige Ergebnisse liefert [74, 75]. Andererseits stellt die röntgenografische Eigenspannungsbestimmung hinsichtlich der Reproduzierbarkeit der Ergebnisse und der Messung oberflächennaher Eigenspannungszustände das beste Werkzeug dar [76].

Für die Untersuchung sind in erster Linie die Makroeigenspannungen I. Art von Interesse. Da es sich um ein vergütetes Gefüge handelt, d.h. eine feinlaminare, zweiphasige Matrix, die auch plastisch verformt wurde, ist zwangsläufig eine Beeinflussung der Messergebnisse gegeben. Die Werte können somit nur für relative, d.h. qualitative, Vergleiche genutzt werden.

Für die Bestimmung der Eigenspannungen wird in der röntgenografischen Eigenspannungsuntersuchung die $\sin^2\psi$ -Methode angewendet. Darin wird der Netzebenenabstand einer bestimmten (hkl)-Netzebene in Abhängigkeit zu den Verdreh- und Kippwinkel der Probe φ, ψ aufgenommen. Im Allgemeinen wird von einem reinen ebenen Spannungszustand ausgegangen, dessen Hauptspannungsrichtungen bekannt sind. Danach wird das Probenkoordinatensystem in Übereinstimmung mit den Hauptspannungsachsen gebracht und es lässt sich die nach Formel (24) hergeleitete Formel (25) verwenden:

$$(24) \quad \sigma_E = \left(\frac{E}{1+\nu} \right) \cdot \left(\frac{d_{\psi} - d_{\psi=0}}{d_{\psi=0}} \right) \cdot \frac{1}{\sin^2 \psi}$$

d: Netzebenenabstand ψ : Einfallswinkel der Röntgenstrahlung

Durch Umformung der Gleichung (24) nach dem gemessenen Glanzwinkel „ θ “ ergibt sich die Gleichung (25) [77].

$$(25) \quad \sigma_E = \left(\frac{E}{1+\nu} \right) \cdot \left(\frac{-\theta \cdot \cot \theta}{1} \right) \cdot \frac{1}{\sin^2 \psi} \quad [77]$$

Bei der Beurteilung des Spannungszustandes der beanspruchten Wälzkörper kann nicht von einem ebenen Spannungszustand ausgegangen werden, denn durch Verformung parallel zur

BR können Schubspannungen auftreten, die die Hauptspannungsachsen in Radialrichtung eindrehen. Dieser Effekt ist bei Materialien, die spanend bearbeitet wurden, bekannt. Durch den Schubspannungszustand ergibt sich eine Aufwölbung der $\sin^2\psi$ -Kurve. In der Dölle-Hauk Methode wird diese Wölbung durch das Anfitten eines Polynoms 2. Ordnung realisiert [78]. Die Koeffizienten der Polynome setzen sich aus den Komponenten des Dehnungstensors zusammen, wie in den einzelnen Formeln von (26) zu sehen ist. Zur Auflösung der Koeffizienten in die einzelnen Dehnungskomponenten werden die $\sin^2\psi$ -Kurven von drei Probenverdreungen φ benötigt.

$$\varepsilon_{j,y} = \frac{D_{\varphi\psi} - D_0}{D_0} = A + B \sin^2 \psi + C \sin \psi \cos \psi$$

$$(26) \quad A = \varepsilon_{33} \quad [78]$$

$$B = \varepsilon_{11} \cos^2 \varphi - \varepsilon_{22} \sin^2 \varphi - \varepsilon_{33} + (\varepsilon_{12} + \varepsilon_{21}) \sin \varphi \cos \varphi$$

$$C = (\varepsilon_{13} + \varepsilon_{31}) \cos \varphi + (\varepsilon_{23} + \varepsilon_{32}) \sin \varphi$$

Die Messwerte können nach der Methode in zwei Richtungen ausgewertet werden. Zum einem als gedehnter und zum anderen als dehnungsfreier Zustand in z-Richtung (Normale der Oberfläche). Im gedehnten Zustand in z-Richtung muss diese Dehnung aus den Messwerten bestimmt werden. Dafür muss der Netzebenenabstand für den spannungsfreien Zustand sehr gut bekannt zu sein, da sonst der auftretende Fehler alle Dehnungs- und Spannungswerte stark verfälscht. Im dehnungsfreien Fall ist durch die Bedingung $\varepsilon_{zz}=0$ die Berechnung des Gitterebenenabstandes möglich. Diese Variante wurde in der Versuchsauswertung genutzt. Aufgrund der gewölbten Probenoberfläche waren keine identischen geometrischen Bedingungen für die Probe im Messsystem gegeben. Dies führte zu unterschiedlichen Defokussierungsfehlern, die sich dann in der Streubreite der berechneten Glanzwinkel θ für die dehnungsfreie Gitterebene manifestierten.

In der Untersuchung wurde mit dem Röntgengerät URD63 der Firma Seifert-FPM gearbeitet. Die Röntgenröhre erzeugte bei einer Spannung von $40kV$ und einer Stromstärke von $30mA$ Chrom- K_{α} -Strahlung. Der Brennfleck betrug ca. $1,5mm$ im Durchmesser. Für die Messung wurde der Gitterebenenabstand der $\{211\}$ -Ebene des Ferriteisens verwendet. Die Proben wurden in drei φ -Positionen (0° , 45° , 90°) gebracht. In diesen Positionen wurden sechs positive und sechs negative ψ -Kippungen ($-44,5^\circ$ bis $+44,5^\circ$) ausgemessen. Für die Berechnung stand das Softwarepaket „Rayflex“ der Firma Seifert-FPM zur Verfügung. Die Glanzwinkel berechneten sich aus dem Intensitätsverlauf nach der Kreuzkorrelationsmethode. Die Proben wurden nach erfolgter Messung mit einer Ätzlösung abgeätzt, die aus einem Teil konzentrierter Salzsäure, drei Teilen konzentrierter Salpetersäure und einem Teil Wasser bestand.

4.1.3 Metallografie

Für die metallografische Beurteilung des Gefüges wurden die gleichen herausgetrennten und eingebetteten Proben verwendet, die auch für die Härtemessungen genutzt wurden. Die Proben wurden für eine bessere Randschärfe vor dem Einbetten vernickelt und in einem relativ harten Material (Resin 5 von Fa. Struers) eingebettet. Die Proben wurden geschliffen und in der letzten Stufe mit einem 1µm-Tuch poliert. Für das Sichtbarmachen der Zementitausscheidungen an den Korngrenzen in der Nitrierschicht wurden einzelne Proben mit Natriumpikrat geätzt. Für die Beschreibung des allgemeinen Gefügezustandes wurde 0,2%ige Salpetersäure genutzt. Die Beurteilung der Verschiebung infolge von Ratcheting erforderte einige Vorätzungen, um eine ausreichende Bildqualität zu erhalten. Als beste Variante stellte sich die Pikralätzung heraus. Das Anätzverhalten wird dabei stärker von der Seigerungsstruktur geprägt, aus deren Verformungsbild Rückschlüsse auf das Ratcheting gezogen wurden. Die metallografischen Aufnahmen wurden am Neophot 30 vorgenommen.

Zusätzlich wurden an den Versuchsvarianten Vs/Z1, Vs/Z2, Vs/Z3 Konturenmessungen mit dem lasergestützten Microfocus-Messsystem (Fa. UBM) durchgeführt. Ziel sollte es sein, etwaige plastische Verformungen über die Zyklenanzahl in ihrem Einfluss auf die Kontaktgeometrie abzuschätzen.

4.2 Auswertung

Die durchgeführten Härtemessungen und metallografischen Arbeiten zeigten zwei wesentliche Merkmale:

1. Der erhöhte Schlupf führt zu einem erhöhten Ratcheting und damit zu einer erhöhten Verfestigung.
2. Erst nach Zyklenzahlen $> 10^3$ sind erhöhte Härtewerte festzustellen.

Hierfür sind im Zusammenhang die Abb. 28 und Abb. 36 zu sehen.

4 Einfluss der Wälzbeanspruchung auf den Werkstoffzustand

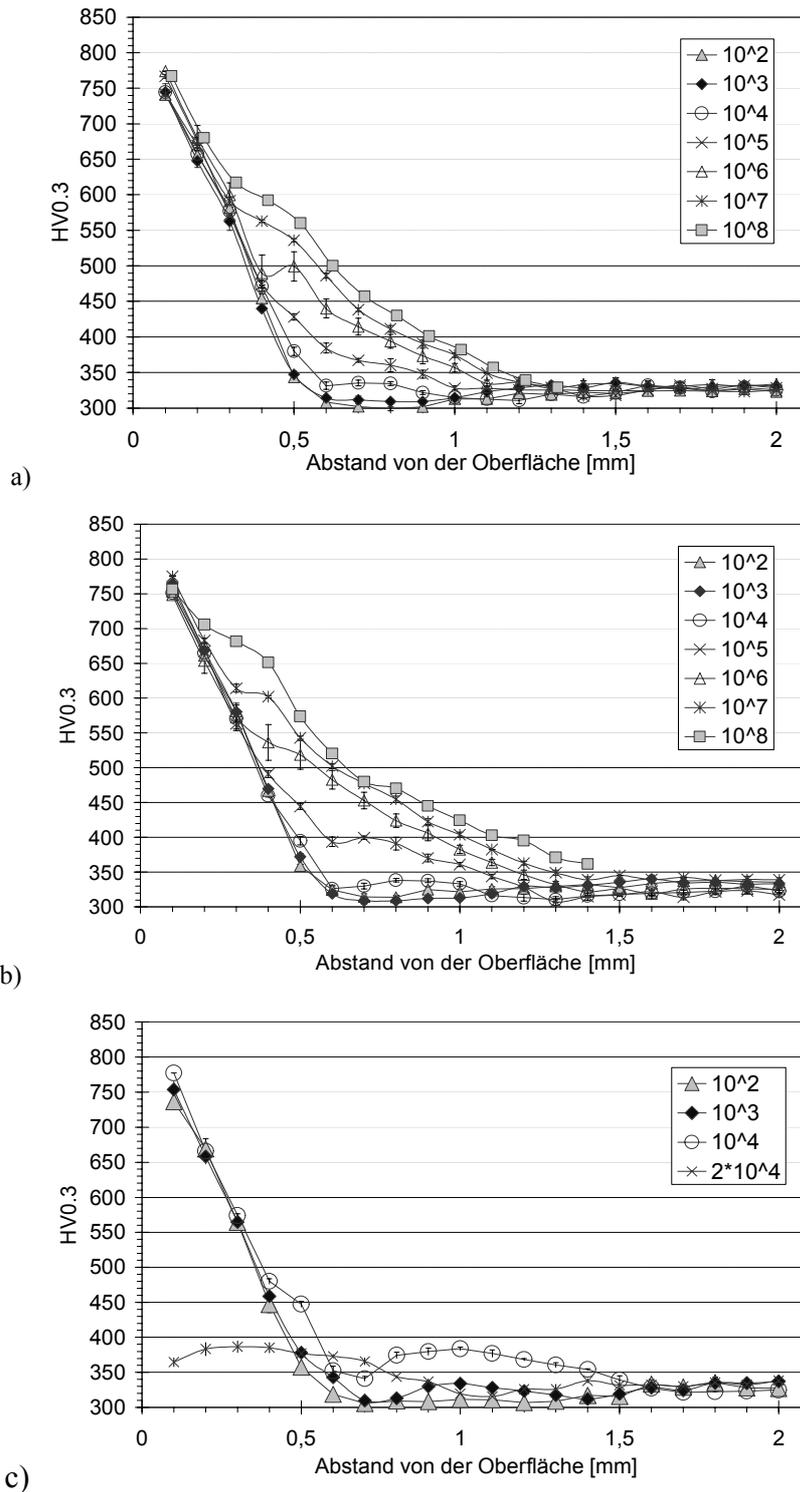


Abb. 28 Härtetiefenverläufe nach der Beanspruchung bei $p_H=3000\text{MPa}$ am ZF-Rollenprüfstand für
a) 3% Schlupf
b) 24% Schlupf
c) 3% Schlupf jedoch $p_H=3500\text{MPa}$
Die jeweilige Zyklenanzahl ist im Diagramm angegeben

4 Einfluss der Wälzbeanspruchung auf den Werkstoffzustand

Die Darstellungen belegen den Einfluss des Schlupfes auf das Ratcheting. Um die Härteentwicklung über die Zyklenzahl zu veranschaulichen, wurden die gleichen Werte aus Abb. 28 in Abb. 29 und Abb. 30 in veränderter Form abgedruckt. Darin werden die Härtekurven für bestimmte Randabstände in Abhängigkeit zur aufgebrachtten Zyklenzahl dokumentiert. Durch die logarithmische Abszisse ergeben sich fast lineare Härteentwicklungen. Bei Vergleich mit dem Materialverhalten unter kontrolliertem Ratcheting (Abs. 3.3.5), ist die Bildung eines Zusammenhangs von Ratcheting und Verfestigungsentwicklung eine logische Schlussfolgerung.

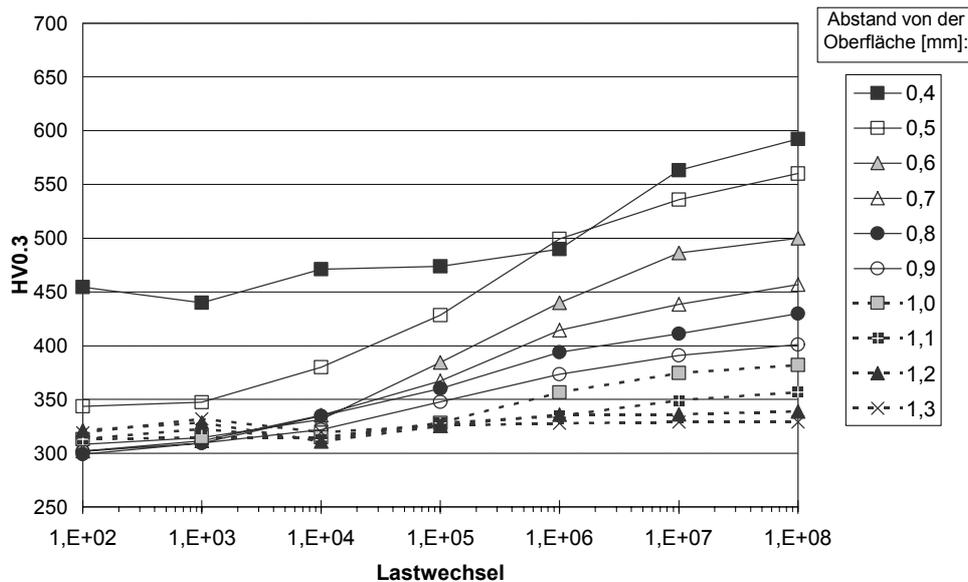


Abb. 29 Verfestigungsentwicklung infolge Ratcheting im Nitrierschichtauslauf und tiefer für einen Schlupf von 3%; $p_H = 3000\text{MPa}$ am ZF-Rollenprüfstand

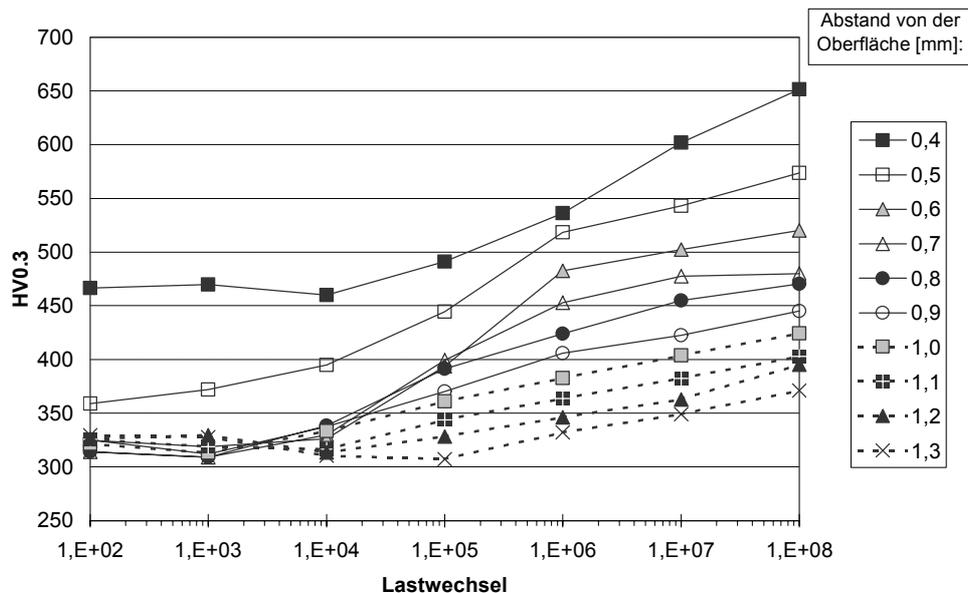


Abb. 30 Verfestigungsentwicklung infolge Ratcheting im Nitrierschichtauslauf und tiefer für einen Schlupf von 24%; $p_H = 3000\text{MPa}$ am ZF-Rollenprüfstand

4 Einfluss der Wälzbeanspruchung auf den Werkstoffzustand

Der Wälzkontakt führt auf den Proben zu einer schmalen Wälzspur. Im Zentrum des Kontaktes wird der größte Betrag an Ratcheting erreicht und es ergibt sich eine abnehmende Ratchetingverschiebung zum Rand der Wälzspur. Beides beruht auf der „Nicht“-Beanspruchung des Bereiches außerhalb des Kontaktes. Es wurde angenommen, dass die wachsende Verschiebung mit Zunahme der Zyklen auch zu einer Vergrößerung des verfestigten Bereiches quer zur Wälzrichtung führt. Der erwartete Verlauf der Härteverteilung musste auch der abnehmenden Ratchetingschiebung zum Spurrand entsprechen, was durch den annähernd parabolischen Härteverlauf in den folgenden Diagrammen bestätigt wird. Im Vergleich der Schlupfvarianten zeigen die Proben der 24% Variante eine höhere Verfestigung. Die enge Verzahnung von Ratcheting und Härtezunahme wird daran besonders deutlich.

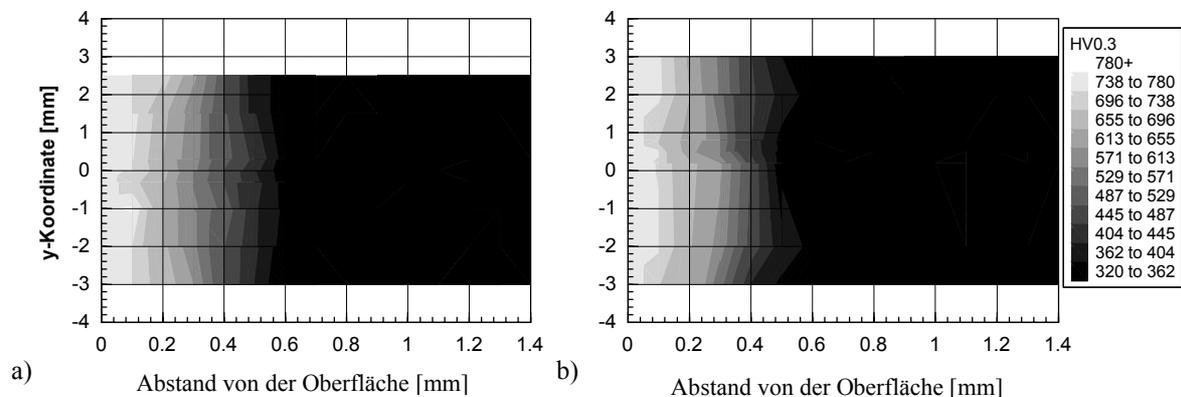


Abb. 31 Größe des durch Ratcheting beeinflussten Bereiches quer zur Belastungsrichtung (BR) für a) 3% und b) 24% Schlupf nach 10^4 Zyklen; visualisiert durch die zunehmende Verfestigung

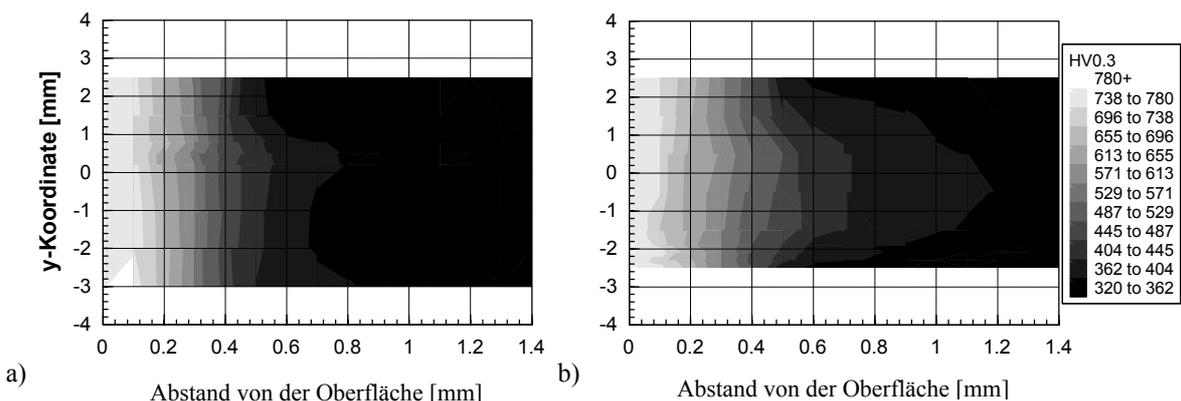


Abb. 32 Wie voran beschrieben jedoch für 10^5 Zyklen

4 Einfluss der Wälzbeanspruchung auf den Werkstoffzustand

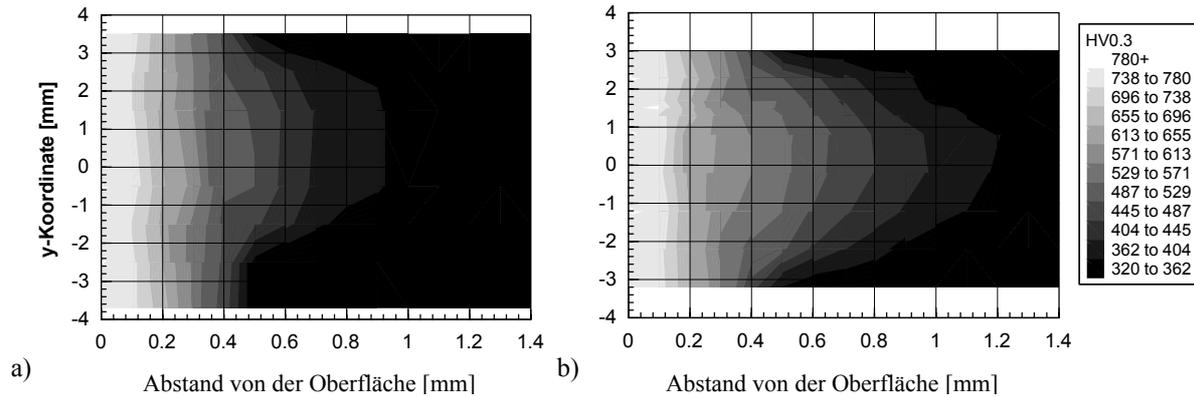


Abb. 33 Wie voran beschrieben jedoch für 10^6 Zyklen

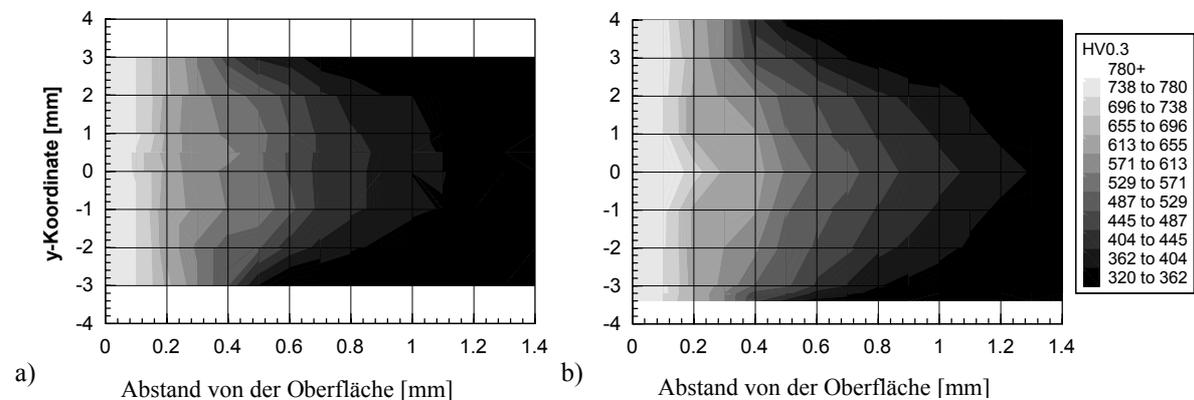


Abb. 34 Wie voran beschrieben jedoch für 10^7 Zyklen

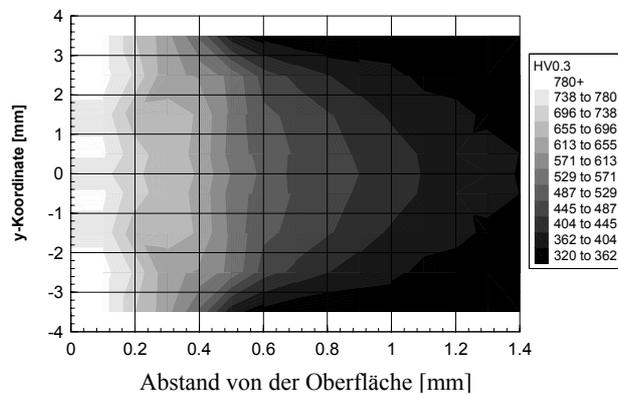


Abb. 35 Axiale Härteverteilung für 24% Schlupf und 10^8 Zyklen

Das beobachtete Materialverhalten lässt sich durch zwei Prozessschritte erklären. Im 1. Schritt, der bis zu 1000 Wälzzyklen umfasst, stellt sich einerseits das Werkstoffgefüge und andererseits die Kontaktgeometrie auf die vorliegende zyklische Belastung ein. Wenn die vorliegenden Spannungen höher als die Streckgrenze sind, treten plastische Deformationen auf, die zu einer Vergrößerung der Kontaktfläche und damit zu einer Abnahme der Belastung führen. Diese ersten Deformationen sind nicht mit einem „gerichteten“ Ratcheting zu beschreiben, da sie von Zyklus zu Zyklus mehr durch die vorhandene Kontaktgeometrie als durch die Belastungsrichtung BR des Wälzkontaktes gesteuert werden. Weiterhin können

Anrisse, die durch die Deformation der Kontaktgeometrie entstehen, unter den veränderten Belastungsbedingungen nicht mehr wachstumsfähig sein.

Innerhalb der 1. Phase ist keine eindeutige Härtezunahme anhand der Messwerte feststellbar (vgl. Abb.28). Dies ist möglicherweise durch die gegenseitige Anihilation der Versetzungen und durch die Bildung von Versetzungsstrukturen erklärbar.

In der 2. Phase führt das weitere Einbringen von Versetzungen durch plastische Verformungen infolge der Wälzpressung und des Ratchetings zu einer wachsenden Verfestigung, die durch die Härtezunahme festgestellt wurde.

Die Bestimmung der durch das Ratcheting hervorgerufenen Verschiebungen stellte eine experimentelle Hürde dar. Diese konnte durch das Ausnutzen der primären Seigerungszeilen überwunden werden. Diese verliefen bei den beanspruchten Proben parallel zur Oberflächennormalen und zeigten bei den beanspruchten Proben die plastischen Verformungen durch die Veränderung ihres Verlaufes an. Die Seigerungszeilen wurden mit einer Pikrinsäureätzung sichtbar gemacht. Zusätzlich musste der Querschliff planparallel zur Erstarrungsrichtung liegen. Bei „Schräganschliff“ entstanden verwaschene Strukturen durch das Anätzen von Dentridenarmen. An ausreichend guten Querschliffen wurden die verformten Seigerungszeilen mit Hilfe eines Rasters ausgemessen. An acht der zwölf Bilder im Anhang (Abschnitt 7.3) konnten die Verschiebungen ermittelt werden. Die resultierenden Kurven sind in Abb. 36 aufgeführt. Bei Vergleich der Werte mit den verfügbaren Literaturangaben sind zumindest vergleichbare Größenordnungen feststellbar. Aus den Verschiebungen wurden die Winkelverzerrungen γ_{xz} nach Formel (27) berechnet und in Abb. 37 dargestellt. Die Maximalwerte liegen jedoch über den ermittelten Bruchkennwerten aus Abschnitt 5.2.3 Abb.84. Die Ursache könnte eine zu hoch bestimmte Verschiebung sein, da die Vermessung der Seigerungszeilen nur eine erste Näherung ermöglicht. Werkstoffseitig ist jedoch auch von einem anderen Fließ- und Bruchverhalten unter den Bedingungen des Wälzens mit den hohen hydrostatischen Druckspannungen auszugehen.

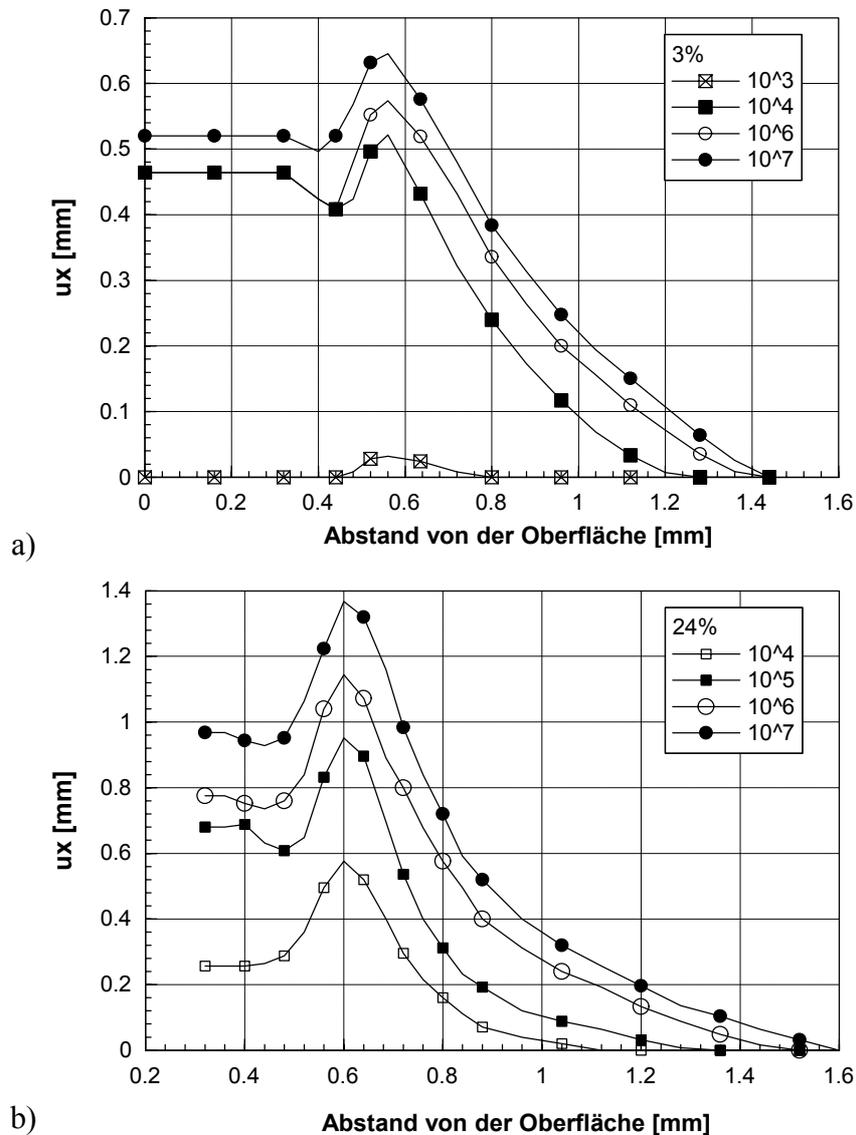


Abb. 36 Gemessene u_x -Verschiebungen; auf Basis der Veränderung der primären Seigerungszeilen (anhand auswertbarer Querschliffe)

a) für 3% Schlupf; $p_H = 3000 \text{ MPa}$ am ZF-Rollenprüfstand

b) für 24% Schlupf; $p_H = 3000 \text{ MPa}$ am ZF-Rollenprüfstand

$$(27) \quad \gamma_{xz} = \frac{\pi}{180^\circ} \cdot \left| \arctan \left(\frac{\Delta u_x}{\Delta z} \right) \right|$$

$\Delta u_x / \Delta z$: Differenzenquotient - relative Verschiebung in BR in Bezug zum Abstand zur Oberfläche

Δu_x und Δz - bezüglich dem Koordinatensystem von **Abb. 1**

4 Einfluss der Wälzbeanspruchung auf den Werkstoffzustand

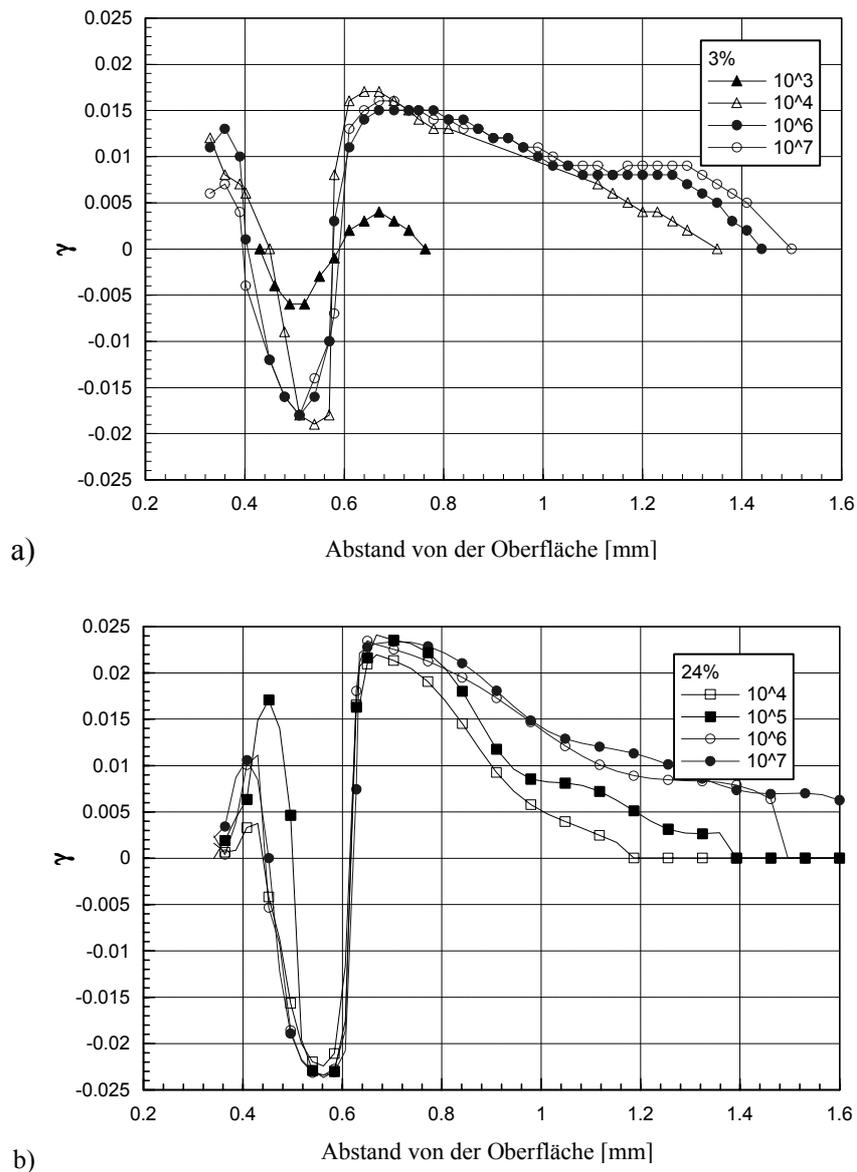


Abb. 37 Die berechneten Verzerrungen γ_{xz} nach den u_x -Verschiebungen aus Abb. 36 unter Verwendung von Formel (27)

- a) für 3% Schlupf; $p_H = 3000 \text{ MPa}$ am ZF-Rollenprüfstand
- b) für 24% Schlupf; $p_H = 3000 \text{ MPa}$ am ZF-Rollenprüfstand

Die optische Beurteilung der Wälzspur auf den Wälzkörpern legte auch einen Zusammenhang zwischen der Zunahme der Wälzspurbreite und der Anzahl der Wälzzyklen nahe. Die Messungen durch das lasergestützte Microfocus-Messsystem ergaben aber keine auswertbaren Unterschiede. Tendenziell flacht die Probe ab, aber die Streuung durch die Messkonfiguration lag höher als die wahrnehmbaren Unterschiede. Die optisch zu erkennende Wälzspur beruhte auf dem „Glattwalzen“ der äußeren Bereiche der Verbindungsschicht der Nitrierschicht – ein sensitiveres System als der Vergleich über die bleibende plastische Stauchung für die Proben aus dem ZF-Rollenprüfstand.

4 Einfluss der Wälzbeanspruchung auf den Werkstoffzustand

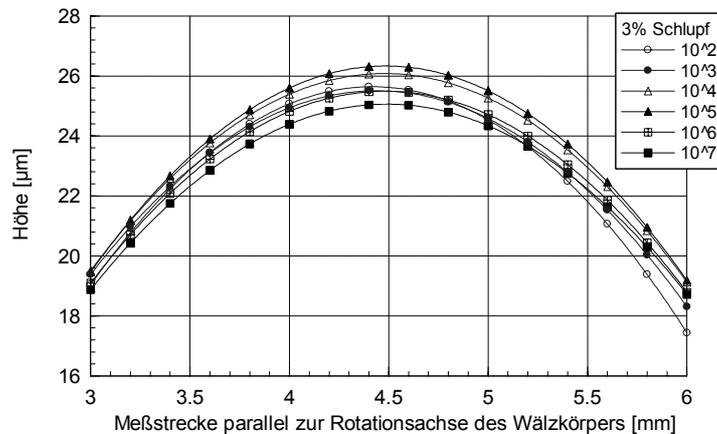


Abb. 38 Die achsensymmetrische Randkontur der Wälzkörper im Wälzbereich aus den Werten des Microfocus-Messsystem; die Werte wurden durch ein Polynom 2.Grades beschrieben

Die Eigenspannungsmessungen:

Die Eigenspannungsmessungen zeigten, dass der Ausgangseigenspannungszustand der Nitrierschicht schon nach 100 Zyklen wesentlich verändert wurde. Trotz der Streuungen der Messwerte (ca. $\pm 30\text{MPa}$) ist eine weitere, aber geringere Veränderung des Zustandes von 10^2 und 10^3 Zyklen zu 10^6 und 10^7 Zyklen feststellbar. Dies belegt wiederum, dass sich der Werkstoff unter den verwendeten Belastungsbedingungen in einer ständigen irreversiblen Veränderung befindet.

In den nachfolgenden Bildern sind die Bereiche durch die eingefügten Pfeile markiert und die Veränderungstendenz gekennzeichnet. Die tangentialen Druckspannungen (parallel zur BR) nehmen über die Zyklenzahl zu. Wichtig ist andererseits, dass die axialen Eigenspannungen im oberflächennahen Bereich in Zugrichtung wachsen, resultierend aus der Überdehnung durch das Ratcheting. Beträgsmäßig unterscheiden sich die Ergebnisse von 3% und 24% Schlupf dabei nicht.

4 Einfluss der Wälzbeanspruchung auf den Werkstoffzustand

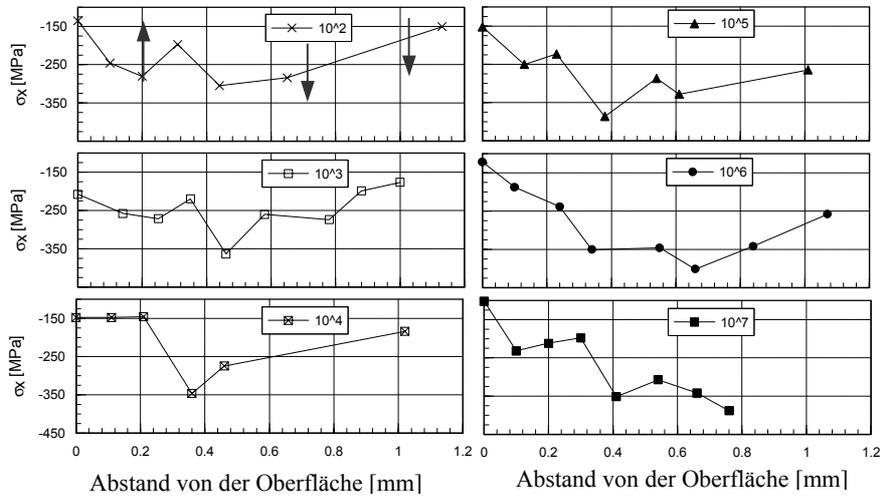


Abb. 39 tangentielle Eigenspannungen (parallel zur BR); 3% Schlupf; ZF-Rollenprüfstand

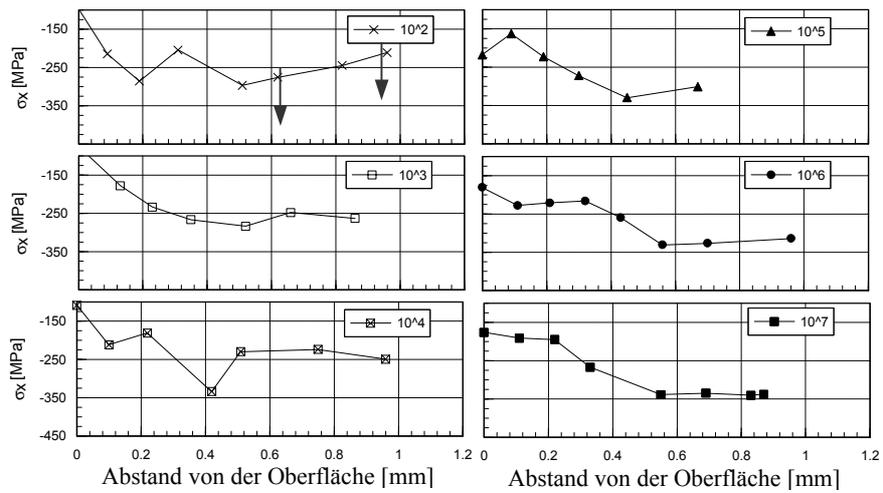


Abb. 40 tangentielle Eigenspannungen (parallel zur BR); 24% Schlupf; ZF-Rollenprüfstand

4 Einfluss der Wälzbeanspruchung auf den Werkstoffzustand

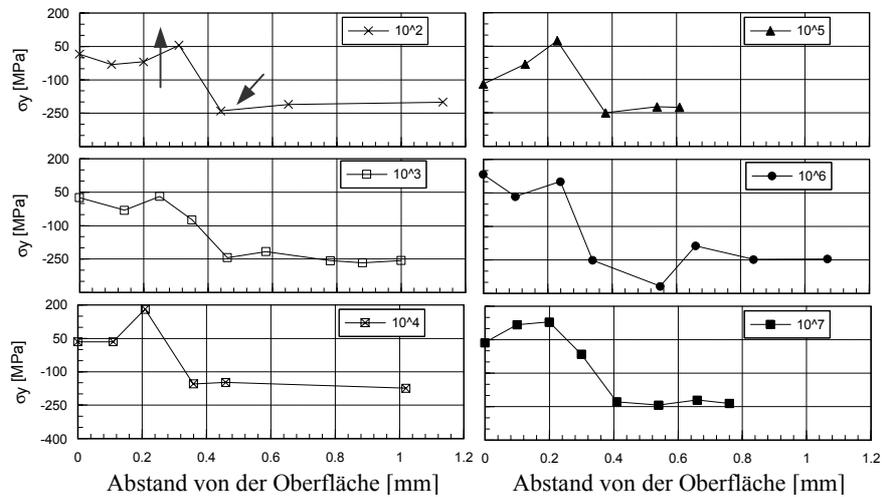


Abb. 41 axiale Eigenspannungen (tangential zur BR); 3% Schlupf; ZF-Rollenprüfstand

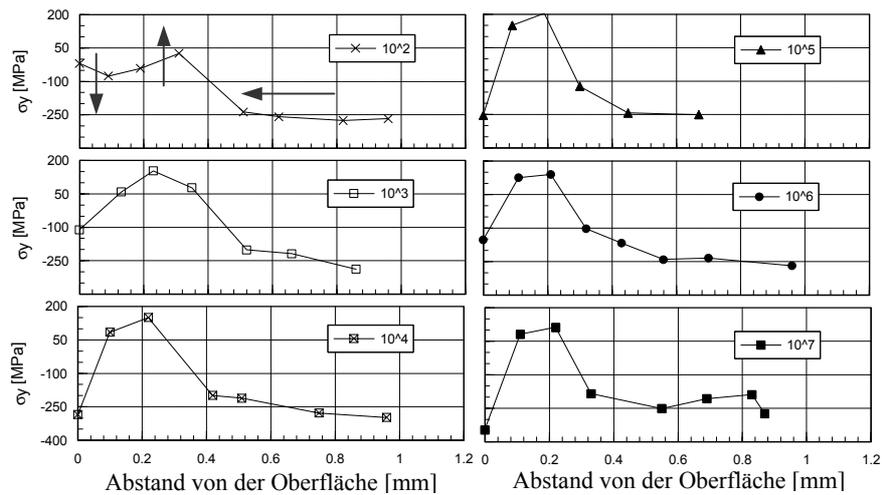


Abb. 42 axiale Eigenspannungen (tangential zur BR); 24% Schlupf; ZF-Rollenprüfstand

Die berechneten Schubspannungen τ_{xz} in Abb. 44 weisen keine klare Tendenz auf und liegen im Streubereich der Messung (± 30 MPa). Eine Kippung der Hauptspannungsachsen konnte somit nicht festgestellt werden. Die Messung von Radialspannungen war schon von den Ausgangsbedingungen her nicht möglich, da sich über die Nitrierschicht mit abnehmenden Stickstoffgehalt die Gitterkonstante veränderte, wie die Berechnung des Gitterebenenabstandes für $\{211\}$ in Abb. 43 belegt. Das Einsetzen einer vermuteten Gitterkonstante hätte zu großen Fehlern geführt.

4 Einfluss der Wälzbeanspruchung auf den Werkstoffzustand

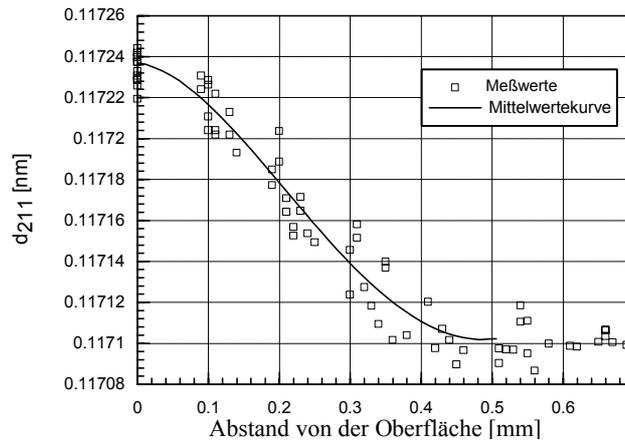


Abb. 43 Veränderung des Beugungswinkel 2θ für die gemessenen Bereiche der Nitrierschicht und der Matrix

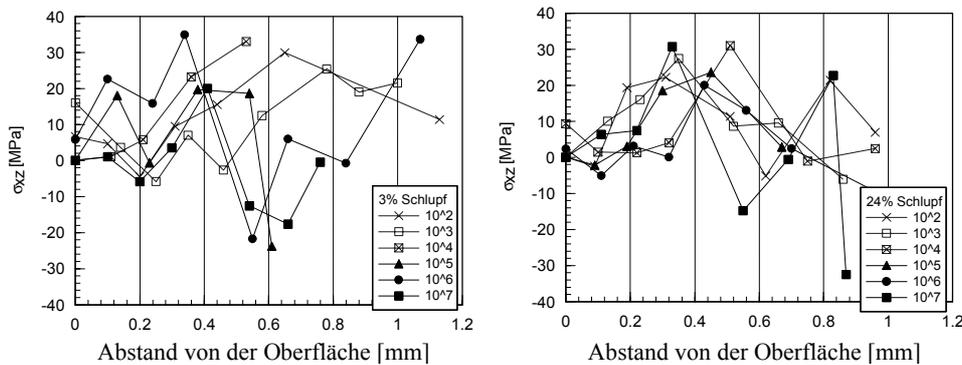


Abb. 44 Scherspannungen τ_{xz} für 3% und 24% Schlupf; ZF-Rollenprüfstand

Die Zunahme der Eigenspannungen parallel zur Belastungsrichtung wurde auch an Proben des Zweiseiben-Prüfstandes festgestellt. Die gemessenen Beträge nach der Belastung sind jedoch wesentlich höher.

Aufgrund der stetig stattfindenden, plastischen Dehnungen wurde angenommen, dass sich eine Textur ausbildet. Diese Textur sollte in ihrer Ausbildung in einem Zusammenhang zum gemessenen Verformungsbild stehen. Die Texturmessungen zeigten eine sehr ausgeprägte Textur von bis zu 60% Kristallanteil und belegen einen Zusammenhang zum Verformungs-geschehen. Das Gleitsystem der dichtgepackten $\{110\}$ -Ebene wurde in die Ebene der maximalen Schubspannungsebene gedreht. Anhand der Abb. 47 kann man eine räumliche Vorstellung gewinnen, wie sich die Textur-Lage der dichtestgepackten Ebene herausgebildet hat. Zugleich ist im rechten Teil eine überhöhte Darstellung der Lage der Gleitebenen der Textur und der zugehörigen Verformung durch die Belastung zu sehen.

4 Einfluss der Wälzbeanspruchung auf den Werkstoffzustand

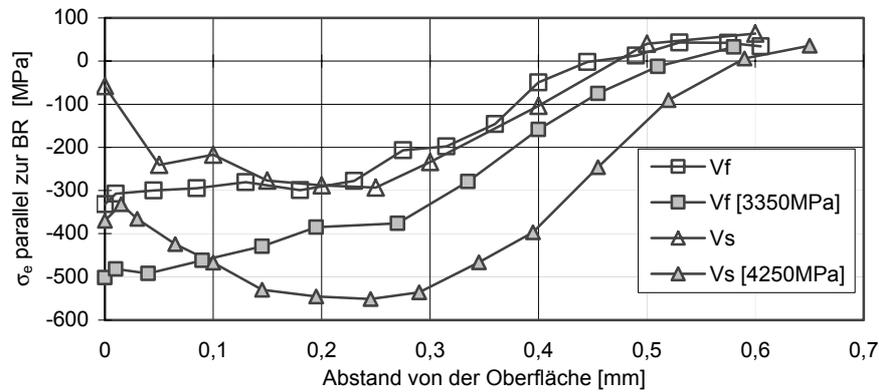


Abb. 45 Eigenspannungsmessungen an Versuchskörpern des Zweiseibenprüfstandes; ohne Beanspruchung (ohne Spannungsangabe) und nach 10^7 Zyklen; Hertzische Pressungen steht in Klammer

Diese gemessene Textur entspricht der schon von Voskamp mitgeteilten $\{111\} \langle 211 \rangle$ Textur.

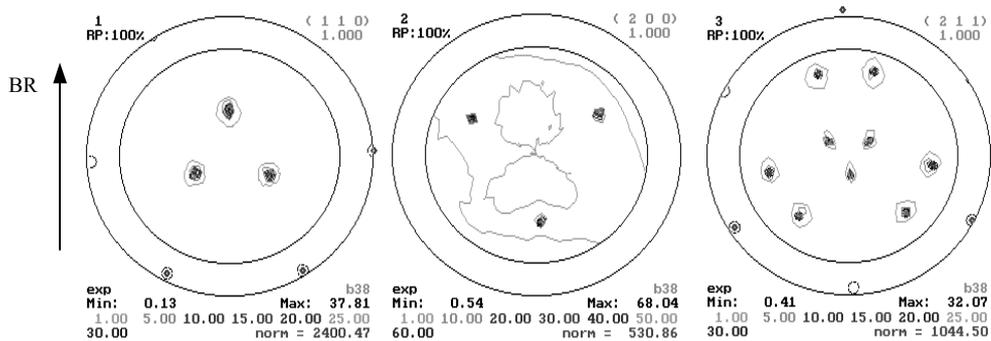


Abb. 46 $\{110\}$ $\{200\}$ $\{211\}$
 Polfigur der $\{111\} \langle 211 \rangle$ Textur; der Volumenanteil der in die Textur eingedrehten Kristallite liegt bei ca. 60%

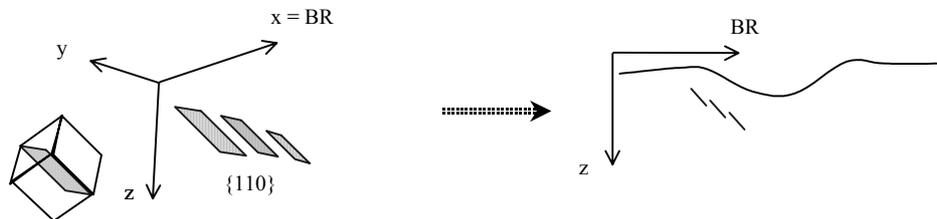


Abb. 47 Die $\{111\} \langle 211 \rangle$ Textur in räumlicher Darstellung im Bezug zur Belastungsrichtung (BR). Die $\{110\}$ dichtestgepackte Gleitebene ist um ca. 45° zur Oberflächennormalen (z-Achse) gekippt und liegt im „Rücken“ der Belastung und begünstigt die Verformung in BR

4 Einfluss der Wälzbeanspruchung auf den Werkstoffzustand

Bei der Texturmessung für unterschiedlich tiefe Bereiche konnte zusätzlich ein Bezug zu den ermittelten Verformungslinien hergestellt werden. In Abb. 48 ist dafür die Verformungslinie in Scherwerte umgerechnet dargestellt. In den Skizzen a) und b) stellen die Striche die eingedrehten Gleitebenen dar, auf denen die Abgleitvorgänge stattfinden können. Zudem ist durch die leichte Einwölbung der Oberflächenlinie die Lage der Belastung bei Aktivität der Gleitebenen verdeutlicht. Für die Texturmessung wurde ein bestimmter Volumenbereich ausgemessen. Der Volumenbereich, der durch Teil a) beschrieben wird, wird in seiner Gesamtheit von einer Scherrichtung dominiert. Für diesen Bereich wurde ein Volumenanteil der Textur von 60% ermittelt. Der in Skizze b) dargestellte Volumenbereich ist von einer wechselnden Scherrichtung geprägt. Das Volumen beinhaltet zwei Texturen mit jeweils gleich verteilten Volumenanteilen. Zum einem wird die Textur wie unter a) wieder gefunden und zum anderen die Textur von a) um 180° gedreht.

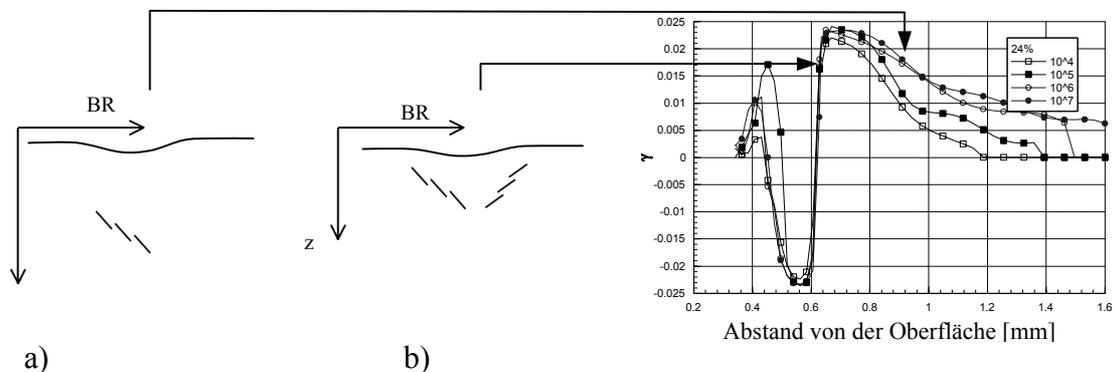


Abb. 48 Zusammenhang zwischen der Texturausbildung und dem Verformungsbild;
in a) eine „einseitige“ $\{111\} \langle 211 \rangle$ Textur (ca. 60% Volumenanteil);
in b) eine „zweiseitige“ $\{111\} \langle 211 \rangle$ Textur (ca. 30, 30% Volumenanteil)

Schlussfolgerung:

Das festgestellte Ratcheting, ist in seiner Ausprägung deutlich vom auftretenden Schlupf abhängig. Andererseits ist das Ratcheting nicht als eindeutige Schädigung zu verstehen, sondern ein Abbild der sehr komplexen Werkstoffveränderungen.

Anders gesehen, führt die Summe von Belastungs-Beanspruchungs-Reaktionen entlang der Zyklenachse zu einer unterschiedlichen Ausprägung des Ratcheting. Es zeigt sich, dass bei Wälzfestigkeit ein annähernd stationärer Bereich erreicht wird und dass dieser Prozess entlang einer logarithmischen Zyklenachse am besten beurteilt werden kann.

Die Veränderung der Werkstoffeigenschaften bis zu hohen Zyklenzahlen zeigt weiterhin, dass der Werkstoff unter diesen Belastungen nicht als starres Glied angesehen werden kann. Zur Berücksichtigung dieser Problematik folgte eine Modellbildung auf Basis des Wissenstandes und der Versuchsergebnisse, die zumindest mit einer Modellrechnung qualitativ validiert werden musste.

5 Modellbildung und FE-Modellierung

5.1 Modellvorschlag für Vergütungsstähle mit gradiertem Randschicht

Der Grundgedanke für die Modellbildung ist die Feststellung, dass die Wälzfestigkeit eine Zeitfestigkeit und keine Dauerfestigkeit ist. Dies ist die logische Schlussfolgerung aus dem vorliegenden Wissensstand und den im zweiten experimentellen Arbeitsabschnitt gewonnenen Erkenntnissen zu den beständigen, in unterschiedlichem Maße stattfindenden, irreversiblen Werkstoffveränderungen. Eine allgemeine praktische Konsequenz ist die geläufige Angabe von Wälzfestigkeitshorizonten, die an verschiedene Grenzyklenwechsel gebunden sind.

Um die Kernaussage der Zeitfestigkeit gruppiert sich eine Lebensphasengliederung, die an die qualitative Beschreibung von Voskamp anlehnt. Zum zweiten wird die Versagenslimitierung nach dem elastischen und plastischen Shakedown entwickelt, wobei eine verbesserte Betrachtung des Ratchetings einfließt. Die Verflechtung der drei Teile (Lebensphasengliederung, Shakedown und Ratcheting) ist deshalb zwingend, weil eine weitere, punktuelle Betrachtung entsprechend der bisherigen Modelle zu keiner signifikanten Verbesserung des Verständnisses der Wälzfestigkeit führen kann.

Durch die Verflechtung von Shakedowntheorie, Ratcheting und der Betrachtung von Voskamp ergeben sich folgende Beschreibungen der Lebenszyklen bei Wälzbeanspruchung:

Die – *Einlaufphase* – ist ein Bereich, innerhalb dessen größere irreversible Veränderungen stattfinden. Plastische Umformungen im Rauheitsprofil bis hin zur Veränderung des Laufbahnprofils führen in der Summe zu einer Vergleichmäßigung und Absenkung der Druckverteilung. Zudem ergibt sich für die plastifizierten Bereiche eine Erhöhung der Streckgrenze. Durch die Plastifizierung verändert sich der Eigenspannungszustand, der nachfolgenden Belastungen entgegenwirken kann (klassisches Shakedown-Theorem).

Daran schließt sich eine – *Stabilitätsphase* – der „Steady State“ an. Das Vorhandensein und die Dauer dieser Phase ist von der vorliegenden Beanspruchung abhängig. Diese generiert sich aus einem Wechselspiel zwischen Verfestigung bei auftretendem Ratcheting, zyklischer Entfestigung und der vorliegenden Dehnung. Begrenzt wird die Stabilitätsphase durch ungünstige mikrostrukturelle Veränderungen und das Wachsen der Ratchetingdehnung bzw. -schiebung, die das Potential zur Anrissbildung erhöhen.

Die – *Ausfallphase* – setzt mit der Initiierung eines wachstumsfähigen Anrisses ein. Diese Phase wird durch das Risswachstum bis zum Versagen in Form von Ausbrüchen und Pittingbildung bestimmt. Das entgültige Ausfallerscheinungsbild kann von Graufleckigkeit (eine Unzahl kleinster Anrisse in der Randzone der Gradientenschicht) bis zu großflächigen Ausbrüchen reichen.

Bei der Einfügung des Ratchetings in den komplexen Zusammenhang der Wälzfestigkeit stellte sich die Frage, auf welches Modell für die Quantifizierung des Ratchetings zurückgegriffen wird. Unter diesem Gesichtspunkt zeigen die neueren, sehr komplexen Modelle eher mehr Schwächen als Stärken gegenüber den einfachen Anfangsmodellen von Frederick, Armstrong [48] und Bower [50]. Für die komplexen Ratchetingmodelle werden zu viele Koeffizienten benötigt und es gehen werkstoffphysikalische Zusammenhänge innerhalb der

Modelle durch einzelne phänomenologische Klassifizierungen wie Memory-Effekt, Non-Masing-, Ver- und Entfestigungsverhalten verloren. Für erste Abschätzungen sollen deshalb die vorhandenen Materialgesetze aus den FE-Paketen genutzt werden (multikinematische Festigkeitshypothesen).

Das Modell:

Aus der Klassifizierung der Wälzfestigkeit als Zeitfestigkeit ist die Beschreibung der Beanspruchung als sogenannte RCF-Beanspruchung (engl.: „rolling cycle fatigue“) nach K.L. Johnson (vgl. [79]) sinnvoll. Unter Verwendung des RCF-Begriffs wird ein Schema mit einer Versagenskennlinie in Abb. 49 gebildet. Im ersten Teil des Schemas, der der Einlaufphase entspricht, hat der kritische zyklische Dehnungswert ein Maximum. Überschreiten die zyklischen Dehnungen den kritischen Dehnungswert, kommt es zu einer schnellen Anrissbildung und Risswachstum. Im zweiten Teil nimmt der kritische Dehnungswert für Anrissbildung und –wachstum ab, da infolge der Beanspruchung Ratcheting und strukturelle Veränderungen ablaufen. In der Annahme, dass das Ratcheting durch Verfestigung und strukturelle Veränderungen in ihrer Intensität je Zyklus abnehmen, wird eine Verringerung der kritischen zyklischen Dehnung in linearem Bezug zur logarithmischen Zyklenzahl gesetzt. Im dritten Teil mündet die Versagenskennlinie in einen konstanten Bereich, d.h. in einen Wert, der notwendig ist, um in einer endlichen Anzahl von Zyklen ein Versagen nach dem oberflächenfernen Modus (nach Lorösch) hervorzurufen.

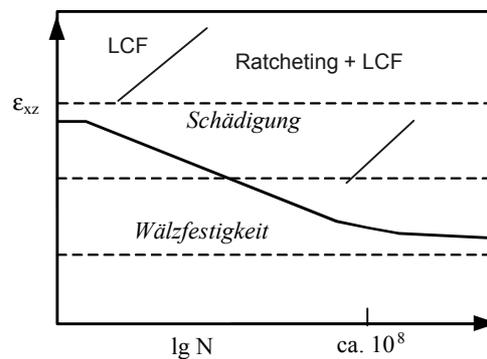


Abb. 49 Schema mit einer Versagenskennlinie für das oberflächenferne Versagen von Gradientenschichten

Die Versagenskennlinie lässt sich durch die folgenden Formeln (28) und (29) ausdrücken. Die zyklenabhängige Wälzfestigkeit ist gegeben, wenn der kritische Schiebungswert $\epsilon_{xz,krit.}$ größer ist als das Maximum der zyklischen Schiebung ϵ_{xz} . Der kritische Schiebungswert wird neben weiteren Einflußgrößen „ x “ im besonderen durch ein auftretendes Ratcheting verändert. Hier wird die Annahme getroffen, dass das Ratcheting die kritische Schiebung erniedrigt. Für die Formeln wurde die Komponente des Dehnungstensors ausgewählt, die im Normalfall am stärksten durch das Ratcheting beeinflusst wird. Die Formeln folgen damit auch den eingangs genannten Modellvorschlägen:

$$(28) \quad \epsilon(n)_{xz,krit.} > \max |\epsilon_{xz}| \Rightarrow \text{zyklenabh. Wälzfestigkeit}$$

n – Anzahl der Zyklen

$$(29) \quad \varepsilon(n)_{xz,krit.} = f(X, \varepsilon_{xz,Ratcheting}) \quad \Bigg| \quad \varepsilon_{xz,Ratcheting} = \sum_{i=1}^n \varepsilon_{xz,rat.,i}$$

In der Einflußgröße „X“ sind die Werkstoffveränderungen vereinigt, die durch reversierende, plastische Dehnungen auftreten. Zur Abschätzung der Einflüsse fehlen jedoch grundlagenbezogene Untersuchungen. Für ingenieurtechnische Anwendungen sollte deshalb entsprechend der Kerbempfindlichkeit sprödes Material einen höheren Sicherheitsfaktor erhalten als duktiles.

5.2 Ermittlung von Werkstoffkennwerten für die FEM

5.2.1 angewendete Prüfverfahren

Zur erfolgreichen Anwendung der FEM gehört eine ausreichende Werkstoffkennwertkenntnis. Hierfür wurden in einem umfangreichen Versuchsprogramm die Fließkurven des Matrixmaterials und von Bereichen der unterteilten Nitrierschicht unter verschiedenen Beanspruchungsarten ermittelt. Zusätzlich sollte das dehnratenabhängige Fließen des Werkstoffes bei der Kennwertermittlung berücksichtigt werden. Daraus ergab sich im ersten Schritt die Bewertung der Dehnratenabhängigkeit des Fließens in einem der Wälzbeanspruchung nahekommenden Versuchsaufbau - dem Stauchversuch. Auf dieser Basis wurden weitere statische und zyklische Versuche durchgeführt:

- Stauchversuche am *Matrixwerkstoff* (dehnratenabhängiges Fließen)
- Torsionsversuche an *randschichtbehandelten Proben*
- Zugversuche an *randschichtbehandelten Proben*
- Biegeversuche an *randschichtbehandelten Proben*
- LCF (**L**ow **C**ycle **F**atigue)-Versuche an *randschichtbehandelten Proben* im vorgegebenen Dehnungsspektrum

In der hier verwendeten Reihenfolge werden die Prüfverfahren nachstehend beschrieben.

a) Stauchversuch

Beim Stauchversuch werden im allgemeinen einfache Proben in Zylinderform verwendet. Das *Höhen-Durchmesser-Verhältnis* liegt zwischen 1–2. Die Wahl des günstigsten Verhältnisses ist aus Vorversuchen zu ermitteln. Die Zielstellung gibt dabei den Rahmen vor: Bei Interesse, das Werkstoffverhalten bei hohen Umformgraden zu analysieren, ist ein größeres Verhältnis günstig. Handelt es sich bei der Probe um ein äußerst duktilen Material mit hohem plastischen Dehnungsvermögen und geringem Verfestigungsexponenten, ist das Verhältnis gegebenenfalls zu verringern. Es ist in diesem Falle möglich, dass sich die Probe bei nicht exakter rotationssymmetrischer Stauchungsvorgabe durch die Versuchsanordnung nicht rotationssymmetrisch verformt, sondern schert. Eine nicht rotationssymmetrische Belastung ist leicht durch den Kontaktbereich Stempel – Probe gegeben. (Durch geometrische Arretierung, z.B. durch einen Kegel an beiden Stempeln, kann diesem vorgebeugt werden. Dieser Versuchsaufbau stand jedoch nicht zur Verfügung und wurde nicht als notwendig angesehen.)

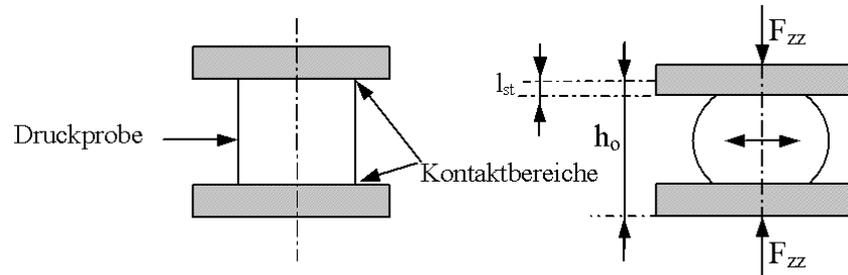


Abb. 50 Stauchversuch: a) Ausgangslage b) gestauchte Probe, Verformung infolge Reibung im Kontaktbereich

Die Messgrößen des Versuches sind die Kraft in Stauchrichtung und der Stauchweg. Die Spannung, die in der Symmetrieebene der Probe (Mitte zwischen den Stempeln) vorliegt, wird nach Formel (30) berechnet. Der Umformgrad φ ergibt sich aus Formel (31). Der Umformgrad φ und die Dehnung ε sind bei Werten <1 fast identisch.

$$(30) \quad \sigma_{zz} = \frac{F_{zz}}{\pi \cdot r^2} \cdot \frac{h_0 - l_{st}}{h_0}$$

$$(31) \quad \varphi_{zz} = \ln \frac{h_0 - l_{st}}{h_0}$$

Es ist bekannt, dass die Reibung im Kontaktbereich Druckstempel - Probe einen wesentlichen Einfluss auf die Ausbauchung der Probe im Versuch hat. Da für den Versuch nur einfache Zylinderproben verwendet wurden, ist die Frage zu stellen, inwieweit die Reibung Einfluss auf die resultierende Kraft-Weg-Kurve hat.

Für die Lösung dieser Frage wurden an einem FE-Modell mehrere Rechnungen durchgeführt. Das Modell wurde aus 8-Knoten-Elementen erstellt. Der Kontakt wurde symmetrisch „vernetzt“, d.h. die Durchdringung im Kontakt wurde im Stempel wie in der Probe überprüft. Durch Rotationssymmetrie konnte ein 2-dimensionales Modell erstellt werden. Zusätzlich halbierte sich der Rechenaufwand durch die Symmetrieffläche in der Mitte der Druckprobe. Das vernetzte Modell ist in Abb. 51 aufgeführt. Weitere Parameter des Modells sind ein angenommenes rein elastisches Verhalten des Stempels, eine Querkontraktionszahl von 0,28 und für die Probe eine Fließkurve ohne ausgeprägte Streckgrenze.

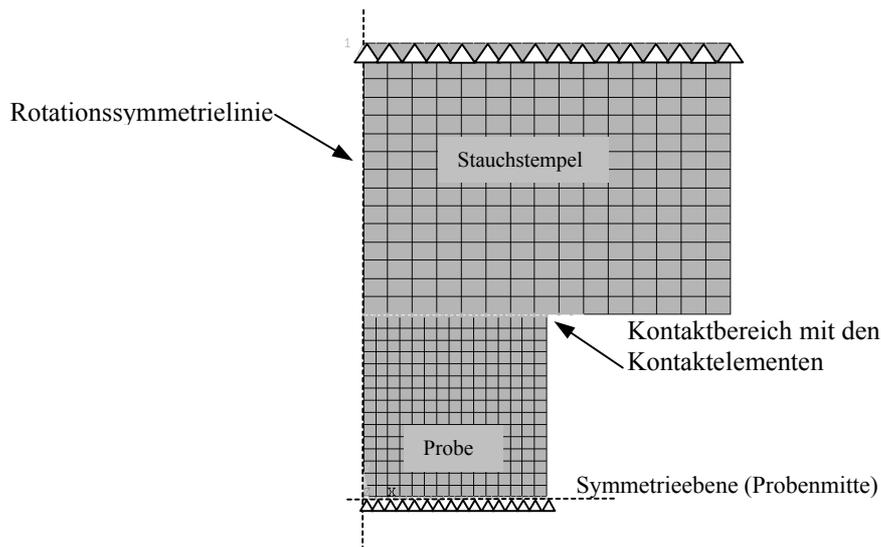


Abb. 51 FE-Modell des Stauchversuches: die Vernetzung mit 8-Knoten-Elementen

Die Rechnungen wurden mit verschiedenen Reibungskoeffizienten μ_r von $0,0001 \approx 0$, $0,1$, $0,2$ und $0,4$ ausgeführt. Die Ergebnisse zeigen, dass die Reibung auf das integrale Ergebnis in Form der Kraft-Weg-Kurve keinen wesentlichen Einfluss hat, aber die Verformung beeinflusst. Die Kraft-Weg-Kurven liegen für alle Rechnungen fast deckungsgleich aufeinander (Abb. 52). Der Vergleich der Verformungsbilder für $\varphi = -0,28$ belegt die Erwartung, dass ohne Reibung ($\mu_r=0,0001$) keine Ausbauchung auftritt und mit Reibung sehr wohl (Abb. 53).

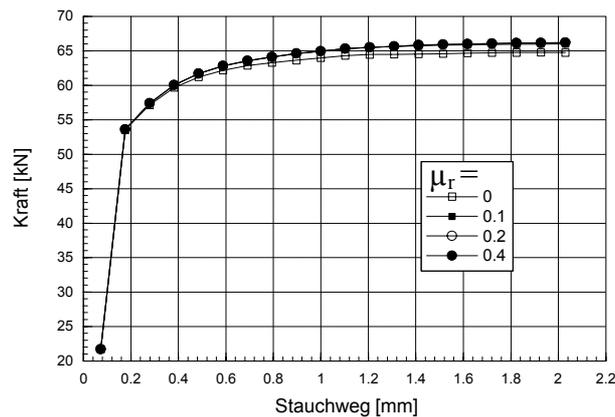


Abb. 52 Die Kraft-Weg-Kurven des Stauchversuches als Ergebnisse der FEM-Rechnung mit der Variation des Reibungskoeffizienten μ_r

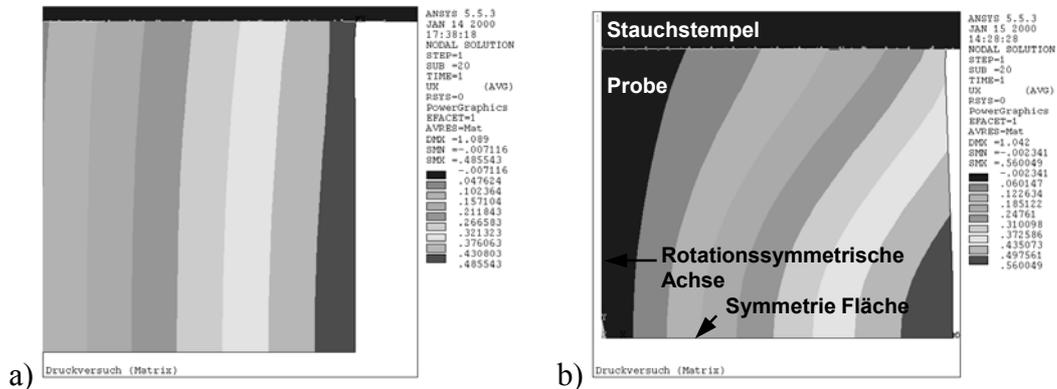


Abb. 53 Einfluss der Reibungskoeffizienten zwischen Probe und Stauchstempel auf die Verformungsverteilung, dargestellt anhand der Verschiebung in Radialrichtung;
 a) Reibungskoeffizient $\mu_r=0,0001$ b) Reibungskoeffizient $\mu_r=0,2$

Dieses Ergebnis sagt aus, dass die Reibung auf die Bestimmung der Streckgrenze aus den Versuchsdaten keinen Einfluss hat.

Die FEM-Ergebnisse sind jedoch nur bedingt auf die Realität übertragbar, denn eine mögliche Veränderung des Fließverhaltens infolge der inhomogenen Verformungsverteilung wird mit der verwendeten Fließkurve (Zugfließkurve des vergüteten 31CrMoV9) und der verwendeten Gestaltsänderungsenergiehypothese nur bedingt erfasst.

Mit Hilfe des FE-Modells wurde zusätzlich überprüft, wie sich die aus einem fiktiven Versuch (FEM-Stauchversuch) ermittelte Fließkurve und die eingesetzte Fließkurve (Material-Fließkurve im FE-Modell) unterscheiden. Die Fließkurve wurde nach den Formeln (30) und (31) berechnet. Die Wegänderung entsprach der Verschiebung der Knoten auf der Rückseite des Stempels.

Es ergeben sich erstaunlich hohe Unterschiede zwischen den Fließkurven. Im elastischen Bereich und im Übergang zum plastischen Fließen klaffen die Dehnungswerte weit auseinander und im weiteren Fließen differieren die Spannungen zunehmend. Aus diesem Grund wurde eine weitere Fließkurve berechnet, bei der das Korrekturglied „ $(h_0-l)/h_0$ “ aus der Formel (30) entfernt wurde. Die Fließkurve ohne Korrekturglied liegt demzufolge höher und führt auch zu der erwarteten Überhöhung der Spannungswerte bei hohen ϕ -Werten. Wird jedoch aus den Versuchsergebnissen nur der Streckgrenzenwert ermittelt, sind die Unterschiede nur gering, da die y-Werte, d.h. die Spannungswerte, der visuellen Knickpunkte fast gleich sind. Das eigentliche Problem ist somit die Umwertung des Weges in einen ϕ -Wert.

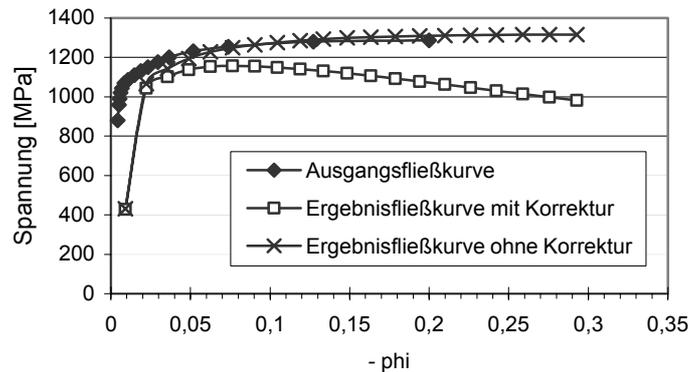


Abb. 54 Es sind die Ausgangsfließkurve für die FEM-Rechnung und die nach den Kraft-Weg-Verlauf berechneten Fließkurven aufgetragen. Es wurden die Fließkurve mit Korrektur nach Formel (30) und die Fließkurve ohne Korrektur unter Auslassung des 2. Quotienten der Formel (30) berechnet.

Die Probenherstellung wie die Versuchsdurchführung gestalten sich für den Stauchversuch bei Raumtemperatur relativ einfach, womit auf kürzestem Wege eine Abhängigkeit der Fließeigenschaften im Bereich von $\dot{\phi} = 10^{-3} - 10^0 \text{ s}^{-1}$ beurteilt werden kann. Analytisch lassen sich die Dehnraten (Formel (32)) für den reibungsfreien Versuch herleiten. Die Dehnraten in Stauchrichtung „ $\dot{\phi}_z$ “ hat den größten Betrag, die Geschwindigkeiten in Radial- „ $\dot{\phi}_r$ “ und in Umfangsrichtung „ $\dot{\phi}_v$ “ sind gleich groß [80]. Die Reibung beeinflusst durch die veränderte Verformungsverteilung auch die Umformgeschwindigkeitsverteilung. Die relativen Veränderungen sind aber gering und somit für den untersuchten Geschwindigkeitsbereich ohne Belang.

$$\begin{aligned}
 a) \quad \dot{\phi}_z &= -\frac{v_w}{h_{st}} \\
 b) \quad \dot{\phi}_r &= \frac{1}{2} \frac{v_w}{h_{st}} \\
 c) \quad \dot{\phi}_v &= \frac{1}{2} \frac{v_w}{h_{st}}
 \end{aligned}
 \quad \text{aus [80]}$$

Da die Dehnraten von der augenblicklichen Stauchhöhe h_{st} und der Traversengeschwindigkeit v_w abhängt, muss für eine konstante Dehnraten die Traversengeschwindigkeit mit der Verringerung der Probenhöhe ebenfalls verringert werden. Über eine Subroutine wurde dementsprechend die Traversengeschwindigkeit reguliert.

Zur Versuchsdurchführung wurde eine MTS 810 verwendet. Der Wegaufnehmer war an den Stauchstempeln in unmittelbarer Nähe der Stauchprobe angebracht.

Nach Vorversuchen wurden die Zylinderproben in einem Höhen-Durchmesser-Verhältnis von 1:1 mit einer Höhe von 8mm gefertigt. Es wurden zwei Probenvarianten mit zwei unterschiedlichen Anlasszeiten eingesetzt und bei drei Dehnraten geprüft. Pro Versuchsnummer wurden drei Parallelproben gestaucht. Die zwei Anlassvarianten wurden untersucht, um mögliche Zusammenhänge zwischen dehnratenabhängiges Fließen und Gefüge abzuklären.

Tabelle 9 Versuchsvarianten im Stauchversuch

No.	Material	Vergüten	Versuchsbedingungen	
			$-\dot{\varphi}_z$ [s ⁻¹]	φ_{grenze}
D1	31CrMoV9	870°C/20min/ Öl 620°C/1h/ Öl	$10^{-3}, 10^{-2}, 10^{-1}$	0,2
D2	31CrMoV9	870°C/20min/ Öl 620°C/2h/ Öl	$10^{-2}, 10^{-1}, 10^0$	0,2

φ_{grenze} : Limit der Stauchung als Abbruchkriterium im Versuch

b) Torsionsversuch

Für die Bestimmung der Eigenschaften von Randschichten ist der Einfluss der Randschicht auf das Prüfergebnis wichtig. Als Fragestellung formuliert heißt das: Wie groß ist der Anteil einer Randschicht an der globalen Ergebnismessgröße (entweder Kraft oder Moment). Zur Einschätzung des Einflusses wurde für alle vier Versuche eine analytische Betrachtung durchgeführt. Dabei wurde ein inkrementelles Flächenelement in Bezug zur anliegenden Prüfkraft oder Moment gesetzt und die Integralgleichung hergeleitet. Die Schemas der Herleitungen sind in den nachfolgenden Darstellungen wiedergeben. Im ersten Schema wird der Torsionsversuch behandelt. Im Abschnitt a) von Abb. 55 wird der räumliche Bezug zwischen Moment und der inkrementellen Fläche dargelegt. Die beschreibenden Größen der inkrementellen Fläche werden in b) zusammengefasst und unter c) wird die resultierende Integralgleichung wiedergegeben. Das Moment ist gleich dem Integral des Produktes aus der lokalen Scherspannung, der zugehörigen Fläche und dem Abstand zur Rotationsachse.

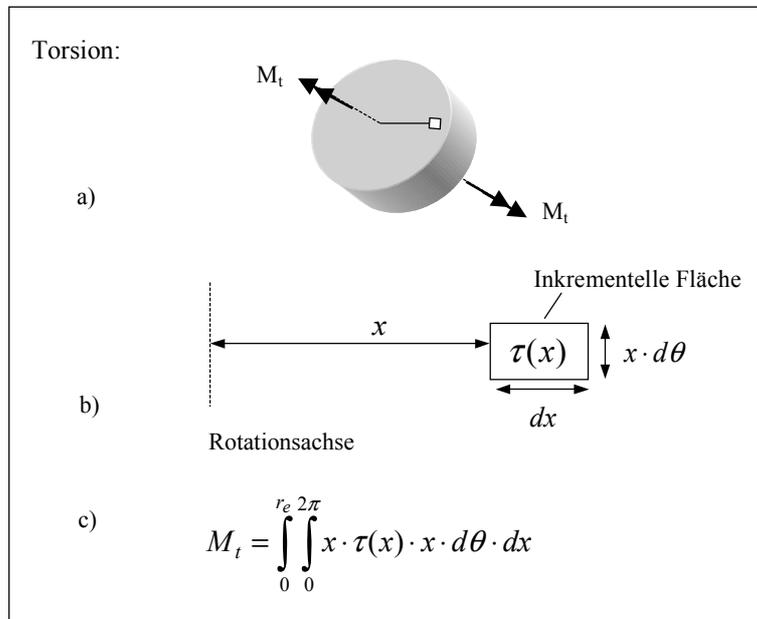


Abb. 55 Schematische Darstellung der Herleitung der Integralgleichung für den Torsionsversuch (r_e - Probenradius und θ - Winkel):

- a) Ausschnitt einer rotationssymmetrischen Probe mit der beispielhaften Darstellung der Lage der inkrementellen Fläche.
- b) Bezugsgrößen zur Beschreibung der inkrementellen Fläche und der vorliegenden Fläche
- c) abgeleitete Integralgleichung

Die analytische Integralgleichung für den Torsionsversuch zeigt, dass die Wichtung der Randfaser auf das Ergebnis hoch ist. Das drückt sich im Quadrat der geometrischen Größe „x“ aus, die vom Probenkern bis zur Probenoberfläche wächst.

$$(33) \quad Y = \int_0^{2\pi} \int_0^{r_e} x^2 \cdot f(x) dx d\theta$$

Y: entspricht hier dem Torsionsmoment

x: Abstand zur Mittelfaser

f(x): entspricht hier der lokalen Scherspannungsfunktion $\tau(x)$

Zum Vergleich wird der Einfluß der Randschicht auf das Ergebnis von Zug- (bzw. Stauch-) und Biegeversuch analytisch betrachtet:

Das Schema der Herleitung der Integralgleichung des Zug- oder Stauchversuches (vergleichbar mit Abb. 55) ist in Abb. 56 dargestellt.

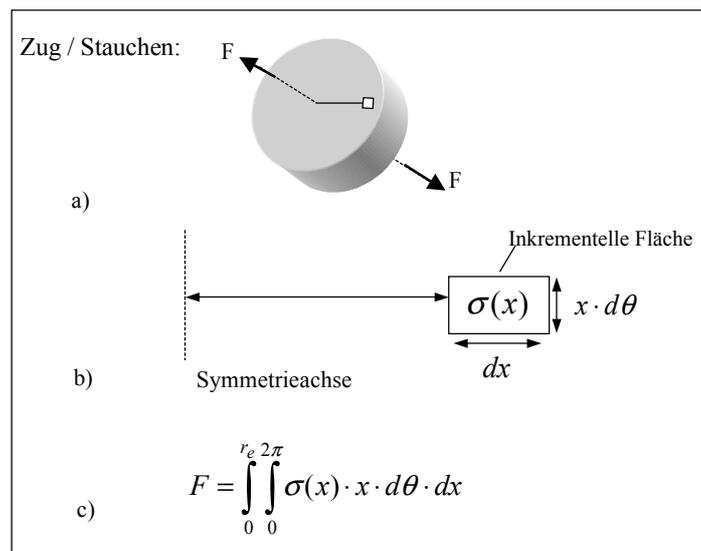


Abb. 56 Schematische Darstellung der Herleitung der Integralgleichung für den Zug- o. Stauchversuch (r_e - Probenradius, θ - Winkel):

- a) Ausschnitt einer rotationssymmetrischen Probe mit der beispielhaften Darstellung der Lage der inkrementellen Fläche.
- b) Bezugsgrößen zur Beschreibung der inkrementellen Fläche und der vorliegenden Fläche
- c) abgeleitete Integralgleichung

Innerhalb der Integralgleichung (34) liegt eine lineare Wichtung der Randfaser durch den Abstand „x“ zur rotationssymmetrischen Achse vor.

$$(34) \quad Y = \int_0^{2\pi} \int_0^{x_e} x \cdot f(x) dx d\theta = 2\pi \cdot \int_0^{x_e} x \cdot f(x) dx$$

Y : entspricht hier der Kraft

x : Abstand zur Mittelfaser

$f(x)$: entspricht hier der Spannungsfunktion $\sigma(x)$

In gleicher Weise wurde die Integralgleichung für den 4-Punkt-Biegeversuch entwickelt.

Im 4-Punkt-Biegeversuch liegt zwischen den zwei inneren Auflagern ein konstantes Biegemoment vor.

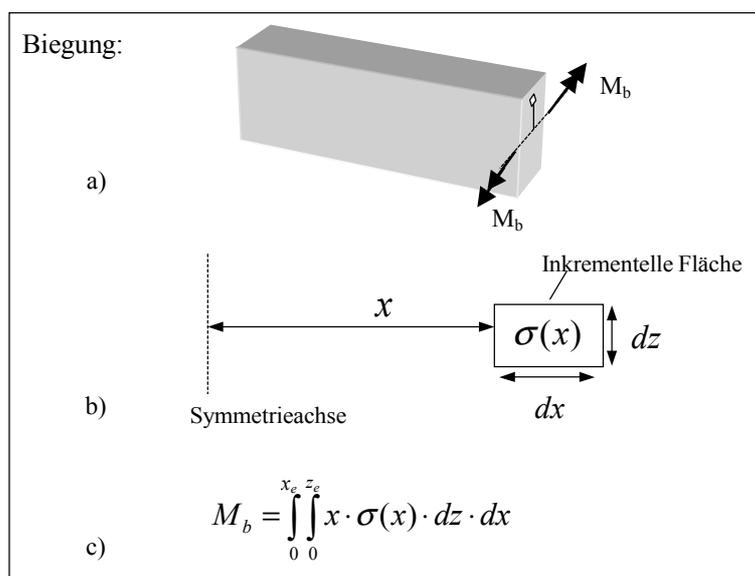


Abb. 57 Schematische Darstellung der Herleitung der Integralgleichung für den Biegeversuch (x_e -Probenbreite und z_e -halbe Probenhöhe):

a) mittig geschnittene Probe mit der beispielhaften Darstellung der Lage der inkrementellen Fläche.

b) Bezugsgrößen zur Beschreibung der inkrementellen Fläche und der vorliegenden Fläche

c) abgeleitete Integralgleichung

Auch die Integralgleichung (35) des 4-Punkt-Biegeversuches zeigt eine lineare Wichtung der Randfaser durch die geometrische Größe „ x “.

$$(35) \quad Y = \int_0^{z_e} \int_0^{x_e} x \cdot f(x) dx dz = z_e \cdot \int_0^{x_e} x \cdot f(x) dx$$

Y : entspricht hier dem Biegemoment

x : Abstand zur Symmetrieebene

$f(x)$: entspricht hier der Spannungsfunktion $\sigma(x)$

Bei Vergleich der Gleichungen (33), (34) und (35) wird deutlich, dass der Torsionsversuch günstig ist, um Randschichten zu analysieren, weil der Einfluß der Randschicht wesentlich höher ist. Jedoch dürften die unterschiedlichen Belastungsarten bei der Eigenschaftsermittlung nicht unberücksichtigt bleiben, womit Zug- und Biegeversuche notwendige Glieder in der Untersuchungskette waren.

Für die Bestimmung der Eigenschaften der gradierten Nitrierschicht wurde die Schicht in Subschichten (bzw. Stufen) unterteilt. Diese Stufen wurden in erster Näherung mit homogenen Werkstoffeigenschaften belegt, um diese dann iterativ aus den Versuchsergebnissen zu ermitteln. Die Nitrierschicht wurde in 5 Stufen unterteilt, von denen jede eine Stärke von 0,1mm hatte. Dementsprechend wurde das Versuchsprogramm aufgestellt. Für die numerische Weiterverarbeitung wurden die Versuchsergebnisse digitalisiert erfasst.

Zur Fertigung der Proben stand Stangenhalbzeug zur Verfügung. Dieses wurde gewalzt, weichgeglüht und abgelängt. Die Proben wurden je nach Variante mit unterschiedlichen Aufmaßen des Durchmessers gefertigt. Nach der spanenden Formgebung wurden die Proben vergütet und nitriert (mit Bildung einer Verbindungsschicht). Nach dem Nitrieren wurden die Proben auf ein einheitliches Endmaß geschliffen, entsprechend Abb. 58. Es entstanden sechs Probenvarianten eines Vergütungs- und Nitrierzustandes. Tabelle 10 zeigt die wichtigen technologischen Daten in zeitlicher Abfolge. Dass vor allem Proben mit 1h Anlassedauer bei 620°C verwendet wurden, hängt mit Versuchsergebnissen des Stauchversuches zusammen. Dabei wurde festgestellt, dass dieses Material dem Eigenschaftsprofil der Wälzproben im Wälzversuch am nächsten kommt. Das Eigenschaftsprofil wird dabei vom Material und den auftretenden Dehnraten bestimmt.

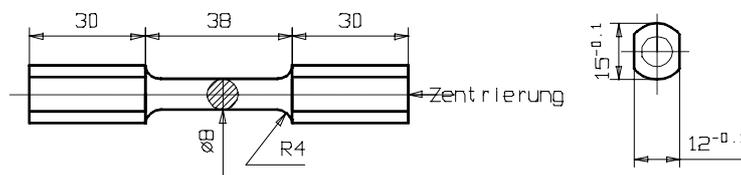


Abb. 58 Zeichnung der Torsionsprobe in ihren Endmaßen

Tabelle 10 Herstellungsübersicht der Torsionsproben

No.	Weichglühen	d _{Messbereich}	Vergüten	Nitrieren	Abtrag durch Schleifen [mm]
T1	720°C, 4h	9,0mm	870°C/ 20min/ Öl, 620°C/ 1h	32h, 550°C, K _N =0,8 , K _O =0,32	- 0,5
T2	-"	8,8mm	-"	-"	-0,4
T3	-"	8,6mm	-"	-"	-0,3
T4	-"	8,4mm	-"	-"	-0,2
T5	-"	8,2mm	-"	-"	-0,1
T6	-"	8,0mm	-"	-"	-----
TN	-"	8,0mm	870°C/ 20min/ Öl, 620°C/ 2h	-----	-----

Je Probenvariante wurden fünf Proben geprüft.

Die Versuche wurden an einer Zug- und Torsionsprüfmaschine der Firma ZWICK ausgeführt. Die Torsionsgeschwindigkeit lag bei 1°s^{-1} . Die Datenaufnahme wurde mit zunehmender Versuchsdauer von 5 auf 2 Datenpunkte je 1° reduziert. Im elastischen Bereich lagen mindestens 20 Wertepaare vor.

c) Zugversuch

Auch der Zugversuch wurde unter der Prämisse geplant, für die einzelnen Schichten der Nitrierschicht Fließkurven und Bruchdehnungen zu gewinnen. Die Zugproben wurden in der gleichen technologischen Reihenfolge gefertigt wie die Torsionsproben.

Tabelle 11 Herstellungsübersicht der Zugproben

No.	Weichglühen	d _{Messbereich}	Vergüten	Nitrieren	Schleifen [mm]
Z1	720°C, 4h	6,8mm	870°C/ 20min/ Öl, 620°C/ 1h	32h, 550°C, K _N =0,8 , K _O =0,32	- 0,5
Z2	"-	6,6mm	"-	"-	-0,4
Z3	"-	6,4mm	"-	"-	-0,3
Z4	"-	6,2mm	"-	"-	-0,2
Z5	"-	6,0mm	"-	"-	-0,1
Z6	"-	5,8mm	"-	"-	-----

Die Abmessungen der Zugproben entsprachen der geltenden DIN Vorschrift (Abb. 59). Das etwas ungewöhnliche Endmaß des Durchmessers von 5,8mm ergab sich, weil die Proben nach einem Wärmebehandlungsfehler nochmals überdreht und neu vergütet werden mussten. Für die Vordefinierung des Einschnür- und Bruchbereiches wurden die Zugproben in der Mitte leicht tailliert, d.h. der Durchmesser wurde durch Schleifen um 0,01-0,015mm verringert.

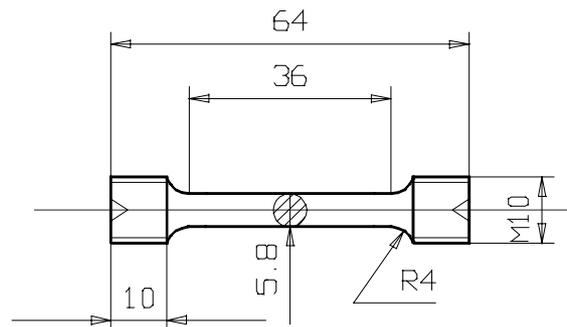


Abb. 59 Skizze der verwendeten Zugprobe

Wie auch im Torsionsversuch standen je Schichtdickenvariante fünf Parallelproben zur Verfügung. Die Versuche wurden an einer ZWICK Universalprüfmaschine 1476 ausgeführt. Die dehnratengeregelte Geschwindigkeit lag bei $0,008 \text{ s}^{-1}$. Der Wegaufnehmer hatte eine Ausgangsgröße von 30mm und wurde mittig am zylindrischen Teil der Zugprobe angelegt. Die Datenerfassung arbeitete im elastischen Bereich kraft- und im plastischen Bereich

dehnungsgesteuert. Nach jedem Versuch lagen für den elastischen und den plastischen Bereich zusammen mehr als 600 Werte vor.

d) Biegeversuch

Für den Biegeversuch wurde der 4-Punkt-Biege-Aufbau verwendet. Das geschah aus zwei Gründen. Bei der 4-Punkt-Biegung wird über einen definierten Bereich (zwischen den zwei inneren Auflagern) ein konstantes Moment appliziert und auf der Druckseite kann unmittelbar auf der Probenoberfläche ein Wegaufnehmer positioniert werden. Die gleichmäßige Momentenverteilung über einen größeren Werkstoffbereich und die damit verbundene Erhöhung des geprüften Bereiches hat zur Folge, dass Ergebnisstreungen bei der Prüfung von spröden Werkstoffen, so auch der Nitrierschichten, vermindert werden.

Durch die Anbringung eines Wegaufnehmers auf der Druckseite und Dehnmessstreifen auf der Zugseite konnte auch der Spannungs-Differenzen-Effekt (SD-Effekt) [81] am Fall der gradierten Randschicht untersucht werden. Der SD-Effekt charakterisiert ein unterschiedliches Fließgrenzenverhältnis für Zug- und Druckbelastung.

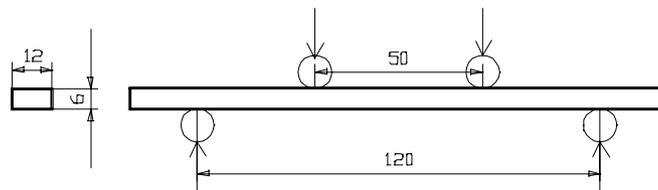


Abb. 60 Schema des 4-Punkt-Biegeversuches mit der verwendeten Biegeprobe

Da die Nitrierhärte durch einen Härteunterschied von 50HV zur Kernhärte definiert ist, stellte sich die Frage, ob der Werkstoffbereich in diesem Übergangsbereich durch die ansteigende Härte einen Einfluss auf das Ergebnis hat. Um diese Fragestellung zu beantworten und die Interpretierung der numerischen und FEM-Ergebnisse von Torsions- und Zugversuchen zu verbessern, wurde das Variationsfeld um die Versuchsreihe „B0“ erweitert, deren Abtrag um 0,1mm größer war als die Nitrierhärte (siehe Tabelle 12).

Durch die Torsions- und Zugversuche war der Vergütungszustand „620°C/1h“ weitestgehend abgedeckt, deshalb wurde der Vergütungszustand „620/2h“ abschließend geprüft.

Für die 4-Punkt-Biegung stand eine MTS 880 zur Verfügung. Die Traversengeschwindigkeit betrug 1mm/120s. Die Datenaufnahmerate war Traversenweg-gesteuert und betrug 10mm⁻¹. Das Höhen-Breiten-Verhältnis der Proben war 1:2. Dies hatte den Vorteil, dass der Belastungsfall für die Berechnungen abschätzungsweise als ebener Dehnungszustand ($\epsilon_{zz}=0$) beschreibbar ist.

An den Seitenflächen und an einer Biegeseite wurde die Nitrierschicht vollständig abgeschliffen. In der vorletzten Spalte der Tabelle 12 sind die definierten Randschichtabträge für die Biegeseiten oben/unten aufgeführt.

Tabelle 12 Übersicht der Herstellung der Biegeproben

No.	Weichglühen	b ₀ [mm]	Vergüten	Nitrieren	Schleifen [mm] oben / unten
B0	720°C, 4h	7,2	870°C/ 20min/ Öl, 620°C/ 2h	32h, 550°C, K _N =0,8 , K _O =0,32	-0,6 / -0,6
B1	-"	7,1	-"	-"	-0,5 / -0,6
B2	-"	7,0	-"	-"	-0,4 / -0,6
B3	-"	6,9	-"	-"	-0,3 / -0,6
B4	-"	6,8	-"	-"	-0,2 / -0,6
B5	-"	6,7	-"	-"	-0,1 / -0,6
B6	-"	6,6	-"	-"	0,0 / -0,6

Von jeder Probenvariante lagen sechs Parallelproben vor. Für eine Hälfte der Parallelproben wurde die Nitrierschicht auf der Druckseite und die andere mit der Nitrierschicht auf der Zugseite geprüft. Durch den Vergleich der Ergebnisse von Zug- und Druckseite wurde der Einfluss des Spannungs-Differenzen-Effektes auf die Bestimmung der Fließkurven beurteilt.

e) LCF- und Ratchetingversuche

Die LCF-Proben wurden in gleicher Weise wie die Torsionsproben gefertigt. Der große Übergangsradius (siehe Abb. 61) erforderte zusätzlich eine CNC-Drehmaschine und für das abschließende Schleifen speziell abgerichtete Schleifscheiben.

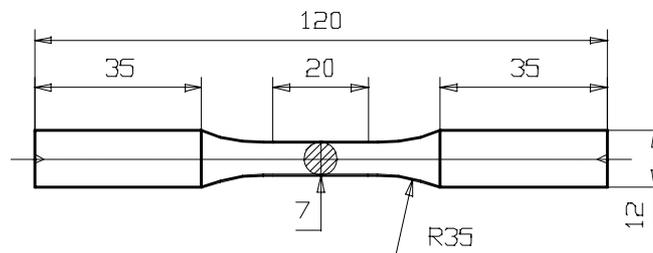


Abb. 61 Zeichnung der LCF-Probe

Tabelle 13 Herstellungsübersicht der LCF-Proben

No.	Weichglühen	d _{Messbereich vor Schleifen}	Vergüten	Nitrieren	Schleifen [mm]
L1	720°C, 4h	8,0mm	870°C/ 20min/ Öl, 620°C/ 2h	32h, 550°C, K _N =0,8 , K _O =0,32	- 0,5
L2	-"	7,8mm	-"	-"	-0,4
L3	-"	7,6mm	-"	-"	-0,3
L4	-"	7,4mm	-"	-"	-0,2
L5	-"	7,2mm	-"	-"	-0,1
L6	-"	7,0mm	-"	-"	-----

Für die Prüfung wurde eine MTS 810 genutzt. Auf Grund der Vorbetrachtungen und den vorhandenen LCF-Versuchsergebnissen wurde eine Dehnungsamplitude von 0,4-0,55 % gewählt. Die Probenanzahl je Variante beträgt fünf.

Für die Matrix waren ausreichende Daten aus anderen Untersuchungen vorhanden [93], so dass diese Proben für vier Ratchetingexperimente verwendet wurden (siehe Tabelle 14).

Tabelle 14 Versuchsplan der LCF-, Ratchetingversuche mit Probenanzahl; Spannungsamplitude für Ratcheting konst. $\sigma_a=720\text{MPa}$

No.	Dehnungsamplitude [%]					Ratcheting / σ_m [MPa]		
	0,35	0,375	0,4	0,45	0,5	15	30	45
L1	-	-	-	1	1	1	1	1
L2	1	1	1	1	1	-	-	-
L3	1	1	1	1	1	-	-	-
L4	1	1	1	1	1	-	-	-
L5	-	-	1	1	1	1	1	-
L6	-	-	1	1	1	1	1	-

5.2.2 Auswerteverfahren

Durch die rechnergestützte Datenerfassung wurden umfangreiche Datenmengen gewonnen. Für eine geschlossene Auswertung war es notwendig, diese Datenmenge aufzubereiten und zu reduzieren. Die Datenaufbereitung sollte somit eine qualitative Verbesserung der Daten und eine quantitative Verringerung der Datenmenge beinhalten.

Aufbereitung und Reduktion der Daten:

Allen statischen Versuchen ist gemein, dass die Ergebniskurven in erster Näherung aus zwei additiven Teilen zusammengesetzt sind – dem proben- und dem versuchsumfeld-bezogenen Teil. Der versuchsumfeld-bezogene Teil beinhaltet den Anfahrprozess, d.h. die Kopplung von Prüfmaschine und Probe sowie die Steifigkeit der Prüfmaschine. Der Einfluss der Kopplung wird durch eine Vorkraftaufbringung verringert, aber nie vollständig reduziert. Die versuchsumfeld-bezogenen Einflüsse werden weiterhin verringert, wenn die Versuchsgrößen möglichst probennah oder auf der Probe gemessen werden.

Der probenbezogene Faktor ist die Probengeometrie. Dazu gehören Durchmesserübergänge von Kopplungsenden zum Messbereich. Auch bei geringen Kerbwirkungen erzeugen sie inhomogene Spannungsverteilungen, die nicht in den Auswertearithmen erfasst werden. Die ermittelten Wertepaare entsprechen Integralwerten der Probe aus Messbereich und Kerbwirkungen der Querschnittsübergänge.

In der Summe transformieren die Einflüsse den idealen, linearen Verlauf des elastischen Werkstoffverhaltens in eine leicht S-förmige Kurve, wie im Abb. 62 skizziert sowie an einzelnen unveränderten Kurvenverläufen verschiedener Versuche aufgezeigt (Abb. 63).

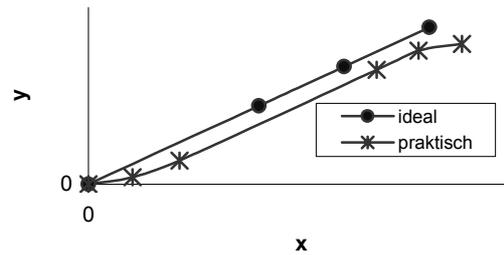


Abb. 62 Wertepaarbeziehung für rein elastisches Werkstoffverhalten bei idealen Versuchsbedingungen und das praktische Ergebnis

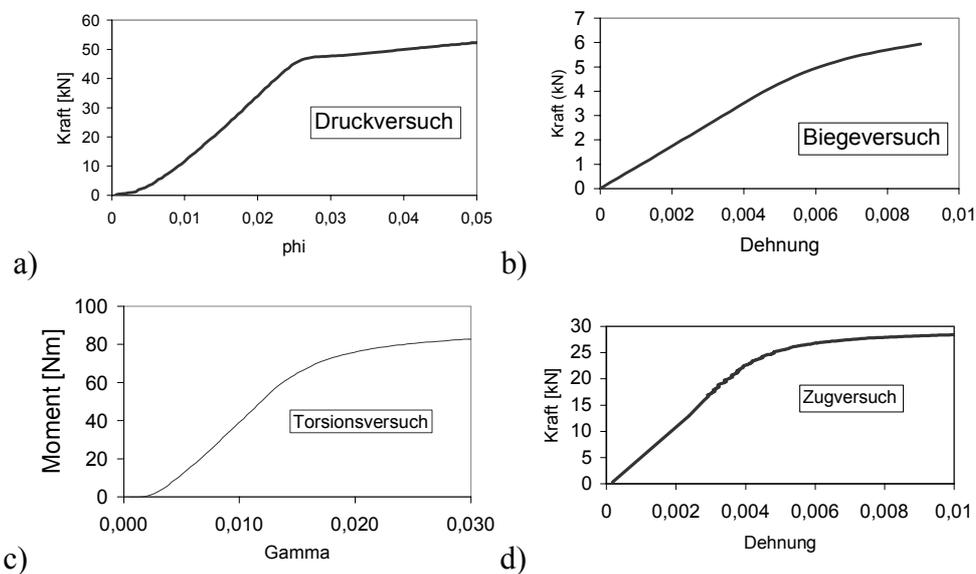


Abb. 63 einzelne unveränderte Versuchsergebnisse von:
 a) Stauchversuch b) Biegeversuch c) Torsionsversuch d) Zugversuch

Der erste Schritt der Auswertung besteht darin, einen Bereich innerhalb der leicht S-förmigen Kurve zu finden, der ausreichend linear (lineare Korrelation) und ausreichend groß ist. Anhand der linearen Funktion dieses Bereiches lässt sich ein fiktiver Nullpunkt (Schnittpunkt mit der Abszisse) berechnen. Die x-Werte (Weg-Werte) werden um diesen Betrag verringert. Anschließend sollten alle korrigierten Versuchskurven ein dichtes Bündel im elastischen Bereich bilden.

Der zweite Schritt beinhaltet die Ermittlung einer Mittelwertskurve mit Streubreite für eine Versuchsvariante. Von vornherein oder durch die Korrektur des Nullpunktes sind die x-Werte der Kurven nicht identisch. Für die Berechnung der Mittelwertskurve werden aber gleiche x-Werte benötigt, um Ungenauigkeiten zu vermeiden. Durch eine lineare Interpolation wird zu jeder vorhandenen Kurve eine „synthetische“ Kurve mit vordefinierten x-Werten berechnet. Für den vorgegebenen x-Wert werden der nächst kleinere und größere x-Wert der Eingangskurve gesucht.

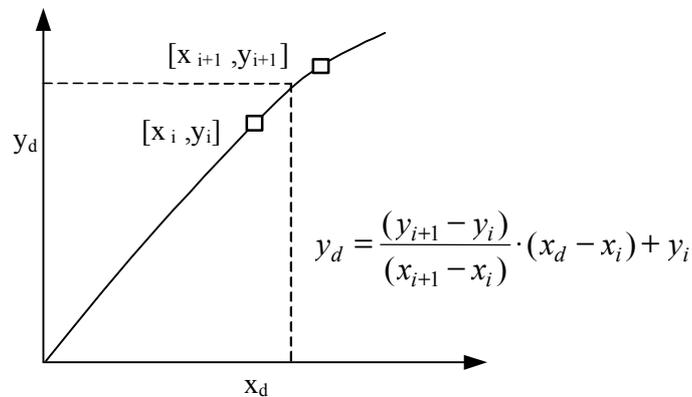


Abb. 64 Interpolationsschritt $[x_d, y_d]$ für die Erstellung der Ersatzkurve mit vordefinierten x -Werten

Mit Hilfe beider Wertepaare wird durch lineare Interpolation der y_d -Wert für den vordefinierten x_d -Wert berechnet. In der Bildung der neuen Kurven kann die Anzahl der Datenpunkte auf das erforderliche Maß verringert werden. Die synthetischen Kurven werden zum Schluss in einer Mittelwertkurve zusammengefasst. Zu beachten ist, ob ein oder mehrere Versuche von der Mehrzahl stark abweichen. Es ist dann zu entscheiden, ob diese in die weitere Auswertung einfließen sollen.

5.2.3 Ergebnisse der Versuche

a) Stauchversuche

Die Daten der Versuche wurden nach der voranbeschriebenen Abfolge reduziert. Spannung und Umformgrad φ wurden mit Hilfe der Formeln (30) und (31) berechnet.

Die Ergebnisse zeigen, dass die Vergütungszustände unterschiedliche Dehnratenabhängigkeiten besitzen. Die Streckgrenze der Variante mit zweistündiger Anlassedauer steigt mit jeder exponentiellen Geschwindigkeitserhöhung um ca. 70-80 MPa (siehe Abb. 65 und Tabelle 15). Die einstündige Variante besitzt hingegen im untersuchten Bereich fast keine signifikante Abhängigkeit (siehe Abb. 66).

Die Ursache liegt vermutlich in einer differenten Versetzungsdichte. Die einstündige Anlaßvariante besitzt gegenüber der zweistündigen Variante eine höhere Versetzungsdichte. Die erhöhte Versetzungsdichte führt zu einer verstärkten Behinderung der Versetzungsbewegungen und überdeckt die dehnratenabhängige Behinderung der Versetzungsbewegung im untersuchten Bereich.

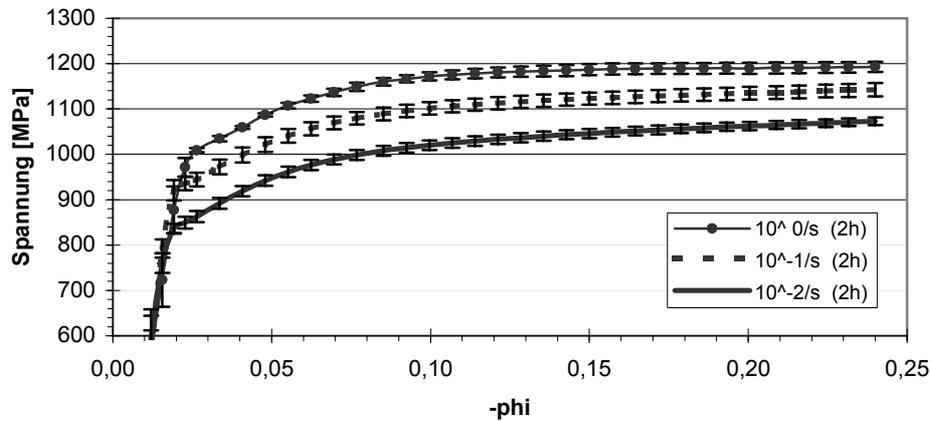


Abb. 65 Ein Ausschnitt der Spannungs- ϕ -Kurven der zweistündigen Anlassvariante

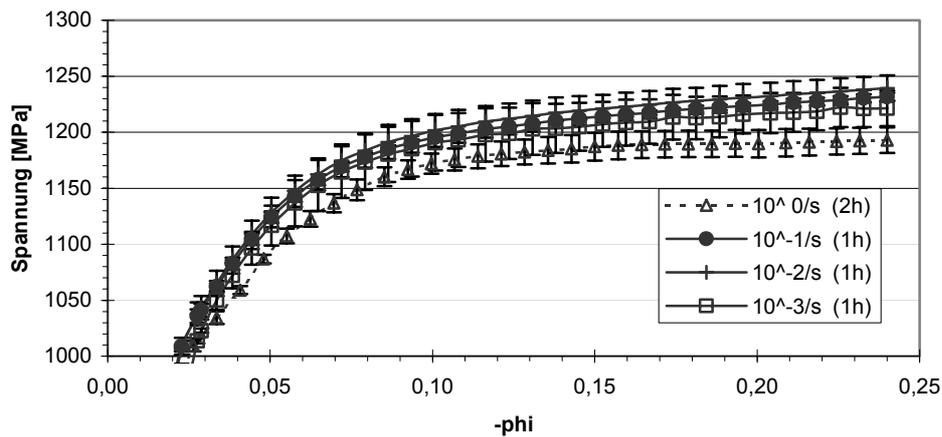


Abb. 66 Ein Ausschnitt der Spannungs- ϕ -Kurven der einständigen Anlassvariante mit dem Vergleich zur zweistündigen Anlassvariante bei 10^0 s^{-1}

Tabelle 15 Streckgrenzen unter Druckbeanspruchung (R_{pd})

Vergütung	Dehnraten $\dot{\phi}_z$			
	10^{-3} s^{-1}	10^{-2} s^{-1}	10^{-1} s^{-1}	10^0 s^{-1}
620°C / 2h	---	850±13MPa	936±15MPa	1009±5MPa
620°C / 1h	1009±3MPa	1015±10MPa	1015±10MPa	----

Der Aspekte der differentiellen Dehnratenabhängigkeit wurde für die weitere Versuchsplanung genutzt:

Die zweistündige Anlassvariante besitzt eine deutliches dehnratenabhängiges Fließverhalten im Bereich von 10^{-3} - 10^0 s^{-1} . Das beeinträchtigt die Vergleichbarkeit aller Versuche. Im Fall

der Torsions- und Biegeversuche ist dies besonders zu beachten, weil die Dehnrate linear von der neutralen Faser zum Rand hin zunimmt. Dieser Einfluss konnte durch Verwenden des einstündigen Anlasszustandes ausgeschlossen werden.

Abschließend wurde die Reproduzierbarkeit des Versuches durch das FE-Modell untersucht. Dafür wurde die erst nachträglich im Zugversuch an der einstündigen Anlassvariante gewonnenen Fließkurve eingesetzt. Das Ergebnis in Abb. 67 in Form einer Kraft-Weg-Kurve stimmt im ersten Teil mit den Versuchsergebnissen sehr gut überein. Im weiteren zweiten Teil differieren die Ergebnisse. Dies ist durchaus auf den Spannungs-Differenzen-Effekt (SD-Effekt) von Zug- und Druckbeanspruchung zurückführbar. Andere mögliche Ursachen könnten geometrisch bedingte Verformungsbehinderungen im Stauchversuch sein.

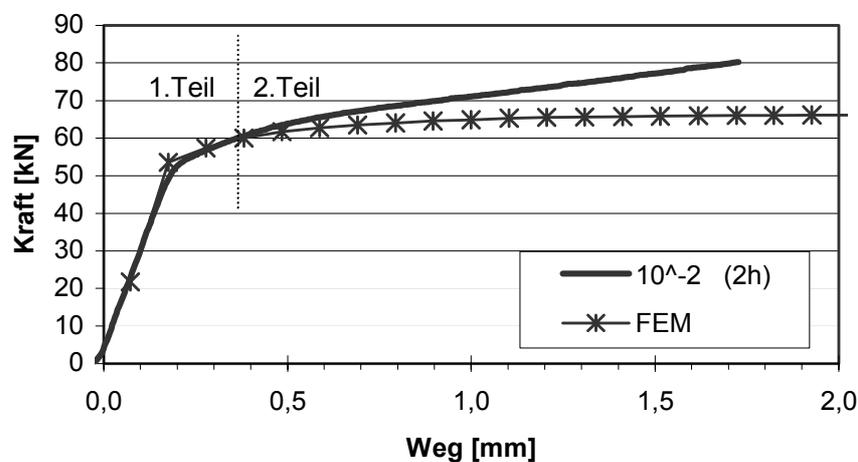


Abb. 67 Weg-Kraft-Kurven einer Versuchsvariante ($\dot{\varphi}=10^{-2}\text{s}^{-1}$, „D1“) und die FEM-Lösung mit Hilfe der Zugfließkurve des Matrixmaterial („Z1“)

b) Torsionsversuche

Die Datenaufbereitung der Ergebnisse der Torsionsversuche führte zu Mittelwertkurven mit sehr geringen Streuungen. Für die Matrixvarianten „T1“ (siehe Tabelle 10 auf Seite 70) zeigt der Vergleich der Eingangswerte und der daraus abgeleiteten Mittelwertskurve mit Angabe der Standardabweichung in Abb. 68 die Effizienz des Verfahrens. Die Standardabweichung liegt bei nahezu konstanten 0,4 Nm (0,44% Abweichung bei 90Nm) und ist im Diagramm fast nicht sichtbar.

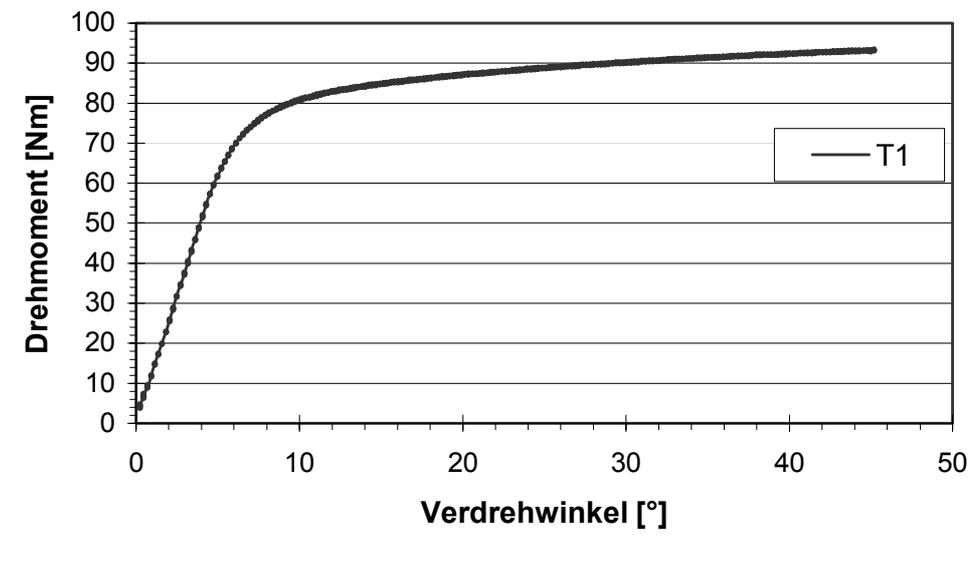
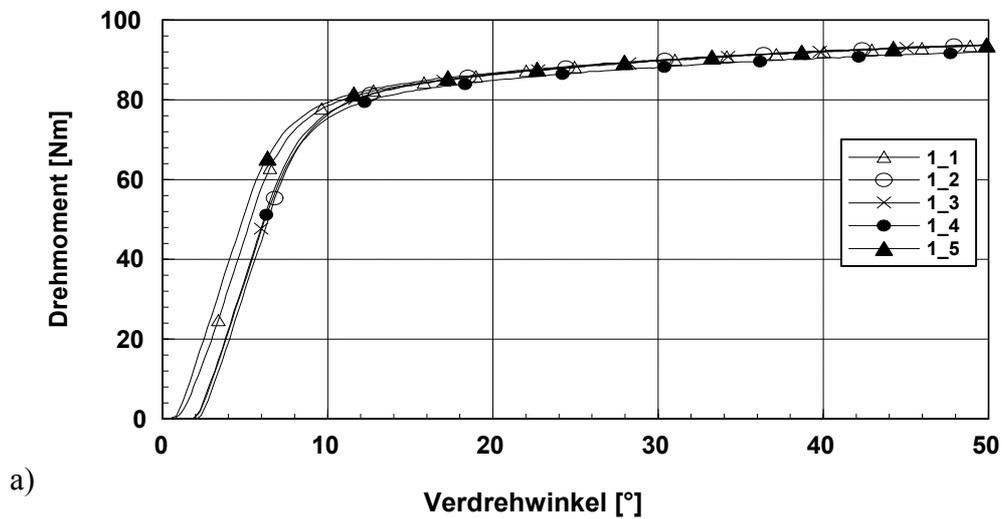


Abb. 68 Die Drehmoment-Winkel-Kurven der Torsionsversuche der Versuchsvariante „T1“
a) unaufgearbeitet (1_1 bis 1_5 sind die Einzelversuche der Versuchsvariante T1)
b) Mittelwertkurve der Versuchsserie mit y-Streubalken aus den aufbereiteten Wertepaaren

Nach der Aufbereitung ergaben sich die in Abb. 69 dargestellten Mittelwertverläufe für die untersuchten Varianten.

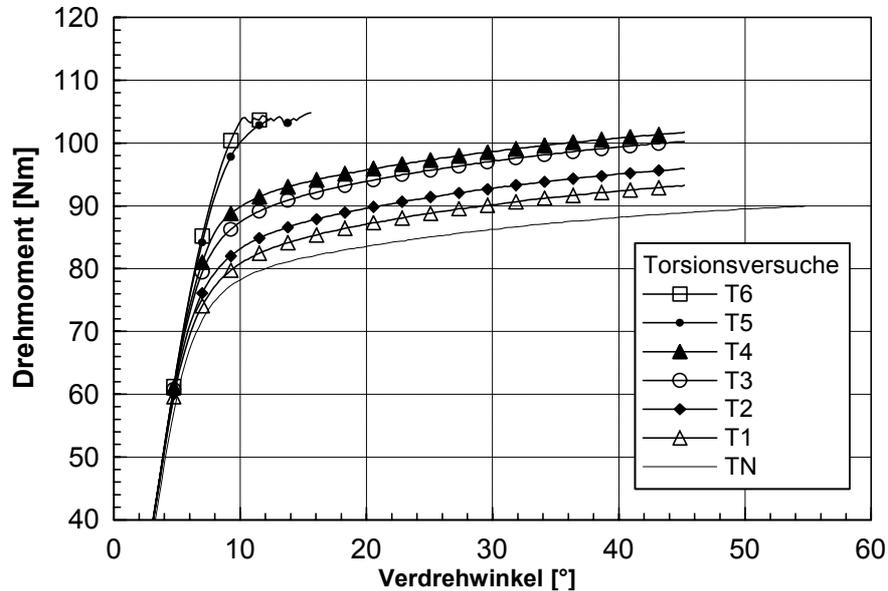


Abb. 69 Die Drehmoment-Winkel-Kurven der Torsionsversuche für die geprüften Varianten

Auf Grundlage der Mittelwertverläufe wurden Schritt für Schritt iterativ die Fließkurven der einzelnen Schichten berechnet, beginnend bei der Matrix und endend bei der äußersten Randschicht.

Die Ermittlung der Fließkurve für ein homogenes Material aus Torsionsexperimenten ist mit der Schubspannungsformel (36), die den rein elastischen Fall beschreibt, nicht möglich.

$$(36) \quad \tau_{R, elast.} = \frac{M_t}{W_t} = \frac{M_t}{\frac{1}{2} \pi r^3}$$

Deshalb wurde nach anwendbaren mathematischen Beschreibungen gesucht. Näherungslösungen stellen die Formeln (37) und (38) dar:

$$(37) \quad \tau_R = \frac{(p+3) M_t}{2 \pi R^3} \quad | p : \text{Geradenneigung} \quad \text{korrigiert nach [82]}$$

$$(38) \quad \tau_R = \frac{6 M_t}{\pi (4 R^3 - r_{\text{Fließgrenze}}^3)} \quad \text{nach [83]}$$

Um diese Näherungslösungen nicht anzuwenden, wurde auf Basis der allgemeinen, analytischen Gleichung für den Torsionsversuch (39) eine Differenzenquotientenlösung (41) hergeleitet.

$$(39) \quad \tau_R = \frac{1}{2\pi R^3} \cdot \left(3 \cdot M_t + \gamma \frac{\partial M_t}{\partial \gamma} + \dot{\gamma} \frac{\partial M_t}{\partial \dot{\gamma}} \right) \quad [80]$$

Aus Formel (39) wird der dehnratenabhängige Term elimiert, da für die einstündig angelassene Probenvariante unter den Versuchsbedingungen eine Dehnratenabhängigkeit ausgeschlossen wird. Mit der Entfernung des Terms wird die Formel (40) nach *Nadai* hergeleitet.

$$(40) \quad \tau_R = \frac{1}{2\pi R^3} \cdot \left(3 \cdot M_t + \gamma \frac{\delta M_t}{\delta \gamma} \right) \quad [84]$$

Durch Umwandlung der Differentialquotienten in einen Differenzenquotienten wird Formel (41) gebildet. Diese ist ausreichend genau, wenn die Datenbelegung dicht ist.

$$(41) \quad \tau_R = \frac{1}{2\pi R^3} \cdot \left(3 \cdot M_t + \gamma \frac{\Delta M_t}{\Delta \gamma} \right)$$

Die Berechnung nach dieser Formel wurde in einem herkömmlichen Tabellenkalkulationsprogramm ausgeführt. Bei der Berechnung des Differenzenquotienten traten jedoch größere Streuungen auf. Um diese zu vermeiden, wurde für die eigentliche Messwertkurve eine Ersatzfunktion gesucht, deren örtliche 1. Ableitung für den Messbereich positiv ist und stetig abnimmt. Eine gebräuchliche Variante ist die Ramberg-Osgood-Beziehung in Formel (42). In der Formel steuert der Exponent m den Übergang von der elastischen Geraden in den fast linearen elastisch-plastischen Kurvenverlauf. Die Beziehung wurde in eine allgemeine Schreibweise $[x,y]$ umformuliert und ergab die Formel (43). Mit Hilfe dieser Beschreibung war es auch möglich, die Drehmoment-Winkel-Verläufe nachzuvollziehen. Die Ermittlung der Koeffizienten erfolgte wie in Abb. 70 skizziert. Ausgangspunkt war ein Wert für b zwischen 0 und 1. Der Schnittpunkt der linearen Funktion „ $\gamma(x) = (bL) \cdot x$ “ und der Messkurve lieferte den y_0 -Wert. Zum Schluss wurde iterativ ein geeignetes m bestimmt.

$$(42) \quad \frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + B \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^m \quad [85]$$

$$(43) \quad x \cdot \frac{L}{y_0} = \frac{y}{y_0} + \left(\frac{1}{b \cdot L} - \frac{1}{L} \right) \cdot \left(\frac{y}{y_0} \right)^m \quad | \quad 0 < b \leq 1 \quad \text{nach [85]}$$

- L: Anstieg der Geraden für den elastischen Bereich

- mit $B = \left(\frac{1}{b \cdot L} - \frac{1}{L} \right)$ und $y = \sigma$

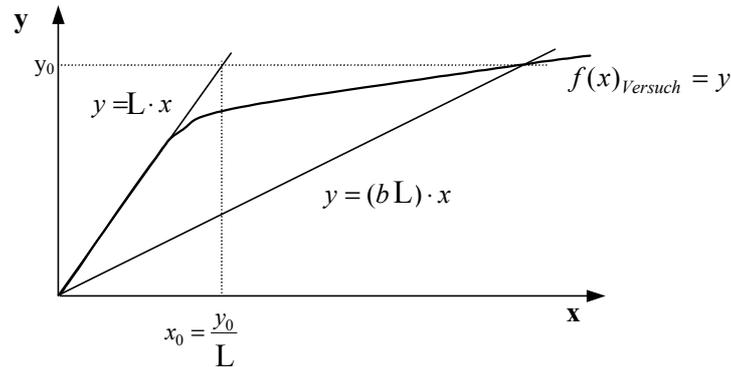


Abb. 70 Geometrische Beziehung der einzelnen Koeffizienten für die Kurvenbeschreibung in Formel (43) nach Ramberg-Osgood

Mit Hilfe dieser Methode war es möglich, für die Messwertkurven eine relativ gute Ersatzfunktion zu erstellen, wie in Abb. 71 zu sehen ist. Die Transformation der Ersatzwertepaare nach Formel (41) zeigte aber einen leicht überschwingenden Verlauf im Krümmungsbereich. Dieser Bereich musste anschließend geglättet werden, um auch dort in der 1. Ableitung stetig positiv zu sein.

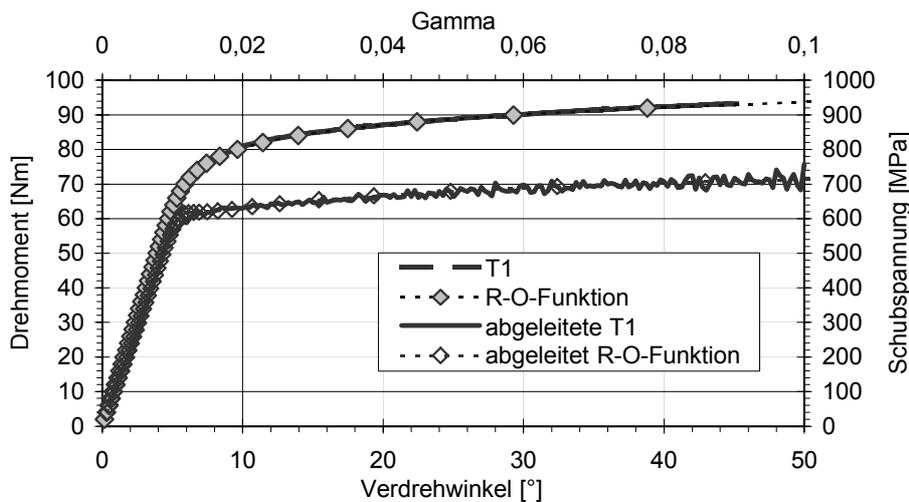


Abb. 71 die Mittelwertkurve für die Variante „T1“, die daraus entwickelte Ersatzfunktion nach Ramberg-Osgood (R-O-Funktion) und die resultierenden Schubfließkurven nach Formel (41)

Die Berechnung des Schermoduls G für den elastischen Bereich aller Versuchsvarianten ergab einen Wert von $57400 \pm 610 \text{ MPa}$. Dieser Wert lag deutlich unter dem allgemein zu erwartenden Wert von ca. 80000 MPa . Eine Überprüfung der Maschine zeigte keine signifikanten Fehler, deshalb wurde in einer Modellrechnung mit FEM das Ergebnis überprüft. Es wurde ein 3D-Modell mit 16-Knoten-Elementen (Quader) konstruiert. Die Symmetriefläche in der Mitte der Probe halbierte das Modell. Im Modell wurden keine degenerierten Elemente, d.h. Tetraeder, eingesetzt (siehe Abb. 72).

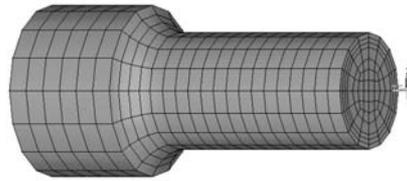


Abb. 72 vernetztes Modell der Torsionsprobe

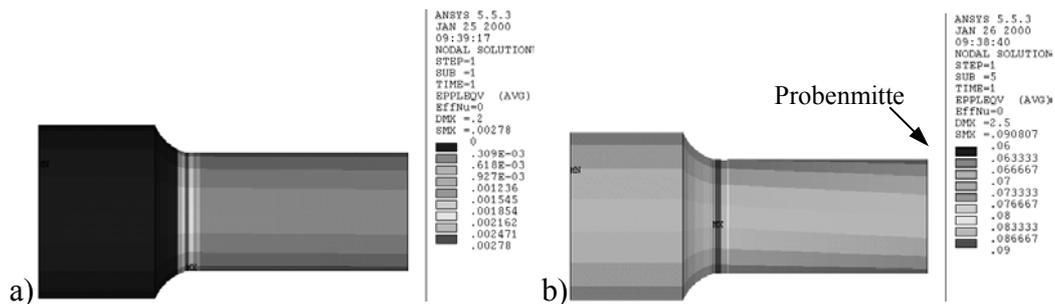


Abb. 73 FEM-Resultate für die plastische Vergleichsdehnung entsprechend Mises:
a) Verdrehwinkel = $3,9^\circ$
b) Verdrehwinkel = $48,7^\circ$

Die FEM-Resultate zeigen entsprechend Abb. 73, dass der Werkstoff im Durchmesserübergang eher fließt als im Messbereich. Damit wird die integrale Messkurve früher vom linearen in einen nichtlinearen Verlauf überführt als eine ideale Betrachtung vorhersagt. Das deckt sich mit den Aussagen im Abschnitt 5.2.2. Jedoch ist damit die Differenz zwischen Messwertkurve und FEM-Lösung nicht geklärt (siehe Abb. 74). Als weitere Ursache kam die Art der Winkelmessung in Betracht. Diese erfolgte relativ „probenfern“ an den entgegengesetzten Enden der Einspannungen. Im Versuchsergebnis wurde danach der Elastizität der Probe eine weitere Elastizität überlagert. Die Überlagerung muss in erster Näherung rein elastisch für den gesamten Versuchsverlauf sein, d.h. die Messwerte wurden additiv mit einer linearen Funktion überlagert. Daraus schlussfolgernd, wurde in gleicher Weise die FEM-Lösung neu berechnet. Die lineare Überlagerungsfunktion ergab sich aus der Differenz der elastischen Bereiche der Messkurve „T1“ und der Lösungskurve nach FEM. Nach dieser Überlagerung war eine ausreichende Übereinstimmung der transformierten FEM-Lösung und der Messkurve in Abb. 74 zu sehen.

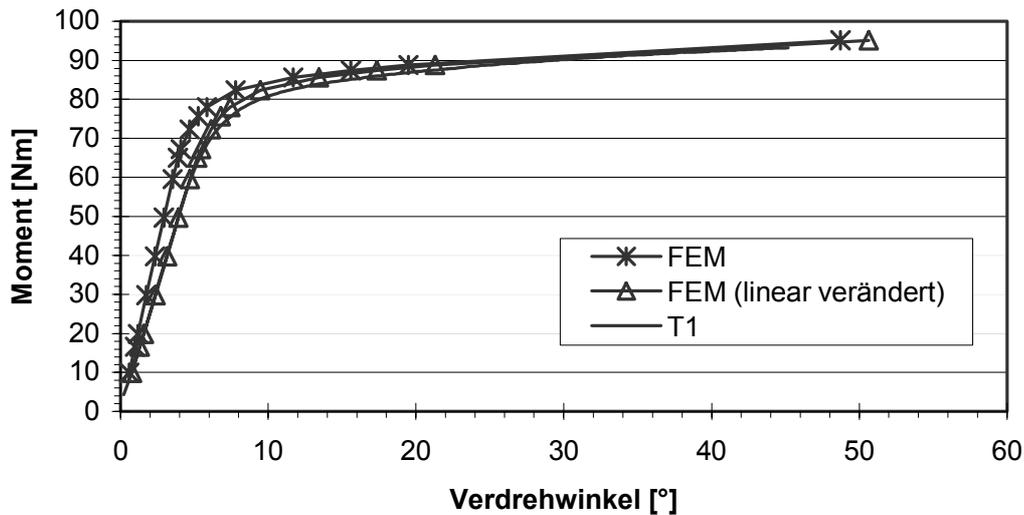


Abb. 74 Verdrehwinkel-Momentkurven der T1-Variante und der zugehörigen FEM-Lösung; zusätzlich die mit einer linearen Funktion additiv überlagerte FEM-Lösung

Daraus ließ sich schlussfolgern, dass im wesentlichen die Ergebnisse im elastischen Bereich beeinflusst wurden und eine einfache Subtraktion der Verdrehwinkel-Moment-Kurven um die lineare Überlagerungsfunktion zur Korrektur der Daten genügte.

Für die iterative Bestimmung der Fließkurven der Randschichten wurde ein numerisches Verfahren genutzt. Die notwendigen Rechenzeiten für ein FEM-Modell wären nicht akzeptabel gewesen, weil im vorhandenen FEM-Programm ANSYS 5.5 die Aufgabenstellung nicht in einem 2D-Modell umgesetzt werden konnte.

Grundlage für das numerische Verfahren bildete die integrale Beziehung zwischen Schubspannung und Moment in Formel (44) entsprechend Formel (33).

$$(44) \quad M_t = \int_{\varphi} \int_r r^2 \cdot \tau(r) dr d\varphi$$

Diese Formel gilt nur dann für eine Probe mit schichtartiger Struktur, wenn die Beanspruchung „scherungs-“ oder „dehnungskontrolliert“ aufgebracht wird. „Dehnungskontrolliert“ heißt in diesem Zusammenhang, dass die „Grenzen“ der Schichten parallel zur Hauptdehnungsrichtung liegen und dadurch die Dehnung aller Schichten gleich groß sind. „Dehnungskontrolliert“ ist einer von zwei denkbaren Sonderfällen der Belastung von schichtartigen Strukturen. Der zweite Fall ist der „spannungskontrollierte“ Zustand, bei dem die Grenzen der Schichten senkrecht zur Hauptdehnungsrichtung liegen (siehe Abb. 75).

Im „spannungskontrollierten“ Fall, ist die Spannung für alle Schichten gleich groß und hängt vom schwächsten Material in der Kette ab. Die Fälle gelten bis zur Gleichmaßdehnungsgrenze.

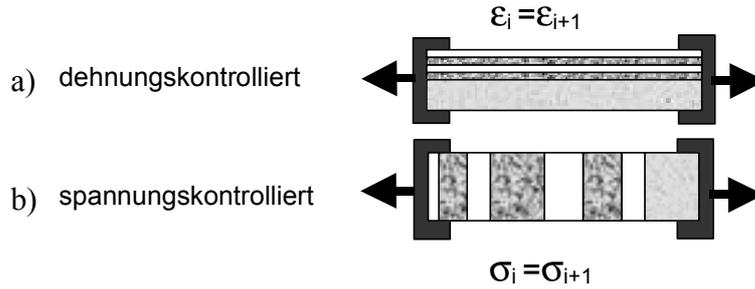


Abb. 75 dehnungskontrollierter und spannungskontrollierter Test von schichtartig strukturierten Proben

Es ist nicht sinnvoll, den Spannungsverlauf $\tau(r)$ über den Radius funktional zu beschreiben und danach zu integrieren. Dies ist zu komplex und zu aufwendig. Das Problem kann man vereinfachen, wenn die Probe in eine ausreichend große Anzahl von Zonen unterteilt und in diesen Zonen ein linearer Verlauf der Spannung angenommen wird. An den Kontaktpunkten der Zonen werden die Spannungen nach der vorliegenden Dehnung oder Scherung und dem Material bestimmt. Für diesen Bereich wird das Integral gelöst und die Summe über alle Zonen gebildet, was in Formel (45) wiedergegeben wird. Die numerische Integration erfolgte nach der Trapezregel.

$$(45) \quad S = \sum_{i=1}^n \left[\int_{\varphi} \int_r r^2 \cdot (m_i \cdot r + n_i) dr d\varphi \right]$$

Der Schubspannungsverlauf für ein Segment wird durch die lineare Funktion (46) beschrieben. Der Anstieg und das Absolutglied der Funktion lassen sich durch die beiden Anfangs- und Endschubspannungswerte formulieren.

$$(46) \quad \tau_i(r) = m_i \cdot r + n_i = \frac{\tau_i - \tau_{i-1}}{r_i - r_{i-1}} \cdot r + \frac{\tau_{i-1} r_i - \tau_i r_{i-1}}{r_i - r_{i-1}}$$

Das Integral lässt sich unter dieser Bedingung lösen. Es wird die folgende Summenformel für den Torsionsversuch erhalten:

$$(47) \quad M_T = \pi \cdot \sum_{i=1}^{i=n} \left[(\tau_i - \tau_{i-1}) \cdot \left(\frac{1}{2} r_i^3 - \frac{1}{6} r_i^2 r_{i-1} - \frac{1}{6} r_i r_{i-1}^2 - \frac{1}{6} r_{i-1}^3 \right) + \frac{2}{3} (r_i^3 - r_{i-1}^3) \tau_{i-1} \right]$$

Diese Summenformel wurde in einem numerischen Rechenmodell verwendet, um iterativ die unbekanntes Fließkurven zu ermitteln.

Für den Iterationsprozess wurden zwei Aspekte genutzt:

- die Verzerrung γ verhält sich proportional zum Radius r
- die Fließkurve der äußersten Schicht ist unbekannt

Nach Überschreiten eines Grenzwertes für den Torsionswinkel, welcher der oberen Grenze für rein elastisches Verhalten der Randschicht entsprach, wurde für jeden Torsionswinkel das

berechnete M_T mit dem gemessenen Moment M_t verglichen (siehe Abb. 76). Die Iteration erfolgte mit abnehmender Schrittweite bis zum Abbruch bei Unterschreitung eines Schwellwertes. Mit wachsendem Verdrehwinkel konnte somit die gesamte Schubfließkurve der Randschicht iterativ berechnet werden. Die Berechnung zeigte, dass für eine optimale Beschreibung der Experimentalkurven eine andere Untergliederung der Randschichten sinnvoll gewesen wäre, als die durch den Schichtabtrag vorgegebene.

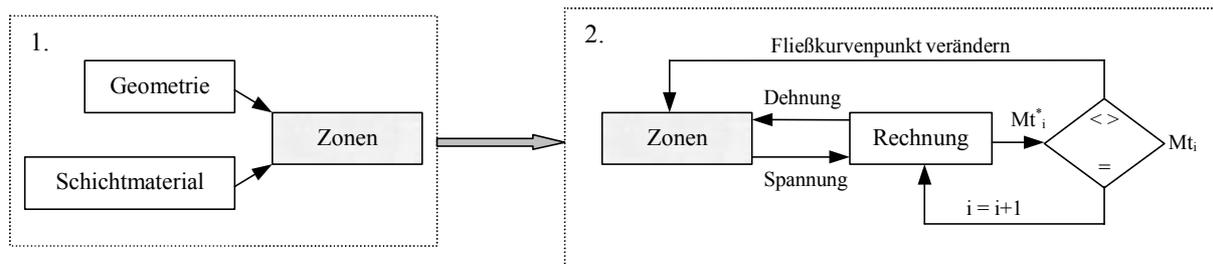


Abb. 76 Programmschema der numerischen Iteration zur Bestimmung der Randschichtfließkurven

Für den äußersten Randbereich der Nitrierschicht (0-0,2mm) wurde nach diesen Berechnungen ein rein elastisches Verhalten bis zum Bruch festgestellt. Im Bruchverhalten war diese Entwicklung in vergleichbarer Weise zu beobachten. Die Varianten TN, T1, T2, T3 und T4 fielen durch Scherspannungsrisse und die Varianten T5 und T6 durch Normalspannungsrisse aus.

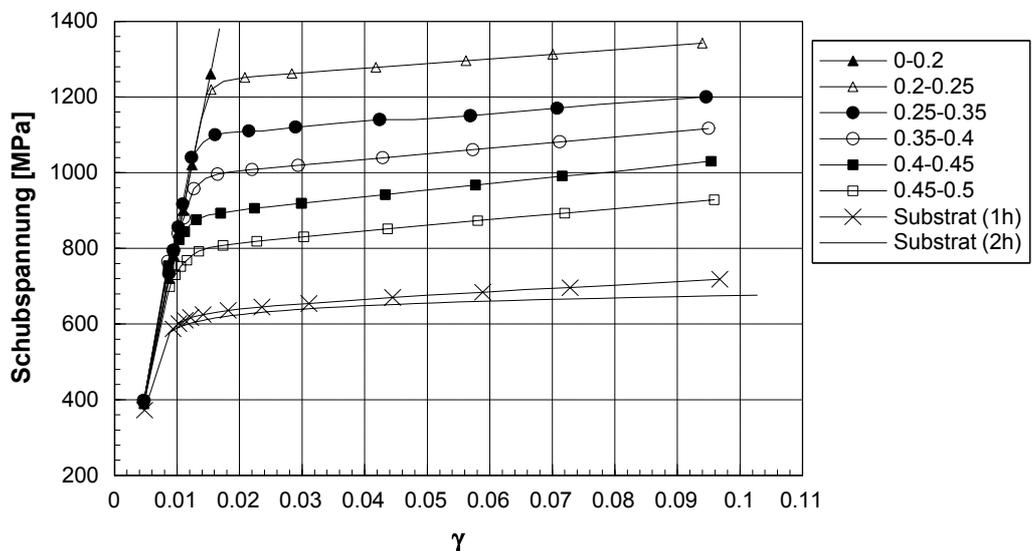


Abb. 77 Die ermittelten Schubfließkurven der Randschichten; die Legende gibt den Bereich der Randschicht, gemessen von der Oberfläche, in Millimetern an

Die Bruchdehnungen der Torsionsversuche sind zusammen mit den Zugversuchsergebnissen in Abb. 84 abgedruckt.

In Abb. 78 sind die Ergebnisse für den vergüteten Grundwerkstoff 31CrMoV9 mit zugänglichen Werten vergleichbarer Stähle [86, 83, 87] vergleichend aufgetragen. Über die Abszisse ist die Anlassbehandlung in Form des Hollomon-Jaffe-Parameter P aufgetragen. Die Spannungswerte für die Torsionsstreckgrenze (T_e) und den Torsionsbruch (T_b) zeigen zu den Ergebnissen des C75W3 einen fast linearen Zusammenhang.

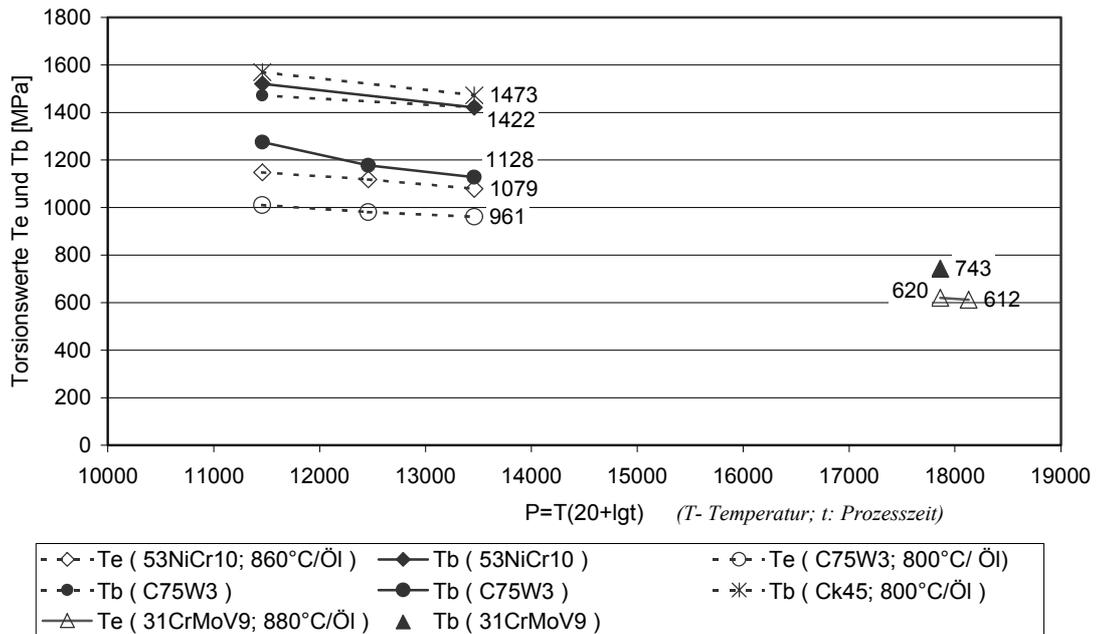


Abb. 78 Vergleich von ermittelten Schubfließgrenzen (T_e) und Torsionsfestigkeit (T_b) des vergüteten 31CrMoV9 mit Werten vergleichbarer Stähle aus der Literatur [86, 83, 87]; die Werte sind über dem Wärmebehandlungsäquivalent, dem Hollomon-Jaffe-Parameter P aufgetragen; in Klammern ist zusätzlich die Härtetemperatur und das Abschreckmedium angegeben.

c) Zugversuche

Die Mittelwertkurven der einzelnen Varianten wurden, wie im vorangegangenen Abschnitt für den Torsionsversuch erläutert, berechnet und sind in Abb. 79 dargestellt. Die Streubreiten waren ebenfalls sehr gering. Das E-Modul schwankte zwischen 214000-225000 MPa. Es wurde kein Zusammenhang des E-Moduls und der Nitrierschichtdicke festgestellt. Die Berechnung der eigentlichen Fließkurven für die Randschichten gliederte sich in zwei Schritte. Im ersten Schritt wurden mit Hilfe des modifizierten numerischen Rechenprogramms der Torsionsauswertung Fließkurven für die Randschichten angenähert. Für die numerische, iterative Berechnung wurde ebenfalls die Probe in Segmente gesplittet und die Trapezregel zur Lösung der Integrale von (48) verwendet. Für die Segmentteile wurden lineare Funktionen zur Beschreibung des Spannungsverlaufs genutzt und die Anstiege und Absolutwerte durch die Anfangs- und Endspannungen der jeweiligen Segmente formuliert (vgl. Formeln (45), (46) und (47)). Die Lösung der Integrale in Form einer Summe ist in

Formel (49) dargestellt. Zusätzlich wurde ein Programmabschnitt eingefügt, der die vorliegenden Eigenspannungen berücksichtigte. Die Eigenspannungsverläufe in Abb. 80 wurden aus den Messdaten der untersuchten Nitrierschicht abgeleitet. Diese wurden im Programmteil in Dehnungen umgerechnet und den Zonen als Ausgangswerte zugeordnet. Ein Einfluss auf das iterative Ergebnis in Form der Fließkurven für die Randschichten konnte aber nicht festgestellt werden.

Wie an der Torsionsprobe war der Durchmesserübergang vom Kopplungs- zum Messbereich durch einen Radius von 4 mm vorgegeben. Zwangsläufig stellte dieser Bereich auch für den Zugversuch eine Kerbe dar. Im numerischen Modell konnte der Einfluss dieser Kerbe nicht berücksichtigt werden. Da weiterhin die Fließkurve auch bei Probeneinschnürung bestimmt werden sollte, war die Verwendung der FE-Methode zur weiteren Korrektur der Fließkurven notwendig. Für die Berechnung wurde auf Grund des rotationsymmetrischen Problems ein 2D-Modell konstruiert. Im Modell wurden die gleichen Elemente wie im Modell des Stauchversuchs genutzt. Die Taillierung der Probe wurde im FE-Modell mit berücksichtigt.

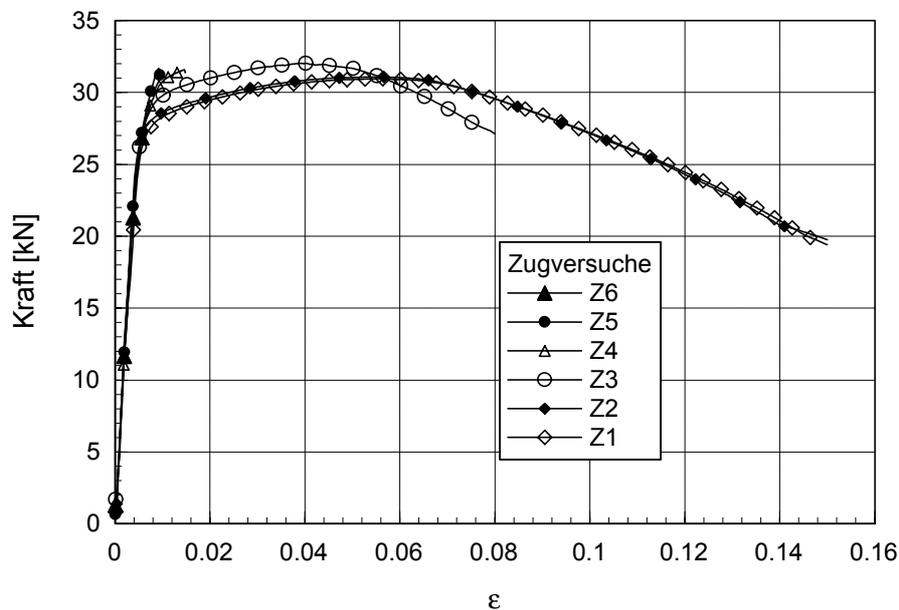


Abb. 79 Mittelwertkurven der einzelnen Zugversuchsvarianten

$$(48) \quad F = \int_{\varphi} \int_r r \cdot \sigma(r) dr d\varphi$$

$$(49) \quad F = \pi \cdot \sum_{i=1}^{i=n} \left[\frac{1}{3} (r_i - r_{i-1}) \cdot (r_i \cdot (2\sigma_i + \sigma_{i-1}) + r_{i-1} \cdot (\sigma_i + 2\sigma_{i-1})) \right]$$

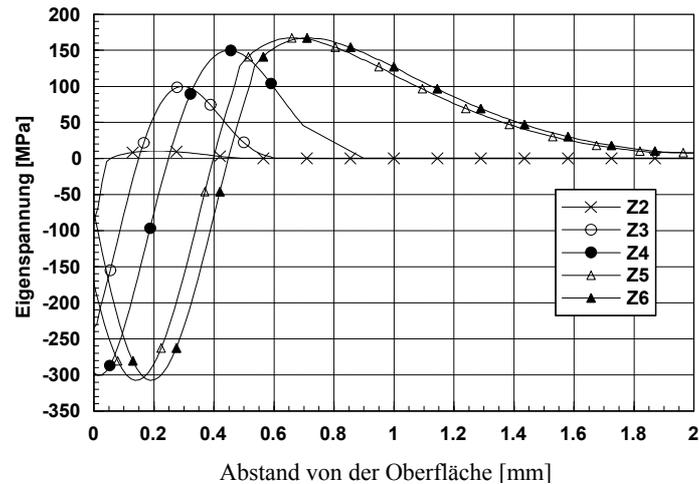


Abb. 80 Eigenspannungen in Längsrichtung für die geprüften Zugprobenvarianten

An den Ergebnissen der FEM-Rechnung zeigte sich ein signifikanter Einfluss der Kerbe, in der Weise, dass erst bei einer kritischen Taillierung der Probe, d.h. mit der Verringerung des Durchmessers um 0,02mm, die Einschnürung in der Mitte der Probe stattfand. Zu Beginn der Plastifizierung bilden sich zwei Dehnungszentren (nach der Symmetriebedingung sind es drei) aus, wie in Abb. 81 gezeigt. Wenn die Ausgangstaillierung der Probe einen kritischen Wert überschreitet, schnürt die Probe bei weiterer Plastifizierung mittig ein. Die Experimente bestätigten die Ergebnisse in der Weise, dass einzelne Proben der Varianten Z5 und Z6 trotz Taillierung im Bereich des Dehnungszentrums am Durchmesserübergang brachen. In Abb. 82 sind zwei Proben dokumentiert.

Abb. 81 Spannungskonzentrationsstellen an der Zugprobe und Ausschnitte des Vernetzungsschemas

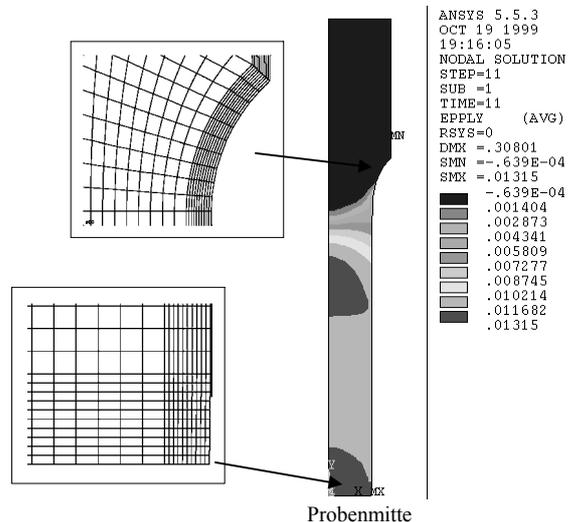
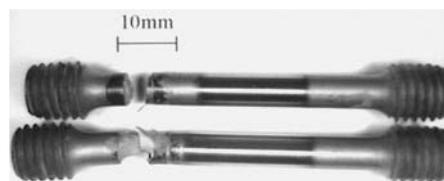


Abb. 82 zwei gebrochene Proben der Variante Z5 und Z6



Die Korrektur der Fließkurven mit Hilfe der FEM führte vor allem bei den Varianten Z1 und Z2 zu einer guten Übereinstimmung der Kraft-Wege-Kurve. Womit selbst das Einschnürverhalten der Proben gut beschrieben werden konnte. Für eine Verbesserung der FEM-Ergebnisse wurden die Bereiche mit den zugehörigen Fließkurven nicht auf die vorgegebene Abtragdicke von 0,1mm begrenzt, sondern leicht variiert. Es wurde also nach der jeweils besten Stufengröße gesucht, um den realen Streckgrenzenverlauf $Re=f(\text{Abstand von der Oberfläche})$ nach zu interpretieren. Das Ergebnis mit den zugeordneten Schichtdicken ist in Abb. 83 wiedergegeben.

Es war weiterhin möglich, eine angenäherte Bruchdehnung für die Varianten Z1 und Z2 zu berechnen. Im Vergleich der Bruchdehnungen in Abb. 84 und Tabelle 16 für den Zug-, Torsions- und Biegeversuch ergibt sich eine qualitative und quantitative Gleichwertigkeit. Die einzige größere Abweichung stellen die Varianten Z2 und T2 dar. Die FEM-Ergebnisse für die Bruchdehnung zeigen, dass der vergütete Substratwerkstoff nach der Einschnürung sein volles Plastifizierungsvermögen bis zum Bruch ausschöpft und dieser Wert in der Größenordnung der Bruchdehnung bei fast reinen Schubbedingungen liegt. Mit wachsender Einschnürung bildet sich im Einschnürbereich ein Spannungszustand mit hohem Schubspannungsanteil aus.

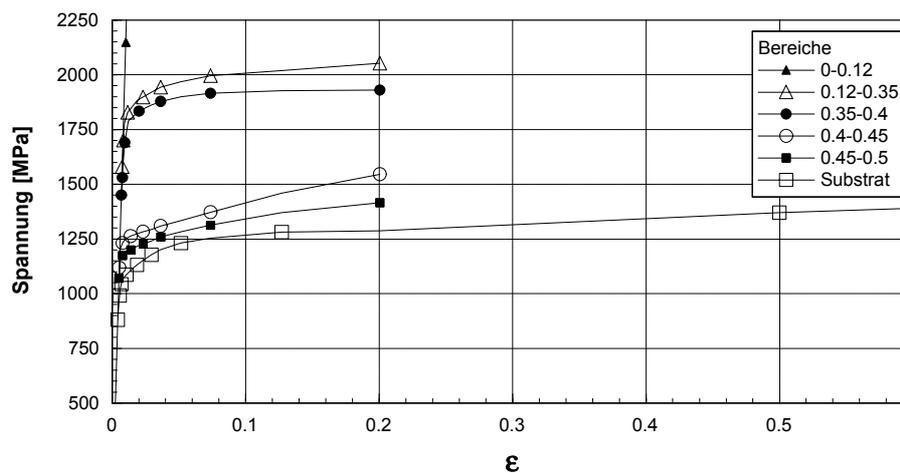


Abb. 83 Zugfließkurven des Substrates und der Randschichten; die Legende gibt den Bereich der Randschicht, gemessen von der Oberfläche, in Millimeter an

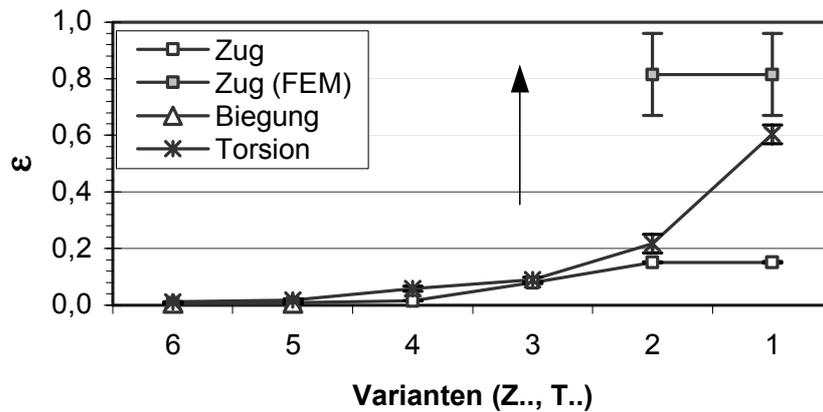


Abb. 84 Bruchdehnungen des Zugversuches und umgerechnete Scherbruchwerte des Torsionsversuches und Werte nach dem Dehnungstensor aus der FEM-Rechnung für den Zugversuch

Tabelle 16 Bruchdehnungen der statischen Versuche

Variante	Bruchdehnungen		
	Torsion ($\frac{1}{2}\gamma_B$)	Zug (ϵ_B)	Biegung (ϵ_B)
..1	0,6035 ($\pm 5,5\%$)	(0,815 ($\pm 20\%$))	-
..2	0,2170 ($\pm 0,7\%$)	(0,815 ($\pm 20\%$))	-
..3	0,0898 ($\pm 10\%$)	0,0794 ($\pm 4,1\%$)	-
..4	0,0582 ($\pm 15\%$)	0,0148 ($\pm 0,7\%$)	-
..5	0,0178 ($\pm 27\%$)	0,0094 ($\pm 2,1\%$)	0,0063 ($\pm 1,0\%$)
..6	0,0116 ($\pm 3,9\%$)	0,0071 ($\pm 0,6\%$)	0,0058 ($\pm 2,4\%$)

Für den untersuchten Werkstoff wurde keine ausgeprägte Streckgrenze festgestellt, so dass die Ersatzstreckgrenzen für 0,2% plastische Dehnung im Zug- und 0,4% plastische Scherung im Torsionsversuch berechnet wurden. Beide sind in Abb. 85 dargestellt. Die waagerechten Balken geben den Materialbereich an, für den die Streckgrenzen gelten. An dieser Darstellung ist leicht zu verstehen, dass die stufenartige Unterteilung nur begrenzt den Werkstoff beschreiben kann. Je nach Wichtung der Schichten im Versuchsergebnis (vgl. Abschnitt b)) ergeben sich bei der iterativen Berechnung der Fließkurven andere Stufungen. Die Wichtung bestimmt den Fehler, der durch die Stufung der Randschicht entsteht. Hervorzuheben ist, dass die Wichtung im Torsionsversuch den Fehler verringert, das also der Torsionsversuch das bessere Hilfsmittel zur Ermittlung von Randschichtfließkurven darstellt.

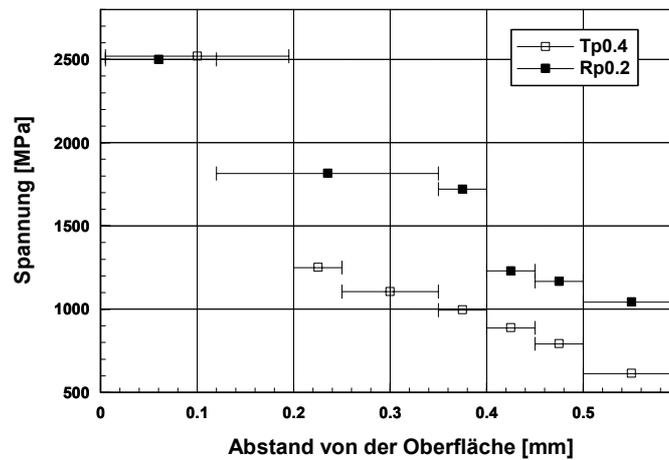


Abb. 85 Vergleich von Streckgrenzen aus Torsion- und Zugfließkurven der Schichtbereiche

Es stellt sich die Frage, ob die Bestimmung der Fließkurven durch dieses aufwendige Verfahren gerechtfertigt ist, oder eine einfache Korrelation über die Härte z.B. nach Formel (50) genügt.

$$(50) \quad \frac{HV}{R_e} = 0.5 + \frac{2}{3} \cdot \left[1 + \ln \left(\frac{0.135 \cdot E}{R_e} \right) \right] \quad [88]$$

Für diese Betrachtung sind in Abb. 86 die technischen Fließgrenzen des Zugversuches, die Dehngrenzen aus der Härte und die nach der GEH umgerechneten technischen Fließgrenzen der Torsionsversuche dargestellt. Die Korrelation zwischen Streckgrenze und Härte berechnet im Bereich von 0,35-0,5mm zu niedrige Werte. Zwischen 0-0,3 sind die Näherungen annehmbar. Wie duktil der Werkstoff aber ist, wird durch diese Beschreibung nicht dargestellt.

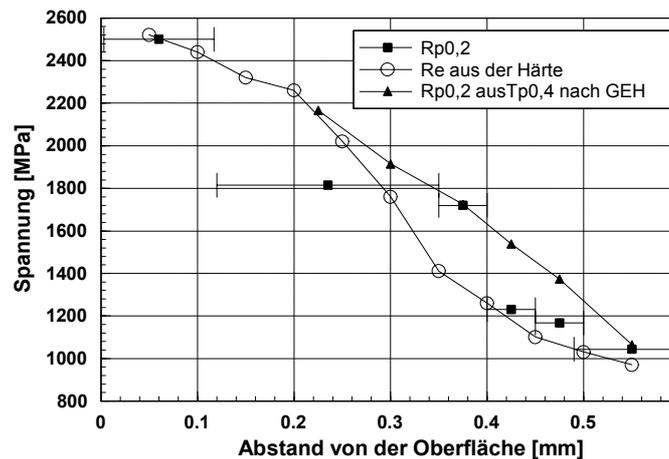


Abb. 86 Vergleich von ermittelten Zugstreckgrenzen aus den Zugversuchen und berechneten Streckgrenzen aus Torsionsschergrenzen unter Verwendung der GEH und aus Härtewerten nach der Härte-Dehngrenzen-Korrelation von Formel (50)

Nach [89] lässt sich die Duktilität durch das Verhältnis von Torsions- und Zugfließgrenze angenähert beschreiben. In Abb. 87 ist die Veränderung des Verhältnisses in Abhängigkeit

zur Lage in der Nitrierschicht dargestellt. Die berechneten Ergebnisse stellen tendenziell den erwarteten Zusammenhang dar. Jedoch unterliegen die Werte einer starken Streuung, die durch den voran beschriebenen Fehler der Stufung verursacht wurde. Eine Anwendung der kombinierten Festigkeitshypothese ist auf Grund der gefundenen Tendenz sinnvoll. So zeigt auch der Übergang des Bruchverhaltens vom Scher- zum Normalspannungsbruch der Torsionsproben die Veränderung im Materialverhalten auf. Die Übernahme des bestätigten Materialverhaltens in ein FE-Modell scheitert aber daran, dass kein entsprechendes kombiniertes Materialgesetz in den zur Verfügung stehenden FE-Programmen vorhanden ist.

Die numerischen Ergebnisse des Torsionsversuches führen weiterhin zu der Annahme, dass eine rein elastische Zone von Rand bis zu einer Tiefe von 0,2mm vorliegt. Die ermittelte Dicke ist jedoch auch ein Resultat der Unterteilung der Nitrierschicht in fünf homogene Zonen und somit nur für eine integrale Betrachtung (z.B. FEM) anzuwenden, die auf eine vergleichbare Unterteilung in fünf Zonen basiert. Für die nachfolgende Modellierung, die eine entsprechende Unterteilung verwendet, ergibt sich danach ein Übergang vom elastisch-plastischen zum pseudo-rein-elastischen Dehnungsverhalten ab einem Härtewert von 680HV_{0,3}. Das pseudo-rein-elastische Dehnungsverhalten bedeutet, dass Mikroplastizität nicht ausgeschlossen wird, die aber durch das verwendete FE-Modell nicht abgebildet wird.

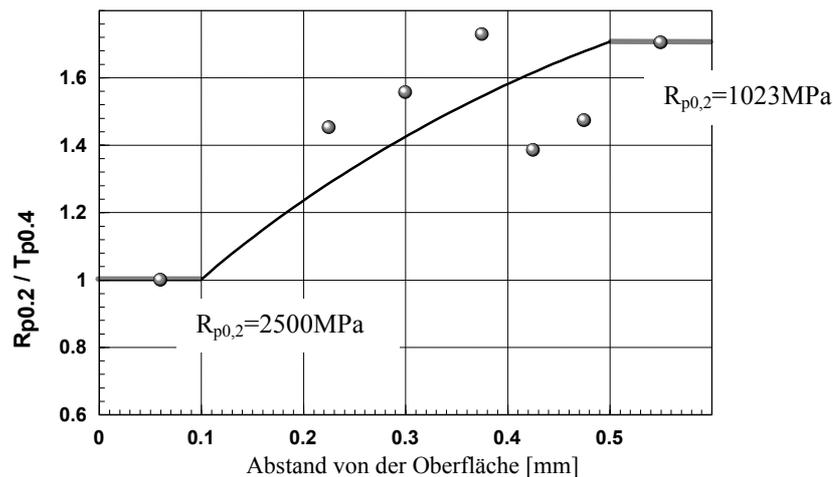


Abb. 87 Die Veränderung des Verhältnisses der Streckgrenze zur Scherfließgrenze im Bereich der Nitrierschicht (Nht= 0,5mm)

d) Biegeversuche

Wie in der Versuchsvorbereitung beschrieben, war die Nitrierschicht auf drei Seiten vollständig abgeschliffen worden. Die Eigenspannungen der einseitigen Nitrierschicht erzeugten je nach Schichtdicke eine Vordehnung der Probe. Um diese Vordehnungen mussten die Ergebniskurven korrigiert werden. Für die Korrektur wurden die Formeln (51) und (52) verwendet.

$$(51) \quad M_b^* = M_b + M_{Korr} = M_b + \sum_{i=1}^n y_i \cdot A_i \cdot \sigma_{e,i}$$

$$(52) \quad \varepsilon_R^* = \varepsilon_R + \frac{M_{Korr}}{W_b \cdot E}$$

Die Eigenspannungsverläufe in Abb. 88 wurden nach den Eigenspannungsverläufen von Abb. 80 hergeleitet. Unter der Annahme, dass das Integral der Eigenspannungen über das Probenvolumen Null ist, wurden entsprechend der Verringerung der Nitrierschichtdicke die resultierenden Zugeigenspannungen unter der Nitrierschicht verringert. Dieses Vorgehen ist gerechtfertigt, weil die Zugspannungen der Matrix ein Resultat der Druckspannungen der Nitrierschicht sind.

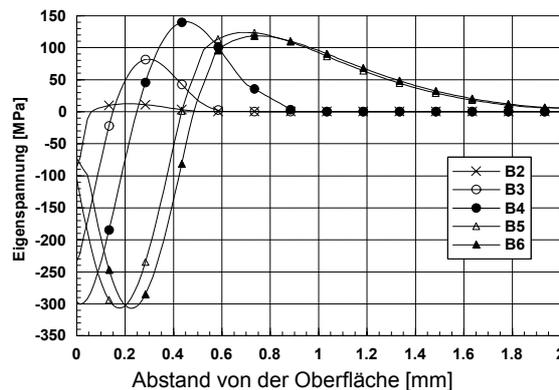


Abb. 88 Die Eigenspannungsverläufe der Biegeproben

Ebenso wie in den voran beschriebenen Versuchen wurden für alle Varianten Mittelwertkurven bestimmt. Der Vergleich von Variante B0 und B1 belegte, dass der Bereich nahe unterhalb der Nitrierschicht (0,5-0,6mm) keine berechenbaren Unterschiede im Fließverhalten gegenüber dem Kernwerkstoff aufweist. Da die eigentlich vorliegenden Spannungen in den Randfasern im elastisch-plastischen Fall nicht ohne weiteres berechnet werden können, sind keine Umrechnungen in Spannungswerte vorgenommen worden. Statt dessen wurden die gemessenen Lagerkräfte weiterverwendet.

Für die Beurteilung des Spannung-Differenzen-Effektes (SD-Effekt) wurden die Differenzen der Traversenkräfte für gleiche Randfaserdehnungen verwendet. Durch diese Methode ist es leicht in Abb. 89 zu erkennen, dass die Varianten B1, B2 und B3 fast deckungsgleich verlaufen. Die Nitrierschichtbereiche von 0,3-0,5mm zeigen demzufolge unter diesen Druckbeanspruchungen den gleichen SD-Effekt wie das unnitrierte Substrat. Der vergütete, niedriglegierte Stahl verhält sich demnach auch bei geringen Anteilen von interstitiell gelösten Stickstoffatomen gleich.

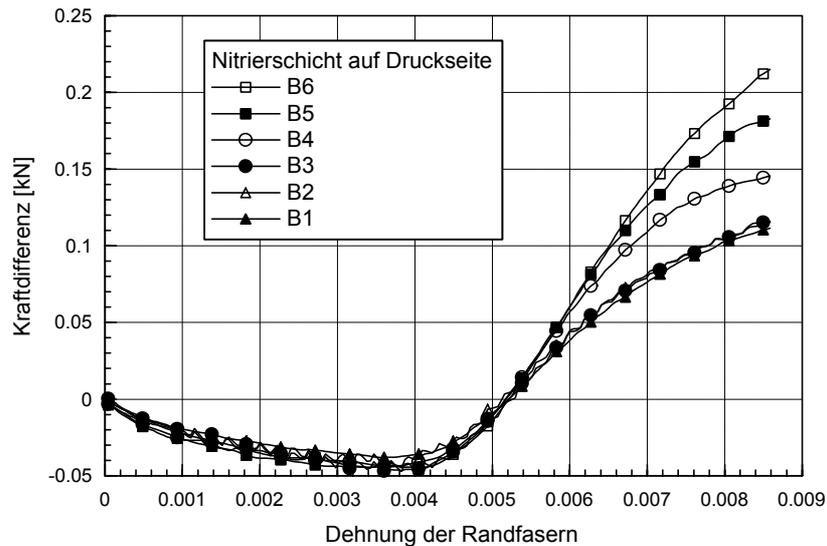


Abb. 89 Die Differenz der Kraft zwischen der Randfaser auf der Druckseite und auf der Zugseite, betrachtet für die Varianten mit der Nitrierschicht auf der Druckseite

Im Gegensatz dazu ist bekannt, dass martensitische, niedriglegierte Stähle mit zunehmenden Kohlenstoffgehalt größere SD-Effekte haben ([81] S.48-54). Ihre Ursache ist entsprechend der eigenen Ergebnisse vor allem in der Wechselwirkung von interstitiell gelösten Fremdatomen und Versetzungen im tetragonal verzerrten Martensitgitter zu suchen. Durch diese Erklärung entsteht kein Widerspruch, da im vergüteten Zustand ein nichtverzerrtes krz-Gitter vorliegt.

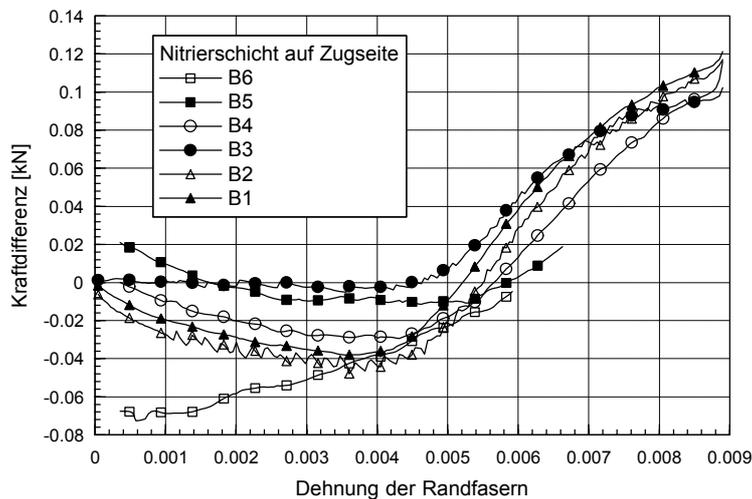


Abb. 90 Die Differenz der Kraft zwischen der Randfaser auf der Druckseite und auf der Zugseite, betrachtet für die Varianten mit der Nitrierschicht auf der Zugseite

Befindet sich die Nitrierschicht auf der Zugseite, verringert sich mit zunehmender Nitrierschicht die Differenz zwischen Zug- und Druckseite. Erst bei Variante B6 ist ein deckungs-

gleicher Verlauf von Zug- und Druckseite festzustellen. Dieses Ergebnis zeigt, wie groß der SD-Einfluss des vergüteten Grundwerkstoffes ist. Mit einer unveränderten Gestaltänderungsenergiehypothese ist das Werkstoffverhalten nicht beschreibbar. Der Grund ist die Verletzung einer Randbedingung der zugrundeliegenden Hypothese: Aufbauend auf dem Energiekriterium für die Hypothese verlangt, dass sich vorhandene Gleitsysteme unter unterschiedlichen Verformungsrichtungen äquivalent entwickeln. Der SD-Effekt zeigt aber deutliche Unterschiede für Zug- und Druckseite im Biegeversuch. Ebenso sei auf die zunehmende Differenz zwischen FEM-Rechnung und Experiment für die Druckbelastung verwiesen (siehe Abb. 52). D.h. unter Druckbeanspruchung nehmen die Gleitmöglichkeiten schneller ab und die Triebkräfte müssen erhöht werden, um aufgestaute Versetzungen weiter zu bewegen. Für viele metallische Werkstoffe wäre deshalb ein Korrekturfaktor in der GEH für den Druckbereich sinnvoll.

Exemplarisch wurde eine FEM-Rechnung (2D-Modell) mit unterschiedlichen Materialien im Zug- und Druckbereich vorgenommen. Die Fließkurve für die Zugseite wurde nach der GEH aus der Schubfließkurve der Variante „TN“ berechnet. Für die Druckseite wurde iterativ eine ausreichend genaue Fließkurve erzeugt. Trotz der um ca. 100MPa höheren Spannungswerte der Druckfließkurve liegen die Kraftwerte für die Dehnungen der Druckseite der FEM-Rechnung unter den des Experimentes (Abb. 91 b)

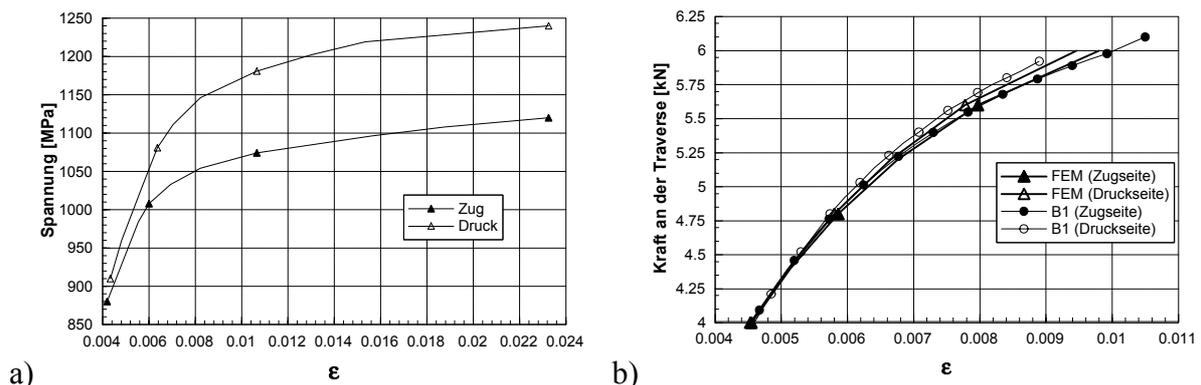


Abb. 91 a) Die eingesetzten Fließkurven für die Zug- und Druckseite im FE-Modell für den Biegeversuch
 b) Das Ergebnis der FEM-Rechnung als Dehnungskraftkurve mit den entsprechenden Kurven der Variante B1

Im Vergleich der Verschiebung der neutralen Faser Abb. 92 zeigt das FEM-Ergebnis qualitativ die gleiche Entwicklung, nur dass der Beginn der erhöhten Verschiebung im Experiment bei kleineren Kräften stattfindet. Zwei Aspekte erklären bedingt den Unterschied:

- während des Versuches verkürzt sich der Hebelarm für das aufgebrachte Moment, d.h. mit zunehmender Biegung steigt die Differenz zwischen dem vorliegenden und dem berechneten Moment; im FE-Modell lagen Kräfte an vorgegebenen Knoten – der Hebelarm blieb konstant [90]
- das Widerstandmoment und die neutrale Faser der Biegeprobe verändert sich durch die Umformung des Vierkantes in ein Trapez; der SD-Effekt fällt im Versuch deutlich stärker aus, im 2D- FE-Modell liegt die Annahme des ebenen Dehnungszustandes zugrunde [91]

Eine Korrektur dieser Einflüsse wurde auf Grund des Aufwandes nicht durchgeführt und hätte auf das qualitative Ergebnis keine Auswirkung.

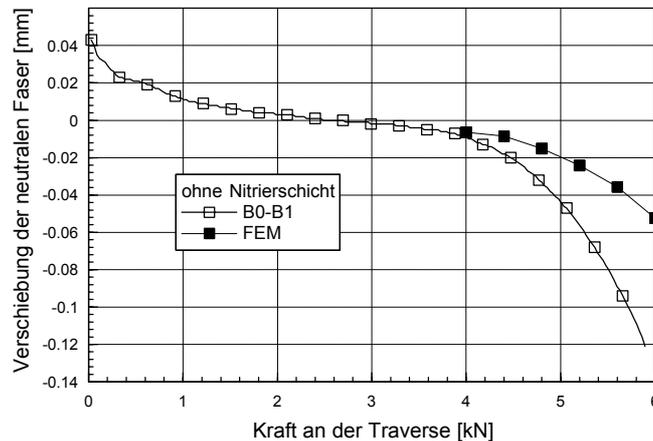


Abb. 92 Die Verschiebung der neutralen Faser in Abhängigkeit zur gemessenen Kraft an der Traverse für die Variante ohne Nitrierschicht und einer FEM-Rechnung

e) LCF- und Ratchetingversuche

Die Ergebnisse der LCF-Versuche zeigten die folgenden bekannten Phänomene bei Verwendung nitrierter Proben:

- Bei kleinen Dehnungsamplituden bildet sich ein Anriss unter der Nitrierschicht und die Lebensdauer (Zyklen) gegenüber nicht nitrierten Proben verdoppelt sich. [92]
- Bei großen Dehnungsamplituden findet die Anrissbildung meist in der Nitrierschicht statt und es treten große Streuungen in den erreichbaren Zyklenanzahlen auf.

Der Übergang vom Anriss unter der Oberfläche zum Anriss in der Nitrierschicht ist durch einen Streubereich der Ergebnisse in Abb. 93 gekennzeichnet. In diesem Diagramm sind die Ergebnisse der Varianten L5 (0,4mm von Nitrierschicht) und L6 (vollständige Nitrierschicht) mit Ergebnissen vergleichbarer Nitrierschichten und einer Mittelwertkurve für den Matrixwerkstoff nach [93] aufgetragen. Die beiden selbstgemessenen Werte der Matrixvariante L1 liegen in guter Näherung zur Mittelwertkurve, wie in Abb. 94 zu sehen ist.

Durch die Zusammenfassung der eigenen Ergebnisse und aus [93] kann die Breite des Übergangsbereiches festgelegt werden. Danach beginnt er bei ca. 0,34% Dehnungsamplitude und endet bei 0,52% Dehnungsamplitude. Die obere Grenze des Bereiches wird durch die Interpretation der Ergebnisse der abgeschliffenen Proben gewonnen. Für die Variante L2 mit einer restlichen Nitrierschichtdicke von 0,1mm ist eine Angleichung der Bruchzyklenzahl oberhalb von 0,52% Dehnungsamplitude aus Abb. 94 ableitbar. Das heißt, oberhalb dieser Dehnungsamplitude reagiert der unterste Bereich der Nitrierschicht gleich sensitiv wie der Matrixwerkstoff. Wird in diesem Bereich ein Anriss initiiert, tritt nach wenigen Zyklen der Bruch ein. Es ist bekannt, dass in diesem zur Oberfläche zunehmend spröden Werkstoff die Bruchzyklenzahl durch die Anrisschwingspiele bestimmt wird.

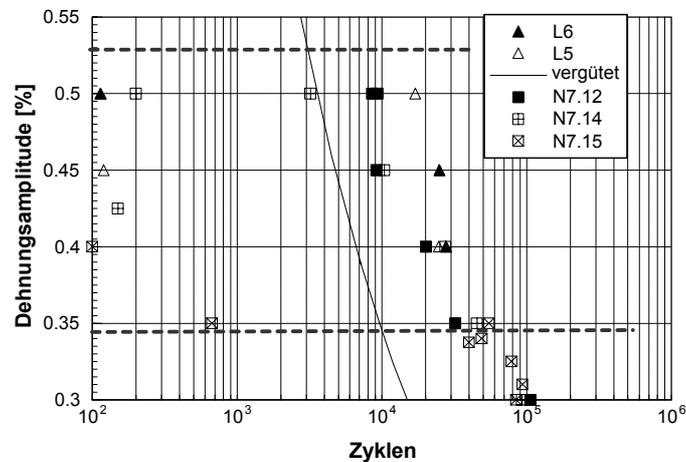


Abb. 93 Der Übergangsbereich vom Anriss unter der Nitrierschicht zum Anriss in der Nitrierschicht für den nitrierten 31CrMoV9 (Nht=0,5mm; γ' -Vs / 2-3 μ m); visualisiert durch den Vergleich mit der Kennlinie nicht nitrierter Proben; die zusätzlichen Werte wurden aus [93] entnommen; vergütet (nicht nitrierte Probenserie), N7.12 (Nht=0,48mm; $\epsilon(\gamma')$ -Vs / 14 μ m), N7.14 (Nht=0,55mm; $\epsilon(\gamma')$ -Vs / 17 μ m), N7.15 (Nht=0,50mm; γ' -Vs / 6 μ m)

Weitergehend kann gesagt werden, dass Dehnungsamplituden oberhalb von 0,55% zum kurzfristigen Ausfall der nitrierten Proben führen. Die Nitrierschicht reagiert sehr sensitiv auf diese Belastung und es kommt zu einer schnellen Anrissbildung an der Oberfläche oder nahe unterhalb. Auf Grund des spröden Charakters der Randschicht ist der Anteil des Risswachstumsprozesses auf die Gesamtlebensdauer als gering einzuschätzen.

Wird berücksichtigt, dass Nitrierschichten mit Verbindungsschicht bei niedriglegierten Stahlgüten im Randbereich vergleichbare mechanische Eigenschaften besitzen, kann die gefundene maximale (nicht konservative) Grenzdehnungsamplitude auch auf diese angewendet werden.

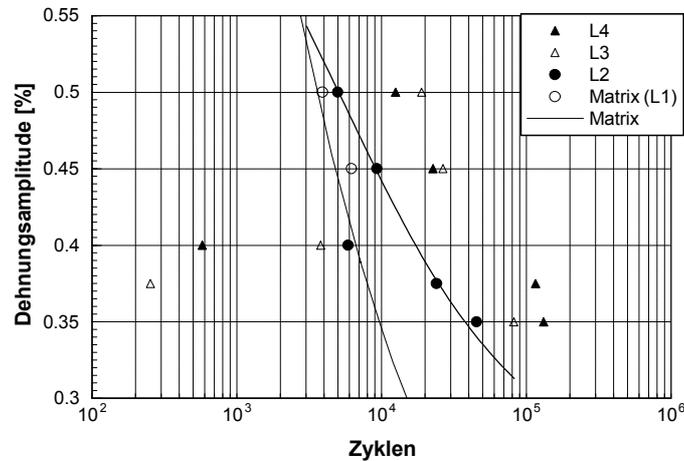


Abb. 94 Die Abnahme der Differenz zwischen der Mittelwertskurve der Matrixvariante nach [93] und der Variante L2 mit 0,1mm Restnitrierschicht

Das Ratcheting

Im Ratchetingversuch wurden drei Serien mit unterschiedlichen Restnitrierschichtdicken geprüft. Im Versuch lagen entweder 15, 30 oder 45MPa Zugmittelspannungen vor. Trotz der Zugmittelspannung trat ein Stauchratcheting auf. Dieses Werkstoffverhalten war um so stärker ausgeprägt, umso höher die Mittelspannung war (siehe Abb. 95). Auf Grund der Ergebnisse wurde nach Fehlern in der Versuchsanlage und der Datenerfassung gesucht und trotz langer Recherche nicht gefunden. Zudem verhielten sich die Proben der Variante L6 (mit vollständiger Nitrierschicht) wie erwartet und wiesen ein geringes Dehnungsratcheting auf. Im Versuchsablauf wurde nur ein Unterschied gegenüber der normalen Zyklenführung gemacht. Die Probe wurde zuerst mit Druck belastet (1. Hälfte des Zyklus). Nach Jiang und Sehitoglu werden damit alle partiellen Shiftvektoren „gesättigt“.

Die Ergebnisse stehen somit teilweise im Gegensatz zu den Erwartungen, die aussagen, dass sich die Ratchetingdehnung entsprechend der auferlegten Mittelspannung entwickeln. Eine metallkundliche oder anderweitige Erklärung ist an dieser Stelle nicht möglich.

Folgende Ergebnisse können trotz des entgegengesetzten Ratcheting festgestellt werden:

- Für die Matrixvariante nimmt die Ratchetingrate über die Zyklen ab. Somit wurde für den niedriglegierten Vergütungsstahl 31CrMoV9 das Verfestigungsverhalten verifiziert.
- Es wird ein steady-state-Bereich nach einer endlichen Zyklenanzahl erreicht. In diesem Bereich ändert sich die Ratchetingdehnung nur unwesentlich. Der steady-state-Bereich wird durch den entgültigen Bruch begrenzt. Die Zyklenanzahl des steady-state-Bereichs ist größer als die des eigentlichen Ratchetingprozesses zu Beginn.

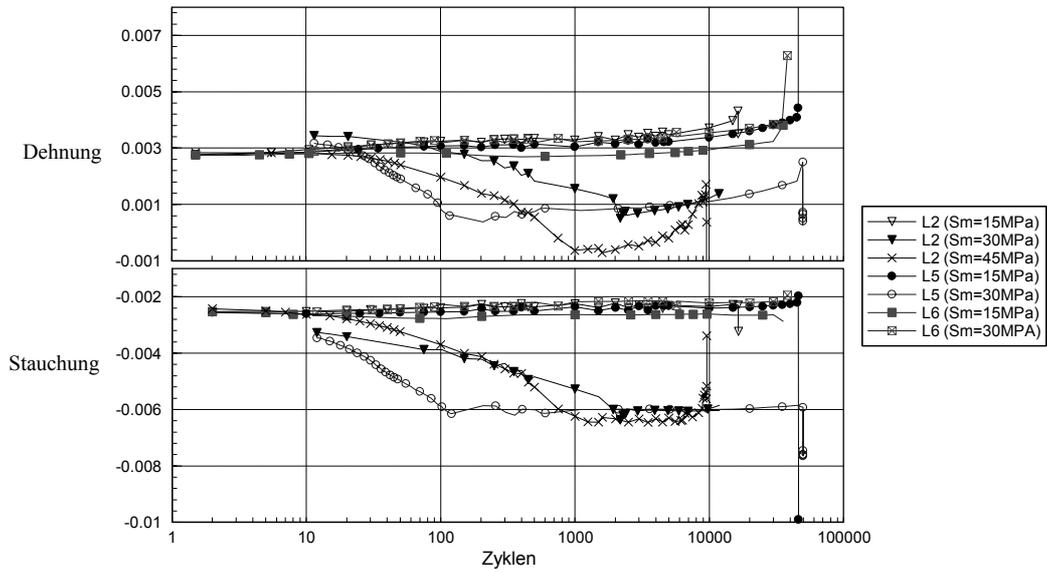


Abb. 95 Die Veränderung der Dehnung- und Stauchung der Ratchetingversuche über der Zyklenzahl

Bei einer Darstellung der Dehnung und Stauchung über eine logarithmische Zyklenzahl (in Abb. 95) ist ein ausreichendes lineares Verhalten der Gesamtratchetingdehnung abzulesen. Danach lässt sich eine einfache Formel aufstellen, die dieses Materialverhalten phänomenologisch wiedergibt:

$$(53) \quad \varepsilon_{r,n} = \sum_{i=1}^n \varepsilon_i = \varepsilon_{st,\sigma} \cdot \frac{\lg n}{\lg n_{st,\sigma}}$$

$\varepsilon_{st,\sigma}$ - aufgelaufene Ratchetingdehnung bei Erreichen des steady-state-Bereiches für

eine konstante Spannung σ_m und σ_a

$n_{st,\sigma}$ - notwendige Zyklenzahl zum Erreichen des steady-state-Bereiches

n – vorliegende Zyklenzahl

Zusätzlich wurde versucht, die Ermittlung der Koeffizienten für das Modell von Jiang und Sehitoglu durchzuführen. Als erstes wurde entsprechend [94] versucht, die Koeffizienten $r_{(i)}^*$ und $c_{(i)}^*$ zu bestimmen. Unter der Annahme, dass eine zyklische Verfestigung des Materials möglich ist, wurde die entsprechende Methode aus [94] verwendet und ein Programm geschrieben. Nach dieser Methode ist die Summe der $r_{(i)}^*$ aus der folgenden Beziehung gegeben (die Anzahl der Koeffizienten ist gleich 10).

$$(54) \quad \sum_{i=1}^{M=10} r_{(i)}^* = \sqrt{\frac{2}{3}} \cdot \left(\frac{1}{2} \Delta \sigma_M - \sqrt{3} k_e \right)$$

$$\sqrt{3} k_e = R_e$$

$$\Delta \sigma_M = \Delta \sigma_{\max}$$

$r_{(i)}^*$: gesuchte Koeffizienten für das Modell von Jiang und Sehitoglu

Die einzelnen Koeffizienten werden dann willkürlich unter Beachtung der Summe gebildet. Trotz einer möglichst guten Vorwahl der einzelnen Koeffizienten stellte sich heraus, dass diese Methode nicht sofort funktionierte. Die Koeffizienten mussten vielmehr im ersten Schritt nach dem Algorithmus „ohne zyklische Verfestigung“ berechnet werden. Erst danach war diese Methode anwendbar.

Aus der Erarbeitung der Koeffizienten ergaben sich einige negative Gesichtspunkte zum Modell. Schon zu Beginn ist ein Zusammenhang zu Materialkennwerten nicht nachvollziehbar. So werden im Fall zyklischer Verfestigung $r_{(i)}^*$ und im Fall ohne zyklische Verfestigung $c_{(i)}^*$ willkürlich gewählt. Im weiteren werden für die Ermittlung der Kennwerte Spannungs-Dehnungs-Zyklen benötigt, die sich gut in elastischen und elastisch-plastischen Teil trennen lassen. Weil dieser Übergang messtechnisch verwischt wird, folgen zusätzliche Fehlermöglichkeiten. Abschließend sind bei Verwendung dieses mathematisch komplexen Modells in einem FEM-Programm Konvergenzprobleme nicht auszuschließen.

5.2.4 Zusammenfassung der Versuchsergebnisse

Die erarbeiteten Methoden der Datenreduktion von Versuchsdaten und der iterativen Berechnung von Materialkennwerten haben sich innerhalb der Arbeit als sehr wirkungsvoll herausgestellt.

Im Bezug auf die Verwendung der Methoden und der Ergebnisse für die Ermittlung von Kennwerten für die Wälzbeanspruchung lassen sich die folgenden Aussagen tätigen:

- Im Wälzen liegen meist erhöhte Dehnraten vor. Die Fließkurven müssen unter dieser Maßgabe beurteilt werden. Für den vergüteten Nitrierstahl wurde bei nur einstündigem Anlassen bei 620°C nur eine geringe Dehnratenabhängigkeit im untersuchten Bereich festgestellt. Die Fließkurven wurden deshalb entsprechend der Beanspruchung des Wälzversuches an einstündig-angelassenen Proben ermittelt. Nur für die LCF- und Ratchetingversuche wurden zweistündig-angelassene Varianten verwendet, da hier der gleiche Gefügestand wie bei den Wälzkörpern getestet werden sollte. Im LCF-Versuch wurde zudem dehnungsgeregelt geprüft, d.h. der Gefügestand ist wichtiger als die Wiedergabe der erhöhten Festigkeit durch die gering erhöhten Dehnraten.
- Für die Bestimmung von Fließkurven und Bruchverhalten von Randschichten eignet sich der Torsionsversuch sehr gut. Das liegt an der gleichmäßigen Verteilung der Scherung und der quadratischen Wichtung über den Abstand zur Mittelachse.
- Durch den Vergleich von Härtetiefenprofilen, Bruchverhalten und iterativ berechneten Fließkurven war in erster Näherung ein nitrierter, spröder Randbereich für den nitrierten 31CrMoV9 festlegbar, der sich unter den Versuchsbedingungen (Torsion- und Zugversuch) weitgehend elastisch bis zum Bruch verhielt. Dieser Bereich hatte eine Kleinlasthärte größer 680HV_{0,3}. Mikroplastizität besonders unter den Bedingungen der Wälzbeanspruchung wird jedoch nicht ausgeschlossen.
- Für FEM-Berechnungen sind Fließkurven und definierte Streckgrenzen wichtig. Die Ergebnisse zeigen, dass eine erste Näherung für die Streckgrenze aus den Härtetiefenverläufen (HV_{0,3}) nach Formel (50) ausreichend genau ist. Die iterativen Ergebnisse für die Fließkurven aus den Torsionsversuchen zeigten im mittleren Nitrierschichtbereich fast gleiche Verläufe. Ein entsprechender Verlauf kann somit nach Berechnung der Streckgrenze aus der Härte eingesetzt werden.

- Durch die Versuchsergebnisse von Torsions- und Zugversuch wurde die bisherige Vermutung bestätigt, dass die gradierte Nitrierschicht in ihrem Festigkeitsverhalten im Randbereich durch die Normalspannungshypothese, in ihrem Grenzbereich zum Matrixmaterial durch die Gestaltsänderungsenergiehypothese und zwischen beiden durch eine kombinierte Festigkeitshypothese nach [89] beschrieben werden kann. In den verfügbaren FE-Programmen sind jedoch bisher keine vergleichbaren Hypothesen implementiert.
- Die LCF-Ergebnisse zeigen bei kleinen Dehnungsamplituden eine Anrissgefährdung des Matrixmaterials. Wird hinzugerechnet, dass bei höheren Hertzchen Pressungen die maximale Dehnung bei ca. der Hälfte der halben Kontaktweite „a“ liegt, ist im Wälzversuch im ZF-Rollenprüfstand der Auslaufbereich und der Matrixwerkstoff am deutlichsten beansprucht. Eine Korrelation zwischen LCF-Ermüdung und Wälzschädigung nach Modus 2 scheint gegeben zu sein.

5.3 FE-Modellierung

5.3.1 3-D Modelle zur Kontaktgeometrie der Prüfstände

Die Modellierung des Wälzkontaktes bestand aus zwei Etappen. In der 1. Etappe wurde abgeklärt, ob das elastisch-plastische Dehnungsverhalten eine deutliche Änderung der Kontaktgeometrie bewirkt. Im 2. Schritt wurden die elastisch-plastischen Dehnungen an vereinfachten 3D-Modellen für den Punktkontakt und in 2D-Modellen für den Linienkontakt analysiert.

Für die Berechnung wurde das FEM-Paket ANSYS5.5 genutzt. Die Vernetzung der Modelle erfolgte unter Verwendung von 16-Knoten-Quaderelemente. Durch den Einsatz von Mittelknotenelementen (quadratische Ansatzfunktion) konnten auch hohe Dehnungsgradienten über einzelne Elemente gut beschrieben werden. Die Modelle der Proben wurden so konstruiert, dass es möglich war, Randschichten durch die Elemente nachzubilden. In den Modellen wurden keine degenerierten Elemente (Dreieckselemente) verwendet.

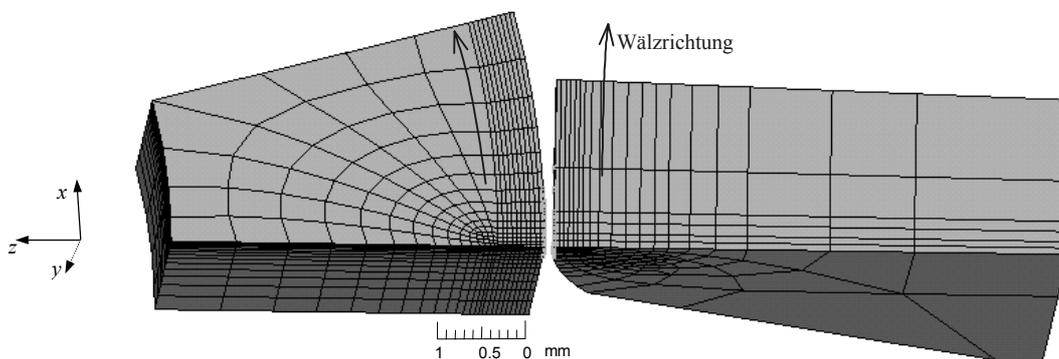


Abb. 96 Das 3D-Modell für den Wälzkontakt im Zweiseibenprüfstand

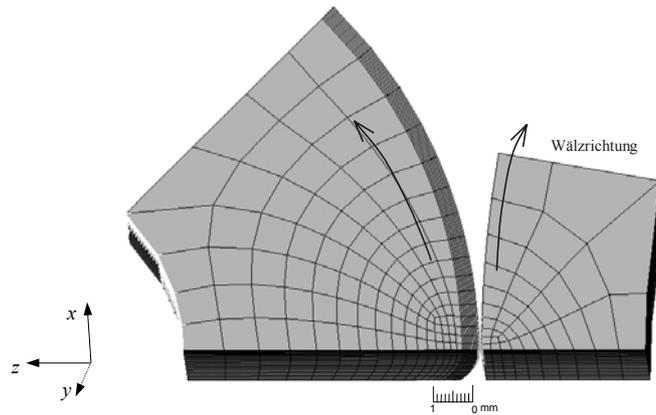


Abb. 97 Das 3D-Modell für den Wälzkontakt im ZF-Rollenprüfstand

Die Berechnung erfolgte weggesteuert, um eine schnelle Konvergenz des numerischen Modells zu ermöglichen, denn aus den Kontaktgeometrien und dem elastisch-plastischen Dehnungsverhalten ergab sich ein komplexes, nichtlineares Problem. Für den Vergleich von Hertzscher Lösung und FEM-Rechnung wurden die aus der Annäherung (uz) der Kontaktkörper resultierende Kraft ausgewertet.

In den Abb. 96 und Abb. 97 sind die Modelle der jeweiligen Prüfstände dargestellt. In den Modellen wurden die Schichtparameter und -eigenschaften entsprechend der Torsionsversuchsergebnisse eingesetzt, d.h. der Schichtdicken und zugehörige Fließkurven. Zusätzlich wurde eine Berechnung unter rein elastischen Bedingungen vorgenommen.

Der Vergleich zwischen den Kraft- uz (Verschiebung in z -Richtung) -Verläufen der Hertzschens Lösung und den Ergebnissen aus den FEM-Rechnungen in Abb. 98 und Abb. 99 zeigte kaum Unterschiede. Die Ergebnisse der 3D-Modelle für rein elastisches und elastisch-plastisches Verhalten liegen für die berechneten uz -Verschiebungen fast aufeinander und differieren nahezu äquivalent zu den Ergebnissen der Hertzschens Lösung. Die Differenz ist somit nicht Produkt des unterschiedlichen Verhaltens unter elastischen und elastisch-plastischen Dehnungszuständen, sondern die Ungenauigkeit der verwendeten FE-Modelle. Daraus ist abzuleiten, dass unter den begutachteten Belastungen die Kontaktgeometrien durch plastisches Fließen nur geringfügig, d.h. vernachlässigbar, verändert werden. Es ist somit zulässig, die Kontaktgeometrien nach der Hertzschens Lösung zu bestimmen und in vereinfachten 3D- und 2D-Modellen Fließvorgänge genauer zu analysieren.

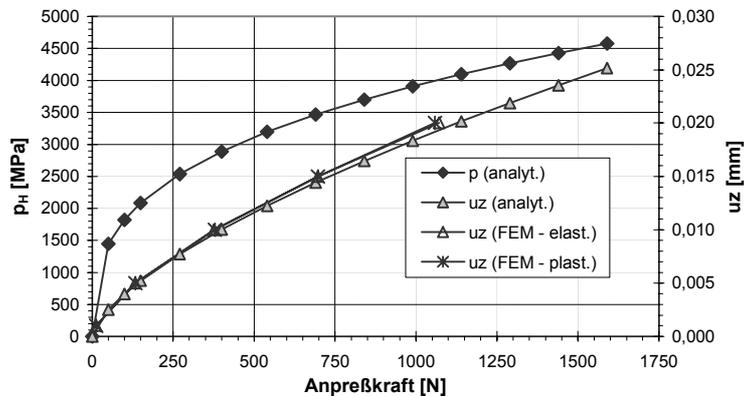


Abb. 98 Die Verläufe der Hertzschen Pressung und der verschiedenen uz -Verschiebungen in Abhängigkeit zur Anpreßkraft für den Zweiseiben-Prüfstand; die analytischen Lösungen entsprechen der Hertzschen Theorie

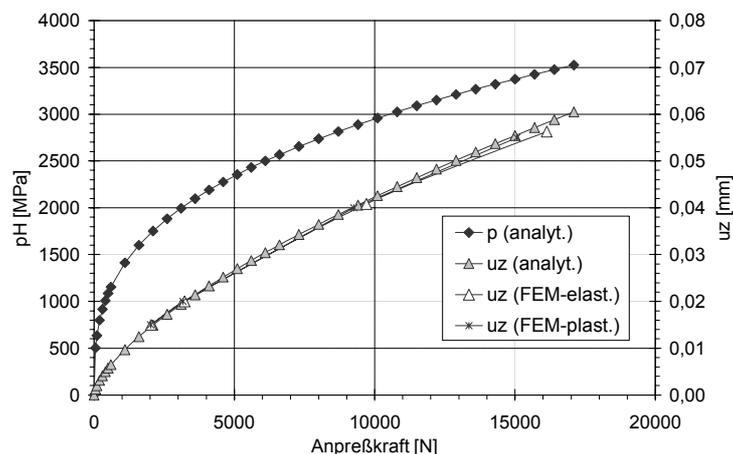


Abb. 99 Gleiche Verläufe wie oben beschrieben, für den ZF-Rollenprüfstand

5.3.2 Vereinfachte 3D- und 2D- Modelle

Für eine effektive Bearbeitung des Problems musste eine Vereinfachung des Kontaktproblems erfolgen, da durch die ständig neu zu lösenden Kontaktaufgaben (d.h. Wälzkontakt) ein sehr rechenintensives Modell entsteht. Die Ergebnisse der 3D-Kontaktkörper-Berechnungen zeigten, dass die Lösung nach Hertz für das betrachtete System (gradierte Randschicht) trotz plastischer Dehnung unter der Nitrierschicht ausreichend genau ist. Die Belastung kann somit durch das Auftragen von Kräften oder Flächenpressungen entsprechend der Hertzschen Lösung dargestellt werden. Somit wurden in den Modellen für den reversierenden Wälzkontakt das Körper-Körper-Problem in ein Kraft-Körper-Problem transformiert. Zur weiteren Optimierung der Modellbearbeitung wurde mit einem parametrisierten Makromodul gearbeitet. Durch die Parametervorgabe konnte jede Hertzsche Pressungsgeometrie nachgebildet werden.

Je nach Belastungskonfiguration, ob Punkt- oder Linienkontakt, musste ein 3D- oder ein 2D-Modell angewendet werden. Für den Zweiseiben-Prüfstand ergab sich aus dem Kontaktbreitenverhältnis von $b/a \approx 0,67$ die Verwendung eines 3D-Modells. Im Gegensatz dazu ist das Verhältnis von $b/a \approx 6$ für den ZF-Rollenprüfstand relativ günstig, um mit einem vereinfachten 2D-Modell (Linienkontakt) zu arbeiten.

Das Modell wurde in Form eines parametrisierten Makros für Ansys5.5 formuliert. Im Kopf des Makros können die Hertzsche Pressung, die Reibung μ_r (nur für das 2D-Modell) und die Kontaktlänge a sowie wenn notwendig b eingegeben werden. Über die Kontaktlänge a und b werden die Kantenlänge der einzelnen Elemente gesteuert. Die Dicken der Randschichten sind davon nicht betroffen und müssen separat ebenfalls im Kopf des Makros vorgegeben werden. Baukastenartig wird danach das Modell erzeugt. Durch Umkopieren der einzelnen Kastensegmente aus Abb. 100a entsteht das vollständige Modell in Abb. 99b. Für das 3D-Modell folgte ein Umkopieren in y -Richtung, um Quaderelemente erzeugen zu können. In Abhängigkeit von b/a wurde das Umkopieren in y -Richtung gesteuert und verschiedene Modelle erzeugt (Abb. 101).

Durch die Verknüpfung der Verschiebungsbedingungen (Freiheitsgrade) der beiden Seitenkanten (-flächen) rechts und links entsteht ein Pseudokontinuum in Belastungsrichtung. Verlässt die Kräfteverteilung in Belastungsrichtung das Modell, kommt sie auf der entgegengesetzten Seite wieder ins Modell, was einer Kette von Belastungen entspricht. Die Unterseite des Modells wird in allen Raumrichtungen an einer Bewegung gehindert. Auf der Oberseite wird die Kraft verschoben. Für das 2D-Modell werden in Abhängigkeit zum Reibungskoeffizienten μ_r Reibungskräfte ($F_r = \mu_r * F_n$) angelegt.

Die Anzahl der berechneten Zyklen richtete sich nach dem Umfang des Modells. Für das 2D-Modell erfolgten 20 Überrollzyklen und für das 3D-Modell maximal 10 Überrollzyklen. Dies entsprach einer Berechnungszeit auf einer ALPHA-500-Dec-Maschine von ca. ein Tag für das 2D-Modell und 3 Tagen für das 3D-Modell.

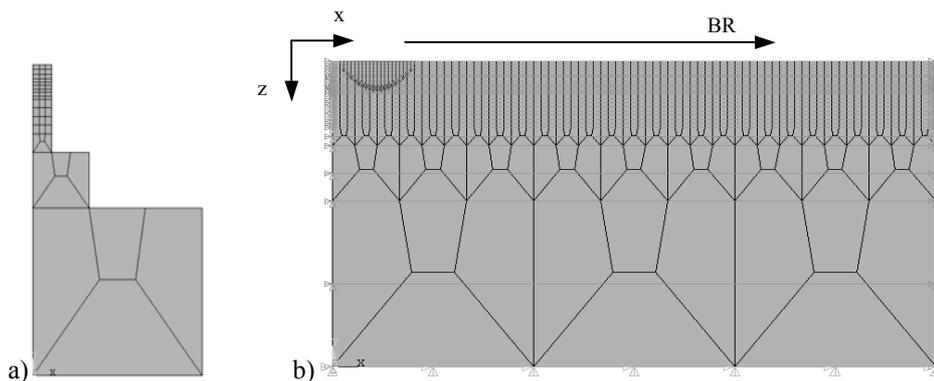


Abb. 100 Aufbauprinzip des 2D-Modells für den Wälzkontakt
a) Würfelstruktur vor dem Umkopieren; die Kantenlängen sind ein Vielfaches von a
b) das Modell mit aufgebrachtten Kräften, den Lagern und Verschiebungsbedingungen

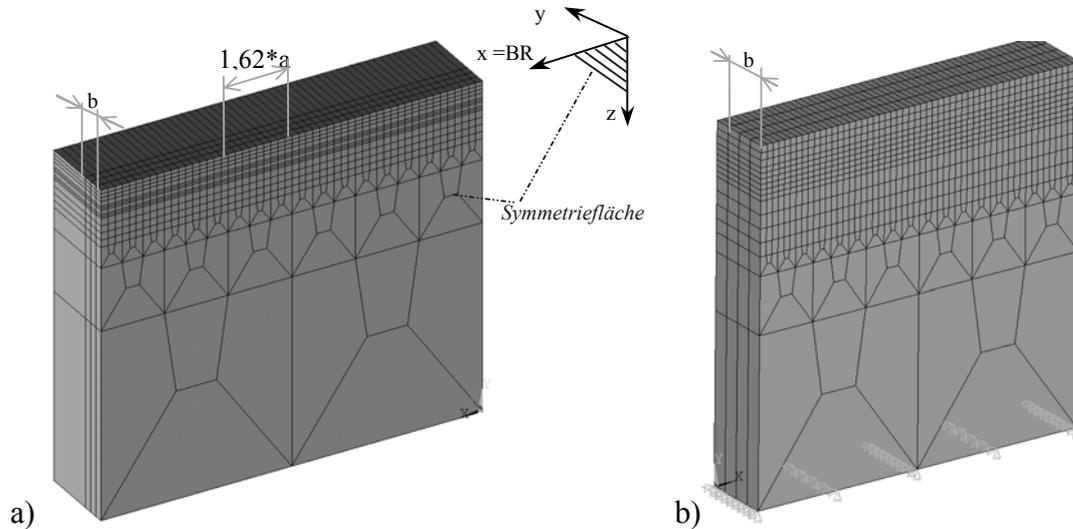


Abb. 101 vereinfachtes 3D-Modell: a) mit einem großen b/a Verhältnis
b) mit einem kleinen b/a Verhältnis

Für das Materialverhalten wurde die multikinematische Fließtheorie verwendet. Die Beschreibung „kinematisch“ drückt die Möglichkeit der Verschiebung des Fließgrenzkörpers im Spannungsraum durch vorangegangene, plastische Dehnungen aus. „Multi-“, bezieht sich auf die Menge der Interpolationsgeraden, die die Fließkurve beschreiben. Im Fall von Ansys5.5.3 sind dies fünf. Der Fließgrenzkörper wird durch die Mises Hypothese definiert.

Für den 31CrMoV9 wurden die iterativ ermittelten Fließkurven aus den Torsionsversuchen verwendet.

Zusätzlich zu dieser Materialkonfiguration wurde das FE-Modell auch für Berechnungen mit dem nitrierten Material X38CrMoV5.1 verwendet. Für dieses Material lagen jedoch nicht diese umfangreichen Fließkurvensätze zur Verfügung. Aus diesem Grund wurde der validierte Zusammenhang zwischen den Härtewerten $HV_{0,3}$ und den Streckgrenzenwerten von Formel (49) aus Abschnitt 5.2.3 herangezogen. Einzige Voraussetzung zur Ermittlung randschichtbezogener Fließkurven war die Kenntnis der Fließkurve des Matrixwerkstoffes.

Über die Beziehung (50) wurde die Elastizitätsgrenze berechnet. Danach wurde durch das Verschieben des elastisch-plastischen Kurvenanteils der Fließkurve bis zum berechneten Streckgrenzenpunkt entlang der elastischen Geraden die gewünschte Fließkurve generiert.

Aus den statischen Voruntersuchungen wurde für die FE-Modellierung abgeleitet, dass der Werkstoffbereich mit einer Härte über $680HV_{0,3}$ rein elastisch in den Schichtmodellen dargestellt wird. Ein möglicher Fehler dieser Betrachtung vorallem bei zyklischen Beanspruchungen mußte hingenommen werden.

In der Randschichtkonfiguration wurde neben den Teilrandschichten, die unterschiedlichen Festigkeitsniveaus widerspiegeln, eine weitere Unterteilung vorgenommen, um den Eigenspannungszustand der Nitrierschichten nachzuvollziehen. Die Härte- und Eigenspannungsprofile sind nachfolgend in Abb. 102 dargestellt.

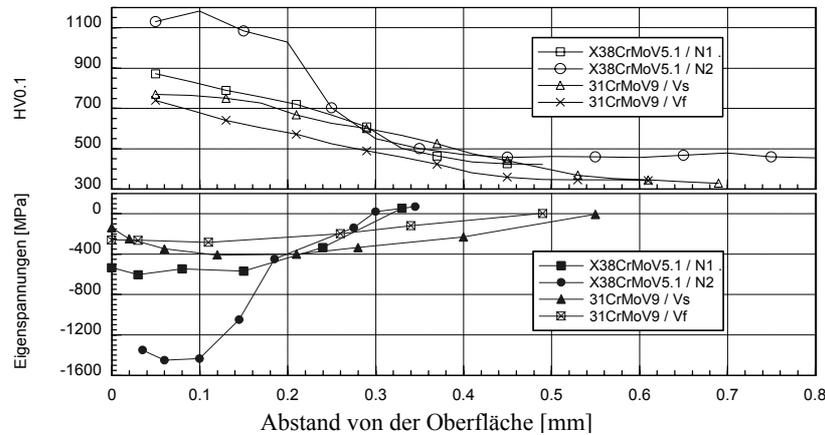


Abb. 102 Vergleich der Härtetiefe- und der Eigenspannungstiefenverläufe für den untersuchten 31CrMoV9 und den für die Modellrechnungen verwendeten X38CrMoV5.1 mit zwei verschiedenen Nitriertechnologien

Ein Beispiel für die Spannungs- und Dehnungsverteilung im Wälzkörper unter einer Pressung von 4600MPa am Zweiseiben-Prüfstand zeigt Abb. 103. Im Bildteil a) ist anhand der Spannungsverteilung die Verknüpfung der Seitenflächen ersichtlich. Bewegt sich die Flächenpressung links aus dem Modell, gelangt es auf der rechten Seite wieder ins Modell. Die schwarzen Linien im Modell grenzen die unterschiedlichen Schichtmaterialien ab. Die dargestellte Dehnung ist relativ zur Modellgröße skaliert. In Bildteil b) ist die linke obere Kante des Modells aufgezoomt und die nach drei Zyklen resultierende Verschiebung in der xz-Ebene dargestellt. Danach wird der größere Teil der Randschicht in Belastungsrichtung durch die Plastifizierung des Auslaufbereiches der Randschicht und einen schmalen Bereich des Grundwerkstoffs verschoben.

Um den Einfluss des Schlupfes nachzubilden, wurden unterschiedliche Reibungskoeffizienten eingesetzt – positive für positiven Schlupf und negative für negativen Schlupf.

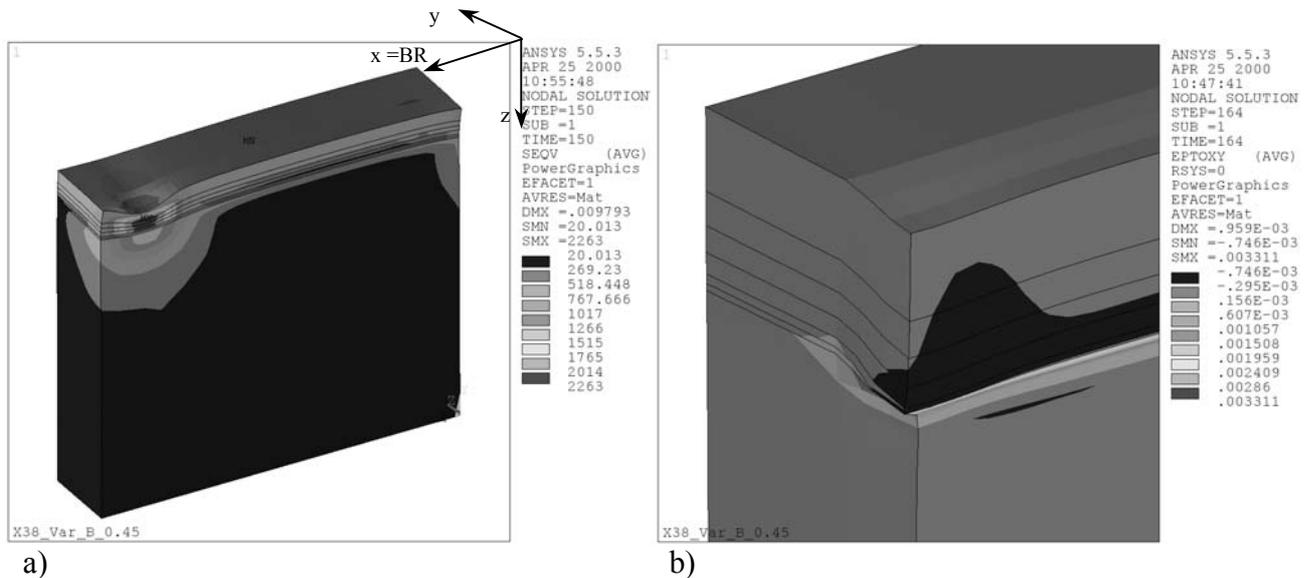


Abb. 103 Berechnungsergebnisse der Variante X38CrMoV5.1 / N2 bei einer Hertzschen Pressung von 4600MPa am Zweischeiben-Prüfstand
a) unter Belastung nach drei Zyklen mit der Vergleichsspannung nach Mises
b) ohne Belastung nach drei Zyklen, totale Restdehnung ϵ_{xz} , sichtbar wird der zunehmende Scherungsbetrag zur Symmetrieffläche hin

5.3.3 Ergebnisse der Modellrechnungen

Die Rechnungen zeigten in den meisten Fällen schon nach 10 Zyklen ein steady-state-Verhalten und somit ein Limit in der Dehnung durch Ratcheting. Das war ein zu erwartendes Ergebnis, da einfache Werkstoffmodelle zur Beschreibung des Verhaltens unter zyklischen Beanspruchungen verwendet wurden. Auch die Darstellung des Schlupfes ist mit Hilfe dieses Modells nicht möglich gewesen und wurde nur durch die Veränderung des Reibungskoeffizienten in einem sehr modellhaften Charakter implementiert und dementsprechend nur qualitativ und relativ bewertet.

Deutung der Verschiebungslinien:

Für eine harte Schicht auf einem weichen Substrat ist es leicht vorstellbar, dass im Linienkontakt die gesamte Schicht durch das Plastifizieren der weichen Matrix verschoben wird. So ist auch das Ergebnis für eine Rechnung mit 3000MPa Belastung ausgefallen (Abb. 104 a). Das verblüffende Verschiebungsergebnis für 3500MPa in Abb. 104 b) mit einer größeren Verschiebung unter der gradierten Randschicht ist nur durch unterschiedliche plastische Dehnungen vor und nach dem Belastungsmaximums (durch unterschiedliche Verschiebungsvektoren) und dem unterschiedlichen Verfestigungsgrad bei den ersten beiden Zyklen erklärbar. Vor der Belastungsmittle wird der tiefere Teil in Belastungsrichtung BR verschoben und stark verfestigt. Nach der Belastungsmittle verändert sich das Dehnungsverhalten, und der obere Teil (immer noch unter der Nitrierschicht) wird entgegen der BR verschoben und stark verfestigt. Dieser Dehnungsbetrag kann in den nachfolgenden Zyklen nur bedingt verringert werden. Die rückwärtige Verschiebung ist nach 2 Zyklen maximal und verringert sich leicht über die weiteren Zyklen 4-10.

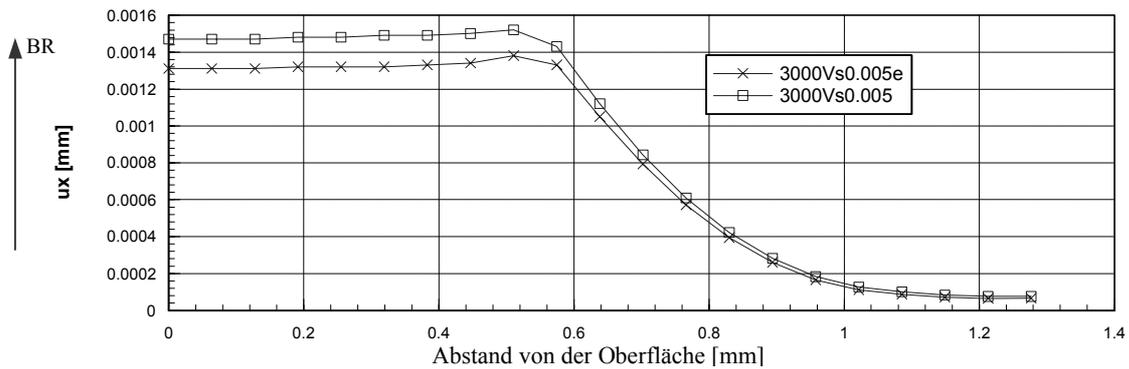


Abb. 106 Endverschiebung nach 20 Belastungszyklen im 2D-Modell; Hertzsche Pressung 3000MPa; 31CrMoV9 mit Vs; „e“ mit Eigenspannungen und ohne „e“ ohne Eigenspannungen; $\mu_r=0,005$; Verschiebung in BR

Durch die Berechnungen am 2D-Modell ist ein Bezug zum Einfluss des Schlupfes über das Einfügen von Reibungskräften möglich. Nach den Ergebnissen haben Reibungskoeffizienten, d.h. auch der Schlupf, in Abhängigkeit von der Belastung ganz verschiedene Auswirkungen in der Größe der Ratchetingverschiebung. Für eine Hertzsche Pressung von 3000MPa und 3500MPa bei gleichem $\mu_r = -0,1$ wurden entgegengesetzte Einflüsse beobachtet (Abb. 107 und Abb. 108). Für 3000MPa hat $\mu_r = -0,1$ eine verringernde Wirkung und im Fall von 3500MPa Belastung eine immense Erhöhung. Das unterschiedliche Verhalten deckt sich mit den Ergebnissen von [22], die nur teilweise eine Abhängigkeit der Wälzfestigkeit vom Schlupf feststellen konnten.

Die Belastungsgrenze, resultierend aus der Beanspruchbarkeit, lässt sich durch den Vergleich der Verschiebungen bestimmen. Dabei spielt nicht der Fakt des Ratchetings eine Rolle, sondern die Instabilität des Systems wird deutlich, vor allem wenn unter der betrachteten Last das Modell sehr sensitiv auf unterschiedliche Reibungskoeffizienten μ_r reagiert.

Im Vergleich in Abb. 108 ist z.B. der Anstieg der Verschiebung von 3400MPa zu 3500MPa gleich groß wie von 3000MPa zu 3400MPa bei gleichem $\mu_r=0,005$. Wird das sensitive Verhalten des Modells bei 3500MPa hinzugezogen, kann es sich hier um eine deutliche Wälzfestigkeitsgrenze mit einem möglichen Frühversagen ($<10^4$ Zyklen) handeln. Das deckt sich mit den Ergebnissen der Wälzfestigkeitsuntersuchungen. So versagt die Schichtvariante Vs sehr schnell bei 3500MPa. Weiterhin sind unter Belastungen von 3000MPa bedingte irreversible Werkstoffveränderungen festzustellen, die auch das FEM-Modell durch plastische Dehnungen nachvollzieht.

5 Modellbildung und FE-Modellierung

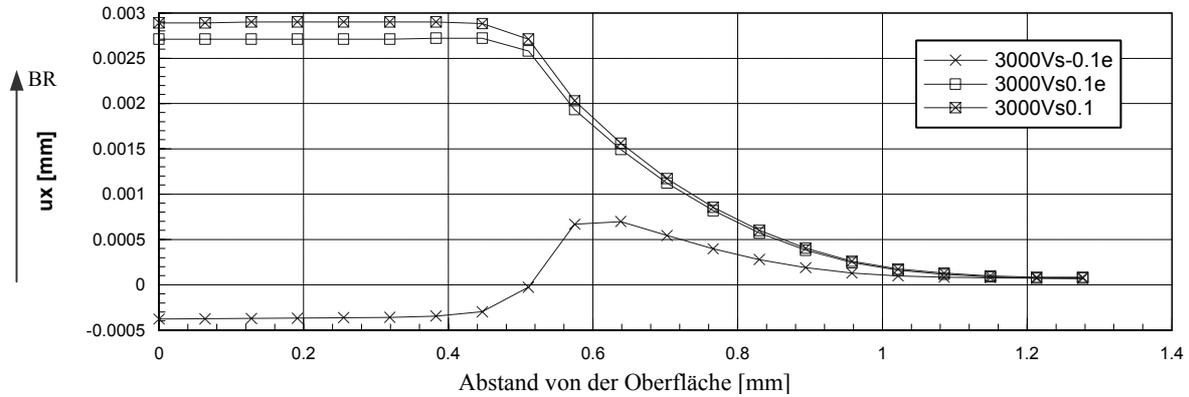


Abb. 107 Endverschiebung nach 10 Belastungszyklen im 2D-Modell; Hertzische Pressung 3000MPa; 31CrMoV9 mit Vs; „e“ mit Eigenspannungen; $\mu_r = [-0,1; 0,1]$; Verschiebung in BR

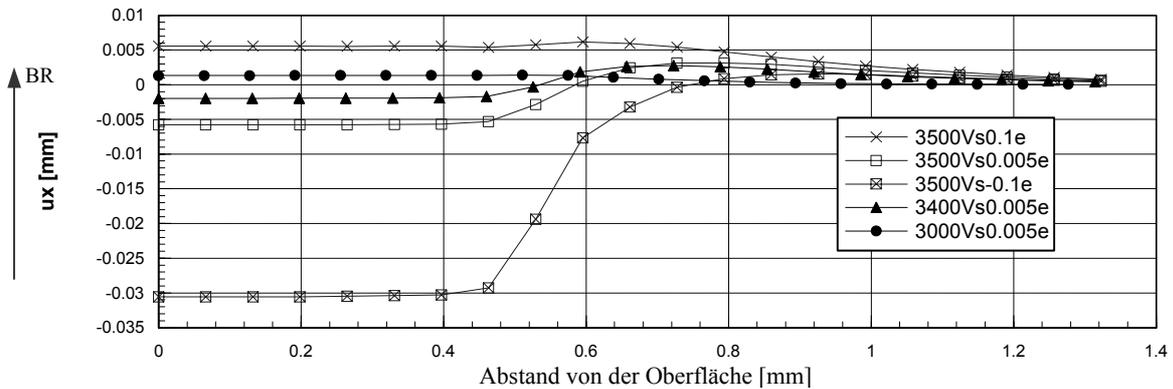


Abb. 108 Endverschiebung nach 10 Belastungszyklen im 2D-Modell; Hertzische Pressung 3000MPa, 3400MPa, 3500MPa; 31CrMoV9 mit Vs; „e“ mit Eigenspannungen; $\mu_r = [-0,1; 0,005; 0,1]$; Verschiebung in BR

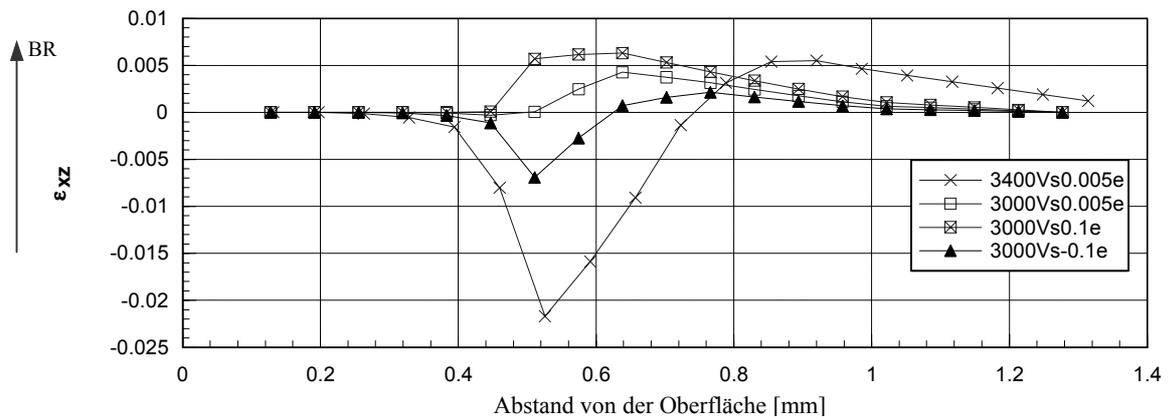


Abb. 109 Scherung für verschiedene Belastungen $p_H = [3000; 3400]$ im 2D-Modell und Reibungskoeffizienten $\mu_r = [-0,1; 0,005; 0,1]$

Der Vergleich der Scherwerte aus visueller Ermittlung an den belasteten Proben und den Ergebnissen der FEM-Rechnung belegt eine ausreichende Übereinstimmung in 1. Näherung. Es ist dabei zu berücksichtigen, dass die einfachen Werkstoffmodelle (multikinematische Festigkeitshypothese) nur begrenzt das komplexe Werkstoffverhalten unter zyklischer Beanspruchung widerspiegeln können. Im vorliegenden Fall tritt eine zusätzliche zyklische Entfestigung auf, die in Summe zu höheren Scherungswerten führt.

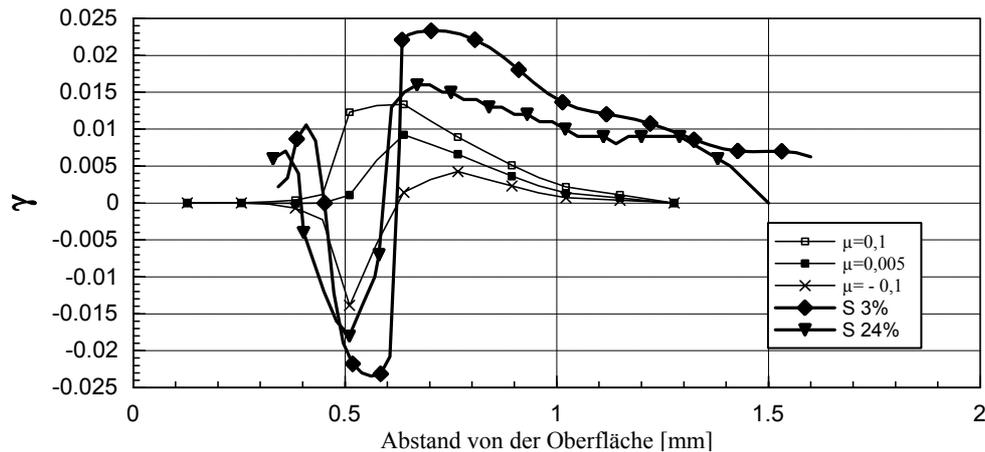


Abb. 110 Vergleich zwischen den Scherungswerten aus der visuellen Auswertung der Querschliffe (Schlupf und Überrollzyklen) und den FEM-Ergebnissen (3D-Modell) für unterschiedliche Reibungskoeffizienten; alle für $p_H=3000\text{MPa}$ am ZF-Rollenprüfstand

Es wurde auch der Frage nachgegangen, ob das Modell lokal bezogen richtige Aussagen zum plastischen Dehnungsverhalten gibt. Dies konnte im wesentlichen durch den Vergleich von Differenzen zwischen Ausgangs- und Endhärteiefekurve und plastischen Dehnungsanteilen der FEM-Ergebnisse nachgeprüft werden. Die Varianten X38CrMoV5.1 / N2 und 31CrMoV9 / Vs zeigen im Vergleich von Abb. 111 und Abb. 112, dass der lokale plastische Bereich dem Bereich der Härtesteigerung entspricht. Beim Vergleich der beiden Materialvarianten ist andererseits der Einfluss der Kernfestigkeit auf das Verfestigungsverhalten zu sehen. So verfestigt der 31CrMoV9 mit geringerer Kernhärte tiefer und schneidet den Härteiefenverlauf vom X38CrMoV / N2 im Übergang vom unverfestigten zum verfestigten Bereich.

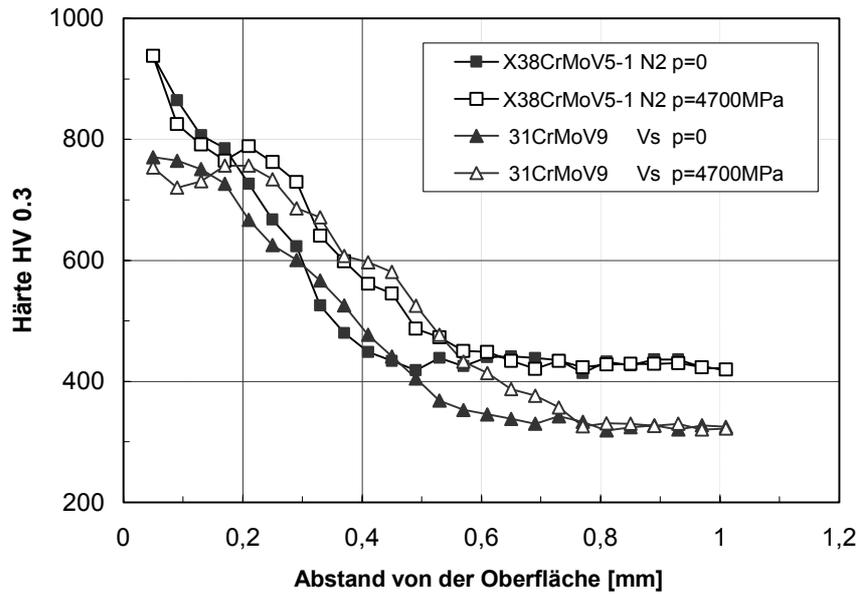


Abb. 111 Verfestigung des beanspruchten Materials für geprüfte Proben am Zweiseibenprüfstand

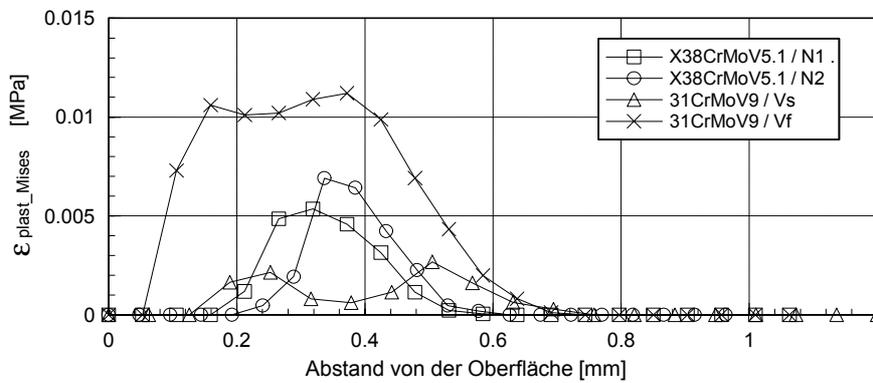


Abb. 112 FEM-Ergebnis: plastischer Dehnungsanteil am Zweiseibenprüfstand für eine Belastung von 4700MPa

6 Schlussfolgerungen und Vergleich

6.1 Einfluss der Nitrierschicht auf die Wälzfestigkeit

Die Nitrierschicht ist eine Gradientenschicht, in der die Festigkeit und Härte stetig vom Auslauf der Nitrierschicht bis zum Rand zu nehmen. Die maximale technologisch-sinnvolle Nitrierhärte tiefe ist 0,5mm. Wird diesem Härteverlauf eine aus einer Wälzkontaktbelastung resultierende Spannungsverteilung gedanklich überlagert, ist festzustellen, dass das Spannungsmaximum der Belastung im Auslaufbereich liegt oder zumindestens nicht im Festigkeitsmaximum der Nitrierschicht zu finden ist. Die Forschungsarbeit ging deshalb der Frage nach, wie sich diese auf dem ersten Blick nicht bestmögliche Konfiguration von Funktionsschicht und Beanspruchung auf die Beanspruchbarkeitskenngröße - die Wälzfestigkeit auswirkte. Im Ergebnis fand sich ein sehr positiver Aspekt. Die Gradientenschicht besitzt nicht nur selbst eine hohe Festigkeit, sondern erhöht zusätzlich deutlich die Belastbarkeit der (bezüglich des Nitrierens) leicht veränderten und der unveränderten Matrix. Das ließ sich einerseits durch den Vergleich von lokalen Streckgrenzen und berechneten Spannungswerten belegen und andererseits durch die großen, plastischen Dehnungen bei Belastungen auf dem Wälzfestigkeitshorizont feststellen, die nicht zu einer Schädigung führten.

Die Literatur wie auch die Versuchsergebnisse zeigen einen klaren Zeitfestigkeitscharakter der Wälzfestigkeit auf, der durch die unterschiedlichen Formen der irreversiblen Gefügeveränderungen und die unterschiedlich festgelegten Grenzyklenzahlen für Wälzfestigkeitshorizonte zum Ausdruck kommt. Um den positiven Einfluss einer Gradientenschicht vollständig auszunutzen, ist die Darstellung des signifikanten Schädigungsprozesses notwendig. Für Wälzkontakte, deren Spannungstiefenverläufe die Streckgrenzentiefenverläufe (Bezug zu Gradientenschichten) überschreiten, ist nach Auswertung der Ergebnisse eine quantitative Beschreibung der plastischen Dehnungen notwendig. Im untersuchten Fall überschritt der Spannungstiefenverlauf den approximierten Streckgrenzentiefenverlauf in einer Tiefe von 0,2-0,3mm bei einer Nitrierhärte tiefe von 0,5mm. Die quantitative Beschreibung ist jedoch aufgrund der komplexen Wirkung der zyklischen Beanspruchung mit Ent- und Verfestigungsprozessen über den gesamten Lebenszyklus nur bedingt möglich. Der Verfestigungsprozess beruht in erster Linie auf den wachsenden Dehnungen durch das Ratcheting. Untersuchungen zum Ratcheting wie auch die Auswertung der Verfestigung und bleibenden Verschiebung weisen hierbei auf eine logarithmische Beschreibung dieses Prozesses hin. Als Entfestigungsmechanismen sind die gemessenen, deutlichen Texturen zu verstehen.

Nach den FEM-Rechnungen haben die „resistenten“ Druckeigenstressungen der Nitrierschicht durch die Absenkung der Ratchetingschiebung einen positiven Einfluss. Jedoch wird der gesamte Eigenstresszustand der Probe durch die plastischen Deformationen deutlich verändert, in deren Folge erhöhte Druckeigenstressungen im unteren Bereich der Nitrierschicht erzeugt werden

6.2 Wälzfestigkeit und Ratcheting

Bei der Diskussion zur Beschreibung der Wälzfestigkeit wurde deutlich, dass eine vertiefte Suche nach der „richtigen“ Vergleichsspannungshypothese in der derzeitigen Forschungsphase in den Hintergrund gerückt werden musste. Der Unterschied zwischen Schubspannungs- und Gestaltsänderungsenergiehypothese war gering gegenüber der Differenz zwischen der mit Hilfe der Hypothesen berechneten Wälzfestigkeit und der vorliegenden Belastbarkeit. Auch die Einführung eines hydrostatischen Spannungsanteils in die Berechnungsvorschrift führt nicht weiter, wenn Dauerfestigkeitskennwerte aus Biege- und Torsionsversuchen als Eckdaten für die Berechnung genutzt werden.

Es erscheint aufgrund der Vielzahl von widersprüchlichen Aussagen durch experimentelle Befunde ein weiterer Einfluss vorzuliegen, der je nach Belastung und Zyklenzahl zu den beobachteten Gefügeveränderungen führt. Verwiesen sei dabei auf die Darstellungen von Voskamp (S. 65-79 [34]) und Kloos, Broszeit, Zwirlein, Schlicht, Hähl u.a. [29, 33, 95] und Swahn u.a. [37].

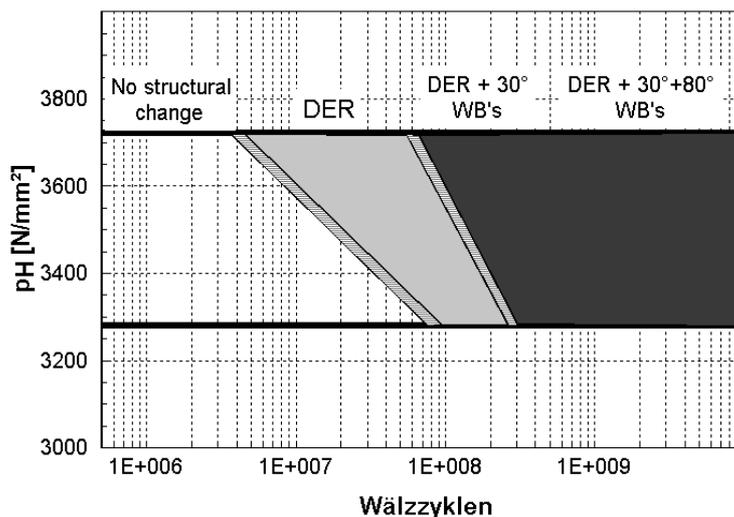


Abb. 113 Mikro- und makrostrukturelle Veränderungen für einen Wälzkörper aus 100Cr6; nach [37]

Aus den Versuchsergebnissen ist ableitbar, dass diese belastungs- und zyklenzahlabhängige Größe zumindest für duktile Bereiche die Ratchetingdehnung bzw. -schiebung ist.

Für einsatzgehärtete Proben und gehärtete Proben aus 100Cr6 ist trotz der hohen Verfestigungstiefe eine Deutung der veränderten Versetzungsverteilung und der spannungs- bzw. deformationsinduzierten Kohlenstoffdiffusion in Richtung eines Ratchetingeinflusses möglich. Dem steht ein anderer Einfluss gegenüber, der die Wirkung des Ratcheting durchaus überdecken kann. Dieser Einfluss ist der Abbau des Restaustenits bei Belastungen auf dem Niveau der Wälzfestigkeit.

6 Schlussfolgerungen und Vergleich

Für die Beschreibung des Lebenszyklus nach Voskamp ergeben sich für nitrierte Gradientenschichten qualitativ gleichwertige Strukturen, wie sie in der nachfolgenden Tabelle wiedergegeben sind. Die Stabilitätsphase ist jedoch für beide Varianten als Abschnitt mit irreversiblen Veränderungen auf niedrigem Niveau zu verstehen. Bei genauer Begutachtung der Ergebnisse von [32] wird die kontinuierliche Werkstoffveränderung offensichtlich. Die Erzeugung und Vergrößerung der „dark etching region“ (DER), „low angle bands“ (LAB, weiße Bänder mit geringem Kippwinkel zur Oberflächentangenten = 30°) und „high angle bands“ (HAB, weiße Bänder mit großem Kippwinkel zur Oberflächentangenten = 80°) korreliert mit dem Logarithmus der Zyklenzahl (Abb. 113). Die Zunahme der „DER“ zeigt eine Erhöhung der Versetzungsdichte an und deutet wiederum in Richtung des Ratchetings.

In der folgenden Tabelle sind die Phasen bei Wälzermüdung aufgeführt.

Tabelle 17 Charakteristiken der Phasen bei Wälzermüdung

	nitriert	Einsatzgehärtet
1. Einlaufphase	Veränderung der Kontaktgeometrie: erhöhte irreversibel Veränderungen: - plastische Verformungen - Versetzungsstruktur bilden (Textur) - Eigenspannungen	Veränderung der Kontaktgeometrie; erhöhte irreversibel Veränderungen: - Restaustenit (RA) umwandeln: -->Verfestigung, -->Eigenspannungen
2. Stabilitätsphase	Ratcheting: - Bildung der „dark etching regions,“ (DER) - zunehmende Dehnung der elastischen Bereiche - Texturverstärkung - Mikroanrisse - Verfestigung / Entfestigung	- teilweises Ratcheting: - Bildung von DER und WB - zunehmende Dehnung der elastischen Bereiche - Texturbildung - Mikroanrisse - Verfestigung / Entfestigung
3. Ausfallsphase	- wachsende und neue Mikroanrisse z.B. im Korngrenzenbereich -> Pittings oder Graufleckigkeit	- RA umwandeln - DER und WB nehmen weiter zu - wachsende und neue Mikroanrisse ->Pittings

6.3 FEM – Modell und Praxis

Für die Überprüfung und Konfiguration einer gradierten Randschicht ist es in der Praxis meist nicht möglich, langwierig Fließkurven für eine Gradientenschicht zu bestimmen. Darum ist es wichtig, eine Methode anzubieten, die trotz gewisser Differenzen zu realen Werten eine ausreichend genaue Annäherung ermöglicht. Durch den Vergleich von Werten aus experimentellen Untersuchungen mit den Streckgrenzenwerten nach der Beziehung von Studman (Formel (50) auf Seite 92) kann gesagt werden, dass die Beziehung auch für nitrierte, gradierte Randschichten verwendet werden kann.

In der Modellerstellung konnte zusätzlich das Kontaktproblem umgangen werden, da die gradierte Randschicht trotz plastifizierter Matrix eine ausreichende Verwendung der Hertzchen Lösung für die Belastungsverteilung ermöglicht. Die Belastung ist deshalb durch

Kräfte oder Flächenlasten nach der Lösung von Hertz ersetzbar, womit eine deutliche Verringerung der Rechenzeit bei gleich hoher Güte des Berechnungsergebnisses möglich ist. Der Gültigkeitsbereich für die Anwendung der Hertzischen Lösung und die Belastungsgrenze bedingen sich in diesem Fall gegenseitig. Plastifiziert die Matrix zu stark unter der gewählten Belastung, ist zwar die Lösung nach Hertz nicht mehr gültig, aber das Modell sagt auch aus, dass die Beanspruchungsgrenze für Kurzzeitversagen bei Wälzbeanspruchung ebenfalls überschritten ist. Die qualitative Aussage ist in diesem Falle ausreichend.

In dem Modell ist nur eine tendenzielle Übertragung des Schlupfes aus dem Wälzkontakt möglich. Dies geschieht über die Veränderung des Reibungskoeffizienten. Deshalb wurden auch Reibungskoeffizienten verwendet, die in der Praxis nicht auftreten. Angenommen wurde, dass mit der Steigerung des Schlupfes die Wirkung der Reibung erhöht wird.

Die komplexen Veränderungen der Fließeigenschaften durch die zyklischen elastisch-plastischen Dehnungshysteresen sind nur bedingt durch die einfachen multikinematischen Festigkeitshypothesen innerhalb der FE-Programme widerspiegelbar. Das Erreichen eines Endzustandes nach 10 Belastungszyklen war deshalb nicht unerwartet. Trotzdem geben die Ergebnisse einen Rückschluss auf die Gesamtdehnung unter Belastung, in die die Ratcheting-schiebung einfließt. Zur experimentellen Ratchetingschiebung konnte eine Übereinstimmung in 1. Näherung festgestellt werden. Andererseits ist das stabile Verhalten des Modells nach 10 Zyklen nicht als Wälzfestigkeitskriterium zu bewerten, sondern es muss ein Vergleich der ertragbaren Dehnungen mit den berechneten Dehnungen stattfinden. Vergleichsgrößen sind aus LCF-Versuchen zu gewinnen. Untersuchungen in diese Richtung müssen jedoch noch erfolgen.

Die gewählte FE-Modellbeschreibung reagiert auch sensitiv auf die Belastungsgrenze für das Kurzzeitversagen. Für die Ermittlung muss iterativ vorgegangen werden. Es müssen mehrere Belastungsstufen (z.B. Stufenabstand $\Delta p_H=100\text{MPa}$) berechnet werden. Danach werden die Resultate bewertet. Steigen für eine Belastungsstufe die plastischen Dehnungen überproportional an, ist die Belastung für Kurzzeitversagen erreicht. Auf dieser Belastungsstufe sollte das Modell auch deutlich sensitiver auf eine Veränderung des Reibungskoeffizienten reagieren.

Dieses iterative Verfahren kann perspektivisch auch als Optimierungsverfahren genutzt werden. Zum Beispiel wird dann für eine bestimmte Wälzpaarung mit bekannten Kräften die Kontaktgeometrie wie auch die notwendige Gradientenrandschichtstärke spezifisch optimiert.

6.4 Zusammenfassung und Ausblick

Eine optimale Randschichtbehandlung für ein wälzbeanspruchtes Bauteil zu gewährleisten, heißt, eine ausreichende Verfestigungstiefe für das oberflächenferne Belastungsmaximum festzulegen. Anhand der Versuchsergebnisse ist festzustellen, dass eine Gradientenschicht neben den bekannten Effekten eine höhere Belastbarkeit des Grundmaterials ermöglicht. Die erhöhte Belastbarkeit wird zum Beispiel an den metallografisch nachgewiesenen, hohen plastischen Verschiebungen deutlich, die nicht zu einer Schädigung innerhalb der Prüfzyklen führten. Der Einfluss dieser plastischen Verschiebungen aus dem Ratchetingprozess muss jedoch bei Wälzfestigkeitsprognosen berücksichtigt werden. Bei genauer Sichtung anderer experimenteller Arbeiten sind im Grenzbereich der Wälzfestigkeit fast immer Ratchetingvor-

gänge auszumachen, d.h. auch innerhalb einer allgemeinen Wälzfestigkeitsbeziehung ist das Ratcheting zu berücksichtigen. Schlupf und Reibungskräfte (nach dem FE-Modell) besitzen einen signifikanten Einfluss auf das Ratcheting. Mit Erhöhung des Schlupfes oder der Reibung wächst das Ratcheting.

Die Verfestigung wie auch die Ratchetingsumme korrelieren relativ gut mit dem dekadischen Logarithmus der Belastungszyklen. Dies belegten auch die Ratchetingversuche an den LCF-Proben und der danach gebildeten Funktion (53).

$$(53) \quad \varepsilon_{r,n} = \sum_{i=1}^n \varepsilon_i = \varepsilon_{st,\sigma} \cdot \frac{\lg n}{\lg n_{st,\sigma}}$$

$\varepsilon_{st,\sigma}$ - aufgelaufene Ratchetingdehnung bei Erreichen des steady-state-Bereiches für eine konstante Spannung σ_m und σ_a

$n_{st,\sigma}$ - notwendige Zyklenzahl zum Erreichen des steady-state-Bereiches

n - vorliegende Zyklenzahl

Unter den Bedingungen des Wälzversuches wird durch die Kaltverfestigung des Übergangsbereiches von der Gradientenschicht zur unbehandelten Matrix nach und nach ein Ratcheting der tieferliegenden Bereiche hervorgerufen, weil jedoch belastungsferner auch in geringerem Maße.

Die Wälzfestigkeitsuntersuchungen und die FE-Modellrechnungen belegen ein Zusammenwirken von Schiebungsamplituden und Ratchetingschiebung auf die Wälzfestigkeit. Die Begrenzung des Lebenszyklus folgt somit einer Funktion, in der der Maximalwert der zyklischen Schiebung ε_{xz} gegen eine kritische Schiebung gesetzt wird entsprechend Beziehung (28). Die kritische Dehnung wird durch die Schädigungsprozesse „X“ infolge reversierender, plastischer Dehnungen (bzw. Schiebungen) und durch die vorliegende Ratchetingschiebung „ $\varepsilon_{xz,Ratcheting}$ “ verringert (Beziehung(29)).

$$(28) \quad \varepsilon(n)_{xz,krit.} > \max |\varepsilon_{xz}| \Rightarrow \text{zyklenabh. Wälzfestigkeit}$$

n – Anzahl der Zyklen

$$(29) \quad \varepsilon(n)_{xz,krit.} = f(X, \varepsilon_{xz,Ratcheting}) \quad \left| \quad \varepsilon_{xz,Ratcheting} = \sum_{i=1}^n \varepsilon_{xz,rat.,i} \right.$$

Bei der Bereitstellung von kritischen Schiebungs- bzw. Dehnungswerten sind Ergebnisse aus LCF-Untersuchungen zu nutzen, da diese Beanspruchung bezüglich der Dehnungen und der zyklischen Belastungsstruktur der Wälzbeanspruchung am nächsten kommen.

Die Untersuchungen zeigten, dass die Dehnungen und Schiebungen unter Belastung und die Ratchetingschiebung nach 10^7 Zyklen durch die einfachen FE-Modelle angenähert wiedergegeben werden. Perspektivisch ist damit eine notwendige Berechnungsgrundlage für die Beziehung (28) vorgezeichnet. Die benötigten Dehngrenzenwerte (auch für den inneren Teil der Nitrierschicht) können über eine Korrelation aus den HV0,3-Härtewerten nach Formel (50) (Seite 92) ermittelt werden.

7 Anhang

7.1 Formelzeichen

a, b	halbe Kontaktlängen der Ellipse der Hertzschen Pressung
c^*	Koeffizienten für das Modell nach Jiang und Sehitoglu
$c^{(i)}$	
d	Vergleichswert für Wälzfestigkeit nach Dang Van
F_{zz}	Kraft in Stauchrichtung bei Stauchversuch
h_0	Ausgangshöhe der Probe im Stauchversuch
h_{st}	gestauchte Höhe im Stauchversuch
l_{st}	gestauchte Länge im Stauchversuch
L	Anstieg des elastischen Bereiches in der Ramberg-Osgood-Beziehung
k_e	Schergrenze (Torsion)
K_N	Nitrierkennzahl
K_O	Oxidationskennzahl
p_H	Hertzsche Pressung
r	Radius einer Probe
r^*	Koeffizienten für das Modell nach Jiang und Sehitoglu
$r^{(i)}$	
R_e	Streckgrenze (Zug)
$R_{p0,2}$	Streckgrenze mit plastischer Restdehnung von 0,2%
S	Schlupf
T	absolute Temperatur in Kelvin
$T_{p0,4}$	Scherfließgrenze im Torsionsversuch mit plastischer Scherung $\gamma_{plast.}$ von 0,4%; wobei berücksichtigt ist, dass $\epsilon_{xz} = \frac{1}{2} \gamma_{xz}$
t	Prozeßzeit
v_w	Traversengeschwindigkeit
\tilde{S}	Spannungstensor
$\tilde{\alpha}$	Shifttensor, beschreibt die Verschiebung des Fließkörpers im Spannungsraum
δ	Verschiebungsamplitude
λ_S	Relativwert für den elastischen Shakedown
τ	Schubspannungen
τ_d	Dauerfestigkeit für Torsion
σ_{d_B}	Dauerfestigkeit für Biegung
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	Hauptspannungen
σ_p	hydrostatischer Spannungsanteil
μ_r	Reibungskoeffizient
γ_r	Ratchetingrate (als Verzerrung)
γ_{xz}	Verzerrung in der xz-Ebene
ϵ_{xz}	Schiebung in der xz-Ebene
$\epsilon_x, \epsilon_y, \epsilon_z$	Dehnungen
$\epsilon_{xy}, \epsilon_{yz}, \epsilon_{xz}$	Schiebungen
γ	Scherung bzw. Verzerrung

7.2 Wichtige Abkürzungen

technologische Bezeichnungen

Nht	Nitrierhärte t iefe
Eht	Einsatzhärte t iefe
Vf	Nitrieren ohne Bildung einer Verbindungsschicht (V erbindungsschicht f rei)
Vs	Nitrieren mit Bildung einer V erbindungsschicht

Hypothesen

GEH	G estaltänderungsenergie h ypothese nach Mises, auch orthogonale Schubspannungshypothese
SH	S chubspannung h ypothese nach Tresca
KH	K inematische Festigkeits h ypothese, Beschreibung der Verschiebung der Festigkeitsgrenzfläche (3D-Spannungsraum) unter zyklischen entgegengesetzten Belastungen; Beschreibung der Grenzfläche variabel, durch GEH, SH oder Drucker-Packer, ebenso Ent- und Verfestigungsverhalten

geometrische Bezüge

x, y, z	Koordinaten, x – parallel zu Wälzrichtung, y – senkrecht Wälzrichtung auch axial zur Rotationsachse, z – Normale zur Oberfläche; vgl. Abb. 1 auf Seite 4
WR	W älzrichtung im Sinne der Definition aus der Umformung, auch Rotationsrichtung der Walzen
BR	B elastungsrichtung, d.h. Verschiebungsvektor der Belastung im Bezug zum belasteten Körper; ist der WR entgegengesetzt

Phasen, Gefüge und metallografische Bezeichnungen

RA	R estaustenit bei einsatzgehärteten Proben
DER	D ark etching r egion; Materialveränderung unter Wälzbeanspruchung; eine erhöhte Versetzungsdichte verstärkt die Anätzbarkeit mit Salpetersäure; auch als DEA (... area) benannt
WER	W hite etching r egion; Materialveränderung unter Wälzbeanspruchung; kohlenstoffarme Ferritbänder, die von einer kohlenstoff- und karbidreichen Matrix umgeben sind; geringe Anätzbarkeit mit Salpetersäure; auch als WEA (... area) benannt
WB	Weiß e Bänder (engl.: w hite b ands); entspricht WER
HAB	H igh angle b ands; WER mit großem Winkel zur Parallelen der Oberflächentangente
LAB	L ow angle b ands; wie HAB nur mit kleinem Winkel; liegen unter den Bereich der HAB

allgemeines Werkstoffverhalten

SD	S pannung s differenzen-Effekt; Unterschied im Fließverhalten unter Zug- und Druckbelastung
----	---

7.3 Fotos

Abb. 114 Beanspruchte Nitrierschicht:
3% Schlupf und 10^2 Wälzzyklen;
geätzt mit Pikrinsäure;
Vergrößerung 50:1

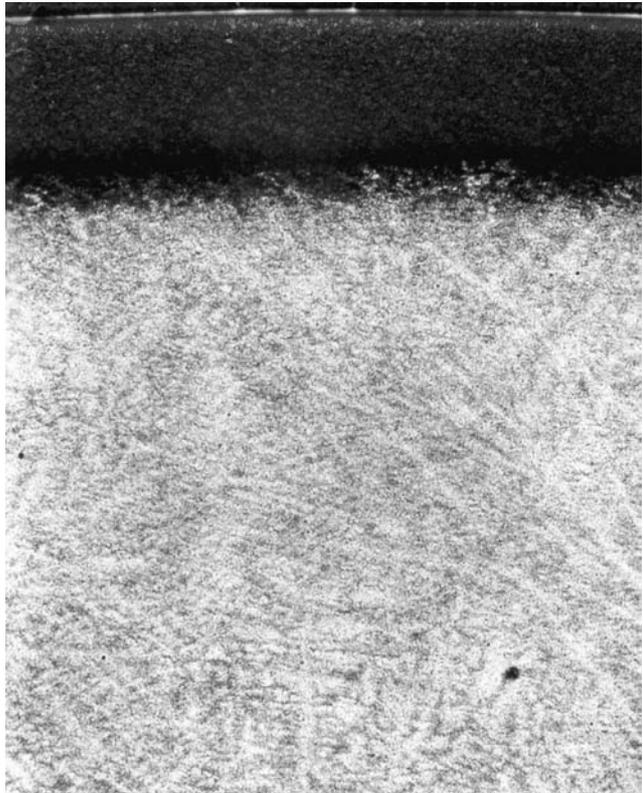


Abb. 115 Beanspruchte Nitrierschicht:
3% Schlupf und 10^3 Wälzzyklen;
geätzt mit Pikrinsäure;
Vergrößerung 50:1

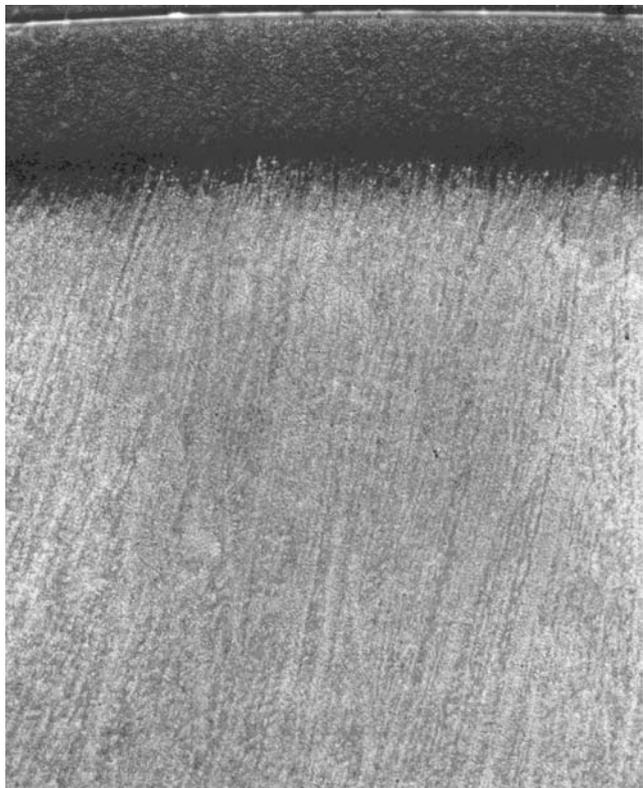


Abb. 116 Beanspruchte Nitrierschicht:
3% Schlupf und 10^4 Wälzzyklen;
geätzt mit Pikrinsäure;
Vergrößerung 50:1

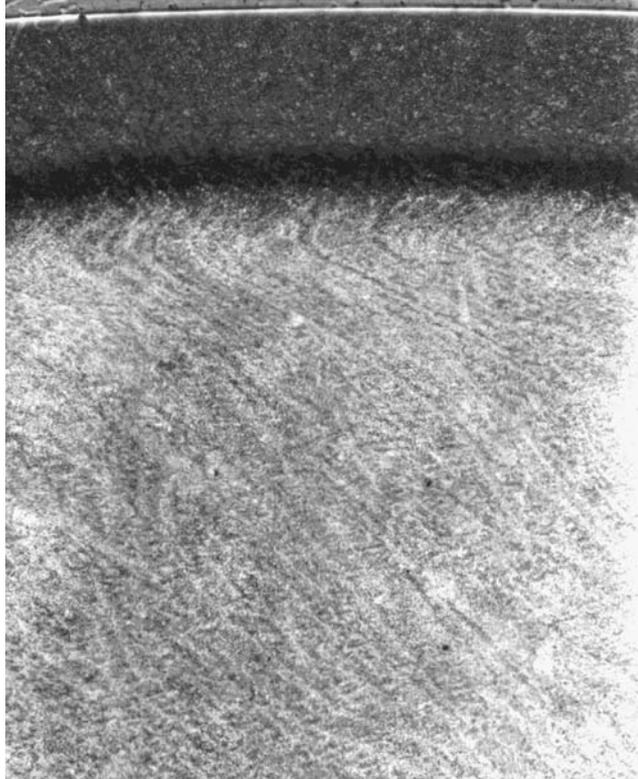


Abb. 117 Beanspruchte Nitrierschicht:
3% Schlupf und 10^5 Wälzzyklen;
geätzt mit Pikrinsäure;
Vergrößerung 50:1

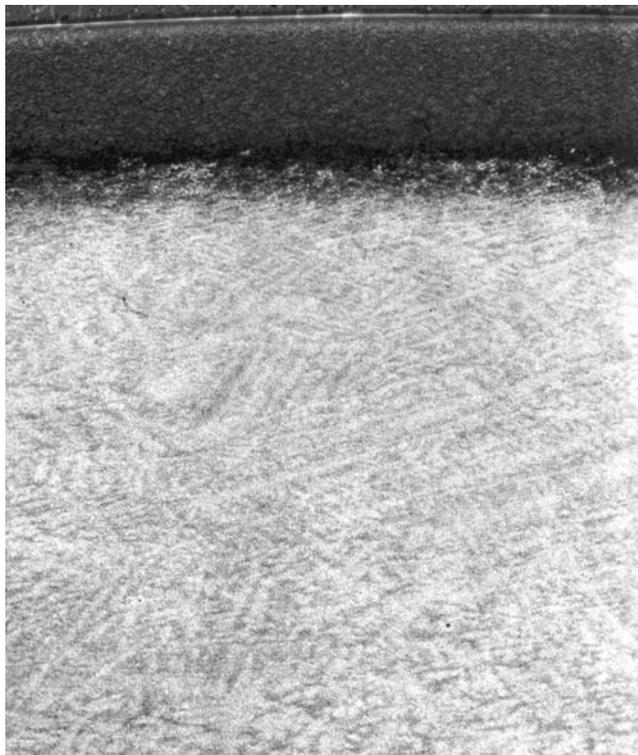


Abb. 118 Beanspruchte Nitrierschicht:
3% Schlupf und 10^6 Wälzzyklen;
geätzt mit Pikrinsäure;
Vergrößerung 50:1

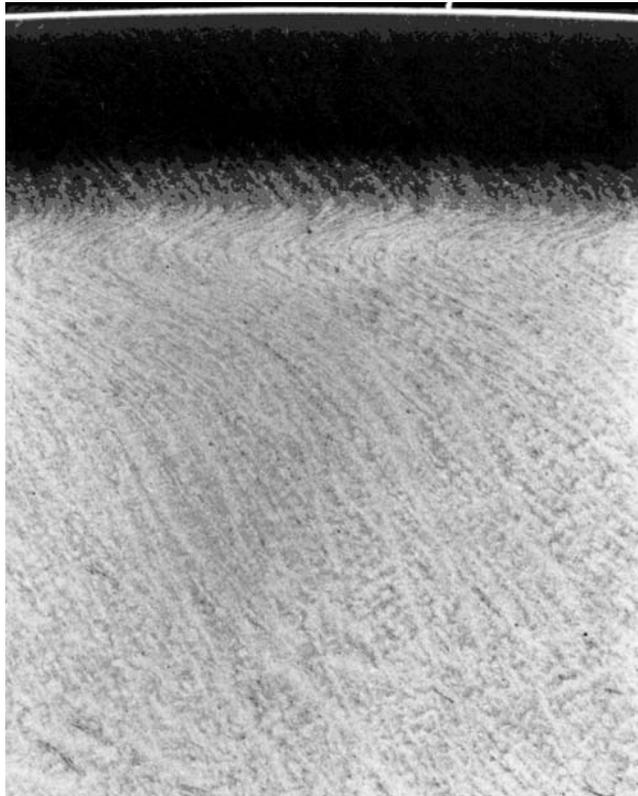


Abb. 119 Beanspruchte Nitrierschicht:
3% Schlupf und 10^7 Wälzzyklen;
geätzt mit Pikrinsäure;
Vergrößerung 50:1

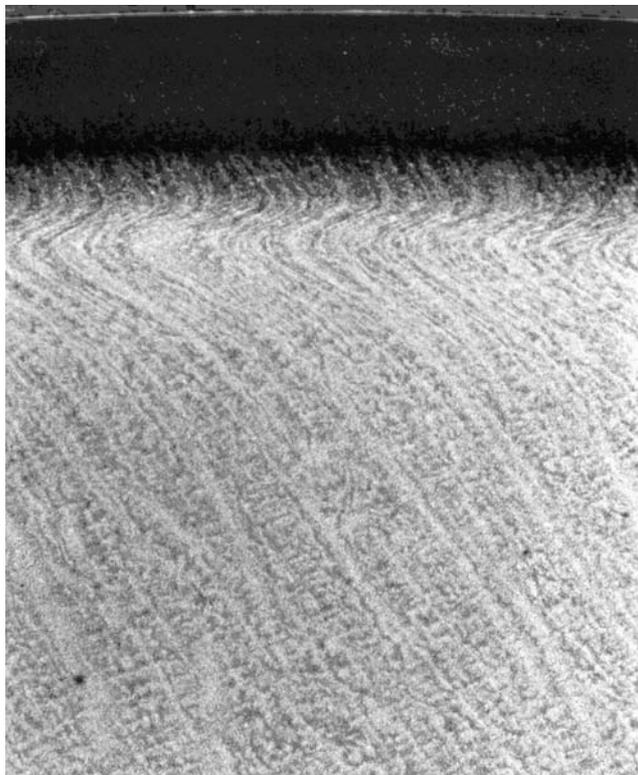


Abb. 120 Beanspruchte Nitrierschicht:
24% Schlupf und 10^2 Wälzzyklen;
geätzt mit Pikrinsäure;
Vergrößerung 50:1

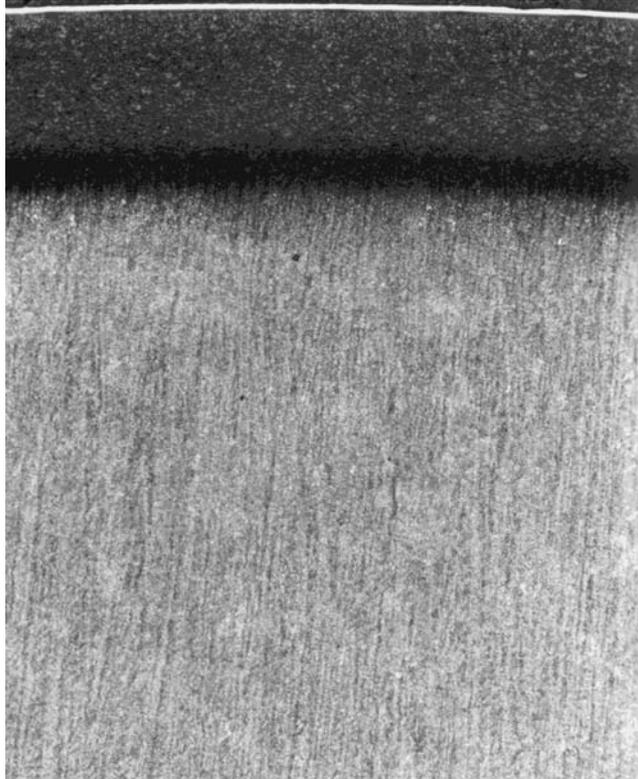


Abb. 121 Beanspruchte Nitrierschicht:
24% Schlupf und 10^3 Wälzzyklen;
geätzt mit Pikrinsäure;
Vergrößerung 50:1

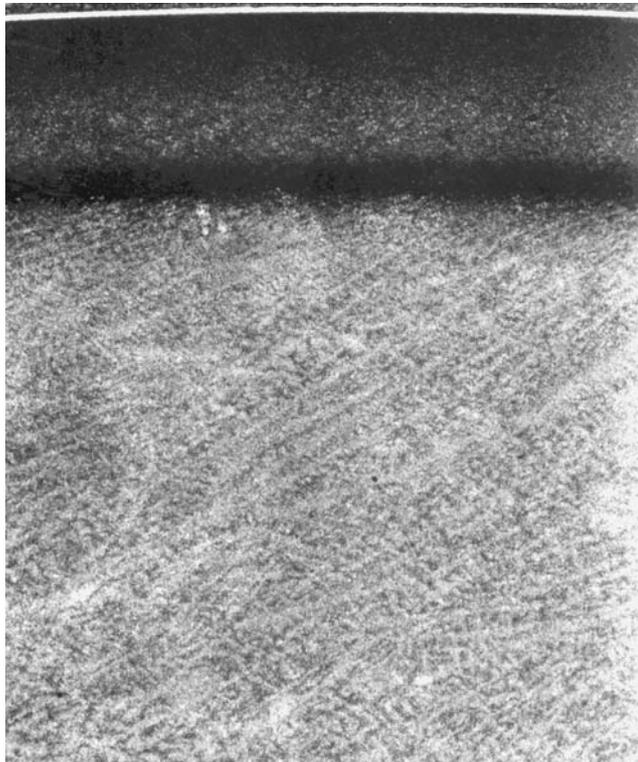


Abb. 122 Beanspruchte Nitrierschicht:
24% Schlupf und 10^4 Wälzzyklen;
geätzt mit Pikrinsäure;
Vergrößerung 50:1

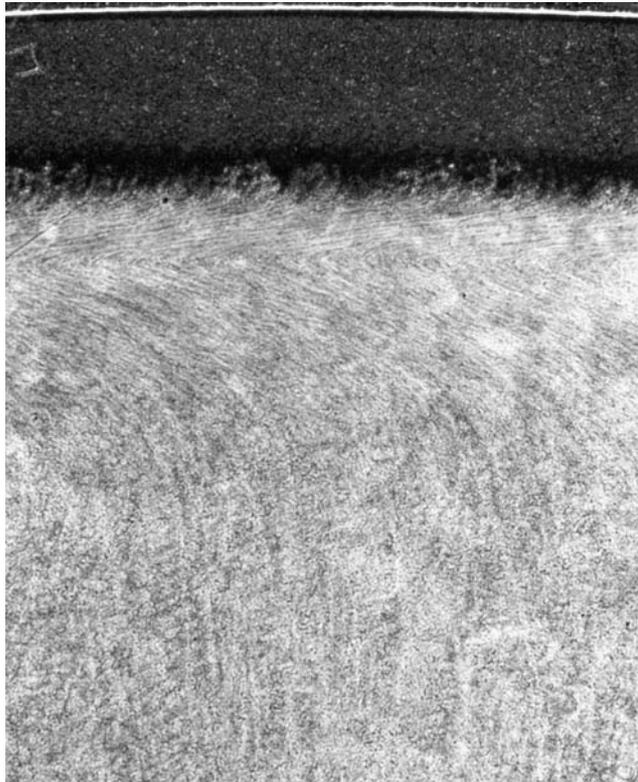


Abb. 123 Beanspruchte Nitrierschicht:
24% Schlupf und 10^5 Wälzzyklen;
geätzt mit Pikrinsäure;
Vergrößerung 50:1

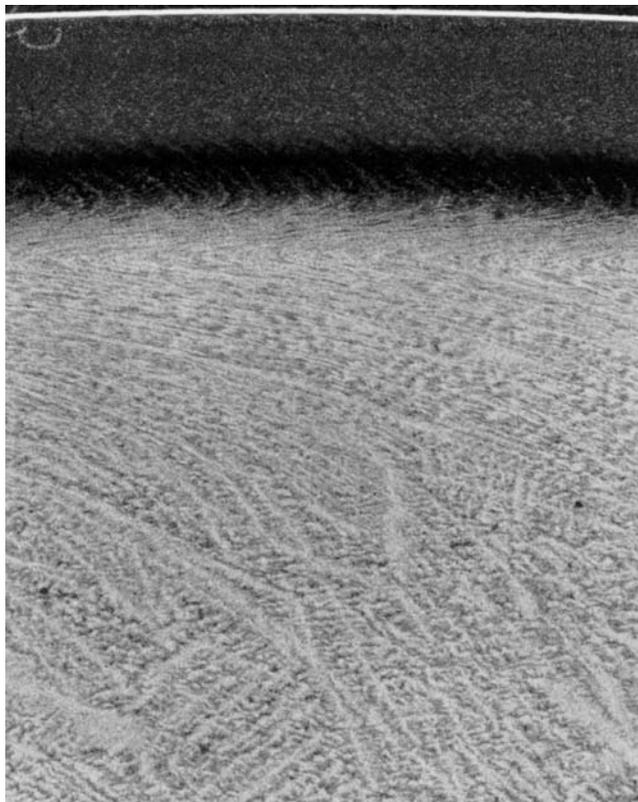


Abb. 124 Beanspruchte Nitrierschicht:
24% Schlupf und 10^6 Wälzzyklen;
geätzt mit Pikrinsäure;
Vergrößerung 50:1

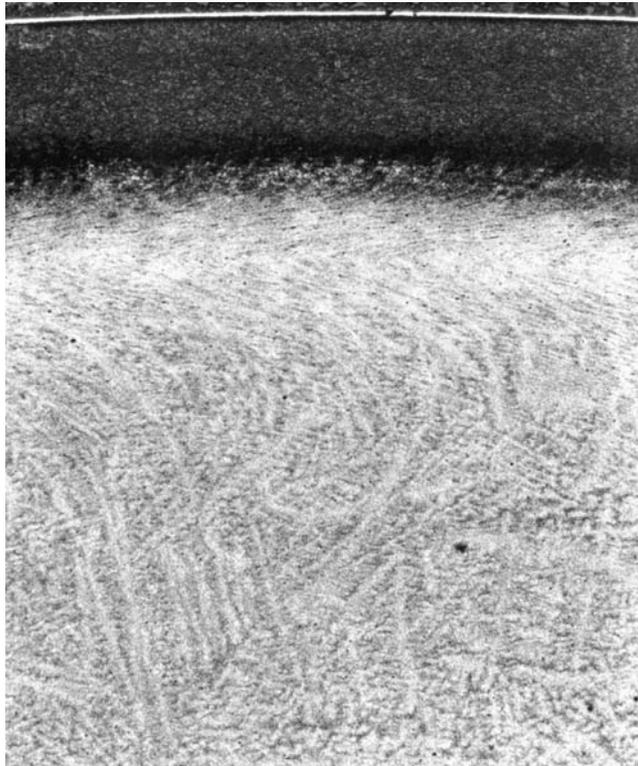
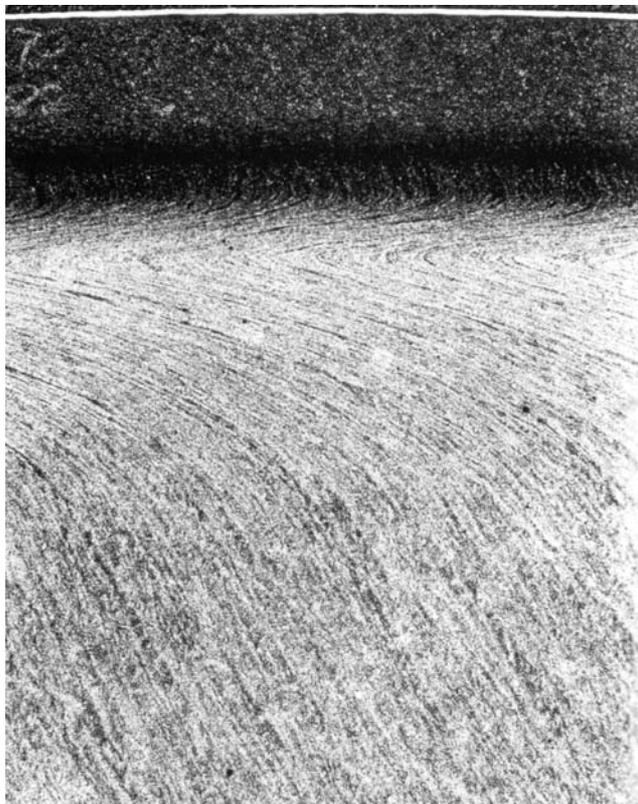


Abb. 125 Beanspruchte Nitrierschicht:
24% Schlupf und 10^7 Wälzzyklen;
geätzt mit Pikrinsäure;
Vergrößerung 50:1



7.4 Literatur

- [1] Keck, K.F.: *Über die Beanspruchungsvergleichswerte bei Geradzahnstirnrädern*, ATZ, 1950, Heft 1, S.8.
- [2] ISO 281/1-1977: *"Rolling Bearings-Dynamic load rating and rating life - part 1: Calculation methods"*.
- [3] Hertz, H.: *Über die Berührung fester elastischer Körper*, Z. reine und angewandte Mathematik, No. 92, 1882, S.156-171.
- [4] Smith, J.O.; Liu, C.K.: *Stresses due to tangential and normal loads on an elastic solid with application to some contact stress problems*, Journ. of appl. mechn., 1953 Juni, S.157-166.
- [5] Hill, R.: *The Mathematical Theory of Plasticity*, Oxford University Press, London, 1967, S.128-160.
- [6] Akyuz, F.A.; Merwin, J.E.: *Solution of nonlinear problems of elastoplasticity by finite element method*, AIAA Journal, Oktober 1968, No. 10, S.1825-1831.
- [7] Hardy, C.; Baronett, C.N.; Tordion, G.V.: *The elasto-plastic indentation of a half-space by a rigid sphere*, International Journal for numerical methods in engineering, Vol. 3 (1971), S.451-462.
- [8] Olver, A.V.; Cole, S.J.; Sayles, R.S.: *Contact stresses in nitrided steels*, Thin Films in Tribology, Tribology series, Vol.25, Elsevier 1993, S.71-80.
- [9] Broszeit, E.; Adelman, J.; Zwirlein, O.: *Einfluss von Eigenspannungen auf die Werkstoffanstrengung in Wälzbeanspruchten Bauteilen*, Z. Werkstofftech. 15, 1985, S.19-24.
- [10] Tian, H.; Saka, N.: *Finite element analysis of an elastic-plastic two-layer half-space: sliding contact*, Wear 148 (1991), S.261-285.
- [11] Komvopoulos, K.: *Finite element analysis of a layered elastic solid in normal contact with a rigid surface*, Journal of Tribology, Juli 1988, Vol. 110, S.477-485.
- [12] Gupta, P.K.; Walowit, J.A.: *Contact stresses between an elastic cylinder and a layered elastic solid*, Journal of lubrication technology, April 1974, S.250-257.
- [13] Kennedy, F.E.; Ling, F.F.: *Elasto-plastic indentation of a layered medium*, Journal of Engineering Materials and Technology, April 1974, S. 97-103.
- [14] Komvopoulos, K.: *Elastic-plastic finite element analysis of indented layered media*, Journal of Tribology, Juli 1988, Vol. 111, S.430-439.
- [15] Melan, E.: *Der Spannungszustand eines "Mises-Hencky'schen" Kontinuums bei veränderlicher Belastung*, Sitzungsber. d. Aka. d. Wiss., Abt. IIa, 147.Bd., 1938, S.73-87.
- [16] Koiter, W.T.: *A new general theorem on shake-down of elastic-plastic structures*, Koninkl- Ned. Ak. Wetenshap., B.59, 1956, S.24-34.
- [17] Johnson, K.L.: *The application of shakedown principles in rolling and sliding contact*, Eur. J. Mech. A/Solids, 11, 1992, S.155-172.
- [18] Wong, S.K.; Kapoor, A.; Williams, J.A.: *Shakedown limits on coated and engineered surfaces*, Wear 203-204 (1997), S.162-170.
- [19] Feng, Xi-Qiao; Gross, D.: *A global/local shakedown analysis method of elastoplastic cracked structures*, Engineering fracture mechanics 63 (1999), S.179-192.
- [20] Fouvry, S.; Kapsa, Ph.; Vincent, L.; Dang-Van, K.: *Theoretical analysis of fatigue cracking under dry friction for fretting loading conditions*, Wear 195 (1996), S.21-34.
- [21] Merwin J.E.; Johnson, K.L.: *An analysis of plastic deformation in rolling contact*, Proc. Instn. Mech. Engrs., Vol. 177, Nr. 25, 1963, S.676-685.
- [22] Winter, H.; Rösch, H.R.: *Einfluss des Schlupfes auf die Wälzfestigkeit von Rollen*, Antriebstechnik 14 (1975), Nr. 9, S.505-513.
- [23] Kapoor A.; Williams, J.A.: *Shakedown limits in sliding contacts on a surface-hardened halfspace*, Wear, 172, 1994, S.197-206.
- [24] Kapoor A.; Williams, J.A.: *Shakedown limits in rolling-sliding contacts on an anisotropic halfspace*, Wear, 172, 1996, S.256-260.

Literatur

- [25] Wong S.K.; Kapoor A.: *Effects of hard and stiff overlay coatings on strength of surfaces in repeated sliding*, Tribology Intern. Vol. 29, Nr. 8, S. 695-702.
- [26] Dang-Van, K.: *Macro-Micro Approach in High-Cycle Multiaxial Fatigue*, in D.L. McDowell und R. Ellis: *Multiaxial Fatigue*, ASTM STP 1191, ASTM, Philadelphia, PA, 1993, S.120-130.
- [27] Sines G.: *Behaviour of Metals under Complex Static and Altering Stresses*, Metal Fatigue, von G. Sines, J.L. Waisman, 1959, McGraw-Hill Book Company, S.145-169.
- [28] Crossland B.: *Effect of large hydrostatic pressures on the torsion fatigue strength of an alloy steel*, I.C.F.M. –IME/ASME, 1956, S.138-149.
- [29] Hähl, Th.; Wüst, M.; Scholtes, B.; Macherauch, E.: *Strukturelle Änderungen bei der Überrollung thermisch vorgeschädigter Wälzelemente*, HTM 49 (1994), S.40-47.
- [30] Maouche, N.; Maitournam, M.H.; Dang-Van, K.: *On a new method of evaluation of the inelastic state due to moving contacts*, Wear 203-204, 1997, S.139-147.
- [31] Zwirlein O.: *Die Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften von gehärtetem Wälzlagerstahl 100Cr6 durch hydrostatischen Druck*, Zeitschrift f. Werkstofftechnik 8 (1977), S.344-353.
- [32] Zwirlein O.; Schlicht H.: *Werkstoffanstrengung bei Wälzbeanspruchung- Einfluss von Reibung und Eigenspannungen*, Z. Werkstofftech. 1980, S.1-14.
- [33] Broszeit, E.; Adelman, J.; Zwirlein, O.: *Einfluss von Eigenspannungen auf die Werkstoffanstrengung in Wälzbeanspruchten Bauteilen*, Z. Werkstofftech. 15, 1985, S.19-24.
- [34] Voskamp, A.P.: *Microstructural changes during rolling contact fatigue*, Diss. A. P. Voskamp, TU Delft, 1997, S.59-64.
- [35] Bhargava, V.; Hahn, G.T.; Rubin, C.A.: *Rolling contact deformation, etching effects and failure of high strength bearing steels*, Met. Trans. A., 21A, 1990, S.1921-1931.
- [36] Beswick, J.M.; *Practical Metallography* 12, 1975, S.200-206.
- [37] Swahn, H.; Becker, P.C.; Vingsbo, O.: *Metallurgical Transactions A*, 7A, 1976, S.1099-1110.
- [38] Harris, T.A.: *Rolling bearing analysis*, 2. Aufl., John Wiley & Sons, New York, 1984, S.440.
- [39] Hoffmann F.; Bujak, I.; Mayr, P.; Löffelbein, B.; Gienau, M.; Habig K.-H.: *Verschleißwiderstand nitrierter und nitrocarburierter Stähle*, HTM 52, 1997, S.376-385.
- [40] Olver, A.V.; Cole, S.J.; Sayles R.S.: *Contact stresses in nitrided steels*, Thin Films in Tribology, Tribology series, Vol.25, Elsevier 1993, S.71-80.
- [41] Melander, A.: *A finite element study of short cracks with different inclusion types under rolling contact fatigue load*, Int. J. Fatigue, Vol. 19 (1997), No. 1, S.13-24.
- [42] Lorösch, H.K.: *Influence of load on the magnitude of the life exponent for rolling bearings*, J.C. Hoo (ed.), ASTM STP 771, 1982, S.275-292.
- [43] Bastias, P.C.; Hahn, G.T.; Rubin, C.A.; Gupta, V.; Leng, X.: *Analysis of rolling contact spall life in 440C bearing steel*, Wear 171 (1994), S.169-178.
- [44] Glodez, S.; Winter, H.; Stüwe H.P.: *A fracture mechanics model for the wear of gear flanks by pittings*, Wear 208 (1997), S.177-183.
- [45] Bhargava, V.; Hahn, G.T.; Rubin, C.A.: *Rolling contact deformation, etching effects and failure of high strength bearing steels*, Met. Trans. A., 21A, 1990, S.1921-1931.
- [46] Hähl, Th.; Wüst, M.; Scholtes, B.; Macherauch E.: *Strukturelle Änderungen bei der Überrollung thermisch vorgeschädigter Wälzelemente*, HTM 49 (1994), S.40-47.
- [47] Böhmer, H.J.; Hirsch, Th.: *Der Einsatz von Eigenspannungsmessungen zur Bewertung des Wälzermü-dungsverhaltens von Werkstoffen*, DVM-Bericht 518, Bauteilversagen durch Mikrodefekte 1998, S.27-47.
- [48] Armstrong, P.J.; Frederick, C.O.; CEGB Report RD/B/N731, 1966.
- [49] Jiang, J.; Sehitoglu, H.: *Cyclic ratcheting of 1070 steel under multiaxial stress state*, Int. J. of plasticity, Vol. 10, S.579-608.

Literatur

- [50] Bower, A.F.: *Cyclic hardening properties of hard-drawn copper and rail steel*, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 37, No. 4, 1989, S.455-470.
- [51] Ham, G.; Rubin, C.A.; Hahn, G.T.; Bhargava, V.: *Elasto-plastic finite element analysis of repeated, two-dimensional rolling-sliding contacts*, J. of Tribology Jan. 1988, Vol. 110, S.44-49.
- [52] Weiß, E.; Postberg, B.: *Werkstoff-Ratchetting: Bauteilverhalten mit modernen Werkstoffmodellen besser berechnen*, Materialprüfung 40 (1998) 11-12, S.475-479.
- [53] Jiang, Y.; Sehitoglu, H.: *Rolling contact stress analysis with the application of a new plasticity model*, Wear 191, 1996, S.35-44.
- [54] Jiang, Y.; Sehitoglu, H.: *Modeling of Cyclic Ratchetting Plasticity, Part I: Development of Constitutive Relations*, J. of applied mechanics, Sep. 1996, S.720-725.
- [55] Jiang, Y.; Sehitoglu, H.: *Modeling of Cyclic Ratchetting Plasticity, Part II: Comparison of Model Simulations with Experiments*, J. of applied mechanics, Sep. 1996, S.726-733.
- [56] Su, X.; Clayton, P.: *Ratchetting strain experiments with a perlitic steel under rolling/sliding contact*, Wear 205, 1997, S. 137-143.
- [57] Spies, H.-J.; Höck, K.: *Verbindungsschichtfreies Gasnitrieren*, HTM 51, 1996, S.233-237
- [58] Köcher, J.: *Einfluss von Kugelstrahlen auf die Zahnflankentragfähigkeit einsatzgehärteter Zylinderräder*, Forschungsheft F. Antriebstechnik E.V., Heft 449; 1995.
- [59] Mittemeijer, E.J.: *Fatigue of Case-hardened steels; Role of residual macro- and microstresses*, Heat treating, Vol.3, No.2, Dez. 1983, S.114-119.
- [60] Mittemeijer, E.J.: *Die Beziehung zwischen Makro- und Mikroeigenspannungen die mechanischen Eigenschaften randschichtgehärteter Stähle*, HTM 39, 1984, S.16-27.
- [61] Schröter, W.; Spengler, A.: *Zum E-Modul von nitridhaltigen Schichten auf Stahl*, HTM 51 (1996) 6, S.356-362.
- [62] Guagliano, M.; Vergani, L.: *Effect of nitriding on low-cycle fatigue properties*, Int. J. Fatigue Vol. 19 (1997), No.1, S.67-73.
- [63] Lerche, W.; Lohrmann, M.; Edenhofer, B.; Gräfen, W.; Bouwman, J.W.: *Mikrostrukturelle Erscheinungen in der Randschicht einsatzgehärteter Bauteile*, Mat.-wiss. u. Werkstofftech. 29 (1998), S.679-685.
- [64] Johnson, K.L.; Spence, D.I.: *Determination of gear tooth friction by disc machine*, Tribology International, Okt. 1991, Vol.24, No. 5, S.269-275.
- [65] Fronius, St.: *Maschinenelemente Antriebsselemente*, 1971, Berlin, Verlag Technik, S.223-225.
- [66] Spengler, A.; Lerche, W.: *Wälzverschleißversuche an Zahnradstählen*, FFH B185, S. 87-93.
- [67] Winter, H.; Rösch, H.R.: *Einfluß des Schlupfes auf die Wälzfestigkeit von Rollen*, Antriebstechnik 14 (1975) Nr. 9, S.505-513.
- [68] Hanlon, D.N.; Rainforth, W.M.; Sellars, C.M.: *The effect of processing route, composition and hardness on the wear response of chromium bearing steels in a rolling-sliding configuration*, Wear 203-204 (1997), S.220-229.
- [69] Olver, A.V.; Cole, S.J.; Sayles, R.S.: *Contact stresses in nitrided steels*, Thin Films in Tribology, Tribology series, Vol.25, Elsevier 1993, S.71-80.
- [70] Jones, A.B.; in „Mechanical Design and Systems Handbook“, Herausgeber H.A. Rothbart, 1964, S.13/2-13/9.
- [71] Diao, D.F.; Kato, K.; Hayashi K.: *The local yield map of hard coating under sliding contact*, Thin Films in Tribology, Vol. 25, Dowson et. al. (editors), Elsevier 1993, S.419-427.
- [72] He, Jia-Wen; Hu, Nai-Sai; Xu, Ke-Wie; Bell, T.; Sun, Y.; Bloyce, A.: *Evaluation of mechanical properties of hard coatings*, Proceedings of the tenth congress of the IFHT, S.439-454.
- [73] Santner, E.; Löffelbein, B.; Griepentrog, M.; Qiao, L.; Meier zu Köcker, G.: *Optimierung der Mikrostruktur von PVD-Hartstoffschichten für Wälzbeanspruchungen*, Abschlußbericht DFG-Vorhaben Sa 645/1.

Literatur

- [74] Kornmeier, M.; Scholtes, B.: *Zur Ermittlung verformungsbedingter Makro- und Mikroeigenstressungen durch mechanische und röntgenografische Eigenspannungsanalyse*, Mat.-wiss. u. Werkstofftech. 29, 1998, S.635-642.
- [75] Hanabusa, T.; Fujiwara, H.: *Influence of Microstress of the Residual Stress Analysis*, Current Japanese Material research, Vol. 10, 1993, S.47.
- [76] Hauk, V.; Kockelmann, H.: *Eigenspannungszustand der Lauffläche einer Eisenbahnschiene*, HTM, No. 4, 1994, S.340-351.
- [77] Christian, H.: *Das röntgenografische Spannungsmeßverfahren*, HTM 26, 1971, S.180-198.
- [78] Hauk, V.: *Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods*, Elsevier, 1997, S.137-154.
- [79] Ringsberg, J. W.: *Life prediction of rolling contact fatigue crack initiation*, Int. J. of Fatigue 23 (2001), S.575-586.
- [80] Kopp, R.; Wiegels H.: *Einführung in die Umformtechnik*, Verlag der Augustinusbuchhandlung, 1.Aufl., 1998, S. 29-31.
- [81] Bacher, M.: *Verformungs- und Bruchverhalten verschieden wärmebehandelter Einsatzstähle*, Diss. Uni. Karlsruhe, 1987, S.48-ff.
- [82] Hensel, A.; Spittel, T.: *Kraft- und Arbeitsbedarf bildsamer Formgebungsverfahren*, Dt. Verl. für Grundstoffindustrie, 1. Auflage 1978, S.52.
- [83] Schmidt, Werner: *Korrektur der Festigkeitswerte bei Biege- und Verdrehversuchen*, DEW-Technische Berichte, 5. Band, 1965, Heft 3, S.110-115.
- [84] Nadai, A.: *Der Bildsame Zustand der Werkstoffe*, Berlin, Verlag Julius Springer, 1927, S.90-91.
- [85] Blumenauer, H.: *Werkstoffprüfung*, Dt. Verl. für Grundstoffindustrie, 6. Auflage 1994, S.114-116.
- [86] Mülders, Otto; Meyer-Rhotert, Rolf: *Statische Verdreheigenschaften von Kaltarbeitsstählen*, DEW-Technische Berichte, 1. Band, 1961, Heft 4, S.129-138.
- [87] Schmidt, Werner: *Korrektur der Festigkeitswerte bei Biege- und Verdrehversuchen*, DEW-Technische Berichte, 5. Band, 1965, Heft 3, S.110-115.
- [88] Studman, C.J. u.a.: J. Phys.D.; Appl. Phys. 10, 1977, S.949-956.
- [89] Lüpfer, H.-P.: *Beurteilung der statischen Festigkeit und Dauerfestigkeit metallischer Werkstoffe bei mehrachsiger Beanspruchung*, Dt. Verlag f. Grundstoffindustrie, 1994.
- [90] Schäfer, R.: *Zum Verformungsverhalten metallischer Werkstoffe bei überelastischer Biegebeanspruchung*, Diss. 1985; Uni Karlsruhe (TH), S.73-74.
- [91] Kirsch, A.; Gramberg, U.: *Der Moment- und Kraftverlauf beim Biegeversuch*; Arch. Eisenhüttenwes. 41, 1970, S.381-384.
- [92] Bäumel jr., A.: *Experimentelle und numerische Untersuchung der Schwingfestigkeit randschichtverfestigter Bauteile*, Heft 49 des Inst. f. Stahlbau und Werkstoffmechanik d. TH Darmstadt, 1991.
- [93] Trubitz, P. u.a.: *Schwingfestigkeit nitrierter Proben*, AIF Nr.160, veröffentl. in Forschungsheft 197 FKM, 1995, Frankfurt Main .
- [94] Jiang, Y.; Sehitoglu, H.: *Modeling of Cyclic Ratchetting Plasticity, Part II: Comparison of Model Simulations with Experiments*, J. of applied mechanics, Sep. 1996, S.726-733.
- [95] Kloos, K.H.; Broszeit, E.: *Zur Frage der Dauerwälzfestigkeit*, Z. f. Werkstofftechnik, 1974, Nr.4, S.181-188.
- [96] Böhmer, S.; Zimdars, H; Berg, H.-J.; Lerche, W; Freiburger Forschungsheft B261; Leipzig; Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie; 1987; S.66-76.