

Montanuniversität Leoben

**Untersuchung des Gefügeeinflusses auf die
mechanischen Eigenschaften und Rollkontaktermüdung
von AISI M50 (80MoCrV42-16) Kugellagerstahl**



Die vorliegende Arbeit wurde am Materials Center Leoben in Kooperation mit der Firma Böhler Edelstahl GmbH & Co KG durchgeführt.

Diese Arbeit wurde als Teilprojekt „Grundlagen für die Qualitätssicherung und Weiterentwicklung von hochlegierten Lagerwerkstoffen“ des Key-Projektes KP 1 „Contact Fatigue“ im Rahmen des COMET K2 Zentrums für „Materials, Processing and Product Engineering“ (MPPE) mit den Projektpartnern Böhler Edelstahl GmbH & Co KG und Erich Schmid Institut der Österreichische Akademie der Wissenschaft durchgeführt und von der Österreichischen Forschungsförderungsgesellschaft (FFG) gefördert.

Leoben, 12.12.2017.

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

DI Lukas Harald Pritz

Danksagung

Mit dieser Arbeit schließt eine langjährige Ausbildung ab und dies möchte ich als Anlass nehmen, den folgenden Personen meinen Dank auszudrücken:

Herrn Univ.-Prof. Dr. Reinhold Ebner, Professor am Lehrstuhl für Metallkunde und metallische Werkstoffe sowie Geschäftsführer des Material Center Leobens, danke ich für das Vertrauen, mir die Aufgaben dieser Arbeit übertragen zu haben sowie für die Unterstützung und Betreuung während der Ausführung.

Bei den Herren DI Rainer Fluch, Dr. Arnold Tatschl und DI (FH) Ronald Münzer sowie der Firma Böhler Edelstahl GmbH & Co. bedanke ich mich für die gegebene Möglichkeit der Durchführung des Forschungsprojektes und die konstruktiven Besprechungen der Ergebnisse.

Stellvertretend für alle Kollegen des MCL im technischen Bereich, aber auch den Ladies der Administration, danke ich Dr. Stefan Marsoner für die Vielzahl gemeinsamer Diskussionen, Hilfestellungen bei Laborarbeiten und diversen anderen Herausforderungen.

Ein Dank gilt auch meinen Kommilitonen am MCL für die gemeinsame Zeit beim Forschen, aber auch für das eine oder andere Gespräch im Kaffeezimmer, welches die genauso notwendige Entspannung wiederbrachte.

Besonderer Dank gilt meinen Eltern Ida und Harald sowie meiner Schwester Nicole für ihre fortwährende Unterstützung in jeder Lebenslage, ihr Interesse an meiner Arbeit und die immer wieder notwendig gewordenen motivierenden Worte.

“Far better an approximate answer to the right question, which is often vague, than the exact answer to the wrong question, which can always be made precise.”

John W. Tukey

Ann. Math. Stat. 33, 1962

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung, Problemstellung und Zielsetzung	1
2	Beschreibung der Rollkontaktermüdung	4
2.1	Werkstoffbeanspruchung bei Rollkontakt	4
2.2	Schädigungsmechanismus und auftretende Materialveränderungen	12
2.2.1	Bereiche mit global unterschiedlichem Ätzkontrast („DEA“, „WEA“)	13
2.2.2	Bereiche mit lokal unterschiedlichem Ätzkontrast („Butterfly-Wings“)	19
2.2.3	Ermittlung der Lebensdauer in Überrollermüdungstests	24
3	Lagerstahl AISI M50 für Triebwerkslager	31
4	Beschreibung der Untersuchungsmethoden	35
4.1	Probenmaterial und Wärmebehandlung	35
4.2	Metallographische Untersuchungen	36
4.2.1	Bestimmung der chemischen Zusammensetzung	36
4.2.2	Bestimmung der Phasenanteile mittels Röntgendiffraktometrie	36
4.2.3	Gefügeuntersuchungen mittels Lichtmikroskopie	36
4.2.4	Gefügeuntersuchungen mittels REM	37
4.2.5	Charakterisierung der Schädigungsphänomene mittels TEM	39
4.2.6	Bestimmung von Eigenspannungstiefenverläufen an BoR-Proben	39
4.2.7	Probenpräparation mittels Ionen-Slicing	39
4.3	Ermittlung der mechanischen Eigenschaften	40
4.3.1	Einachsige Zug-, Stauch- sowie LCF Versuche	40
4.3.2	3-Punkt-Biegeversuch zur Bestimmung der Bruchzähigkeit	41
4.3.3	Härtemessung und Nanoindentierung	42
4.4	Versuchsaufbau und Durchführung der Überrollermüdungsversuche	42
4.4.1	Ball-on-Rod Tests	42
4.4.2	Lagerprüfstandtests	44
4.5	FEM-Simulation der Kontaktsituation sowie Risswachstumsfähigkeit	45
5	Untersuchung des Gefügebau	50
5.1	Untersuchung der chemischen Zusammensetzung und Seigerungsstruktur	50
5.2	Charakterisierung der Anteile und Größenverteilungen der Phasen	59

5.2.1	Bestimmung der ehemaligen Austenit-Korngröße	59
5.2.2	Analyse der Phasenanteile mittels Röntgendiffraktometrie	61
5.2.3	Automatische Einschluss- und Karbidmessung mittels REM	63
5.2.4	Bestimmung der Zusammensetzung, Phasenanteile und Größenverteilung der Karbide	68
6	Bestimmung der mechanischen Kennwerte	72
6.1	Ermittlung der statischen Materialkennwerte	72
6.1.1	Ergebnisse der Zug- sowie Stauchversuche	72
6.1.2	Ergebnisse der 3-Punkt-Biegeversuche und Härtemessungen	74
6.2	Ermittlung der zyklischen Materialkennwerte im LCF-Versuch	76
6.3	Abschätzung der Rissausgangslänge im LCF-Versuch	80
7	Untersuchung der Überrollermüdung	82
7.1	RCF-Test im Ball-on-Rod Prüfstand	82
7.1.1	Bestimmung der Lebensdauer und Untersuchung der Pittings	82
7.1.2	Untersuchung der Ausbildung der Laufspur	84
7.1.3	Untersuchung der Gefügeveränderungen sowie Mikrorisse	87
7.1.3.1	Untersuchungen der White Etching Area („WEA“)	87
7.1.3.2	Untersuchung der Butterfly-Wings („BW“)	98
7.1.3.3	Untersuchung oberflächennaher Bereiche auf Mikrorisse	110
7.1.4	FEM-Analyse der Risswachstumsfähigkeit	113
7.2	Untersuchung der Lager aus den Lagerprüfstandtests	117
7.2.1	Bestimmung der Lebensdauer und Untersuchung der Pittings	118
7.2.2	Untersuchung der Gefügeveränderungen („WEA“, „BW“)	119
7.3	Diskussion der Ergebnisse von Ball-on-Rod- und Lagerprüfstandtests	130
8	Zusammenfassung	132
9	Abkürzungsverzeichnis	I
10	Literaturverzeichnis	IV

1 Einleitung, Problemstellung und Zielsetzung

Wälzlager in Flugtriebwerken werden derzeit hauptsächlich aus dem Stahl AISI M50 (80MoCrV42-16) hergestellt, da an diese hochbeanspruchten Bauteile sehr spezielle Werkstoffanforderungen gestellt werden und gleichzeitig eine hohe Zuverlässigkeit vorzuliegen hat. Im Einsatz treten Belastungen von bis zu 2 GPa Hertz'scher Flächenpressung bei maximal 25.000 U/min und Betriebstemperaturen von etwa 300°C auf, wobei auftretende Lagerprobleme bei unter 20 ppm pro geflogener Flugstunde liegen müssen [1–3]. Für diese Anforderung ist nach wie vor der in den späten 1950ern in den USA entwickelte sekundärhärtende Stahl AISI M50 bestehend aus einer martensitischen Matrix mit vanadiumreichen MC- und molybdänreichen M_2C -Karbiden die erste Wahl [1; 4; 5]. Typische Standzeiten bzw. Inspektionsintervalle liegen in der Größenordnung von 10^{10} Überrollungen, wenn von einem 340 mm großen Lagerring mit 20 Wälzkörpern und einer mittleren Drehzahl von 12.000 U/min ausgegangen wird [6].

Die Bestandteile von Wälzlagern sind im Allgemeinen ein Innen- (IR) sowie Außenring (AR), zwischen denen Wälzkörper abrollen, welche zumeist in einem Käfig in definierter Position gehalten werden (siehe Abbildung 1.1 a). Bereits 1881 beschrieb Hertz [7] die in den Wälzlagern auftretende Kontaktsituation über eine Herleitung der Berührung elastischer Körper und stellte dadurch die Grundlage der Rollkontaktermüdung dar. Wie in Abbildung 1.1 b dargestellt, findet bei der Berührung von elastischen Körpern auf Grund der Kontaktkraft eine Abplattung der Punktberührung zu einer Kontaktellipse statt, in welcher die maximale Flächenpressung (auch Hertz'sche Flächenpressung genannt) in der Mitte und eine elliptische Abnahme zum Rand vorliegt.

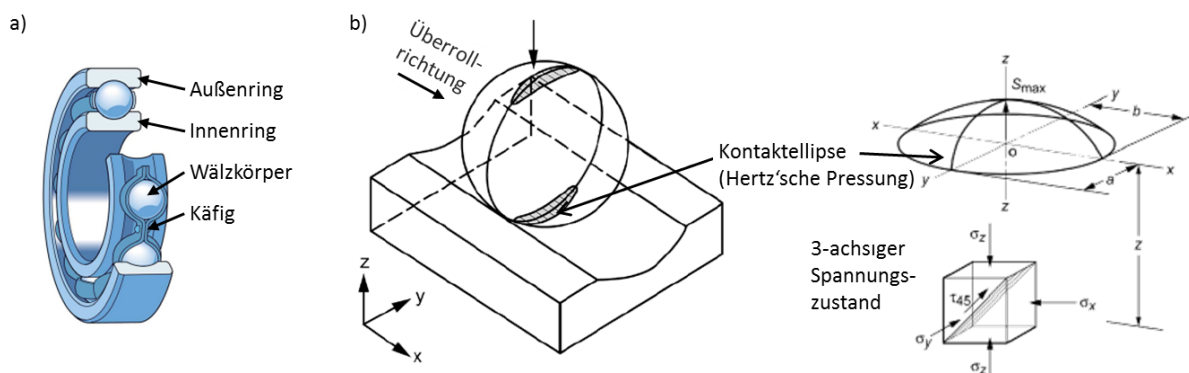


Abbildung 1.1: a) Skizze eines einreihigen Rillenkugellagers mit Bezeichnung der einzelnen Bauteile [1] und b) Belastungssituation an der Laufspur auf Grund der Belastungssituation [8].

Als beeinflussende Hauptfaktoren auf die wirkende Rollkontaktermüdung (Rolling Contact Fatigue, RCF) durch die zyklische Belastung in der Berührzone zwischen Lagerschale und Wälzkörper werden einerseits die sich ausbildende Hertz'sche Flächen-

pressung auf Grund der Geometrie der Bauteile und der wirkenden Anpresskraft, die Rotationsgeschwindigkeit, Gleitanteile, Betriebstemperatur, Art des Schmiermittels und Vibrationen sowie andererseits Härte, Zähigkeit, Eigenspannungszustand, Mikrostruktur inkl. Gehalt an Restaustenit (RA) und Karbiden, Reinheit des Werkstoffes sowie Oberflächenrauheit genannt [1; 8–11]. Da eine hohe Reinheit der Lagerstähle eine Steigerung der Lebensdauer um ein Vielfaches bewirken kann, werden bei der Herstellung große Aufwände durch Vakuum-Schmelz- und -Umschmelz-Verfahren (VIM-VAR) betrieben [8; 10; 12–14].

Ein Ausfall des Lagers liegt vor, wenn die gewünschte Funktion nicht länger erfüllt werden kann, d.h. Rotationen nicht mehr oder nur verbunden mit starken Vibrationen und Lärm möglich sind, da Materialausbrüche an den Lagerschalen bzw. Wälzkörpern stattfinden (sogenannte Pittingbildung) [1; 11]. Zwar können Risse durch das gesamte Lager bzw. Lagerkomponenten verlaufen, was zu einem schwerwiegenderen Fehler führt, jedoch werden Lagerschäden im Allgemeinen durch die zuvor erwähnten auftretenden Vibrationen und Geräusche bemerkt und der Einsatz vorher gestoppt [1].

Die Lebensdauer von Kugellagerstählen ist primär durch drei mögliche Fehlerarten bestimmt: Es kann zum Abplatzen des Materials nach einer Rissinitiierung unter der Oberfläche, da hier durch die Hertz'sche Pressung die höchsten Spannungen vorliegen, kommen oder direkt an der Oberfläche durch Unebenheiten bzw. Irregularitäten. Als dritte Fehlerart kann direkt an der Oberfläche Schädigung durch starke Oberflächenrauheit und/oder unzureichender Schmierung ausgelöst werden [1; 15]. Da die Ursache hierfür jedoch eine Art maschinelle Fehlfunktion mit zu geringer Schmierfilmdicke im Betrieb bzw. ein Bearbeitungsfehler in der Herstellung der Bauteile mit zu hoher Oberflächenrauheit darstellt und nicht eine klassische Ermüdung von zuvor voll funktionsfähigen Bauteilen ist, wurde diese Fehlerart im Zuge dieser Arbeit nicht behandelt.

Obwohl die Beanspruchungen und verschiedenen Schädigungsphänomene bei Rollkontaktermüdung seit langem bekannt sind und untersucht werden, ist es bisher nicht möglich die komplexen Zusammenhänge aus Belastung des Lagers, vorliegende Materialparameter und Ursache bzw. Verlauf des Versagens durchgehend zu beschreiben [1; 16–21]. Des Weiteren ist nur wenig Literatur zu dem bei erhöhten Betriebstemperaturen eingesetzten Lagerstahl AISI M50 zu finden, welche aber von Unterschieden hinsichtlich der Schädigungsphänomene zum vieluntersuchten „klassischen“ Wälzlagerstahl AISI 52100 (100Cr6) berichten [1; 2; 6; 18; 20].

Das Ziel dieser Arbeit ist es, einerseits die Pittingentwicklung bei AISI M50 Stahl zu untersuchen und die Initiierung und Art sich ausbildender Schädigungsphänomene zu charakterisieren. In weiterer Folge sollen durch diese Beschreibung Optimierungspotentiale hinsichtlich des Mikrostrukturaufbaus des Stahles aufgezeigt werden, um Ansätze

für die Verbesserung des Stahles ableiten zu können. Hierfür wurde zu Beginn eine umfassende Literaturstudie hinsichtlich bisheriger Beschreibung der Rollkontaktermüdung, der Werkstoffbeanspruchung bei Überrollung, der unterschiedlichen Schädigungsmechanismen und der Entwicklung sowie der Eigenschaften von M50 Stahl durchgeführt. Die Charakterisierung der Materialparameter von M50 Stahl fand durch metallographische, statische und zyklische mechanische sowie durch Überrollermüdungstests statt, wobei hier Wert auf das Ableiten von die Überrollermüdungseigenschaften beeinflussenden Eigenschaften gelegt wurde. Zuletzt fand eine Untersuchung von Lagern aus Lagerprüfstandstests hinsichtlich der dabei auftretenden Schädigungsphänomene statt, um die Vergleichbarkeit der Überrollermüdungstests und der Lagerprüfstandstests aufzeigen zu können.

2 Beschreibung der Rollkontaktermüdung

2.1 Werkstoffbeanspruchung bei Rollkontakt

Werden zwei Bauteile in Kontakt gebracht, ergibt sich in Abhängigkeit von der Geometrie eine Punkt- oder eine Linienberührung. Aus den Grundlagen der Mechanik ist jedoch bekannt, dass jede Belastung eine Verformung der Bauteile mit sich zieht, welche in Abhängigkeit der Höhe und der Festigkeit des Materials entweder elastisch oder plastisch ist. Bei der nicht-konformen Berührung, wie sie nicht nur in Wälzlagern, sondern auch bei Zahnrädern oder Nockwellen auftritt, ergeben sich durch die kleinen Berührungsflächen im Allgemeinen große Flächenpressungen. Diese Werkstoffbeanspruchung wurde 1881 erstmals von Hertz für die reibungsfreie Berührung linear-elastischer, homogener und isotroper Körper analytisch beschrieben und stellt somit eine der Grundlagen der Rollkontaktermüdung dar [7; 22–24]. Eine sich ausbildende elliptische Kontaktfläche bei Punktberührung von Ellipsoiden (Körper A mit Radien R_{ax} und R_{ay} auf Körper B mit R_{bx} und R_{by}), welche sich durch eine Abplattung auf Grund der elastischen Verformung ergibt, ist beispielhaft in Abbildung 2.1 a zu sehen. Im Falle einer Anpressung von zwei Kugeln, welche ein Sonderfall von Ellipsoiden mit Halbachsenlängen a gleich b , ergibt sich demnach ein Kreis, welcher wiederum den Sonderfall einer Ellipse mit gleichen Halbachsenlängen ($a = b$) darstellt. Die wichtigsten Parameter der Kontaktbedingung sind die Halbachsenlängen a und b der Kontaktfläche, die sogenannten reduzierten Krümmungsradien der Kontaktkörper auf Grund der Abplattung, die Höhe und Lage des Schubspannungsmaximums τ_{max} und die sich ausbildende maximale Kontaktspannung p_0 (auch Hertz'sche Pressung genannt), in Abbildung 2.1 b in der Mitte der Kontaktfläche mit einem Pfeil angedeutet. Einflussfaktoren auf die Größe der sich ausbildenden Kontaktfläche und Hertz'sche Pressung sind neben der Anpresskraft F auch die Materialparameter E-Modul und Poissionzahl sowie die Krümmungsradien der beiden Körper. Für die Herleitung und Beschreibung der Berechnung von sich auszubildenden Kontaktflächen und Flächenpressungen durch die Lösung von elliptischen Integralen ist an dieser Stelle auf weiterführende Literatur verwiesen [3; 7; 22–25].

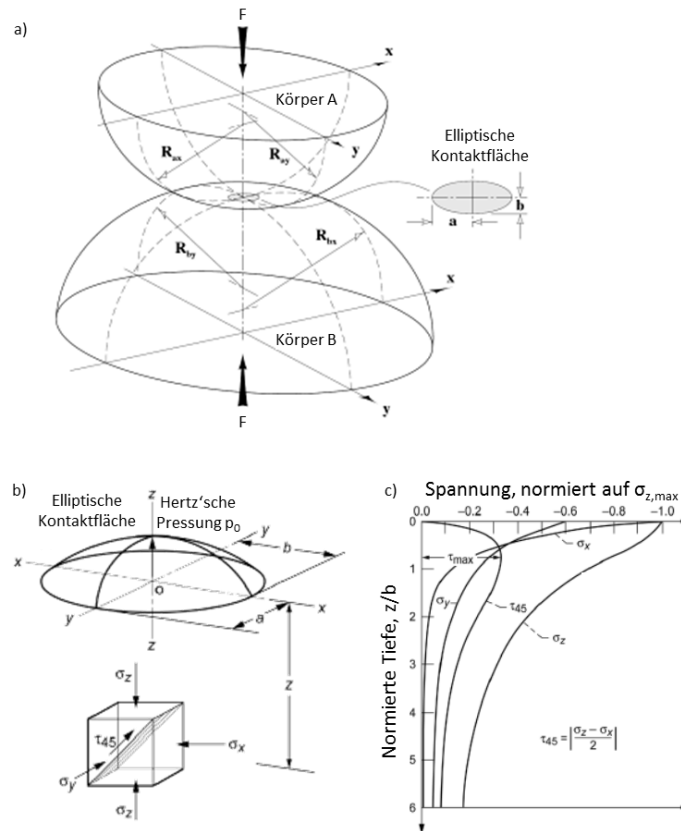


Abbildung 2.1: a) Kontaktsituation bei der Anpressung von Ellipsoiden und sich ausbildende elliptische Kontaktfläche auf Grund der elastischen Deformation [22] und b) sich ergebende Flächenpressung in der Kontaktfläche mit der Hertz'schen Pressung p_0 in der Mitte sowie c) Spannungsverläufe unter dem Mittelpunkt der Kontaktfläche [8].

Die Verläufe der sich ausbildenden Normalspannungen $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$ sowie der Schubspannung τ_{45} sind in Abbildung 2.1 c dargestellt, wobei die Spannungen durch einen Bezug auf die maximal auftretende Spannung $\sigma_{z,max}$ und die Tiefe auf die Breite der Kontaktellipse „normiert“ und für den Mittelpunkt der Kontaktfläche angegeben sind. Es ist zu erkennen, dass das Schubspannungsmaximum τ_{max} unter der Werkstoffoberfläche liegt und auch die Maxima der Vergleichsspannung nach der Gestaltänderungs- (GEH) sowie der Schubspannungshypothese sich ungefähr in dieser Tiefe ausbilden [23]. Treten bei der Überrollung auch Reibungskräfte auf, bewirken diese durch die Überlagerung der Normal- und Tangentialbeanspruchungen eine Erhöhung der Werkstoffanstrengung in der oberflächennahen Schicht, eine Asymmetrie der Spannungsfelder vor bzw. hinter dem Kontaktmittelpunkt und eine Verdrehung der Normalspannungsfelder [23; 26]. In Abbildung 2.2 ist die Beanspruchung bei Überrollung mit Einbeziehung der Reibung durch Isolinien konstanter Vergleichsspannungen nach der GEH bezogen auf p_0 für die normierten Koordinaten x/b und z/b für einen Reibwert von $\mu = 0.05$ und $\mu = 0.25$ bei Linienberührung und Überrollung gezeigt. Hierbei findet eine Überrollung von links nach rechts statt und die Spannungen sind für die Mitte der Kontaktfläche dargestellt. Es ist

deutlich zu erkennen, dass sich eine Asymmetrie entlang der x/b -Achse ausbildet und die Tiefe der maximalen Vergleichsspannung bei dem höheren Reibwert näher an der Oberfläche liegt. Bereits ein geringfügig höherer Reibwert von $\mu = 0.3$ bewirkt eine Verschiebung der maximalen Vergleichsspannung an die Oberfläche [26].

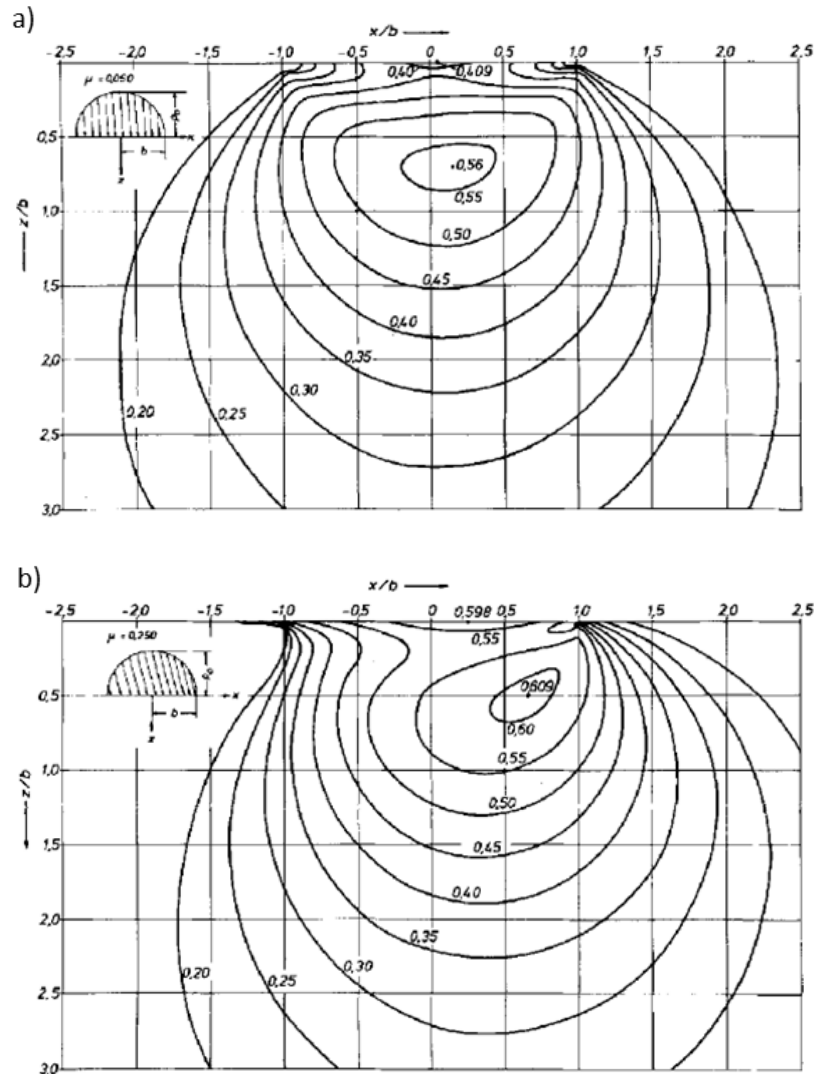


Abbildung 2.2: Isolinien der Vergleichsspannung nach der GEH (σ_v) normiert auf die Hertz'sche Pressung (p_0) für a) $\mu = 0.05$ und b) $\mu = 0.25$ unter der Mitte der Kontaktfläche bei Überrollung von links nach rechts und Darstellung der Kontaktpressung jeweils im linken oberen Bereich [26].

Im Allgemeinen liegen bereits vor der Inbetriebnahme eines Wälzlagers in den Bauteilen auf Grund der Herstellung durch Umformung, Wärmebehandlung, mechanischen Bearbeitung etc. Eigenspannungen vor, welche jedoch gering sind und eine Berücksichtigung nicht zwangsläufig notwendig ist [26]. Allerdings können durch thermochemische Verfahren, wie beispielsweise Carbonitrieren, oder mechanische Oberflächenbehand-

lungen, z.B. Kugelstrahlen, große Druckeigenspannungen aufgebaut werden, welche sich positiv auf die Lebensdauer bei Überrollung auswirken [8].

Bei Lagerbauformen mit gekrümmten Kontaktflächen, wie Rillenkugellager, tritt auch bei Überrollung ohne Schlupf ein lokales Gleiten auf [26; 27]. Wie in Abbildung 2.3 ersichtlich, tritt auf Grund der geometrischen Gegebenheit in der Mitte der Laufbahn ein Rückwärtsgleiten entgegen der Überrollrichtung, am Rand ein Vorwärtsgleiten und nur an zwei Punkten tritt ideales Rollen ohne Schlupf auf. Es kommt zur Ausbildung lokal unterschiedlicher Schubspannungen, welche zusätzlich zu den auftretenden Normalspannungen zu berücksichtigen sind [26].

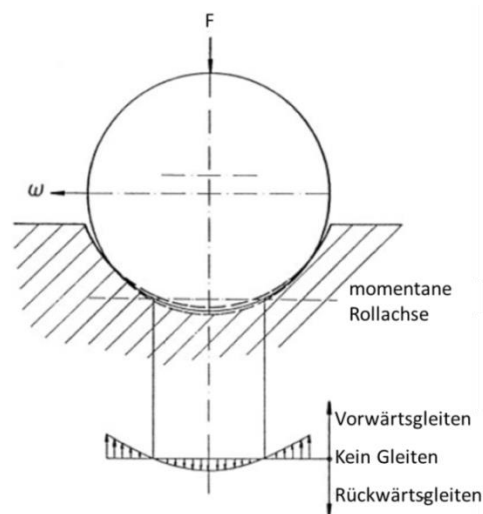


Abbildung 2.3: Skizze der Überrollung bei gekrümmter Kontaktfläche mit Bereichen mit Vorwärts- sowie Rückwärtsgleiten und zwei Punkten mit idealem Rollen [26].

Im Betrieb von Wälzlagern findet ein Aufbau von Eigenspannungen statt, wenn Vergleichsspannungen nach der GEH über der Elastizitätsgrenze aus dem Zugversuch liegen, da dies zu merklichen plastischen Verformungen mit einer Zunahme der Versetzungsdichte und zu einer Umwandlung des Restaustenits (RA) in Martensit führt [26]. Die sich akkumulierenden mikroskopischen Abgleitprozesse durch vorliegende Schubspannungen führen zu makroskopischen Längenänderungen in Umfangs- und Axialrichtung, welche aber von angrenzenden, nur elastisch verformten Werkstoffbereichen behindert werden. Dadurch stellt sich ein Eigenspannungszustand I. Art ein, welcher ein Kräfte und Momentengleichgewicht zwischen gelängtem und verkürztem Bereich aufweist. Da in radialer Richtung (z-Richtung sowie Richtung der Krafteinleitung in Abbildung 2.3) eine freie Oberfläche vorliegt, können gestauchte Fasern hier nahezu zur Gänze elastisch rückfedern, wodurch keine Eigenspannungen in z-Richtung entstehen. In Abbildung 2.4 a ist beispielhaft der Aufbau eines einreihigen Rillenkugellagers des Typs 6309 mit den einzelnen Komponenten sowie der Bezeichnung der Richtungen

gezeigt und eine Skizze eines Querschliffes (QS) durch den Innenring des Lagers ist in Abbildung 2.4 b dargestellt. Hier wird der Bereich innerhalb der Kontur a über die Streckgrenze hinaus belastet und verformt sich plastisch zur Kontur b, was zum Aufbau der Eigenspannungen sowie einer Deformation an der Oberfläche führt (Kontur c). Das Tiefenprofil der sich aufbauenden radialen Zugeigenspannung in der Mitte der Laufspur zeigt die Kurve d [11; 26].

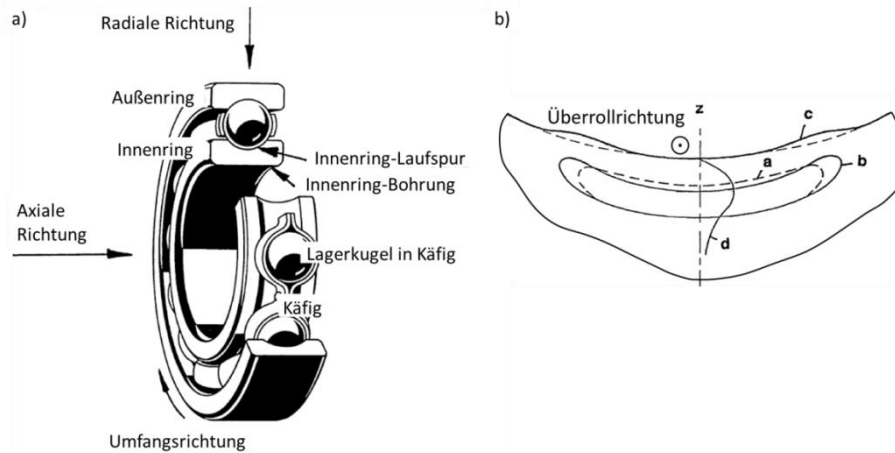


Abbildung 2.4: a) Aufbau eines einreihigen Rillenkugellagers des Typs 6309 mit Darstellung der Richtungsbezeichnungen und b) Skizze eines Querschliffes durch den Innenring mit Konturen der Bereiche der plastischen Formänderung a zur Kontur b, dadurch resultierende oberflächliche Formänderung c sowie radiales Zugeigenspannungsprofil d [11].

Diese im Betrieb entstehenden Eigenspannungen dürfen nicht unberücksichtigt bleiben und sind den Lastspannungen vektoriell zu überlagern, um die Werkstoffanstrengung korrekt zu beschreiben. In Abbildung 2.5 a sind die sich ausbildenden Vergleichsspannungsverläufe σ_v normiert auf p_0 für die Kombinationen aus Reibwert $\mu = 0$ und $\mu = 0.05$ sowie unterschiedliche Eigenspannungen zu sehen. Hierbei sind die Eigenspannungen jeweils gleich groß in x-Richtung (Überrollrichtung) wie in y-Richtung (axiale Richtung) und normiert auf die Hertz'sche Pressung p_0 , sodass ein Faktor $K = \sigma_x/p_0 = \sigma_y/p_0$ angegeben werden kann. Der Einfluss der Reibung ist ohne vorliegende Eigenspannungen ($K = 0$) gering, führt jedoch bei vorliegenden, gleich hohen Eigenspannungen in x- sowie y-Richtung in der Höhe von $K = 0.2$ zu einem Anstieg der Vergleichsspannung nach der GEH. Im Gegensatz dazu bewirken die Eigenspannungen eine Verminderung der Spannungshöhe sowie Verschiebung des Maximums zu einer geringeren Tiefe unter der Laufspur [26]. Der Einfluss der Reibung auf den Winkel φ_1 zwischen der Hauptschubspannung τ_1 und der x-Achse ist in Abbildung 2.5 b ebenso für verschiedene Eigenspannungszustände mit Hilfe des zuvor erwähnten K-Faktors dargestellt. Dieser Winkel φ_1 beeinflusst in weiterer Folge die Ausprägung der in Kapitel 2.2.1 beschriebenen „White Etching Areas“ bzw. den Winkel der darin vorkommenden „Weiße Bänder“.

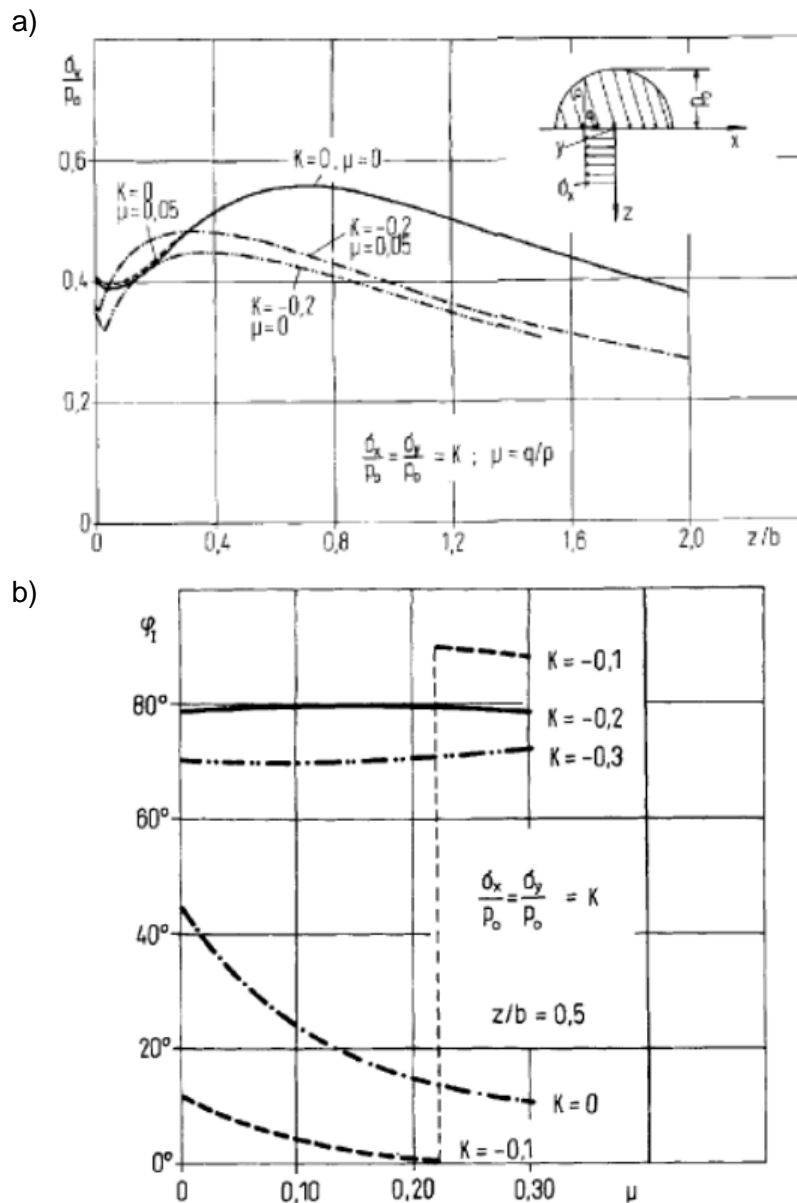


Abbildung 2.5: a) Beeinflussung der Vergleichsspannung σ_v normiert auf Hertz'sche Pressung p_0 durch Eigenspannungen (angegeben mittels K-Faktor) und Reibung (μ) über die Tiefe z normiert auf die Halbachsenlänge b der Kontaktfläche und b) Einfluss des Reibwerts μ auf den Winkel ϕ_1 zwischen der Hauptschubspannung τ_1 und der x -Achse (Überrollrichtung) für unterschiedliche Eigenspannungswerte ($K = \sigma_x/p_0 = \sigma_y/p_0$) [26].

Der Aufbau von Eigenspannungen in Umfangsrichtung sowie die Umwandlung von RA zu Martensit mit zunehmender Überrollungszahl ist in Abbildung 2.6 für ein Typ 6309 Radialrillenkugellager aus AISI 52100 Stahl bei einer Hertz'schen Pressung von 3300 MPa und einer Betriebstemperatur von ca. 50°C zu sehen. Im Neuzustand liegen auf Grund der mechanischen Bearbeitung mittels Drehen und Schleifen an der Oberfläche bis zu einer Tiefe von ca. 20 μm hohe Druckeigenspannungen und in der Tiefe geringe Zugeigenspannungen vor. Mit steigender Überrollungszahl bauen sich kontinuierlich höhere Druckeigenspannungen in einem Bereich von etwa 100 bis 500 μm auf,

mit dem Maximum in einer Tiefe von etwa 250 μm . Ebenso ist bereits im Ausgangszustand durch die Bearbeitung ein Zerfall des RA erkennbar. Oberflächennahe ist nur eine geringe Zunahme des Anteils an umgewandeltem RA zu erkennen, allerdings findet im Bereich des Druckeigenspannungsaufbaus ein kontinuierlicher Zerfall statt [28].

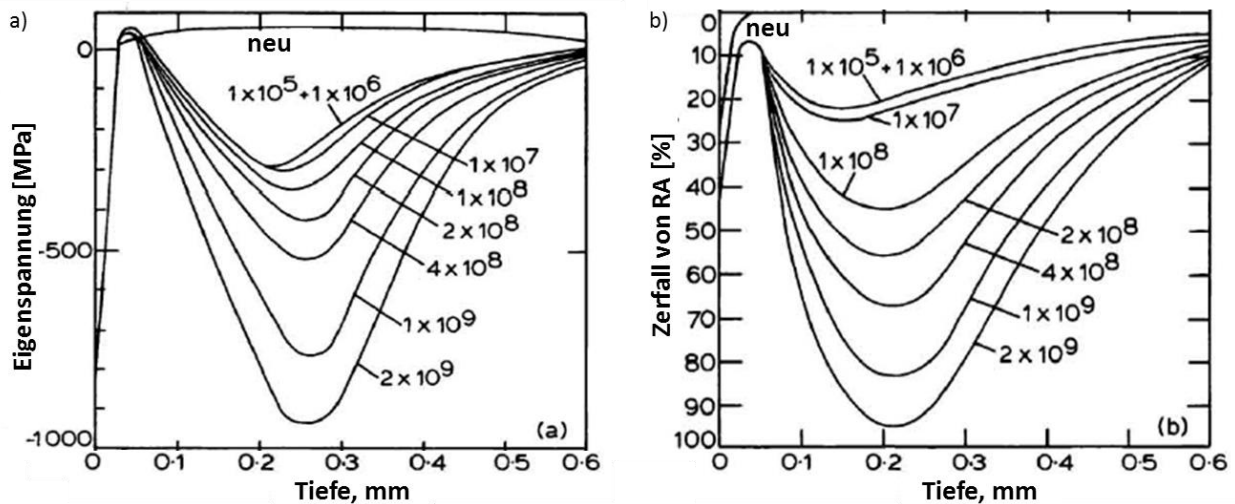


Abbildung 2.6: a) Einfluss der Überrollungszahl auf den Aufbau von Eigenspannungen in Umfangsrichtung sowie b) der Zerfall von RA zu Martensit mit zunehmender Überrollungszahl für ein Typ 6309 Radialrillenkugellager aus AISI 52100, einer Hertz'schen Pressung von 3300 MPa und einer Betriebstemperatur von ca. 50°C [28].

In Abbildung 2.7 sind gemessene Eigenspannungen und Halbwertsbreiten (HWB) in axialer und radialer Richtung für den Innenring eines Rillenkugellagers des Typs 6206 nach einem Betrieb von 2000 h bei 2.9 GPa Hertz'sche Pressung, 80°C Betriebstemperatur und 9000 U/min, die auftretende Vergleichsspannung nach der GEH mit und ohne Eigenspannung sowie mikrostrukturelle Änderungen des Gefüges anhand eines geätzten Schliffes dargestellt. Die Lage des Spannungsmaximums verändert sich durch die Eigenspannungen nur geringfügig und es zeigt sich, dass es durch die Überrollbeanspruchung in diesem Bereich zu einer Schädigung des Gefüges kommt. Im mit Nital geätzten Gefügeschliff ist in der Tiefe von etwa 60 bis 200 μm ein dunkel angeätzter Bereich (sogenannte Dark Etching Area, DEA bzw. Dark Etching Region, DER) mit darin liegenden steilen und flachen „Weißen Bändern“ (WB) erkennbar. Der Unterschied im Winkel zwischen den flachen WB mit etwa 30° und den steilen WB mit ca. 80° zur Laufspur dürfte durch die zeitlich versetzte Entstehung begründet sein, da sich wie bereits beschrieben der Winkel φ_1 der Hauptschubspannung durch den Aufbau der Eigenspannung verändert (siehe Abbildung 2.5 b) [26; 29]. Eine genaue Beschreibung dieser Veränderungen hinsichtlich der mikrostrukturellen Eigenschaften sowie der Ausbildung ist in Kapitel 2.2.1 zu finden.

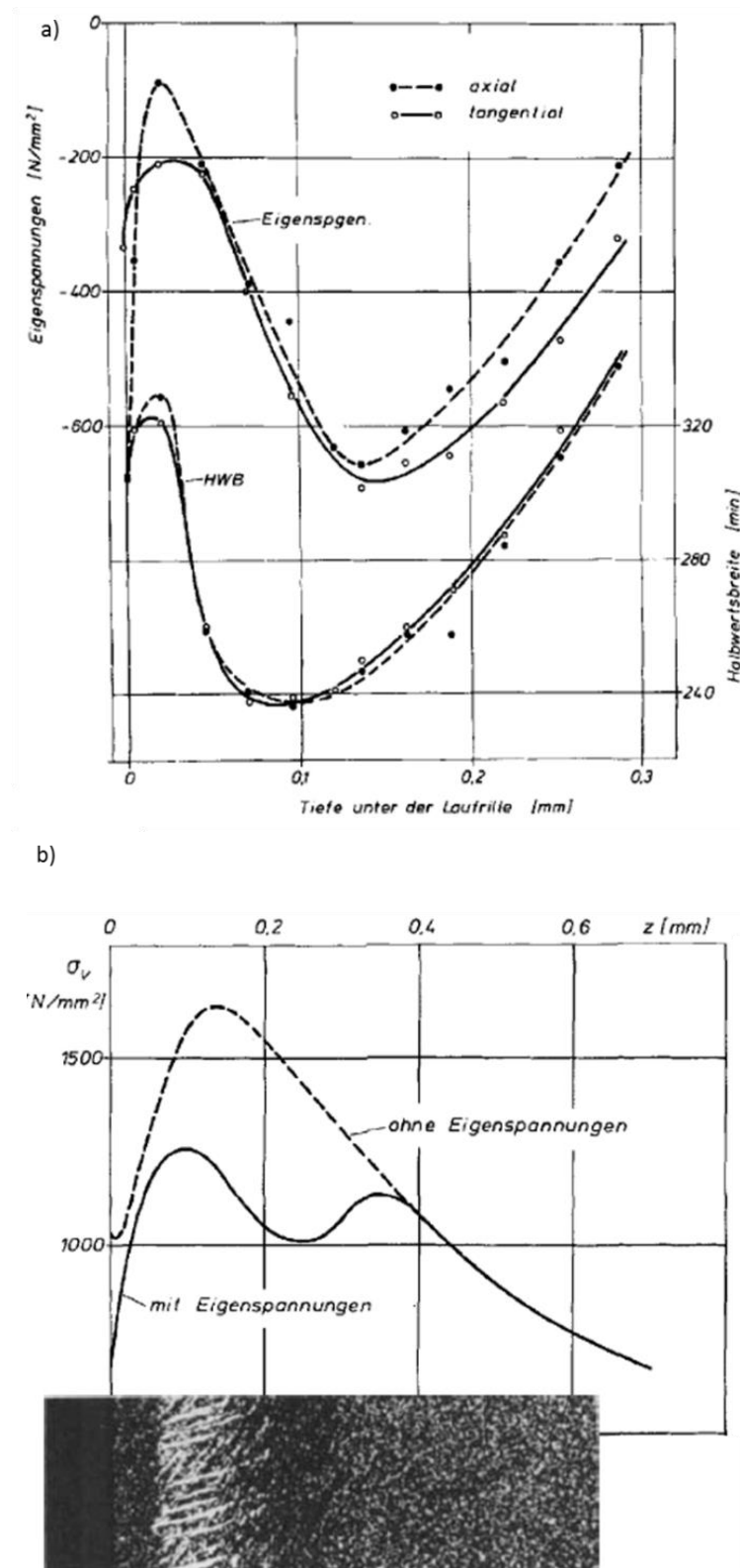


Abbildung 2.7: a) Gemessene Eigenstressungen und Halbwertsbreiten (HWB) eines überrollten Rillenkugellager-Innenrings und b) Vergleichsspannungsverlauf nach der GEH mit sowie ohne Überlagerung der Eigenstressungen und Ausschnitt eines geätzten Gefügeschliffs mit mikrostrukturellen Änderungen nach Überrollung [26].

2.2 Schädigungsmechanismus und auftretende Materialveränderungen

Der Ablauf der Schädigungsentwicklung bei Rollkontaktermüdung wurde als erstes von Suh [21] im Jahr 1973 beschrieben: Die plastische Verformung knapp unter der Oberfläche führt lokal zur Entstehung von Poren und/oder Mikrorissen, welche anschließend zyklisch wachsen, unter Umständen zusammenwachsen und ein Rissnetzwerk ausbilden können. Bei einer Überrollbeanspruchung mit hinlänglich kleiner Hertz'schen Flächenpressung, aber großem Reibwert kommt es hingegen nicht zu einer Rollkontaktermüdung, sondern zu abrasivem Verschleiß, Oberflächenzerrüttung und in weiterer Folge zum Ausfall des Bauteils [26]. Liegt jedoch eine ausreichend hohe Flächenpressung vor, um eine plastische Verformung des Gefüges zu bewirken, werden Eigenspannungen in den Bauteilen aufgebaut bzw. verändert und es erfolgt eine Rissinitiierung [21; 26; 30]. Als Initiator dieser lokalen Ausbildung von Poren und Mikrorisse in einem Bereich knapp unter der Oberfläche können mikrostrukturelle Inhomogenitäten, wie nichtmetallische Einschlüsse (NME), Mikroporen, aber auch grobe Primärkarbide bzw. Karbid-Cluster oder Korngrenzen wirken [10; 19; 21; 26; 31–33]. Diese Inhomogenitäten bewirken eine Spannungskonzentration, wodurch es zu einer Erhöhung der zyklischen Dehnungen kommt und in Abhängigkeit der Geometrie, Lage und Orientierung durch den Bruch von Partikeln oder der Ablösung von Grenzflächen zur Entstehung von Mikrorissen kommen kann [10; 31]. In der Literatur wird oft ein dreistufiger Schädigungsprozess beschrieben, der aus den Phasen elastisches Einspielen („Shake down“), gefolgt von einem stationären Bereich („Steady-state“) und schlussendlich dem instabilen Bereich („Instability“) besteht [11; 24; 29]. Nach [11] tritt in der ersten Phase, dem Einspielen, ab dem ersten Belastungszyklus auf Grund mikroplastischer Verformungen eine Verfestigung auf, wodurch die lokalen Streckgrenzen angehoben werden. Es findet der in Kapitel 2.1 beschriebene Aufbau von Eigenspannungen auf Grund der plastischen Verformungen, welche von den nur elastisch verformten Bereichen behindert werden, statt. Die plastischen Mikrodeformationen erfolgen durch geringe Abweichungen von dem linear elastischen Materialverhalten sogar bei geringer Belastung, führen aber i.A. nicht zur Rissinitiierung, selbst wenn lokal die Streckgrenze durch die Überrollbeanspruchung überschritten wird. Auf Grund der absorbierten plastischen Mikrodeformationen treten auch bei geringen Belastungen von Beginn an Abweichungen von der linear elastischen Materialantwort auf und Materialparameter verändern sich. Der Übergang zur zweiten Phase, dem stationären Bereich, ist dadurch gekennzeichnet, dass auf Grund der Verfestigung und dem Aufbau der Eigenspannungen makroskopisch nur noch elastische Verformungen vorliegen, was in etwa 10^3 Überrollungen dauert. Liegt die Beanspruchung über einem sogenannten „Shakedown Limit“, stellt sich jedoch kein stationärer Bereich ein und das Material verformt sich makroskopisch plastisch. Bei Belastungen, die unter dem „Shakedown Limit“ liegen, können im stationären Bereich Überrollungszahlen $> 10^9$

ertragen werden, bevor auf Grund der mikroskopisch plastischen Deformationen die dritte Phase, die Instabilität, beginnt. Somit kann diese zweite Phase als eine Art „Inkubationsphase“ für das Auftreten von signifikanten plastischen Mikrodeformationen angesehen werden, wobei die Dauer abhängig von der Belastung, aber auch dem Materialverhalten ist. In der Instabilitätsphase finden wiederum große Veränderungen statt, welche unter anderem Phasenumwandlungen, Änderungen im Eigenspannungszustand und ein Texturaufbau sind. In Abbildung 2.8 a ist der Zerfall des RA mit fortschreitender Überrolldauer für unterschiedliche Belastungshöhen zu erkennen, was zur Unterscheidung der drei Phasen verwendet werden kann. Der Vergleich mit Abbildung 2.6 b zeigt, dass dort der RA Gehalt im Bereich von 10^5 bis 10^6 Überrollungen konstant ist und somit dort ein stationärer Bereich vorliegen könnte. Eine Messung bei geringerer Überrollungszahl, mit Ausnahme des Neuzustandes, ist nicht vorhanden, weshalb keine Aussage zum Beginn des stationären Bereichs getroffen werden kann. Der Übergang zur Instabilität mit weiterer Materialveränderung im Bereich um 10^7 Überrollungen zeigt jedoch Übereinstimmung. In Abbildung 2.8 b ist für den Fall einer Belastung unterhalb des Shakedown-Limits eine Beschreibung der einzelnen Phasen mit den sich jeweils ausbildenden Veränderungen dargestellt. Diese Veränderungen, wie DER, WB etc. sind in Kapitel 2.2.1 genauer beschrieben.

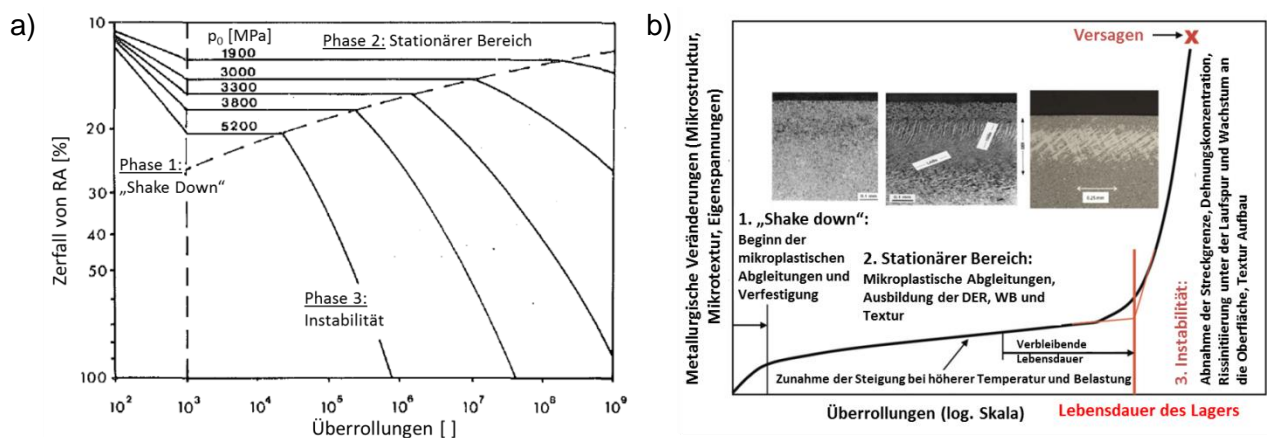


Abbildung 2.8: a) Zerfall des RA in Abhängigkeit der Überrollungen sowie Belastungshöhe in 200 μm Tiefe eines Typ 6309 Lagerinnenrings aus 100Cr6 bei 6000 U/min und 53°C [34] und b) Phasen und sich ausbildende mikrostrukturelle Veränderungen bei Überrollermüdung im Falle einer Belastung unterhalb des Shakedown-Limits [35].

2.2.1 Bereiche mit global unterschiedlichem Ätzkontrast („DEA“, „WEA“)

Bei der Rollkontaktermüdung kann je nach Belastungshöhe und Betriebsdauer eine Gefügeänderung in einer Tiefe von etwa 100 - 500 μm unter der Laufspur über den gesamten Umfang auftreten und durch eine Ätzung mit Nital im Lichtmikroskop (LIMI) sichtbar gemacht werden [1; 17; 29; 34]. Bei dem 100Cr6 Stahl entwickelt sich dabei,

wie in Abbildung 2.9 a dargestellt, ein Bereich mit dunklem Ätzkontrast (engl. Dark Etching Area, DEA), in dem nach weiterer Überrollung zuerst flache und später steile weiße Bänder entstehen (Abbildung 2.9 b). Die transmissionselektronenmikroskopische (TEM) Aufnahme in Abbildung 2.9 c zeigt den Bereich der DER in einer 30.000-fachen Vergrößerung, wodurch die hier vorliegenden Ferritzellen, Zementitplatten, und Mischungen aus Ferrit und Martensit sichtbar werden [28; 29; 31]. Der Zerfall des RA, aber auch die Umwandlung von Martensit zu nanokristallinem Ferrit, auf Grund der hohen Versetzungsdichte durch die hohen kumulierten plastischen Dehnungen bei der zyklischen Überrollung, bewirkt zum einen den Aufbau von Druckeigenspannungen und einen Abfall der Härte mit steigender Überrollungszahl in einem Bereich von etwa 80 bis 500 μm Tiefe [28; 29]. Als Ursache für diese Art der Gefügeänderung werden die in dieser Tiefe vorliegenden Schubspannungsmaxima auf Grund der Hertz'schen Flächenpressung genannt [1; 28; 29]. Allerdings wird auch von der Ausbildung eines weißen Ätzkontrastes bei 100Cr6 berichtet, in welchem die Härte sich nicht signifikant ändert [20]. Der Grund hierfür könnte im niedrigen Gehalt an RA von unter 2 % liegen. Wie in Abbildung 2.10 gezeigt, kann bei dem M50 Lagerstahl bei Nital-Ätzung auch ein heller Bereich mit geringerem Ätzangriff, eine sogenannte „Light Etching Region“ (LER), auch White Etching Area (WEA) genannt, entstehen, welche von einer DER umgeben sein kann (Abbildung 2.10 a) [2; 20; 36]. Da für den Lagerstahl M50 bei Verwendung in Triebwerkslagern zumeist ein Restaustenitgehalt von $< 5\%$ gefordert ist, kann dies die Ursache für den unterschiedlichen Ätzkontrast nach Überrollung im Vergleich zu 100Cr6 sein [8]. In [34] wird der dunkle Ätzkontrast bei 100Cr6 durch die Diffusion von Kohlenstoffatomen an durch die Überrollung ausgebildete nahegelegenen Gitterfehlstellen zurückgeführt. Da der M50 Lagerstahl durch den höheren Legierungsgehalt an Cr und die Anteile an Mo sowie V eine höhere Warmhärte sowie stabilere Mikrostruktur besitzt, wird dies ebenso die Ausbildung der Gefügeveränderungen bei Überrollung beeinflussen [20].

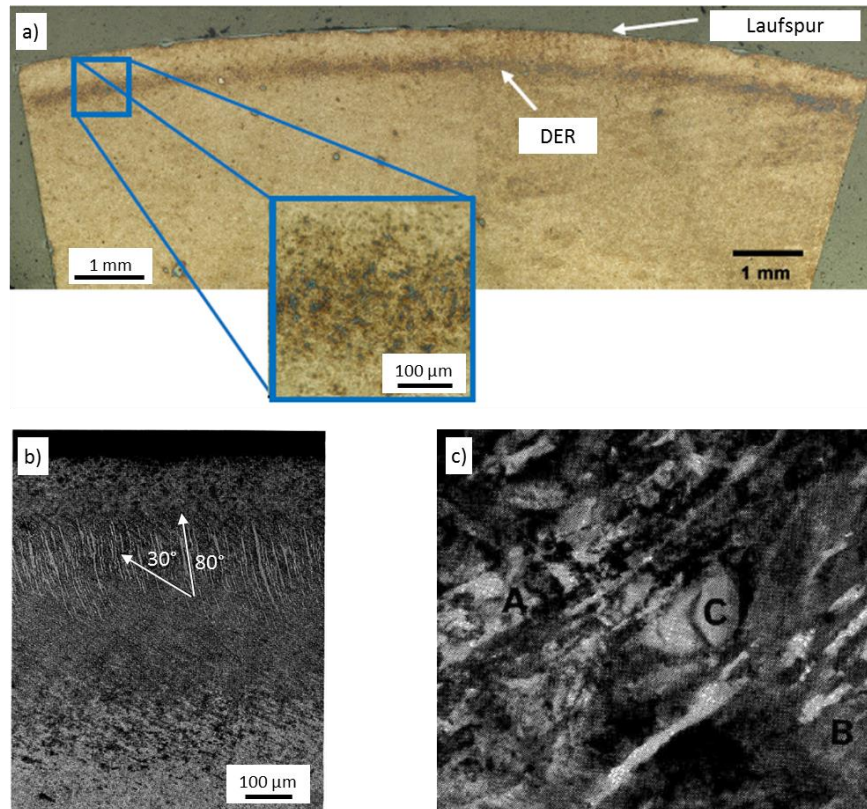


Abbildung 2.9: a) LIM I Gefügeaufnahme eines mit Nital geätzten Längsschliffes eines Rillenkugellagers aus 100Cr6 mit ausgebildeter DER (siehe Vergrößerung) [31], b) Querschliff mit zusätzlich ausgebildeten flachen (30°) und steilen (80°) WB sowie c) TEM Aufnahme im Bereich der DER mit Ferritzellen (A), Martensit (B) und Zementitplatten (C) bei $V=30.000 \times$ [28].

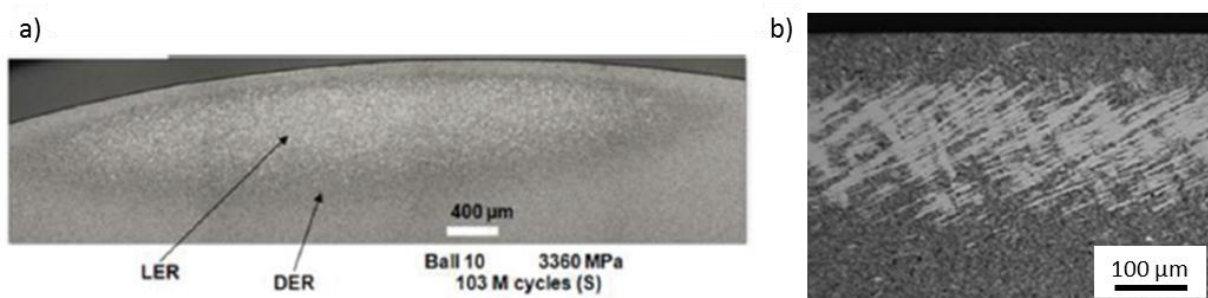


Abbildung 2.10: LIM I Gefügeaufnahmen von M50 Stahl nach Nitalätzung von a) einer Wälzkugel mit ausgebildeter LER sowie DER in einem Bereich unter der Laufspur nach ca. 10^8 Überrollungen mit 3.4 GPa Hertz'scher Flächenpressung mit Überrollung in der Bildebene [36] und b) eines Lagerrings mit ausgeprägter WEA (bzw. kreuzweise WB) nach ca. 1.7×10^7 Überrollungen mit 3.1 GPa und Überrollung von links nach rechts [20].

Swahn [29] beschreibt den Vorgang der Ausbildung der DER und WB an 100Cr6 Stahl wie folgt: Teile der martensitische Matrix werden durch die hohe Anzahl an Spannungs- und Dehnungszyklen zu einer neuen, ferritischen Phase mit inhomogen verteiltem, zwangsgelöstem Kohlenstoff umgewandelt, auch wenn die Temperatur nicht hoch ge-

nug für eine diffusionsgesteuerte Ausscheidung von ϵ -Karbiden ist. Dennoch kann der Kohlenstoff aus dem martensitischen Kristallgitter in benachbarte Bereiche mit vorliegenden Gitterdefekten wandern, wo er thermodynamisch stabiler vorliegt. Anschließend beginnt die Ausbildung von scheibenförmigem Ferrit mit etwa $0.1 \mu\text{m}$ Dicke und einem Winkel von ca. 30° zur Laufspur, welcher zwischen den kohlenstoffreichen, aus feinen Karbiden bestehenden Platten liegt. Schlussendlich kommt es zu einer Anhäufung von größeren plattenförmigen Teilchen mit etwa $10 \mu\text{m}$ Dicke, bestehend aus plastisch verformtem Ferrit im thermodynamischen Gleichgewicht, welche sich unter einem Winkel von etwa 80° ausbilden. In Abbildung 2.11 a ist schematisch die Ausbildung der DER sowie 30° und 80° Bänder für ein Rillenkugellager aus 100Cr6 Stahl in Abhängigkeit von verschiedenen Belastungen sowie Überrollungszahlen im Bereich unter der Laufspur dargestellt. Abhängig von der Höhe der Hertz'schen Flächenpressung beginnen sich hier die DER bei dem Typ 6309 Lager mit 6000 U/min zwischen 10^7 (für 3.7 GPa) und 10^8 Überrollungen (3.3 GPa) in einer Tiefe von 100 bis etwa $500 \mu\text{m}$ auszubilden, wobei die Breite recht konstant bei ca. 2 mm liegt. Als Ursache für die Ausbildung des Ätzkontrastes wird die Umwandlung von Martensit zu einer neuen Phase genannt, wobei sich die Mischung aus Ferrit und feinverteiltem Rest-Martensit dunkel und im Gegensatz dazu umgewandelte Bereiche ohne Rest-Martensit hell einfärben. Die Veränderung der Härte im Bereich der DER ist in Abbildung 2.11 b zu sehen. Im Grundzustand liegt die Härte bei etwa 875 HV0.2 , welche zu Beginn durch die Kaltverfestigung auf ca. 900 HV0.2 ansteigt (siehe Wert nach 10^6 Überrollungen) und danach auf Grund des Zerfalls von RA und Martensit jedoch absinkt. Das Minimum der Härte liegt in einer Tiefe von etwa $200 \mu\text{m}$, in welcher ebenso die höchsten Schubspannungen vorliegen.

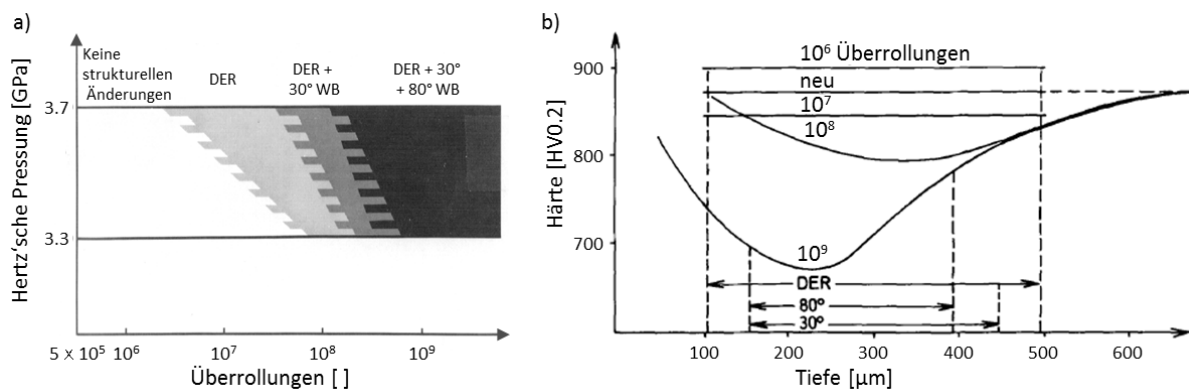


Abbildung 2.11: a) Ausbildung der mikrostrukturellen Änderungen durch Überrollung in Abhängigkeit der Belastung sowie Überrollungszahl bei einem Typ 6309 Lager aus 100Cr6 mit 6000 U/min bei ca. 50°C und b) Entwicklung der Mikrohärtigkeit als Funktion der Tiefe unter der Laufspur [29].

Im Gegensatz zu den Ergebnissen für 100Cr6 berichtet Allison [36] von einer Härtesteigerung bei M50 Stahl im Bereich des höchstbeanspruchten Volumens unter der Lauf-

spur. Wie in Abbildung 2.12 a zu erkennen ist, bauen sich bei der Überrollung in den Wälzkörpern Druckeigenspannungen in ähnlicher Höhe und Tiefe wie bei 100Cr6 auf, jedoch liegt nach 3.6×10^7 Überrollungen mit ca. 3.4 GPa Flächenpressung ein Anstieg der Härte nach Vickers von 7250 MPa (ca. 740 HV) im Ausgangszustand auf maximal etwa 7750 MPa (ca. 790 HV) vor (Abbildung 2.12 b). Die mittels Nanoindentierung gemessene Härte in den unterschiedlichen Tiefen zeigt denselben Verlauf wie die berechnete maximale Schubspannung in x-z-Richtung. Bei anderen Untersuchungen an Lagern aus M50 Stahl konnte eine Abnahme der Härte von ca. 63 HRC auf 60 HRC in der WEA nach 1.7×10^7 Überrollungen mit 3.1 GPa gefunden werden [20].

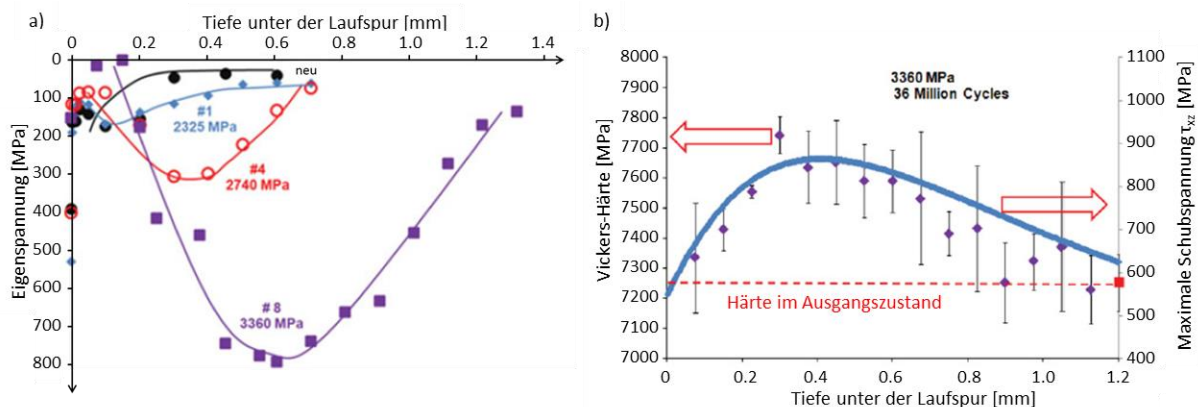


Abbildung 2.12: a) Ausbildung der Druckeigenspannung bei verschiedenen Hertz'schen Flächenpressungen und b) Härteverlauf sowie berechnete maximale Schubspannung unter der Laufspur bei 3.36 GPa Hertz'scher Flächenpressung nach 3.6×10^7 Überrollungen in Wälzkugeln aus M50 Stahl [36].

Die Ausbildung der DER sowie der WB nach verschiedenen Überrollungszahlen ist für ein Lager aus 100Cr6 an mit nitalgeätzten Gefügeschliffen im LIM1 in Abbildung 2.13 gezeigt, wobei die Überrollrichtung von links nach rechts ist. Am Beginn der Entstehung ist ein dunkler, fleckiger Bereich in einer Tiefe von etwa 150 bis 500 μm zu erkennen (siehe Abbildung 2.13 a), der mit zunehmender Überrollung kontrastreicher wird und sich nach ca. 10^8 Überrollungen erste flache WB unter 30° zur Laufspur ausbilden (Abbildung 2.13 b mit Vergrößerung im Insert). Die Form und Lage der WB ist nicht durch die ehemaligen Austenitkorngrenzen beeinflusst, sondern schneidet diese teilweise und orientiert sich nur nach der Überrollrichtung. Das dritte Stadium der Ausbildung der DER und WB beginnt nach etwa 5×10^8 Überrollungen mit der Entstehung der steilen WB unter dem 80° Winkel zur Laufspur. Diese WB haben eine Dicke von ca. 10 bei einer Länge von 100 μm und liegen zw. 5 und 50 μm voneinander entfernt (Abbildung 2.13 c). Ihre Mikrostruktur besteht aus kohlenstofffreiem, stark verformtem Ferrit mit einer Kristallitgröße von etwa 200 nm [29].

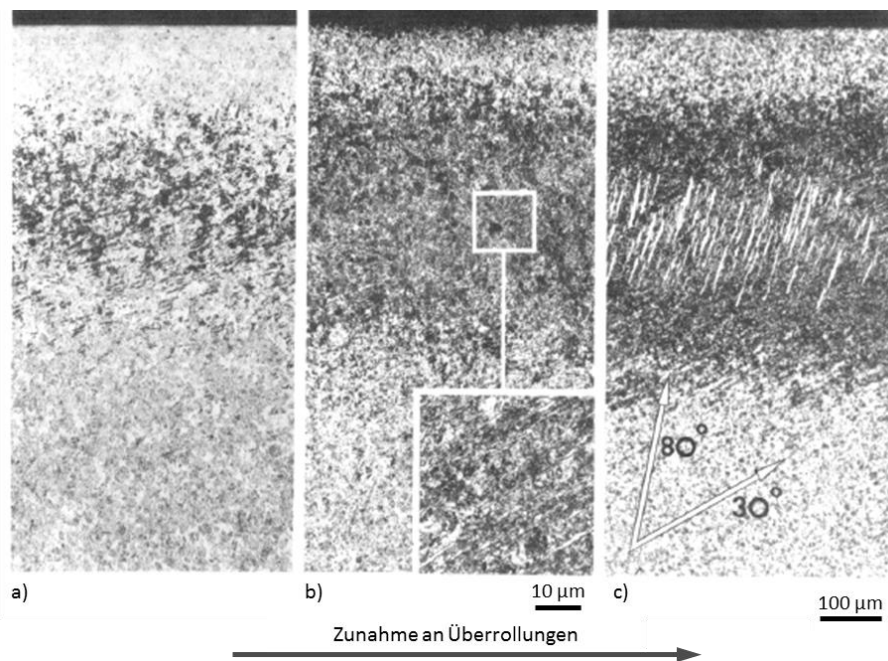


Abbildung 2.13: LIM-Ätzungen nach Nital-Ätzung im Bereich der mikrostrukturellen Änderung unter der Laufspur mit a) Frühstadium der DER, b) voll ausgebildete DER und 30° WB (siehe Vergrößerung im Insert des Gefügebildes) nach ca. 10^8 und c) DER mit 30° sowie 80° WB nach $>5 \times 10^8$ Zyklen für einen 100Cr6 Lagerstahl und Überrollung von links nach rechts [29].

In Abbildung 2.14 a ist eine transmissionselektronenmikroskopische (TEM) Aufnahme der DER mit vorliegenden flachen sowie steilen WB dargestellt. Wie in der Vergrößerung in Abbildung 2.14 b zu erkennen ist, können flache WB Zementitpartikel schneiden. Der Winkel von 30° der flachen WB kann dadurch erklärt werden, dass wie bereits in Kapitel 2.1 beschrieben auf Grund der Reibung bei der Überrollung eine Asymmetrie auftritt und die Achse der maximalen Schubspannung somit nicht mehr bei 45° liegt. Entlang dieser Achse findet durch zyklisches Versetzungsgleiten auf Grund der hohen lokalen Spannungen plastische Verformung statt. Zwangsgelöster Kohlenstoff wird aus dem Gitter ausgeschieden und kann zu benachbarten Gitterfehlern, wie beispielsweise Versetzungen, wandern oder sich als feines Karbid (siehe Abbildung 2.14 c) vermutlich an sich ausbildenden Leerstellen ausscheiden. Aus diesem Grund ist der entstehende DER-Ferrit duktiler als der Martensit und es lässt sich die Verringerung der Härte nach hoher Überrollungszahl erklären [29]. Liegt keine oder nur sehr geringe Reibung vor, bildet sich eine annähernd symmetrische Spannungsverteilung aus, weshalb in diesem Fall sich kreuzende Schichten in der DER beobachtbar sein müssten [26]. Nach Schlicht [37] liegt die Ursache der Ausbildung von steilen WB an einem Implosionsstoß auf der Laufspuroberfläche durch die elastohydrodynamische (EHD) Strömung im Schmierpalt von Kugellagern. Bei der Überrollung staut sich vor dem Spalt zwischen der Lauffläche des Lagers und dem Wälzkörper der Schmierstoff, wird dort verwirbelt und größtenteils

zurückgedrängt. Somit kann nur eine kleine Menge eindringen, was einen Druckberg mit breitem Maximum und eine nachfolgende Druckspitze als zweites Maximum entstehen lässt. Durch die lokalen Gleitanteile in der Mitte bzw. am Rand der Laufspur und auf Grund der verformten Bauteilgeometrie kann es zur Ausbildung eines Unterdrucks kommen, was den Implosionsstoß und in weiterer Folge Tangentialspannungen bewirkt. Auf Grund dieser extrem kurzzeitigen, lokalen Druck-Scher-Beanspruchung des Gefüges bilden sich die steilen WB als „adiabatic shearbands“ aus. Bei diesen bewirkt die stark inhomogene Deformation mit hoher Verformungsgeschwindigkeit in einem kleinen Verformungsbereich mit behinderter Wärmeabfuhr eine adiabatische Erwärmung auf nahezu die Schmelztemperatur. Durch die Selbstabschreckung findet eine Neuhärtung aus dem hoch plastisch verformten Austenit statt und der entstehende Martensit ist nicht anätzbar. Zusätzlich lösen sich die globularen Karbide im Austenit meist vollständig auf und scheiden sich teilweise „perlschnurartig“ aufgereiht am Übergang zur WEA als feine Karbide aus. Da im Falle von Wälzlagern mit gerader, achsparalleler Laufbahn, wie beispielsweise Rollenlagern, kein Rückwärts- bzw. Vorwärtsgleiten in der Mitte bzw. am Laufspurrand auftritt, ist hier die Kinematik des Schmierstoffes eine andere und es bilden sich hier keine steilen WB aus. Auch bei der Bildung von flachen WB sowie Butterfly-Wings (BW) soll der EHD-Implosionsschock eine Rolle spielen, wobei hier die zuvor einsetzende, lokale plastische Verformung des Gefüges durch die Hertz'sche Flächenpressung eine Voraussetzung ist [37].

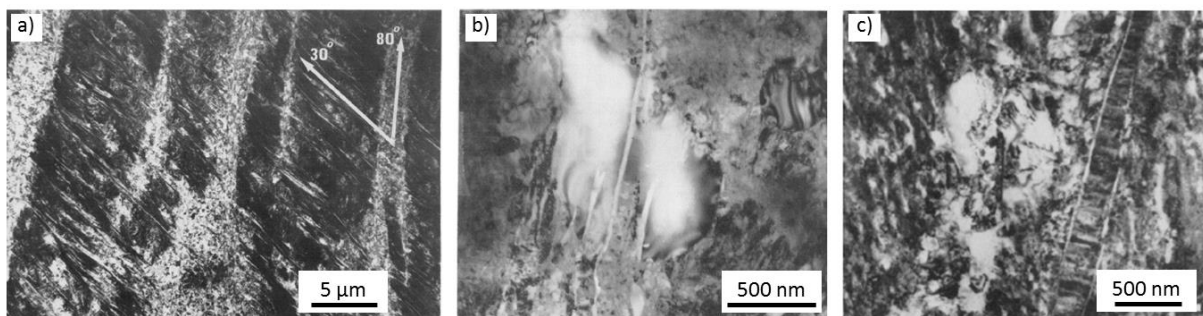


Abbildung 2.14: a) TEM Aufnahme eines Bereiches in der DER unter der Laufspur des Rillenkugellagers mit vorliegenden flachen und steilen WB und b) die Vergrößerung eines von einem flachen WB geschnittenem Zementitpartikels sowie c) feine, treppenförmige Karbidplatten in der Nähe eines flachen WB [29].

2.2.2 Bereiche mit lokal unterschiedlichem Ätzkontrast („Butterfly-Wings“)

Neben den DER bzw. WEA kann es auch zu einer weiteren Art von Gefügeveränderung kommen, bei der sich die Mikrostruktur in einem Bereich um eine Inhomogenität oder eine Mikropore bzw. einen Mikroriss durch die zyklische Dehnungsakkumulation auf Grund der Spannungskonzentration im Umfeld bzw. zusätzlich dem Reiben der beiden

Rissflanken umwandelt [1; 11; 12; 19; 31; 32]. Bei der Ausbildung dieser sogenannten Butterfly-Wings (BW) findet eine Umwandlung der martensitischen Matrix an den Seiten der Inhomogenität unter einem bestimmten Winkel (zumeist etwa 45°) zur Laufrichtung der Wälzkörper in nanokristallinen Ferrit mit einer Korngröße im Bereich zwischen 10 - 100 nm statt, was ebenso zu einem Anstieg der Härte führt [10; 12; 19; 31; 32]. Da dieser nanokristalline Ferrit einen anderen Ätzangriff auf Nital als die Matrix aufweist, können BWs im LIM-Imaging erkannt werden [12; 19]. Abbildung 2.15 a zeigt eine LIM-Imaging-Gefügeaufnahme eines gewöhnlichen BWs mit WEA schräg nach rechts oben bzw. links unten ausgebildet nach Überrollung von links nach rechts, wohingegen in Abbildung 2.15 b durch die Umkehr der Überrollungsrichtung nach einer ausreichend hohen Zyklenzahl ein doppelt ausgebildeter BW erzeugt werden konnte.

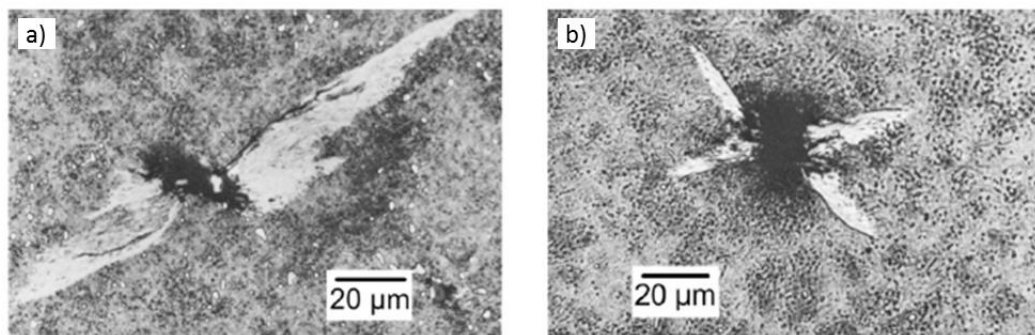


Abbildung 2.15: Gefügeaufnahmen von BWs an 100Cr6 Stahl nach a) Überrollung von links nach rechts und b) kreuzweise Ausbildung der WEA durch Umkehr der Überrollungsrichtung [38].

BWs können sich sowohl an einzeln vorliegenden Inhomogenitäten bilden, bei denen diese den „Körper“ des Butterflies formen, aber sich auch um beispielsweise zeilenförmig ausgerichteten Clustern formen [31; 33; 39; 40]. Die unterschiedlichen Arten von NMEs haben verschieden hohe Wahrscheinlichkeiten für die Ausbildung von BWs, welche sich auf Grund mehrerer Faktoren ergeben. Neben der Lage, Größe und Orientierung der NMEs spielen die mechanischen Eigenschaften wie Härte und E-Modul, der Wärmeausdehnungskoeffizient, da hierdurch bei der Abkühlung nach der Erstarrung thermische Spannungen in der Grenzfläche oder sogar Poren bei Ablösung entstehen können, die Form und auch die Art der Grenzfläche zur Matrix eine Rolle [1; 31; 40; 33]. Eine Zusammenfassung der Eigenschaften unterschiedlicher NMEs ist in Tabelle 2.1 zu finden. Da der Wärmeausdehnungskoeffizient der meisten NMEs geringer als der von M50 Stahl ist, findet an der Grenzfläche in tangentialer Richtung ein Aufbau von Zugspannungen beim Abkühlen nach der Herstellung bzw. Umformung auf Raumtemperatur statt. Abbildung 2.16 zeigt eine Zusammenstellung der Wahrscheinlichkeiten der BW-Ausbildung an Inhomogenitäten sowie Beispiele für die Form von NMEs. Auffällig ist

hier, dass obwohl Ti(C, N) eine starke Rissinitiierungsneigung bei Ermüdungsversuchen mit axialer Belastung zeigen, der Beitrag zur BW-Bildung sehr gering ist. Jedoch wird bei den konventionellen Ermüdungsversuchen ein viel größeres Volumen als bei Überrollermüdungstest geprüft [1]. Eine Steigerung der Lebensdauer in RCF-Tests wurde bei sinkendem Oxid-Gehalt festgestellt. Ebenso ist mit einer Erhöhung der Lebensdauer zu rechnen, wenn derselbe Gehalt und dieselbe Größe sowie Verteilung an NMEs vorliegen, aber die Chemie sich von Al_2O_3 oder $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-CaO}$ zu $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ ändert [41]. Der Grund hierfür kann an einem anderen Aufbau der Grenzfläche liegen, da bei den beiden erstgenannten Poren zur Matrix zu erkennen sind, im Gegensatz zu den NMEs vom Typ $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$, MnS und TiN [41]. Es wird auch davon berichtet, dass durch ein heiß-isostatisches Pressen der Proben vorliegende Mikroporen geschlossen und so die Lebensdauer im RCF-Versuch erhöht werden kann [33]. Eine Ummantelung spröder und harter Al-Oxide durch vergleichsweise weiche Sulfide, welche eine bessere Bindung zur Matrix besitzen und eventuell einen Gittermisfit ausgleichen können, kann ebenso die Gefahr der Schädigung verringern [1]. Sugino [42] berichtet davon, dass in der DER die Ausbildung und das Wachstum von WEAs unterdrückt sind. Dies liegt daran, dass durch die erfolgenden plastischen Deformationen im Bereich der höchsten Schubspannungen die spannungsüberhöhende Wirkung der NMEs abnimmt.

Tabelle 2.1: Auflistung verschiedener Eigenschaften von in Wälzlagerstahl vorkommender NMEs, welche alle eine inkohärente Grenzflächen zur martensitischen Matrix und ein geringere Dichte besitzen [1].

Einschlusstyp	Härte [HV30]	Wärmeausdehnungskoeff. [10^{-6} K^{-1}]	E-Modul [GPa]	Spannung an Grenzfläche (tangential)	Form
MnS, CaS	150 - 170	18	147	Keine bzw. nur geringe Druckspg.	streifig
Al_2O_3	~ 2200	8	387	Zugspannung	angehäuft
Ca- Al_2O_3	900 - 2500	6.5 - 10	113 - 350	Zugspannung	globular
MnO- SiO_2	> 1100	5	73	Zugspannung	länglich
TiC	~3000	9	320	Zugspannung	kantig
TiN	~ 2500	9	320	Zugspannung	kantig
Vergleich: AISI M50 (angelassen)	~ 750	11	210		

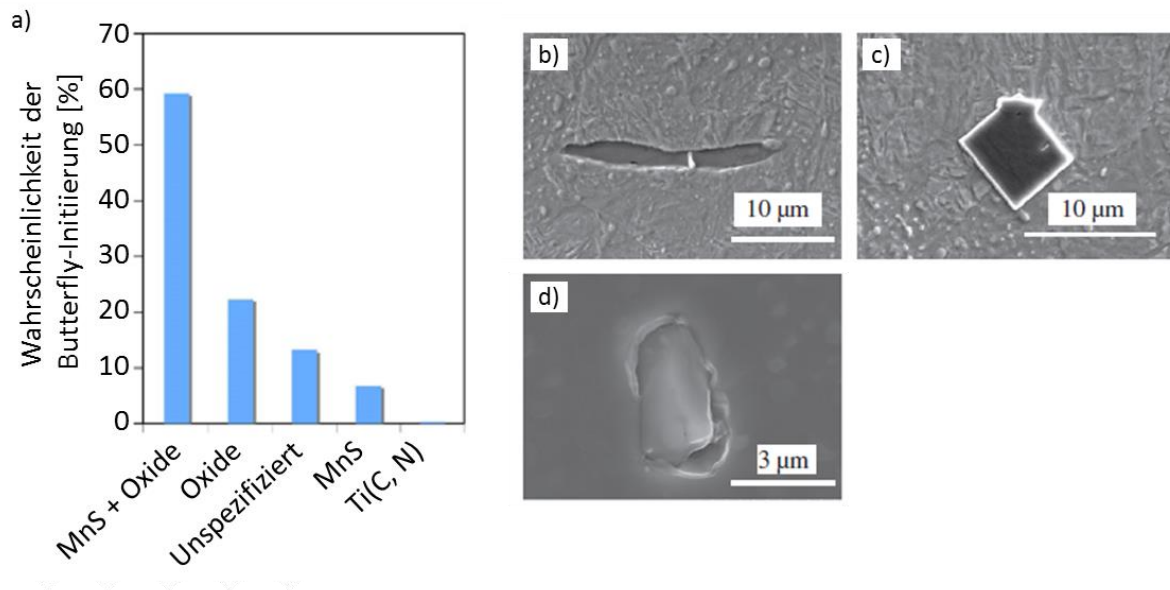


Abbildung 2.16: a) Wahrscheinlichkeit der Ausbildung von BWs um NMEs unterschiedlicher Art im höchstbelasteten Volumen bei Überrollermüdung, wobei unspezifiziert eine Initiierung ohne Beteiligung eines NMEs bedeutet [30] und Beispiele der Ausprägungen von NMEs: b) MnS, c) TiN und d) Al₂O₃ [33].

Die Grenzfläche der sich ausbildenden WEA um BWs hat zwei unterschiedliche Ausprägungen zur umgebenden Matrix, welche sich immer in Abhängigkeit der Überrollrichtung ergeben [12]. An der näher der Lauffläche liegenden WEA liegen im oberen Bereich Mikrorisse vor, wohingegen die untere Seite eine eher geschwungene Ausprägung hat, was im rasterelektronenmikroskopischen (REM) Gefügebild in Abbildung 2.17 a gut zu erkennen ist. Bei der unteren WEA ist die Ausbildung genau andersherum, mit vorliegenden Rissen in der tieferen Grenzfläche. Auf Grund dieser Unterschiede sowie der geschwungenen Ausbildung der unteren Grenzfläche, wird als Theorie der Initiierung eine Ablösung der Grenzfläche und Ausbildung von Mikrorissen unter 45° zur Lauffläche genannt, noch bevor es zur Umwandlung der Mikrostruktur kommt. Durch die Ausbildung der Mikrorisse und das Blunting der Risspitze werden die lokal vorliegenden Spannungen gesenkt und ein Risswachstum und die Umwandlung der Mikrostruktur treten nur bei ausreichend hoher Belastung ein. Auf Grund der zyklischen Belastung und damit einhergehenden elastischen Verformung findet in der Grenzfläche zwischen NME und martensitischer Matrix ein „Reiben“ statt, wodurch es zu stark verformten Bereichen sowie einer Ablösung und Ausbildung von Mikrorissen kommen kann (siehe Detail des Grenzbereichs zwischen NME und WEA in Abbildung 2.17 b). Die Rissflanken dieser Mikrorisse reiben weiterhin bei jedem Zyklus, so dass einerseits Risswachstum und andererseits die umgewandelte Gefügestruktur entsteht [12; 31]. Als (statistische) Risswachstumsgeschwindigkeit wird etwa 10^{-13} m/Zyklus genannt [31].

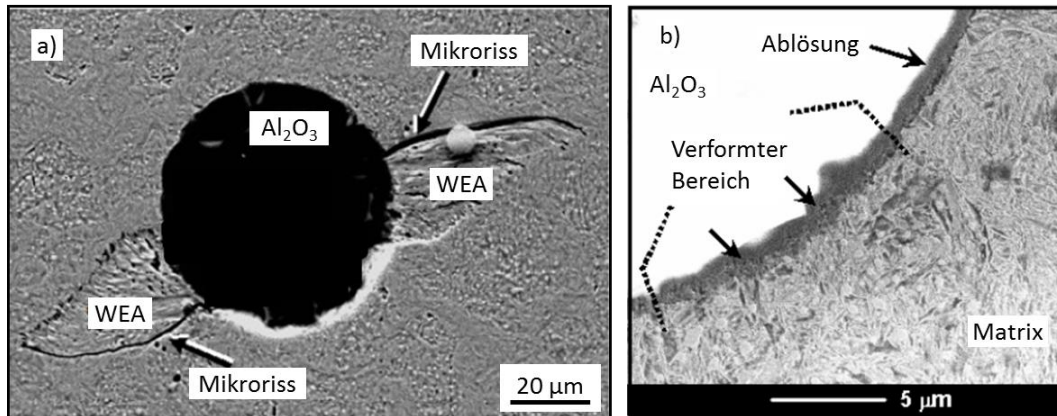


Abbildung 2.17: a) REM-Gefügeaufnahme eines sich ausgebildeten Butterfly-Wings an einem Al-Oxid in 100Cr6 mit vorliegenden Mikrorissen in den WEAs und b) Detail der Grenzfläche zur Matrix mit abgelöstem sowie verformtem Bereich nach etwa 10^8 Überrollung mit 2.6 GPa Hertz'scher Flächenpressung bei ca. 100°C Betriebstemperatur [31].

Wachsen diese in den BWs vorliegenden Risse bis an die Oberfläche, tritt durch das Abplatzen von Material schlussendlich die Pittingbildung ein. Aus diesem Grund wird die Reinheit von Lagerstählen als entscheidend für die Lebensdauer erachtet und große Aufwände bei der Herstellung durch VIM-VAR- Verfahren betrieben, um den Anteil an NMEs sowie Poren zu senken. Dadurch kann die Lebensdauer bei Überrollbeanspruchung um das bis sechs-fache im Vergleich zu konventionell an Luft erschmolzenen Stählen gesteigert werden [8; 10; 12–14; 43].

Härtemessungen im Bereich der WEA um BWs zeigen einen Anstieg der Härte mit einem etwa 20 % kleineren Härteeindruck (HV0.2) im Vergleich zur Matrix, welche eine Grundhärte von etwa 850 HV10 hat, und es wird über Werte von bis zu 1000 HV10 im Bereich der WEA berichtet [12]. Die Ursache dieser Härtesteigerung liegt in der Kornfeinung durch die Umwandlung in den nanokristallinen Ferrit mit feinen Karbidausscheidungen, wobei dieser Prozess nicht einstufig abläuft. Nach der ersten Umwandlung in Ferrit findet durch die weitere Überrollung eine kontinuierliche Rekristallisation statt, weshalb i.A. feinere Bereiche in der Mitte des BWs nahe der Inhomogenitäten und größere am Rand, wo geringere Spannungen vorherrschen, zu erkennen sind [12; 31]. In Abbildung 2.18 sind TEM Aufnahmen sowie Beugungsbilder aus dem Bereich unter der Laufspur eines Lagers aus 100Cr6 zu sehen, in dem martensitische Matrix, ein angrenzender BW sowie (Mikro)-Risse vorliegen und deutlich die Unterschiede in der Mikrostruktur erkennbar sind. Das Beugungsbild der Matrix zeigt deutliche kubisch raumzentrierte (krz) Reflexe in [111] Zonenachse, wohingegen die des BW in den Bereichen A und B auf Grund der geringen Korngröße Ringe ausbilden, welche ebenso eine krz Orientierung besitzen. In diesen Beugungsbildern ist die zuvor erwähnte Variation der Feinheit des nanokristallinen Ferrits auf Grund der höheren Gleichmäßigkeit der ausge-

bildeten Ringe zu erkennen, aber ebenso zeigt die Vergrößerung des eingezeichneten Bereiches die kleinere Korngröße von A im Vergleich zu B. Auf Grund des extrem schnellen Spannungsaufbaues und der Spannungsänderung bei der Rollkontaktermüdung wird die Zeit für dynamische Rekristallisation nicht ausreichend sein, so dass sie zwischen den Zyklen oder über eine längere Zeitspanne als „Niedertemperatur-Rekristallisation“ ablaufen wird und eine thermische Aktivierung auf Grund der starken Ausbildung von Leerstellen und der Stabilisierung durch den frei werdenden, sich anlagernden Kohlenstoff nicht notwendig ist [12; 31].

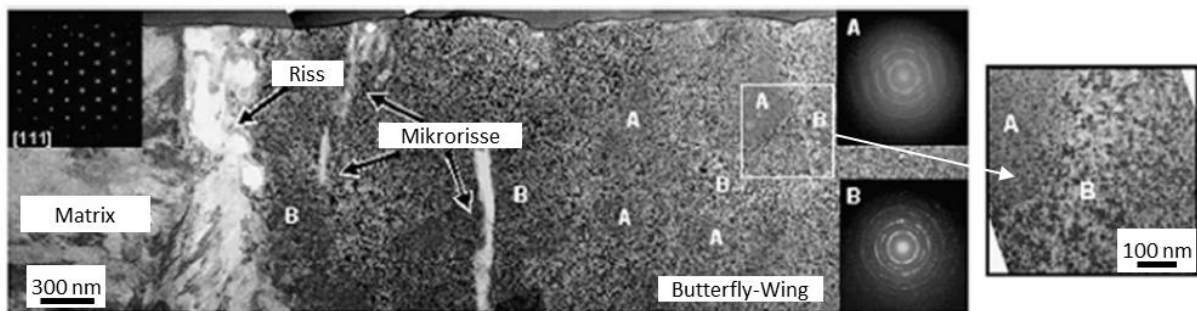


Abbildung 2.18: TEM Gefügeaufnahme sowie Beugungsbilder im Bereich der Matrix und des BW mit vorliegenden Rissen an 100Cr6 nach etwa 10^8 Überrollungen mit 2.6 GPa Flächenpresung bei ca. 100°C [44].

2.2.3 Ermittlung der Lebensdauer in Überrollermüdungstests

Obwohl erste Arten von Wälzlagern seit einigen Tausend Jahren verwendet und weiterentwickelt werden, wurde erst zum Beginn des 19. Jahrhunderts mit der Untersuchung hinsichtlich einer Lebensdauerabschätzung begonnen [8; 45]. Neben den Arbeiten von Stribeck sind die von Lundberg und Palmgren entwickelten Formeln zur Abschätzung der Lebensdauer am bedeutendsten. Mit einer Einbeziehung der Weibull-Verteilung, die einen statistischen Ansatz für die Festigkeit von Bauteilen auf Grund des Vorliegens von Fehlern berücksichtigt, erfolgt die Bestimmung bzw. der Vergleich von Lebensdauern mittels des sogenannten L_{10} -Wertes, bei welchem Lager mit einer Wahrscheinlichkeit von 10 % ausfallen [8; 46–48]. Auf Grund der stetigen Verbesserung in der Herstellung von Lagerstählen sowie Designoptimierungen stiegen die ertragbaren Belastungen und die Lebensdauerberechnungen unterschätzten ertragbare Überrollzeiten, weshalb verschiedene Korrekturfaktoren eingeführt wurden [8]. Für eine Beschreibung dieser wird jedoch auf weiterführende Literatur verwiesen [1; 8; 14; 49].

Die Ursache, dass die Dimensionierung von Lagern nur über eine Wahrscheinlichkeit erfolgen kann, liegt in der starken Abhängigkeit der Werkstoffeigenschaften im höchstbelasteten Volumen, wie beispielsweise der lokale Aufbau der Mikrostruktur, die Ober-

flächengüte und der Eigenspannungszustand [1; 8–11; 47]. Somit ergeben sich auch bei der Überrollung zweier praktisch ident gefertigter Lager aus derselben Charge eines Werkstoffes zwei unterschiedliche Lebensdauern. Für eine Auswertung des L_{10} -Wertes müssen mehrere gleiche Lager eines Werkstoffes unter definierten Bedingungen geprüft werden, bis das Ende der Lebensdauer durch Pittingbildung erreicht wird [47; 48]. Den Überrollungszahlen bis Pitting werden Ausfallwahrscheinlichkeiten zugerechnet, diese in ein doppellogarithmisches Diagramm eingetragen und mit einer Regressionsgerade versehen. Der L_{10} -Wert ist der Schnittpunkt der Regressionsgerade mit der Linie für 10 % Versagenswahrscheinlichkeit. In Abhängigkeit der Anzahl der geprüften Lager kann ein Konfidenzintervall für die Regressionsgerade mit Hilfe der Maximum-Likelihood-Methode berechnet werden [50]. In Abbildung 2.19 ist ein Beispiel einer solchen Auswertung eines Lagertests mit 15 Spuren und Angabe eines 90 %-Konfidenzintervalls (strichlierte Linien) gezeigt. Der L_{10} -Wert liegt hier bei etwa 1.7×10^7 Überrollungen, wobei der Vertrauensbereich jedoch den großen Bereich von ca. 5×10^6 bis 4×10^7 umschließt. Aus der Steigung der Regressionsgeraden kann der sogenannte Weibullmodul m berechnet werden, der ein Maß für die Streuung der Laufzeiten bis zur Pittingbildung ist und neben dem L_{10} -Wert ebenso für den Vergleich von Lebensdauern in Lagertests herangezogen werden kann. Neben der Prüfung bis zum Auftreten von Pitting, welches durch eine Vibrationsmessung detektiert wird und zur Abschaltung der Maschine führt, können Versuche auch bis zum manuellen Abschalten gefahren werden, um bis dahin aufgetretene Materialveränderungen bei definierten Überrolldauern zu untersuchen.

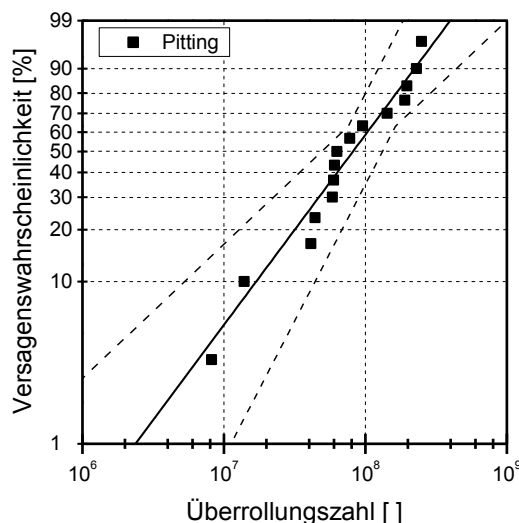


Abbildung 2.19: Beispiel der Auswertung der Lebensdauer von Lagern durch Prüfung von 15 Laufspuren bis Pitting mit Angabe des 90 % Konfidenzintervalls nach der Maximum-Likelihood-Methode.

Auf Grund der Gegebenheit, dass Lagerprüfstandsuntersuchungen mit realen Geometrien und Lasten sehr kostenaufwändig auf Grund der komplizierten Fertigung und langen Standzeiten sind, wurden verschiedene Arten von beschleunigten Tests entwickelt [51–54]. Bei diesen Lagerprüfstandsuntersuchungen, die zumeist zur Testzeitverkürzung mit erhöhten Belastungen gefahren werden, wurde ebenso die Geometrie der Bauteile vereinfacht, um eine Einsparung der Fertigungskosten zu erreichen. Erste Entwicklungen solcher Prüfstände fanden in den 1950er Jahren fast zeitgleich bei der NACA (heute NASA) und den in der Luft- und Raumfahrttechnik tätigen Firmen Pratt & Whitney sowie General Electric statt [51; 52]. Beim „One-Ball Fatigue Tester“ der Fa. Pratt & Whitney wird die Belastung durch zwei vertikal angeordnete Scheiben auf die zu testende Kugel gebracht (Abbildung 2.20), wohingegen der „Rolling-Contact (RC) Fatigue Tester“ der Fa. General Electric aus horizontal angeordneten Scheiben zur Prüfung von Probenstäben arbeitet (Abbildung 2.21). Da bei dem von der NASA zuerst entwickelten „Spin Rig“ die Belastung über die Fliehkräfte rotierender Kugeln aufgebracht wurde und eine Variation einzelner Parameter nicht möglich ist, wurde im Jahre 1959 der „NASA Five-Ball Fatigue Tester“ designt [52]. Bei diesem wird die zu testende Kugel auf vier darunter liegende, durch einen Käfig positionierte Kugeln gepresst und rotiert (Abbildung 2.22), wodurch die in einem realen Lager vorherrschende kinematische Situation sehr gut nachgestellt werden kann. Eine Weiterentwicklung des „RC Fatigue Tester“ stellt der „Ball-Rod Rolling Contact Fatigue Tester“ (Abbildung 2.23) dar, bei welchem ebenso ein zylindrischer Prüfkörper getestet wird [54]. Bei diesen Methoden liegt ein großer Vorteil darin, dass auf die Zylinder mehrere axial versetzte Laufspuren gefahren werden können und somit Unsicherheiten bezüglich geringfügiger Unterschiede in der WBH bzw. der mechanischen Bearbeitung im Vergleich zu den einzelnen Tests von Wälzkugeln minimiert sind. Diese Weiterentwicklung, auch „Ball-on-Rod-“ (BoR-) -Tester genannt, hat zusätzlich den Vorteil, dass ein eventuell vorherrschender Versatz der Achsen der Wälzkörper und Prüfkörper durch die Zentrierung mittels drei vorgespannter Federn erreicht wird, ohne dass sich die Belastungssituation signifikant ändert [54]. Die kugeligen Wälzkörper können ebenso aus AISI M50, aber auch aus 100Cr6 oder Si_3N_4 gefertigt sein.

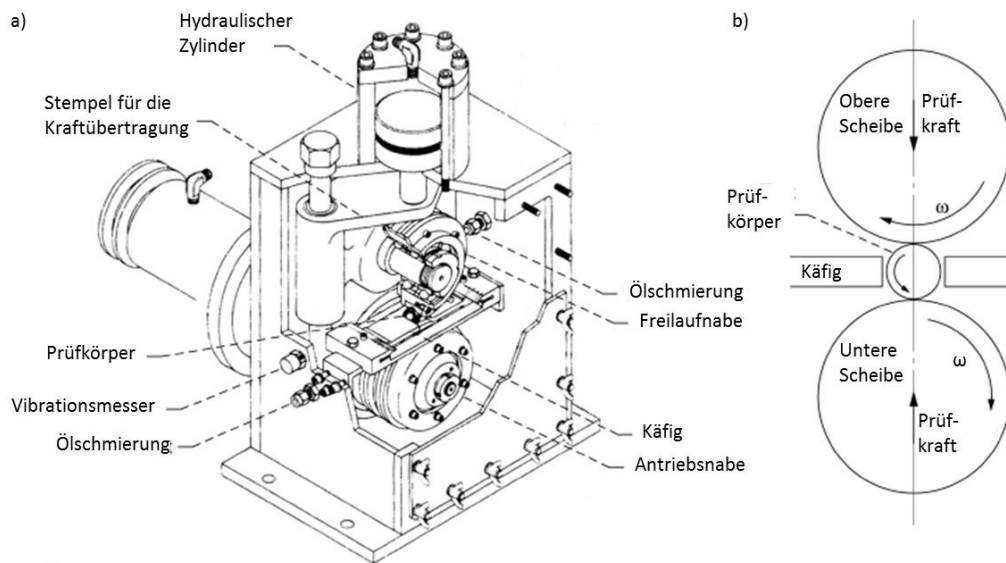


Abbildung 2.20: Pratt & Whitney „One-Ball Fatigue Tester“ zur Prüfung von Wälzkugeln mit a) schematischem Aufbau und b) Prüfprinzip [51].

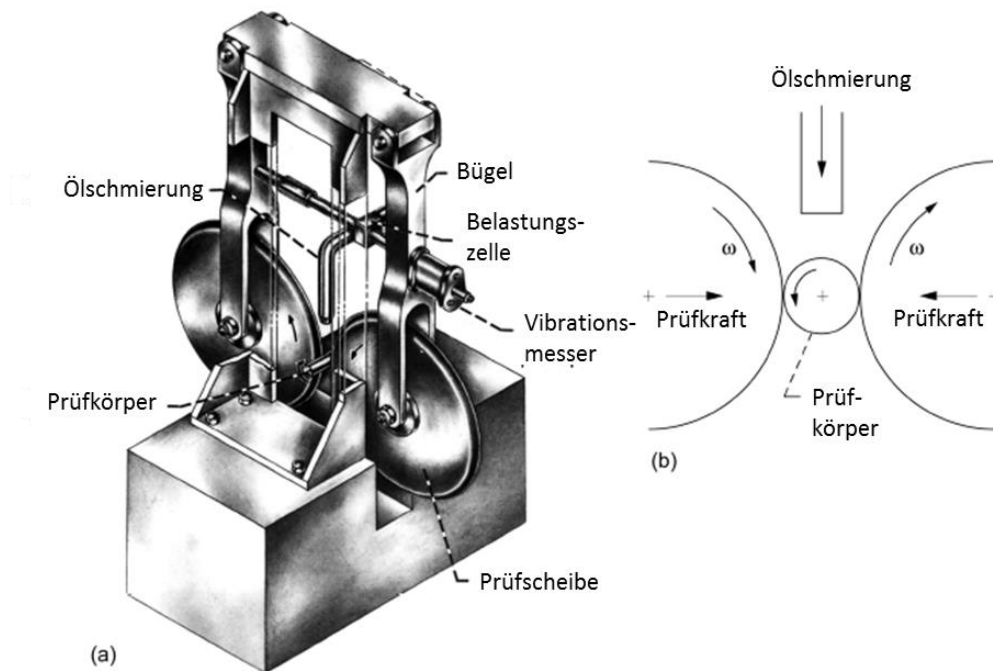


Abbildung 2.21: General Electric „Rolling-Contact (RC) Fatigue Tester“ zur Prüfung zylindrischer Proben mit a) schematischem Aufbau und b) Prüfprinzip [51].

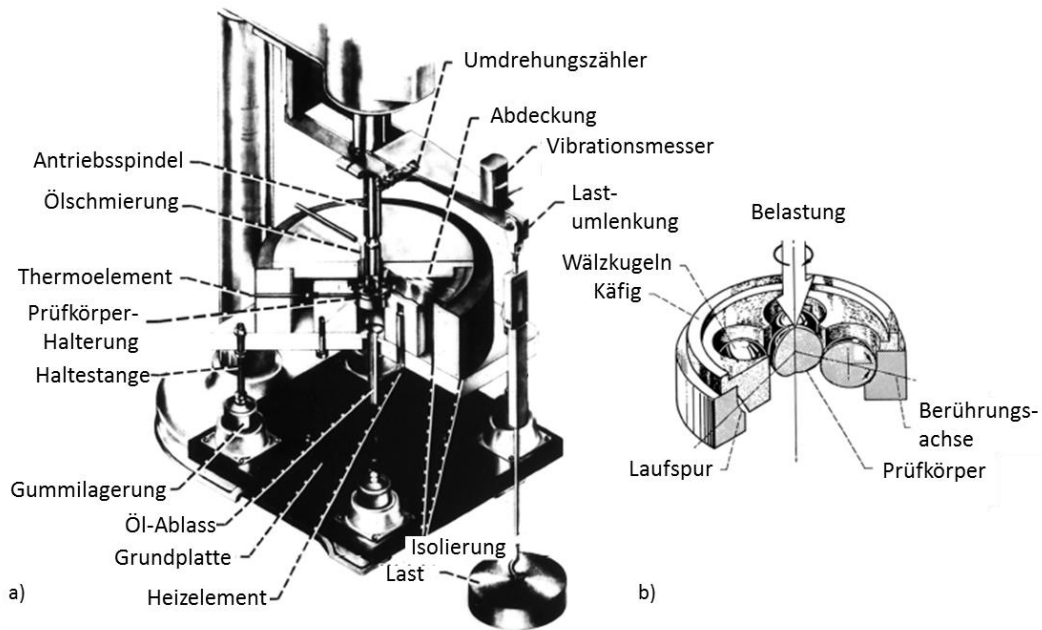


Abbildung 2.22: NASA „Five-Ball Fatigue Tester“ zur Prüfung von Wälzkugeln mit a) schematischem Aufbau und b) Prüfprinzip [51].

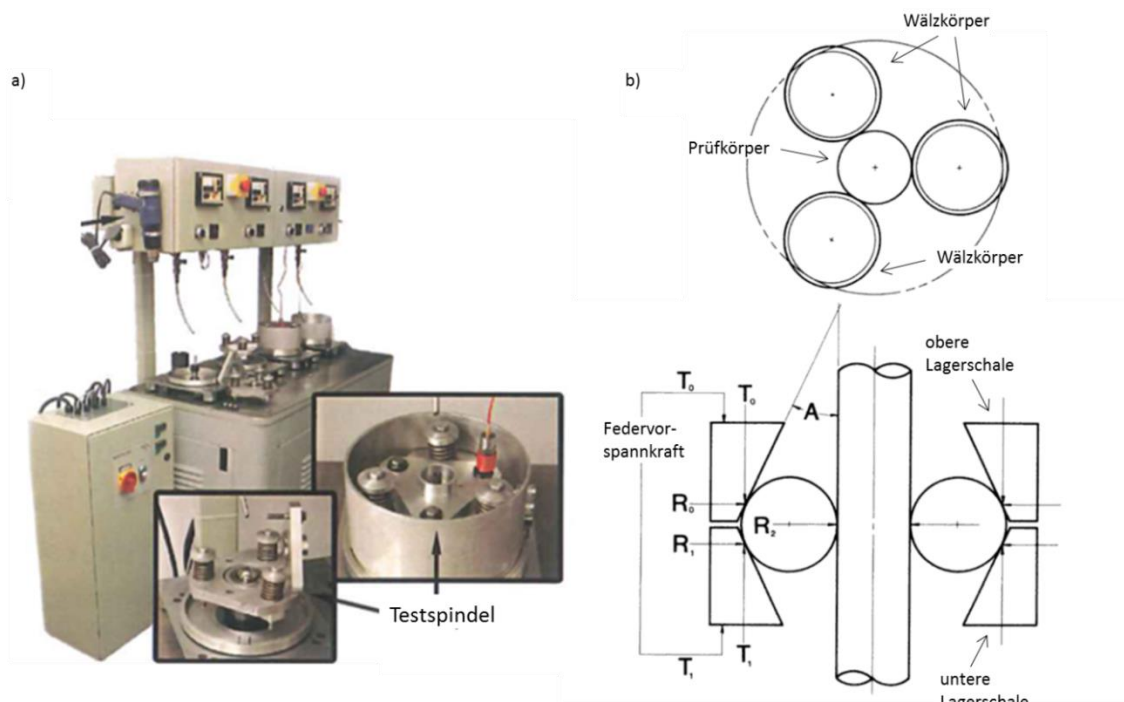


Abbildung 2.23: „Ball-Rod Rolling Contact Fatigue Tester“ zur Prüfung zylindrischer Prüfkörper mit a) Aufbau und b) Prüfprinzip [54].

Verwendete höhere Flächenpressungen bei beschleunigten Tests können jedoch zu nicht unwesentlichen, plastischen Deformation an der Oberfläche mit Vergrößerung der

Kontaktfläche und dadurch verminderter Hertz'scher Pressung und ebenso zu einer Änderungen der eintretenden Schädigungsmechanismen führen. Aus diesem Grund ist die Sicherstellung der Übertragbarkeit solcher Lagertests erschwert und oft findet eine kritische Hinterfragung der Ergebnisse statt [1; 2]. Ein Vergleich der Lebensdauern bei Überrollermüdungsversuchen im „Ball-Rod Rolling Contact Fatigue Tester“ bei 5.4 sowie 3.4 GPa Hertz'scher Pressung zeigten jedoch sowohl für randschichthärtende Lagerstähle SAE 4118, 5130, 5135 Mod sowie SAE 4320 mit einer Härte von 60 HRC, als auch für den durchhärtenden AISI M50 mit 62.5 HRC dasselbe Ranking hinsichtlich L_{10} - und L_{50} -Werte mit etwa fünffacher Steigerung der Überrolldauer bei geringerer Belastung [55]. Ebenso zeigten Tests mit dem „Five-Ball Fatigue Tester“ bei 5.5 GPa das gleiche Ranking wie in Lagertests bei 2.4 GPa Hertz'scher Pressung bei verschiedenen Härten der Wälzkugeln [52].

Eine Untersuchung des Einflusses von Härte, Streck- und Zugfestigkeit auf die Lebensdauer im „Five-Ball Fatigue Tester“ bei 5.5 GPa Hertz'scher Pressung und Raumtemperatur zeigte einen stetigen Anstieg der Lebensdauer mit steigender Härte im Bereich von 55 bis 68 HRC, wohingegen für die Lebensdauer bei zyklischem Zug-/Druck-Test ein Maximum innerhalb dieses Härtebereichs vorliegt [56]. Somit kann hier keine Korrelation durchgeführt werden. Die Mikrostruktur zeigte hier nur geringe Unterschiede bei den verschiedenen Härtewerten mit größerem Anteil an feinen Karbiden und geringerem Anteil an RA auf Grund der höheren Anlasstemperatur im weicheren Zustand. Frühere Untersuchungen an AISI M50 von Baughman [9] mit einem RC Prüfstand und Tests mit 4.8 GPa (700 ksi) zeigten jedoch ein Maximum der Lebensdauer innerhalb des getesteten Härtebereichs von 54 bis 67 HRC, welches auch von der vorliegenden Korngröße und Oberflächenrauigkeit abhängig ist. Da die bereits erwähnte plastische Deformation des Kontaktbereichs bei hoher Last zu einer Verringerung der Hertz'schen Pressung führt, ist auch eine Beeinflussung der Ergebnisse durch eine allenfalls vorliegende Härte­differenz zwischen Prüfkörper und Scheiben (Rolling-Contact Fatigue Tester) bzw. Prüfkugel und unteren Wälzkugeln (Five-Ball Fatigue Tester) denkbar. Untersuchungen an 100Cr6 in letztgenannter Prüfapparatur zeigten, dass bei gegebener Härte der Prüfkugel (Bereich 60.5 bis 65.2 HRC) bei steigender Härte der unteren Wälzkugeln (60 bis 66 HRC) sich ein Maximum der Lebensdauer bei einer Härte­differenz von etwa 2 HRC zwischen den unteren und der oberen Kugel ausbildet [52].

Des Weiteren lassen sich mit Hilfe dieser Lagertests auch die Effekte verschiedener Schmierstoffe oder anderer Design-Parameter charakterisieren [52; 53]. Beispielsweise ergaben Tests an AISI M1 und M2 bei Raumtemperatur längere Überrollzeiten mit Silikonschmiermittel und Di-2-Ethylhexyl-Sebacates, wohingegen bei 149°C (300°F) mit chloriertem methyl-Phenyl-Silikonschmiermittel und Mineralölen längere Standzeiten erzielt werden konnten [57].

Durch diese Vielzahl an Einflussparametern bei Lebensdaueruntersuchungen muss bei Lagertests sehr auf ein gleichbleibendes Setup geachtet werden, um verfälschende Beeinflussungen durch statistische oder systematische Fehler ausschließen zu können

.

3 Lagerstahl AISI M50 für Triebwerkslager

Die auftretenden komplexen Belastungen und notwendigen hohen Sicherheiten in Flugtriebwerken führten zu intensiver Entwicklung optimaler Lagerwerkstoffe seit der Entwicklung des Strahltriebwerks und dem Anstieg der Bedeutung der Luftfahrt nach dem Zweiten Weltkrieg [8]. Die Hauptpunkte waren das Erreichen von höherer Temperaturbeständigkeit und Festigkeit auf Grund eines sich kontinuierlich steigenden Schubgewicht-Verhältnisses der Flugzeuge. In dem Zeitraum von 1950 bis 1960 erfolgte eine Entwicklung von Lagerstählen mit erhöhtem Legierungsgehalt, da hierbei ein Vorteil in erhöhter Härte bei Raum- sowie Betriebstemperatur gesehen wurde, welche für die Sicherstellung eines sehr geringen Anteiles an nichtmetallischen Einschlüssen (NME) zumeist über eine VIM-VAR-Route hergestellt werden. Wie in Abbildung 3.1 zu sehen ist, zeigte der in den späten 1950ern in den USA entwickelte AISI M50 Stahl das beste Verhalten mit dem höchsten L_{10} -Wert und der geringsten Streuung der verschiedenen Ausfälle. Aus diesem Grund ist seit etwa der Mitte der 1980er Jahre der M50 Lagerstahl die erste Wahl für Anwendungen bei Betriebstemperaturen von über 150°C [8].

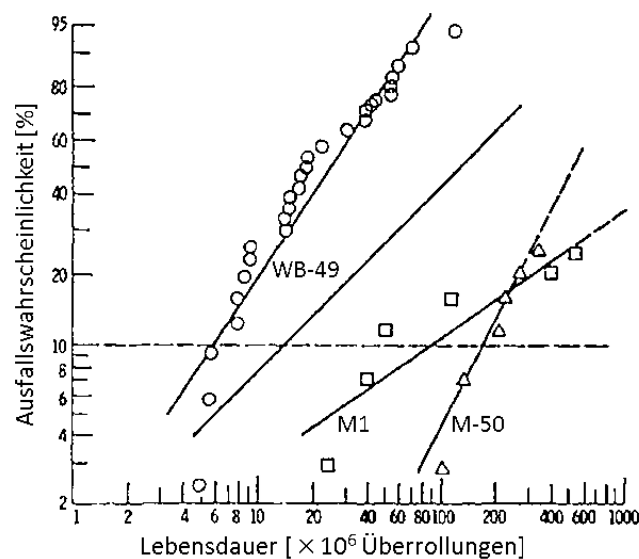


Abbildung 3.1: Weibullplot der Ausfallwahrscheinlichkeit bei Überrollermüdung von Axial-Schräggugellager aus verschiedenen hochlegierten Lagerstählen bei ca. 316°C (600°F) Betriebstemperatur und 2.2 GPa (323 ksi) Hertz'scher Pressung [58].

AISI M50 ist ein Sekundärhärter mit einem Ausscheidungsverhalten ähnlich dem von Schnellarbeitsstählen. Die Hauptlegierungselemente sind Molybdän, Chrom und Vanadin, welche mit dem Kohlenstoff vanadiumreiche, kugelförmige MC sowie molybdänreiche, plattenförmige M_2C Primärkarbide ausbilden und die Warmfestigkeit liefern [1; 5]. Die nominelle chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 3.1 ersichtlich. In Lagertests zeigt ein mittels Elektro-Schlacke-Umschmelzung oder auch VAR hergestellter 18-4-1

Schnellarbeitsstahl ähnliche L_{10} -Werte wie M50, wurde jedoch auf Grund des hohen Anteils an Wolfram aus strategischen Gründen nicht von den USA bevorzugt [1; 4; 52].

Tabelle 3.1: Nominelle chemische Zusammensetzung von AISI M50 Lagerstahl in Gew.% [1].

	C	Cr	Mo	V	Si	Mn	Fe
M50	0.8	4.0	4.25	1.00	<0.25	<0.35	bal.

Wie bereits erwähnt, findet eine Herstellung von AISI M50 Stahl über die VIM-VAR-Prozessroute statt, um NMEs weitgehend zu entfernen. Dabei wird der Stahl im ersten Schritt unter Vakuum mittels induzierten Wirbelstroms aufgeschmolzen und zu einer Elektrode abgegossen, wodurch die Anteile an den Gasen O, N, H minimiert werden können. Im Anschluss daran wird im VAR-Prozessschritt die erzeugte Elektrode in einem wassergekühlten Kupfertiegel durch einen Strom von mehreren Kiloampere und dem sich ausbildenden Lichtbogen nochmals tröpfchenweise umgeschmolzen. Hierbei schwimmen Nitride und Oxide auf und werden so aus dem Stahl entfernt. Nachfolgende Warmumformschritte, welche zumeist Walzen sind, da beim Schmieden sogenannte Schmiedefalten in Bereichen späterer Laufspuren entstehen könnten, bewirken eine feinere und gleichmäßigere Verteilung der Primärkarbide sowie ein feineres Korn durch Rekristallisation [52; 59].

Eine Fertigung der Bauteile auf Maß erfolgt im weichgeglühten Zustand, bevor durch eine mehrstufige Vergütung die Werkstoffeigenschaften wie gewünscht eingestellt werden. Im Allgemeinen liegt die Austenitisierungstemperatur T_A bei etwa 1100°C, bei welcher karbidbildende Elemente bis auf etwa 3 - 4 Gew.% molybdänreiche M_2C , vanadiumreiche MC und eventuell auch chromreiche M_6C in Lösung gebracht werden. Ein Abschrecken an Luft, in Öl oder im Salzbad bewirkt eine Zwangslösung in der Matrix. Das Bauteil mit dem dadurch entstandenen übersättigten Martensit sowie nicht-umgewandelten Restaustenit-Anteil (RA) von ca. 20 - 30 % wird anschließend mehrmals auf eine Temperatur T_T von ca. 540°C angelassen, um einerseits Sekundärhärtekarbide auszuscheiden und andererseits noch vorhandenen RA umzuwandeln. Durch einen Tiefkühlschritt auf -70°C kann eine vollständige Umwandlung des RA sichergestellt werden. Zwar findet beim Anlassen eine Martensiterweichung statt, jedoch ist bei entsprechender Prozessführung der Härteanstieg durch die Sekundärhärteausscheidung höher. Durch den beschriebenen Vergütungsprozess kann ein Gefügestand mit etwa 62 HRC eingestellt werden [1; 3].

Das Anlassverhalten mit den Anteilen an RA sowie Karbiden und der Härte ist in Abbildung 3.2 für den gehärteten Zustand sowie nach jeweils zweistündigem Anlassen bei unterschiedlichen Temperaturen dargestellt. Es zeigt sich, dass ein Anlassen bei 300°F (etwa 149°C) zu keinen signifikanten Änderungen führt, sondern die Härte bei etwa 63 HRC sowie der Karbidanteil bei ca. 3 Gew.% bleibt und der Anteil an RA unwesentlich von 32 auf 29 Gew.% absinkt. Ein höheres Anlassen bei 600°F (ca. 316°C) bewirkt ein Ausscheiden von $M_{23}C_6$ -Karbiden, was die Härte auf ca. 57 HRC absinken lässt. Der Anteil ausgeschiedener Karbide ist aber so gering, dass eine Steigerung des Karbidanteils nicht durch Röntgendiffraktometrie (engl. X-Ray Diffraction, XRD) erkennbar ist, sondern mittels Elektronenbeugung nachgewiesen wurde. Ein Anstieg der Härte auf ca. 58 HRC ist bei 800°F erkennbar, was den Beginn der Sekundärhärtung mit der Ausscheidung von M_2C und MC und den Zerfall des Restaustenits zeigt. Durch ein Anlassen mit 1025°F (ca. 552°C) kann eine Härte von 63 HRC bei einem RA von nur mehr 4 Gew.% und Karbidanteil von knapp über 5 Gew.% erreicht werden. Bei einem noch höheren Anlassen lässt sich kein RA mehr detektieren, der Karbidanteil steigt weiterhin an, jedoch sinkt die Härte bereits rapide ab [5].

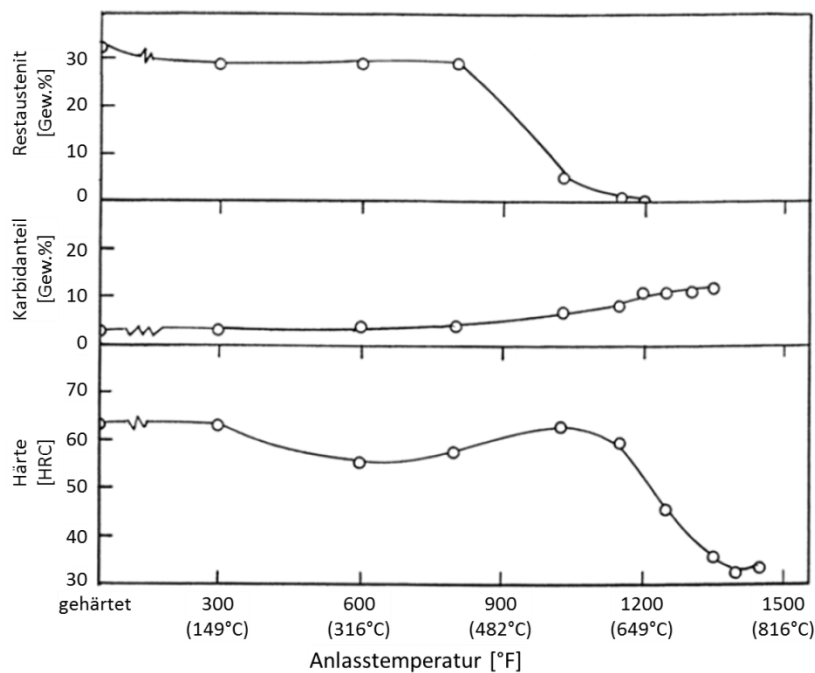


Abbildung 3.2: Anlassverhalten des AISI M50 Stahles für den gehärteten Zustand sowie nach jeweils 2 stündigem Anlassen bei verschiedenen Temperaturen [5].

In der Arbeit von Peißl [3] wird das Sekundärhärtemaximum für M50 nach einer Tiefkühlung auf -70°C und anschließendem dreimaligen zweistündigen Anlassen bei 520°C mit 62 HRC angegeben. Somit ist bei einer praxisrelevanten Anlasstemperatur von 540°C , was über dem Sekundärhärtemaximum liegt, sichergestellt, dass keine Anlasseffekte bei

der Erwärmung auf Betriebstemperatur auftreten. Des Weiteren sind Forderungen an den Werkstoff für den Einsatz als Lagerwerkstoff für Flugtriebwerke ein RA von unter 5 Gew.%, um eine Gestaltsänderung durch Anlasseffekte zu vermeiden, sowie eine Mindesthärte von 58 HRC bei Betriebstemperatur. Mit einer Härtesteigerung von 3 HRC soll jedoch eine Steigerung der Lebensdauer von bis zu 35 % möglich sein [8]. Da die Lebensdauer auch mit feinerer Korngröße ansteigt, wird eine ehemalige Austenitkorngröße von ASTM Nummer 8 oder feiner (höhere ASTM Nummer) gefordert, wobei einzelne Körner nicht größer als ASTM Nummer 5 sein dürfen [8].

4 Beschreibung der Untersuchungsmethoden

Wie eingangs beschrieben sind die Anforderungen an Werkstoffe für Lager in Flugtriebwerken sehr komplex und machen eine umfassende Charakterisierung der Werkstoffe notwendig, um etwaige Zusammenhänge zwischen dem Gefügebau sowie der mechanischen Eigenschaften und dem Überrollermüdungsverhalten ableiten zu können. Für die Ermittlung der Vielzahl an möglichen Einflussfaktoren, wurden vier Chargen von AISI M50 Stahl mit geringen Unterschieden in den Legierungselementen sowie Herstellungsparametern charakterisiert. Zu Beginn erfolgte eine Untersuchung der Grundzustände durch metallographische Verfahren, um die chemische Zusammensetzung, den Aufbau der Mikrostruktur hinsichtlich dendritischer Struktur, ehemaliger Austenitkorngröße, Phasenanteile und Größen vorliegender Karbide und nichtmetallischer Einschlüsse (NME) zu beschreiben. Anschließend wurden die statischen und zyklischen mechanischen Eigenschaften in Zug-, Stauch-, Niedriglastwechselermüdungsversuchen (engl. Low Cycle Fatigue, LCF) sowie Bruchzähigkeitstests im 3-Punkt-Biegeversuch ermittelt. Abschließend fand die Bestimmung der Lebensdauern für die verschiedenen Chargen sowie die Charakterisierung von Gefügeveränderungen im Ball-on-Rod-(BoR)-Überrollermüdungsversuch statt und es wurden die Schädigungsphänomene bei Lagern aus Lagerprüfstandsuntersuchungen metallographisch untersucht, um einen Vergleich dieser zwei Prüfmethoden aufstellen zu können.

4.1 Probenmaterial und Wärmebehandlung

Die im Zuge dieser Arbeit untersuchten vier Chargen AISI M50 wurden von der Firma (Fa.) Böhler Edelstahl GmbH & Co. KG (BEG) zur Verfügung gestellt und als Stangenmaterial mit \varnothing 60 mm im weichgeglühten Zustand an die Fa. Materials Center Leoben Forschung GmbH (MCL) angeliefert. Die Wärmebehandlungen (WBH) fanden nach Angaben von BEG am MCL statt, wobei für das Austenitisieren ein Vakuumofen der Fa. Systherms mit integrierter Hochdruckgasabschreckung und für das Anlassen konventionelle Umluftkammeröfen verwendet wurden. Die Parameter der WBH waren 1080°C für das Austenitisieren, dem ein Abschrecken durch N₂ bei 5 bar (Abkühlungsparameter $\lambda \sim 0.5$) folgte, bevor ein dreimaliges, zweistündiges Anlassen bei 535°C, anschließend ein Tiefkühlen auf -80°C und ein nochmaliges zweistündiges Anlassen bei 400°C durchgeführt wurde. Bei der Probenfertigung für mechanische Tests erfolgte die Vorfertigung der Proben im weichgeglühten, die Endfertigung im gehärteten Zustand bei externen Probenfertigern nach Zeichnungen des MCLs. Es wurden auch geprüfte Lager aus Lagerprüfstandsuntersuchungen von BEG zur Untersuchung an das MCL übergeben,

welche metallographisch hinsichtlich der sich ausgebildeten Schädigungen untersucht und mit den Ergebnissen der BoR-Tests verglichen wurden.

4.2 Metallographische Untersuchungen

4.2.1 Bestimmung der chemischen Zusammensetzung

Die chemische Zusammensetzung der vier untersuchten Chargen M50 wurde mittels Funkenspektralanalyse am Institut für Nichteisenmetallurgie der Montanuniversität Leoben hinsichtlich der Hauptlegierungselemente sowie Begleitelemente bestimmt. Je Charge erfolgten drei Messungen durch Einzelabfunktungen an polierten Gefügeschliffen, wobei der Mittelwert und die Standardabweichung ausgewertet wurden, um etwaige Unterschiede in der Zusammensetzung der vier Chargen zu erkennen. Das Verfahren beruht auf der Emission charakteristischer Spektrallinien für jedes chemische Element bei der Anregung durch einen elektrischen Lichtbogen. Aus der Wellenlänge sowie der Intensität dieser ausgesendeten Strahlung kann auf das chemische Element und die enthaltene Menge rückgerechnet werden. Dennoch liefert das Verfahren nur Richtwerte und für eine exakte Bestimmung der chemischen Zusammensetzung ist eine nasschemische Analyse vorzuziehen [60].

4.2.2 Bestimmung der Phasenanteile mittels Röntgendiffraktometrie

Eine quantitative Phasenanalyse der verschiedenen Chargen erfolgte an polierten Querschliffen (QS) nach den verschiedenen Anlassschritten mit Hilfe eines Röntgendiffraktometer D8 Discover der Fa. Bruker. Die Messungen wurden im 2Θ -Winkelbereich von 40° bis 160° mit einer Auswertung der Anteile an Martensit, Restaustenit, der verschiedenen Karbid-Typen sowie die relative Tetragonalität des Martensits und die Gitterverzerrung des Austenits nach der Rietveld-Methode durchgeführt. Hierbei wird ein Profilanpassungsverfahren für das gesamte Beugungsdiagramm durchgeführt, weshalb vorliegende Phasen bekannt und mit einem Strukturmodell hinterlegt sein müssen. Beschreibungen der Methode sind beispielsweise in [61; 62] zu finden.

4.2.3 Gefügeuntersuchungen mittels Lichtmikroskopie

Für Untersuchungen von Gefügeschliffen wurde für Überblicksbilder von Pittings oder Rissen ein Stereomikroskop der Fa. Zeiss vom Typ Discovery V20, ausgestattet mit einer Zeiss AxioCam MRc5 Digitalkamera, und für Detailaufnahmen ein LIM1 der Fa.

Olympus vom Typ BX51M mit einer Olympus DP25 Kamera verwendet. Profilometrie-Analysen zur Untersuchung der Ausbildung der Laufspur nach unterschiedlichen Überrolldauern sowie Ausmessung der Tiefe von Pittings an BoR-Proben sowie Lagern aus den Lagerprüfstandsuntersuchungen erfolgten mittels eines Konfokalmikroskop der Fa. Nanofocus vom Typ μ surf.

4.2.4 Gefügeuntersuchungen mittels REM

Automatische Karbid- und nichtmetallische Einschlussbestimmung

Eine automatische Ermittlung der Typen und Größen von Karbiden sowie NMEs erfolgte am REM vom Typ JEOL 6490 bei BEG. Für energiedispersive Röntgenspektroskopie (engl. Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy, EDX) wurde ein Oxford Instruments XMax 50 mm² Si-Drift Detektor mit 124 eV bei Mn K _{α} verwendet, wobei die Messzeit bei 1 s lag, um die chemische Zusammensetzung der NMEs zu bestimmen. Bei Karbiden erfolgte die Bestimmung über den unterschiedlichen Grauwert der REM Aufnahmen. Für alle Aufnahmen wurde eine Beschleunigungsspannung von 15 kV und eine Vergrößerung von 200x (Pixelgröße etwa 0.13 μ m²) verwendet. Die Software für Datenaufnahmen und –auswertungen war Oxford Instruments INCA Feature. Die Bestimmung erfolgte an gehärteten, polierten Längsschliffen (LS) auf einer Messfläche von jeweils 14 mm \times 12 mm für die Bestimmung der NMEs und 5 mm \times 4 mm bei den Karbiden. Die Bestimmung der NMEs wurde an je zwei Proben pro Charge aus der Mitte sowie dem Ende des angelieferten Stabmaterials durchgeführt und an jeder der insgesamt vier Proben pro Charge der mittlere Bereich der LS analysiert. Für die Bestimmung der Karbide wurden dieselben vier Proben je Charge verwendet, wobei hier je Probe drei Bereiche an den Positionen Mitte, halber Radius und Rand analysiert wurden (siehe Abbildung 4.1).

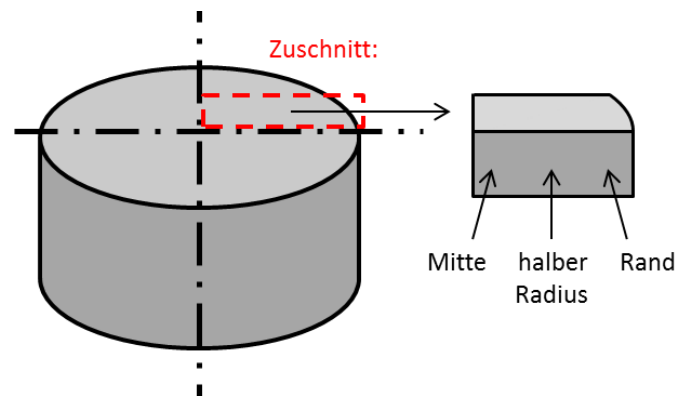


Abbildung 4.1: Skizze der Entnahme der Längsschliffe für die automatische Karbid und NME Bestimmung aus dem Stangenmaterial mit \varnothing 60 mm sowie Lage der Analysepositionen Mitte, halber Radius und Rand.

Gefüge- sowie Schädigungsanalyse mittels REM

Weitere Charakterisierungen des Gefügebau sowie der Schädigungsphänomene wie White Etching Area (WEA) und Butterfly-Wings (BW) erfolgten am MCL mit einem hochauflösenden REM. Hierbei wurden zum einen Gefügebilder im Backscattered- sowie Sekundärelektronen-Modus für eine Beurteilung des Gefügebau aufgenommen, aber auch mittels Elektronenrückstreubeugung (engl. Electron Backscatter Diffraction, EBSD) die Kornstruktur analysiert und durch EDX-Messungen die chemische Zusammensetzung lokal bestimmt (EDX-Mappings).

Eine dreidimensionale Untersuchung von BWs erfolgte durch eine sogenannte Serial-cutting-Technik mittels fokussiertem Ionenstrahl (engl. Focused Ion Beam, FIB), mit welchem durch einen Beschuss mit Ga-Ionen Atome aus der Probe gezielt gesputtert werden. Um bei dieser Abtragung eine Schädigung der Oberfläche zu vermeiden, erfolgte im entsprechenden Bereich zuvor die Auftragung einer Pt-Schutzschicht mittels Sputterdeposition.

Für diese Untersuchungen wurde ein Dual-Beam REM vom Typ Auriga der Fa. Zeiss verwendet, welches eine Feldemissions-Kathode besitzt und mit einem EDX Apollo 40+ (40mm^2) der Fa. EDAX, einem FIB der Fa. Orsayphysics Cobra Z-05 und einem Digi-View IV EBSD Detektor der Fa. EDAX ausgestattet ist. Ebenso wurde ein REM mit großer Probenkammer vom Typ EVO MA 25 der Fa. Zeiss mit LaB_6 -Kathode für eine grundlegende Charakterisierung der Proben verwendet.

Für eine noch genauere Bestimmung der lokalen chemischen Zusammensetzung im Vergleich zu den EDX-Mappings erfolgten Mikrosondenmessung mit wellenlängendispersiver Röntgenspektroskopie (engl. Wavelength Dispersive X-Ray Spectroscopy,

WDX), um die Seigerungsstruktur festzustellen und unter den Chargen zu vergleichen. Diese Messungen wurden bei der Fa. voestalpine Stahl Donawitz GmbH an einem REM der Fa. Jeol vom Typ JXA-8230, welches über eine LaB₆ Elektronenquelle verfügt, durchgeführt. Hierbei wurden Mappings in den Größen von 2.4 × 2.4 mm mit Pixelgröße 3 µm sowie 300 × 300 µm mit Pixelgröße 0.5 µm bei 15 keV und 650 nA aufgenommen, was eine Spotsizes von ungefähr 500 nm und eine Eindringtiefe von ca. 100 nm ergibt. Es fand eine Bestimmung der Elemente C, Si, V, Cr, Mn, Mo statt.

4.2.5 Charakterisierung der Schädigungsphänomene mittels TEM

Für eine hochauflösende Untersuchung der durch die Überrollung geschädigten Bereiche mit ausgebildeter WEA bzw. BWs wurde ein TEM der Fa. Philipps vom Typ CM12 am Erich Schmid Institut der Montanuniversität Leoben verwendet. Die Beschleunigungsspannung kann hierbei zw. 20 und 120 kV liegen und als Elektronenquelle dient eine LaB₆-Glühkathode. Die Herstellung der hierfür benötigten, unter 100 nm dicken Proben aus exakt ausgewählten Bereichen erfolgte mittels REM/FIB Präparation am MCL.

4.2.6 Bestimmung von Eigenspannungstiefenverläufen an BoR-Proben

Eine lokale Bestimmung des Eigenspannungsverlaufes für unterschiedliche Tiefen unter der Laufspur von BoR-Proben im Neuzustand bzw. nach Überrollermüdungstests mit verschiedenen Laufzeiten wurde mittels eines Röntgendiffraktometers vom Typ Xstress 3000 G2 der Fa. Stresstech und Verwendung von Cr-K_α Strahlung, einer Belichtungsdauer von 30 s bei einem Spot-Durchmesser von 3 mm mit Hilfe der $d(\sin^2\psi)$ -Auswertemethode durchgeführt. Der Abtrag für die Untersuchung bei verschiedenen Tiefen fand durch elektrolytisches Ätzen statt.

4.2.7 Probenpräparation mittels Ionen-Slicing

Für eine Untersuchung von BoR-Proben auf etwaig vorhandene Risse oder Poren in Bereichen nahe der Laufspur wurde an ausgewählten polierten QS mit Hilfe eines IonSlicers der Fa. Hitachi vom Typ IM4000+ durchAr-Ionen abgetragen. Für die Präparation dieser Crosssections wurde eine Spannung von 6 kV, eine Oszillation von ± 45° bei 3 U/min für 3 h eingestellt, wobei durch eine Blende aus Ti der Strahl definiert auf die Probe gerichtet wurde.

4.3 Ermittlung der mechanischen Eigenschaften

4.3.1 Einachsige Zug-, Stauch- sowie LCF Versuche

Die Ermittlung der statischen Materialparameter, wie Dehngrenzen, Zugfestigkeit, Gleichmaß- und Bruchdehnung, wurde mittels Zug- und Stauchversuchen und die der zyklischen durch LCF-Versuche mit Zug-/Druck-Belastung bei unterschiedlichen R-Werten durchgeführt. Bei allen Tests wurde die in Abbildung 4.2 ersichtliche Prüfgeometrie verwendet, wobei die Probenentnahme in Längsrichtung im Bereich des halben Radius des Stangenmaterials stattfand. Um bei dem hochfesten Werkstoff, der eine hohe Kerbempfindlichkeit besitzt, einen gültigen Versuch mit Bruch innerhalb der Messlänge sicherzustellen, wurde ein elliptischer Übergang von Messlänge zu dem Kopf gewählt und auf ein Gewinde verzichtet.

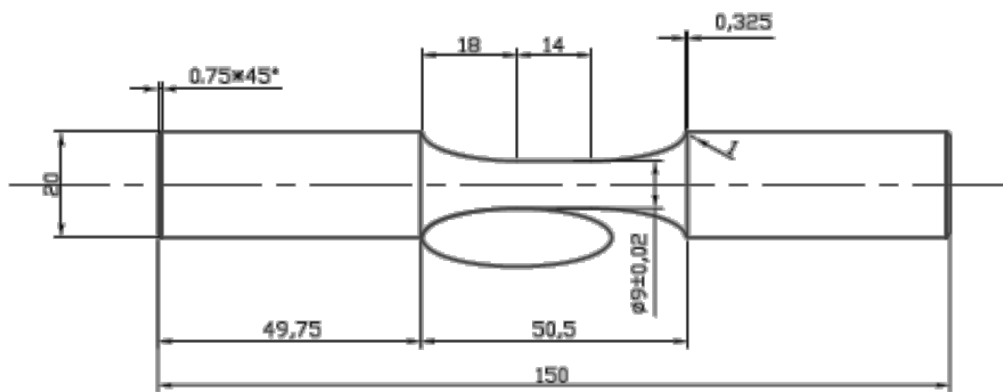


Abbildung 4.2: Probengeometrie der verwendeten LCF-Proben für Zug-, Stauch- sowie LCF-Versuch.

Die Prüfungen erfolgten auf einer servohydraulischen Prüfmaschine der Fa. Instron 8803 mit einem 250 kN Kraftaufnehmer, einem Laserextensiometer P50 der Fa. Fiedler Optoelektronik GmbH zur Dehnungsaufnahme in der Messlänge L_0 von 12 mm. Die Zugversuche wurden bis zum Erreichen der Zugfestigkeit gefahren, wohingegen Stauchversuche bei einer Dehnung von 3 % abgebrochen wurden, um ein Ausknicken der Probe bzw. eine zu hohe Belastung der Einspannvorrichtung zu vermeiden. Die LCF-Versuche wurden dehnungsgeregelt bei einem Dehnungsverhältnis von $R = -1$ mit erster Belastung in den Druckbereich und einer Dehnungsrate von 10^{-2} s^{-1} durchgeführt.

4.3.2 3-Punkt-Biegeversuch zur Bestimmung der Bruchzähigkeit

Eine Bestimmung der Bruchzähigkeit K_{IC} erfolgte mittels 3-Punkt-Biegeversuch in Anlehnung an die Norm ASTM E399-09, wofür SENB-Proben mit der Endmaßgröße von $6 \text{ mm} \times 12 \text{ mm} \times 70 \text{ mm}$ in L-R Probenlage mit entsprechendem Aufmaß aus dem Bereich des halben Radius aus dem Stangenmaterial entnommen wurden. Querproben konnten auf Grund des unzureichenden Rundstabdurchmessers von 60 mm nicht untersucht werden. Nach der Vergütung erfolgte ein Flächenschleifen auf das Endmaß, um eine etwaig dabei randentkohlte Zone zu entfernen sowie Härteverzug auszugleichen. Nach dem Erodieren der Kerbe und der Ausnehmung für den Clip-Aufnehmer durch mechanisches, oszillierendes Anritzen mittels Rasierklinge unter Zugabe von Diamantpaste fand das Einbringen des Anrisses durch Anschwingen und Ermüdungsrisswachstum im Druckschwellbereich statt, um ein zu starkes oder sogar instabiles Risswachstum bei dem hochfesten AISI M50 Werkstoff zu verhindern. Durch das Anschärfen der Vorkerbe wird ein definierter Ausgangsbereich des Ermüdungsrisses sichergestellt, wobei eine Ermüdungsrisslänge von zumindest dem doppelten Kerbradius einzubringen ist, damit der Einfluss der Vorkerbe vernachlässigbar wird [63]. Für das Anschwingen wurde eine Hochfrequenzresonanzprüfmaschine Testtronic-150 der Fa. RUMUL verwendet, wobei durch 30.000 Lastwechsel mit einem R-Wert von etwa 10 und einer maximalen Spannungsintensitätsschwingbreite ΔK_I von $80 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ Schwingrisslängen von etwa 100 - 180 μm erzeugt wurden. Nach der Prüfung mit Aufnahme der Kraft-Kerbaufweitungskurven kann ein K_Q -Wert berechnet werden. Um daraus einen gültigen kritischen Spannungsintensitätsfaktor (K_{IC} -Wert) zu bekommen, müssen folgende Gültigkeitskriterien nach Norm erfüllt werden [64]:

- Die Risslänge jeweils links bzw. rechts zum Zentrum hin darf nicht mehr als 10 % von der mittleren Risslänge abweichen.
- An der Oberfläche darf die Risslänge nicht mehr als 15 % von der mittleren Risslänge abweichen.
- Die Rissebene darf maximal $\pm 10^\circ$ von der Idealebene abweichen.
- Das Verhältnis aus maximaler Prüfkraft P_{max} zur Kraft P_Q darf 1.1 nicht überschreiten.

Eine Überprüfung der Kriterien fand im Anschluss an die Prüfung mit einer Z250-Universalprüfmaschine der Fa. Zwick, ausgestattet mit einem 250 kN Kraftaufnehmer und einem Clip Gage-Kerbaufweitungsaufnehmer der Fa. Sandner statt.

4.3.3 Härtemessung und Nanoindentierung

Eine Messung der Härte erfolgte seitlich an den Bruchzähigkeitsproben nach den durchgeführten Bruchzähigkeitsmessungen um das Anlassverhalten der vier Chargen M50 zu überprüfen. Hierfür wurde eine Universal-Härteprüfmaschine M4C750 XY der Fa. Emcotest verwendet. Des Weiteren wurden Härtemappings an QS von BoR-Proben im Bereich unter der Laufspur nach definierten Überrolldauern angefertigt, um die Entwicklung der Schädigung bzw. Ausbildung der WEA mit zunehmender Überrollungszahl zu untersuchen. Für diese Messungen wurde eine Mikrohärtprüfmaschine Qness Q10A+ verwendet. Mit einem Nanointender vom Typ G200 der Fa. Keysight Technologies, ausgestattet mit einer Berkovich Diamantspitze der Fa. Synton, wurde ein Härtemapping im Bereich eines Butterfly-Wings an einem QS einer gelaufenen BoR-Probe aufgenommen, um Aussagen über die unterschiedliche Härte zwischen Matrix, Butterfly-Wing und den Karbiden treffen zu können. Es wurde ein Messfeld von ca. $40 \times 40 \mu\text{m}$ mit einer Schrittweite der Härteeindrücke von etwa $2 \mu\text{m}$ untersucht. Die Messungen erfolgten mit konstanter Belastungsrate und konstanter Belastungszeit bei 5 mN, und eine Auswertung der Härtewerte erfolgt über die aufgenommenen Belastungs-Verschiebungskurven.

4.4 Versuchsaufbau und Durchführung der Überrollermüdungsversuche

4.4.1 Ball-on-Rod Tests

Für die am MCL durchgeführten BoR-Tests wurden zylindrische Probestäbe mit 9.525 mm ($\frac{3}{8}$ in) und 76.2 mm (3 in) Länge, auf welche mehrere Laufspuren gefahren werden können, in Längsrichtung im Bereich des halben Radius aus dem angelieferten Stangenmaterial gefertigt. Als Wälzkörper dienten drei Kugeln mit $\varnothing 12.7$ mm ($\frac{1}{2}$ in), welche ebenso aus AISI M50 hergestellt sind. Diese werden durch den Käfig in einem Winkel von 120° zueinander gehalten und auf Grund der Federnvorspannkraft und den konischen Lagerschalen auf den Probestab mit definierter Kraft gepresst. Ein elektrischer Antrieb versetzt den Probenstab in Rotation, wobei sich durch die geometrischen Abhängigkeiten pro Umdrehung des Stabes 2,389 Überrollungen für jeden Umfangspunkt ergeben. Bei der vorherrschenden 50 Hz Netzspannung und resultierenden 2990 U min^{-1} für den Stab bedeutet dies eine Überrollungszahl von etwa 7143 min^{-1} . Der Betrieb fand bei Raumtemperatur statt, wobei durch den Betrieb der Versuche sich die Temperatur der Bauteile auf etwa 70°C erhöhte, was mittels berührender Messung durch ein Thermoelement abgeschätzt wurde. Eine Schmierung im Betrieb erfolgte durch eine Tropfschmierung mit ca. 10 Tropfen pro Minute. Der Prüfstand sowie eine Skizze der Belastungssituation in einer Spindel mit dem Probestab in der Mitte, den drei

Wälzkugeln sowie den konischen Lagerschalen, welche mit der Federvorspannkraft F zusammengedrückt werden, ist in Abbildung 4.3 ersichtlich. Die Versuche wurden mit einer Hertz'schen Pressung von 6.4 GPa durchgeführt, wofür eine Federvorspannkraft von 1579 N erforderlich ist.

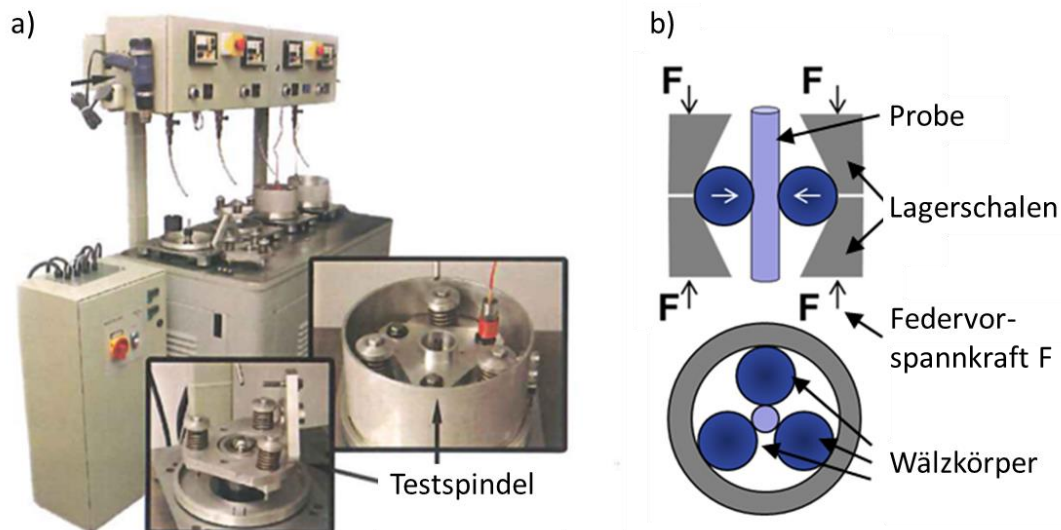


Abbildung 4.3: a) Ball-on-Rod Prüfstand zur Ermittlung von Überrolleigenschaften mit 4 Testspindeln und b) dem schematischen Prüfprinzip für eine Spindel.

Die Versuche wurden zum einen bis zum Erreichen der Lebensdauer und dem Auftreten von Pitting gefahren, was durch einen Vibrationsmesser für jede Spindel extra registriert wurde und zu einem sofortigen Abschalten dieser Spindel führte. Dennoch tritt ein mehrsekündiges Nachlaufen der Proben auf und der Bereich des Pittings kann durch das dabei erfolgende, weitere Überrollen deformiert bzw. verschmiert werden. Zum anderen wurden Versuche mit definierter Überrollungszahl gefahren, welche nach zuvor festgelegten Zeitdauern manuell abgeschaltet wurden. Hierdurch konnte die Entwicklung der Schädigungsphänomene wie Ausbildung der Laufspur, Aufbau und Ausbildung der WEA sowie BWs mit verändertem Ätzkontrast, Härte und Eigenspannungszustand untersucht werden. Eine Anfertigung von QS bzw. Längsschliffen (LS) aus den geprüften BoR-Proben fand wie in Abbildung 4.4 dargestellt statt. Für die Herstellung von QS wurden die Proben mit axialem Abstand zum Beginn der Laufspur herausgetrennt. Durch eine Messung dieses Abstands und dem bisherigen Schleifabtrag kann der in weiterer Folge Abtrag genannte Abstand zum Beginn der Laufspur ermittelt werden (Abtrag 0 = Beginn der Laufspur).

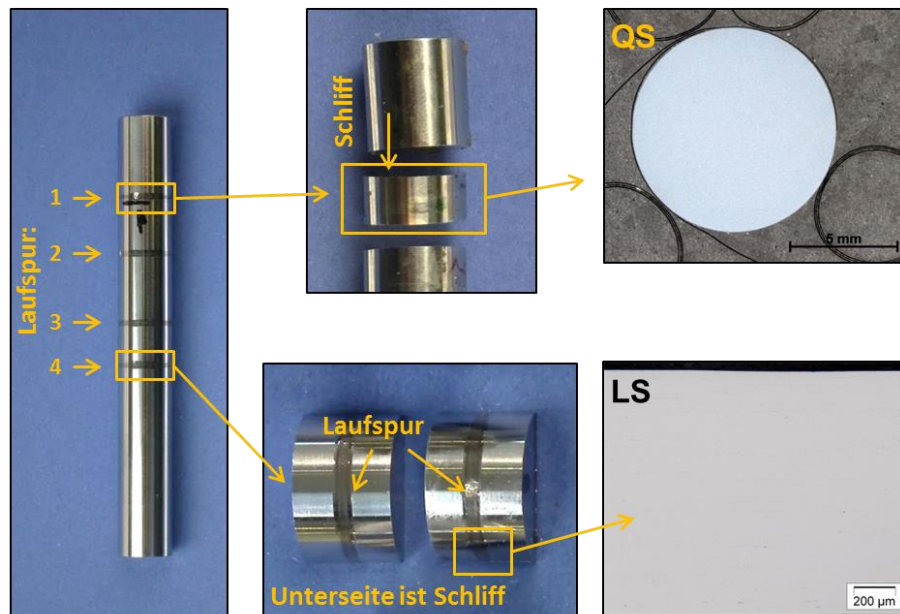


Abbildung 4.4: Darstellung der Anfertigung von Querschliffen (QS) sowie Längsschliffen (LS) aus den zylindrischen BoR-Proben mit $\varnothing 9.5$ mm und 76.2 mm Länge zur Untersuchung der Schädigungsphänomene nach den Überrollermüdungsversuchen.

4.4.2 Lagerprüfstandtests

Für die extern durchgeführten Lagerprüfstandtests, für welche ebenso extern die Fertigung der in Abbildung 4.5 ersichtlichen Schrägkugellager erfolgte, wurde der in Abbildung 4.6 dargestellte Prüfaufbau verwendet. Bei der Prüfung werden jeweils zwei Lager gleichzeitig getestet, wobei durch axiale und radiale Prüfkraft je eine Hertz'sche Pressung von 3.8 GPa bei 10 000 U/min aufgebracht wird. Weitere Prüfdetails sind nicht bekannt, da die Prüfung extern über den Projektpartner BEG veranlasst erfolgte.

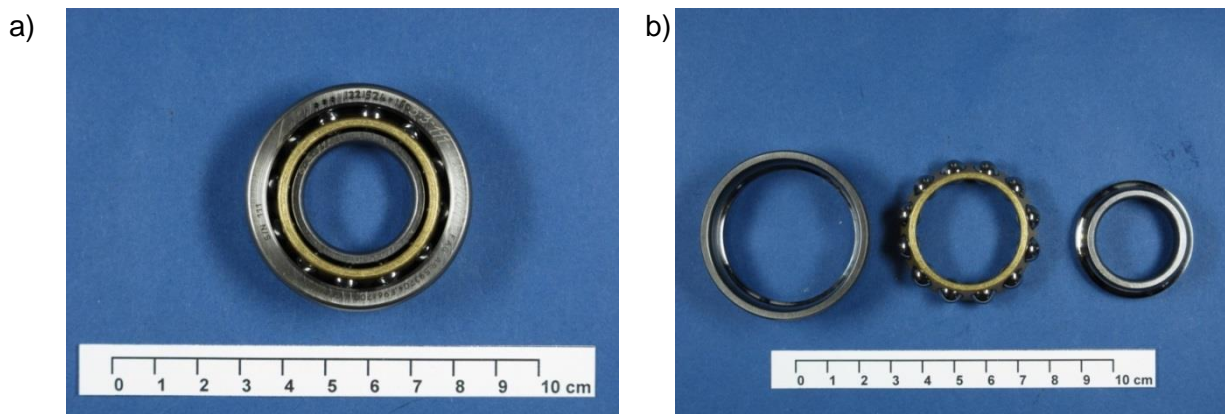


Abbildung 4.5: Aufbau der Schrägkugellager für die Lagerprüfstandtest in a) zusammengebauten und b) zerlegtem Zustand mit von rechts Außenring, Wälzkörper im Käfig und Innenring.

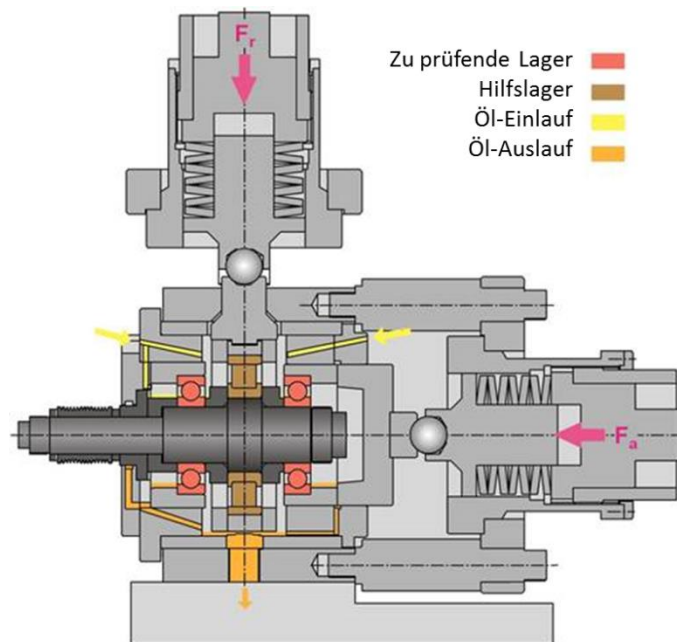


Abbildung 4.6: Skizze des Lagerprüfstandtests zur Ermittlung der Lebensdauern und Überrollleistungen.

4.5 FEM-Simulation der Kontaktsituation sowie Risswachstumsfähigkeit

Eine numerische Berechnung der Kontaktsituation, auftretender Spannungen sowie eine Abschätzung der Risswachstumsfähigkeit wurde bei der Simulationsgruppe des MCL Leobens in Auftrag gegeben und von Priv.-Doz. Dr. H.-P. Gänser und DI B. Leitner durchgeführt. Hierfür wurde das Simulationsprogramm Abaqus 6.12 Standard verwendet. Es erfolgte eine Analyse der Kontaktbedingung bei der Belastung mit der eingestellten Federvorspannkraft von 1579 N bei einer realen Geometrie nach etwa 10^8 Überrollungen, ermittelt durch Konfokalmikroskopie, hinsichtlich auftretenden Spannungen und elastischen Deformationen. Anschließend wurde eine Abschätzung der Wachstumsfähigkeit von Rissen an BWs durch die Berechnung von Spannungsintensitätsfaktoren während der Überrollung an sogenannten virtuellen Rissen mit unterschiedlicher Länge durchgeführt. Hierfür erfolgte zuerst die Erstellung eines globales FE-Modells, in welchem als Ersatzgeometrie für den BW-Initiator eine kugelförmige Pore mit $\varnothing 10 \mu\text{m}$ angenommen ist, da durch Mikrorisse und eine eventuelle Ablösung der Grenzfläche ein zu einem Hohlraum ähnliches Verhalten angenommen werden kann.

Die Verfestigungsbedingungen für Materialien hängen im Allgemeinen von der Historie der Belastung und plastischen Verformung ab. Die zwei weitverbreitetsten Modelle sind isotrope und kinematische Verfestigung, wobei zweitgenanntes zumeist für die Beschreibung zyklischen Materialverhaltens mit Umkehr der Belastungsrichtung verwendet wird. Eine Darstellung der Verfestigung kann über Fließflächen erfolgen (siehe Abbil-

dung 4.7 a). Hierbei stellt sich für den Fall, dass die Spannung innerhalb der grau dargestellten Fließfläche ist, nur eine elastische Verformung ein, wohingegen es beim Überschreiten dieser zu plastischer Verformung („Fließen“) kommt.

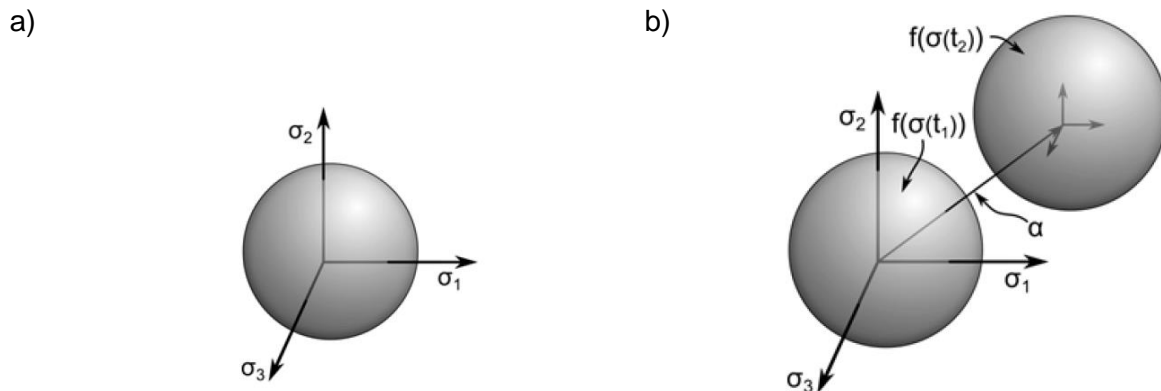


Abbildung 4.7: Darstellung der Fließbedingung mittels Fließflächen (a) und Verschiebung der Fließfläche auf Grund kinematischer Verfestigung (b) [65].

Nach von Mises kann diese Fließbedingung mit folgenden Formeln beschrieben werden:

$$f = \sigma_e - R_0 = \left(\frac{3}{2} \sigma' : \sigma'\right)^{\frac{1}{2}} - R_0 = 0 \quad \text{Gleichung 4.1}$$

$$\sigma' = \sigma_{ij} - \frac{1}{3} \delta_{ij} \sigma_{kk} \quad \text{Gleichung 4.2}$$

wobei σ_e die Vergleichsspannung, R_0 die anfängliche Fließspannung, σ' der Spannungsdeviator, σ_{ij} der Cauchy Spannungstensor und δ_{ij} das Kronecker Delta ist.

Im Falle, dass $f < 0$ ist, bewegt man sich im elastischen Bereich und sobald $f = 0$ ist, setzt plastische Verformung ein.

Chaboche postulierte ein aufgetrenntes nichtlineares kinematisches Verfestigungsmodell, welches eine dehnratenabhängige Modifikation eines kinematischen Verfestigungsmodells ist [66; 67]. Dabei verschiebt sich die Fließfläche bei dem Auftreten von plastischer Dehnung wie in Abbildung 4.7 b dargestellt und es ergibt sich folgender Zusammenhang:

$$f(\sigma - \alpha, \xi) = 0 \quad \text{Gleichung 4.3}$$

wobei σ die Spannung, α die Verschiebung der Fließfläche beschreibt (Backstress-Tensor) und ξ ein Set aus Materialvariablen ist.

Der sogenannte Backstresstensor α kann wie folgt berechnet werden:

$$\alpha = \sum_{i=1}^n \alpha_i \quad \text{Gleichung 4.4}$$

$$\dot{\alpha}_i = \frac{2}{3} C_i \dot{\epsilon}_{pl} - \gamma_i \dot{\epsilon}_{pl} \alpha \quad \text{Gleichung 4.5}$$

wobei n die Anzahl der Backstress Komponenten, α_i die i -te Komponente der Backstress-Rate, C_i und γ_i Materialparameter, $\dot{\epsilon}_{pl}$ die plastischen Dehnrates und $\dot{\epsilon}_{pl}$ der Betrag der plastischen Dehnrates ist.

Für eine weiterführende Beschreibung von Materialmodellen im Allgemeinen und dem Chaboche-Modell im Speziellen ist an dieser Stelle auf Literatur verwiesen [66–71].

Die Berechnung in dieser Arbeit erfolgte nach dem Chaboche- Materialmodell mit drei kinematischen Backstresstensenoren ohne isotropen Verfestigungsanteil. Die notwendigen Materialparameter wurden aus der zyklischen Fließkurve (siehe Abbildung 6.6) abgeleitet und sind in Tabelle 4.1 angegeben. Es ist hier anzumerken, dass als Vereinfachung für den Bereich der WEA ebenso die Parameter des Grundwerkstoffes und für die Risse reine Mode I Beanspruchung angenommen wurden. Das Globalmodell wurde unter Ausnützung von Symmetrien als ein $\frac{1}{6}$ des Zylinders und $\frac{1}{4}$ der Wälzkugel modelliert (siehe Abbildung 4.8).

Tabelle 4.1: Aus der zyklischen Fließkurve abgeleitete Materialparameter nach dem Chaboche-Modell mit drei kinematischen Backstresstensenoren für die numerische Berechnung des Überrollvorganges.

E	ν	R_0	C_1	C_2	C_3	γ_1	γ_2	γ_3
[GPa]	[-]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[-]	[-]	[-]
212	0.3	1.5×10^3	4.0×10^6	1.0×10^5	9.1×10^3	4.0×10^3	1.5×10^2	1.0

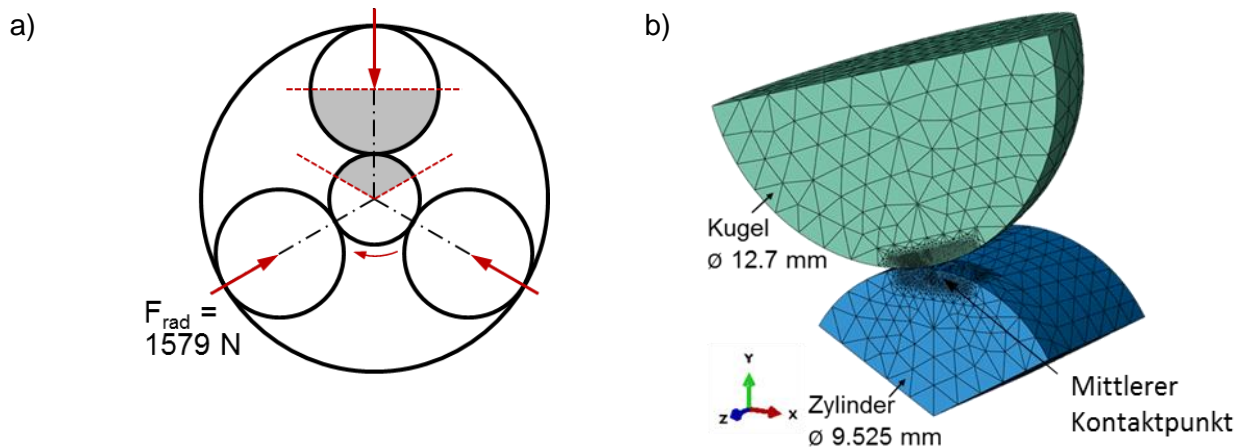


Abbildung 4.8: a) Schema des BoR-Tests und b) Globalmodell für die FE-Simulation unter Berücksichtigung von Symmetrieebenen.

Es erfolgte die Simulation von drei Überrollungsvorgängen des $\frac{1}{4}$ -Modells der Wälzkugel im Bereich von -10° bis $+10^\circ$ um einen „mittleren“ Kontaktpunkt des stillstehenden Zylinders (siehe Abbildung 4.8 b), wobei Reibungsfreiheit angenommen wurde. Der Kugelmittelpunkt wurde verschiebungsgesteuert auf einer Kreisbahn bewegt, wodurch sich die Radialkräfte entsprechend einstellen. Nach der dritten Überrollung ist auf Grund der Plastifizierung ein nahezu zyklisch stabilisierter Beanspruchungszustand vorhanden, was aus der fast geschlossenen Hystereseschleife von Radialspannung (S22) und wahrer plastischer Dehnung (PE22) für eine Tiefe von $170 \mu\text{m}$ unter dem mittleren Kontaktpunkt in Abbildung 4.9 erkennbar ist.

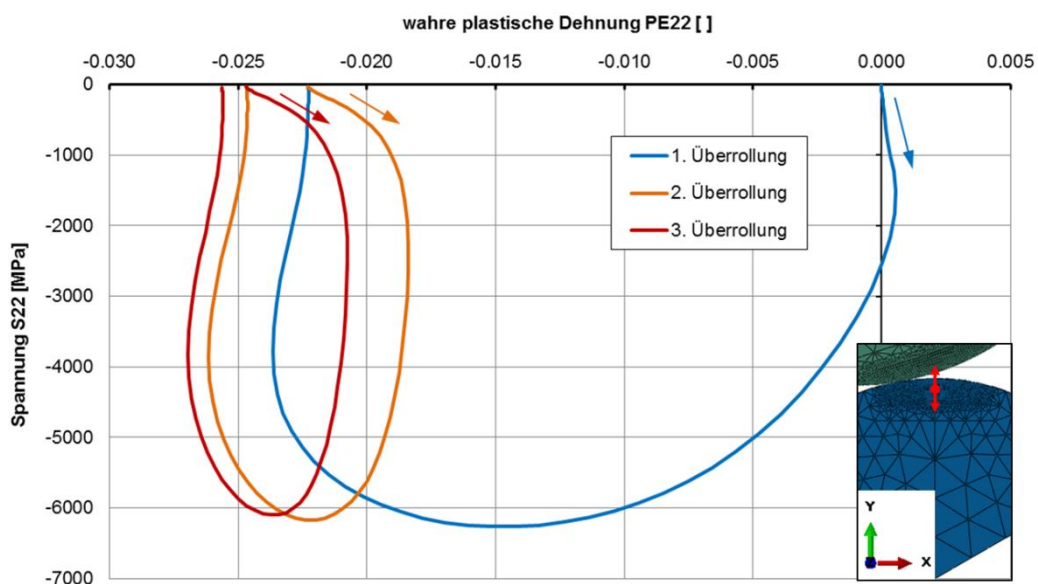


Abbildung 4.9: Zusammenhang von plastischer Dehnung und Spannung in y-Richtung für die ersten drei Überrollungen in einer Tiefe von $170 \mu\text{m}$ unter der Laufspur.

Die Ergebnisse dieses Globalmodells der Überrollung wurden anschließend auf ein Submodell übertragen, in welchem in Tiefen von 100, 250 und 400 μm Poren modelliert wurden. Eine Untersuchung von Poren, die näher als 100 μm an der Oberfläche liegen, ist mit diesem Ansatz nicht möglich, da zwischen dem Kontaktbereich und der Submodellgrenze aus numerischen Gründen mindestens 2 Elementschichten liegen sollten.

Die Abschätzung einer Risswachstumsfähigkeit erfolgte anschließend im Postprocessing über die Bestimmung von Spannungsintensitätsfaktoren (SIF) mit Hilfe der sogenannten „virtual crack method“, bei welcher jedoch folgende Annahmen und Einschränkungen gelten:

- Durch die Annahme eines virtuellen Risses bleibt das Spannungsfeld in der Umgebung der Pore unbeeinflusst, weshalb die Risslänge im Vergleich zur Bauteilabmessung klein sein muss.
- Der virtuelle Riss muss mehrere Elemente überspannen, um sinnvolle Ergebnisse für den SIF zu erhalten. Daher ist die Umgebung der Pore hinreichend fein zu vernetzen.

Für nähere Details zu der „virtual crack method“ ist hier auf weiterführende Literatur, wie beispielweise in [72–75] verwiesen. Im konkreten Fall wurden in den Tiefen zwischen 100 und 450 μm Risse mit einer Länge zwischen 6 und 25 μm (inkl. dem 5 μm Radius der Pore) untersucht. Da für den AISI M50 keine R-Kurve vorliegt bzw. eine Aufnahme im Zuge dieser Arbeit nicht vorgesehen war, wurde die des sich ähnlich verhaltenden Werkstoffes S390 von BEG verwendet.

5 Untersuchung des Gefügeaufbaus

Neben der Abhängigkeit der Materialparameter von der Legierungszusammensetzung, bzw. den vorliegenden Karbiden, der verbleibenden Matrixzusammensetzung und vorhandenen nichtmetallischen Einschlüsse (NME), spielen auch eventuell vorliegende Seigerungen in der Matrix eine große Rolle, da diese vorrangig die zyklischen Werkstoffeigenschaften negativ beeinflussen [76]. Prinzipiell wird zwischen Makro- und Mikro-seigerungen unterschieden, wobei erstere die Entmischung im Zuge der Erstarrung zwischen verschiedenen Bereichen des gesamten Blockes auf Grund der unterschiedlichen Löslichkeiten von Legierungselementen in flüssiger und fester Phase (Blockseigerung) oder aber auf Grund unterschiedlicher Dichte (Schwerkraftseigerung) bedeutet. Bei der Mikro-seigerung liegen ebenso Konzentrationsunterschiede auf Grund der Entmischung vor, jedoch in viel geringerem Abstand, weshalb sie auch Kristallseigerung genannt wird. Bei sehr langsamer Erstarrung sollte dies nicht auftreten bzw. durch Diffusionsvorgänge ausgeglichen werden, was bei technisch relevanten Erstarrungsgeschwindigkeiten aber nicht der Fall ist. Dadurch kann bei einem geringeren Dendritenarmabstand auf eine höhere Erstarrungsgeschwindigkeit geschlossen werden [77]. Somit wurde bei der Charakterisierung des Aufbaus des Gefüges neben der Bestimmung der Phasenanteile auch ein Fokus auf die Untersuchung lokaler chemischer Zusammensetzungen und Verteilungen bzw. Größen der Phasenbestandteile gelegt.

5.1 Untersuchung der chemischen Zusammensetzung und Seigerungsstruktur

Die Ergebnisse der Bestimmung der chemischen Zusammensetzung mittels Funken-spektralanalyse ist in Tabelle 5.1 ersichtlich, wobei als Referenz die nominelle Zusammensetzung lt. Böhler-Datenblatt angeführt ist [78]. Bei den (Haupt)-Legierungselementen C, Si, Mn, Cr, Mo und V zeigen sich keine signifikanten Unterschiede und die Begleitelemente liegen bei allen Chargen im sehr geringen Bereich. Dennoch sind bei Charge D hier tendenziell höhere Werte mit signifikanten Unterschieden bei Al, Cu, Co und W zu den anderen drei Chargen zu erkennen und die Anteile an Mn und Ni sind geringfügig niedriger.

Tabelle 5.1: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Chargen AISI M50 durch Funkelspektroanalyse.

	Charge A	Charge B	Charge C	Charge D	Referenz: AISI M50 [78]
C [Gew. %]	0.75	0.74	0.76	0.77	0.83
Si [Gew. %]	0.22	0.22	0.22	0.24	0.20
Mn [Gew. %]	0.28	0.28	0.29	0.23	0.30
Cr [Gew. %]	3.76	3.80	3.78	3.83	4.00
Mo [Gew. %]	4.12	4.18	4.17	4.18	4.30
V [Gew. %]	0.90	0.92	0.92	0.94	1.10
Fe [Gew. %]	89.7	89.6	89.7	89.5	
Ni [Gew. %]	0.13	0.13	0.13	0.07	
P [ppm]	26	26	25	34	
S [ppm]	13	14	13	15	

Zu Beginn wurden für die Beurteilung der dendritischen Struktur bzw. der Mikroseigerungen Untersuchungen an Querschliffen (QS) der Proben im Bereich halber Radius mit dem LIM1 durchgeführt. Das Gefüge der weichgeglühten Proben nach einer Pikrin-Ätzung ist in Abbildung 5.1 gezeigt, wobei Unterschiede zu erkennen sind. Charge D scheint den geringsten Dendritenarmabstand zu haben, knapp gefolgt von C und deutlich größere Abstände bei A und B.

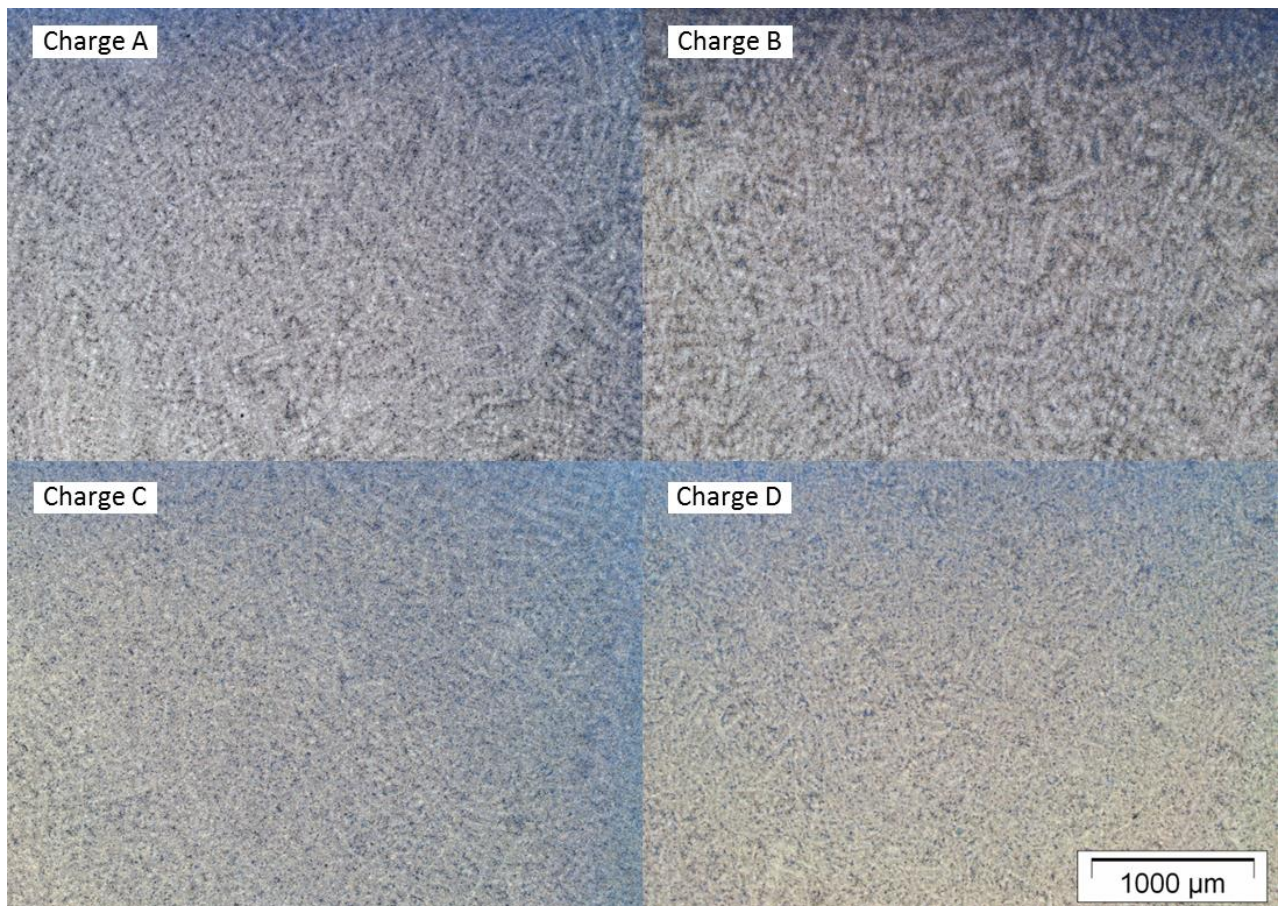


Abbildung 5.1: LIMi Gefügebraufnahmen an weichgeglühten QS der AISI M50 Chargen im Bereich halber Radius nach Ätzung mit Pikrin zur Untersuchung der dendritischen Struktur.

Ebenso wurden gehärtete QS der Chargen mit einer Beraha I Ätzung behandelt und im LIMi begutachtet (siehe Abbildung 5.2). Es zeigt sich ein ähnliches Ergebnis wie bei der Pikrin-Ätzung mit deutlich feinerer Struktur bei D und gröberer bei A, jedoch sind der Farbeinschlag und die Kontrastierung bei den Chargen B und C abweichend, wodurch ein direkter Vergleich der vier Chargen hier kaum möglich ist. Um einen genaueren Vergleich und eine lokale Bestimmung der chemischen Zusammensetzung zu bekommen wurden Analysen im REM mit Hilfe von EDX und auch WDX in der Mikrosonde durchgeführt. Bei dem EDX Mapping wurden die Gehalte an den Elementen Mo, V sowie Cr qualitativ ausgewertet, was in Abbildung 5.3 dargestellt ist. Hier ist der deutlichste Unterschied, dass sich Chrom bei der Charge D sehr stark in den vanadinreichen, im REM dunkel erscheinenden MC und den molybdänreichen, im REM hell erscheinenden M_2C -Karbiden anreichert, dies bei A ebenso, wenn auch geringer, zu erkennen ist und die Chargen B und C dieses Verhalten nicht zeigen. Dies könnte auch die Ursache in dem unterschiedlichen Farbeinschlag bei der Beraha I Ätzung sein. Eine Seigerung von Cr in der Matrix könnte bei allen Chargen vorliegen, jedoch ist dies aufgrund der vorhandenen sehr feinen Primärkarbide ($< 1 \mu\text{m}$) bis zu gröberen ($> 10 \mu\text{m}$) nicht sicher

bestimmbar. Bei der Ausprägung der Mo- und V-Konzentrationen ist kein Unterschied zwischen den Chargen erkennbar und die Elemente sind überwiegend in den Karbiden zu finden.

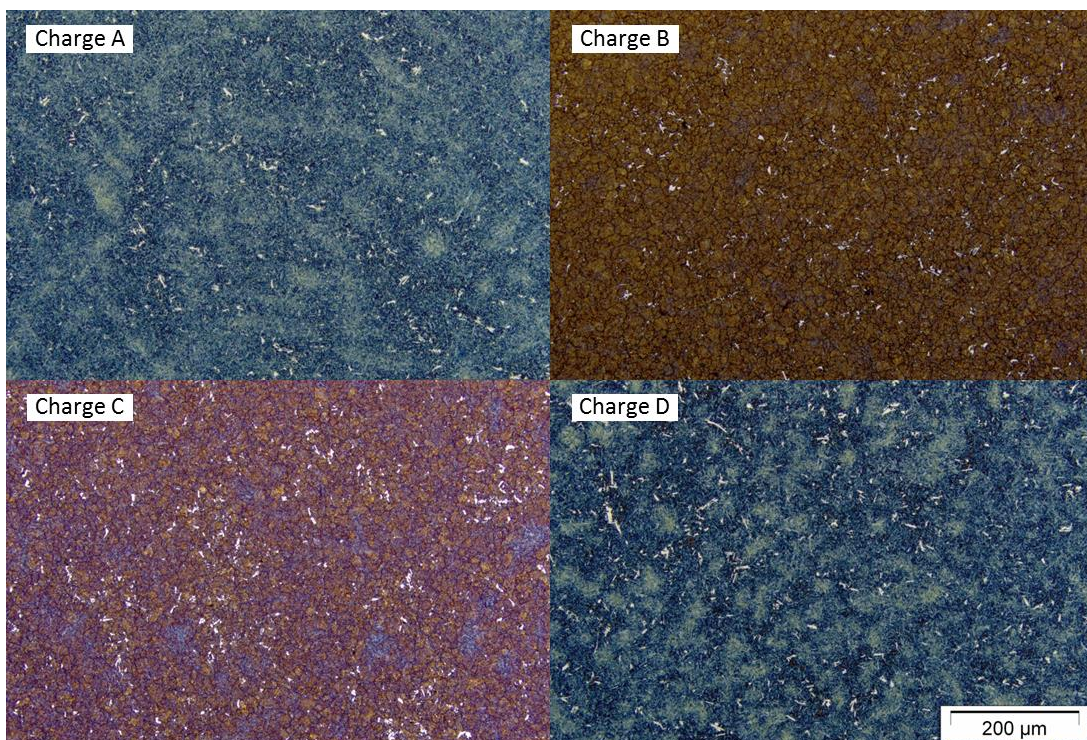
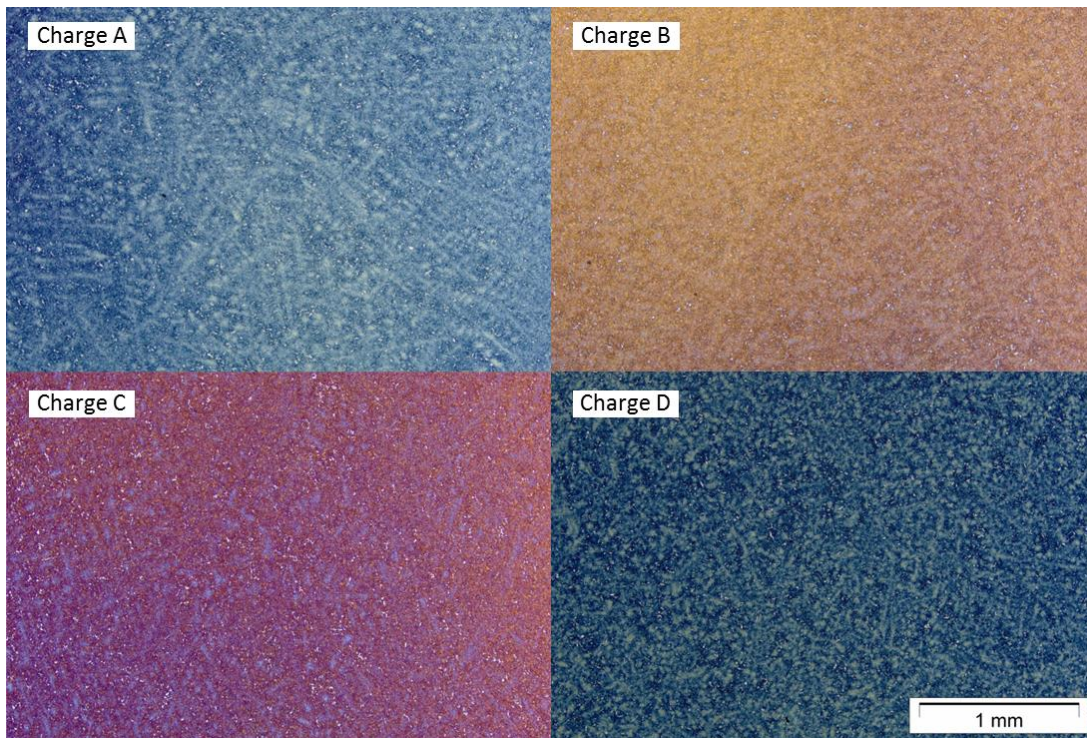


Abbildung 5.2: LIM1 Aufnahmen an weichgeglühten QS der AISI M50 Chargen im Bereich halber Radius nach Ätzung mit Beraha I zur Untersuchung der dendritischen Struktur bei $V = 50\times$ (oben) und $200\times$ (unten).

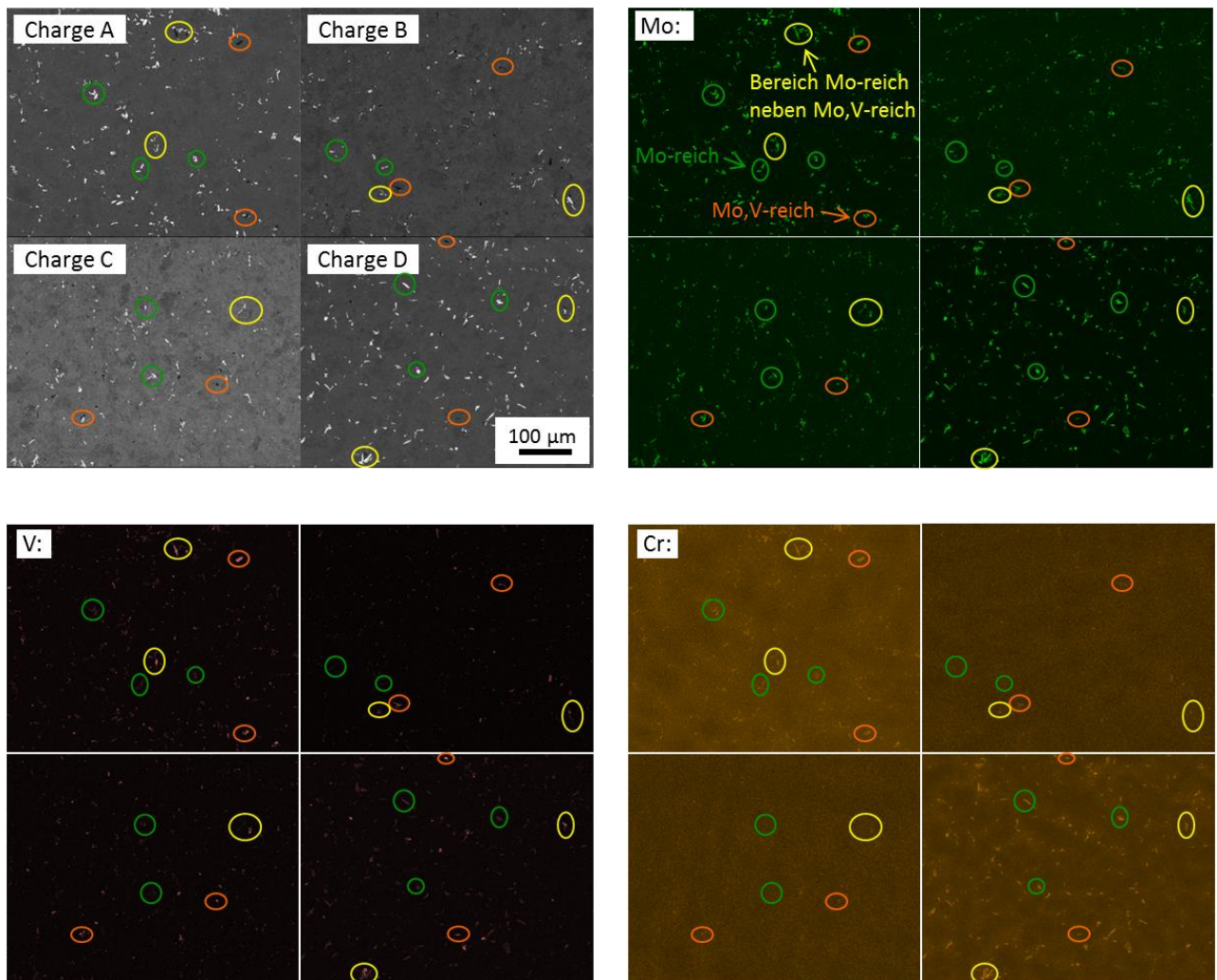


Abbildung 5.3: EDX Mapping an QS von gehärteten Proben der vier Chargen M50 und qualitative Analyse der Elemente Mo, V sowie Cr, wobei ausgewählte Karbide je nach Zusammensetzung durch verschiedenfarbige Kreise markiert wurden.

Für eine quantitative Bestimmung der Elementkonzentrationen an C, V, Cr, Mo, Mn und Si wurden zusätzlich Mikrosondenuntersuchungen an den Proben durchgeführt, wobei Übersichts- und anschließend Detailanalysen eines ausgewählten Bereiches gemacht wurden. Die Detektion des Kohlenstoffes ist mit Unsicherheiten auf Grund der niedrigen Ordnungszahl behaftet und so ist davon auszugehen, dass die in Abbildung 5.4 zu erkennenden Unterschiede im C-Gehalt von Charge C zu den anderen drei Chargen ein Messfehler ist. Auch sind die vertikalen Linien in den Analysen Artefakte und nicht als Seigerungen oder Art einer Textur zu interpretieren. Bei der in Abbildung 5.5 dargestellten Analyse des Gehaltes an Mo ist bei D eine unterschiedliche Ausprägung mit tendenziell mehr größeren Karbiden und stärker verarmten Bereichen dazwischen zu erkennen. Da die Durchschnittsgehalte an Mo jedoch sowohl bei der Bestimmung mittels Funkenspektralanalyse wie auch bei dieser Auswertung für alle Chargen ähnlich sind (um 4.2 bzw. 4.4 Gew.%), wird bei D eine andere Größenverteilung der molybdänrei-

chen M_2C -Karbide vorliegen. Geringere Unterschiede mit eventuell höherer Anzahl an feinen vanadinreichen MC-Karbiden zeigt die Auswertung von V (Abbildung 5.6). Auch bei Cr sind zwar gleiche Durchschnittsgehalte (ca. 3.6 Gew.%) gemessen, jedoch sind hier die deutlichsten Unterschiede zu sehen und die bereits im LIMI gesehene dendritische Struktur ist klar erkennbar (siehe Abbildung 5.7). Neben der hohen Feinheit liegt bei Charge D auch die stärkste Verarmung an Cr zwischen den Dendriten und die größte Ausprägung der Primärkarbide vor und am größten erscheint B. Die im EDX-Mapping gesehene Unterschiede zwischen A zu B und C in der Anreicherung von Cr in den Karbiden sind jedoch nicht ersichtlich.

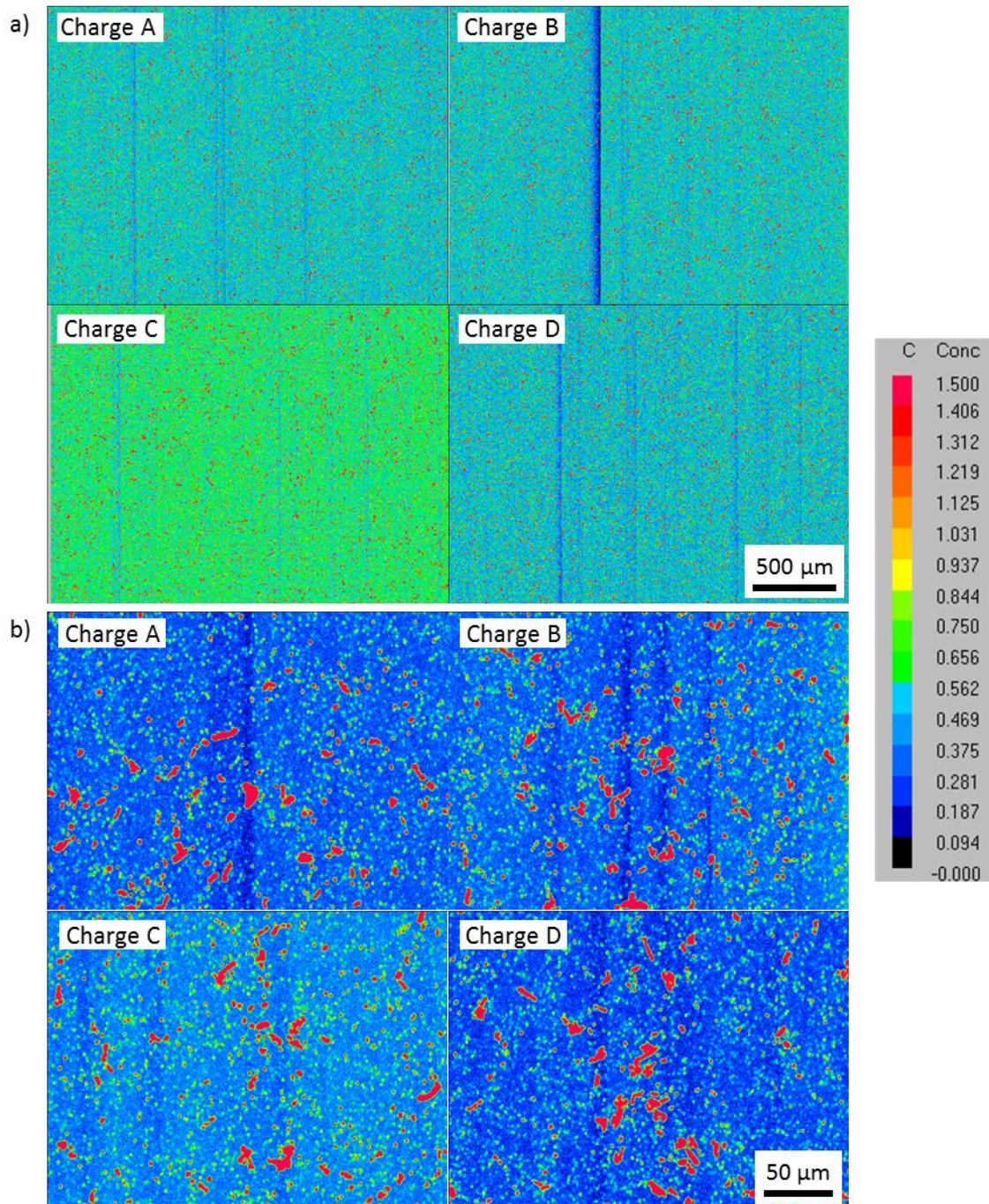


Abbildung 5.4: Bestimmung der lokalen Elementverteilung von C mittels WDX-Bestimmung in der Mikrosonde an QS von gehärteten Proben der vier Chargen M50 mit a) Übersichtsaufnahmen und b) Detailanalysen.

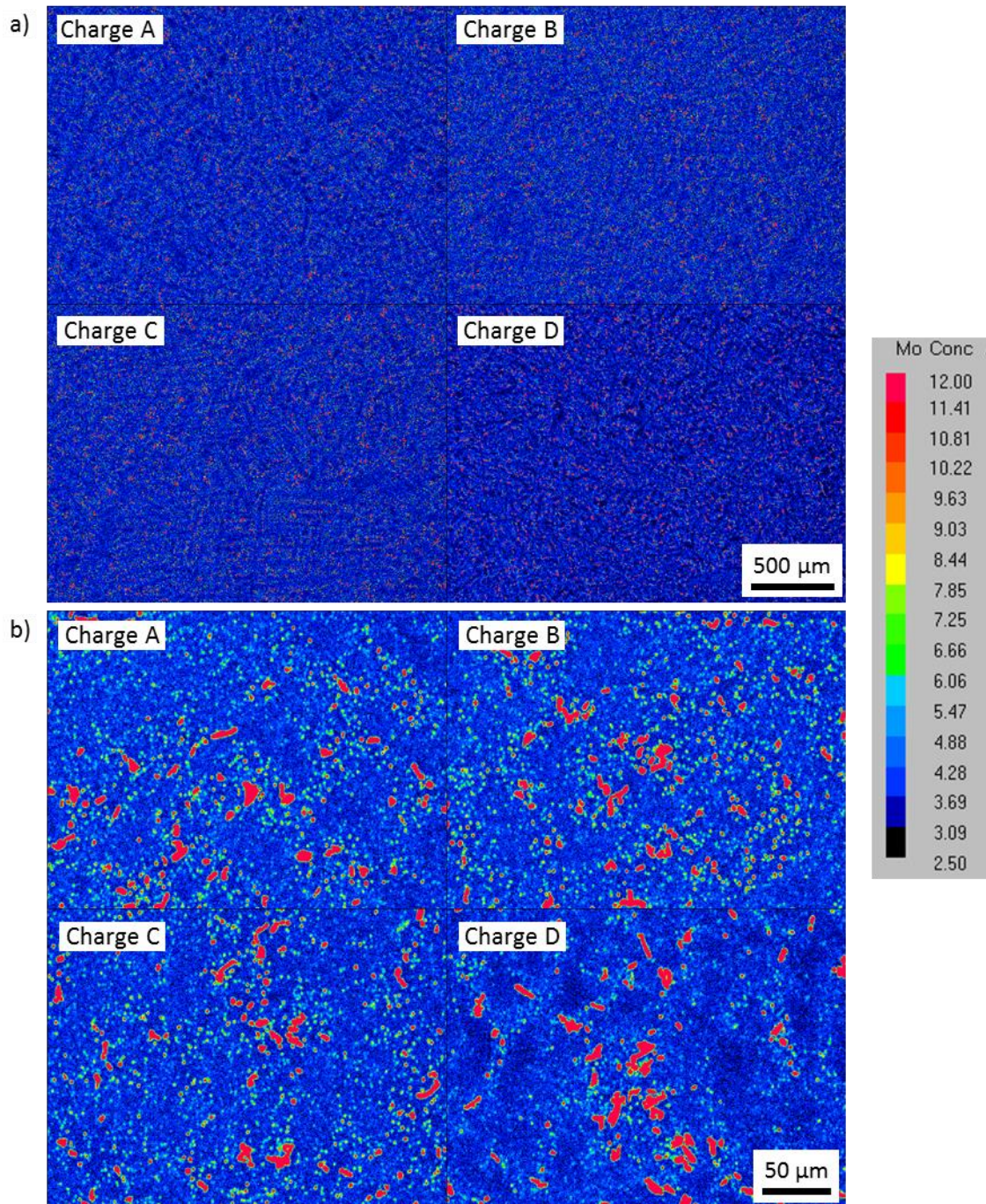


Abbildung 5.5: Bestimmung der lokalen Elementverteilung von Mo mittels WDX-Bestimmung in der Mikrosonde an QS von gehärteten Proben der vier Chargen M50 mit a) Übersichtsaufnahmen und b) Detailanalysen.

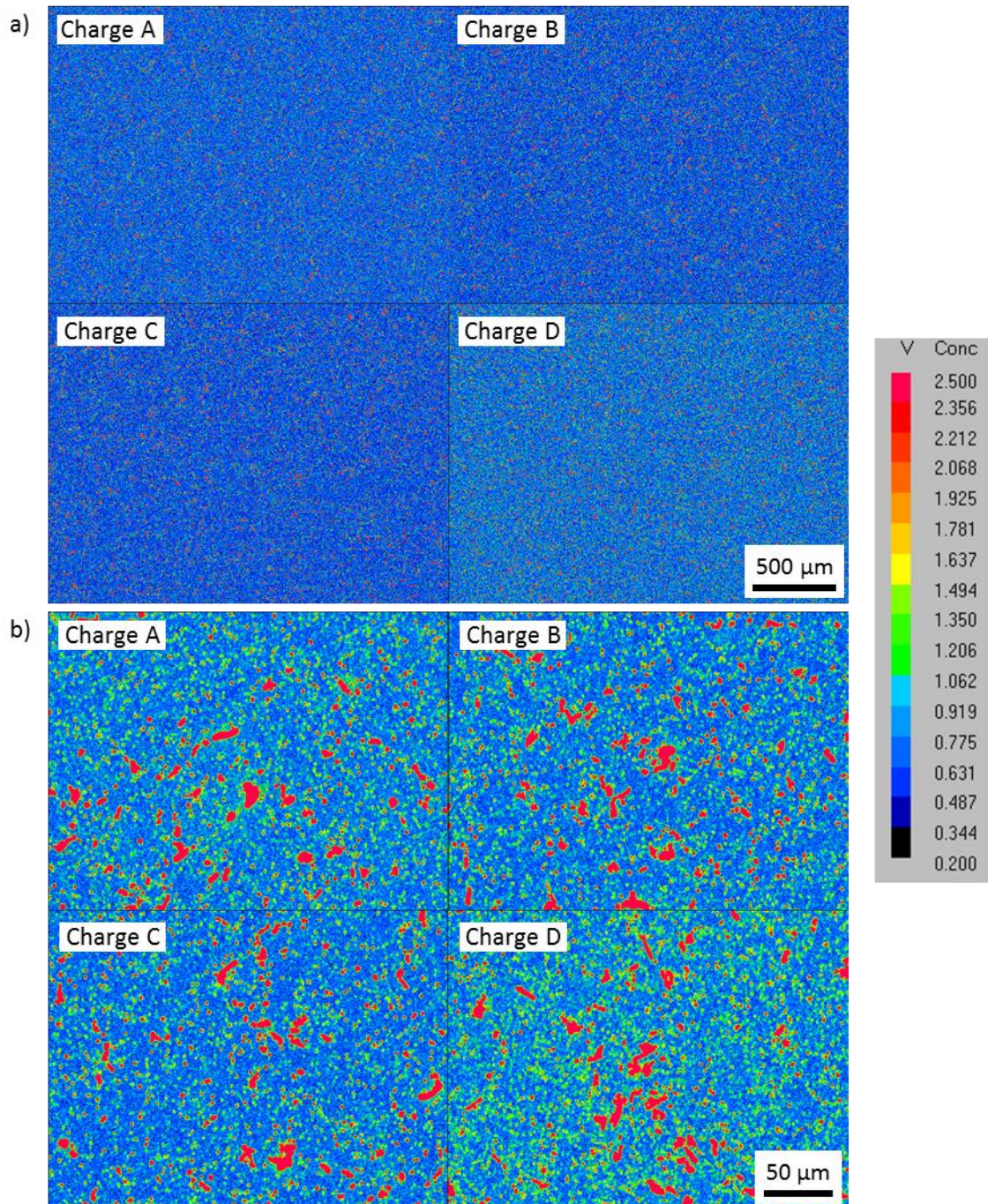


Abbildung 5.6: Bestimmung der lokalen Elementverteilung von V mittels WDX-Bestimmung in der Mikrosonde an QS von gehärteten Proben der vier Chargen M50 mit a) Übersichtsaufnahmen und b) Detailanalysen.

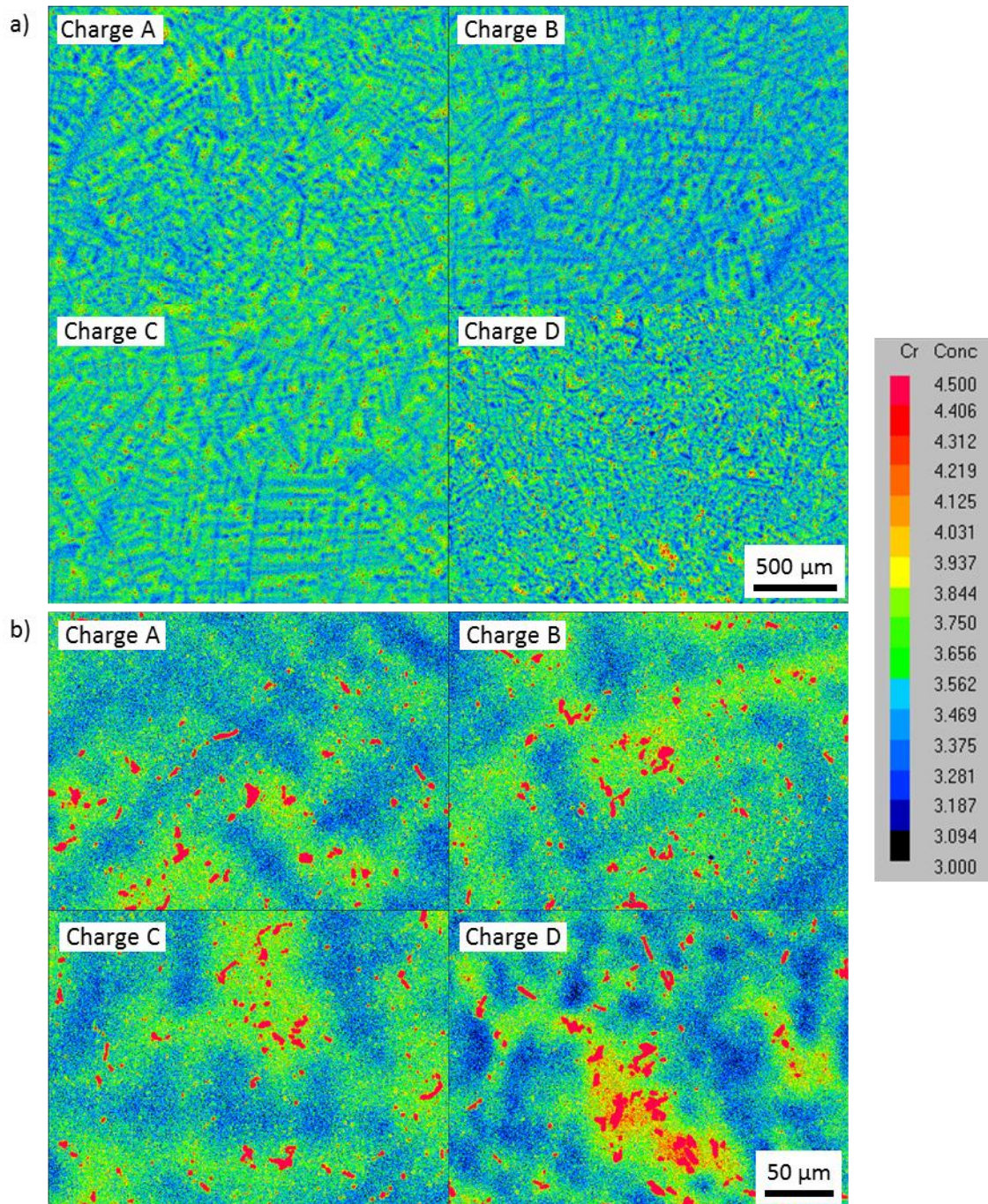


Abbildung 5.7: Bestimmung der lokalen Elementverteilung von Cr mittels WDX-Bestimmung in der Mikrosonde an QS von gehärteten Proben der vier Chargen M50 mit a) Übersichtsaufnahmen und b) Detailanalysen.

5.2 Charakterisierung der Anteile und Größenverteilungen der Phasen

5.2.1 Bestimmung der ehemaligen Austenit-Korngröße

Mit Hilfe des Linienschnittverfahrens nach ASTM E112 erfolgte die Bestimmung der ehemaligen Austenit-Korngröße (KG) an den in Abbildung 5.8 dargestellten Gefügeauf-

nahmen der vier Chargen an gehärteten Proben im QS nach Nital-Ätzung. Wie in Abbildung 5.9 zu sehen ist, liegt die KG bei allen Chargen in einem Bereich zwischen ASTM 8.6 (ca. \varnothing 18 μ m) und 9.8 (ca. \varnothing 12 μ m), wobei sie bei D in allen Bereichen sowie Richtungen geringfügig größer ist. Die getrennte Analyse von tangentialer sowie radialer Richtung zeigt nur geringe Unterschiede (unter 0.5 Klassen) und keinen eindeutigen Trend bzw. Streckung der Körner. Wie bereits beschrieben, wird in Literatur für die Anwendung von M50 im Luftfahrtbereich eine KG von ≥ 8 nach ASTM gefordert, was alle Chargen erfüllen [8].

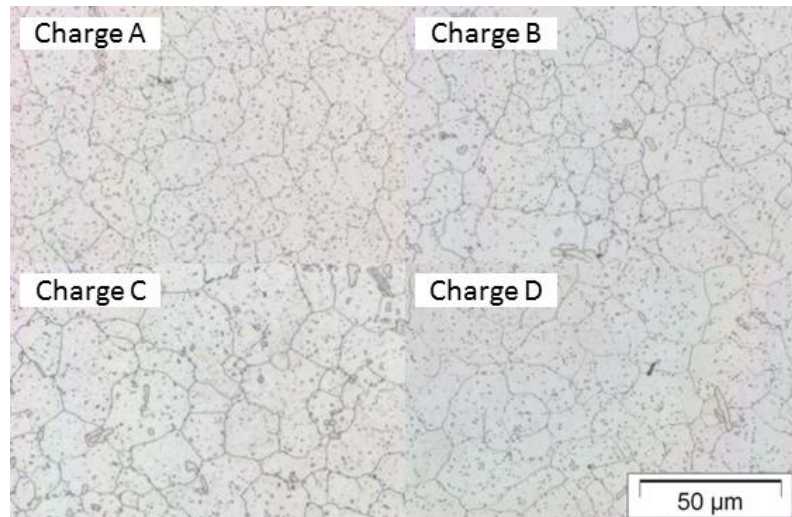


Abbildung 5.8: LIM-Gezügte Gefügeaufnahmen mit $V = 500x$ der gehärteten und mit Nital geätzten QS der vier Chargen für die Bestimmung der ehemaligen Austenit-KG nach dem Linienschnittverfahren.

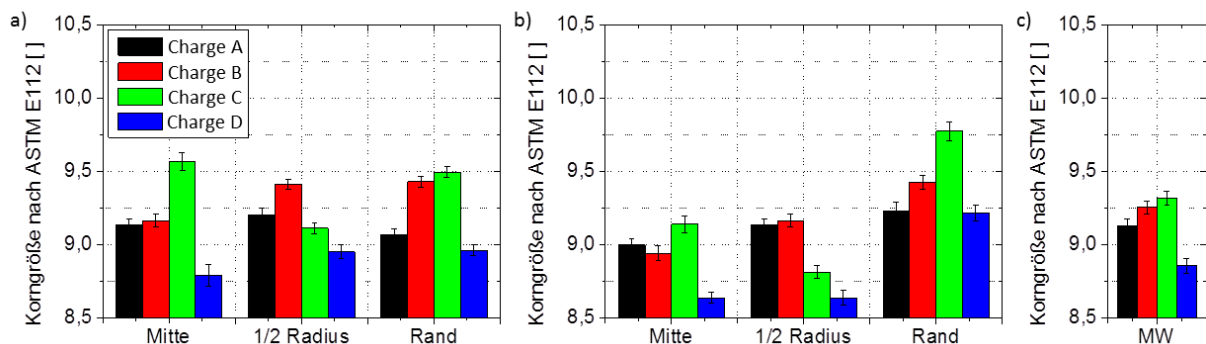


Abbildung 5.9: Auswertung der ehemaligen Austenit-KG in a) radiale und b) tangentielle Richtung sowie c) der jeweiligen Mittelwert der vier Chargen.

5.2.2 Analyse der Phasenanteile mittels Röntgendiffraktometrie

Eine Bestimmung der Phasenanteile nach verschiedenen Vergütungsschritten wurde mittels XRD durchgeführt. Nach dem Härten ist der Anteil an Restaustenit (RA) bei allen Chargen relativ ähnlich um 20 Gew.%, welcher nach dem 1., 2. sowie 3. Anlassschritt auf ca. 9, 6 bzw. < 1 Gew.% (d.h. unterhalb der Detektionsgrenze) abnimmt, wobei kein signifikanter Unterschied zwischen den einzelnen Chargen zu erkennen ist (siehe Abbildung 5.10). Der geforderte RA-Gehalt von < 5 % wird bereits vor dem Tiefkühlschritt, der nach dem 3. Anlassen erfolgt, erreicht, weshalb auf weitere XRD-Messungen verzichtet wurde.

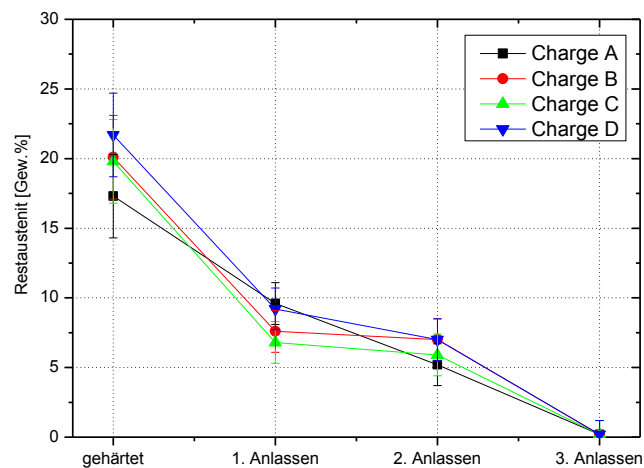


Abbildung 5.10: Mittels XRD ermittelte Gehalte an RA nach dem Härten und den Vergütungsschritten mit Anlassen bei jeweils 535°C für 2 h der vier Chargen M50.

Wie Abbildung 5.11 zeigt, liegen die Anteile an MC-Karbiden direkt nach dem Härten bei ungefähr 1 Gew.%, was jedoch im Bereich der Detektionsgrenze liegt und somit einer hohen Unsicherheit unterworfen ist. Bereits nach dem ersten Anlassen steigen die Anteile auf etwa 1.5 - 2 Gew.% an und bleiben in weiterer Folge ohne signifikante Anstiege in diesem Wertebereich. Die Gehalte an M_2C -Karbiden sind im gehärteten Zustand bei etwa 2.5 Gew.%, steigen nach dem ersten Anlassschritt um etwa 0.3 Gew.% an und bleiben danach ebenso konstant. Unterschiede in den Gehalten zwischen den Chargen sind nicht zu erkennen.

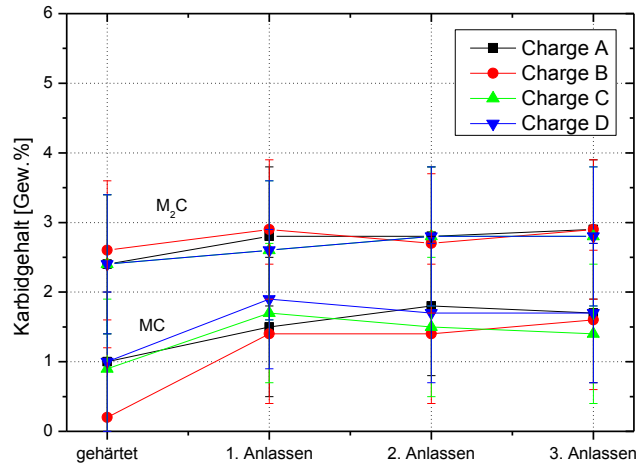


Abbildung 5.11: Phasenanteile an MC- bzw. M_2C -Karbiden, gemessen mittels XRD, nach dem Härten und den Vergütungsschritten mit Anlassen bei jeweils 535°C für 2 h der vier Chargen M50.

Eine Zusammenfassung der Ergebnisse der XRD Messungen für die Phasen Austenit, MC und M_2C -Karbide in den jeweiligen Vergütungszuständen ist in Tabelle 5.2 gegeben.

Tabelle 5.2: Aus XRD Messungen ermittelte Gehalte an RA, MC; M_2C nach den verschiedenen Vergütungsschritten von AISI M50 sowie die relative Gitterverzerrung des Austenits.

	Vergütungsschritt	Charge A	Charge B	Charge C	Charge D
RA-Gehalt [Gew. %]	Gehärteter Zustand	17.3	20.1	19.8	21.7
	1. Anlassen	9.6	7.6	6.8	9.2
	2. Anlassen	5.2	7.0	5.9	7.0
	3. Anlassen	< 1.0	< 1.0	< 1.0	< 1.0
MC-Gehalt [Gew. %]	Gehärteter Zustand	1.0	< 1.0	< 1.0	1.0
	1. Anlassen	1.5	1.4	1.7	1.9
	2. Anlassen	1.8	1.4	1.5	1.7
	3. Anlassen	1.7	1.6	1.4	1.7
M_2C -Gehalt [Gew. %]	Gehärteter Zustand	2.4	2.6	2.4	2.4
	1. Anlassen	2.8	2.9	2.9	2.6
	2. Anlassen	2.8	2.7	2.8	2.8
	3. Anlassen	2.9	2.9	2.8	2.8

5.2.3 Automatische Einschluss- und Karbidmessung mittels REM

Die automatische Analyse von NMEs erfolgte im REM mittels EDX-Messungen zur Bestimmung des Typs an gehärteten LS. Da hierbei auch Karbidausbrüche und Verschmutzungen detektiert und analysiert wurden, kam es teilweise zur Überschreitung der Messgrenze von 10.000 Partikeln pro Messung und dadurch zum Abbruch. In diesen Fällen wurde von der wirklich gemessenen Fläche bis zu den 10.000 Partikeln auf die zu messende Fläche von 14×12 mm extrapoliert, um die Häufigkeitsverteilung vergleichbar für alle Proben zu haben. Die detektierten Karbidausbrüche und Verschmutzungen wurden nicht in die Verteilung aufgenommen. Solche Extrapolationen waren bei Charge A bei allen vier, bei B bei drei und bei jeweils einer Probe bei C sowie D notwendig. Ein Beispiel eines Messfeldes von Charge D Probe 1 ist in Abbildung 5.12 dargestellt, wobei durch den roten Pfeil ein NME, durch den grünen eine Verschmutzung und durch den blauen ein Karbidausbruch markiert ist.

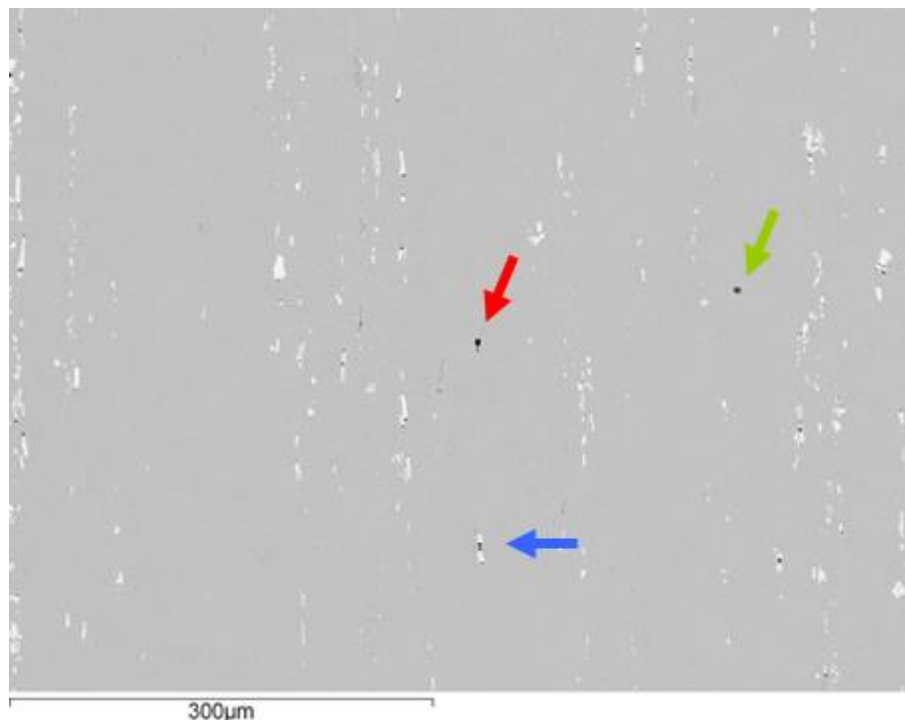


Abbildung 5.12: Beispiel eines Messfeldes für die automatische Analyse der Typen und Größen von NMEs an den vier Chargen M50.

Bei allen Proben liegen nur wenige, punktförmige Einschlüsse vom Typ D ohne Zeiligkeit vor und Unterschiede zwischen den jeweiligen Proben aus der Mitte des Stangenmaterials und dem Rand sind nicht vorhanden. Jedoch besitzt Charge D weniger, kleinere und andere Typen von Einschlüssen. Hier sind vorrangig (Al,Mg)-O Spinelle, wenige Mn-Sulfide und kaum Ca-Sulfide vorhanden. Hingegen zeigen die anderen Chargen

hauptsächlich Oxisulfide, wie (Al,Ca)-O an welchen Sulfide, bestehend aus Ca oder (Mn,Ca), angekeimt sind. Diese Unterschiede sind in den Diagrammen in Abbildung 5.13 gut zu erkennen. Auch der Typ des größten in der Gesamtmessfläche von 518 - 653 mm² gefundenen NMEs ist bei Charge D anders. Hier ist dies ein (Al,Mg)-O, wohingegen bei den anderen Chargen es ein Al-Oxisulfid ist. Diese Unterschiede deuten auf entweder anderes Ausgangsmaterial für die Edeltahlerzeugung, andere verwendete Ofensysteme bzw. Tiegel und Pfannen auch hinsichtlich der Feuerfestauskleidung oder auch auf eine andere Route der Sekundärmetallurgie mit andersartigen Legierungs- und Zuschlagsstoffen zur Schlackenbildung hin [1; 79]. Die maximale Größe der gefundenen NME ist bei A, B und C im relativ ähnlichen Bereich zw. 10 und 12 µm hinsichtlich dem äquivalenten Kreisdurchmesser (Durchmesser des Kreises mit selber Fläche, engl. Equivalent Circle Diameter, ECD) und 12 - 15 µm für die Länge, wohingegen dies bei D mit etwa 5 µm für den ECD Wert und 6 µm für die Länge doch deutlich geringer ist.

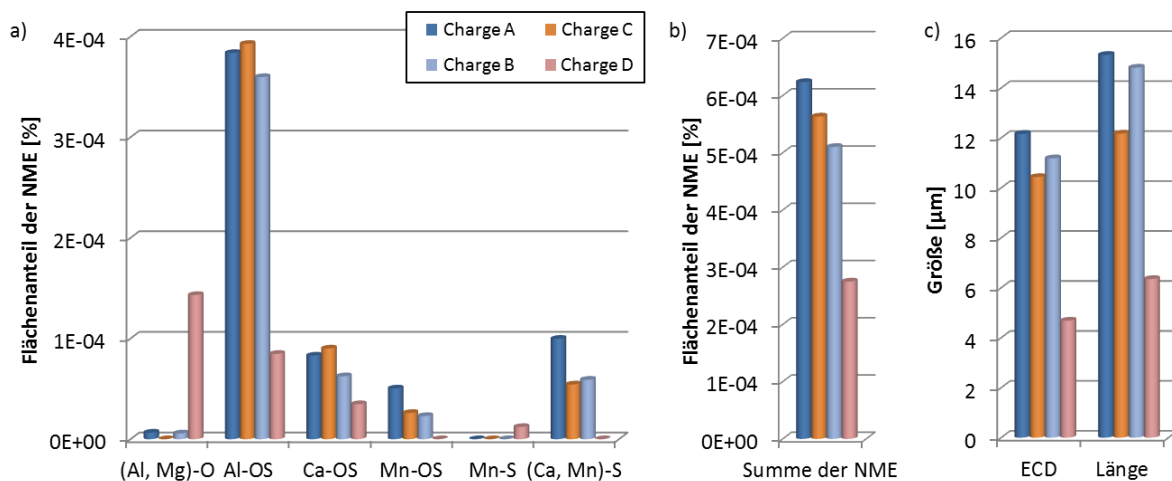


Abbildung 5.13: Auswertung der Flächenanteile der NMEs in a) den einzelnen Typen und b) als Gesamtsumme für die vier Chargen. In c) ist die Ausdehnung des jeweils größten NMEs je Charge hinsichtlich des ECD und der Länge angegeben.

In Abbildung 5.14 sind beispielhafte Gefügeaufnahmen großer gefundener NMEs an den vier Chargen gezeigt, wobei die Bestimmung der chemischen Zusammensetzung durch EDX-Messungen erfolgte. Die teilweise angekeimten Bereiche von Sulfiden an den Oxiden sind in a), b) und c) deutlich durch die hellere Farbe erkennbar, wohingegen in d) nur ein sehr kleines, erst in höherer Vergrößerung gut zu erkennendes Mn-Sulfid an der linken, unteren Seite vorliegt.

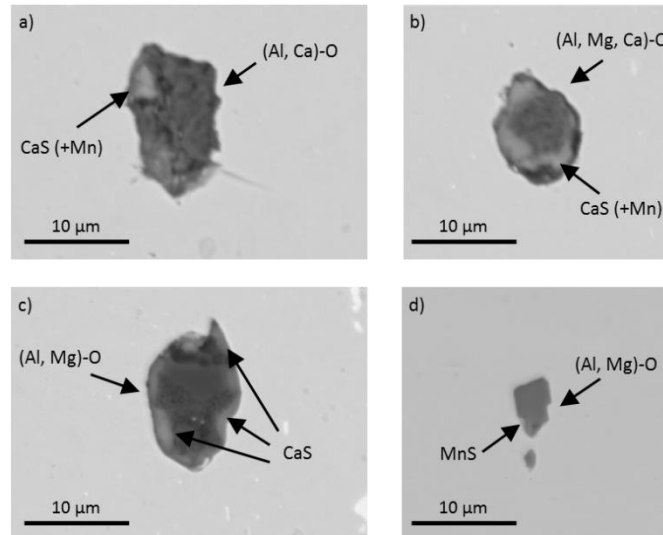


Abbildung 5.14: Gefügeaufnahmen mittels REM an großen, bei der automatischen Analyse gefundener NMEs für a) Charge A, b) Charge B, c) Charge C und d) Charge D mit Analyse der chemischen Zusammensetzung durch EDX-Messungen.

Eine Auswertung der durchschnittlichen Anzahl an NMEs pro Messung in unterschiedliche Größenklassen hinsichtlich der Länge ist in Abbildung 5.15 dargestellt, wobei die Ergebnisse wie bereits angemerkt teilweise auf die Messfläche von 168 mm² extrapoliert wurden. Auch hier ist ein deutlicher Unterschied bei Charge D zu erkennen, bei welcher weniger NMEs, dafür aber mit dem Haupttyp (Al,Mg)-O vorliegen. Die anderen drei Chargen haben eine sehr ähnliche Ausprägung der Größenverteilung.

Da die Größe und Anzahl an NMEs als kritisch für die Lebensdauer in Überrollermühdungsversuchen angesehen wird, wäre davon auszugehen, dass die Charge D Vorteile durch die geringere Anzahl und kleinere Ausprägung hat. Der Gesamtanteil an NMEs ist mit 6 ppm für Charge A (höchster Wert) und 3 ppm für D (niedrigster) bei allen Chargen derart gering, dass unter Umständen jedoch keine Beeinflussung der Lebensdauern auftritt. In der Berechnung der durchschnittlichen Anzahl an NMEs je Messfeld mit Längen größer als 8 µm ergibt sich bei A und B ein Wert von 17, bei C ein Wert von 6 und bei D liegen keine NMEs größer als 8 µm vor.

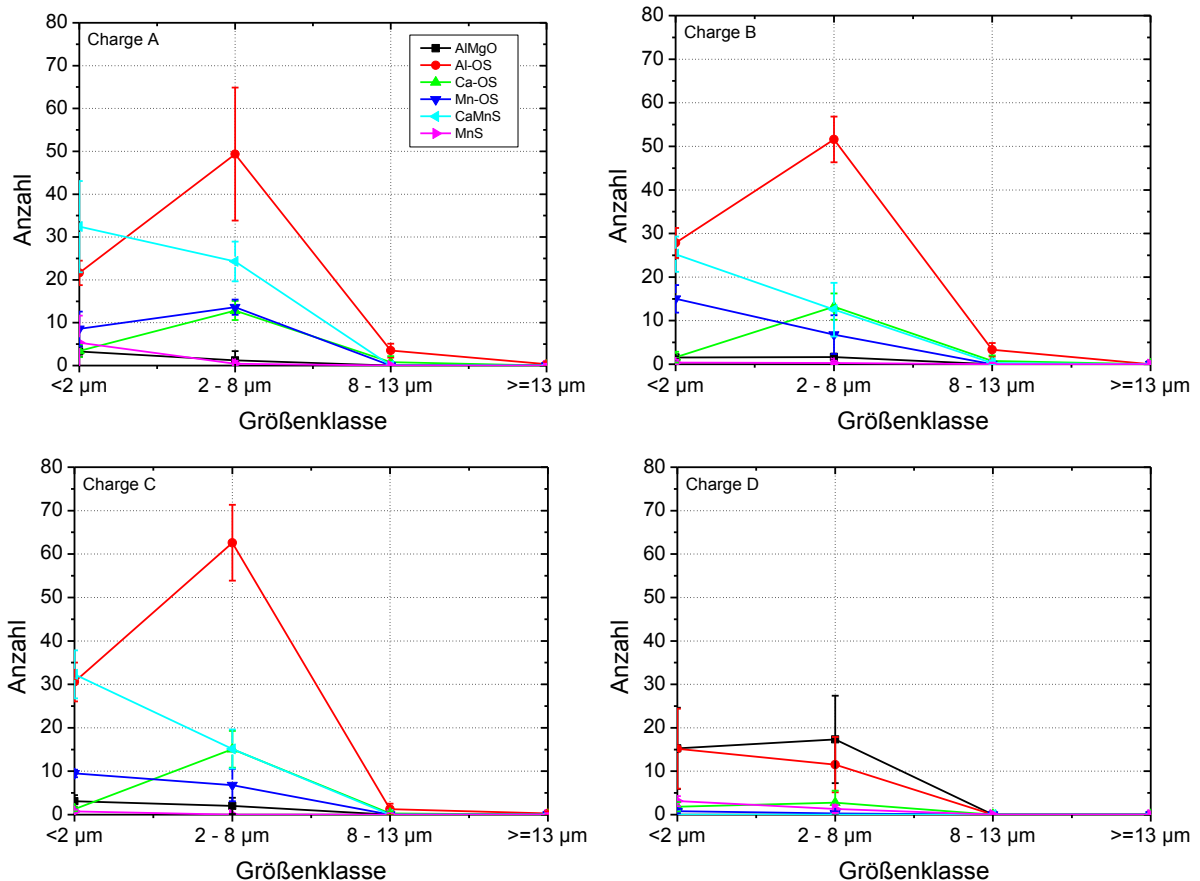


Abbildung 5.15: Auswertung der Anzahl an NMEs in Größenklassen der Längen hinsichtlich der durchschnittlichen Anzahl und Standardabweichung pro Messung an den vier Chargen M50.

Nach der Analyse der NMEs wurde an den REM-Gefügeaufnahmen der gehärteten Längsschliffe (LS) auch eine Bestimmung der Karbidverteilung durchgeführt.

Dabei wurde aber nicht mit einer EDX-Analyse gearbeitet, sondern die Detektion erfolgte auf Grund des unterschiedlichen Kontrastes im Rückstreuerelektronenmodus des REM. Bereiche mit Elementen mit hoher mittlerer Ordnungszahl erscheinen auf Grund einer höheren Anzahl an zurückgestreuten Elektronen heller, Bereiche mit niedriger mittlerer Ordnungszahl dunkler. Da die MC-Karbide durch den Vanadium-Anteil dunkel und daher relativ ähnlich zur Matrix sind, konnten sie bei dieser Analyse nicht mit ausreichender Sicherheit von der Matrix unterschieden werden. Dies schränkte die Untersuchung auf die M_2C -Karbide ein, welche durch den hohen Molybdän-Gehalt heller als die Matrix sind. Des Weiteren ist eine Erfassung der feinen Ausscheidungen ($< 2 \mu\text{m}$) schwierig, da ein Kompromiss aus Vergrößerung und Aufnahmezeit gefunden werden musste, wodurch der M_2C -Gehalt unterschätzt wird.

Eine Übersicht der Verteilungen der M_2C -Karbide in den drei Bereichen Zentrum, halber Radius sowie Rand des Stangenmaterials ist in Abbildung 5.16 qualitativ zu sehen.

Hierbei ist der Mittelpunkt jedes detektierten Karbides als roter Punkt dargestellt, jedoch unabhängig von der tatsächlichen Größe. Es zeigt sich, dass bei allen Chargen eine Zeiligkeit vorliegt und tendenziell der Rand eine gleichmäßigere Karbidverteilung besitzt, was auf den höheren Umformgrad beim Walzen im Vergleich zum Zentrum zurückzuführen ist. Des Weiteren scheint aber der Unterschied in der Gleichmäßigkeit zwischen den Bereichen bei Charge D am geringsten zu sein.

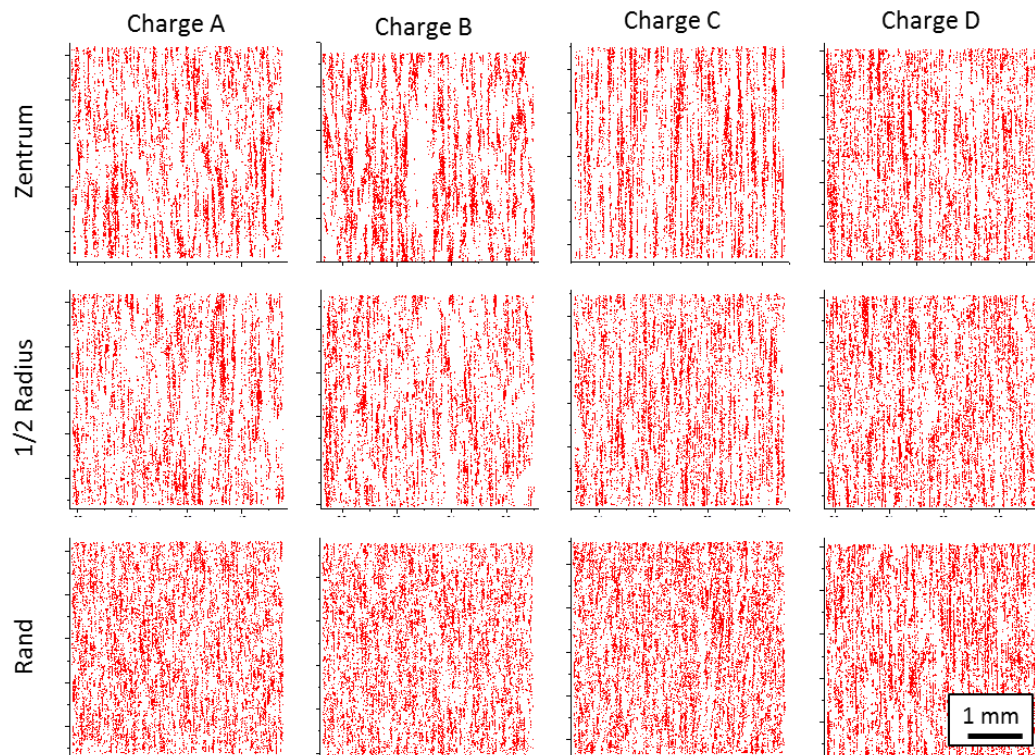


Abbildung 5.16: Qualitative Darstellung der M_2C Karbidverteilung an den gehärteten LS aus dem Stangenmaterial in den drei Bereichen, wobei nur die Lage des Karbidmittelpunktes durch einen roten Punkt dargestellt ist und die Größe des Karbides nicht berücksichtigt wird.

Eine Abnahme des Karbidgehaltes vom Zentrum hin zum Rand liegt bei allen Chargen vor, jedoch ist der detektierte Anteil bei D generell signifikant höher, wie in Abbildung 5.17 a zu sehen ist. Die mittlere Anzahl an Karbiden pro mm^2 Messfläche zeigt ebenso den höchsten Wert in allen drei Bereichen bei D, aber auch Unterschiede zw. den anderen drei Chargen mit den niedrigsten Werten bei A (siehe Abbildung 5.17 b). Aus den Karbidgehalten und der Anzahl an Karbiden wurde ein mittlerer ECD Wert der M_2C -Karbide berechnet, der bei D um ca. $0.4 \mu m$ im Zentrum, $0.5 \mu m$ am halben Radius und um $0.5 \mu m$ am Rand größer ist im Vergleich zu den anderen drei Chargen (siehe Abbildung 5.17 c). Aus den etwa 20.000 bis 30.000 detektierten Karbiden je Messung wurde auch der mittlere Abstand der Mittelpunkte nächster Karbide ausgewertet, was in Abbildung 5.17 d dargestellt ist. Ebenso ist hier ein ähnliches Verhalten von A, B und C zu

erkennen, die im Gegensatz zu D eine Zunahme des Abstandes von ca. 9 μm im Zentrum auf 10.5 μm am halben Radius und auf etwa 12 μm am Rand zeigen. Bei D ist sogar eine geringfügige Abnahme von den ebenfalls ca. 9 μm im Zentrum auf 8.5 μm am Rand zu erkennen. Es sei hier nochmal angemerkt, dass durch die unzuverlässige Detektion von Karbiden mit einer Größe von $< 2 \mu\text{m}$ dies nur als qualitativer Vergleich zwischen den Chargen und nicht als quantitative Auswertung angesehen werden kann.

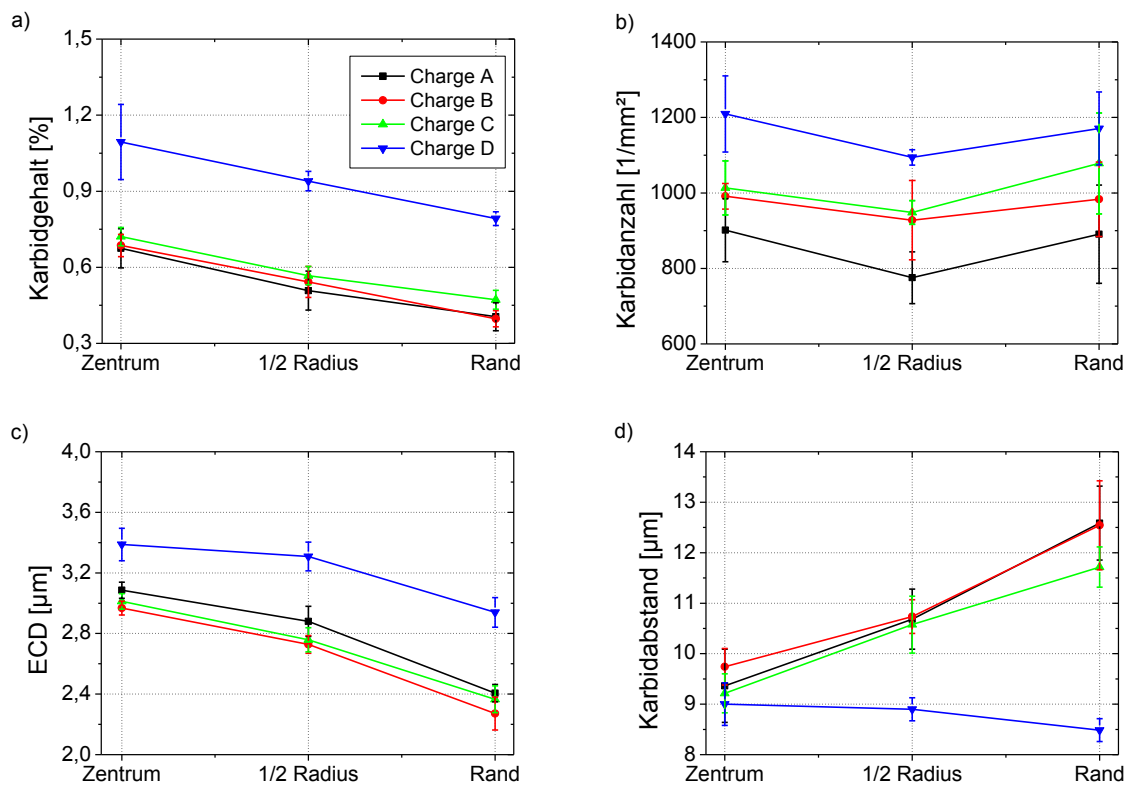


Abbildung 5.17: Auswertung des detektierten Anteiles an M_2C in a), der Karbidanzahl pro Fläche in b), des daraus berechneten mittleren ECD-Wertes in c) sowie des mittleren Abstandes der Mittelpunkte nächster Karbide in d), wobei auf Grund des Kompromisses aus Vergrößerung und Aufnahmezeit feine Karbide (etwa $< 2 \mu\text{m}$) nicht detektiert wurden.

5.2.4 Bestimmung der Zusammensetzung, Phasenanteile und Größenverteilung der Karbide

Da bei der automatischen Karbidmessung eine Detektion der dunklen Karbide nicht möglich war, wurde eine weitere Untersuchung am MCL durchgeführt. Im ersten Schritt fand die Bestimmung der chemischen Zusammensetzung mittels EDX für die hellen sowie dunklen Karbide und der Matrix statt, der eine Auswertung hinsichtlich der Phasenanteile und Größenverteilungen folgte. Hierfür wurde jedoch nicht die Anzahl an Karbiden in den jeweiligen Größenklassen ausgewertet, sondern der jeweilige gesamte

Flächenanteil der Karbide, da ansonsten der Beitrag von wenigen großen Karbiden unterschätzt werden würde.

Wie die EDX-Spektren in Abbildung 5.18 zeigen, besteht das helle M_2C Karbid hauptsächlich aus Mo, mit nur geringen Anteilen an V sowie Cr, wohingegen das dunkle MC Karbid vanadinreich ist, jedoch auch deutliche Anteile an Mo und Cr zeigt. Auch ist der größere C-Peak bei dem MC Karbid deutlich erkennbar.

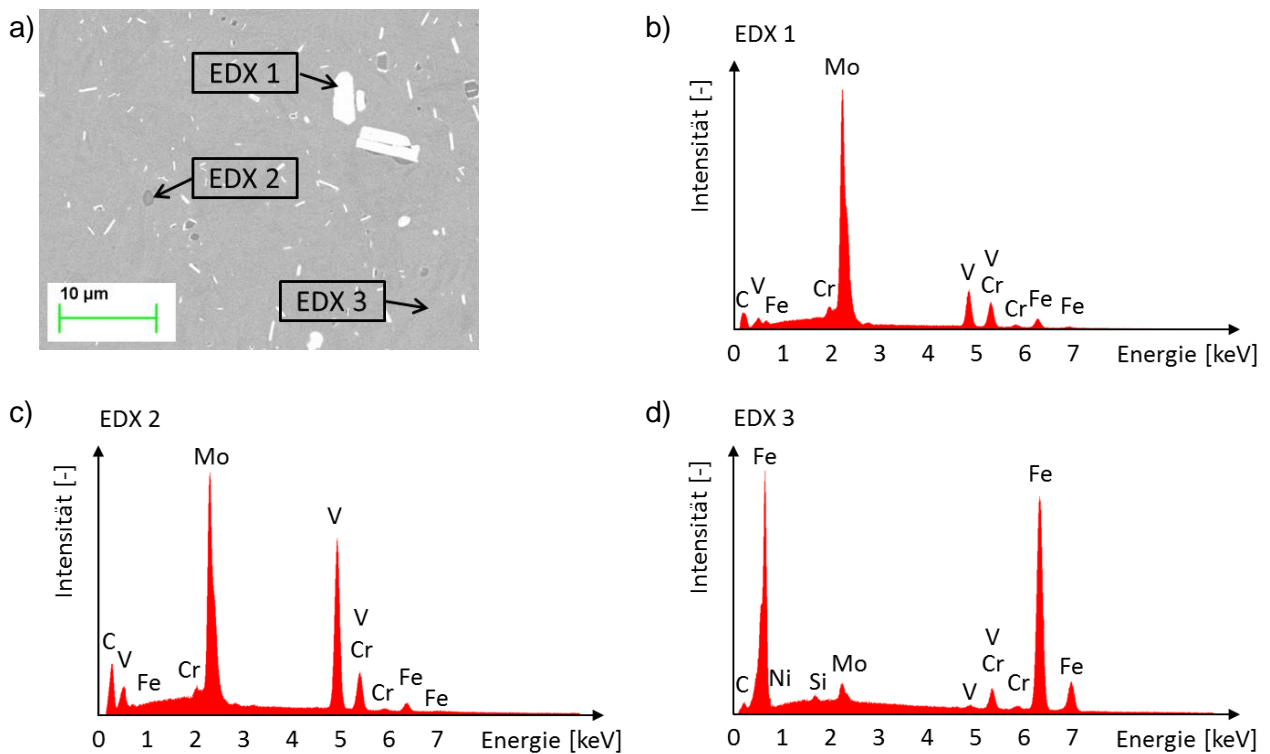


Abbildung 5.18: a) REM Gefügeaufnahme zur Bestimmung der Karbidtypen mittels EDX und Spektren von b) einem hellen (EDX 1), c) einem dunklen Karbid (EDX 2) sowie d) der Matrix (EDX 3).

Durch eine optimierte Einstellung konnte bei den Untersuchungen am MCL auch eine Phasenanalyse der MC-Karbide durchgeführt werden, da ein ausreichender Kontrastunterschied zur Matrix vorlag. Da jedoch mit einer hohen Vergrößerung von 1000x und mit langsamer Bildeinzugszeit gearbeitet werden musste, konnte keine so große Fläche wie bei der automatischen Karbidanalyse untersucht werden. An Proben der vier Chargen wurden jeweils im Bereich Zentrum 50 und im Bereich halber Radius 100 Gefügebilder aufgenommen, was einer Fläche von etwa 0,5 mm² bzw. 1 mm² entspricht.

Der Vergleich der Phasenanteile an MC bzw. M_2C -Karbiden ist in Tabelle 5.3 dargestellt, wobei hier keine Aussage bzgl. etwaiger Unterschiede getroffen werden kann. Die

Werte sind für alle Chargen zumeist recht ähnlich, aber mit großer Standardabweichung behaftet.

Tabelle 5.3: Auswertung der quantitativen Phasenanalyse an den vier Chargen AISI M50 hinsichtlich des Anteils an MC sowie M₂C Karbiden.

Charge	Zentrum		Halber Radius	
	MC [Vol.%]	M ₂ C [Vol.%]	MC [Vol.%]	M ₂ C [Vol.%]
A	Ø 0.7 ± 0.3	Ø 1.8 ± 1.3	Ø 0.8 ± 0.5	Ø 2.1 ± 1.7
B	Ø 0.7 ± 0.4	Ø 2.2 ± 1.3	Ø 0.8 ± 0.4	Ø 2.2 ± 1.5
C	Ø 0.8 ± 0.5	Ø 2.2 ± 0.9	Ø 0.8 ± 0.5	Ø 2.3 ± 1.4
D	Ø 0.9 ± 0.5	Ø 3.4 ± 2.5	Ø 1.0 ± 0.5	Ø 2.1 ± 1.8

Die Auswertung der Größenverteilung der Karbide zeigt Abbildung 5.19 für den Bereich Zentrum, in dem deutliche Unterschiede bei sowohl den MC, also auch M₂C-Karbiden von Charge D zu den anderen dreien zu erkennen sind. Bei den MC-Karbiden liegen bei D deutlich mehr feine Karbide ($\leq 2 \mu\text{m}$) vor, wohingegen bei den M₂C-Karbiden weniger feine, dafür signifikant mehr gröbere ($> 2 \mu\text{m}$) gemessen wurden. Dies erklärt auch den großen Unterschied in dem M₂C Karbidgehalt bei der automatischen Messung, bei welcher ein höherer Wert für D ausgegeben wurde. Wie bereits erwähnt, konnten hier die feinen Karbide mit $ECD < 2 \mu\text{m}$ nicht erfasst werden und konnten daher auch nicht für die Auswertung des Anteils berücksichtigt werden. Ein Unterschied bei feinen M₂C-Karbiden liegt auch bei Charge C im Zentrum vor, wo der Wert deutlich unterschiedlich zu den anderen drei Chargen ist.

In Abbildung 5.20 ist die Auswertung der Größenverteilung für den Bereich halber Radius dargestellt. Der Unterschied bei den MC-Karbiden von D zu den anderen drei Chargen liegt hier ebenso vor. Bei den M₂C-Karbiden zeigt sich zwar auch ein geringerer Anteil an feinen Karbiden mit $< 2 \mu\text{m}$ sowie höherer Anteil an groben Karbiden bei D, jedoch ist der Unterschied hier weniger stark ausgeprägt. Wie bereits erwähnt, wurden hier zwei Mal 50 zusammenhängende Gefügebilder aufgenommen, so dass der Mittelwert und die Standardabweichung dieser zwei Messungen dargestellt ist. Der Unterschied von Charge C mit vielen feinen Karbiden im Zentrum verglichen mit den anderen drei Chargen zeigte sich im Bereich halber Radius nicht und es könnte sich daher um einen Ausreißer bei der untersuchten Position im Zentrum handeln.

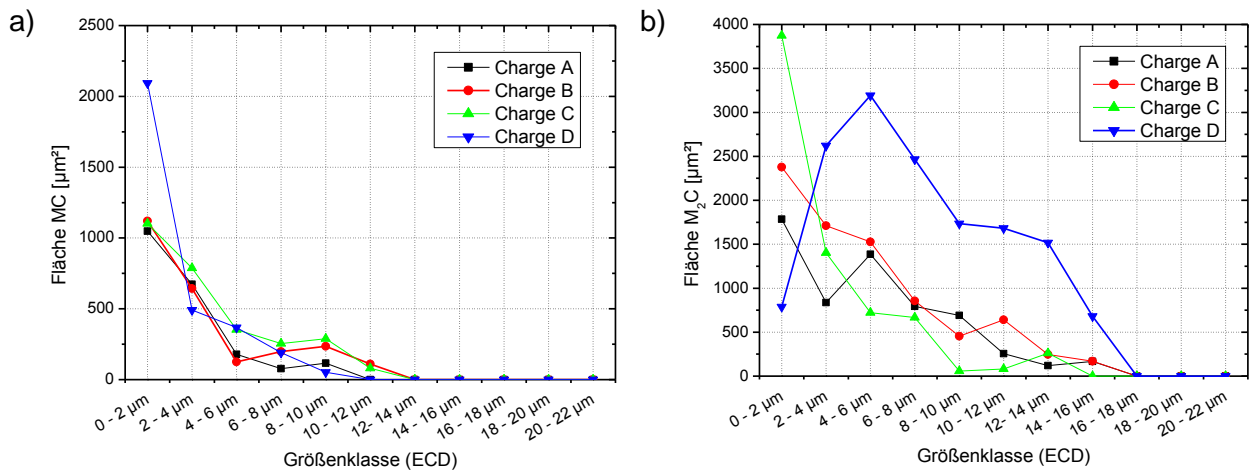


Abbildung 5.19: Auswertung der Flächen an a) MC und b) M₂C-Karbiden für unterschiedliche Größenklassen im Bereich Zentrum der QS mit einer Messfläche von 0.5 mm² und V = 1000x.

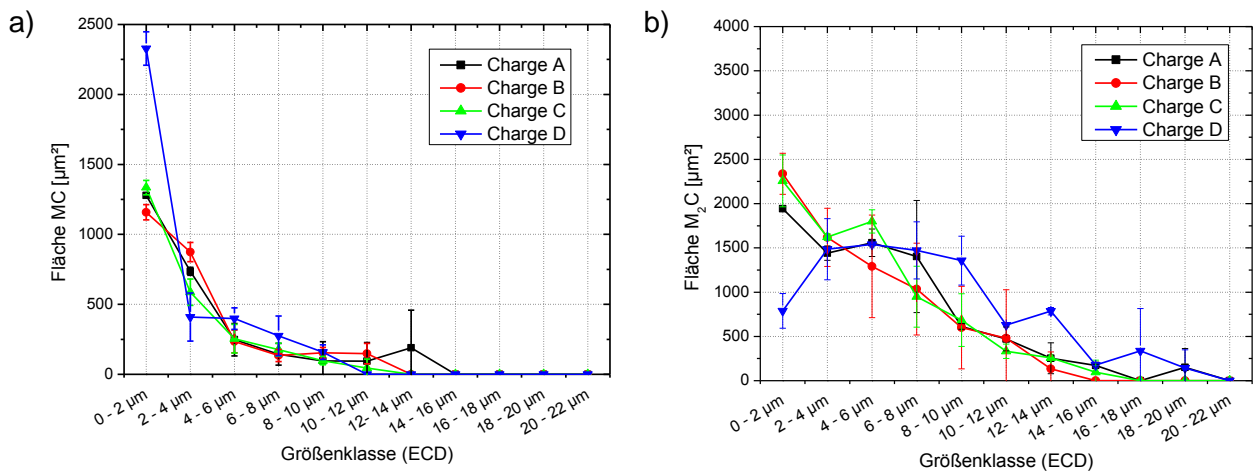


Abbildung 5.20: Auswertung der Flächen an a) MC und b) M₂C-Karbiden für unterschiedliche Größenklassen im Bereich halber Radius der QS mit einer Messfläche von zwei Mal 0.5 mm² und V = 1000x, wobei aus den beiden Messungen der Mittelwert und die Standardabweichung berechnet wurde.

6 Bestimmung der mechanischen Kennwerte

6.1 Ermittlung der statischen Materialkennwerte

Für die Bestimmung der Kennwerte wurden Zug-, Stauch- sowie Bruchzähigkeitsversuche und Härtemessungen an den gehärteten Proben der vier Chargen durchgeführt.

6.1.1 Ergebnisse der Zug- sowie Stauchversuche

In Abbildung 6.1 sind die Spannungs-Dehnungskurven der vier Chargen aus dem Zugversuch und in Abbildung 6.2 die aus dem Stauchversuch gegenübergestellt. Wie bereits hier zu sehen ist, sind nur minimale Unterschiede vorhanden, was auch in der Zusammenfassung der Festigkeits- und Dehnungskennwerte in Tabelle 6.1 zu erkennen ist. Geringfügige Unterschiede sind bei den Dehnungskennwerten zu erkennen, mit ähnlichen Gleichmaßdehnungen A_g von 2.2 bis 2.7 % und Bruchdehnungen A von 3.7 bis 4.9 %. Bei letzterem liegt die größte Streuung innerhalb der Chargen vor, was unter Umständen auf die hohe Beeinflussung dieses Kennwertes durch Randparameter wie leicht unterschiedliche Oberflächengüte, exzentrische Einspannung etc. zurückgeführt werden kann und eine andere Belastungssituation mit geringfügig mehrachsigen Spannungszustand hervorrufen würde. Des Weiteren ist dieser Wert von der Probengeometrie bzw. der verwendeten Probenmesslänge abhängig, was einen Vergleich mit Literaturwerten erschwert. Wie bereits an der kaum vorhandenen Entfestigung nach der Überschreitung der Zugfestigkeit in Spannungs-Dehnungskurven der Zugversuche zu erkennen ist, liegt bei allen Proben nur eine minimale Einschnürung und ein spröder Trennbruch mit nur sehr geringer plastischer Formänderung (Einschnürung) vor.

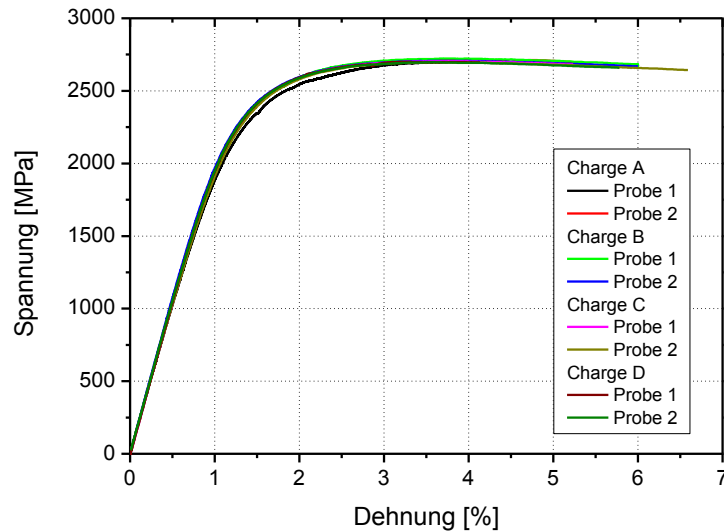


Abbildung 6.1: Spannungs-Dehnungskurven des Zugversuchs von jeweils zwei Proben pro Charge M50.

Tabelle 6.1: Festigkeits- und Dehnungskennwerte der M50 Chargen aus dem Zugversuch.

Charge	E-Modul [GPa]	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A [%]
A	209 ±1.4	2183 ±48	2709 ±9	2.7 ±0.1	3.9 ±0.3
B	214 ±1.2	2235 ±6	2715 ±11	2.6 ±0.1	4.8 ±0.0
C	212 ±3.4	2215 ±5	2703 ±4	2.4 ±0.1	4.9 ±0.8
D	213 ±0.5	2227 ±12	2699 ±2	2.2 ±0.2	3.7 ±1.2

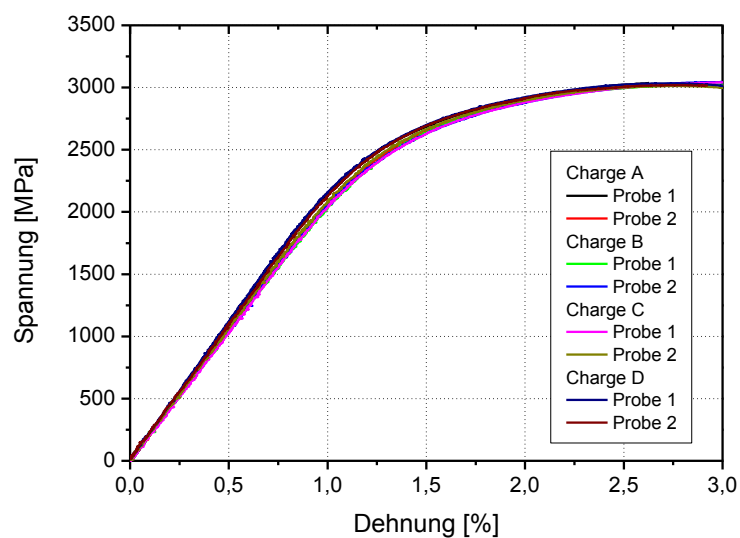


Abbildung 6.2: Spannungs-Dehnungskurven des Stauchversuchs von jeweils zwei Proben pro Charge M50.

6.1.2 Ergebnisse der 3-Punkt-Biegeversuche und Härtemessungen

Die Bestimmung der Bruchzähigkeit fand durch 3-Punkt-Biegeversuche statt, wobei je Charge fünf Proben geprüft wurden. Die Kraft-Kerbaufweitungskurven sind in Abbildung 6.3 zu sehen. Ein ungültiger Versuch lag nur bei der Probe 2 von B (Probe B2, siehe rote Kurve in Abbildung 6.3 b) vor, da hier die Maximalkraft P_{\max} um mehr als 10 % über der zur Ermittlung von K_Q heranzuziehenden Kraft P_Q lag. Bei dieser Probe lag ein längerer Anriss von ca. 177 μm zu ansonsten etwa 130 μm durch das Druckanschwingen vor dem 3-Punkt-Biegeversuch vor, was im generellen die Nachgiebigkeit erhöht und dadurch die Steigung der Kraft-Kerbaufweitungskurve senkt. Jedoch sollte sich diese geringe Abweichung nicht in diesem Ausmaß erkennbar machen und es ist keine Erklärung für den nicht-linearen Verlauf, der i.A. eine einsetzende plastische Verformung und eventuell beginnende stabile Rissausbreitung noch vor dem instabilen Versagen bei der Maximalkraft zeigt [80]. Weitere Einflussfaktoren auf die Höhe der Bruchzähigkeit sowie die Form der Kerbaufweitungskurve sind unter anderem die Probengeometrie, Prüfgeschwindigkeit, Temperatur, welche jedoch für alle Proben annähernd gleich sein sollten. Zwar sollten bei dem hochreinen M50 Werkstoff nur wenige Defekte in Form von nichtmetallischen Einschlüssen, Karbidnetzwerken oder Poren vorliegen, dennoch hat möglicherweise ein solcher Defekt in Form eines langgestreckten Karbidnetzwerkes in der Rissebene zu dem ungültigen Versuch geführt, mit einem voreilenden Riss in einem begrenzten Bereich der Rissfront. Eine andere Ursache könnte auch das Rutschen des Clip Gage-Kerbaufweitungsaufnehmer sein. Die Messung der Härten an den Seitenflächen der Proben für den 3-Punkt-Biegeversuch zeigte keine Abweichung, so dass der Versuch von Probe B2 als Ausreißer angesehen werden kann.

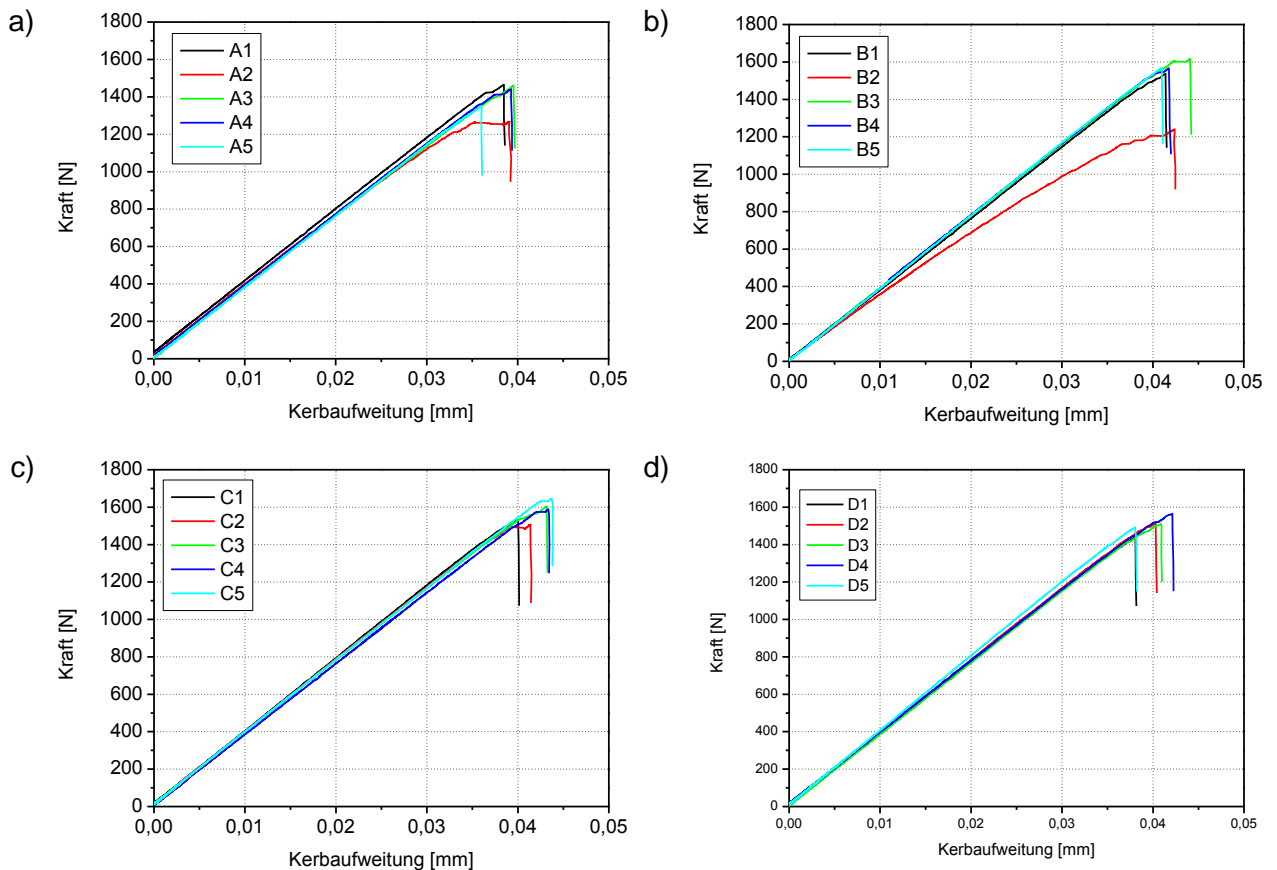


Abbildung 6.3: Kraft-Kerbaufweitungskurven aus dem 3-Punkt-Biegeversuch zur Ermittlung der Bruchzähigkeit K_{IC} für die Chargen a) A, b) B, c) C sowie d) D.

Die ermittelten Bruchzähigkeitskennwerte und auch gemessene Härten an den Seitenflächen der Proben sind in Tabelle 6.2 zusammengefasst. Es liegen recht ähnliche Werte vor, mit geringfügig niedrigeren K_{IC} -Werten aber leicht höheren Härten bei A sowie D. Der in Kapitel 5.2 beschriebene Unterschied in der Karbidstruktur bei D mit der Vielzahl an kleinen MC, aber größeren M_2C Primärkarbiden dürfte jedoch keine Auswirkung auf die Bruchzähigkeit haben, bzw. sich die Effekte von fein verteilten Karbiden, was durch eine Ablenkung der Rissspitze zu erhöhter Bruchzähigkeit führt, und geringerem Karbidabstand, wodurch sich die Prozesszone im Rissspitzenbereich und dadurch auch die Bruchzähigkeit verringert, aufheben [3].

Tabelle 6.2: Ermittelte Bruchzähigkeitskennwerte aus dem 3-Punkt-Biegeversuch sowie Härten für die vier Chargen M50.

Charge	K_{IC} [MPa \sqrt{m}]	Härte [HRC]
A	21.6 \pm 0.8	62.7 \pm 0.6
B	24.0 \pm 0.6	61.8 \pm 0.3
C	23.4 \pm 0.7	61.8 \pm 0.2
D	22.4 \pm 0.6	62.6 \pm 0.4

Der Vergleich der statischen Materialkennwerte zeigt ein gutes Verhalten der vier Chargen M50 mit geringfügig höheren Kennwerten bei den Festigkeiten, Bruchzähigkeiten sowie der Härte im Vergleich zu Richtwerten bzw. Forderungen aus der Literatur [1; 8].

6.2 Ermittlung der zyklischen Materialkennwerte im LCF-Versuch

Für die Untersuchung und den Vergleich der Schwingfestigkeiten der vier Chargen wurden dehnungsgeregelte Zug-/Druck-Versuche ($R = -1$) gefahren. Da nur begrenzt Stangenmaterial der Chargen verfügbar war (2 Proben bei D, 7 bei A und C und 8 bei B), mussten Einschränkungen hinsichtlich der zu testenden Dehnungsamplituden ε_A getroffen werden. Bei allen Chargen wurden Tests mit $\varepsilon_A = 0.9$ und 1.1 % gefahren und da hier die Bruchlastspielzahlen für alle vier Chargen in einem relativ ähnlichen Bereich lagen, wurden Prüfungen bei weiteren Belastungen auf die Chargen aufgeteilt. Eine Übersicht der durchgeführten LCF-Tests und der jeweils ertragenen Lastspielzahlen bis zum Bruch ist in Tabelle 6.3 ersichtlich, wobei maximal zwei Proben je Dehnungsamplitude und Charge getestet wurden und dann der Mittelwert und die Standardabweichung angegeben ist.

Tabelle 6.3: Ergebnisse der LCF Versuche an den vier Chargen M50 bei dehnungsgeregelter Zug-Druck-Belastung ($R = -1$) mit verschiedener Dehnungsamplitude, wobei bei Tests mit zwei Proben der Mittelwert und die Standardabweichung der Bruchlastspielzahlen angegeben sind. Ansonsten wurde nur eine Probe geprüft.

ε_A [%]U	Bruchlastspielzahl [-]			
	Charge A	Charge B	Charge C	Charge D
0.7	12 903 ± 9 870	16 372 ± 3 919	20 085 ± 7 695	-
0.9	1 180 ± 18	1 308 ± 43	2 293 ± 129	2 274
1.1	413 ± 87	542 ± 0	476 ± 158	378
1.3	-	-	175	-
1.5	-	68	-	-
1.7	13	23	-	-

In Abbildung 6.4 a ist die Auswertung der Bruchlastspielzahlen bei der jeweiligen Dehnungsamplitude aufgetragen, wobei im Fall von zwei Prüfungen je Dehnungsamplitude und Charge der Mittelwert und die entsprechende Standardabweichung angegeben sind. Bereits hier ist ersichtlich, dass nur marginale Unterschiede zwischen den Chargen vorliegen. Die Aufspaltung der Dehnungsamplitude in den elastischen Anteil ε_{el} und plastischen ε_{pl} nach der Coffin-Manson- und Basquin-Beziehung laut Gleichung 6.1 ist in Abbildung 6.4 b dargestellt, wobei die Parameter σ_f' der Ermüdungsfestigkeits-, ε_f' der Ermüdungsdehnungs-Koeffizient, b' der Ermüdungsfestigkeits-, c' der Ermüdungsdehnungs-Exponent, E der E-Modul und N_f die Bruchlastspielzahl ist. Da im Generellen nicht viele LCF-Versuche auf Grund der bereits erwähnten geringen Menge an vorhandenem Material möglich waren, sind die Kurven als Richtwerte zu betrachten, was im Speziellen bei D mit der Extrapolation durch nur zwei Punkte gilt. Es kann jedoch gesagt werden, dass der plastische Anteil bei allen Versuchen sehr gering ist und erst bei Versuchen mit Dehnungsamplituden von 1.3 % oder grösser eine geringe Hysterese in den Spannungs-Dehnungskurven vorliegt. Die Werte für die Parameter von Gleichung 6.1 sind in Tabelle 6.4 angegeben.

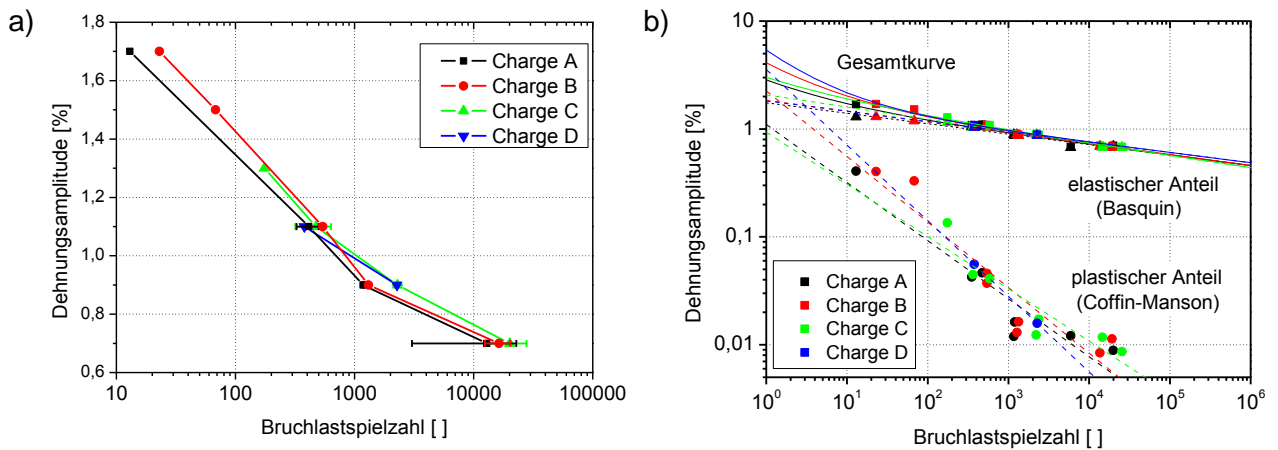


Abbildung 6.4: Auswertung der LCF-Versuche hinsichtlich a) der Dehnungsamplitude über den Bruchlastspielzahlen und b) der Aufspaltung in den elastischen und plastischen Anteil nach Basquin bzw. Coffin-Manson.

$$\varepsilon_A = \varepsilon_{A,el} + \varepsilon_{A,pl} = \frac{\sigma_f'}{E} \cdot N_f'^b + \varepsilon_f' \cdot N_f'^c \quad \text{Gleichung 6.1}$$

Tabelle 6.4: Aus den LCF-Versuchen berechnete Parameter für die Coffin-Manson- und Basquin-Beziehung zur Abschätzung des elastischen und plastischen Anteils bei Ermüdungsversuchen.

Charge	ε_f'	c'	σ_f'	b'
A	0.011	-0.538	3764	-0.097
B	0.023	-0.608	3935	-0.101
C	0.009	-0.484	4211	-0.112
D	0.036	-0.701	3913	-0.095

Ein Vergleich der LCF-Versuche bei den unterschiedlichen Dehnungsamplituden ist in Abbildung 6.5 mit Hilfe der Spannungs-Dehnungskurven dargestellt. Wie hier deutlich zu erkennen ist, zeigen die Versuche mit einer Dehnungsamplitude von unter 1 % praktisch keine Hysterese und es liegen somit fast ausschließlich elastische Dehnungen vor. Eine erste, wenn auch nur sehr geringe Hysterese ist bei $\varepsilon_A = 1.1$ % zu erkennen, welche mit Erhöhung der Amplitude stetig zunimmt, wenngleich die maximale plastische Dehnungsschwingbreite $\varepsilon_{A,pl}$ selbst bei $\varepsilon_A = 1.7$ % nur bei etwa 0.4 % liegt (siehe auch Abbildung 6.4 b). Bei den Versuchen mit mittlerer Dehnungsamplitude von $\varepsilon_A = 0.9$ und 1.1 % liegen die Kurven aller Chargen deckungsgleich. Da auch bei den Versuchen mit $\varepsilon_A = 0.7$ % und 1.7 %, wo jeweils drei bzw. zwei Chargen getestet werden konnten, keine Abweichungen zu erkennen sind, wurden Zwischenschritte bei 1.3 % und 1.5 % nur noch für jeweils eine Charge aufgenommen. Es kann hier mit gleichem Materialverhalten gerechnet werden,

und somit konnten mehr Stützstellen für die Auswertung der zyklischen Fließkurve bestimmt werden.

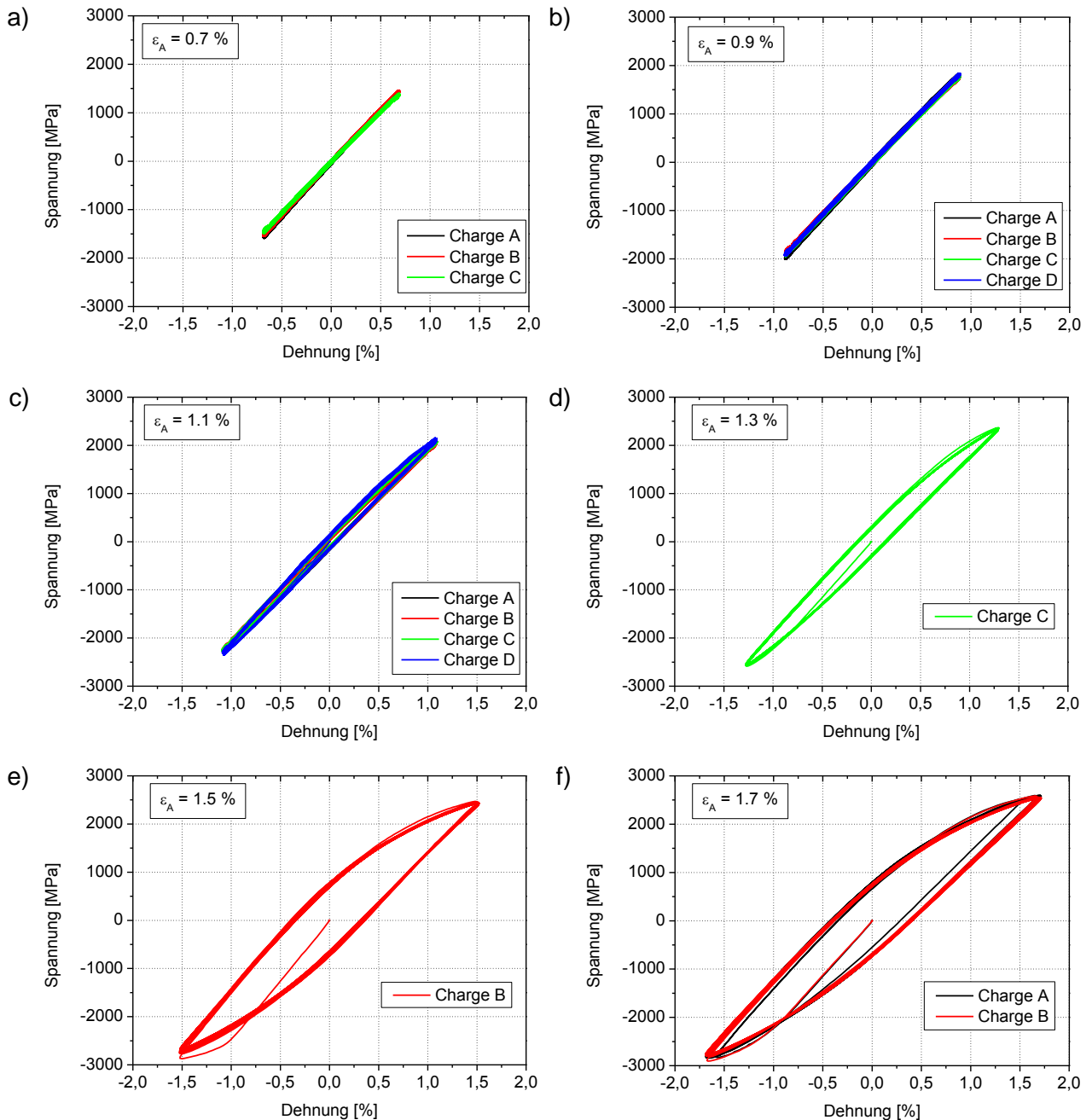


Abbildung 6.5: Spannungs-Dehnungs-Kurven der dehnungsgeregelten LCF Versuche an M50 für a) Dehnungsamplitude ϵ_A 0.7 %, b) 0.9 %, c) 1.1 % d) 1.3 %, e) 1.5 % und f) 1.7 %.

Wie bereits in den Spannungs-Dehnungs-Kurven erkennbar ist, tritt bei dem hochfesten Werkstoff selbst bei den hohen Dehnungsamplituden nur unwesentliche Entfestigung auf, was dem in Abbildung 6.6 dargestellten Vergleich der zyklischen Fließkurve mit der Spannungs-Dehnungs-Kurve aus dem Stauchversuch noch deutlicher zu erkennen ist. Hier wird die Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma$ sowie die Dehnungsschwingbreite $\Delta\epsilon$ bei der halben

Bruchlastspielzahl N_f für jeden LCF-Versuch ermittelt und diese Punkte von $\Delta\sigma/2$ sowie $\Delta\varepsilon/2$ der Spannungs-Dehnungs-Kurve des Stauchversuchs gegenübergestellt. Erst bei Dehnungsamplituden von über 1.5 % liegt eine leichte zyklische Entfestigung vor, die sich durch einen niedrigeren Wert für $\Delta\sigma/2$ erkennen lässt.

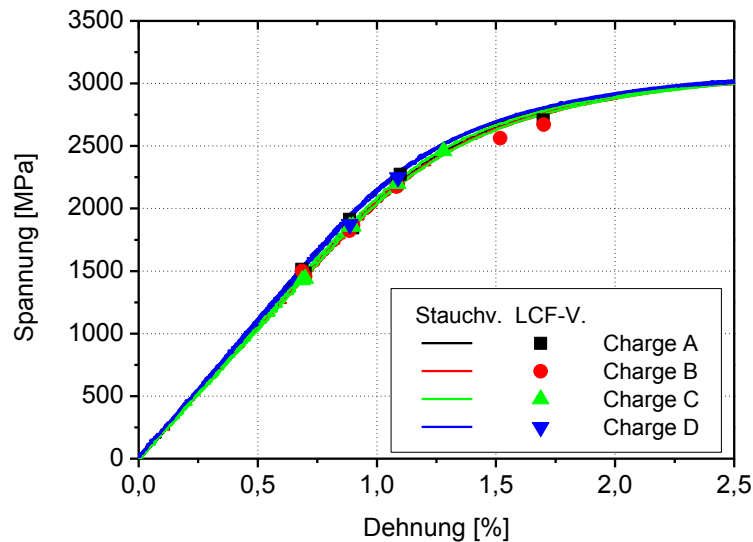


Abbildung 6.6: Vergleich der zyklischen Fließkurven aus den LCF-Versuchen mit der Spannungs-Dehnungskurve aus dem Stauchversuch, wobei bei den LCF-Versuchen die halbe Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma$ sowie halbe Dehnungsschwingbreite $\Delta\varepsilon$ bei halber Bruchlastspielzahl N_f aufgetragen wurde.

6.3 Abschätzung der Rissausgangslänge im LCF-Versuch

Abschließend wurde eine Abschätzung der Rissausgangslänge a_0 bei den LCF-Versuchen auf Grund der vorliegenden Spannung σ und ertragenen Lastspielzahl N_f durchgeführt. Da keine Daten für eine Rissfortschrittcurve von AISI M50 bei 62 HRC vorhanden waren, wurde diese aus gemessenen Daten eines Schnellarbeitsstahls vom Typ S390 microclean von Böhler Edelstahl GmbH & Co KG (BEG) bei $R = -1$ abgeleitet und ist in Abbildung 6.7 a dargestellt. Die Berechnung erfolgte ausgehend vom abgeschätzten Wert der kritischen Risslänge a_c bei Versagen auf Grund des Erreichens des jeweiligen K_{IC} -Wertes der Charge nach der Gleichung 6.2 iterativ, wobei als Vereinfachung für den Geometriefaktor Y der Wert 1 gewählt wurde.

$$a_c = \left(\frac{K_{IC}}{\sigma * Y} \right)^2 * \frac{1}{\pi} \quad \text{Gleichung 6.2}$$

Die Mittelwerte der abgeschätzten Rissausgangslängen liegen bei allen vier Chargen ähnlich im Bereich von etwa von 10 - 30 μm , was sehr gut der Abmessung größerer Sekundärkarbide bzw. Karbidnetzwerke entspricht. Da bei Charge D gefundene nichtmetallische Einschlüsse unter 5 μm äquivalentem Kreisdurchmesser (ECD) bzw. 7 μm Länge liegen, ist davon auszugehen, dass diese bei der Zug-Druck-Belastung mit $R = -1$ i.A. nicht als Rissausgang wirken. Es ist hier jedoch anzumerken, dass diese Berechnung nur eine grobe Abschätzung ist und Effekte wie mixed-mode Belastungen, plastische Verformungsanteile, Eigenspannungen bzw. effektiv vorherrschende Spannungen an den Rissen auf Grund der Orientierung des Risses bzw. des Korns, das Kurzrisssverhalten durch u.U. andere Rissschließeffekte und ein von 1 abweichender Geometriefaktor nicht berücksichtigt sind.

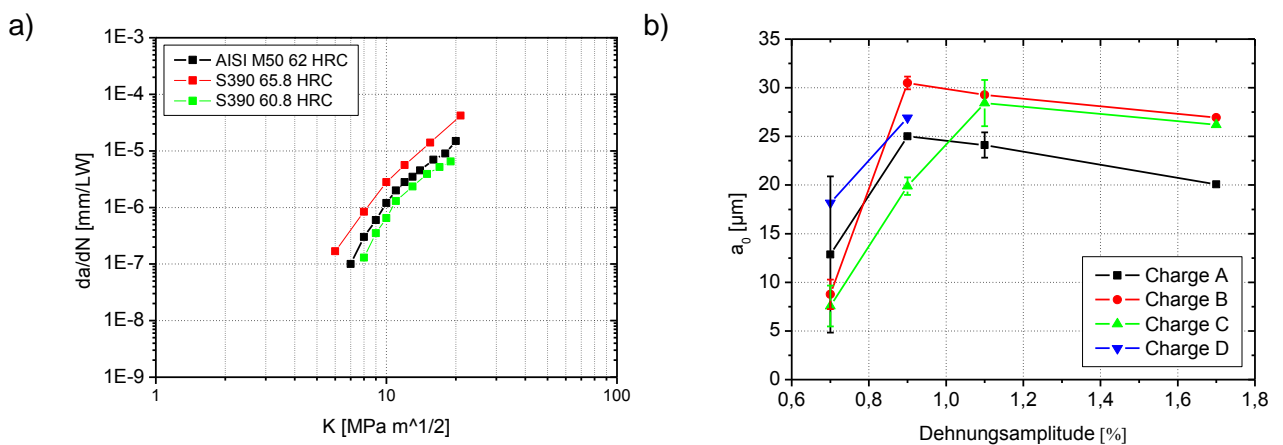


Abbildung 6.7: a) Abschätzung der Rissfortschrittskurve bei $R = -1$ für AISI M50 aus Daten von S390 microclean von BEG nach [63] und b) iterativ daraus berechnete Rissausgangslängen in den LCF-Versuchen.

7 Untersuchung der Überrollermüdung

Wie bereits in Kapitel 2 ausführlich beschrieben, kann zwar von gewissen Abhängigkeiten der mechanischen Eigenschaften von den Überrolleigenschaften ausgegangen werden, doch sind exakte Korrelationen nicht bekannt. Als grundsätzliche Parameter werden Härte, Restaustenitgehalt, Eigenspannungszustand, Oberflächenrauigkeit etc. genannt [1; 8; 9]. Für den Vergleich der Lebensdauern der vier Chargen sowie die Beschreibung der Schädigungsphänomene nach Überrollermüdung wurden Ball-on-Rod-(BoR)-Tests bei 6.4 GPa Hertz'scher Pressung mit den vier Chargen gefahren, wobei zu Beginn Tests bis zum Erreichen von Pitting und nachfolgend Tests bis zu einer definierten Überrollungszahl gefahren wurden. Es wurden die Ausfallsmechanismen, charakteristischen Lebensdauern und Materialveränderungen durch die austretende Belastung bei der Überrollermüdung ermittelt und verglichen. Die Ergebnisse der BoR Tests wurden abschließend mit jenen aus Lagerprüfstandsuntersuchungen verglichen, welche an realen Lagergeometrien mit geringerer Belastung durchgeführt wurden.

7.1 RCF-Test im Ball-on-Rod Prüfstand

7.1.1 Bestimmung der Lebensdauer und Untersuchung der Pittings

Zu Beginn erfolgte die Prüfung von jeweils 15 Laufspuren pro Charge bis zum Auftreten von Pitting. Wie in Abbildung 7.1 a dargestellt, wurde ein Weibullplot erstellt und jeder Punkt entspricht einem Ausfall. Es wurde eine Regressionsgerade (durchgezogene Linie) sowie die jeweiligen 90 % Konfidenzintervalle (strichliert) berechnet, wodurch die L_{10} -Werte und die Weibullmoduli bestimmt werden konnten. Letztere sind in Abbildung 7.1 b dargestellt, wobei hier ebenso das jeweilige 90 % Konfidenzintervall auf Grund der Streuung angegeben ist. Zwar zeigen die Chargen Unterschiede in der Auswertung, mit höheren L_{10} -Werten bzw. Weibullmoduli bei A (1.69×10^7 bzw. 1.2) und D (1.68×10^7 bzw. 1.4) im Vergleich zu B (5.3×10^6 bzw. 0.9) und C (8.0×10^6 bzw. 0.9), jedoch sind diese Unterschiede viel geringer als die Unsicherheiten und somit als nicht signifikant zu erachten.

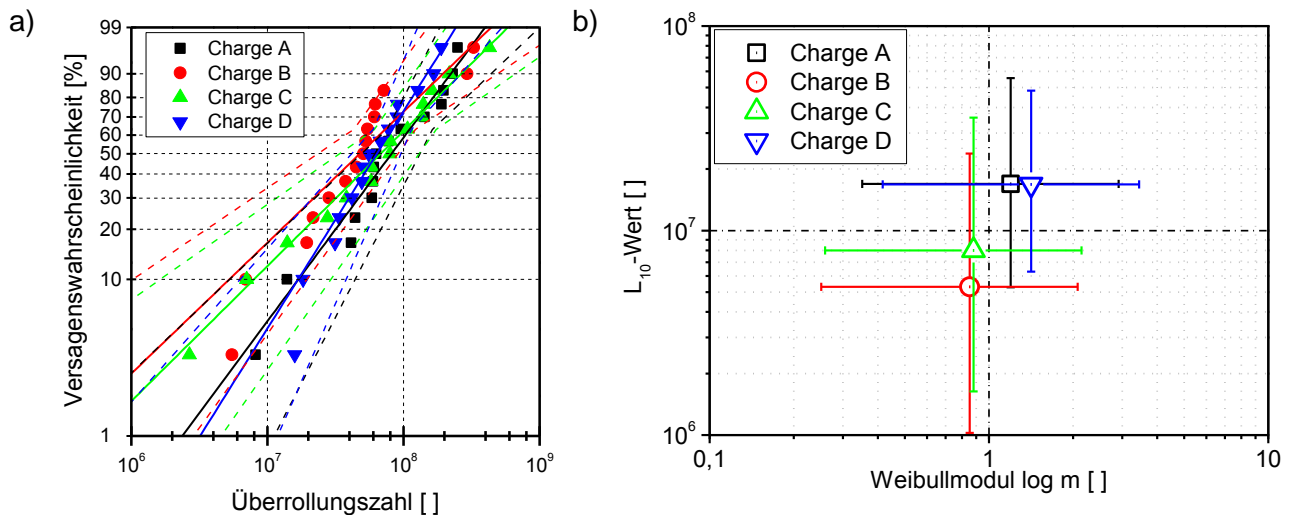


Abbildung 7.1: Auswertung der Überrolltests als a) Vergleich der Laufzeiten bis Pitting und Berechnung einer Regressionsgerade und b) Vergleich des Weibullmoduls und des L_{10} -Wertes mit jeweils einem 90 % Konfidenzintervall.

Eine Auswertung der jeweiligen Pittingtiefen wurde mittels Konfokalmikroskopie durchgeführt und das Ergebnis ist in Abbildung 7.2 a als Funktion der Überrollungszahl dargestellt. Es sind keine Unterschiede zwischen den Chargen erkennbar und es liegt ebenso keine Korrelation mit der Überrollungszahl vor. Dadurch kann nicht davon ausgegangen werden, dass längere Überrolldauern durch Pittingbildung in größerer Tiefe ausgelöst werden, bei welcher länger Risswachstum bis zum Erreichen einer kritischen Länge bzw. kritischen Tiefe (Anstieg der Spannung unter der Oberfläche durch Hertz'sche Belastung) vorliegen kann. Ein Beispiel eines ausgemessenen Pittings ist in Abbildung 7.2 b ersichtlich.

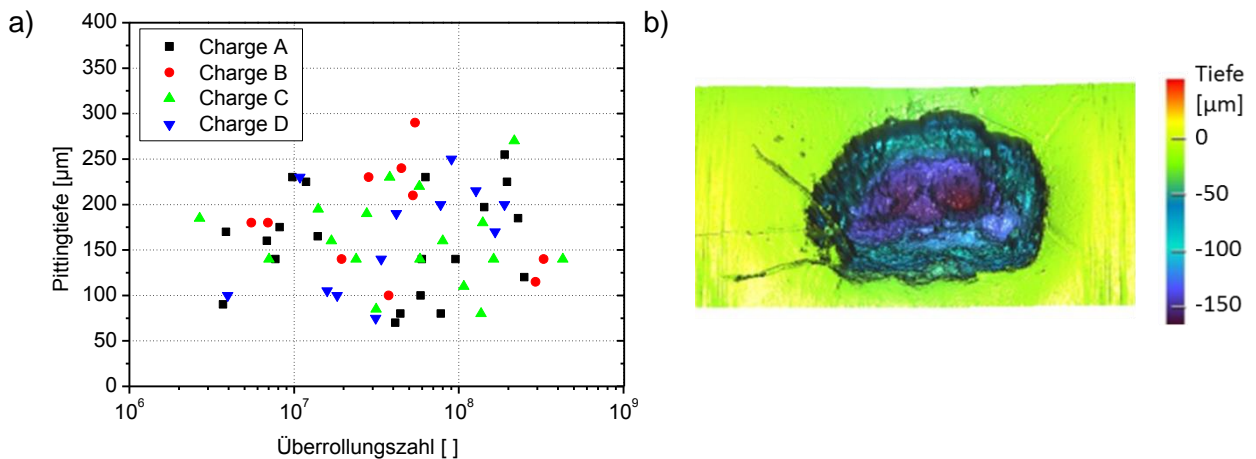


Abbildung 7.2: a) Auswertung der Pittingtiefe und der jeweiligen Überrolldauer für die vier Chargen und b) Beispiel eines mittels Konfokalmikroskopie aufgenommenen Profils eines Pittings.

7.1.2 Untersuchung der Ausbildung der Laufspur

Um die Entwicklung der Laufspur zu beschreiben, wurden Versuche nach einer bestimmten Zeit manuell abgeschaltet und an den Proben mit jeweils unterschiedlichen Überrollungsdauern erfolgte eine Bestimmung des Profils. Die Auswertung dieser Messungen ist in Abbildung 7.3 a zu erkennen, wobei auch die Krümmung einer unbelasteten Wälzkugel mittels strichlierter Linien dargestellt ist. Beispielhaft ist ein gemessenes 3D-Profil in Abbildung 7.3 b gezeigt, über welches für die Beschreibung der Ausbildung der Laufspur ein Linienprofil gelegt wurde. Es ist ersichtlich, dass erst nach etwa 5×10^5 Überrollungen eine definierte Laufspur ausgebildet ist, deren Krümmung auf Grund der elastischen Verformung der Probe sowie der Kugel einen deutlich größeren Krümmungsradius als die unbelastete Kugel hat. Ebenso bilden sich seitlich neben der Laufspur durch die hohen zyklischen Belastungen leichter Erhöhungen aus.

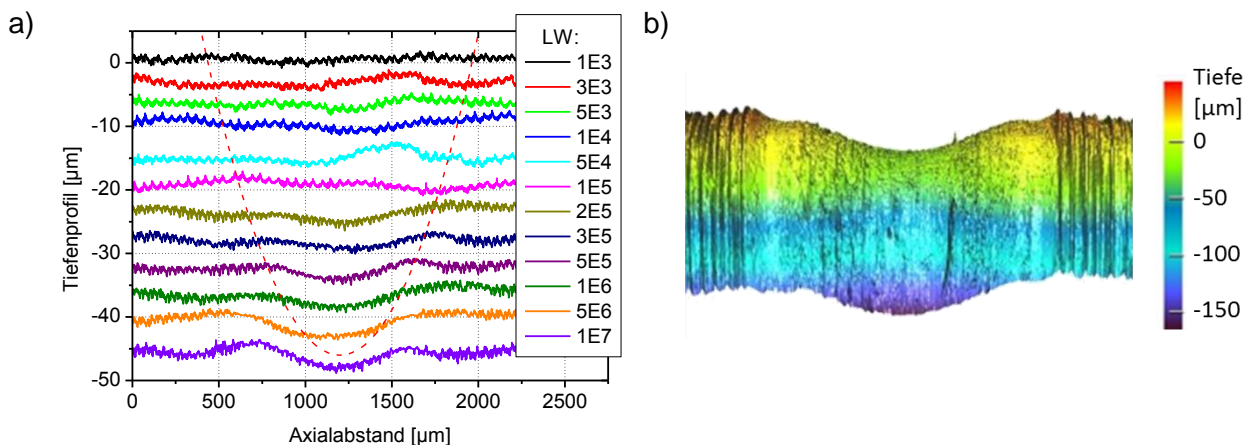


Abbildung 7.3: a) Ausbildung der Laufspur mit steigender Überrolldauer und Vergleich mit der Krümmung einer unbelasteten Kugel (rot strichlierte Linie) sowie b) Beispiel des 3D-Profiles einer Laufspur nach ca. 6×10^7 Überrollungen, beides für Belastung von 6.4 GPa Hertz'sche Pressung.

Bei der Untersuchung von Proben mit längerer Überrolldauer fiel auf, dass sich ab etwa 2×10^7 Überrollungen seitliche vertiefte Bereiche ausgebildet haben, wie in Abbildung 7.4 a dargestellt. Die Auswertung der Ausbildung der Laufspur über die Überrolldauer erfolgte nach den hier eingezeichneten Parametern Breite, Tiefe 1 (falls vorhanden) sowie Tiefe 2. Da die seitlich vertieften Bereiche jedoch einen geringeren Krümmungsradius als die Kugeln haben, kann dies nicht durch ein axial versetztes Rollen entstehen, sondern wird durch die bereits beschriebenen lokalen Schlupfanteile entstehen, was in Abbildung 7.4 b schematisch dargestellt ist. Auf Grund der elastischen Verformung durch die Hertz'sche Pressung bildet sich eine Kontaktfläche aus, wobei auch bei idealem Rollen ohne Reibung nur zwei Punkte auf der Laufspur ohne Relativbewegung abrollen. Im mittleren Bereich liegt ein Rückwärtsgleiten, in den äußeren Bereichen ein Vorwärtsgleiten vor, welches

einen abrasiven Verschleiß bewirkt. Dies ist auch der Grund, weshalb diese seitlich vertieften Bereiche deutlich glatter als die restlichen Bereiche sind.

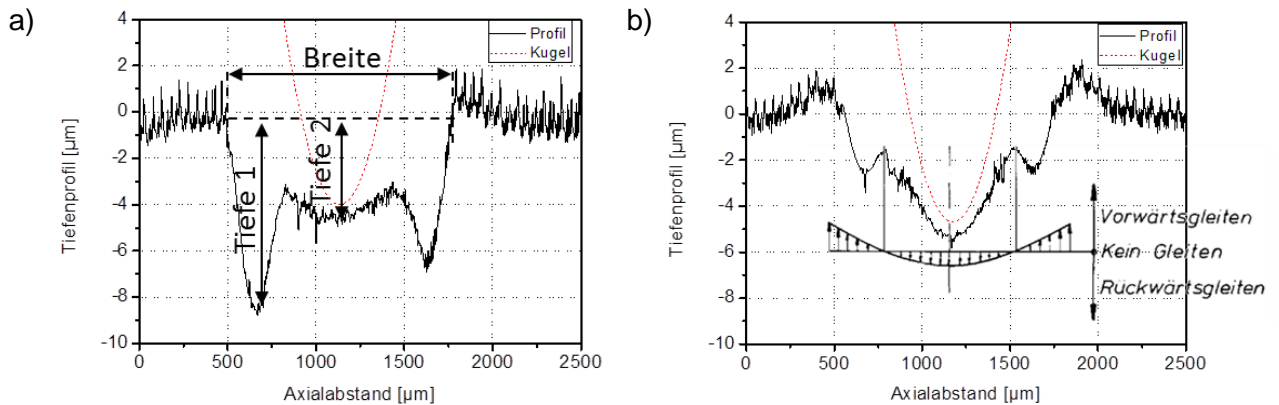


Abbildung 7.4: a) Beispiel eines Linienprofils an einer Messung der Laufspur mit seitlichen Vertiefungen nach langer Laufzeit und Beschreibung der Parameter für die Auswertung sowie b) Vergleich der Lage der Vertiefungen mit den Anteilen an lokalem Schlupf nach [26]. Die rot strichlierte Linie stellt den Vergleich mit der Krümmung einer unbelasteten Kugel dar.

In Abbildung 7.5 ist die Entwicklung der Laufspur hinsichtlich der zuvor erwähnten Parameter dargestellt. Unterschiede innerhalb der Chargen sind auch hier nicht zu erkennen. In diesem halb-logarithmischen Diagramm ist eine annähernd lineare Zunahme der Spurbreite mit steigender Überrollungszahl erkennbar, welche nach 10^5 Überrollungen im Bereich von etwa 600 - 800 μm und auf ungefähr 1200 - 1400 μm nach 10^8 Überrollungen ansteigt (siehe quadratische Markierungen im Diagramm). Die Ausbildung der Spurtiefe in der Mitte der Laufspur verhält sich ebenso linear mit einer Tiefe von etwa 1 - 3 μm nach 10^5 und einem Anstieg auf 4 - 6 μm nach 10^8 Überrollungen (dreieckige Markierungen). Die seitlich vertieften Bereiche, welche sich wie erwähnt nach etwas über 10^7 Überrollungen ausbilden (kreisförmige Markierungen), zeigen eine viel stärkere Zunahme als die Tiefe in der Mitte und sind ab etwa 7×10^7 Überrollungen auch tiefer.

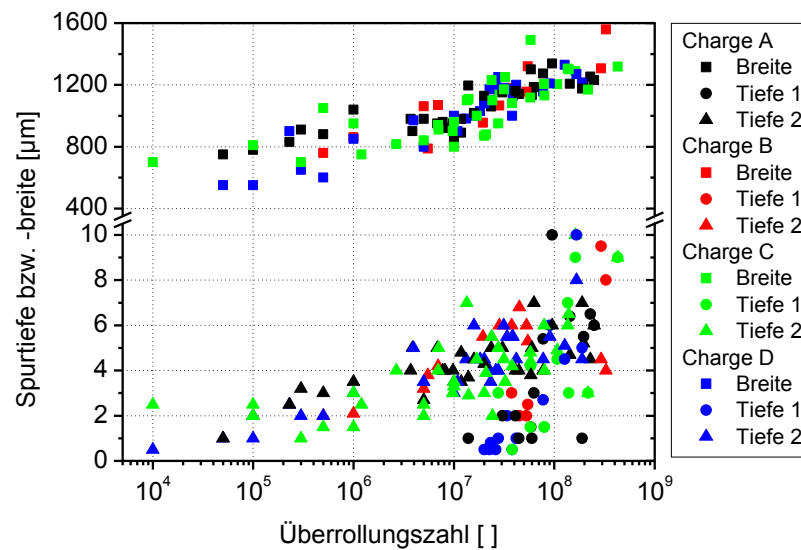


Abbildung 7.5: Auswertung der Entwicklung der Laufspur nach verschiedenen Überrollungszahlen hinsichtlich der Spurtiefen und der Spurbreite.

Ausgehend von dem gemessenen Profil einer RCF-Probe mit etwa 10^8 Überrollungen (Abbildung 7.6 a) wurde von Mitarbeitern der Simulationsgruppe des MCLs ein FEM Modell der Belastungssituation im BoR-Test erstellt (Abbildung 7.6 b), wobei hier zur Minimierung der Rechenzeit ein Viertelmodell des zylindrischen Probenkörpers sowie der Wälzkugel mit einer sehr feinen Vernetzung in dem Bereich des Kontakts erstellt wurde. Durch das Andrücken mit 1604 N, was in etwa der analytisch berechneten Federkraft bei den Versuchen mit 6.4 GPa Hertz'scher Pressung entspricht, wird der mittlere Bereich der Laufspur sowie Wälzkugel derart elastisch verformt, dass sich ein Kontakt über die ganze Breite der Laufspur ergibt (siehe Abbildung 7.6 c). Hierdurch ist ebenso die beschriebene Vermutung bestätigt, dass der vertiefte Bereich durch abrasiven Verschleiß auf Grund einer Relativbewegung verursacht wird. Durch die Abweichungen vom idealen Fall der Punktberührung ergibt sich kein elliptischer Verlauf der Flächenpressung an der Oberfläche in der Kontaktzone, sondern der in Abbildung 7.6 d dargestellte, nahezu konstante Verlauf von ca. 6000 GPa über die gesamte in Kontakt befindliche x-Achse der Laufspur.

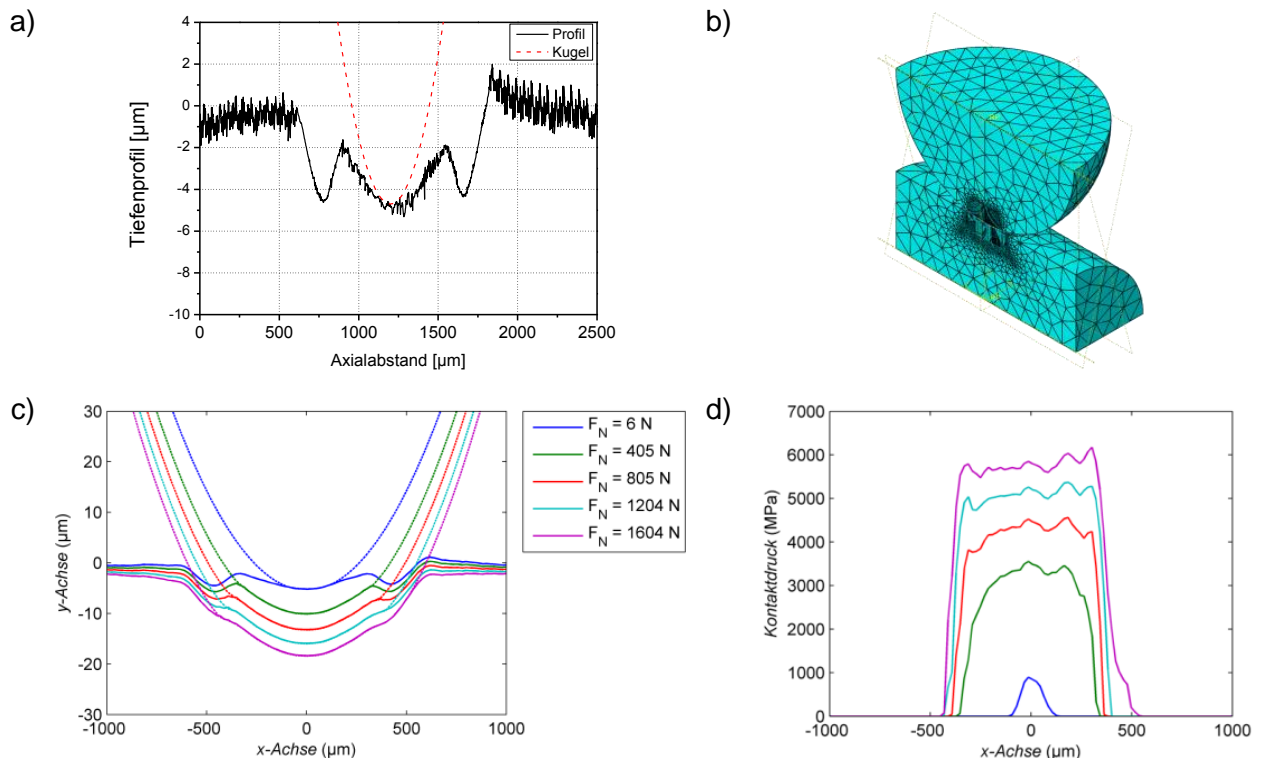


Abbildung 7.6: a) Gemessenes Profil der Laufspur einer RCF-Probe für b) die Erstellung eines FEM Models der Belastungssituation im BoR-Test mit c) der Kontaktsituation und d) der Flächenpressungen unter verschiedenen Belastungen.

7.1.3 Untersuchung der Gefügeveränderungen sowie Mikrorisse

Auf Grund der hohen zyklischen Belastung bei der Überrollung findet eine Veränderung von Materialparametern statt, welche in Kapitel 2.2 bereits eingehend beschrieben wurde. Im Zuge dieser Arbeit fand sowohl die Untersuchung von Proben, welche die Lebensdauer erreicht haben und Pitting zeigten, als auch von Proben mit definierter Überrollungszahl, die noch keine Pittings an der Oberfläche zeigten, statt. Hierdurch soll eine Beschreibung der Entwicklung der Schädigungsphänomene, wie Ausbildung eines globalen Bereichs mit verändertem Ätzangriff (WEA), lokal veränderte Bereiche (BW) sowie Rissinitiierung und Pittingbildung, aber auch eine Einteilung der verschiedenen Stadien „Shake down“, „Steady-state“ und „Instability“ erfolgen können.

7.1.3.1 Untersuchungen der White Etching Area („WEA“)

In Abbildung 7.7 sind nitalgeätzte Gefügebildungen an einer RCF-Probe im Querschliff (QS) nach dem Auftreten von Pitting nach etwa 9×10^7 Überrollungen zu sehen. Axial verläuft der Schliff in etwa durch die Mitte der Laufspur und das Pitting ist in beiden Aufnahmen auf der 12 Uhr Position der zylindrischen Probe zu sehen und hat eine Tiefe von

etwa 250 μm . Sowohl in der stereomikroskopischen Aufnahme in a) als auch in der lichtmikroskopischen in b) ist die White Etching Area (WEA) deutlich zu erkennen und liegt in einer Tiefe von etwa 30 bis 280 μm unter der Laufspur vor. Das Pitting ist danach innerhalb der WEA erfolgt. Im rechten Bereich ist ein Riss zu erkennen, welcher vom Pitting weg in größere Tiefe verläuft. Dieser könnte zwar die Pittingbildung ausgelöst haben, aber auch eine nachfolgende Entstehung ist nicht auszuschließen. Die Überrollung fand im Uhrzeigersinn statt und das mehrsekündige Weiterlaufen der Probe nach dem Auslösen des Vibrationssensors bewirkt eine schlagende Belastung auf der rechten Seite des Pittings.

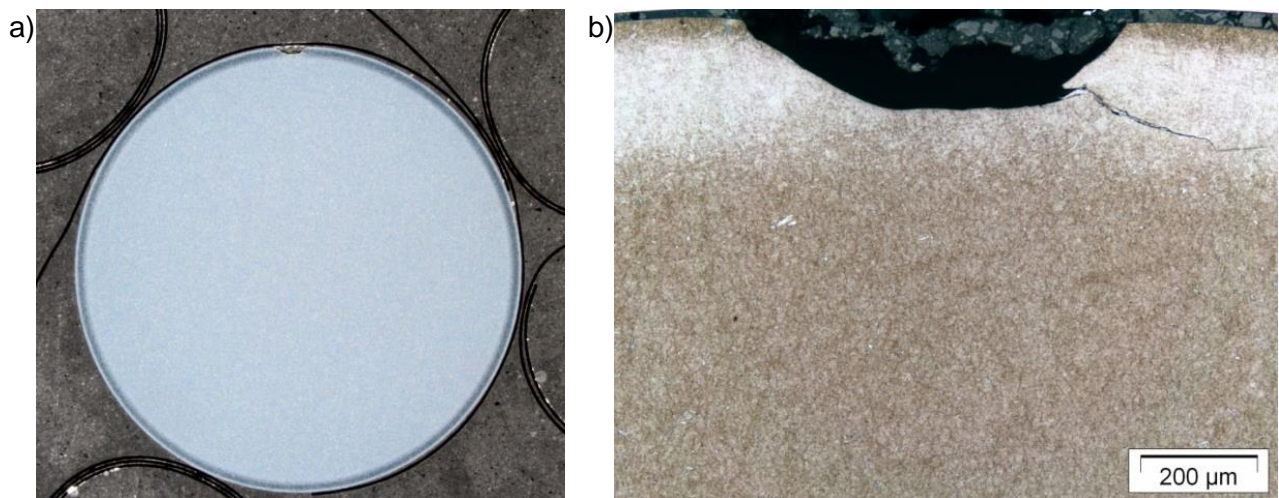


Abbildung 7.7: a) Stereomikroskopische Gefügeaufnahme eines QS einer RCF-Probe mit \varnothing 9.5 mm mit Pitting nach 9×10^7 Überrollungen und b) Detail des Pittings sowie der WEA im LIM mit Überrollung im Uhrzeigersinn.

Eine Untersuchung der Entwicklung der WEA mit zunehmender Prüfdauer ist in Abbildung 7.8 an Längsschliffen dargestellt. Hierbei ist erkennbar, dass bis zu der Überrollungsdauer von 10^4 keine WEA im LIM zu erkennen ist und es bis zu etwa 5×10^5 Überrollungen dauert, bis eine ausgeprägte Form vorliegt. Des Weiteren ist ersichtlich, dass nicht nur die Ausdehnung der WEA mit der Überrolldauer zunimmt, sondern auch die Intensität des Kontrastunterschiedes. Exemplarisch ist hier die Ausbildung nur an Proben der Charge B gezeigt (mit Ausnahme der Probe mit 2×10^8 von Charge D), da alle Chargen gleiches Verhalten zeigen.

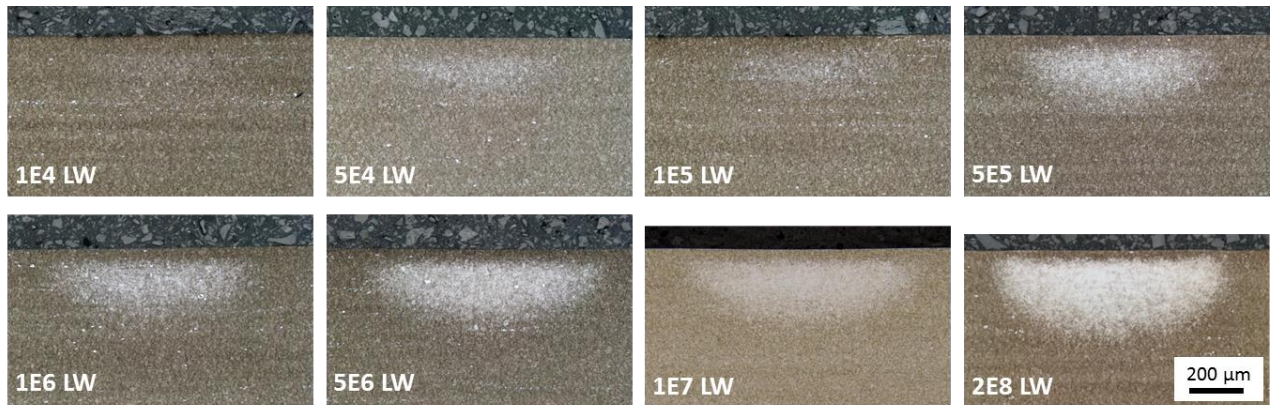


Abbildung 7.8: LIMI-Gefügeaufnahmen von Längsschliffen (LS) an BoR-Proben nach unterschiedlicher Überrollungszahl (siehe Beschriftung) zur Charakterisierung der Ausbildung der WEA mit Überrollung in der Bildebene.

In Abbildung 7.9 ist der Vergleich von (a, b) LIMI Aufnahmen des QS der Probe mit 2×10^8 Überrollungen mit (c) einer zuvor gemachten REM-Aufnahme der Oberfläche der Probe im Hintergrund sowie dem Tiefenprofil mittels Konfokalmikroskopie im Vordergrund und (d) der FEM Simulation zwischen einer von oben auf die Probe drückenden Wälzkugel und der BoR-Probe mit realem Profil (siehe Abbildung 7.6) dargestellt. Der Vergleich der axialen Ausdehnung der WEA mit der Breite der Laufspur (Abbildung 7.9 a mit c) zeigt, dass innerhalb der ersten $150 \mu\text{m}$ zu beiden Seiten der Kontaktfläche die Vergleichsspannung nicht ausreichte, um eine WEA zu erzeugen. Auch sind in der REM-Aufnahme (im Hintergrund bei Abbildung 7.9 c zu sehen) die schon besprochenen seitlichen Vertiefungen erkennbar, da dort eine geringerer Oberflächenrauigkeit durch den abrasiven Verschleiß vorliegt. Der Vergleich der Ausdehnung und Form der WEA mit dem höchstbelasteten Volumen in der FEM Simulation für die Kontaktbedingung bei 6.4 GPa Flächenpressung mit einem realen Profil zeigt eine große Übereinstimmung (Vergleich von Abbildung 7.9 a mit d).

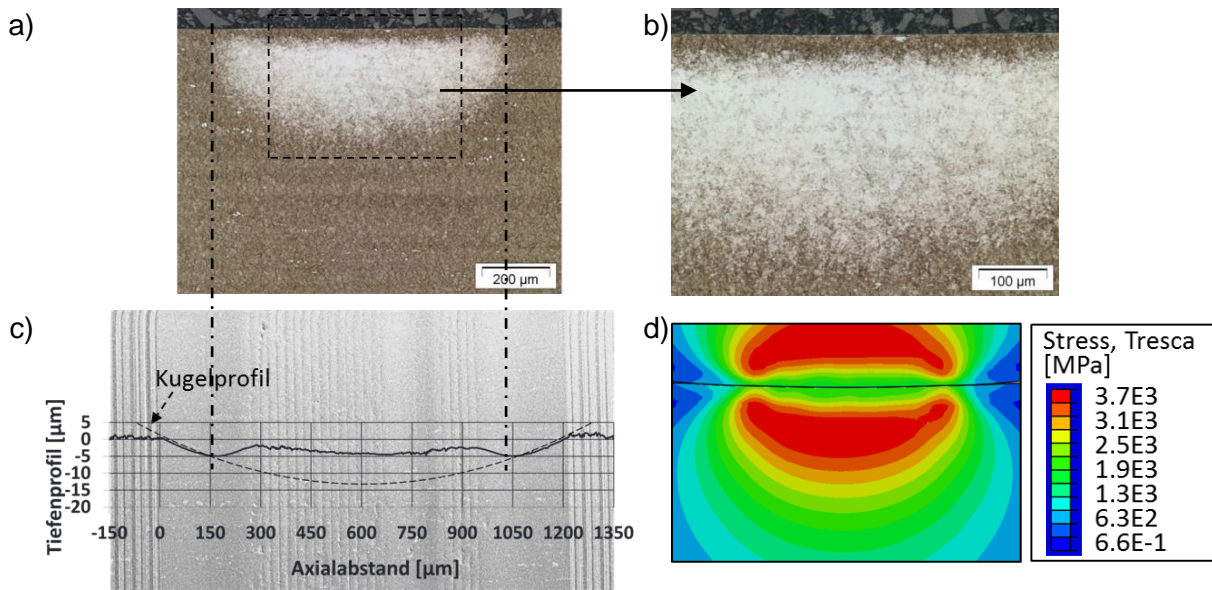


Abbildung 7.9: Gefügeaufnahme mittels LIM1 im QS (a, b) mit dem Vergleich der Oberfläche mittels REM-Aufnahme der BoR-Probe mit 2×10^8 Überrollungen und gemessenem Tiefenprofil in (c) und einer FEM Simulation der Kontaktsituation zwischen Kugel (oben) und Probe mit realer Geometrie der Laufspur (d) für 6.4 GPa Hertz'sche Pressung.

In weiterer Folge sind an ausgewählten LS von RCF-Proben mit Überrollungsanzahl zwischen 10^4 und 2×10^8 Härtemappings durchgeführt worden (siehe Abbildung 7.10). In Abbildung 7.11 ist die Entwicklung der axialen sowie radialen Ausdehnung der WEA mit steigender Überrollungszahl in a) und die Entwicklung der Härte in b) dargestellt. Bei letzterem wurde der Grundzustand mittels HRC gemessen, um eine geringere Messunsicherheit zu haben, wohingegen die anderen Messungen mittels HV0.05 durchgeführt wurden, um ein Härtemapping mit geringer Schrittweite ($30 \mu\text{m}$ Schrittweite bis zu einer Tiefe von $400 \mu\text{m}$ und danach $60 \mu\text{m}$ Schrittweite) zu ermöglichen. Für die ermittelte Härte in der WEA wurden zuerst Mittelwerte aus den benachbarten Messungen in radialer Richtung berechnet, um Beeinflussungen durch Karbide zu minimieren. Anschließend wurden der Mittelwert und die Standardabweichung von einer Matrix mit in Summe 25 Härtewerten (5×5 in axialer bzw. radialer Richtung) um den maximalen Härtewert ermittelt und in das Diagramm eingetragen (siehe Beispiel der Berechnung in Abbildung 7.12).

Es ist zu erkennen, dass die Charge B bei den Messungen mittels HV0.05 geringfügig höhere Werte bei bis zu 10^7 Überrollungen als die anderen drei Chargen zeigt, nicht jedoch bei der Messung mittels HRC. Bei den anderen Chargen ist nur eine geringfügige Härtezunahme bis zum Bereich von 10^6 bis 10^7 zu erkennen, jedoch findet anschließend eine starke Zunahme statt. Im Gegensatz dazu steigt bei B die Härte im Bereich von 10^4 bis 10^6 stärker an und sinkt anschließend wieder geringfügig ab. Weitere Härtemessungen bzw. Härtemessungen bei höheren Überrollungsdauern waren auf Grund mangelnder

Prüfkörper und auch Prüfzeit nicht möglich. Die Härteverläufe der drei Chargen A, C und D zeigen zwar ein ähnliches Verhalten zu den beschriebenen Phasen der Materialveränderung mit nur geringer Veränderung am Beginn („Steady State“) und starker Veränderung nach etwa 10^6 bis 10^7 Überrollungen („Instability“), jedoch liegen die L_{10} -Werte bei etwa 1.7×10^7 (für A und D) bzw. 5×10^6 für B und 8×10^6 bei C, was bedeutet, dass bei einigen Proben bereits vor dem Erreichen dieser eventuellen „Instability“-Phase Pittingbildung eingetreten ist. Des Weiteren liegen die jeweils ersten und letzten Ausfälle bei den 15 Tests je Charge um einen Faktor zwischen 160 (C) und 12 (D) auseinander. Es dürften hier die Zustände in lokalen Bereichen innerhalb dem hochbelasteten Volumen unterhalb der Laufspur die Überrollungszahl bis Pitting viel mehr beeinflussen als die globalen Mechanismen wie Vergrößerung der WEA und Anstieg der Härte.

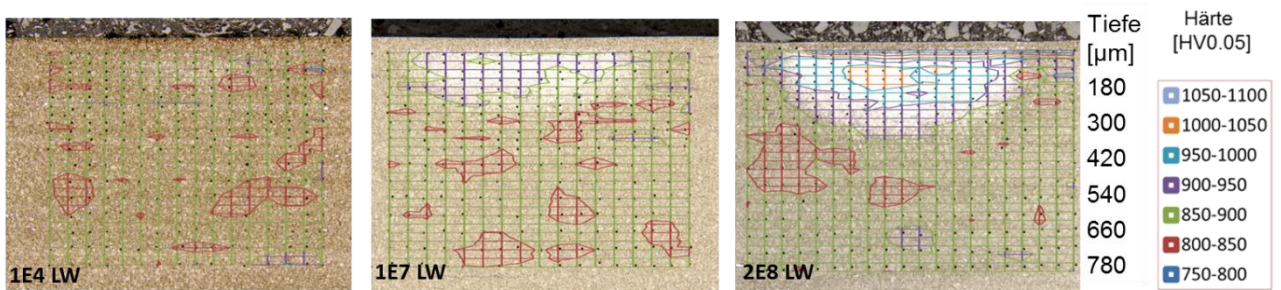


Abbildung 7.10: Beispiele der Härtemappings an LS von RCF-Proben im Bereich der WEA mit nachfolgender Ätzung mittels Nital zur Kontrastierung der Charge B (linkes und mittleres Bild) sowie D (rechtes Bild).

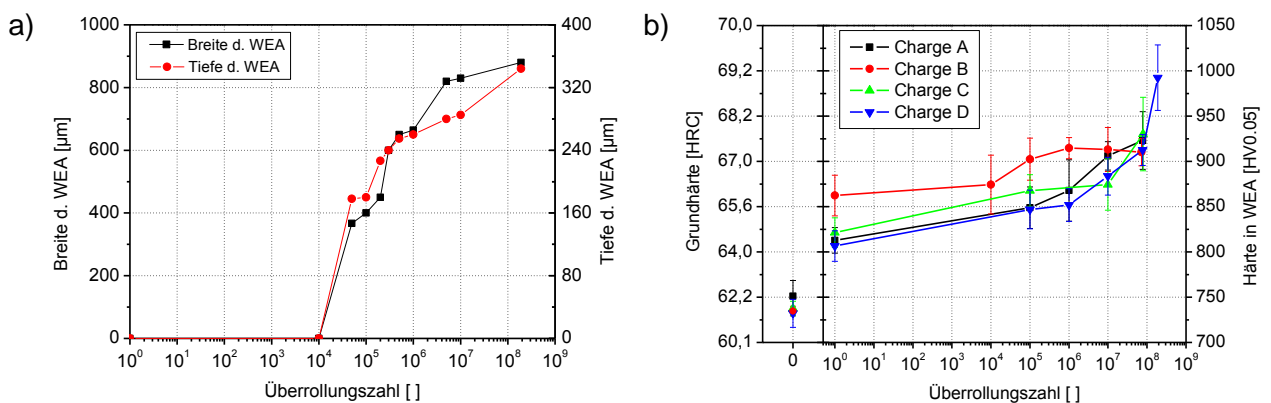


Abbildung 7.11: a) Entwicklung der axialen (Breite) und radialen Ausdehnung (Tiefe) der WEA und b) im Grundzustand gemessenen Härte in HRC (linke Achse) sowie Entwicklung mit zunehmender Überrolldauer im Bereich der WEA in HV0.05 (rechte Achse) der vier Chargen für die 5 × 5 Matrix um den maximalen Härtewert der WEA (siehe Abbildung 7.12).

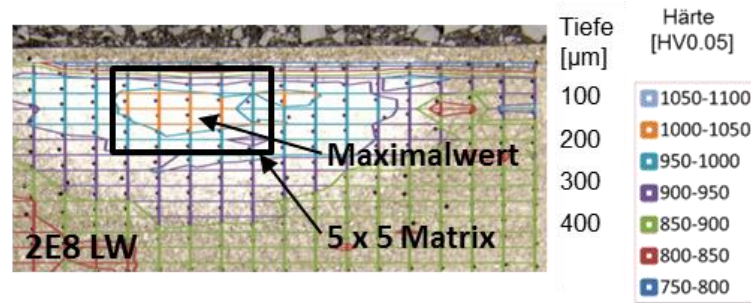


Abbildung 7.12: Beispiel der Berechnung des Mittelwertes und der Standardabweichung der Härte in der WEA mit der Bestimmung der 5×5 Matrix (25 Härtewerte) um den Maximalwert der Härte.

Eine Umrechnung der Werte von HRC auf HV10 wurde zwar nach der DIN 50150 durchgeführt, jedoch ist dies nur eine Näherung und bei der Messung mittels HV0.05 tritt auf Grund der sehr geringen Eindrücke ein sogenannter „Indentation Size-Effect“ auf. Hierbei steigt der gemessene Härtewert auf Grund der kleineren plastischen Zone an [80].

Eine Abschätzung des Härteanstieges bei kleinen Prüflasten kann mit der sogenannten Meyer-Gerade durchgeführt werden, welche jedoch werkstoffabhängig ist [81–83]. In einem gemeinsamen Projekt zur Entwicklung des Plasmanitrierens für Wälzlagerteile aus M50 und M50NiL Stahl von Dipl.-Ing. Norbert Pirzl (Rübig GmbH & Co.KG) und Dr. Oskar Beer (FAG Aerospace GmbH & Co.KG) aus dem Jahre 2005 wurde der in Abbildung 7.13 dargestellte Zusammenhang zwischen Härtemessungen mit Prüflasten von 0.3 kp bis 50 kp und sich ergebenden Vickershärten ermittelt [84]. Bei einer logarithmischen Auftragung der Prüflast ergibt sich ein nahezu linearer Anstieg der ermittelten Härte und die Regressionsgerade (blaue Linie) kann als Meyer-Gerade bezeichnet werden. Eine Reduktion der Prüflast von 10 kp auf 0.5 kp (rote Markierungen) führt beispielsweise zu einer Erhöhung der Vickershärte um etwa 60 HV. Die Umrechnung nach DIN 50150 von HRC in HV bezieht sich auf eine Prüflast von 10 kp für den Vickerseindruck. Die Härtesteigerung bei einer Prüflastreduktion von HV10 auf HV0.05 kann durch eine Extrapolation der von Pirzl und Beer ermittelten Meyer-Gerade abgeschätzt werden und lässt eine Härtesteigerung von etwa 100 HV vermuten. Diese Abschätzung der Härtesteigerung deckt sich sehr gut mit der Abweichung in Abbildung 7.11 zwischen den Messungen mit HRC (linke Achse) und jenen mit HV0.05 (rechten Achse), wobei die Achsen entsprechend der Umrechnung nach DIN 50150 angeordnet sind.

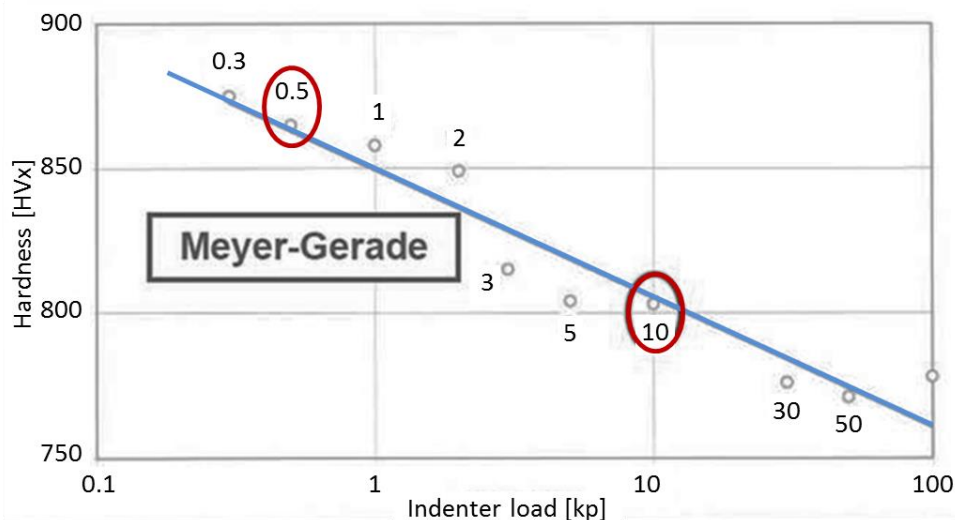


Abbildung 7.13: Untersuchung zum „Indentation Size Effect“ bei M50 Stahl mit Vickers-Härtemessungen bei einer Prüflast zwischen 0.3 und 50 kp und Auswertung der Meyer-Gerade in einem Projekt von Dipl.-Ing. Norbert Pirzl (Rübig GmbH & Co.KG) und Dr. Oskar Beer (FAG Aerospace GmbH & Co.KG) [84].

An einer ungelauten Probe der Charge A sowie Proben mit definierter Überrolldauer dieser Charge sowie von D wurden Eigenspannungstiefenverläufe in tangentialer Richtung bis zu einer Tiefe von 800 μm gemessen. Die Ergebnisse sind in Abbildung 7.14 dargestellt. Es zeigt sich, dass im Ausgangszustand an der Oberfläche durch die mechanische Bearbeitung Druckeigenspannungen von etwa 600 MPa vorliegen, die jedoch bereits in etwa 50 μm Tiefe abgeklungen sind. Bei beiden Chargen zeigen sich bereits nach 10^4 Überrollungen hohe Eigenspannungen mit Maxima von etwa 850 MPa (A) bzw. 1100 MPa (D), welche für beide Chargen bei ungefähr 100 μm Tiefe und nach etwa 400 μm bei null liegen. In weiterer Folge findet nur eine geringe weitere Zunahme an Eigenspannungen statt, wobei weiterhin höhere Werte bei D vorliegen und sich die Lage des Maximums geringfügig tiefer auf ca. 130 μm nach 10^7 Überrollungen verschiebt. Dieser rasche Aufbau der Eigenspannungen nach 10^4 Überrollungen mit nur geringen Veränderungen in weiterer Folge zeigt ein anderes Verhalten als die zuvor gemessenen Härteverläufe in der WEA. Es ist nicht davon auszugehen, dass große Veränderungen nach 10^7 Überrollungen stattfinden, da mit knapp 1500 MPa bereits sehr hohe Druckeigenspannungen vorliegen.

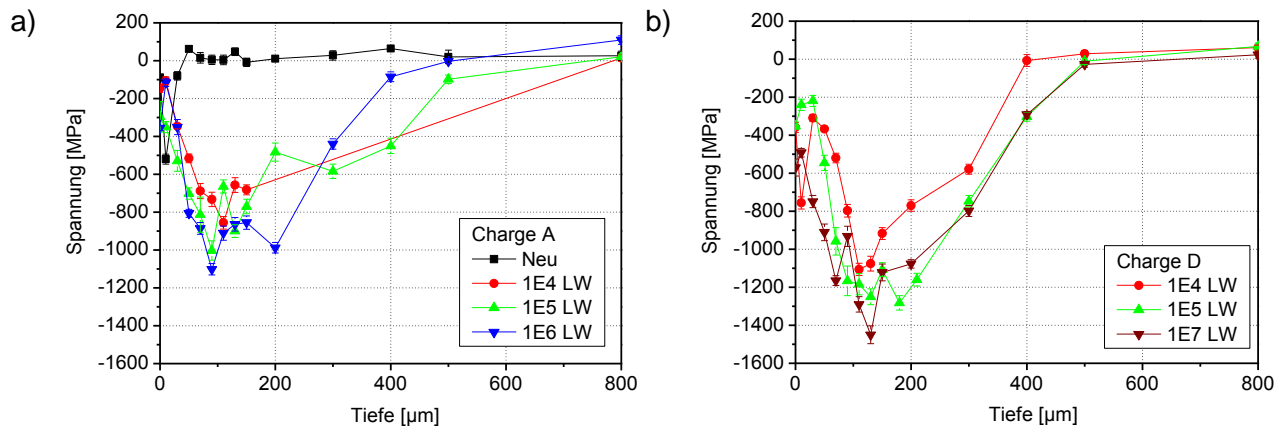


Abbildung 7.14: Messung des Eigenspannungszustandes in tangentialer Richtung über die Tiefe im Neuzustand sowie nach ausgewählten Überrollungszeiten für a) die Charge A und b) D.

Wie bereits in Kapitel 2.2 beschrieben, zeigt der Vergleich der Ergebnisse von M50 Stahl mit denen von 100Cr6 Unterschiede. Ähnlich zu den Auswertungen von Allison an M50 Stahl in [36] sind eine deutliche Härtesteigerung sowie ein Druckspannungsaufbau in der WEA zu erkennen, wobei die Tiefe der Maxima hier mit ca. 100 - 200 μm zu 400 - 700 μm geringer ist. Da bei den Auswertungen von Allison jedoch andere Flächenpressungen und eine andere Geometrie verwendet wurden, ist ein direkter Vergleich nicht möglich.

An der Probe mit etwa 9×10^7 Überrollungen aus der Charge D wurde die WEA mit Hilfe von REM, EBSD- sowie TEM-Aufnahmen an mittels FIB präparierten Lamellen genauer untersucht. In Abbildung 7.15 ist eine Übersichtsaufnahme des geätzten QS der RCF-Probe zu sehen, in welcher der Bereich der REM-Aufnahme durch ein schwarzes Rechteck und die Positionen der vier EBSD Messungen durch Pfeile markiert sind. Es ist durch die EBSD-Messungen in Tiefen von etwa 10, 150, 350 und 350 μm deutlich erkennbar, dass eine Veränderung der Kornstruktur im Bereich der WEA stattgefunden hat. Die hohe zyklische Plastifizierung dürfte zu einem sehr hohen Anstieg der Versetzungsdichte geführt haben, eventuell bereits mit einer Rekristallisation des Gefüges zu einem nanokristallinen Ferrit, wodurch der unterschiedliche Ätzkontrast erklärt werden kann.

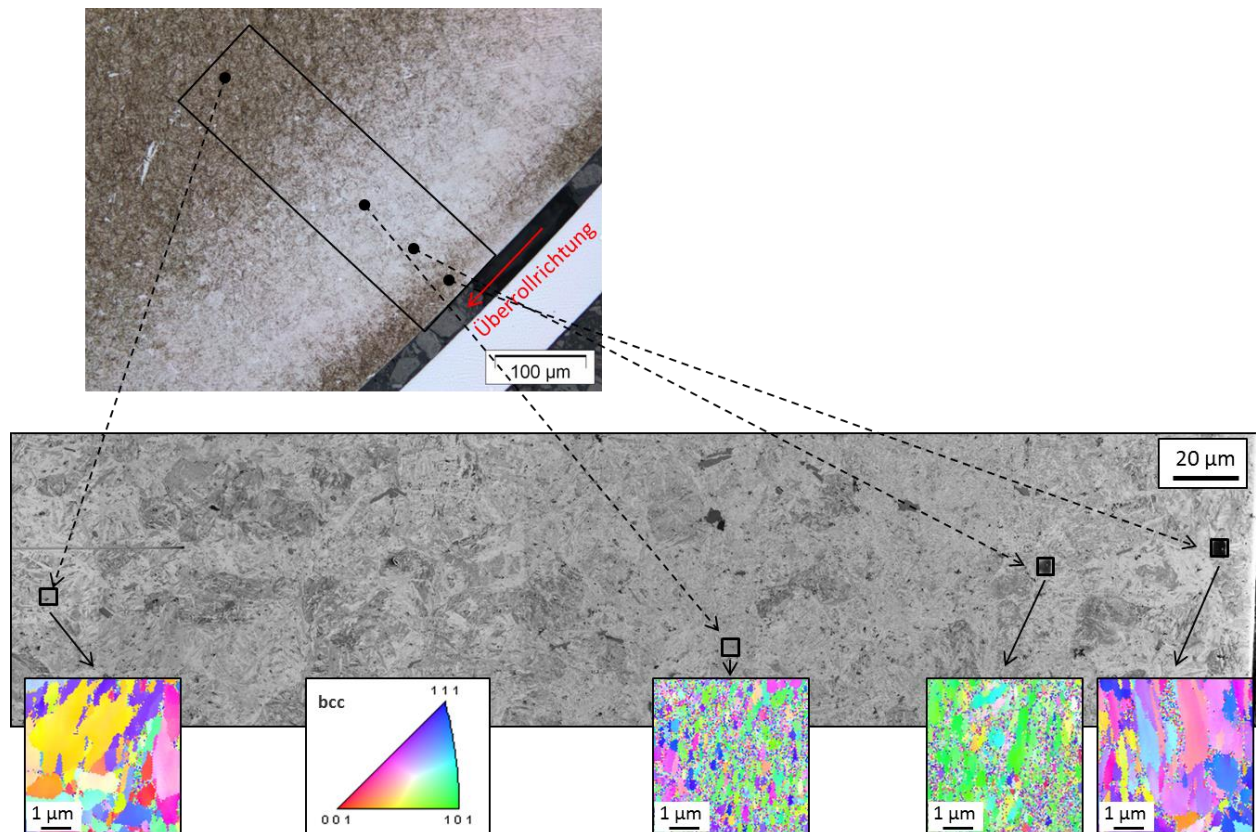


Abbildung 7.15: LIM1 Übersichtsaufnahme der RCF-Probe der Charge D mit WEA (oben) mit REM-Aufnahme des markierten Bereichs der WEA (Mitte) und Positionen der EBSD-Messungen zur Charakterisierung der Orientierung bzw. Größe der Kristallite (unten).

Mittels FIB wurden zwei Lamellen für eine Untersuchung im TEM aus dem Bereich der WEA geschnitten. Wie in Abbildung 7.16 dargestellt, wurden eine Lamelle normal zur Laufrichtung und eine parallel dazu entnommen und auf wenige nm Dicke gedünnt, um eine Durchstrahlung zu ermöglichen.

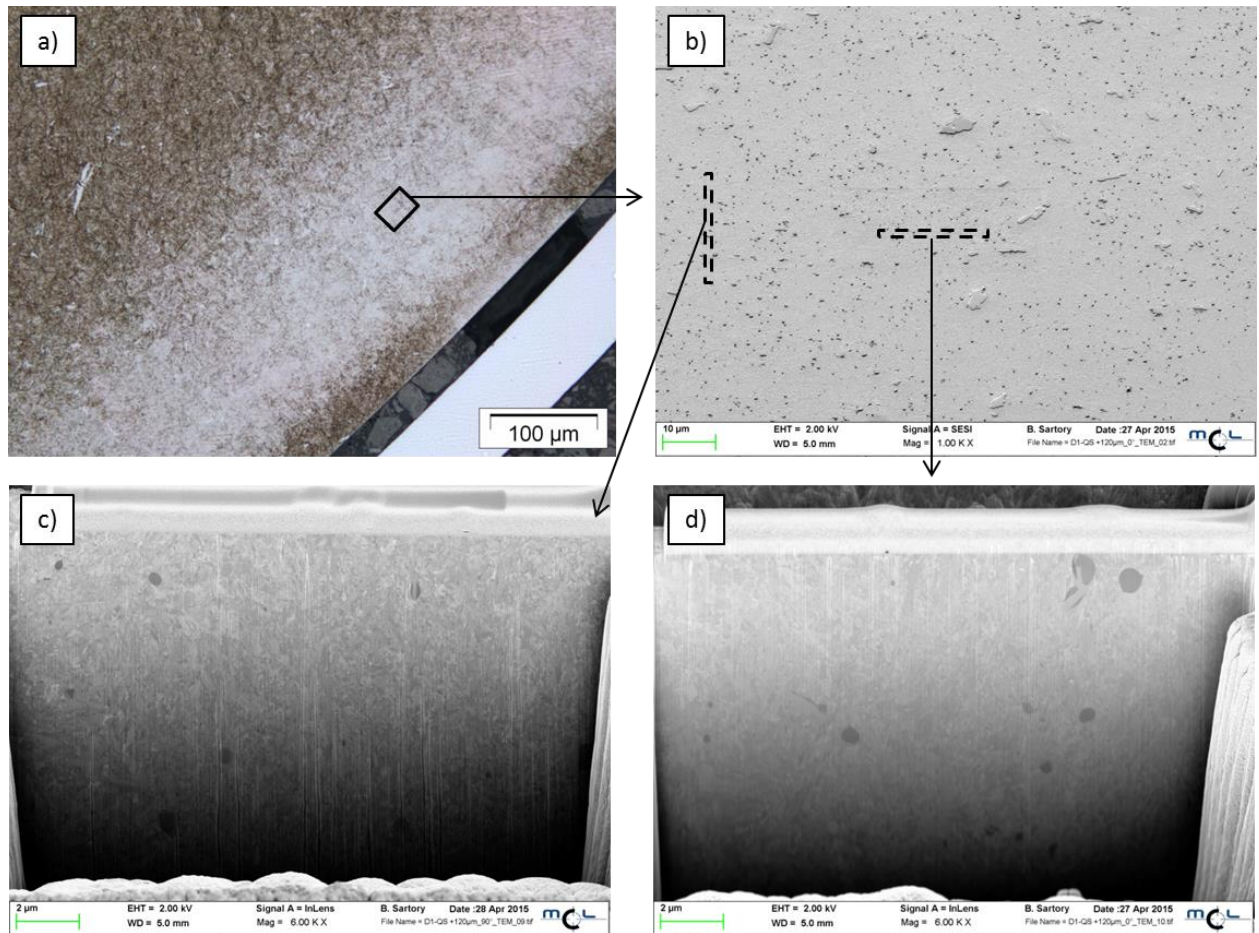


Abbildung 7.16: a) LIM-Übersichtsaufnahme der Präparation von TEM Lamellen aus der WEA einer BoR-Probe, b) REM Aufnahme der genauen Entnahmeposition der TEM-Lamelle mittels FIB-Präparation c) normal und d) parallel zur Überrollrichtung.

In Abbildung 7.17 sind die TEM-Aufnahmen in unterschiedlichen Vergrößerungen der parallel zur Laufspur liegenden Lamelle sowie ein Beugungsbild des mittleren Bereiches gezeigt. In den Gefügeaufnahmen ist erkennbar, dass sich auf Grund der hohen zyklischen Überrollung Bereiche mit sehr hoher Versetzungsdichte aufgebaut haben und die Kristallitgröße scheint sehr gering zu sein. Durch den Vergleich der beiden Aufnahmen in Abbildung 7.17 a und b, welche eine unterschiedliche Kippung von 0° bzw. 10° haben, zeigt sich, dass ein großer Anteil der unterschiedlichen Kontrastierung der Matrix durch die hohe vorherrschende Versetzungsdichte kommt. Dunkle und helle Bereiche verändern sich, da die Burgersvektoren der Versetzungen durch die Verkippung einen anderen Winkel zum Elektronenstrahl haben [85]. Die geringe Kristallitgröße wird auch durch das Pattern bei der Beugung mit einer Blendengröße von etwa 1.1 µm (siehe strichlierter Kreis in Abbildung 7.17 d) bestätigt, da sich Ringe ausbilden und nur in geringem Maße Punkte bzw. hellere Bereiche in diesen zu erkennen sind (Abbildung 7.17 f). Weitere vorliegende Punkte im Beugungsbild, die nicht im Bereich von Ringen liegen, sind auf vorliegende

Primärkarbide zurückzuführen. Es dürfte eine Umwandlung der martensitischen Matrix zu einem nanokristallinen Ferrit stattgefunden haben, wie dies in Kapitel 2.2 beschrieben ist. Jedoch sind keine weißen Bänder (WB) oder „adiabatic shearbands“ erkennbar, wie von Schlicht in [37] für 100Cr6 berichtet wird.

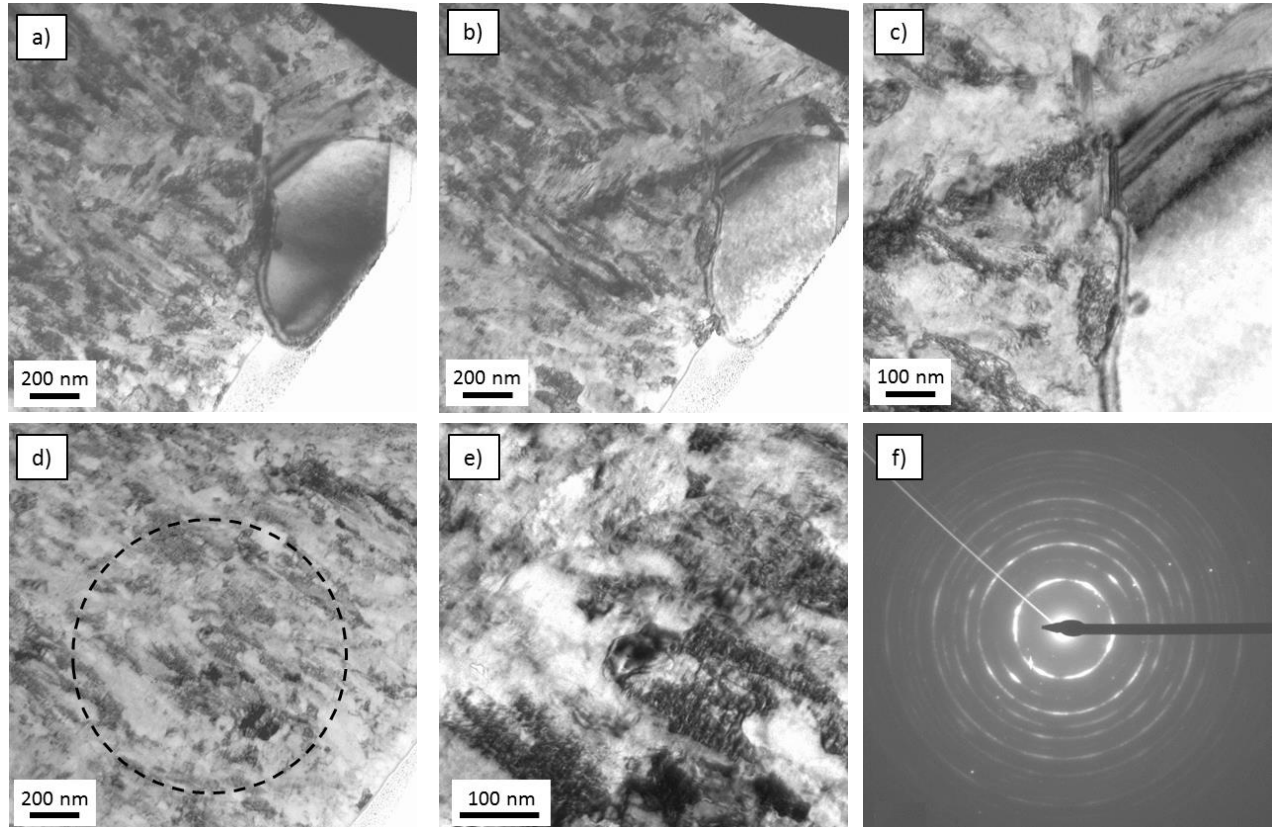


Abbildung 7.17: TEM-Aufnahmen der parallelen Lamelle bei a) 0° und b) 10° Verkippung, c) Detailaufnahme sowie d) Übersichtsaufnahme eines Bereiches für ein Beugungsbild, e) Detail und f) Beugungsbild mit Blende des in d) eingezeichneten Kreises.

In Abbildung 7.18 sind TEM-Gefügeaufnahmen und ein Beugungsbild für die normal zur Laufspur aus dem QS entnomme Lamelle gezeigt. Auch hier liegt eine sehr geringe Korngröße im nm Bereich vor und es herrscht ein hoher Kontrastunterschied auch innerhalb der Kristallite auf Grund vorliegender hoher Versetzungsdichte. Der Kontrastunterschied innerhalb des Karbides (Abbildung 7.18 a und c) lässt auf Dichteunterschiede bzw. auf vorliegende Spannungen schließen. Das Beugungsbild innerhalb des strichlierten Kreises zeigt ähnlich wie das der parallelen Lamelle vorliegende Kreise auf Grund der Vielzahl an der Beugung beteiligter Kristallite mit sehr geringer Korngröße (siehe Abbildung 7.18 d bzw. f). Ebenso sind auch hier keine WB bzw. „adiabatic shearbands“ innerhalb der rekristallisierten Matrix erkennbar.

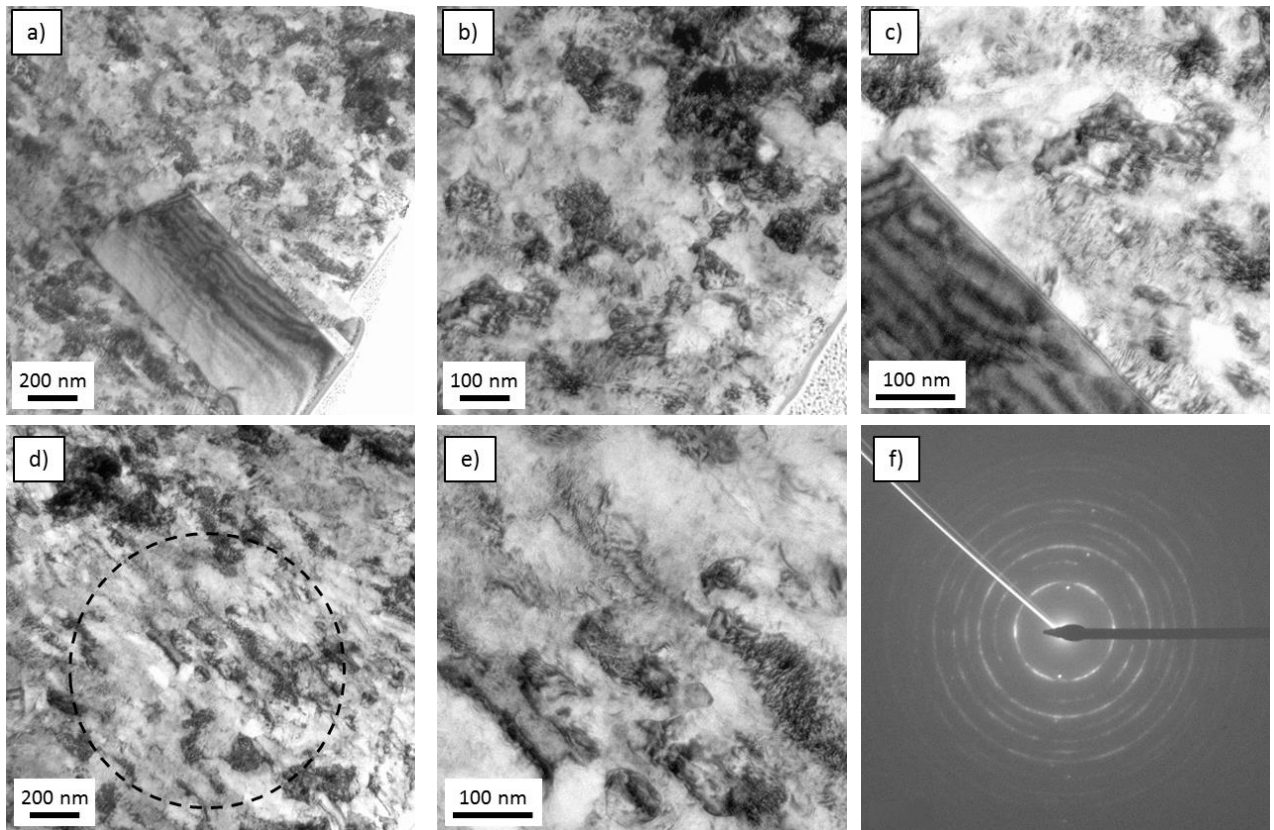


Abbildung 7.18: TEM-Aufnahmen der normalen Lamelle mit a) Übersicht, Detailaufnahme von b) der Matrix und c) Grenzfläche zwischen Matrix und Karbid sowie d) Übersichtsaufnahme eines Bereiches für ein Beugungsbild, e) Detail und f) Beugungsbild mit Blende des in d) eingezeichneten Kreises.

7.1.3.2 Untersuchung der Butterfly-Wings („BW“)

An der Probe der Charge D mit etwa 9×10^7 Überrollungen liegt in einer Tiefe von etwa 350 μm ein Butterfly-Wing (BW) vor. Wie in den LIMI-Gefügeaufnahmen in Abbildung 7.19 zu erkennen ist, hat der BW eine Länge von etwa 50 μm und schließt einen Winkel von knapp 30° zur Laufspur ein. Der Kontrast der Flügel ist nur geringfügig unterschiedlich zu dem von Karbiden und des Weiteren sind hier mehrere Flügel ausgebildet.

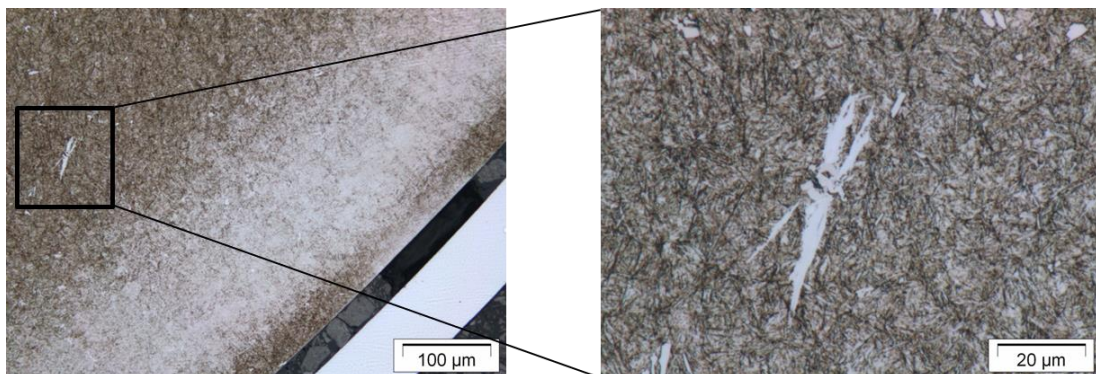


Abbildung 7.19: LIMI-Gefügeaufnahmen des QS der Charge D mit etwa 9×10^7 Überrollungen und einem Butterfly-Wings in einer Tiefe von etwa 350 μm mit Überrollung im Uhrzeigersinn.

In Abbildung 7.20 sind REM-Gefügebildungen des BWs nach einem sehr geringen Abtrag durch Schleifen und Polieren zur Entfernung der Ättschicht dargestellt. Es ist deutlich zu erkennen, dass in der Mitte des BWs ein Agglomerat aus dunklen MC und hellen M_2C -Karbiden vorliegt. Durch eine Spannungsüberhöhung um die harten Karbide wird hier eine Dehnungskonzentration stattgefunden haben, was die Ursache für die Ausbildung des BWs gewesen sein wird. In weiterer Folge sind sowohl im oberen, als auch im unteren Bereich Mikrorisse zu erkennen, welche zwar knapp an der Grenze zur Matrix liegen, dennoch größtenteils innerhalb des BWs verlaufen. Wie in der Literatur beschrieben, liegt ein Mikroriss an der näher zur Laufspur liegenden Seite des Flügels im weniger tiefen und auf der anderen Seite im tieferen Bereich zur Matrix [31]. Ein Unterschied hinsichtlich einer mehr oder weniger geschwungenen oder scharfen Ausprägung der zwei Seiten der Grenze von BW zur Matrix ist jedoch nicht zu erkennen. Bereits in den Aufnahmen mit 5 000-facher Vergrößerung (Abbildung 7.20 b und c) ist die Feinheit der Struktur innerhalb des BWs erkennbar, was sich aber am deutlichsten in Abbildung 7.20 d in der Vergrößerung von 20 000-fach zeigt. Zusätzlich sind hier EBSD Pattern des Bereiches der Matrix und des BWs gezeigt. Im oberen sind deutlich die Kikuchi-Linien des Martensits zu erkennen, wohingegen bei dem unteren des BWs auf Grund der Feinheit der Kristallitgröße von wenigen nm keine Indizierung möglich ist.



Abbildung 7.20: REM Gefügeaufnahmen eines BW mit a) Übersicht, b) Detail des oberen, c) Detail des mittleren und d) des unteren Bereiches. In c) sind zusätzlich die Positionen von FIB Schnitte eingezeichnet und in d) Pattern einer EBSD Messung im Bereich des BWs sowie der Matrix dargestellt.

Um eine Aussage zu der dreidimensionalen Ausprägung des BWs treffen zu können, wurden mittels FIB nach einer Besputterung mit einer Pt-Schicht Schnitte an unterschiedlichen Positionen längs und quer zum BW Schnitte gesetzt (siehe Abbildung 7.20 c sowie Abbildung 7.21 a). Der Schnitt 1 zeigt die Schnittfläche kurz vor der Mitte des BWs, wobei auch hier die zweifache Ausbildung des Flügels zu erkennen ist (siehe Pfeile in Abbildung 7.21 a). In Abbildung 7.21 b lässt sich sowohl direkt vom linken Bildrand weg ein sehr feiner Bereich erkennen (mit Pfeilen markiert), auch neben dem Karbid und dazwischen liegt noch ein schräg nach unten verlaufender martensitischer Bereich vor. Der Mikroriss verläuft auch in axialer Richtung nicht direkt entlang einer Grenzfläche (hier zu einem M_2C Karbid, sondern am Rand, aber dennoch innerhalb des BWs. Der Schnitt ein wenig weiter zur Mitte des BWs durch das MC/ M_2C -Karbidagglomerat, dargestellt in Abbildung 7.21 c, zeigt den BW im Bereich zwischen den Karbiden und den Beginn einer Pore im linken oberen freigeschnittenen Bereich. Im Schnitt längs zum BW (Abbildung 7.21 d) ist zum einen ein Riss im rechten Bereich ausgehend von der Grenzfläche zwischen Karbid und

BW zu erkennen (siehe Pfeil), welcher jedoch in den BW Bereich weiterverläuft und dort nach knapp 2 μm stoppt. Zum anderen zeigt sich, dass die Grenzfläche zwischen BW und Matrix in diese Richtung einen sehr geschwungenen Verlauf hat (siehe strichlierte Linie).

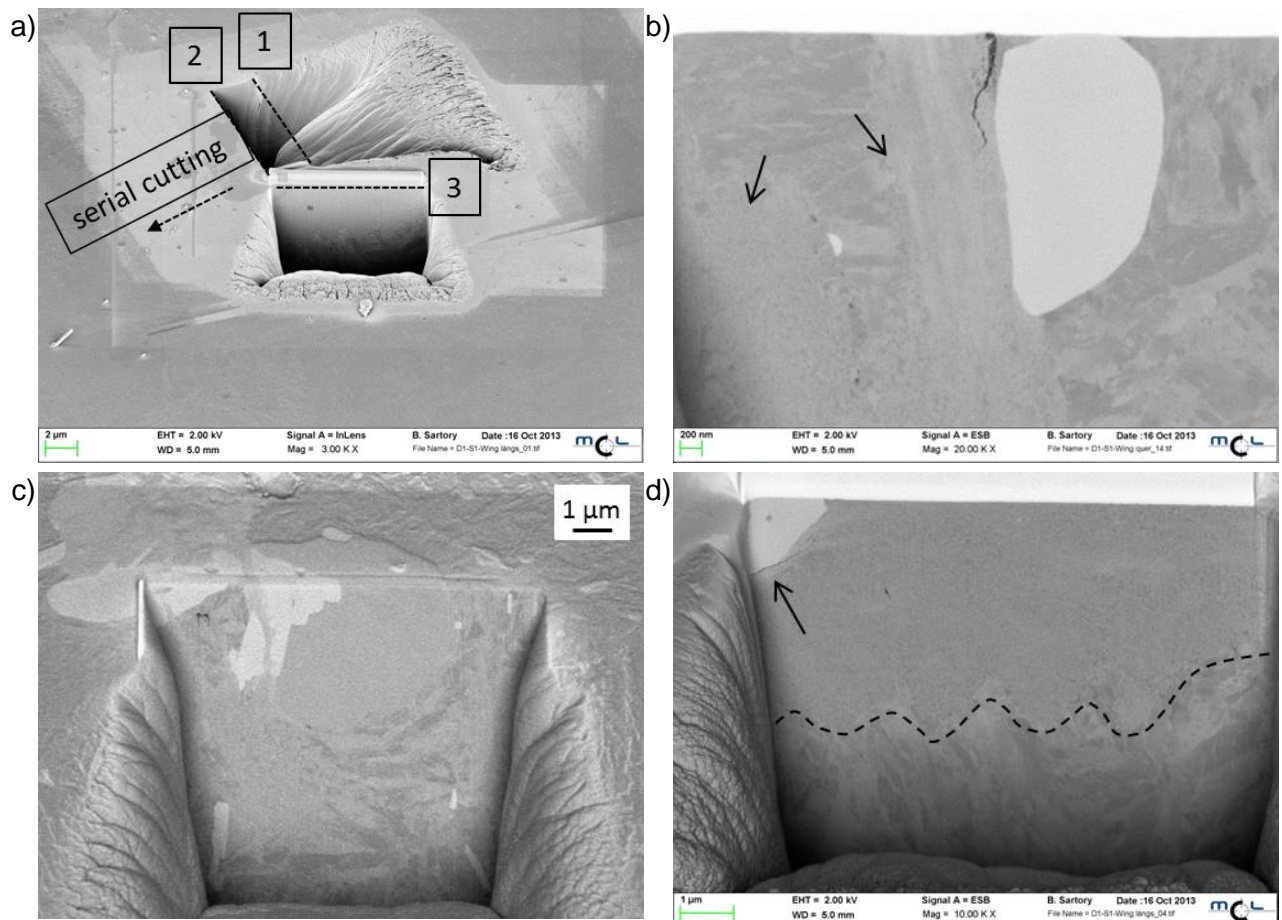


Abbildung 7.21: REM-Gefügebildern nach FIB-Schnitten. Übersicht in Abbildung 7.20 c mit Ansicht auf b) den Schnitt 1, c) den Schnitt 2 und d) den Schnitt 3.

Als abschließende Untersuchung dieses BWs wurde ein sogenannter „serial cutting“-Vorgang durchgeführt, bei dem in knapp 150 Schnitten etwa 9 μm entlang des BWs abgetragen und nach jedem der Schnitte mit somit ca. 60 nm Abtrag ein Gefügebild aufgenommen wurde. Der Start des Vorganges war knapp hinter dem Schnitt 2 und verläuft in den oberen Bereich des BWs (siehe Abbildung 7.20 c). Eine Gefügebildaufnahme mit der für den „serial cutting“-Vorgang entsprechenden Präparierung sowie eine Auswahl an Aufnahmen an aussagekräftigen Positionen ist in Abbildung 7.22 dargestellt. Es ist zu erkennen, dass bereits am Beginn eine Vielzahl an Rissen sowie Poren in und um den BW vorliegen. Zur Mitte hin nach etwa 3.5 μm Abtrag ist eine noch größere Anzahl an Rissen bzw. Rissnetzwerken und Poren erkennbar. In der Mitte liegt eine etwa 2 μm große Pore, in welcher sich durch eine Art Mahlprozess durch die hohen zyklischen Dehnungen kugelige Partikel aus Stahl und Karbiden bildeten. Etwas weiter entfernt von der Mitte nach ca.

4.2 μm Abtrag sind keine Poren mehr vorhanden, aber eine Vielzahl an Mikrorissen und Rissnetzwerken liegt auch hier vor.

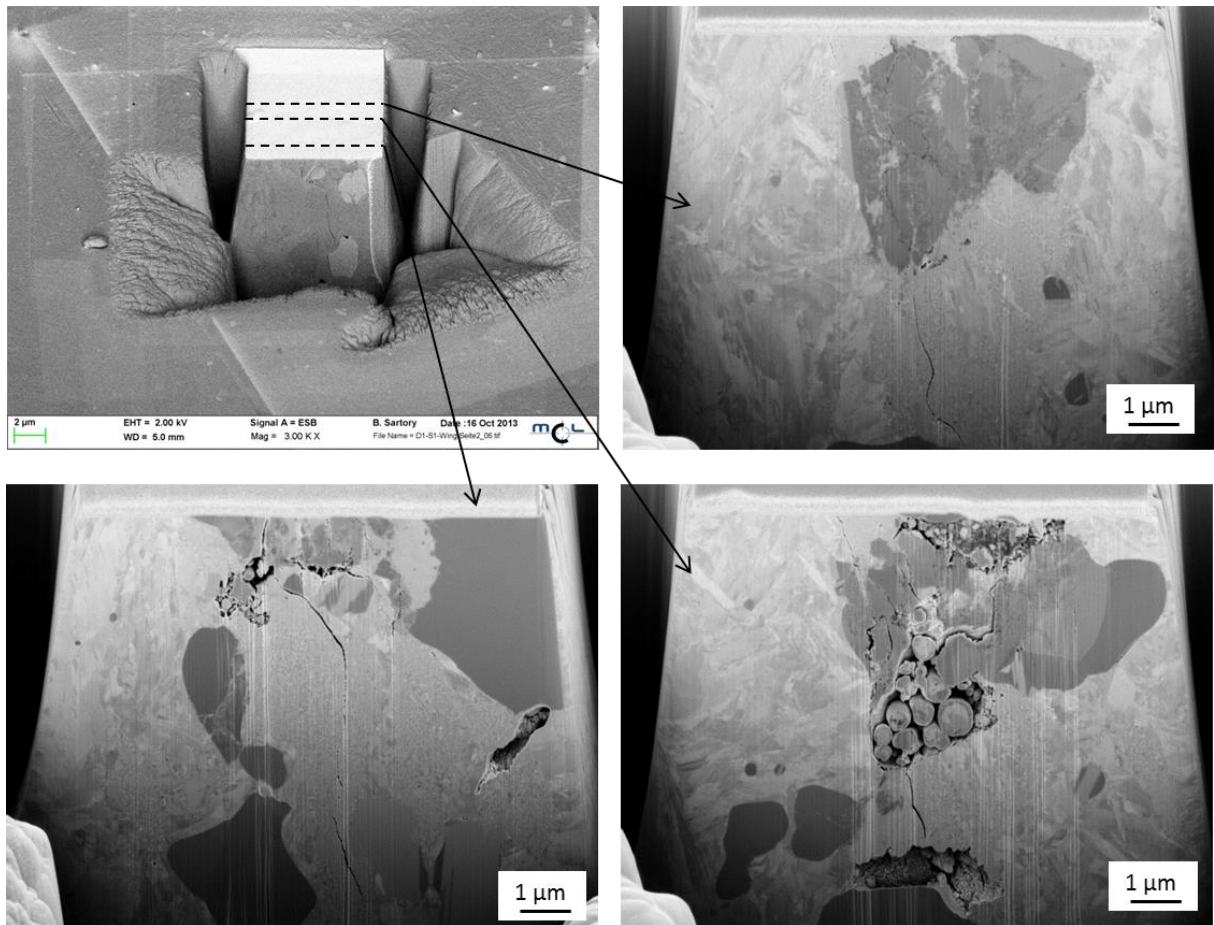


Abbildung 7.22: Auswahl von REM-Gefügebildern eines durchgeführten „serial cutting“-Vorganges mittels FIB Abtrag entlang eines BWs.

Ähnlich zu der Herangehensweise bei der Präparation einer TEM-Lamelle aus dem Bereich der WEA wurde dies für einen BW aus der Charge A nach 6×10^7 Überrollungen durchgeführt, wobei die Entnahmeposition in Abbildung 7.23 a eingezeichnet ist. Die Lamelle wurde entsprechend herausgeschnitten, dass sowohl der BW, die martensitische Matrix sowie MC und M_2C -Karbide mittels TEM untersucht werden können. Eine Kennzeichnung der TEM-Aufnahmen ist in der REM-Aufnahme in Abbildung 7.23 b zu erkennen, wo auch erkennbar ist, dass Poren und teilweise Mikrorisse in dem BW und den Karbiden vorliegen.

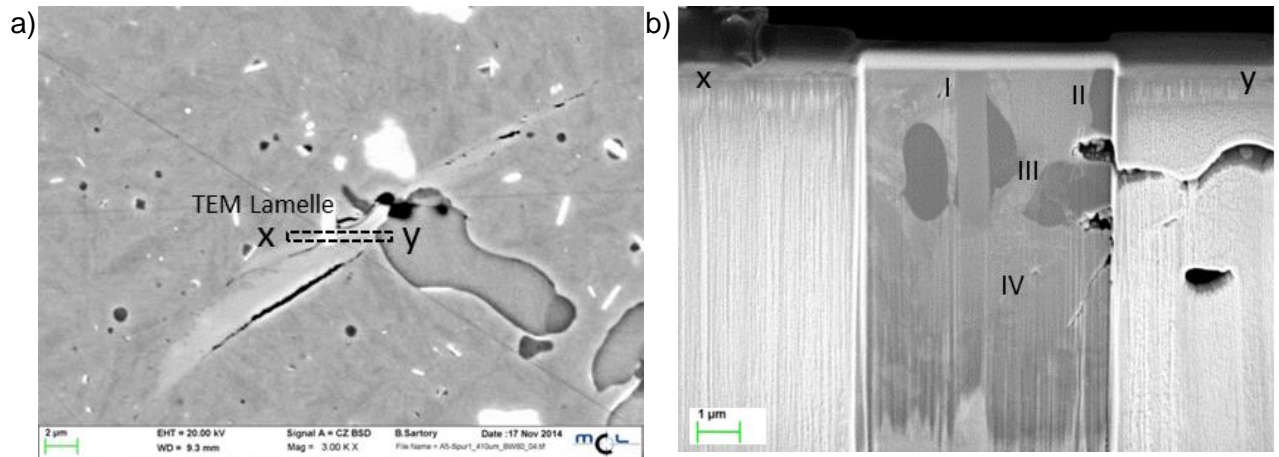


Abbildung 7.23: REM Aufnahmen a) eines BWs mit Markierung der Entnahmeposition einer TEM-Lamelle mittels FIB Präparation und b) Darstellung dieser im REM mit Positionsbezeichnungen der TEM-Aufnahmen.

Der Bereich I, der den BW zwischen Karbiden darstellt, ist in Abbildung 7.24 gezeigt. Es sind hohe vorliegende Spannungen in den Karbiden zu erkennen (dunkle Bereiche in dem MC und M_2C Karbid), eine sehr kleine Korngröße von wenigen nm im BW und auch ein vorliegender Riss bzw. eine teilweise Ablösung des BWs von dem M_2C Karbid zu erkennen. Ein Detail des abgelösten Bereiches ist in Abbildung 7.24 d erkennbar, wobei der Spalt von wenigen nm eventuell auch erst nach dem Freischneiden entstanden sein könnte. An den anderen Grenzflächen in dem Bereich I zwischen Karbiden und BW sind keine Ablösungen erkennbar.

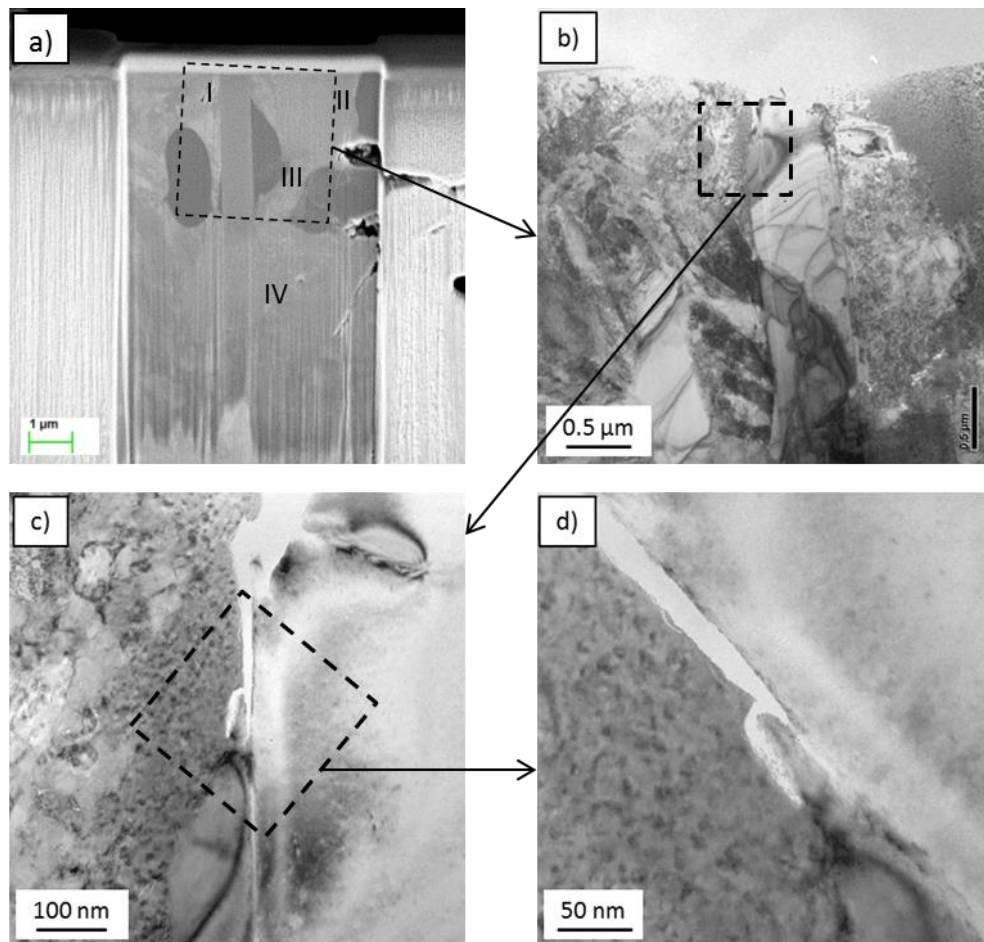


Abbildung 7.24: a) REM-Aufnahme zur Übersicht der TEM-Lamelle und TEM-Aufnahmen von b) dem Bereich I mit c) Grenzfläche zwischen BW und Karbid und d) Detailaufnahme.

Der Bereich II am rechten Rand der TEM Lamelle mit dem Übergang von BW zu MC Karbid ist in Abbildung 7.25 in verschiedenen Vergrößerungen dargestellt, wobei a die Übersicht der REM-Aufnahme, b einen Überblick, c ein Detail des mittleren Bereiches des BWs und d den Übergang von BW zu dem MC Karbid zeigt. Im Überblick ist auch hier ein Bereich von etwa 0.5 μm Größe mit einer porenartigen Struktur zu erkennen (Vergleiche mit Abbildung 7.22) und in den Detailaufnahmen eine extrem feine Struktur des BWs ohne Ablösung vom Karbid.

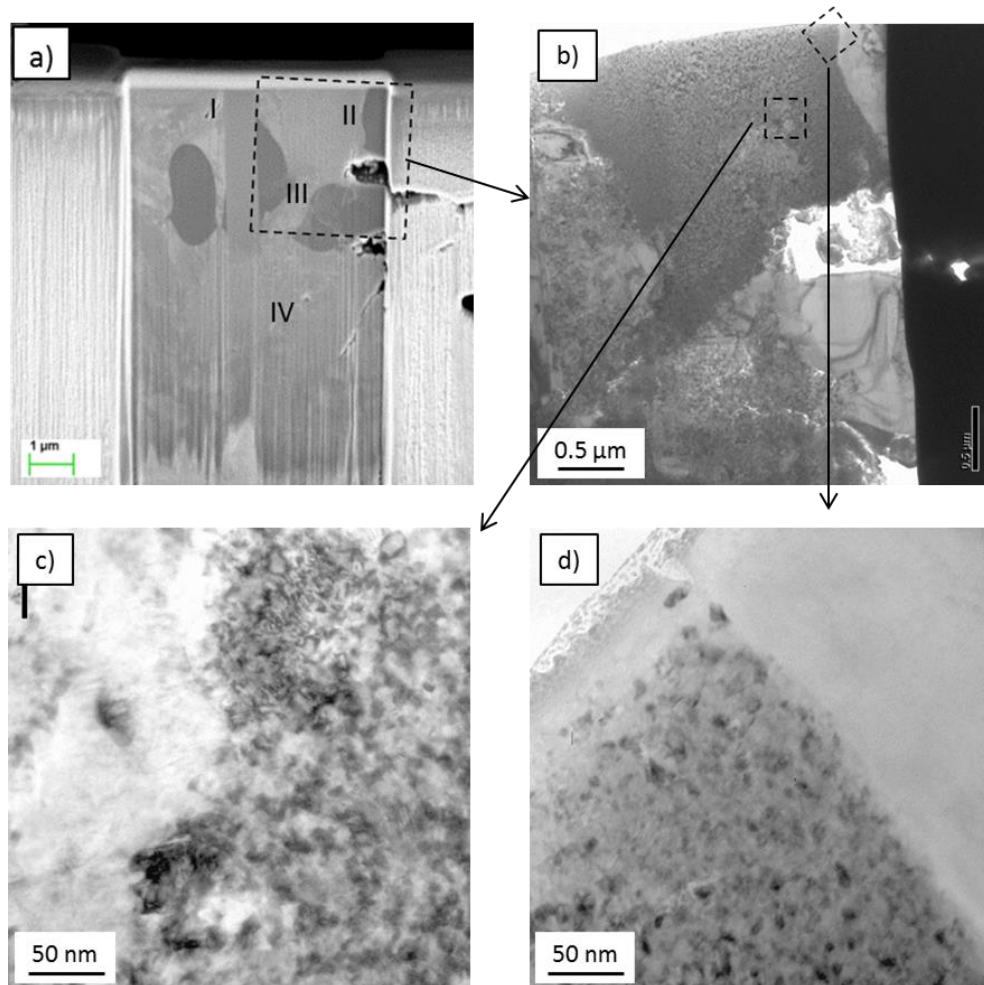


Abbildung 7.25: a) REM-Aufnahme zur Übersicht der TEM-Lamelle und TEM-Aufnahmen von b) dem Bereich II mit Detail c) im Bereich des BWs und d) an der Grenzfläche von BW und Karbid.

Der Bereich III der TEM-Lamelle, der in der Mitte zwischen zwei MC-Karbiden liegt ist in Abbildung 7.26 dargestellt, wobei auch hier in a) die REM-Übersichtsaufnahme, in b) eine TEM-Übersichtsaufnahme, in c) ein Detail und in d) ein Beugungsbild des in b) durch einen Kreis markierten Bereichs dargestellt ist. Wie die sehr feine Struktur vermuten lässt, die bereits in den REM- und TEM-Aufnahmen erkennbar ist, tragen sehr viele Kristallite zur Beugung bei und auch hier liegen dadurch deutliche Kreise im Beugungsbild vor.

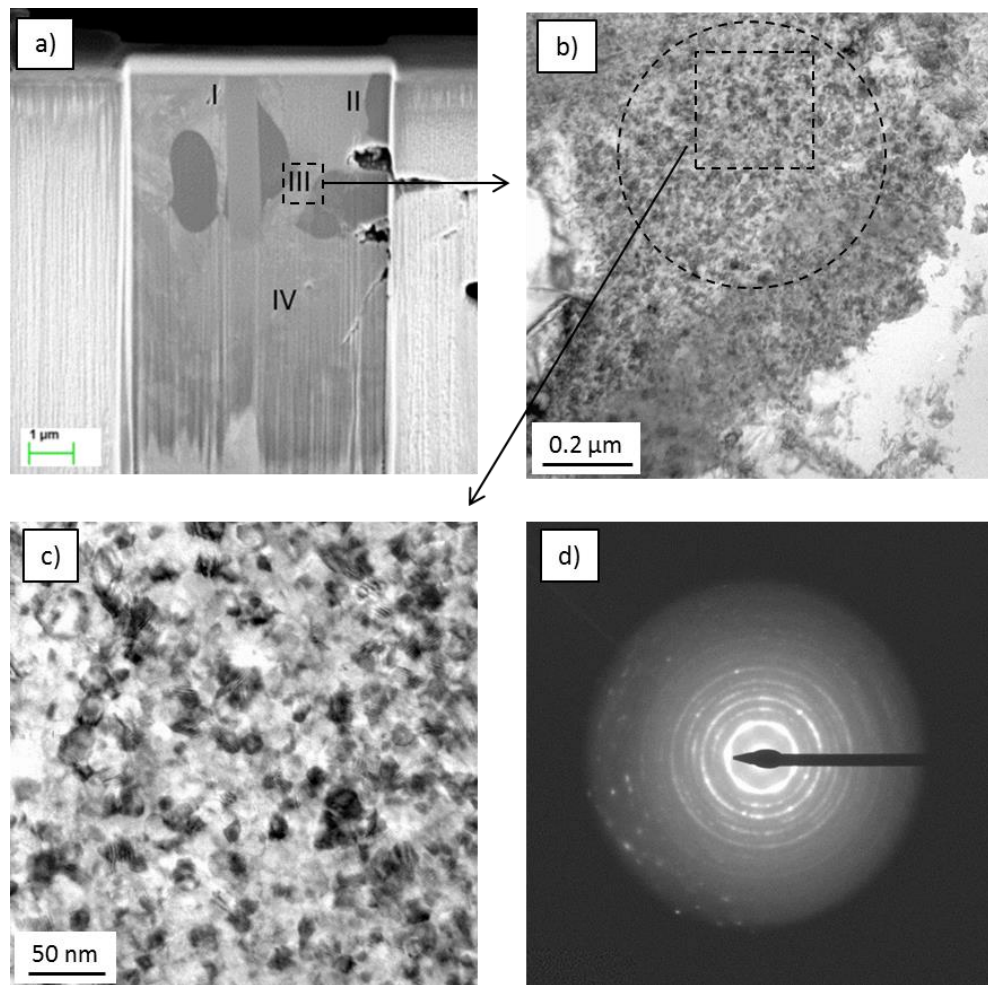


Abbildung 7.26: a) REM-Aufnahme zur Übersicht der TEM-Lamelle und TEM-Aufnahmen von b) dem Bereich III mit Detail c) im Bereich des BWs und d) Beugungsbild des in b) mittels eines Kreises eingezeichneten Bereichs.

Der Bereich IV, dargestellt in Abbildung 7.27, zeigt im Gegensatz dazu den Bereich außerhalb des BWs mit martensitischer Matrix und einem Beugungsbild mit Punkten, die der Orientierung weniger, wenn nicht sogar nur einem einzigen entsprechend großem Kristall entspricht.

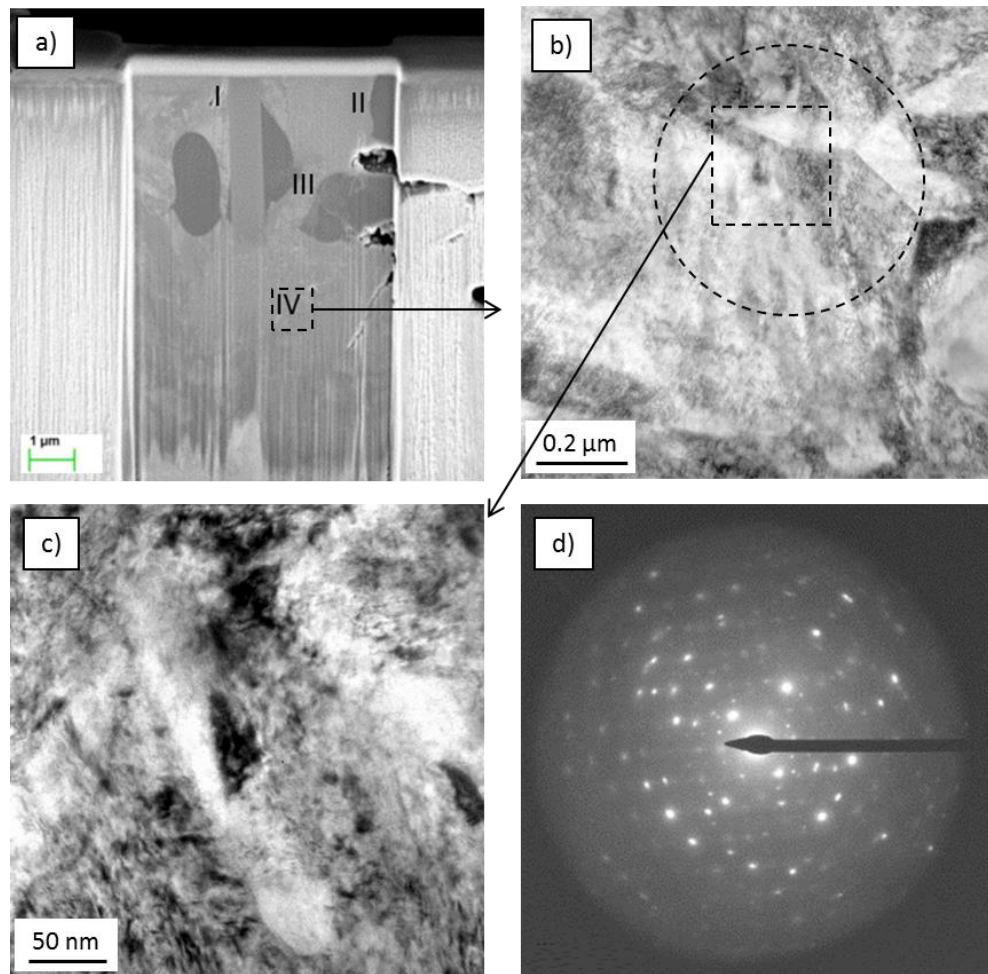


Abbildung 7.27: a) REM-Aufnahme zur Übersicht der TEM-Lamelle und TEM-Aufnahmen von b) dem Bereich IV mit Detail c) im Bereich der Matrix und d) Beugungsbild des in b) mittels eines Kreises eingezeichneten Bereichs.

Als abschließende Untersuchung wurde im Bereich um einen BW ein Härtemapping mit einem Nanoindenter gemacht, wobei eine LIM1 Aufnahme im geätzten Zustand in Abbildung 7.28 a gezeigt ist. Die Auswertung zeigt eine Härte von etwa 12 GPa in der martensitischen Matrix, ca. 16 GPa im BW und 30 GPa in den etwa 10 μm über dem BW vorliegenden Karbiden. Der Härteanstieg im BW liegt hier bei etwa 33% im Vergleich zur martensitischen Matrix, was geringfügig höher als im Anstieg innerhalb der WEA ist (ca. 22%). Diese stärkere Verfestigung kann an der noch feiner rekristallisierten Struktur und auch höheren Versetzungsdichte wegen stärkerer zyklischer Dehnung auf Grund der Spannungsüberhöhung neben den Karbiden liegen. Aber auch hier dürfen die Indentation-Size-Effects nicht vernachlässigt werden, weshalb dieser Vergleich nur als grobe Abschätzung dienen kann.

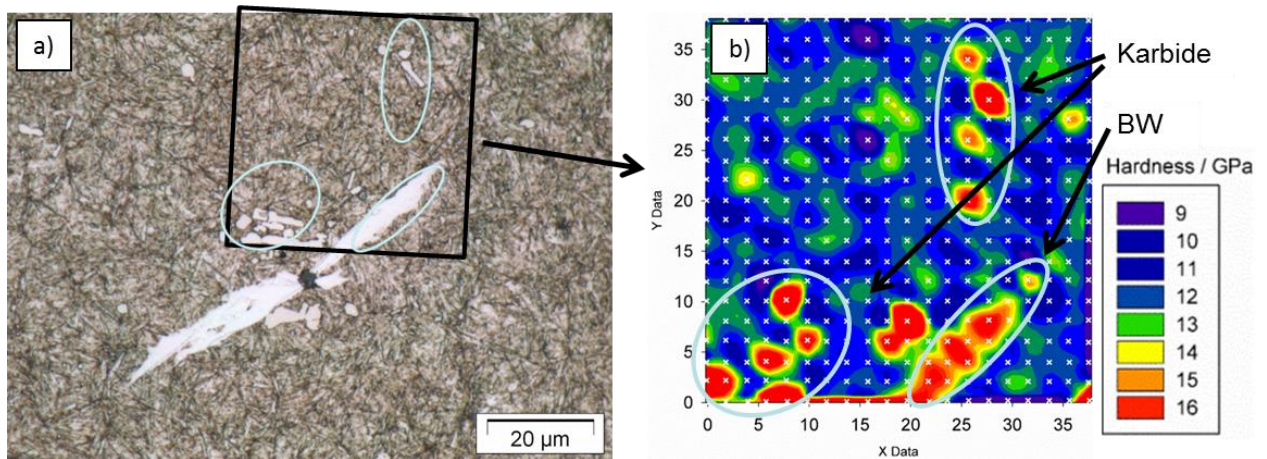


Abbildung 7.28: a) LIM-Scanning Electron Microscopy (SEM) Aufnahme eines BWs und Markierung des Bereiches eines Nanoindenter-Härtemappings und b) Ergebnis des Mappings in Falschfarbendarstellung.

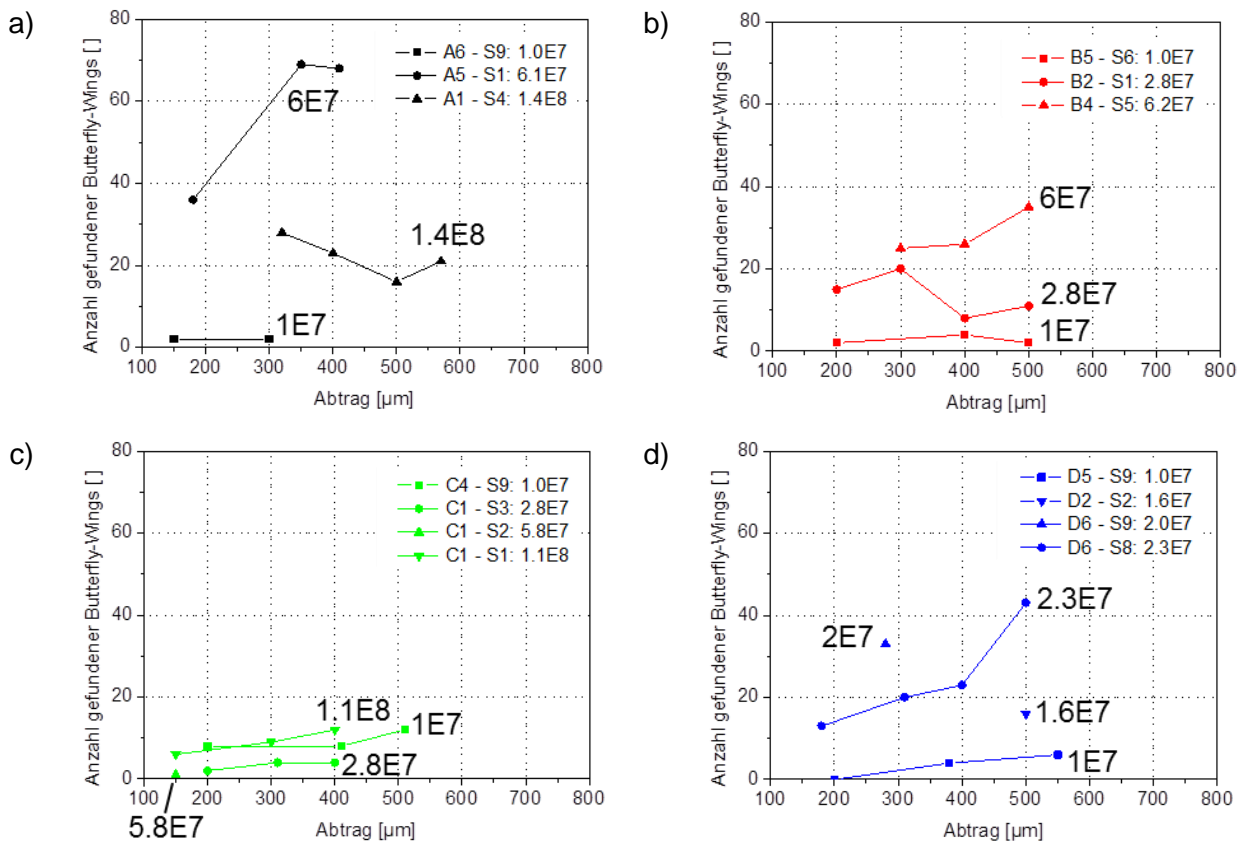


Abbildung 7.29: Auswertungen der Anzahl an BWs nach unterschiedlichem Abtrag sowie verschiedener Überrollungszahl für a) Charge A, b) B, c) C sowie d) D.

Für einen Vergleich der Anzahl von sich ausgebildeten BWs in Abhängigkeit von der Überrollungszahl der vier Chargen erfolgte eine Untersuchung von QS im LIM. Durch ein Schleifen und somit einen axialen Abtrag wurden unterschiedliche Bereiche (Beginn bzw. Rand der Laufspur, Mitte der Laufspur etc.) und dort jeweils der gesamte Umfangsbereich

untersucht. Der Beginn der Laufspur in axialer Richtung wurde hierbei als Bezugspunkt gesetzt und als Abtrag $0 \mu\text{m}$ bezeichnet. Die Auswertung ist in Abbildung 7.29 ersichtlich und zeigt zwar einen tendenziellen Anstieg der Anzahl an BWs mit steigender Überrolldauer sowie Nähe zur Mitte der Laufspur, jedoch sind auch Ausnahmen ersichtlich (siehe Probe A1-S4 in Abbildung 7.29 a). Des Weiteren scheint bei den Chargen B und C eine geringere Neigung zur Ausbildung von BWs vorzuliegen, wobei eine gesicherte Aussage durch die Streuung auf Grund des Zusammenhangs zwischen dem lokalen Aufbau des Gefüges und der vorliegenden Belastung in der jeweiligen Tiefe durch die Überrollung schwierig ist.

In Abbildung 7.30 a) ist die Tiefe unter der überrollten Oberfläche der gefundenen BWs sowie der Winkel der Längsachse zur Laufspur dargestellt. Der in Kapitel 2.1 beschriebene Zusammenhang des Winkels der Hauptschubspannungsachse und der Tiefe ist in den sich ausbildenden BWs nicht erkennbar. Hier dürfte der Einfluss der lokalen Spannungssituation auf Grund der Kerbwirkung an den Karbid-Agglomeraten höher sein, weshalb sich der Winkel der BWs unabhängig von der Tiefe in einem Bereich zwischen etwa 5° und 40° statistisch verteilt. Bei einem Versuch mit Umkehr der Rotationsrichtung konnte ein gekreuzter BW in einer Tiefe von ca. $330 \mu\text{m}$ gefunden werden, wobei der Winkel zur Laufspur jeweils etwa 30° beträgt (siehe Abbildung 7.30 b). Des Weiteren ist zu erkennen, dass die Tiefe in den meisten Fällen nicht mit der Tiefe der Pittings übereinstimmt (etwa $50 - 250 \mu\text{m}$, siehe Abbildung 7.2 a) und diese BWs bzw. an diesen vorliegende Mikrorisse daher nicht an der Pittingentstehung beteiligt sein können. Im Bereich zwischen ca. 50 und $200 \mu\text{m}$ baut sich die WEA auf, weshalb dort durch den hellen Ätzkontrast nach der Nital Ätzung im LIM1 ein Erkennen etwaiger vorliegender BWs nicht möglich ist.

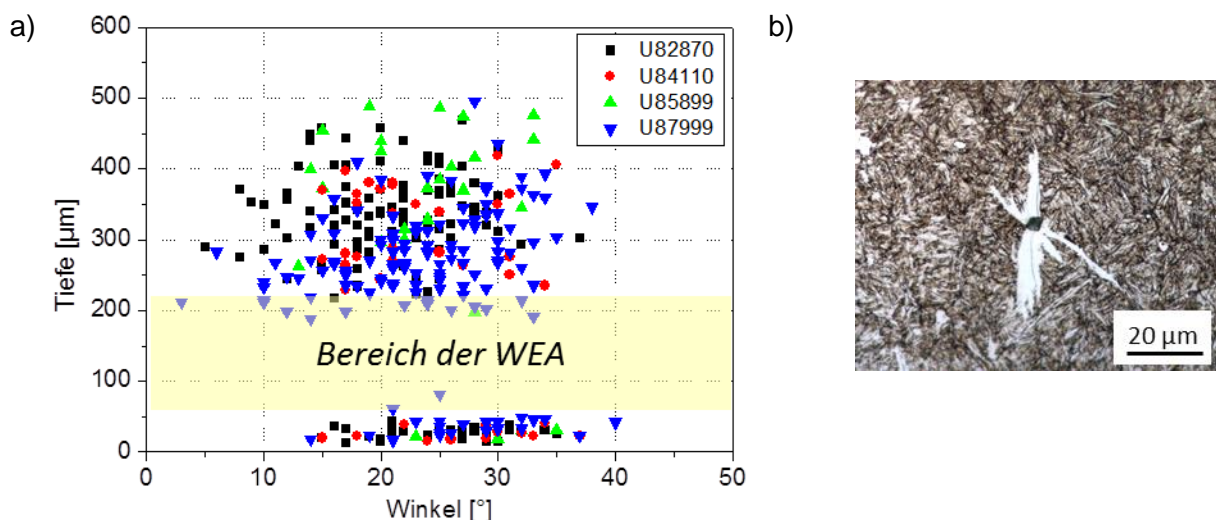


Abbildung 7.30: a) Auswertung der Tiefe und des Winkels zur Laufspur von gefundenen BWs der vier Chargen AISI M50 Stahl nach verschiedener Überrolldauer und b) BW mit vier gekreuzten Flügeln auf Grund des Wechsel der Überrollrichtung.

7.1.3.3 Untersuchung oberflächennaher Bereiche auf Mikrorisse

Stichprobenartig wurden Proben mit hoher Überrollungszahl im Bereich der WEA im REM untersucht, wobei hier keine Schädigungen gefunden wurden, die denen von BWs ähneln (Mikrorisse, sehr begrenzte lokale Gefügeveränderungen mit anderem Aussehen als die WEA). Allerdings wurden die in Abbildung 7.31 dargestellten Schädigungen an bzw. knapp unter der überrollten Oberfläche gefunden, wobei der axiale Abstand in etwa der Mitte der Überrollungsfläche liegt. Bei der Probe mit knapp 7×10^7 Überrollungen der Charge A (a bis d) liegen zusätzlich zum den Ausfall herbeigeführten Pitting an drei weiteren Positionen Risse von der Oberfläche in die Tiefe vor. Vermutlich waren auch hier die Ausgangspunkte Karbide, jedoch kann nicht mit Sicherheit gesagt werden, ob bei weiterer Belastung diese Risse bis zu einer kritischen Länge wachsen und dann ebenso zu einer Pittingbildung führen würden oder nach einer gewissen Länge und Abstand vom spannungsüberhöhend wirkenden Karbid bzw. Karbid-Agglomeraten stoppen. Bei der Probe der Charge C mit etwa 1.4×10^7 Überrollungen (e bis h) ist zum einen ein Riss unter dem Pitting sowie im rechten Bereich des Pittings, welcher sich bei einem Karbid-Agglomerat verzweigt, erkennbar. Zwar könnte dies als Initiator gewirkt haben, aber auch durch die mehrsekündige Nachlaufzeit nach dem Ausbruch des Pittings und Abschalten des RCF-Testers durch die Vibrationsmessung entstanden sein. In einem anderen Bereich der Probe liegt in einer Tiefe von ca. 30 μm ein etwa 20 μm langer Riss vor, der jedoch keine Gefügeänderungen ähnlich der BWs zeigt.

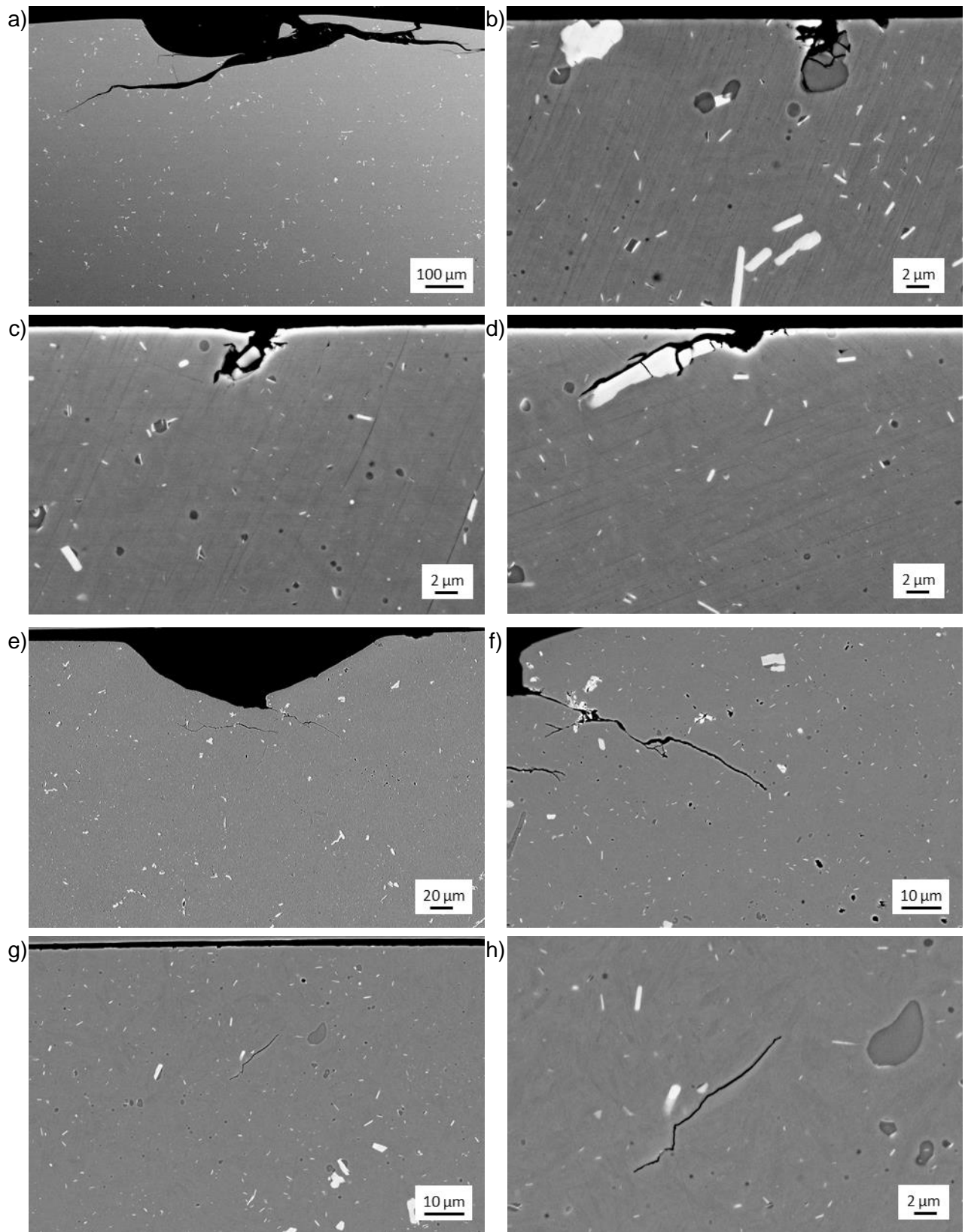


Abbildung 7.31: REM-Gefügeaufnahmen am a) bis d) QS einer RCF-Probe der Charge A nach knapp 7×10^7 Überrollungen mit a) dem Pitting und b) - d) Ausbrüchen sowie Mikrorissen an und knapp unter der Laufspur sowie e) bis h) Charge C nach etwa 1.4×10^7 Überrollungen mit e) und f) dem Pitting sowie g) und h) einem Mikroriss etwa 30 µm unter der Laufspur.

Anschließend wurden auch diese Bereiche an ausgewählten Proben mit derart geringen Überrollungszahlen, so dass sich noch keine WEA ausgebildet hat ($>10^5$), im LIM1 und auch im REM untersucht. Ebenso konnten hier keine BWs gefunden werden. Somit wird in diesem Bereich vermutlich die „globale“ Umwandlung des Gefüges mit der Entstehung der WEA in der spezifischen Tiefe unter der Laufspur stattfinden, noch bevor sich BWs entwickeln können.

Durch Untersuchungen im REM von Proben mit Abtrag durch Ion-Slicing konnten Poren bzw. Mikrorisse in Bereichen knapp unter der Laufspur ($<100\ \mu\text{m}$) gefunden werden. Beispiele solcher Schädigungen sind in Abbildung 7.32 und Abbildung 7.33 für Charge A nach 10^5 bzw. für Charge C nach 10^6 Überrollungen zu erkennen.

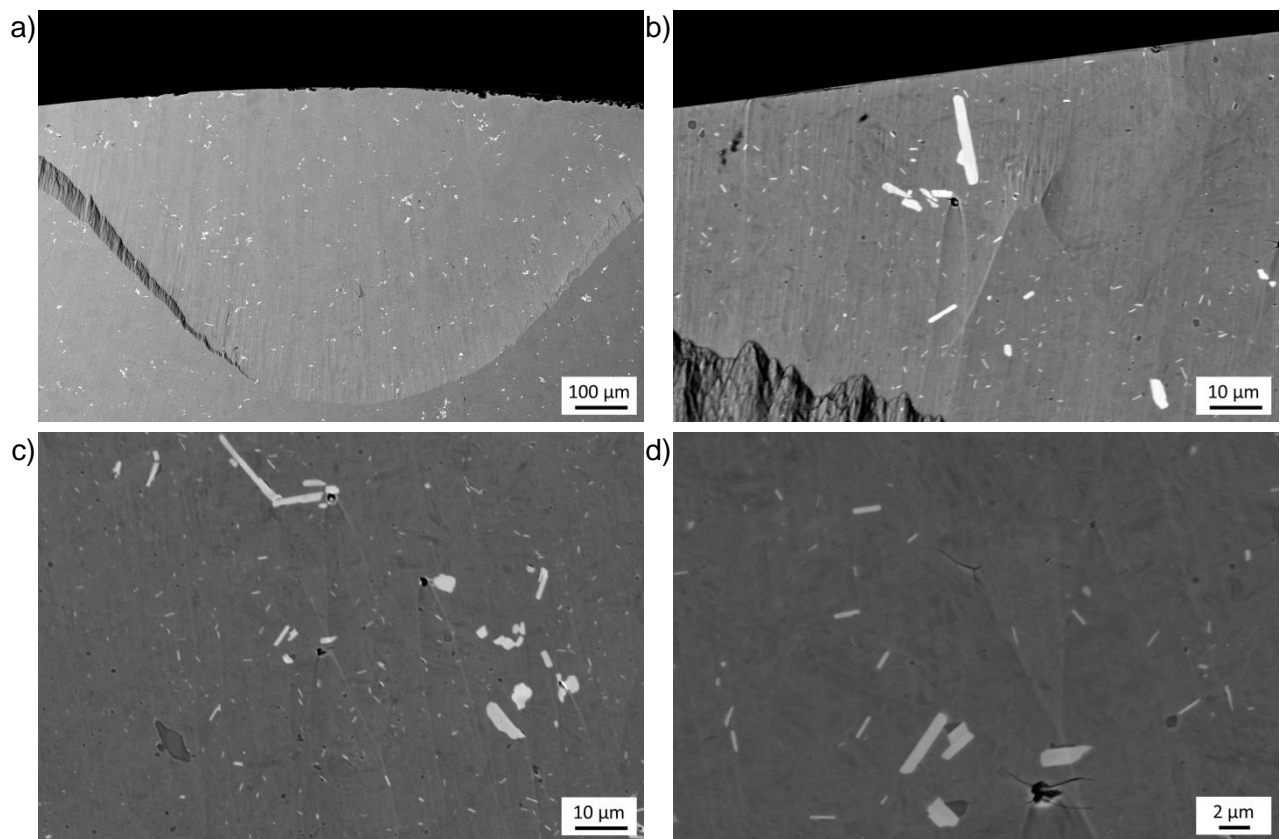


Abbildung 7.32: REM-Gefügebildernach Ion-Slicing an einem QS einer RCF-Probe der Charge A mit 10^5 Überrollungen mit a) einer Übersichtsaufnahme, b) einem Bereich ca. $20\ \mu\text{m}$ unter der Laufspur mit einem Mikroriss und einer Pore an Karbiden sowie c) mehrerer Poren und Mikrorissen mit d) Detail in etwa $70\ \mu\text{m}$ Tiefe.

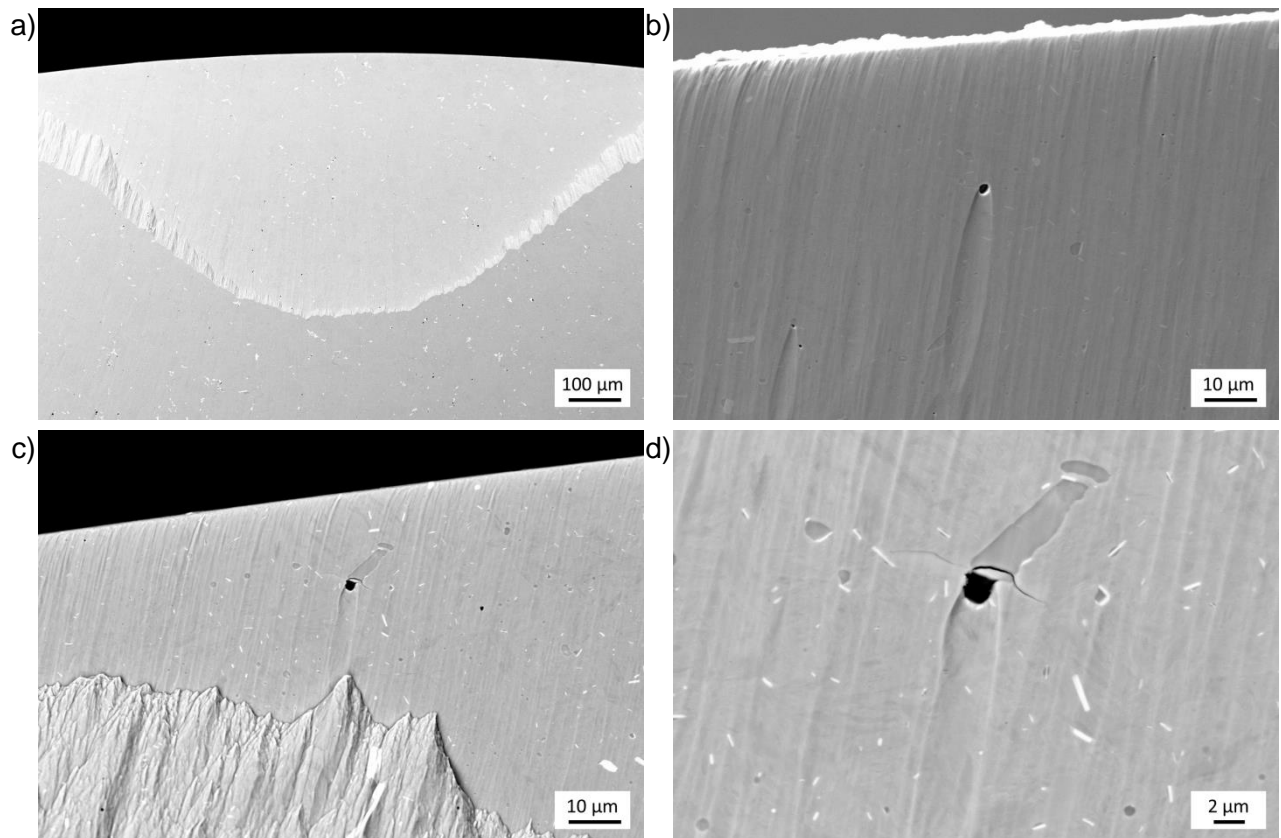


Abbildung 7.33: REM-Gefügeaufnahmen nach Ion-Slicing an einem QS einer RCF-Probe der Charge C mit 10^6 Überrollungen mit a) einer Übersichtsaufnahme, b) einer Pore ca. 30 µm unter der Laufspur sowie c) einer Poren und einem Mikroriss an einem Karbid in ca. 20 µm Tiefe und d) Detail des Bereichs.

7.1.4 FEM-Analyse der Risswachstumsfähigkeit

Eine Abschätzung der Risswachstumsfähigkeit an BWs wurde mittels der „virtual crack method“ (siehe Kapitel 4.5) in Tiefen von 100 bis 450 µm für Risslängen von 6 bis 25 µm durchgeführt. Eine Untersuchung von Poren und Rissen in noch geringerer Tiefe unter der Laufspur ist wie bereits beschrieben aus numerischen Gründen als problematisch anzusehen. Da keine R-Kurve für AISI M50 vorliegend ist, wurde diese vom sich vermutlich ähnlich verhaltenden Werkstoff BEG S390 bei einer Härte von 60.8 HRC herangezogen (siehe Abbildung 7.34). Hierbei liegt der intrinsische Schwellwert bei etwa 2 bis 3 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ und der Langrisschwellwert bei knapp über 7 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.

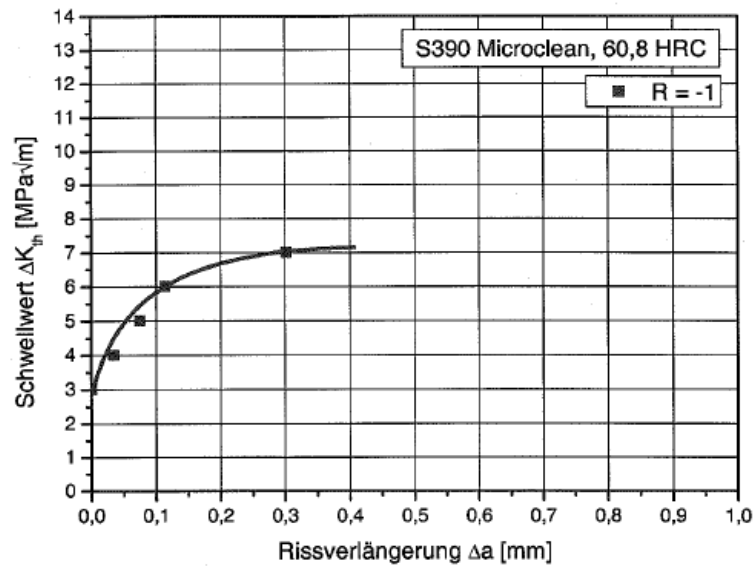


Abbildung 7.34: R-Kurve des Werkstoffes S390 microclean von BEG, welcher als Abschätzung für AISI M50 herangezogen wurde [63].

In Abbildung 7.35 sind die Normal- und Schubspannungsverläufe zum Zeitpunkt des dritten Überrollvorganges mit dem Mittelpunkt des Wälzkörpers direkt über dem „mittlerem“ Kontaktpunkt des Zylinders (siehe Abbildung 4.8 b) für das globale FE-Modell dargestellt. Hier sind zusätzlich zu den Ergebnissen mit elastisch-plastischer Berechnung in grau jene, einer linear-elastischen ergänzt wurden. Hierbei zeigt sich, dass der Verlauf der maximalen Schubspannung τ_{45} , welche sich aus der halben Differenz von S22 und S11 ergibt, in Folge der Plastizität deutlich abgeflacht ist und der Maximalwert mit 0.56 a zu 0.66 a etwas näher an der Oberfläche liegt. Der Wert a ist hier die große Halbachse der elliptischen Berührungsfläche. Ebenso ist ersichtlich, dass bei der Untersuchung durch das FE-Submodell mit 100 bis 450 μm Tiefe der Bereich der höchsten Schubspannungen abgedeckt wird.

Das Ergebnis des berechneten Eigenspannungsaufbaus in tangentialer Richtung nach den drei Überrollungen (entlasteter Zustand) für das Globalmodell, das Submodell im Bereich von 25 μm bis 500 μm mit den Poren in den Tiefen von 100 μm (Pore 1), 250 μm (Pore 2) und 450 μm (Pore 3) und an BoR-Proben gemessene Eigenspannungen nach 10^4 Überrollungen sind in Abbildung 7.36 dargestellt. Im Globalmodell herrschen in einer Tiefe von etwa 50 bis knapp 600 μm Druckeigenspannungen. Die Simulation des Submodells zeigt, dass sich an den Grenzflächen der Poren zur Matrix jedoch eine Verminderung der Druckspannungen ergibt, welche bei der Pore 1 etwa 200 MPa, bei der Pore 2 etwa 150 MPa und bei der Pore 3 etwa 50 MPa geringer sind. Der Bereich mit größerer Druckeigenspannung bei der Pore 1 und 2 bzw. geringerer Druckeigenspannung bei der Pore 3 darf nicht berücksichtigt werden, da es sich hierbei um ein Diskretisierungsproblem

handelt, da der leere Raum der Pore keine Eigenspannungen enthalten kann. Der Vergleich mit den gemessenen Eigenspannungen (strichlierte Linie) zeigt eine qualitative Übereinstimmung, auch wenn sich die Höhe der Spannung zum Teil unterscheidet und auch die knapp an der Oberfläche vorliegenden fertigungsbedingten Eigenspannungen nicht erfasst sind. Für die Poren bei 100 μm ist die Abweichung jedoch gering.

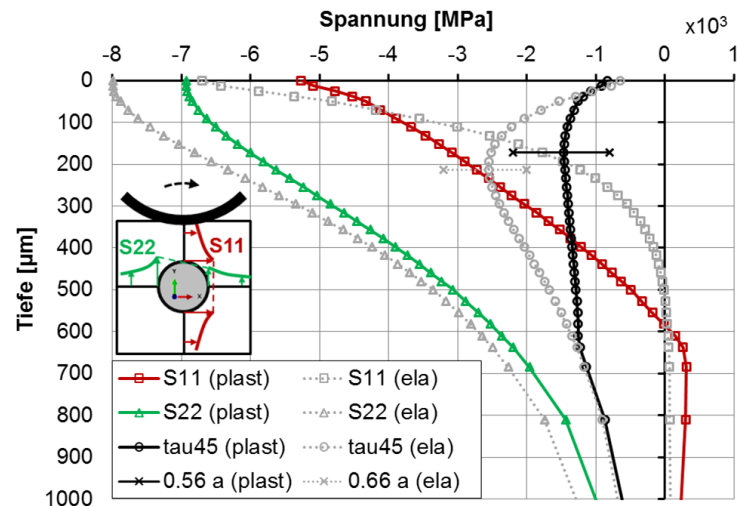


Abbildung 7.35: Spannungsverläufe zum Zeitpunkt der dritten Überrollung im FE-Globalmodell im elastisch-plastischen Fall verglichen mit linear-elastischem Verhalten (grau).

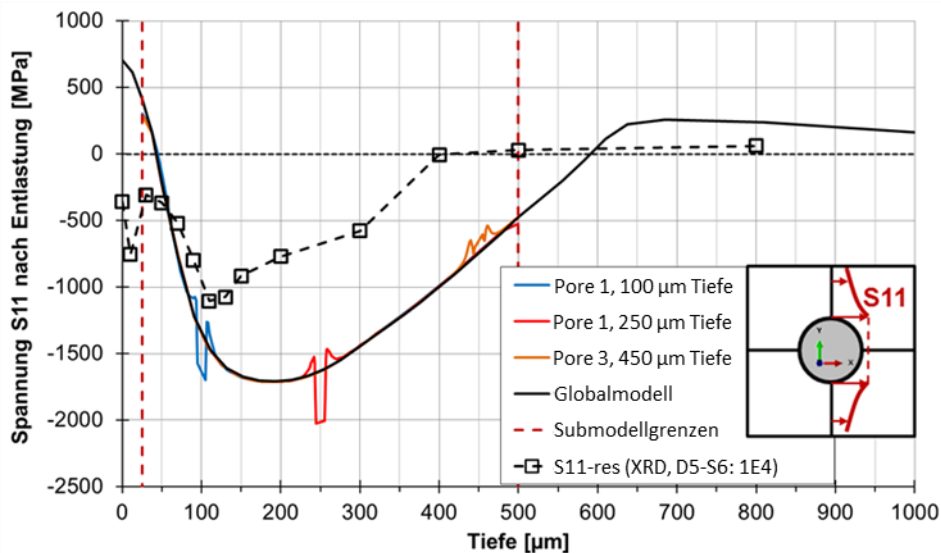


Abbildung 7.36: Vergleich der Tiefenverläufe der Eigenspannungen in tangentialer Richtung für das Global-, Sub-FE-Modell sowie mittels XRD an einer gelaufenen RCF-Probe gemessen.

In Abbildung 7.37 sind die radialen Eigenspannungen im Bereich von $\pm 50 \mu\text{m}$ in x-Richtung um die in unterschiedlicher Tiefe modellierten Poren während (Kugelmittelpunkt auf mittlerem Kontaktpunkt des Zylinders in Abbildung 4.8 b) bzw. nach der dritten Über-

rollung (entlasteter Zustand) dargestellt. Es zeigt sich, dass hier zu den global vorherrschenden Druckspannungen auf Grund des Hertz'schen Kontakts an den Grenzflächen zu den Poren zusätzliche Druckeigenstressungen entstehen (siehe Abbildung 7.37 a). Diese führen zu plastischen Deformationen in radialer Richtung, weshalb nach der Überrollung Zugeigenstressungen in diesen Bereichen vorliegen (siehe Abbildung 7.37 b). Es zeigt sich, dass mit geringer Abhängigkeit von der Tiefe diese in ca. 2 bis 4 μm Abstand abgebaut werden bzw. sich auf Grund des notwendigen Ausgleichs anschließend ein kleiner Bereich mit Druckeigenstressungen ausbildet. Auch hier ist die angezeigte Eigenstressung im Bereich um $\pm 5 \mu\text{m}$ auf ein Diskretisierungsproblem der FEM-Simulation zurückzuführen, da innerhalb der Pore keine Eigenstressungen vorliegen können.

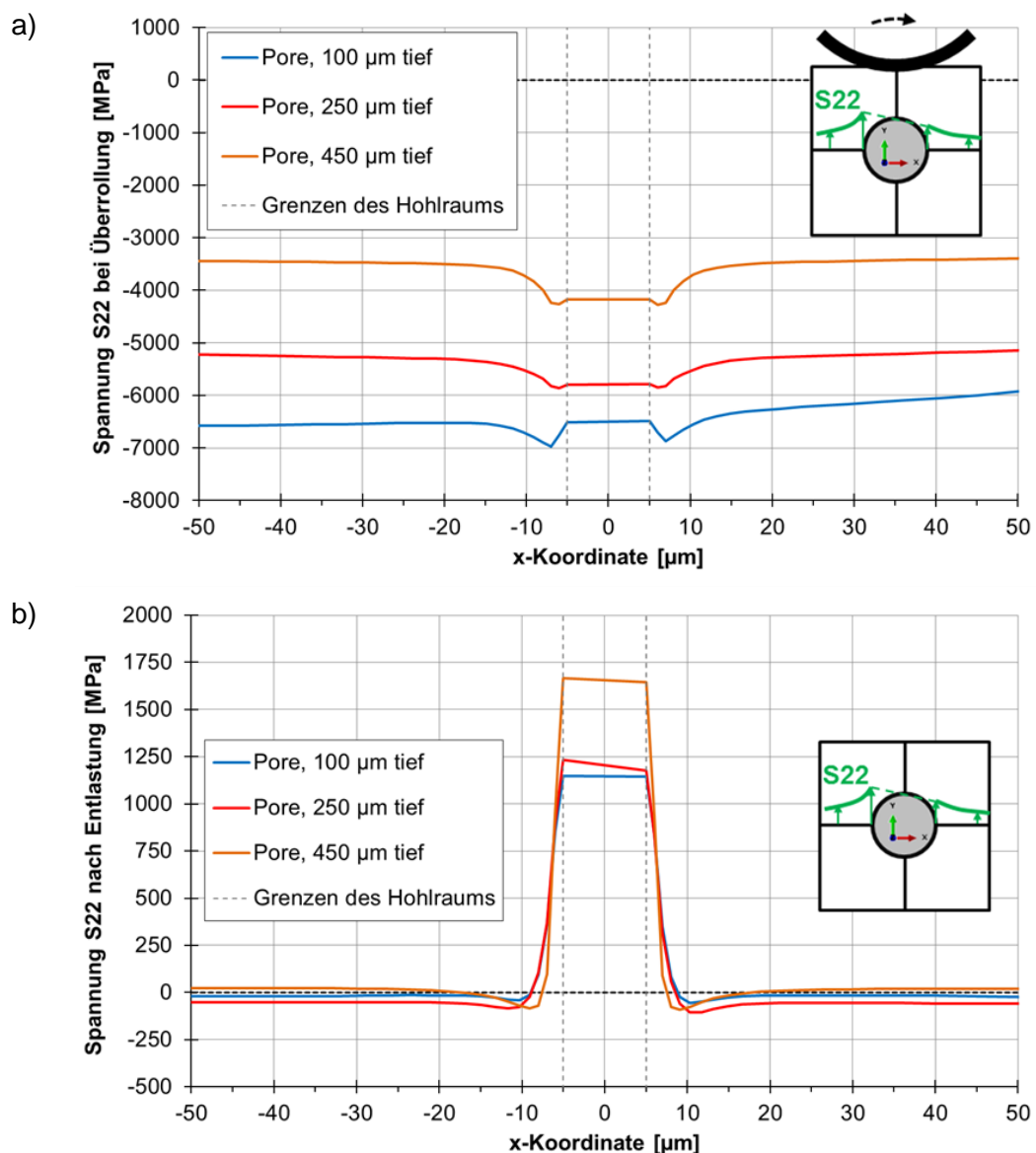


Abbildung 7.37: Eigenstressung in radialer Richtung im Bereich um Poren in unterschiedlichen Tiefen unter der Laufspur a) während und b) nach der dritten Überrollung.

Die Ergebnisse der mit Hilfe der „virtual crack method“ modellierten tangentialen Risse mit Längen von 6 μm bis zu 45 μm an den Poren in 100, 250 sowie 450 μm Tiefe sind in Abbildung 7.38 dargestellt. In der ersten Simulation war es auf Grund der Elementgröße des FEM-Modells nicht möglich, kleinere Risse als 10 μm Länge zu simulieren. Da sich für die Risse an der Pore in 450 μm die höchsten Werte für K_{max} ergaben (grüne Linie mit Dreiecken), wurde hier auch eine Simulation mit einem feiner vernetzten Modell durchgeführt (grüne Linie mit Kugeln). Es zeigt sich, dass nur bei Risslängen $< 8 \mu\text{m}$ (inkl. 5 μm Porenradius) der intrinsische Schwellwert von $2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ überschritten wird. Da bei längeren Rissen zum einen K_{max} abnimmt und zum anderen der Risswachstumswiderstand zunimmt (R-Kurve), können nur kurze Risse initiiert werden und das Wachstum kommt nach wenigen μm zum Stillstand. Da bei den anderen Tiefen der SIF noch schneller abnimmt, wurde hier auf die Simulation eines feiner vernetzten Modells verzichtet, da mit einem sehr ähnlichen Ergebnis zu rechnen ist.

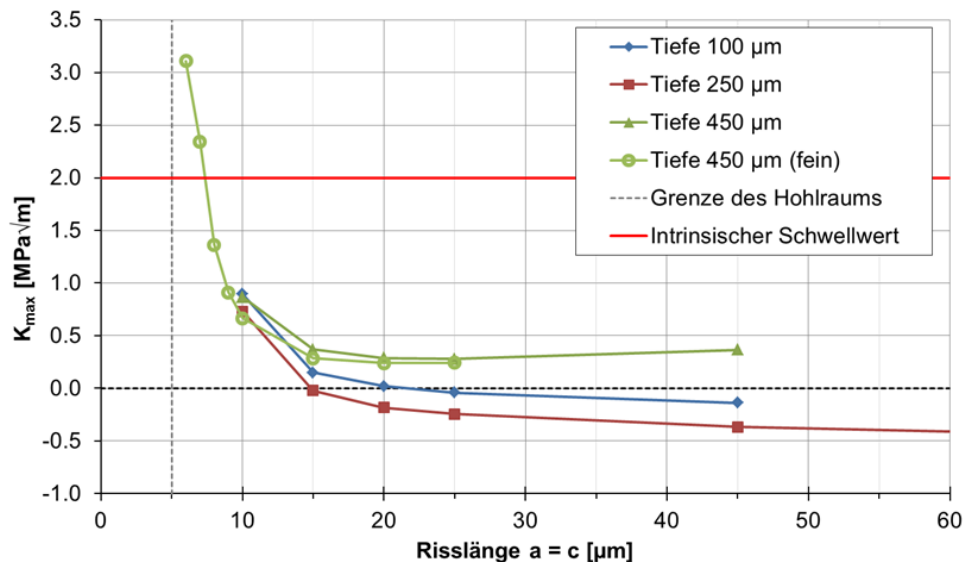


Abbildung 7.38: Auswertung des maximalen Spannungsintensitätsfaktors K_{max} für verschieden lange mit Hilfe der „virtual crack method“ modellierten Rissen an Poren unterschiedlicher Tiefe unter der Laufspur von BoR-Proben.

7.2 Untersuchung der Lager aus den Lagerprüfstandtests

Aus den drei Chargen A, B und C wurden von der Fa. FAG Lager für Lagerprüfstandtests gefertigt, welche ebenso dort mit einer Belastung von 3,8 GPa Hertz'scher Pressung durchgeführt wurden. Eine Auswahl an geprüften Lagern wurde an das MCL geliefert, um einen Vergleich der Schädigungsphänomene durchführen zu können. Der Aufbau und eine schematische Skizze der Kontaktsituation der mit Axial- und Radialkraft belasteten Schrägkugellager, bestehend aus dem Außenring (AR), Innenring (IR), Käfig sowie 12 Wälzkugeln, ist in Abbildung 7.39 dargestellt.

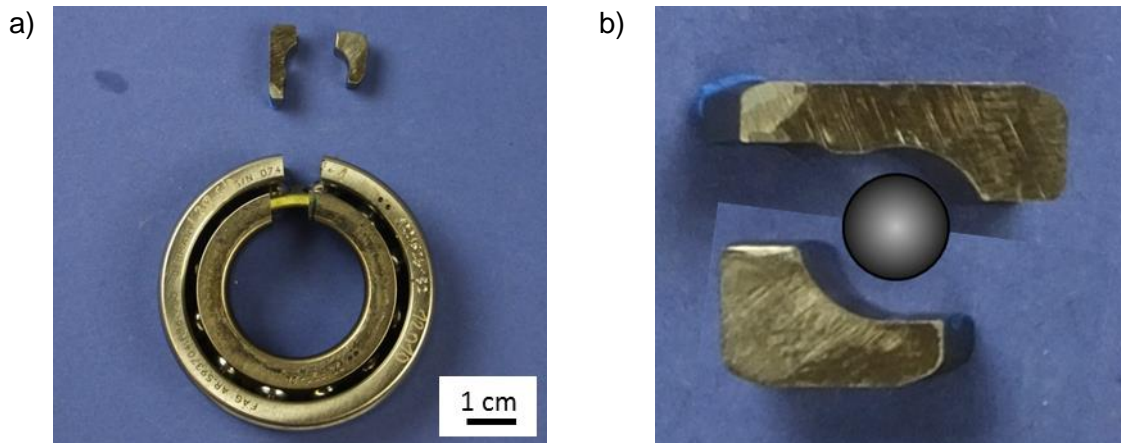


Abbildung 7.39: a) Aufbau und Art der Probenentnahme für QS aus den Kugellagern der Lagerprüfstandstests und b) schematische Kontaktsituation zwischen Innenring (unten), Außenring (oben) und Wälzkugel.

7.2.1 Bestimmung der Lebensdauer und Untersuchung der Pittings

Da nur von zwei bzw. drei geprüften Lagern die Daten verfügbar waren, ist eine Bestimmung der L_{10} -Werte für die Lagerprüfstandstests nicht möglich. Eine Auflistung der Betriebsdauern sowie der jeweiligen Versagensursache ist in Tabelle 7.1 ersichtlich. Die Untersuchung der Pittingtiefen mittels Konfokalmikroskopie ergab Tiefen zwischen ca. 100 und 200 μm (siehe Abbildung 7.40) und diese sind somit sehr ähnlich zu denen in den BoR-Test. Ebenso sind die Ausdehnungen der Pittings mit etwa 1 bis 2 mm in einem gleichen Größenbereich.

Tabelle 7.1: Übersicht der an das MCL gelieferten geprüften Lager aus Lagerprüfstandsuntersuchungen bei FAG.

Charge	Serien-Nr.	Versagen	Betriebsstunden
A	107	Ja (IR-Pitting)	759.8 h
	111	Ja (Kugel-Pitting)	968.9 h
	117	Ja (IR-Schälung, AR Eindruck)	64.0 h
B	146	Ja (IR-Pitting)	76.2 h
	147	Nein (Testabbruch)	397.4 h
C	73	Ja (IR-Pitting)	423.7 h
	74	Nein (Testabbruch)	1000.0 h
	81	Nein (Testabbruch)	561.0 h

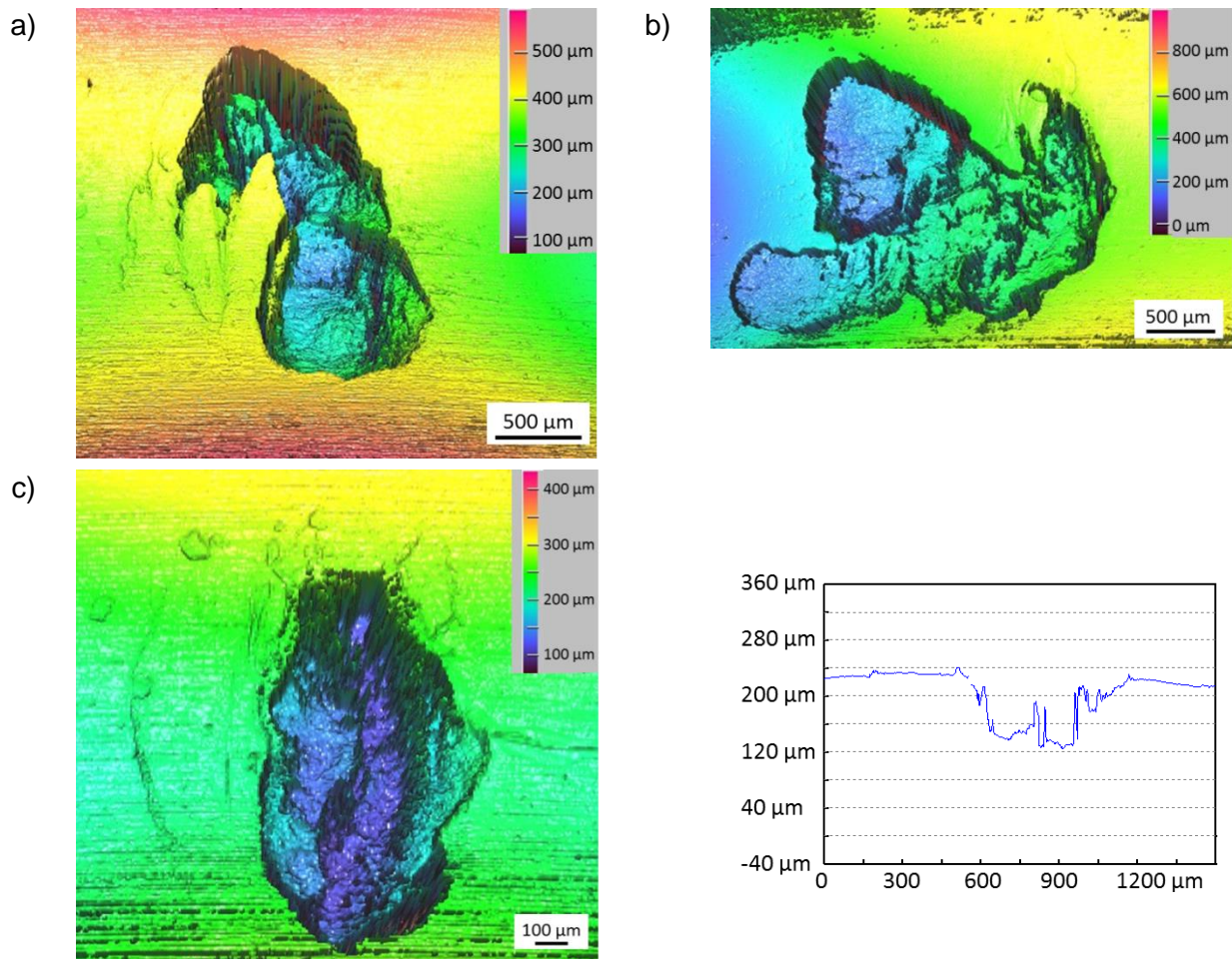


Abbildung 7.40: Profilometrien mittels Konfokalmikroskop an Pittings an IR geprüfter Lager a) 73 (Charge C), b) 117 (Charge A), c) 146 (Charge B) und d) Beispiel eines Linienscans durch die Mitte des Pittings in c).

7.2.2 Untersuchung der Gefügeveränderungen („WEA“, „BW“)

Bei der Untersuchung in den Lagerprüfstandtests ist nicht nur durch die andere Kontaktbedingung bei Schrägkugellagern mit Unterschieden zu den BoR-Tests zu rechnen, sondern auch durch die Überlagerung von Axial- sowie Radialkräften. Hier wirkt die Hertz'sche Pressung auf den stillstehenden AR nicht gleichmäßig, sondern es liegt auf den Umfang gesehen eine Position mit einem Maximum bzw. einem Minimum vor (siehe Abbildung 7.41 d), weshalb ohne die Kenntnis der Einbausituation ein Vergleich der WEA an den AR nicht möglich ist.

Bei den zwei QS an den AR der Charge C, welche auf Grund der Unkenntnis der Einbausituation an einer zufälligen Stelle wie in Abbildung 7.39 dargestellt entnommen wurden lag vermutlich eine ausreichend hohe Belastung vor, dass sich dort eine WEA ausbildete (Abbildung 7.41 a und b). Im Gegensatz dazu konnte bei dem QS von Charge A (Abbildung 7.41 c) mit ähnlich hoher Überrollungsdauer wie die Probe in Abbildung 7.41 a

keine WEA gefunden werden. Hier wird der Bereich vermutlich nahe an dem Minimum der Belastung gelegen sein. Der gelb strichlierte eingezeichnete Bereich an den drei QS dient der Vergleichbarkeit, ist jeweils gleich groß und an derselben Position der Laufspur eingezeichnet. In Abbildung 7.41 d) ist der schematische Verlauf der Belastungssituation mit dem Minimum in der oberen und Maximum in der unteren Position ist gezeigt.

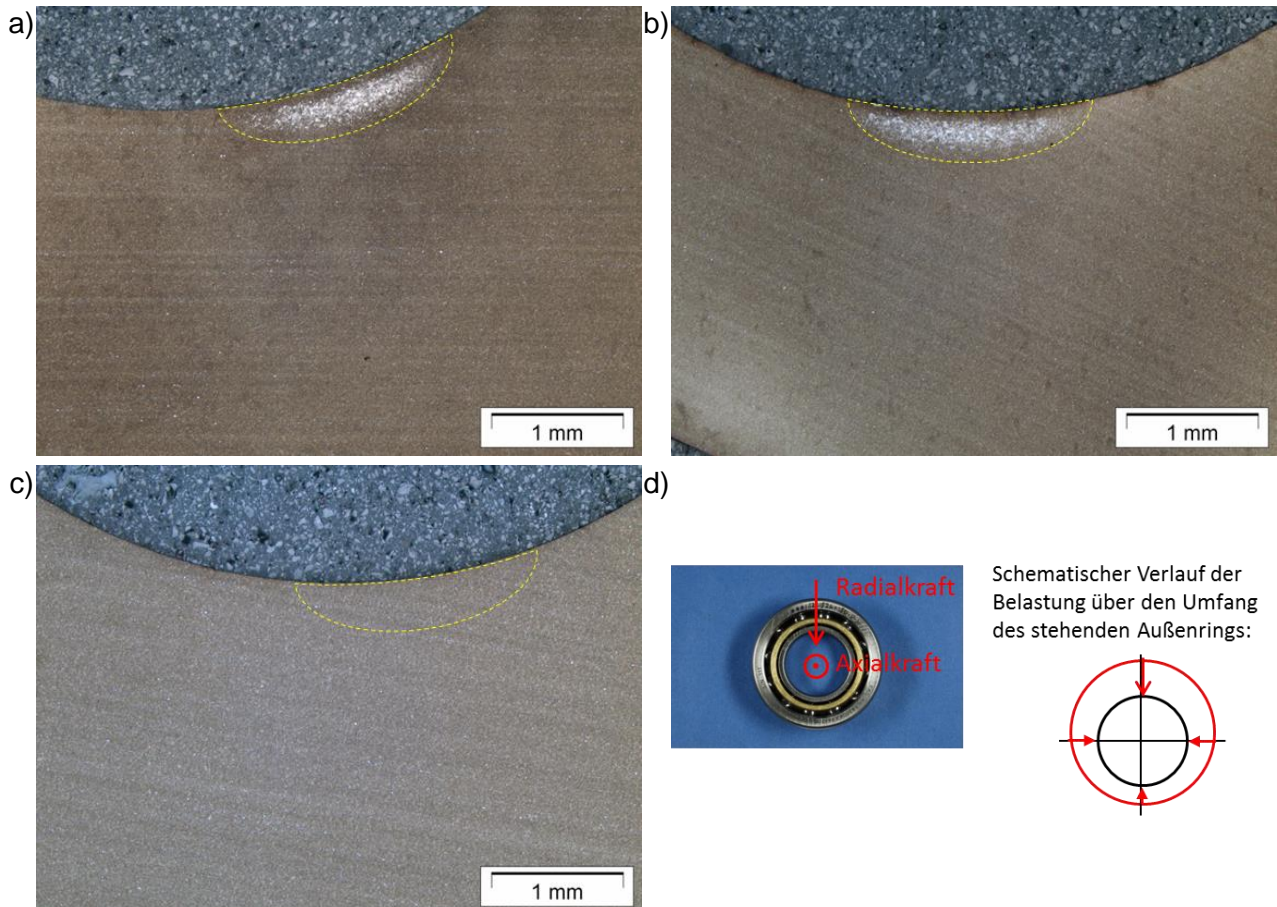


Abbildung 7.41: Gefügeschliffe entsprechend der in Abbildung 7.39 dargestellten Entnahme an Außenringen von Lagern aus Lagerprüfstandtests von Lager a) 74 mit 1000 h (Charge C), b) 81 mit 561 h (ebenso C), c) 111 mit 969 h (A) und d) Schema der Belastungssituation an den stillstehenden AR.

An den in Abbildung 7.42 gezeigten IR der drei Lagern, welche auf Grund der Rotation über den Umfang gleichmäßig belastet werden, ist ein Vergleich der WEA möglich. Wie bereits bei den BoR-Proben ist auch hier die Ausdehnung der WEA bei den drei Chargen sehr ähnlich, nur der Kontrast ist im mittleren Bereich bei dem Lager 74 mit 1000 h geringfügig höher, gefolgt von dem von Lager 111 (969 h) und 81 mit nur 561 h. Ebenso ist hier die gelbe Markierung im jeweils selben Bereich der Laufspur mit einer identen Größe, um die optische Vergleichbarkeit zu verbessern.

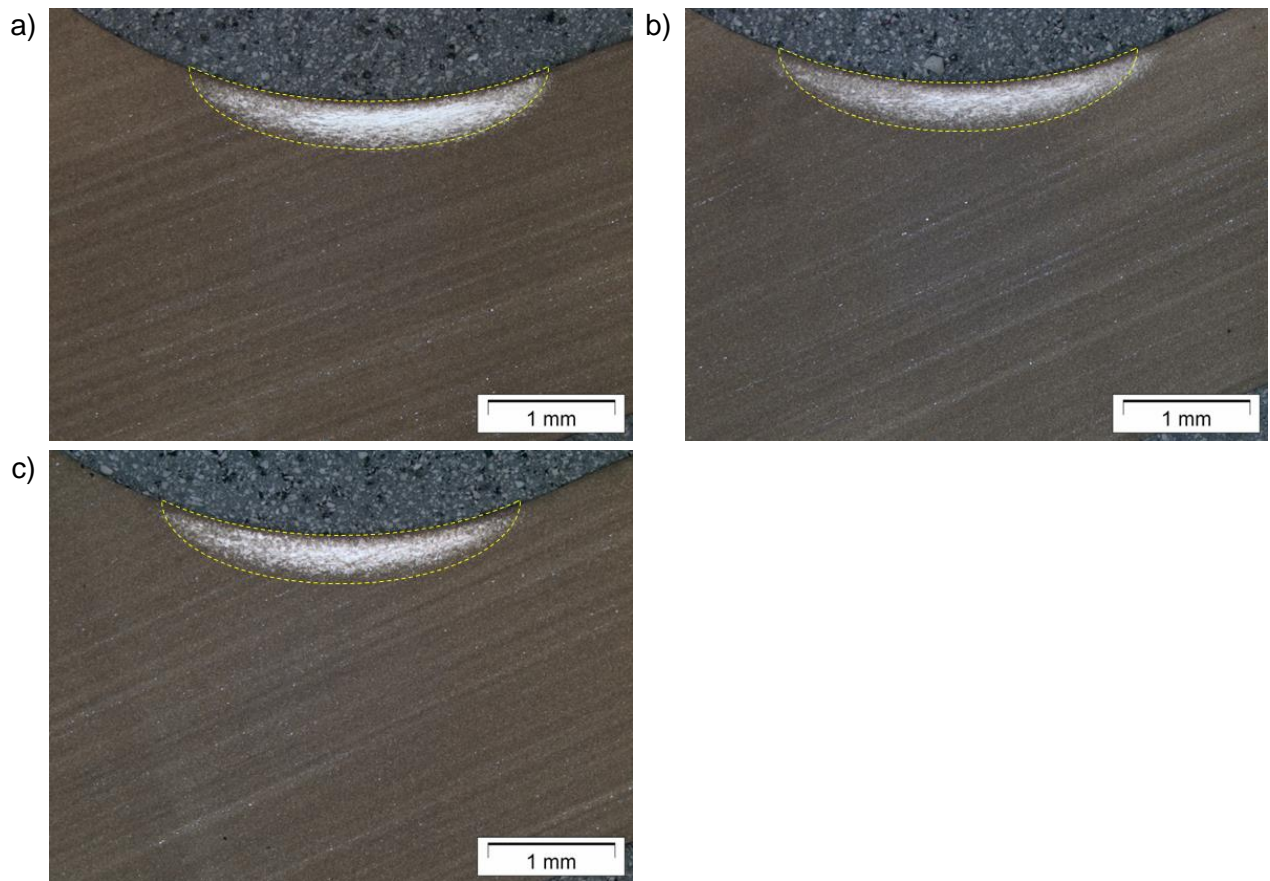


Abbildung 7.42: Gefügeschliffe an Innenringen von Lagern aus Lagerprüfstandtests von Lager a) 74 mit 1000 h (Charge C), b) 81 mit 561 h (ebenso C) und c) 111 mit 969 h (A).

In weiterer Folge wurden Härteverläufe an den QS der IR angefertigt, um zu untersuchen, ob sich auch hier eine Verfestigung wie bei den BoR-Proben einstellt oder Unterschiede innerhalb der Chargen erkennbar sind. Ein Vergleich an den AR wurde auf Grund der zuvor beschriebenen Situation der nicht konstanten Belastung über den Umfang nicht durchgeführt. Für die Bestimmung der Härte wurden Eindrücke mit HV0.2 gesetzt, wobei jeweils zwei Verläufe unter der Laufspur im Tiefenbereich ca. 60 bis 1000 μm gemessen wurden. Hierdurch soll der Einfluss etwaiger Karbide an oder knapp unter der Oberfläche ausgeschlossen werden. Wie in Abbildung 7.43 dargestellt, zeigt sich hier im Bereich der WEA von etwa 40 bis 300 μm keine Veränderung der Härte, sondern sie pendelt bei allen drei Lagern unabhängig von der Tiefe zwischen knapp 800 und 900 HV0.2.

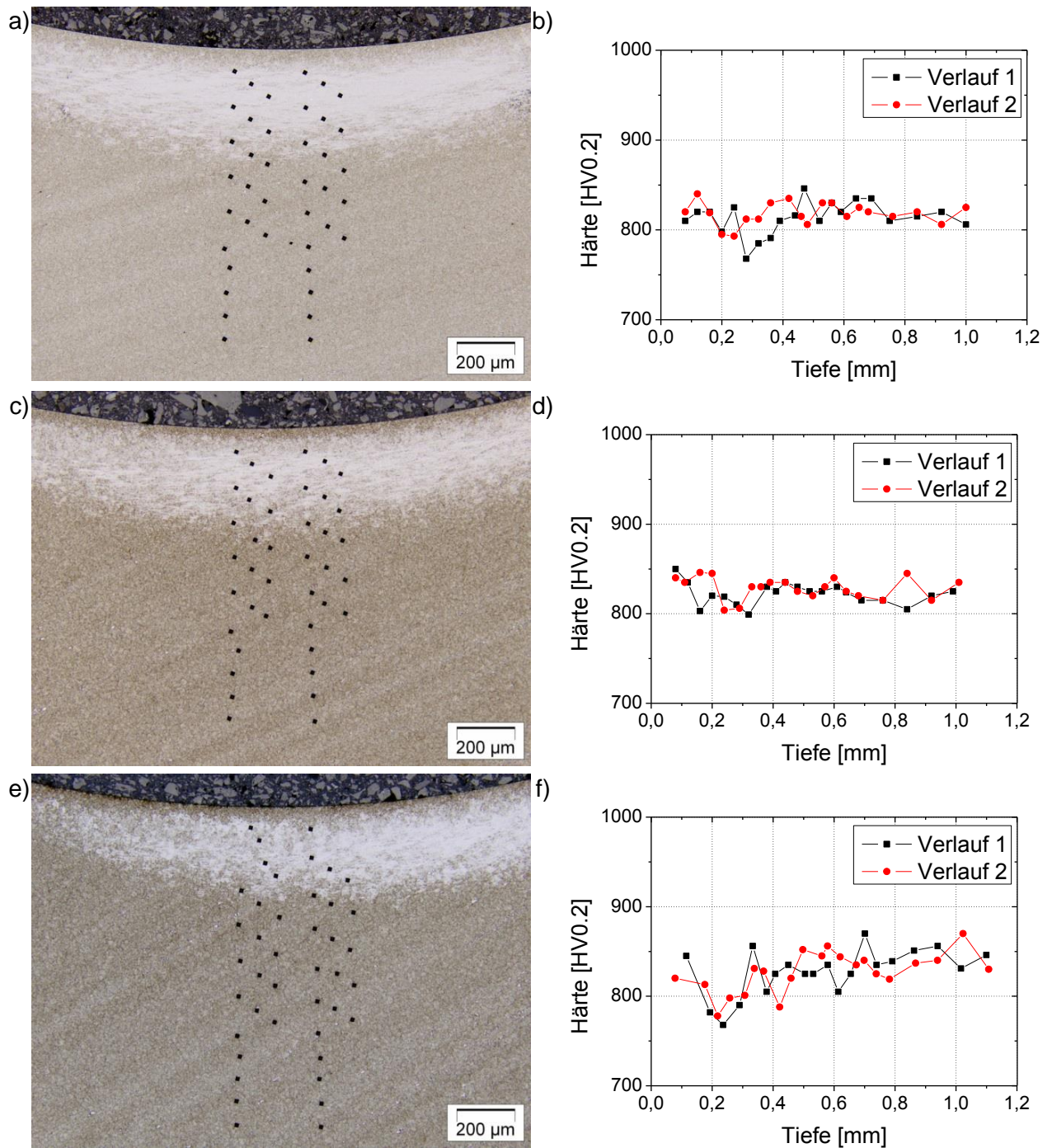


Abbildung 7.43: Gefügeaufnahmen an nach der Härtemessung geätzten QS von IR und Auswertung der Härteverläufe über die Tiefe für a) und b) Lager 74, c) und d) Lager 81 sowie e) und f) Lager 111.

Für eine genauere Untersuchung der Ausprägung der WEA sowie auf etwaig vorliegende BWs wurden Längsschliffe an ausgewählten IR aller drei Chargen wie in Abbildung 7.44 gezeigt angefertigt. Um einen guten Vergleich zu bekommen, wurden die jeweils am längsten gelaufenen Lager jeder Charge sowie ein nur kurz gelaufenes der Charge A

untersucht. Zusätzlich wurde an dem 969 h gelaufenen der Charge A ein EBSD Mapping an vergleichbaren Positionen wie dem an der RCF-Probe durchgeführt.

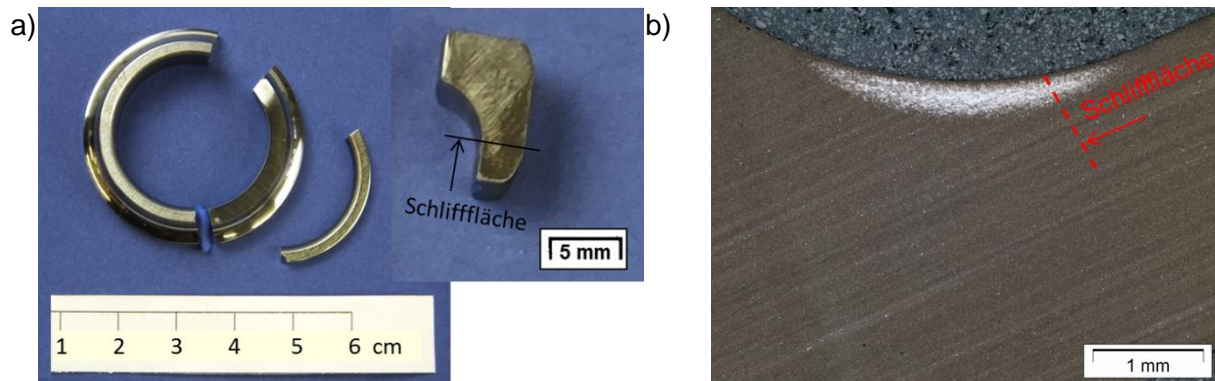


Abbildung 7.44: Skizze der Präparation von LS an den Lagern aus Lagerprüfstandsuntersuchungen.

Bei der Untersuchung des Lagers 117 mit nur 64 h Laufzeit zeigt sich bereits eine ausgeprägte WEA mit diffusem Aufbau in einer Tiefe von ca. 40 bis 270 μm , jedoch sind hier keine BWs im Bereich über oder unter der WEA erkennbar (siehe Abbildung 7.45). Weiße Bereiche im Bereich nahe der Laufspur bzw. knapp unterhalb der WEA sind grobe Karbide und keine BWs. Anders ist der Aufbau der WEA bei Lager 111, das ebenso aus der Charge A gefertigt, jedoch 969 h gelaufen ist. Wie in Abbildung 7.46 dargestellt, ist hier die WEA in einer Tiefe von ca. 50 bis 300 μm deutlich mit WB erkennbar, die einen Winkel von etwa 34° zur Laufspur aufweisen. Des Weiteren liegt eine Vielzahl an BWs nahe der Laufspur, aber auch in Tiefen von bis zu 400 μm vor, die ebenso einen Winkel von etwas über 30° zur Laufspur aufweisen.

Aus dem Vergleich dieser zwei Gefügeschliffe lässt sich somit ableiten, dass es hier erst nach einer gewissen Laufzeit zur Entwicklung der WB mit einem definierten Winkel zur Laufspur kommt und ebenso die Ausbildung von BWs eine gewisse Inkubationszeit benötigt, welche höher als die für den ersten Aufbau der WEA ist. Ebenso zeigt sich der Unterschied zum BoR-Test, in dem auch nach langer Überrolldauer nur eine diffus ausgeprägte WEA vorliegt. Die Ursache hierfür liegt vermutlich in der veränderten Kontaktsituation der Schrägkugellager. Im Gegensatz zu den BoR-Tests, welche eine achsparalleler Laufbahn haben, liegt bei Schrägkugellagern hier eine gebogene Fläche vor, was wie in Kapitel 2.2.1 beschrieben zu einer größeren Kontaktfläche mit höheren lokalen Gleitanteilen und anderer Kinematik des Schmierstoffes führt. Aus diesem Grund sind hier höhere Schubspannungen und eine höhere Reibung zu erwarten, was wie beschrieben eine Verdrehung der Hauptschubspannung bewirkt und dadurch zur Ausbildung der WB unter 30° nach längerer Überrolldauer führen könnte.

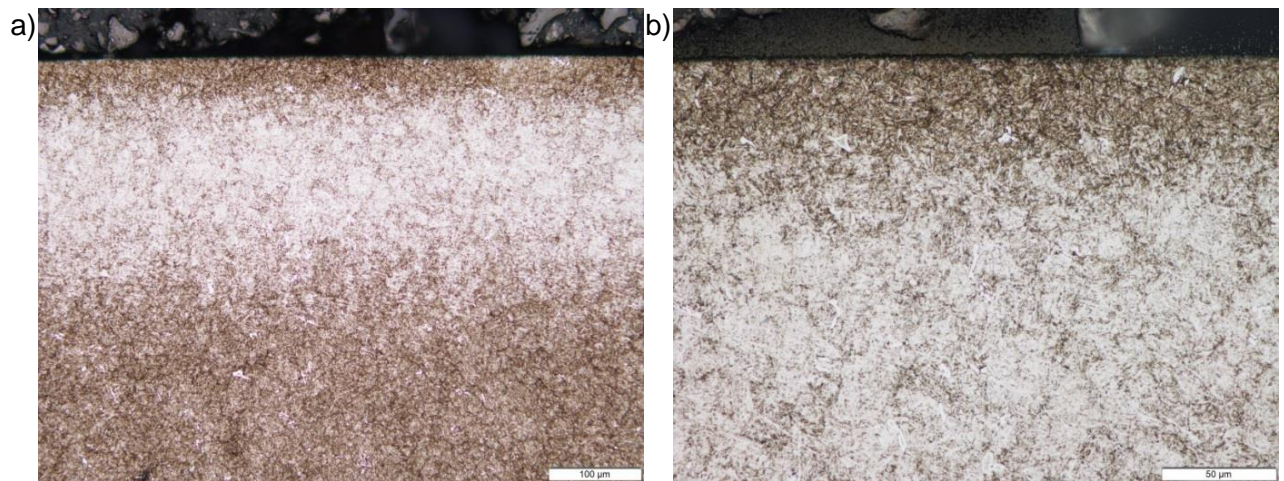


Abbildung 7.45: Gefügeaufnahmen am LS des IR von Lager 117 mit 64 h Laufzeit (Charge A) mit a) Übersicht und b) Detail der Laufspur sowie WEA.

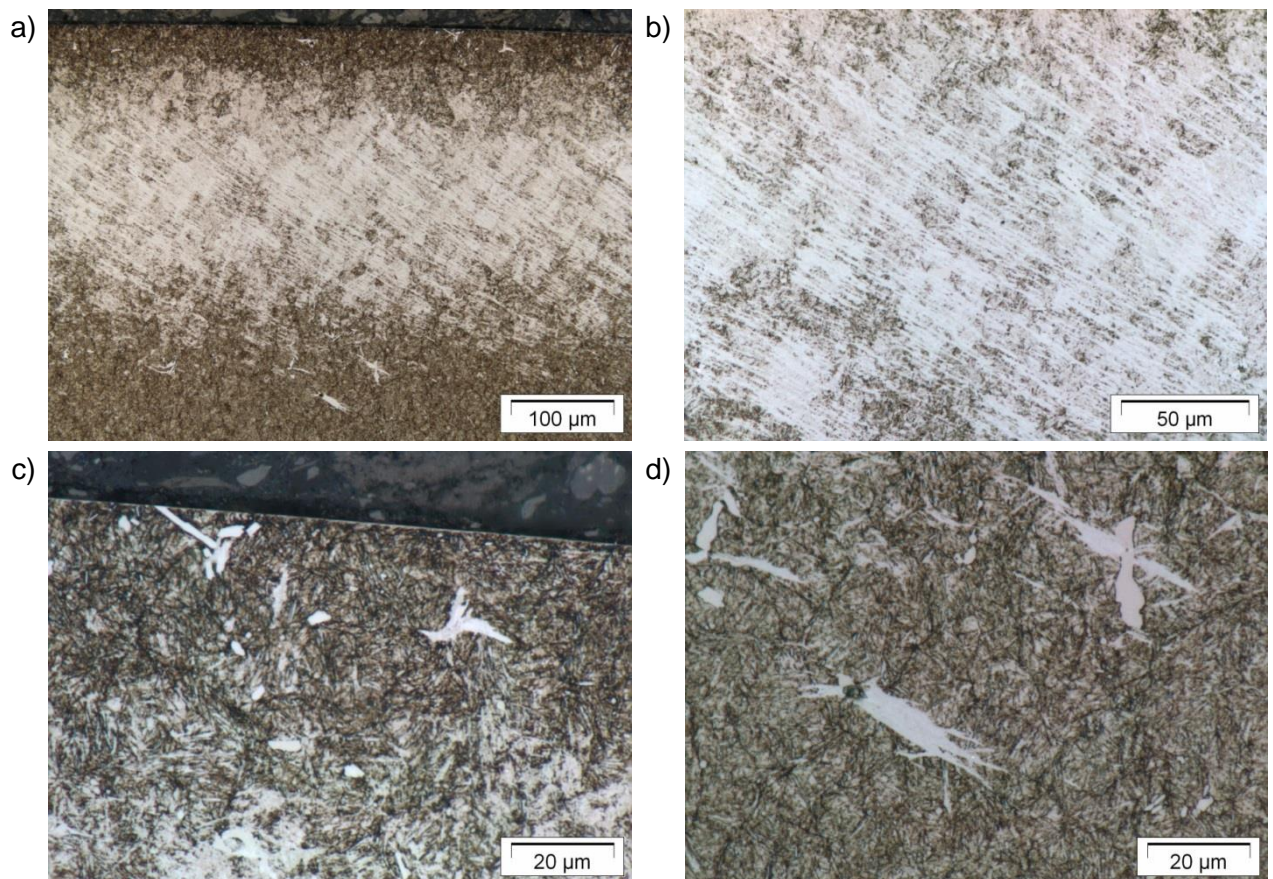


Abbildung 7.46: Gefügeaufnahmen am LS des IR von Lager 111 mit 969 h Laufzeit (Charge A) mit a) Übersicht und b) Detail der WEA und vorliegenden BWs c) nahe der Oberfläche und d) knapp unter der WEA.

An dem LS des Lagers 111 wurde ebenso wie an einer BoR-Probe an vier Positionen EBSD Mappings aufgenommen, wobei diese entsprechend der Ausdehnung der WEA in

ihrer Tiefe bei den Lagertests zu der bei den BoR-Tests angepasst wurden. Wie in Abbildung 7.47 zu erkennen ist, liegt auch bei der Überrollung mit 3.8 GPa in den Lagerprüfstandtest in den beiden mittleren Bereichen innerhalb der WEA eine starke Kornfeinung vor. Auch kann die Ausbildung der WB mit einem Winkel von etwa 30° in dem EBSD Map der Position 3 in einer Tiefe von 200 μm gut erkannt werden. Zwar zeigt diese Ausbildung von WB einen Unterschied zu den Ergebnissen aus den BoR-Tests, dennoch dürften sehr ähnliche mikroplastische Vorgänge stattfinden, die zu der Rekristallisation und feinen Kornstruktur in der WEA sowie zur Ausbildung von BWs führen. Die Position 4 ist der LIM1-Aufnahme nicht mehr ersichtlich, dennoch wurde bei entsprechender Tiefe von 500 μm ein Pfeil dargestellt. Dort ist keine WEA mehr vorhanden und die EBSD-Messung zeigt auch keine Kornfeinung mehr, sondern ein für ein martensitisches Gefüge zu erwartendes Bild.

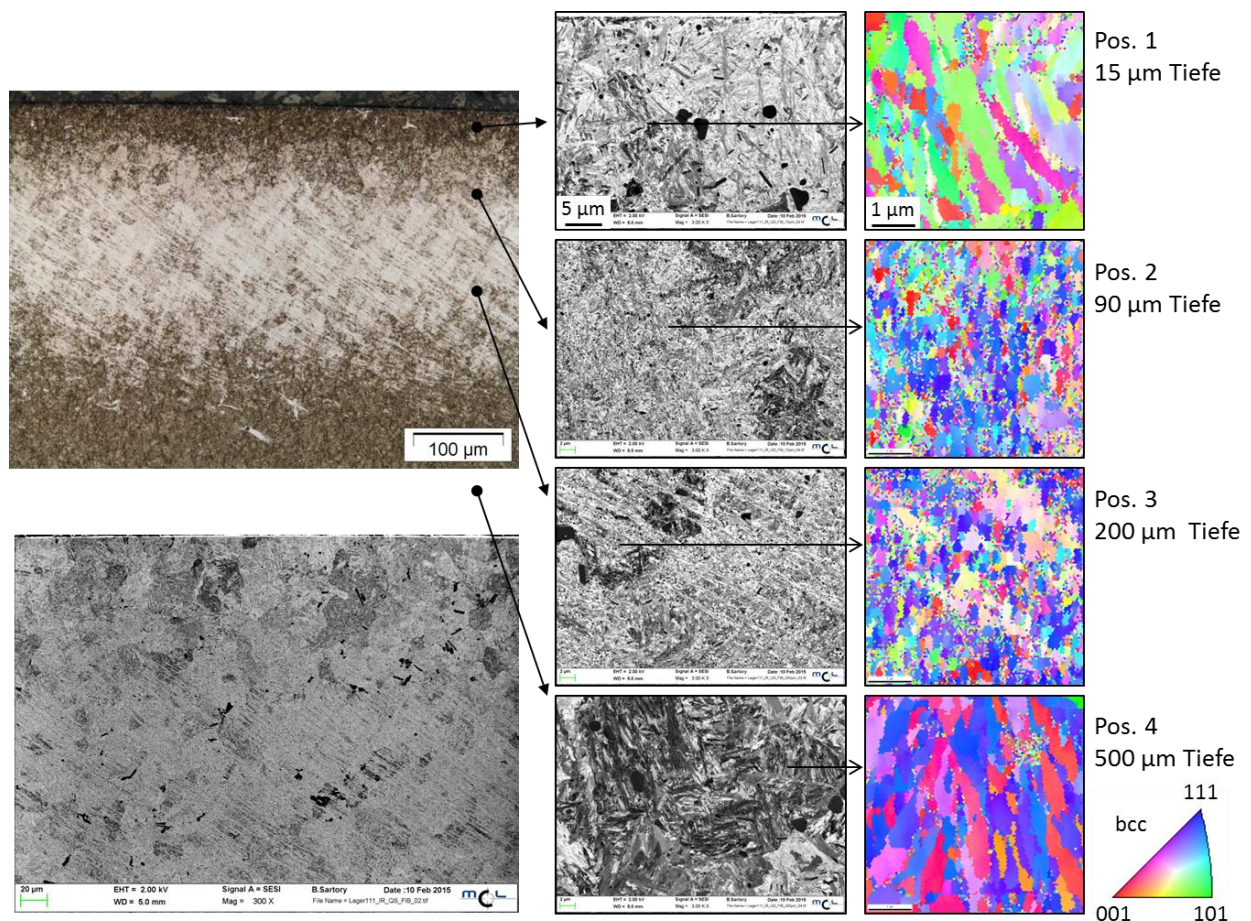


Abbildung 7.47: Gefügeaufnahme der WEA am IR von Lager 111 im LIM1 (links oben) sowie REM (links unten) und Positionen der vier EBSD Mappings in unterschiedlichen Tiefen unter der Laufspur (rechte Bildreihe).

Die Ausbildung der WEA im LS der beiden anderen Chargen B sowie C mit 397 h bzw. 1000 h Laufzeit ist in Abbildung 7.48 dargestellt. Auch hier zeigt sich ein sehr ähnliches

Bild mit einer ausgeprägten WEA und vorliegenden WB. Beim Lager 147 der Charge B ist die WEA etwas schwächer ausgebildet, was aber vermutlich an der geringeren Überrolldauer liegt. Der Winkel der WB zur Laufspur beträgt in etwa 27° und die WEA reicht von ca. 60 bis 320 μm Tiefe. Bei dem Lager 74 der Charge C mit 1000 h Laufzeit beginnt die WEA bereits bei ca. 40 μm Tiefe und auch die WB reichen weiter an die Laufspur heran. Das Ende der WEA liegt bei etwa 350 μm und der Winkel der WB beträgt ungefähr 26° . Es scheint, als würde sich der Winkel zur Oberfläche hin ändern, jedoch liegen hier immer wieder feine Bereiche ohne Ätzkontrast vor, die einen steileren Winkel einschließen, doch jener der WB bleibt konstant. BWs sind ebenso bei beiden Lagern deutlich erkennbar, sowohl im Bereich knapp unter der Laufspur, wie auch unterhalb der WEA in Tiefen von etwa 400 μm . Die Ausdehnungen liegen in Bereichen zwischen 10 und etwa 50 μm , was ebenso eine große Ähnlichkeit zu den Schädungsphänomenen der BoR-Proben ist.

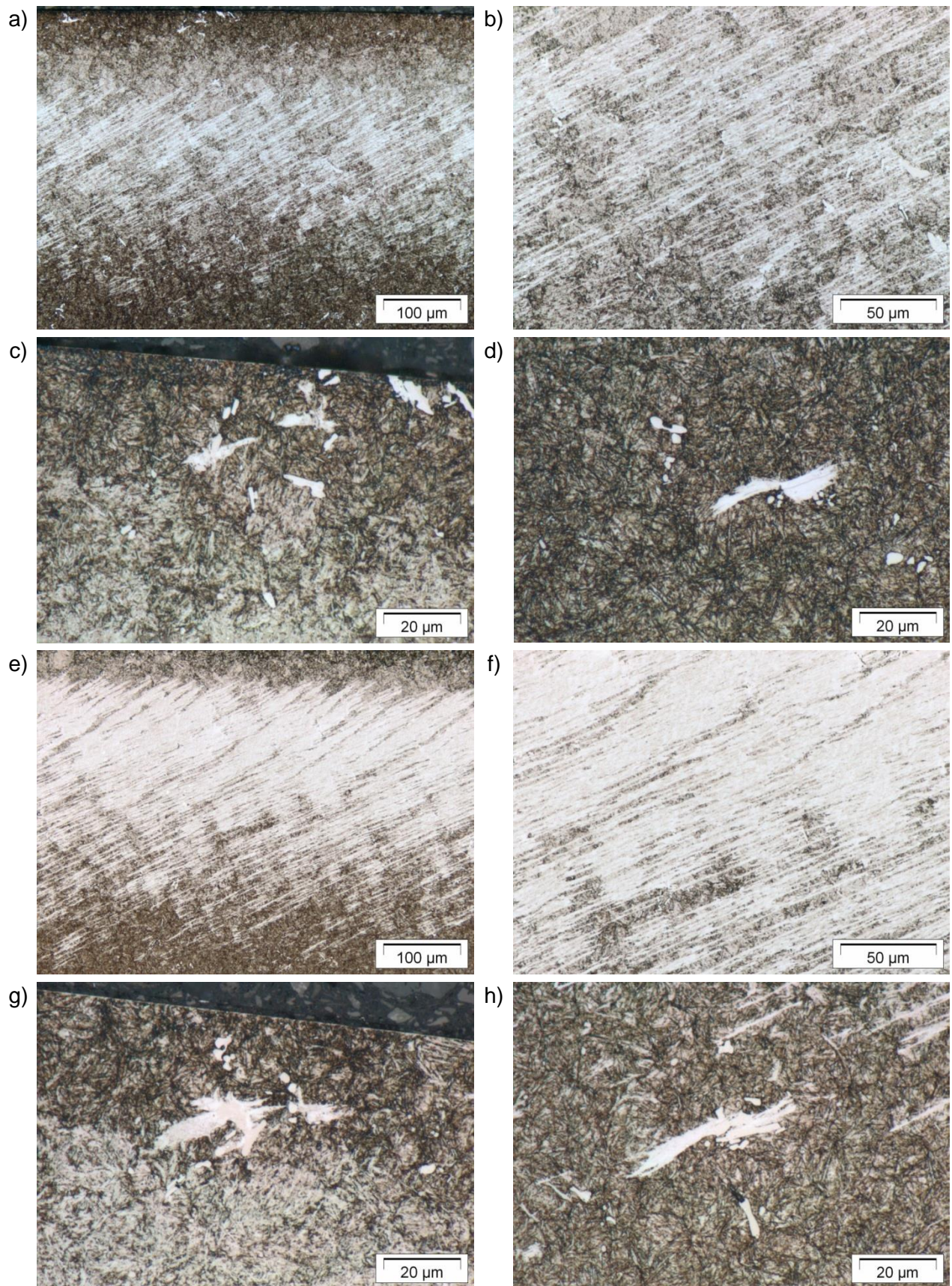


Abbildung 7.48: Gefügeaufnahmen am a) - d) LS des IR von Lager 147 mit 397 h Laufzeit (Charge B) und e) bis h) Lager 74 mit 1000 h Laufzeit (Charge C) mit a) und e) Übersicht, b) und f) Detail der WEA und vorliegenden BWs c) und g) nahe der Oberfläche und d) und h) knapp unter der WEA.

Abschließend wurden Untersuchungen der Laufspur sowie der Pittings im REM durchgeführt, wobei bei den meisten Lagern an den Laufflächen neben dem Pitting einige weitere Stellen mit oberflächlichen Beschädigungen (Kratzern, Eindrücken etc.) gefunden wurden (siehe Abbildung 7.49). Bei den Lagern 107 (a), 111 (b), 117 (c), 73 (e) trat Pitting ein, so dass diese Schädigungen auch durch anschließend mitgeschleppte Partikel entstehen konnten. Jedoch trat bei den Lagern 147 (d) und 74 (f) kein Pitting auf, wo ebenso ähnliche oberflächennahe Schädigung sichtbar ist.

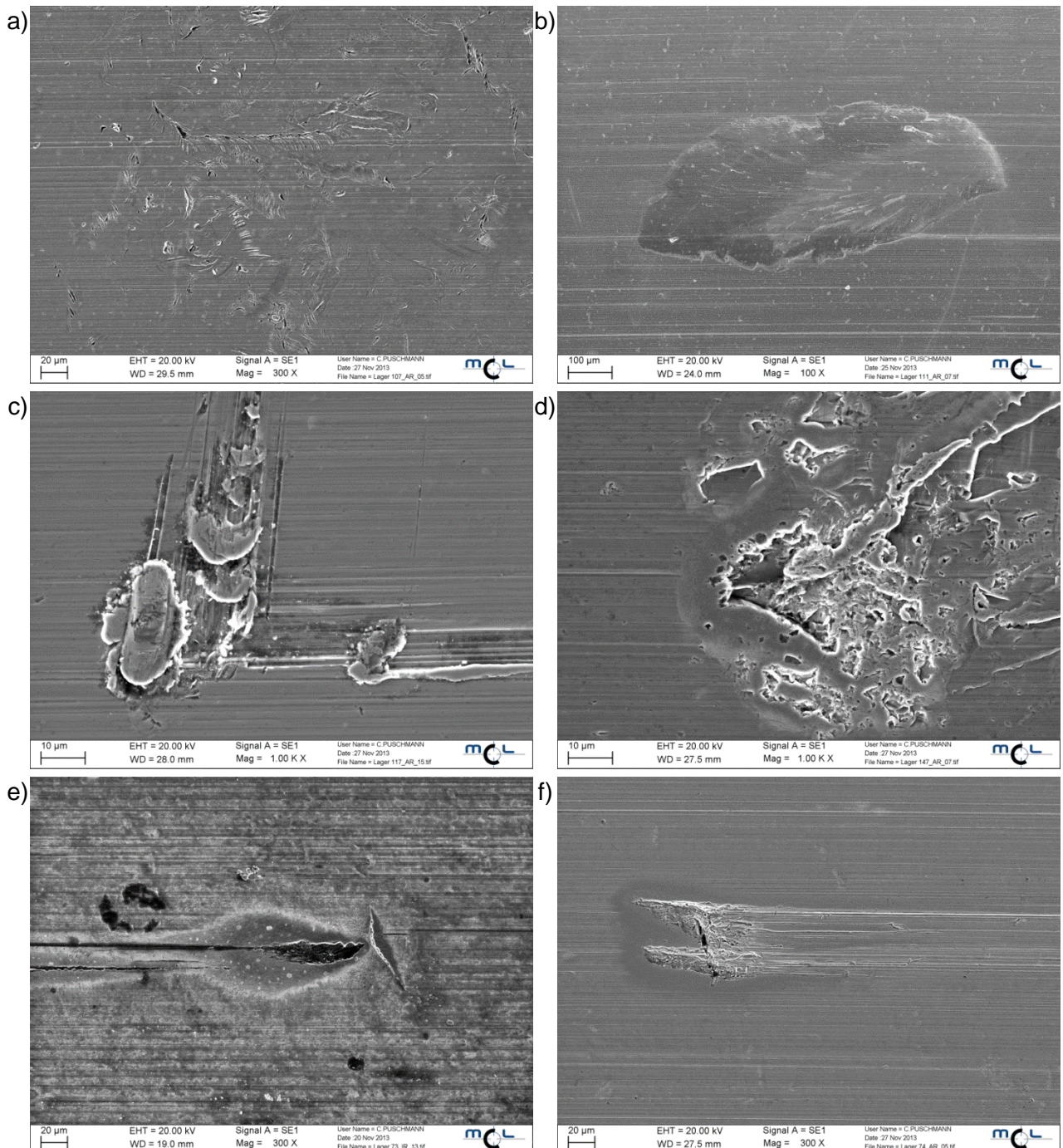


Abbildung 7.49: REM Gefügeaufnahmen von oberflächlichen Schädigungen an der Laufspur von a) dem AR von Lager 107, b) AR von 111, c) AR von 117, d) AR von 147, e) IR von 73 und f) IR von 74.

Eine Stelle am IR von Lager 146 (Charge 146 mit IR-Pitting nach 76 h) wurde wie in Abbildung 7.50 dargestellt genauer untersucht. Hierbei wurde an einer Position ein etwa 2 μm großes Partikel gefunden, der optisch sehr einem Korundkorn ähnelt, welches womöglich durch einen Schleifvorgang in die Oberfläche des Lagers eingebracht wurde. Eine EDX Untersuchung an dieser und an weiteren, in a) als kleine, dunkle Stellen erkennbar und mit Pfeilen markiert, zeigte einen hohen Anteil an Al sowie O und somit könnten diese ebenso Korundreste sein. Es kann zwar nicht gänzlich ausgeschlossen werden, dass es sich hierbei um einen nichtmetallischen Einschluss handelt, jedoch hatten gefundene Al-Oxide bei der metallographischen Untersuchung auf nichtmetallische Einschlüsse (NME) ein anderes Aussehen. In Abbildung 7.50 d ist eine Aufnahme nach einem FIB-Schnitt wie b) eingezeichnet ersichtlich. Hierbei zeigt sich, dass die Schädigung nur sehr oberflächennahe ist, nur wenige μm in die Tiefe geht und der Kristallaufbau darunter unbeeinflusst ist. Auch wenn diese Schädigung nicht zu einer akuten Störung der Funktionsfähigkeit des Lagers führt, ist abermals unsicher, wie das Verhalten bei weiterer Belastung wäre. Untersuchungen an Lagern mit bewusst eingebrachten Härteeindrücken an der Laufspur zeigen, dass an diesen Stellen Risse bis zu einer kritischen Größe wachsen können und anschließend Pitting auslösen [18; 20; 86].

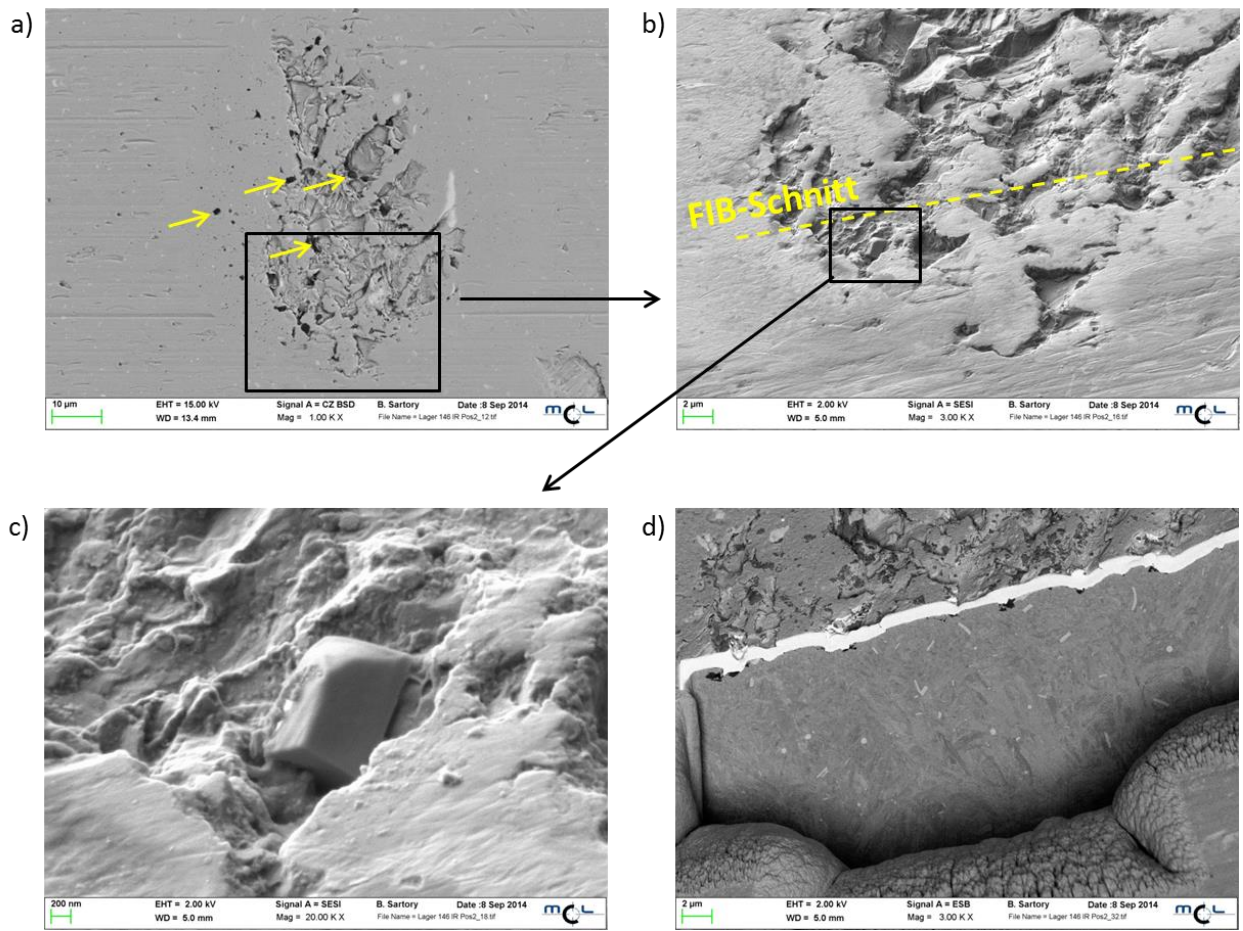


Abbildung 7.50: REM Gefügeaufnahmen am IR von Lager 146 (Charge B) an einer Stelle mit oberflächlicher Schädigung mit a) Übersichtsaufnahme, b) und c) Details und d) nach einem FIB-Schnitt wie in b) eingezeichnet.

7.3 Diskussion der Ergebnisse von Ball-on-Rod- und Lagerprüfstandtests

Bei dem Vergleich der Überrollermüdungstests im BoR- mit 6.4 GPa und den Lagerprüfstandtest mit 3.8 GPa kann nur auf die Art der Schädigung eingegangen werden, da in Summe nur sieben Lager übergeben wurden und zu den anderen keine Informationen über die Laufzeiten gegeben wurden. Somit ist hier eine statistisch abgesicherte Aussage nicht möglich. Jedoch liegt laut der Information von Böhler Edelstahl GmbH & Co KG bei dieser Prüfung ebenso eine sehr ähnliche Lebensdauer der drei Chargen vor [87].

Die Schädigungsphänomene wie WEA und BWs, bei denen sich mikrostrukturelle Veränderungen auf Grund der hohen zyklischen Dehnungen ergeben, treten bei beiden Testarten auf. Der Vergleich der EBSD Mappings in vier Tiefen unter der Laufspur zeigt eine starke Ähnlichkeit, jedoch sind bei den Gefügebildern nach der Nital-Ätzung bei den LS der länger gelaufenen Lagern deutlich unter ca. 30° zur Laufspur ausgebildete WB zu erkennen. Der Grund hierfür wird an der anderen Geometrie der Kontaktebene liegen, in

welcher auf Grund der Krümmung in den Schrägkugellagern höhere lokale Gleitanteile und dadurch höhere Schubspannungen mit anderem Winkel φ_1 vorliegen [26; 29]. Der Bereich der WEA ist bei den IR der Lager mit etwa 50 bis 300 μm geringfügig tiefer als bei den BoR-Proben (ca. 30 - 280 μm). BWs konnten bei den Lagern genauso wie bei den zylindrischen BoR-Proben im Bereich über der WEA nur wenige μm unter der Laufspur, wie auch im Bereich unter der WEA gefunden werden. Die Ausdehnungen der BWs dürften in einem ähnlichen Bereich von bis zu etwa 100 μm gesamter Länge liegen. Auf Grund der geringen Anzahl an Lagern ist dies jedoch nicht statistisch abgesichert. Dies gilt auch für den Winkel der BWs, der bei den untersuchten IR der Lager immer im Bereich um 30° lag, bei den BoR-Tests jedoch im Bereich von ca. 5° Grad bis zu 40° schwankt. Auch hier könnte die Ursache in der Kontaktbedingung mit höherem Anteil an Schubspannungen liegen, was jedoch für eine gesicherte Aussage näher untersucht werden müsste und aus zeitlichen Gründen nicht im Zuge dieser Arbeit erfolgt.

Bei beiden Tests zeigte sich eine ähnliche Tiefe der Pittings mit dem Großteil bei den BoR-Proben zwischen 50 und 250 μm und bei den Lagern zwischen etwa 100 und 200 μm . Ein Unterschied zeigte sich jedoch in der Härte im Bereich der WEA. Bei den BoR-Tests fand hier eine deutliche Härtesteigerung bereits nach Überrollungszahlen von 10^5 statt, wohingegen dies bei keinem der Lager auftrat. Ebenso aus zeitlichen und budgetären Gründen wurden keine weiteren bzw. umfangreicheren Untersuchungen mittels TEM der WEA oder BWs der Lager durchgeführt, so dass die Ursachen der Ähnlichkeit in den EBSD Maps, aber Unterschiede in der Verfestigung nicht abgeklärt wurden.

Es kann aber gesagt werden, dass auf Grund der starken Ähnlichkeit der Materialveränderungen in den beiden Tests betreffend die Ausbildung der WEA in ähnlichen Tiefen, BWs mit annähernder gleicher Ausdehnung sowohl im Bereich nahe der Laufspur, als auch unter der WEA und Pittings mit ähnlicher Tiefe wahrscheinlich ein sehr ähnlicher Schädigungsprozess vorliegt. In [55] wurde bereits festgestellt, dass das Ranking hinsichtlich der L_{10} - und L_{50} -Werte bei BoR-Tests sowohl mit 5.4 wie auch mit 3.4 GPa zum selben Ergebnis führt. Ein geringer Unterschied zwischen Überrollermüdungstest bei 6.4 GPa im BoR- und 3.8 GPa in Lagerprüfstandtests ist zwar hinsichtlich der Entstehung und Ausrichtung von WB bzw. BWs und der Verfestigung ersichtlich, dennoch dürfte die Ähnlichkeit groß genug sein, so dass die Prüfungen in dem mit einfacherer Probengeometrie und kürzerer Prüfdauer durchführbaren BoR-Tester zu demselben Ranking von verschiedenen Werkstoffen bzw. Chargen wie in Lagerprüfstandtests führen sollten.

8 Zusammenfassung

Im Zuge dieser Arbeit wurden der Gefügeaufbau, die mechanischen Eigenschaften sowie die Rollkontaktermüdung des Lagerstahles AISI M50 (80MoCrV42-16) untersucht. Das Ziel war es, zum einen die Pittingentwicklung, Initiierung und Art der sich ausbildenden Schädigungsphänomene zu charakterisieren sowie die Lebensdauer mit Materialparametern zu verknüpfen. Hierdurch sollen Optimierungspotentiale hinsichtlich der Mikrostruktur aufgezeigt werden, die zur Verbesserung der Überrolleigenschaften führen.

Zwar sind die Materialbeanspruchungen und Schädigungsphänomene bei Rollkontaktermüdung seit langem bekannt und viel untersucht, dennoch gibt es noch keine durchgehende Beschreibung der komplexen Zusammenhänge aus Belastung, vorliegende Materialparameter und Ursache bzw. Verlauf der Schädigung bis zum Versagen des Lagers [1; 16–21]. Ebenso ist nur begrenzt Literatur zu dem bei erhöhten Betriebstemperaturen eingesetzten Lagerstahl AISI M50 vorhanden und diese beschreibt jedoch Unterschiede hinsichtlich der Schädigungsphänomene zum vieluntersuchten „klassischen“ Wälzlagerstahls AISI 52100 (100Cr6) [1; 2; 6; 18; 20].

Der schnellarbeitsstahlähnliche, durchhärtende AISI M50 mit MC- und M₂C-Karbiden ist derzeit der meisteingesetzte Stahl für Kugellager in Flugtriebwerken. Diese hochbeanspruchten Bauteile müssen Anforderungen wie Belastungen von bis zu 2 GPa Hertz'scher Flächenpressung bei maximal 25.000 U/min und Betriebstemperaturen von etwa 300°C bei höchster Zuverlässigkeit standhalten [1–3]. Durch die auftretende Kontaktsituation mit zwischen dem Innen- und Außenring abrollenden kugelförmigen Wälzkörpern findet eine Rollkontaktermüdung statt, wobei sich bei der Berührung eine Abplattung der Kontaktfläche ergibt. Auf dieser stellt sich eine sogenannte Hertz'sche Pressung ein, welche ein Maximum in der Mitte mit elliptischer Abnahme zum Rand besitzt [7; 24]. Die Hauptfaktoren dieser Rollkontaktermüdung auf Grund der zyklischen Überrollung sind einerseits die Beanspruchungen wie Höhe der Flächenpressung, Rotationsgeschwindigkeit, Gleitanteile, Betriebstemperatur, auftretende Vibrationen und Art des Schmiermittels sowie andererseits die Materialparameter wie Härte, Zähigkeit, Eigenspannungszustand, Mikrostruktur inkl. Gehalt an Restaustenit (RA) und Karbiden, Reinheit des Werkstoffes und Oberflächenrauheit [1; 8–11]. Da die Reinheit von Lagerwerkstoffen die Lebensdauer um ein Vielfaches steigern kann wird diese als essentiell erachtet und es werden große metallurgische Aufwände bei der Herstellung betrieben, um mittels Vakuum-Schmelz- und -Umschmelz-Verfahren unerwünschte nichtmetallische Einschlüsse (NME) zu entfernen [8; 10; 12–14]. Ein Ausfall liegt vor, wenn auf Grund von Materialausbrüchen, sogenannten Pittings, Rotationen nicht mehr oder nur noch verbunden mit starken Vibrationen möglich sind [1; 11]. Die Ursache hierfür kann

an drei möglichen Fehlerarten liegen. Einerseits können Risse knapp unter der Oberfläche initiiert werden, wo auf Grund der Hertz'schen Pressung die höchste Vergleichsspannung vorliegt, oder andererseits Rissinitiierung direkt an der Oberfläche durch Unebenheiten bzw. Irregularitäten stattfinden. Dritte Möglichkeit ist die der Schädigung durch starke Oberflächenrauheit und/oder unzureichender Schmierung, was jedoch eine maschinelle Fehlfunktion bzw. ein Bearbeitungsfehler der Bauteile darstellt und nicht im Zuge dieser Arbeit untersucht wurde [1; 15].

Von dem Projektpartner Böhler Edelstahl GmbH & Co KG wurden vier Chargen M50 als Stangenmaterial im weichgeglühten Zustand geliefert, wobei in weiterer Folge dieser sowie gehärtete Proben untersucht wurden. Ebenso fand eine metallographische Untersuchung von ausgewählten Lagern aus Lagerprüfstandstests dreier dieser Chargen statt, um einen Vergleich dieser Testart mit durchgeführten Ball-on-Rod-(BoR)-Tests mit höherer Belastung durchzuführen und die auftretenden Schädigungsphänomene zu vergleichen.

Bei der metallographischen Untersuchung der vier Chargen hinsichtlich der chemischen Zusammensetzung und des Anteils sowie Aufbaus der Phasenbestandteile wurden geringe Unterschiede gefunden. Die Chemie der vier Chargen unterscheidet sich nicht signifikant in den Hauptlegierungselementen, zeigt jedoch geringe Unterschiede in den Gehalten an Ni, P, Al, Cu und Co bei der Charge D zu den anderen dreien. Da bei dieser auch eine andere Zusammensetzung der hauptsächlich vorliegenden NMEs vorliegt, ist davon auszugehen, dass hier eine andere metallurgische Prozessführung bei der Herstellung stattfand. Des Weiteren ist der Anteil an NMEs zwischen den vier Chargen geringfügig unterschiedlich. Zwar zeigen alle vier sehr geringe Anteile mit ca. 6 ppm Flächenanteil bei A, unter 3 ppm bei D und knapp über 5 ppm bei den anderen beiden. Dieses Ranking spiegelt sich auch in der Größe des maximal gefundenen NME wieder, wobei der äquivalente Kreisdurchmesser zwischen 12 μm , knapp über 4 μm und ca. 11 μm liegt. Neben der Chemie und der NMEs zeigt ebenso die dendritische Struktur geringe Unterschiede der Charge D, bei welcher eine feinere Struktur auf eine höhere Abkühlgeschwindigkeit hindeutet. Bei EDX-Mappings sowie Mikrosondenuntersuchungen zeigte sich, dass bei D eine vergleichsweise starke Seigerung von Cr vorliegt, eine mittlere bei A und eine geringe bei B und C. Die hierbei ebenso ermittelte Verteilung der Elemente Mo, V, und C zeigte keine signifikanten Unterschiede. Die dendritische Struktur ist bei Charge D deutlich feiner als bei den anderen drei Chargen, die hier eine recht ähnliche Ausprägung haben. Ein Vergleich der MC- und M_2C -Karbide zeigte keine Unterschiede in den Phasenanteilen oder der chemischen Zusammensetzung, jedoch in der Größenverteilung. Bei Charge D liegen deutlich mehr feinere MC- und geringfügig mehr gröbere M_2C -Karbide vor als bei den anderen drei Chargen, welche hier ein recht ähnliches Bild zeigen. Der RA-Anteil nimmt bei allen drei Chargen beim Anlassen in

gleicher Weise ab und ist bereits nach dem 3. Anlassschritt < 1 Gew.%. Die Korngröße der ehemaligen Austenitkörner ist bei allen vier Chargen im geforderten Bereich von zumindest ASTM 8 mit nur geringen Unterschieden zwischen tangentialer und radialer Richtung des Stangenmaterials, ist jedoch bei D bei allen Messungen geringfügig größer (kleinere ASTM Nummer) [8].

Die Untersuchung der statischen und zyklischen mechanischen Eigenschaften hingegen zeigt keine signifikanten Unterschiede zwischen den vier Chargen. Die Streckgrenzen bzw. Zugfestigkeiten liegen im Bereich von etwa 2200 bzw. 2700 MPa bei Bruchzähigkeiten von etwa $23 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und Härten um 62 HRC, was verglichen mit der Literatur gute Werte sind [1]. Zyklische Eigenschaften wurden mittels LCF-Tests bei Dehnungsamplituden zwischen 0.7 bis 1.7 % ermittelt, wobei sich hier selbst bei den höheren Amplituden nur sehr geringe plastische Anteile zeigten und keine Unterschiede zwischen den Chargen vorlagen. Eine bruchmechanische Abschätzung der Rissausgangsgrößen ergibt Werte zwischen etwa 7 und 30 μm , was zumeist größer als die gefundenen maximalen NMEs ist. Somit wirken viel wahrscheinlicher Karbide als Bruchausgang, welche in diesem Größenbereich liegen. Es ist hier zu sagen, dass die gefundenen Unterschiede im Gefügebau der vier Chargen zu gering sind, um die mechanischen Eigenschaften zu beeinflussen.

Eine Ermittlung der Überrollermüdungseigenschaften erfolgt zum einen im BoR-Test bei 6.4 GPa, aber auch in einem aufwändigeren Lagerprüfstandstest bei 3.8 GPa. Durch die starke Abhängigkeit des lokalen Gefügebbaus im Bereich des höchstbelasteten Volumens, welches bis zu einer Tiefe von etwa 500 μm unter der Laufspur liegt, ist eine Ermittlung von Lebensdauern in Überrollermüdungstests nur mit der Hilfe von statistischen Auswertungen möglich. Die Prüfung von jeweils 15 Laufspuren im BoR-Test zeigte keine signifikanten Unterschiede in der Lebensdauer der Chargen. Geringe Unterschiede im ermittelten L_{10} -Wert bzw. im Weibullmodul sind zwar ersichtlich, doch ergeben sich recht weite Konfidenzintervalle, welche diese Unterschiede überdecken. Bei den Lagerprüfstandstests sind nicht genügend Daten vorhanden, um ein Ranking bezüglich der Lebensdauern zu erstellen. Bei beiden Testarten wird der Ausfall durch Pittingbildung ausgelöst, welche Tiefen zwischen ca. 50 und 250 μm im BoR- und etwa 100 bis 200 μm im Lagerprüfstandstest haben.

Die in der Literatur beschriebenen mikrostrukturellen Veränderungen wie global in gewisser Tiefe unter der Laufspur ausgebildete sogenannte „White Etching Areas“ (WEA) und lokal um Inhomogenitäten ausgebildete „Butterfly-Wings (BWs) treten bei beiden Test auf und haben ähnliches Aussehen und Größe. In der WEA, die ein Bereich mit starker zyklischer Dehnung in einer von hauptsächlich Belastungshöhe und Geometrie abhängigen Tiefe ist, findet auf Grund der zyklischen Plastifizierung eine Rekristallisati-

on des martensitischen Gefüges statt. Bei den BoR-Proben ist diese derart groß, dass ein Anstieg der Härte in diesem Bereich festzustellen ist. Bei den Lagern aus den Lagerprüfstandstests ist dieser Härteanstieg zwar nicht zu erkennen, jedoch ist in Elektronenrückstreubeugung-Maps ebenso die Kornfeinung deutlich erkennbar. Hier ist die geringfügig tiefer liegende WEA nach längerer Überrolldauer deutlich mit weißen Bänder unter einem Winkel von ca. 30° ausgebildet, was in dem erhöhten Anteil an Schubspannungen in den Schrägkugellagern im Vergleich zu dem BoR-Test mit axial ebener Kontaktfläche begründet liegt. Die lokal um mikrostrukturelle Inhomogenitäten ausgebildeten Schädigungsphänomene BWs sind abgegrenzte Bereiche mit Korngrößen im Nanometer-Bereich, in welchen teilweise Mikrorisse an den Grenzflächen zur Matrix vorliegen. Auch hier findet eine Rekristallisation auf Grund der hohen zyklischen Plastifizierung statt, wobei bei dem hochreinen M50 Stahl hauptsächlich Karbide bzw. Karbidagglomerate als Initiatoren bzw. Spannungskonzentratoren für die Dehnungsakkumulation wirken. Es konnten auch Bereiche gefunden werden, in welchen Karbide sowie die umgrenzende Matrix regelrecht zermahlen sind und sich dadurch Poren von etwa einem μm ausgebildet haben. Der rekristallisierte Bereich seitlich der Karbide zeigt bei den BoR-Proben ebenso wie die WEA einen Anstieg der Härte, wobei dort eine noch höhere Verfestigung vorliegt. BWs dürften jedoch nicht direkt an der Initiierung von Pitting beteiligt sein, da die Tiefe ihres Auftretens nicht mit der Pittingtiefe korreliert. Zusätzlich zeigen spannungsbasierte Berechnungen der Risswachstumsfähigkeit, dass Risse an Poren in den Tiefen zwischen 100 und 450 μm nur wenige μm -weit in die Matrix wachsen und anschließend stoppen. Bei der metallographischen Untersuchung von BoR-Proben, welche die Lebensdauer erreicht haben, aber auch bei welchen mit definierten Überrolldauern, konnten in Bereichen an sowie nahe der Oberfläche ebenso Risse und Poren gefunden werden. Die Aussage, ob bei weiterer Belastung diese wachsen und zu Pittings führen würden, kann jedoch nicht gesichert beantwortet werden. Die Unterschiede im Anteil an NMEs zwischen den Chargen haben keine Auswirkung auf die Lebensdauer im Überrollermüdungstest. Die Reinheit dürfte bei allen Chargen derart hoch sein, dass vorliegende NMEs eine untergeordnete Rolle spielen. Der Vergleich der Schädigungsphänomene von BoR- und Lagerprüfstandstest zeigt ein sehr ähnliches Verhalten, so dass davon ausgegangen werden kann, dass die Prüfung im mit einfacherer Probengeometrie und durch die hohe Hertz'sche Pressung schneller durchführbaren BoR-Tester zu demselben Ergebnis hinsichtlich eines Rankings von Werkstoffen bzw. unterschiedlichen Chargen führt.

9 Abkürzungsverzeichnis

a, b	Halbachsenlängen der Kontaktellipse
b'	Ermüdungsfestigkeitsexponent
c'	Ermüdungsdehnungsexponent
AR	Außenring
BEG	Böhler Edelstahl GmbH & Co KG
BoR	Ball-on-Rod
BW	Butterfly-Wing
C _i	i-te Materialparameter der Verfestigung nach Chaboche
DEA	Dark Etching Area
DER	Dark Etching Region
E	Elastizitätsmodul
EBSD	Electron Backscatter Diffraction
ECD	Equivalent Circle Diameter
EDX	Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy
EHD	elastohydrodynamisch
F	Fließbedingung
Fa.	Firma
FIB	Focused Ion Beam
GEH	Gestaltänderungshypothese
HWB	Halbwertsbreite
IR	Innenring
K	Spannungsintensitätsfaktor
K _{IC}	kritischer Spannungsintensitätsfaktor in Mode I Belastung
KG	Korngröße
krz	Kubisch Raumzentriert
LCF	Low Cycle Fatigue
LER	Light Etching Region
LIMI	Lichtmikroskop
LS	Längsschliff
MCL	Materials Center Leoben Forschung GmbH
N _f	Bruchlastspielzahl
NME	Nichtmetallische Einschlüsse
QS	Querschliff

R_0	anfängliche Fließspannung
R	Dehnungsverhältnis bzw. Risswachstumswiderstand
RA	Restaustenit
RCF	Rolling Contact Fatigue
REM	Rasterelektronenmikroskop
SE	Sekundärelektronen
SH	Schubspannungshypothese
SIF	Spannungsintensitätsfaktor
p_0	maximale Kontaktpressung bzw. Hertz'sche Pressung
TEM	Transmissionselektronenmikroskop
VIM-VAR	Vakuum-Schmelz- und -Umschmelz-Verfahren
WB	Weiße Bänder
WBH	Wärmebehandlung
WDX	Wavelength Dispersive X-Ray Spectroscopy
WEA	White Etching Area
XRD	X-Ray Diffraction
α	Verschiebung der Fließfläche bzw. „Backstresstensor“ der kinematischer Verfestigung
$\dot{\alpha}_i$	i-te Komponente der Backstress-Rate
γ_i	i-ter Materialparameter der Verfestigung nach Chaboche
δ_{ij}	Kronecker Delta
ϵ_A	Dehnungsamplitude
ϵ_{el}	elastischer Dehnungsanteil
ϵ_f'	Ermüdungsdehnungskoeffizient
ϵ_{pl}	plastische Dehnungsanteil
$\dot{\epsilon}_{pl}$	plastischen Dehnrate
$\dot{\epsilon}_{pl}$	Betrag der plastischen Dehnrate
λ	Abkühlungsparameter
μ	Reibwert
σ	Normalspannung bzw. Spannungsdeviator
σ_e	Vergleichsspannung
σ_{ij}	Cauchy Spannungstensor
σ_f'	Ermüdungsfestigkeitskoeffizient
$\sigma_{z, max}$	maximal auftretende Spannung
τ	Schubspannung

τ_{\max}	Schubspannungsmaximum
T_{\max}	Schubspannungsmaximums
φ_1	Winkel zwischen der Hauptschubspannung τ_1 und der x-Achse

10 Literaturverzeichnis

- [1] Bhadeshia, H. K. D. H., "Steels for bearing", *Progress in Materials Science*, 268–435, 2012.
- [2] Allison, B.D., "Evolution of Mechanical Properties of M50 Bearing Steel due to Rolling Contact Fatigue", 2013.
- [3] Peißl, S., "Entwicklung eines Legierungskonzeptes für einen korrosionsträgen Lagerwerkstoff für die Anwendung in Flugzeugtriebwerken", 2006.
- [4] Pearson, P.K., "The History and Future of Aircraft Turbine Engine Bearing Steels", *Bearing Steels: Into the 21st Century*, Vol. 1327, 333–353.
- [5] Bridge, E.J., "Carbides in M-50 High Speed Steel", *Metallurgical Transactions*, 2209–2214, 1971.
- [6] Nygaard, J.R., Rawson, M., Danson, P., et al., "Bearing Steel Microstructures after Aircraft Gas Turbine Engine Service", *Materials Science and Technology*, 1911–1918, 2014.
- [7] Hertz, H., "Miscellaneous papers", 1896.
- [8] Zaretsky, E.V., "Rolling Bearing Steels - A Technical and Historical Perspective", *Materials Science and Technology*, 58–69, 2012.
- [9] Baughman, R.A., "Effect of Hardness, Surface Finish, and Grain Size on Rolling-Contact Fatigue Life of M-50 Bearing Steel", *J. Basic Eng*, 287–294, 1960.
- [10] Walker, P.F.F., "Improving the reliability of highly loaded rolling bearings: the effect of upstream processing on inclusions", *Materials Science and Technology*, 385–4110, 2014.
- [11] Voskamp, A.P., "Microstructural Changes during Rolling Contact Fatigue", 1996.
- [12] Becker, P.C., "Microstructural changes around non-metallic inclusions caused by rolling-contact fatigue of ball-bearing steels", *Metals Technology*, 234–243, 1981.
- [13] Schlatter, R., Stroup, J.P., "Improved M50 Aircraft Bearing Steel through Advanced Vacuum Melting Processes", *J. of Vacuum Science & Technology*, 1326–1333, 1972.
- [14] Harris, T.A., Barnyby, R.M., "Life ratings for ball and roller bearings", *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, 577–595, 2001.
- [15] Liu, J.Y., Tallian, T.E., McCool, J.I., "Dependence of Bearing Fatigue Life on Film Thickness to Surface Roughness Ratio", *A S L E Transactions*, 144–152, 1975.
- [16] Bhadeshia, H. K. D. H., Solano-Alvarez, W., "Critical Assessment 13: Elimination of white etching matter in bearing steels", *Materials Science and Technology*, 1011–1015, 2015.
- [17] Kang, J.-H., Hosseinkhani, B., Rivera-Díaz-del-Castillo, P.E.J., "Rolling contact fatigue in bearings: multiscale overview", *Materials Science and Technology*, 44–49, 2012.

- [18] Rosado, L., Forster, N.H., Thompson, K.L., et al., "Rolling contact fatigue Life and Spall Propagation of AISI M50, M50NiL, and AISI 52100, Part I: Experimental Results", *Tribology Transactions*, 29–41, 2009.
- [19] Evans, M.-H., "White structure flaking (WSF) in wind turbine gearbox bearings: effects of 'butterflies' and white etching cracks (WECs)", *Materials Science and Technology*, 3–22, 2012.
- [20] Forster, N.H., Rosado, L., Ogden, W.P., et al., "Rolling Contact Fatigue Life and Spall Propagation Characteristics of AISI M50, M50 NiL, and AISI 52100, Part III: Metallurgical Examination", *Tribology Transactions*, 52–59, 2009.
- [21] Suh, N.P., "The Delamination Theory of Wear", *Wear*, 1977.
- [22] Stachowiak, G., Batchelor, A.W., "Engineering Tribology", Butterworth-Heinemann, 2013.
- [23] Czichos, H., Habig, K.-H., "Tribologie-Handbuch: Tribometrie, Tribomaterialien, Tribotechnik", 3rd ed., Vieweg+Teubner, 2010.
- [24] Johnson, K.L., "Contact Mechanics", 9th ed., Cambridge University Press, 2003.
- [25] Bhushan, B., "Principles and Applications of Tribology", 2nd ed., Wiley, 2013.
- [26] Zwirlein, O., Schlicht, H., "Werkstoffanstrengung bei Wälzbeanspruchung - Einfluß von Reibung und Eigenspannungen", *z. Werkstofftech.*, 1–14, 1980.
- [27] Schlicht, H., Broszeit, E., "Die Werkstoffbeanspruchung im Wälzkontakt bei hoher Flächenpressung, ermittelt nach Hertz und nach der EHD-Strömungshypothese", *Mat.-wiss. und Werkstofftech.*, 255–262, 2007.
- [28] Voskamp, A.P., Österlund, R., Becker, P.C., et al., "Gradual changes in residual stress and microstructure during contact fatigue in ball bearings", *Metals Technology*, 14–21, 1980.
- [29] Swahn, H., Becker, P.C., Vingsbo, O., "Martensite decay during rolling contact fatigue in ball bearings", *Metallurgical Transactions A*, 1099–1110, 1976.
- [30] Lund, T.B., "Sub-surface initiated rolling contact fatigue - influence of non-metallic inclusions, processing history, and operating conditions", *Journal of ASTM International*, 2010.
- [31] Grabulov, A., "Fundamentals of rolling contact fatigue", 2010.
- [32] O'Brien, J.L., King, A.H., "Electron microscopy of stress-induced structural alterations near inclusions in bearing steels", *Journal of Basic Engineering*, 568–571, 1966.
- [33] Hashimoto, K., Fujimatsu, T., Tsunekage, N., et al., "Effect of inclusion/matrix interface cavities on internal-fracture-type rolling contact fatigue life", *Materials and Design*, 4980–4985, 2011.
- [34] Voskamp, A.P., "Material response to rolling contact loading", *Journal of Tribology*, 359–364, 1985.

- [35] Arakere, N.K., Subhash, G., "Work hardening response of M50-NiL case hardened bearing steel during shakedown in rolling contact fatigue", *Materials Science and Technology*, 34–38, 2012.
- [36] Allison, B.D., Subhash, G., Arakere, N.K., et al., "Influence of Initial Residual Stress on Material Properties of Bearing Steel During Rolling Contact Fatigue", *Tribology Transactions*, 533–545, 2014.
- [37] Schlicht, H., "Über die adiabatic shearbands und die Entstehung der "Steilen Weißen Bänder" in Wälzlagern", *Mat.-wiss. und Werkstofftech.*, 217–226, 2008.
- [38] Tricot, R., Monnot, J., Lluansi, M., "How microstructural alterations affect fatigue properties of 52100 steel", *Met Eng Q*, 39–47, 1972.
- [39] Voskamp, A.P., Mittemeijer, E.J., "State of residual stress induced by cyclic rolling contact loading", *Materials Science and Technology*, 430–438, 1997.
- [40] Martin, J.A., Eberhardt, A.D., "Identification of potential failure nuclei in rolling contact fatigue", *Journal of Basic Engineering*, 932–942, 1967.
- [41] Hashimoto, K., Fujimatsu, T., Tsunekage, N., et al., "Study of rolling contact fatigue of bearing steels in relation to various oxide inclusions", *Materials and Design*, 1605–1611, 2011.
- [42] Sugino, K., Miyamoto, K., Nagumo, M., et al., "Structural alterations of bearing steels under rolling contact fatigue", *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 98–111, 1970.
- [43] Trojahn, W., Valentin, P., "Bearing steel quality and bearing performance", *Materials Science and Technology* 28.1 (2012): 55-57., 55–57, 2012.
- [44] Grabulov, A., Petrov, R., Zandbergen, H.W., "EBSD investigation of the crack initiation and TEM/FIB analyses of the microstructural changes around the cracks formed under Rolling Contact Fatigue (RCF)", *International Journal of Fatigue*, 576–583, 2010.
- [45] Morton, H.T., "Anti-friction bearings. 1965", Ann Arbor, MI, 1965.
- [46] Palmgren, A., "The service life of ball bearings", *Zeitschrift des Vereines Deutscher Ingenieure*, 339–341, 1924.
- [47] Lundberg, G., Palmgren, A., "Dynamic capacity of roller bearings", *Generalstabens litografiska anstalts förlag*, 1947.
- [48] Weibull, W., "A statistical theory of the strength of materials", *Generalstabens litografiska anstalts förlag*, 1939.
- [49] Zaretsky, E.V., "Comparison of Life Theories for Rolling-Element Bearings", *Tribology Transactions*, 237–248, 1996.
- [50] McCool, J.I., "Evaluating Weibull Endurance Data by the Method of Maximum Likelihood", *A S L E Transactions*, 189–202, 1970.
- [51] Hoo, J., ed., "Rolling Contact Fatigue Testing of Bearing Steels", *ASTM STP 771*, Philadelphia, 1982.

- [52] Zaretsky, E.V., Parker, R.J., Anderson, W.J., "NASA Five-Ball Fatigue Tester - Over 20 Years of Research", Proceeding of the Int. Symposium on Contact Rolling Fatigue Testing of Bearing Steel, 1981.
- [53] Vlcek, B.L., Zaretsky, E.V., "Rolling-Element Fatigue Testing and Data Analysis - A Tutorial", Tribology Transactions, Vol. 54, 523–541, 2011.
- [54] Glover, D., "A ball-rod rolling contact fatigue tester", Rolling Contact Fatigue Testing of Bearing Steels, ASTM International, 1982.
- [55] Liston, M.-J.A., "RCF Life Comparison of Bearing Steels at Two Stress Levels", Tribology & Lubrication Technology, Vol. 55, 12–19, 1999.
- [56] Carter, T.L., Zaretsky, E.V., Anderson, W.J., "Effect of hardness and other mechanical properties on rolling-contact fatigue life of four high-temperature bearing steels", No. NASA-TN-D-270. National Aeronautics and Space Administration. Lewis Research Center, Cleveland, 1960.
- [57] Zaretsky, E.V., Anderson, W.J., Parker, R.J., "Effect of nine lubricants on rolling-contact fatigue life", National Aeronautics and Space Administration, 1962.
- [58] Parker, R.J., Zaretsky, E.V., "Rolling-element fatigue lives of through-hardened bearing materials", Journal of Lubrication Technology, 165–171, 1972.
- [59] Maier, H.J., Niendorf, T., Bürgel R., "Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik", 5th ed., Springer-Verlag, 2015.
- [60] Gobrecht, J., "Werkstofftechnik - Metalle", Oldenbourg Verlag, 2009.
- [61] Spiess, L., Schwarzer, R., Behnken, H., et al., "Moderne Röntgenbeugung", 1st ed., Springer-Verlag, 2005.
- [62] Kirschner, H., Koppelhuber-Bitschnau, B., "Röntgenstrukturanalyse und Rietveldmethode", Springer-Verlag, 2013.
- [63] Jesner, G., "Ermüdungsverhalten von hochfesten PM-Werkzeugstählen für die Kaltmassivumformung", Leoben, 2007.
- [64] ASTM E399-09, Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2009, www.astm.org.
- [65] ANSYS Mechanical APDL Material Reference, Release 15.0, November 2013, <http://148.204.81.206/Ansys/150/APDL%20Material%20Reference.pdf>, abgerufen am 20.03.2017.
- [66] Chaboche, J.-L., "Constitutive Equations for Cyclic Plasticity and Cyclic Viscoplasticity", Int. J. of Plasticity, 247–302, 1989.
- [67] Chaboche, J.-L., "On some Modifications of Kinematic Hardening to Improve the Description of Ratchetting Effects", Int. J. of Plasticity, 661–678, 1991.
- [68] Chaboche, J.-L., "Thermodynamic formulation of constitutive equations and application to the viscoplasticity and viscoelasticity of metals and polymers", Int. J. Solids Structures, 2239–2254, 1997.

- [69] Chaboche, J.-L., "A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories", *Int. J. of Plasticity*, 1642–1693, 2008.
- [70] Chaboche, J.-L., Kanouté, P., et al., "Cyclic inelastic constitutive equations and their impact on the fatigue life predictions", *Int. J. of Plasticity*, 44–66, 2012.
- [71] Ecker, W., "Modellierung des thermo-mechanischen Verhaltens von Druckgussformen", 2008.
- [72] Atzori, B., Lazzarin, P., Filippi, S., "Cracks and notches: analogies and differences of the relevant stress distributions and practical consequences in fatigue limit predictions", *International Journal of Fatigue*, 355–362, 2001.
- [73] Maierhofer, J., Pippan, R., Gänser, H., "Modified NASGRO equation for short cracks and application on the fitness-for-purpose assessment of surface-treated components", *Procedia Materials Science*, 930–935, 2014.
- [74] Tada, H., Paris, P.C., Irwin, G.R., "The Stress Analysis of Cracks Handbook", 3rd ed., ASME Press, New York, 2000.
- [75] Gänser, H.-P., Glinsner, K., Eichelseder, W., "Dimensioning against fatigue - stress-based approach or fracture mechanics?", *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers / C (Part C, Journal of mechanical engineering science)*, 1109–1120, 2006.
- [76] Hasse, S., "Guß- und Gefügefehler", Fachverlag Schiele & Schoen, 2003.
- [77] Sahm, P.R., "Schmelze, Erstarrung, Grenzflächen", Springer-Verlag, 2013.
- [78] Böhler Edelstahl GmbH & Co KG, "Produktbroschüre: "Böhler Hochleistungswerkstoffe für die Luft- und Raumfahrt"", 04.2002.
- [79] Leitner, F., Plöckinger, E., "Die Edeltahlerzeugung", Springer-Verlag, 1950.
- [80] Biermann, H., Krüger, L., "Moderne Methoden der Werkstoffprüfung", John Wiley & Sons, Weinheim, 2014.
- [81] Meyer, E., "Untersuchungen über Härteprüfung und Härte Brinell Methoden", *Zeitschrift des Vereins Deutscher Ingenieure*, Vol. 52, 835–844, 1908.
- [82] Onitsch, E.M., "Über die Mikrohärtigkeit der Metalle", *Zentralblatt für mikroskopische Forschung und Methodik*, Vol. 2, 131–194, 1947.
- [83] Beziehung der Mikrohärtigkeit zur Makrohärtigkeit, "Schultze, W.; Schimmer, L.", *Archiv für das Eisenhüttenwesen*, Vol. 25, 337–339, 1954.
- [84] Dipl.-Ing. Norbert Pirzl, "Persönliche Mitteilung mittels E-Mail", Leoben, 29.08.2017.
- [85] Fultz, B., Howe, J.M., "Transmission Electron Microscopy and Diffractometry of Materials", 4th ed., Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2013.
- [86] Arakere, N.K., Branch, N., Levesque, G., et al., "Rolling Contact Fatigue Life and Spall Propagation of AISI M50, M50NiL, and AISI 52100, Part II: Stress Modeling", *Tribology Transactions*, 42–51, 2010.
- [87] Böhler Edelstahl GmbH & Co KG, "Persönliche Mitteilung", Oktober 2013.