

Montanuniversität Leoben
Department Product Engineering
Lehrstuhl Allgemeiner Maschinenbau



**Verhalten von Plasmanitrierschichten
unter Kontaktbeanspruchung**

Diplomarbeit

Andreas Trausmuth

Leoben, März 2008

Titel der Diplomarbeit:

**Verhalten von Plasmanitrierschichten unter Kontaktbeanspruchung
Tribometrie, Schadensanalytik und Kontaktsimulation**

Eingereicht von: DI (FH) Andreas Trausmuth

Vertiefung: Montanmaschinenwesen

Betreuer: DI Dr. István Gódor
DI Dr. Heinz Leitner
DI Dr. Michael Stoschka

Begutachter: Univ. Prof. Dr. Wilfried Eichlseder

Leoben: Februar 2008

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre hiermit an Eides Statt, die vorliegende Diplomarbeit

„Verhalten von Plasmanitrierschichten unter Kontaktbeanspruchung“

eigenständig unter Zuhilfenahme der angeführten Quellen angefertigt zu haben.

Andreas Trausmuth

Leoben, am Februar 2008

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand im Rahmen meines Studiums Montanmaschinenwesen mit dem Schwerpunkt Computational Design am Department Product Engineering, Lehrstuhl Allgemeiner Maschinenbau, an der Montanuniversität Leoben.

Dem Leiter des Lehrstuhles,

Herrn **Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. Wilfried Eichlseder** danke ich für die Schaffung der Voraussetzung zur Durchführung dieser Arbeit und für seine Unterstützung

Herrn **Dipl.-Ing. Dr. Heinz Leitner**, Herrn **Dipl.-Ing. Dr. István Gódor**, Herrn **Dipl.-Ing. Dr. Michael Stoska** und Herrn **Dipl.-Ing. Dr. Hans Peter Gänser** danke ich besonders für die sehr gute Betreuung und Förderung, die sie mir im Laufe der Arbeit entgegengebracht haben.

Mein Dank gilt allen Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern des Lehrstuhls Allgemeiner Maschinenbau sowie des CD Labors für Betriebsfestigkeit, die mich in meiner Tätigkeit unterstützt haben.

Ich bedanke mich sehr bei Herrn **Dr. Hermann**, Frau **Hermann** und bei Herrn **Dipl.-Ing. Salbaum** für die materielle/ computertechnische Unterstützung.

Ebenfalls bedanke ich mich sehr beim Vorstand (Firma Semperit) Herrn **Dipl.-Ing. Richard Ehrenfeldner**, für die Unterstützung des Studiums und dafür, dass er zu jeder Zeit für mich da war und mir auch zu jeder Zeit geholfen hat.

Ebenso danke ich meinen Eltern, die mir jeder Zeit beistanden.

Zusammenfassung

An viele Maschinenelemente wie zum Beispiel Zahnräder, Wälzlager oder den Kontakt zwischen Rad und Schiene werden hohe Anforderungen hinsichtlich der Tragfähigkeit unter zyklischer Überrollbeanspruchung gestellt. Die vorliegende Arbeit untersucht anhand von Rolling-Contact Versuchen (RCF), Schadensanalysen und begleitender Finite Elemente Berechnungen die Einflüsse und Unterschiede von einsatzgehärteten und plasmanitrierten Schichten auf die Tragfähigkeit. Für die Versuche mit Punktberührung wurde der Kugel-auf-Stift Prüfstand (BoR), und für die Versuche mit Linienberührung der Zweischeibenprüfstand (2-RCF) gewählt. Es wurden zahlreiche Prüfungen in unterschiedlichsten Betriebsbereichen durchgeführt. In Abhängigkeit von der jeweiligen Tragfähigkeitsgrenze werden unterschiedlichste Schadensmechanismen aktiviert, welche im Rahmen einer umfangreichen Schadensanalyse erfasst und diskutiert wurden. Durch die strukturierte Vorgehensweise konnten folgende Unterschiede festgestellt werden: Bei punktförmigen Kontakten treten plastische Verformungen als Dark Etching Area (DEA) unterhalb der Kontaktzone auf. Bei linienförmigen Beanspruchungen steht der flächige-abrasive Oberflächenverschleiß im Vordergrund. Der Vergleich von einsatzgehärteten und plasmanitrierten Werkstoffen bei linienförmiger Flächenpressungen kleiner $1,0\text{ GPa}$ zeigt eine geringfügig höhere Kontakt-Zeitfestigkeit des einsatzgehärteten Werkstoffes bei 10% Schlupf. Bei 22 % Schlupf weist hingegen der plasmanitrierte Werkstoff eine etwas höhere Kontakt-Zeitfestigkeit auf. Durch den größer werdenden Schlupf erhöht sich das Reibungsmoment, wodurch auch das Schubspannungsmaximum näher zur Oberfläche rückt. Die plasmanitrierte Verbindungsschicht weist eine wesentlich höhere Härte auf als die einsatzgehärtete Schicht, was zu einer größeren lokalen RCF-Beanspruchbarkeit führt. Die tendenziellen Ergebnisse aus Rollenversuchen können laut DIN 3990 vergleichsweise auf Zahnräder angewendet werden. Ein standardisierter Ansatz zur direkten Übertragung von 2-RCF Versuchen auf Bauteile wie Zahnräder ist nicht bekannt. In weiteren Arbeiten sollten bauteilnahe Versuche am FZG-Verspannungsprüfstand durchgeführt werden, um Modelle zur direkten Übertragung der lokalen tribologischen RCF-Systembeanspruchung von scheibenförmigen Ersatzgeometrien auf Bauteile wie Zahnräder zu entwickeln.

Schlagworte

Tribologisches System, Überrollbeanspruchung, Tragfähigkeit, Kugel-auf-Stift Prüfstand, Zweischeibenprüfstand, Kontakt-Zeitfestigkeit

Abstract

On many machine components for example gears, rolling bearing or on the wheel – rail contact high demands are made concerning load-carrying capacity of rolling contact stress. The work in question examines by means of Rolling Contact experiments (RCF), damage analysis and accompanying Finite Elements calculations the influence and differences of carburized and plasma nitrided layer of load-carrying capacity. For the experiments with point contact the ball on rod test stand (BoR) and the with line contact the two rolling contact test stand (2-RCF) were chosen. Numerous tests at heterogenous most different operating range were carried out. Dependent on the load-carrying capacity in question most different damage mechanisms are activated, which were realized and discussed in an extensive damage analysis. The structured proceedings made it possible to find out the following differences: In point contacts there are plastic deformations as dark etching area (DEA) below the contact zone. In line contacts the abrasive surface wear is in the foreground. The arrangement of carburized and plasma nitrided material at lining contact stress is smaller than $1,0 \text{ GPa}$ and shows the carburized material a slightly higher contact fatigue strength at 10% slip. At 22% slip the plasma nitrided material shows a little bit higher contact fatigue strength. Because of the bigger slip the friction moment increases, that's why the shear stress maximum moves closer to the surface. The plasma nitrided connection layer is very much harder than the carburized layer, which leads to a bigger local RCF resistance. The tendentious results from rolling contact tests can in comparison be applied to gears according to DIN 3990. A standardized model to the direct transfer of 2-RCF tests on machine components such as gears is not known. In further works experiments on the FZG-test stand should be carried out in order to develop models for direct transfer of local tribologic RCF system stress from disc-shaped replacement geometries on machine components such as gears.

Keywords

Tribologic system, rolling contact stress, load-carrying capacity, ball on rod test stand, two rolling contact test stand, contact fatigue strength

Inhaltsverzeichnis

1. Verwendete Formelzeichen	1
2. Einleitung	2
3. Aufgabenstellung und Ziel	2
4. Lösungsansatz zur qualitativen Übertragung von wälzbeanspruchten Probenergebnissen auf kontaktbeanspruchte Bauteile	3
5. Stand der Technik hinsichtlich Wälzbeanspruchung	6
5.1. Schadensarten	6
5.2. Phasen der Pittingbildung	12
5.3. Werkstoffe für Wälzbeanspruchung.....	17
5.4. Härteverfahren	17
5.5. Nitrieren	17
5.5.1. Nitrierschichten	19
5.5.2. Einfluss des Nitrierens auf das Werkstück	23
5.5.3. Plasmanitrieren.....	26
5.6. Einsatzhärten	27
5.7. Vergleich der Einsatzhärtung mit dem Plasmanitrieren.....	29
5.8. Vergleichspannungshypothesen	30
5.8.1. Normalspannungshypothese	31
5.8.2. Schubspannungshypothese nach Tresca	31
5.8.3. Gestaltänderungsenergiehypothese nach Mises	31
5.9. Analyse der Kontaktarten	32
5.9.1. Punktbeanspruchung.....	32
5.9.2. Linienkontakt.....	36
6. Verwendete Prüfmaschinen und Geräte	38
6.1. Konfokal-Lasermikroskop Olympus LEXT OLS3000	38
6.2. Stereomikroskop Olympus SZX12.....	38
6.3. Rasterelektronenmikroskop (REM) FEI Quanta 200 3D.....	38
6.4. Härtemessgerät Fischerscope H100C.....	38
6.5. BoR-Prüfmaschine NTN.....	38
6.6. Zweischeibenprüfstand PLINT TE 74	39
7. Verwendete Probengeometrie	39
7.1. BoR-Proben.....	39
7.2. 2-RCF-Proben.....	40
8. Verwendete Materialien	40
9. Verwendete Analysemethoden	41
9.1. Mikrohärtemessung	41
9.2. Oberflächenrauwertmessung.....	42
9.2.1. Mittenrauwert R_a	42
9.2.2. Welligkeit W_t	43
9.2.3. Standardabweichung.....	43

10. BoR Versuche	44
10.1. Oberflächentopographie der plasmanitrierten BoR-Proben.....	44
10.2. BoR Wöhlerversuche	46
10.3. Härtemessungen und Schädigungsauswertungen von 31CrMoV9	47
10.4. Härtemessungen und Schädigungsauswertungen von R935	53
10.5. FE-Modellierung der BoR Versuche	59
10.5.1. 2D-Modell der BoR-Prüfung	59
10.5.2. Numerische Auswertung der 2D-Berechnung des Dreikugelversuches	60
10.5.3. 3D-Modell der BoR-Prüfung	63
10.5.4. Numerische Auswertung der 3D-Berechnung des Dreikugelversuches	65
11. 2-RCF Versuche	71
11.1. Oberflächentopographie der 2-RCF Proben	71
11.2. Metallographie	74
11.3. Versuchsstrategie	77
11.4. Versuche ohne Schlupf.....	78
11.5. Versuche mit Schlupf.....	87
11.6. Ermittlung des Reibkoeffizienten.....	88
11.7. 3D-Modell der 2RCF-Prüfung	89
11.8. Numerische Auswertung der höchstbeanspruchten Zone	90
12. Zusammenfassung und Aussicht.....	96
Literatur	98
13. Anhang.....	100
13.1. Berechnungen der Kugel-auf-Stift-Versuche (BoR).....	100
13.1.1. Berechnung ohne Nitrierschicht.....	100
13.1.2. Berechnung mit Nitrierschicht.....	101
13.2. 2-RCF Versuche ohne Schlupf	104
13.2.1. Oberflächentopographie, Maschinenaufzeichnung und REM-Bilder der Schnittebenen, Werkstoff 31CrMoV9	105
13.2.2. Oberflächentopographie, Maschinenaufzeichnung und REM-Bilder der Schnittebenen, Werkstoff R935.....	115
13.2.3. Oberflächentopographie, Maschinenaufzeichnung und REM-Bilder der Schnittebenen, Werkstoff 20MnCr5	124
13.3. 2-RCF Versuche mit Schlupf	133
13.3.1. Oberflächentopographie, Maschinenaufzeichnung und REM – Bilder der Schnittebenen, Werkstoff 31CrMoV9	134
13.3.2. Oberflächentopographie, Maschinenaufzeichnung und REM – Bilder der Schnittebenen, Werkstoff 20MnCr5	146
13.4. Berechnungen der 2RCF – Versuche	158
13.4.1. Berechnungen ohne Nitrierschicht	158
13.4.2. Berechnungen mit Nitrierschicht.....	161

1. Verwendete Formelzeichen

Zeichen und Einheiten:

F_R	N	Reibungskraft
F_N	N	Normalkraft
μ	-	Reibungskoeffizient
S	-	Schlupf
v_t	m/s	tangentiale Geschwindigkeit
SRR	-	Slip to Roll Ratio
K_0	-	Nitrierwirkung
Nht	mm	Nitrierhärte tiefe
t	sec	Prozesszeit
σ_V	N/mm ²	Vergleichsspannung
$\sigma_{1,2,3}$	N/mm ²	Hauptnormalspannungen
$\tau_{xy,xz,yz}$	N/mm ²	Schubspannungen
$E_{1,2}$	N/mm ²	E - Modul
$\nu_{1,2}$	-	Querkontraktionszahl
ξ, η	-	Beiwerte nach Hertz
k	-	Krümmung
$r_{1,2}$	mm	Kugel- oder Zylinderradius
p_{max}	GPa	Hertzsche Pressung
F_{max}	N	maximal wirkende Kraft
A_p	mm ²	projizierte Kontaktfläche
H_{IT}	HV	Eindringhärte
h	mm	Eindringtiefe
R_a	µm	Mittenrauwert
l	mm	Rauheitsbezugsstrecke
W_t	µm	Welligkeit
l_{mW}	mm	Welligkeitsmessstrecke
σ_x	-	Standardabweichung

2. Einleitung

Viele Bauteile wie zum Beispiel Zahnräder, Wälzlager, Rad – Schienenkontakte usw. unterliegen einer Abwälzbeanspruchung (Rolling Contact Fatigue, RCF). Ständig wachsende Anforderungen hinsichtlich der Tragfähigkeit dieser Kontakte erfordern eine genaue Kenntnis der Ermüdungs- und Schädigungsvorgänge unter diesen Beanspruchungen, als Basis für Optimierungsmaßnahmen. Die Lebensdauer von RCF beanspruchten Bauteilen ist durch die Entwicklung unterschiedlicher Schädigungen wie zum Beispiel Verschleiß, Fressen, Grübchenbildung begrenzt, die im Laufe des Betriebs zunehmend die Funktionsfähigkeit der Teile beeinträchtigen (z.B. durch Vibrationen) oder sofort zum Bauteilausfall führen können (Fressen, Absplittern größerer Bauteilbereiche). Wesentliche Maßnahmen zur Verzögerung bzw. zur Verhinderung der beschriebenen Schädigungen sind die qualifizierte Werkstoffauswahl in Kombination mit entsprechender Oberflächenbehandlung. Üblicherweise werden für RCF Beanspruchungen Einsatz- bzw. Nitrierstähle verwendet. Die Härtung der Oberfläche erhöht einerseits die Schwingfestigkeit und wirkt sich, andererseits positiv auf die RCF Beständigkeit aus.

3. Aufgabenstellung und Ziel

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist die Charakterisierung und der Vergleich der plasmanitrierten Härteschichten der Nitrierstähle R935 und 31CrMoV9 sowie des einsatzgehärteten Einsatzstahls 20MnCr5 hinsichtlich der Tragfähigkeit unter RCF Beanspruchung. Zu diesem Zweck sind Punktberührungen durch Ball on Rod Versuche ohne Schlupf und Linienkontakte durch Zwei-Scheiben-RCF Versuche mit und ohne Schlupf abzubilden. Die Prüfungen in unterschiedlichen Betriebsbereichen rufen unterschiedliche Schadensmechanismen hervor. Im Rahmen einer begleitenden Schadensanalyse werden die Schädigungsarten erfasst und beurteilt. Basierend auf diesen Schadensanalysen ist das Prüfprogramm adaptiv zu modifizieren, um die RCF Beanspruchbarkeit der drei untersuchten Materialien gegenüber zu stellen. Die durchgeführten Versuche sind in linearen und nichtlinearen Kontaktsimulationen abzubilden und daraus die lokalen Beanspruchungen abzuleiten. Die Veränderung der Beanspruchbarkeit in der Randschicht durch das Härten ist mit der durch Simulation ermittelten, lokalen RCF Beanspruchung zu vergleichen.

4. Lösungsansatz zur qualitativen Übertragung von wälzbeanspruchten Probenergebnissen auf kontaktbeanspruchte Bauteile

Zur Charakterisierung von Werkstoffen hinsichtlich der unterschiedlichen Beanspruchungsarten, stehen jeweils angepasste Prüfmaschinen zur Verfügung. Zum Beispiel liefert die bauteilähnliche Prüfung von Zahnrädern auf einem FZG Prüfstand nach DIN 51354 zwar direkt übertragbare RCF Ergebnisse, ist aber relativ aufwendig und wird nur in der Endphase der Zahnrad-Entwicklung verwendet.

Um die Vorentwicklung zu beschleunigen, werden Ersatzmodelle eingesetzt. Die Übertragungsmodelle, mit denen die gewonnenen Ergebnisse auf Maschinenbauteile umgelegt werden, können durch Bauteilversuche bzw. bauteilnahe Versuche bestätigt werden. Für die tribologischen Untersuchungen stehen Reibungs- bzw. Verschleißprüfmaschinen, sogenannte Tribometer, zur Verfügung. Das Spektrum der möglichen tribologischen Prüfkonfigurationen reicht von einfachen Modellversuchen bis zu komplexen tribologischen Systemversuchen am Bauteil [3]. Die direkt erhaltenen Messgrößen, wie Reibmoment, Kontakttemperatur an der Reibfläche, Reibkraft, Verschleiß, Temperatur des Schmiermittels, usw. sind keine Materialeigenschaften, sondern abhängig vom gesamten tribologischen System. Von diesen Systemkennwerten können weitere Größen, wie die Reibleistung, Reibzahl, Verschleißintensität, Verschleißgeschwindigkeit errechnet werden und zur Charakterisierung des tribologischen Systems herangezogen werden. In Abb. 4.1 sieht man verschiedene Prüfverfahren mit unterschiedlichen Kontaktarten welche zu unterschiedlicher lokaler Beanspruchung bzw. Schädigung führen.

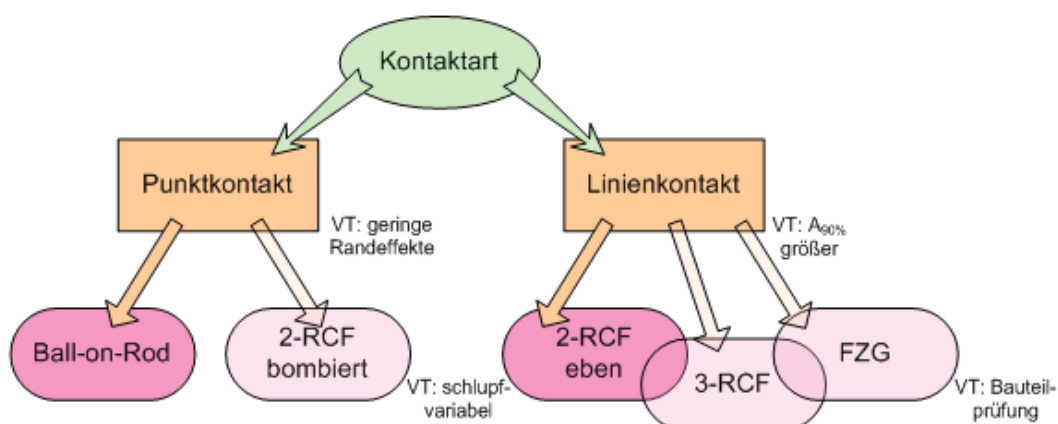


Abb. 4.1: Kontaktarten / Prüfverfahren

Durch RCF Prüfmaschinen können kontaktbeanspruchte Oberflächen von scheibenförmigen Proben untersucht werden. Durch die Ergebnisse der tribometrischen Untersuchungen kann das Reibungs- und Ermüdungsverhalten von Maschinenbauteilen abgeschätzt werden.

Die Norm DIN 3990 „Tragfähigkeitsberechnung von Stirnrädern“ erlaubt für die Bestimmung der zulässigen Flächenpressung σ_{HP} die Anwendung von Rollenversuchen (Methode B_R), wenn keine Zahnradergebnisse vorhanden sind. Die Überlagerung der scheibenförmigen Ersatzgeometrie mit der Verzahnung im Eingriff zeigt Abb. 4.2. Die Übertragungsmethode ist in Teil 2 der Norm, Berechnung der Grübchentragsfähigkeit; nur tendenziell beschrieben:

„Die Werkstoffkennwerte werden durch Versuche mit Rollen ermittelt. Dabei sollen Größe und Richtung der Gleitgeschwindigkeit den Betriebsverhältnissen der Zahnflanken in den durch Grübchen gefährdeten Bereichen angepasst sein. ...Sie eignet sich insbesondere für die Ermittlung der Grübchentragsfähigkeit unterschiedlicher Werkstoffe zu einander.“

Als Ersatzmodell für Zahnflankenkontakte werden RCF Prüfmaschinen nach dem Zwei-Scheibenprinzip verwendet [15, 21]. In der Regel sind bei diesen Prüfmaschinen beide Scheiben mit einem hochwertigen drehzahlvariablen Antrieb verbunden. Somit kann die Gleitgeschwindigkeit der Scheiben frei variiert werden. Der Schlupf wird in diesem Fall als Slip-to-Roll-Ratio (SRR) angegeben, siehe Gleichung 5.3.

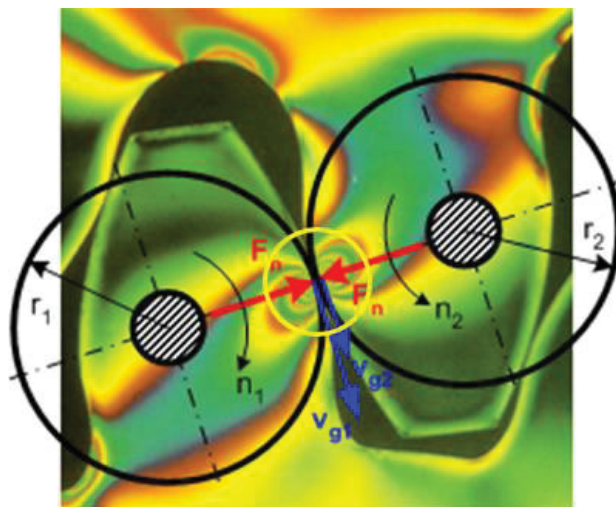


Abb. 4.2: Kontaktbeanspruchung der Zahnflanken / Ableitung eines RCF Ersatzmodells [7, 15]

Um verschiedene Werkstoffe unter Kontaktbeanspruchung miteinander zu vergleichen werden für die Versuche der Kugel-auf-Stift Prüfstand (BoR) und der Zweischeibenprüfstand (2-RCF) eingesetzt. Dadurch wird die Überrollfestigkeit der Werkstoffe bei verschiedenen Kontaktarten bestimmt. Wie in Abb. 4.1 ersichtlich, tritt beim BoR-Prüfstand eine Punktberührung und beim 2-RCF-Prüfstand eine Linienberührung auf.

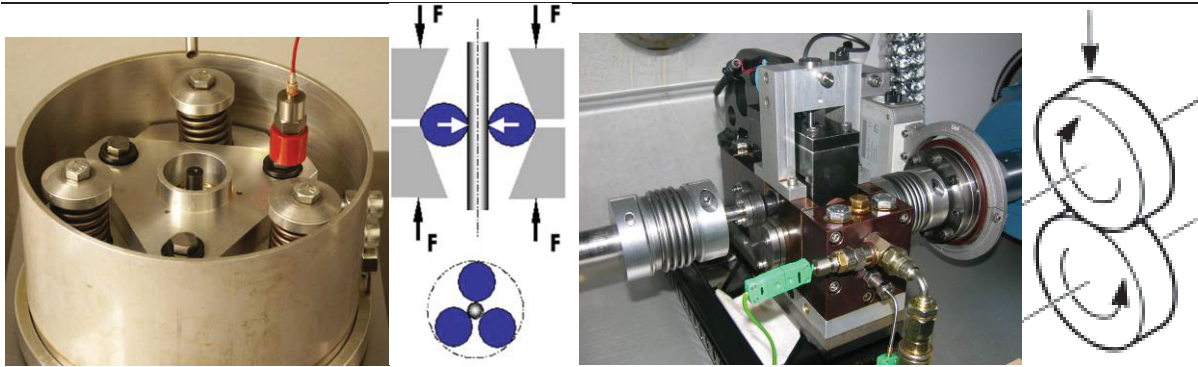


Abb. 4.3: BoR links / 2-RCF rechts

Beide Verfahren haben unterschiedliche Vor- und Nachteile und aktivieren unterschiedliche Schädigungsmechanismen, Tab. 4.1.

<u>BoR</u>		<u>2-RCF</u>	
Vorteile	Nachteile	Vorteile	Nachteile
Minimale Randstörung (nur leichte Kantenpressung)	Geringer, undefinierter Schlupfzustand	Variabler Schlupf	Lange Prüfzeit
Höhere Prüffrequenz	Übertragbarkeit auf Linienkontakt nicht möglich	Großteils symmetrische Kontaktbelastung	Geringere Prüffrequenz
Höchste Flächenpressung	-	Toleranzausgleich durch regelnde Belastungseinrichtung	Randstörungen durch Kantenpressung
Kurze Prüfzeit	-	Übertragbarkeit auf Bauteile mit Linienkontakt möglich	-

Tab. 4.1: Eigenschaften von BoR und 2-RCF

Unter dem in Tab. 4.1 angeführten Kanteneffekt ist die Veränderung des Spannungsverlaufs durch die Kanten eines Kontaktkörpers am Rand des Kontaktbereiches zu verstehen. Dieser Einfluss kann nur aufwendig rechnerisch bestimmt werden. Unter Kanteneffekt versteht man die auftretende Spannungserhöhung an den Prüflingskanten. Durch geeignete Auslegung der Proben (Übergangsradien, Bombierungen, ...) wird versucht, diese Effekte zu minimieren.

Um die Schädigungsmechanismen zu ermitteln, ist für Ball-on-Rod Versuche begleitende Schadensanalysen an Proben durchzuführen. Neben der Oberflächencharakterisierung vor und nach der Prüfung sind die Proben radial und axial zu trennen und in diesen Schnittebenen sind die Risse zu analysieren. Ergänzend sind Mikrohärteverläufe in der

nitrierten Randschicht zu ermitteln. Anhand der aufgelisteten Verfahren sollen die dominierenden Schädigungsmechanismen unter Rollbeanspruchung bei Punktberührung ermittelt werden.

Bei den 2-Scheiben Versuchen ist die lokale Schädigung an Prüfpaarungen mit und ohne Schlupf zu beurteilen. Auf Grund der kontinuierlichen Mess-Datenaufzeichnung von Schwingung, Verschleiß als LVDT-Wegmessung der Belastungseinheit, sowie des Antriebsmomentes über eine Drehmomenterfassung ist ein Rückschluss auf während des Betriebs auftretende Schädigungsart (Verschleiß, Pitting, ...) bedingt möglich. Ein oftmaliger Aus- und Einbau mit erneutem Start der Prüfung am gleichen Scheibenprüfpaar ist nicht zielführend, da durch den nicht spielfreien Aufbau der Prüfmaschine sich geringfügig versetzte Laufspuren ergeben, die das Prüfergebnis nicht reproduzierbar beeinflussen und die Interpretation der Versuche erschweren. Bei den linienförmigen Kontakten ist besonderes Augenmerk auf Unterschiede in der Schädigung zufolge Kantenpressung zu legen. Ebenfalls ist darauf zu achten, dass es bei hohen Belastungen zu plastischen Überwölbungen am Spurrand kommen kann.

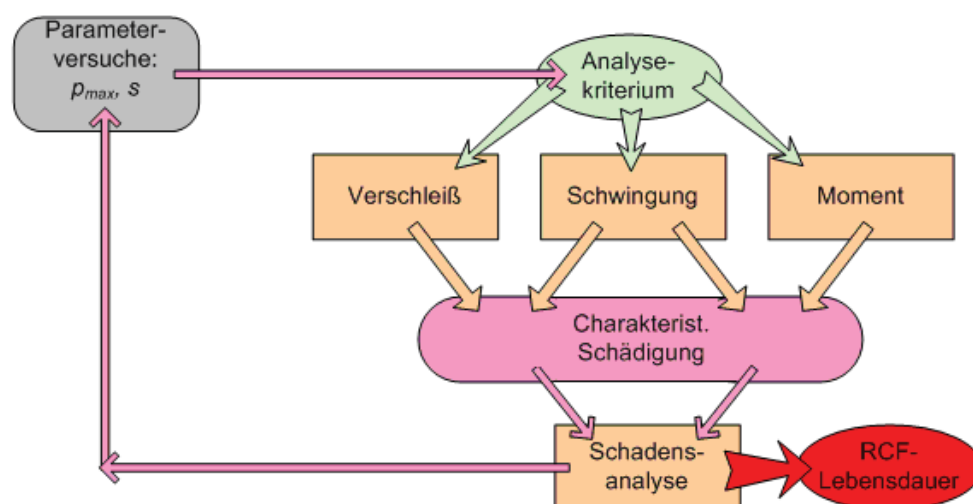


Abb. 4.4: Schadensanalyse bei 2-RCF

5. Stand der Technik hinsichtlich Wälzbeanspruchung

5.1. Schadensarten

Um die ständig wachsende Forderung nach mehr Leistung bei gleichen oder sinkenden Entwicklungs- und Herstellkosten bewältigen zu können, ist es notwendig, die Wälzermüdung zu optimieren.

Zum Beispiel treten in Wälzlagern hauptsächlich Kontaktbeanspruchungen auf. Hingegen sind die betrieblichen Beanspruchungen von Zahnradern sehr vielseitig und können grundsätzlich in zwei Gruppen eingeteilt werden:

- Zahnflankenbeanspruchung, am häufigsten in Form von Verschleiß oder Flankenermüdung
- Zahnfußbeanspruchung, am häufigsten in Form von Zahnfußermüdung

Beim spannungsoptischen Foto sind die Flanken-, Zahnfußbeanspruchung und die Wälzbeanspruchung deutlich zu erkennen, Abb. 5.1. An diesen Stellen bilden sich optische Kreise aus.

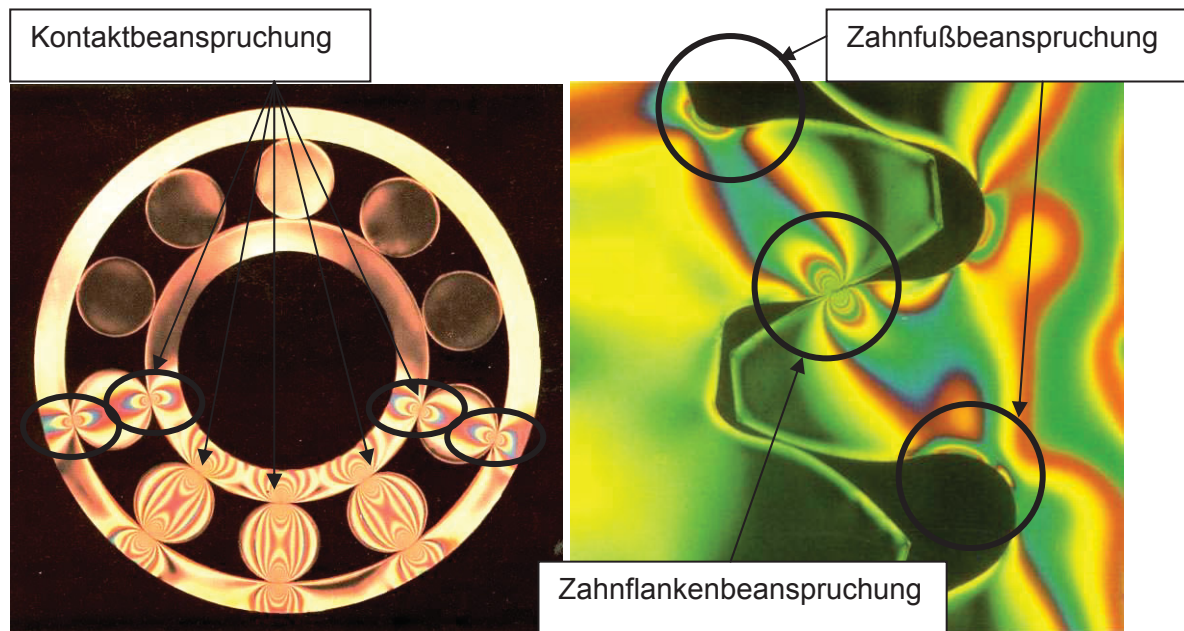


Abb. 5.1: Kugellager / Spannungsoptisches Foto einer Zahnpaarung [7, 12]

Bei Wälzlagern befinden sich die Kontaktbeanspruchungen an den Laufrillen im inneren des Lagers. Welcher der Beanspruchungsarten beim Zahnrad zu versagensauslösenden Schadensmechanismus führt, ist hauptsächlich durch die Werkstoffe und den Herstellprozess bzw. durch die Betriebsparameter, wie Drehmoment, Drehzahl oder Betriebstemperatur bestimmt.

Die betrieblichen Kontaktbeanspruchungen bei Maschinenbauteilen lassen sich sowohl in tribologische als auch mechanische Beanspruchungen aufteilen. Die Lebensdauer wird entweder durch eine einzelne dieser beiden Beanspruchungen begrenzt oder durch deren Interaktion. Diese Kombination aus tribologischer und zyklisch-mechanischer Beanspruchung kann unter dem Begriff „Tribo-Fatigue“ zusammengefasst werden [14]. Zu den häufig auftretenden tribologisch betriebsgebundenen Schäden von kontaktbeanspruchten Bauteilen gehören:

- *Verschleiß* als Oberbegriff beinhaltet alle abrasiven oder adhäsiven Vorgänge, die in Form eines allmählichen Materialabtrags die Oberflächen abbauen. Verschleiß kann erwünscht, z.B. beim Einlaufvorgang, oder schädigend sein.

- *Riefen* oder Mikropflügen ist dadurch gekennzeichnet, dass sich der Werkstoff unter der Wirkung von harten, abrasiven Teilchen stark plastisch verformt. Die sehr harten Oberflächen können auch durch Mikrospäne beschädigt werden.
- *Fressen* ist eine thermisch bedingte Schädigung. Es tritt infolge thermischen Versagens des Schmierfilmes auf. Die Oberfläche wird durch örtliches Verschweißen und unmittelbar folgender Trennung beschädigt.
- *Grübchen* (Pittings) treten infolge der Ermüdung der oberflächennahen Bereiche der Zahnflanke auf.
- *Flächenhafte Abplatzungen / Abblätterung* (Spallings) bildet sich bei harten Oberflächen infolge Ermüdung der harten Randschichten.
- *Mikropitting* entsteht durch Werkstoffermüdung in dünnen Oberflächenschichten bis etwa $25 \mu\text{m}$ Tiefe. Wegen der dicht beieinander liegenden kleinen Ausbröckelungen entsteht ein graues Aussehen. Diese Erscheinung wird deshalb auch Graufleckigkeit genannt.

In Abb. 5.2 sind die oben diskutierten charakteristischen Schadensbilder von kontaktbeanspruchten Bauteilen dargestellt.

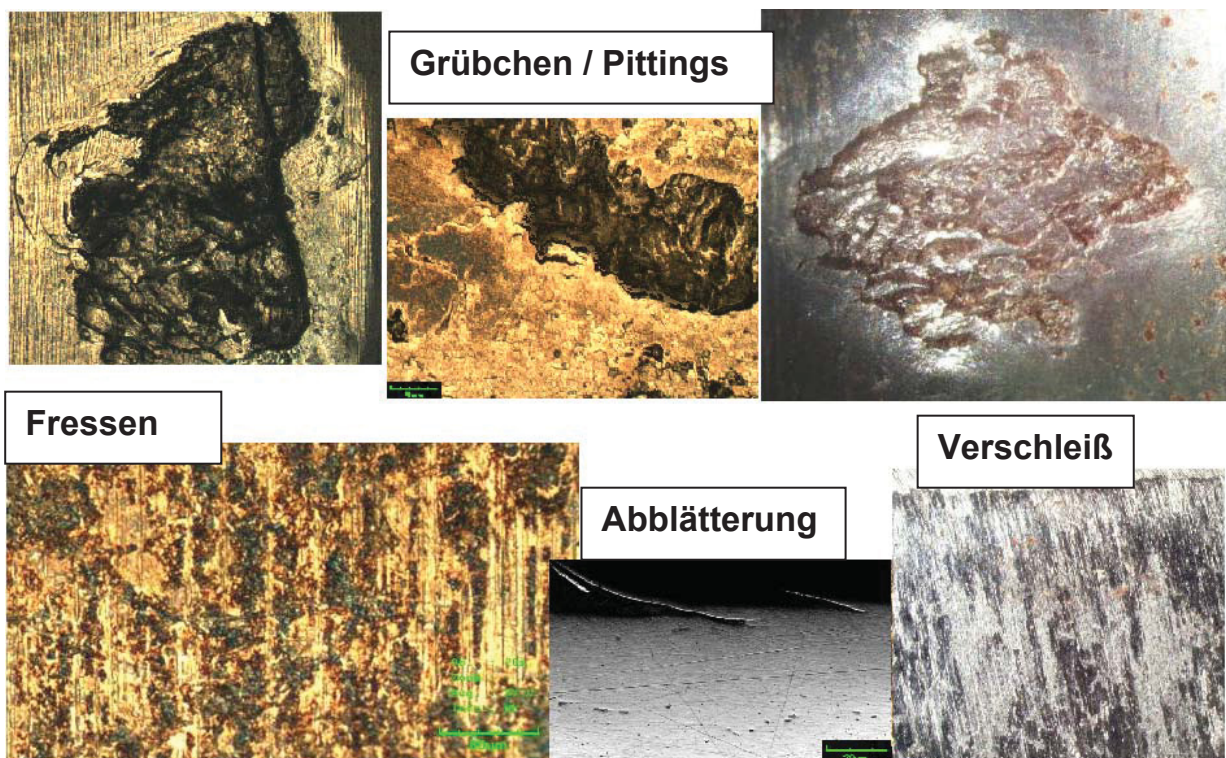


Abb. 5.2: Charakteristische Schadensbilder

Der Wälzkontakt ist bei Maschinenbauteilen die wesentliche Belastungsart zur Erfüllung der grundlegenden Funktion des Bauteils, die von der Wälzfestigkeit abhängt. Die allgemeine Struktur eines Wälzkontaktes ist ein tribologisches System nach Abb. 5.3 und ist in DIN 50 320 definiert. Dabei gehen Eingangsgrößen in das System ein und es werden

Nutzgrößen erzeugt. Die Struktur des tribologischen Systems setzt sich aus Elementen, Eigenschaften und Wechselwirkungen zusammen.

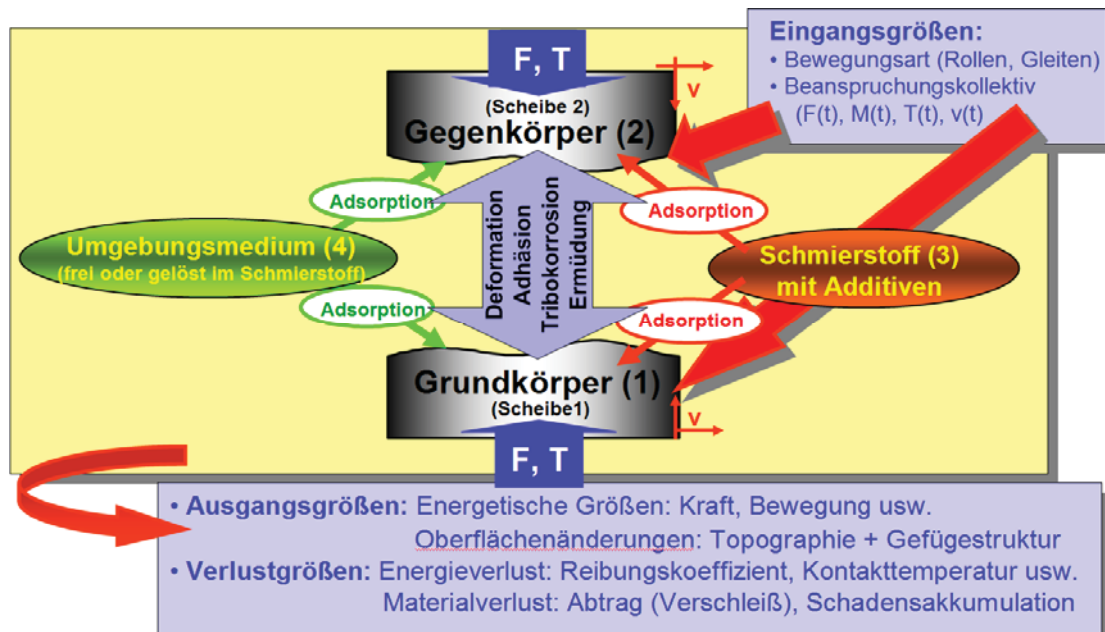


Abb. 5.3: Tribologisches System [27]

Zu den Elementen des Systems gehören stoffliche Komponenten und die Beanspruchungskollektiva:

- Grundkörper
- Gegenkörper
- Zwischenstoff (z.B.: Schmierstoffe)
- Umgebungsmedium (z.B.: Luft)
- Beanspruchungskollektiva in Form von Bewegungs- und Belastungsart.

Die Beeinträchtigung des tribologischen Systems wird durch die Verlustgrößen beschrieben. Diese werden durch die Reibungsmechanismen verursacht und wirken in einem tribologischen System bewegungshemmend. Laut der Kontaktmechanik nimmt bei einer Berührung technischer Oberflächen die Anzahl der Mikrokontakte etwa linear mit der Normalkraft F_N zu. Geht man davon aus, dass jeder Mikrokontakt einen elementaren Bewegungswiderstand darstellt, so ergibt sich für die makroskopische Reibungskraft näherungsweise der folgende Ansatz nach Amontons-Coulomb [3].

$$F_R = \mu \cdot F_N \quad \text{Glg. (5.1)}$$

F_R ... Reibungskraft

μ ... Reibungskoeffizient (Integralwert der elementaren Schubspannungen in den Mikrokontakten)

F_N ... Normalkraft

Das Reibungsgesetz nach Amontons-Coulomb für die Festkörperreibung beruht auf folgenden Näherungen:

- Die Reibungskraft F_R ist bei Festkörperreibung der Normalkraft F_N proportional, der Proportionalitätsfaktor wird als Reibungszahl μ bezeichnet.
- Die Reibungskraft ist unabhängig von der Größe der nominellen geometrischen Kontaktfläche.

Die Reibungsmechanismen können nach der vereinfachten Darstellung von Abb. 5.4 eingeteilt werden in:

- Adhäsion und Scheren
- Plastische Deformation
- Furchung
- Elastische Hysterese und Dämpfung (für Metallen nicht maßgebend).

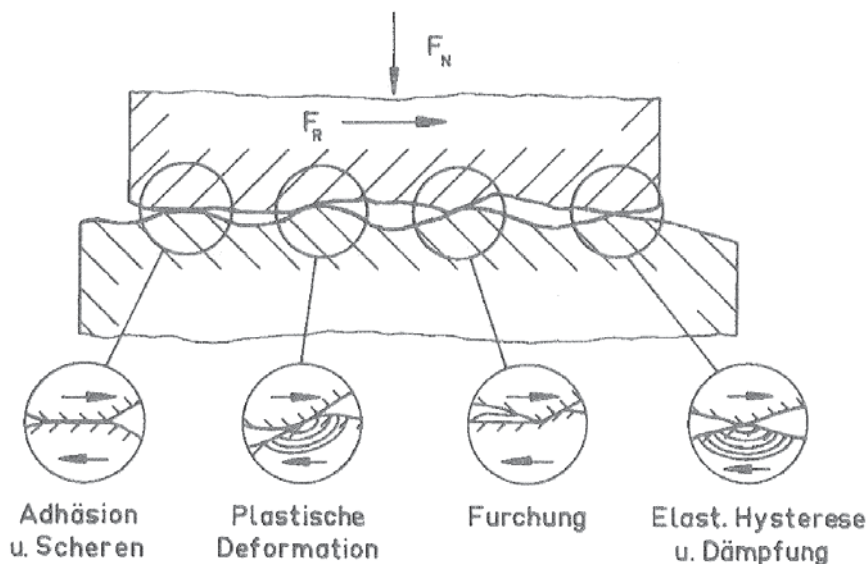


Abb. 5.4: Reibungsmechanismen [3]

Wälzen kommt bei sehr vielen Bauteilen, wie Zahnradgetriebe oder Wälzlager vor, das eine Kombination aus Roll- und Gleitbewegung darstellt. Eine zusätzliche Gleitbewegung im Zahneingriff ist außer dem Wälzpunkt gegeben, wo die tangentialen Geschwindigkeiten der beiden im Kontakt stehenden Zahnflanken nicht gleich sind. Eine übliche Beschreibung des Gleitanteils im Zahneingriff wird als Schlupf S (oft auch Gleitfaktor K_g genannt) angegeben.

$$S = \frac{v_{t1} - v_{t2}}{v_{t1}} \cdot 100\% \quad \text{Glg. (5.2)}$$

Im englischen Sprachraum wird der Schlupf als Slip-to-Roll-Ratio (SRR) angegeben.

$$SRR = \frac{|v_{i1} - v_{i2}|}{v_{i1} + v_{i2}} \quad \text{Glg. (5.3)}$$

Der Schlupf ist in einem Zahneingriff im Endeffekt unabhängig von der Drehzahl und hängt nur von der Verzahnungsgeometrie ab. Das Vorzeichen des Schlupfes kann nach den folgenden Überlegungen festgestellt werden.

In Abb. 5.5a ist ein schlupfbehaftetes Rollenpaar mit Umfangsgeschwindigkeiten v_1 und v_2 und mit Gleitgeschwindigkeit v_g dargestellt. Die Kontaktzone wandert an den Oberflächen, entsprechend der Rollbewegung, in Belastungsrichtung BR .

Ein Schlupf wird als positiv definiert, wenn die Richtung der Reibkraft F_R und die Belastungsrichtung BR gleich sind, oder wenn die Umfangsgeschwindigkeit des Grundkörpers größer als die des Gegenkörpers ist.

Ein negativer Schlupf ergibt sich, wenn die Geschwindigkeit des Gegenkörpers größer ist. Die untere Scheibe wird durch einen positiven und die obere Scheibe durch einen negativen Schlupf beansprucht, siehe Abb. 5.5a.

Die Übertragung dieser Definition auf Zahnrädern wird in Abb. Abb. 5.5b gezeigt. Im Bild sind kontaktierende Evolventen in drei unterschiedlichen Positionen entlang der Eingriffslinie dargestellt. Das treibende Rad 2 und das angetriebene Ritzel 1 besitzen in den Punkten a, b und im Wälzpunkt C die eingezeichnete Geschwindigkeiten v_1 und v_2 . Die eingezeichneten Zahnnormal- F_{ZN1} und Reibkräfte F_{R1} sind auf das Ritzel 1 bezogen. Der Zahnkontakt wandert vom Punkt a durch den Wälzpunkt C in Richtung Punkt b. Dabei schiebt sich der Zahnkontakt an den Zahnflanken in die eingezeichnete Richtung BR . Entsprechend der Definition stellt für den Ritzel 1 die Strecke (aC) ein positiver, und die Strecke (Cb) ein negativer Schlupfbereich dar. Allgemein gesagt, sind die Fußbereiche durch einen negativen, die Kopfbereiche mit einem positiven Schlupf behaftet.

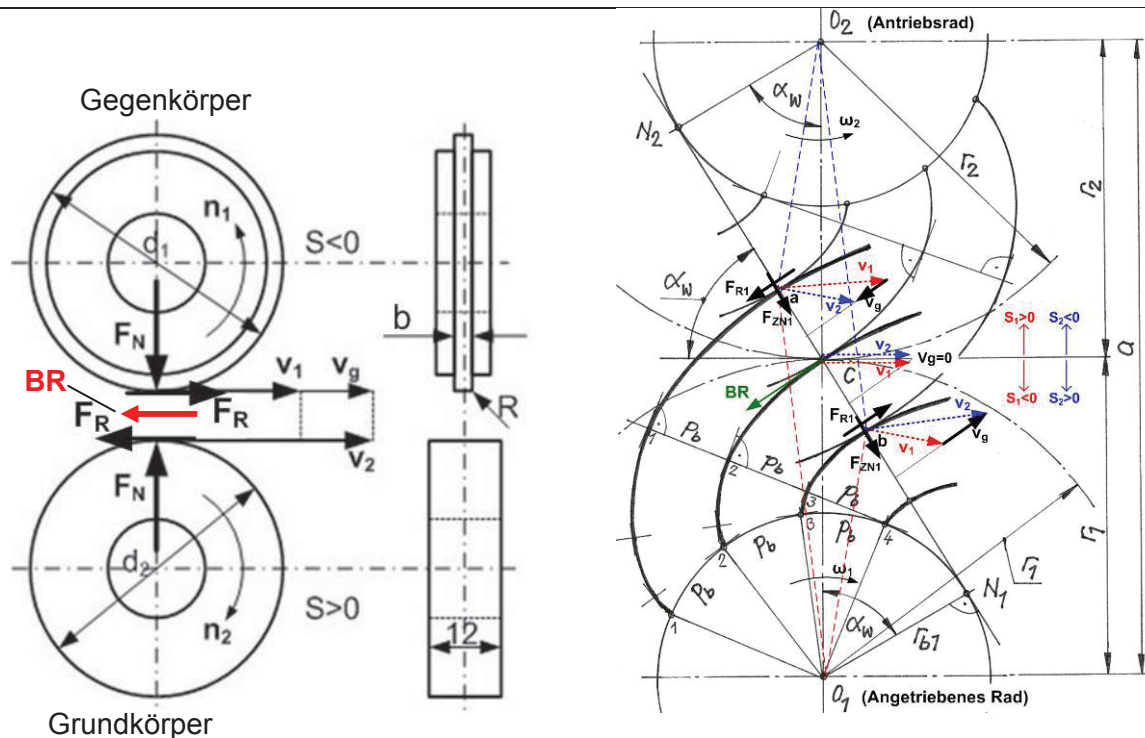


Abb. 5.5: Definition des Schlupfes a) an Rollen, b) an Zahnrädern [4, 26]

Bei Zahnradpaarungen treten in Abhängigkeit der Geometrie Schlupfwerte von bis zu 24 % auf, bei Wälzlagern liegen die Werte des Schlupfes abhängig von der Bauweise bei bis zu 3 %. Bei der Betrachtung von Schiene und Wagenrad in der Eisenbahn- und Straßenbahntechnik wird angenommen, dass dort die ganze Bandbreite des Schlupfes von hohen positiven und negativen Werten je nach Betrachtungssystem und Arbeitsvorgang (Beschleunigung oder Abbremsen) auftritt [4].

5.2. Phasen der Pittingbildung

Bevor die Phasen der Pittingbildung genauer diskutiert werden, müssen einige Grundgedanken beachtet werden. Die Wälzfestigkeit zeigt typischerweise keine ausgeprägte Dauerfestigkeit. In unterschiedlichem Maße finden irreversible werkstoffschädigende Vorgänge statt. Deshalb spricht man im Allgemeinen von Wälzfestigkeit, bezogen auf einen definierten Grenzyklenwechsel [4].

Die Phasen der Wälzermüdung und der damit entstehenden Pittingbildung werden durch mehrere Theorien wie zum Beispiel die Shakedowntheorie, das Ratcheting und die Betrachtung von Voskamp [12] beschrieben. Tab. 5.1 zeigt eine Gegenüberstellung der Pittingbildung von nitrierten und einsatzgehärteten Schichten nach dem Stand der Technik [4, 12].

<u>Pittingentstehung</u>		
	nitriert	einsatzgehärtet
1. Einlaufphase bis 10^3 Zyklen	Veränderung der Kontaktgeometrie; erhöhte irreversible Veränderungen: - plastische Verformung - Versetzungsstruktur bilden - Eigenspannungen	Veränderung der Kontaktgeometrie; erhöhte irreversible Veränderungen: - Restaustenit umwandeln
2. Stabilitätsphase bis 10^5 Zyklen	- zunehmende Dehnung - Texturverstärkung - Mikroanrisse - Verfestigung / Entfestigung	- zunehmende Dehnung - Texturverstärkung - Mikroanrisse - Verfestigung / Entfestigung
3. Ausfallphase bis 10^9 Zyklen	wachsende und neue Mikroanrisse ==> Pitting bzw. Graufleckigkeit	Restaustenit umwandeln wachsende und neue Mikroanrisse ==> Pitting bzw. Graufleckigkeit

Tab. 5.1: Charakterisierung der Phasen der Wälzermüdung [4, 12]

Wie in Tab. 5.1 ersichtlich, teilt sich die Wälzermüdung in drei Teilbereiche auf. In der Einlaufphase kommt es zu Veränderungen der Kontaktgeometrie. Abb. 5.7, linkes Bild, zeigt eine Einlaufspur einer 2-RCF-Probe. In dieser Phase treten auch elastische und plastische Verformungen auf, die als Shakedown beschrieben werden können, vgl. Abb. 5.6 [4]. Das Shakedown wird in elastisches und plastisches Shakedown unterteilt. Beim elastischen Shakedown treten plastische Verformung bzw. Versetzungen auf, die sich wieder stabilisieren. Nach der Stabilisierung treten nur noch elastische Verformungen auf. Beim plastischen Shakedown kommt es zur Stabilisierung der Hystereseschleifen und es treten kleine irreversible plastische Verformungen auf, zu erkennen als Hystereseschleifen in Abb. 5.6. Wird der Grenzwert des plastischen Shakedowns überschritten, treten mit jeder Überrollung verstärkt plastische Dehnungen auf. 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 der plastischen Dehnungen gegeben ist. Der Prozess der Summierung wird als Ratcheting bezeichnet und leitet die Stabilitätsphase ein. In dieser zweiten Phase sind bereits Mikroanrisse feststellbar, vgl. Abb. 5.7 mittleres Bild. Für Ratcheting müssen zwei Bedingungen erfüllt sein:

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

Als Folge weiteren Ratcheting treten optisch klassifizierbare Ausfallserscheinungsbilder, wie Pittingbildung und Graufleckigkeit auf, siehe Abb. 5.7 rechtes Bild. Dies leitet die Ausfallphase ein. Die verschiedenen Beanspruchungsbereiche wie oben angesprochen sind an Abb. 5.6 dargestellt.

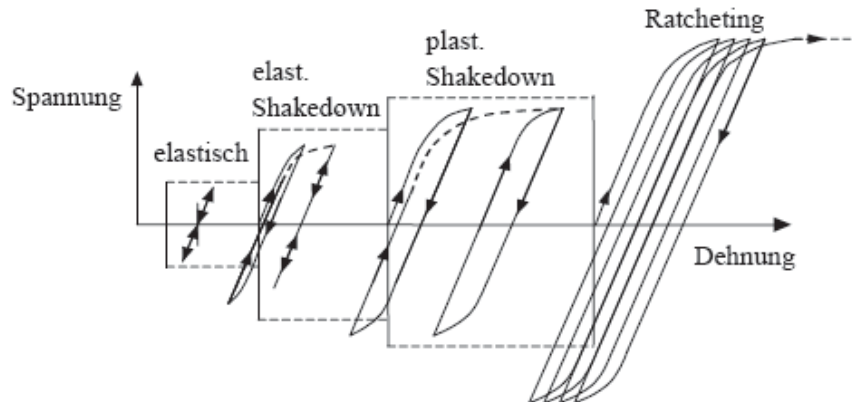


Abb. 5.6: Verschiedenen Beanspruchungsbereiche nach Kapoor und Williams [4]

Abb. 5.7 zeigt charakteristische Bilder der 3 Phasen einer Pittingbildung.

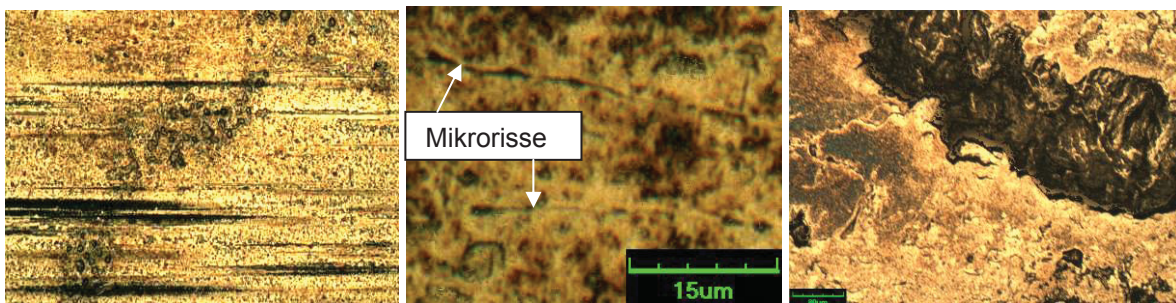


Abb. 5.7: Charakteristische Bilder: Einlaufspur (links), Mikrorisse (mitte), Pitting (rechts)

Die Beurteilung der Wälzermüdung erfolgt in erster Linie durch visuelle Beobachtung. Es ist bekannt, dass auf Grund der zyklischen Beanspruchung im Betrieb unterhalb der Laufbahnoberfläche von Wälzwerkstoffen ausgeprägte Gefügeveränderungen entstehen können. Dort kommt es zu den ersten mikroplastischen Verformungen, erst später treten Ermüdungsrisse auf.

Während der Einlaufphase tritt eine Plastifizierung des Werkstoffes auf, die nicht zu einer Schädigung führen muss. Dadurch wird angenommen, dass die ertragbaren Belastungen beim Wälzen zu Spannungen führen, die höher sind als jene, die den Dauerfestigkeiten von Biegewechsel-, Zugwechsel- und Umlaufbiegebelastungen entsprechen. Für die höheren Wälzfestigkeitswerte gibt es mehrere Ursachen [4]:

- die gleichzeitig hohen hydrostatischen Drücke verändern die Duktilität des Materials und ermöglichen größere Bruchdehnungen

-
- das Shakedownphänomen
 - Die Stabilitätsphase ist durch kleine, lokale, plastische Verformungen gekennzeichnet, die zu einer mechanisch induzierten Restaustenitumwandlung bei einsatzgehärteten Stählen führen. Durch die Volumendilatation bilden sich Druckeigenstressungen aus, wodurch eine weitere Umwandlung des Restaustenits begrenzt wird.

Bei den metallographischen Untersuchungen von kontaktbeanspruchten Zonen von einsatzgehärteten Bauteilen sind oftmals irreversible Gefügeveränderungen wie die Dark-Etching-Area (DEA) und die weißen Bänder White-Bands (WB) zu finden.

DEA treten unter der Kontaktfläche in einem größeren Bereich auf [4]. Die Namensgebung 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 [4] in diesen Zonen.

Demgegenüber verhalten sich die WB im Anätzprozess nahezu inert und liegen als weiße Streifen vor, siehe Abb. 5.8a. WB sind ferritische Bereiche, die von einer kohlenstoff- und karbidreichen Matrix umgeben sind. In den WB ist die Kohlenstoffkonzentration gegenüber dem Ausgangszustand um ca. 1/3 geringer [12]. Die WB entstehen somit durch Kohlenstoffdiffusion. Die Mikrohärtigkeit ist ebenfalls gegenüber der Ausgangsmikrohärtigkeit geringer und zeigt auch eine Abnahme der Karbidkonzentration [12]. Die Härte der WB ist jedoch höher als vom Grundmaterial. Dies lässt sich 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 [12]. Ein Butterfly bildet sich an einem harten, nichtmetallischen Einschluss. Sein Aussehen in Abb. 5.8b lässt auf ein Aufstauen von Versetzungen am Einschluss schließen [4].

Die Einschlüsse haben negative Auswirkungen auf die Wälzfestigkeit. Weiche Einschlüsse wie Mangansulfid haben nur einen geringen Einfluss. Titanitride-Einschlüsse beeinflussen die Wälzfestigkeit nur in geringem Maße. Al-Einschlüsse haben einen großen negativen Einfluss auf die Wälzfestigkeit.

Nach Voskamp [12] werden die WB zusätzlich in Low-Angle-Bands (LAB) und High-Angle-Bands (HAB) unterteilt. Die LAB besitzen eine stärkere Neigung im Bezug zur Oberflächennormalen als die HAB, siehe Abb. 5.8a. Sie treten im Verlauf der Beanspruchung später auf als die HAB.

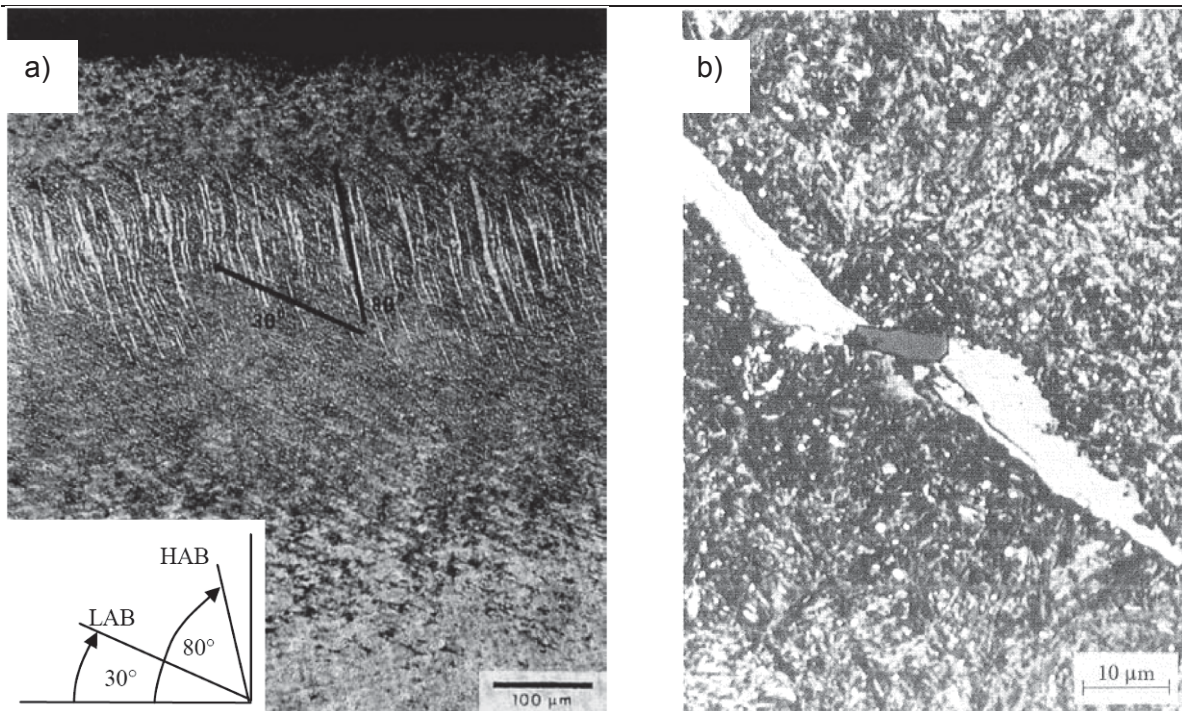


Abb. 5.8: a) Weiße Bänder innerhalb der DEA [4, 12]; b) Butterfly [12]

Im Schlibbild des Bruchbereiches eines Pittings wirken die White-Bands WB wie feste weiße Nadeln in einer ‚weicheren‘ Matrix. Demzufolge verläuft die Bruchfläche teilweise entlang der Grenze zwischen White-Bands und Matrix [4], siehe Abb. 5.9.

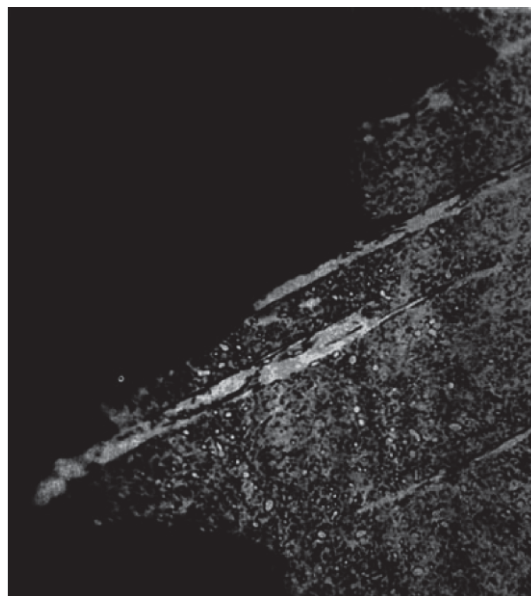


Abb. 5.9: Querschliff der Bruchfläche eines Pittings [4]

Auch die Untersuchung von plasmanitrierten Proben unter Wälzbeanspruchung belegten das Auftreten von Dark-Etching-Areas (DEA). White-Bands (WB) wurden jedoch in dieser Untersuchung nicht festgestellt. Die Ursache kann in einem geringeren Kohlenstoffgehalt der beanspruchten Randzone begründet sein, so dass die WB einerseits kaum auftreten und andererseits metallografisch schwierig zu lokalisieren sind [4].

5.3. Werkstoffe für Wälzbeanspruchung

Bei Wälz- und Kugellagern werden üblicherweise gehärtete Wälzstähle wie 100Cr6 oder Einsatzstähle wie 16MnCr5 eingesetzt. Bei Zahnrädern werden Einsatzstähle wie zum Beispiel 17CrNiMo6, 16MnCr5 und 20MnCr5 bzw. Nitrierstähle wie zum Beispiel 31CrMo12, 31CrMoV9, 34CrAl6 und 34CrAlMo5 verwendet. Um die Zahnfuß- und Zahnflankenfestigkeit zu erhöhen, werden Zahnräder gehärtet oder mit mehrlagenhartstoffbeschichtet (TiN-TiCN-TiC) beschichtet.

5.4. Härteverfahren

Wird ein Metall plastisch verformt, so breiten sich im Werkstück Versetzungen aus. Um nun die Festigkeit zu erhöhen, müssen Maßnahmen getroffen werden, die die Bewegung von Versetzungen behindern. Das Härten von Stählen ist eine Erhöhung seiner mechanischen Widerstandsfähigkeit durch gezielte Änderung seines Gefüges. Es kann zum Beispiel durch Wärmebehandlung mit anschließendem schnellem Abkühlen oder durch Eindiffundieren von Atomen erfolgen. Es gibt mehrere Härteverfahren. Zu diesen gehören Ausscheidungs-, Umwandlungs-, Kalt-, Randschicht-, Einsatzhärtung, Nitrieren... [2]. Für die Festigkeitssteigerung vieler im Maschinenbau eingesetzten wälzbeanspruchter Bauteile wird vorwiegend das Einsatzhärten und das Nitrieren verwendet, [6]. Durch diese beiden Technologien, die in den nächsten Kapiteln genauer beschrieben werden, wird ein funktionsbezogenes Eigenschaftsprofil erzeugt, das sich in einem duktilen Werkstückkern und einer verfestigten Randschicht ausdrückt.

5.5. Nitrieren

Zum Nitrieren haben sich vier unterschiedliche Verfahren etabliert. Diese sind das Gas-, Bad-, Plasma- und das Pulvernitrieren. Die klassischen Verfahren wie zum Beispiel Gas- und Badnitrieren kommen mit den strenger werdenden Umweltvorschriften zunehmend unter Druck. Eine sehr umweltfreundliche Alternative stellt das Plasmanitrieren dar.

Beim Nitrieren wird die Härte an der Oberfläche durch Eindiffundieren von Stickstoff in das Gefüge gesteigert. Wird eine höhere Härte an der Oberfläche, im Rand bzw. auch noch in bestimmter Tiefe unterhalb der Oberfläche gefordert, sollten Nitrierstähle verwendet werden. Die Nitrierstähle sind legierte Stähle mit Kohlenstoffgehalten von rund 0,3 bis 0,4 Massenprozent. Um die angestrebten spezifischen Eigenschaften zu erreichen werden diese speziell mit metallischen Elementen wie Aluminium, Chrom, Molybdän, Vanadium und Titan legiert. Diese Elemente werden auch als Nitridbildner bezeichnet [2]. Damit lassen sich ähnliche Härteprofile wie nach dem Einsatzhärten erreichen.

Die Stickstoffatome sind etwa halb so groß wie die Eisenatome. Das ermöglicht ein Einlagern auf Zwischenplätzen des Eisengitters. Aus energetischen Gründen sind dies hauptsächlich die Oktaederlücken. Die Menge des interstitiell gelösten Stickstoffs ist nicht beliebig groß, sondern ergibt sich aus dem jeweils vorliegenden Gefügebau, den Legierungselementen und der Temperatur [2]. Die Löslichkeit ändert sich mit der

Temperatur. Das Eisen und die Legierungselemente bilden mit Stickstoff die Nitride. Bei den Eisennitriden ist zwischen den stabilen γ' -Nitride (Fe_4N) und ϵ -Nitride (Fe_3N) und den metastabilen α -Nitride (Fe_8N) zu unterscheiden. Unterhalb von 500°C und bei einem Stickstoff-Massenanteil von mehr als 11,1 % kann auch ein ζ -Nitride (Fe_2N) existieren [2]. Die Existenzbereiche der Eisen-Stickstoff-Mischkristalle und der Nitride in Abhängigkeit von der Temperatur und Zusammensetzung ist in Abb. 5.10 dargestellt [2].

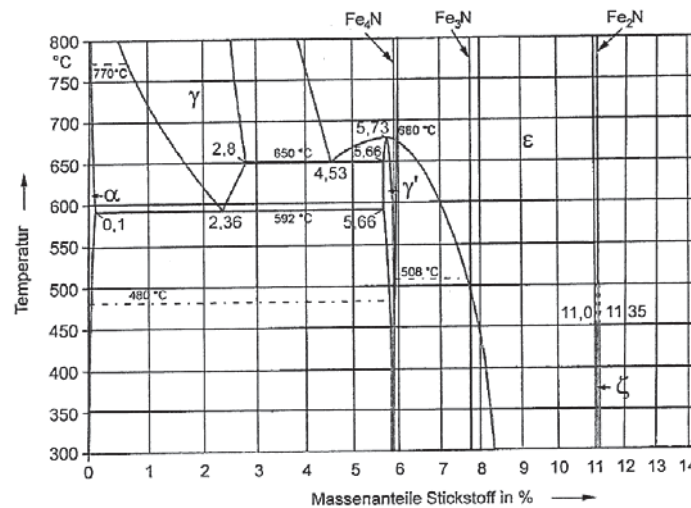


Abb. 5.10: Eisen-Stickstoff-Zustandsschaubild [2]

Stähle enthalten jedoch Kohlenstoff und weitere Legierungselemente und das Gefüge besteht aus Ferrit und Carbiden. Die Carbide können ebenfalls Stickstoff aufnehmen. Die Abb. 5.11 zeigt das Dreistoff-Zustands-Schaubild Fe-C-N bei einer Temperatur von 575°C [2].

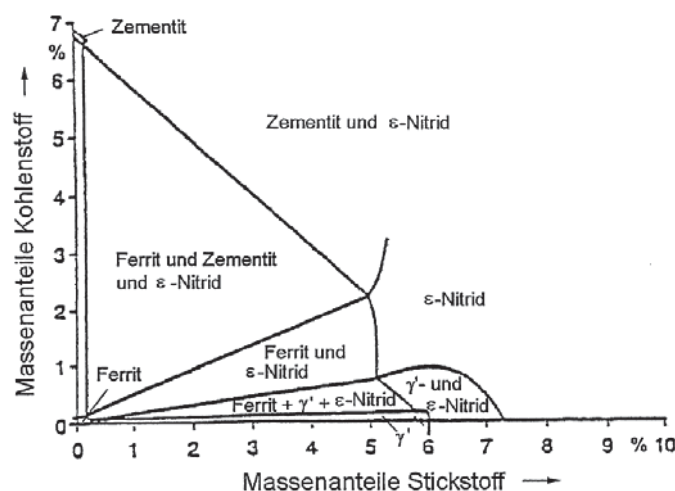


Abb. 5.11: Eisen-Kohlenstoff-Stickstoff-Zustandsschaubild bei 575°C [2]

Die Übertragung des Stickstoffs in das Gefüge des Grundmaterials vollzieht sich in mehreren Teilschritten [2]:

- Hinführen des Stickstoffspenders an die Werkstückoberfläche
- Adsorption des Stickstoffspenders und Freisetzen von Stickstoffatomen an der Werkstückoberfläche
- Durchdringen der Werkstückoberfläche durch Stickstoffatome
- Diffusion von Stickstoffatomen entlang der Korngrenzen und durch die Körner hindurch weiter in das Werkstückinnere.

Bei legierten Werkstoffen entstehen mit den nitridbildenden Legierungselementen kubisch flächenzentrierte Nitride, die in der Matrix submikroskopisch fein ausgeschieden werden. An der Werkstückoberfläche entstehen bereits nach kurzer Dauer die ersten γ' -Nitride. Im weiteren Verlauf vergrößern sich dann die Nitridkristalle, diese werden von ϵ -Nitriden bedeckt und breiten sich in die Tiefe aus, bis eine geschlossene Schicht entstanden ist. Bei Reineisen entstehen die beiden Nitridschichten ϵ und γ' zeitlich nacheinander. Über den Querschnitt der Nitrierschicht betrachtet, nimmt die Menge der ϵ -Nitride von außen nach innen ab und die der γ' -Nitride zu [2]. In Abb. 5.12 ist eine Oberflächenaufnahme einer Reineisenprobe und ein Schemabild des Querschliffes abgebildet.

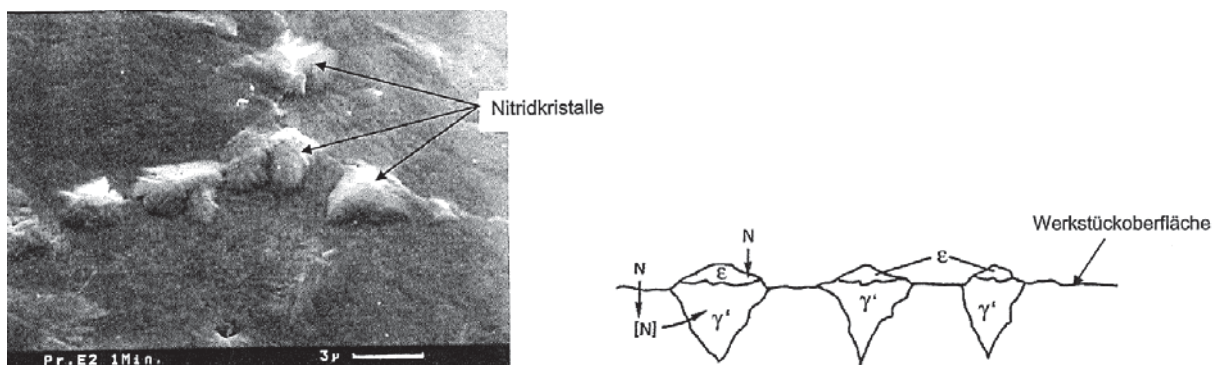


Abb. 5.12: Oberfläche einer Probe aus Reineisen nach einer Nitrierdauer von 30 min bei 575°C mit einzelnen Nitridkristallen, Schemabild des Querschliffes [2]

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 [4].

$$K_o = \frac{p_{H_2}}{p_{H_2O}} \quad \text{Glg. (5.4)}$$

5.5.1. Nitrierschichten

Beim Nitrieren bildet sich eine Verbindungsschicht und eine Diffusionsschicht (siehe Abb. 5.13).

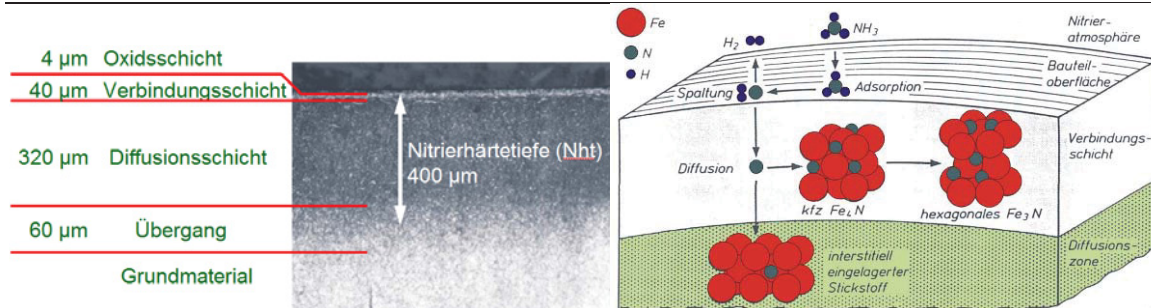


Abb. 5.13: Nitrierschichten [2][4]

Verbindungsschicht:

Die durch Nitrieren erzeugte Verbindungsschicht besteht aus einer intermetallischen Verbindung von Eisen und Stickstoff den sogenannten Nitriden. Die Schicht ist bis zu 40 µm dick und besitzt eine große Härte. Die Verbindungsschicht erscheint hell und strukturlos. Es ist eine deutliche ausgeprägte Grenze, die als Phasengrenze bezeichnet wird [4] zu erkennen. Die Verbindungsschicht kann nur dort entstehen, wo Eisen vorhanden ist.

Für die Wachstumsrate der Verbindungsschicht ist charakteristisch, dass das Quadrat ihrer Dicke der Behandlungsdauer proportional ist. Der poröse Bereich der Verbindungsschicht wächst linear (siehe Abb. 5.14). Die Verbindungsschicht ist bei legierten Stählen leichter zu beobachten als bei unlegierten [2]. Die Absicht, eine dickere Verbindungsschicht herzustellen und den porösen Bereich abzuarbeiten, lässt sich nur realisieren, wenn eine Feinstbearbeitung mit einer Abtragsrate im Bereich weniger µm durchgeführt werden kann. In der Anwendungspraxis werden 15 bis 20 µm abgetragen, dass nur ca. 7 µm bei unlegierten und ca. 5 µm bei legierten Stählen überbleiben. Mit zunehmenden Gehalt an nitridbildenden Legierungselementen nimmt die Wachstumsrate der Verbindungsschichtdicke ab [2].

Für die Härte der Verbindungsschicht ist ihr Aufbau aus Nitriden, Carbonitriden und Nitrocarbiden und deren kristallographische Struktur verantwortlich. In porenfreien Bereichen der Verbindungsschicht ergibt sich dann bei unlegierten und niedrig legierten Stählen eine Härte von ca. 700 bis 800 HV, bei legierten Stählen von 1000 bis 1500 HV. Wegen dieser hohen Härte verhält sich die Verbindungsschicht ähnlich spröde wie eine Keramik [2]. Das Versagen dieser Schicht erfolgt durch die größte Normalspannung.

In der Verbindungsschicht tritt eine Porosität auf, die nicht verhindert werden kann. Diese entsteht auf Grund der Metastabilität der Fe-N-C- Carbonitridphasen. Diese Phase führt zum Ausscheiden von Stickstoff, der zu Molekülen rekombiniert. Dadurch entstehen Poren, bevorzugt an energetisch begünstigten Stellen wie zum Beispiel Korngrenzen innerhalb der Verbindungsschicht. Die angekeimten Poren wachsen zusammen und bilden Kanäle bis zur Oberfläche hin, die auch offen sein können [2]. In Abb. 5.14 sind die Porenketten ersichtlich.

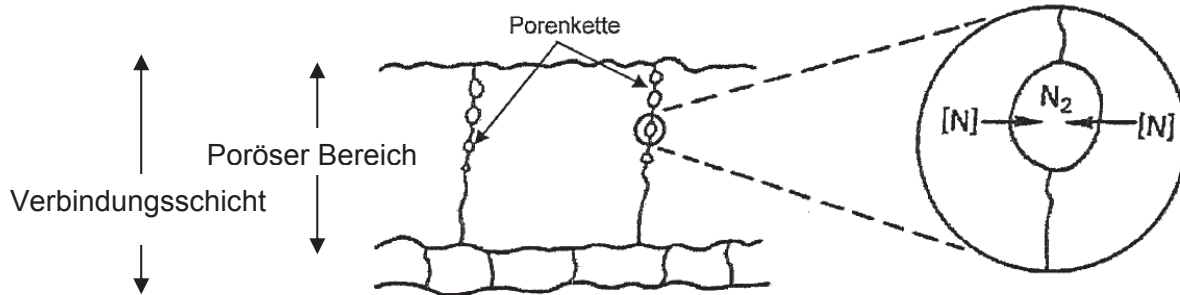


Abb. 5.14: Bildung von Poren und Porenketten [2]

Je nach Art und Höhe der Belastung können durch die Porenketten Partikel aus der Verbindungsschicht ausbrechen. In einem geschlossenen Tribosystem kann dadurch der Verschleiß eskalieren. Das ist deshalb der Fall, weil bei einem geschlossenen System, die Systemelemente wie zum Beispiel der Schmierstoff dauernd an dem verbundenen tribologischen Prozess beteiligt ist und daher die Partikel nicht wegtransportiert werden können. In einem offenen Tribosystem findet ein ständiger Stofffluss in und aus dem tribologischen System statt. Es wurden durch die Porenketten in manchen Anwendungsfällen wie zum Beispiel bei einer Druckumlaufschmierung ein günstigeres Einlaufverhalten beobachtet. Bis der Schmierstoff bei einer Druckumlaufschmierung bei dem zu schmierenden Teil ist, dienen die Poren und Kanäle als ein Schmierstoffdepot [2]. Durch den Wegtransport der ausgebrochenen Partikel kommt es auch zu keinem zusätzlichen Verschleiß.

Diffusionsschicht:

Unterhalb der Verbindungsschicht befindet sich eine Diffusionszone, die bis zu 0,8 mm tief in das Material reicht. Bei legierten Stählen werden für die Nitridausscheidung Legierungselemente herangezogen. Dadurch verringert sich die Korrosionsbeständigkeit der Matrix, so dass sie nach dem Ätzen stärker dunkel gefärbt ist. Aus diesem dunkleren Bereich kann die Dicke der Diffusionsschicht abgelesen werden. Die gesamte Nitrierschicht reicht allerdings noch darüber hinaus [2].

Der Gehalt an Legierungselementen wirkt sich auf das Wachstum der Diffusionsschicht aus. Mit zunehmendem Legierungsgehalt nimmt unter sonst gleichen Bedingungen die erreichbare Nitritiefe ab. Dies hängt damit zusammen, dass nur derjenige Anteil an Stickstoff weiter diffundieren kann, der lokal zur Bildung von Nitriden nicht benötigt wird. Eine höhere Temperatur beschleunigt das Schichtwachstum. Dabei entsteht beim Nitrieren Austenit, der sich beim langsamen Abkühlen in Martensit umwandelt. Die martensitische Diffusionsschicht unterhalb der Verbindungsschicht erhöht die Tragfähigkeit [2].

Die Härte der Diffusionsschicht von unlegierten Werkstoffen wird durch Gitterverzerrungen durch den interstitiellen eingelagerten Stickstoff hervorgerufen. Bei den legierten Werkstoffen wird dies in der Matrix durch die ausgeschiedenen Nitride mit den metallischen Legierungselementen hervorgerufen. Dadurch werden Versetzungsbewegungen, die plastische Verformungen ermöglichen, behindert.

Das Härteprofil wird hauptsächlich bestimmt durch [2]:

- Art und Menge anwesender Legierungselemente, wobei Al die Härte besonders stark erhöht
- die Temperatur beim Nitrieren
- die Dauer des Nitrierens
- den Gefügestand vor dem Nitrieren
- die Stickstoffaufnahme beim Nitrieren
- das Abkühlen bei unlegierten Stählen

Oxidschicht:

Oberhalb der Verbindungsschicht ist noch eine Oxidschicht durch Nachoxidation vorhanden, Abb. 5.15.

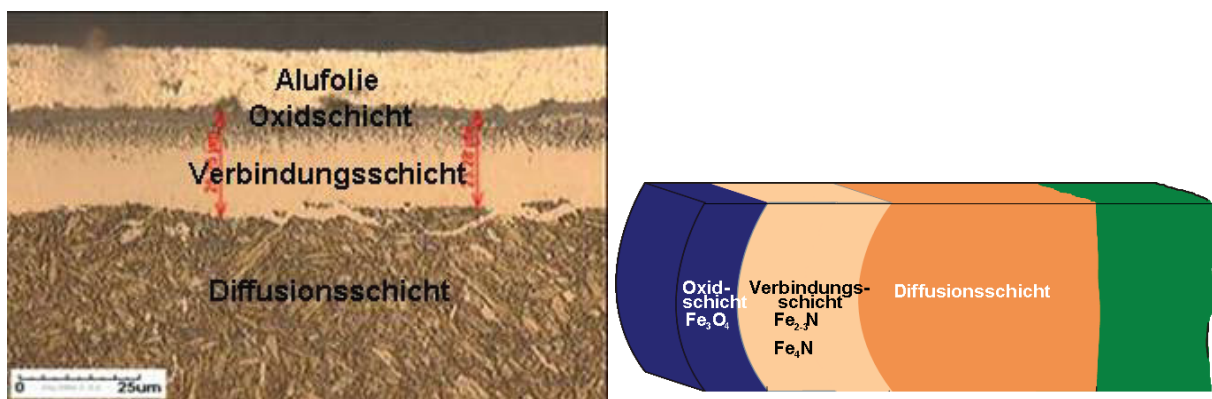


Abb. 5.15: Oxidschicht [2] [4] [6]

Die Oxidschicht ist sehr dünn und die Dicke beträgt ca. 5 – 10 % der Verbindungsschicht. Im Abb. 5.15 wurde für die Einbettung eine Alufolie verwendet.

Nitrierhärte tiefe:

Beim Nitrieren können Nitrierhärte tiefen (Nht) von bis zu 1,2 mm erreicht werden, wobei der Bereich von 0,2 bis 0,7 mm üblich ist. Diese Werte sind werkstoff- und verfahrensabhängig. Die Ermittlung der Nht ist nach DIN 50 190-3 definiert. Als Nht wird der senkrechte Abstand von der Oberfläche bis zu dem Punkt, an dem die Härte noch 50 HV höher als die Kernhärte ist bezeichnet [2], siehe Abb. 5.16.

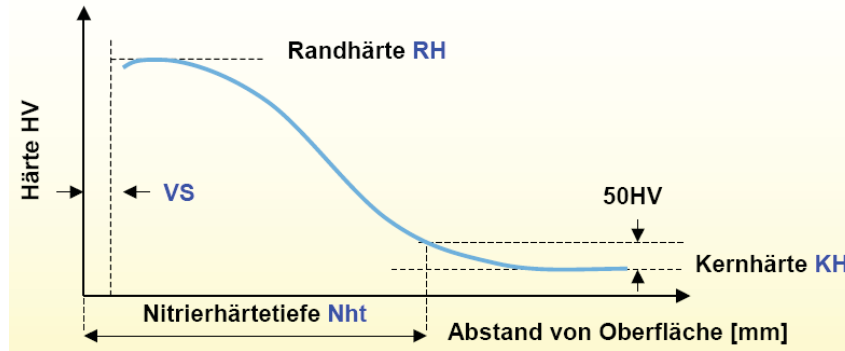


Abb. 5.16: Nitrierhärte [2]

Nitrierzeit:

Über die Nitrierzeit und die Nitriertemperatur wird die Nitrierhärte gesteuert. Da das Nitrieren ein diffusionsgesteuerter Prozess ist, gelten das 1. und das 2. Ficksche Gesetz. Danach ist die Nitrierhärte durch eine Quadratwurzelbeziehung mit der Prozesszeit verknüpft [4].

$$Nht = a_k \cdot \sqrt{t} \qquad \text{Glg. (5.5)}$$

a_k Koeffizient (anlagen- und prozessabhängig)

t Prozesszeit

5.5.2. Einfluss des Nitrierens auf das Werkstück

Einfluss auf die Werkstückoberfläche:

Das Eindiffundieren von Stickstoff bzw. Stickstoff und Kohlenstoff, die Bildung und das Wachstum der Nitridkristalle, sowie das Entstehen von Poren und Porenkanälen verändert die Oberflächentopographie der Werkstücke. Ebenfalls wachsen die Nitridkristalle einige Nanometer aus der Werkstückoberfläche heraus [2]. Die Abb. 5.17 zeigt die Oberflächentopographie nach dem Gasnitrieren.

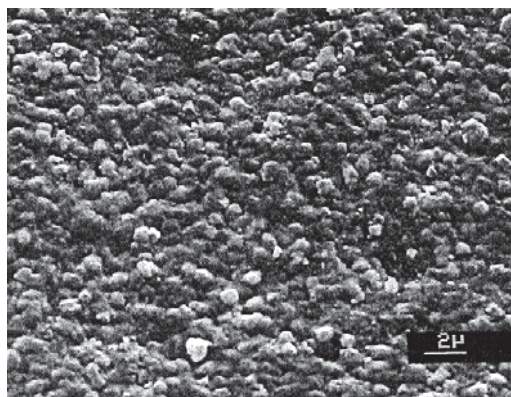


Abb. 5.17: Oberflächenmorphologie: Gasnitrieren [2]

Die Reinheit und Homogenität der Gefügestruktur des Grundmaterials hat ebenfalls einen Einfluss auf die Oberflächenrauheit. Je homogener und reiner die Gefügestruktur ist, desto geringer ist die Vergrößerung der Oberflächenrauheit, weil das Wachstum der Nitridkristalle gleichmäßiger ist. Das Maß, um das die Oberflächenrauheit vergrößert wird, hängt von der Rauheit vor dem Nitrieren ab. Je größer diese ist, umso mehr nimmt die Oberflächenrauheit zu. Wegen der hohen Härte der Verbindungsschicht kann die aufgeraute Oberfläche in einem tribologischen Systemen wie eine Schmirgelscheibe wirken. Es kann auch notwendig sein, dass die Oberfläche nochmals nachbearbeitet werden muss. Dies vergrößert auch den Tragflächenanteil und wirkt sich positiv auf das Verschleißverhalten aus [2].

Formänderungsvermögen und Zähigkeit:

Die in der Nitrierschicht entstandene Verfestigung verringert deutlich das Formänderungsvermögen, die Zähigkeit und die Duktilität. Das Formänderungsvermögen eines nitrierten Werkstücks wird aus dem Zusammenwirken von Nitrierschicht – Verbindungsschicht und Diffusionsschicht – und stickstoffreinem Kerngefüge bestimmt. Es ist zweckmäßig, Verbindungsschichten zu erzeugen, die nicht dicker sind als für den Anwendungszweck unbedingt notwendig [2].

Verschleißverhalten:

Für das Verschleißverhalten nitrierter Bauteile sind je nach Beanspruchung die Verbindungsschicht, die Diffusionsschicht oder beide dafür verantwortlich. Bei Adhäsion, Abrasion und Tribooxidation stehen die Eigenschaften der Verbindungsschicht im Vordergrund. Dabei leistet ihr porenfreier Bereich einen besonders hohen Verschleißwiderstand. Die Eigenschaften der Diffusionsschicht kommen dann zum Tragen, wenn die Verbindungsschicht nicht mehr vorhanden ist. Jedoch besitzt nur eine Diffusionsschicht mit ausreichend hoher Härte, wie bei den Nitrierstählen, gegenüber dem Abrieb bei Furchungverschleiß oder Wälzverschleiß einen ausreichenden Widerstand. Außerdem unterstützt eine hohe Härte in der Diffusionsschicht die Verbindungsschicht gegen Verformung bei zu großer Flächenbelastung [2].

Eigenspannungen:

Die Stickstoffaufnahme, die Nitridausscheidung und durch rasches Abkühlen induzierte thermische Spannungen erzeugen in der Werkstückrandschicht makroskopische Druckeigenspannungen, welche die Schwingfestigkeit maßgeblich beeinflussen [4]. Ebenfalls kommt es durch die Druckeigenspannungen zu einem Verzug, der beim Nitrieren sehr gering ist. Es entstehen in der Diffusionsschicht Druckeigenspannungen von -200N/mm^2 bis zu -1000N/mm^2 . Ausscheidungen von übersättigt gelöstem Stickstoff verringern diese Werte allerdings wieder. Je höher die Menge der Legierungselemente Chrom, Molybdän, Vanadium usw. desto höher sind auch die nach dem Nitrieren in der Diffusionsschicht vorhandenen Eigenspannungen [2].

Dauerfestigkeit:

Durch Nitrieren wird die Schwingfestigkeit erhöht. Von besonderer Bedeutung ist dies für Bauteile mit scharfen Kerben, bei denen im Kerbgrund durch Biegung oder Torsion besonders hohe Spannungen auftreten. Die Nitrierschicht verringert die Kerbempfindlichkeit. Die höhere Randfestigkeit resultiert aus der Verfestigung der Randschicht und den in ihr vorhandenen Druckeigenstressungen. Daraus ergibt sich eine örtliche höhere Dauerfestigkeit [2].

Verläuft das Spannungsprofil flach, wie es auf Bauteile größeren Querschnitts zutrifft, ist damit zu rechnen, dass der Anriss unterhalb der Oberfläche entsteht, und zwar im Übergang von der Nitrierschicht zum Grundmaterial. In diesem Fall wirken sich die Oberflächenrauheit, Bearbeitungsreifen oder kleinere Kerben nicht auf die Dauerfestigkeit aus [2].

Mit zunehmend steilerem Gradienten des Spannungsprofils verschiebt sich der Anrissort in Richtung Oberfläche. Die Schwingfestigkeit ergibt sich entweder aus dem Überlagern des Wöhler-Streubandes der Nitrierschicht mit dem des nicht nitrierten Bereiches oder nur der Nitrierschicht [2].

Bei stark gekerbten Bauteilen mit geringer Querschnittsabmessung und einem hohen Spannungsgefälle entstehen die Anrisse unabhängig von der Höhe der Beanspruchung direkt an der Oberfläche im Kerbgrund. Die Schwingfestigkeit wird hier durch den äußeren Bereich der Nitrierschicht bestimmt, vor allem durch die Eigenspannungen und die Härte unmittelbar unterhalb der Bauteiloberfläche. Wegen der Empfindlichkeit der Nitrierschicht gegenüber hohen Spannungsamplituden wird der Anstieg der Zeitfestigkeitsgeraden der Wöhlerlinie verringert [2].

Liegt der Anrissort unter der Oberfläche, lässt sich die Schwingfestigkeit durch eine größere Nitriertiefe und eine höhere Kernhärte erhöhen. Entstehen Anrisse an der Oberfläche, so ist es notwendig, die Randhärte durch Verwendung eines Stahls mit einem höheren Gehalt an nitridbildenden Legierungselementen zu erhöhen [2].

In Abb. 5.18 ist die Dauerfestigkeitssteigerung auf Grund von Plasmanitrieren dargestellt.

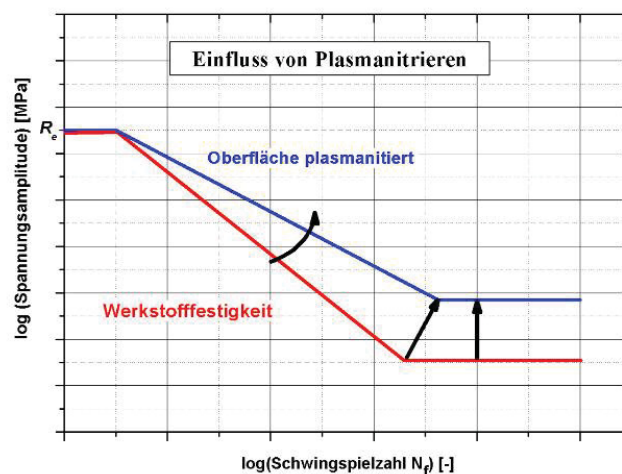


Abb. 5.18: Dauerfestigkeitsänderung durch Plasmanitrieren [7]

Die Steigerung der Dauerfestigkeit durch das Nitrieren hängt vom Bauteil und seiner Beanspruchung, dem verwendeten Werkstoff, dem Ausgangsgefügezustand und den Bedingungen beim Nitrieren ab. Die Steigerung der Dauerfestigkeit liegt zwischen 10 und 300% [2].

Werkstoffvolumenänderung:

Das Nitrieren verändert die Werkstückgeometrie. Durch die Stickstoffaufnahme wird das spezifische Volumen der Werkstückrandschicht größer (siehe Abb. 5.19). Die Veränderungen betragen im Allgemeinen aber nur wenige μm . Am größten ist der Einfluss im Kantenbereich [2]. Die spezifische Werkstoffvolumenänderung ist beim Nitrieren viel kleiner als beim Einsatzhärten.

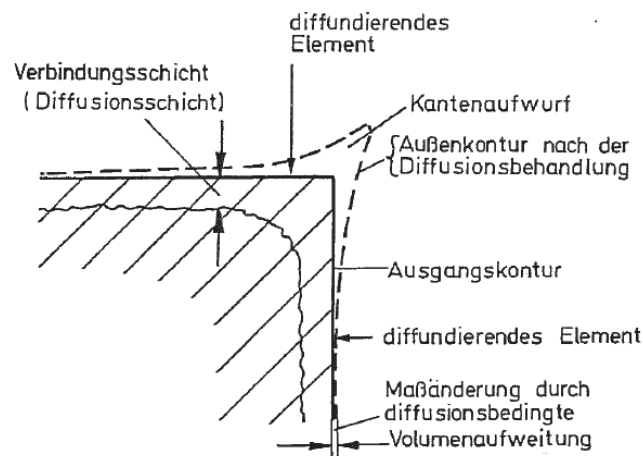


Abb. 5.19: Wirkung des Nitrierens im Bereich der Werkstückkante [2]

5.5.3. Plasmanitrieren

Das Verfahren wird üblicherweise bei 400 – 580°C durchgeführt und findet im Unterdruck (Vakuum) unter Zuhilfenahme des mit einer Glimmentladung erzeugten Plasmas an der Werkstückoberfläche statt. Dazu wird das Behandlungsgas durch eine hohe Spannung (600-1000 V) und einem niedrigen Druck von einem nicht leitenden Gas in ein teilweise ionisiertes, elektrisch leitendes Plasma umgewandelt. Das Plasmanitrieren findet in einer ionisierten Gasatmosphäre statt, das bedeutet, das Werkstück ist als Kathode geschaltet, die Ofenwand dient als Anode. Infolge der anliegenden Spannung zwischen Charge und Gehäuse wird der Stickstoff ionisiert und wird in Richtung des Werkstückes beschleunigt. Es wird mit gepulstem Gleichstrom gearbeitet. Das Werkstück wird im wesentlichen durch den Prozess selbst erwärmt. Die Behandlungszeit beträgt 10 Minuten bis 70 Stunden und richtet sich nach dem Werkstoff, dem gewünschten Schichtaufbau und der zu erreichenden Schichtdicke. Sowohl die Entladungsspannung, die Stromstärke, die elektrische Leistung als auch die Gasarten, die Partialdrücke und die Nitrierdauer können variiert werden. Durch die Variation der Parameter ist eine optimale Anpassung der Nitrierschicht bzw. ihres Aufbaus

an den Anwendungsfall möglich. Plasmanitrieren basiert somit auf einem gut regelbaren physikalischen Prozess mit hoher Flexibilität.

Als Prozeßgase werden überwiegend Ammoniak, Stickstoff, Methan und Wasserstoff eingesetzt. Sauerstoff und Kohlendioxid werden für die korrosionsschützende Nachoxidation verwendet.

Beim Plasmanitrieren können Nitrierhärteiefen von bis zu 1,0 mm erreicht werden, wobei der Bereich von 0,2 bis 0,6 mm üblich ist.

Es können alle gebräuchlichen Stahl-, Guss- und Sinterwerkstoffe behandelt werden. Geeignet sind sowohl unlegierte als auch niedrig und hochlegierte Stähle. Das Verfahren eignet sich besonders für hochlegierte Werkstoffe (> 13% Cr) unter Berücksichtigung einer sich einstellenden Verschlechterung der Korrosionsbeständigkeit.

5.6. Einsatzhärten

Bei den meisten Werkstoffen muss vor dem Einsatzhärten aufgekühlt werden. Zum Aufkohlen werden die Werkstücke in einem Gas oder in flüssigen oder körnigen Kohlenstoff geglüht, bei Temperaturen bei denen das Stahlgefüge austenitisch ist. In diesem Zustand ist das Lösungsvermögen für Kohlenstoff besonders groß. Dabei diffundiert der Kohlenstoff aus dem Aufkohlungsmittel in die Werkstückrandschicht ein. Die Behandlungsdauer richtet sich nach der erforderlichen Aufkohlungstiefe [2]. Der Werkstoff 20MnCr5 muss ebenfalls auf einen Kohlenstoffgehalt von 1,0 Massenprozent aufgekühlt werden. Nach dem Aufkohlen kann das Werkstück gehärtet werden.

Einsatzhärten kommt immer dann zum Einsatz, wenn man bei einem Werkstück einen zähen Kern und gleichzeitig eine verschleißbeständige, harte Oberfläche haben möchte.

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 Entmischung zurückzuführen [6].

Einsatzhärteiefe

Gängige Einsatzhärteiefen liegen zwischen 0,1 und 2,5 mm. Das Einsatzhärten hat eine höhere Eindringtiefe als das Nitrieren. Die Einsatzhärteiefentiefe, kurz Eht ist derjenige senkrechte Abstand von der Oberfläche, bei dem die Härte auf einen definierten Wert (Grenzhärte = 550HV1) abgefallen ist [2], siehe Abb. 5.20.

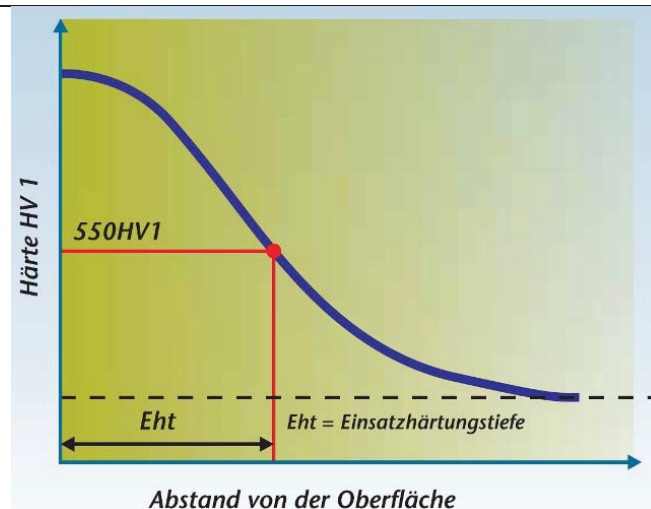


Abb. 5.20: Einsatzhärtungstiefe [2]

Formänderungsvermögen und Zähigkeit:

Das Einsatzhärten erhöht die Härte und die Festigkeit im Rand. Dadurch wird das plastische Formänderungsvermögen deutlich verringert und es können schon bei relativ geringen Verformungen Anrisse entstehen. Verstärkt wird die Anrissneigung noch durch das Vorhandensein von Kerben. Anrisse in der Randschicht verlaufen überwiegend interkristallin. Das ist ein Zeichen dafür, dass die Korngrenzenfestigkeit geringer ist als die Kornfestigkeit [2]. Durch Anlassen kann die Korngrenzenfestigkeit erhöht und die Anrissneigung verringert werden. Wie rasch sich ein Anriss fortpflanzt und ob er zum Bruch führt, ergibt sich aus der Härte des Übergangs- und des Kernbereiches des einsatzgehärteten Werkstückes.

Verschleißverhalten:

Die höhere Rand- und Oberflächenhärte erhöhen den Widerstand gegen abrasiven Verschleiß (Furchungverschleiß, Abrieb), Prall- und Stoßverschleiß (Erosion). Die Wirkung bei adhäsivem Verschleiß ist dagegen weniger ausgeprägt. Die Einsatzhärtungsschicht bewährt sich besonders auch bei Wälzverschleißbeanspruchungen, bei denen es infolge einer Oberflächendruckbelastung zu hohen Schubspannungen unterhalb der Werkstückoberfläche kommt. Im Laufe einer zyklischen Beanspruchung kommt es zur Randschichtzerrüttung. Das Einsatzhärten kann die Randschichtfestigkeit so weit erhöhen, dass der Widerstand gegen Zerrüttung zunimmt, so dass eine höhere Lastamplitude ertragen und die Lebensdauer verlängert wird. [2].

Eigenspannungen:

Entsprechend dem Kohlenstoffverlauf über den Werkstückquerschnitt wandelt sich das Gefüge beim Abkühlen bei unterschiedlichen Temperaturen und zu unterschiedlichen Zeitpunkten um. Der Kern bildet zuerst ein Martensitgefüge. Der austenitische weichere Randbereich wird durch die Volumenvergrößerung plastisch gedehnt. Beim anschließenden Umwandeln der Randschicht und der dort eintretenden Volumenzunahme, lässt sich der

gehärtete Kern nicht mehr dehnen. Dadurch wird der Rand unter Druck gesetzt und ein Verzug wird hervorgerufen. Wie hoch die Druckeigenspannungen und der Verzug werden, hängt von der Martensitmenge ab. Restaustenit oder eine Randoxidation verringern die Druckspannungen, es können sogar Zugspannungen am Rand entstehen. Durch das Anlassen können Druckeigenspannungen verringert werden. Die Druckeigenspannungen vermindern die Kerbwirkung, so dass die Rissbildung an der Bauteiloberfläche verzögert, unterdrückt oder ins Bauteilinnere verschoben wird. [2]

Dauerfestigkeit:

Das Einsatzhärten hat positive Auswirkungen auf die Dauerfestigkeit. Die Tragfähigkeitsgrenzen für einsatzgehärtete Zahnräder nach FZG sind in Abb. 5.21 dargestellt [11]. Die einzelnen Schädigungsmechanismen begrenzen das Drehmoment in Abhängigkeit der Umfangsgeschwindigkeit.

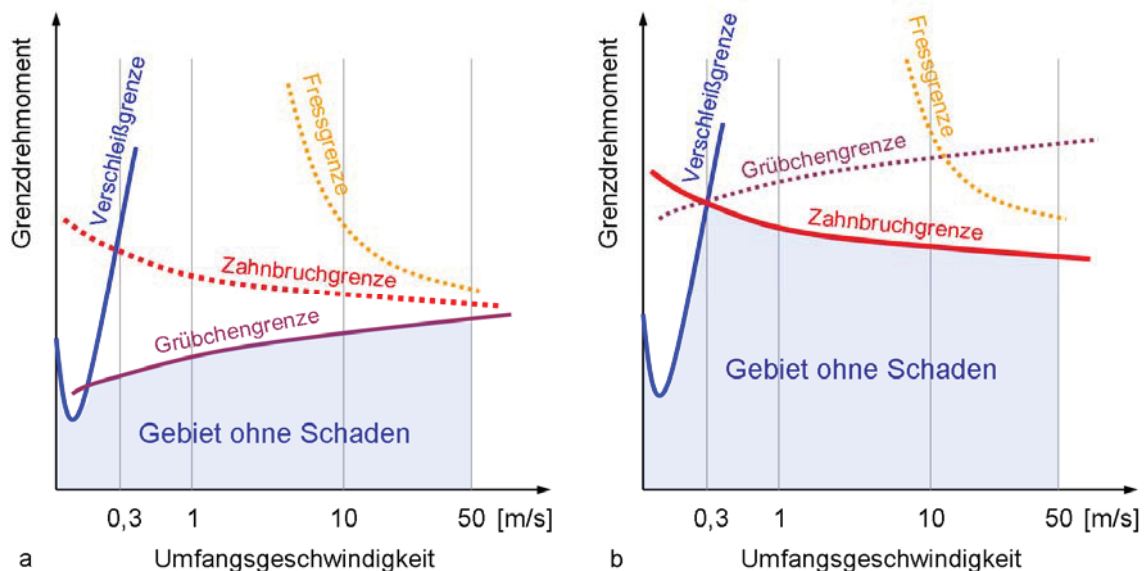


Abb. 5.21: Haupt-Tragfähigkeitsgrenzen, zwei Beispiele: a) Zahnräder aus Vergütungsstahl; b) oberflächengehärtete Zahnräder. [11]

Bei Oberflächenhärtung des Zahnrades rückt das Gebiet ohne Schaden in Richtung höheres Grenzdrehmoment. Wie aus Abb. 5.21b ersichtlich liegt die Grübchentrugfähigkeit oberflächengehärteter Zahnräder über jener der kritischen Zahnbruchgrenze. Bei hohen Schwingspielzahlen und bei geringerem Drehmoment kommt es jedoch wieder zur Grübchenbildung bevor der Zahnbruch eintritt [11].

5.7. Vergleich der Einsatzhärtung mit dem Plasmanitrieren

Tab. 5.2 [7] vergleicht die Stärken bzw. Schwächen von Einsatzhärten und Plasmanitrieren bei der Anwendung an Verzahnungen. Einsatzgehärtete Verzahnungsteile müssen in vielen Anwendungen auf Grund des größeren Verzuges nach dem Härtevorgang mechanisch

nachbearbeitet werden. Dieser zusätzliche Arbeitsschritt der Hartbearbeitung (Schleifen) ist aufwendig und teuer. Auf Grund der geringeren Temperatur der Wärmebehandlung und der nicht benötigten Abschreckungen ergibt sich beim Plasmanitrieren ein wesentlich geringerer Verzug der Bauteile.

	Stärken	Schwächen
Einsatzhärten	<ul style="list-style-type: none"> • Günstig • Viele Kenndaten zur Auslegung • Hohe Zahnfussfestigkeit • Hohe Flankentragfähigkeit • Langjährige Erfahrungswerte • Etabliertes Verfahren • Fertigung ausgereizt • Weichbearbeitung möglich 	<ul style="list-style-type: none"> • Hoher Verzug • Hohes Gewicht • Eingeschränkter Gestaltungsfreiraum • Abgase und Reinigungsrückstände • Für hohe Verzahnungsqualität, teures Schleifen notwendig • Schwer in Fertigung integrierbar
Plasmanitrieren	<ul style="list-style-type: none"> • Verzugsarm • Gute tribologische Eigenschaften • Partielle Nitrierung hohe Prozesssicherheit • Umweltfreundlich • Gut integrierbar • Hoher Gestaltungsfreiraum 	<ul style="list-style-type: none"> • Längere Prozesszeiten • wenig etabliert • Keine / wenig Kennwerte für die Auslegung • Hoher Werkstoffeinfluss • Nur übliche Vergütungs- und Nitrierstähle getestet • Komplexere Werkstoffauswahl • Höherfestere Werkstoffe

Tab. 5.2: Vergleich von Plasmanitrieren und Einsatzhärten [7]

5.8. Vergleichspannungshypothesen

Im Fall von Kontaktbeanspruchungen werden in vielen Literaturen [3, 4, 14] unterschiedliche Vergleichspannungshypothesen verwendet. In dieser Arbeit werden die FEM – Analysen mit mehreren Vergleichsspannungshypothesen ausgewertet.

Immer dann, wenn mehrachsige Beanspruchung vorliegt, stellt sich die Frage, wie diese mit den Kenntnissen über das Werkstoffverhalten bewertet werden kann. Das Werkstoffverhalten kann im Prüflabor unter einachsiger Belastung wie zum Beispiel Zug- und Biegeversuch gewonnen werden. Die unterschiedliche Bedeutung, die den einzelnen Spannungs- und Dehnungskomponenten zukommt, führt zu unterschiedlichen Vergleichsspannungshypothesen. Die Vergleichsbeanspruchungen können als Vergleichsspannungen σ_v und Vergleichsdehnungen ϵ_v angegeben werden (Abb. 5.22). Die einfachsten Vergleichsspannungshypothesen ergeben sich einerseits für den über das Auftrennen von Atomebenen ablaufenden Spaltbruch spröder Werkstoffe und andererseits für das Einsetzen plastischer Verformung bei Erreichen der Fließgrenze [25]. Es gibt eine ganze Anzahl von Vergleichsspannungshypothesen zur Berechnung der Vergleichsspannung.

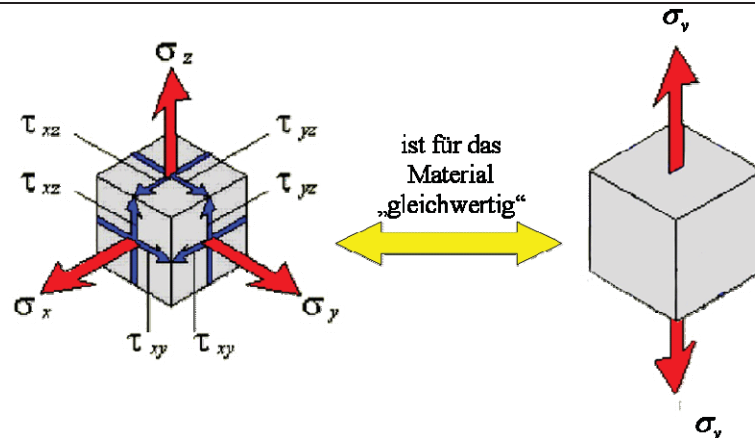


Abb. 5.22: Vergleichsspannung σ_v

5.8.1. Normalspannungshypothese

Die Beschreibung für den allgemeinen Spannungszustand laut Normalspannungshypothese (NH) lautet:

$$\sigma_v = \max(\sigma_1; \sigma_2; \sigma_3) \quad \text{Glg. (5.6)}$$

Es wird davon ausgegangen, dass ein Bauteil auf Grund der größten Normalspannung versagt. Die Hypothese wird für spröde Werkstoffe (z.B. Schweißnähte) mit vorwiegend ruhender Zugbeanspruchung sowie bei stoßartiger Belastung von zähen oder spröden Materialien angewendet, die mit Trennbruch (Sprödbbruch, ohne Fließen) versagen [25].

5.8.2. Schubspannungshypothese nach Tresca

Die Beschreibung für den allgemeinen Spannungszustand laut Schubspannungshypothese (SH) nach Tresca lautet:

$$\sigma_v = 2 \cdot \tau_{\max} = \max(|\sigma_1 - \sigma_2|; |\sigma_2 - \sigma_3|; |\sigma_3 - \sigma_1|) \quad \text{Glg. (5.7)}$$

Tresca geht davon aus, dass für das Versagen des Werkstoffes die größte Hauptspannungsdifferenz verantwortlich ist. Diese Hauptspannungsdifferenz entspricht dem doppelten Wert der maximalen Schubspannung. Sie wird bei zähem Material unter statischer Belastung, welches durch Fließen (Gleitbruch), versagt angewandt [25].

5.8.3. Gestaltänderungsenergiehypothese nach Mises

Die Beschreibung für den allgemeinen Spannungszustand laut Gestaltänderungshypothese, auch Gestaltänderungsenergiehypothese (GEH) nach Mises lautet:

$$\sigma_v = \sqrt{\sigma_x^2 + \sigma_y^2 + \sigma_z^2 - \sigma_x \cdot \sigma_y - \sigma_x \cdot \sigma_z - \sigma_y \cdot \sigma_z + 3 \cdot (\tau_{xy}^2 + \tau_{xz}^2 + \tau_{yz}^2)} \quad \text{Glg. (5.8)}$$

Nach Mises tritt Versagen des Bauteils dann auf, wenn die Gestaltänderungsenergie einen Grenzwert überschreitet. Die GEH wird für zähe Werkstoffe (z.B. Stahl) unter ruhender und wechselnder Beanspruchung verwendet. Nicht brauchbar ist die GEH bei nahezu hydrostatischen Spannungszuständen (gleich große Spannungen in allen drei Raumrichtungen), weil sich trotz der Beanspruchung eine Vergleichsspannung von Null ergibt [25].

5.9. Analyse der Kontaktarten

Je nach Kontaktbeanspruchung wird bei den Prüfmethode zwischen Punkt- und Linienbeanspruchung unterschieden.

5.9.1. Punktbeanspruchung

Beim BoR-Versuch wird ein punktförmiger Kontakt zwischen zwei gekrümmten Körpern erzeugt. Dadurch sind besonders hohe Kontaktdrücke realisierbar. Beim verwendeten BoR-Prüfstand ist kein Schlupf durch beabsichtigtes Verzögern der – frei mitdrehenden – kugelförmigen Prüfkörper gegenüber dem angetriebenen Stift erzeugbar. Werden zwei elastische Körper mit gewölbter Oberfläche gegeneinander gepresst, dann berühren sie sich im idealisierten Fall nur punktförmig.

Durch die Elastizität entsteht aber im realen Fall an der Berührstelle eine Abplattung und eine Berührungsfläche, welche eine elliptische Form hat.

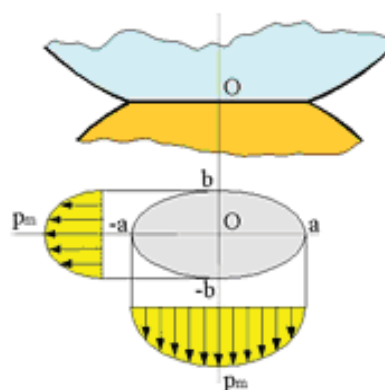


Abb. 5.23: Kontaktfläche beim BoR Versuch [3]

Auf der Berührungsfläche entsteht in beiden Körpern eine charakteristische Spannungsverteilung (Flächenpressung), wobei die Kontaktspannung in der Mitte am höchsten ist. Unter der Voraussetzung

- ideal glatter Oberfläche

- einer im Verhältnis zum Kugeldurchmesser geringen linear elastischen Deformation der Kontaktstelle
- an den Berührungsflächen treten nur Normalspannungen auf (reibungsfreier Zustand)
- Kontaktflächen bleiben eben
- sowie homogenen isotropen Werkstoffverhaltens

lassen sich für reine Wälzbeanspruchung die Geometrie der Kontaktfläche und die Verteilung der darüber liegenden Normalspannungen mit der Hertz'schen Pressung berechnen.

Die Hertz'sche Pressung bei Kontakt allgemein gekrümmter Oberflächen berechnet sich nach folgender Gleichung [3]:

$$p_{\max} = \frac{1}{\xi \cdot \eta} \cdot \sqrt[3]{\frac{3F_N \cdot E^* \cdot (\sum k)^2}{8\pi^3 \cdot (1-\nu^2)^2}} \quad \text{Glg. (5.9)}$$

wobei gilt:

F_N ... Normalkraft

E^* ... reduzierter E-Modul

Für den reduzierten Elastizitätsmodul E^* im Kontakt gilt die Umrechnung über die Elastizitäten und Poisson-Zahlen der Kontaktpartner wie folgt.

$$\frac{1-\nu^2}{E^*} = \frac{1}{2} \cdot \left(\frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2} \right) \quad \text{Glg. (5.10)}$$

$\nu_{1,2}$... Querkontraktionszahl Körper 1, Körper 2

$E_{1,2}$... E – Modul der Werkstoffe Körper 1, Körper 2

ξ, η ... Beiwerte nach Hertz für die Berührung gekrümmter Oberflächen

k ... Krümmung

Für den Berührungsfall Kugel-Kugel oder Kugel-Ebene gilt [3]:

$$p_{\max} = \frac{1}{\pi} \cdot \sqrt[3]{\frac{1,5 \cdot F_N \cdot E^*}{r^* \cdot (1-\nu^2)^2}} \quad \text{Glg. (5.11)}$$

Wobei gilt:

r^* ... reduzierte Kugelradius

$r_{1,2}$... Kugelradien von Körper 1, Körper 2

E^* ... Reduzierter Elastizitätsmodul

$E_{1,2}$... Elastizitätsmodul Körper 1, Körper 2

Bei Berührung zweier Kugeln mit unterschiedlichen Materialien und Durchmesser wird der reduzierte Kugelradius und reduzierte Elastizitätsmodul verwendet:

$$r^* = \frac{r_1 \cdot r_2}{r_1 + r_2} \quad \text{Glg. (5.12)}$$

$$E^* = 2 \cdot \frac{E_1 \cdot E_2}{E_1 + E_2} \quad \text{Glg. (5.13)}$$

Beim Sonderfall Kugel-Ebenegilt, dass $r_2 \rightarrow \infty$ und damit $r^* = r_1$ wird.

Beim BoR-Versuch ergeben sich folgende Abweichungen von der Hertz'schen Theorie:

- Die Kontaktzone ist aufgrund immer vorhandener Reibung nicht gänzlich schubspannungsfrei. Dieser geringe Einfluss ist durch den kleinen Rollreibungwert vernachlässigbar.
- Die Kontaktflächen sind nicht mehr eben sondern zylindrisch bzw. kugelförmig.
- In der geschmierten Kontaktzone bildet sich ein elastohydrodynamischer (EHD) Schmierfilm aus. Dieser Einfluss ist aufgrund der geringen Tragfähigkeit des ausgebildeten Schmierfilms ebenfalls zu vernachlässigen.

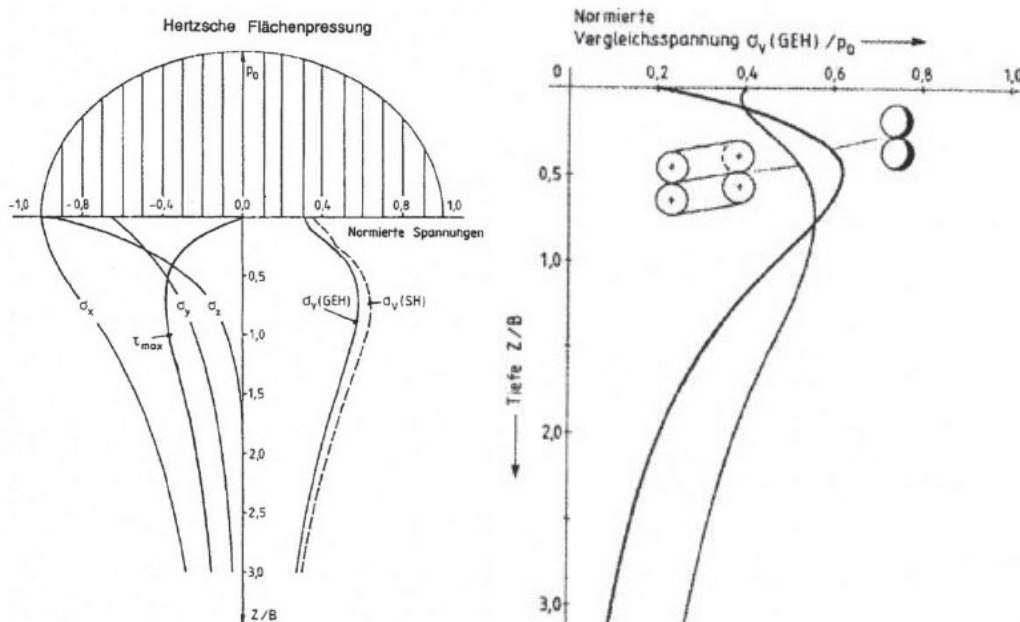


Abb. 5.24: Werkstoffbeanspruchung zweidimensional gekrümmter Oberflächen [3]

Sowohl das Maxima der Vergleichsspannung σ_v (GEH) nach der Gestaltänderungshypothese von Mises als auch das Maxima nach der Schubspannungshypothese σ_v (SH) liegt unterhalb der Werkstoffoberfläche. Die maximale Schubspannung τ_{max} liegt unter der Oberfläche und ist an der Oberfläche gleich Null. Das Maxima des Kontaktdrucks σ_z liegt an der Oberfläche. Die Abhängigkeit der Anstrengung

vom Verlauf der Geometrie der kontaktierten Körper zeigt Abb. 5.24. Sowohl die Größe als auch die Lage des Maximums verändert sich von Punkt- zu Linienkontakt [3].

Im Vergleich zur Linienberührung starten die Werte der Vergleichsspannung unter der Oberfläche bei der Punktberührung bei niedrigeren Werten, steigen dann jedoch schneller an und erreichen ein größeres Maximum in einer geringeren Tiefe unter der Oberfläche und klingen dann schnell wieder ab. Der Werkstoff unterliegt somit bei Punktkontakt bzw. kreisförmiger Kontaktfläche einer höheren Maximalbeanspruchung mit steileren Spannungsgradienten als bei Linienberührung bzw. rechteckiger Kontaktfläche. Bei konstanter Geometrie der Kontaktpartner vergrößert sich mit zunehmender maximaler Pressung p_{max} die Kurve der Vergleichsspannung in geometrisch ähnlicher Form, wobei sowohl das Maximum als auch die Tiefenwirkung ansteigen [3].

Tritt Schlupf auf, so verschiebt sich die Form und Lage der höchstbeanspruchten Zone zur Oberfläche. Das Tribologie-Handbuch [3] gibt folgende analytische Verläufe für die von-Mises Vergleichsspannung σ_v für Kugel-Ebene-Kontakt ohne und mit Schlupf, bezogen auf die Nennkontaktspannung an der Oberfläche, in Abb. 5.25 an.

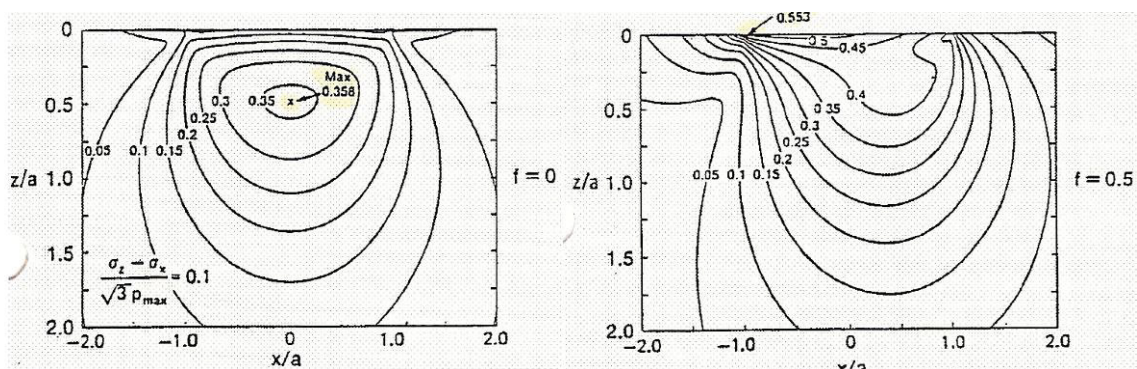


Abb. 5.25: Von-Mises Werkstoffbeanspruchung bei Kugel Ebene Kontakt: ohne Schlupf (links), mit Schlupf (rechts) [3]

Tritt bei Punkt- oder Linienkontakt Reibung auf, so verlagert sich das Zentrum maximaler Schubspannung in Richtung zur Oberfläche hin. Bereits ab einer Reibungszahl von $\mu \sim 0,5$ liegt das Maximum an den Oberfläche, siehe Abb. 5.25, rechtes Bild. Bei der Überlagerung von tangentialen Reibungskräften und Normalkräften kann damit gerechnet werden, dass bereits ab Reibungszahlen von $\mu \sim 0,2$ eine plastische Verformung im Oberflächenbereich eintritt.

Dies ist durch den niedrigen Verformungswiderstand an der Oberfläche gegenüber dem Werkstoffinneren zu erklären [3]. Beim BoR ist dieser Effekt auf Grund der sehr geringen Reibung der Kugellagerung zu vernachlässigen. Für die 2-RCF-Versuche mit Schlupf ist dies jedoch maßgebend.

Eigenspannungen

Sind Spannungen, die ohne Einwirkung äußerer Kräfte und Momente in einem Bauteil wirksam sind. Sie stellen einen inneren Zwangszustand dar, der durch

Verformungsbehinderungen entsteht. Mikroeigenstressungen sind Eigenstressungen im Bereich der Realstruktur, die durch Ausscheidungen usw. verursacht werden [3]. Treten Eigenstressungen durch die Randschichtbehandlung auf, so verschiebt sich das Maximum der von-Mises Vergleichsspannung σ_v und damit auch die Werkstoffanstrengung (siehe Abb. 5.26). Durch Zugeigenstressungen wird das Maximum in Richtung Oberfläche und durch Druckeigenstressungen in Richtung größerer Tiefe verschoben. Die Druckeigenstressungen vermindern die Werkstoffanstrengungen im tribologischen Kontakt. Bei der Analyse der Werkstoffanstrengung in tribologischen Kontakten werden die fertigungstechnisch eingebrachten Makro-eigenstressungen dem äußeren Beanspruchungsfeld überlagert [3].

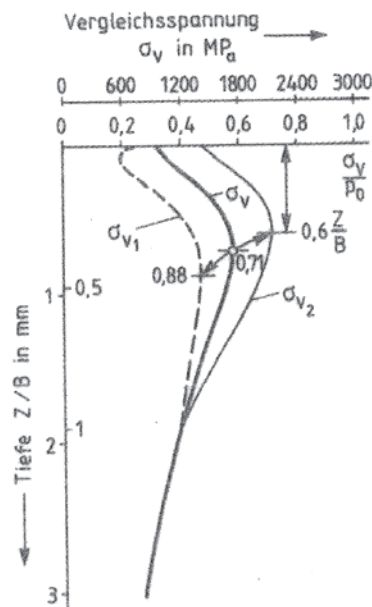


Abb. 5.26: Einfluss von Eigenstressungen auf die Werkstoffanstrengung [3]

5.9.2. Linienkontakt

Wenn zwei Zylinder mit parallelen Drehachsen zusammengedrückt werden, wie zum Beispiel beim Zwei-Scheiben-RCF Test, dann berühren sie sich im idealisiertem Fall nur linienförmig. Auf der Berührungsfläche entsteht in beiden Körpern eine charakteristische Flächenpressungsverteilung die in den Wälzkörpern die Kontaktspannungen hervorrufen. Bei unterschiedlich breiten Wälzzyindern bilden sich in beiden Randbereichen Druckspitzen, deren Größe ist von der Geometrie und der Randgestaltung abhängig. Als Grundlage für die analytische Berechnung der Werkstoffanstrengung dient beim Kontakt gekrümmter Oberflächen unter Normalbeanspruchung die Hertz'sche Theorie. Für den einfachen Berührungsfall Zylinder-Zylinder gilt wiederum [3].

$$p_{\max} = \sqrt{\frac{F_N \cdot E^*}{2\pi r^* l \cdot (1 - \nu^2)}} \quad \text{Glg. (5.14)}$$

Der reduzierte Radius r^* und der reduzierte Elastizitätsmodul E^* berechnet sich aus den Geometrie- und Elastizitätsmodulen der Einzelkörper.

$$r^* = \frac{r_1 \cdot r_2}{r_1 + r_2} \quad \text{Glg. (5.15)}$$

$$E^* = 2 \cdot \frac{E_1 \cdot E_2}{E_1 + E_2} \quad \text{Glg. (5.16)}$$

$r_{1,2}$... Kugelradius Kugel1, Kugel2. Beim Sonderfall Ebene: $r_2 \rightarrow \infty$ und damit $r = r_1$.

Beim 2-RCF-Versuch kommt es aufgrund elastohydrodynamischer Schmierfilmbildung (EHD) in der geschmierten Kontaktzone zu lokalen Abweichungen von dieser Theorie. Die Kontaktzonen sind nicht mehr Schubspannungsfrei, der Spalt nicht eben und die Reibverhältnisse wie Reibwiderstand, Kontakttemperatur usw. ändern sich, siehe Abb. 5.27.

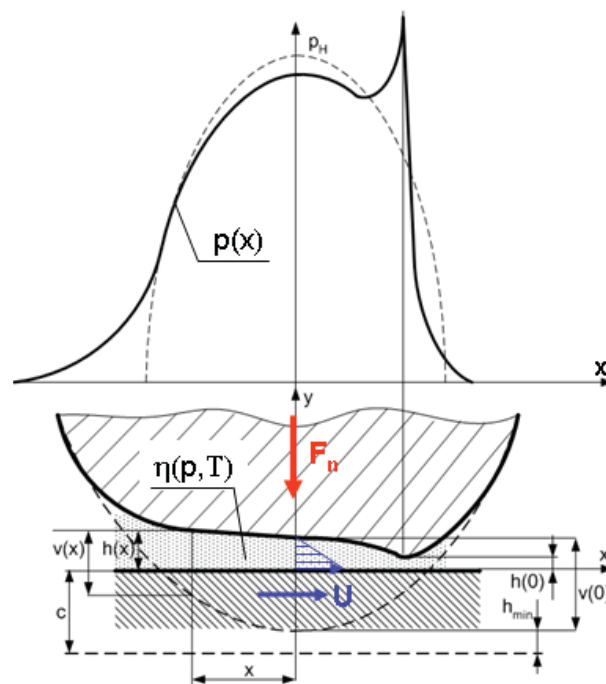


Abb. 5.27: Druckverteilung und Schmierpalt bei einem EHD - Linienkontakt [15]

Die Abweichungen von der analytischen Lösung nach Hertz durch die elastohydrodynamische Schmierfilmbildung werden vernachlässigt, da sämtliche Versuche mit gleichem Schmiermittel und gleicher Nenndrehzahl durchgeführt wurden, d.h. der EHD-Einfluss bei nitrierten und einsatzgehärteten Proben als äquivalent anzusetzen ist.

6. Verwendete Prüfmaschinen und Geräte

6.1. Konfokal-Lasermikroskop Olympus LEXT OLS3000

Es handelt sich um ein Confocal Laser Scanning Microscope der Firma Olympus, das auch die Funktion eines Lichtmikroskops (Differential Interference Contrast DIC, Hell- und Dunkelfeld) übernehmen kann. Es erlaubt dreidimensionale Oberflächendarstellung und -vermessung, sowie Rauheitsbewertungen bis zu einer maximalen Vergrößerung von $14.400x$. Es wurde zur zerstörungsfreien Oberflächenanalyse sowie Analyse der getrennten Proben verwendet.

6.2. Stereomikroskop Olympus SZX12

Es bietet Vergrößerungen von 3,5 bis $144x$. Es wurde ebenfalls zur Analyse der Oberfläche der geschädigten Prüfpaare verwendet.

6.3. Rasterelektronenmikroskop (REM) FEI Quanta 200 3D

FEI Quanta 200 ist ein Rasterelektronenmikroskop mit EDX-Analyse mit bis zu $200.000x$ Vergrößerung. Es wurde zur hochauflösenden Analyse der beschädigten getrennten und geschliffenen Probensegmente eingesetzt.

6.4. Härtemessgerät Fischerscope H100C

Dieses Messgerät dient zur instrumentierten Mikro-Härteprüfung nach EN ISO 14577 [39]. Der Eindringkörper ist eine vierseitige Diamant Vickerspyramide. Bei allen Messungen wurde eine Kraft von 50 mN verwendet. Durch diese bewusst gewählte feine Auflösung konnte die Mikrohärtigkeit der plasmanitrierten sowie der einsatzgehärteten Randschicht ermittelt werden.

6.5. BoR-Prüfmaschine NTN

Der BoR-Tetser kann durch vorgespannte Federn Punktbelastungen bis 7 GPa erzeugen. Für die durchgeführten Versuche wurde die Maschine mit der kleinsten verfügbaren Masse kalibriert, dies führt zu einer nominellen Flächenpressung von 5 GPa . Die Maschine verfügt über vier nebeneinander liegende Prüfzellen. Die Drehzahl der Maschine ist stufenlos bis zu einer Maximaldrehzahl von 2.990 min^{-1} regelbar. Als Belastungskörper werden Kugeln in den Materialgüten 100Cr6 oder M50 verwendet. Für die nitrierten und einsatzgehärteten Stifte als Probenkörper waren die Ausführung der Kugeln als 100Cr6 ausreichend.



Abb. 6.1: BoR – Prüfmaschine

6.6. Zweiseibenprüfstand PLINT TE 74

In die Plint-Tribology TE74 Maschine können wahlweise zwei verschiedene Prü fzellen mit einer maximalen Prü flast von 3 kN bzw. 10 kN eingesetzt werden. Ö ltemperaturen und Ö lmengen können ebenso wie der Schlupf stufenlos verstellt werden. Für die plasmanitrierten bzw. einsatzgehärteten Stähle war das Belastungsmodul mit 3 kN und einem Nenndurchmesser der Prü flinge als Scheibenaußendurchmesser von 35 mm ausreichend.

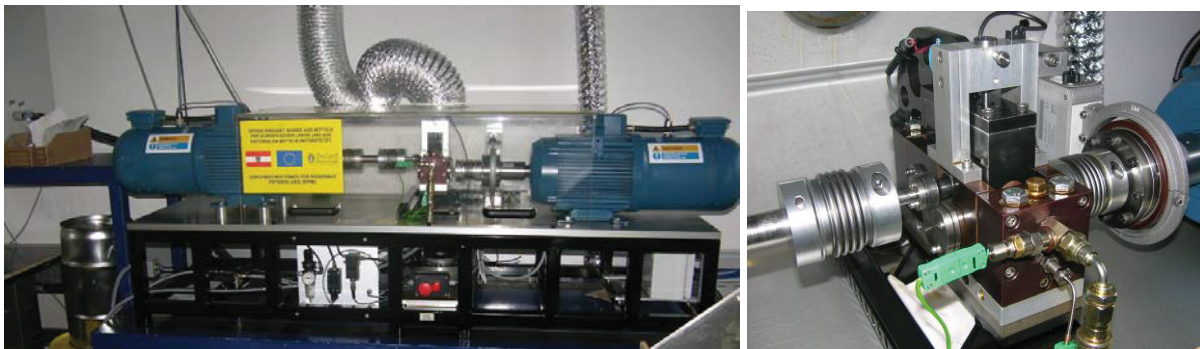


Abb. 6.2: 2-RCF – Prüfmaschine

7. Verwendete Probengeometrie

7.1. BoR-Proben

Die BoR-Proben sind geschliffene, zylindrische Stäbe mit einem Durchmesser von $9,525\text{ mm}$ und einer Länge von 76 mm , siehe Abb. 7.1. Die Proben wurden spanend hergestellt, geschliffen und anschließend plasmanitriert. Die Plasmanitrierung inklusive Festlegung der Verfahrensparameter und Nitrierhärte tiefe erfolgte durch den Auftraggeber. Die geringfügige Erhöhung des Durchmessers durch das Plasmanitrieren wurde durch vorhergehende Korrektur im Schleifenenddurchmesser berücksichtigt.

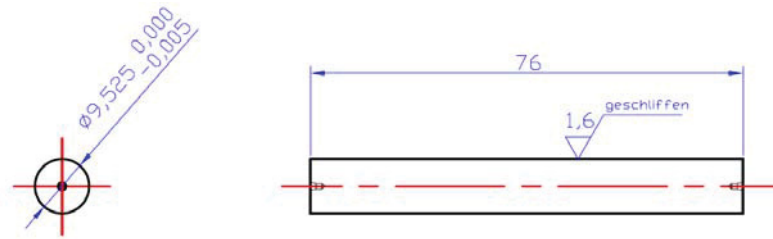


Abb. 7.1: BoR-Probengeometrie

7.2. 2-RCF-Proben

Als 2-RCF Proben wurden geschliffene Scheibenpaare mit abgerundeten Kanten von 1 mm verwendet. Die Proben wurden mechanisch bearbeitet, geschliffen und abschließend plasmanitriert bzw. einsatzgehärtet. Die Einhärtetiefen bzw. die Nitrierhärte-tiefen wurden vom Auftraggeber definiert. Durch das Nachschleifen reduzierte sich der wirksame Probendurchmesser von 35 mm auf $34,6\text{ mm}$. Demgegenüber tritt eine Erhöhung der wirksamen Kontaktbreite von 3 mm Nennmaß auf $4,2\text{ mm}$ auf. Diese fertigungstechnisch bedingten realen Scheibenabmaße wurden in der Berechnung der Kontaktpressung sowie der numerischen Modellerstellung berücksichtigt.

Insgesamt wurden zwanzig Scheibenpaare vom Werkstoff 20MnCr5 einsatzgehärtet und je sechzehn Scheibenpaare vom Werkstoff 31CrMoV9 und R935 plasmanitriert.

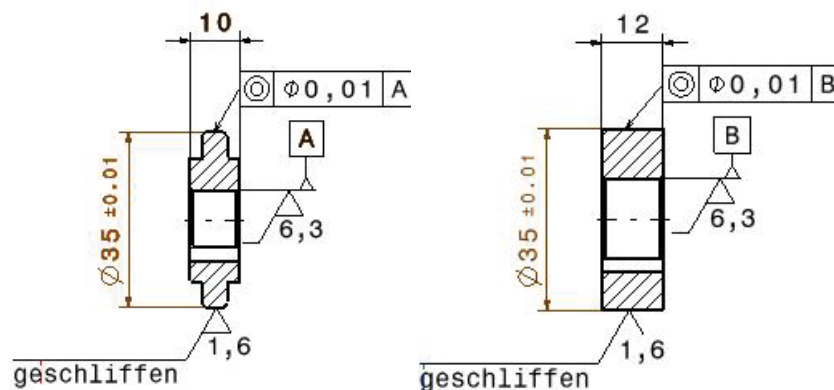


Abb. 7.2: Nennmaße der 2-RCF - Probengeometrien (Prüfscheibe links / Laufscheibe rechts)

8. Verwendete Materialien

Untersucht wurden Proben aus folgenden Materialien:

- Nitrierstahl 31CrMoV9
- Nitrierstahl R935
- Einsatzstahl 20MnCr5

Tab. 8.1 zeigt die Legierungszusammensetzung der beiden Nitrierstähle sowie des Einsatzstahls lt. Informationen des Auftraggebers.

Benennung:	C [%]	Cr [%]	Mo [%]	V [%]	Si [%]	Ni [%]	Mn [%]
31CrMoV9	0,3	2,5	0,2	0,15	-	-	-
R935	0,4	2,7	0,4	0,2	2,7	1,8	-
20MnCr5	0,22	1,3	0,1	-	0,35	0,35	1,4

Tab. 8.1: Chemische Analyse der Werkstoffe in Masse-Prozent

Der Nitrierstahl 31CrMoV9 gilt als Standardnitrierstahl und wird empfohlen für Wälzbeanspruchungen. Der Nitrierstahl R935 weist eine sehr hohe Reinheit und Homogenität bei einem hohen Streckgrenz / Zugfestigkeitsverhältnis, eine hohe Zähigkeit bei guter Festigkeit und eine hohe Dauerfestigkeit auf. Der Einsatzstahl 20MnCr5 als Standardeinsatzstahl wurde als Referenzmaterial vorgegeben.

9. Verwendete Analysemethoden

9.1. Mikrohärtemessung

In der folgenden Arbeit wurden von den BoR – und 2RCF – Proben von jedem Material Härteverläufe im Schnittbereich gemessen. Dabei wurde das Gerät Fischerscope H110C verwendet.

Eindringhärte H_{IT}

Mit dem Fischerskope wurde laut EN ISO 14577-1:2002 die Eindringhärte H_{IT} gemessen. Die Bestimmung der Eindringhärte erfolgt über die Kraft / Eindringtiefe – Kurve während der Prüfkraftzunahme. Die Eindringhärte enthält die plastischen und elastischen Anteile der Verformung und kann daher somit für alle Werkstoffe berechnet werden, Abb. 9.1.

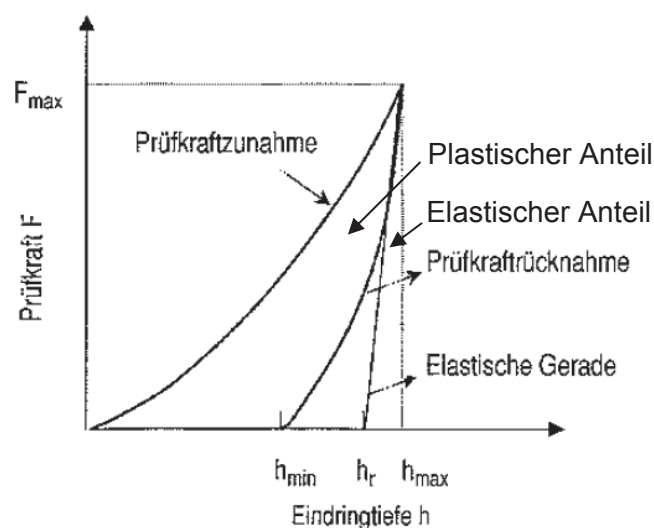


Abb. 9.1: Kraft / Eindringtiefe - Kurve mit plastische und elastische Anteile der Verformung [22]

Die Eindringhärte ist ein Maß für den Widerstand gegenüber einer bleibenden Verformung oder Schädigung [22].

$$H_{IT} = \frac{F_{\max}}{A_p} \quad \text{Glg. (9.1)}$$

F_{\max} ... maximal wirkende Prüfkraft

A_p ... projizierte Kontaktfläche zwischen den Eindringkörper und der Probe, bestimmt aus der Kraft / Eindringtiefe – Kurve unter Kenntnis der Eindringkörperkorrektur laut ISO 14577-2:2002

Um sicher zu stellen, dass die Messunsicherheit der Eindringtiefe h infolge der Probenrauheit den festgelegten Wert von 5 % nicht überschreitet, muss die Eindringtiefe h mindestens das 20 fache des arithmetischen Mittenrauwert R_a betragen (siehe ISO 4287) [22].

$$h \geq 20R_a \quad \text{Glg. (9.2)}$$

Die Eindringhärte H_{IT} kann mit der Vickershärte HV in einem weiten Gebiet der Werkstoffe korreliert werden, indem eine geeignete Umwandlungsfunktion angewendet wird [22]. Für einen idealen Vickers – Eindringkörper lautet die Gleichung:

$$HV = 0,0945 \cdot H_{IT} \quad \text{Glg. (9.3)}$$

9.2. Oberflächenrauwertmessung

In der folgenden Arbeit wurde auch von den BoR – und 2RCF – Proben, von jedem Material mehrere Proben auf den Mittenrauwert R_a untersucht und miteinander verglichen. Dabei wurde das Gerät Konfokal-Lasermikroskop Olympus LEXT OLS3000 verwendet.

9.2.1. Mittenrauwert R_a

Der Mittenrauwert R_a ist das arithmetische Mittel der absoluten Beträge der Profilabweichungen innerhalb der Rauheitsbezugsstrecke l [3]. R_a entspricht der Höhe eines Rechtecks mit der Bezugsstrecke l als Seitenlänge, das flächengleich ist der Summe der von Profil und der Mittellinie eingeschlossenen Fläche (Abb. 9.2).

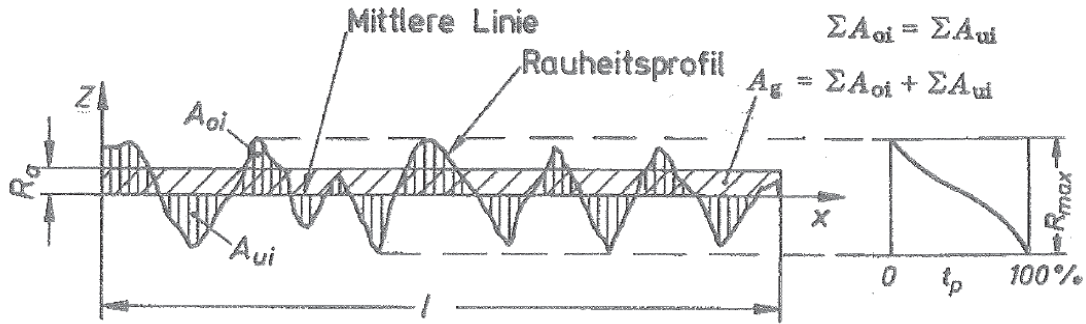


Abb. 9.2: Mittenrauwert Ra und Profiltraganteil t_p [3]

Der Profiltraganteil ist das Verhältnis der tragenden Länge zur Rauheitsbezugsstrecke l . Der Mittenrauwert errechnet sich aus der nachstehenden Gleichung [3].

$$R_a = \frac{1}{l} \cdot \int_0^l |z(x)| dx \quad \text{Glg. (9.4)}$$

9.2.2. Welligkeit W_t

Unter der Welligkeit W_t versteht man die Höhe des Profils innerhalb der Welligkeitsmeßstrecke l_{mW} nach dem Ausfiltern der Rauigkeit.

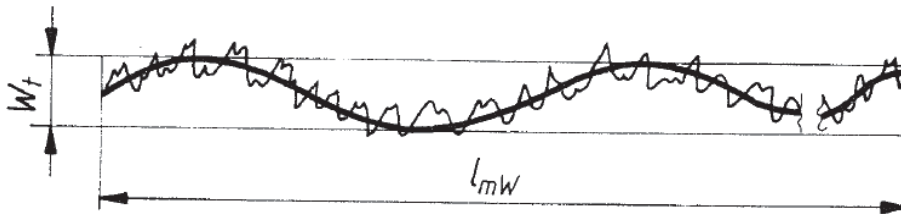


Abb. 9.3: Welligkeit W_t [13]

Um die Welligkeit zu bestimmen, können verschiedene Filter verwendet werden. Diese haben Auswirkungen auf die Welligkeit, Mittenrauwert und dem Profiltraganteil.

9.2.3. Standardabweichung

Ebenfalls wurde neben den Mittenrauwert auch die Standardabweichung errechnet. Dies ist in der Stochastik ein Maß für die Streuung der Werte einer Zufallsvariablen um ihren Mittelwert. Sie ist für eine Zufallsvariable X definiert als die positive Quadratwurzel aus deren Varianz und wird als

$$\sigma_x = \sqrt{\text{Var}(X)} \quad \text{Glg. (9.5)}$$

notiert [24]. Die Varianz einer Zufallsvariable ist das zentrierte Moment zweiter Ordnung der zugehörigen Verteilung, der Erwartungswert des ersten Moments. Die Standardabweichung einer Zufallsvariablen X ist mathematisch definiert als die Quadratwurzel einer anderen Streuungsmaßzahl, der Varianz [24]:

$$\sigma_x = \sqrt{E((X - E(X))^2)} \quad \text{Glg. (9.6)}$$

Die Standardabweichung hat gegenüber der Varianz den Vorteil, dass sie die gleiche Einheit hat wie die ursprünglichen Messwerte.

Die Schätzung der Standardabweichung aus mehreren Messwerten:

Im allgemeinen Fall sind die x_i unabhängige identisch verteilte Zufallsvariablen, also beispielsweise eine Stichprobe. Die Standardabweichung der Stichprobe wird häufig mit der Formel

$$s_x = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2} \quad \text{Glg. (9.7)}$$

s_x ... Schätzwert für die Standardabweichung σ_x der Grundgesamtheit

n ... der Werteumfang

x_i ... die Merkmalsausprägung am i -ten Element der Stichprobe

abgeschätzt.

10. BoR Versuche

10.1. Oberflächentopographie der plasmanitrierten BoR-Proben

Die Oberflächen der plasmanitrierten Proben wurden sowohl vor den BoR-Versuchen als auch nach den Versuchen charakterisiert. Die Oberflächen der BoR-Proben von 31CrMoV9 und R935 unterscheiden sich deutlich. In den Abb. 10.1 und Abb. 10.2 wurde jeweils ein Bild der Oberfläche von 31CrMoV9 bzw. R935 im Lichtmikroskop aufgenommen (linkes Bild) als auch dessen Intensität bei Analyse im Laserkonfokalmikroskop (rechtes Bild) bei einer Vergrößerung von 500x ermittelt.

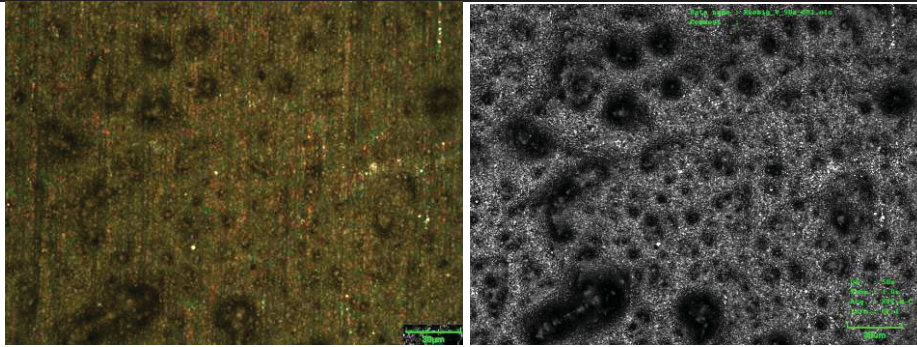


Abb. 10.1: Oberflächentopographie 31CrMoV9, BoR (Rundstäbe)

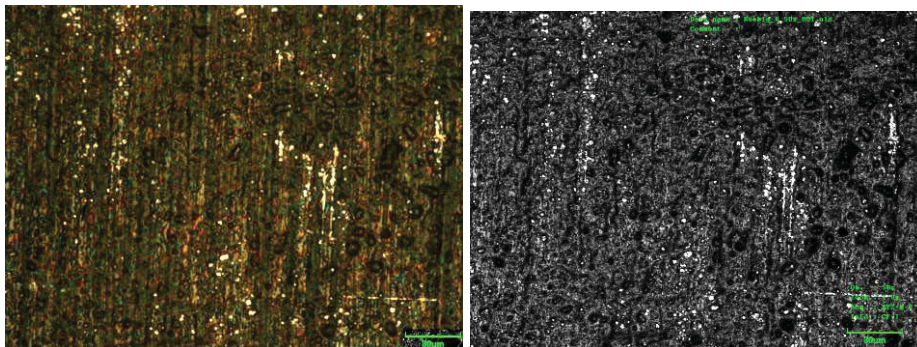


Abb. 10.2: Oberflächentopographie R935, BoR (Rundstäbe)

Die Oberfläche von 31CrMoV9 ist gröber und unregelmäßiger, während bei R935 eine feinere Textur zu beobachten ist. Die in Abb. 10.1 ersichtlichen schwarzen Stellen sind Erhöhungen, besser zu erkennen in der dreidimensionalen Oberflächenansicht in Abb. 10.3. Die Oberflächentopographie wurde bei einer Vergrößerung von $200\times$ ausgewertet. Wertet man den Mittenrauwert R_a aus, so ergeben sich für 31CrMoV9 und R935 im nitrierten Zustand die folgenden Werte.

R_a [μm]	Mittelwert	Standardabweichung
31CrMoV9, plasmanitriert	5,9	1,2
R935, plasmanitriert	3,5	0,8

Tab. 10.1: Mittenrauwerte R_a der plasmanitrierten Vergütungsstähle

Die Messung wurde an drei Stellen über dem Umfang ausgeführt. Sämtliche Messdaten wurden in die Auswertung einbezogen. Die Messlänge für die ausgewertete Rauheit entspricht der halben Bildbreite in Abb. 10.1 und Abb. 10.2.

Die Oberfläche ist bei 31CrMoV9 rauer und hat eine andere Struktur als bei R935. Vor dem Plasmanitrieren wurde keine Mittenrauwertsmessung durchgeführt. Beide Materialien wurden spanend in gleicher Art und Weise gefertigt. Der Unterschied in der Oberflächenrauheit stammt daher von der Plasmanitrierung und ist wahrscheinlich auf die unterschiedliche Reinheit und Homogenität der Materialien zurückzuführen.

Je geringer die Reinheit und Homogenität im Grundmaterial ist, desto rauer wird die Oberfläche beim Nitrieren. In den nachstehenden Abb. 10.3 und Abb. 10.4 sind

dreidimensionalen Ansichten der Oberfläche dargestellt. Es zeigt sich, dass der Werkstoff R935 eine wesentlich feinere und glattere Oberfläche nach dem Plasmanitrieren aufweist als der Nitrierstahl 31CrMoV9.

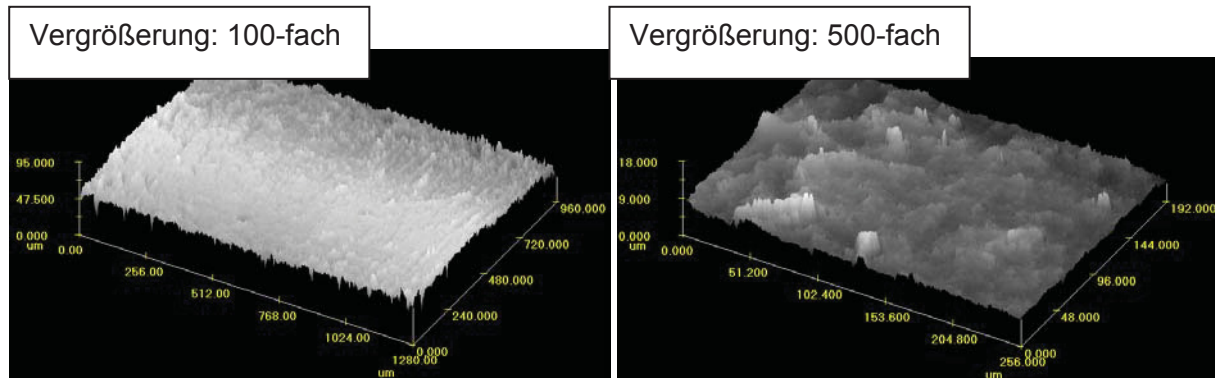


Abb. 10.3: Oberflächentopographie 31CrMoV9, BoR, plasmanitriert

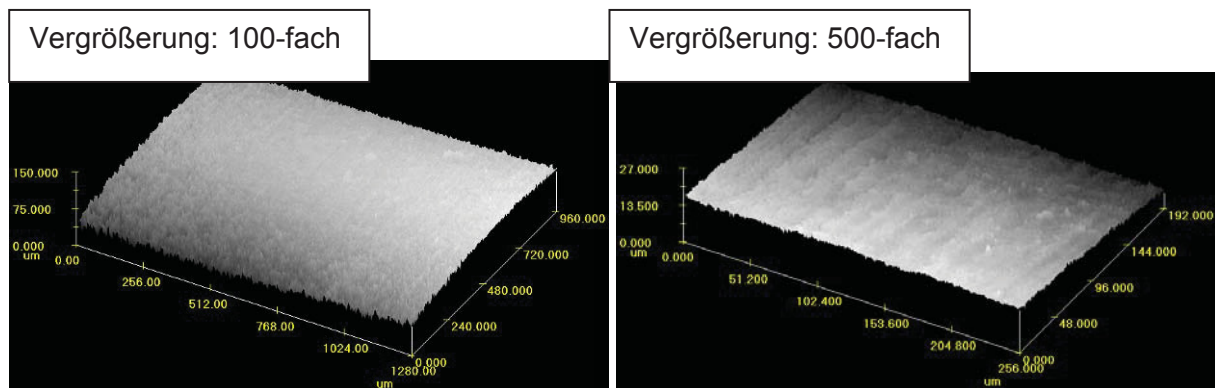


Abb. 10.4: Oberflächentopographie R935, BoR, plasmanitriert

10.2. BoR Wöhlerversuche

Die BoR-Ermüdungslebensdauer unter Überrollbeanspruchung wurde für die plasmanitrierten Werkstoffe 31CrMoV9 und R935 durch Aufnahme von BoR-Wöhlerlinien ermittelt.

Die Versuche wurden auf drei Lastniveaus durchgeführt, wobei die maximale Kontaktpressung entsprechend dem Maschinenbuch für die angefahrenen Laststufen 5,2, 5,9 und 6,3 GPa beträgt. Die Versuche wurden bei einer Frequenz von 150 Hz durchgeführt, die maximal geprüfte Lastwechselanzahl betrug 10^9 Überrollungen. Über einen Beschleunigungssensor wurden die auftretenden Schwingungen gemessen. Als Ausfallkriterium wurde die Schwingungszunahme von charakteristische Schwingungszunahme von 5 % des Sensornennwerts eingestellt.

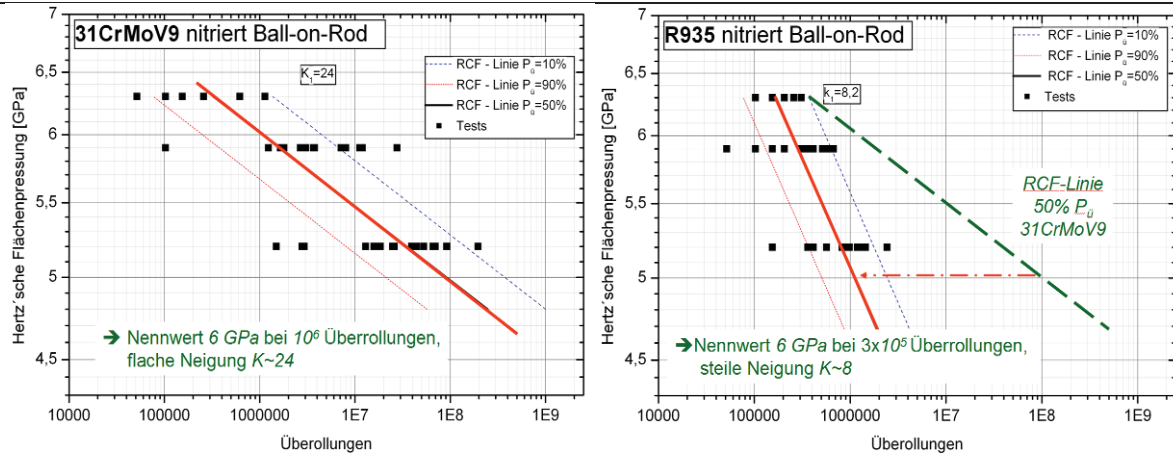


Abb. 10.5: RCF-Lebensdauerlinien für 31CrMoV9 und R935

Wie in Abb. 10.5 ersichtlich, ist die Neigung k der Wöhlerlinien der beiden Materialien unterschiedlich und beträgt beim plasmanitrierten Werkstoff R935 nur ein Drittel gegenüber 31CrMoV9. Daraus lässt sich ableiten, dass der nitrierte Werkstoff R935 grundsätzlich viel kerbempfindlicher ist als 31CrMoV9.

Die Oberflächen aller Proben wurden lichtmikroskopisch analysiert und begleitend mit Laserkonfokal- und Rasterelektronenmikroskopie an getrennten Segmenten begutachtet. Für die drei untersuchten Lastniveaus konnten charakteristische Schädigungen gefunden und in ihrer Größe ausgewertet werden. Zusätzlich wurde die Spurbreite, quantifizierbar durch den Abtrag der Verbindungsschicht, vermessen.

10.3. Härtemessungen und Schädigungsauswertungen von 31CrMoV9

Für die Härtemessungen wurden Schiffe durch die Mitte der Proben gelegt. Die Ätzung erfolgte mit einer 3 % Nitallösung über eine Zeitdauer von drei Sekunden. Abb. 10.6 zeigt die Ätzung an einem getrennten 31CrMoV9-BoR-Rundstab im ungeprüften, plasmanitrierten Zustand.

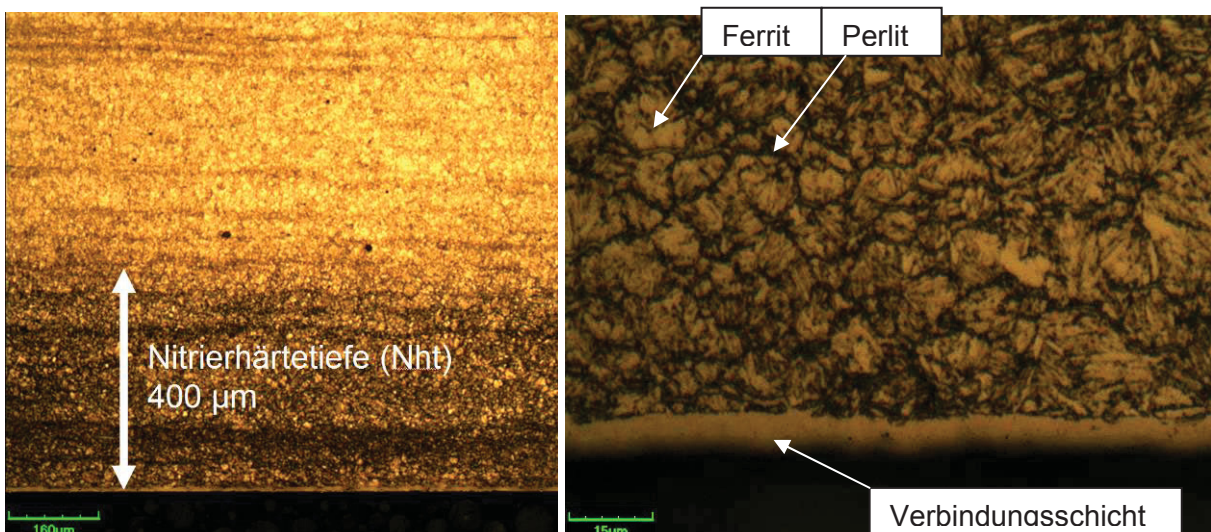


Abb. 10.6: Oberflächenbereich einer ungeprüften 31CrMoV9 Probe (Makro / Detail)

Alle Härtemessungen wurde mit einer Prüfkraft von 50 mN und eine Haltezeit von 20 s durchgeführt. Dadurch konnten die Härtewerte der Verbindungsschicht und der Diffusionsschicht ermittelt werden.

Die Nitrierhärte bei 31CrMoV9 beträgt rund $400\text{ }\mu\text{m}$, Abb. 10.6, linkes Bild bzw. Abb. 10.7. Bei $1000\times$ Vergrößerung ist die Verbindungsschicht, sowie der Gefügeaufbau als Ferrit und Perlitonen zu erkennen, Abb. 10.6, rechtes Bild. Der Werkstoff ist feinkörnig aufgebaut, wobei Korndurchmesser bis $15\text{ }\mu\text{m}$ auftreten. Die Verbindungsschicht weist eine Dicke von $\sim 5 - 8\text{ }\mu\text{m}$ auf.

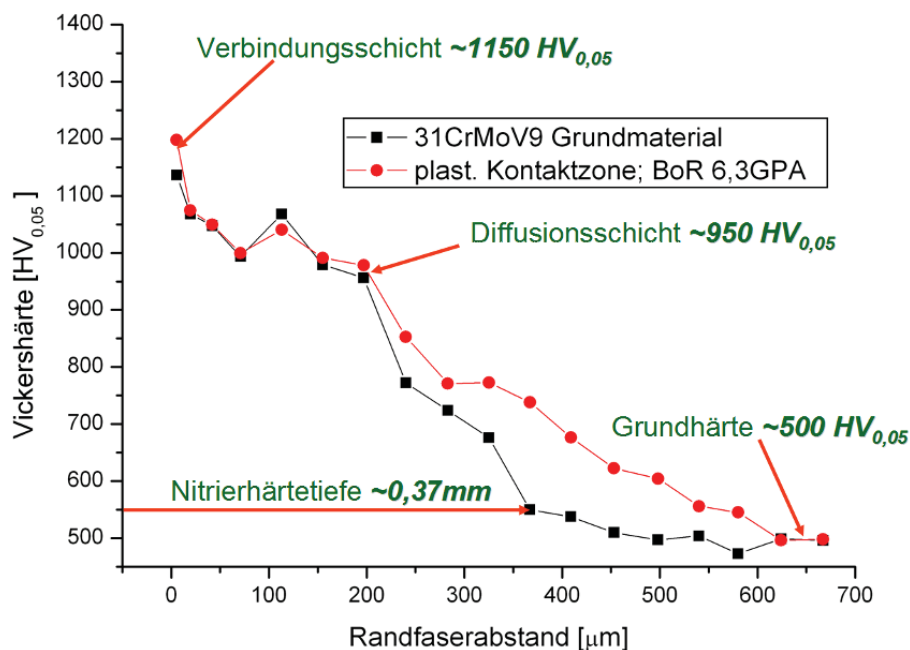


Abb. 10.7: Härteverlauf vom Werkstoff 31CrMoV9 (50mN Prüfkraft)

Die Abb. 10.7 zeigt zwei Härteverläufe. Die schwarze Linie zeigt den Verlauf der Härte einer ungeprüften Probe, die rote Linie wurde an einer Probe nach durchgeführter BoR Prüfung bei einer maximalen Kontaktspannung von $6,3\text{ GPa}$ in Laufspurmitte ermittelt. Durch die hohe zyklische Prüflast trat eine plastische Verformung in der Randschicht bis in einigen $1/10$ -Millimeter auf, welches die Vickershärte lokal beeinflusste.

Die Verbindungsschicht weist eine Härte von $\sim 1150\text{ HV}$ auf, die Diffusionsschicht reicht bis zur Nitrierhärte von $\sim 0,37\text{ mm}$ und hat eine Härteverteilung von $1050 - 550\text{ HV}$. Auf Grund der lokalen Beanspruchung treten in einer Tiefe von $\sim 200\text{ }\mu\text{m}$ bis $\sim 600\text{ }\mu\text{m}$ plastische Verfestigungen auf, die im roten Härteverlauf ersichtlich sind. Die plastische Verfestigung in der Mitte der höchstbeanspruchten Zone ist in Abb. 10.8 dargestellt.

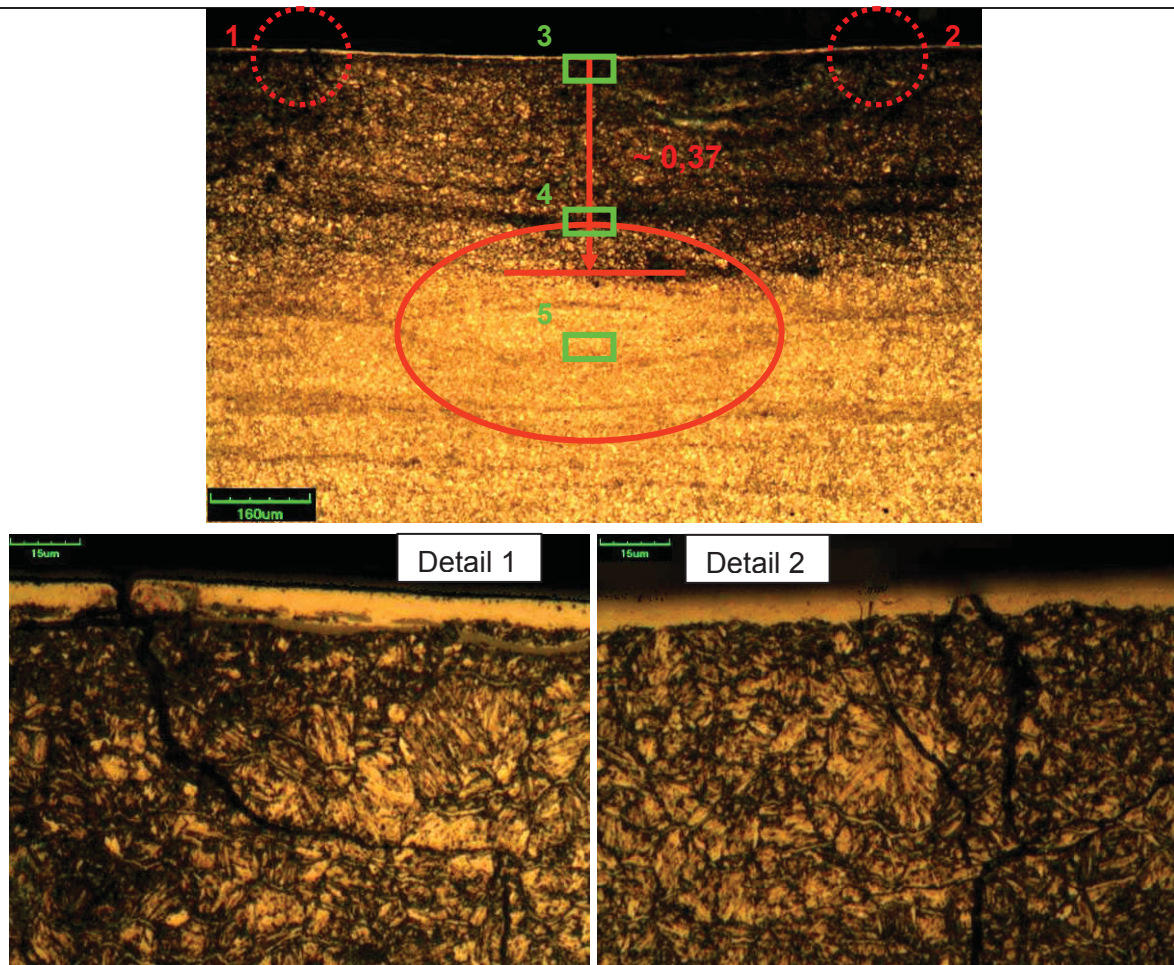


Abb. 10.8: Tiefenverlauf in der Mitte der Kontaktbelastung von 31CrMoV9 und Rissbeginn

Die in Abb. 10.8 rot eingekreiste Fläche zeigt ein deutlich feinkörnigeres Gefüge als das Grundgefüge. Dieser Bereich befindet sich unterhalb der Diffusionsschicht. Die rot markierten Details 1 und 2 zeigen den Anrissbeginn an den Enden der gepressten Kontaktfläche. Diese Anrisse sind in Abb. 10.9 mittels Rasterelektronenmikroskopie bei 6000x Vergrößerung dargestellt. Im Kontaktbereich sind im mittleren Bereich keine weiteren Oberflächenrisse ersichtlich.

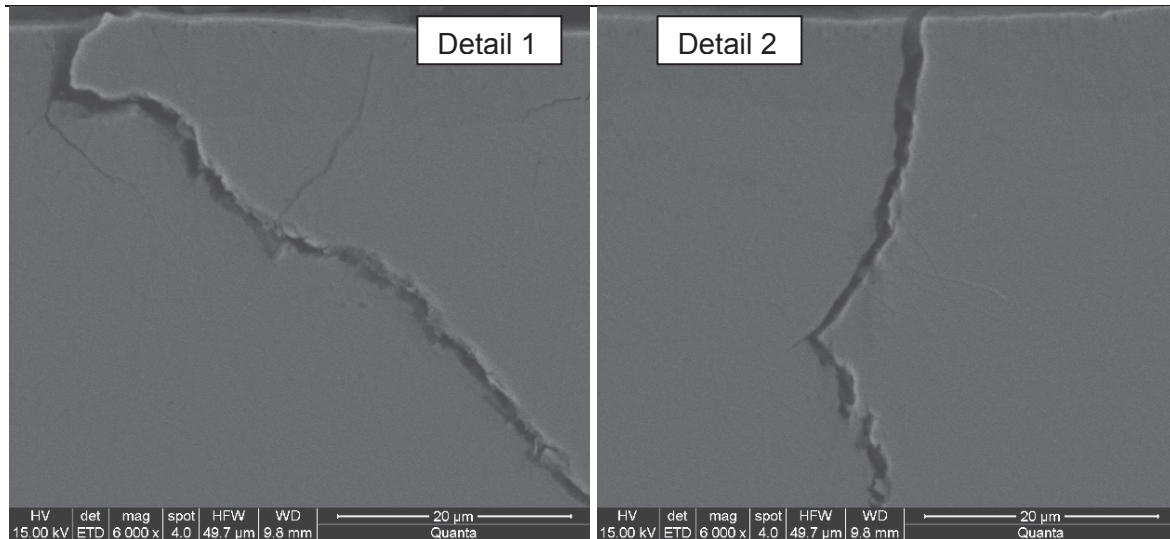


Abb. 10.9: Anrisse in Randbereich des Kontaktes

Auf Grund der hohen auftretenden Dehnungen im Kontakt-Übergangsbereich und der Sprödigkeit der Verbindungsschicht, platzt diese an der Oberfläche auf, siehe Abb. 10.10.

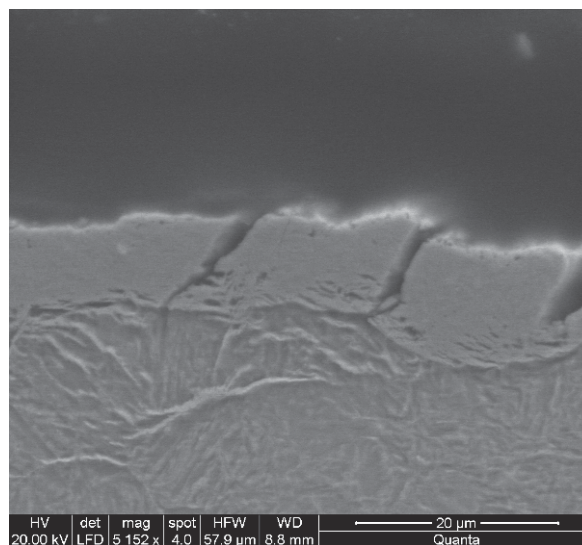


Abb. 10.10: Risse in der Verbindungsschicht an Rand der Laufspur

Generell ist das Auftreten der Risse in der Verbindungsschicht und der oberflächennahen Diffusionsschicht am Ende der Kontaktbreite bei beiden plasmanitrierten Materialien zu beobachten. Es treten in diesem Bereich die größten Dehnungen auf, welche zugspannungsbildende Risse hervorrufen. Die sehr spröde Verbindungsschicht versagt auf Grund der höchsten Normalspannung.

Vom Gefüge wurden Detailbilder der in Abb. 10.8 eingezeichneten grünen Detailpunkte mit dem Laserlichtmikroskop bei einer Vergrößerung von 1000x und mittels Rasterelektronenmikroskopie bei 8000x und 12000x aufgenommen.

Das Detail 3 zeigt den Übergang von Verbindungsschicht zu Diffusionszone. Detail 4 liegt in der Diffusionszone und ist durch Karbidausscheidungen charakterisiert. Detail 5 zeigt die plastisch verformten Bereiche am Ende der Nitrierschicht.

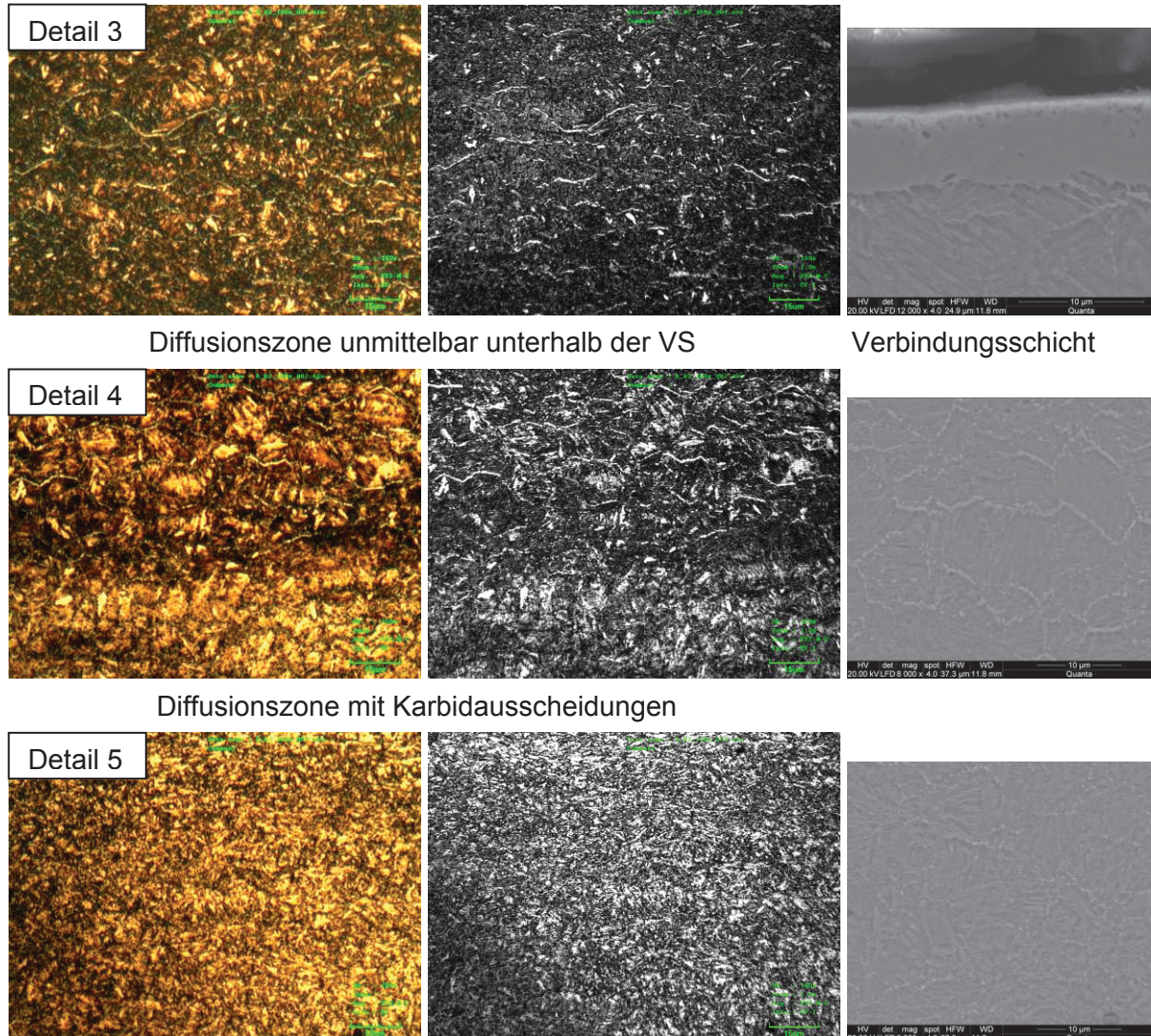


Abb. 10.11: 31CrMoV9 Gefügebilder in verschiedenen Tiefen unterhalb der max. Kontaktbeanspruchung

Unterhalb der sehr harten Verbindungsschicht liegt die Diffusionszone, die durch ihre noch immer höhere Härte als der Grundwerkstoff die Verbindungsschicht stützt. Die Härte der Diffusionszone ist auf die submikroskopische Ausscheidung von Nitriden mit den Legierungselementen (Cr, Mo, V u. a.) zurückzuführen. Die Ausscheidung ist mit Volumenvergrößerung verbunden, die einen erhöhten Druck-Eigenspannungszustand in dieser Zone hervorruft. Die Bildung von Nitriden verursacht zusätzlich die Umlagerung des Kohlenstoffs, der sich schließlich in Form von Karbiden als sekundärer Zementit an den Korngrenzen – bevorzugt parallel zur Kontaktfläche – ausscheiden kann, vgl. Abb. 10.8, Detail 3 und Abb. 10.11.

Auffällig ist die Tatsache, dass unter der Laufspur die Häufigkeit der parallelen Karbidlamellen in Form von weißen Bändern signifikant größer als im unbelasteten Gefüge ist.

Durch die Karbidausscheidungen verliert das Gefüge zunehmend ihre Zähigkeit. Besonders stark ist diese Wirkung im Übergangsbereich zur Verbindungsschicht, wo eine besonders große Menge von Karbidlamellen beobachtet werden können, siehe Abb. 10.11, Detail 4.

In den Schlibfbildern scheint die Diffusionszone als dunkler Bereich auf, siehe Abb. 10.11, welche unter der Laufspur noch intensiver erscheint. Die Ursache ist darin zu suchen, dass die submikroskopischen Nitridausscheidungen und die zunehmende Menge der Versetzungen im Kontaktbereich das Gefüge leichter ätzbar machen, was im Schlibfbild an einem dunklen Saum zu erkennen ist. Die Tatsache, dass die Ausweitung des dunklen Saums in der Kontakzone etwas intensiver ist, lässt auf die Bildung einer Dark-Etching-Area (DEA) in der Diffusionszone schließen.

Abb. 10.12 zeigt die Oberflächentopologie und Eindrückung von 31CrMoV9 in Laufspuren unterschiedlicher Kontaktpressung.

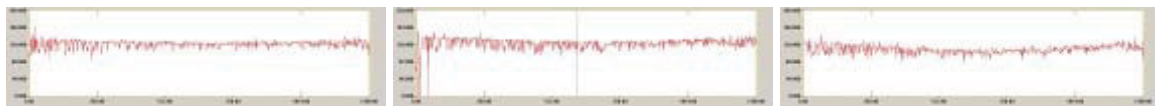


Abb. 10.12: Oberflächentopologie für Kontaktpressung 31CrMoV9 5,2, 5,9 und 6,3 GPa

Durch die Kontaktbelastung verringert sich die Rauheit im gedrückten Bereich. Die Tiefe der Eindrückung steigt mit dem Kontaktdruck. Die entsprechenden Tiefen sind in Tab. 10.2 ersichtlich.

Laufspurtiefe [μm]	5,2 GPa	5,9 GPa	6,3 GPa
31CrMoV9, nitriert	~12	~18	~22

Tab. 10.2: Laufspurtiefe 31CrMoV9 plasmanitriert

Die Abb. 10.13 bis Abb. 10.15 zeigen charakteristische Schädigungen des Werkstoff 31CrMoV9 bei verschiedenen Lastniveaus.

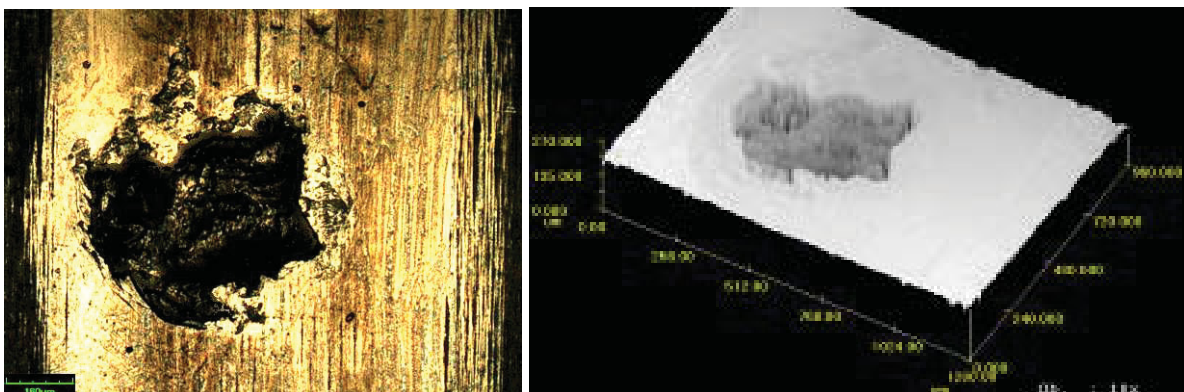


Abb. 10.13: Pitting bei Spur B1, 31CrMoV9, Kontaktpressung 5,2 GPa

Die Größe des Pittings in Abb. 10.13 kann mit $700 \times 700 \mu\text{m}$ bei einer Tiefe von $100 \mu\text{m}$ angegeben werden. Ab einem Kontaktdruck von $5,9 \text{ GPa}$ treten Schädigungen flächig über der gesamten Kontaktbreite auf.

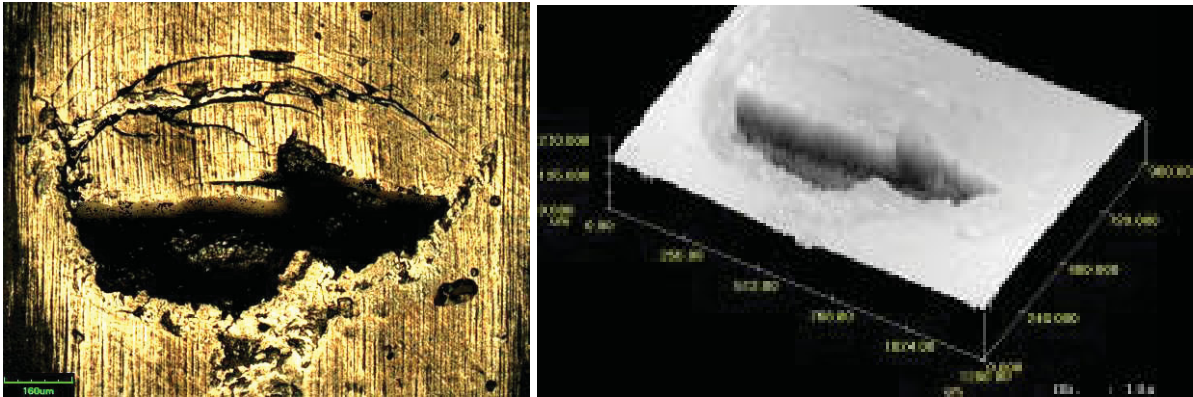


Abb. 10.14: Pitting bei Spur C2, 31CrMoV9, Kontaktdruckung $5,9 \text{ GPa}$

Die Größe des Pittings in Abb. 10.14 kann mit $1100 \times 1100 \mu\text{m}$ bei einer Tiefe von $190 \mu\text{m}$ angegeben werden. Die Ermüdung der Kontaktfläche ist anhand der fortschreitenden Pittinggröße deutlich zu erkennen.

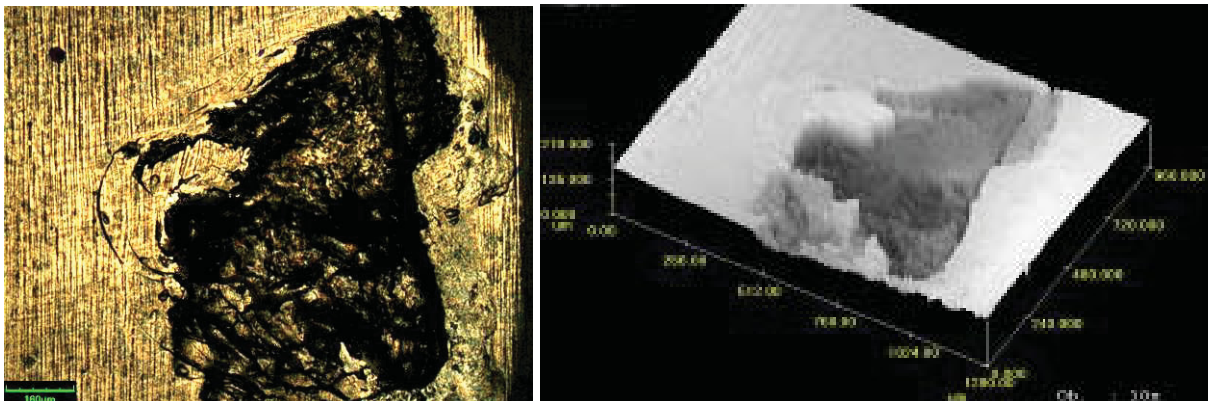


Abb. 10.15: Pitting bei Spur A4, 31CrMoV9, Kontaktdruckung $6,3 \text{ GPa}$

Die Größe des Pittings in Abb. 10.15 ist mit $1150 \times 1100 \mu\text{m}$ bei einer Tiefe von $140 \mu\text{m}$ anzugeben. Diese scheinbare Abnahme der Tiefe ist durch die Lage des gemessenen Pittings zu erklären, welches im Randbereich der Laufspur auftrat. Im Randbereich treten die Schubspannung in einer geringeren Tiefe auf. Die Rastlinien weisen ins Innere, d.h. der Bruch schreitet in Richtung maximaler Beanspruchung fort.

10.4. Härtemessungen und Schädigungsauswertungen von R935

Abb. 10.16 zeigt die plasmanitrierte Randschicht des Werkstoffs R935 vor der BoR-Prüfung.

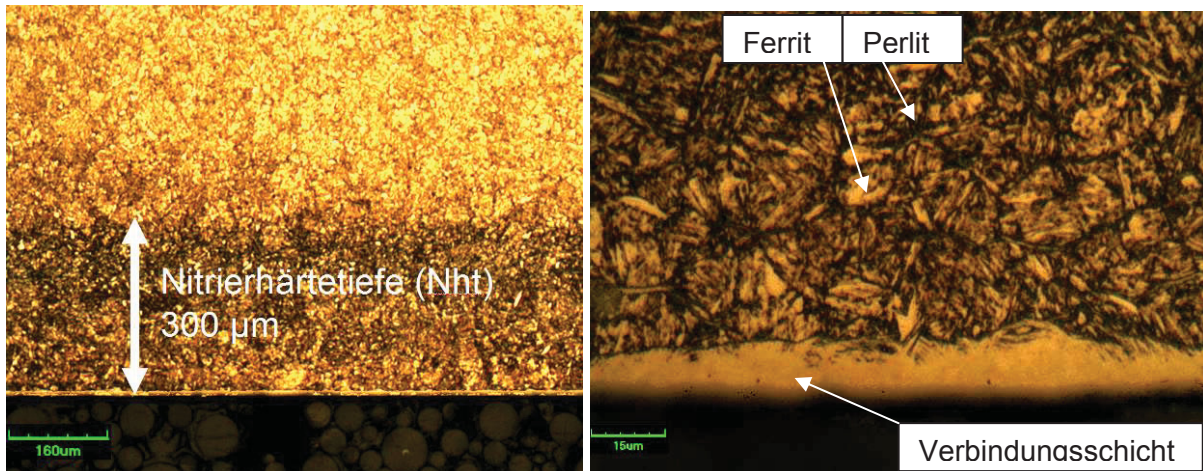


Abb. 10.16: Randschicht einer ungeprüften R935 Probe

Die Nitrierhärte tiefe bei R935 beträgt rund $300\ \mu\text{m}$, siehe Abb. 10.16, linkes Bild. Dieser Unterschied ist auch im Härteverlauf ersichtlich, vgl. Abb. 10.17. Bei einer Vergrößerung von $1000\times$ sind die Verbindungsschichten sowie der Gefügebau als Ferrit und Perlitzone zu erkennen, siehe Abb. 10.16, rechtes Bild. Die Struktur des Werkstoffes R935 ist im Vergleich zu 31CrMoV9 etwas homogener. Die Verbindungsschicht ist $\sim 7 - 10\ \mu\text{m}$ dick.

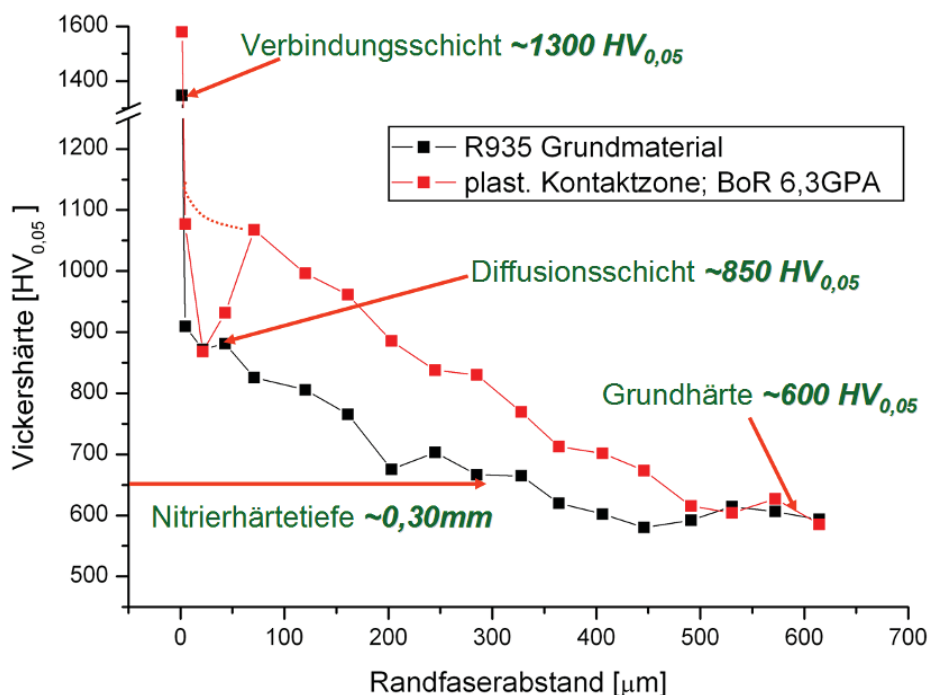


Abb. 10.17: Härteverlauf vom Werkstoff R935 (50mN Prüfkraft)

Die Abb. 10.17 zeigt die zwei Härteverläufe in der Mitte der Laufspur vor der Kontaktprüfung, sowie nach der BoR-Prüfung bei einer Kontaktbeanspruchung von $6,3\ \text{GPa}$. Die Verbindungsschicht weist eine Härte von $\sim 1300\ \text{HV}$ auf. Die Härte der Diffusionsschicht sinkt von $850\ \text{HV}$ auf $650\ \text{HV}$ in der betrachteten Nitrierhärte tiefe von $\sim 0,30\ \text{mm}$. Der lokale Einbruch der Härte an der Grenze der Verbindungsschicht zur Diffusionszone des

Härteverlaufes in der höchstbeanspruchten Kontaktzone ist höchstwahrscheinlich durch eine lokale Schädigung bzw. plastische Umlagerung wie Shakedown und Ratcheting zu erklären. Die Kornstruktur von R935 in Abb. 10.20 ist im Vergleich zu 31CrMoV9 Abb. 10.11 etwas gröber jedoch homogener. Die Karbidausscheidungen an den Korngrenzen bzw. die Anzahl der weißen Karbidstreifen ist bei R935 geringer als bei 31CrMoV9 im plasmanitrierten Zustand.

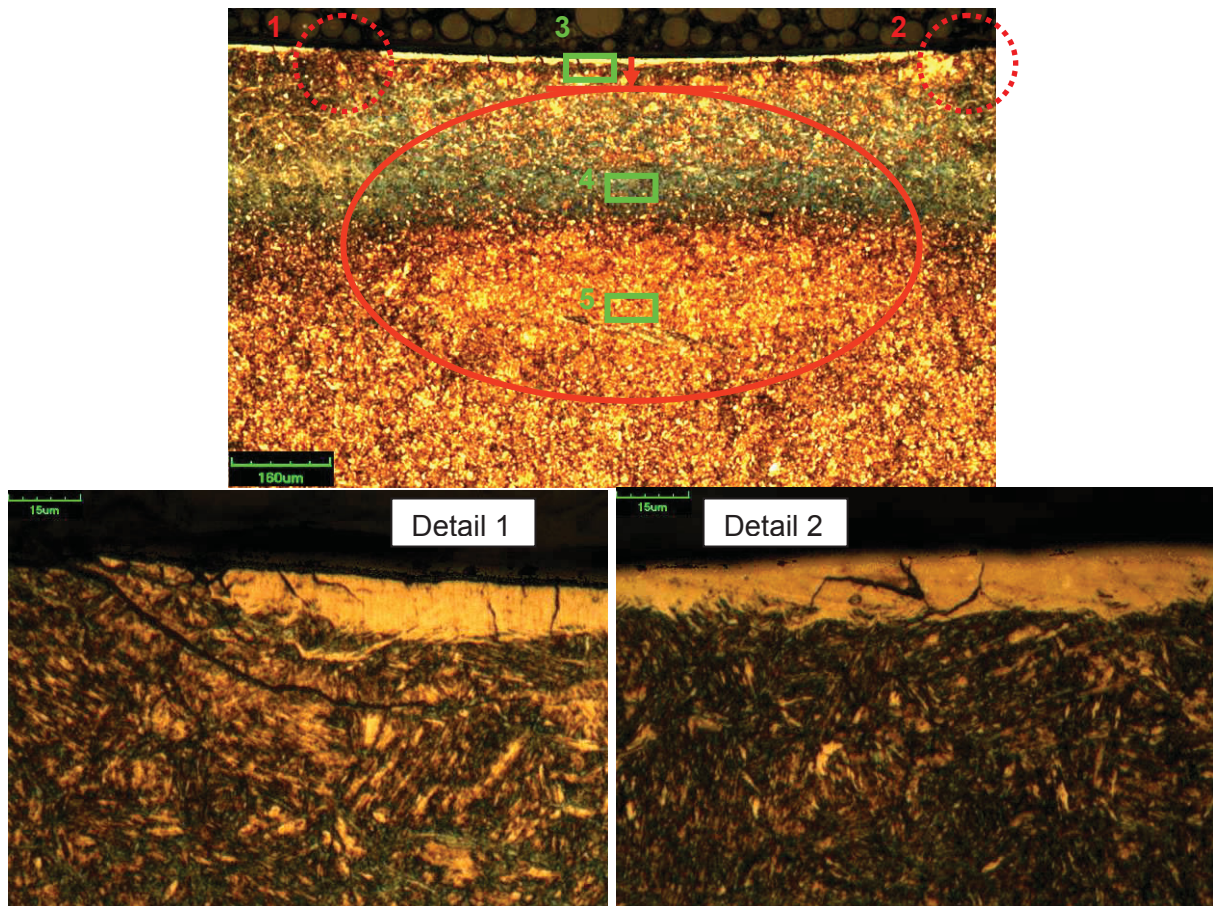


Abb. 10.18: Tiefenverlauf in der Mitte der Kontaktbelastung von R935 und Rissbeginn

Die in Abb. 10.18 rot eingekreiste Fläche zeigt aufgrund plastischer Verformung ein deutlich feinkörnigeres Gefüge im Vergleich zum Gefüge des Grundmaterials. Dieser Bereich befindet sich in der Diffusionsschicht und reicht bis in das Grundmaterial. Detail 1 und 2 zeigen bei einer Vergrößerung von 1000x die Anrisse an den Enden der Kontaktspur. Abb. 10.19 zeigt den Anrissbeginn von Detail 1 und 2 bei einer Vergrößerung von 6000x im Rasterelektronenmikroskop.

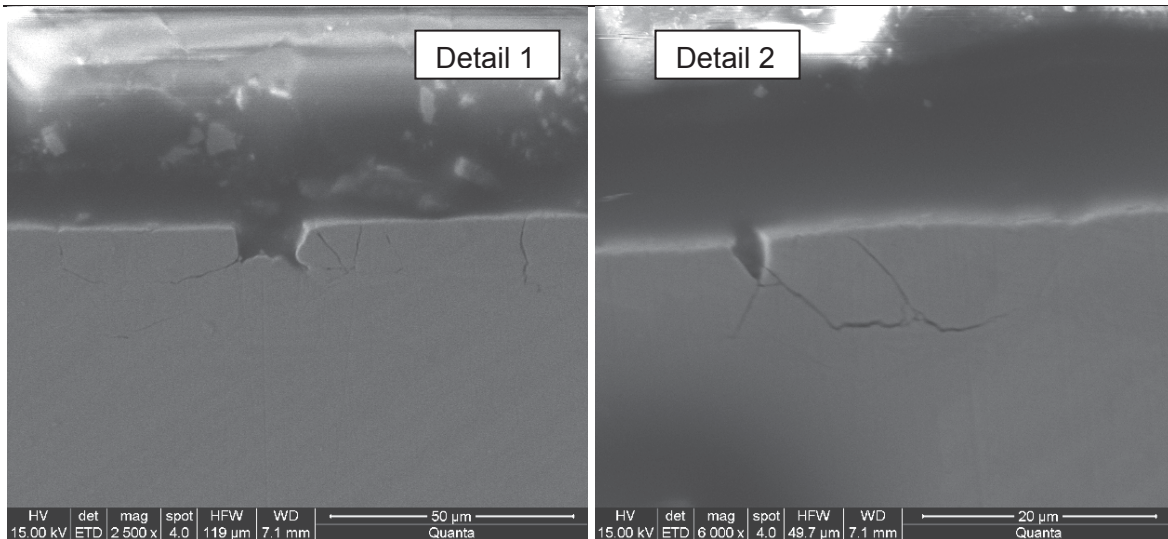
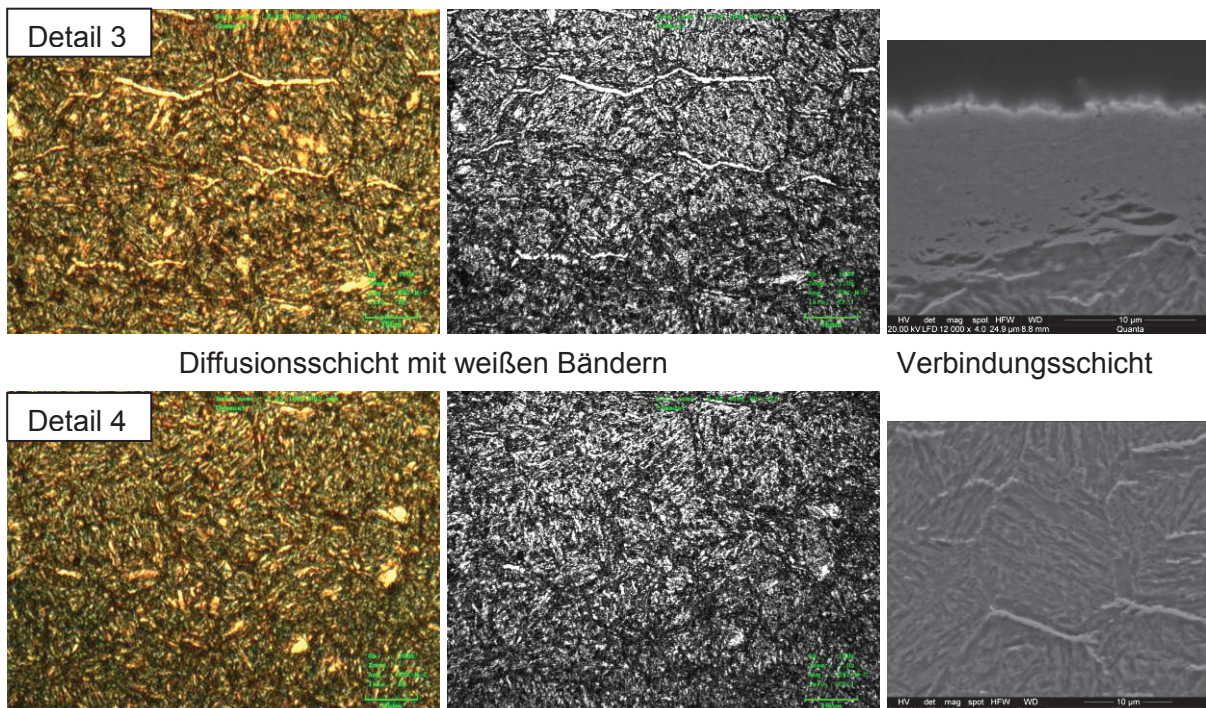


Abb. 10.19: Anrissbeginn

Um die Risse mittels Rasterelektronenmikroskopie sichtbar zu machen, sind geschliffene Proben zu verwenden. Um die Verbindungsschicht zu visualisieren ist die 3 %-ige Nitalätzung zu verwenden. Ähnliche Risse, wie jene in Abb. 10.19 dargestellt, treten über der gesamte Kontaktfläche auf. Die Abb. 10.20 zeigt Detailbilder des Gefüges der in Abb. 10.18 eingezeichneten grünen Markierungen. Die Aufnahmen wurden bei einer Vergrößerung von 1000x mit dem Laserlichtmikroskop und bei Vergrößerungen von 8000x und 12000x mittels Rasterelektronenmikroskopie erstellt.

Detail 3 zeigt die oberflächennahe Diffusionsschicht mit weißen Bändern unterhalb der Verbindungsschicht. Detail 4 zeigt die vermehrt mit Versetzungen behafteten DEA-Zone. Detail 5 liegt im Bereich des plastifizierten Grundmaterials.



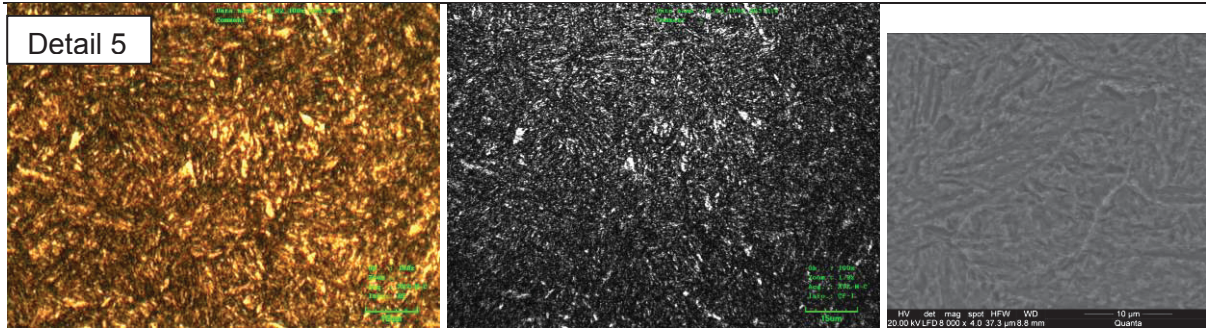


Abb. 10.20: Detailbilder in verschiedenen Zonen unterhalb der Belastungsstelle R935

Gleich unterhalb der Verbindungsschicht im Detail 3 lassen sich parallel zur Oberfläche weiße Karbidstreifen feststellen. Diese treten auch beim Werkstoff 31CrMoV9 vereinzelt auf. Bei unbelasteten Zonen treten diese seltener auf. Die Dark-Etching-Area (DEA) ist im Detail 4 mikroskopiert. Auf dem röntgenographischen Bild treten die Korngrenzen durch die vermehrten Versetzungen deutlich hervor. Das Gefüge im Detail 5 weist eine feinkörnigere Struktur auf. Wie beim Werkstoff 31CrMoV9 tritt unterhalb der DEA-Zone eine Kornverfeinerung durch Plastifizierung des Grundmaterials auf.

Die Abb. 10.21 zeigt die Oberflächentopologie vom Werkstoff R935.



Abb. 10.21: Oberflächentopologie für Kontaktpressung R935 5,2; 5,9 und 6,3 GPa

Die Oberflächentopographie weist eine deutliche Einlaufspur mit einer Verringerung der Oberflächenrauheit auf, vgl. Abb. 10.21. Die Tiefe der Eindrückung steigt mit dem Kontaktdruck. Die Werte sind Tab. 10.3 zu entnehmen. Es zeigt sich, dass die Tiefe der Einlaufspur etwa 2 – 3 μm tiefer als bei 31CrMoV9 ist.

Laufspurtiefe [μm]	5,2 GPa	5,9 GPa	6,3 GPa
31CrMoV9, nitriert	~14	~21	~25

Tab. 10.3: Laufspurtiefe R935 plasmanitriert

Die Abb. 10.22 bis Abb. 10.24 zeigen charakteristische Schädigungen vom Werkstoff R935 bei verschiedenen Lastniveaus.

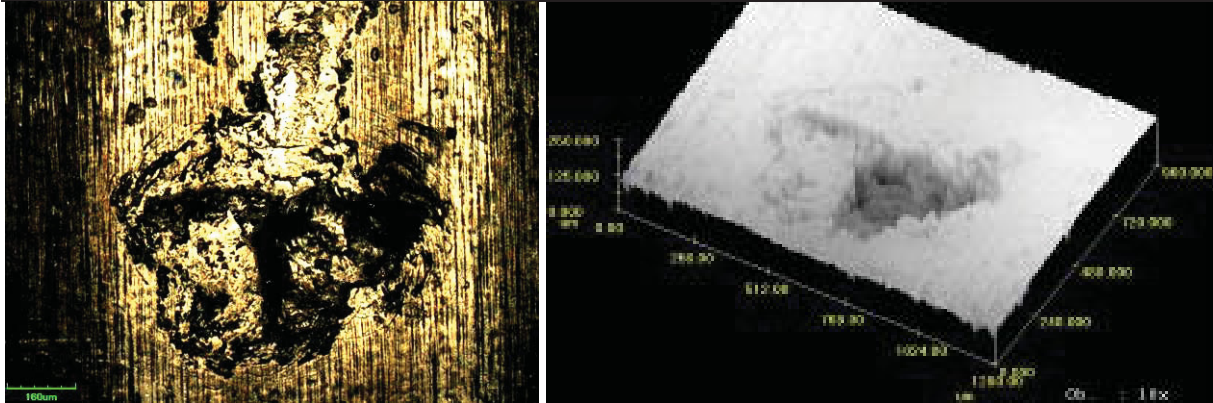


Abb. 10.22: Pitting bei Spur E1, R935, Kontaktpressung 5,2 GPa

Die Größe des Pittings in Abb. 10.22 ist mit $550 \times 600 \mu\text{m}$ bei einer Tiefe von $80 \mu\text{m}$ anzugeben. Die Oberflächenschädigungen in Form von Grübchenbildung erscheinen bei R935 kleiner als bei 31CrMoV9, jedoch ist zu beachten, dass die Schädigung wesentlich früher eintritt, d.h. ein geringerer Widerstand gegen Überrollbeanspruchung vorliegt.

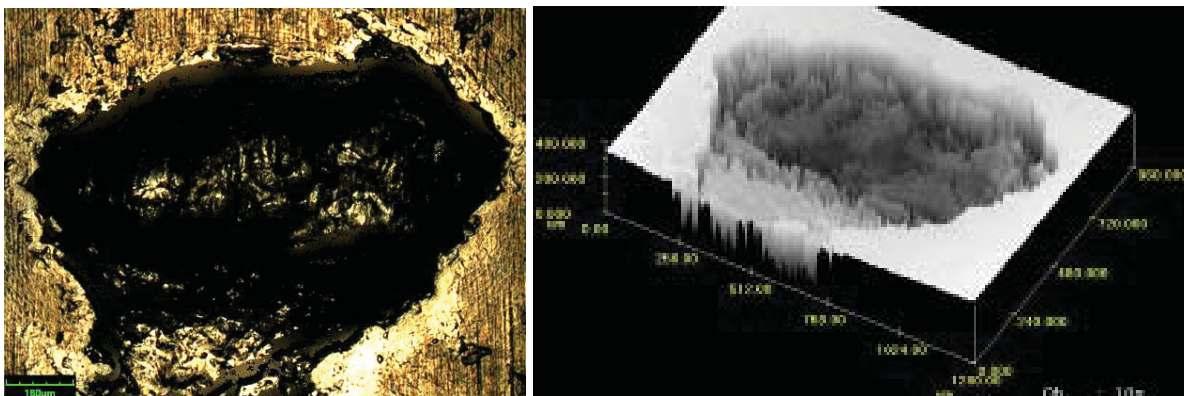


Abb. 10.23: Pitting bei Spur F1, R935, Kontaktpressung 5,9 GPa

Die Größe des Pittings in Abb. 10.23 kann mit $1700 \times 1300 \mu\text{m}$ bei einer Tiefe von $240 \mu\text{m}$ angegeben werden. Gegenüber 31CrMoV9 sind Rastlinien als Zeichen konservativen Rissfortschritts primär nicht zu erkennen.

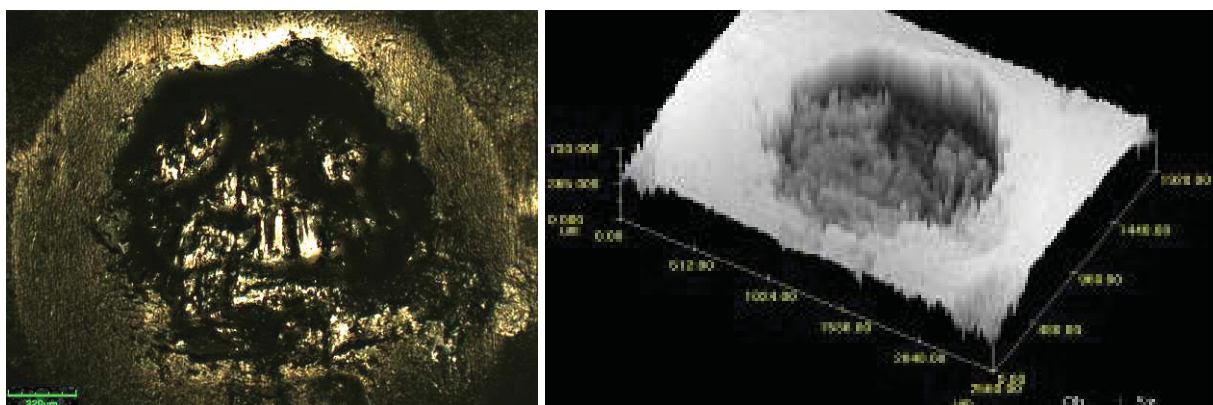


Abb. 10.24: Pitting bei Spur D4, R935, Kontaktpressung 6,3 GPa

Die Größe des Pittings in Abb. 10.24 kann mit $2000 \times 2000 \mu\text{m}$ bei einer Tiefe von $300 \mu\text{m}$ angegeben werden. Vergleicht man die Laufspurbreiten beider plasmanitrierter Materialien, so erhält man folgende Gegenüberstellung.

Laufspurbreite [μm]	5,2 GPa	5,9 GPa	6,3 GPa
31CrMoV9, nitriert	900	1090	1190
R935, nitriert	920	1120	1280

Tab. 10.4: Laufspurbreiten in Abhängigkeit der Kontaktpressung und Materialien

Die geringfügig erhöhte Laufspurbreite von R935 gegenüber 31CrMoV9 kann auf die größere elastische Eindrückung bei gleicher Last durch die geringere Nitriertiefe zurückgeführt werden.

10.5. FE-Modellierung der BoR Versuche

Es ist der Kontaktspannungszustand für die angewandten Prüfverfahren für Schädigung unter umlaufender Kontaktbeanspruchung numerisch auszuwerten und mit der analytischen Lösung zu vergleichen. Für die numerische FEM – Analyse wurde das FEM – Paket ABAQUS 6.7 genutzt. Die analytische Lösung ist in Kapitel 5.9.1 dokumentiert.

Die numerische Lösung bietet gegenüber der analytischen Lösung Vorteile, wenn zusätzliche Inhomogenitäten wie Abweichungen der Kontaktgeometrie oder plastische bzw. heterogene Materialdaten zu berücksichtigen sind. Des Weiteren ist mittels der Methode der finiten Elemente eine dreidimensionale Kontaktbetrachtung möglich. Dem stehen der erhöhte Aufwand sowie die numerischen Fehler des Residuenproblems entgegen. Außerdem beeinflusst auch die Modellierung, d.h. der Netzaufbau, die Qualität des Ergebnisses.

10.5.1. 2D-Modell der BoR-Prüfung

Zunächst erfolgte eine zweidimensionale, rotationssymmetrische Berechnung zwischen Kugel und ebener Platte, um die für die 3D-Analysen nötigen Vorbereitungen treffen zu können. Aufgrund des hohen Aufwandes von 3D-Berechnungen muss einerseits die Netzstruktur der 2D-Analysen vergrößert werden, andererseits sind auch Vereinfachungen an der Geometrie vorzunehmen. Zu detaillierte Modellierungen der Struktur führen oftmals zu unnötig kleinen Elementsgrößen und dadurch zu einer großen Elementanzahl. Diese haben jedoch meist nur einen geringen Einfluss auf die Gesamtlösung. Die Abweichung des unendlichen Krümmungsradius der Platte gegenüber dem endlichen Wert des Stiftes wurde bewusst in Kauf genommen um erste numerische Ergebnisse zu erzielen und mit der Literatur abzugleichen. Für eine Beurteilung der realen Verhältnisse wird im Folgenden ein dreidimensionales Modell aufgebaut und beurteilt.

Für die 2D Berechnung stehen dabei 2 Elementtypen zur Verfügung:

- CAX4R
- CAX8R

Das Element CAX4R ist ein „lineares Rechteckselement“ (4 Knoten), da die Ansatzfunktion entlang des Elementrandes einen linearen Verlauf annimmt. Das Element CAX8R ist ein „quadratisches Serendipity Element“ mit 8 Knoten. Es wurden für die Berechnungen das CAX4R Element verwendet.

Die Vernetzung des Dreikugelmodells erfolgte unter Verwendung von achssymmetrischen 4-Knoten Quaderelementen mit linearen Integrationspunkten. Bei Kontaktsimulationen eignen sich lineare Elemente auf Grund der geometrischen Relation zwischen Integrations- und Kontaktknotenpunkte besser als quadratische Elemente mit Mittelpunktsknoten. Die Symmetrieachse ist im Modell vertikal angeordnet.

Das zweidimensionale Modell zeigt Abb. 10.25. Die Aufbringung der Last erfolgte weggesteuert mit einem Wert von $0,3\text{ mm}$ Gesamtverschiebung der Kugel. Zur Vergleichbarkeit mit der analytischen Lösung wurde nur linearelastische Analyse durchgeführt. Dies entspricht einer Kontaktnormalkraft auf die $\frac{1}{2}$ “-Kugel von 118 N .

Die Definition der Kugel erfolgte inelastisch als Starrkörper, d.h. die elastische Deformation der Kugel wird in diesem vereinfachten Ansatz vernachlässigt.

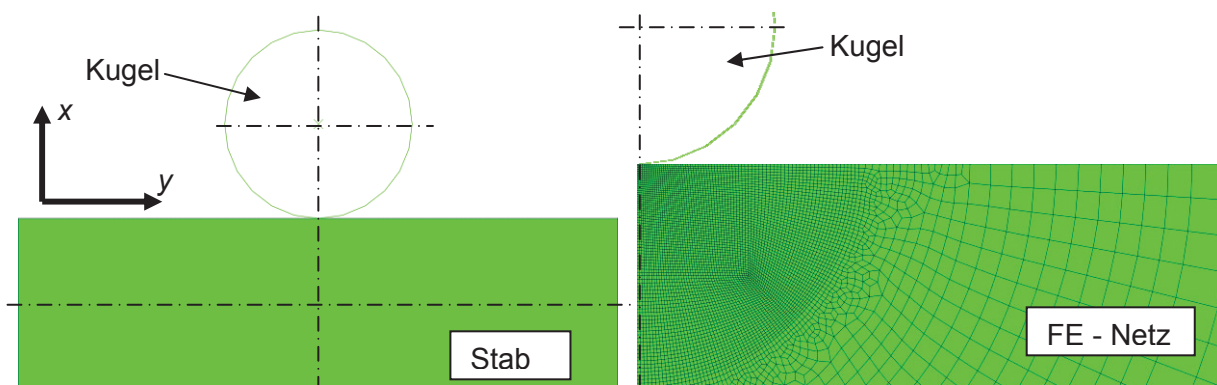


Abb. 10.25: Modell / Teilstück des FEM-Netzes der BoR-Ersatzprobe

10.5.2. Numerische Auswertung der 2D-Berechnung des Dreikugelversuches

Die von-Mises Vergleichsspannung nach der Gestaltänderungsenergiehypothese sowie die Vergleichsspannung nach Tresca nach der Schubspannungshypothese liefern annähernd gleiche Ergebnisse, wobei die von-Mises Vergleichsspannung etwas niedrigere Werte zeigt. Für die weitere Analyse wird daher die Schubspannungshypothese nach Tresca eingesetzt. Abb. 10.26 zeigt die Verteilung des Kontaktdrucks nach Aufbringen einer vertikalen Verschiebung der Kugel von $0,3\text{ mm}$.

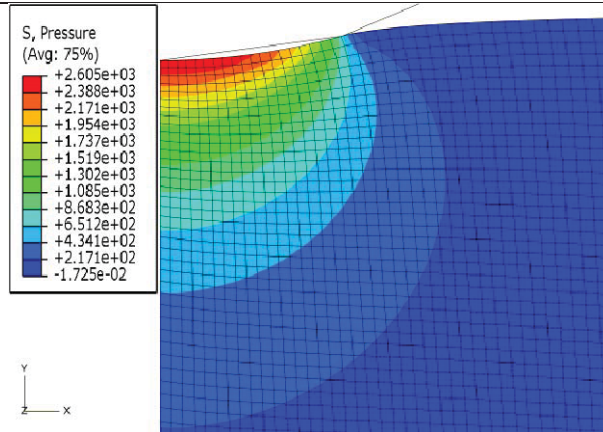


Abb. 10.26: Kontaktdruckverteilung p_{max}

Der maximale Kontaktdruck befindet sich in der Mitte der Druckstelle und nimmt nach Innen ab. Demgegenüber tritt das Maxima der Vergleichsspannungen unter der Oberfläche auf, siehe Abb. 10.27.

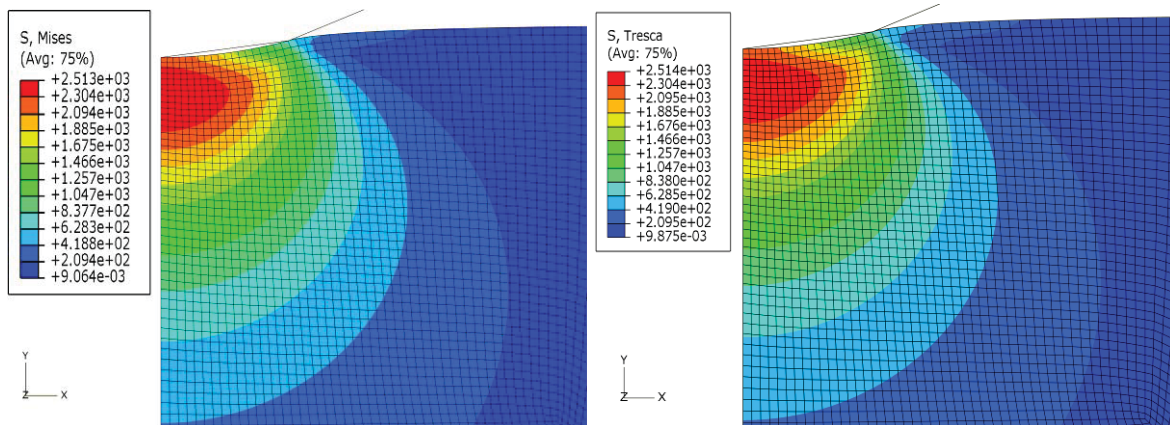


Abb. 10.27: Maximale Mises- und Tresca Vergleichsspannung σ_v

Das Maximum der Mises und Tresca Vergleichsspannung liegt in einer Tiefe von $0,18 \text{ mm}$ unter der Oberfläche. Der maximale numerische Kontaktdruck beträgt 2605 N/mm^2 und die Vergleichsspannung nach Tresca 2514 N/mm^2 . Die analytische Lösung gibt hingegen für den BoR-Test mit Kugel und zylindrischem Stab einen analytischen Kontaktdruck von 3064 N/mm^2 und eine Tresca-Vergleichsspannung von 1950 N/mm^2 an. Die Abweichungen sind auf den Unterschied im numerischen Starrkörper und der analytischen elastischen Beschreibung der gepressten Kugel zurückzuführen. Weiters wirkt sich die relativ geringe Dicke der rotationssymmetrische Scheibe als elastischer Gegenkörper der Kugel aus.

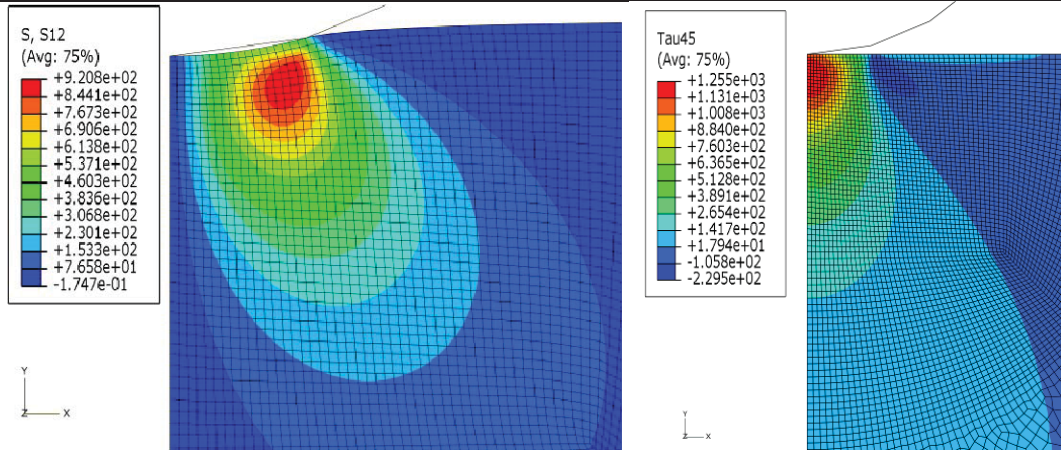


Abb. 10.28: Maximale Schubspannungsverteilung τ_{xy} unter 0° und unter 45°

Die Zone maximaler Schubspannungsbeanspruchung liegt im Werkstoffinneren in der Symmetrieebene des Kontakts. Variiert man den Schnittwinkel, verändert sich die Lage der örtlichen Schubspannungsmaxima zur Oberfläche hin. Die Symmetrie des Kontakts ist im schlupflosen Zustand eindeutig ersichtlich. Schädigungsrelevant ist die Zone größter Schubspannung, welche in der Symmetrieebene in einem Schnittwinkel der Schubspannung von 45° auftritt.

Ebenso wurden die Hauptnormalspannungen σ_{xx} , σ_{yy} , die Schubspannung τ_{xy} und die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca abgebildet, Abb. 10.27. Die Ergebnisse beruhen auf dem folgenden Pfad in der Kontaktachse, der in Abb. 10.29 dargestellt ist.

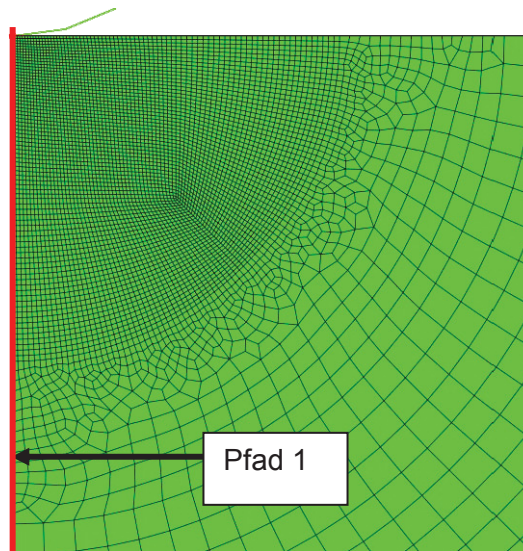


Abb. 10.29: Pfad 1 (rote Linie)

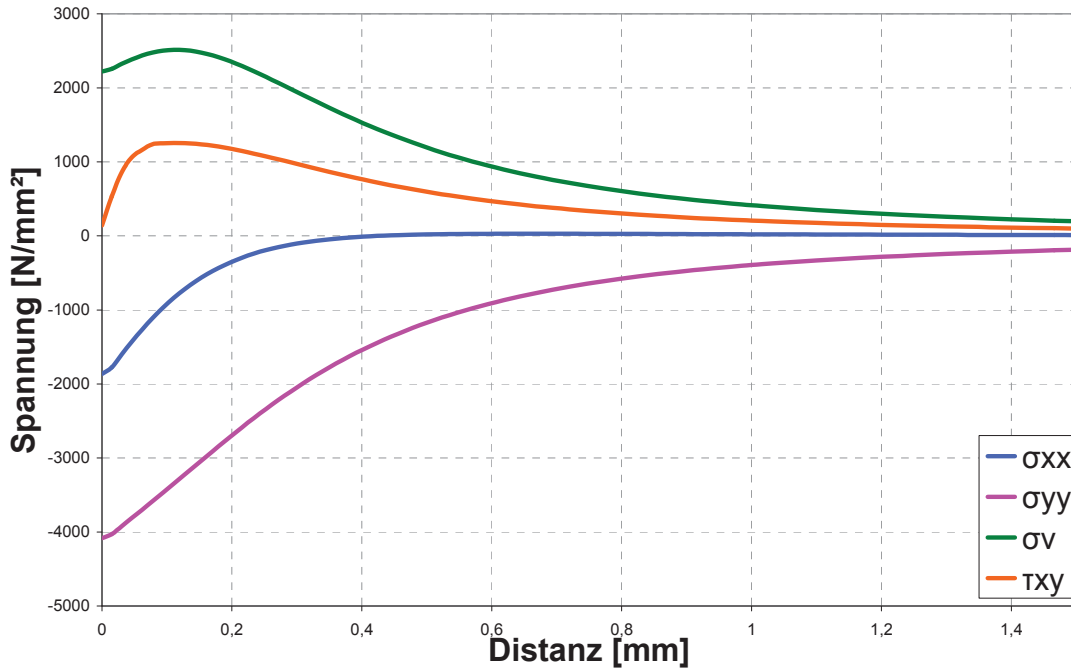


Abb. 10.30: Kontaktdruck σ_{xx} , σ_{yy} , Vergleichspannung nach Tresca σ_v und Schubspannung τ_{xy} in der Kontaktachse

10.5.3. 3D-Modell der BoR-Prüfung

Für die numerische Analyse des Dreikugelprüfstandes wurden 3D-Modelle verwendet, welche zusätzlich den inhomogenen Aufbau der Nitrierschicht am Rand als Materialparameter berücksichtigen. Auch der Einfluss der starren und elastischen Kugeln beim dreidimensionalen Modell aufzuzeigen, wurde auch dieser Einfluss untersucht. Es wurde für die Berechnungen das C3D8 Element verwendet. Diese sind "räumlich isoparametrische lineare Elemente" und werden wie im ebenen Fall bei verformte Elementgeometrien durch die Ansatzfunktionen beschrieben. Zur Beschreibung werden 8 Knoten benötigt. Für die numerische Analyse des Dreikugelprüfstandes wurden zwei 3D-Modell verwendet, Abb. 10.31. Schlussendlich wurde der inhomogene Materialaufbau der Nitrierschicht berücksichtigt und in Schichten unterteilt.

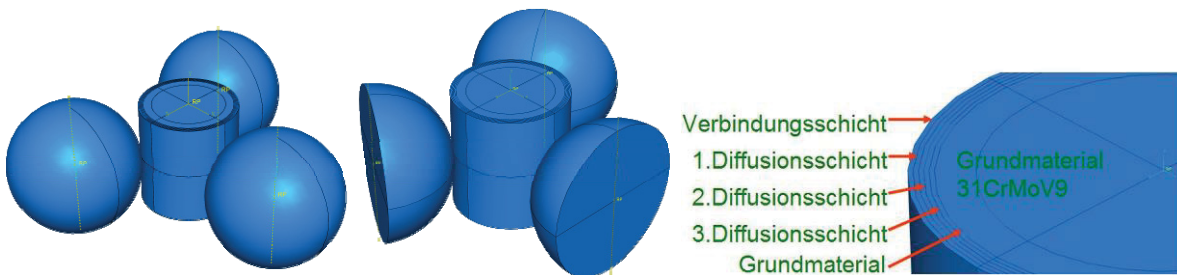


Abb. 10.31: 3D-Modell mit Nitrierschichtenunterteilung an der Oberfläche (Analytical Rigid, linkes Bild; deformierbare vernetzten Halbkugeln, Bild mitte)

Bestimmung der Werkstoffeigenschaften

Um die unterschiedlichen Werkstoffeigenschaften der einzelnen plasmanitrierten Schichten (Verbindungsschicht, Diffusionsschicht) nachzubilden, wurde den einzelnen Schichten jeweils eigene Fließkurven zur Beschreibung des elastoplastischen Materialverhaltens zugewiesen. Jede Schicht hat eine Dicke von $0,1\text{ mm}$.

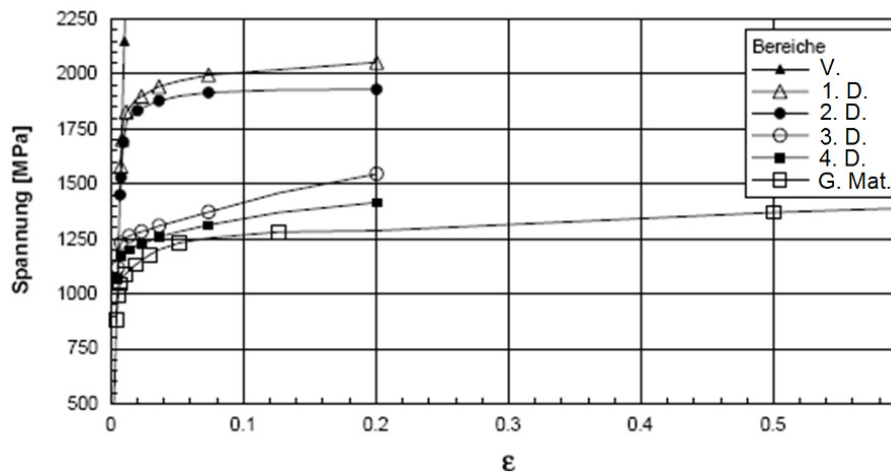


Abb. 10.32: Zugfließkurven des Substrates und der Randschichten für jede Partition [4]

Um die Fließkurven des Grundmaterials 31CrMoV9 und der Bereiche der unterteilten Nitrierschicht zu ermittelt, wurden in der Dissertation „Beitrag zur Charakterisierung der Wälzbeanspruchung von Gradientenschichten“ [4] verschiedene statische und zyklische Versuche durchgeführt:

- Stauversuche am Grundwerkstoff
- Torsionsversuche an randschichtbehandelten Proben
- Zugversuch an randschichtbehandelten Proben
- Biegeversuche an randschichtbehandelten Proben
- LCF – Versuche an randschichtbehandelten Proben

Die Versuche wurden mit numerischen Berechnungen verglichen. Aus beiden Ergebnissen wurde die Fließkurve generiert. Die stufenartige Unterteilung beschreibt nur begrenzt den Werkstoff. Die Unterteilung der Nitrierschicht bei den Versuchen und bei der iterativen Berechnung bestimmt den Fehler. Es wurde kein Zusammenhang zwischen Nitrierschichtdicke und E – Modul festgestellt. Die Versuchsergebnisse von Torsion- und Zugversuch bestätigen die Vermutung, dass die gradierte Nitrierschicht in ihrem Festigkeitsverhalten im Randbereich durch die Normalspannungshypothese, im Übergangsbereich zum Grundmaterial durch die Gestaltänderungsenergiehypothese und zwischen beiden durch eine kombinierte Festigkeitshypothese beschrieben werden kann. Es gibt jedoch kein FE – Programme wo solche Hypothesen angeboten werden [4]. Für die deformierbaren Kugeln wurden die Materialkennwerte von 100Cr6 verwendet.

Modellierung des Wälzkontaktes

Die Modellierung des Wälzkontaktes besteht aus mehreren Etappen. In der ersten Etappe wurden Voranalysen anhand eines 2D – Modells durchgeführt (siehe Kapitel 10.5.1). Um eine schnelle Konvergenz des numerischen Modells zu ermöglichen, wurde die Berechnung weggesteuert durchgeführt. In der zweiten Etappe wurden anhand eines 3D-Modelles die Elementanzahlen verringert. Dadurch erhält man bei den Analysen mit oder ohne Nitrierschicht unterschiedliche Ergebnisse bezüglich der Elementanzahl. Dabei wurden die FEM – Abweichungen durch die Netzvergrößerung beobachtet. Diese Abweichung durfte nicht mehr als 1 % ansteigen. In den Modellen mit Nitrierschicht wurden die Schichtparameter und Schichteigenschaften entsprechend der Fließkurve von Abb. 10.32 eingesetzt. Bei der Nachbildung einer Nitrierschicht werden pro Schicht zwei Elementreihen verwendet. Bei den Berechnungen ohne Nitrierschicht wurde auf Grund der Rechenzeit pro Schicht eine Elementreihe verwendet.

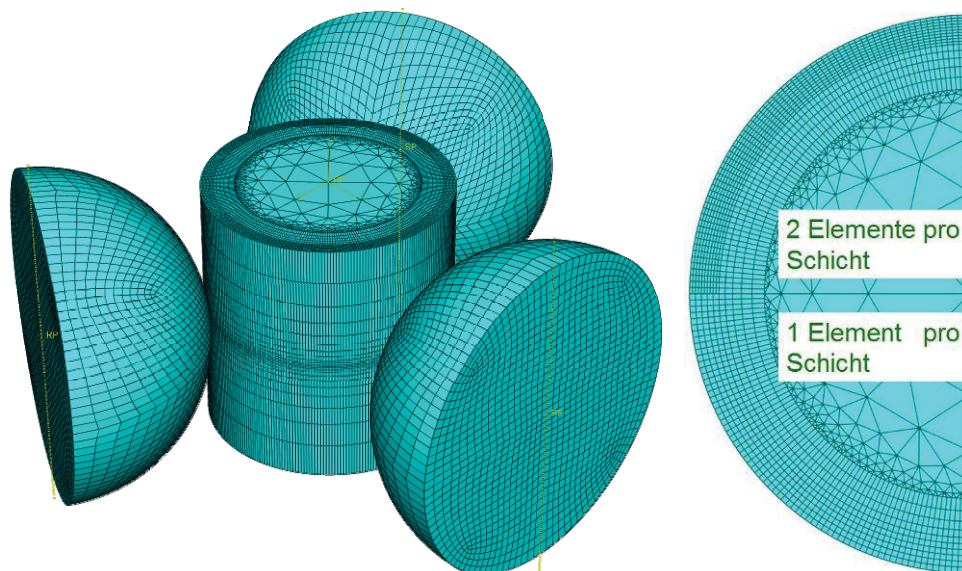


Abb. 10.33: FE - Netz der Rundprobe und der Kugeln

10.5.4. Numerische Auswertung der 3D-Berechnung des Dreikugelversuches

Die Verteilung der Drücke p_{max} , der Schubspannungsverteilung τ_{xy} und der Vergleichsspannungen σ_v nach Mises oder Tresca wird hier und auch später in verschiedenen Schnitten und Ansichten dargestellt. Diese sind aus Abb. 10.34 ersichtlich.

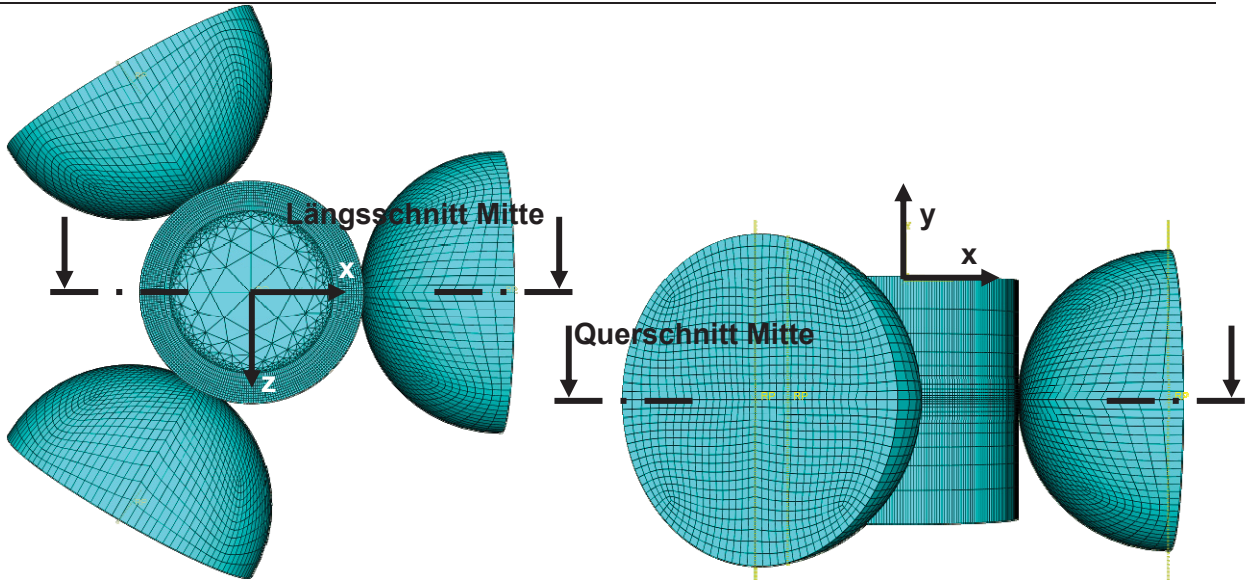


Abb. 10.34: Ansicht und Schnittdarstellung

Es wurden mehrere Berechnungsvarianten mit und ohne Nitrierschicht am Grundmaterial 31CrMoV9 durchgeführt, Tab. 10.5 gibt eine Übersicht über die Berechnungsvariationen.

Berechnungsvarianten			
Berechnung	Material 31CrMoV9	Kugelart	Materialeigenschaft
1	ohne Nitrierschicht	starr	linearelastisch
2	ohne Nitrierschicht	deformierbar	linearelastisch
3	ohne Nitrierschicht	starr	linearelastisch / plastisch
4	ohne Nitrierschicht	deformierbar	linearelastisch / plastisch
5	mit Nitrierschicht	starr	linearelastisch
6	mit Nitrierschicht	deformierbar	linearelastisch
7	mit Nitrierschicht	starr	linearelastisch / plastisch
8	mit Nitrierschicht	deformierbar	linearelastisch / plastisch

Tab. 10.5: Berechnungsvarianten BoR

Bei diesen Berechnungen erfolgt die Bewegung der Kugeln kraftgesteuert mit einer Kraft von 2000 N , dies entspricht einer maximalen analytischen Kontaktpressung von 6950 N/mm^2 , einer maximalen Schubspannung von 2222 N/mm^2 in einer Tiefe von $0,22\text{ mm}$ und einer analytischen Breite der Kontaktellipse von $0,86\text{ mm}$ entlang der Hauptachse.

Der Betrag der maximalen numerischen Kontaktpressung von 6836 N/mm^2 korreliert mit der analytischen Lösung. Das Maxima der Vergleichs- bzw. Schubspannung liegt unterhalb der Oberfläche in einer Tiefe von $0,19\text{ mm}$, dies entspricht ebenfalls der analytischen Lösung. Die Breite der numerischen Kontaktellipse beträgt $0,79\text{ mm}$, die geringfügige Unterschreitung vom analytischen Wert ist durch die Netzdiskretisierung im Kontakt bzw. die Verwendung starrer Kugeln zu erklären.

Abb. 10.35 gibt die von-Mises Vergleichsspannung σ_v bei starren Kugeln und bei elastischem Material ohne Nitrierschicht im Querschnitt Mitte und Längsschnitt Mitte an.

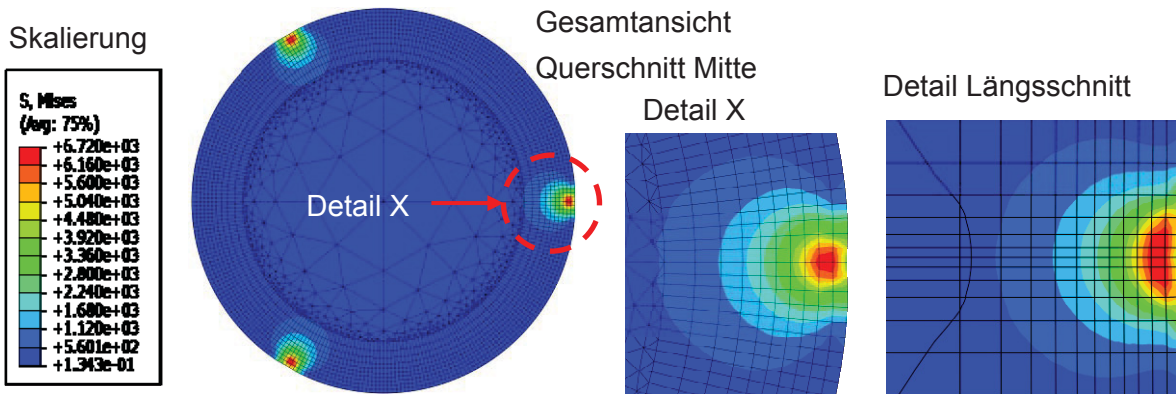


Abb. 10.35: Mises Vergleichsspannung σ_v

Es ist erkennbar, dass die Krümmung des Stabes gegenüber der ebenen Längsausdehnung einen deutlichen Einfluss auf die Vergleichsspannung hat. Dieser Unterschied ist auch bei den Ergebnissen des zweidimensionalen Modells tendenziell ersichtlich. Schubspannung τ_{xy} unter 0° und 45° ist in Abb. 10.36 dargestellt.

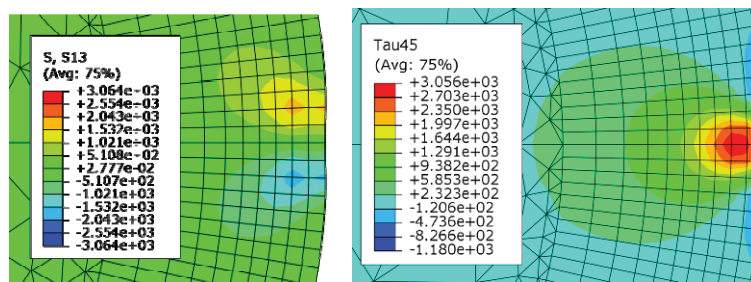


Abb. 10.36: Schubspannung τ_{xy} unter 0° und 45°

Die Zone maximaler Schubspannungsbeanspruchung liegt im Werkstoffinneren in der Symmetrieebene des Kontakts. Abb. 10.37 gibt die von-Mises Vergleichsspannung σ_v bei verformbaren Kugeln und elastischem Materialverhalten in Axialschnitt und Längsschnitt an.

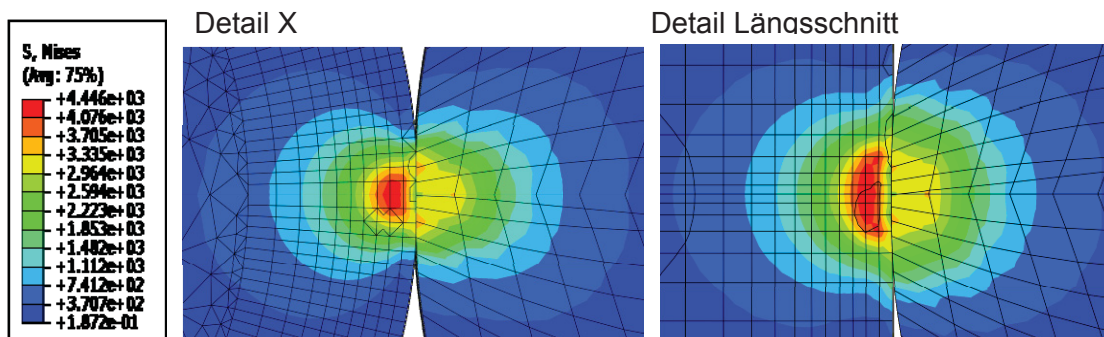


Abb. 10.37: Mises Vergleichsspannung σ_v (Axial- und Längsschnitt)

Bei deformierbaren Kugeln ist das höchstbeanspruchte Volumen als 90 % des Höchstwertes, roter Bereich der Farbskala, in beiden Schnittansichten größer. Dies ist auf die größere

Kontaktfläche zurückzuführen. Die Schubspannung τ_{xz} unter 0° und 45° ist in Abb. 10.38 dargestellt.

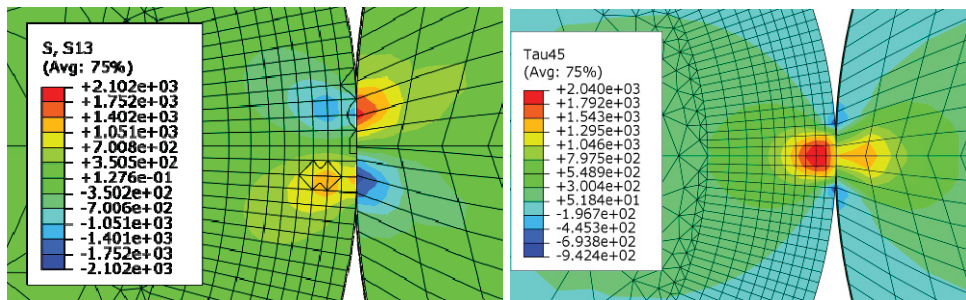


Abb. 10.38: Schubspannung τ_{xz} unter 0° und 45°

Wird die Kugel elastisch modelliert, so verändert sich der Verlauf der Beanspruchung in der Wirkungslinie der Last am Stab erheblich.

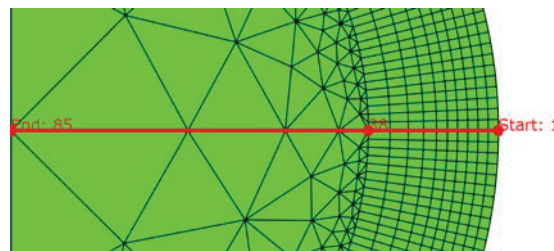


Abb. 10.39: Knotenpfad des Stabes in der Wirkungslinie des Kontaktdrucks

Für elastisches Material und starre bzw. deformierbare Kugeln sind die kartesischen Normalspannungen sowie die Vergleichsspannung gegenübergestellt. Die Spannung σ_{xx} stellt die Druckspannung in Wirkungslinie der Kraft dar, die Spannung σ_{zz} in tangentielle Richtung und σ_{yy} in axiale Richtung des Stabes. Die Vergleichsspannung σ_v wurde als Schubspannungshypothese nach Tresca ausgegeben.

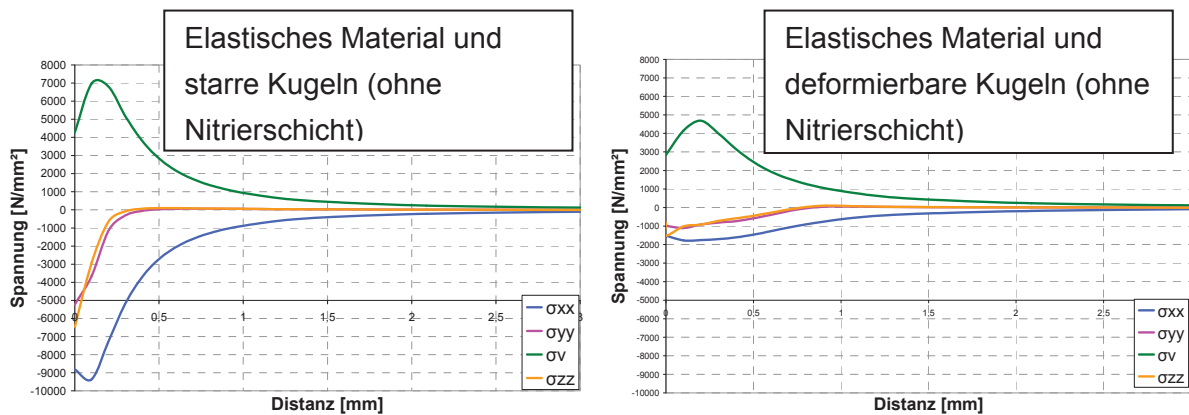


Abb. 10.40: Hauptnormalspannung σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} und die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca

Bei den nachfolgenden Berechnungen mit heterogenem Materialaufbau in der Nitrierschicht wurde dieselbe Systematik angewandt wie bei den Berechnungen ohne Nitrierschicht.

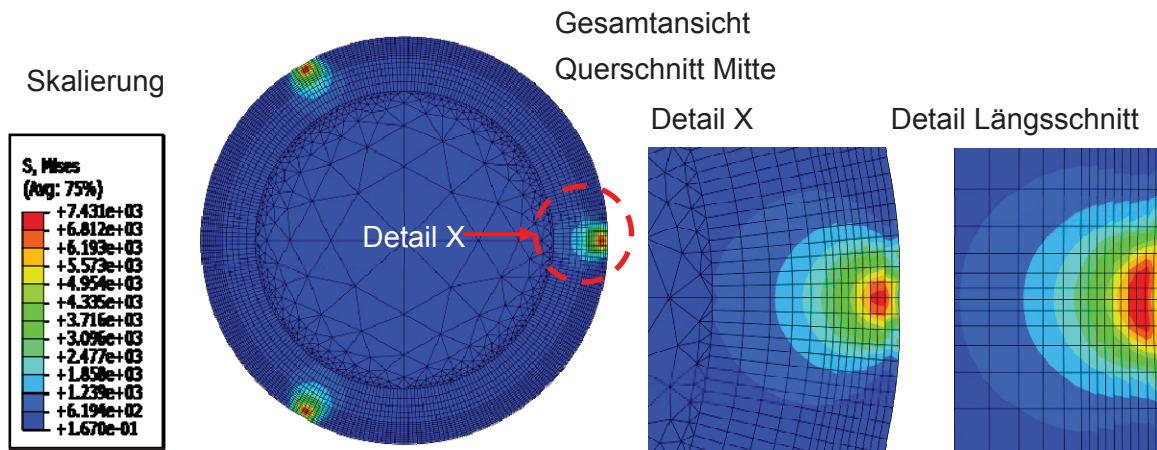


Abb. 10.41: Mises Vergleichsspannung σ_v

Wie man in Abb. 10.41 erkennen kann, liegen die beiden Maxima von Vergleichs- und Schubspannung unterhalb der Oberfläche bei einer Tiefe von $0,14\text{ mm}$. Die Kugeln werden mit einer Kraft von 2000 N Kontaktklast beansprucht. Durch die Nitrierschicht ist die Tiefe geringer als bei einem homogenen Material. Der Betrag der maximalen numerischen Kontaktpressung des elastischen Materials von 8121 N/mm^2 ist höher als bei homogenen isotropen Material. Der Betrag der maximalen numerischen Vergleichsspannung σ_v nach Tresca liegt bei 7754 N/mm^2 , wobei wiederum die Größe des höchstbeanspruchten Volumens als Vergleich heranzuziehen ist.

Durch die härtere Nitrierschicht werden die maximale Kontaktpressung und auch die maximale numerische Vergleichsspannung höher. Ebenfalls wird die Vergleichsspannung näher an die Oberfläche verschoben. Das höchstbeanspruchte Volumen liegt unter der Oberfläche, wobei in der linearelastischen Rechnung das Erreichen der Streckgrenze, d.h. lokales Plastifizieren, in Tiefen von über einem halben Millimeter erfolgt. D.h., die Zone plastischer Beanspruchung reicht wesentlich über die Nitrierhärte tiefe. Auf Grund der verschiedenen Materialeigenschaften pro Partition treten bei den Ergebnissen Unstetigkeiten beim Übergang zwischen zwei Schichten auf.

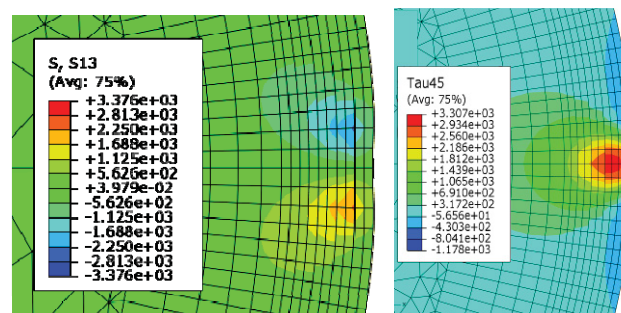


Abb. 10.42: Schubspannung τ_{xy} unter 0° und 45°

Die Zone maximaler Schubspannungsbeanspruchung liegt im Werkstoffinneren in der Symmetrieebene des Kontakts. Durch die unterschiedlichen Schichten sind jedoch lokale

Unstetigkeiten vorhanden. Abb. 10.43 gibt die von-Mises Vergleichsspannung σ_v bei deformierbaren Kugeln und bei elastischem Material im Axial- und Längsschnitt an.

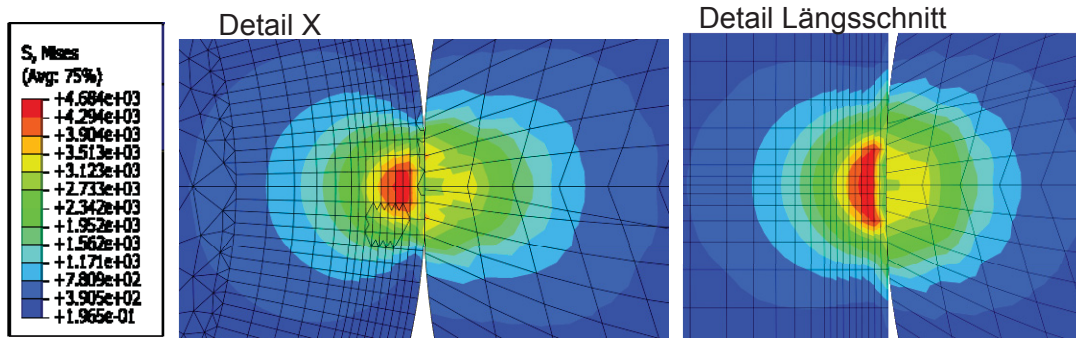


Abb. 10.43: Mises Vergleichsspannung σ_v

Bei deformierbaren Kugeln mit Nitrierschicht ist der höchstbeanspruchte Bereich mit 90 % der maximalen Vergleichsspannung, roter Bereich in Abb. 10.43, größer. Die Breite der höchstbeanspruchten Zone ist jedoch bei den deformierbaren Kugeln geringer als bei den starren Kugeln, da die kontaktierte Breite sich ebenfalls verringert. Die zugehörige Schubspannung τ_{xz} unter 0° und 45° ist in Abb. 10.44 abgebildet. Es bildet sich ein Maximum sowohl im Stab als auch in der Kugel aus, welche beide unter der Oberfläche liegen.

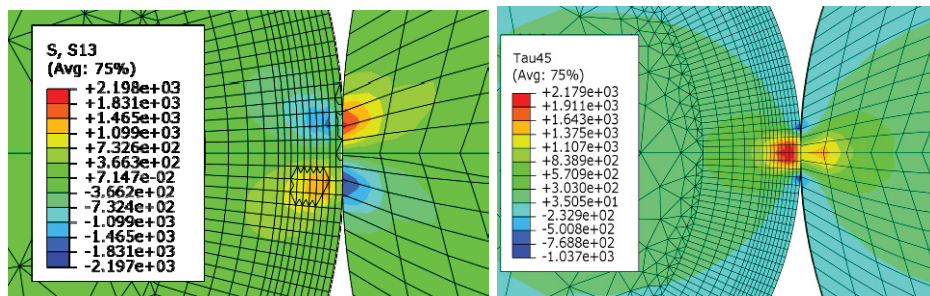


Abb. 10.44: Schubspannung τ_{xz} unter 0° und 45°

Die Verläufe der Normalspannungen für Berechnungen mit Nitrierschicht zeigt Abb. 10.45. Die Spannung σ_{xx} stellt die Druckspannung in Wirkungslinie der Kraft dar, die Spannung σ_{zz} in tangentielle Richtung und σ_{yy} in axiale Richtung des Stabes. Die Vergleichsspannung σ_v wurde als Schubspannungshypothese nach Tresca ausgegeben.

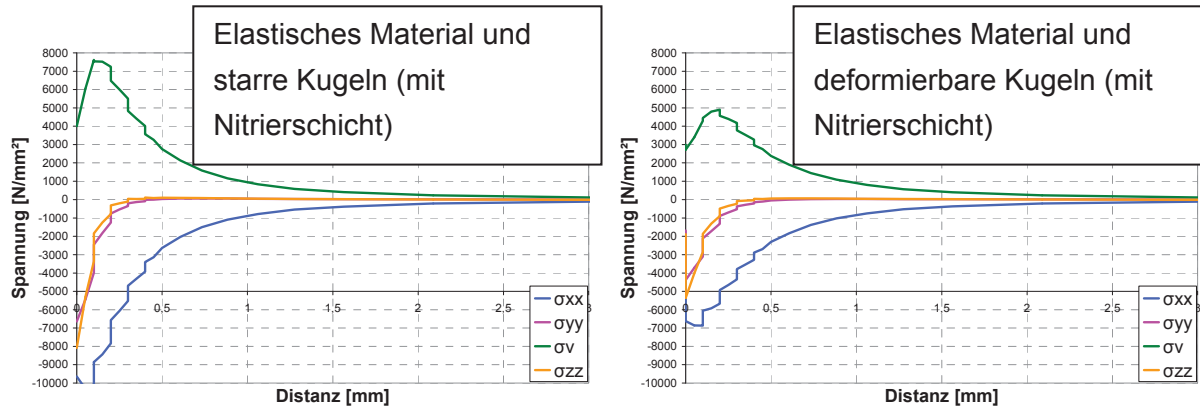


Abb. 10.45: Hauptnormalspannung σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} und die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca

Durch das elastische Verhalten der Kugel sinken die Spannungswerte erheblich. Die Stufen in den Spannungsverläufen ergeben sich aus den pro Element diskretisierten, diskontinuierlichen Materialeigenschaften in der nitrierten Randschicht.

Die elastisch plastischen Analysen sind im Anhang 14.1 beigelegt.

11. 2-RCF Versuche

11.1. Oberflächentopographie der 2-RCF Proben

Abb. 11.1 bis Abb. 11.3 zeigen die plasmanitrierten Oberflächen der 2-RCF Proben von 31CrMoV9 und R935 sowie die einsatzgehärtete Oberfläche von 20MnCr5. Dargestellt sind neben dem optischen Bild der Oberfläche auch dessen Intensitäten, da dies einen farblosen und damit besseren Vergleich der Oberflächen ermöglicht. Die Bilder wurden mittels Laserkonfokalmikroskop bei einer Vergrößerung von 500x aufgenommen. Es wurde jeweils die zylindrische Auflagerscheibe vor der Prüfung vermessen.

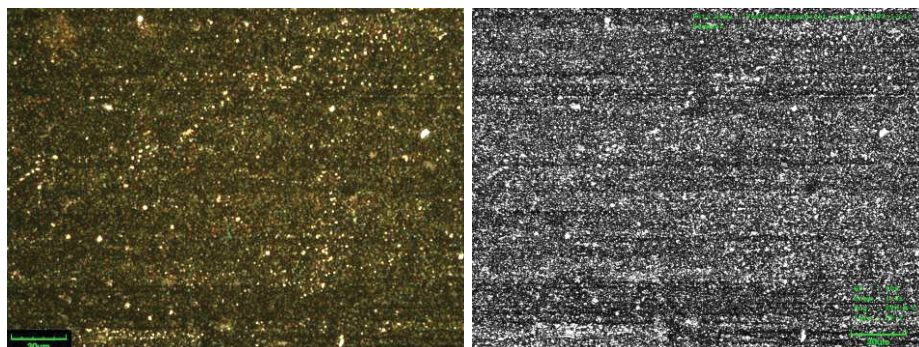


Abb. 11.1: Oberflächentopographie 31CrMoV9, 2RCF (Auflagerscheibe, vor Prüfung)

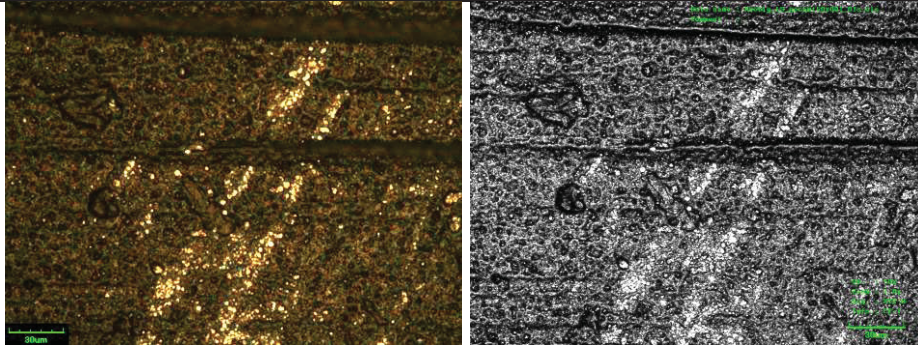


Abb. 11.2: Oberflächentopographie R935, 2RCF (Auflagerscheibe, vor Prüfung)

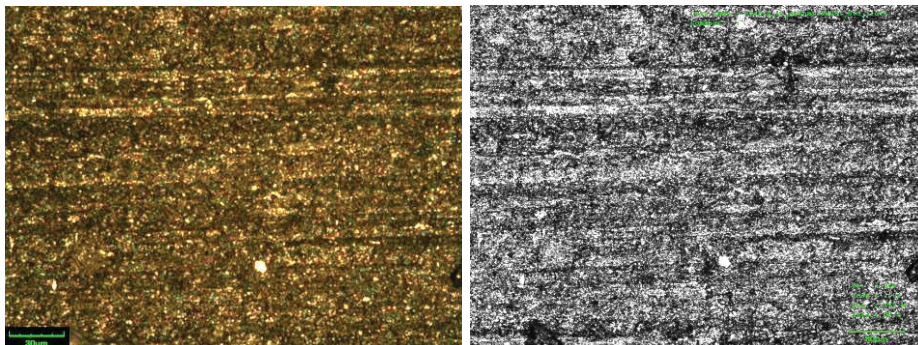


Abb. 11.3: Oberflächentopographie 20MnCr5, 2RCF (Auflagerscheibe, vor Prüfung)

Bei R935 sind markante Riefen feststellbar welche auf die spanende Fertigung bzw. das Schleifen zurückzuführen sind. Bei 31CrMoV9 und 20MnCr5 sind ebenfalls leichte Riefen detektierbar. Tab. 11.1 enthält eine Zusammenfassung der Mittenrauwert R_a der unterschiedlichen Werkstoffe.

R_a [μm]	Mittelwert	Standardabweichung
31CrMoV9, plasmanitriert	4,5	1,0
R935, plasmanitriert	4,9	1,1
20MnCr5, einsatzgehärtet	2,6	0,6

Tab. 11.1: Mittenrauwerte der nitrierten Vergütungsstähle

Der angegebene Wert von R_a ist der Mittelwert aus drei Messungen über den Probenumfang. Die Oberfläche ist bei R935 am rauesten, was auf die Bearbeitungsriefen zurückzuführen ist. Die einsatzgehärteten Proben aus 20MnCr5 haben den geringsten Mittenrauwert. Abb. 11.4 bis Abb. 11.6 zeigen weitere dreidimensionale Ansichten der Oberflächentopographie. Die Bearbeitungs- bzw. Schleifriefen sind deutlich zu erkennen.

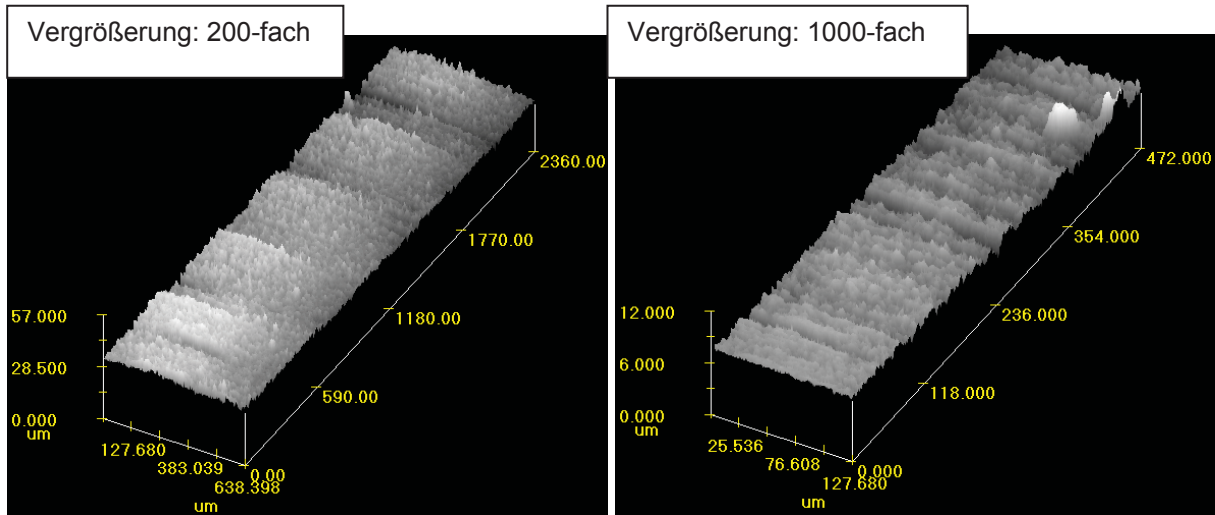


Abb. 11.4: Oberflächentopographie 31CrMoV9 (plasmanitriert, vor Prüfung)

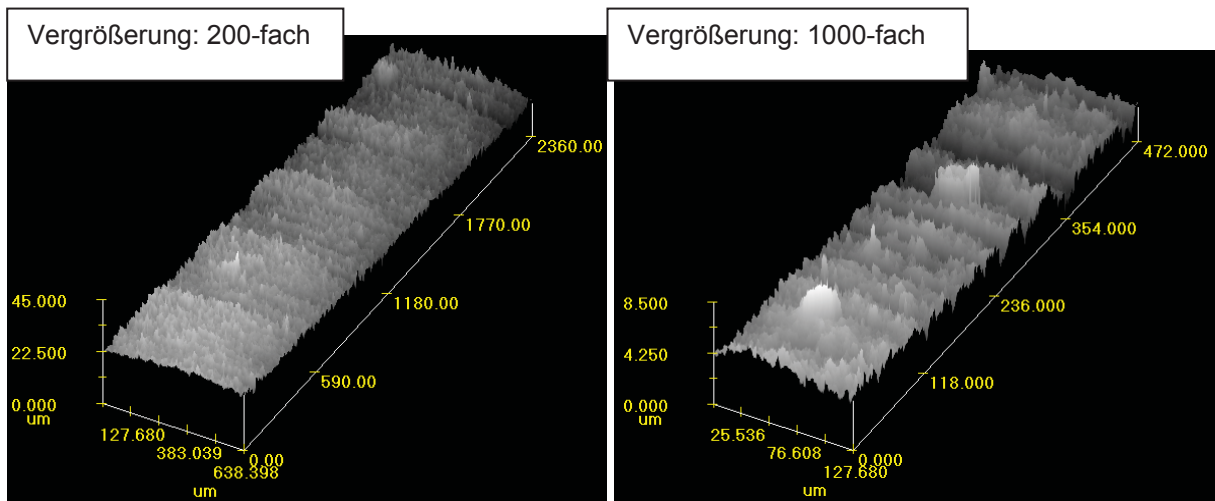


Abb. 11.5: Oberflächentopographie R935 (plasmanitriert, vor Prüfung)

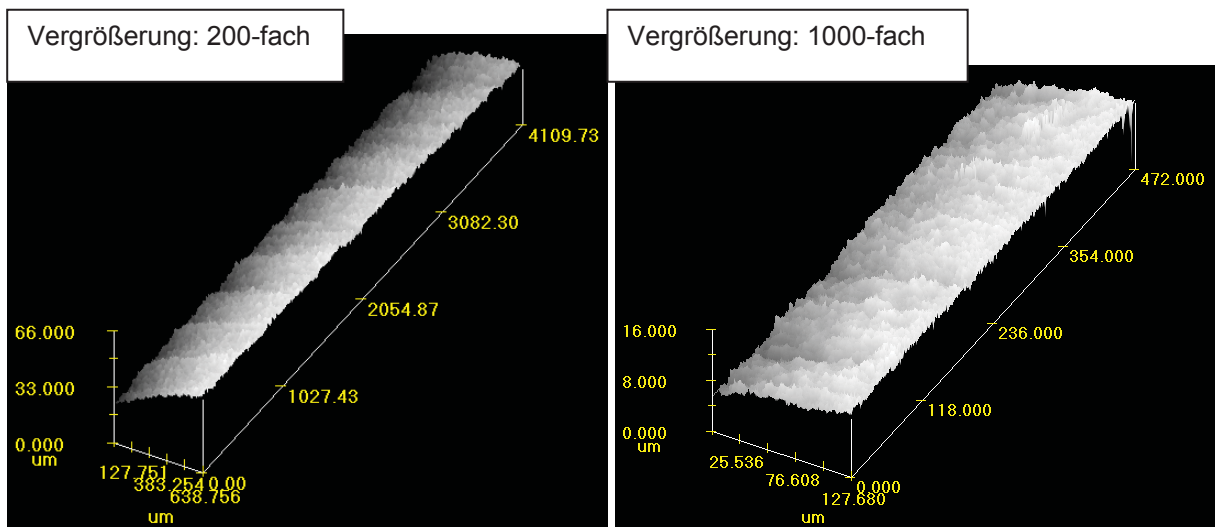


Abb. 11.6: Oberflächentopographie 20MnCr5 (einsatzgehärtet, vor Prüfung)

Die Welligkeit als Folge der makroskopischen Bearbeitungsriefen ist bei R935 am stärksten, bei 31CrMoV9 und 20MnCr5 als gering zu bewerten. Die Oberflächenrauheit ist bei den plasmanitrierten Proben nach Abzug der Welligkeit mit $\sim 5 \mu\text{m}$ ident, während beim Einsatzstahl eine Oberflächenrauheit von $\sim 3 \mu\text{m}$ vor der Prüfung zu messen ist.

11.2. Metallographie

Um die drei Werkstoffe bzw. zwei Nachbehandlungsverfahren hinsichtlich ihrer Verbesserung der Randschicht zu vergleichen, ist zunächst die Einsatzhärte aus der Mikro-Härtemessung zu bestimmen. Vergleichend wurden auch die beiden Nitrierstähle an 2-RCF-Proben gemessen.

Zur Messung der Einsatzhärte bzw. Nitrierhärte wurden Proben in der Mitte getrennt, geschliffen und mit einer 3 %-igen Nitallösung als Tauchätzung über eine Zeitdauer von drei Sekunden geätzt. Dies ermöglicht auch metallographische Analyse der einsatzgehärteten Randschicht in Abb. 11.7 der einsatzgehärteten 20MnCr5 Probe.

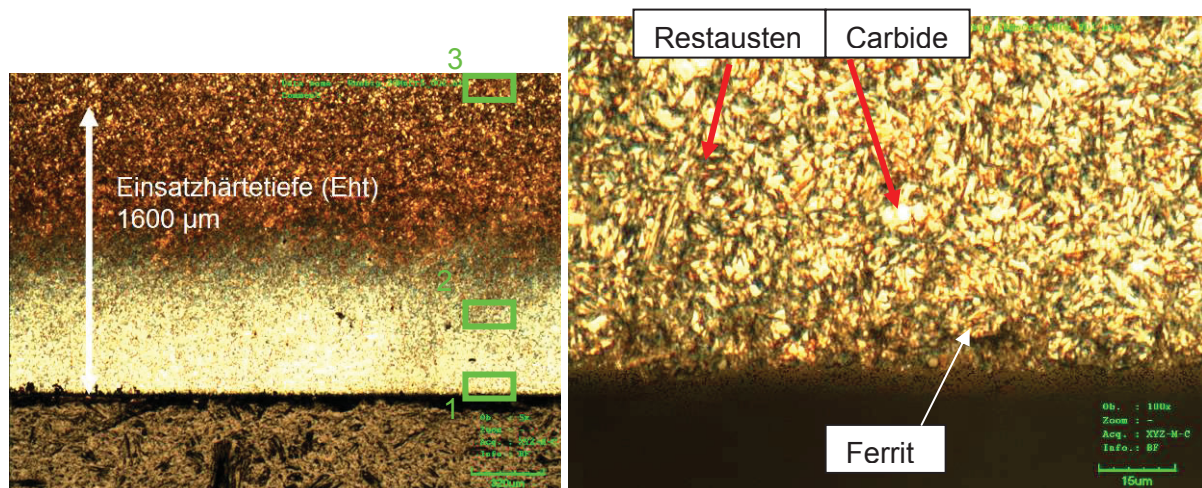


Abb. 11.7: Einsatzgehärtete Randschicht von 20MnCr5 vor Prüfung

In Abb. 11.7, rechtes Bild sind die einsatzgehärtete Randschicht, Carbide sowie der Restaustenit zu erkennen. Restaustenit ist als nadelförmige dunkle Flecken erkennbar, während Carbide als helle Zonen in Abb. 11.7, rechtes Bild, markiert sind. Der Werkstoff ist feinkörnig. Licht- und Rasterelektronenmikroskopie wurde von der Randschicht, Detail 1, über die einsatzgehärtete Randschicht in Detail 2 bis in das unbeeinflusste Grundmaterial, Detail 3, aufgenommen.

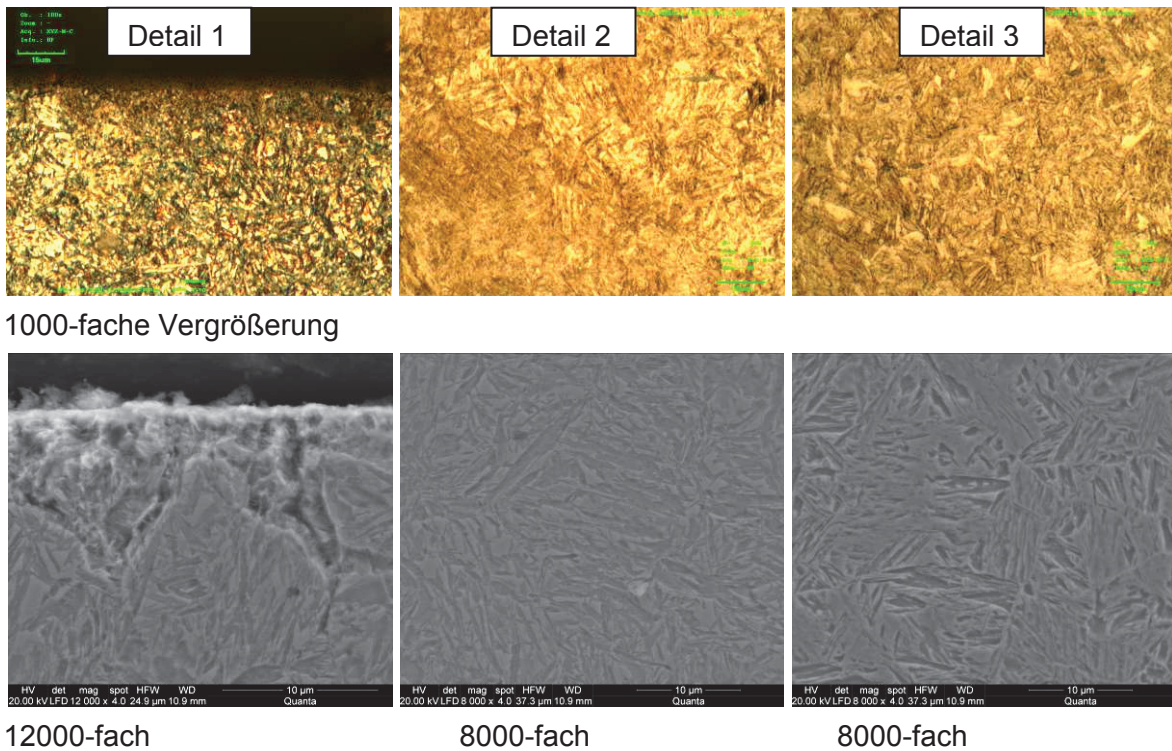


Abb. 11.8: Randschicht über der Tiefe von 20MnCr5 (Licht - und REM - Bilder)

Die einsatzgehärtete Schicht im Detail 2 ist feiner als das Grundmaterial in Detail 3. Aus der Härtemessung ergibt sich, dass die Einsatzhärte bei 20MnCr5 rund $1600 \mu\text{m}$ beträgt.

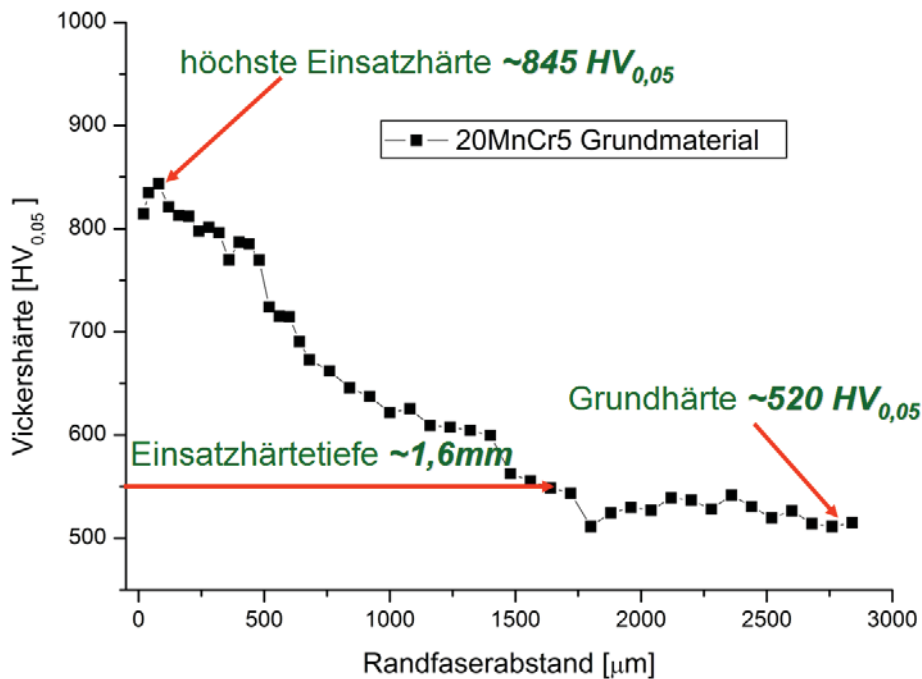


Abb. 11.9: Härteverlauf vom Werkstoff 20MnCr5

Abb. 11.9 zeigt den Härteverlauf des einsatzgehärteten Werkstoffes 20MnCr5. Die Mikro-Härteverläufe und die metallographische Analyse der getrennten 2-RCF Proben von den

plasmanitrierten Werkstoffen 31CrMoV9 und R935 entsprechen tendenziell jener der BoR-Proben, vgl. Abb. 10.6, Abb. 10.7 und Abb. 10.16, Abb. 10.17. Der Mikro-Härtevergleich der drei nachbehandelten Werkstoffe im nitrierten bzw. einsatzgehärteten Zustand zeigt Abb. 11.10.

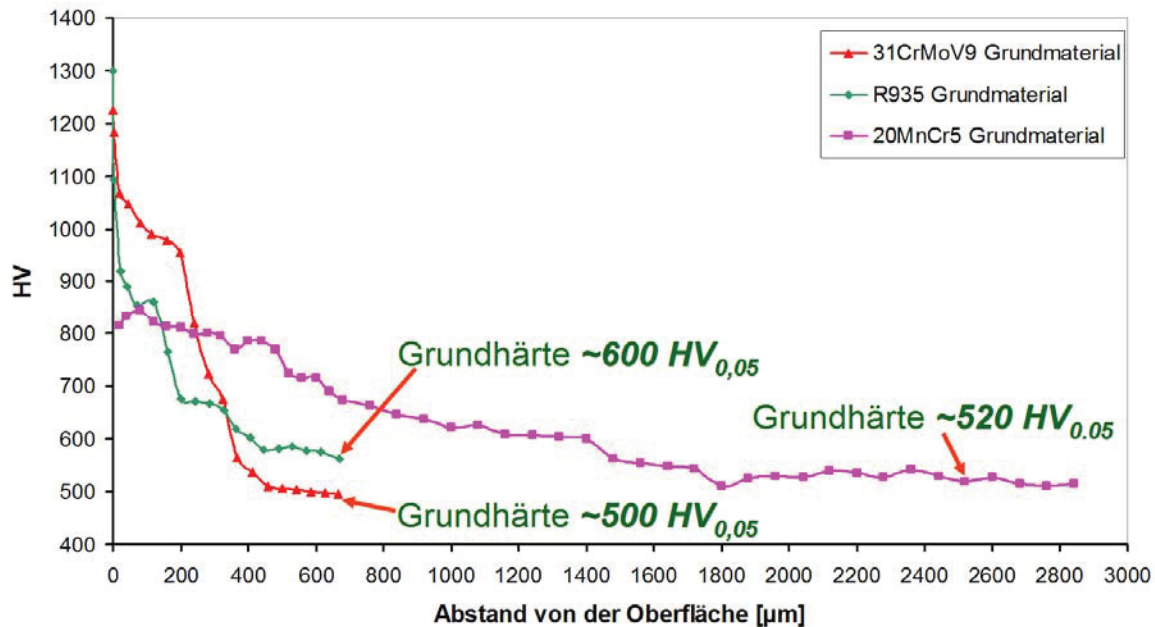


Abb. 11.10: Härteverlauf an 2-RCF vor Prüfung / Vergleich der drei Randschichthärten

Während bei den nitrierten Proben die Verbindungsschicht eine äußerst hohe Härtespitze aufweist, ist bei der einsatzgehärteten Randschicht eine kontinuierliche Abnahme der Härte vom Rand bis zur Grundhärte des Werkstoffes festzustellen. Der nitrierte Werkstoff 31CrMoV9 weist bis in eine Tiefe von $\sim 0,3 \text{ mm}$ eine höhere Härte als der einsatzgehärtete Werkstoff 20MnCr5 auf. Der nitrierte Werkstoff R935 eignet sich gemäß der geringen Härtesteigerung in der Nitrierschicht – mit Ausnahme der dünnwandigen Verbindungsschicht – nicht zur Überrollbeanspruchung, da deren numerisch ermittelte Beanspruchungsmaxima in Tiefen von $0,1 \text{ mm}$ bis $0,3 \text{ mm}$ als höchstbeanspruchte Zone liegen.

Die charakteristischen Härtetiefen der Materialien lauten:

- Einsatzhärtetiefe 20MnCr5 $\sim 1,6 \text{ mm}$
- Nitrierhärtetiefe 31CrMoV9 $\sim 0,4 \text{ mm}$
- Nitrierhärtetiefe R935 $\sim 0,3 \text{ mm}$

Neben dem Verlauf ist aber der Tiefenverlauf der Randschichtmikrohärte für die Beanspruchbarkeit maßgebend. Dadurch ist ein direkter Vergleich der Überrollbeanspruchbarkeit zwischen dem Einsatzstahl 20MnCr5 und nitriertem 30CrMoV9 nur erschwert und zwischen Einsatzstahl und nitriertem R935 nicht möglich bzw. sinnvoll.

11.3. Versuchsstrategie

Um die Schadensmechanismen möglichst transparent zu erfassen, wurden verschiedene Abschaltkriterien, d.h. die Definition des Versuchsendes, gewählt. Einerseits wurde der Verschleiß bzw. Materialabtrag der linienförmigen Beanspruchung als Schwerpunkt der fortschreitenden Schädigung definiert, andererseits ist der Beginn der lokalen Schädigung nach dem Einlaufvorgang von Interesse.

Während der Verschleiß durch einen charakteristischen Anstieg der Verschleißrate bei relativ hohen Flächenpressungen über die gesamte Kontaktbreite bestimmt werden kann, ist der Beginn der lokalen Schädigung auf kleine Teilbereiche des Kontakts bei geringen Lasten zurückzuführen. Die lokale Erstschädigung kennzeichnet auch das Ende der Einlaufphase. Diese beiden Mechanismen kennzeichnen den Beginn und das Ende der badewannenförmigen Schädigungskurve und berücksichtigen den Einlaufzustand.

Für die Ermittlung der RCF-Wöhlerlinie wurden jeweils drei Lastniveaus gewählt. Dies erlaubt eine linienförmige Mittelung über zwei Stützpunkte. Die Theorie der Hertz'schen Pressung liefert einen wurzelförmigen Zusammenhang zwischen Kontaktpressung und Druckkraft. Die dargestellten Werte in Abb. 11.11 entsprechen der durch die spanende Bearbeitung und nachfolgendes Schleifen eingestellte Istgeometrie von Prüf- und Auflagerscheibe.

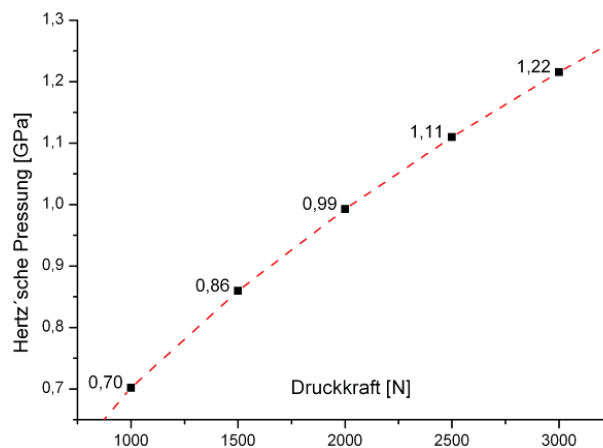


Abb. 11.11: Druckkraft über Hertz'sche Pressung bei 2-RCF (Istgeometrie)

Bei den 2-RCF-Versuchen wurden folgende Kenngrößen aufgezeichnet und zur schadensanalytischen Beurteilung der Versuche nach Prüfende bzw. zur Definition eines Abschaltkriteriums herangezogen:

- Verschleiß bzw. Oberflächenzustand
- Schwingung (Prüfende bei maximaler Beschleunigungsmesswert von 3500)
- Drehmoment
- Schwingspielzahl

Bei der visuellen Charakterisierung des Oberflächenzustandes wurden drei Größen beurteilt:

- Abtrag / plastische Verformung
- Makro- / Mikropitting (Grübchen)
- Fressen / Riefenbildung

Am Versuchsende wurden die Proben getrennt, eingebettet und entsprechende Schiffe in axialer und tangentialer Ebene angefertigt. Neben Licht- und Laserkonfokalmikroskopie im geätzten Zustand wurden die ausschließlich geschliffenen Flächen zusätzlich mittels Rasterelektronenmikroskopie ausgewertet. Zusätzlich wurde jede Probe vor und nach der Prüfung gewogen und der Materialverlust berechnet. Bei der Laufscheibe wurde auch die Tiefe der Einlaufspur als Folge des örtlichen Materialabtrages bzw. der plastischen Eindrückung gemessen.

11.4. Versuche ohne Schlupf

Bei den 2-RCF-Versuchen ohne Schlupf wurden die drei Materialien 31CrMoV9, R935 und 20MnCr5 hinsichtlich ihrer Überrollbeanspruchbarkeit miteinander verglichen. Pro Lastniveau und Material wurden jeweils zwei Probenpaare geprüft. Abb. 11.12 zeigt eine Zusammenfassung der Ergebnisse der 2-RCF-Versuche aller Materialien bei Auswertung der Überrollungszyklen bei Erreichen bzw. Überschreiten einer charakteristischen Schwingstärke von 3500.

Die gemessenen Beschleunigungen entstehen vermutlich aufgrund von Stoßimpulsen infolge Pittingbildung. Die klassische Grübchenbildung als Pitting ist immer kraterförmig und daher beim Umlauf liefert Stoßimpulse. Die Versuchspunkte aller drei Materialien überdecken einander weshalb ein anderes Kriterium zur Beurteilung der Schädigung eingesetzt werden musste.

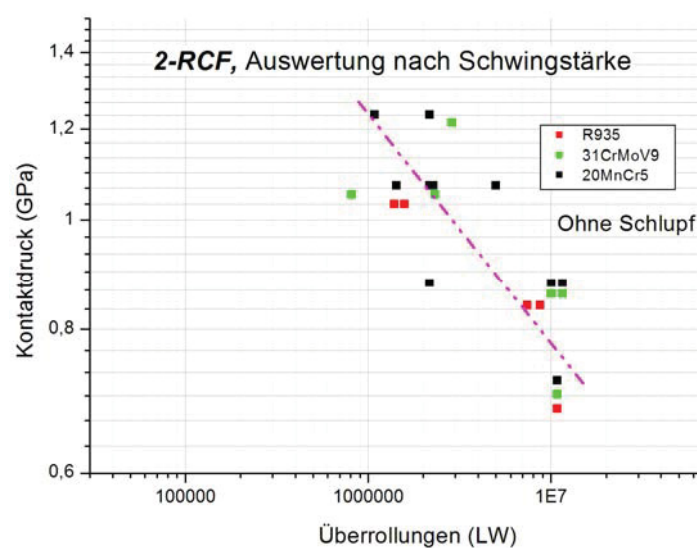


Abb. 11.12: Wöhlerlinie 2-RCF (Auswertung nach Schwingstärke / Abschaltkriterium)

Die geprüften Werkstoffkombinationen unterliegen lokal unterschiedlichen Schädigungsmechanismen, welche bei unterschiedlichen Lastzyklen aktiviert werden. Es ist daher notwendig alle Messschriebe einzeln zu analysieren.

Die angewandte Methodik wird anhand des 2-RCF-Versuchs der Probe C3, Werkstoff 31CrMoV9, bei einem Lasthorizont 0,86 GPa demonstriert. Der schwingungsauslösende Versuchsstopp wurde bei 10,8 Mio. Überrollungen erreicht. Abb. 11.13 zeigt zunächst die Oberflächentopographie der Probe am Ende des Versuchs, d.h. nach Durchlauf der 10,8 Mio. Überrollungen unter einem Nenndruck von 0,86 GPa. Der Versuch wurde nicht unterbrochen, d.h. dazwischen liegende Inspektionen wurden zur Vermeidung einer Laufspurfehlstellung durch zusätzliche Ein- und Ausbau vermieden.

31CrMoV9 – 2-RCF(C3); 0,86GPa; 10,8 Mio. Überrollungen

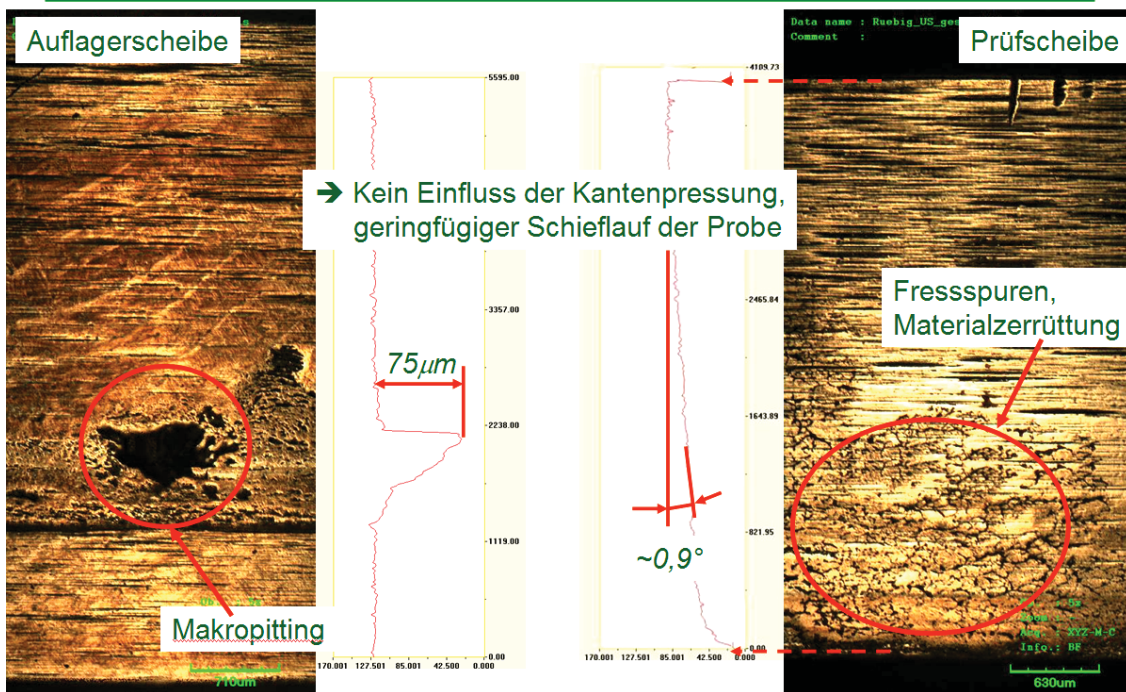


Abb. 11.13: Oberflächentopographie der Probe C3 (nach Prüfung)

Den zugehörigen Messschrieb der 2-RCF-Probe C3 zeigt Abb. 11.14.

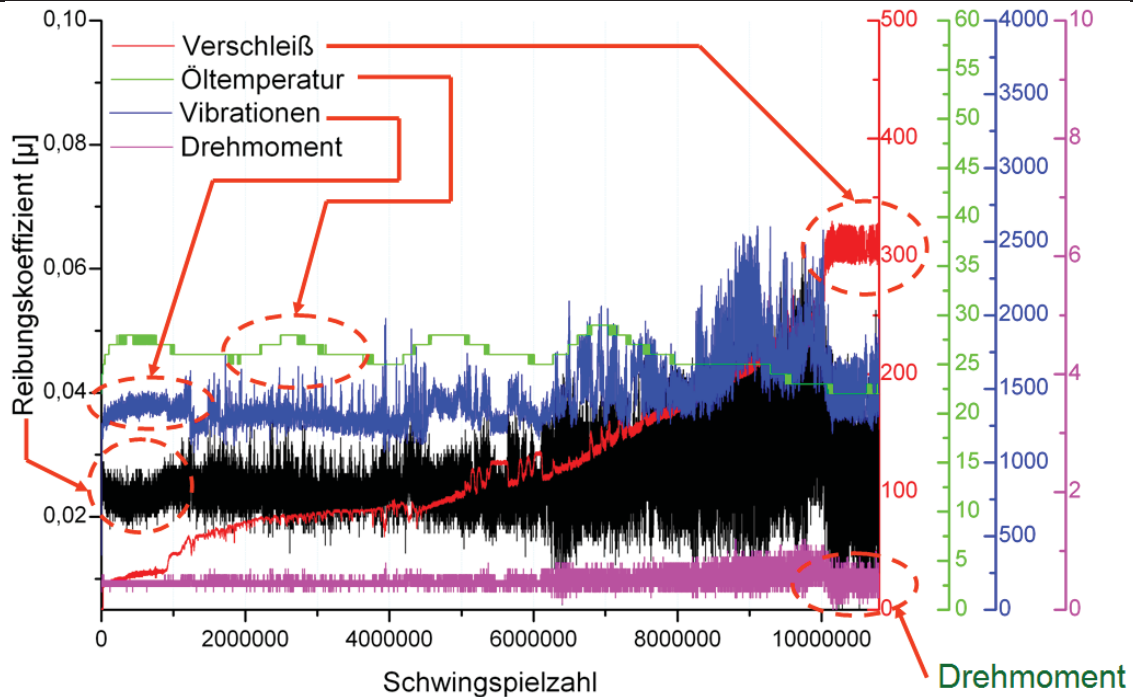


Abb. 11.14: 2-RCF - Aufzeichnung

Die 2-RCF-Prüfmaschine zeichnet den Reibungskoeffizient, den Verschleiß, die Öltemperatur, die Vibrationen und das Drehmoment über der Versuchsdauer auf. Basierend auf diesen Messgrößen und der Oberflächentopographie ist ein Ausfall- bzw. Schädigungskriterium oder eine Kombination von Kriterien abzuleiten, welche die Schwingspielzahl für die Wöhlerlinie definieren. Für die durchgeführten Versuche wurden zwei Kriterien wie folgt definiert:

- Charakteristische Schädigung (Ende der Einlaufphase, Beginn lokaler Schädigung)
- Charakteristische Verschleiß (Anstieg der Verschleißrate durch flächige Schädigung)

Abb. 11.15 zeigt exemplarisch die Definition beider Kriterien. Bei dem Kriterium „Charakteristische Schädigung“ ist die zu bestimmende Lebensdauer der Probe nach der Einlaufphase beim Übergang in den näherungsweise linear zunehmenden Verschleiß, bezeichnet als Stabilisierungsphase, erreicht. Beim Kriterium „Charakteristischer Verschleiß“ wird jene Lastwechselanzahl herangezogen, bei der es zum einem überproportionalen Anstieg des Verschleißes in Kombination mit erhöhten Vibrationen kommt.

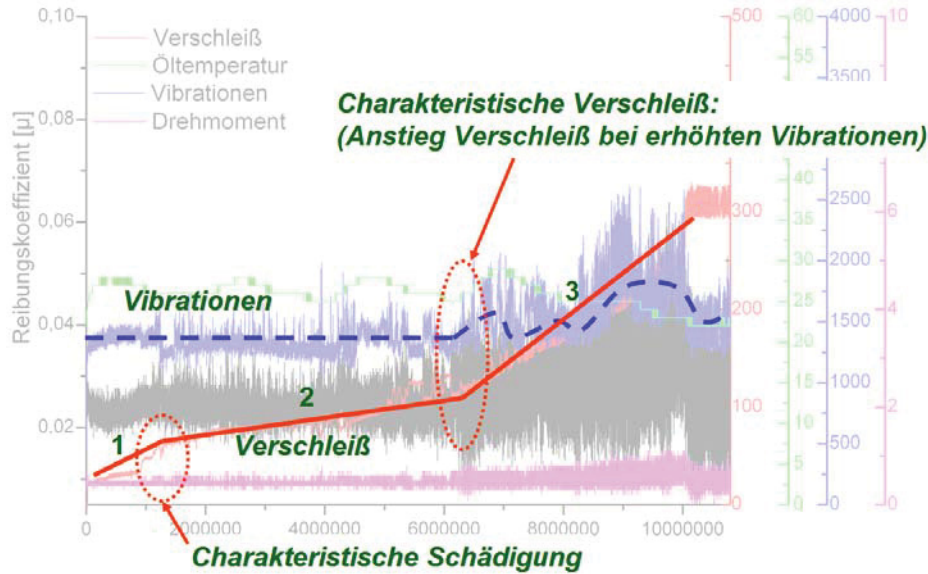


Abb. 11.15: Auswertung der Wöhlerlinien-Schwingspielzahl

Mit Index 1 ist die Einlaufphase, Index 2 kennzeichnet die Stabilisierungsphase, Index 3 kennzeichnet die Ausfallphase bei gesteigerter Verschleißrate. Für die Auswertung der Wöhlerlinien in Abb. 11.16 der Nitrierstähle 31CrMoV9 und R935 wurde das Kriterium des „charakteristischen Verschleißes“ verwendet. Zusätzlich sind in beiden Diagrammen die BoR-Wöhlerlinien den 2-RCF-Versuchen gegenübergestellt.

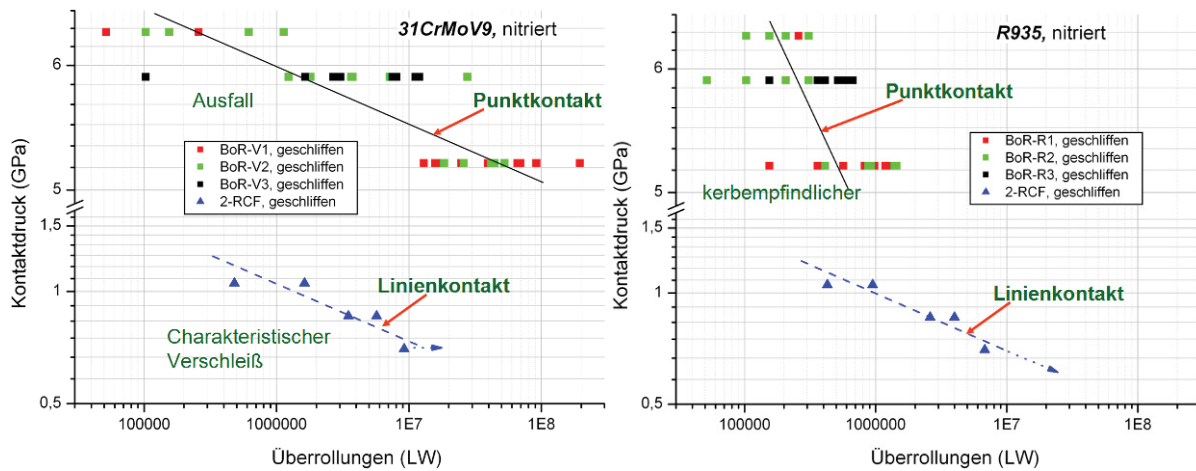


Abb. 11.16: Zusammenstellung der 2-RCF und BoR Wöhlerlinien von 31CrMoV9 und R 935

Wie man erkennen kann liegt bei beiden Werkstoffen die Zeitfestigkeitslinie der Linienkontakte um einen Faktor fünf unterhalb jener der Punktkontakte aus den BoR-Versuchen. Bei 31CrMoV9 sind die beiden Zeitfestigkeitslinien parallel. Bei R935 hat die Zeitfestigkeitslinie für den Linienkontakt dieselbe Neigung wie jene des Materials 31CrMoV9, die Neigung der Zeitfestigkeitslinie des Punktkontaktes ist größer. Dies lässt auf eine höhere Kerbempfindlichkeit bzw. Rissfortschrittsrate bei den BoR-Versuchen schließen. Im Anhang sind sämtliche mikroskopierte Oberflächen sowie dazugehöriger Messschriebe enthalten.

Die Auswertung der Wöhlerlinien der 2-RCF-Versuche nach dem Kriterium des charakteristischen Verschleißes' für die drei Materialien ist nachfolgend dargestellt.

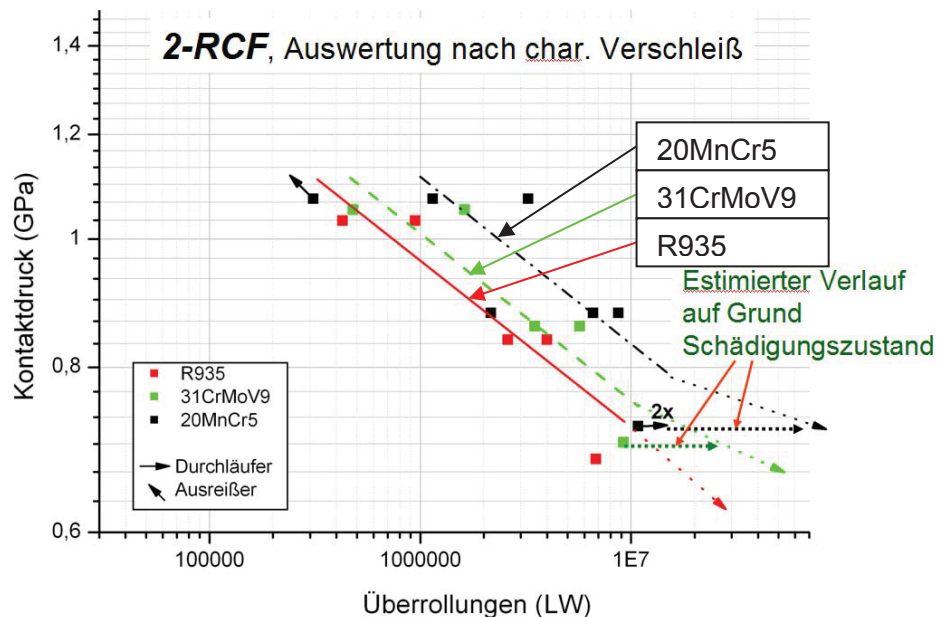


Abb. 11.17: Wöhlerlinie 2-RCF (31CrMoV9, R935 und 20MnCr5)

Der Vergleich der Materialien zeigt, dass der einsatzgehärtete Werkstoff 20MnCr5 eine höhere Zeitfestigkeit hat, sowie auf eine Überroll-HCF-Festigkeit schließen lässt. Dies ist nicht zuletzt durch die wesentlich größere Einsatzhärte und deren kontinuierlichen Verlauf zurückzuführen. Die bei 10 Mio. gestoppten Versuche wiesen keine markanten Rissbildungen auf, die Rasterelektronenmikroskopie ließ nur punktuelle Ermüdungserscheinungen als vereinzelte Mikrorisse mit einer Länge von 5 – 10 µm unterhalb der beanspruchten Oberfläche erkennen. Eine Verbindung der lokalen Mikrorisse bzw. ein Wachsen bis an die Oberfläche trat bei der geprüften Lastspielzahl von 10 Mio. nicht auf. Dies lässt auf eine flachere Neigung der Wöhlerlinie über 10 Mio. Lastwechsel schließen. Da diese lokalen Mikrorisse auch durch das Plasmanitrieren der Randschicht bzw. die Einbringung von Druckeigenstressungen entstanden sein könnten, ist deren Auftreten nicht eindeutig einer durch die Überrollung entstandenen Schädigung zuzuordnen. Diese Mikrorisse sind daher als nicht schädigungsrelevant einzustufen.

Generell ist lt. Literatur festzuhalten, dass bei Überrollbeanspruchung keine Dauerfestigkeit existiert, da auch kleine Lasten bei entsprechender Lastzyklenzahl führen zu lokaler Umlagerung der Mittelspannungen als Shakedown bzw. Ratcheting. Detaillierte REM- und Oberflächenbilder sind im Anhang enthalten.

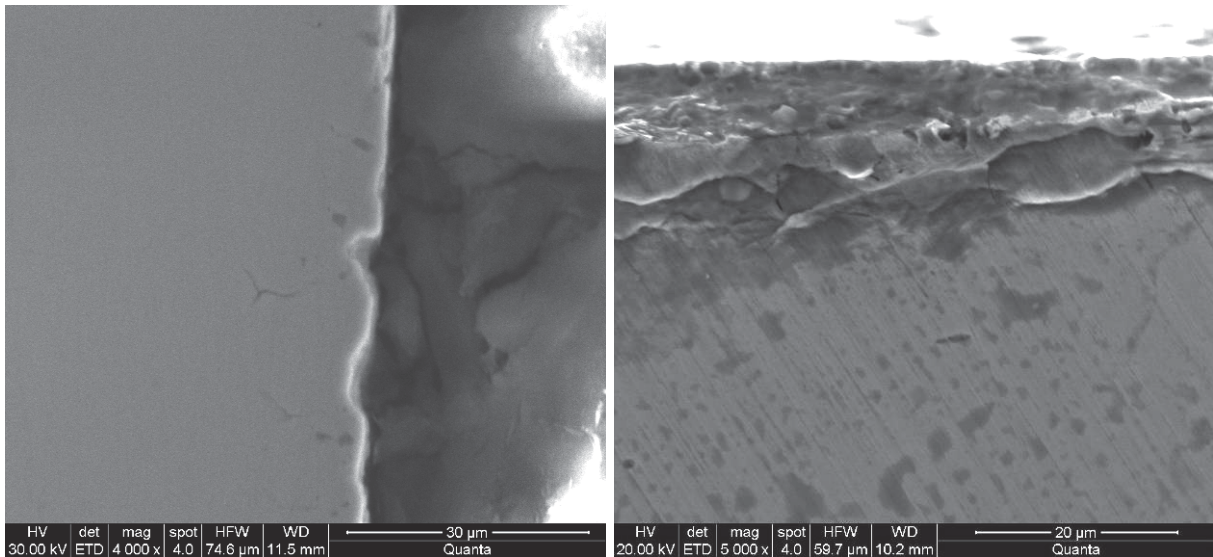
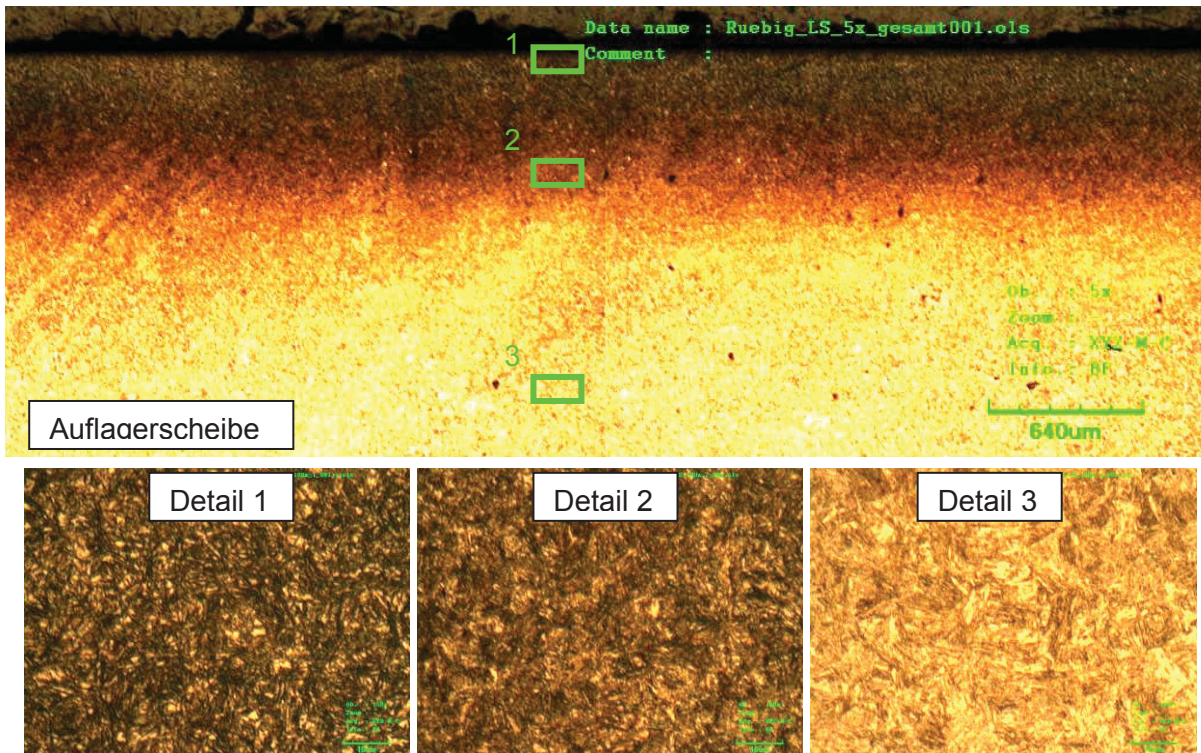


Abb. 11.18: Schnittansicht Probe E50 (Kontaktdruck 0,7 GPa)

Lichtmikroskopische Aufnahmen wurde von der Randschicht, Detail 1, über die einsatzgehärtete Randschicht in Detail 2 bis in das unbeeinflusste Grundmaterial, Detail 3, der nitalgeätzten Probe E 50 in der Kontaktzone von der Auflager- und der Prüfscheibe gemacht, Abb. 11.19.



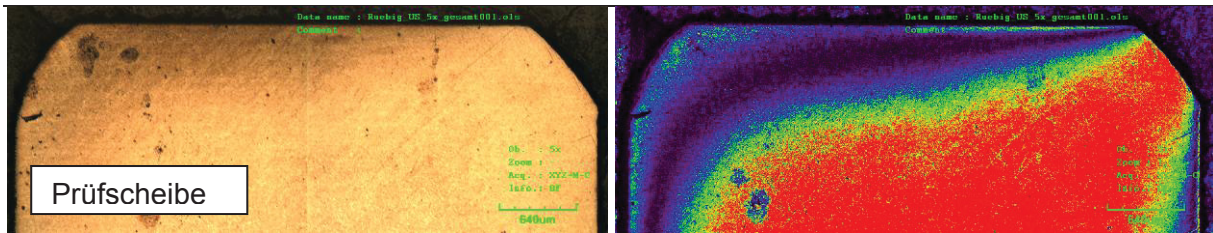


Abb. 11.19: Randschicht über der Tiefe von der Probe E50 unter der Kontaktzone (Kontakttdruck 0,7 GPa)

Bei einem metallographischen Vergleich der Probe E50 unterhalb der Kontaktzone und der einsatzgehärteten Randschicht vor der Belastung zeigt keine sichtbaren Unterschiede. Ein technologisches Problem ist das Auftreten nicht gehärteter Bereiche im äußeren Randbereich der einsatzgehärteten Schicht. Bei der Prüfscheibe ist dieses Problem aufgetreten.

Beim nitrierten Werkstoff 31CrMoV9 treten beim niedrigsten Lastniveau bei der Probe C7 geringe Schädigungen an der Oberfläche auf. In Abb. 11.20 ist ein Schnitt der Probe C7 mit Schädigungen dargestellt. Es sind teilweise kleine Segmente ausgebrochen. Unterhalb der Oberfläche sind kaum Risse feststellbar. Weitere Bilder sind im Anhang hinterlegt.

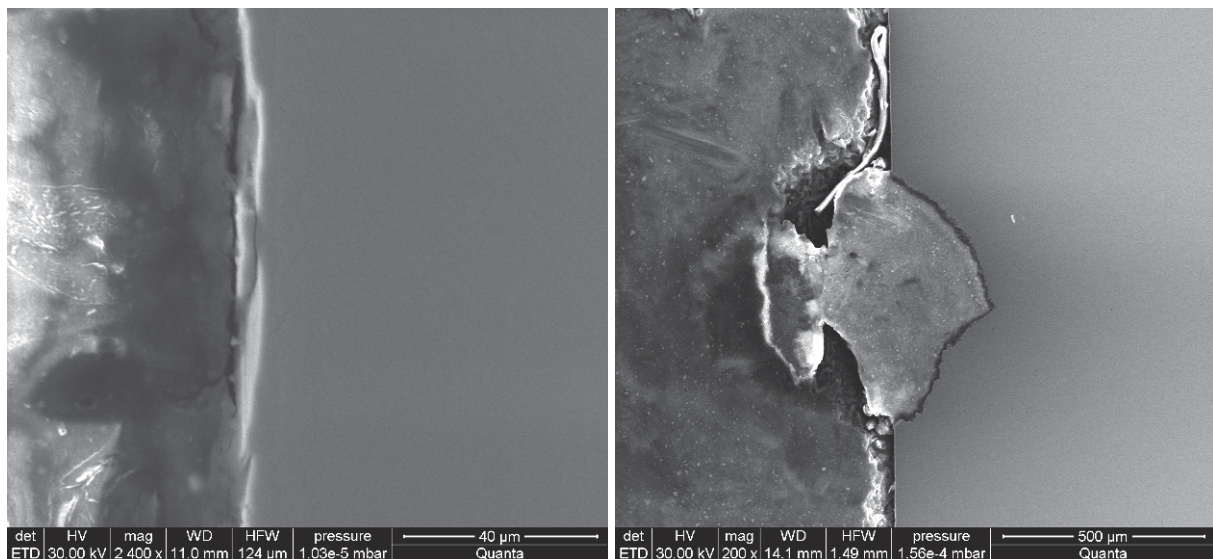


Abb. 11.20: Schnittansicht Probe C7 (Kontakttdruck 0,7 GPa)

Die Randschicht mit den Details 1 bis 3 von der nitralgeätzten Probe C7 in der Kontaktzone von der Auflager- und der Prüfscheibe ist in Abb. 11.21 dargestellt.

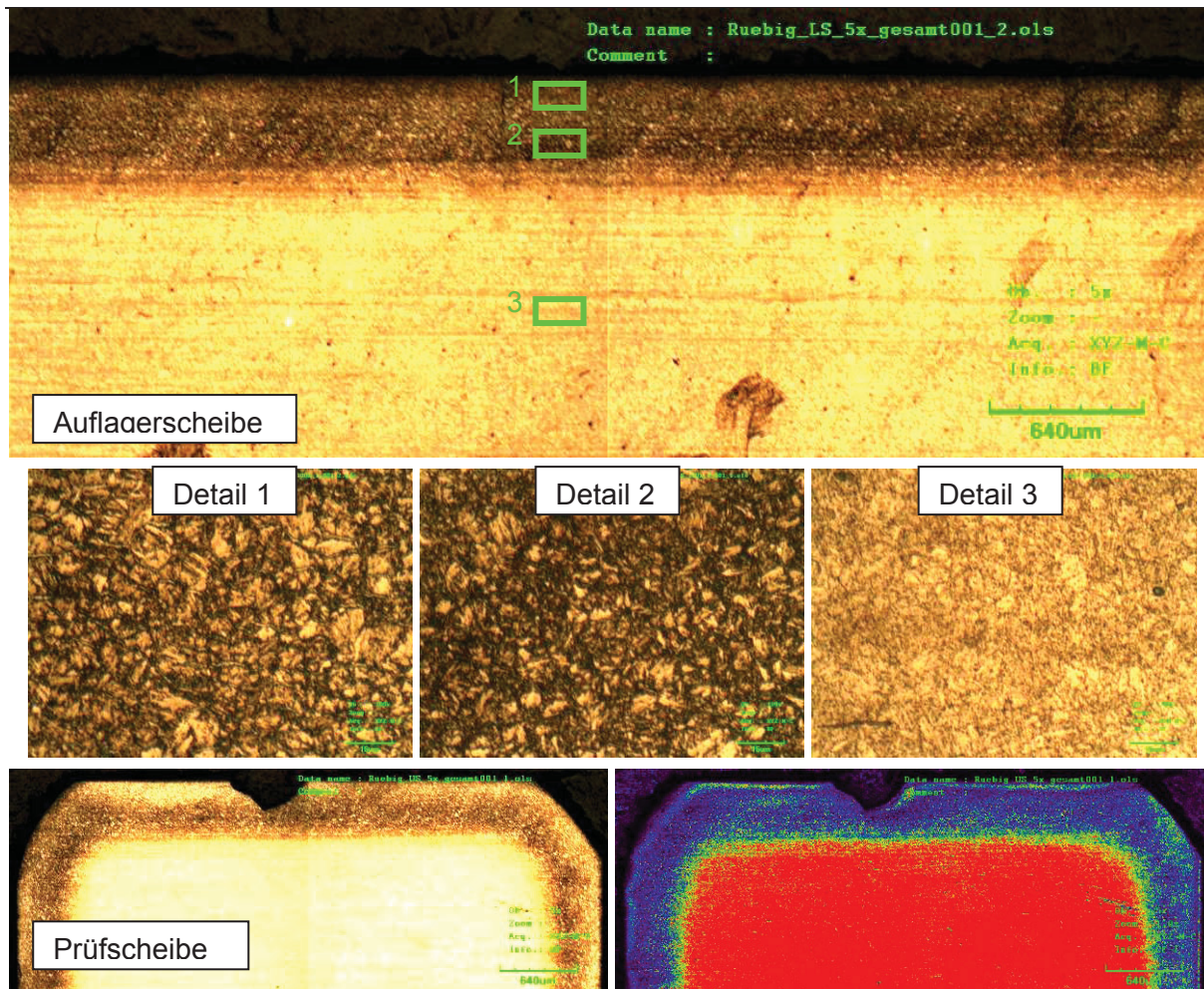


Abb. 11.21: Randschicht über der Tiefe von der Probe C7 unter der Kontaktzone
(Kontaktdruck 0,7 GPa)

Bei einem metallographischen Vergleich der Probe C7 unterhalb der Kontaktzone und der plasmanitrierten Randschicht vor der Belastung zeigt keine sichtbaren Unterschiede. Es treten unter der Kontaktzone keine Anhäufungen von Karbitlamellen auf. Ebenfalls ist eine Dark-Etching-Area (DEA) in der Diffusionszone nicht feststellbar.

Der nitrierte Werkstoff R935 zeigt ebenfalls lokale Schädigungen mit Rissausbreitung an der Oberfläche bereits am niedrigsten Lastniveau. Dieser ist daher mit der geringsten Überrollbeanspruchbarkeit in der HRCF-Zone ab 10 Mio. Lastwechsel zu bewerten, siehe Abb. 11.17. Abb. 11.22 zeigt die Probe R25 mit lokalen Schädigungen in Form von Rissen und Ausbrüchen.

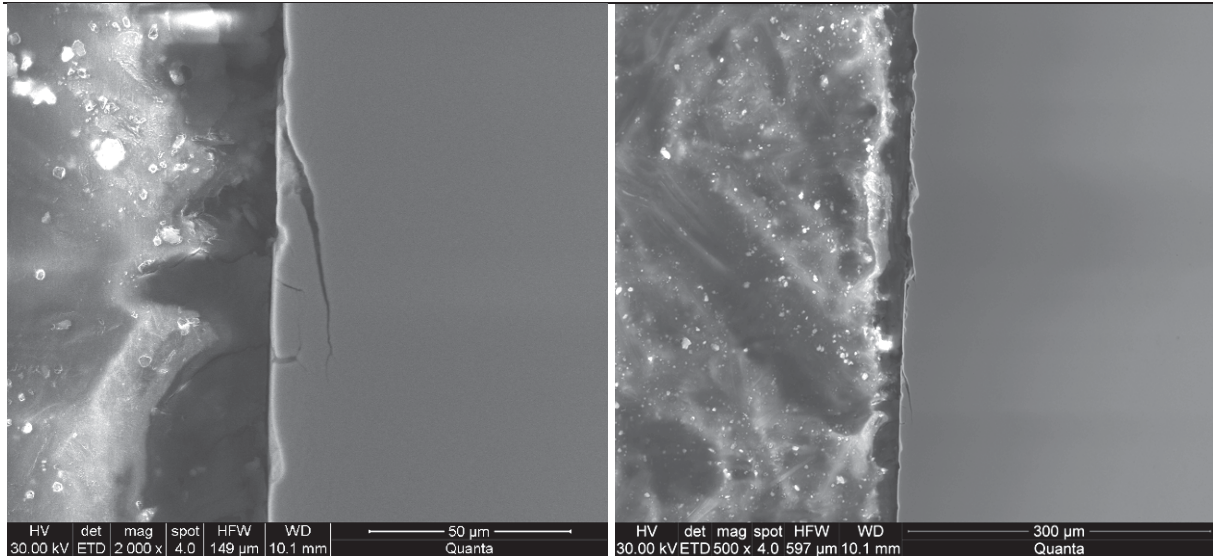


Abb. 11.22: Schnittansicht R25 (Kontaktdruck 0,7 GPa)

Die Randschicht mit dem Details 1 bis 3 von der nitalgeätzten Probe R25 in der Kontaktzone von der Auflager- und der Prüfscheibe ist in Abb. 11.23 dargestellt.

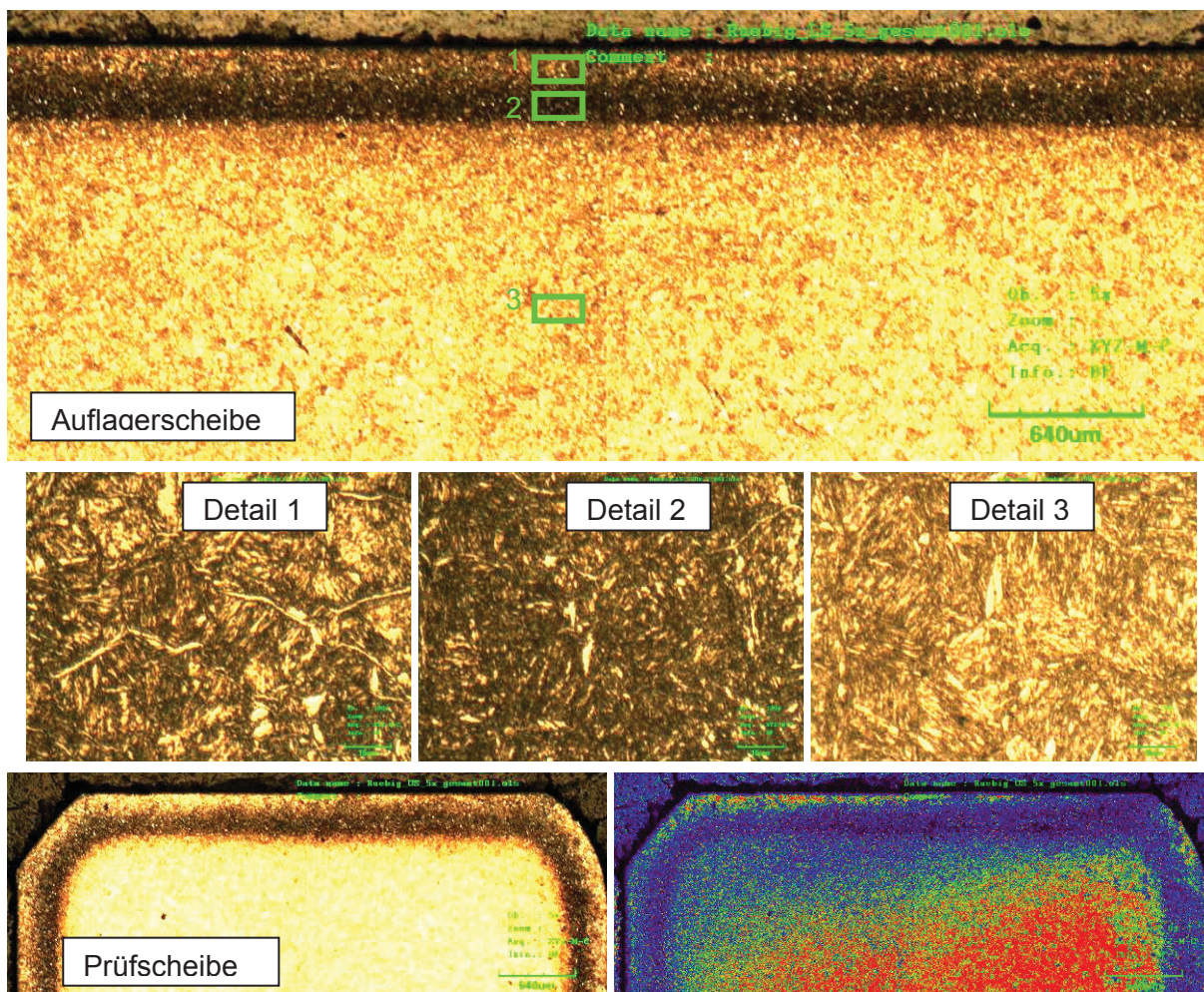


Abb. 11.23: Randschicht über der Tiefe von der Probe R25 unter der Kontaktzone (Kontaktdruck 0,7 GPa)

Bei einem metallographischen Vergleich der Probe R25 unterhalb der Kontaktzone und der plasmanitrierten Randschicht vor der Belastung zeigt keine sichtbaren Unterschiede. Es treten unter der Kontaktzone keine Anhäufungen von Karbitlamellen auf. Eine Dark-Etching-Area (DEA) in der Diffusionszone ist nicht feststellbar. Bei der Prüfscheibe ist eine Unregelmäßigkeit der Nitrierschicht erkennbar.

Die wichtigsten Merkmale der Oberflächenschädigungen von 2-RCF Proben können nach Beurteilung der metallographischen Aufnahmen wie folgt zusammengefasst werden:

1. Die schädigenden Risse entstehen an der Oberfläche und laufen unter einem Winkel von $\alpha = 10 - 15^\circ$ in die Materialtiefe im oberflächennahen Bereich.
2. Die Tiefe der kraterförmigen Mikro-Pittings ist in Abhängigkeit des Materials und der Beanspruchung unterschiedlich. Die Tiefe der Oberflächenausbrüche bei Lasten kleiner gleich $1,5 \text{ kN}$, d.h. $0,87 \text{ GPa}$ Kontaktdruck, beträgt in den untersuchten Proben zwischen $20 \text{ bis } 30 \mu\text{m}$, d.h. bei diesen kleinen Lasten liegen sie in der Verbindungsschicht.
3. An den Randbereichen tritt durch die Kantenpressung eine lokale Erstschädigung auf, welche durch das Kriterium der ‚charakteristischen Schädigung‘ experimentell erfasst wird.

Sämtliche Versuche ohne Schlupf sowie deren beobachtete Schädigungen sind Abb. 13.11 tabellarisch angeführt.

11.5. Versuche mit Schlupf

Bei den Versuchen mit Schlupf wurden zwei Lastniveaus pro Material geprüft. Die gewählten Lastniveaus sind $1,5 \text{ kN}$ und $1,0 \text{ kN}$, welche Nennkontaktdrücken von $0,84 \text{ GPa}$ und $0,7 \text{ GPa}$ entsprechen. Diese kleinen Lastniveaus wurden gewählt, um die charakteristische Schädigung als Ende der Einlaufphase bzw. das erste Auftreten lokaler Schädigungen zu ermitteln.

Bei jedem Lastniveaus wurde ein Schlupf von 10 % und 22 % eingestellt, dies entspricht einem an der Prüfmaschine einstellbaren Gleit- zu Rollverhältnis von 5 5 bzw. 11 5. Die Versuche mit Schlupf sind detailliert in Abb. 13.12 tabellarisch angeführt. Die Laufversuche der Proben wurden manuell beendet, sobald ein entsprechender Anstieg der Messschiebe zur Detektion einer ‚charakteristischen Schädigung‘ sichtbar war. Dies erlaubt die Inspektion der Randfläche unmittelbar nach Auftreten der ‚charakteristischen Schädigung‘.

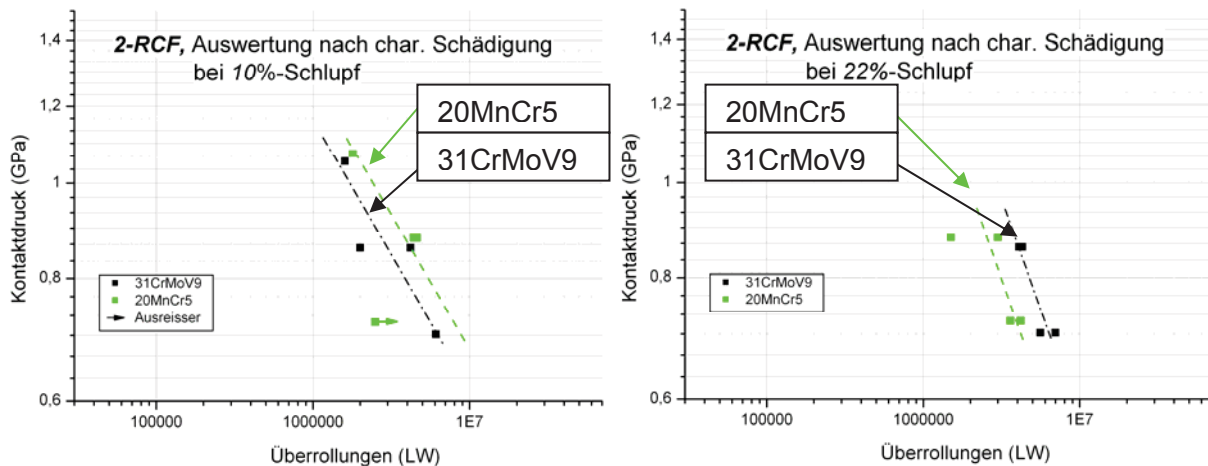


Abb. 11.24: Wöhlerlinie 2-RCF (31CrMoV9 und 20MnCr5) bei 10 % und 22 % Schlupf

Die schlupfbehafteten Versuche wurden für den einsatzgehärteten Stahl 20MnCr5 sowie den nitrierten Stahl 31CrMoV9 durchgeführt, da diese die aus den Versuchen ohne Schlupf höchste Überrollbeanspruchbarkeit aufweisen.

Ein Vergleich dieser beiden Materialien zeigt, dass der einsatzgehärtete Werkstoff 20MnCr5 eine geringfügig höhere Zeitfestigkeit bei 10 % Schlupf hat. Bei 22 % Schlupf hat der plasmanitrierte Werkstoff 31CrMoV9 hingegen eine geringfügig höhere Zeitfestigkeit. Unter Einbeziehung der schlupffreien Ergebnisse kann die deutliche Tendenz beobachtet werden, dass mit größer werdenden Schlupf das Plasmanitrieren immer wettbewerbsfähiger wird.

Diese Schlussfolgerung ist umso mehr interessant, weil die geprüften Nitrierschichten nicht einmal ein Viertel so dick wie die Einsatzhärteschichten waren. Durch den größer werdenden Schlupf erhöht sich die Reibung und die maximale Schubspannung und damit die Zone höchster Beanspruchung befindet sich immer näher an der Verbindungsschicht, welche eine wesentlich größere Härte aufweist als die einsatzgehärtete Schicht.

11.6. Ermittlung des Reibkoeffizienten

Die Reibung an der Oberfläche hat eine direkte Wirkung auf die Kontaktspannungen und vor allem auf die Stelle der maximalen Schubspannungen. Deswegen war es zweckmäßig eine systematische Untersuchung der auftretenden Reibungskoeffizienten in unterschiedlichen Betriebsbereichen zu machen. Die Versuche zur Bestimmung des Reibkoeffizienten wurden mit 0%, 5% und 11% SRR durchgeführt. Die Drehzahl und die Normalkraft wurden bei den Versuchen periodisch verändert. Die Prüfscheiben bestanden aus dem plasmanitrierten Werkstoff R935 mit einer Oberflächenqualität von $R_a = 4,9 \mu\text{m}$. Die Messung wurde mit Spritzschmierung durchgeführt. In Abb. 11.25 sind die 2-RCF – Versuchsaufzeichnungen dargestellt.

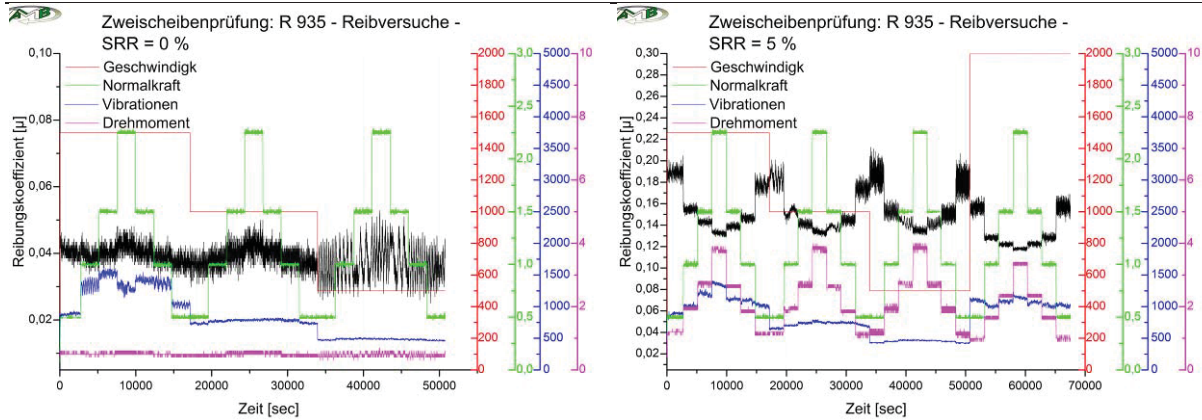


Abb. 11.25: 2-RCF – Aufzeichnung

In den Messergebnissen ist die Gesamtwirkung des tribologischen Systems inkludiert, weswegen eine direkte Übertragung auf Bauteile nur beschränkt möglich ist. In Abb. 11.26 ist die Verteilung des elastohydrodynamischer (EHD) Reibkoeffizienten in Abhängigkeit der Belastung und SRR für eine Schmieröl – Viskositätsklasse SAE 10W 40 dargestellt. Es wurde bei den nachstehenden Diagrammen nur eine Drehzahl von 1500 U/min ausgewertet. Die Verteilung der Reibungskoeffizienten ist auch bei anderen Drehzahlbereichen ähnlich, aber der Streubereich der Reibkoeffizienten ist stärker. Die Reibkoeffizienten beruhen auf den Mittelwerten der 2-RCF – Aufzeichnung.

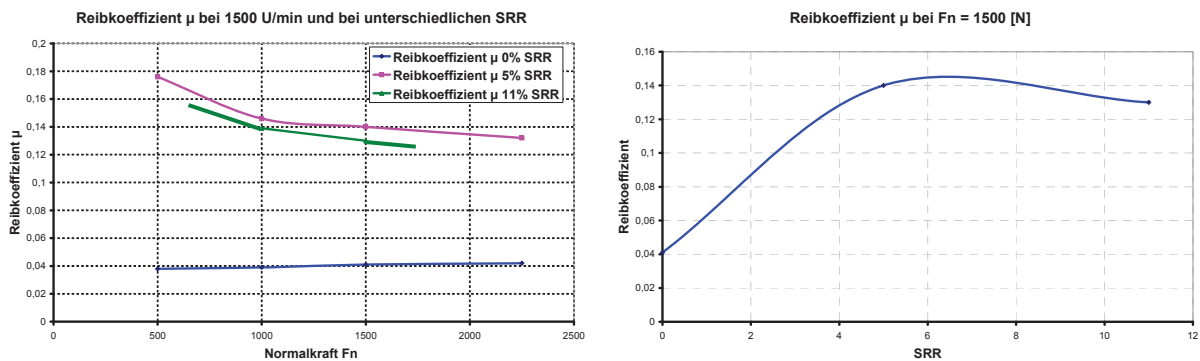


Abb. 11.26: EHD - Reibkoeffizient in Abhängigkeit der Belastung und SRR

Die Ergebnisse stimmen tendenziell mit den Literaturwerten zusammen [15]. Auffällig ist die starke reibungserhöhende Wirkung des Schlupfes, Abb. 11.23. Das erhöht die Oberflächenbeanspruchung und laut den Simulationserfahrungen kommt die höchste Schubspannung näher zur Oberfläche.

11.7. 3D-Modell der 2RCF-Prüfung

Um den lokalen Kanteneffekt der linienförmigen Beanspruchung zu quantifizieren, wurde ein dreidimensionales Modell des 2-RCF Versuchs aufgebaut und analysiert, welche zusätzlich den inhomogenen Aufbau der Nitrierschicht am Rand als Materialparameter berücksichtigt. Dafür wurden in Abaqus C3D8 Elemente verwendet. Eine analytische Lösung für den

Zweischeibenkontakt ist in Kapitel 3.11.2 unter Anwendung vereinfachter elliptischer Integrale beschrieben.

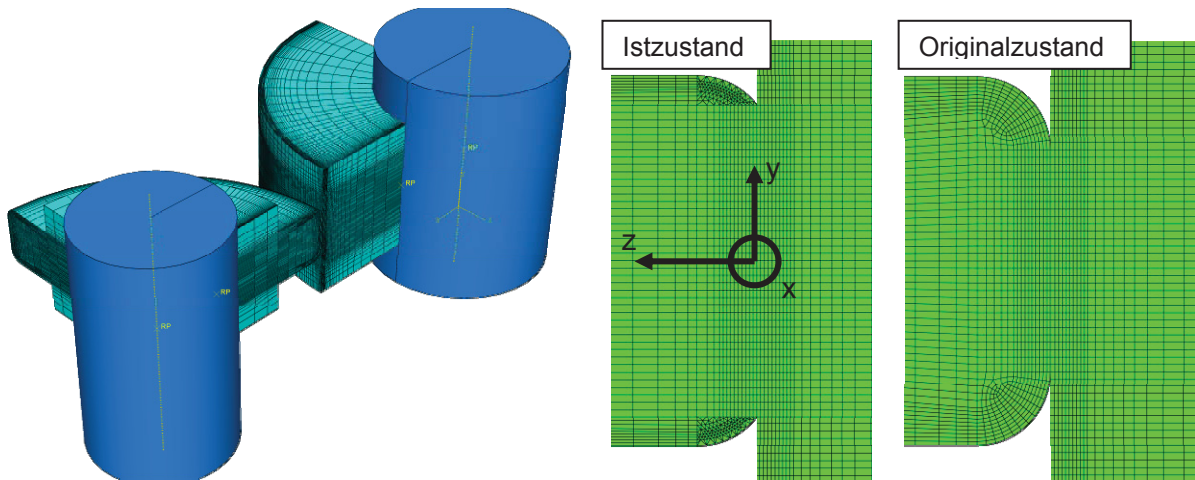


Abb. 11.27: 3D-Modellierung des 2-RCF Versuchs

Um die Anzahl der Volumenelemente zu reduzieren, sind die Wellen als Starrkörper aufgebaut und lediglich der Kontaktbereich ausmodelliert. Für die nitrierte Randschicht wurden wiederum die Fließkurven nach Abb. 10.32. Jede Partition für die Nitrierschicht ist $0,1\text{ mm}$ bei zwei Elementen dick. Bei den Berechnungen wurde eine Normalkraft von 1 kN , d.h. ein nomineller Kontaktdruck $0,7\text{ GPa}$ zugrunde gelegt.

11.8. Numerische Auswertung der höchstbeanspruchten Zone

Es wurden mehrere Berechnungsvarianten mit und ohne Nitrierschicht am Grundmaterial 31CrMoV9 durchgeführt, Tab. 11.2 gibt eine Übersicht über die Berechnungsvariationen.

Berechnungsvarianten			
Berechnung	Material 31CrMoV9	Geometrieart	Materialeigenschaft
1	ohne Nitrierschicht	Istgeometrie	linearelastisch
2	ohne Nitrierschicht	Originalgeometrie	linearelastisch
3	ohne Nitrierschicht	Istgeometrie	linearelastisch / plastisch
4	ohne Nitrierschicht	Originalgeometrie	linearelastisch / plastisch
5	mit Nitrierschicht	Istgeometrie	linearelastisch
6	mit Nitrierschicht	Originalgeometrie	linearelastisch
7	mit Nitrierschicht	Istgeometrie	linearelastisch / plastisch
8	mit Nitrierschicht	Originalgeometrie	linearelastisch / plastisch

Tab. 11.2: Berechnungsvarianten 2RCF

Bei den in Tab. 11.2 dargestellten Berechnungen wurden die maximale Mises Vergleichsspannung σ_v und auch die Hauptnormalspannungen σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} und die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca entlang dreier Pfade diagrammförmig ausgewertet.

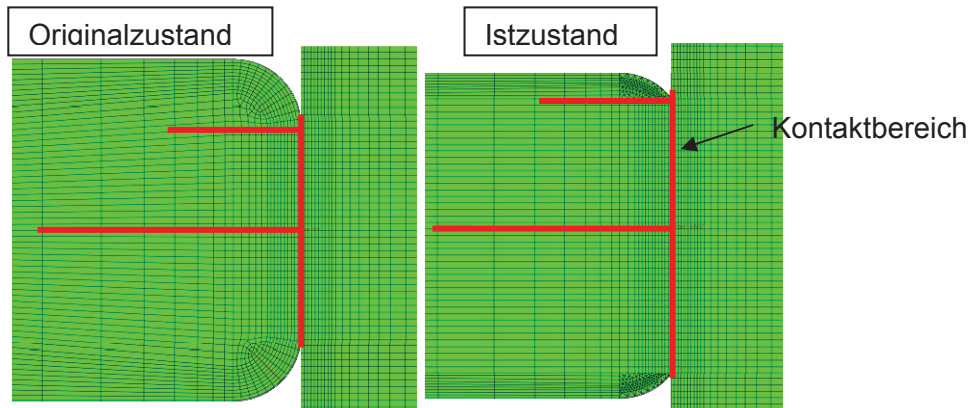


Abb. 11.28: Pfade (rote Linien) für die Auswertung

Der Pfad im Kontaktbereich ist auf beiden Seiten um je $0,2 \text{ mm}$ länger als der tatsächliche Kontaktbereich. Um die Diagramme von Abb. 13.14 und Abb. 13.15 besser darstellen zu können, wurde die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca mit Hilfe von Matlab als 3D-Bild erstellt. Die dafür dargestellte Fläche wird in Abb. 11.29 dargestellt.

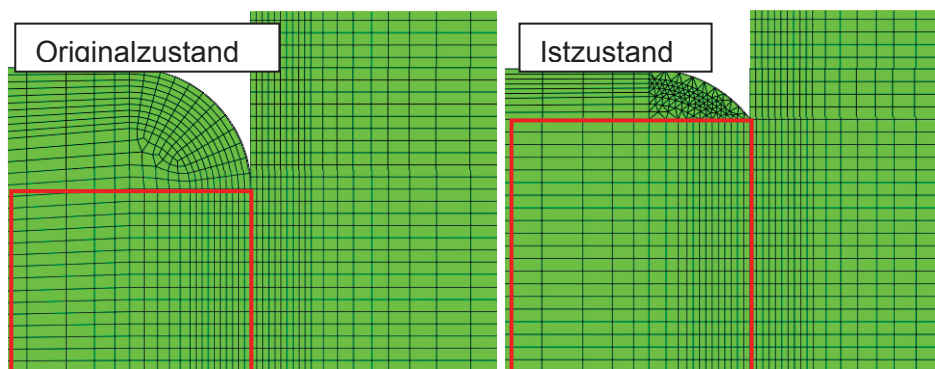


Abb. 11.29: Flächendarstellung der 3D-Auswertung

Der rot umrandete Bereich gibt die Fläche für die 3D-Auswertung aus. Es wurde bei beiden Modellen immer von der Kante der Prüfscheibe ausgegangen. Auf Grund der Symmetrie wurde als Grenze die Mitte der Scheibe angenommen. In die Tiefe wurden 3 mm angenommen.

Die durch das Schleifen abweichende Istgeometrie führt zu einer Vergrößerung der Auflagenbreite und somit zu unterschiedlichen lokalen Spannungsausbildungen. Maßgebend sind die Ergebnisse der von-Mises Vergleichsspannung in Abb. 11.30, linkes Bild. Die Berechnung erfolgte linearelastisch, mit Berücksichtigung der Nitrierschicht.

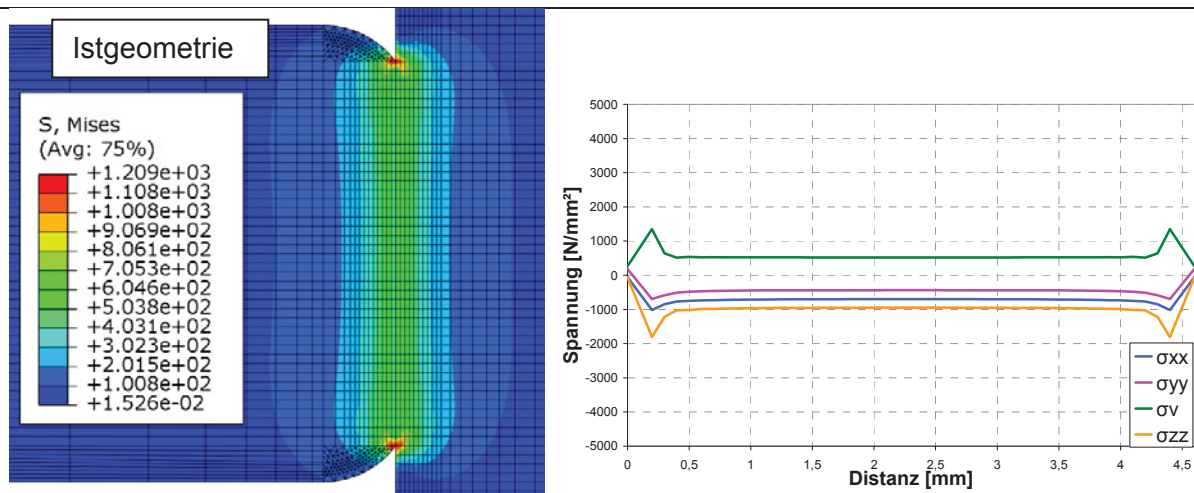


Abb. 11.30: 2-RCF von-Mises Vergleichsspannung σ_v und Kontaktspannungen
(linear-elastisch; Nenndruck 0,7 GPa)

Die Vergleichsspannung weist ein Maxima im Bereich der Kante auf. Die numerische Druckspannung σ_{zz} von $\sim 1,0$ GPa im unbeeinflussten mittleren Bereich entspricht dem Nennkontaktdruck von 0,7 GPa. Dies ist auf das flächige Kontaktverhalten sowie anstelle idealem ebenen Dehnungszustand der analytischen Linienberührung zurückzuführen. Der spannungserhöhende Einfluss der Kantenpressung im linear-elastischen Modell beträgt ~ 180 % der Nennspannung in der Symmetrieebene. Die Normalspannung σ_{xx} wirkt in tangentialer Umfangsrichtung, d.h. in Abwälzrichtung. Im Diagramm in Abb. 11.30, rechtes Bild, ist ergänzend die Vergleichsspannung nach Tresca angegeben.

Wertet man den Spannungsverlauf sowohl über die Kontaktbreite als auch über die Tiefe der Nitrierschicht aus, so ergeben sich dreidimensionale Darstellungen der durch das Abwälzen ohne Schlupf auftretenden Beanspruchungen. Es wurden mehrere Rechenläufe mit und ohne Nitrierschicht bzw. linear-elastisch sowie plastisch durchgeführt. Aufgrund der relativ geringen Kontaktpressung kommt es bei Berücksichtigung der Nitrierschicht zu keiner lokalen Plastifizierung, da durch das Plasmanitrieren eine entsprechend höhere Streckgrenze im Randbereich vorliegt. Ohne Berücksichtigung der Nitrierschicht treten ebenfalls noch keine lokale Plastifizierungen am Randbereich auf. Vergleich man den Nennwert der Tresca-Vergleichsspannung in der Mitte der Kontaktzone ($\sigma_v = 610$ N/mm² bei einer Tiefe von $\sim 0,1$ mm) mit dem Maximalwert ($\sigma_v = 1347$ N/mm² an der Oberflächenkante), so ist eine lokale Erhöhung maximalen Beanspruchung um den Faktor 2,2 anzugeben.

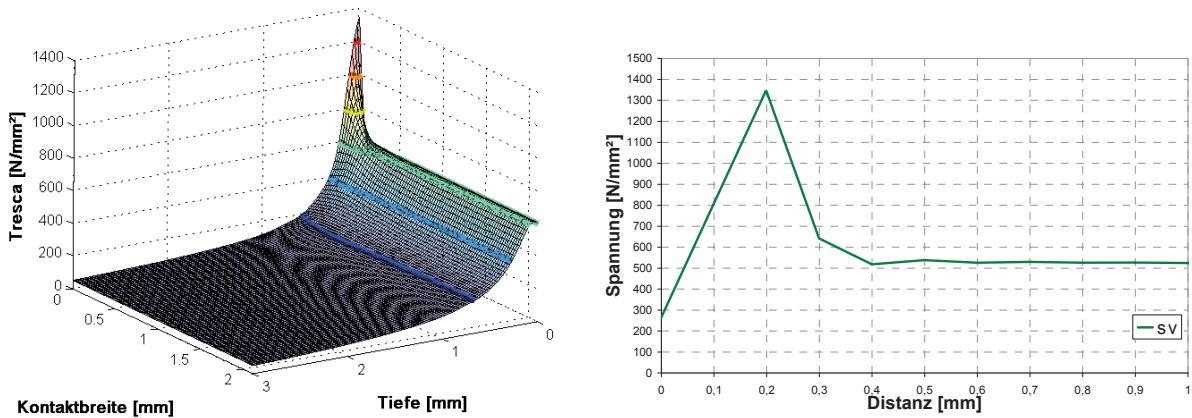


Abb. 11.31: Tresca-Vergleichsspannung bei plastischem Materialmodell unter Berücksichtigung der Nitrierschicht / Kontaktvergleichsspannung im Randbereich

Der Einfluss der Kantenpressung, bezogen auf die Vergleichsspannungswerte unter Berücksichtigung der härteren Nitrierschicht beträgt an der Kontaktlinie $\sim 2,45$ nach Abb. 11.31, rechtes Bild. Wie im dreidimensionalen Diagramm ersichtlich, tritt die spannungserhöhende Wirkung durch Kantenpressung lediglich in einer Zone von $0,2 \text{ mm}$ auf (direkt beim Kontaktende). Betrachtet man die Tresca-Vergleichsspannung im Axialschnitt über der Tiefe, so ergibt sich für den Randbereich mit maximaler Spannung und die Symmetrieebene folgende Verläufe.

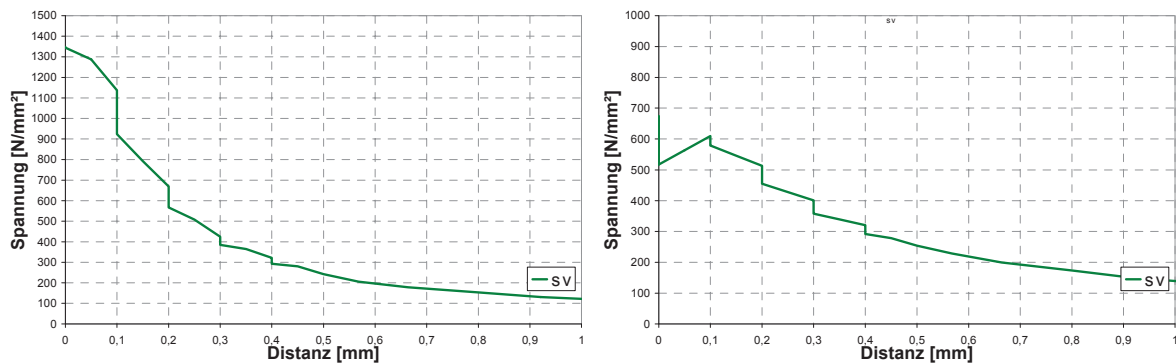


Abb. 11.32: Tresca-Vergleichsspannung über der Tiefe der Randschicht im Randbereich der maximalen Kantenpressung ($0,2 \text{ mm}$ Randabstand) / in der Mitte der Kontaktzone

Es zeigt sich, dass die Vergleichsspannung bei einer Last von $1,0 \text{ kN}$, d.h. einem Nenndruck von $0,7 \text{ GPa}$, über die Tiefe der Randschicht stark abnimmt. Um die Überrollbeanspruchbarkeit zu optimieren, ist der dargestellte lokale Beanspruchungsverlauf an die durch das Fertigungsverfahren einstellbare Härte in Abb. 11.10 anzupassen.

Vergleicht man nun die Werte von der Istgeometrie mit der Originalgeometrie stellt man im Kantenbereich Abweichungen fest. In Abb. 11.33, linkes Bild sind die Ergebnisse der von-Mises Vergleichsspannung dargestellt. Die Berechnung erfolgte linearelastisch, mit Berücksichtigung der Nitrierschicht.

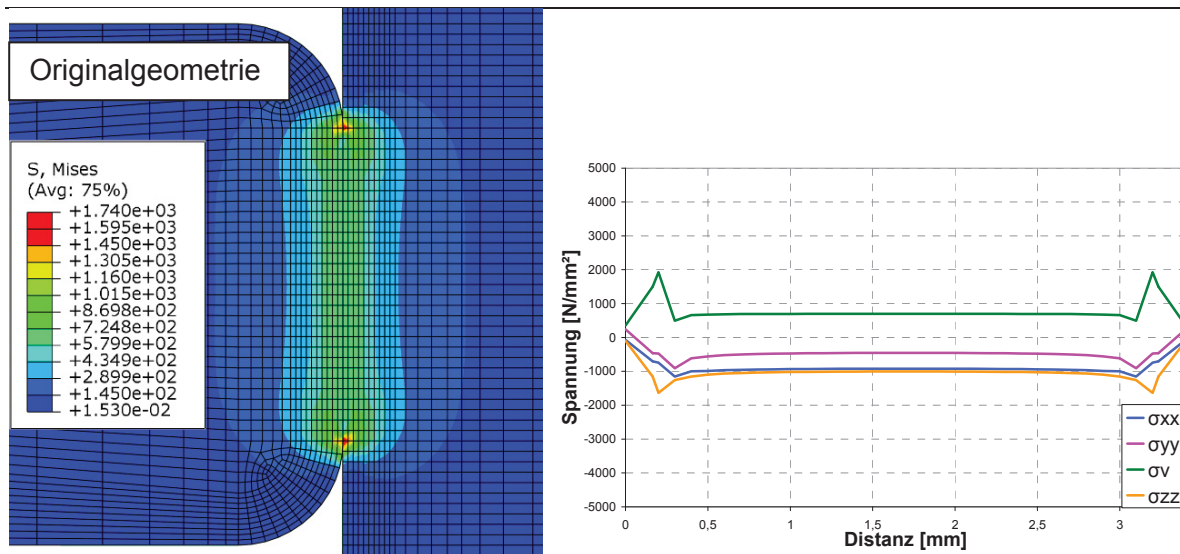


Abb. 11.33: 2-RCF von-Mises Vergleichsspannung σ_v und Kontaktspannungen (linear-elastisch; Nenndruck 0,84 GPa)

Die Vergleichsspannung weist im Originalzustand ein höheres Maxima im Bereich der Kante auf als im Istzustand. Die numerische Druckspannung σ_{zz} von $\sim 1,1$ GPa im unbeeinflussten mittleren Bereich entspricht dem Nennkontaktndruck von 0,84 GPa. Der spannungserhöhende Einfluss der Kantenpressung im linear-elastischen Modell beträgt ~ 140 % der Nennspannung in der Symmetrieebene. Im Diagramm in Abb. 11.33, rechtes Bild, ist ergänzend die Vergleichsspannung nach Tresca angegeben.

Es wurden mehrere Rechenläufe mit und ohne Nitrierschicht bzw. linear-elastisch sowie plastisch durchgeführt. Trotz der relativ höheren Kontaktpressung kommt es bei Berücksichtigung der Nitrierschicht zu keiner lokalen Plastifizierung. Es treten auf Grund der etwas höheren Kontaktpressung bei den Analysen ohne Nitrierschicht geringe lokale Plastifizierungen im Randbereich auf. Vergleich man den Nennwert der Tresca-Vergleichsspannung in der Mitte der Kontaktzone ($\sigma_v = 748$ N/mm² bei einer Tiefe von $\sim 0,1$ mm) mit dem Maximalwert ($\sigma_v = 1925$ N/mm² an der Oberflächenkante), so ist eine lokale Erhöhung maximalen Beanspruchung um den Faktor 2,57 anzugeben.

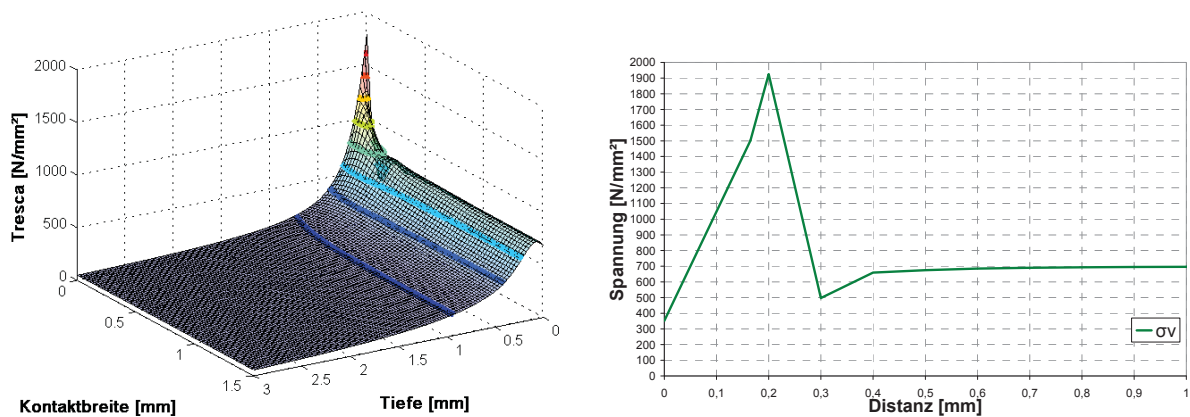


Abb. 11.34: Tresca-Vergleichsspannung über der Tiefe der Randschicht im

Randbereich der maximalen Kantenpressung ($0,2\text{ mm}$ Randabstand) / in der Mitte der Kontaktzone

Der Einfluss der Kantenpressung, bezogen auf die Vergleichsspannungswerte unter Berücksichtigung der härteren Nitrierschicht beträgt an der Kontaktlinie $\sim 2,75$ nach Abb. 11.31, rechtes Bild. Wie im dreidimensionalen Diagramm ersichtlich, tritt die spannungserhöhende Wirkung durch Kantenpressung lediglich in einer Zone von $0,2\text{ mm}$ auf (direkt beim Kontaktende). Im Originalzustand ist die Kantenpressung höher. Dies kann auf die Stützwirkung im Übergangsbereich zurückgeführt werden. Beim Istzustand ist nach der Kante im Übergangsbereich weniger Material vorhanden, wodurch auch die Stützwirkung geringer ist.

Alle Berechnungsvarianten sind im Anhang 14.4 beigelegt.

12. Zusammenfassung und Aussicht

- Durch die gewählten Prüftechniken konnten bei einem Vergleich der Materialien Unterschiede festgestellt werden.
- Wird die Grübchenbildung bei dem BoR – Versuchen vom plasmanitrierten Werkstoff 31CrMoV9 bzw. R935 gegenübergestellt, so zeigt sich, dass beim R935 die Laufspur und die Grübchen größer sind. Bei einer Flächenpressung größer 5,2 GPA ist die plastische Verformung und die Dark Etching Area (DEA) unterhalb der Kontaktzone beim plasmanitrierten Werkstoff R935 in einem größeren Bereich deutlicher zu erkennen. Dieser Werkstoff hat auf Grund der Schadensanalyse und der Wöhlerlinie eine geringere Wälzfestigkeit.
- Wird die Verschleißrate von den 2RCF – Versuchen bei längeren Laufzeiten von einsatzgehärtetem 20MnCr5 und plasmanitriertem 31CrMoV9 bzw. R935 gegenübergestellt, so zeigt sich, dass dieser flächige Abtrag bei R935 wesentlich größer ist als bei 31CrMoV9 und 20MnCr5. Demzufolge ist der plasmanitrierte Werkstoff R935 als nicht geeignet für Wälzbeanspruchung einzustufen. Der plasmanitrierte Werkstoff 31CrMoV9 und der einsatzgehärtete Werkstoff 20MnCr5 zeigen eine ähnliche Schadens-Wöhlerlinie, wobei anzumerken ist, dass durch die wesentlich größere Tiefe der Einsatzhärtung höhere Überrollzyklen ertragen werden können. Diese Quantifizierung der RCF – Beanspruchbarkeit als charakteristischem Verschleiß ist bei Kontaktdrücken größer 1,5 GPa anzuwenden, da in diesem Fall bereits der Einlauf des Versuches die oberflächennahe Randschicht bzw. Verbindungsschicht schädigt.
- Der Vergleich von einsatzgehärtetem 20MnCr5 und plasmanitriertem 30CrMoV9 bei Flächenpressungen kleiner 1,0 GPa zeigt, dass der einsatzgehärtete Werkstoff 20MnCr5 eine geringfügig höhere Zeitfestigkeit bei 10 % Schlupf hat. Bei 22 % Schlupf hat der plasmanitrierte Werkstoff 31CrMoV9 hingegen eine geringfügig höhere Zeitfestigkeit. Unter Einbeziehung der schlupffreien Ergebnisse kann die deutliche Tendenz beobachtet werden, dass mit größer werdenden Schlupf das Plasmanitrieren auf Grund der höheren Oberflächenhärte eine immer besser werdende Wälzbeanspruchung aufweist. Diese Schlussfolgerung ist umso interessanter, weil die geprüften Nitrierschichten nicht einmal ein Viertel so dick wie die Einsatzhärteschichten waren. Durch den größer werdenden Schlupf erhöht sich die Reibung und die maximale Schubspannung und damit die Zone höchster Beanspruchung befindet sich immer näher an der Verbindungsschicht, welche eine wesentlich größere Härte aufweist als die einsatzgehärtete Schicht.
- Die Untersuchungsergebnisse aus den Rollenversuchen dürfen laut DIN 3990 vergleichsweise angewendet werden. Ein Ansatz zur direkten Übertragung auf Bauteile ist nicht bekannt. Deshalb sollten bauteilnahe Versuche wie zum Beispiel FZG – Versuche durchgeführt werden. Diese Ergebnisse sollten mit den RCF –



Versuchen verglichen werden, um die Abweichung festzustellen. Dadurch können Ansätze für die direkte Übertragung entwickelt werden.

Literatur

- [1] W. Steinhilper; B. Sauer: Konstruktionselemente des Maschinenbaus 2. 5. Auflage, Springer-Verlag, Kaiserslautern 2005
- [2] D. Liedtke: Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen I, 7 Auflage, expert Verlag, Renningen 2007
- [3] H. Czichos; K. H. Habig: Tribologie-Handbuch, Reibung und Verschleiß, 2.Auflage, Friedr. Vieweg & Sohn Verlag, Wiesbaden 2003
- [4] M. Bader: Beitrag zur Charakterisierung der Wälzbeanspruchung von Gradientenschichten - Am Beispiel von Nitrierschichten, Dissertation TU Freiberg 2002
- [5] M. Weck: Moderne Leistungsgetriebe, 1. Auflage, Verlag Springer, Berlin, Heidelberg, New York 1992
- [6] K. Schlötermann: Auslegung nitrierter Zahnradgetriebe, Untersuchung zu den Auswirkungen unterschiedlicher Nitrierparameter auf den Werkstoffzustand und die Tragfähigkeit von Zahnradern, Dissertation RWTH Aachen 1988
- [7] W. Eichlseder (Hrsg.): 1. Leobener Betriebsfestigkeitstage (Tagungsband) Tribologie – als Einflussfaktor der Betriebsfestigkeit, Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau, Montanuniversität Leoben 2006
- [8] F. Grün: Entwicklung von Prüfmethoden zur Charakterisierung von zweiphasigen Tribomaterialien, Dissertation, Montanuniversität Leoben 2007
- [9] Ch. Haberer: Beurteilung der Zahnfußspannungen von gerad- und schrägverzahnten Stirnzahnradern, Diplomarbeit Montanuniversität Leoben 2006
- [10] J. S. Peterson: Wälzfestigkeitsuntersuchung von Sinterstählen und Neuentwicklung eines Wälzfestigkeitsprüfstandes, Dissertation RWTH Aachen 2004
- [11] G. Niemann; H. Winter: Maschinenelemente Bd. II., 2. Auflage, Springer-Verlag Berlin, Heidelberg, New York, Tokio 1989
- [12] A. P. Voskamp: Ermüdung und Werkstoffverhalten im Wälzkontakt, Carl Hanser Verlag, München, Kugellager-Zeitschrift 225, 1998
- [13] H. Roloff; W. Matek: Maschinenelemente, 13.Auflage, Friedrich Vieweg & Sohn Verlagsgesellschaft mbH, Braunschweig/Wiesbaden 1986
- [14] L.A. Sosnovskiy: Tribo-Fatigue, Wear-Fatigue Damage and its prediction, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg 2005
- [15] I. Gódor: Tribologische Analysen von Stirnradpaaren (ung.), Dissertation, TU Miskolc 1987
- [16] J. Volmer: Getriebetechnik. Grundlagen, 1. Auflage, Verlag Technik GmbH, Berlin, München 1992
- [17] K. F. Keck: Die Zahnradpraxis, R. Oldenbourg Verlag, München 1956
- [18] DIN 3990-1987: Tragfähigkeitsberechnung von Stirnrädern. Teil 1: Grundlagen für die Tragfähigkeitsberechnung von Gerad- und Schrägstirnräder, Beuth Verlag, Berlin 1987



-
- [19] W. Steinhilper; B. Sauer: Konstruktionselemente des Maschinenbaus 2., 5. Auflage, Springer-Verlag, Kaiserslautern 2005
- [20] K. Michaelis: Die Integraltemperatur zur Beurteilung der Fresstragfähigkeit von Stirnradgetrieben, Dissertation TU München, 1987
- [21] Th. Scheiber: Entwicklung einer Prüfanlage zur Untersuchung der Lebensdauer unter Rolling-Contact-Beanspruchung, Diplomarbeit, Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau, Montanuniversität Leoben, 2006
- [22] W.Weiler: Materialprüfung, Anforderungen an Eindringkörper für die Universalhärteprüfung, 1. Auflage, Carl Hanser Verlag, München 1990
- [23] Technische Mechanik BEinführung in die KontinuumsmechanikTechnische Universität DresdenWintersemester 2007/2008 October 8, 2007
- [24] M. Papula: Mathematik für Ingenieure und Naturwissenschaftler Band 1 - 3, 3 Auflage, Friedr. Vieweg & Sohn Verlag, Wiesbaden 1999
- [25] W. Eichesleder: Betriebsfestigkeit I & II, Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau, Montanuniversität Leoben, 2006
- [26] I. Gódor: Skriptum zu Maschinenelemente für Anlagentechnik, Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau, Montanuniversität Leoben, 2007
- [27] I. Gódor: Skriptum zu Tribologie für Maschinenelemente, Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau, Montanuniversität Leoben, 2007

13. Anhang

13.1. Berechnungen der Kugel-auf-Stift-Versuche (BoR)

13.1.1. Berechnung ohne Nitrierschicht

Die Abb. 13.1 gibt die Mises Vergleichsspannung bei festen Kugeln und bei elastisch / plastischem Material im Querschnitt Mitte und Längsschnitt Mitte an.

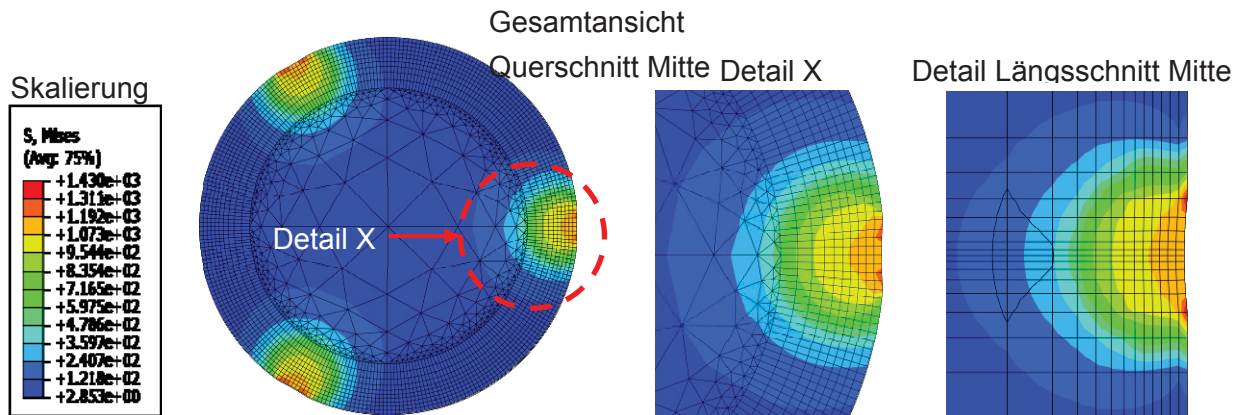


Abb. 13.1: Mises Vergleichsspannung σ_v

Die Schubspannung τ_{xz} unter 0° ist in Abb. 13.2 abgebildet.

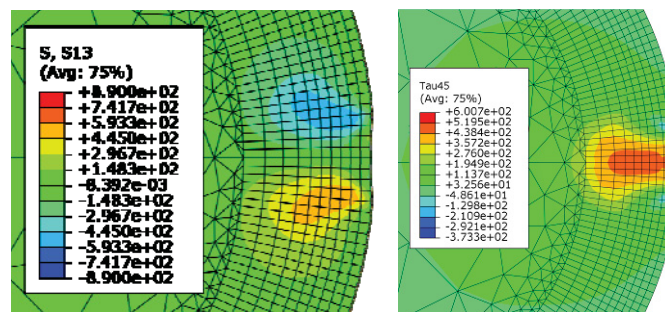


Abb. 13.2: Schubspannung τ_{xz} unter 0° und 45°

Die Abb. 13.3 gibt die Mises Vergleichsspannung σ_v bei deformierbaren Kugeln und bei elastisch / plastischem Material im Querschnitt Mitte und Längsschnitt Mitte an.

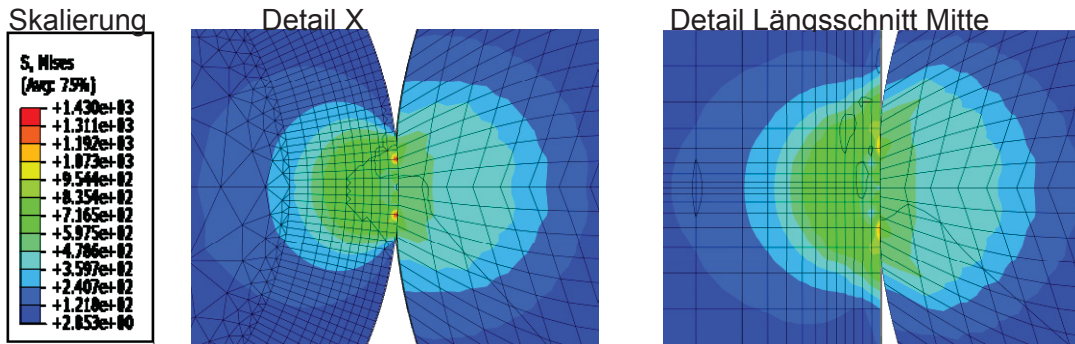


Abb. 13.3: Mises Vergleichsspannung σ_v

Die Schubspannung τ_{xz} unter 0° ist in Abb. 13.4 abgebildet.

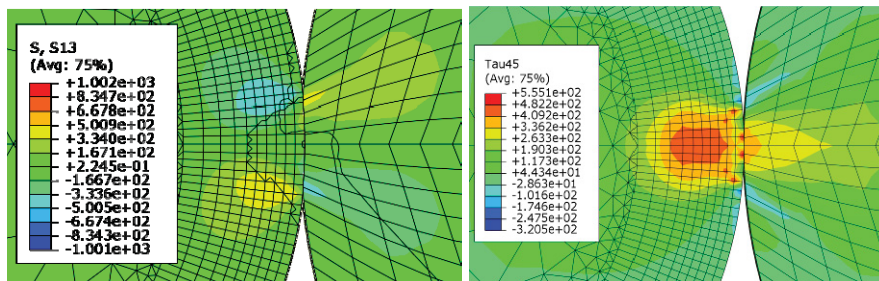


Abb. 13.4: Schubspannung τ_{xz} unter 0° und 45°

Die Funktionsläufe für die zwei verschiedenen Berechnungsversionen ohne Nitrierschicht sind in Abb. 13.5 dargestellt und zeigen die Hauptnormalspannungen σ_{xx} , σ_{yy} und die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca entlang eines Pfades durch den Rundstab.

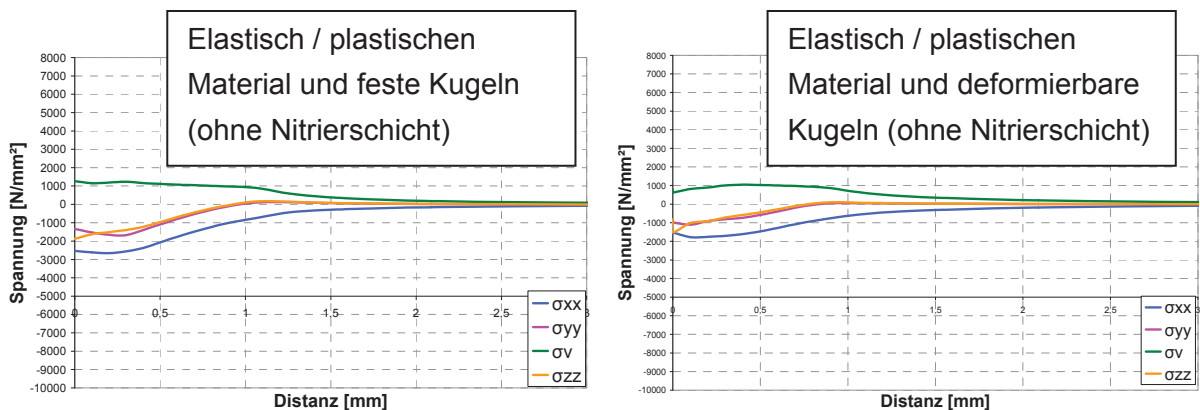


Abb. 13.5: Hauptnormalspannung σ_{xx} , σ_{yy} und die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca

13.1.2. Berechnung mit Nitrierschicht

Die Abb. 13.6 gibt die Mises Vergleichsspannung σ_v bei festen Kugeln und bei elastisch / plastischem Material im Querschnitt Mitte und Längsschnitt Mitte an.

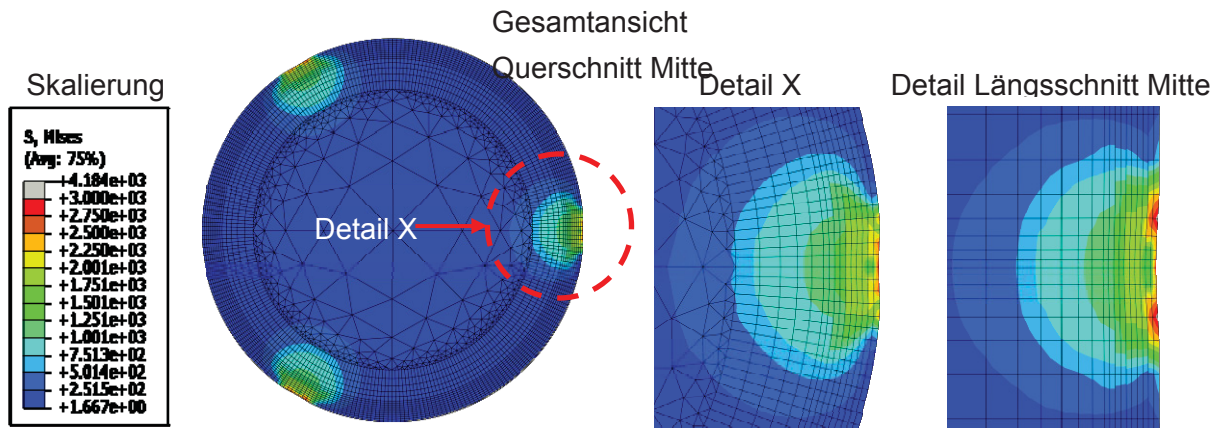


Abb. 13.6: Mises Vergleichsspannung σ_v

Die Schubspannung τ_{xz} unter 0° und 45° ist in Abb. 13.7 abgebildet.

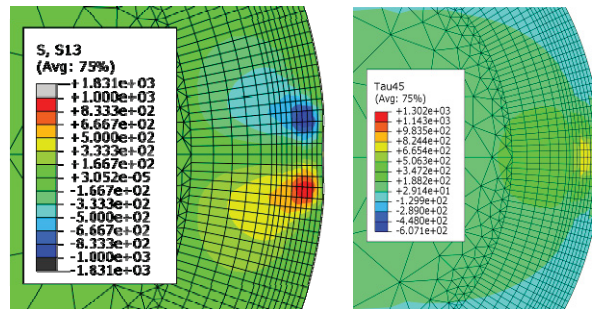


Abb. 13.7: Schubspannung τ_{xz} unter 0° und 45°

Die Abb. 13.8 gibt die Mises Vergleichsspannung σ_v bei deformierbaren Kugeln und bei elastisch / plastischem Material im Querschnitt Mitte und Längsschnitt Mitte an.

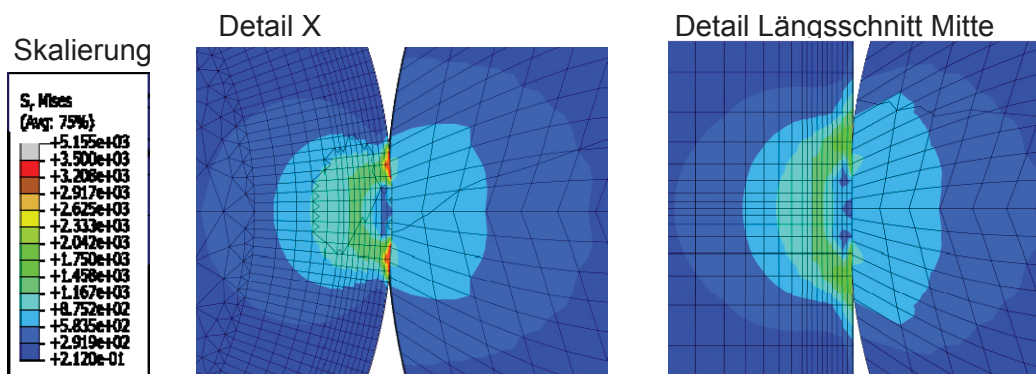


Abb. 13.8: Mises Vergleichsspannung σ_v (Detail)

Die Schubspannung τ_{xz} unter 0° und 45° ist in Abb. 13.9 abgebildet.

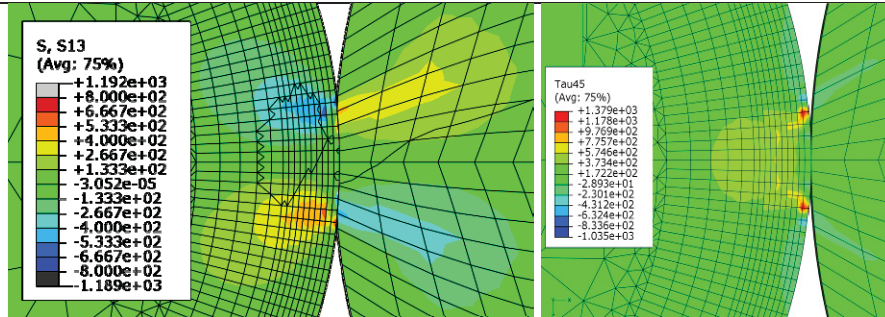


Abb. 13.9: Schubspannung τ_{xz} unter 0° und 45°

Die Funktionsläufe für die zwei verschiedenen Berechnungsversionen mit Nitrierschicht sind in Abb. 13.10 dargestellt und zeigen die Hauptnormalspannungen σ_{xx} , σ_{yy} und die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca entlang eines Pfades durch den Rundstab.

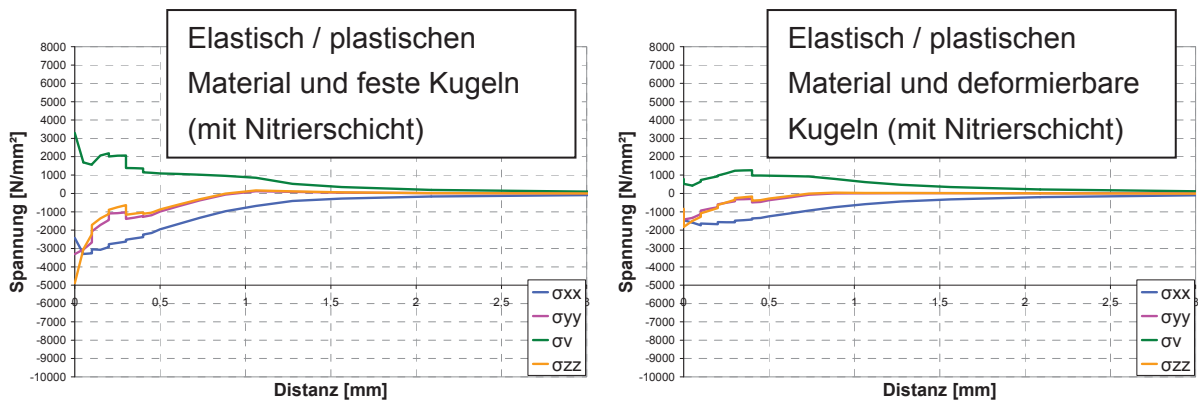


Abb. 13.10: Hauptnormalspannung σ_{xx} , σ_{yy} und die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca

13.2. 2-RCF Versuche ohne Schlupf

In Abb. 13.11 ist die Schädigungsbeurteilung ohne Schlupf als Excel – Tabelle ersichtlich.

Schädigungsbeurteilung ohne Schlupf

Proben-nr.	Material	Prüflast [kN] / Hertz'sche Pressung [N/mm²]	Ausschaltzyklen	Schadensrelevante Zyklen (char. Verschl.)	Abtrag / plastische Verformung	Makro- / Mikro-Pitting	Fressen / Kratzer	Gewicht vor Prüfung [g]	Gewicht nach Prüfung [g]	Abtrag [g]	Verschleißtiefe [µm]
C-4U	31CrMoV9	2,25	811.680	480.000	4	5	1	67,686	67,083	0,603	162
C-4O	31CrMoV9	1060,34	811.680	480.000	4	5	1	45,501	45,11	0,391	
Bei beiden Scheiben ist es zu sehr starker Abblätterung durch Makropitting gekommen. Durch diese Abblätterung wurde der Abtrag stark erhöht.											
C-5U	31CrMoV9	2,25	2.313.180	1.625.425	4	5	1	67,385	66,767	0,618	180
C-5O	31CrMoV9	1060,34	2.313.180	1.625.425	4	5	1	45,436	44,94	0,496	
Bei der unteren Scheibe sind tiefe Laufspuren und feine Abblätterung feststellbar. Bei der oberen Scheibe ist es zu einer Phasenbildung durch Materialabtrag gekommen. Ebenfalls lässt sich starke Abblätterung feststellen.											
R-22U	R935	2,25	1.573.920	946.675	4	3	1	67,195	66,689	0,506	110
R-22O	R935	1060,34	1.573.920	946.675	5	5	1	45,175	44,949	0,226	
Bei der unteren Scheibe sind tiefe Laufspuren an der Oberfläche vorhanden. Es ist zu plastischen Verschiebungen gekommen. Sonst ist die Oberfläche in Ordnung. Bei der unteren Scheibe ist es von Kantenbereich aus in großen Flecken zu Abblätterung gekommen. Es lassen sich ebenfalls große plastische Verschiebungen im Kantenbereich feststellen.											
R-23U	R935	2,25	1.386.675	427.675	4	5	2	67,616	66,901	0,715	165
R-23O	R935	1060,34	1.386.675	427.675	2	4	1	45,339	44,9487	0,3903	
Bei der unteren Probe ist eine ausgeprägte Laufspur feststellbar. Das Material wurde plastisch verformt und hinausgedrückt. Es ist eine plastische Randbildung und Pittingsspuren am Rand erkennbar. Bei der oberen Probe erkennt man plastische Verformung mit starker Rissbildung											
E-47U	20MnCr5	2,25	1.426.170	1.145.175	3	4	1	66,728	66,354	0,374	80
E-47O	20MnCr5	1060,34	1.426.170	1.145.175	3	4	1	45,376	45,078	0,298	
Bei beiden Scheiben ist es zu starker Abblätterung gekommen. Diese ist jedoch viel feiner als bei 31CrMoV9. Bei der oberen Scheibe ist es noch feiner als bei der unteren Scheibe.											
E-49U	20MnCr5	2,25	4.996.425	3.250.000	3	4	1	67,303	67,122	0,1908	50
E-49O	20MnCr5	1060,34	4.996.425	3.250.000	3	4	1	45,477	45,33669	0,14031	
Bei beiden Scheiben ist es zu starker Abblätterung gekommen. Diese ist jedoch viel feiner als bei 31CrMoV9. Bei der oberen Scheibe ist es noch feiner als bei der unteren Scheibe.											
C-3U	31CrMoV9	1,5	10.800.000	5.700.000	1	3	2	66,955	66,781	0,174	10
c-3O	31CrMoV9	865,76	10.800.000	5.700.000	1	1	4	45,864	45,552	0,312	
Die untere Scheibe weist Makropitting auf und es lassen sich auch leichte Kratzer feststellen. Die obere Scheibe ist abgefressen.											
C-6U	31CrMoV9	1,5	10.800.000	3.492.175	3	4		67,534	67,149	0,385	75
C-6O	31CrMoV9	865,76	10.800.000	3.492.175	2	3		45,8426	45,552	0,2906	
Bei der unteren Scheibe gibt es starken einseitigen Abtrag infolge großer Rissbildung und Pitting. Am Rand leichte plastische Spuren feststellbar. Bei der oberen Probe sind Kratzer und große Flecken durch abgetragene Schichten feststellbar. Es ist keine Abblätterung vorhanden.											
R-21U	R935	1,5	7.412.175	2.600.925	3	4	0	66,998	66,589	0,409	100
R-21O	R935	865,76	7.412.175	2.600.925	2	4	0	45,243	44,95	0,293	
Bei der unteren Scheibe ist plastische Randbildung und eine ausgeprägte Laufspur feststellbar. Am Rand ist Makropitting und auf der gesamten Oberfläche sind Ermüdungsrisse zu erkennen. Bei der oberen Scheibe gibt es Mikro- und Makropitting.											
R-24U	R935	1,5	8.727.180	3.991.925	3	4	1	67,351	66,903	0,448	110
R-24O	R935	865,76	8.727.180	3.991.925	4	4	1	45,349	45,1	0,249	
Bei der unteren Probe ist plastische Radbildung und eine starke Laufspur ersichtlich. An der gesamten Oberfläche sind Ermüdungsrisse, Mikro- und Makropitting vorhanden. Bei der oberen Probe gibt es starke plastische Verformung, Ermüdungsrisse und Mikro- bzw. Makropitting.											
E-44O	20MnCr5	1,5	10.800.000	8.700.000	0	4	0	67,403	67,283	0,12	5
E-44U	20MnCr5	865,76	10.800.000	8.700.000	0	3	0	45,339	45,185	0,154	
Bei der unteren Scheibe ist in der Mitte Mikropitting feststellbar. Bei der oberen Scheibe tritt Mikro- und Makropitting am seitlichen Randbereich auf. Die obere Scheibe ist quer gelaufen und an den Kanten ist dadurch Kantenpressung aufgetreten. Die Oberfläche ist in einem guten Zustand. Im Kantenbereich ist Mikropitting und Fressspuren nach der Verschiebung.											
E-48U	20MnCr5	1,5	10.800.000	6.600.000	2	4	1	67,7245	67,4344	0,2901	70
E-48O	20MnCr5	865,76	10.800.000	6.600.000	1	2	1	45,8036	45,59298	0,21062	
Untere Probe hat tiefe Laufspuren. An der Oberfläche ist ein feines Netz von Rissen erkennbar. Bei der oberen Probe ist ein Verschleiß mit Pittingsspuren aufgetreten.											
R-25U	R935	1,0	10.800.000	6.800.000	1	3	2	66,894	66,761	0,133	30
R-25O	R935	706,89	10.800.000	6.800.000	1	3	1	45,397	45,203	0,194	
Bei der unteren Scheibe sind Kratzer und Mikropitting feststellbar. Bei der oberen Scheibe ist Mikropitting vorhanden.											
C-7U	31CrMoV9	1,0	10.800.000	9.200.000	0	1	0-1	67,603	67,5055	0,0975	10
C-7O	31CrMoV9	706,89	10.800.000	9.200.000	0	1	1	45,659	45,6057	0,0533	
Bei der unteren Probe erkennt man Mikropitting am Randbereich. Bei der oberen Probe ist am gleichen Randbereich ebenfalls Mikropitting feststellbar. Es sind auch leichte Kratzer erkennbar.											
E-50U	20MnCr5	1,0	10.800.000	10.800.000	0	0	0	67,4932	67,4446	0,0486	5
E-50O	20MnCr5	706,89	10.800.000	10.800.000	0	0	0	45,5246	45,4565	0,0681	

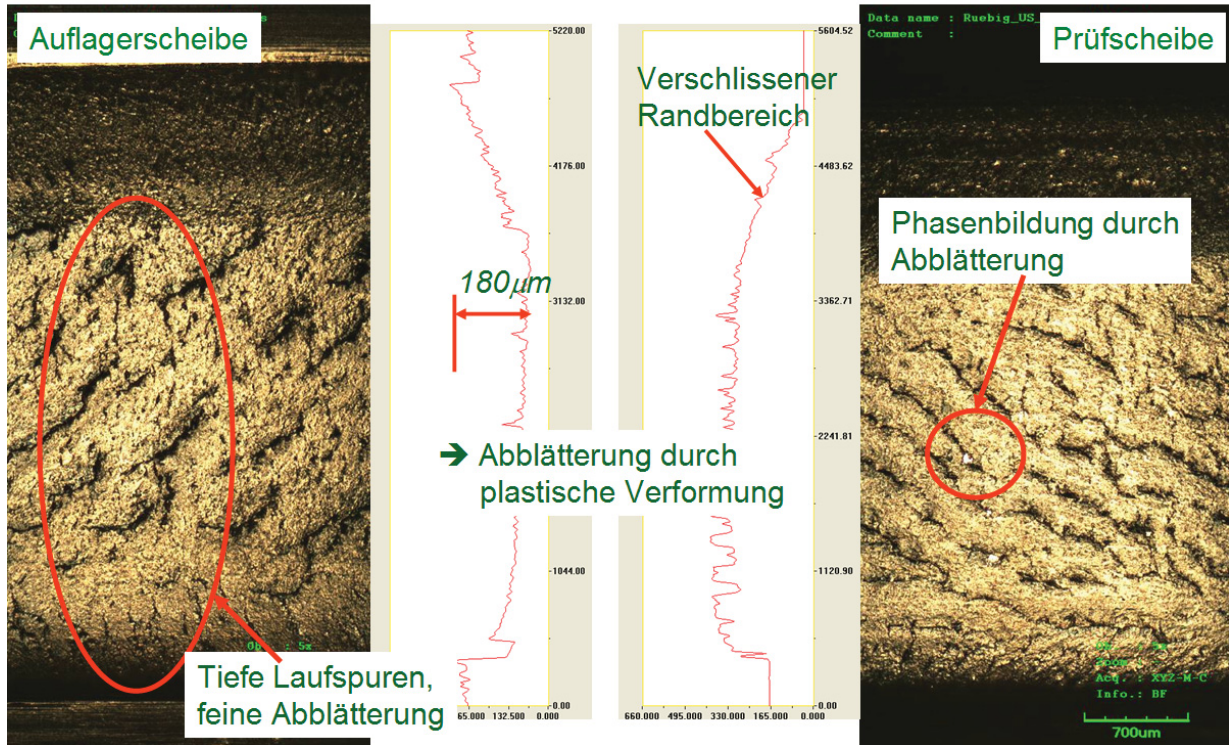
Skala: 1-5 1... schwache Ausprägung
5... starke Ausprägung

C- 31CrMoV9
E- 20MnCr5
R- R935

Abb. 13.11: Schädigungsbeurteilung ohne Schlupf

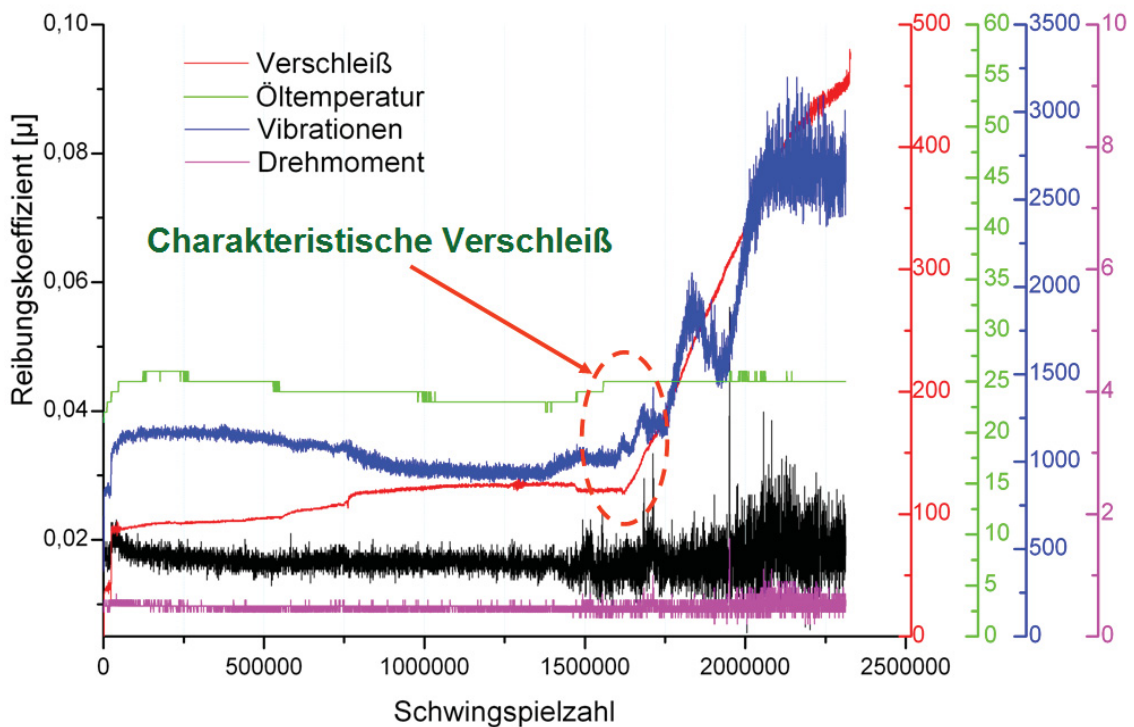
13.2.1. Oberflächentopographie, Maschinenaufzeichnung und REM-Bilder der Schnittebenen, Werkstoff 31CrMoV9

31CrMoV9 – 2-RCF(C5); 1,06GPa; 2,3 Mio. Überrollungen

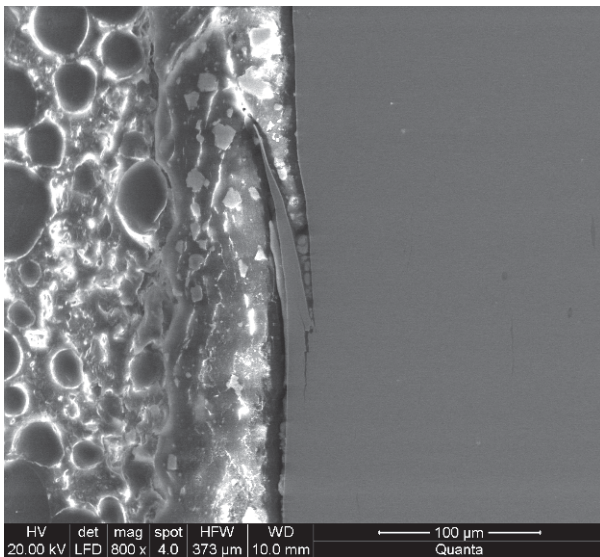


31CrMoV9 – 2-RCF(C5); 1,06GPa; 2,3 Mio. Überrollungen

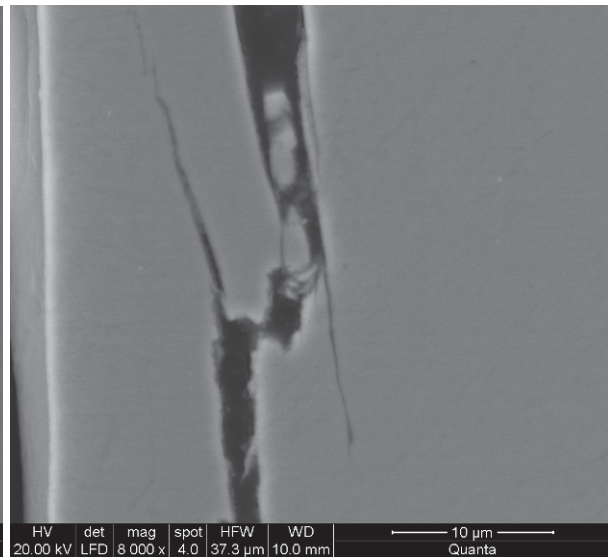
→ Ausschaltkriterium: Schwingungen



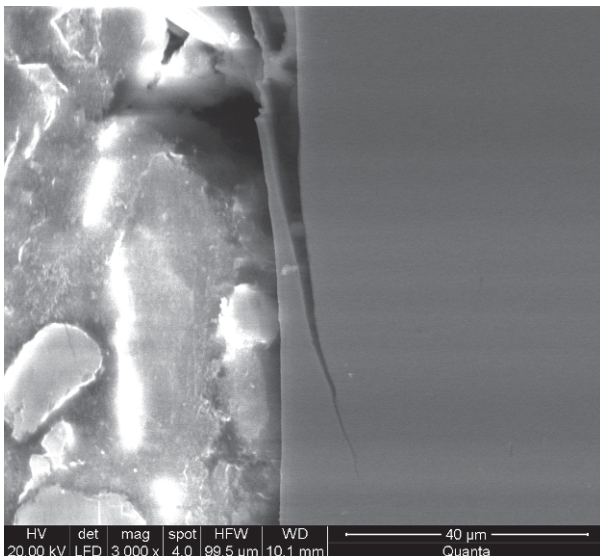
REM – Bilder Auflagerscheibe C4 (gleiche Belastung wie bei C5)



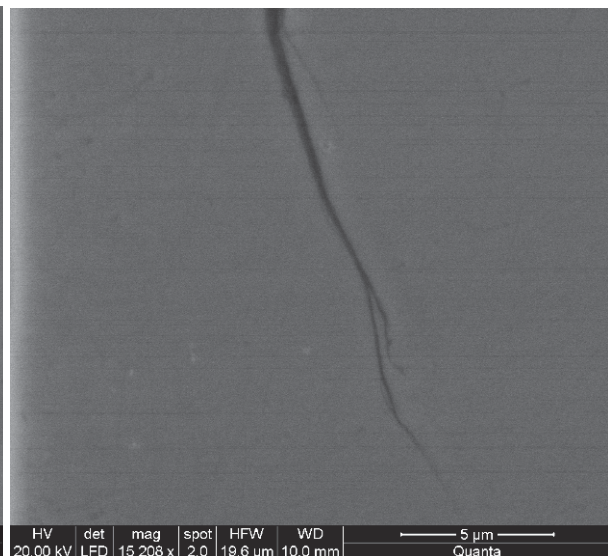
Lauffläche (Abblätterungen)



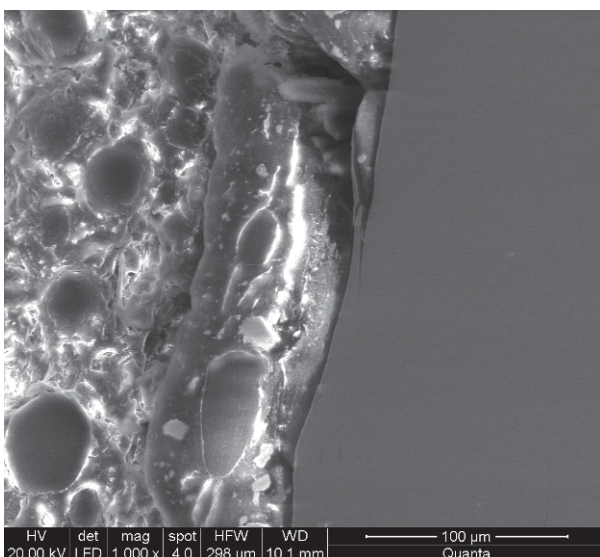
Lauffläche



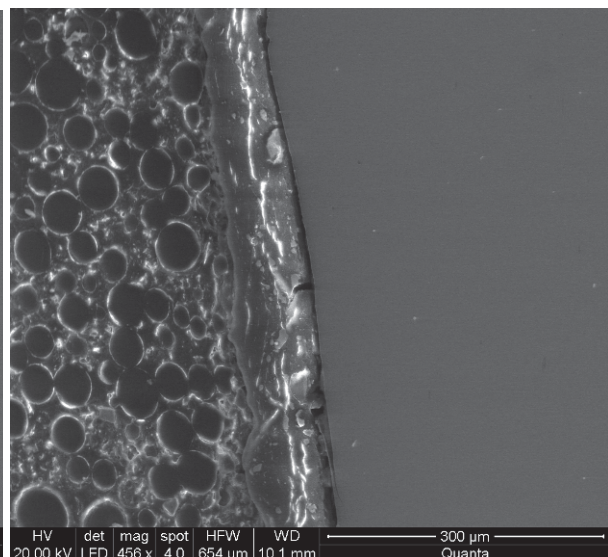
Lauffläche



Lauffläche

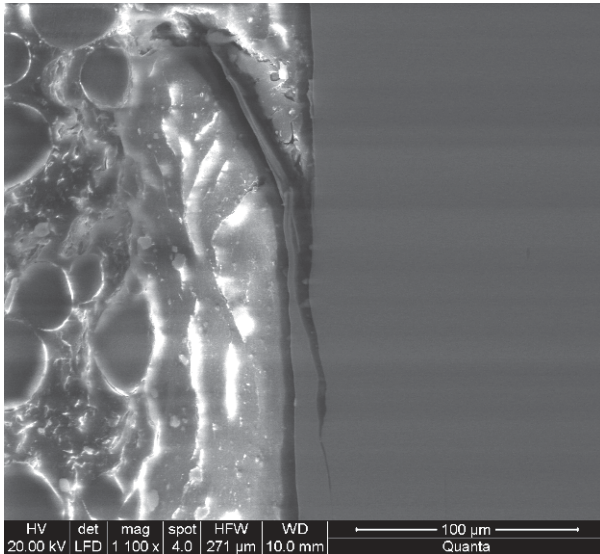


Kantenbereich

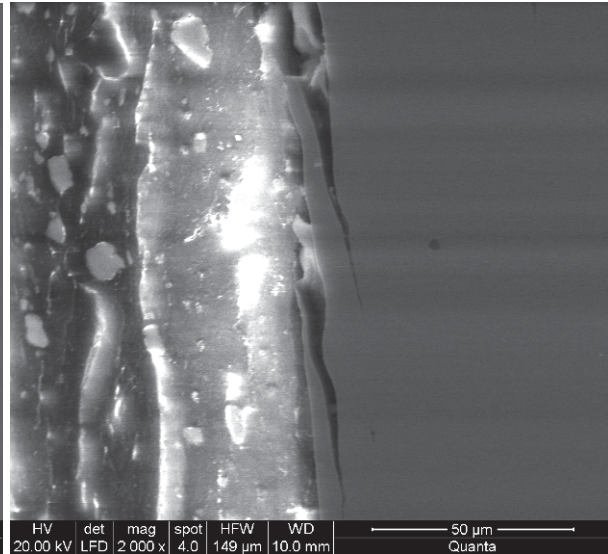


Kantenbereich

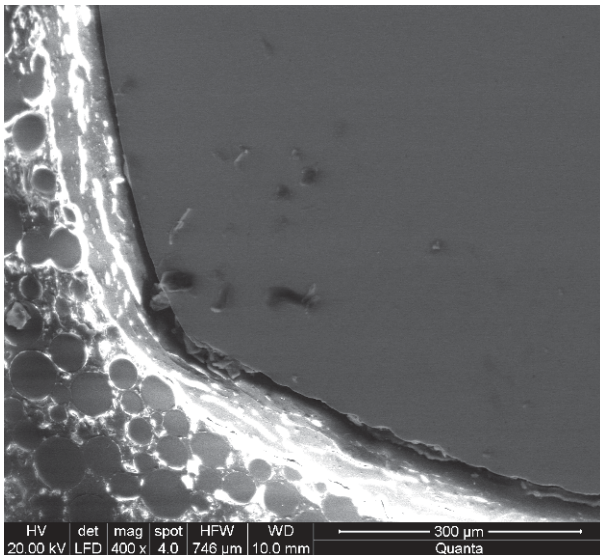
REM – Bilder Prüfscheibe C4 (gleiche Belastung wie bei C5)



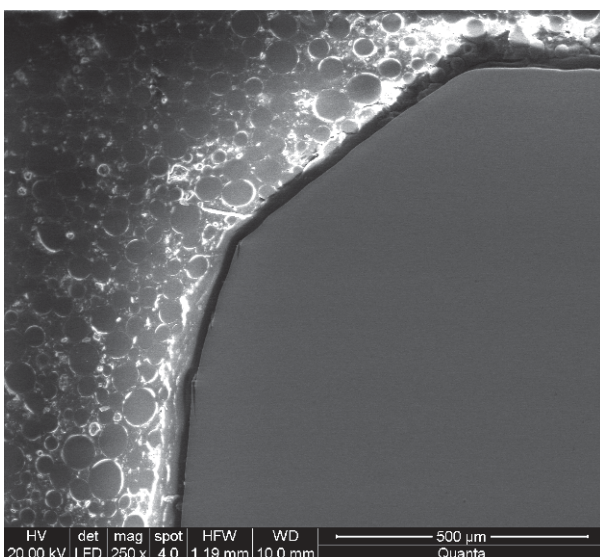
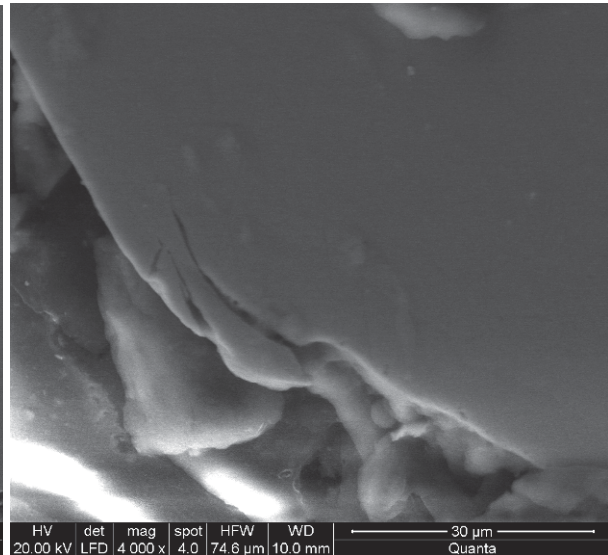
Lauffläche



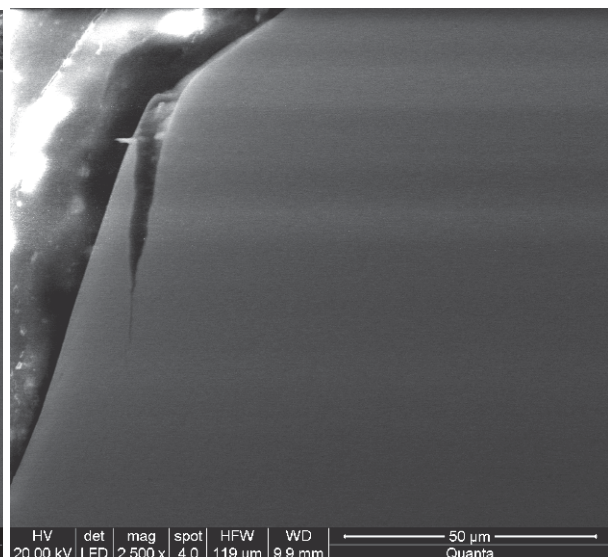
Lauffläche



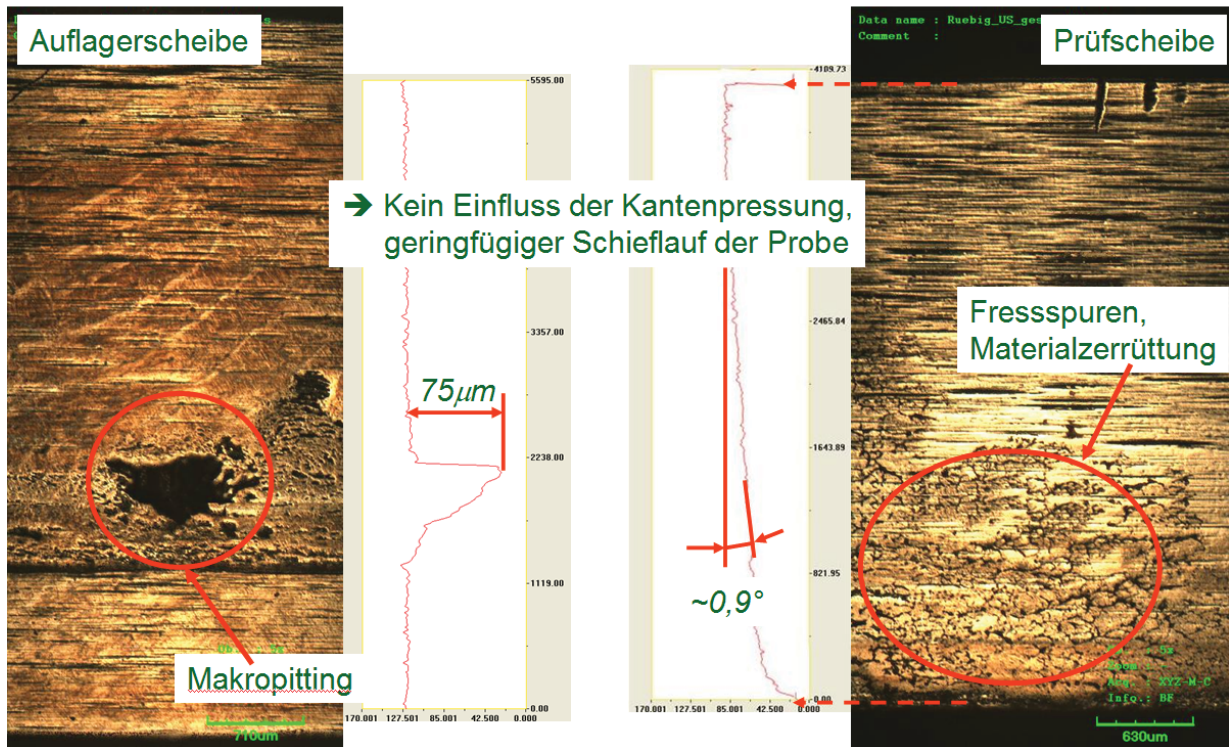
Kantenbereich, plastische Verformungen



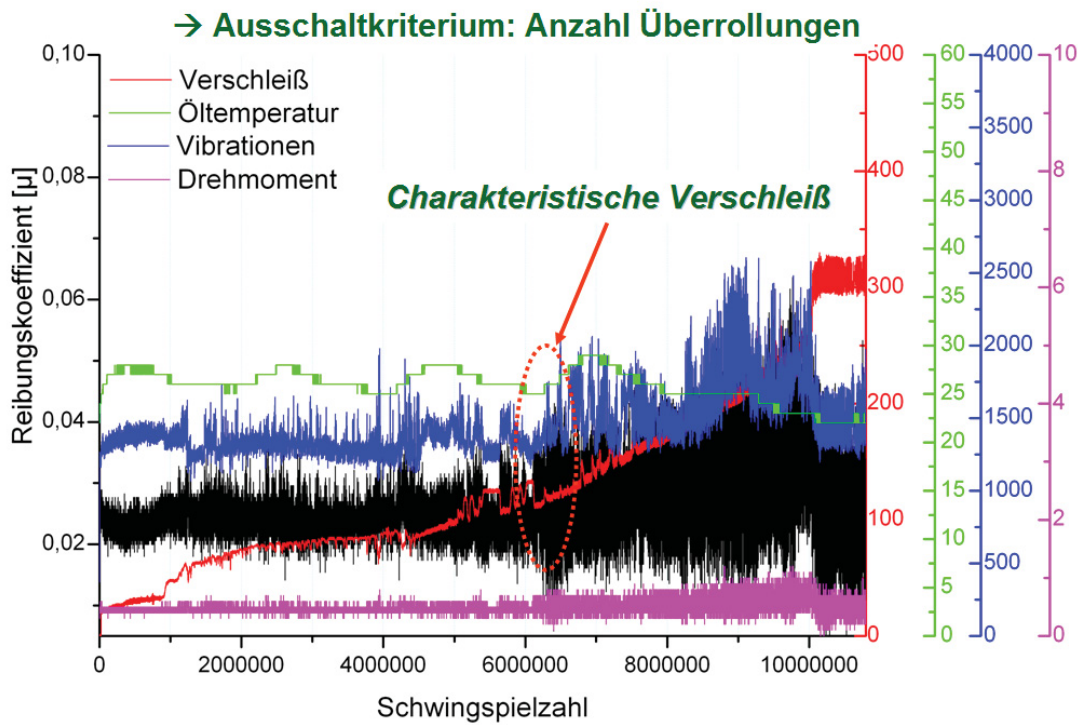
Kantenbereich, plastische Verformungen



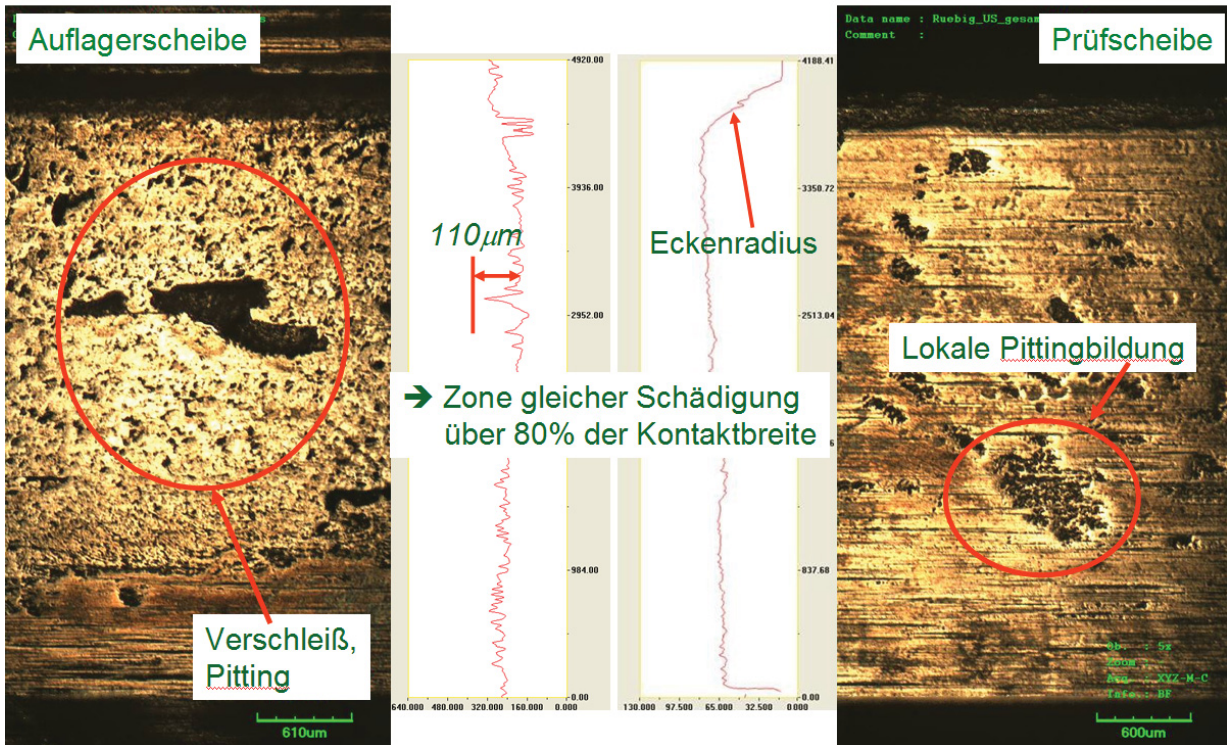
31CrMoV9 – 2-RCF(C3); 0,86GPa; 10,8 Mio. Überrollungen



31CrMoV9 – 2-RCF(C3); 0,86GPa; 10,8 Mio. Überrollungen

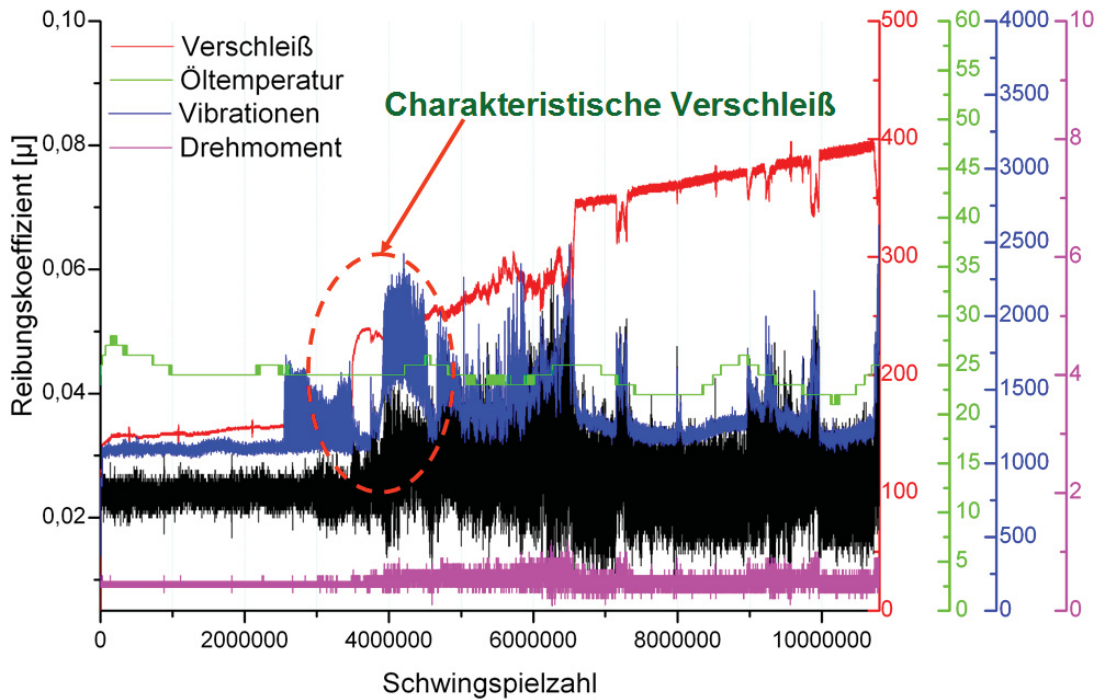


31CrMoV9 – 2-RCF(C6); 0,86GPa; 10,8 Mio. Überrollungen

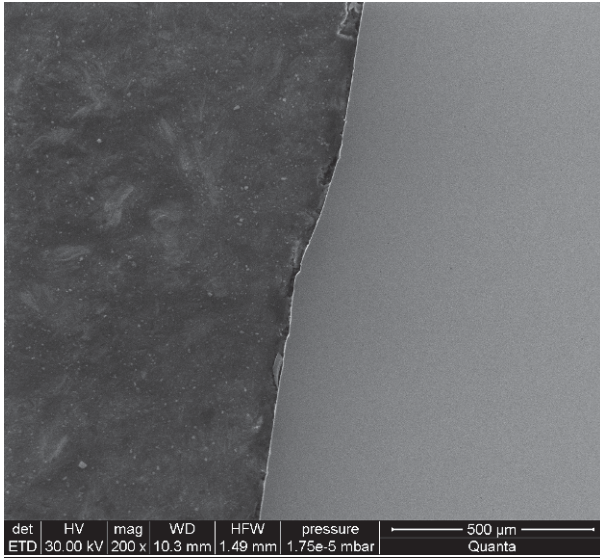


31CrMoV9 – 2-RCF(C6); 0,86GPa; 10,8 Mio. Überrollungen

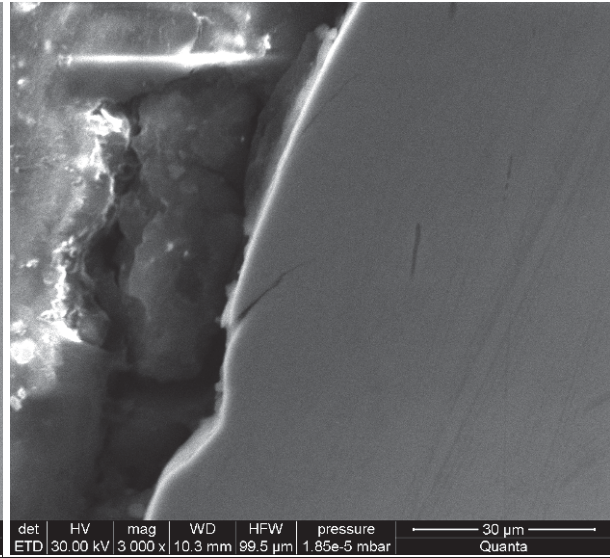
→ Ausschaltkriterium: Anzahl Überrollungen



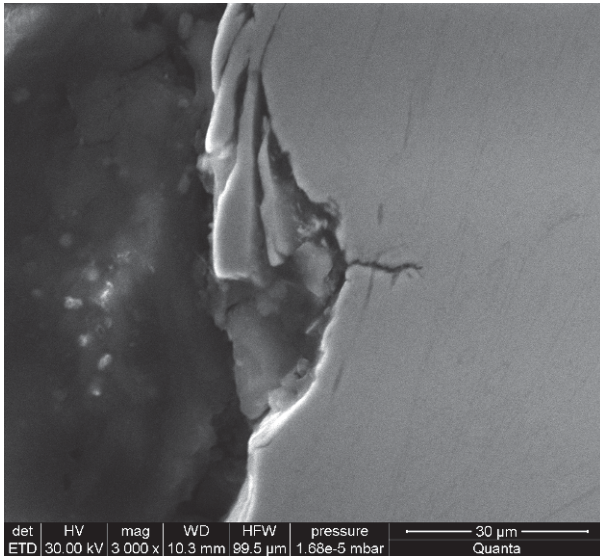
REM – Bilder Auflagerscheibe C6



Kantenbereich / Übergang (Einlaufspur)



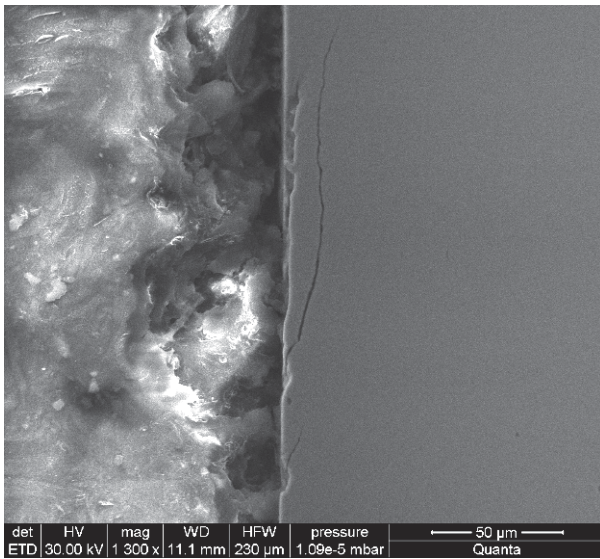
Kantenbereich



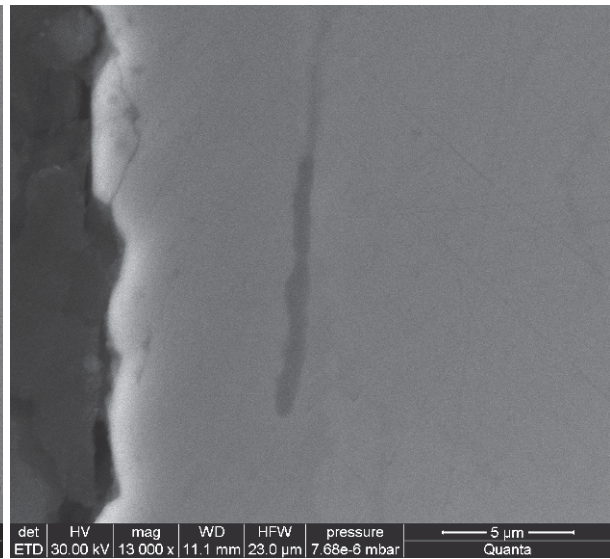
Kantenbereich, plastische Verformungen

Auf der Lauffläche waren keine Risse sichtbar

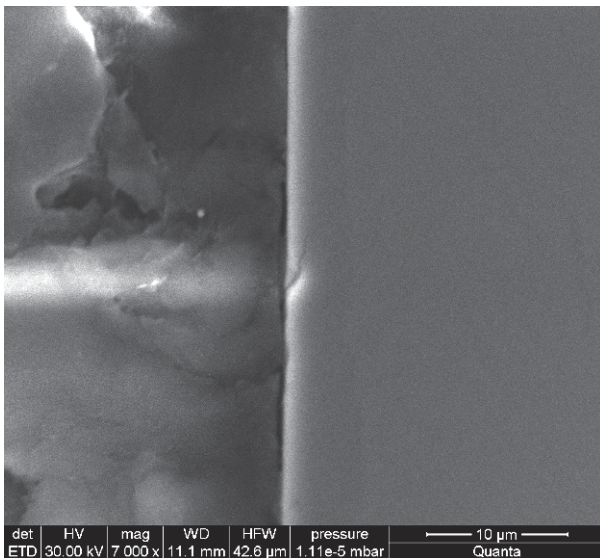
REM – Bilder Prüfscheibe C6



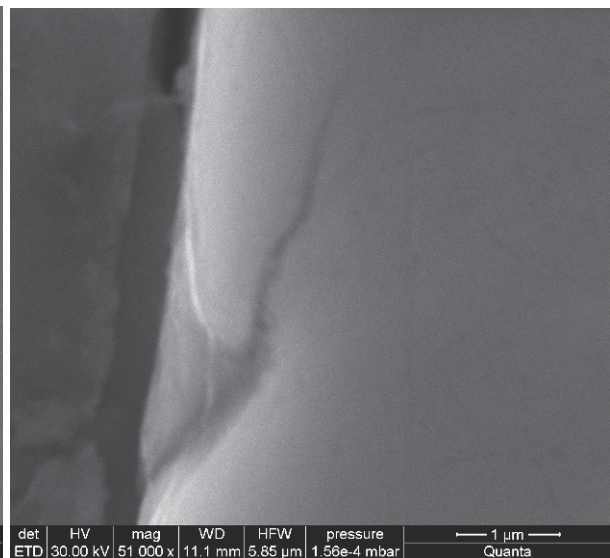
Lauffläche



Lauffläche



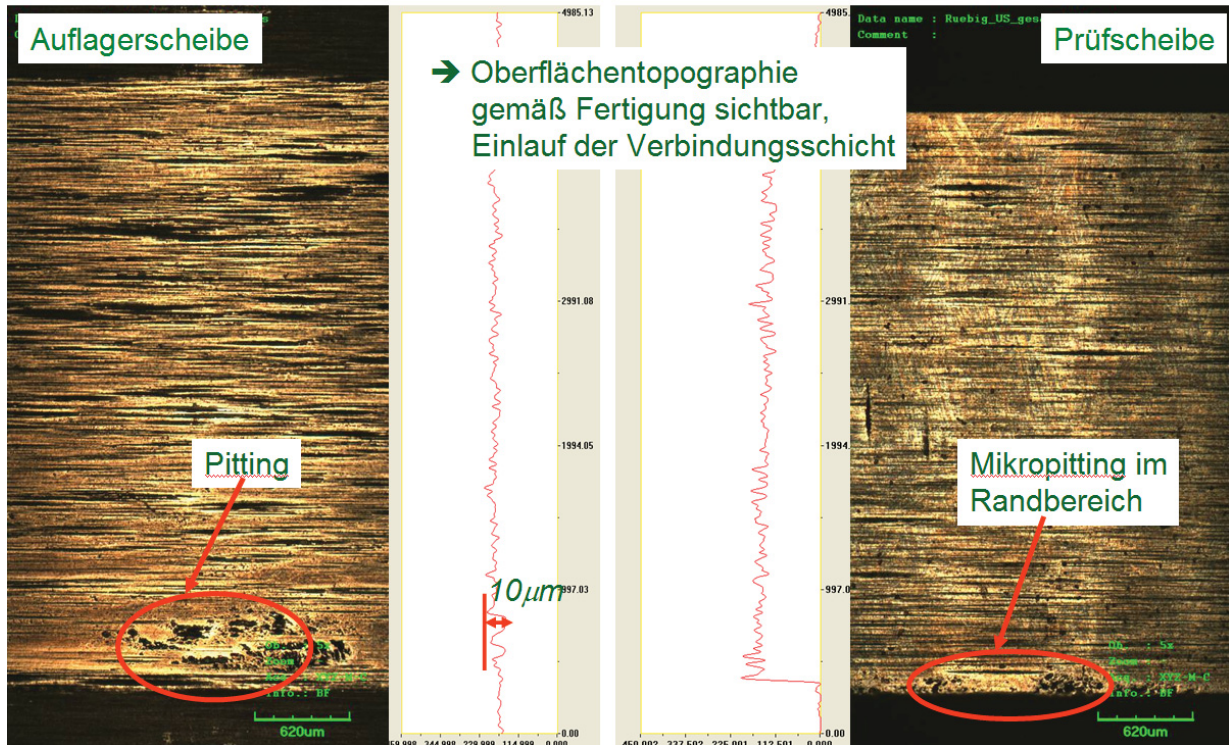
Lauffläche



Lauffläche

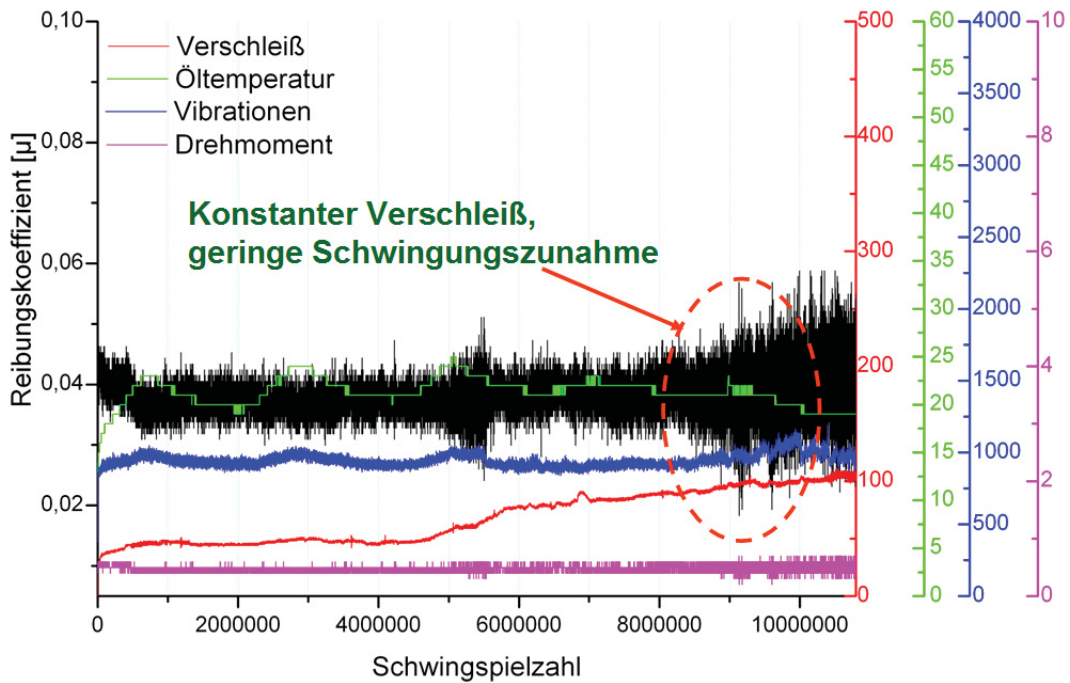
Im Kantenbereich wurden keine Risse gefunden

31CrMoV9 – 2-RCF(C7); 0,70GPa; 10,8 Mio. Überrollungen

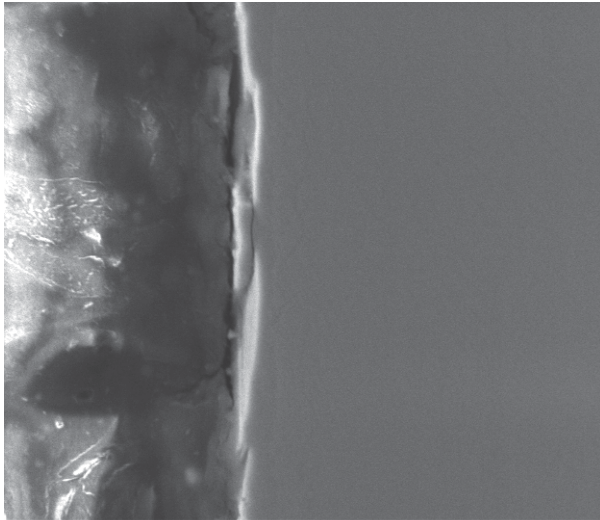


31CrMoV9 – 2-RCF(C7); 0,70GPa; 10,8 Mio. Überrollungen

→ Ausschaltkriterium: Anzahl Überrollungen

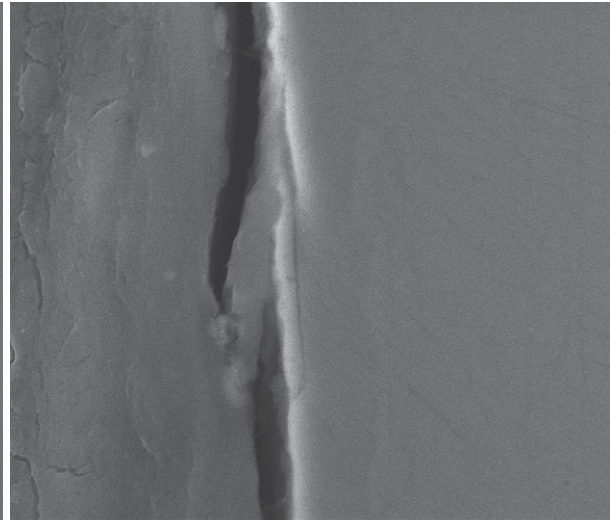


REM – Bilder Auflagerscheibe C7



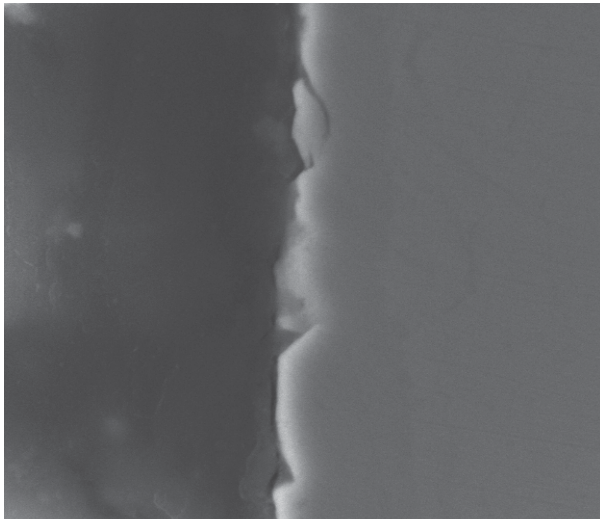
det	HV	mag	WD	HFW	pressure	40 µm
ETD	30.00 kV	2.400 x	11.0 mm	124 µm	1.03e-5 mbar	Quanta

Lauffläche



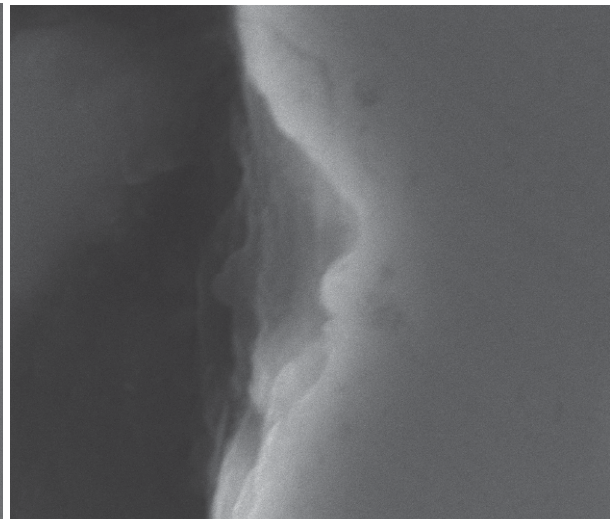
det	HV	mag	WD	HFW	pressure	10 µm
ETD	30.00 kV	6.809 x	11.2 mm	45.1 µm	9.44e-6 mbar	Quanta

Lauffläche



det	HV	mag	WD	HFW	pressure	10 µm
ETD	30.00 kV	8.000 x	11.2 mm	37.3 µm	6.96e-6 mbar	Quanta

Lauffläche

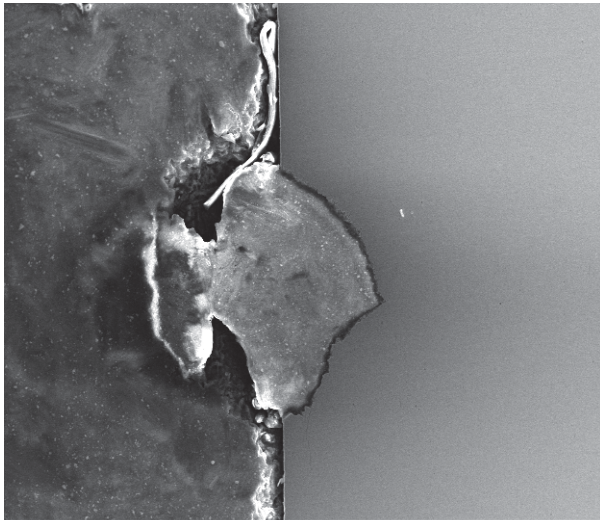


det	HV	mag	WD	HFW	pressure	4 µm
ETD	30.00 kV	24.901 x	11.2 mm	12.0 µm	7.30e-6 mbar	Quanta

Lauffläche

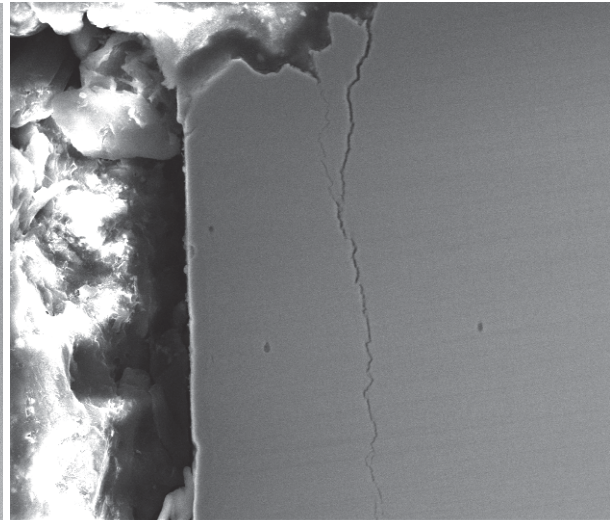
Im Kantenbereich waren keine Risse sichtbar.

REM – Bilder Prüfscheibe C7



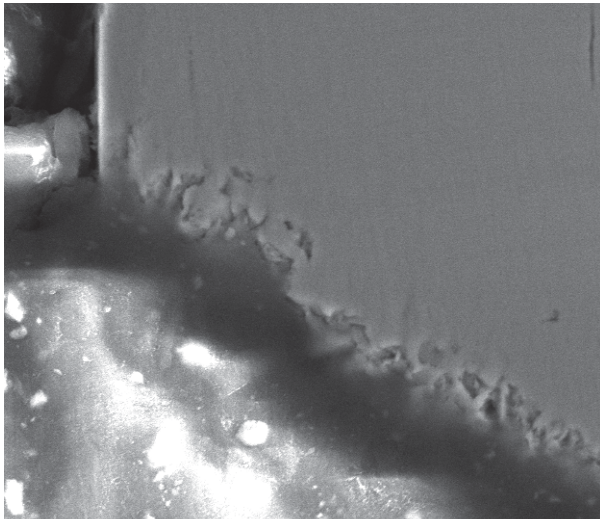
det	HV	mag	WD	HPW	pressure	500 µm
ETD	30.00 kV	200 x	14.1 mm	1.49 mm	1.56e-4 mbar	Quanta

Lauffläche



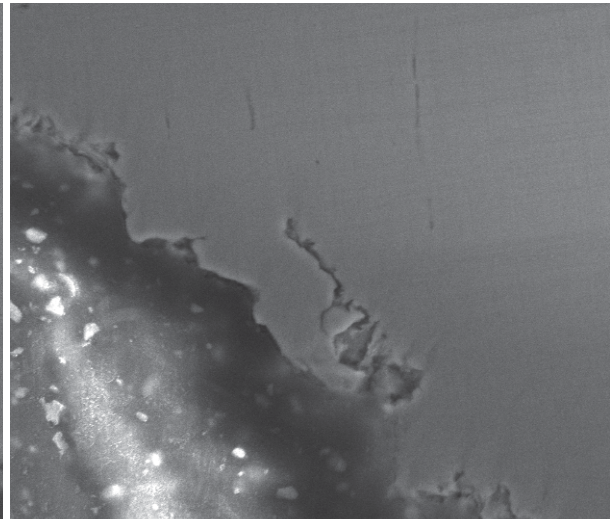
det	HV	mag	WD	HPW	pressure	50 µm
ETD	30.00 kV	1 336 x	14.1 mm	223 µm	1.56e-4 mbar	Quanta

Lauffläche



det	HV	mag	WD	HPW	pressure	30 µm
ETD	30.00 kV	3 000 x	14.1 mm	99.5 µm	1.78e-5 mbar	Quanta

Kantenbereich

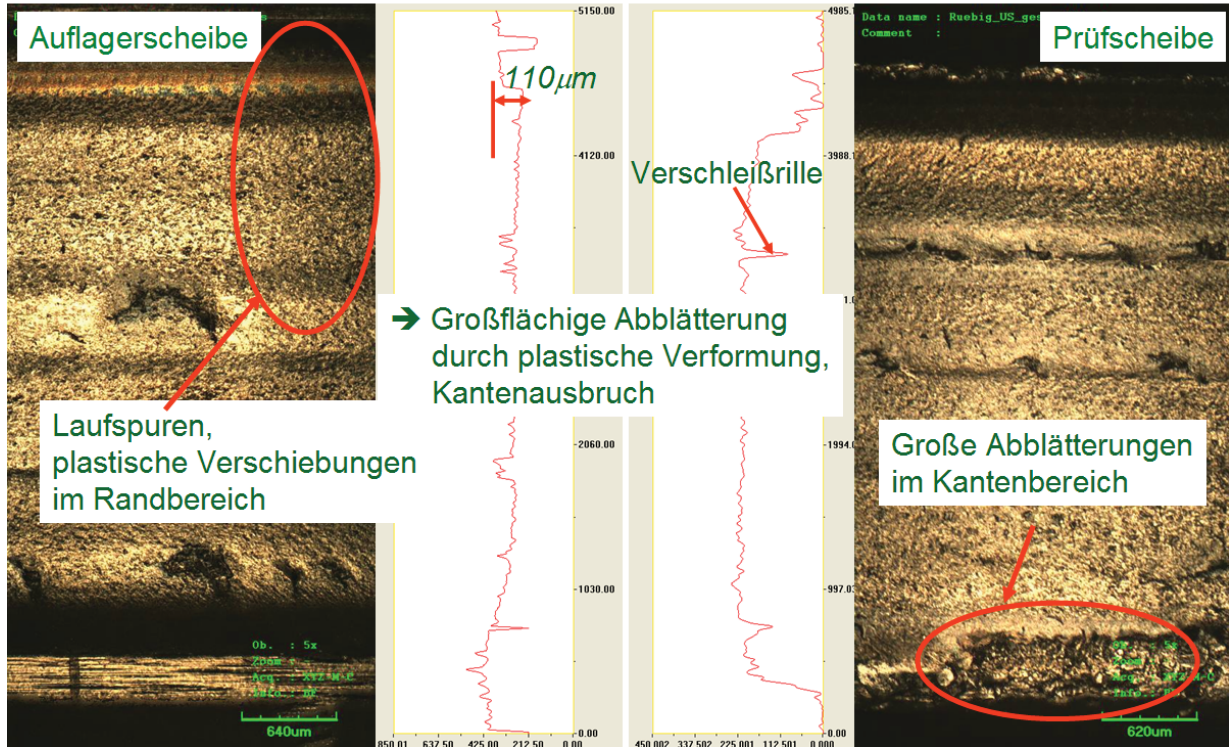


det	HV	mag	WD	HPW	pressure	30 µm
ETD	30.00 kV	3 000 x	14.1 mm	99.5 µm	1.56e-4 mbar	Quanta

Kantenbereich

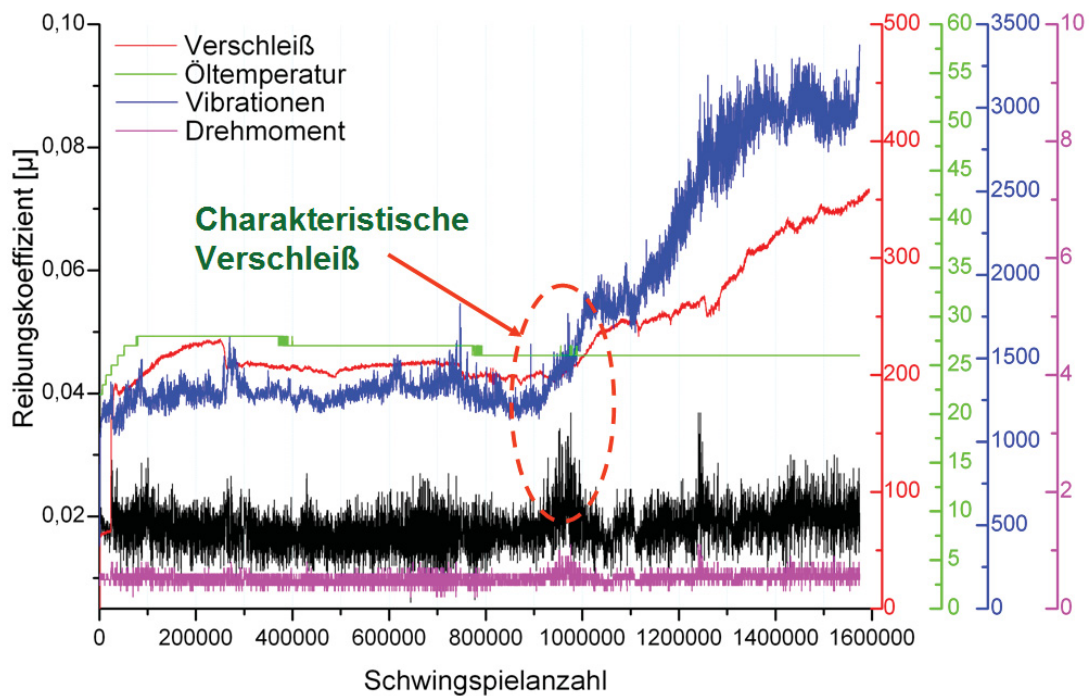
13.2.2. Oberflächentopographie, Maschinenaufzeichnung und REM-Bilder der Schnittebenen, Werkstoff R935

R935 – 2-RCF(R22); 1,06GPa; 1,6 Mio. Überrollungen

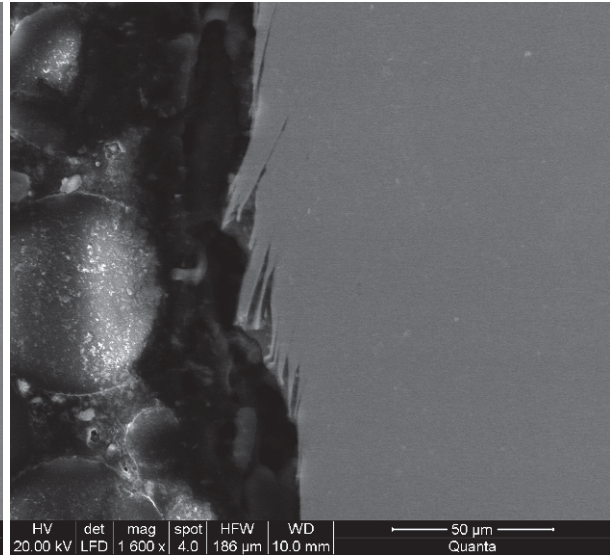
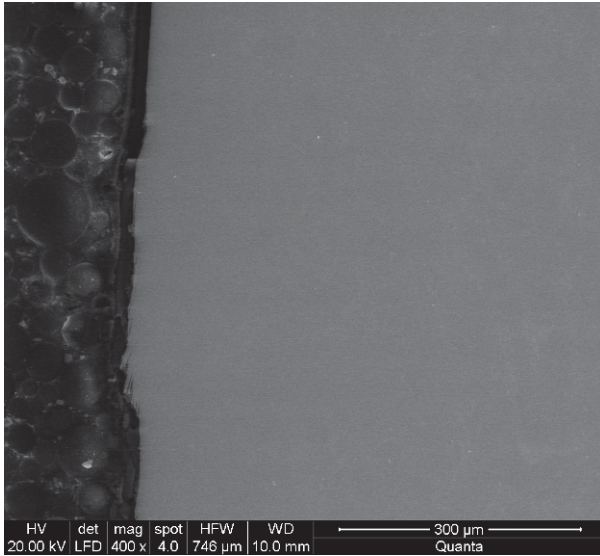


R935 – 2-RCF(R22); 1,06GPa; 1,6 Mio. Überrollungen

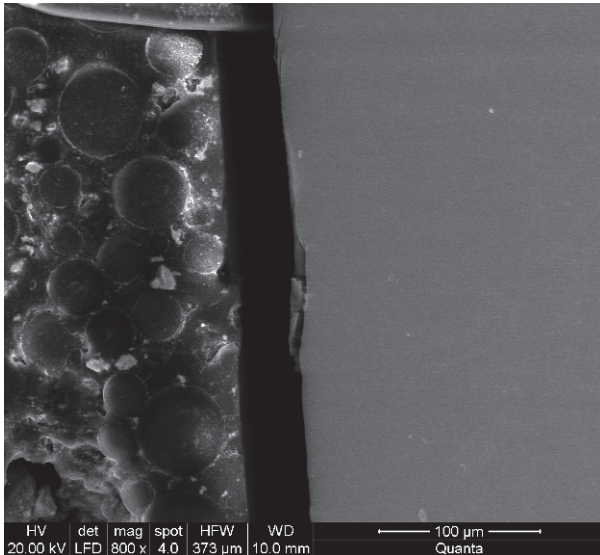
→ Ausschaltkriterium: Schwingungen



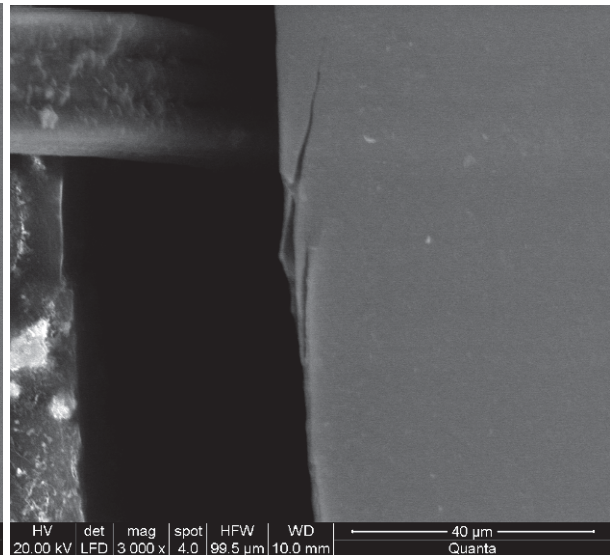
REM – Bilder Auflagerscheibe R23 (gleiche Belastung wie bei R22)



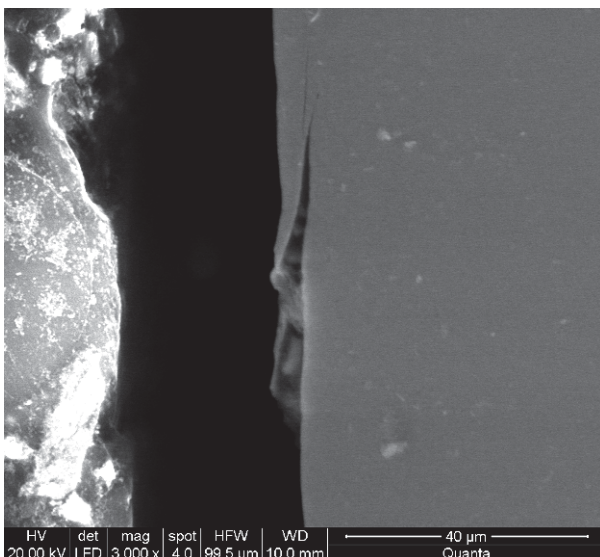
Randbereich, plastische Verformung, Material wurde nach außen gedrückt



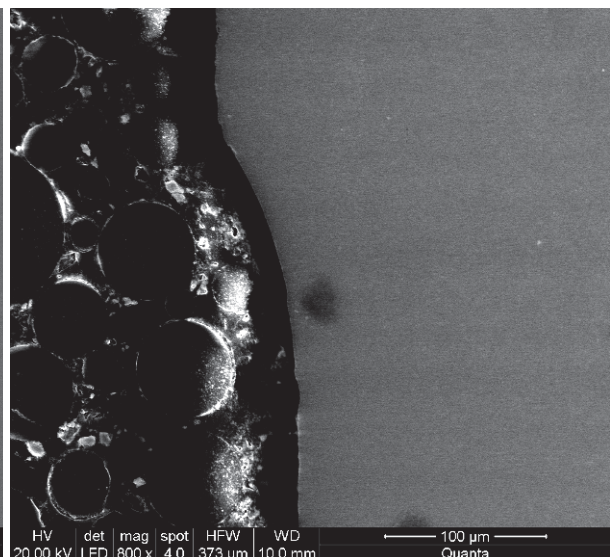
Lauffläche



Lauffläche

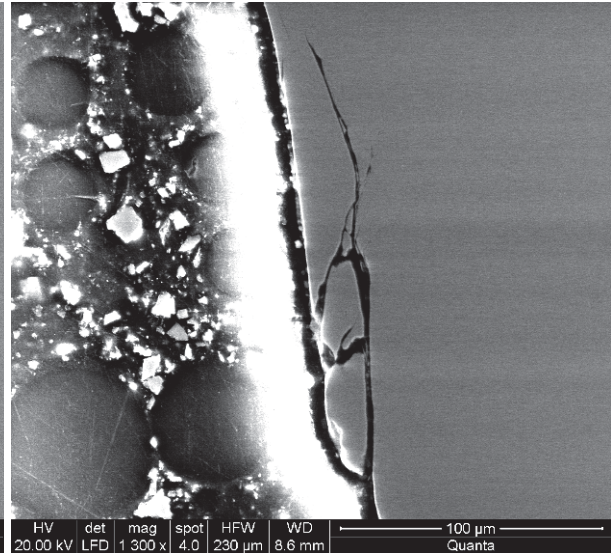
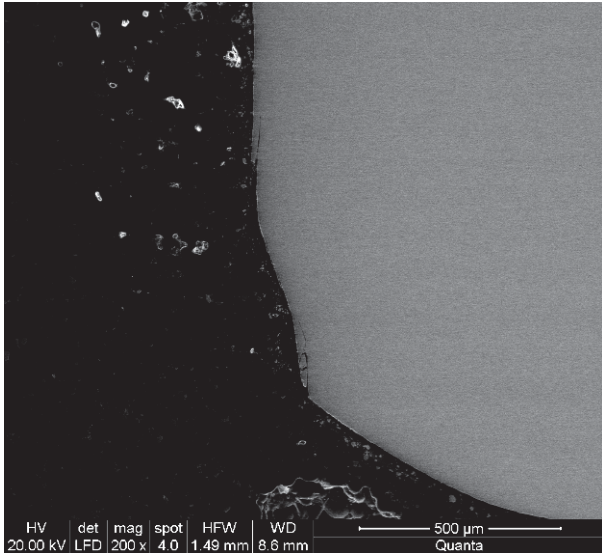


Lauffläche

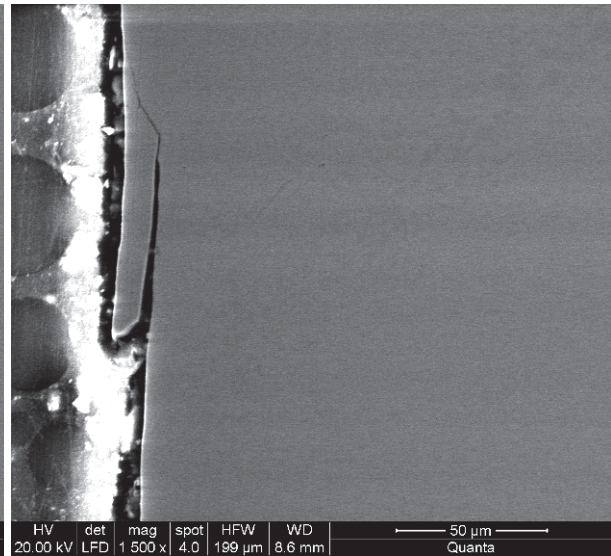
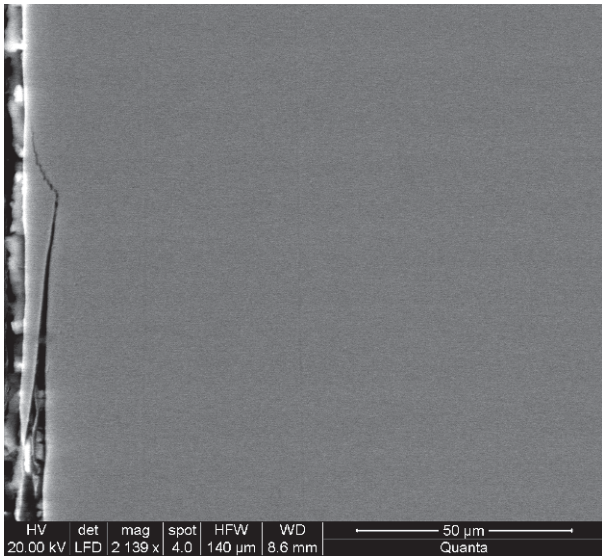


Randbereich

REM – Bilder Prüfscheibe R23 (gleiche Belastung wie bei R22)

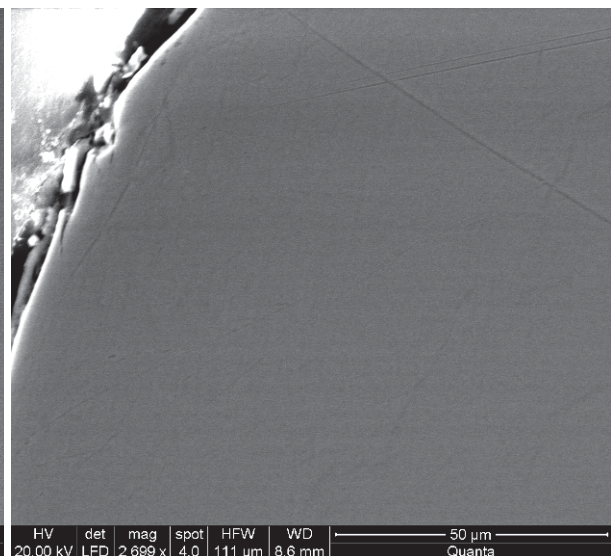
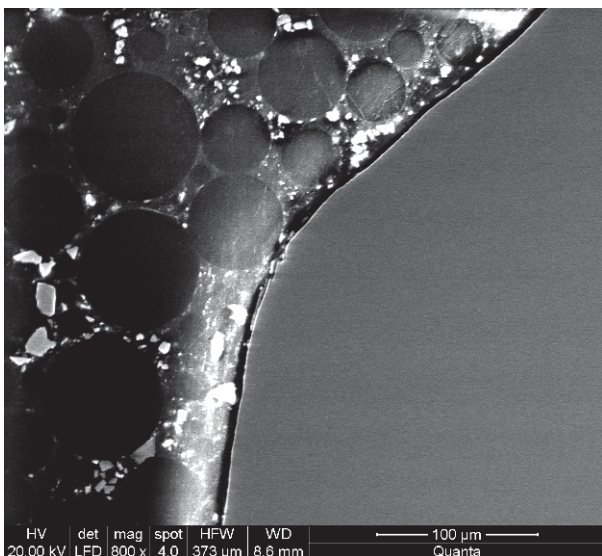


Kantenbereich



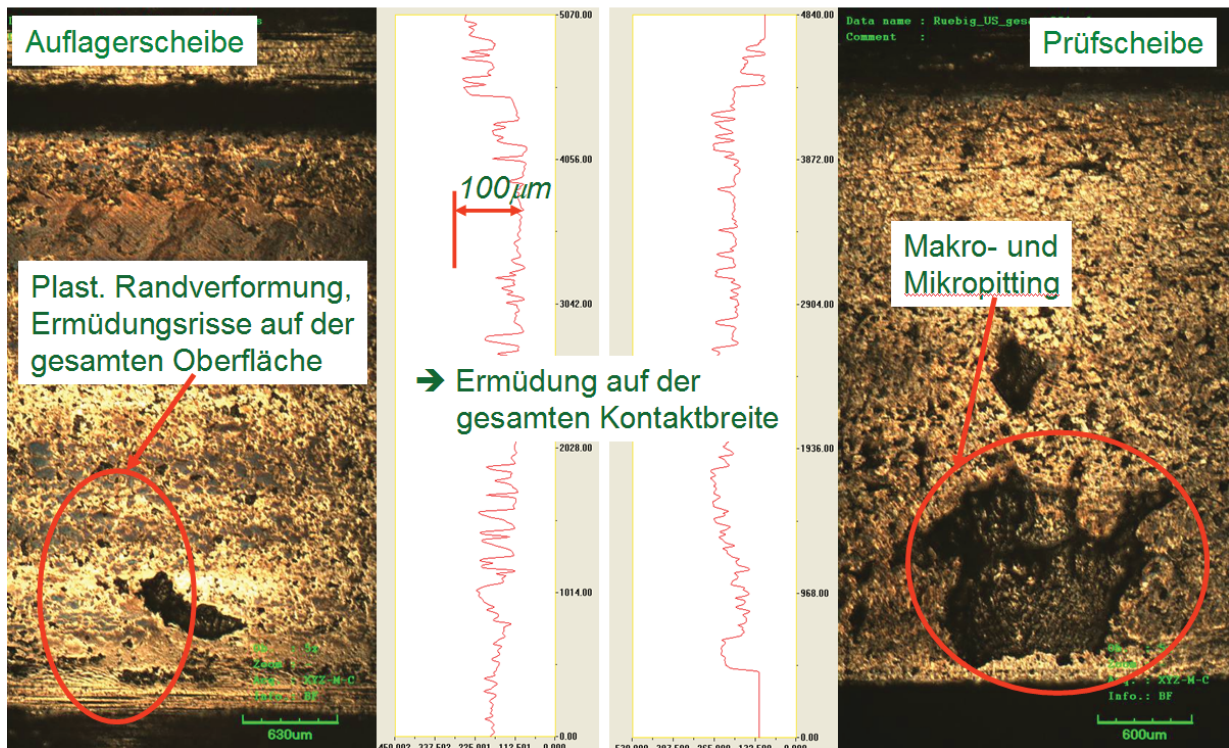
Lauffläche

Lauffläche



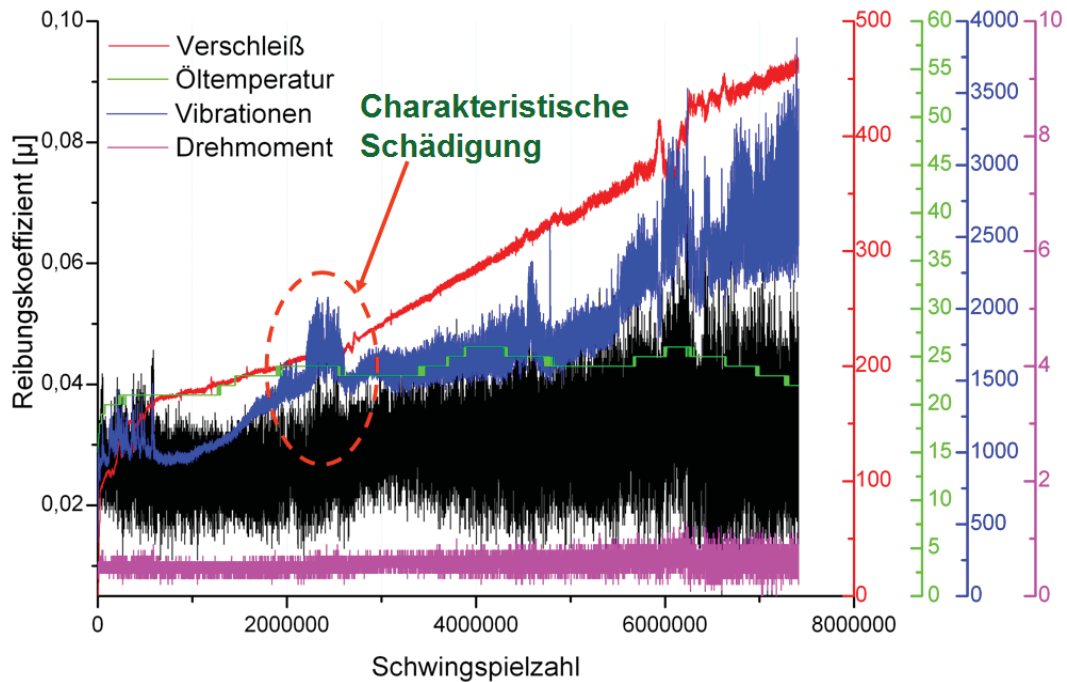
Kantenbereich

R935 – 2-RCF(R21); 0,86GPa; 7,4 Mio. Überrollungen

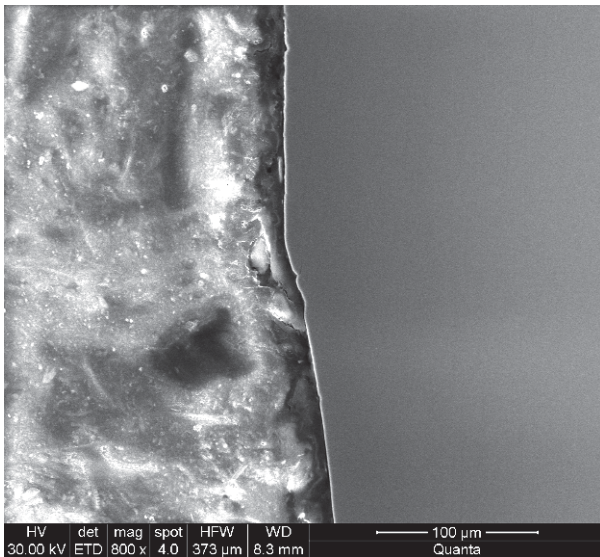


R935 – 2-RCF(R21); 0,86GPa; 7,4 Mio. Überrollungen

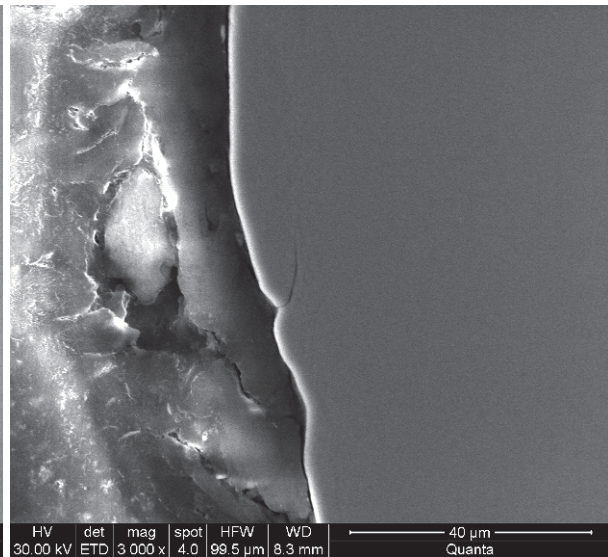
→ Ausschaltkriterium: Schwingstärke



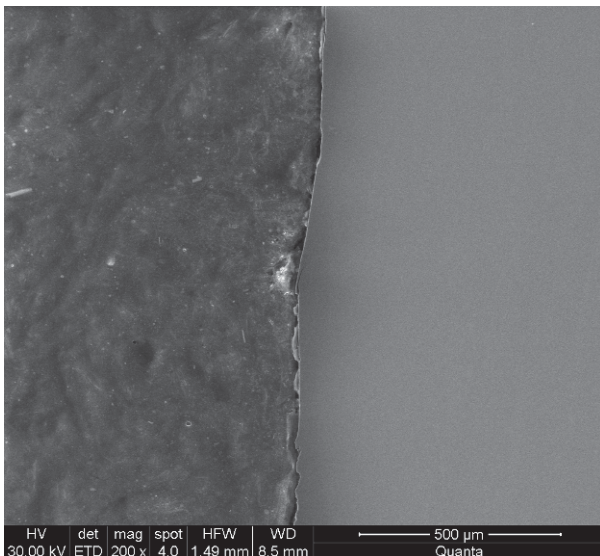
REM – Bilder Auflagerscheibe R24 (gleiche Belastung wie R21)



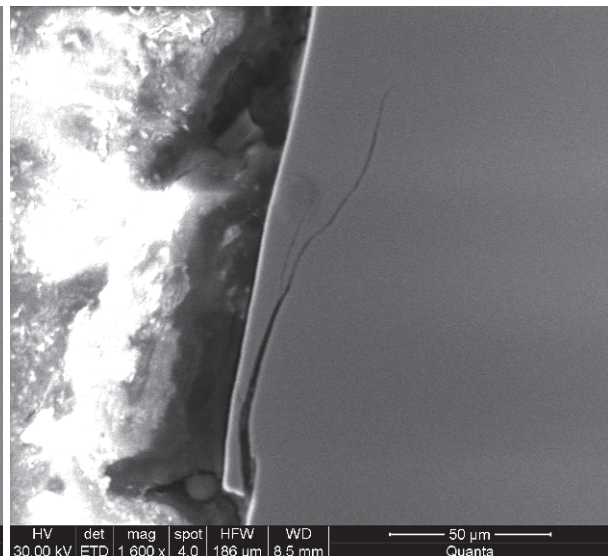
Kantenbereich / Übergang



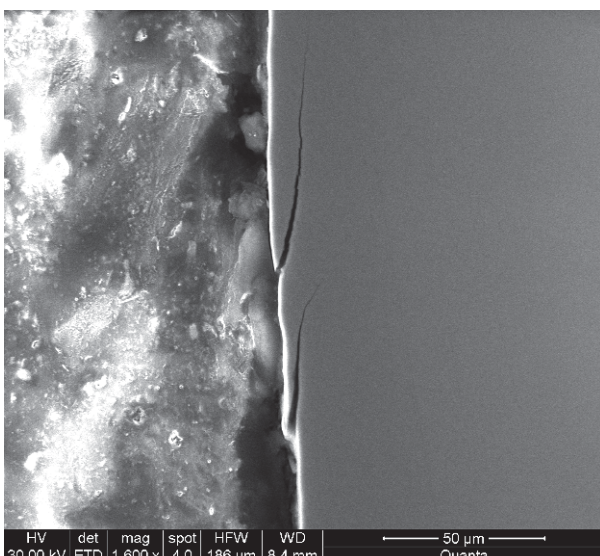
Kantenbereich



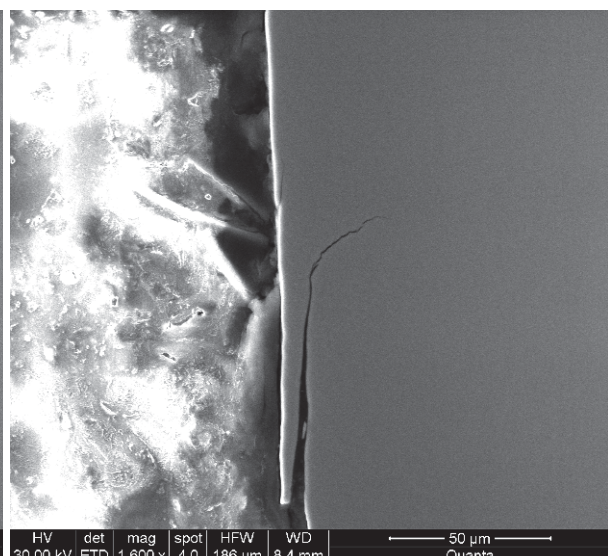
Kantenbereich / Übergang



Kantenbereich

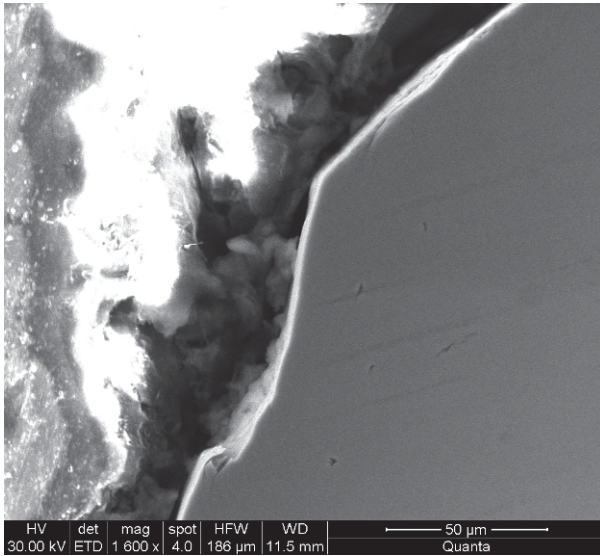


Lauffläche

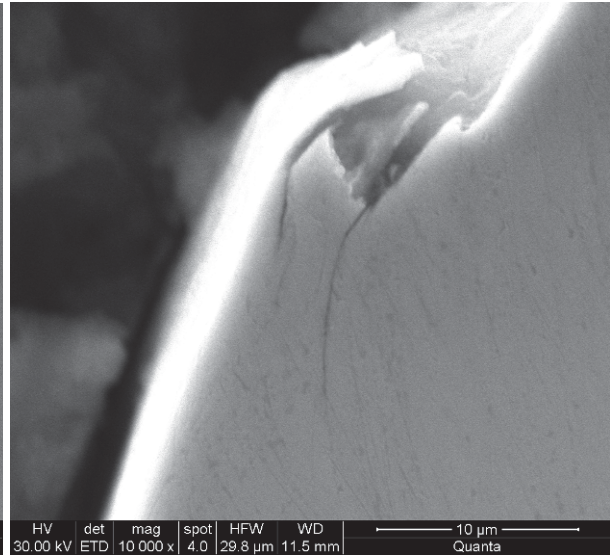


Lauffläche

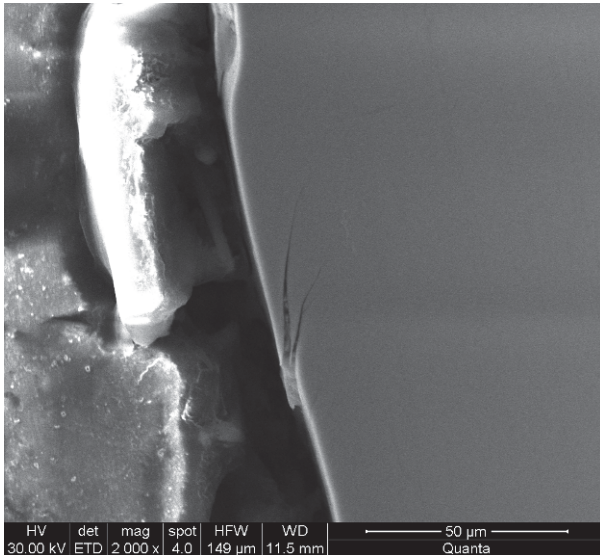
REM – Bilder Prüfscheibe R24 (gleiche Belastung wie R21)



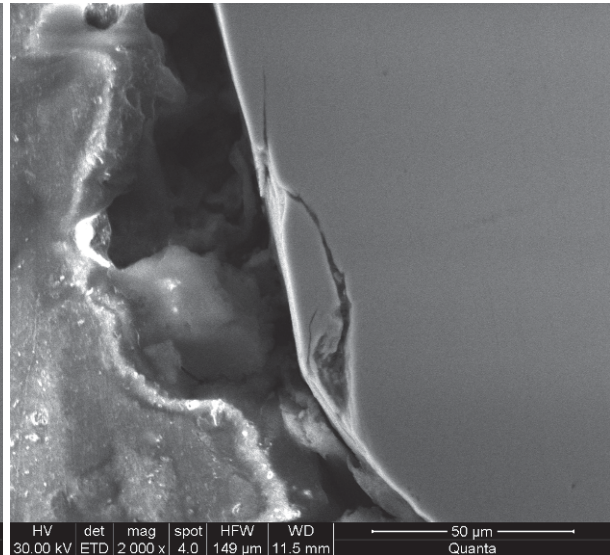
Kantenbereich / Übergang



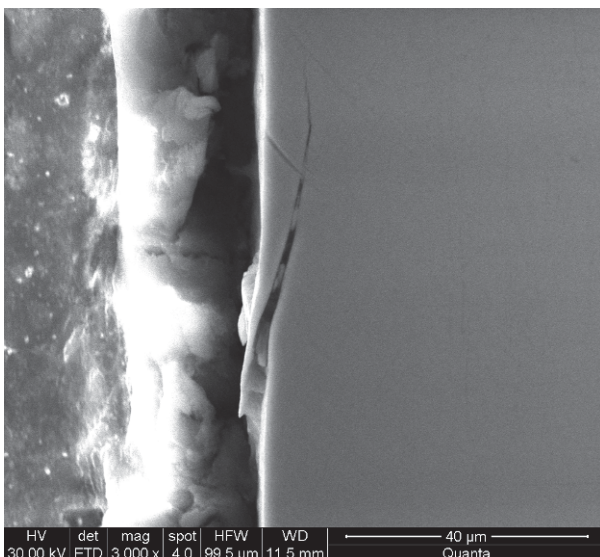
Kantenbereich



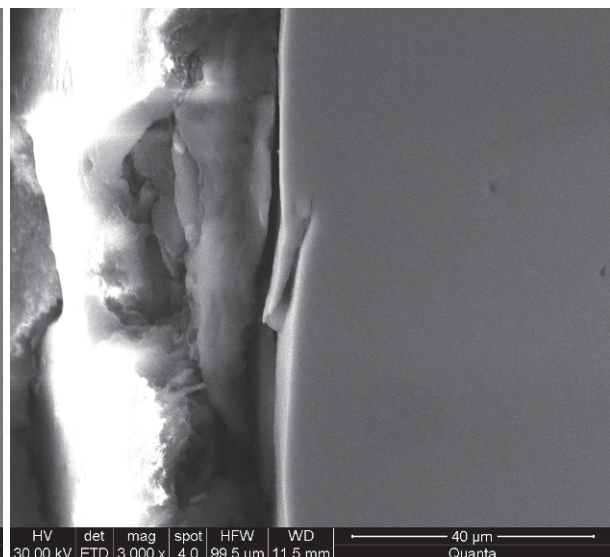
Kantenbereich / Übergang



Kantenbereich

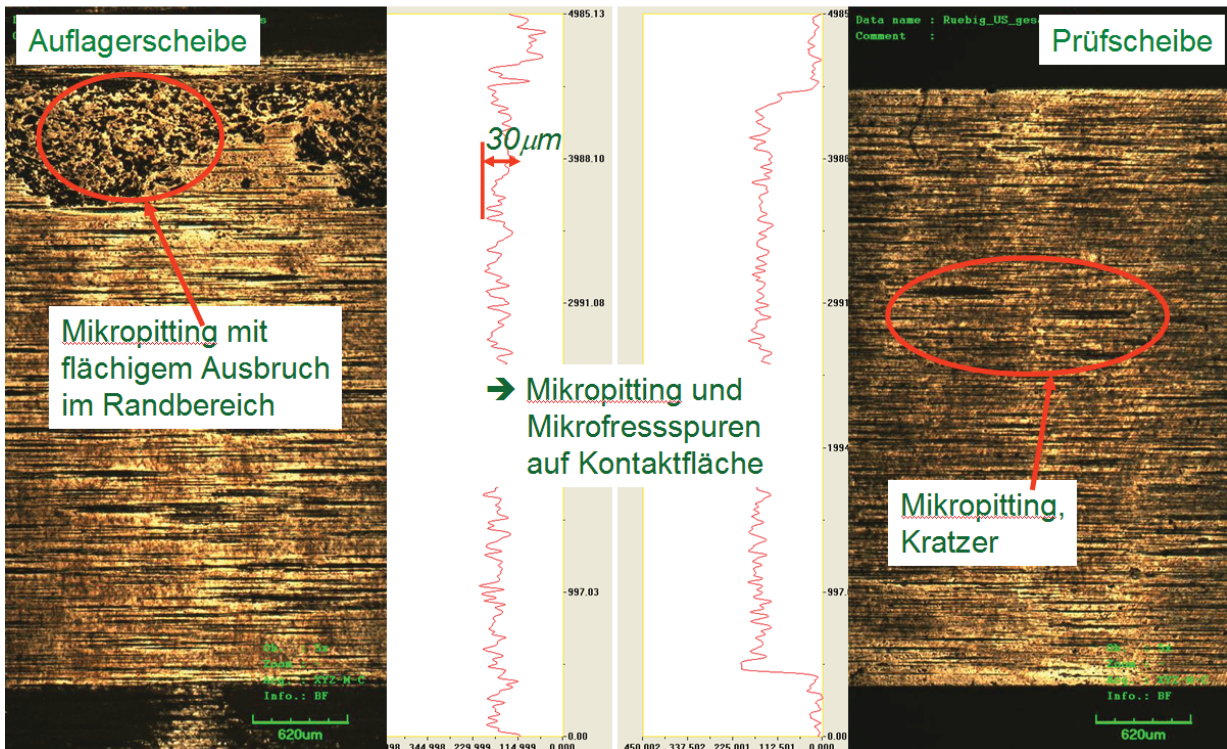


Lauffläche



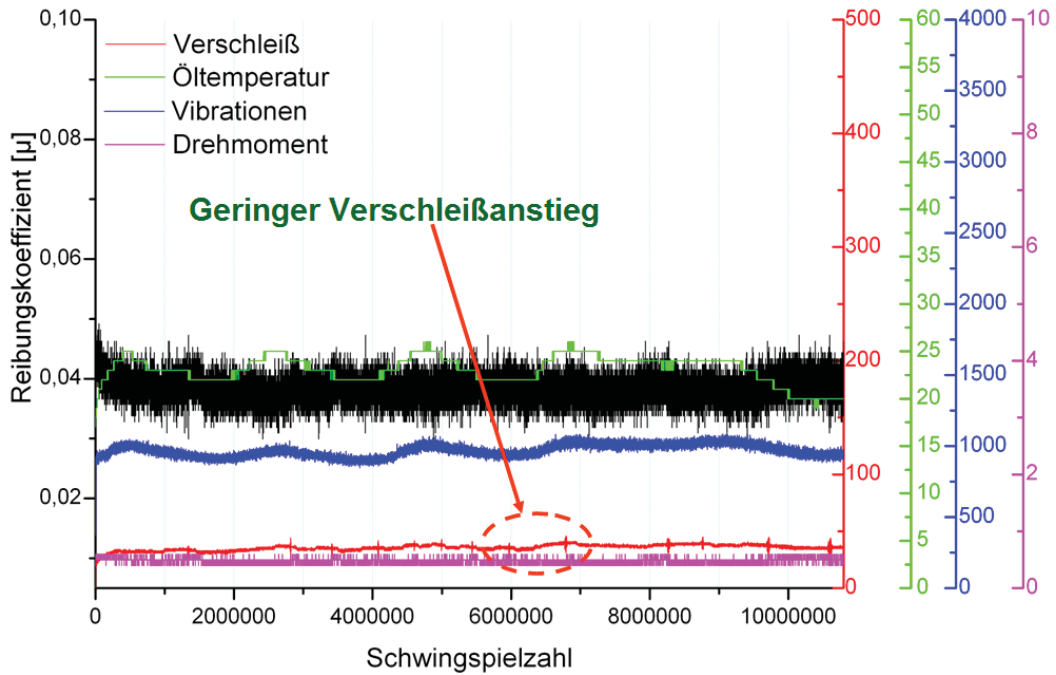
Lauffläche

R935 – 2-RCF(R25); 0,70GPa; 10,8 Mio. Überrollungen

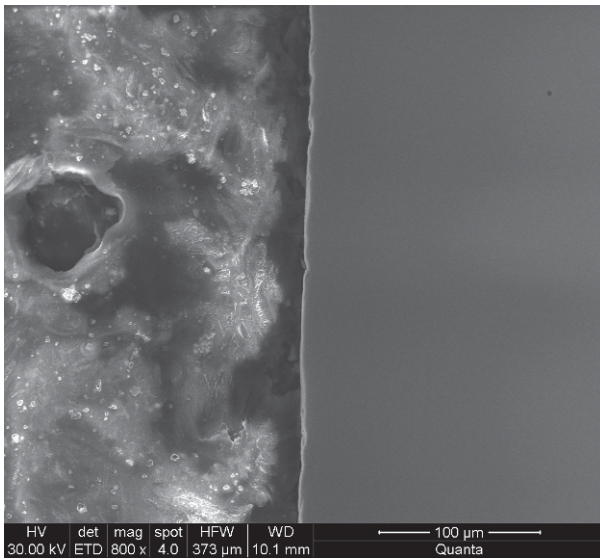


R935 – 2-RCF(R25); 0,70GPa; 10,8 Mio. Überrollungen

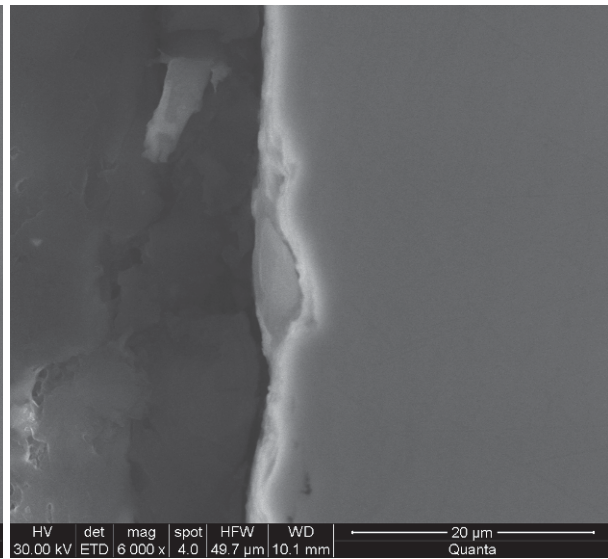
→ Ausschaltkriterium: Anzahl Überrollungen



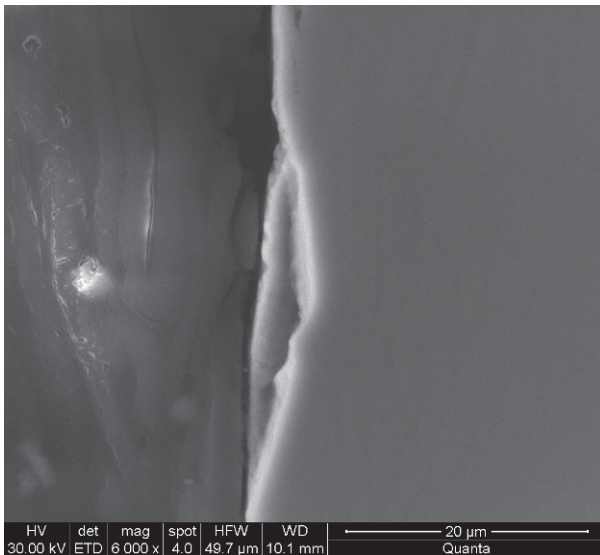
REM – Bilder Auflagerscheibe R25



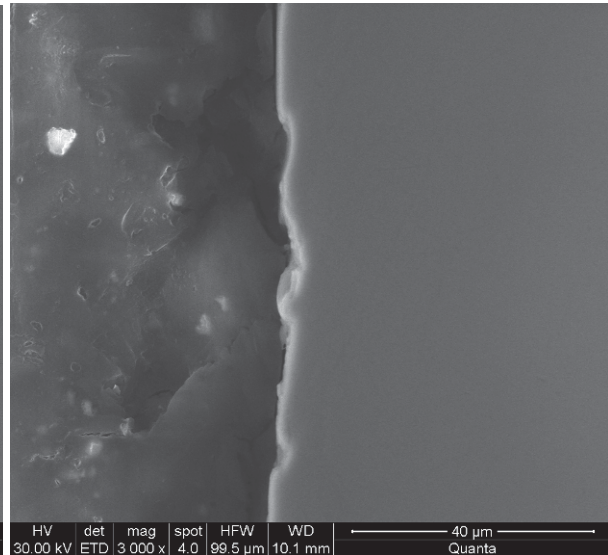
Lauffläche



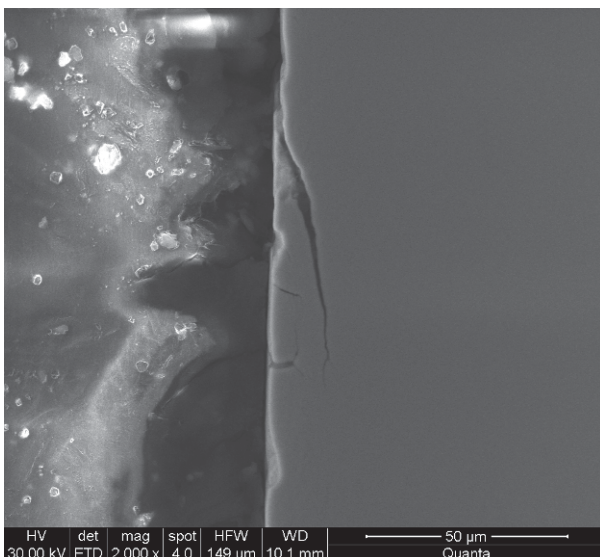
Lauffläche



Lauffläche

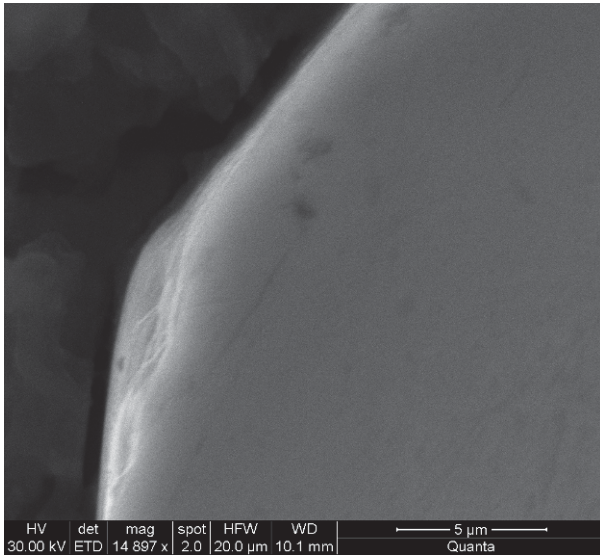


Lauffläche

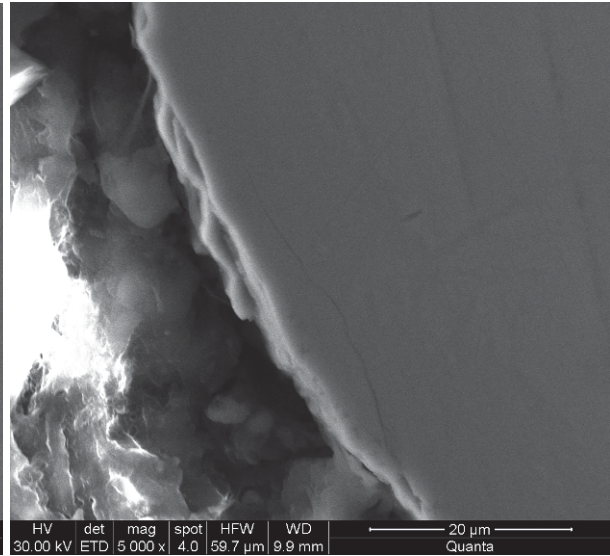


Lauffläche

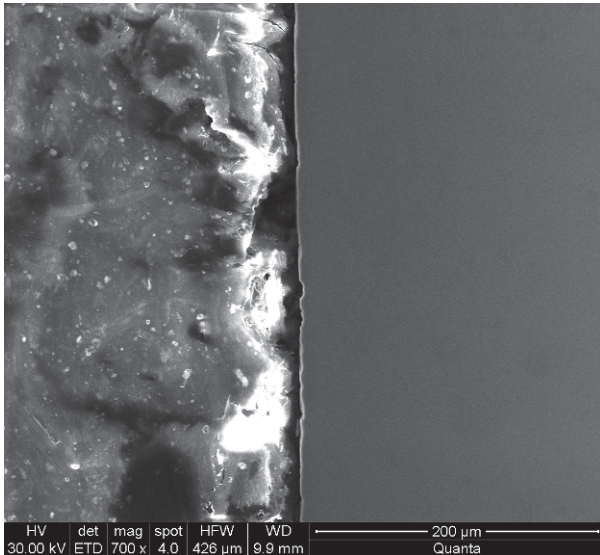
REM – Bilder Prüfscheibe R25



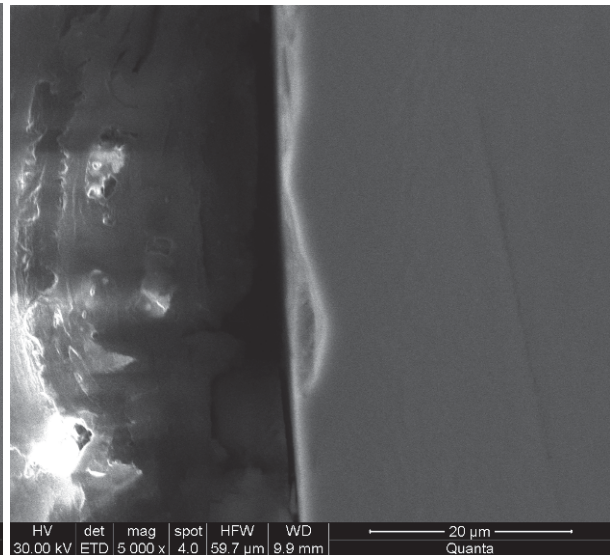
Kantenbereich / Übergang



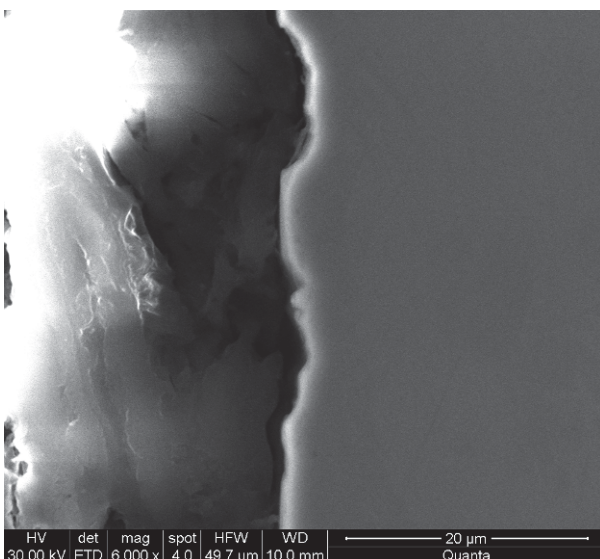
Kantenbereich



Lauffläche



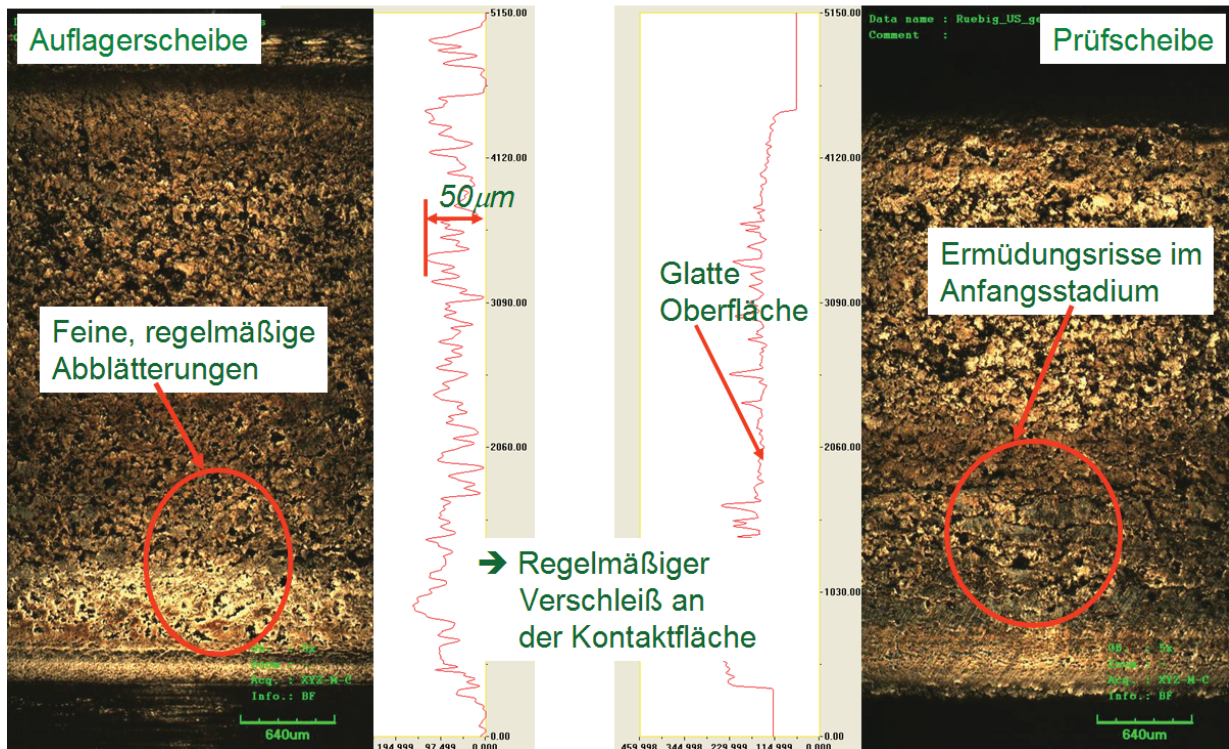
Lauffläche



Lauffläche

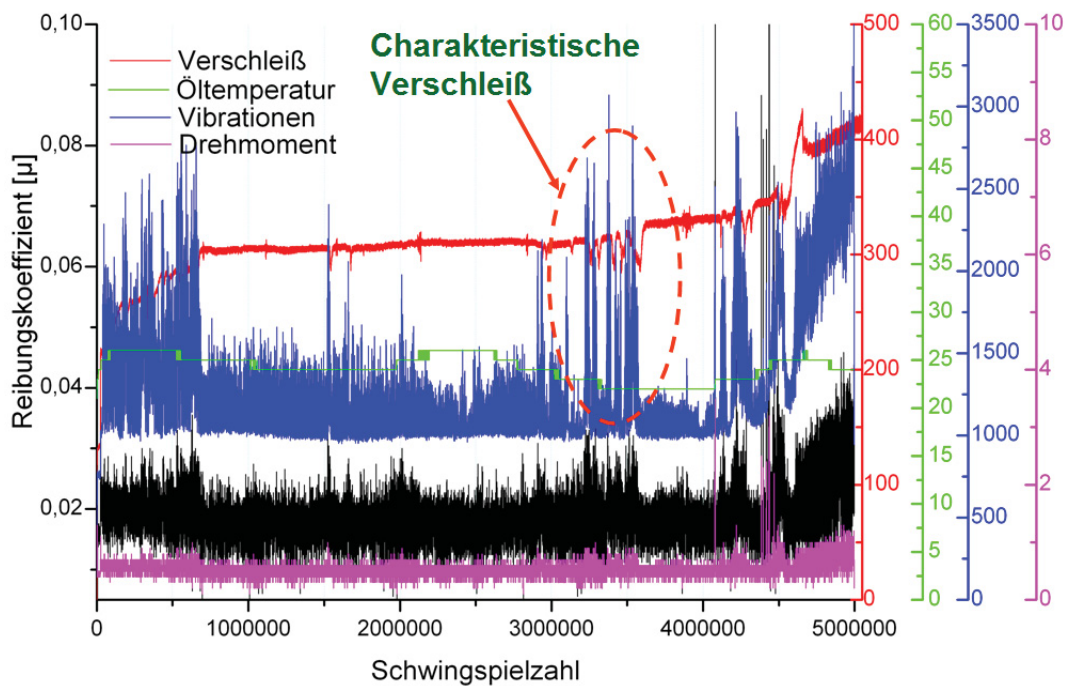
13.2.3. Oberflächentopographie, Maschinenaufzeichnung und REM-Bilder der Schnittebenen, Werkstoff 20MnCr5

20MnCr5 – 2-RCF(E49); 1,06GPa; 3,25 Mio. Überrollungen

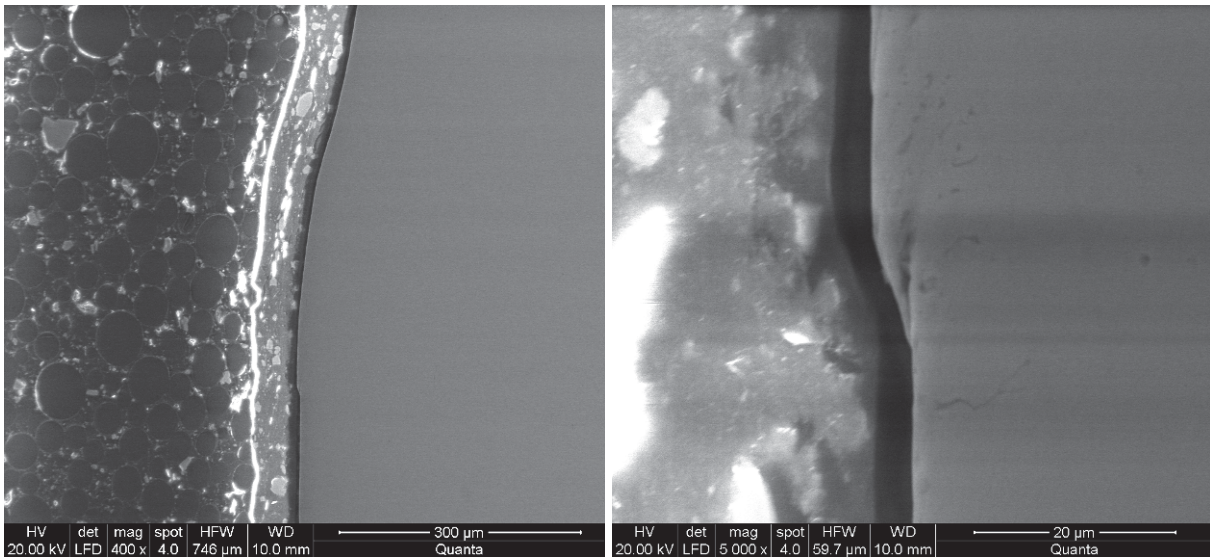


20MnCr5 – 2-RCF(E49); 1,06GPa; 3,25 Mio. Überrollungen

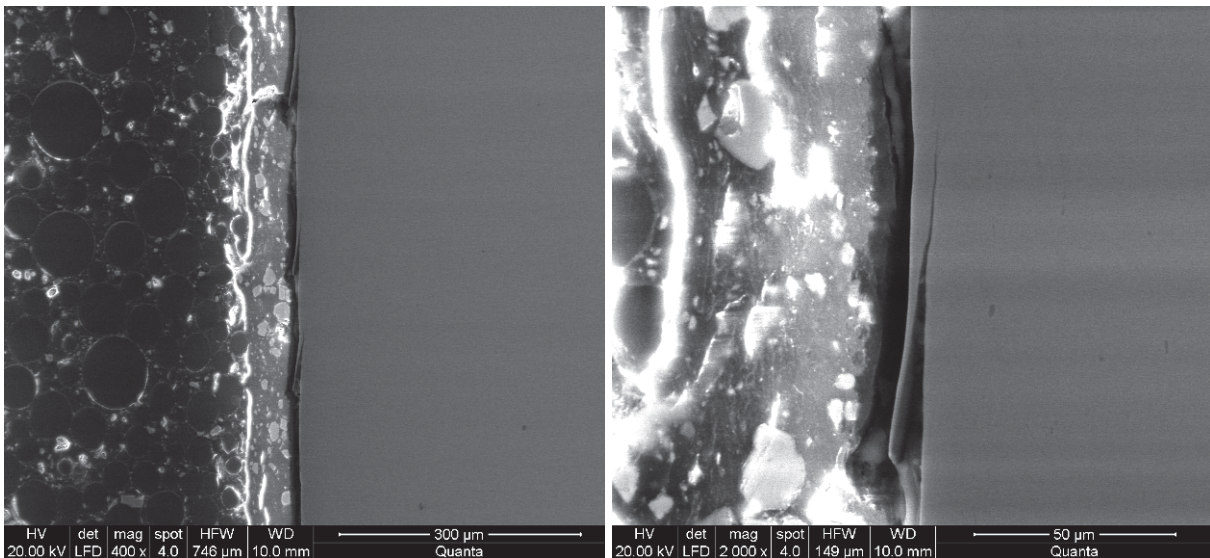
→ Ausschaltkriterium: Schwingstärke



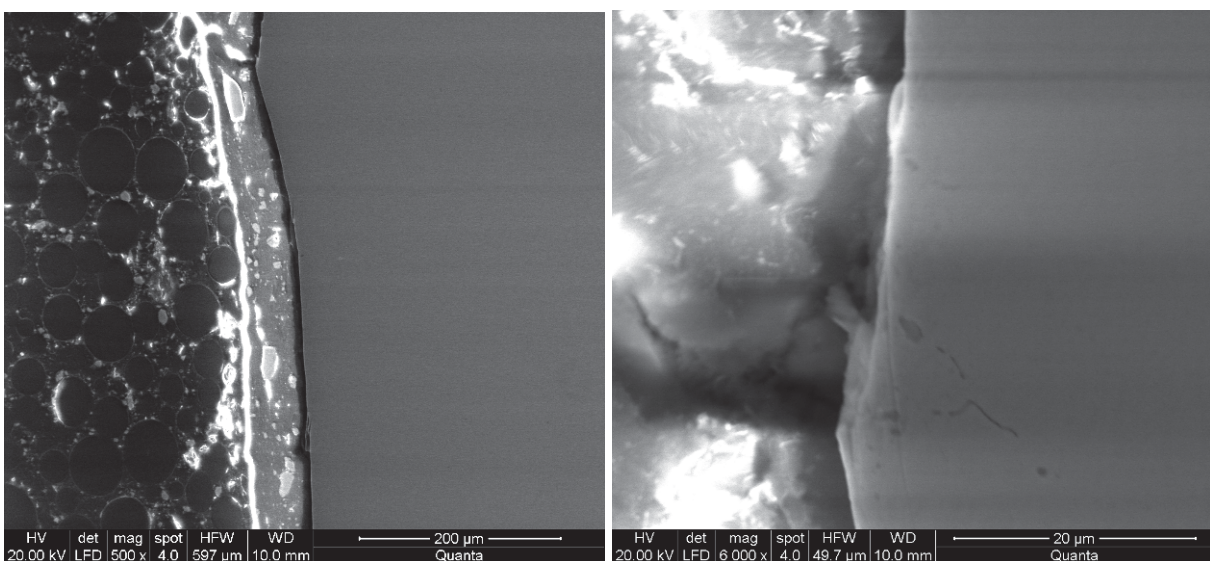
REM – Bilder Auflagerscheibe E47 (gleiche Belastung wie bei E49)



Randbereich, plastische Verformung, Material wurde nach außen gedrückt,

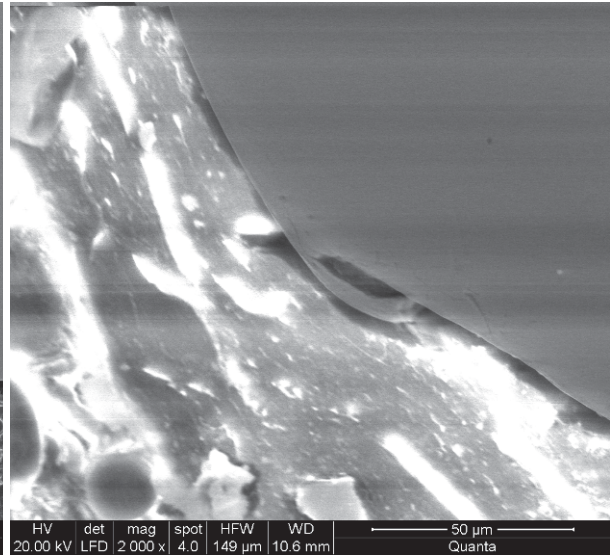
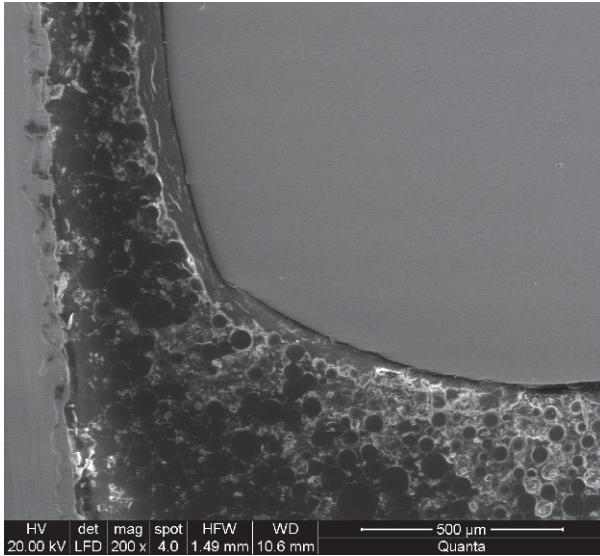


Lauffläche (Abblätterungen)

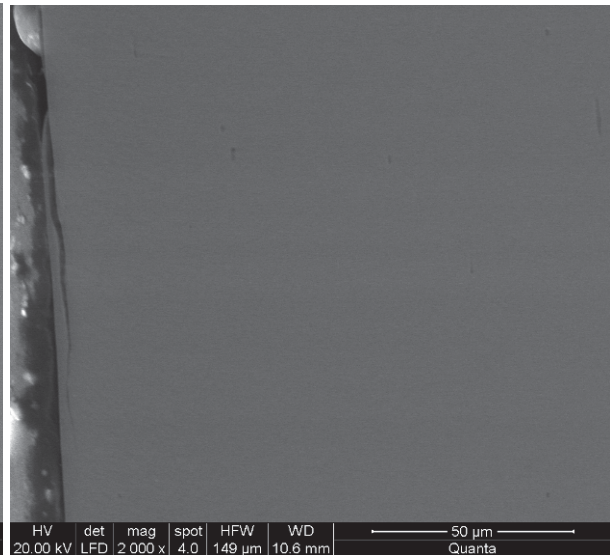
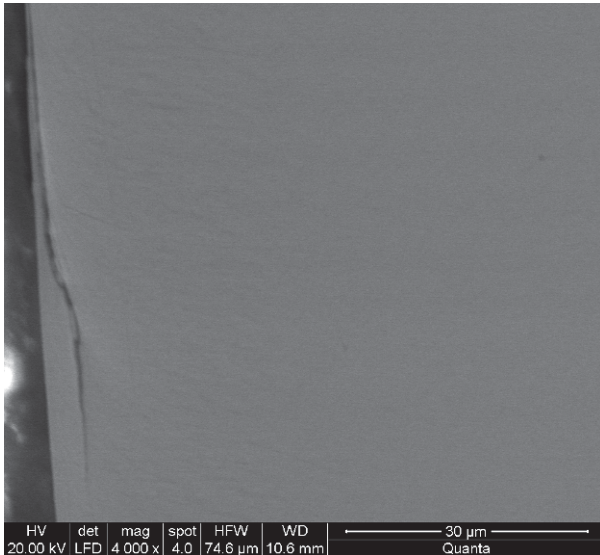


Randbereich, plastische Verformung, Material wurde nach außen gedrückt

REM – Bilder Prüfscheibe E47 (gleiche Belastung wie bei E49)

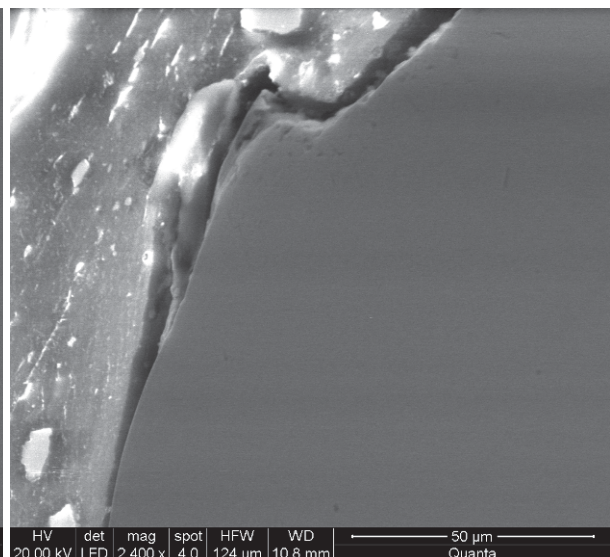
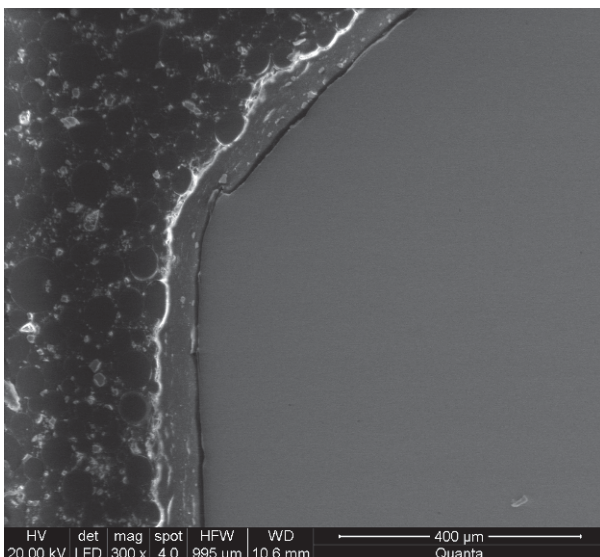


Kantenbereich



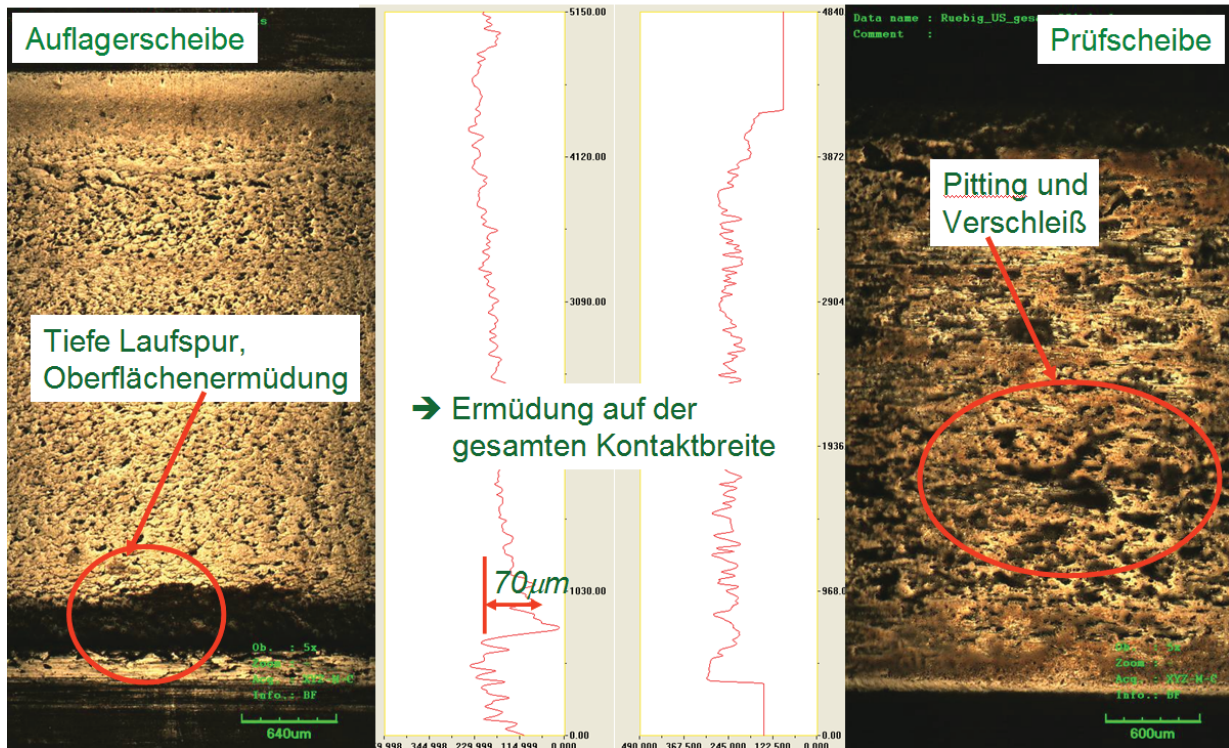
Lauffläche

Lauffläche



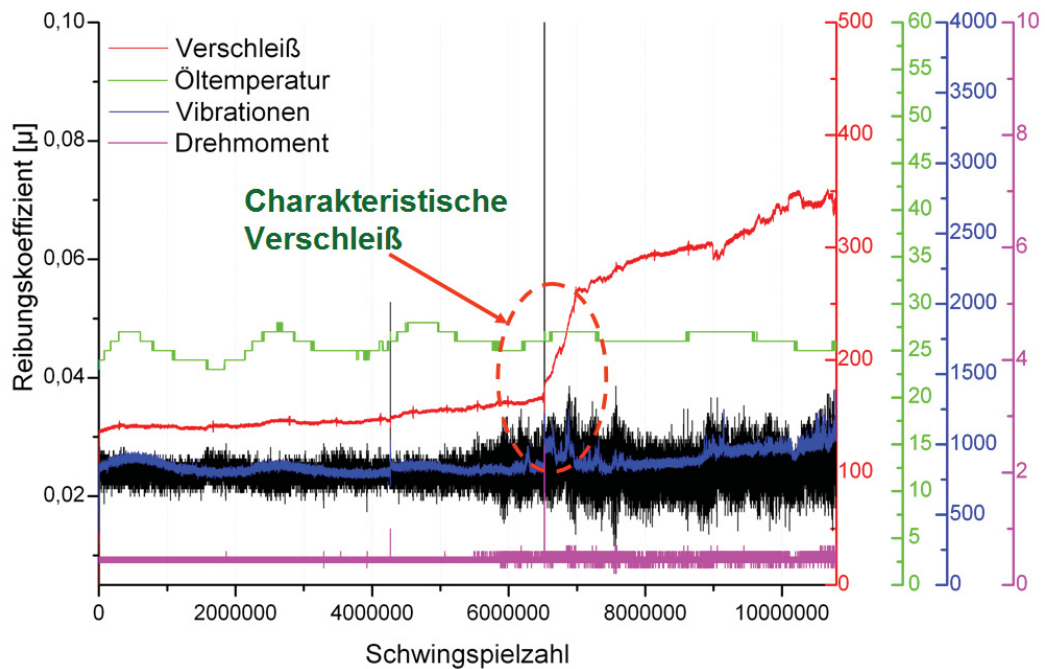
Kantenbereich

20MnCr5 – 2-RCF(E48); 0,86GPa; 10,8 Mio. Überrollungen

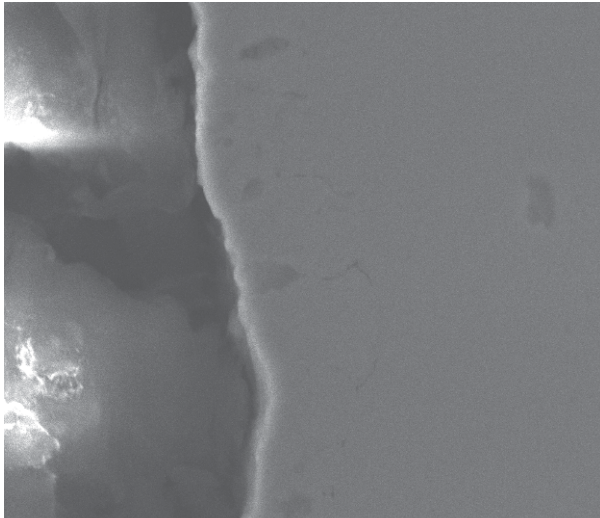


20MnCr5 – 2-RCF(E48); 0,86GPa; 10,8 Mio. Überrollungen

→ Ausschaltkriterium: Anzahl Überrollungen

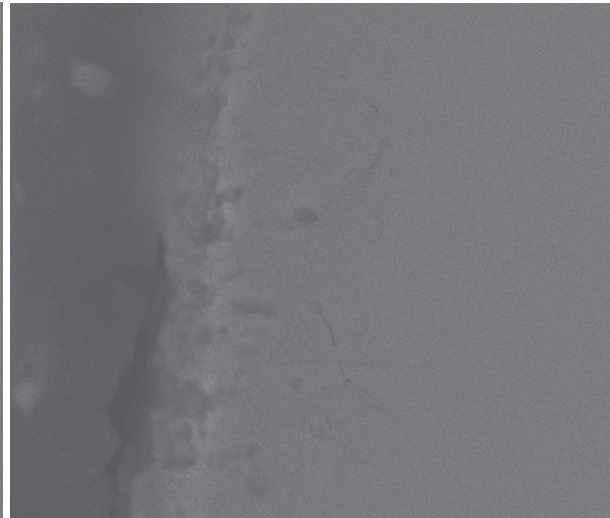


REM – Bilder Auflagerscheibe E44 (gleiche Belastung wie bei E48)



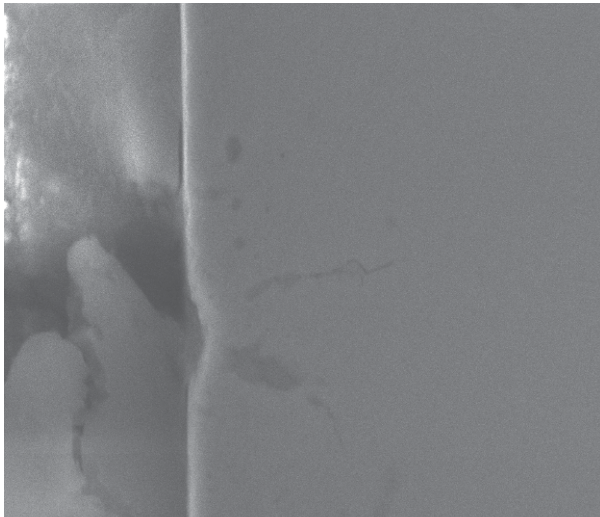
det	HV	mag	WD	HFW	pressure	10 µm
ETD	30.00 kV	6.000 x	10.5 mm	49.7 µm	1.37e-5 mbar	Quanta

Lauffläche



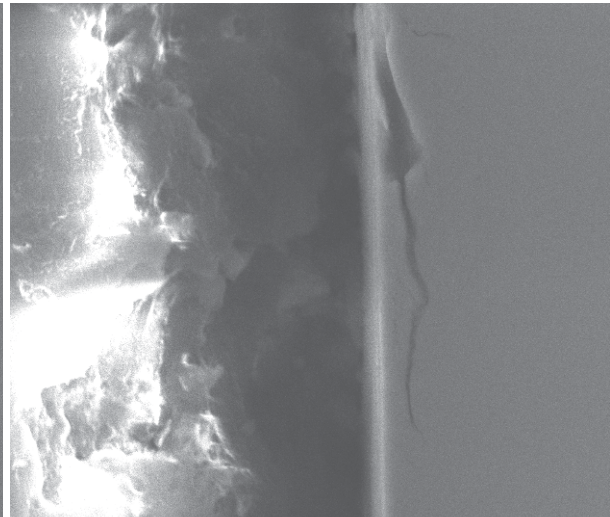
det	HV	mag	WD	HFW	pressure	10 µm
ETD	30.00 kV	6.000 x	10.5 mm	49.7 µm	1.41e-5 mbar	Quanta

Lauffläche



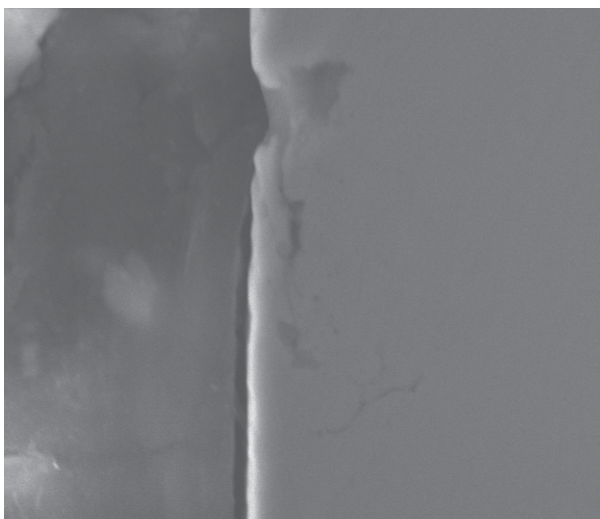
det	HV	mag	WD	HFW	pressure	10 µm
ETD	30.00 kV	6.000 x	10.5 mm	37.3 µm	1.38e-5 mbar	Quanta

Lauffläche



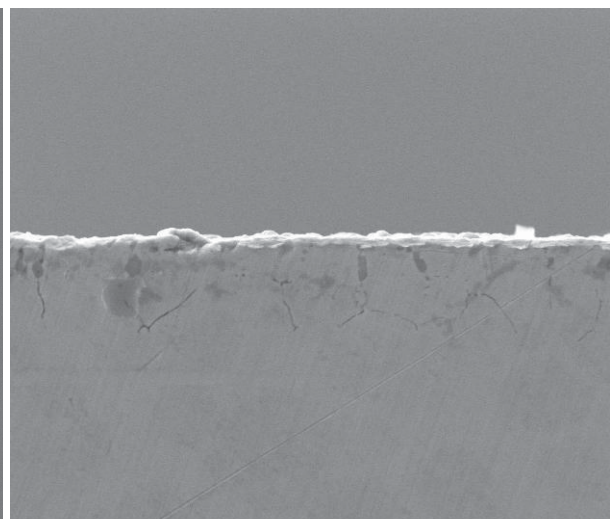
det	HV	mag	WD	HFW	pressure	20 µm
ETD	30.00 kV	5.000 x	10.5 mm	59.7 µm	1.33e-5 mbar	Quanta

Lauffläche



det	HV	mag	WD	HFW	pressure	10 µm
ETD	30.00 kV	6.000 x	10.4 mm	37.3 µm	1.22e-5 mbar	Quanta

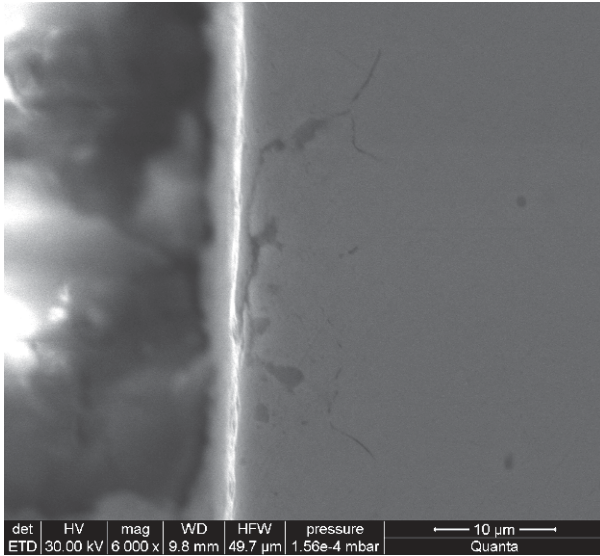
Lauffläche



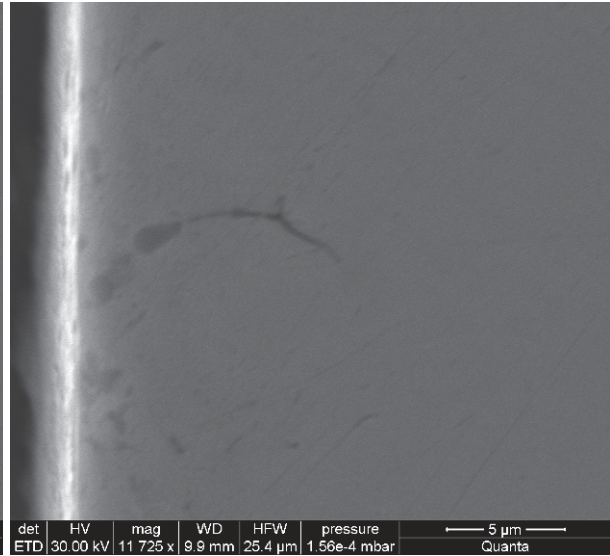
HV	det	mag	spot	HFW	WD	30 µm
20.00 kV	ETD	4.000 x	4.0	74.6 µm	10.0 mm	Quanta

Lauffläche

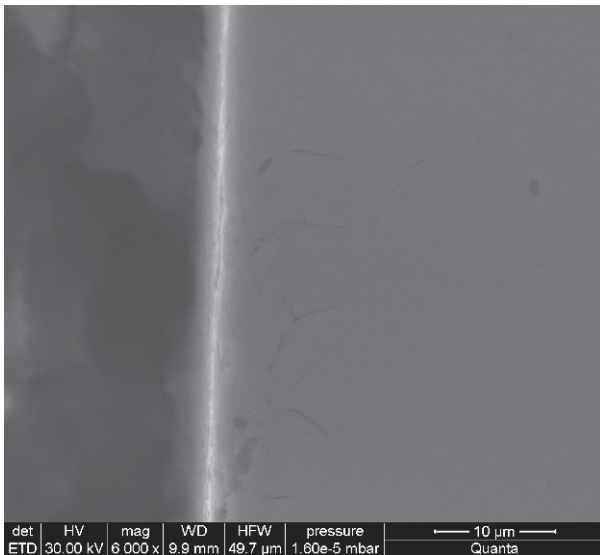
REM – Bilder Prüfscheibe E44 (gleiche Belastung wie bei E48)



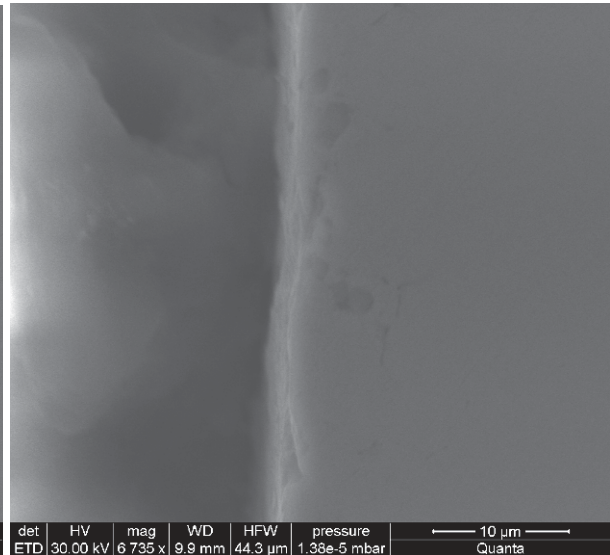
Lauffläche



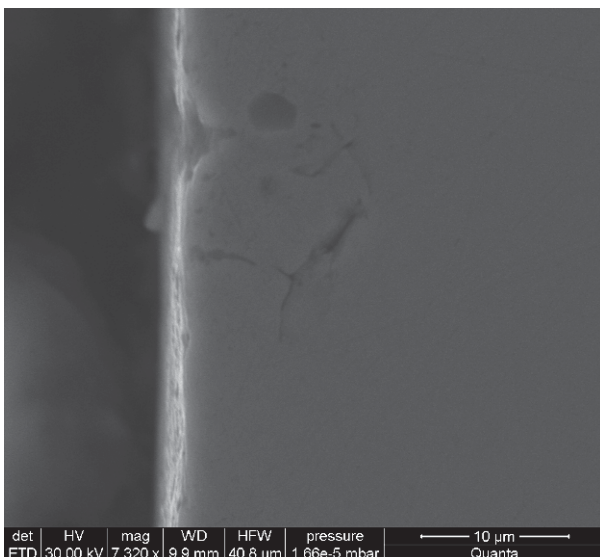
Lauffläche



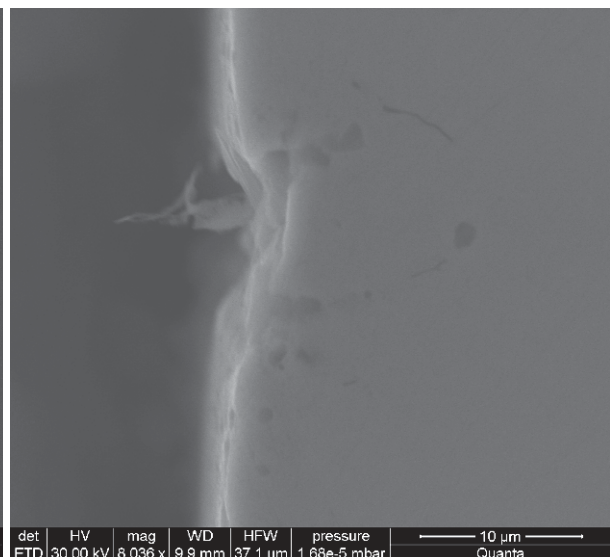
Lauffläche



Lauffläche

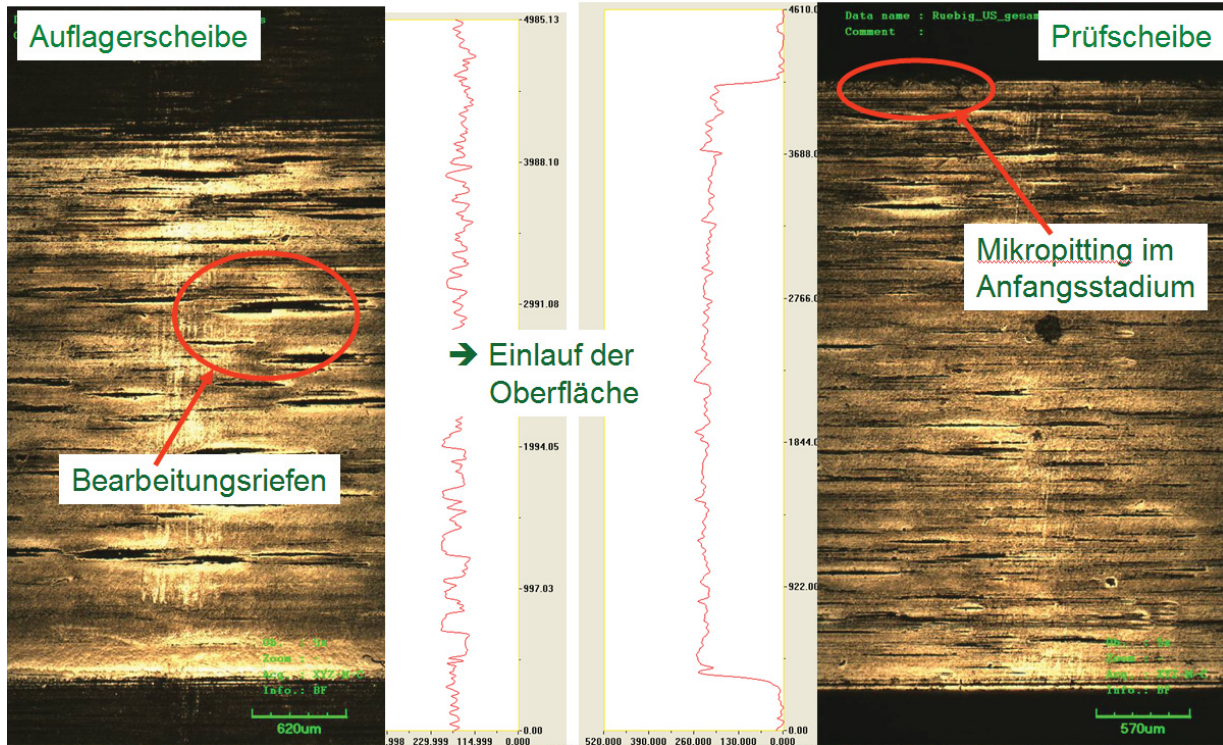


Lauffläche



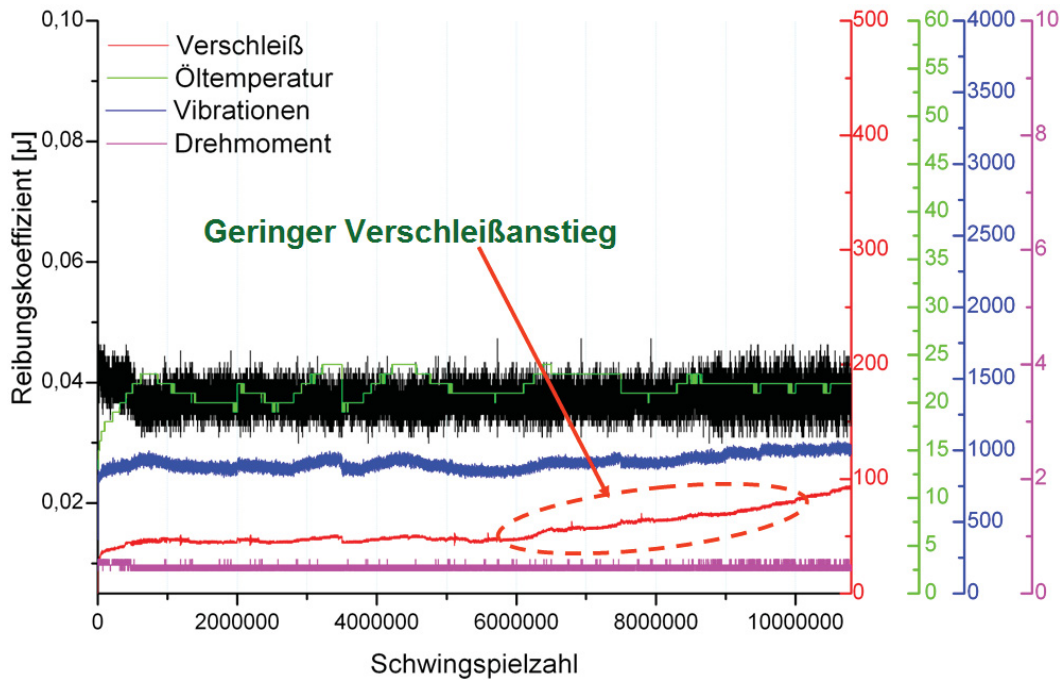
Lauffläche

20MnCr5 – 2-RCF(E50); 0,70GPa; 10,8 Mio. Überrollungen

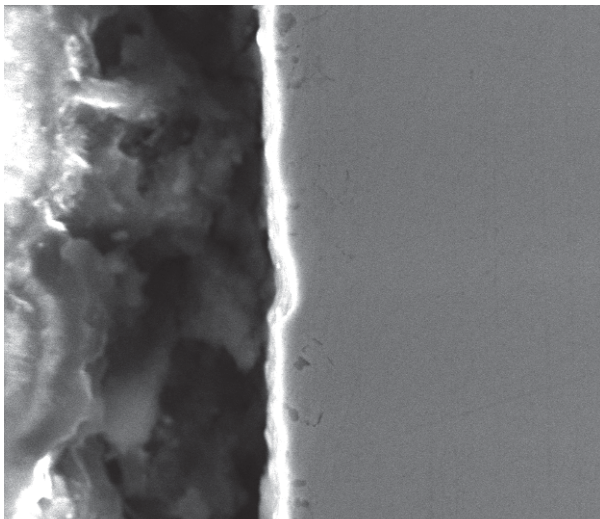


20MnCr5 – 2-RCF(E50); 0,70GPa; 10,8 Mio. Überrollungen

→ Ausschaltkriterium: Anzahl Überrollungen

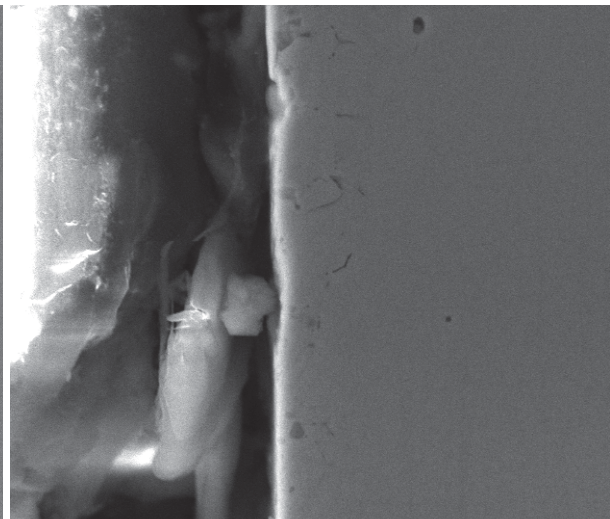


REM – Bilder Auflagerscheibe E50



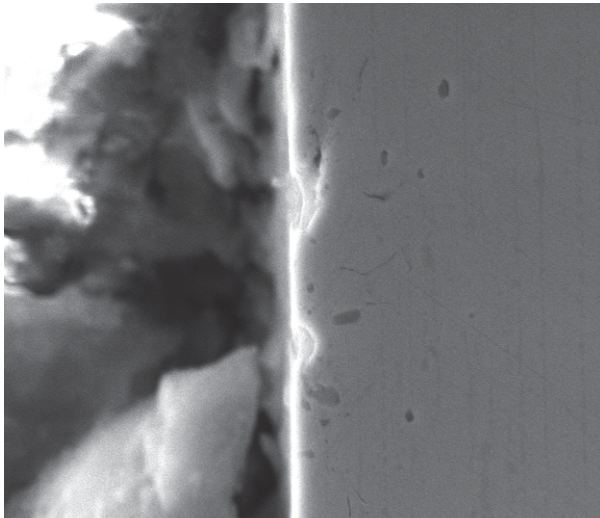
HV	det	mag	spot	HFW	WD	40 µm	
30.00 kV	ETD	3.000 x	4.0	99.6 µm	11.3 mm	Quanta	

Lauffläche



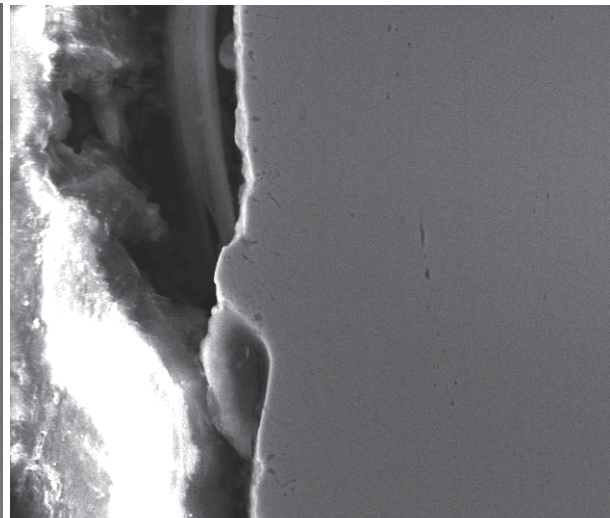
HV	det	mag	spot	HFW	WD	30 µm	
30.00 kV	ETD	3.843 x	4.0	77.6 µm	11.3 mm	Quanta	

Lauffläche



HV	det	mag	spot	HFW	WD	30 µm	
30.00 kV	ETD	4.000 x	4.0	74.6 µm	11.3 mm	Quanta	

Lauffläche

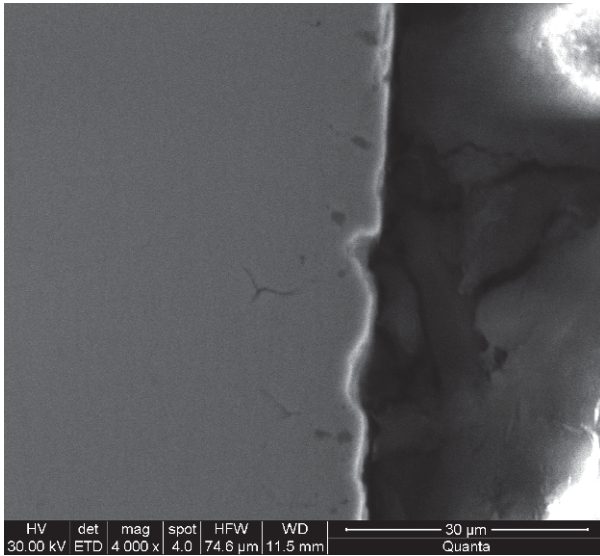


HV	det	mag	spot	HFW	WD	50 µm	
30.00 kV	ETD	1.613 x	4.0	185 µm	11.3 mm	Quanta	

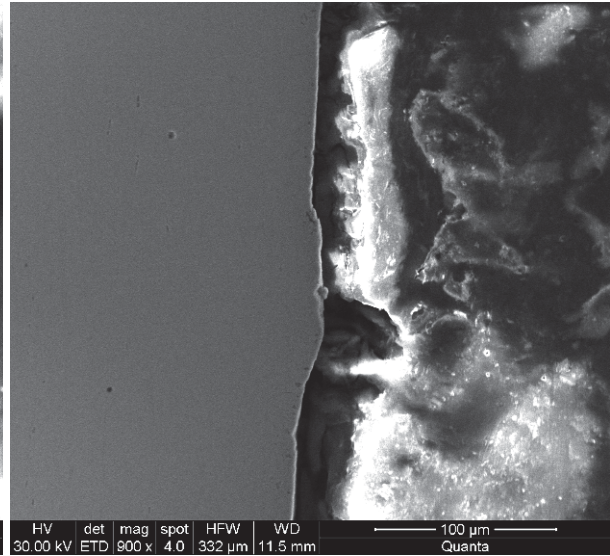
Lauffläche

Im Kantenbereich wurden keine Risse gefunden

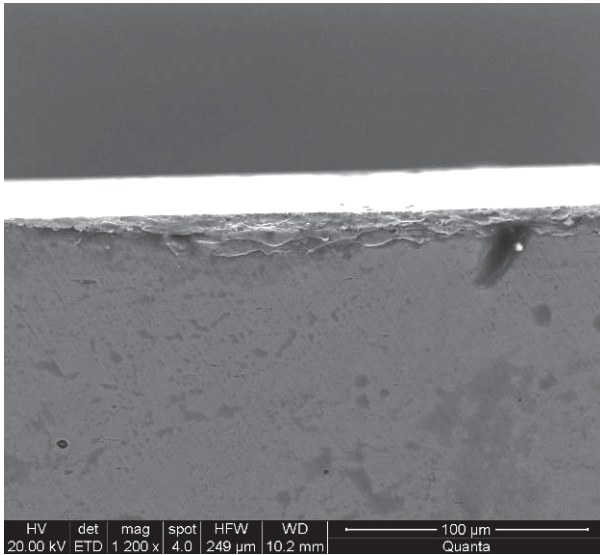
REM – Bilder Prüfscheibe E50



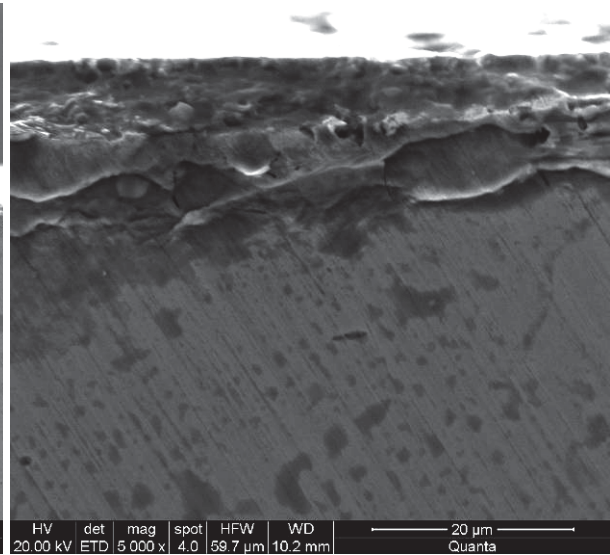
Lauffläche



Lauffläche



Lauffläche



Lauffläche

Im Kantenbereich wurden keine Risse gefunden

13.3. 2-RCF Versuche mit Schlupf

In Abb. 13.12 ist die Schädigungsbeurteilung ohne Schlupf als Excel – Tabelle ersichtlich.

Schädigungsbeurteilung mit Schlupf

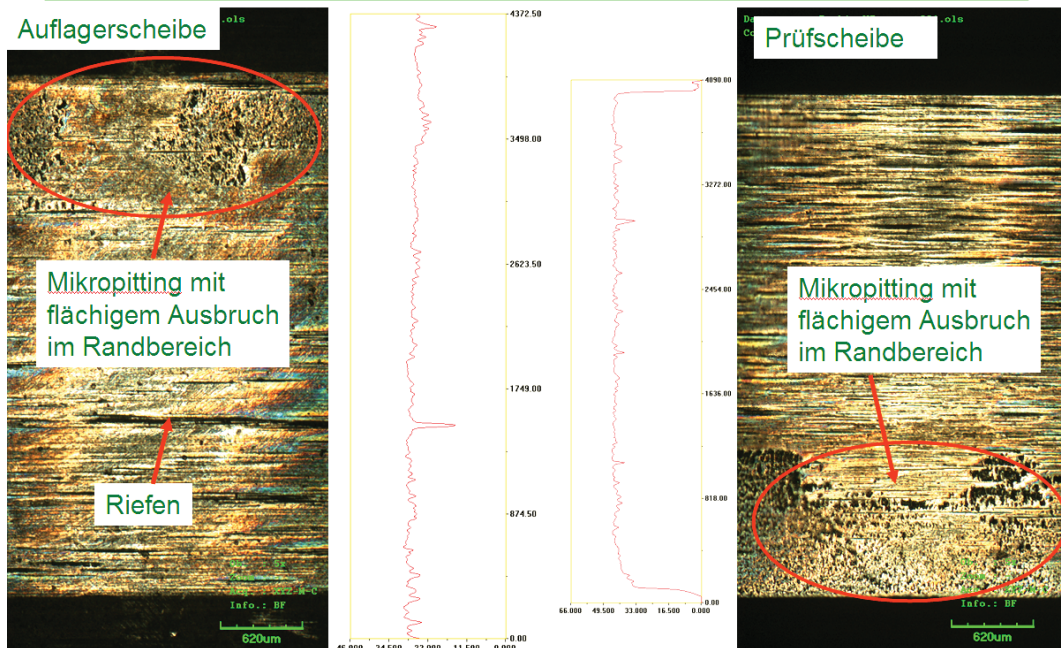
Proben-nr.	Material	Prüflast [kN] / Hertz'sche Pressung [N/mm ²]	Ausschalt-zyklen	Schadensrelevante Zyklen (char. Schädig.)	Abtrag / plastische Verformung	Makro- / Mikro-Pitting	Fressen / Kratzer	Gewicht vor Prüfung [g]	Gewicht nach Prüfung [g]	Abtrag [g]	Verschleiß-tiefe [µm]
E-51U	20MnCr5	1,00	---	2.500.000	0	0	0	67,66132	67,64434	0,01698	
E-51O	20MnCr5	682,93	---	2.500.000	0	0	0	45,62456	45,61238	0,01218	
Die untere Probe ist schön eingelaufen, jedoch schadensfrei. Die oben Probe ist ebenfalls schadensfrei											
E-52U	20MnCr5	1,50	---	4.600.000	1	1	0	67,0034	66,9377	0,0657	
E-52O	20MnCr5	836,41	---	4.600.000	1	1	0	45,3921	45,37362	0,01848	
Untere Scheibe hat glatt eingelaufene Fläche. Im Kantenbereich ist leichtes Mikropitting feststellbar. Die obere Scheibe hat leichte Abnutzung im											
E-53U	20MnCr5	1,00	---	3.600.000	0	1	1	67,5078	67,49079	0,01701	
E-53O	20MnCr5	682,93	---	3.600.000	0	0	0	45,4843	45,47564	0,00866	
Untere leichtestes Mikropitting, sehr leichte Kratzen, querkratzen, schadensfrei, Obere schadensfrei											
E-54U	20MnCr5	1,50	---	1.500.000	1	0	1	67,599	67,5727	0,0263	
E-54O	20MnCr5	836,41	---	1.500.000	1	0	1	45,4404	45,43897	0,00143	
Die untere Scheibe weist leichte Erhöhungen und Eindrücken auf. Es sind auch leichte Kratzer und dünne Abblätterung feststellbar. Bei der oberen Scheibe ist leichte plastische Randbildung aufgetreten. Es sind auch leichte Kratzer sichtbar.											
C-8U	31CrMoV9	1,00	---	6.100.000	1-2	1	1	67,5756	67,56684	0,00876	
C-8O	31CrMoV9	682,93	---	6.100.000	1-2	1	1	45,6296	45,62331	0,00629	
Die untere Probe weist Pitting, Graueckigkeit auf (Ermüdung der Schicht). Die Schicht wurde teilweise entfernt. Manchmal große Flächen, die vom Rand ausgehen. Bei der oberen Probe ist die Schicht auch teilweise entfernt. Diese ist ausgehend vom Rand passiert.											
C-9U	31CrMoV9	1,50	---	2.000.000	2-3	1	0	67,41314	67,31301	0,10013	
C-9O	31CrMoV9	836,41	---	2.000.000	2-3	1	0	45,56776	45,56443	0,00333	
Bei der unteren Scheibe ist deutliche Graueckigkeit zu erkennen. Vom Kantenbereich weg sind ca. 50% der Lauffläche fein abgenutzt. Bei der oberen Scheibe ist das selbe aufgetreten.											
C-10U	31CrMoV9	1,00	---	5.600.000	2-3	1	0	67,45318	67,45005	0,00313	
C-10O	31CrMoV9	682,93	---	5.600.000	2-3	1	0	45,5707	45,56882	0,00188	
Bei der unteren Scheibe ist deutliche Graueckigkeit zu erkennen. Vom Kantenbereich weg sind ca. 50% der Lauffläche fein abgenutzt. Bei der oberen Scheibe ist das selbe aufgetreten.											
C-11U	31CrMoV9	1,50	---	4.300.000	2-3	1	0	67,59134	67,5795	0,01184	
C-11O	31CrMoV9	836,41	---	4.300.000	3	1-2	0	45,5944	45,5777	0,0167	
Bei der unteren Scheibe ist deutliche Graueckigkeit zu erkennen (etwas stärker als bei C9). Vom Kantenbereich weg sind ca. 70% der Lauffläche fein abgenutzt. Es ist feinstes Mikropitting erkennbar. Bei der oberen Scheibe ist das selbe aufgetreten. Die Obere ist etwas stärker abgenutzt als die untere Scheibe. Es sind feine Risse, Mikropitting, Schuppen und Korrosionsflecken erkennbar.											

Skala: 1-5 1... schwache Ausprägung
 5... starke Ausprägung
 C- 31CrMoV9
 E- 20MnCr5

Abb. 13.12: Schädigungsbeurteilung mit Schlupf

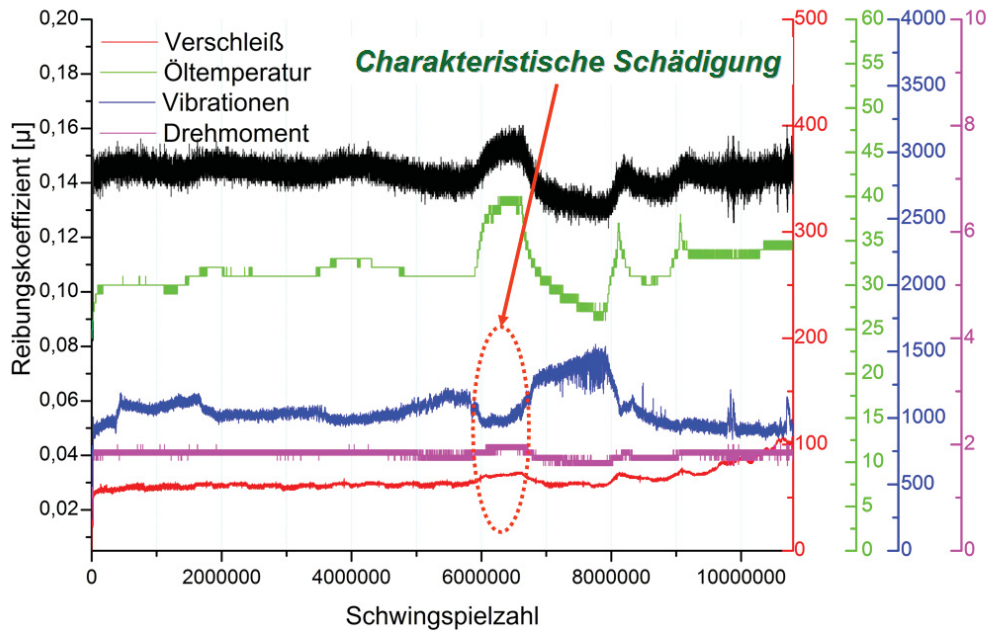
13.3.1. Oberflächentopographie, Maschinenaufzeichnung und REM – Bilder der Schnittebenen, Werkstoff 31CrMoV9

31CrMoV9 – 2-RCF(C8); 0,70GPa; 5% Srr; 10,8 Mio. Überrollungen

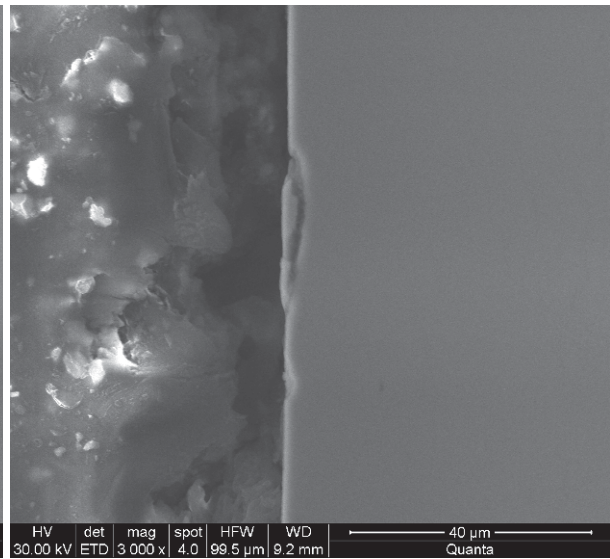
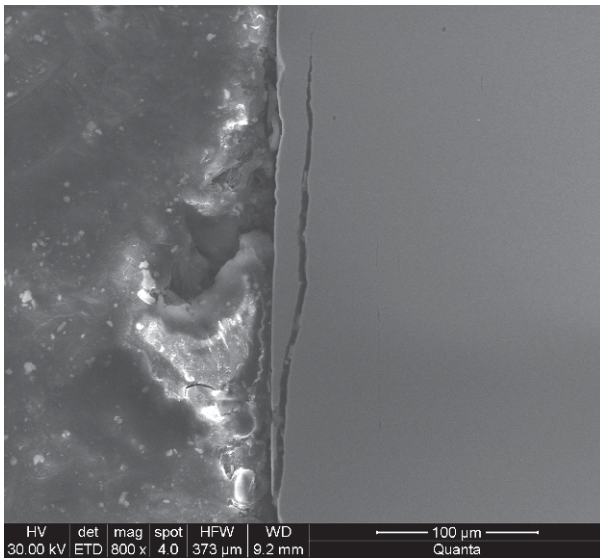


31CrMoV9 – 2-RCF(C8); 0,70GPa; 5% Srr; 10,8 Mio. Überrollungen

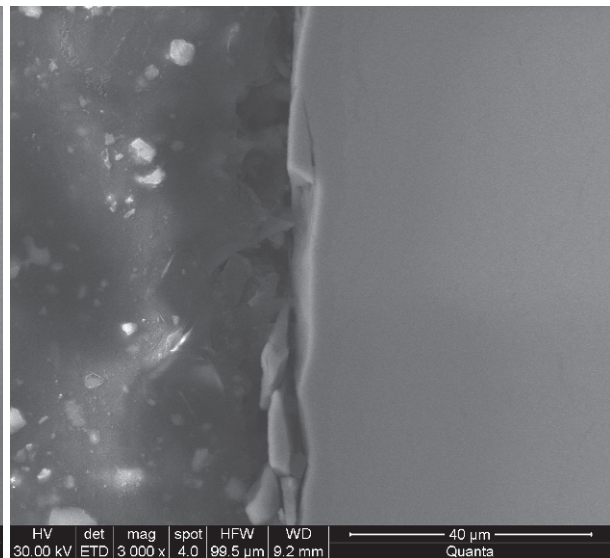
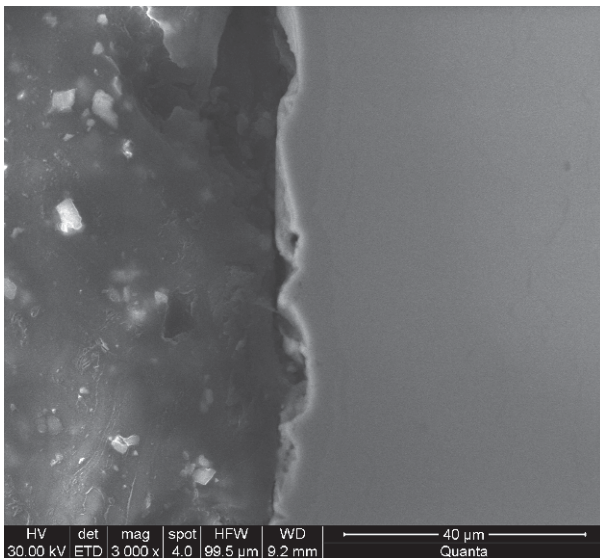
→ Ausschaltkriterium: Manuelle Abschaltung nach erster char. Schädigung



REM – Bilder Auflagerscheibe C8

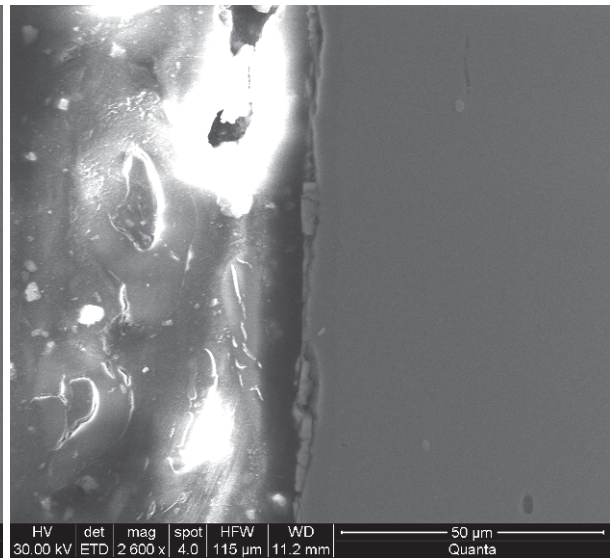
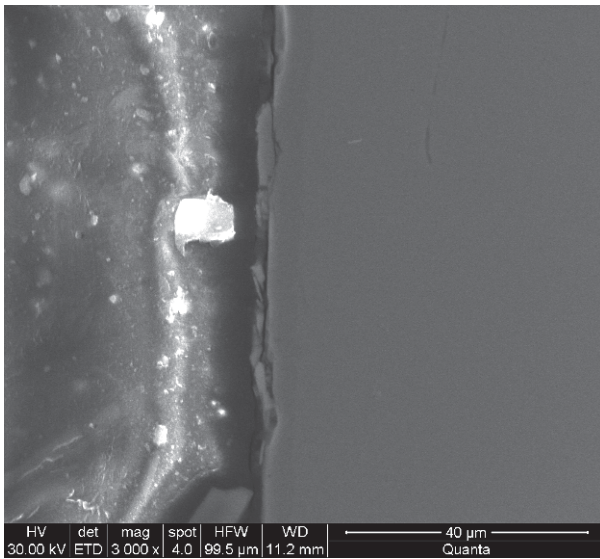


Flächenbereich

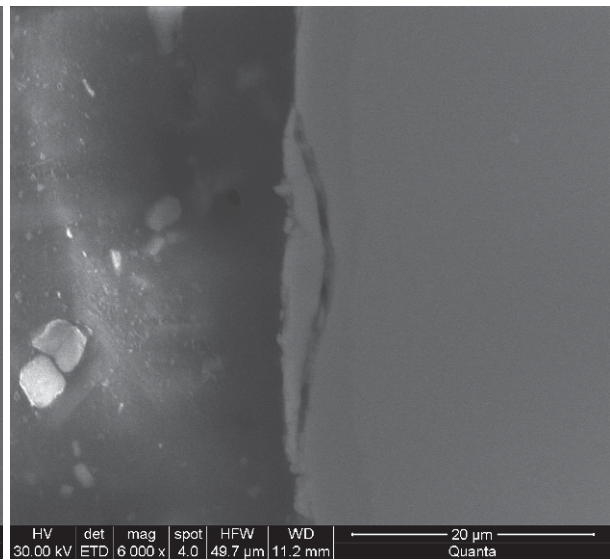
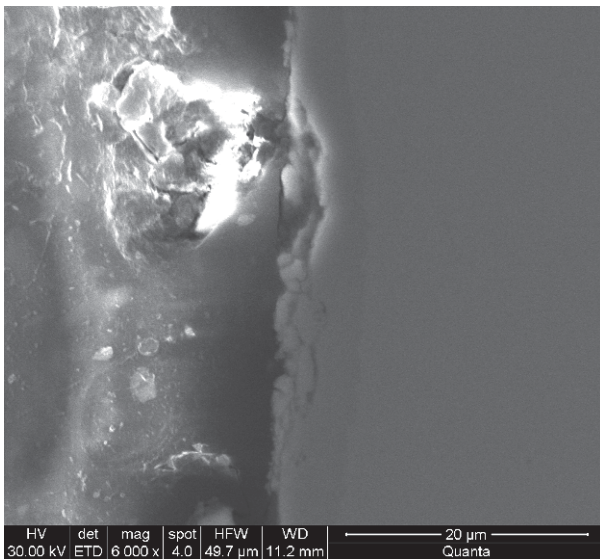


Flächenbereich

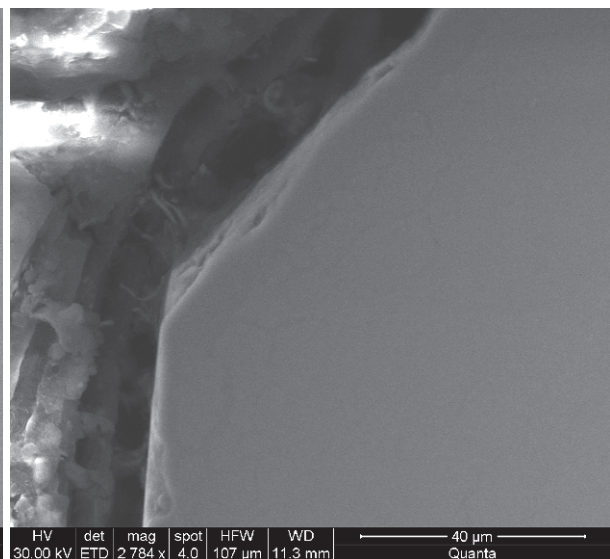
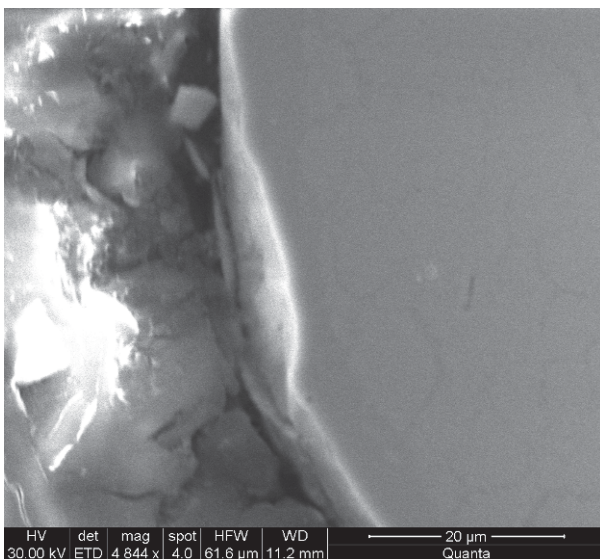
REM – Bilder Prüfscheibe C8



Flächenbereich

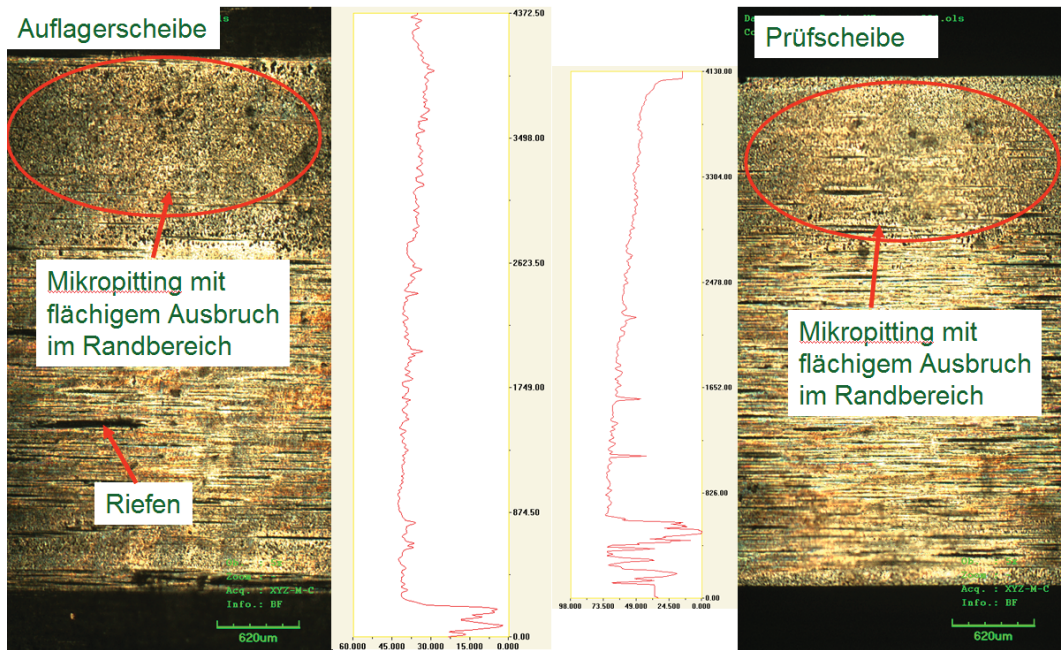


Flächenbereich



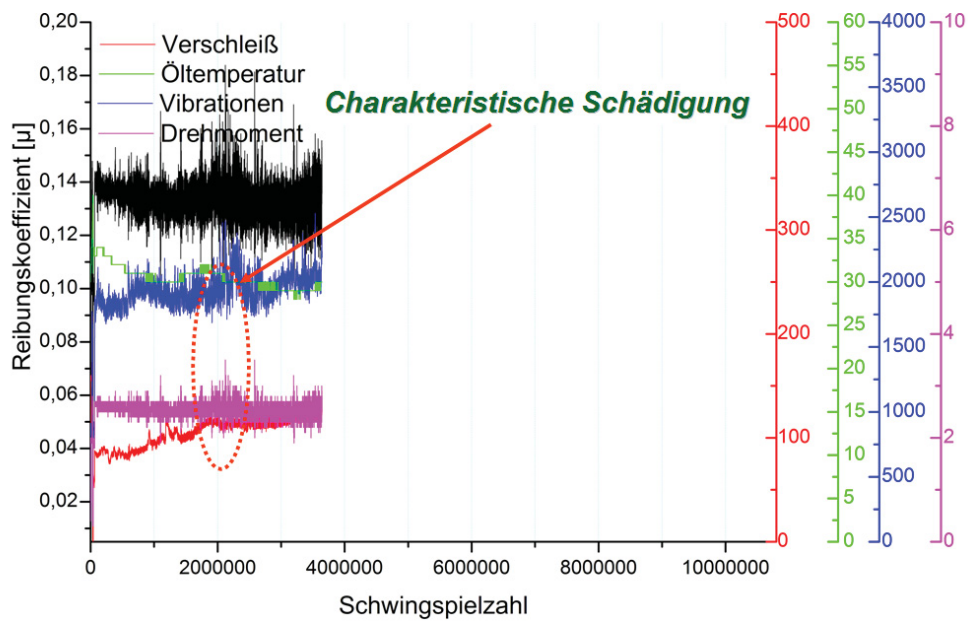
Kantenbereich

31CrMoV9 – 2-RCF(C9); 0,86GPa; 5% Srr; 3,64Mio. Überrollungen

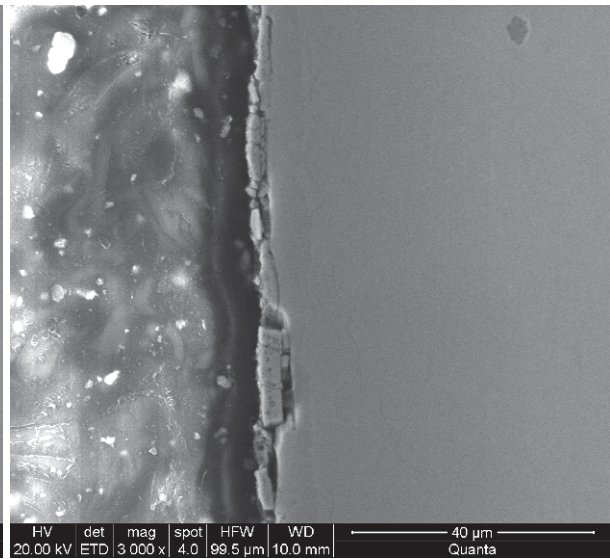
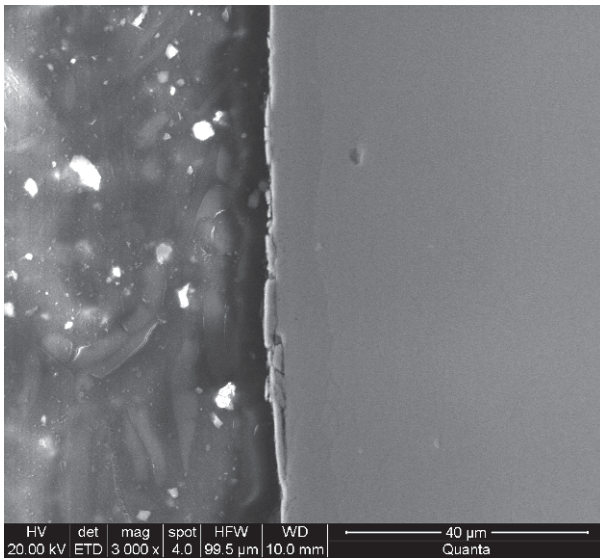


31CrMoV9 – 2-RCF(C9); 0,86GPa; 5% Srr; 3,64Mio. Überrollungen

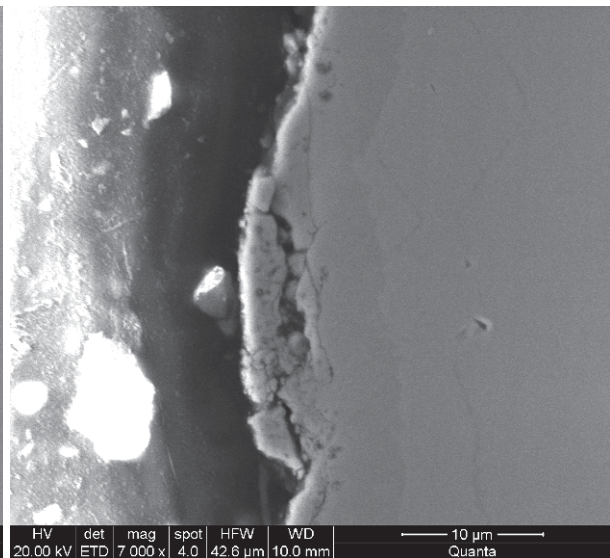
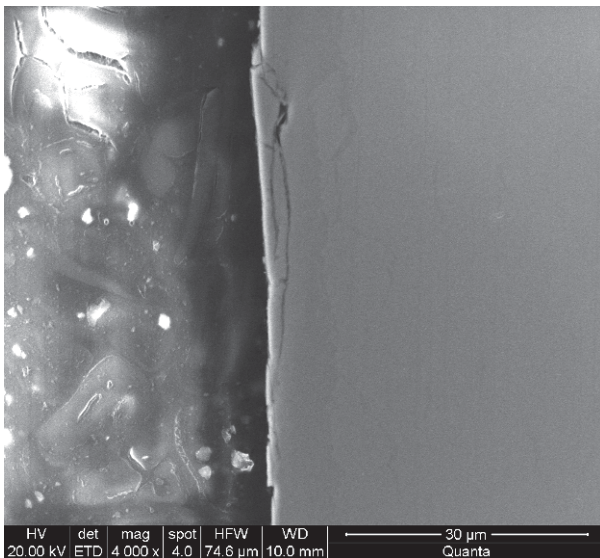
→ Ausschaltkriterium: Manuelle Abschaltung nach erster char. Schädigung



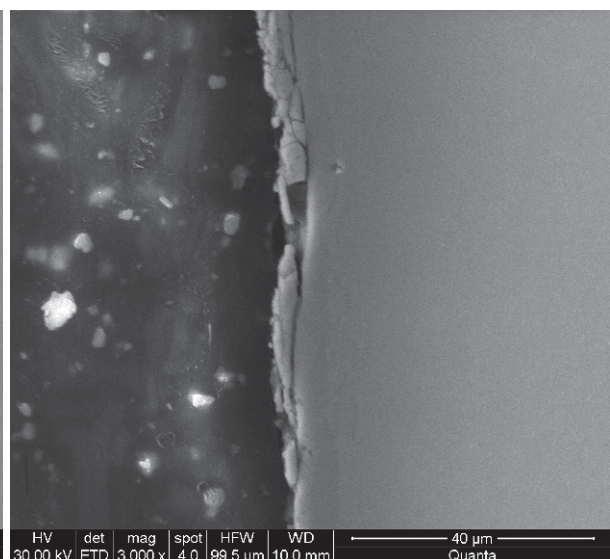
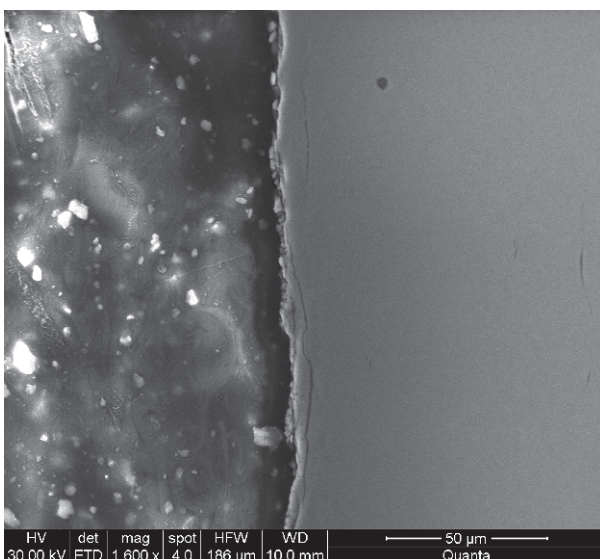
REM – Bilder Auflagerscheibe C9



Flächenbereich

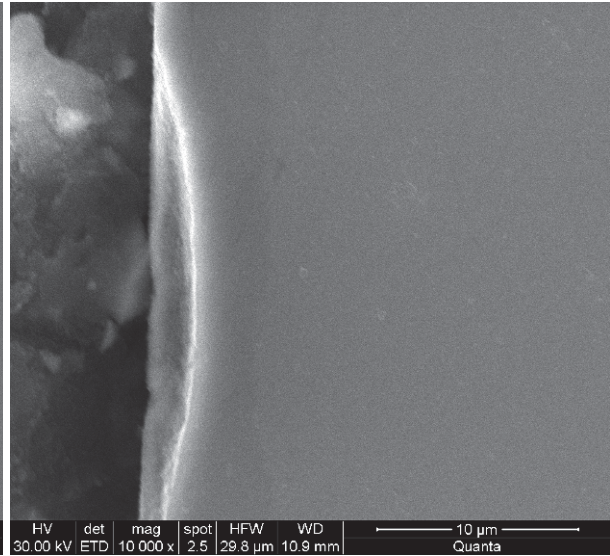
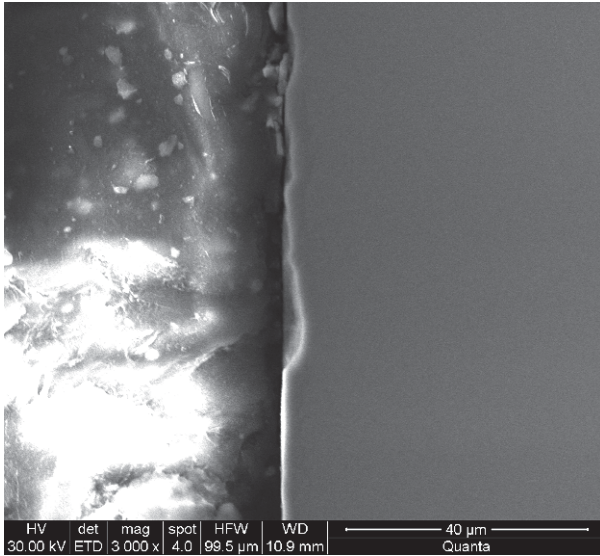


Flächenbereich

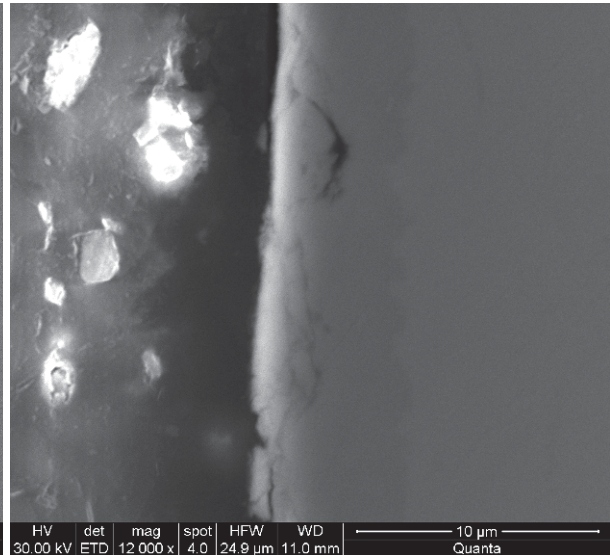
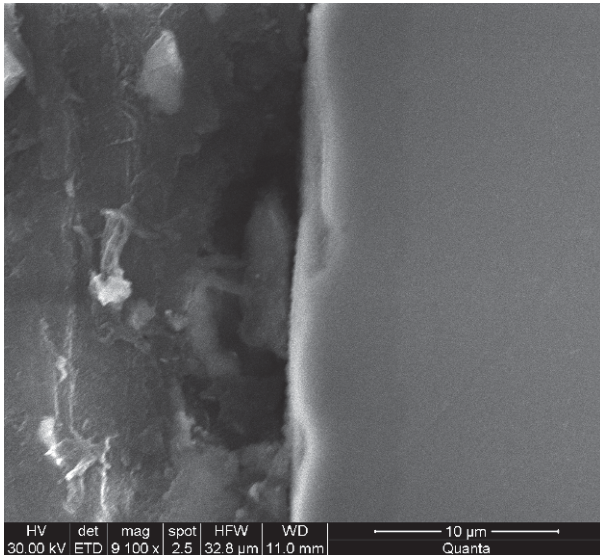


Flächenbereich

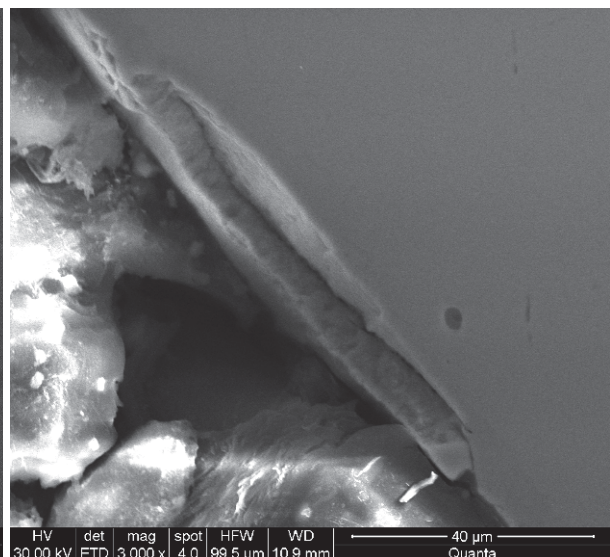
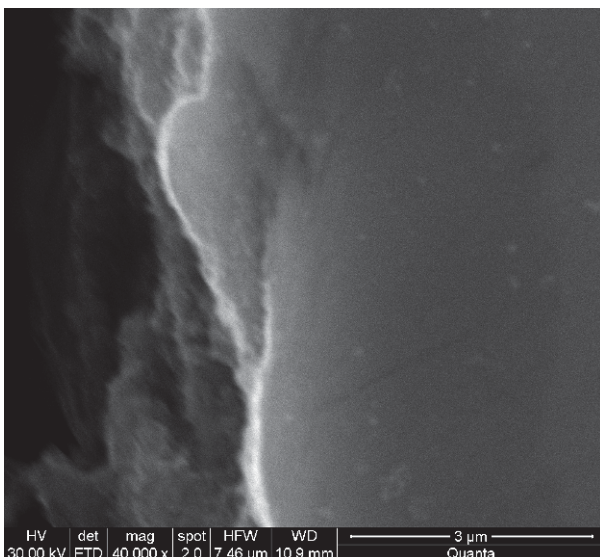
REM – Bilder Prüfscheibe C9



Lauffläche



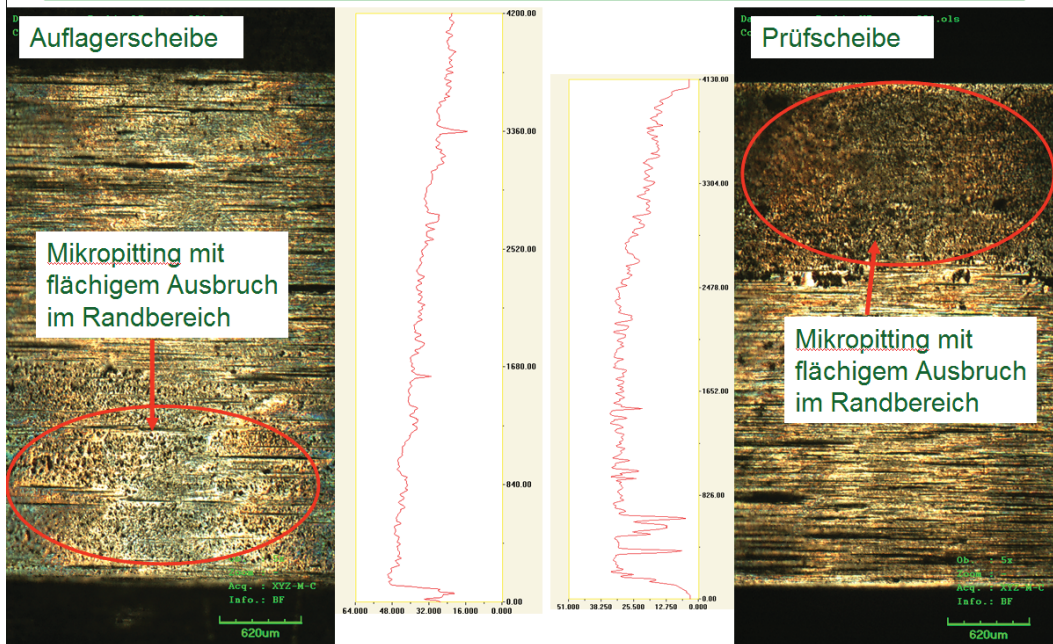
Lauffläche



Lauffläche

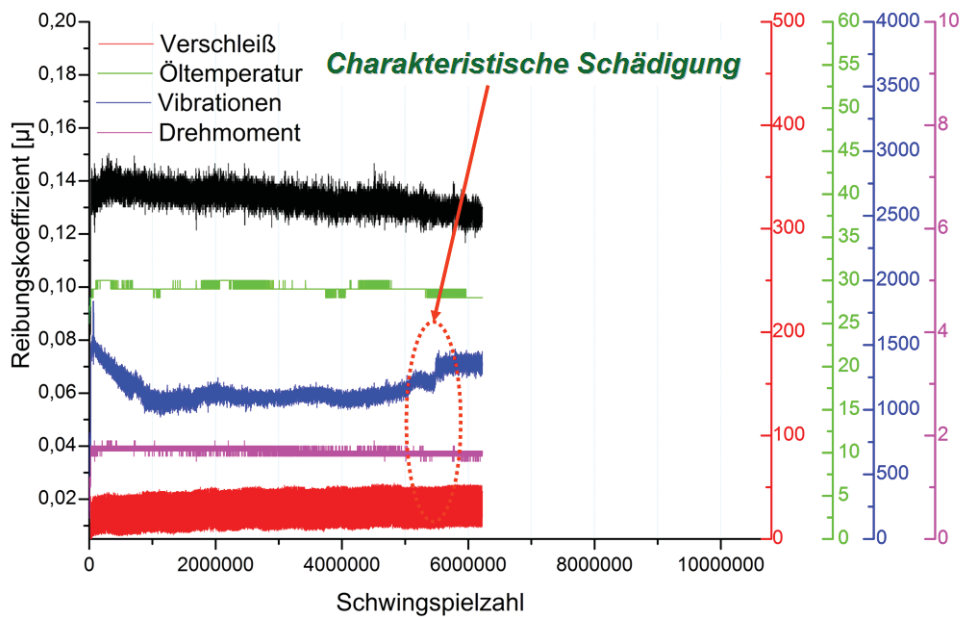
Kantenbereich

31CrMoV9 – 2-RCF(C10); 0,70GPa; 11% Srr; 6,22 Mio. Überrollungen

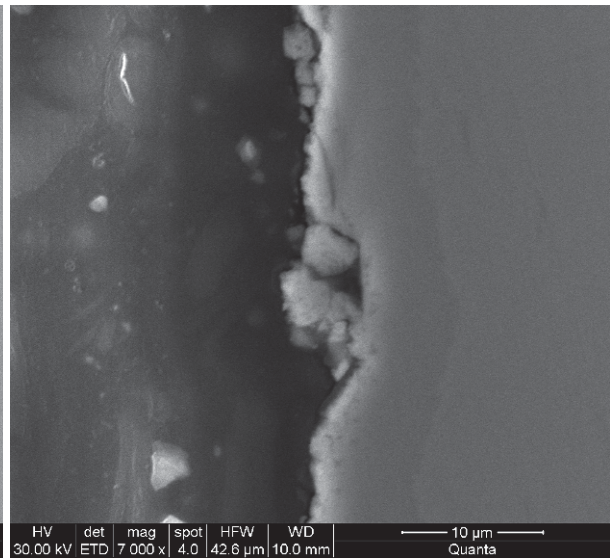
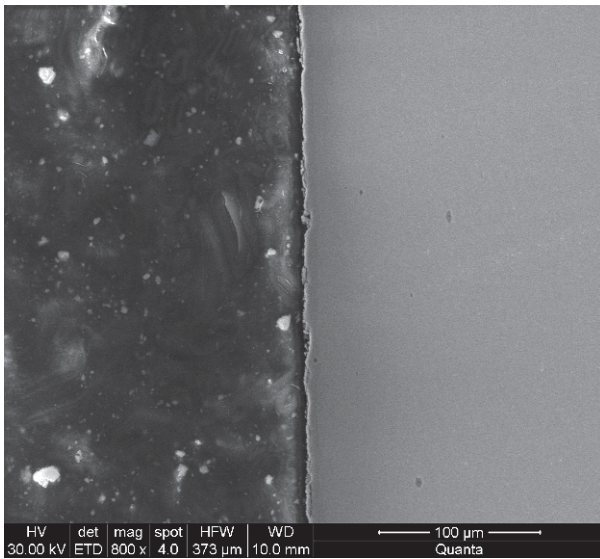


31CrMoV9 – 2-RCF(C10); 0,70GPa; 11% Srr; 6,22 Mio. Überrollungen

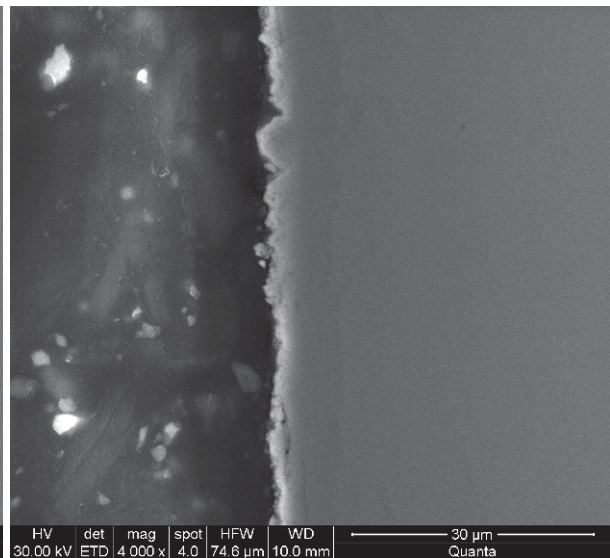
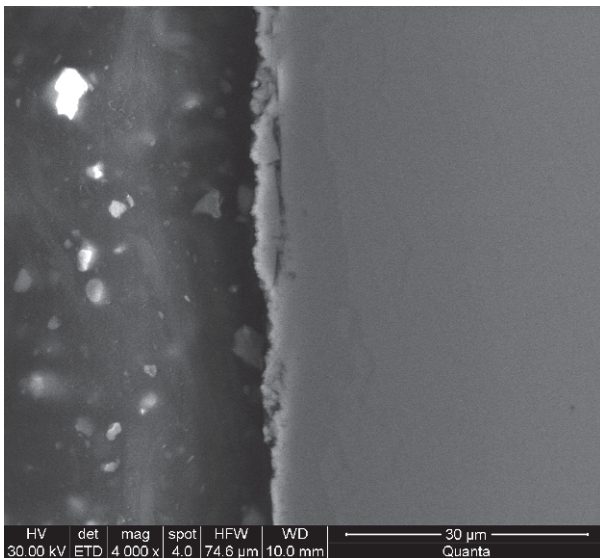
→ Ausschaltkriterium: Manuelle Abschaltung nach erster char. Schädigung



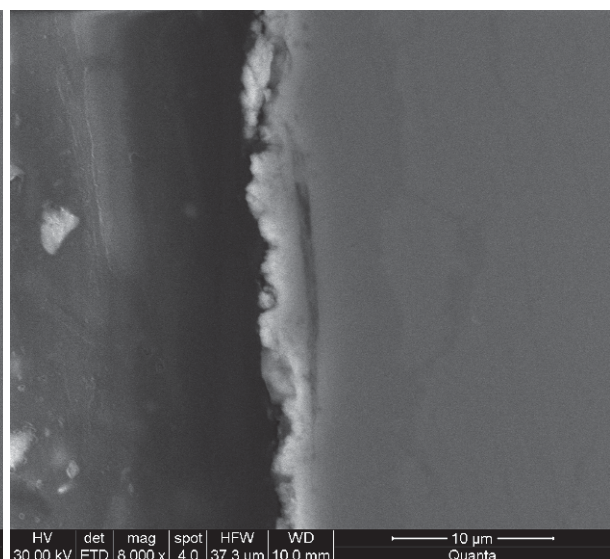
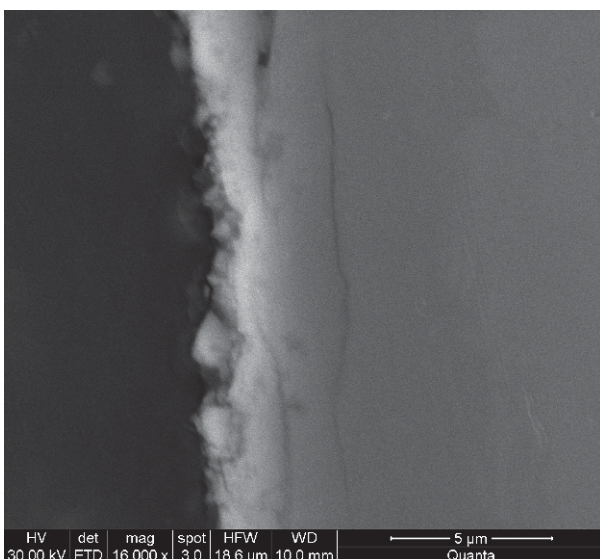
REM – Bilder Auflagerscheibe C10



Lauffläche

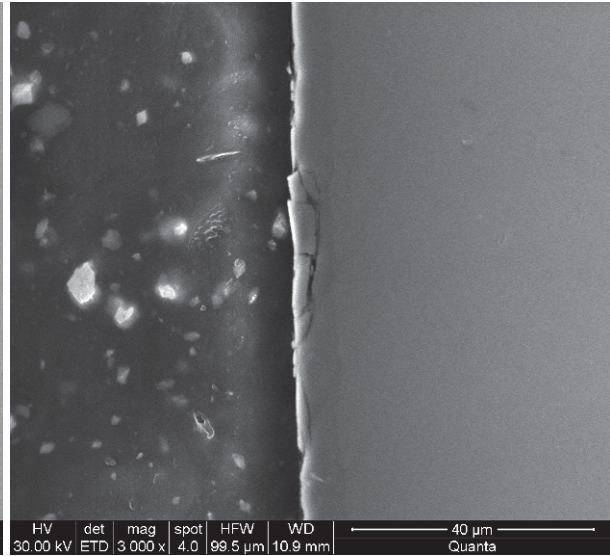
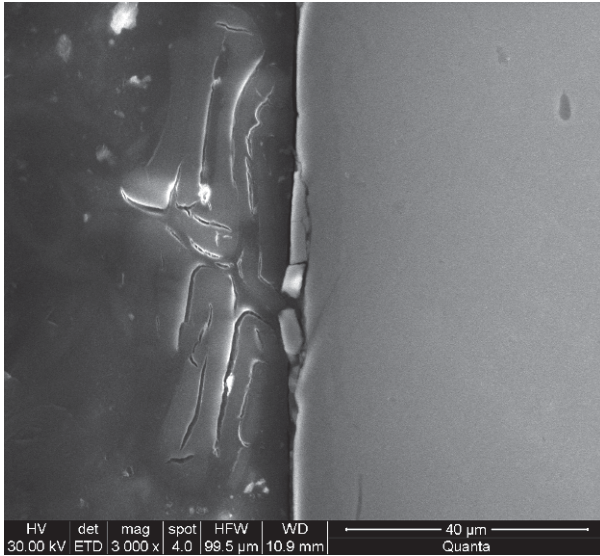


Lauffläche

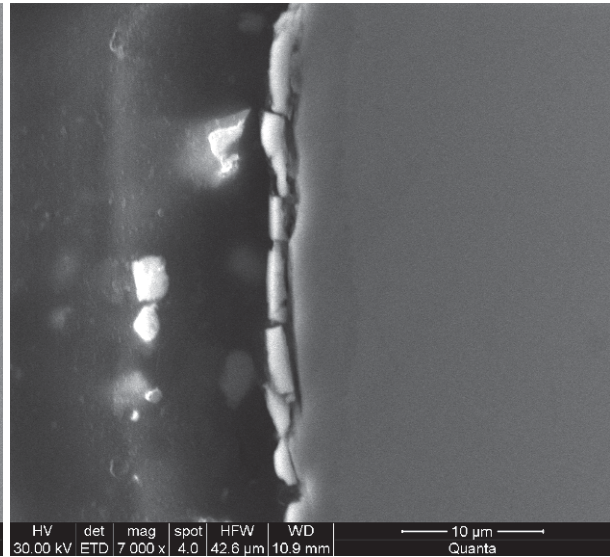
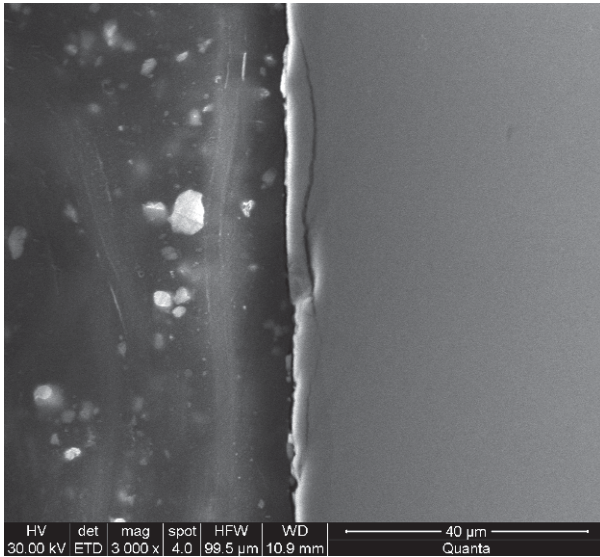


Lauffläche

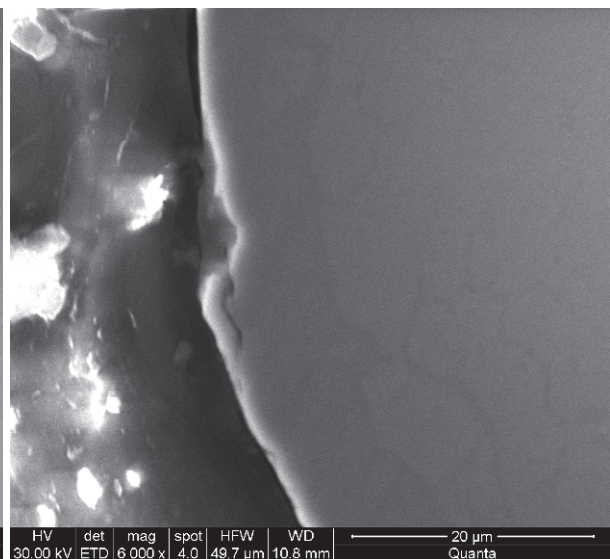
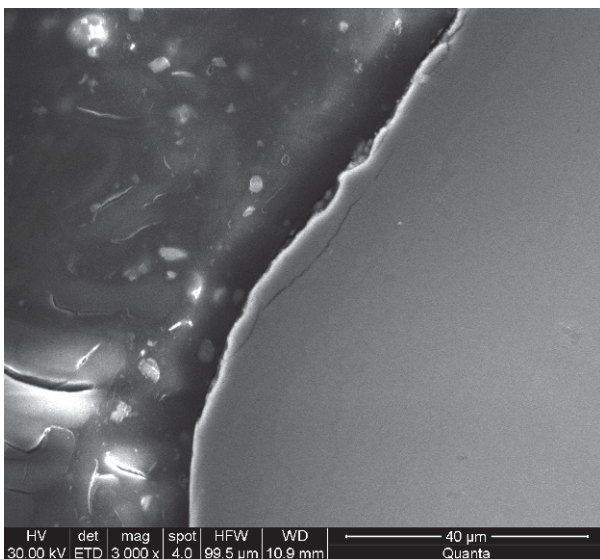
REM – Bilder Prüfscheibe C10



Lauffläche

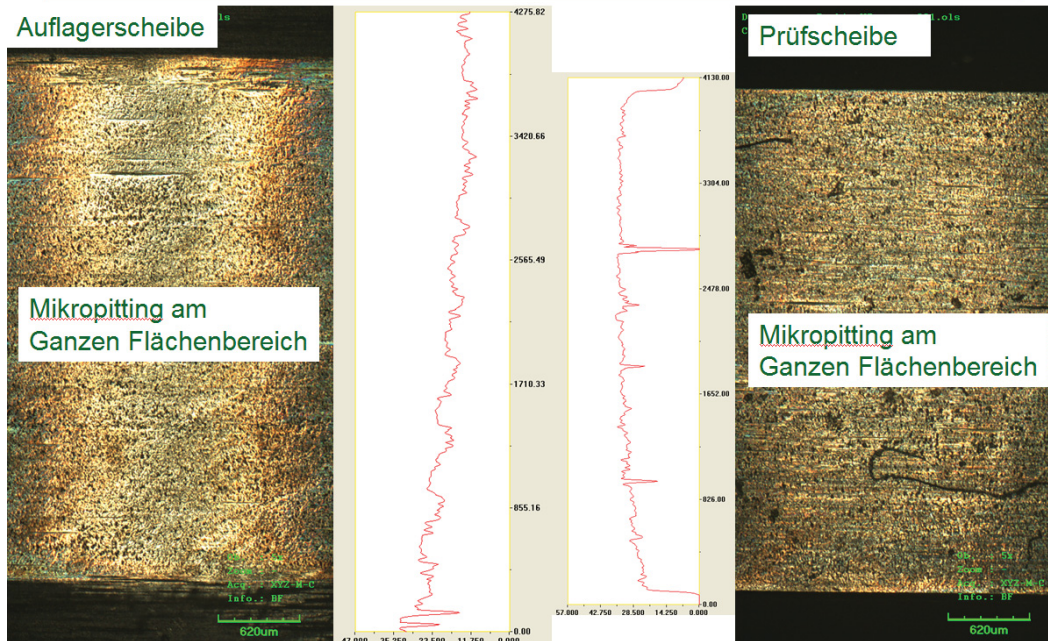


Lauffläche



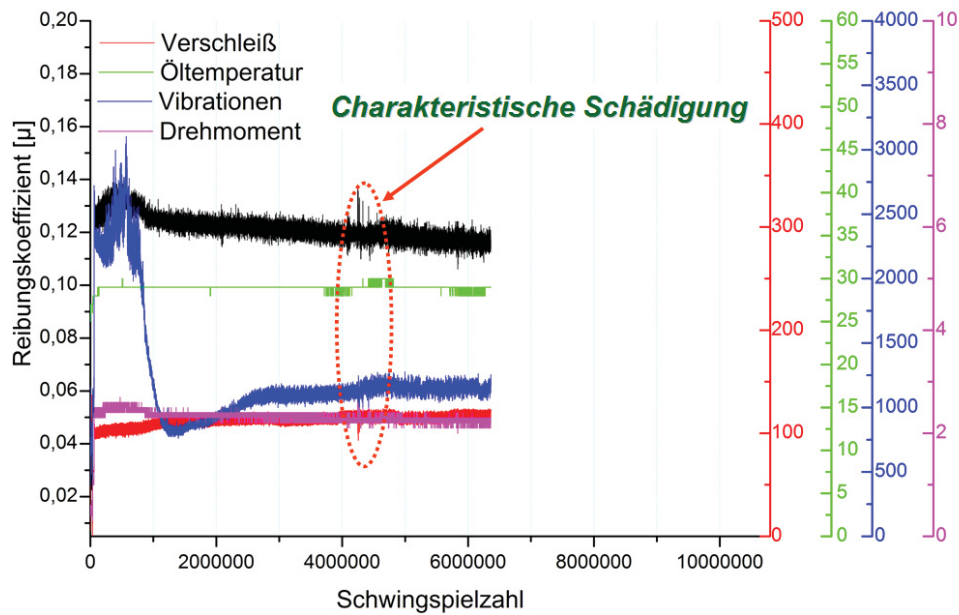
Kantenbereich

31CrMoV9 – 2-RCF(C11); 0,86GPa; 11% Srr; 6,36Mio. Überrollungen

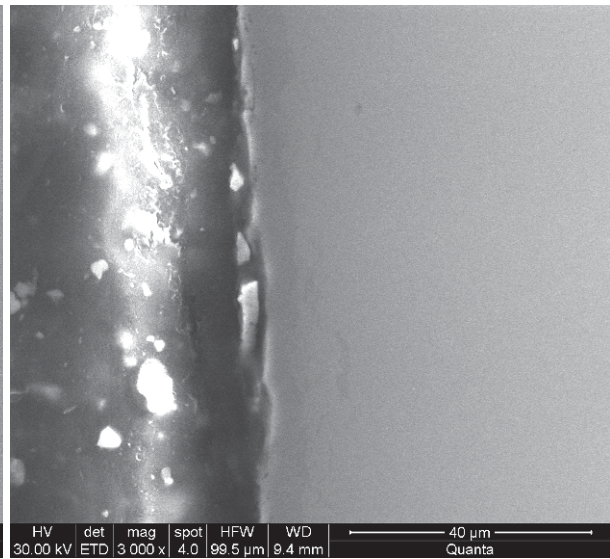
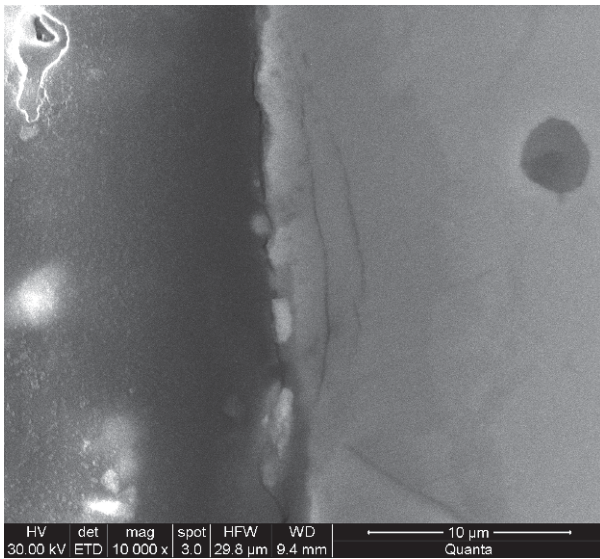


31CrMoV9 – 2-RCF(C11); 0,86GPa; 11% Srr; 6,36Mio. Überrollungen

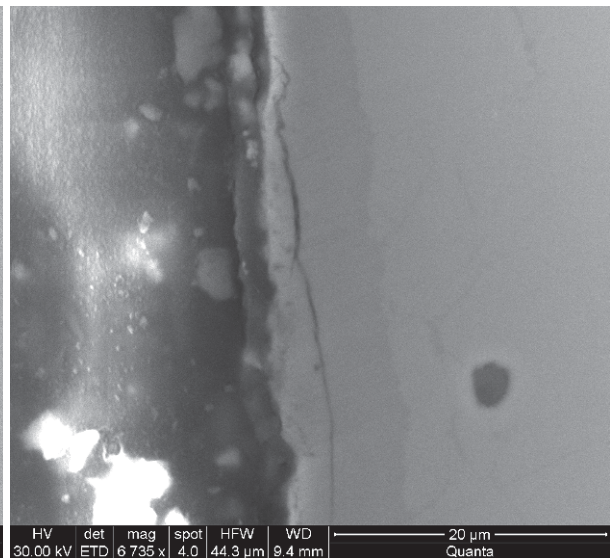
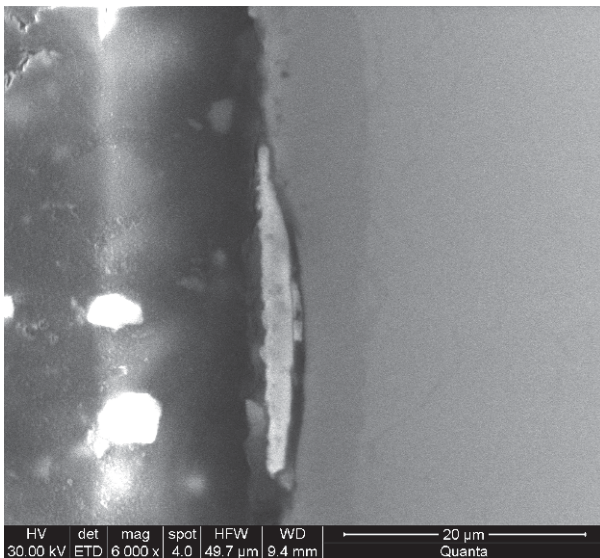
→ Ausschaltkriterium: Manuelle Abschaltung nach erster char. Schädigung



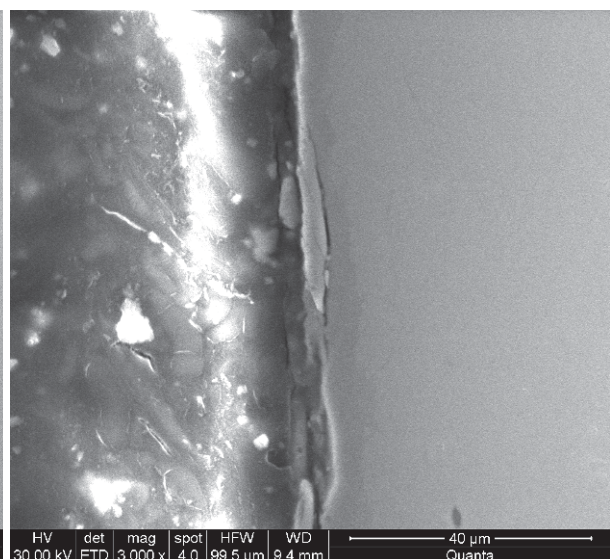
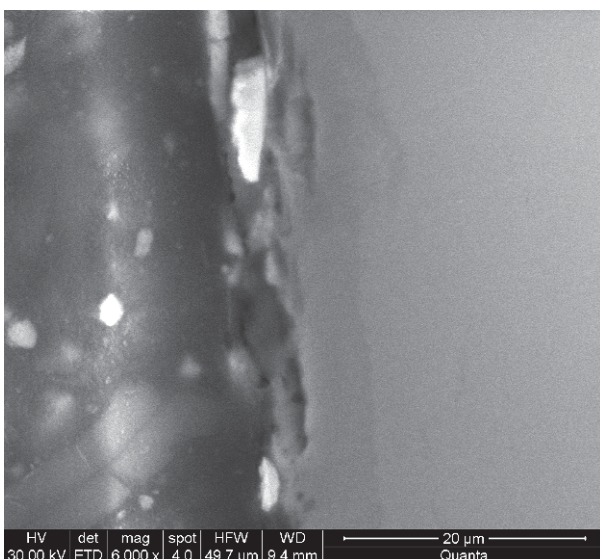
REM – Bilder Auflagerscheibe C11



Lauffläche

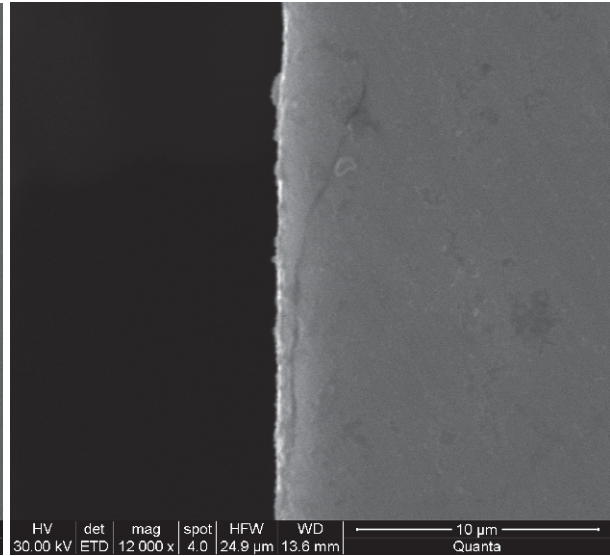
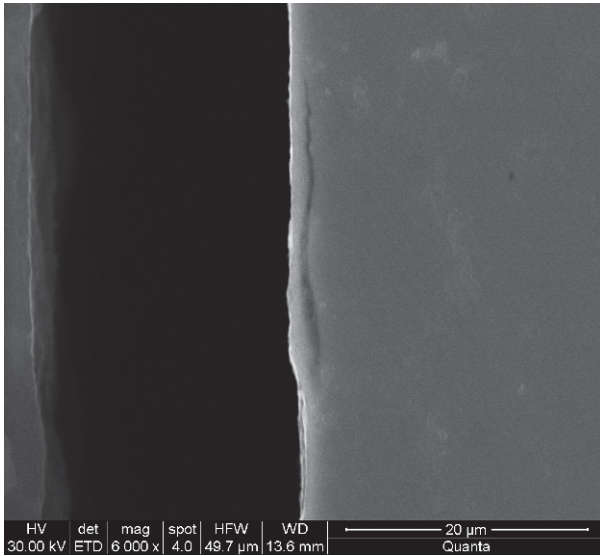


Lauffläche

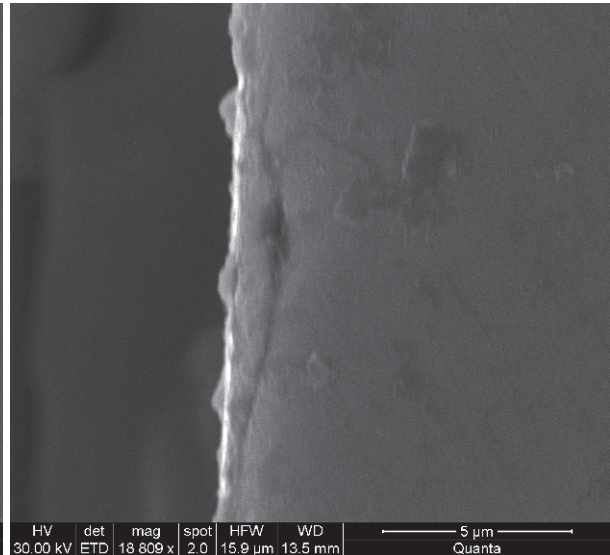
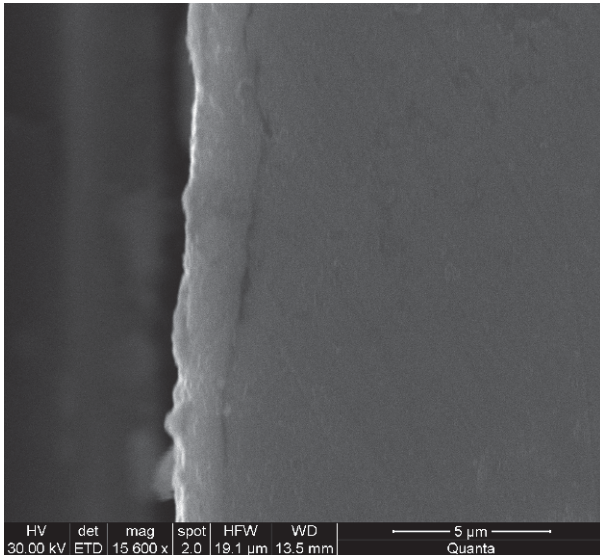


Lauffläche

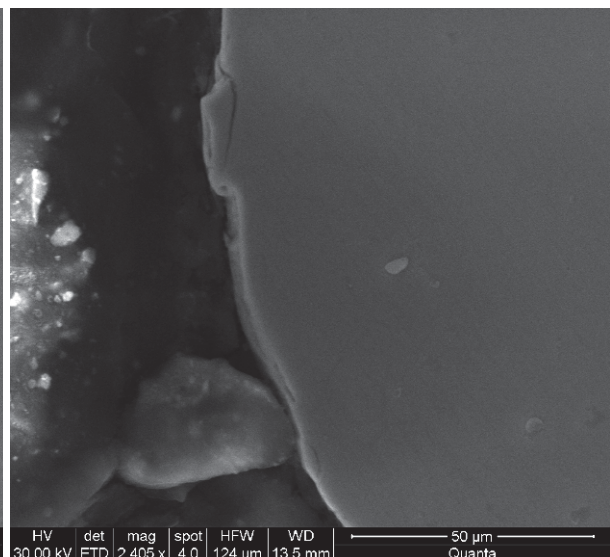
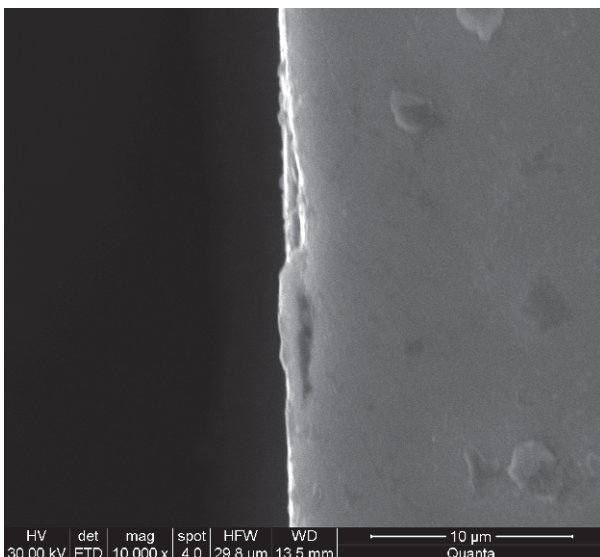
REM – Bilder Prüfscheibe C11



Lauffläche



Lauffläche

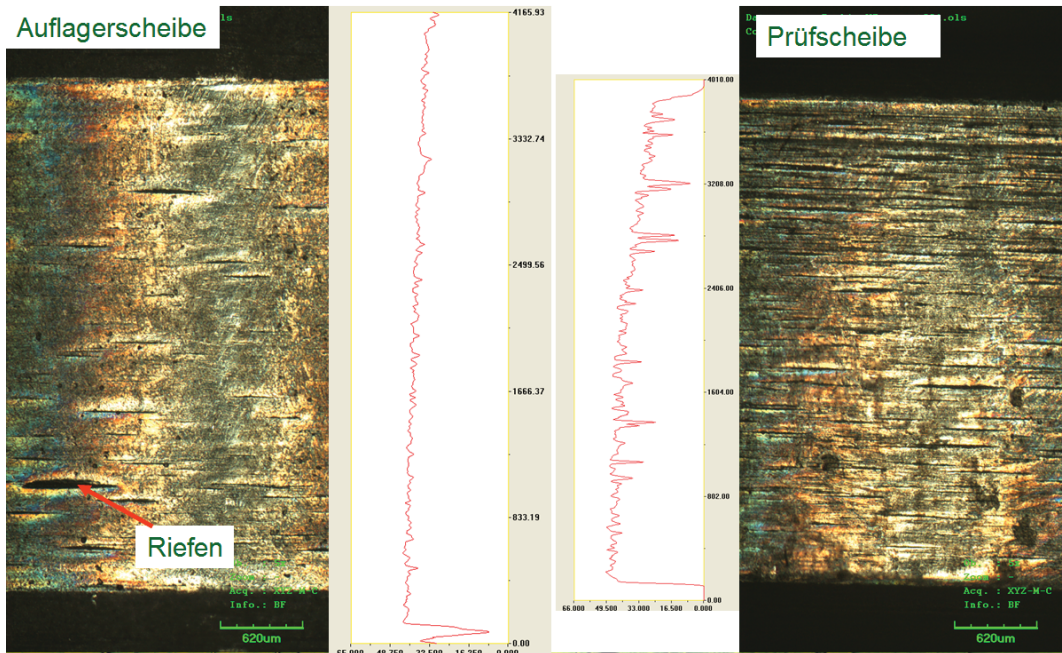


Lauffläche

Kantenbereich

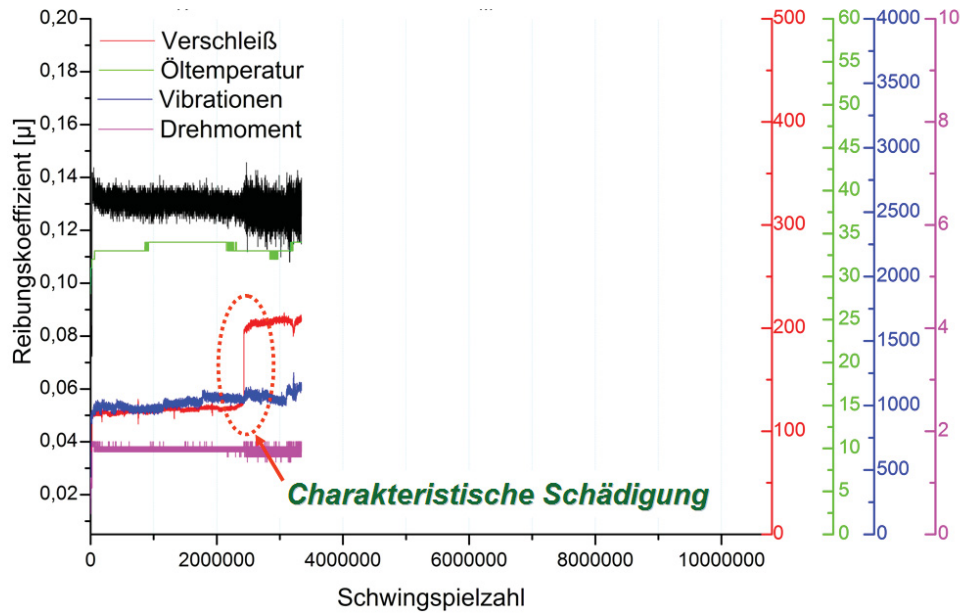
13.3.2. Oberflächentopographie, Maschinenaufzeichnung und REM – Bilder der Schnittebenen, Werkstoff 20MnCr5

20MnCr5 – 2-RCF(E51); 0,70GPa; 5% Srr; 3,34 Mio. Überrollungen

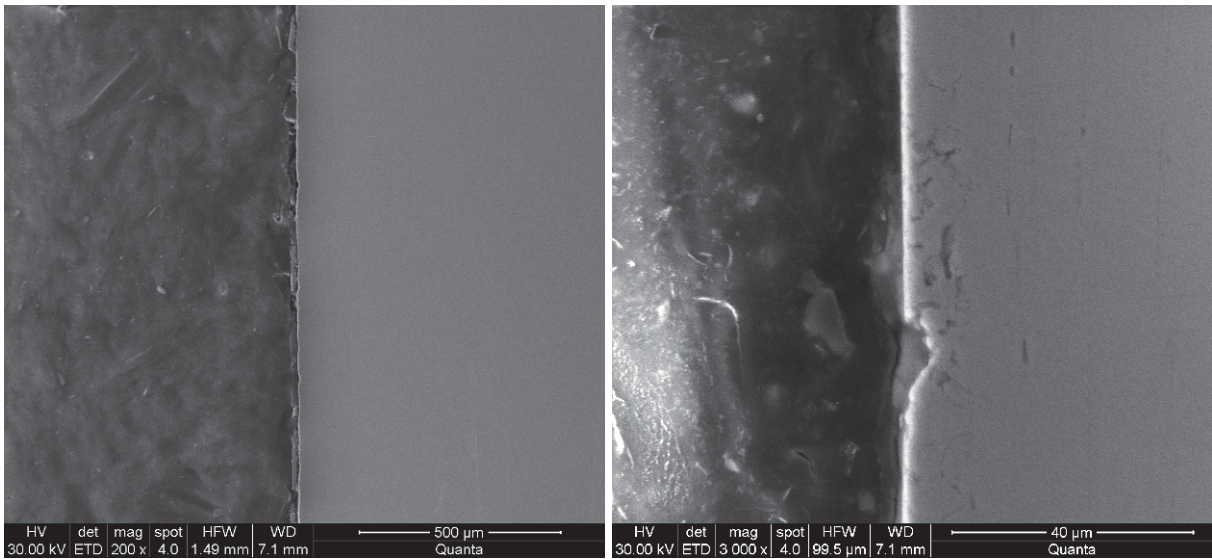


20MnCr5 – 2-RCF(E51); 0,70GPa; 5% Srr; 3,34 Mio. Überrollungen

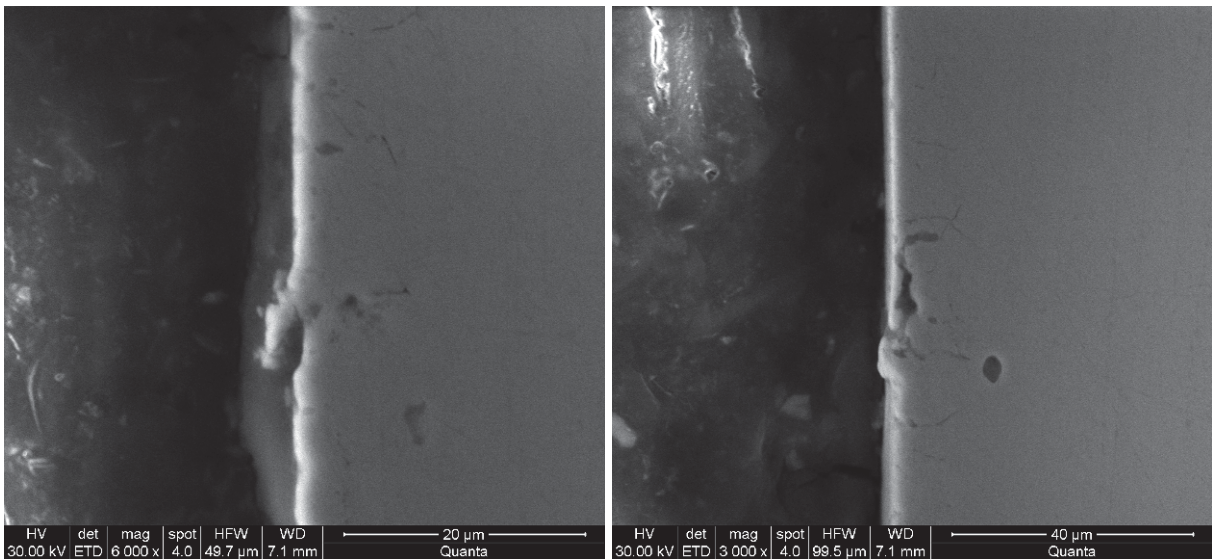
→ Ausschaltkriterium: Manuelle Abschaltung nach erster char. Schädigung



REM – Bilder Auflagerscheibe E51

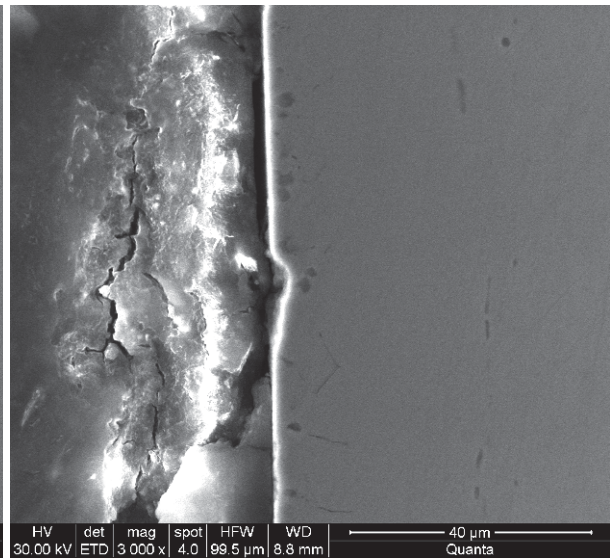
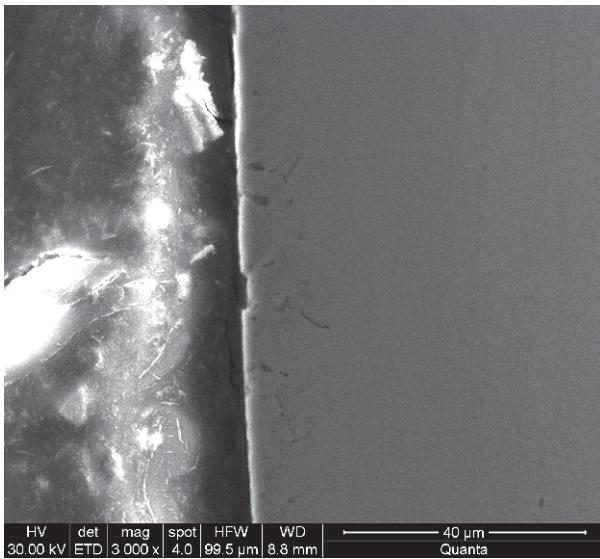


Lauffläche

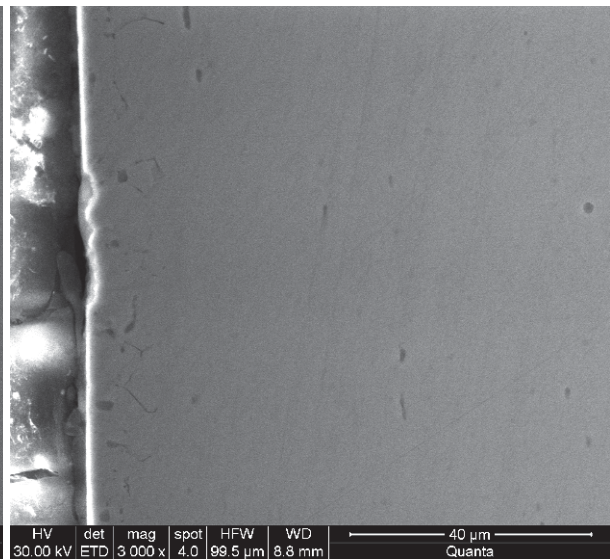
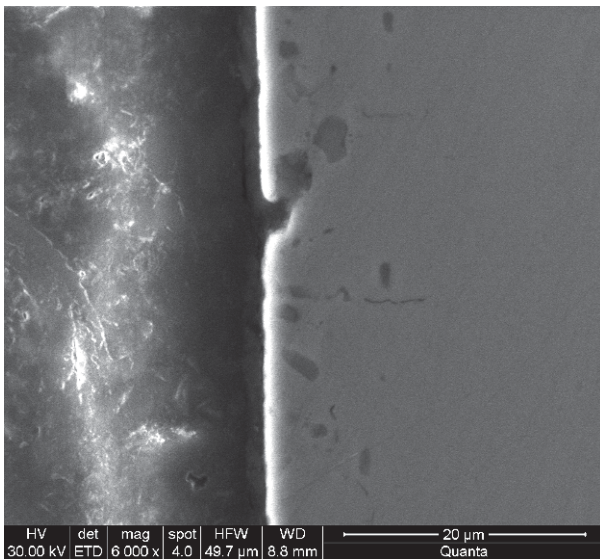


Lauffläche

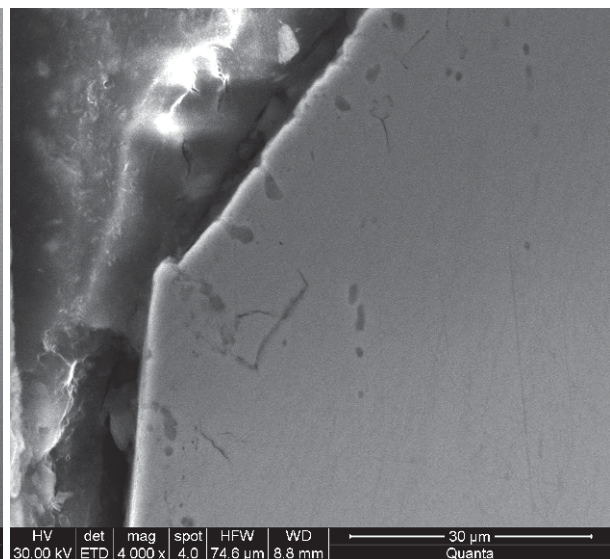
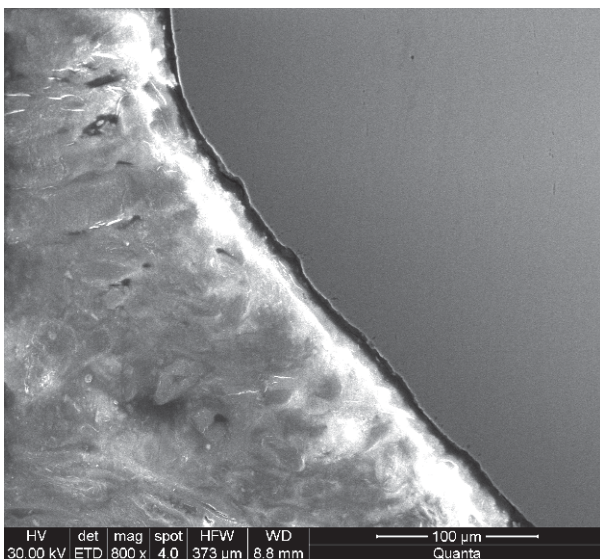
REM – Bilder Prüfscheibe E51



Lauffläche

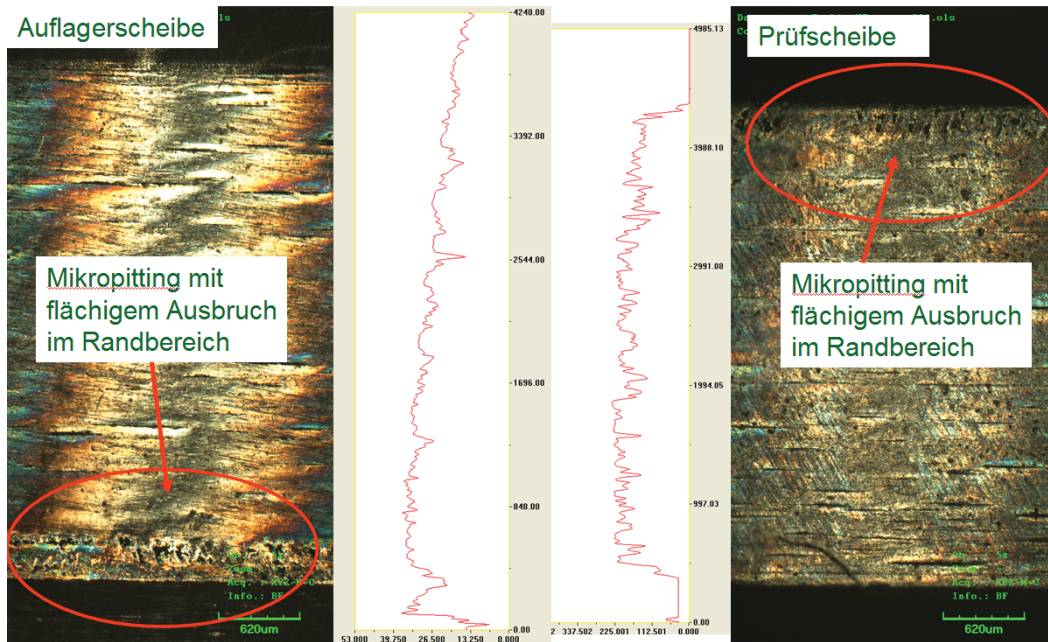


Lauffläche



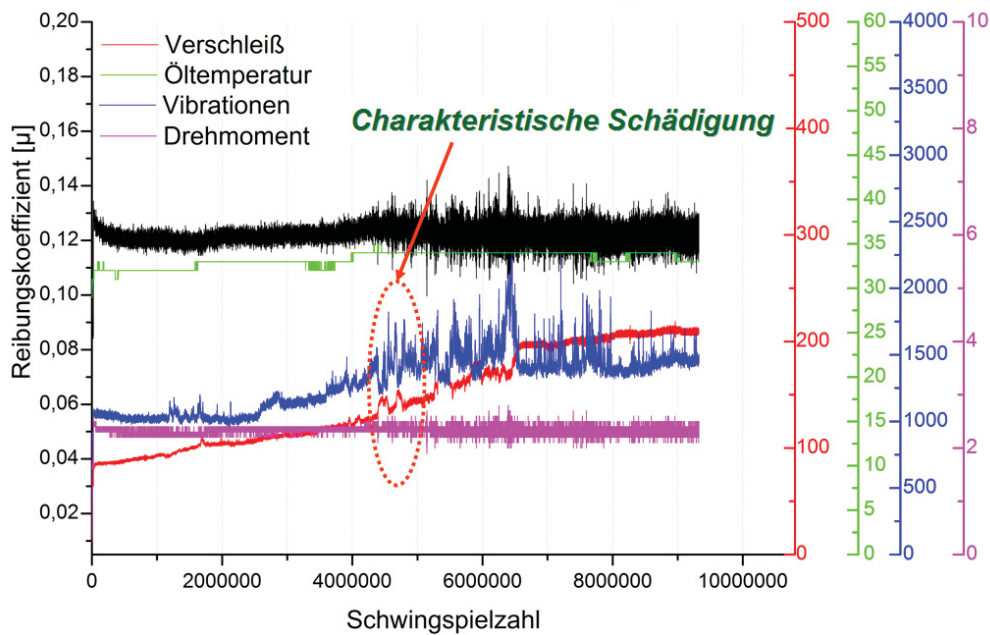
Kantenbereich

20MnCr5 – 2-RCF(E52); 0,86GPa; 5% Srr; 9,32 Mio. Überrollungen

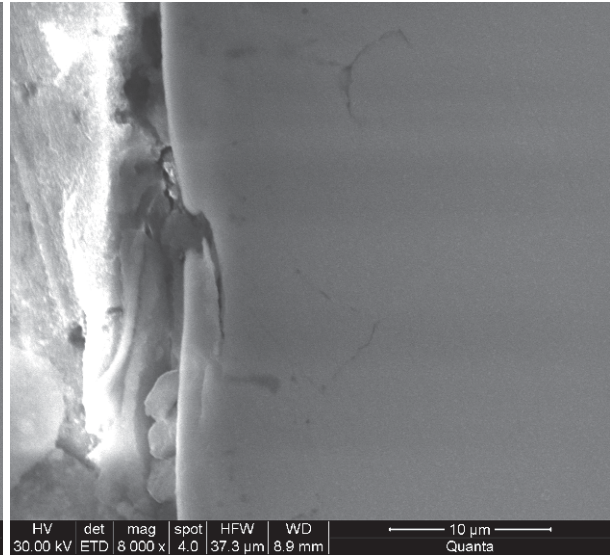
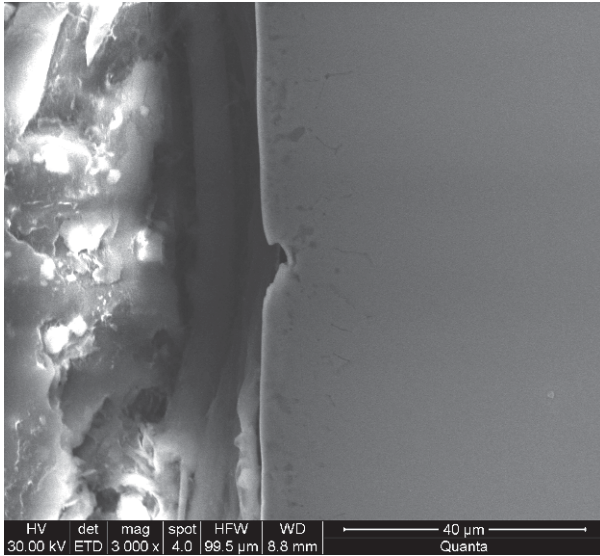


20MnCr5 – 2-RCF(E52); 0,86GPa; 5% Srr; 9,32 Mio. Überrollungen

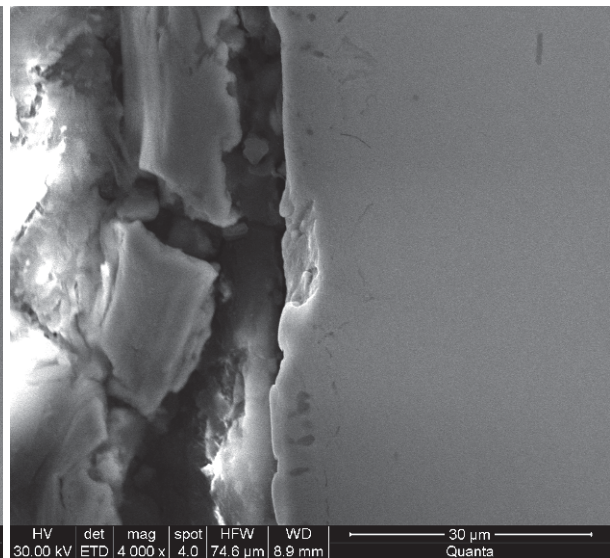
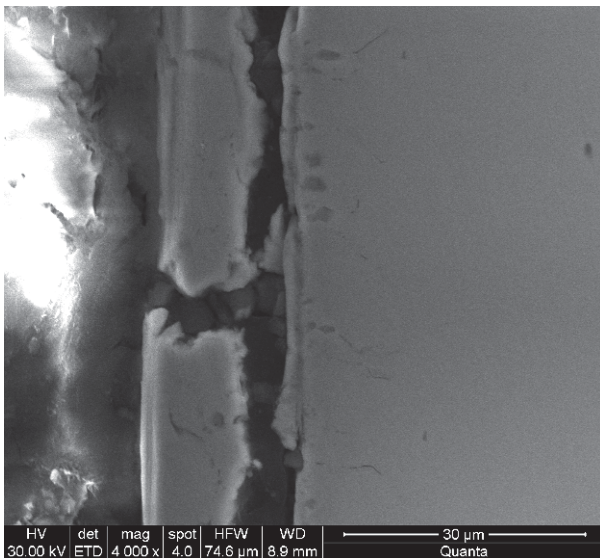
→ Ausschaltkriterium: Manuelle Abschaltung nach erster char. Schädigung



REM – Bilder Auflagerscheibe E52

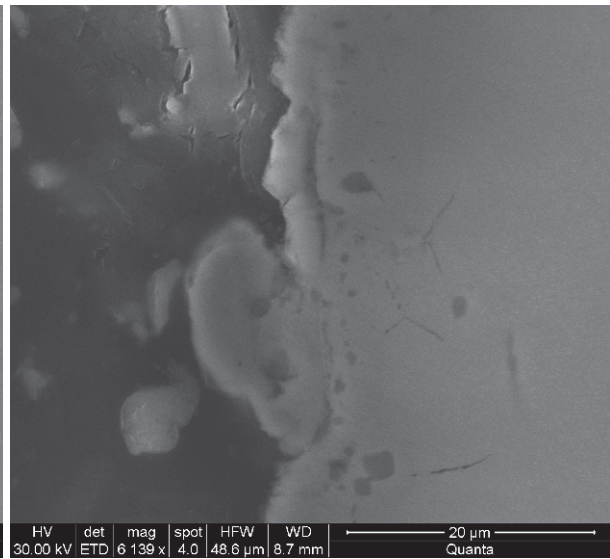
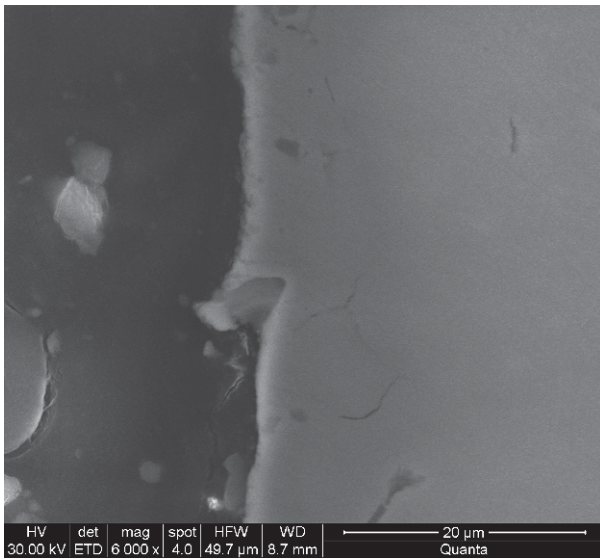


Lauffläche

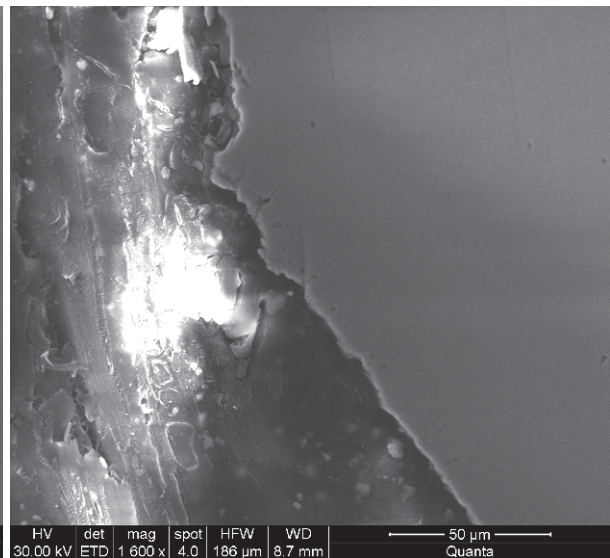
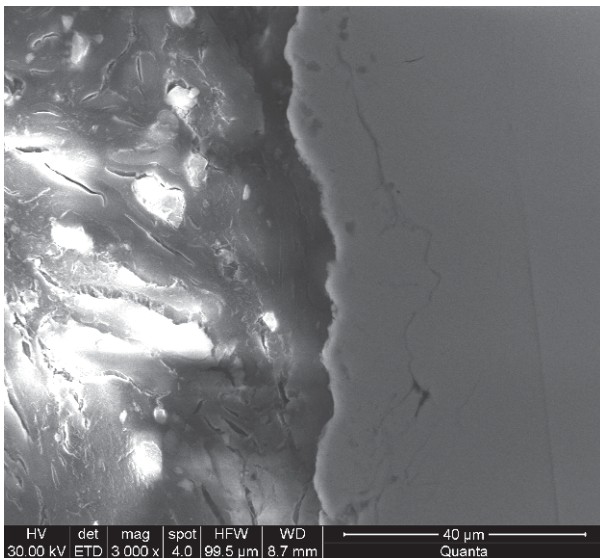


Lauffläche

REM – Bilder Prüfscheibe E52

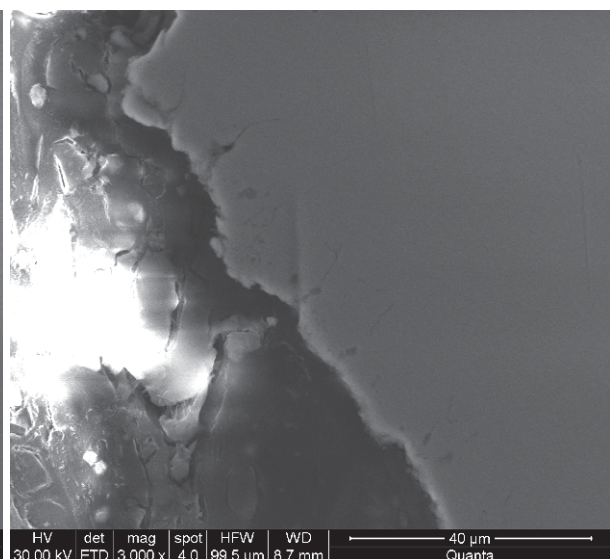
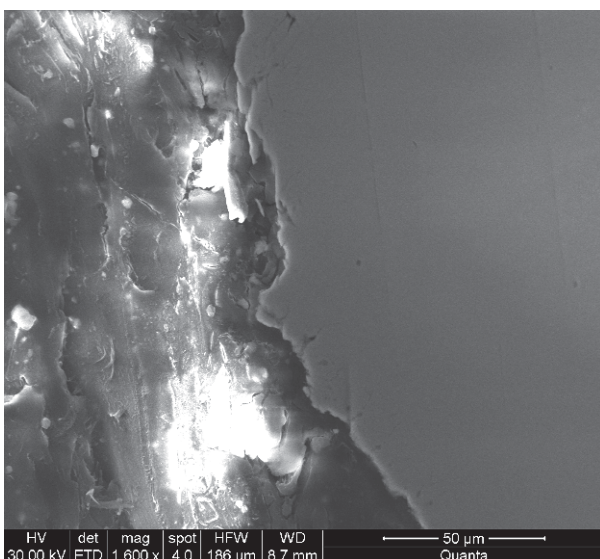


Lauffläche



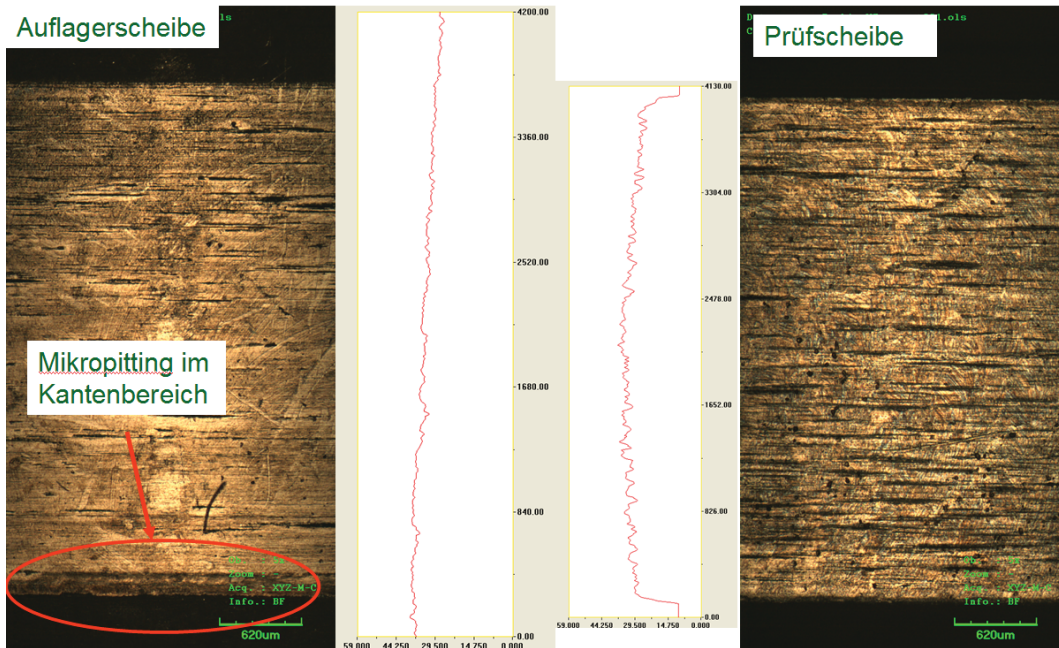
Lauffläche

Kantenbereich



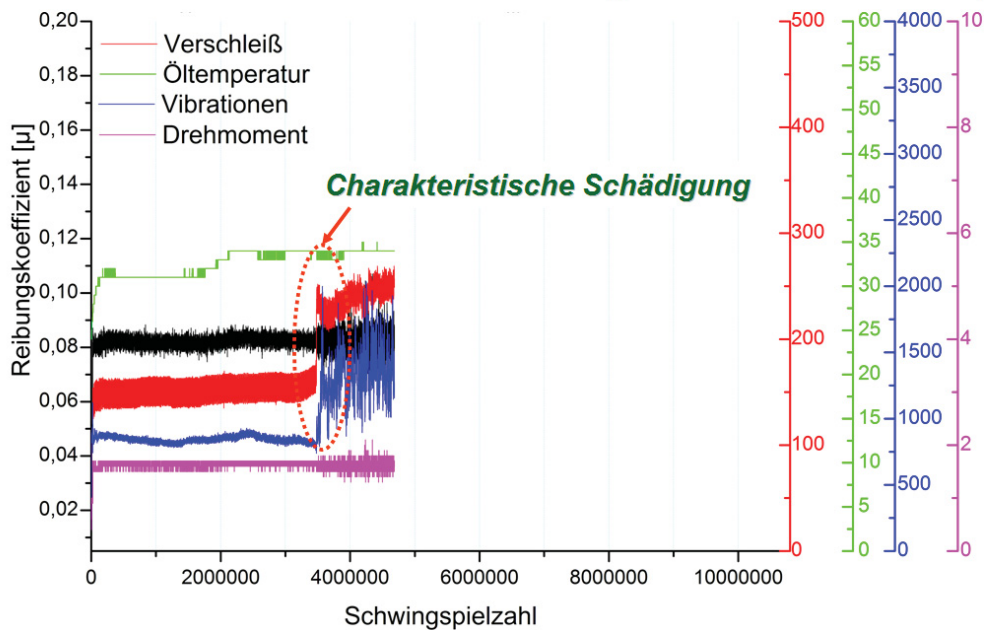
Kantenbereich

20MnCr5 – 2-RCF(E53); 0,70GPa; 11% Srr; 4,68 Mio. Überrollungen

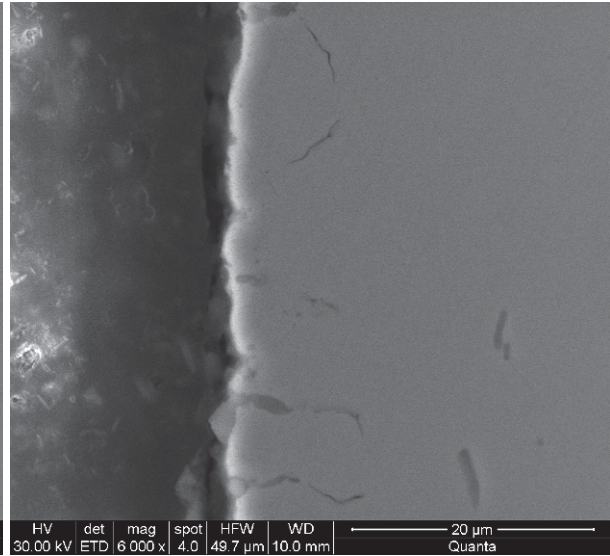
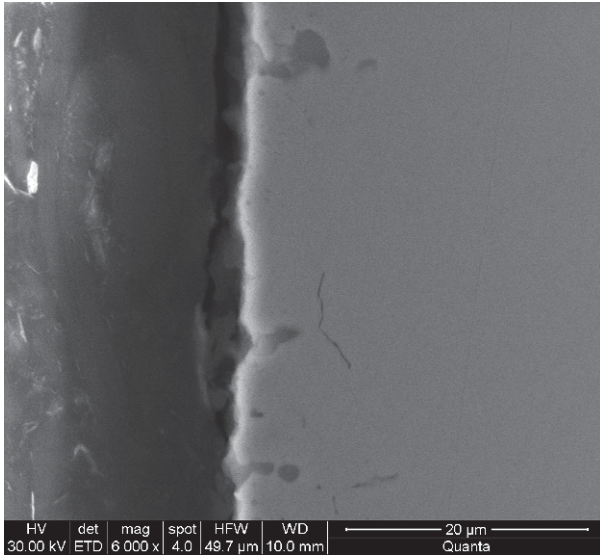


20MnCr5 – 2-RCF(E53); 0,70GPa; 11% Srr; 4,68 Mio. Überrollungen

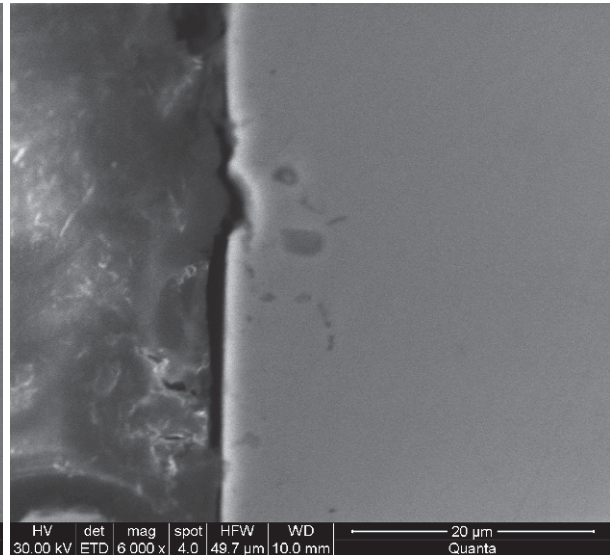
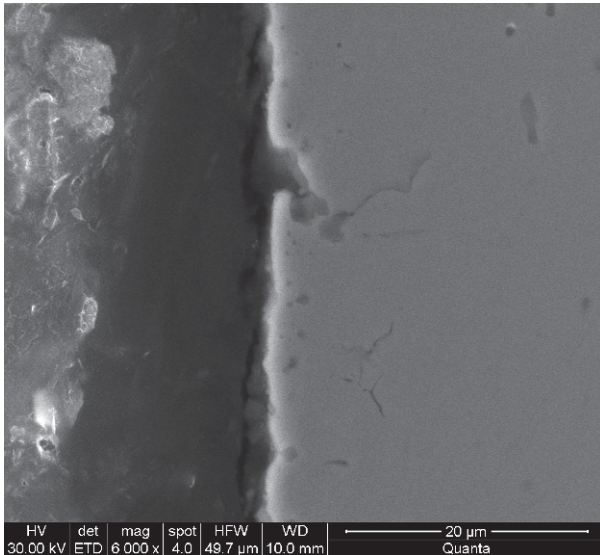
→ Ausschaltkriterium: Manuelle Abschaltung nach erster char. Schädigung



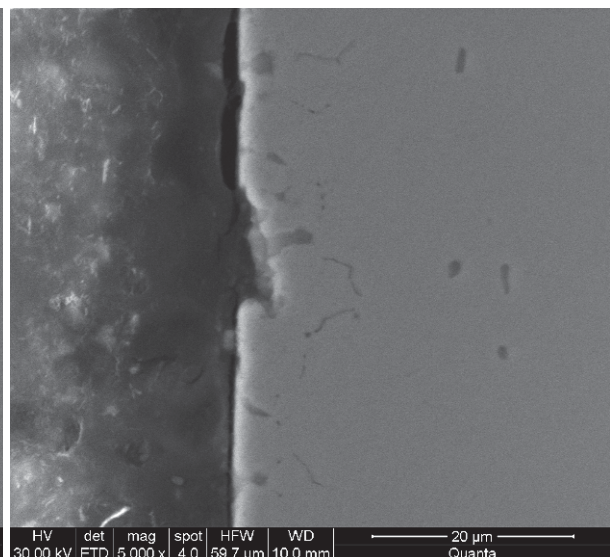
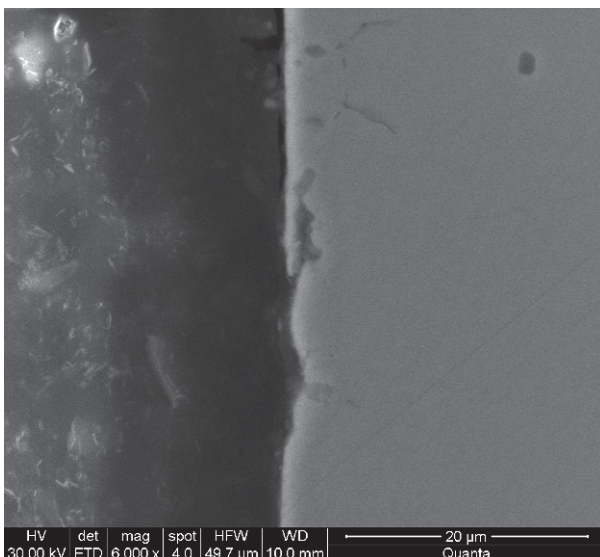
REM – Bilder Auflagerscheibe E53



Lauffläche

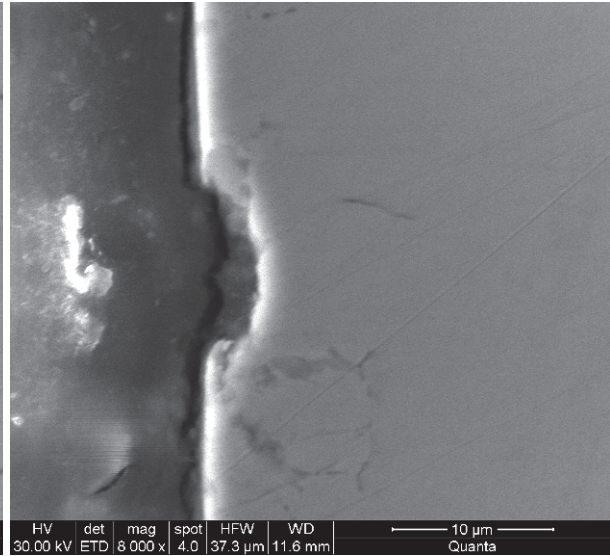
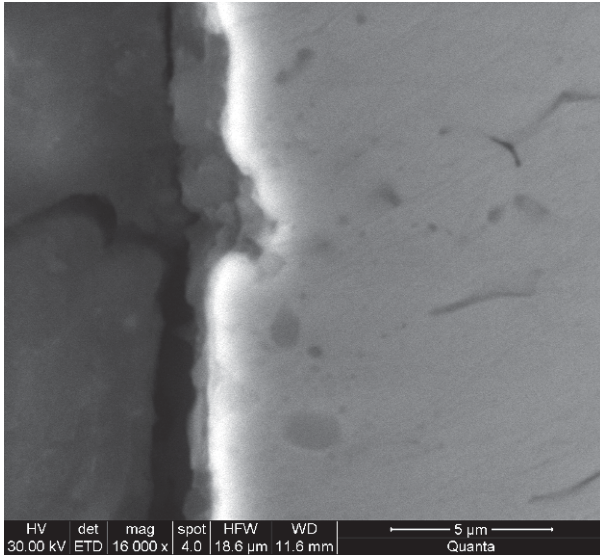


Lauffläche

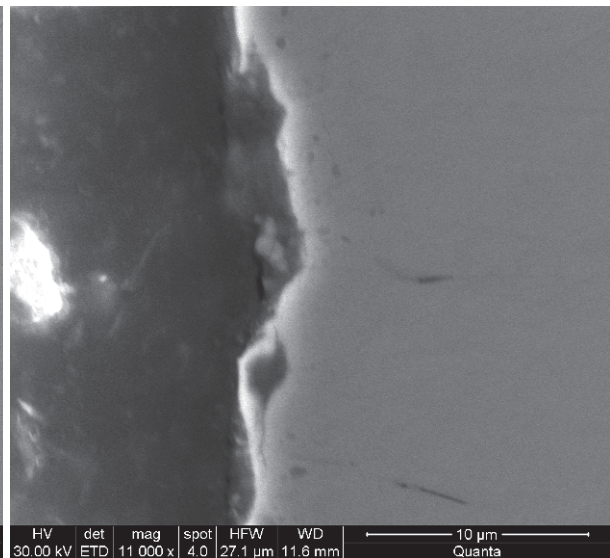
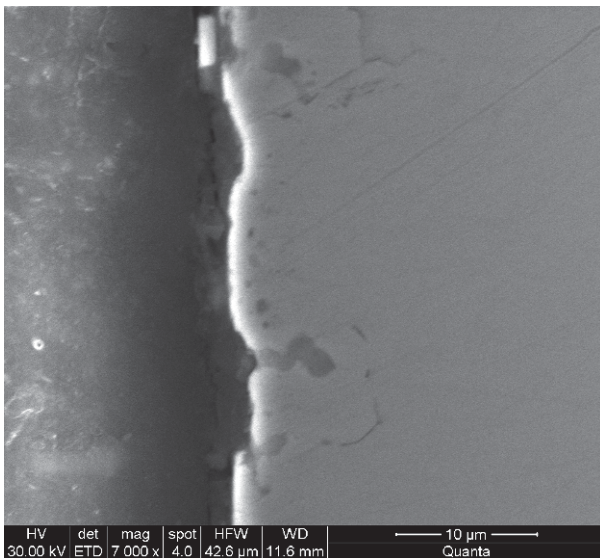


Lauffläche

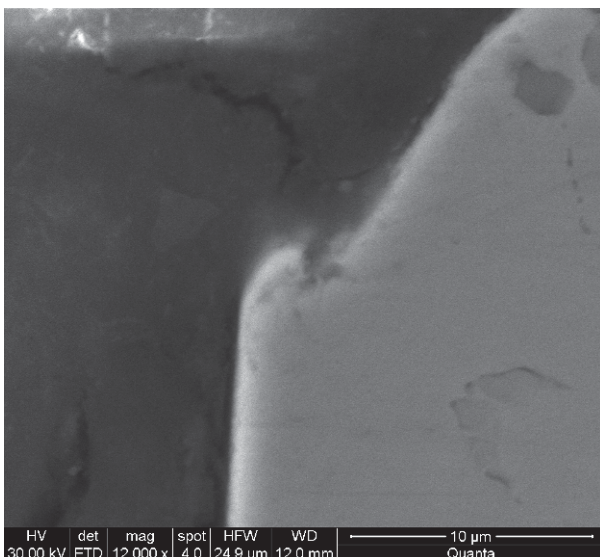
REM – Bilder Prüfscheibe E53



Lauffläche

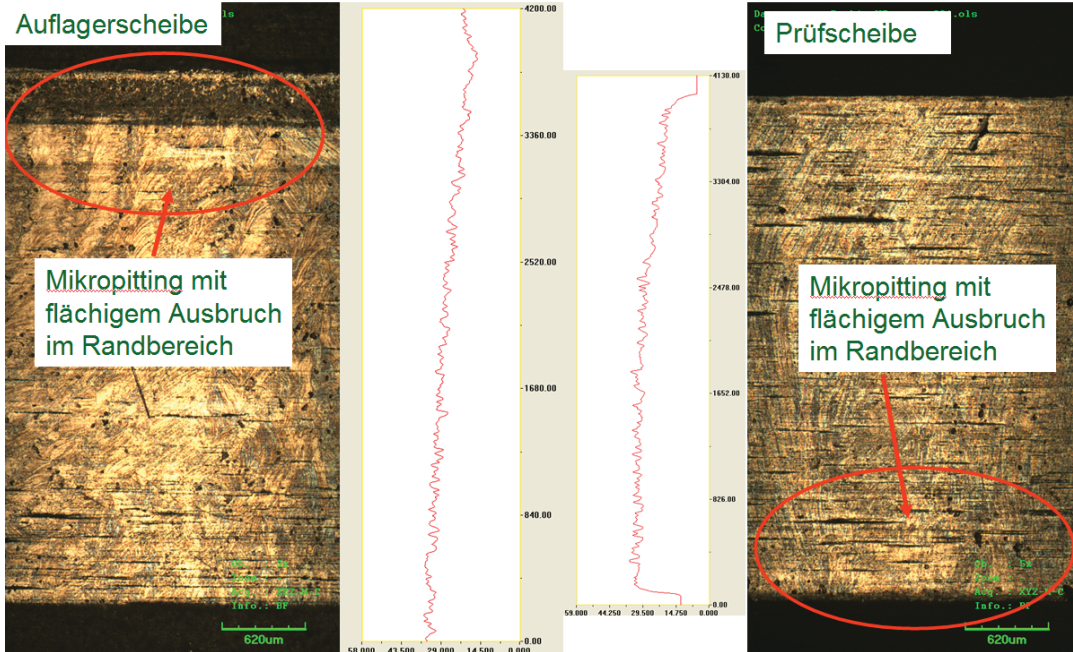


Lauffläche



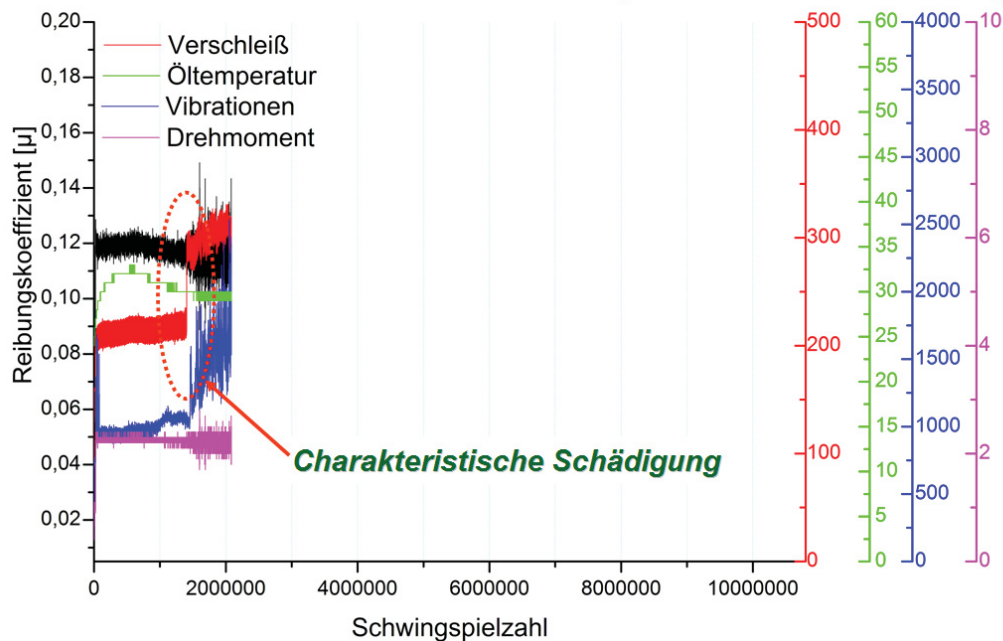
Kantenbereich

20MnCr5 – 2-RCF(E54); 0,86GPa; 11% Srr; 2,08 Mio. Überrollungen

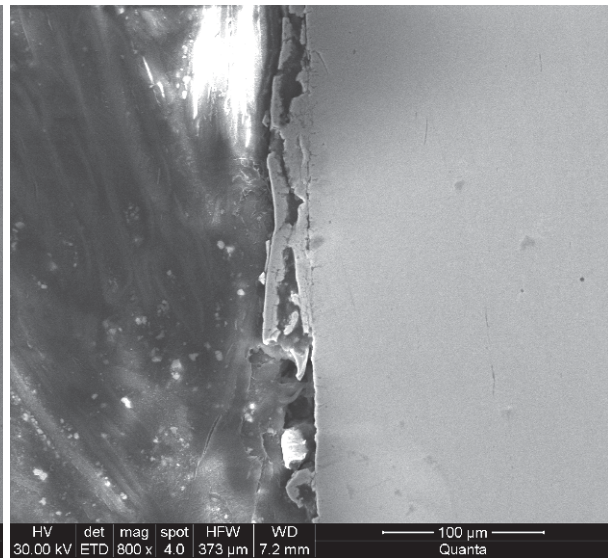
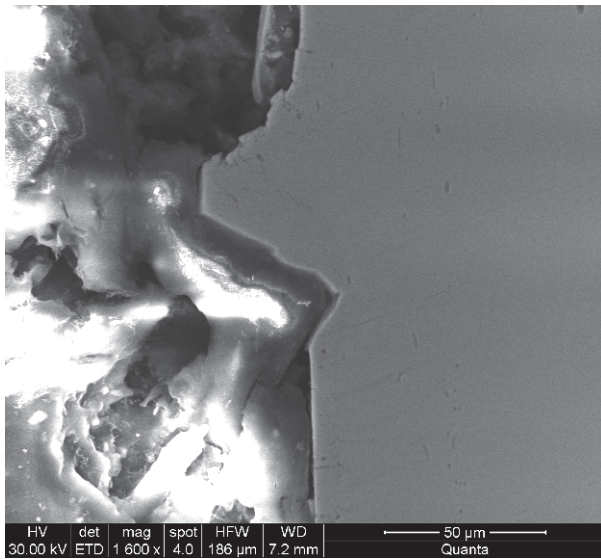


20MnCr5 – 2-RCF(E54); 0,86GPa; 11% Srr; 2,08 Mio. Überrollungen

→ Ausschaltkriterium: Manuelle Abschaltung nach erster char. Schädigung

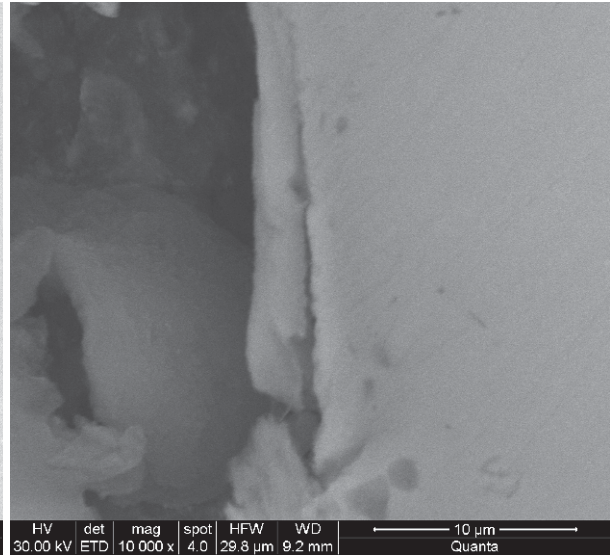
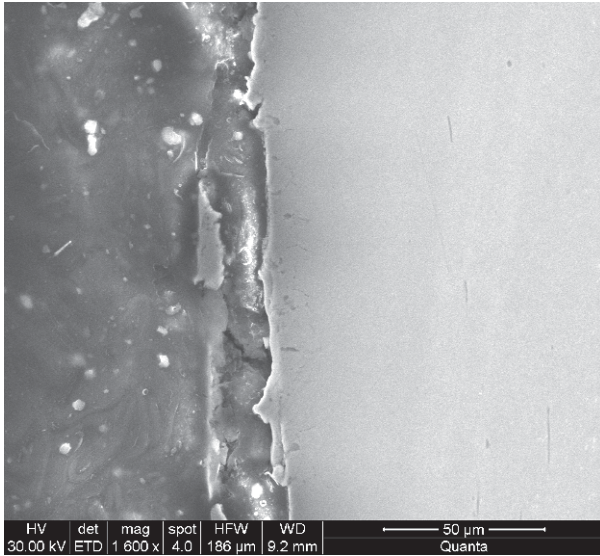


REM – Bilder Auflagerscheibe E54

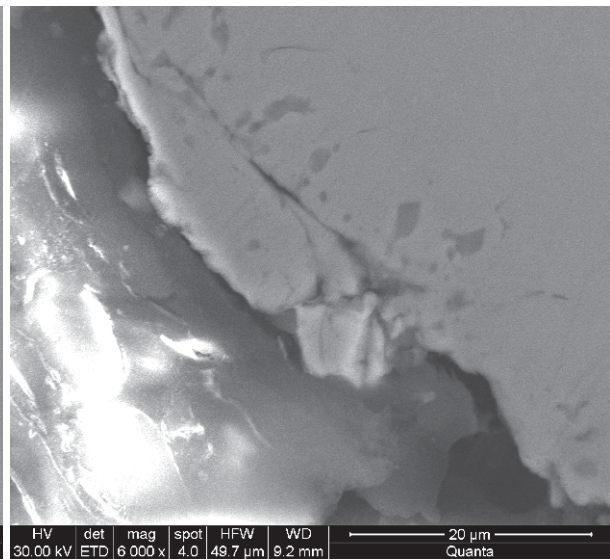
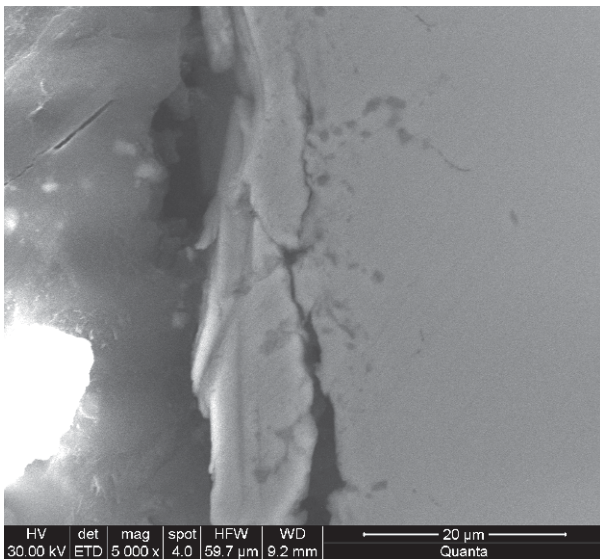


Lauffläche

REM – Bilder Prüfscheibe E54

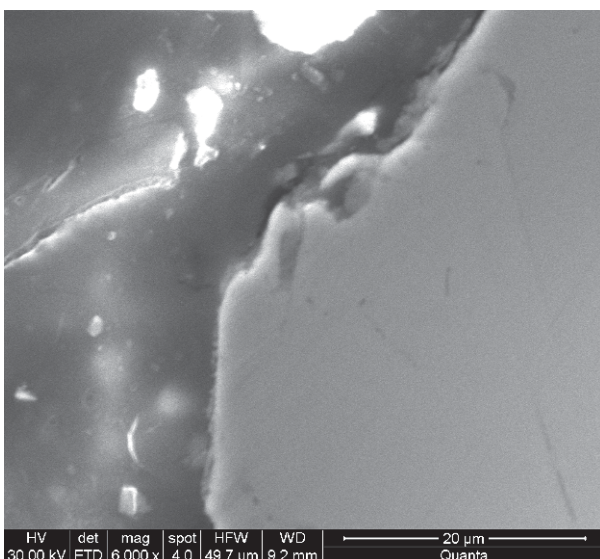


Lauffläche



Lauffläche

Kantenbereich



Kantenbereich

13.4. Berechnungen der 2RCF – Versuche

13.4.1. Berechnungen ohne Nitrierschicht

Zuerst wird der Ist- mit dem Originalzustand bei elastischen Materialverhalten ohne Nitrierschicht verglichen. In Abb. 11.30 sieht man die Mises Vergleichsspannung σ_v des Ist- und Originalzustandes bei elastischen Materialverhalten.

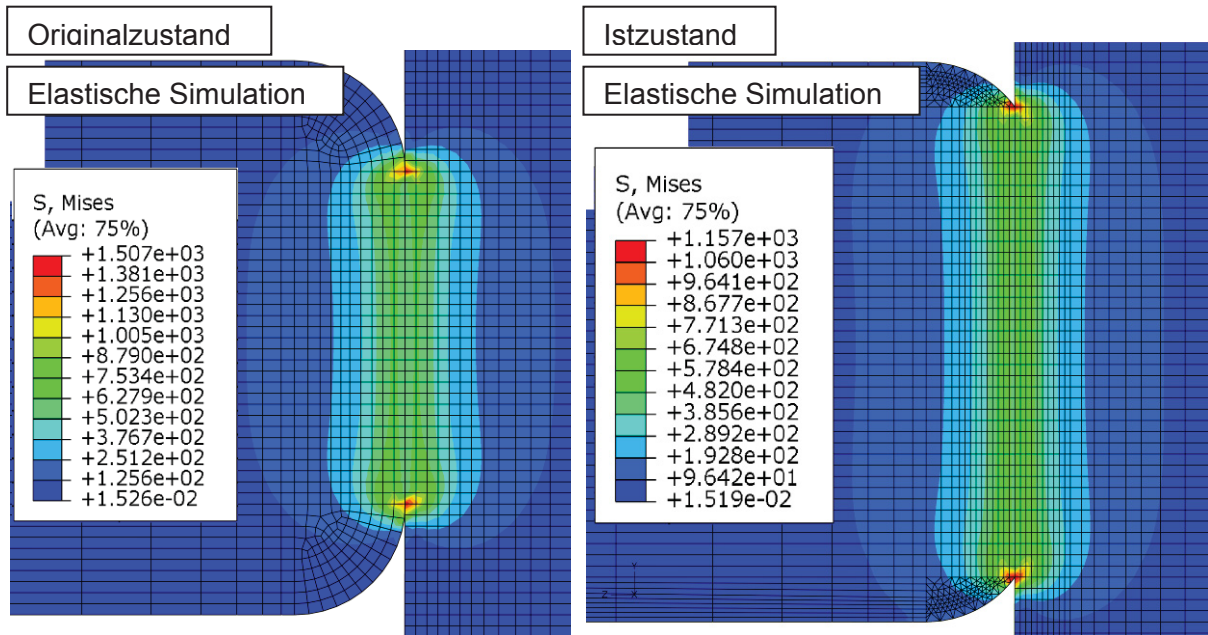


Abb. 13.13: 2-RCF Mises Vergleichsspannung σ_v (Originalzustand links, Istzustand rechts)

Die Funktionsläufe für die zwei verschiedenen Berechnungsversionen (Ist- und Originalzustand) ohne Nitrierschicht sind in Abb. 13.14 dargestellt und zeigen die Hauptnormalspannungen σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} und die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca entlang eines Pfades am Rand der Kontaktfläche.

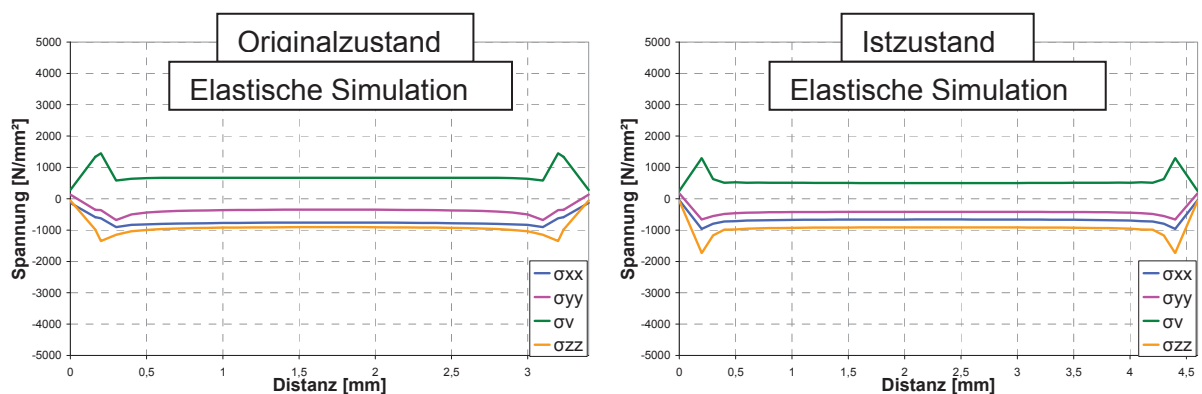


Abb. 13.14: Hauptnormalspannung σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} und die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca

Abb. 13.15 zeigen die Hauptnormalspannungen σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} und die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca entlang eines Pfades in der Mitte der Prüfscheibe.

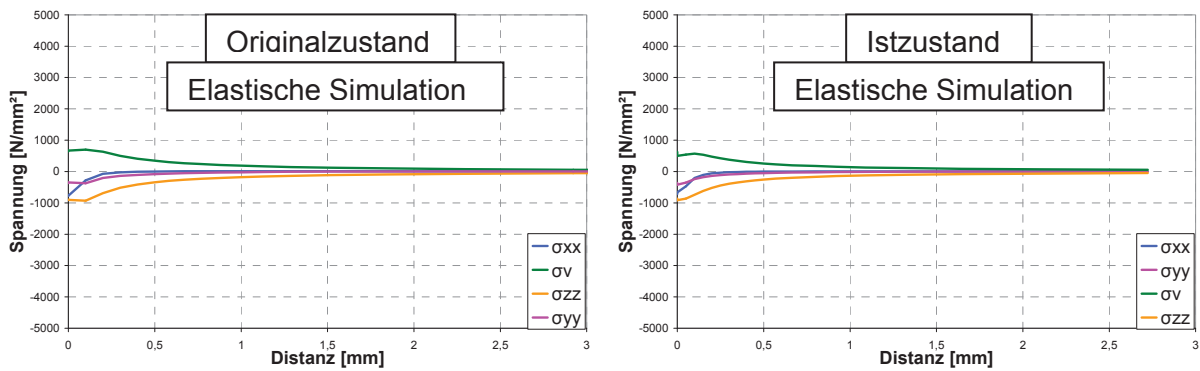


Abb. 13.15: Hauptnormalspannung σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} und die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca τ_{xz}

In Abb. 13.16 ist die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca in einem 3D-Diagramm dargestellt.

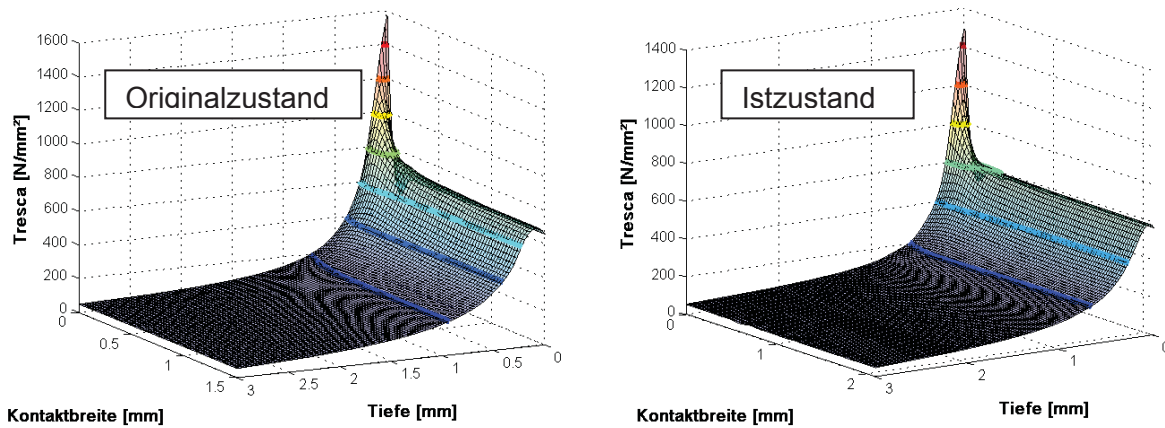


Abb. 13.16: 3D-Diagramm der Vergleichsspannung σ_v nach Tresca

In Abb. 13.17 sieht man die Mises Vergleichsspannung σ_v des Ist- und Originalzustandes bei elastisch/ plastischen Materialverhalten.

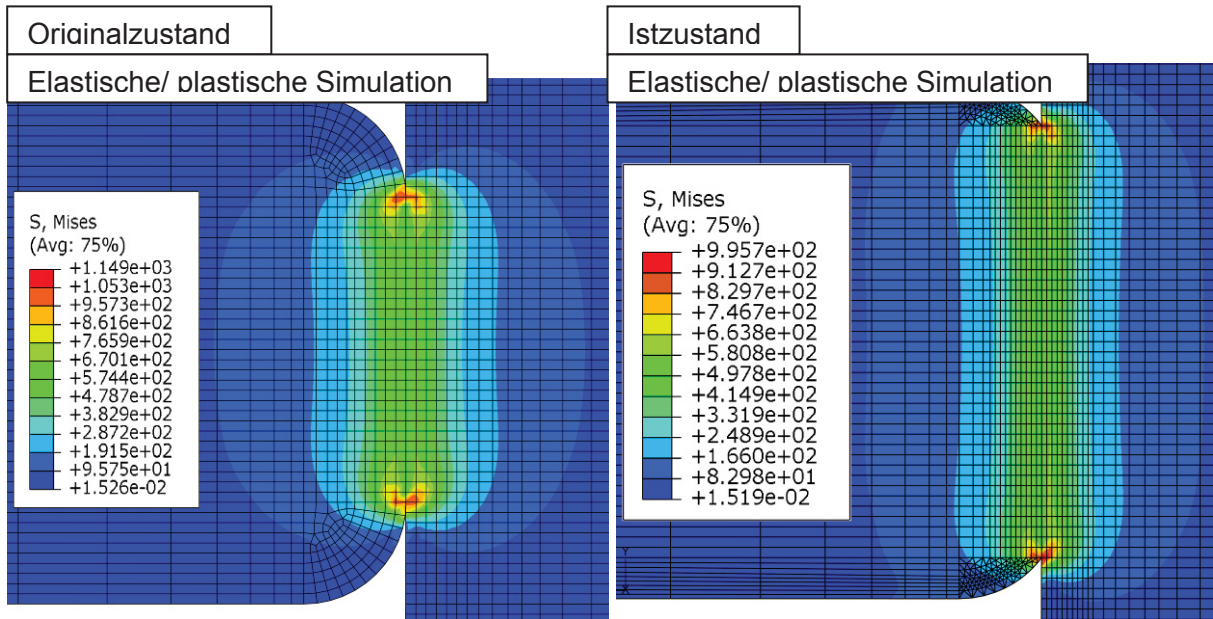


Abb. 13.17: Mises Vergleichsspannung σ_v

Die Funktionsläufe für die zwei verschiedenen Berechnungsversionen (Ist- und Originalzustand) ohne Nitrierschicht sind in Abb. 13.18 dargestellt und zeigen die Hauptnormalspannungen σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} und die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca entlang eines Pfades am Rand der Kontaktfläche.

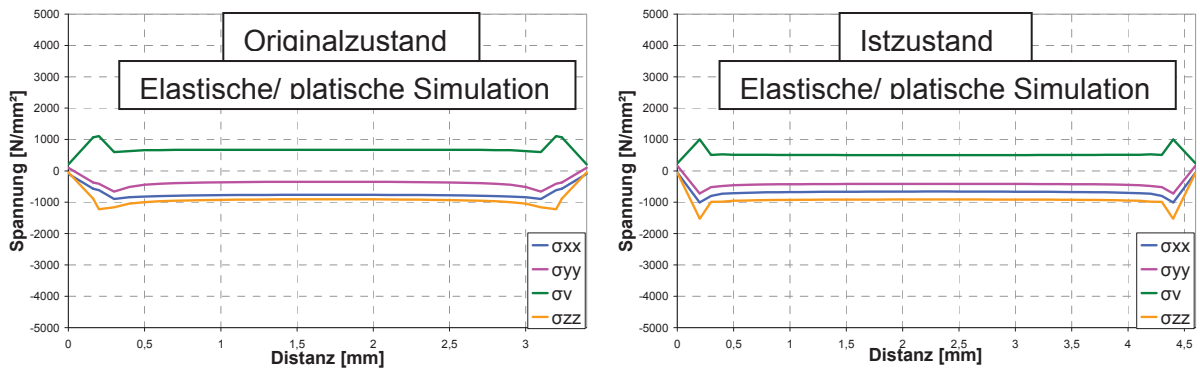


Abb. 13.18: Hauptnormalspannung σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} und die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca

Abb. 13.19 zeigen die Hauptnormalspannungen σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} und die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca entlang eines Pfades in der Mitte der Prüfscheibe.

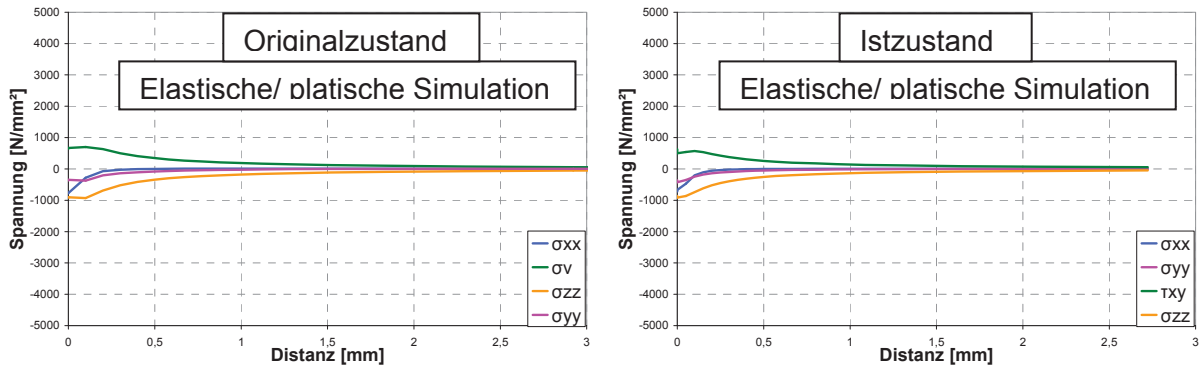


Abb. 13.19: Hauptnormalspannung σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} und die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca

In Abb. 13.20 ist die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca in einem 3D-Diagramm dargestellt.

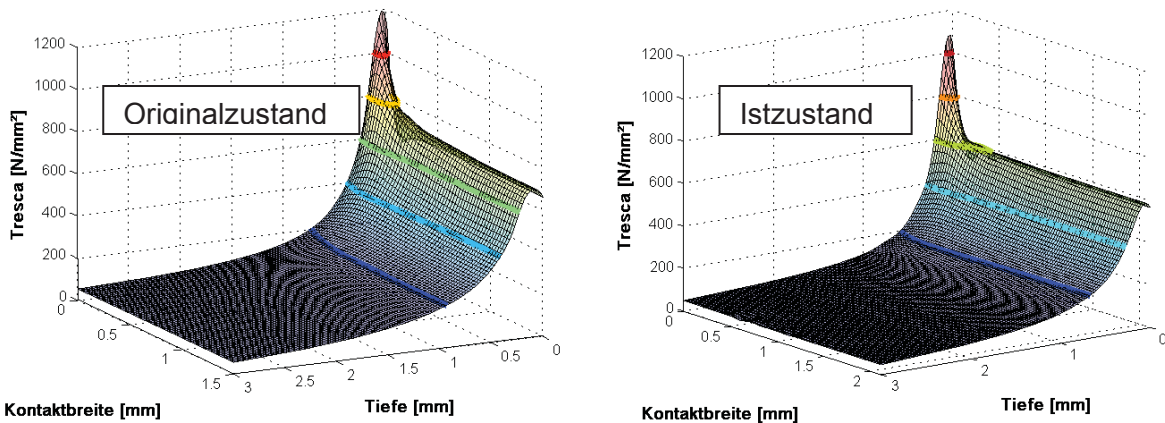


Abb. 13.20: 3D-Diagramm der Vergleichsspannung σ_v nach Tresca

13.4.2. Berechnungen mit Nitrierschicht

Nun wird der Ist- mit dem Originalzustand bei elastischen Materialverhalten mit Nitrierschicht verglichen. In Abb. 13.21 sieht man die Mises Vergleichsspannung σ_v des Ist- und Originalzustandes bei elastischen Materialverhalten.

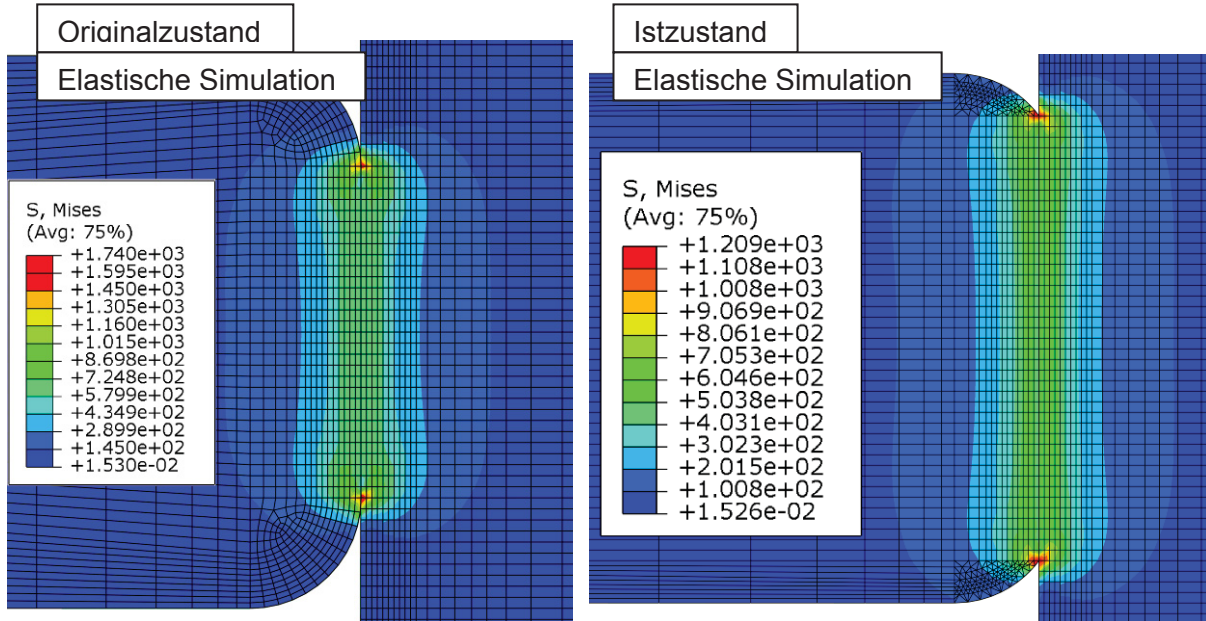


Abb. 13.21: 2-RCF Mises Vergleichsspannung σ_v (Originalzustand links, Istzustand rechts)

Die Funktionsläufe für die zwei verschiedenen Berechnungsversionen (Ist- und Originalzustand) mit Nitrierschicht sind in Abb. dargestellt und zeigen die Hauptnormalspannungen σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} und die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca entlang eines Pfades am Rand der Kontaktfläche.

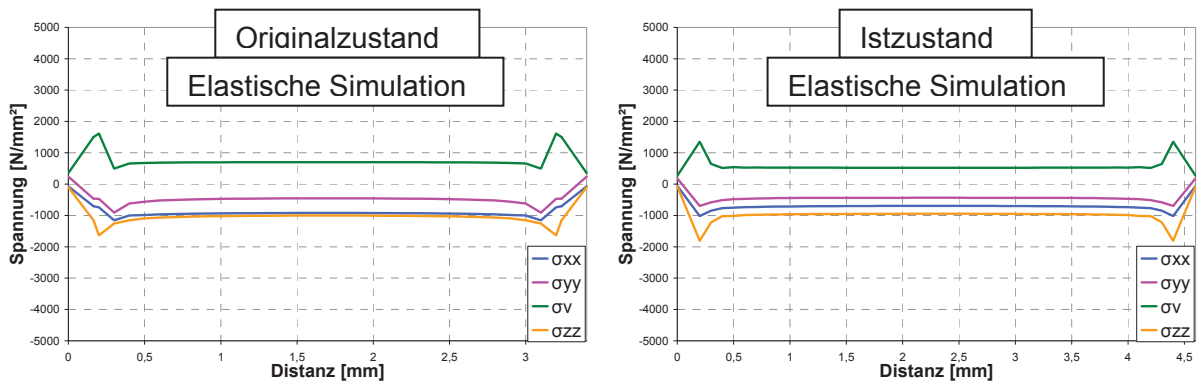


Abb. 13.22: Hauptnormalspannung σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} und die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca

Die Abb. 13.23 zeigen die Hauptnormalspannungen σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} und die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca entlang eines Pfades in der Mitte der Prüfscheibe.

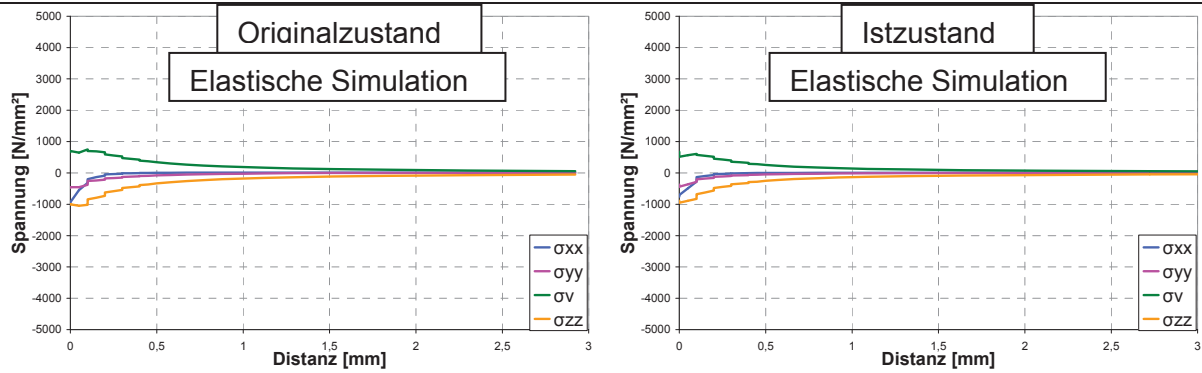


Abb. 13.23: Hauptnormalspannung σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} und die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca

In Abb. 13.24 ist die Schubspannung nach Tresca τ_{xz} in einem 3D-Diagramm dargestellt.

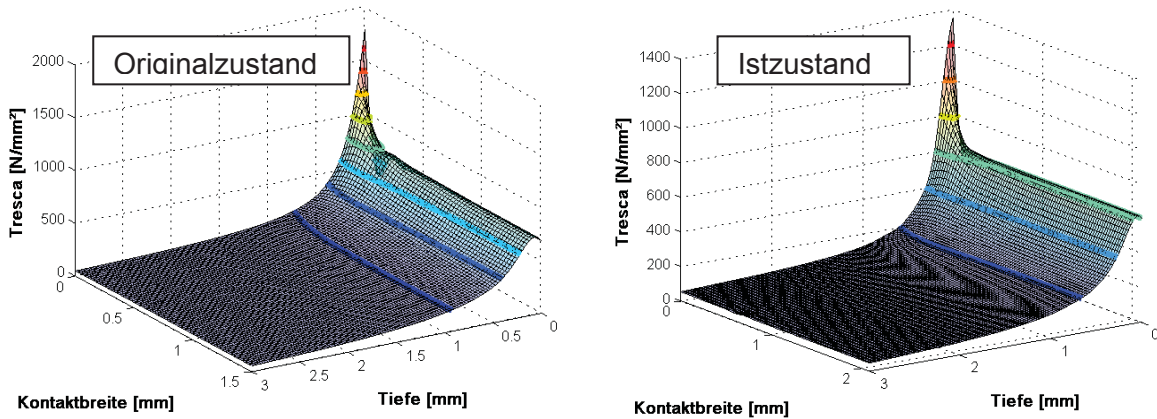


Abb. 13.24: 3D-Diagramm der Vergleichsspannung σ_v nach Tresca

In Abb. 13.25 sieht man die Mises Vergleichsspannung σ_v des Ist- und Originalzustandes bei elastisch/ plastischen Materialverhalten.

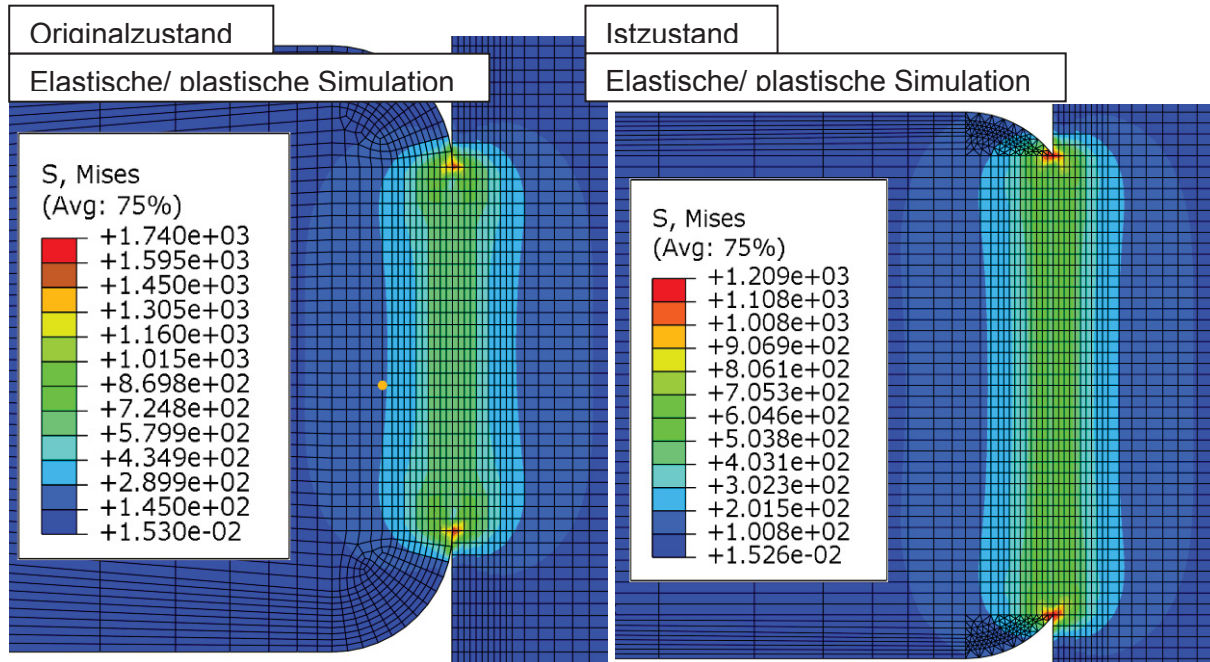


Abb. 13.25: Mises Vergleichsspannung σ_v

Die Funktionsläufe für die zwei verschiedenen Berechnungsversionen (Ist- und Originalzustand) ohne Nitrierschicht sind in Abb. 13.26 dargestellt und zeigen die Hauptnormalspannungen σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} und die Vergleichsspannung nach Tresca σ_v entlang eines Pfades am Rand der Kontaktfläche.

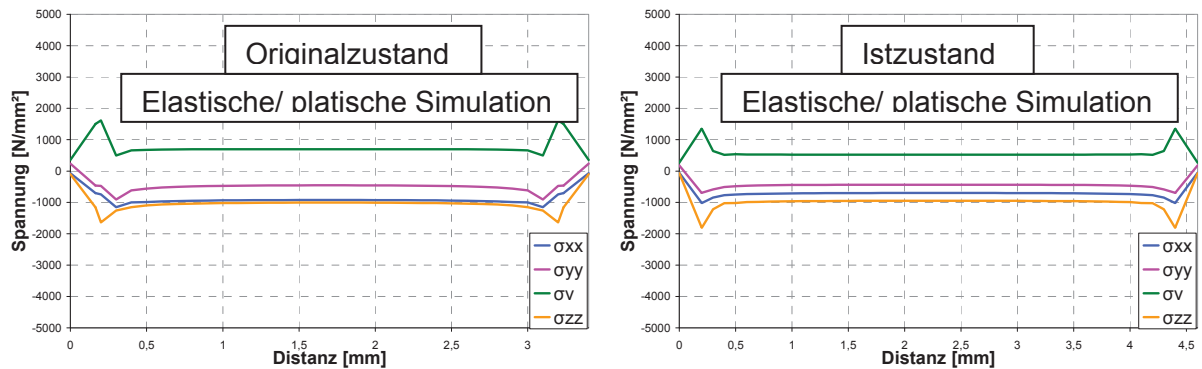


Abb. 13.26: Hauptnormalspannung σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} und die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca

Abb. 13.27 zeigen die Hauptnormalspannungen σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} und die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca entlang eines Pfades in der Mitte der Prüfscheibe.

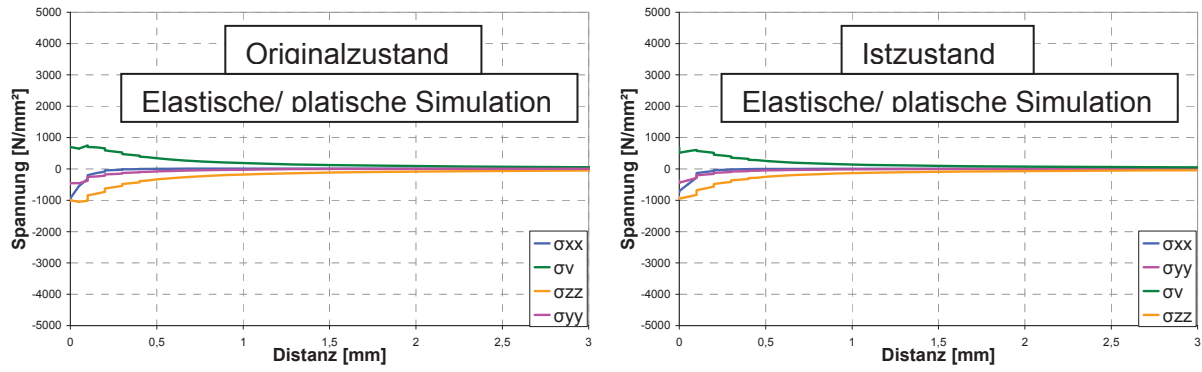


Abb. 13.27: Hauptnormalspannung σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} und die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca

In Abb. 13.28 ist die Vergleichsspannung σ_v nach Tresca in einem 3D-Diagramm dargestellt.

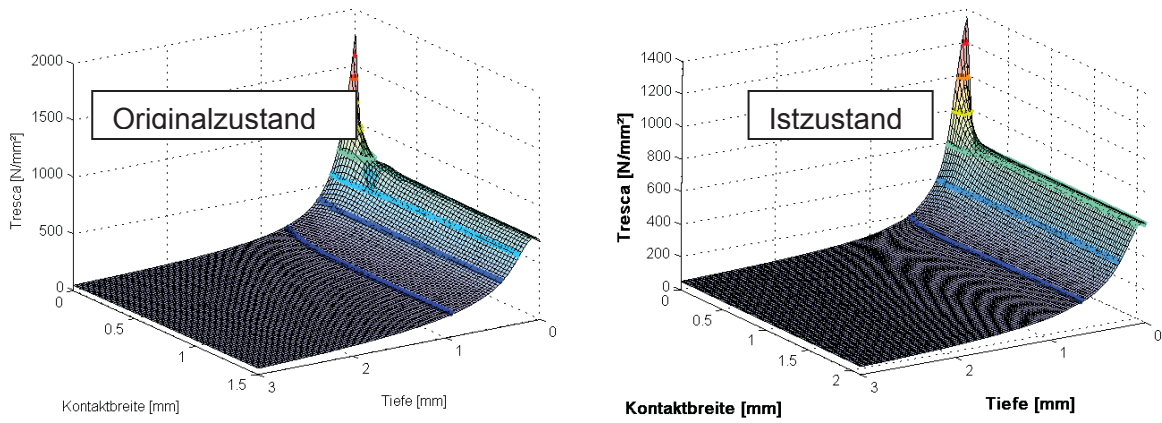


Abb. 13.28: 3D-Diagramm der Vergleichsspannung σ_v nach Tresca