

Montanuniversität Leoben

**Schwingfestigkeit eines Edelstahls in Wasser und
wässrigem chloridhaltigen Medium**



Anna Sophie Ebner

Die vorliegende Arbeit wurde am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung der Montanuniversität Leoben, im Auftrag der Firma Andritz AG, durchgeführt.

Leoben, März 2017

Eidesstattliche Erklärung:

Ich erkläre an Eides statt, dass die vorliegende Arbeit von mir selbständig und nur unter Verwendung der angeführten Literatur erstellt wurde.

Leoben, März 2017

Danksagung

Diese Diplomarbeit wurde an der Montanuniversität Leoben am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung, in Zusammenarbeit mit der Firma Andritz AG und weiteren Partnerfirmen, verfasst.

Allen voran möchte ich mich bei meinem Betreuer, Herrn ORat. Dipl.-Ing. Dr. mont. Michael Panzenböck, bedanken. Durch sein kritisches Hinterfragen konnte ich mich fachlich enorm weiterentwickeln. Auch seine moralische Unterstützung und kontinuierliche Motivation haben einen großen Teil zur Vollendung dieser Arbeit beigetragen. Vielen Dank für Ihre Geduld und Zeit, welche Sie in mich und diese Arbeit investiert haben.

Bei Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Helmut Clemens bedanke ich mich, dass ich diese Diplomarbeit an seinem Lehrstuhl durchführen durfte. Weiters möchte ich mich bei sämtlichen Mitarbeitern des Departments bedanken, welche mich bei meiner Diplomarbeit mit Rat und Tat unterstützt haben. Allen voran erwähnen möchte ich Herrn Ing. Bruno Krajnc sowie Herrn Walter Kopper und Herrn Gerhard Hawranek.

Darüber hinaus möchte ich mich ebenfalls bei Frau Dipl.-Ing. Dr. mont. Marlies Borchert und Herrn Ing. Hubert Falk für ihre wertvolle Hilfe und fachliche Unterstützung bedanken.

Ein großer Dank gilt auch meinen Arbeitskollegen Caroline Freitag und Michael Steinacher. Sie haben mich unterstützt und mir so die Arbeit erleichtert. Auch für kleine Aufheiterungen war immer Zeit, wenn es mal nicht so gut lief.

Auch allen meinen Freunden gebührt ein großer Dank. Sie waren immer zur Stelle, wenn ich mal nicht weiterwusste. Besonders möchte ich mich bei meiner langjährigen Freundin Melanie und meiner Mitbewohnerin Katharina für die unzähligen Kaffees, die wir in den Schreibpausen gemeinsam getrunken haben, bedanken.

Zuletzt gilt mein ganz großer Dank meiner Familie, die mich während des ganzen Studiums in Leoben unterstützt und begleitet hat. Die Gewissheit, die ihr mir vermittelt habt, dass ihr immer zu mir stehen werdet, egal was kommen mag, hat mir viel Kraft, Vertrauen und Zuversicht gegeben. Ich kann mir keine bessere Familie als euch wünschen!

Inhaltsverzeichnis

Abkürzungsverzeichnis und verwendete Symbole	1
1 Einleitung und Aufgabenstellung.....	3
2 Theoretische Grundlagen	4
2.1 <i>Entwicklung und Besonderheiten des Werkstoffes 1.4313</i>	<i>4</i>
2.2 <i>Schwingfestigkeit metallischer Werkstoffe</i>	<i>6</i>
2.2.1 Allgemeines	6
2.2.2 Schwingungsrissskorrosion.....	9
2.2.3 Ultra-High-Cycle- Fatigue (UHCF).....	13
3 Experimentelles und Versuchsdurchführung	16
3.1 <i>Untersuchter Werkstoff.....</i>	<i>16</i>
3.2 <i>Probenplan und Methodik.....</i>	<i>17</i>
3.2.1 Medium	18
3.3 <i>Mechanische Kennwerte</i>	<i>18</i>
3.3.1 Kerbschlagbiegeversuch	18
3.3.2 Härte und Mikrohärtigkeit	19
3.3.3 Zugversuch	19
3.4 <i>Elektrochemische Untersuchungen und Auslagerungsversuche.....</i>	<i>19</i>
3.4.1 Auslagerungsversuche	19
3.4.2 Aufzeichnung der Stromdichte-Potential-Kurven	21
3.4.3 Beurteilung der Empfindlichkeit auf Spannungsrissskorrosion	22
3.5 <i>Schwingfestigkeitsprüfung</i>	<i>22</i>
3.5.1 Kontrolle der Oberflächenbeschaffenheit	25
3.5.2 Röntgenographische Eigenspannungsmessungen	26

4	Ergebnisse	27
4.1	<i>Mechanische Kennwerte</i>	27
4.1.1	Kerbschlagbiegeversuch	27
4.1.2	Härte	27
4.1.3	Zugversuch	28
4.2	<i>Elektrochemische Untersuchungen</i>	29
4.2.1	Auslagerungsversuche	29
4.2.2	Stromdichte-Potential-Kurven	31
4.2.3	Beurteilung der Empfindlichkeit auf Spannungsrisskorrosion	34
4.3	<i>Schwingfestigkeitsprüfung</i>	35
4.3.1	Oberflächenbeschaffenheit	35
4.3.2	Eigenspannungsmessungen	35
4.3.3	Versuche an Luft	36
4.3.4	Versuche in Wasser mit unterschiedlichen Chlorid-Konzentrationen	42
5	Diskussion und Ausblick	51
6	Zusammenfassung	55
7	Literaturverzeichnis	56

Abkürzungsverzeichnis und verwendete Symbole

A ₅	Bruchdehnung
DMS.....	Dehnungsmessstreifen
DMW.....	Department für Metallkunde und Werkstoffprüfung
EBSD.....	Electron Backscatter Diffraction
ESU.....	Elektro-Schlacke-Umschmelzen
ESI.....	Erich-Schmid-Institut
FGA.....	Fine Granular Area
FiE.....	Fish-Eye
GBF.....	granular-bright facet
GPV.....	Gleitstufen-Passivschicht-Verletzung
HCF.....	High-Cycle-Fatigue
i.....	Stromdichte
IPF.....	Inverse Pole Figure
IQ.....	Image Quality
LCF.....	Low-Cycle-Fatigue
LW.....	Lastwechsel
MCL.....	Material Center Leoben
M _f	Martensit-Finish-Temperatur
M _s	Martensit-Start-Temperatur
MUL.....	Montanuniversität Leoben
NME.....	nichtmetallischer Einschluss
NCP.....	Numerous Cyclic Pressing
N _D	Grenzlastspielzahl
N _f	Bruchlastspielzahl
ODA.....	Optical Dark Area
P _b	Bruchwahrscheinlichkeit
PTFE.....	Polytetrafluorethylen
R.....	Spannungsverhältnis
R _a	arithmetischer Mittenrauwert
REM.....	Rasterelektronenmikroskop
R _m	Zugfestigkeit
R _{p0,2}	0,2%-Dehngrenze
R _q	quadratische Mittenrauwert
R _t	maximale Rautiefe

Abkürzungsverzeichnis und verwendete Symbole

SprK.....	Spannungsrissskorrosion
SwrK.....	Schwingungsrissskorrosion
U.....	Potential
UHCF.....	Ultra-High-Cycle-Fatigue
VAM.....	Versuchsanstalt für Maschinenbau Innsbruck
Z.....	Brucheinschnürung
ZTU.....	Zeit-Temperatur-Umwandlung
σ_a	Ausschlagsspannung (Spannungsamplitude)
σ_m	Mittelspannung
σ_{max}	Maximalspannung
σ_o	Oberspannung
σ_m	Unterspannung
$\Delta\sigma$	Spannungsschwingbreite ($2 \cdot \sigma_a$)

1 Einleitung und Aufgabenstellung

Wasserkraft hatte schon in sehr frühen Kulturen eine große Bedeutung. Sie wurde meist dazu verwendet, um die Bewegungsenergie des Wassers in mechanische Energie umzuwandeln. Diese wurde direkt genutzt um zum Beispiel Mühlen anzutreiben. Im Laufe der Zeit entwickelte sich die Verwendung der Wasserkraft über die Industrialisierung zu einem wichtigen Energielieferanten, wobei die Energie dank Generatortechnik in elektrische Energie umgewandelt werden kann. Wasserkraftwerke, in der Form wie wir sie heute kennen, gibt es seit circa 100 Jahren [1].

In Österreich werden rund 65 % des heimischen Strombedarfs durch Wasserkraft gedeckt. Im Jahr 2014 wurden somit 44,7 Milliarden Kilowattstunden durch Groß- als auch Kleinwasserkraftwerke erzeugt. Bis ins Jahr 2025 kann die Leistung, durch Neubau und Modernisierungen, um rund 3,5 Milliarden Kilowattstunden gesteigert werden [2].

Gerade hierbei kann auch die Werkstofftechnik einen entscheidenden Beitrag leisten. Da die Hauptkomponenten wie Turbinen, Laufräder und Pumpen bis zu 40 Jahre im Einsatz sind, ist die Beurteilung des Schwingfestigkeitsverhaltens der verwendeten Werkstoffe ein wichtiges Forschungsgebiet.

Das Ziel dieser Arbeit ist es das Festigkeitsverhalten eines 1.4313 (X 5 CrNi 13 4), einem im Kraftwerksbau weit verbreiteten rostfreien Edelstahl, bei dynamischer Beanspruchung zu ermitteln und zu beurteilen. Hierbei soll das Augenmerk vor allem auf den Einfluss des Umgebungsmediums Wasser gelegt werden.

Um möglichst anwendungsnahe Ergebnisse zu erhalten, wurde für die Untersuchungen Wasser aus dem Oschenik Speichersee verwendet. Der Oschenik Speichersee gehört zu einem Speicherkraftwerk (Abbildung 1-1) der Kraftwerksgruppe Fragant im Mölltal der Firma Kelag, welche mit einer Kraftwerksleistung von 474 Megawatt einen Grundpfeiler für die Stromversorgung Kärntens darstellt [3].

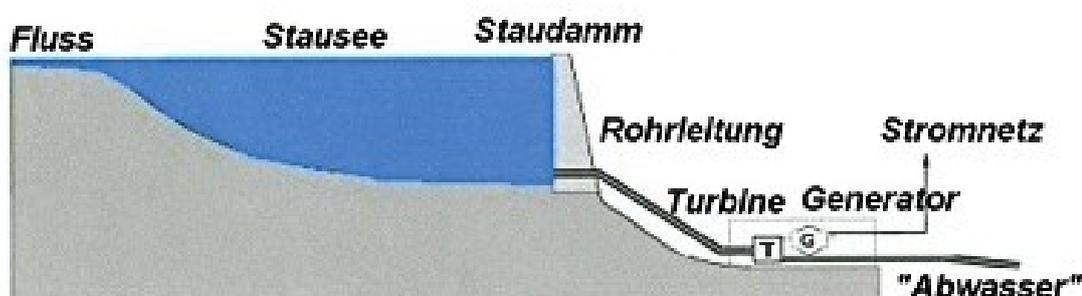


Abbildung 1-1: Schematische Darstellung eines Speicherkraftwerkes [4]

In den 80er Jahren wurden bereits am Fraunhofer-Institut für Betriebsfestigkeit in Darmstadt ausführliche Dauerfestigkeitsuntersuchungen an der damals gängigen Gussvariante des

1.4313 (G-X 5 CrNi 13 4) durchgeführt [5]. Im Laufe der vergangenen vier Jahrzehnte hat sich in der Entwicklung dieses Werkstoffes viel getan. Durch den technischen Fortschritt und der Verwendung von Schmiedestücken statt Gusskomponenten können heutzutage bessere mechanische Eigenschaften erreicht werden. Diese zeigen natürlich auch Auswirkung auf das Verhalten im Dauerfestigkeitsbereich. Daher wird in dieser Arbeit ein Vergleich der damals ermittelten Resultate mit den bei diesen Untersuchungen erhaltenen Werten hergestellt.

2 Theoretische Grundlagen

2.1 Entwicklung und Besonderheiten des Werkstoffes 1.4313

Im Wasserkraftanlagenbau ist der weichmartensitische und korrosionsbeständige Stahl 1.4313 (X 5 CrNi 13-4, Kurzbezeichnung 13-4) ein weit verbreiteter Werkstoff. Erst gegen Ende der 50er Jahre begannen die Forschungen an solchen Stählen. Bis zu diesem Zeitpunkt dominierten in diesem Anwendungsbereich die martensitischen Chromstähle, welche eine hohe Festigkeit und gute Verschleißigenschaften, jedoch nur eine begrenzte Zähigkeit aufweisen. Am Ende der Entwicklungen stand eine Werkstoffgruppe, die sich durch ein gutes Verhältnis von Festigkeit zu Zähigkeit, eine ausreichende Korrosionsbeständigkeit sowie einer guten Durchvergtbarkeit auszeichnete [6, 7].

Zu Beginn der Forschungsarbeiten stand im Vordergrund, eine bessere Schweißbarkeit zu erreichen. Dies ist durch die Absenkung des Kohlenstoffgehaltes auf unter 0,05 % und dem Zulegen von Nickel gelungen. Die Senkung des C-Gehaltes führt zu einer Einschnürung des γ -Gebietes, welches durch Nickel wieder aufgeweitet wird, um eine vollständige Austenitierung zu ermöglichen [6]. Neben dieser Aufgabe bewirkt Nickel, gemeinsam mit dem Element Chrom, eine Verminderung der Bildung von δ -Ferrit [8], erkennbar an der Lage der Legierung im Schöffler-Diagramm (Abbildung 2-1).

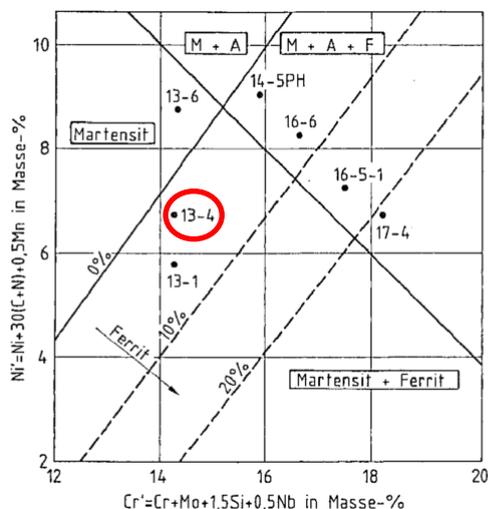


Abbildung 2-1: Lage des Werkstoffes 13-4 (1.4313) im Schöffler-Diagramm [9]

Einen weiteren wichtigen Aspekt für die hervorragenden Eigenschaften der Weichmartensite spielt die Wärmebehandlung. Anhand des ZTU-Schaubildes (Abbildung 2-2) ist erkennbar, dass sowohl bei Abkühlung in Öl, als auch an Luft, eine Durchvergütbarkeit gegeben ist. Durch die Wahl der chemischen Zusammensetzung wird die Perlit-Nase weitestgehend nach rechts verschoben und die Umwandlung beim Härten erfolgt komplett im Martensitgebiet. Dies ist bis zu einer Gesamtabkühlzeit von 100 Stunden bis Raumtemperatur der Fall [7]. Wichtig für einen rentablen Herstellungsprozess ist auch die Lage der Martensit-Finish-Temperatur. Diese liegt bei den meisten Weichmartensiten über Raumtemperatur, was ein Tiefkühlen zur vollständigen Umwandlung in Martensit nicht notwendig macht [9]. Allerdings liegen sowohl Martensit-Start- als auch Finish-Temperatur sehr tief ($M_s=230^\circ\text{C}$, $M_f=100^\circ\text{C}$). Eine daraus folgende Konsequenz ist, dass bei zu schnellem Abkühlen von Gussteilen innere Spannungen entstehen [9]. Um Schäden beim Entformen zu vermeiden, werden die Gussteile oft über Tage hinweg sehr langsam abgekühlt. Je nach Möglichkeit wird auch versucht auf andere Ver- und Bearbeitungstechnologien, wie zum Beispiel dem Zerspanen aus dem Vol-len, zurückzugreifen.

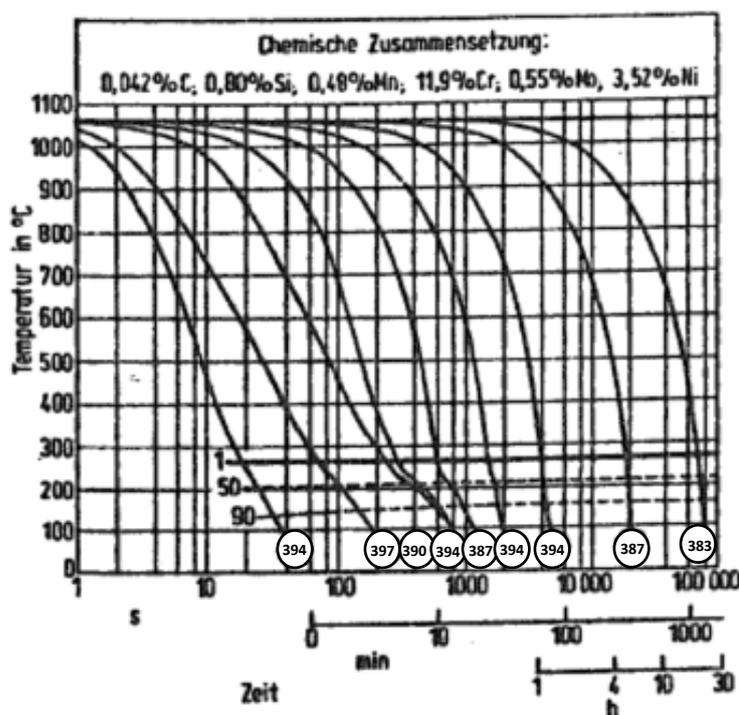


Abbildung 2-2: ZTU-Schaubild des 1.4313 [7]

Um nun das gewünschte Verhältnis von Zähigkeit zu Festigkeit einzustellen, ist ein Anlassen unumgänglich. Die ablaufenden Eigenschaftsänderungen und damit verbundenen Änderungen im Gefüge sind im Vergütungsschaubild ersichtlich (Abbildung 2-3). Bei rund 350°C ist ein leichter Anstieg der Zugfestigkeit zu verzeichnen, welcher auf Karbidausscheidungen zurückzuführen ist. Danach folgt ein Abfall der Festigkeit, gekoppelt mit einem Maximum der

Zähigkeit, durch die Bildungen von feindispersen, stabilen Austenit. Dieser entsteht erst ab einen Nickelgehalt von 3% und wandelt beim Abkühlen nicht mehr in Martensit um [6]. Dieser Mechanismus führt zu erwünschten hohen Kerbschlagwerten. Diese liegen um die 130 J [10]. Ab 600°C entsteht neben dem stabilen Austenit vermehrt auch grober, instabiler Austenit, der zu einer Neuhärtung führen würde [11].

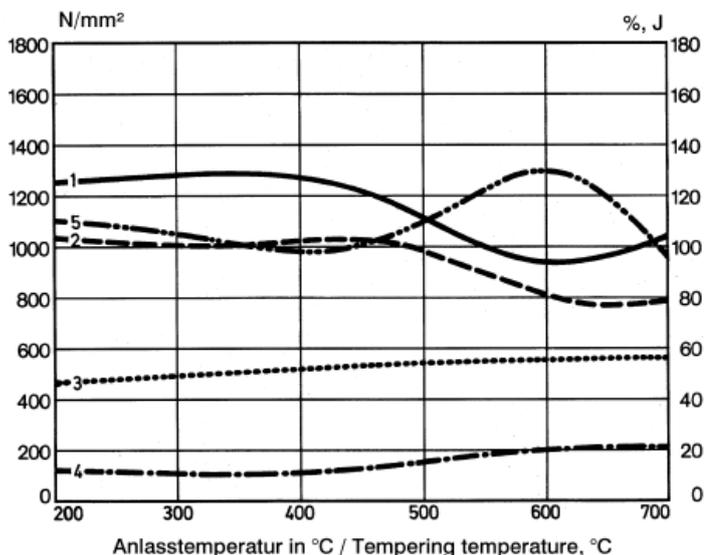


Abbildung 2-3: Vergütungsschaubild des 1.4313 bei einer Härtetemperatur von 1000°C
 1...Zugfestigkeit [N/mm²], 2...Streckgrenze [N/mm²], 3...Einschnürung [%],
 4...Bruchdehnung [%], 5...Kerbschlagarbeit (DMV) [J] [10]

Durch eine Abstimmung von chemischer Zusammensetzung und Wärmebehandlung kann ein gutes Eigenschaftsprofil erhalten werden. Eine weitere Verbesserung der Qualität erwartet man sich von dem Elektroschlack-Umschmelzverfahren (ESU). Durch Verminderung der Verunreinigungen und Erhöhung der Isotropie kommt es zu einer Verbesserung der Zähigkeitswerte [7]. Allerdings ist in der Regel mit einem um 1 ppm erhöhten Wasserstoffgehalt zu rechnen, welcher eine Schädigung durch Wasserstoffversprödung begünstigt. Bei dem vorliegenden Stahltyp liegt der Wasserstoffgehalt ohne spezielle Behandlung der Schmelze, wie zum Beispiel Entgasen oder Vakuumschmelzen, oftmals über 4 ppm. Der Grenzwert für die Anfälligkeit auf Wasserstoffversprödung liegt bei ca. 3 ppm [9].

2.2 Schwingfestigkeit metallischer Werkstoffe

2.2.1 Allgemeines

Materialermüdung ist in vielen Bereichen des Maschinen- und Anlagenbaus ein weit verbreitetes Schadensphänomen. 60-70% aller Schadensfälle sind auf Ermüdung zurückzuführen. Unter wechselnder Beanspruchung kommt es schon bei Belastungen weit unter der statischen Festigkeit zur Anrissbildung, im Speziellen an Defekten oder konstruktionsbedingten

Querschnittsänderungen [12]. Bevorzugt handelt es sich dabei um Kerben, Materialungängen und Inhomogenitäten (nichtmetallische Einschlüsse, Poren, Lunker). Ausgehend von solchen Schädigungen erfolgt ein kontinuierlicher Rissfortschritt, hervorgerufen durch die zyklische Beanspruchung, bis der Restquerschnitt die aufgebrachte Belastung nicht mehr aufnehmen kann und das Bauteil durch Gewaltbruch versagt. Durch diese Vorgänge kann die Ermüdungsbruchfläche in die Bereiche der Rissinitiation, des Rissfortschrittes und des Restbruches eingeteilt werden (Abbildung 2-4).

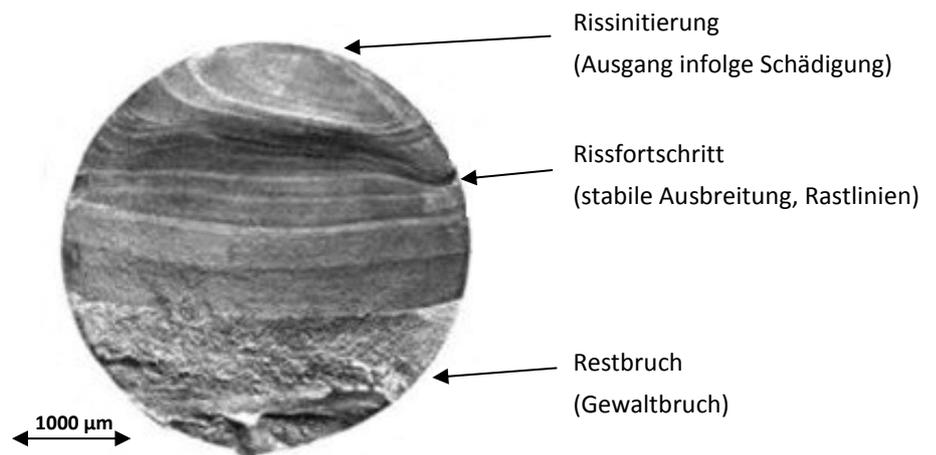


Abbildung 2-4: Ermüdungsbruch eines metallischen Werkstoffes [13]

Beanspruchungen oberhalb des Dauerfestigkeitsniveaus führen bei homogenen, metallischen Werkstoffen bereits im Bereich von 10- 20 % der Lebensdauer zu Schädigungen. Es kommt zur Bildung von zellartigen oder bandförmigen Versetzungsstrukturen. Die weitere plastische Verformung erfolgt stark lokalisiert in den sogenannten „persistenten Gleitbändern“, dies sind Bereiche hoher Gleitaktivität. An der Oberfläche treten Extrusionen und Intrusionen in Erscheinung. Die restliche Matrix bleibt weitestgehend unverformt. Bevorzugt an den Intrusionen beginnen sich Mikrorisse zu bilden, welche sich kontinuierlich vergrößern und unter einem Winkel von ca. 45° zur Hauptnormalspannung fortschreiten [14, 15].

Bei realen Bauteilen erfolgt die Anrissbildung bei Ermüdung in der Regel an der Oberfläche und meist an Stellen einer erhöhten Spannungskonzentration. Hierzu können neben Kerben und lokalen Querschnittsänderungen auch oberflächennahe Fehlstellen, wie Einschlüsse und Inhomogenitäten, gezählt werden [14].

Der weitere Rissfortschritt erfolgt dann makroskopisch gesehen senkrecht zur angelegten Hauptnormalspannung. Der Bruchspiegel zeigt ein glattes Erscheinungsbild und ist mikroskopisch durch das Vorhandensein von Schwingungstreifen, sogenannten „Striations“ gekennzeichnet [15].

In der Praxis lassen Ermüdungsbrüche oftmals „Rastlinien“ erkennen, die auf Oxidationserscheinungen während des Rissfortschrittes und des Risstoppes – im Falle von Stillstandzeiten der Anlage – zurückzuführen sind.

Der letzte Bereich des Schädigungsvorganges ist der Restbruch. Durch die kontinuierliche Verringerung des Nettoquerschnittes nimmt die Spannung im Restquerschnitt bzw. die Spannungsintensität an der Risspitze stetig zu. Sobald die Zugfestigkeit bzw. die kritische Rissbruchzähigkeit des Materials erreicht ist, versagt dieser Bereich innerhalb einiger weniger Lastwechsel. Je nach Material und Beanspruchung kann dieser Bruch duktil oder spröde erfolgen [15, 16].

Um für die Auslegung von Bauteilen gültige Kennwerte zu ermitteln, werden Schwingfestigkeitsuntersuchungen durchgeführt. Die wichtigsten Beanspruchungskennwerte sind in Abbildung 2-5 im Überblick dargestellt. Die bekanntesten Untersuchungen sind dabei auf August Wöhler zurückzuführen. Dabei wird auf der Ordinate die Ausschlagspannung σ_a aufgetragen und auf der Abszisse der Logarithmus der Schwingspielzahl bis zum Versagen N_f [17].

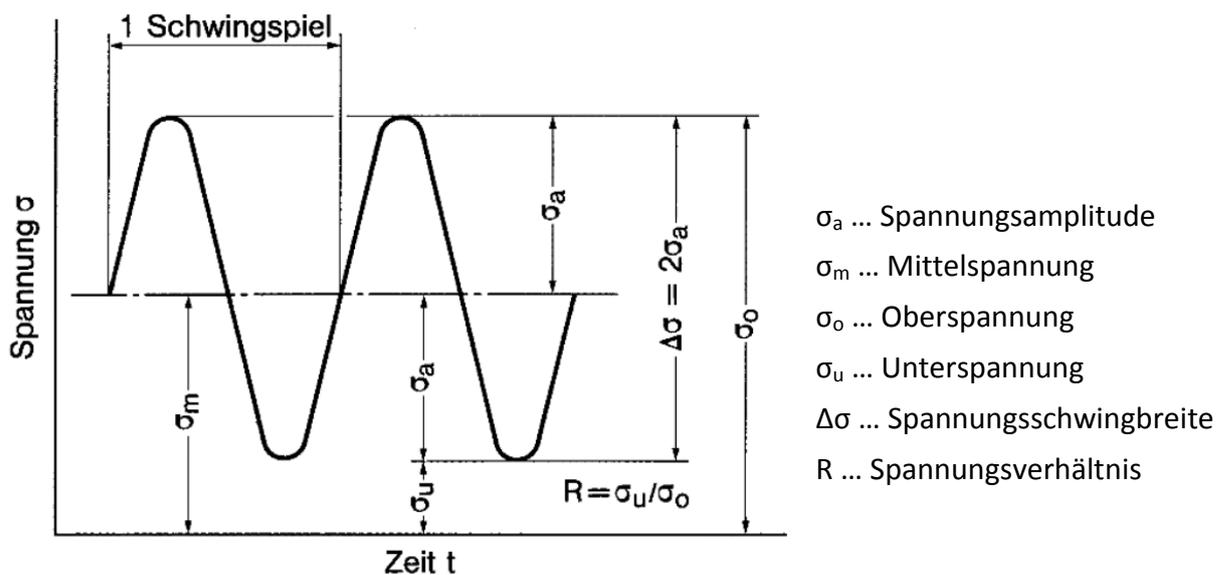


Abbildung 2-5: Beanspruchungsparameter bei der Schwingfestigkeitsprüfung [17]

Die so erhaltenen Wöhlerkurven werden allgemein in zwei Typen eingeteilt. Typ I ist jener mit ausgeprägter Dauerfestigkeit, wie sie zum Beispiel Baustähle aufweisen. Eine schematische Darstellung ist in Abbildung 2-6 a zu sehen. Kfz-Metalle und deren Legierungen sind im Gegensatz dazu Vertreter des Typ II, welche keine ausgeprägte Dauerfestigkeit zeigen (Abbildung 2-6 b). Die Festlegung des Dauerfestigkeitsniveaus erfolgt über die Definition der Grenzlastspielzahl N_D bis zu der kein Versagen eintritt [12].

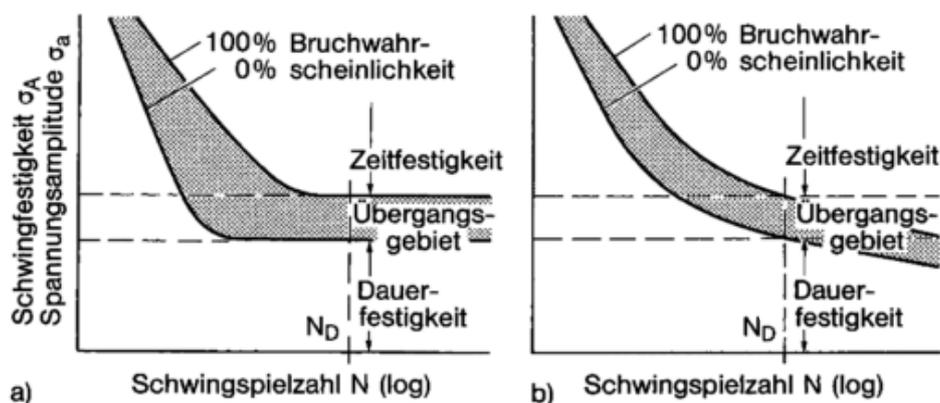


Abbildung 2-6: a) Wöhlerlinie mit ausgeprägter Dauerfestigkeit b) Wöhlerlinie ohne ausgeprägte Dauerfestigkeit [17]

Des Weiteren kann das Wöhlerdiagramm je nach Lastspielzahl in drei Bereiche unterteilt werden.

Der Bereich der Kurzzeitfestigkeit zeichnet sich dadurch aus, dass alle Proben vor Erreichen der Grenzwahrschwingzahl N_D versagen. Dieser erstreckt sich bis etwa 10^3 Lastwechsel (LW). Der anschließende Langzeitfestigkeitsbereich stellt einen Übergang zum Dauerfestigkeitsbereich dar. Im Bereich zwischen 10^3 und 10^7 LW kann es sowohl zum Versagen als auch zu sogenannten „Durchläufern“ kommen. Bereich III ist der Dauerfestigkeitsbereich, hier werden auch nach beliebig langen Lastspielzahlen keine Brüche verzeichnet. Dieser Bereich wird durch Lastwechsel oberhalb der Grenzwahrschwingzahl N_D definiert. Diese liegt je nach Auslegung bei circa $1 \cdot 10^7 - 5 \cdot 10^7$ LW [12, 14].

Schwingfestigkeitsuntersuchungen bei Ausschlagspannungen, die unterhalb der ermittelten Dauerfestigkeit liegen haben gezeigt, dass Versagen bei sehr hohen Lastspielzahlen ($10^8 - 10^9$ LW) zu erwarten ist. Dieses Phänomen wird als Ultra-High-Cycle-Fatigue (UHCF) bezeichnet [18].

Bei der Durchführung eines Ermüdungsversuches gibt es viele Faktoren, die das Dauerfestigkeitsniveau beeinflussen können. Eine für diese Arbeit relevante Einflussgröße ist das Umgebungsmedium und die damit verbundene Korrosionsart der Schwingungsrisskorrosion.

2.2.2 Schwingungsrisskorrosion

Die Schwingungsrisskorrosion (SwrK) ist eine Folge aus der Kombination von schwingender Beanspruchung unter dem gleichzeitigen Einfluss eines korrosiven Umgebungsmediums. Sie ist nicht wie die Spannungsrisskorrosion an eine bestimmte Kombination aus Werkstoff und Medium gebunden, sondern tritt bei allen Metallen und Legierungen im Beisein eines Korrosionsmediums auf. Als Gemeinsamkeit gilt allerdings, dass ein gewisser Grenzspannungsaus-schlag erreicht werden muss, um diese Arten von Korrosion hervorzurufen [19].

Im Allgemeinen kann die SwrK in vier Modi eingeteilt werden.

Dazu zählen:

- SwrK im aktiven Zustand
- SwrK im passiven Zustand
- SwrK mit metastabiler Passivität
- Lochfraßinduzierte SwrK

SwrK im aktiven Zustand

Die SwrK im aktiven Zustand tritt bei Werkstoffen auf, welche im Medium keine Passivschicht ausbilden, z.B. unlegierte und niedriglegierte Stähle. Zu Beginn bilden sich zum Teil sehr große Korrosionsgrübchen, an deren Grund die Anrissbildung startet (Abbildung 2-7). Die Anrisse erscheinen im metallografischen Querschliff stark aufgeweitet, da sie meistens mit Korrosionsprodukten belegt sind. Des Weiteren sind auch oftmals Rissverzweigungen zu beobachten. Die Auswirkung auf den Abfall der Dauerfestigkeit ist sehr groß [19].

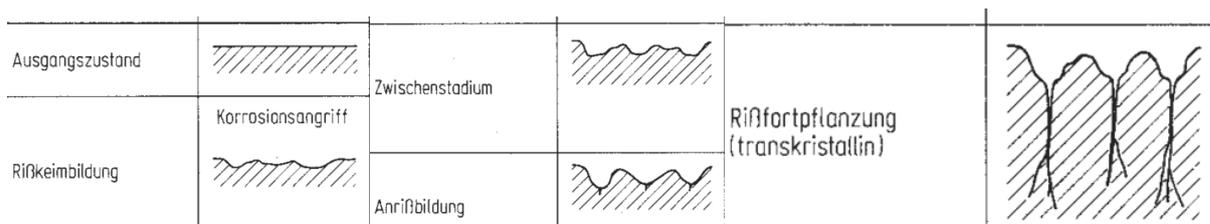


Abbildung 2-7: Schematische Darstellung der Schwingungsrisskorrosion im aktiven Zustand [20]

SwrK im passiven Zustand

Im Gegensatz dazu steht die SwrK im passiven Zustand. Voraussetzung ist, dass der Werkstoff im Umgebungsmedium passivierbar ist und sich im stabil-passiven Zustand befindet. Die Rissinitierung und der Korrosionsangriff erfolgt stark lokalisiert an ausgetretenen Gleitstufen. Es treten nur vereinzelte, extrem feine, nicht verästelte Anrisse auf, an deren Oberfläche kaum Korrosionsprodukte nachgewiesen werden können [19, 20].

Die Rissinitierung im passiven Zustand kann durch das Gleitstufen-Passivschicht-Verletzungsmodell (GPV) beschrieben werden. Dieses Modell ist sowohl bei der Spannungs- als auch bei der Schwingungsrisskorrosion anwendbar. Hierbei wird durch das Austreten einer Gleitstufe die Passivschicht verletzt und das blanke Metall kommt mit dem umgebenden Medium in Kontakt. Es folgt eine anodische Auflösung des Metalls und eine lokale Ablagerung von Korrosionsprodukten. Durch die Lage im stabil-passiven Bereich kann die freigelegte Stelle aufs Neue passivieren. Allerdings kommt es durch die stetige Beanspruchung zum erneuten Abgleiten und der Prozess beginnt von vorne. Die Folge ist das Entstehen ei-

ner Kerbe an der die Rissinitiation erfolgt. Eine schematische Abbildung des GPV-Modelles ist in Abbildung 2-8 ersichtlich [19].

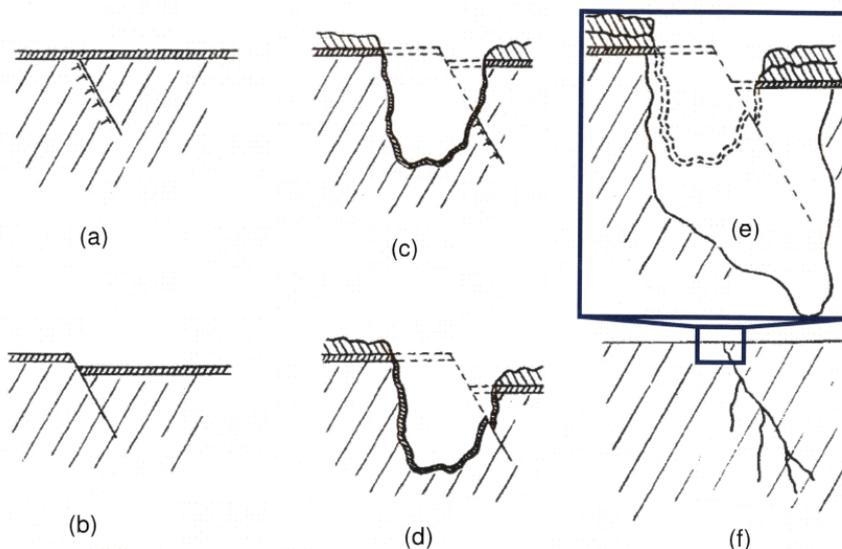


Abbildung 2-8: Schematische Darstellung des GPV-Modelles [12]

SwrK mit metastabiler Passivität

Bei der metastabilen Passivität kommt es an einer kritischen Gleitstufe zu einer zwischenzeitlichen Aktivierung des Werkstoffes. An dieser Stelle kann keine Repassivierung mehr erfolgen und es kommt zur Anrissbildung [19, 21].

Lochfraßinduzierte SwrK

Bei lochfraßinduzierter SwrK kommt es zu einer örtlichen Zerstörung der Passivität durch eine Überlagerung des SwrK-Vorganges mit Loch-, Spalt-, oder interkristalliner Korrosion. Diese Kombination hat einen starken Abfall der Schwingfestigkeit zur Folge [19].

Einflussgrößen auf die SwrK

Bei der SwrK gibt es eine große Möglichkeit an Einflussfaktoren. Grob lassen sich diese in drei Gruppen unterteilen (Abbildung 2-9) [22].

Von Seiten des Werkstoffes und des Gefüges ist vor allem der Reinheitsgrad von entscheidender Bedeutung. Nichtmetallische Einschlüsse und/oder Poren spielen sowohl bei der Ermüdungsbeanspruchung, aber vor allem bei der Schwingungsrisskorrosion, eine große Rolle. Als Folge der unterschiedlichen elastischen Eigenschaften werden bevorzugt an oberflächennahen Einschlüssen erhöhte Spannungskonzentrationen aufgebaut. Dies kann auch schon ohne korrosiven Medium zu einer Anrissbildung führen [23].

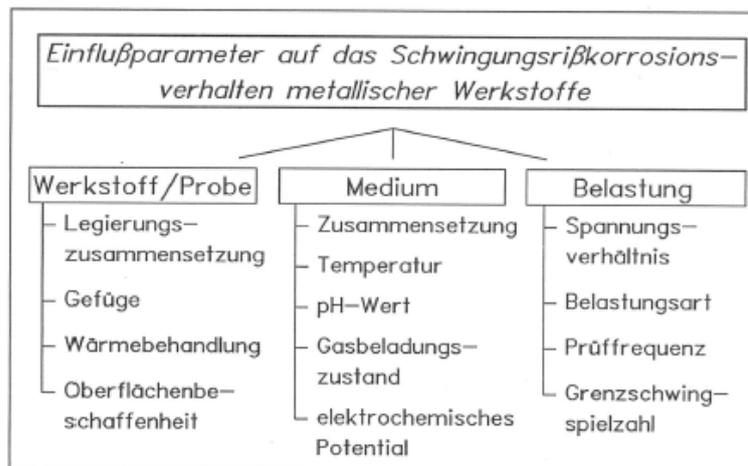


Abbildung 2-9: Einteilung der Einflussgrößen auf die SwrK [22]

Ein allgemein bekanntes metallurgisches Verfahren zur Verbesserung der Reinheit ist das ESU-Verfahren. Hierbei wird ein Stahlblock in das Schlackebad einer Kokille getaucht und durch diese hindurch abgeschmolzen. Beim Durchgang durch die Schlacke werden Schwefel und nichtmetallische Verunreinigungen aufgenommen und somit eine höhere Reinheit im neu gewonnenen Block erreicht. Die Untersuchung an einem 1.4418 [15] zeigt allerdings, dass keine oder nur eine geringe Verbesserung der Schwingfestigkeit nach einer ESU-Behandlung festgestellt werden kann. Vergleicht man die Risseinleitung, so zeigen sich im ESU-Material keine oxidischen oder sulfidischen Einschlüsse am Rissausgang. Die Rissbildung erfolgt stattdessen an Lochfraßstellen.

Auch das verwendete Medium hat einen großen Einfluss auf das SwrK-Verhalten des Werkstoffes. Die allgemeinen Erkenntnisse verschiedenster Untersuchungen an den Lean-Duplex-Stählen 1.4462 (X 2 CrNiMoN 22 5) und 1.4467 (X 3 CrMnNiMoN 25 6 4) sowie an den martensitischen Stählen 1.4021 (X 20 Cr 13) und 1.4120 (X 20 CrMo 13 2,5) über die Konzentration des Mediums zeigen, dass die Dauerfestigkeit mit zunehmender Chloridionkonzentration abnimmt [22].

Auch die Sauerstoffkonzentration des Umgebungsmediums hat eine Auswirkung auf die Dauerfestigkeit. Hierbei liegt die Tendenz zu höheren Dauerfestigkeitswerten mit niedrigem O₂-Gehalt [22]. In den Forschungsarbeiten von Duquette und Uhlig [24] an einem Kohlenstoffstahl mit 0,18 % Kohlenstoff im spannungsarmgeglühten Zustand wurde nachgewiesen, dass die Dauerfestigkeit im entlüfteten Wasser (mittels vorgeschaltetem Deaktivator mit gebeizter Eisenfolie) und 3 % NaCl, in etwa derer an Luft entspricht. Dies zeigt ebenfalls die Wichtigkeit des Sauerstoffeinflusses auf die Dauerfestigkeit.

Ein weiteres auftretendes Phänomen, welches bei Untersuchungen an verschiedenen passivierbaren Stählen unter unterschiedlichen mechanischen und chemischen Beanspruchungen in chloridhaltigen Medien festgestellt wurde, ist die Unterstützung von SwrK durch Spannungsrissskorrosion (SprK). Hierbei wurde festgestellt, dass bei Zuständen mit Zugeigenspannungen auch bei zyklischer Beanspruchung die Rissbildung durch SprK starten kann. Erst ab dem Erreichen einer gewissen Risslänge und dem Vorhandensein einer ausreichenden Kerbwirkung erfolgt der Übergang in einen Schwingriss [25].

2.2.3 Ultra-High-Cycle- Fatigue (UHCF)

Für die meisten technischen Anwendungen ist zur Ermittlung der Dauerfestigkeit eine Grenzlastspielzahl von $1 \cdot 10^7 - 5 \cdot 10^7$ LW ausreichend. Allerdings kommt es vor allem bei hochfesten Stählen zu einer Ausbildung einer zweistufigen Wöhlerkurve. Diese lässt sich durch zwei Kurven mit einem kontinuierlichen Übergang zusammensetzen (Abbildung 2-10). Zum einen aus der klassischen Wöhlerkurve mit einem oberflächeninduzierten Versagen. Die zweite Kurve entsteht in Lastwechselbereich von $10^7 - 10^9$ und ist gekennzeichnet durch die Rissentstehung im Inneren, meist an einem nichtmetallischen Einschluss. Es können aber auch Unregelmäßigkeiten in der Mikrostruktur, wie Kornflächen und Phasengrenzen, die Versagensursache sein [18].

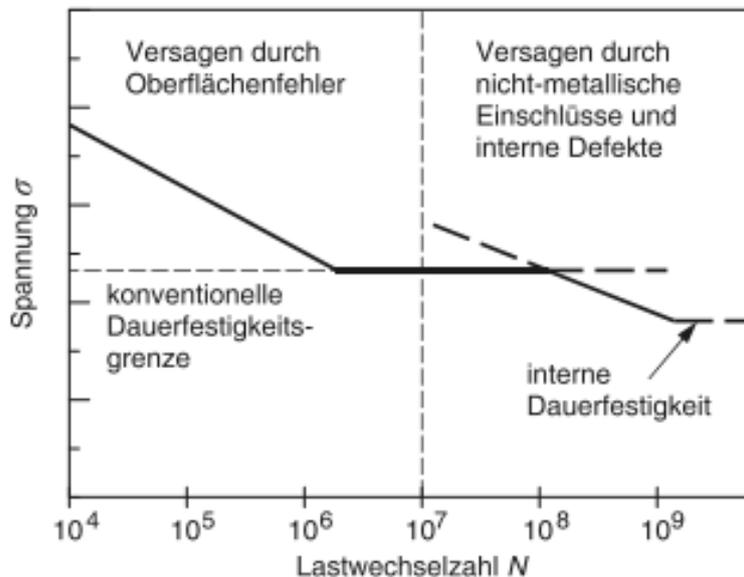


Abbildung 2-10: Schematische zweistufige Wöhlerkurve für hochfeste Stähle im UHCF [18]

Fraktografisch zeichnet sich das Bruchbild im Inneren durch ein, den Einschluss umschließendes, dunkles Gebiet aus. Je nach Literatur sind die Bezeichnungen ODA (Optical Dark Area), FGA (Fine Granular Area) und GBF (granular-bright facet) gebräuchlich. Die ODA wird von einer sogenannten Fish-Eye-Zone (FiE) umgeben.

Mehrere Faktoren nehmen Einfluss auf die Größe der ODA. Die Fläche steigt mit höheren LW an und ist bei einem Versagen bei niedrigen Lastspielzahlen nicht nachweisbar. Auch der Wasserstoff spielt eine entscheidende Rolle. Murakami [18] hat nachgewiesen, dass nicht-metallische Einschlüsse sehr stark Wasserstoff in ihrer Umgebung binden, und mit steigendem Wasserstoffgehalt die Fläche der ODA zunimmt.

Der Mechanismus zur Rissentstehung und zur Bildung der ODA ist noch nicht gänzlich geklärt. Es gibt unterschiedliche Theorien, die Erklärungen für einzelne experimentell auftretende Phänomene liefern. Aber jedes Modell birgt Schwierigkeiten in der Beschreibung von allgemeineren Fällen.

Wasserstoffunterstütztes Risswachstum (hydrogen assisted crack growth)

Hierbei wird die Bildung der ODA durch den Wasserstoff unterstützt, der in der Nähe des nicht metallischen Einschlusses (NME) vorliegt. Der Rissfortschritt verläuft sehr langsam und hinterlässt eine raue Oberfläche. Ab dem Erreichen der kritischen Risslänge erfolgt der Fortschritt ohne das offensichtliche Einwirken von Wasserstoff.

Dekohäsion sphärischer Karbide (decohesion of spherical carbides)

Bei diesem Mechanismus wird angenommen, dass das Risswachstum durch die Ablösung sphärischer Karbide (durchschnittliche Größe $0,8 \mu\text{m}$) von der Matrix in der Nähe des Einschlusses beginnt. Der Riss entsteht an der Grenze zwischen Karbiden und Matrix und erzeugt die raue Oberfläche der ODA. Ab der kritischen Risslänge ist auch hier die Ausbreitung unabhängig vom vorangegangenen Mechanismus [26].

Bildung und Ablösung einer feinkörnigen Schicht (formation and debonding of fine granular layer)

Es wird von der Bildung einer feinkörnigen Schicht ausgegangen, welche vor der Rissinitiation in der Umgebung des Einschlusses entsteht. Nach und nach beginnt sich diese an einzelnen Stellen abzulösen. Durch das vollständige Ablösen der feinkörnigen Schicht von der übrigen Matrix erfolgt dann die Anrissbildung. Der weitere Rissfortschritt folgt danach dem Paris-Gesetz.

Lokale Kornfeinung an der Risspitze (local grain refinement at the crack tip)

Dieses Modell ist dem der Bildung und Ablösung der feinkörnigen Schicht sehr ähnlich. Der Unterschied besteht darin, dass nun die feinkörnige Zone erst an der Risspitze und nicht wie vorhin schon vor der Anrissbildung entsteht.

Bei den Untersuchungen [27] an Baustählen mit mittlerem Kohlenstoffgehalt machte man die Beobachtung, dass das Vorhandensein einer ODA stark vom Spannungsverhältnis R ab-

hängig ist. Bei R-Werten größer gleich 0 wurde der Ermüdungsriss zwar von einem Einschluss im Inneren mit einer Fish-Eye-Zone ausgelöst, eine ODA konnte jedoch nicht beobachtet werden. Es ist ersichtlich, dass die oben genannten Mechanismen das Vorhandensein oder Fehlen der ODA nicht ausreichend erklären können. Da die Fläche der ODA die ausschlaggebende Größe für die Anrissentstehung darstellt und circa 95% der Lebensdauer einnimmt, sollte hervorgehoben werden, wie wichtig die Kenntnis über die Entstehung der Risse in dieser Region ist.

Häufiger zyklischer Druck (Numerous cyclic pressing - NCP)

Aus den obengenannten Schwachstellen der Mechanismen hat sich das NCP-Modell entwickelt. Durch eine Konzentration von plastischer Deformation zwischen Einschluss und Matrix kommt es zur Anrissbildung. Aufgrund der frühen Verlängerung des entstandenen Risses, ist die Rissflanke durch die zyklische Beanspruchung einem wiederholten Druck unterworfen. Dieser Mechanismus kann mit dem Risschließeffekt verglichen werden und wird zusätzlich durch das Freiwerden von Eigenspannungen unterstützt. Folglich wird die ursprünglich grobkörnige Rissoberfläche „zerstückelt“ und es entstehen feine „Nano-Körner“ durch die stark lokalisierte plastische Deformation. Dieser Prozess läuft über mehrere Millionen LW weiter und es entsteht eine dünne Schicht aus diesen Nano-Körnern. Sobald die ODA die kritische Größe erreicht hat, erfolgt der Übergang in ein Fish-Eye und eine normale Schwingbruchfläche [28].

3 Experimentelles und Versuchsdurchführung

3.1 Untersucher Werkstoff

Als Versuchswerkstoff standen Ringsegmente des Werkstoffes 1.4313 mit ESU-Behandlung der Firma Böhler zur Verfügung. Diese Segmente wurden aus Schmiedescheiben für Impeller entnommen. Die Impeller stammen aus unterschiedlichen Chargen, daher gibt es geringfügige Schwankungen in der chemischen Zusammensetzung. Die Grenzwerte sind in Tabelle 3-1 gelistet. Das vorhandene Probenmaterial und die Entnahmestelle aus dem Schmiedestück sind in Abbildung 3-1 ersichtlich.

Des Weiteren wurde von der Fa. Böhler ein Vergleichswerkstoff, im weiteren Verlauf als Dummy-Material bezeichnet, der Qualität 1.4313 bereitgestellt. Dieser wurde allerdings nicht dem ESU-Verfahren unterzogen. Die Kennwerte dieses Materials werden vergleichend in die Arbeit aufgenommen. Die chemische Zusammensetzung ist im Vergleich zum Ringmaterial in Tabelle 3-1 gegenübergestellt.

Tabelle 3-1: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Werkstoffe in Masseprozent

		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	H ₂ [ppm]
Ringmaterial	Soll	< 0,05	< 0,7	< 1,5	< 0,04	< 0,015	12-14	0,3-0,7	3,5-4,5	< 2
	Ist Min.	0,01	0,3	0,58	0,016	0,003	12,53	0,52	3,75	0,3
	Ist Max.	0,032	0,37	0,66	0,19	0,005	12,88	0,55	3,88	0,7
Dummymaterial	Soll	0,015-0,035	< 0,6	0,5-0,8	< 0,03	< 0,015	12,5-13	0,35-0,5	4,2-4,8	-
	Ist	0,022	0,35	0,61	0,023	0,001	12,59	0,45	4,27	-

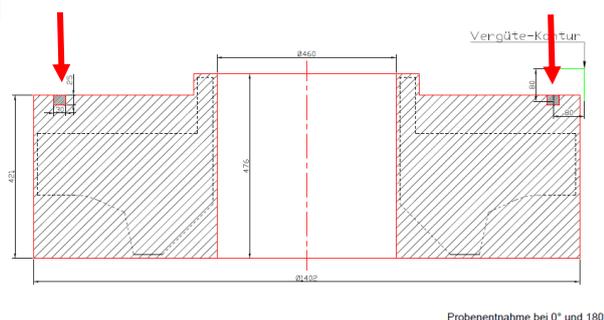


Abbildung 3-1: Probenmaterial und Entnahmeposition (rote Pfeile) der Ringsegmente

Der Werkstoff wird zu Beginn im elektrischen Lichtbogenofen aus Schrott erschmolzen. Die weitere Behandlung der Schmelze, wie die Einstellung des C-Gehaltes sowie desoxidieren und entschwefeln, wird im AOD-Konverter durchgeführt. Vor dem Abgießen der Elektrode, mittels steigendem Guss, erfolgt eine sekundärmetallurgische Vakuumbehandlung sowie das Einstellen der exakten Legierungsgehalte und der Gießtemperatur.

Nach dem Abgießen wurde das Ringmaterial, um eine hohe Reinheit zu erreichen, dem ESU-Verfahren unterzogen. Hierbei wird die erhaltene Elektrode abgeschmolzen und beim Durchgang durch die ESU-Schmelze von weiteren Einschlüssen gereinigt.

Der Reinheitsgrad wurde bei Fa. Böhler mit der K_0 -Methode nach DIN EN 10247 bestimmt. Hierbei werden auf einer festgelegten Prüffläche von 200 mm² alle NME ab der Größenklasse 0 (> 5 µm) gezählt und mit dem von der Norm vorgegebenen Faktor der Klasse multipliziert. Es wird danach die Summen-Kennzahl ermittelt und um eine bessere Vergleichbarkeit zu erhalten noch auf eine Prüffläche von 1000 mm² umgerechnet. Der ermittelte Wert liegt mit einem K_0 -Wert von 6 im Mittelfeld von ESU-Material. Das erlaubte Maximum liegt bei 12.

Als nächster Bearbeitungsschritt folgt das Schmieden der Impeller-Scheiben. Der erreichte Endumformgrad beträgt 85,9 % transversal zur Achse.

Bei dem weichmartensitischen Stahl 1.4313 ist eine Wärmebehandlung unerlässlich. Vorangehend zum Anlassen wird der Werkstoff bei einer Temperatur von 950°C an Luft gehärtet. Zur Einstellung des Festigkeit-Zähigkeits-Verhältnis erfolgt ein Anlassen bei 590°C über eine Haltedauer von 20 Stunden [29].

3.2 Probenplan und Methodik

Bezüglich des Probenplanes herrschte, auf Grund der Mitwirkung der unterschiedlichen Firmen, eine bestimmte Arbeitsteilung. Einen groben Überblick gibt hierbei Tabelle 3-2. Weitere Details zu Durchführung und Probengeometrie sind aus den nachfolgenden Kapiteln zu entnehmen.

Tabelle 3-2: Arbeitsteilung der Kooperationspartner

Institution \ Untersuchung	Department Metallkunde und Werkstoffprüfung	Institut Allgemeine und Analytische Chemie	VAM Innsbruck	Böhler Edelstahl	Andritz AG	Material Center Leoben (MCL)
Zugversuch				X		
Kerbschlagversuch	X			X		
Härtemessung	X			X		
Gefüge	X					
Reinheitsgrad				X		
Wasseranalyse					X	
Fraktografie	X					
Schwingfestigkeit	X		X			
Auslagerungsversuche	X					
i-U-Kurve		X				
Profiliometermessung	X					
Eigen Spannungsmessung						X

3.2.1 Medium

Als Versuchsmedium für Auslagerungsversuche und Schwingfestigkeitsuntersuchungen wurde das Wasser aus dem Oschenik-Speichersee im Mölltal entnommen. Eine Wasseranalyse wurde bei Andritz AG durchgeführt. Die wichtigsten Kennwerte und Elemente sind in Tabelle 3-3 angeführt.

Tabelle 3-3: Analyse des Wassers aus dem Oschenik-Speichersee

Wasseranalyse					
Leitfähigkeit	µS/cm	153	Kalzium (Ca ²⁺) durch CaCO ₃	mg/l	77,1
pH (bei 25°C)		7,48	Chloride	mg/l	<0,01
Alkalinität durch CaCO ₃ (zu pH 4,5)	mg/l	33,4	Kupfer	mg/l	0,06
Total gelöste Feststoffe	ppm	30	Eisen	mg/l	0,037
Totale Härte	°dH	4,33	Magnesium (Mg ²⁺)	mg/l	<0,1
Totale Härte durch CaCO ₃	mg/l	77,1	Mangan	mg/l	<0,1
Nephelometrischer Trübungswert	NTU	139	Sulfate	mg/l	58
			Sulfide	mg/l	0,02

Neben dem reinen Oschenik Wasser waren noch zwei weitere Medien in Verwendung. Das Grundmedium weist eine sehr geringe Chloridkonzentration (< 0,01 ppm) auf. Für weitere Untersuchungen, um den Einfluss von Chloriden auf die Ermüdungsfestigkeit zu prüfen, wurde das Wasser mit 100 ppm und 800 ppm Chlorid angereichert.

3.3 Mechanische Kennwerte

3.3.1 Kerbschlagbiegeversuch

Der Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy wurde nach DIN EN 10045 durchgeführt. Als Prüfmaschine diente ein Kerbschlaghammer von Zwick Roell (Typ RKP 300) mit einem Nennarbeitsvermögen von 300 J. Geprüft wurden insgesamt zehn Proben mit V-Kerb. Vier Stück bei 20°C und ein Satz von je drei Proben bei 0°C und -20°C. Die Entnahmepositionen der Proben sind in Abbildung 3-2 ersichtlich.

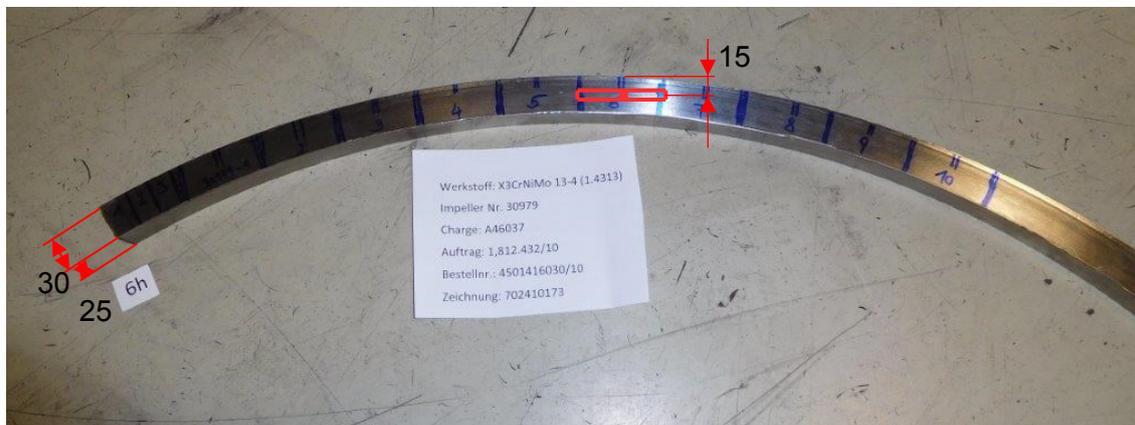


Abbildung 3-2: Entnahmeposition der Kerbschlagproben

3.3.2 Härte und Mikrohärt

Die Härtemessung nach Vickers wurde nach DIN EN ISO 6507 (HV10) durchgeführt. Die verwendete Prüfmaschine ist vom Modell Zwick 3212. Die Messung erfolgte an Quer- und Längsschliff eines Reststückes einer geprüften Kerbschlagprobe. Es wurden jeweils fünf Eindrücke gesetzt und daraus der Mittelwert bestimmt.

Des Weiteren erfolgte eine Umrechnung mit der Härte-Vergleichstabelle nach DIN 50150 in Brinellhärte, um eine bessere Vergleichbarkeit mit den Daten der Fa. Böhler zu erhalten. Die Härtemessungen der Fa. Böhler wurden mit dem Equotip-Verfahren an 12 Positionen auf beiden Seiten des Impellers durchgeführt. Es erfolgte eine automatische Umrechnung in HB-Werte.

Die Härte des Dummymaterials wurde nach der ASTM E10-15a (HBW5/750) bei der Fa. Böhler bestimmt.

In Folge der fraktografischen Untersuchungen an den Schwingfestigkeitsproben, ergab sich die Notwendigkeit einer Mikrohärtprüfung. Diese wurden nach Vickers DIN EN ISO 6507 (HV 0,1) durchgeführt. Als Gerät diente ein Lichtmikroskop Polyvar Met mit ausgerüstetem Mikrohärtprüfer des Typs Reichert-Jung Micro Duomat 4000.

3.3.3 Zugversuch

Die Kennwerte des Zugversuches wurden aus den mitgelieferten Testzertifikaten der Fa. Böhler entnommen. Die Testzertifikate sind in Übereinstimmung mit der Norm EN 10204-3.2 und wurden beglaubigt durch die Andritz AG und der TVFA.

3.4 Elektrochemische Untersuchungen und Auslagerungsversuche

3.4.1 Auslagerungsversuche

Als Probenmaterial für die Auslagerungsversuche wurden quaderförmige Proben aus den bereits geprüften Kerbschlagbiegeproben entnommen (Abbildung 3-3 a). Um ein aussagekräftiges Ergebnis zu erhalten wurden zwei Versuchsreihen durchgeführt.

Um bei den Proben von einer vergleichbaren Oberfläche auszugehen, wurden alle Seiten grob mit SiC-Papier der Körnung 120 angeschliffen. Es wurde dabei darauf geachtet, dass jene Seite mit der Auflagerkerbe vom Kerbschlagbiegeversuch einem ausreichenden Abtrag aufzuweisen hat, um keinen Einfluss einer plastischen Verformung zu erhalten. Die dieser Seite gegenüberliegende Fläche wurde mit SiC-Papier der Körnung 1200 geschliffen und anschließend mit 3 µm und 1 µm poliert und zuletzt gereinigt (Abbildung 3-3 b).

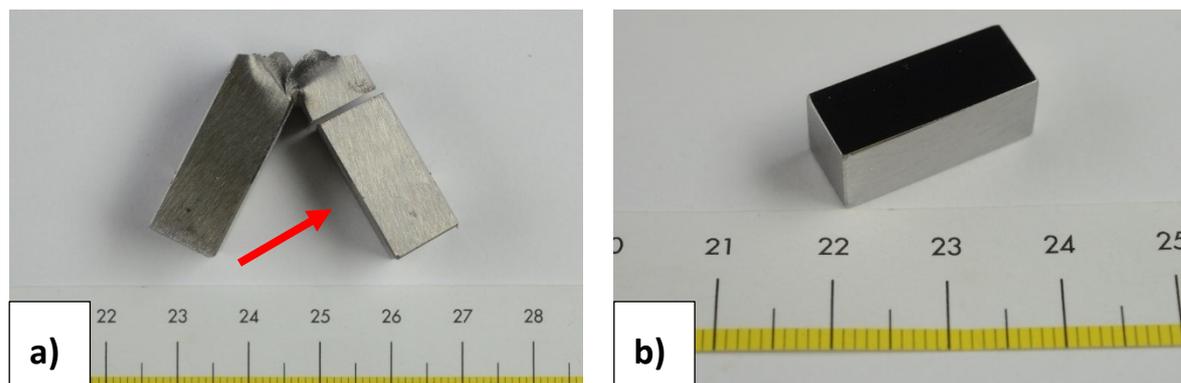


Abbildung 3-3: a) Probenentnahme aus geschlagener Kerbschlagbiegeprobe (roter Pfeil markiert polierte Fläche) b) Probe nach dem Schleifen und Polieren

Um die Bildung einer Passivschicht zu ermöglichen wurden die Proben vor Versuchsbeginn für einige Tage an Luft gelagert. Die verwendeten Medien wurden ebenfalls einige Tage vor Versuchsbeginn hergestellt, um eine vollständige Auflösung des Natriumchlorides zu gewährleisten. Als Grundmedium diente Oschenik Wasser. Die dazugehörige Analyse ist aus Tabelle 3-3 zu entnehmen. Die Zugabemenge an NaCl zum jeweiligen Medium ist in Tabelle 3-4 ersichtlich.

Tabelle 3-4: Zugabemengen an NaCl zu Oschenikwasser

Medium	Menge Chloride [ppm]	Zugabe Menge NaCl [mg/l]
Oschenik Wasser	<0,01	-
Oschenik 100 + ppm Cl ⁻	100	164,7
Oschenik 800 + ppm Cl ⁻	800	1317,5

Vor dem Versuchsbeginn wurden alle Proben mittels Mikrometerschraube auf 0,01 mm genau vermessen und die Oberfläche berechnet. Pro cm² Oberfläche wurden circa 30 ml Medium verwendet. Dadurch ergab sich eine Menge von rund 250 ml je Probe. Des Weiteren wurde das Gewicht auf 0,01 g genau mit der Analysewaage Sartorius LC4801P gemessen, um einen möglichen Gewichtsverlust ermitteln zu können. Abschließend wurden die Proben nochmals mit Ethanol im Ultraschallbad gereinigt und mit Hilfe von Glaskörben in das jeweilige Medium gestellt (Abbildung 3-4). In regelmäßigen Abständen erfolgte eine Beurteilung der Proben. Dabei wurden diese mit Ethanol im Ultraschallbad gereinigt, getrocknet, gewogen und unter dem Lichtmikroskop begutachtet.

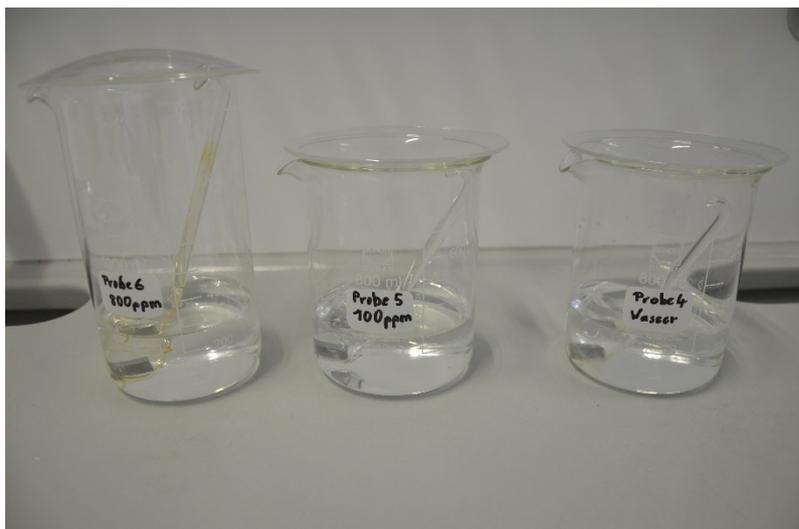


Abbildung 3-4: Aufbau und Anordnung der Auslagerungsversuche

3.4.2 Aufzeichnung der Stromdichte-Potential-Kurven

Die Aufzeichnung der Stromdichte Potential-Kurven wurden am Institut für Allgemeine und Analytische Chemie vorgenommen. Die Probenentnahme und Medienerstellung erfolgte am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung. Von den üblichen Materialringen wurde eine ca. 1 cm dicke Scheibe abgetrennt, von denen drei Plättchen mit einer Dicke von etwa 2 mm entnommen wurden (Abbildung 3-5).

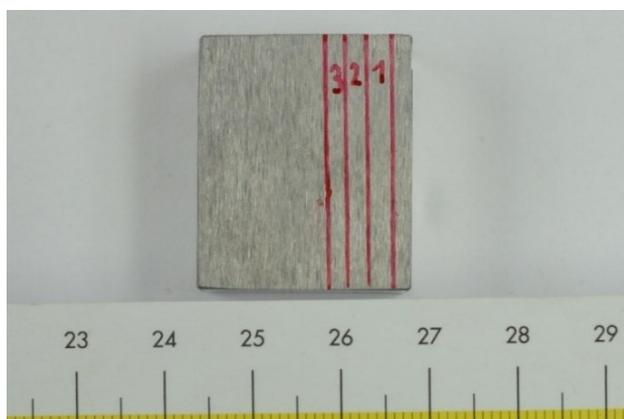


Abbildung 3-5: Probenentnahme für die Ermittlung der Stromdichte-Potential-Kurven

Vor Versuchsbeginn wurden die Plättchen, ebenfalls am Institut für Allgemeine und Analytische Chemie, elektroliert um eine gleichmäßige Oberflächenbeschaffenheit vorauszusetzen. Das Erstellen der Kurve erfolgte mit einer elektrochemischen Zelle, einem Potentiostaten des Typs Gamry Reference 600 und dem Thermostaten Lauda Eco E306.

Der Elektrolyt wurde auf 20 °C temperiert und mit Luft eine Umwälzung des Mediums erzielt. Eine Scanrate von 200 mV/h und eine Umkehrstromdichte von 10^{-3} A/cm² wurden eingestellt. Alle Proben wurden bis zu 20 mm tief in den Elektrolyten getaucht, um Kontaktkorrosion zwischen der Probe und dem Platinknopf des Probenhalters zu vermeiden. Die Ab-

messungen jeder Probe wurden vor jedem Versuch mittels Schiebelehre bestimmt. Des Weiteren wurde vor jedem Versuch das Ruhepotential für eine Stunde gemessen.

3.4.3 Beurteilung der Empfindlichkeit auf Spannungsrissskorrosion

Um den Werkstoff gegenüber SprK zu testen wurde eine Biegevorrichtung gefertigt (Abbildung 3-6). In dieser wurden zylindrische Probenstäbe mit 5 mm Durchmesser eingespannt und in Salzsäure unterschiedlicher Konzentration ausgelagert. Die Stäbe wurden aus dem Reststück eines Spannzapfens einer Schwingungsprobe gefertigt. Des Weiteren wurden sie mit denselben Parametern wie die Wechsellastproben elektroliert.



Abbildung 3-6: Biegevorrichtung für Auslagerungsversuche in Salzsäure zur Beurteilung der Empfindlichkeit auf SprK

Der erste Versuch wurde mit 10%er Salzsäure über eine Dauer von 20 Stunden durchgeführt. Weitere Untersuchungen wurde in 1%er Säure vorgenommen. Der Versuchszeitraum wurde auf 7 Tage ausgedehnt.

Es erfolgte eine regelmäßige Begutachtung der Wasserstoffbildung sowie die Erstellung eines Querschliffes nach Versuchsende.

3.5 Schwingfestigkeitsprüfung

Die Schwingfestigkeitsprüfung erfolgte einerseits am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung (DMW) sowie an der Versuchsanstalt für Maschinenbau in Innsbruck (VAM).

Am DMW kam ein Hydropulsator vom Typ PSA 100 ($F_{\max} \pm 100$ kN) der Fa. Schenck zum Einsatz. Die Prüfung in Innsbruck wurde auf einer servohydraulischen Universalprüfmaschine des Typs 8501 H0201 der Fa. Instron durchgeführt. Zur Temperierung des Mediums auf 20°C wurde am DMW der Kältethermostat RE 415 S der Fa. Lauda verwendet. Bei VAM war das Thermostat Lauda Ecoline RE107 mit dem Kontrollkopf E100 im Einsatz. Die beiden Versuchsaufbauten mit Korrosionszelle sind in Abbildung 3-7 zu sehen.

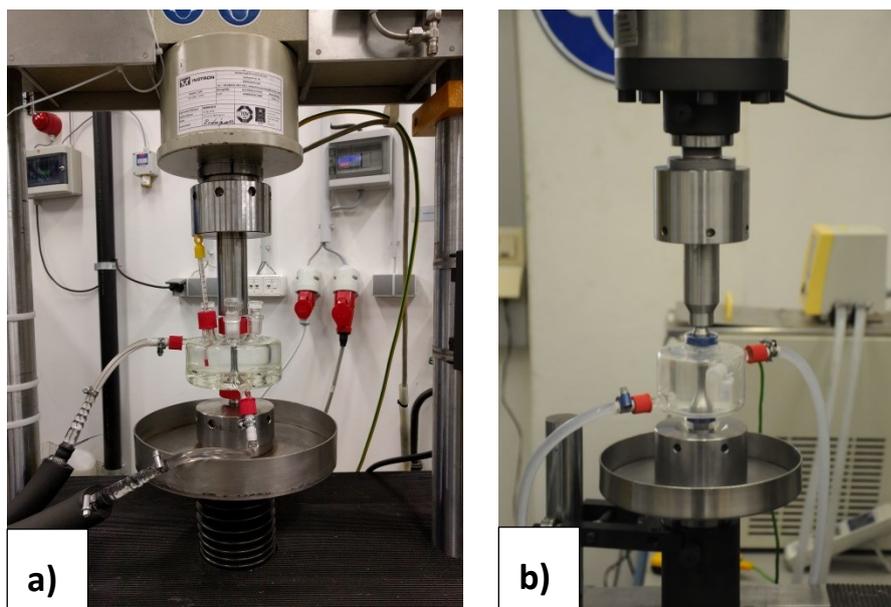


Abbildung 3-7: Dynamischer Versuchsaufbau in korrosiver Umgebung (Korrosionszelle) a) DMW Leoben b) VAM Innsbruck

Um eine Unterscheidung der Wöhlerdaten etwas einfacher zu gestalten werden diese in Tabelle 3-5 nummeriert und fortan mit dieser Nummer bezeichnet.

Tabelle 3-5: Kennzeichnung Wöhlerkurven

Name	Medium	Proben Anzahl	Prüfort
Wöhlerkurve Dummy (grün)	Luft	8 Proben	DMW
		3 Proben	VAM
Wöhlerkurve 1 (blau)	Luft	10 Proben	DMW
		4 Proben	VAM
Wöhlerkurve 2 (rot)	Wasser Oschenik	15 Proben	DMW
Wöhlerkurve 3 (rot)	Wasser Oschenik	12 Proben	VAM
Wöhlerkurve 4 (lila)	Wasser Oschenik	15 Proben	MUL
	800 ppm	3 Proben	VAM

Das Spannungsverhältnis wurde bei allen Untersuchungen mit $R=0,1$ (Zug-Schwellbereich) eingestellt. Die Prüffrequenz wurde in Abhängigkeit des Lastniveaus variiert. In Leoben betragen die Frequenzen 30-80 Hz, wogegen in Innsbruck der Frequenzbereich zwischen 10 und 78 Hz lag.

Um die Versuchszeiten zu reduzieren wurden für jedes Prüfinstitut unterschiedliche Grenzlastspielzahlen vereinbart. Für das DMW wurde die Grenzlastspielzahl mit $5 \cdot 10^7$ definiert, für die VAM mit $2 \cdot 10^7$.

Die verwendeten Probenformen für die Versuche an Luft und Wasser sind in Abbildung 3-8 sowie Abbildung 3-9 ersichtlich.

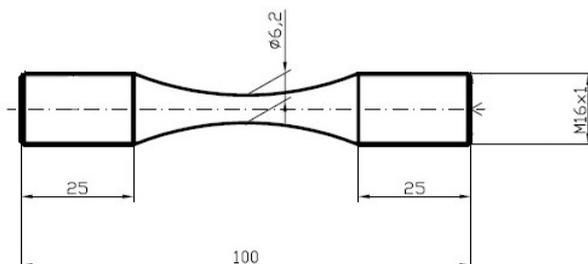


Abbildung 3-8: Wechsellastprobe für Schwingfestigkeitsuntersuchungen an Luft

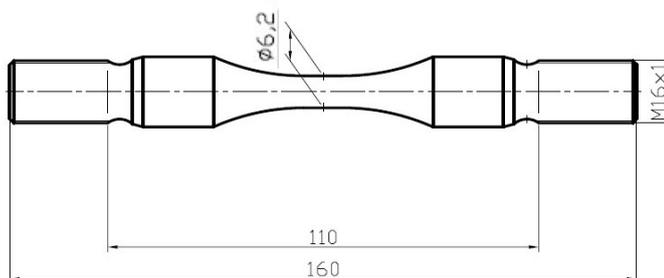


Abbildung 3-9: Korrosionswechsellastprobe für Schwingversuche im Medium

Die Entfernung der Verformungsschicht, die infolge der mechanischen Bearbeitung entstand, erfolgte durch elektrolytisches Polieren. Es wurden $200 \mu\text{m}$ in Umfangsrichtung abgetragen. Die Vorrichtung für diesen Arbeitsschritt ist in Abbildung 3-10 zu sehen. Die Temperierung erfolgte mit dem Thermostat Lauda E4S. Die Umwälzung des Elektrolyten wurde mittels Magnetrührer RCT Basic Safety Control der Firma IKA bewerkstelligt. Als Elektrolyt wurde der E269 der Firma Poligrat verwendet. Dieser Elektrolyt besteht aus Schwefelsäure, Phosphorsäure und Triethanolamin. Als Kathode diente ein Kupferblech. Spannung und Strom wurden mit einem Netzgerät konstant gehalten. Zu Beginn wurde, um die Gewinde und Dichtflächen der Korrosionsproben zu schützen, ein PTFE-Gewindeband gewickelt. Die Parameter für Strom, Temperatur und Dauer für Luftproben und Korrosionsproben sind aus Tabelle 3-6 zu entnehmen.

Um das bestmögliche Ergebnis zu erzielen, ist eine genaue Reihenfolge bei der Reinigung der Probe einzuhalten. Vor und nach dem Polieren wurde die Probe in Ethanol im Ultraschallbad gereinigt. Direkt nach der Entnahme aus dem Elektrolyten wurden die anhaftenden Reste unter fließendem Wasser abgespült und die Probe nachfolgend in ein Gefäß mit destilliertem Wasser gestellt. Erst danach wurde der Strom abgeschaltet und mit der weiteren Reinigung im Ultraschallbad fortgefahren.

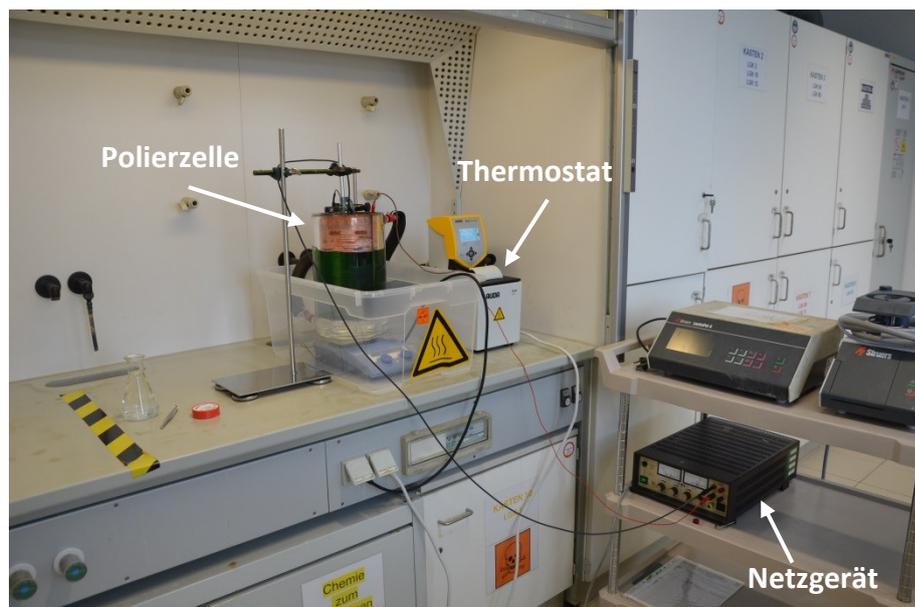


Abbildung 3-10: Vorrichtung zum elektrolytischen Polieren

Tabelle 3-6: Parameter für die Elektropolitur

		Luftproben	Korrosionsproben
Spannung	[V]	15	15
Stromdichte	[A/cm ²]	0,2	0,2
Strom	[A]	3,5	4
Temperatur	[°C]	50-54	50-54
Dauer	[h, min]	1 h 25 min	1 h 35 min

Mit der Zeit nimmt die Polierleistung des Elektrolyten ab, daher sollte dieser nach ca. 15 Proben gewechselt werden.

Da es in früheren Arbeiten, trotz der sorgfältigen Probenpräparation zu Schwierigkeiten durch Gewindebrüche kam, wurde von Anfang an auf eine sorgfältige Einspannung geachtet. Dazu wurde der Rundlauf, sowie die Schiefstellung mittels Messuhr festgestellt und sorgfältig dokumentiert [12].

3.5.1 Kontrolle der Oberflächenbeschaffenheit

Um die gewünschte Oberflächenbeschaffenheit, hinsichtlich Rauheit und Eigenspannungen sicherzustellen, wurden diese vermessen. Die Messungen wurden jeweils an einer gedrehten und einer elektropolierten Probe durchgeführt.

Die Rauheit wurde am DMW mit dem Profilometer Wykon T1000 bestimmt. Es wurden der arithmetische und der quadratische Mittelrauwert sowie die maximale Rautiefe ermittelt.

3.5.2 Röntgenographische Eigenspannungsmessungen

Die röntgenographischen Eigenspannungsmessungen wurden am Material Center Leoben (MCL) durchgeführt. Als Messinstrument diente ein Stresstech Xstress 3000 G2 mit einer Cr K α Strahlungsquelle. Die Auswertung erfolgte mittels $\sin^2\Psi$ -Methode.

Die Eigenspannungen wurden in Abhängigkeit der Tiefe, sowohl in tangentialer als auch radialer Richtung, bestimmt (Abbildung 3-11). Durch das elektrolytische Polieren wurde eine Schicht von 100 μm abgetragen, daher erfolgte auch die Eigenspannungsmessung bis zu jener Tiefe.

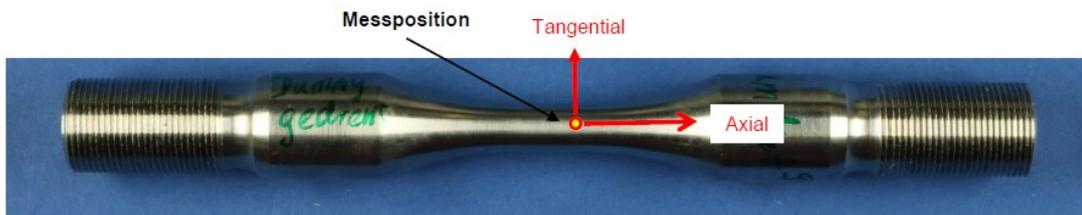


Abbildung 3-11: Messposition und Richtungen der Eigenspannungsmessung

4 Ergebnisse

4.1 Mechanische Kennwerte

4.1.1 Kerbschlagbiegeversuch

Die Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuches sind in Abbildung 4-1 dargestellt. Es wurde bei jeder Temperatur der Mittelwert gebildet und die Standardabweichung berechnet, diese wird durch die Fehlerbalken ersichtlich gemacht. Vergleichend dazu wurden die Messwerte aus dem Abnahmeprüfzeugnis der Firma Böhler eingetragen. Es ist zu erkennen, dass der Messwert bei 0°C innerhalb der Standardabweichung liegt, jener bei -20°C allerdings knapp darunter.

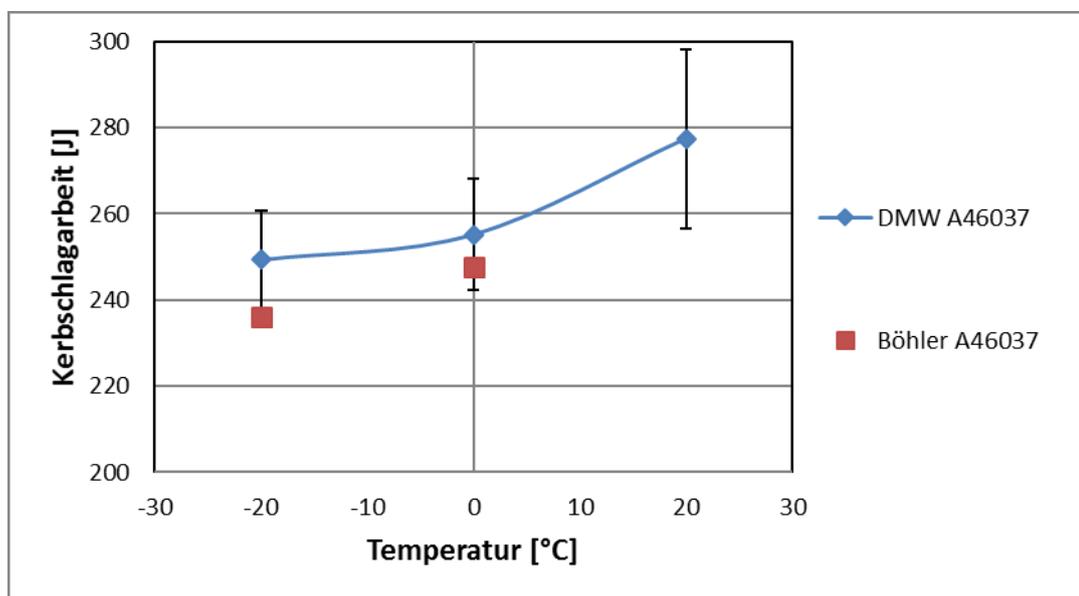


Abbildung 4-1: Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Temperatur; Messwerte DMW (blau)
Messwerte Böhler (rot)

4.1.2 Härte

Die Härtewerte nach Vickers sowie die zugehörige Umrechnung nach DIN 50150 in Brinellhärte, sind für Quer- und Längsrichtung aus Tabelle 4-1 zu entnehmen.

Tabelle 4-1: Härtewerte, ermittelt am Schliff der Kerbschlagprobe am DMW

	Quer	Längs
HV 10	273	266
HB	259	253

Der minimale Härtewert der Fa. Böhler liegt bei 272 HB, der Maximalwert bei 294 HB. Die am Schliff ermittelten Härtewerte liegen um rund 20-30 HB tiefer, als jene die mittels Equo-tip erhalten wurden. Diese Schwankung kann auf die unterschiedlichen Prüfstellen und Verfahren zurückgeführt werden.

Das Dummymaterial weist eine Härte von 307 HBW auf und liegt somit etwa 50 HB über den Werten des Ringmaterials.

4.1.3 Zugversuch

Die Ergebnisse des Zugversuchs für Ring- und Dummymaterial sind in Tabelle 4-2 gezeigt. Um einen besseren Überblick zu behalten wurden beim Ringmaterial nur der Minimal- und Maximalwerte aufgelistet. Die Zugfestigkeit schwankt hierbei um ca. 40 MPa, die Streckgrenze nur um 15 MPa.

Tabelle 4-2: Ergebnisse des Zugversuches

		R_m	$R_{p0,2}$	A_5	Z
		[MPa]	[MPa]	[%]	[%]
Ring-material	Soll	> 800	> 620	> 15	> 35
	Min	823	734	18,8	64,2
	Max	862	750	20,8	72,9
Dummy-material	Soll	850-1050	> 800	> 13	-
	Ist	951	887	17,9	70,4

Exemplarisch ist in Abbildung 4-2 a) eine Zugversuchskurve des Ringmaterials dargestellt. Im Vergleich dazu zeigt Abbildung 4-2 b) die Kurve des Dummymaterials. Es ist zu erkennen, dass sowohl Zugfestigkeit als auch Streckgrenze des Dummymaterials höher liegen. Die Bruchdehnung hingegen fällt beim Ringmaterial besser aus. Die mechanischen Kennwerte liegen alle im vorgegebenen Sollbereich.

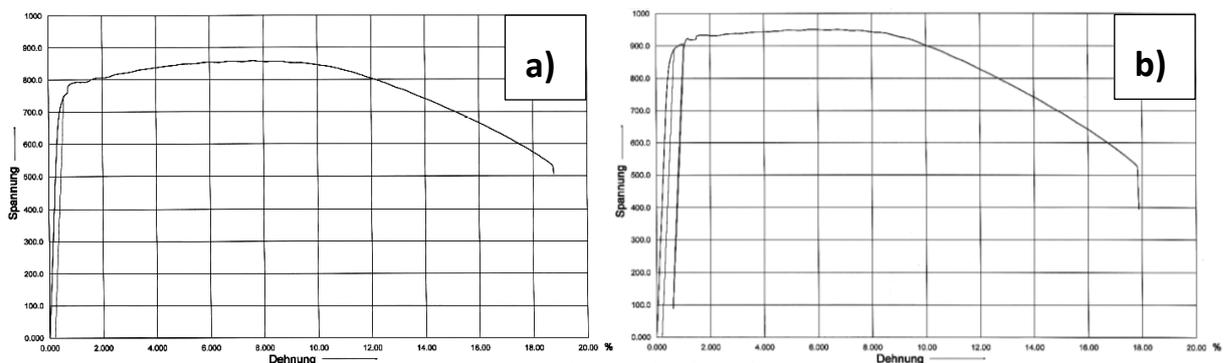


Abbildung 4-2: Exemplarische Zugversuchskurve a) Ringmaterial und b) Dummymaterial

4.2 Elektrochemische Untersuchungen

4.2.1 Auslagerungsversuche

Es wurden zwei Versuchsreihen durchgeführt. Die Proben wurden jeweils nach einem Tag, zwei, vier und sieben Tagen kontrolliert. Bei keinem der Auslagerungsversuche konnte ein Gewichtsverlust festgestellt werden.

Die Proben in Oschenik Wasser zeigten über den gesamten Verlauf keinen nennenswerten Korrosionsangriff. Nach sieben Tagen konnte auf einer Fläche von 200 mm² lediglich ein einzelner Einschluss mit blau-bräunlichen Anlauffarben gefunden werden (Abbildung 4-3).

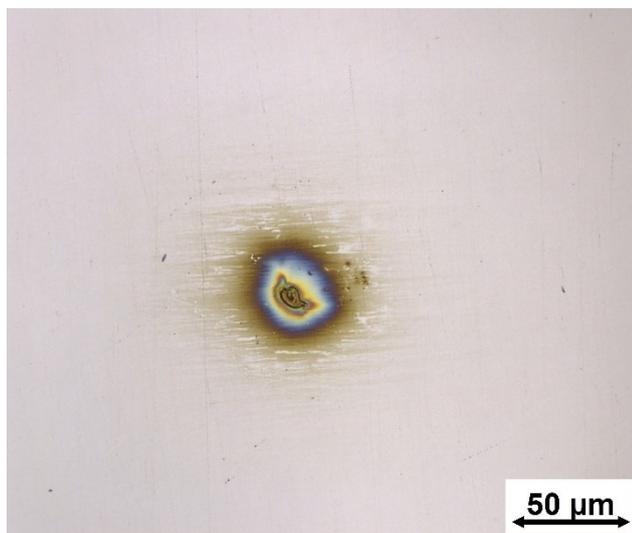


Abbildung 4-3: Einschluss mit Anlauffarben nach 7 Tagen Auslagerung in Oschenik Wasser

Jene Proben im Medium mit 100 ppm Chloriden zeigten bereits nach einem Tag unregelmäßig verteilte, braune Oxidationsspuren. Größe und Anzahl blieben über den Verlauf des Versuches unverändert. Es ist zu vermuten, dass diese durch oberflächlich anhaftende Verschmutzungen entstanden sind. Mit Hilfe eines in Ethanol getränkten Zellstofftuches konnten die Korrosionsspuren zum Teil entfernt werden (Abbildung 4-4).

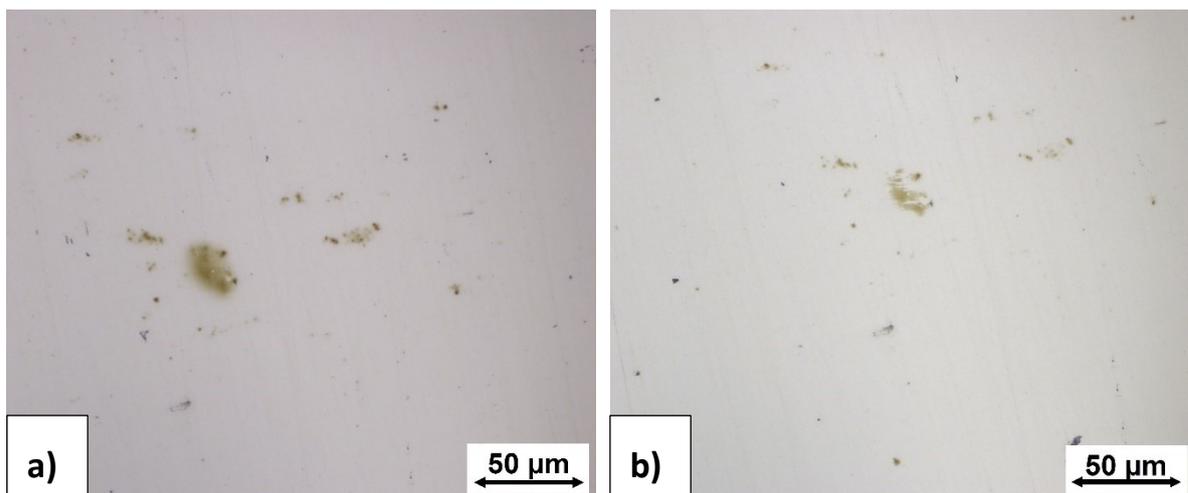


Abbildung 4-4: Oxidationsspuren vor (a) und nach (b) dem Wischen mit einem in Ethanol getränkten Zellstofftuch nach 7 Tagen Auslagerung in Oschenik Wasser mit 100 ppm Chloriden

Der Auslagerungsversuch im Medium Oschenik Wasser mit 800 ppm Chloriden zeigte in den zwei Versuchsreihen unterschiedliche Ergebnisse.

Beim ersten Versuch gab es weder einen Korrosionsangriff der Oberfläche noch oberflächliche Oxidationsspuren über einen Zeitraum von 7 Tagen.

Bei der Wiederholung des Auslagerungstests konnten bereits nach dem ersten Tag drei unterschiedliche Arten eines Korrosionsangriffes beobachtet werden (Abbildung 4-5). Bei der ersten Form (Abbildung 4-5 a) handelt es sich um eine Vertiefung mit konzentrisch verlaufenden Anlauffarben von blau bis braun. Diese Form tritt nur vereinzelt auf. Weitaus öfter sind Oxidationsspuren zu finden, welche innen ein helles Zentrum aufweisen und von einem blauen und braunen Ring umgeben sind (Abbildung 4-5 b). Diese Form scheint im Gegensatz zur ersten Art nicht in die Tiefe zu gehen. Des Weiteren sind, wie schon auf den Proben mit 100 ppm Chloriden, oberflächliche braune Oxidationsspuren zu erkennen (Abbildung 4-5 c).

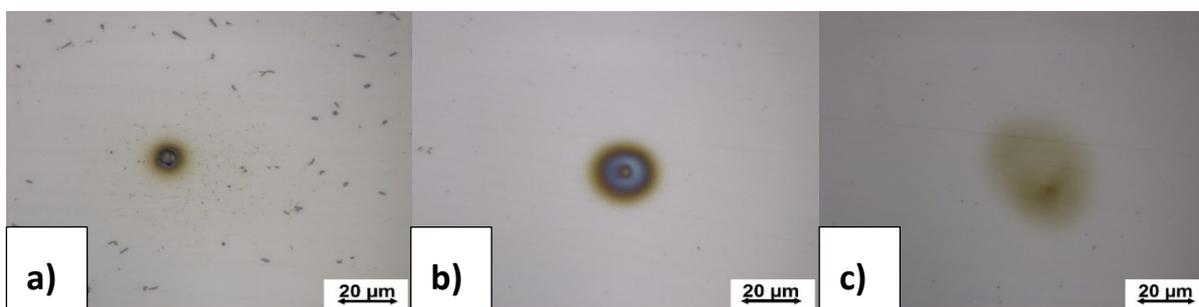


Abbildung 4-5 a, b, c: Gegenüberstellung der unterschiedlichen Korrosionserscheinungen nach einem Tag Auslagerung in Wasser mit 800 ppm Chloriden, Beschreibung siehe Text

4.2.2 Stromdichte-Potential-Kurven

In Abbildung 4-6 sind die Ergebnisse für die 3 unterschiedlichen Medien dargestellt. Abbildung 4-7 zeigt einen Vergleich der Anlauffarben und des Lochkorrosionsangriffes nach den erfolgten Messungen.

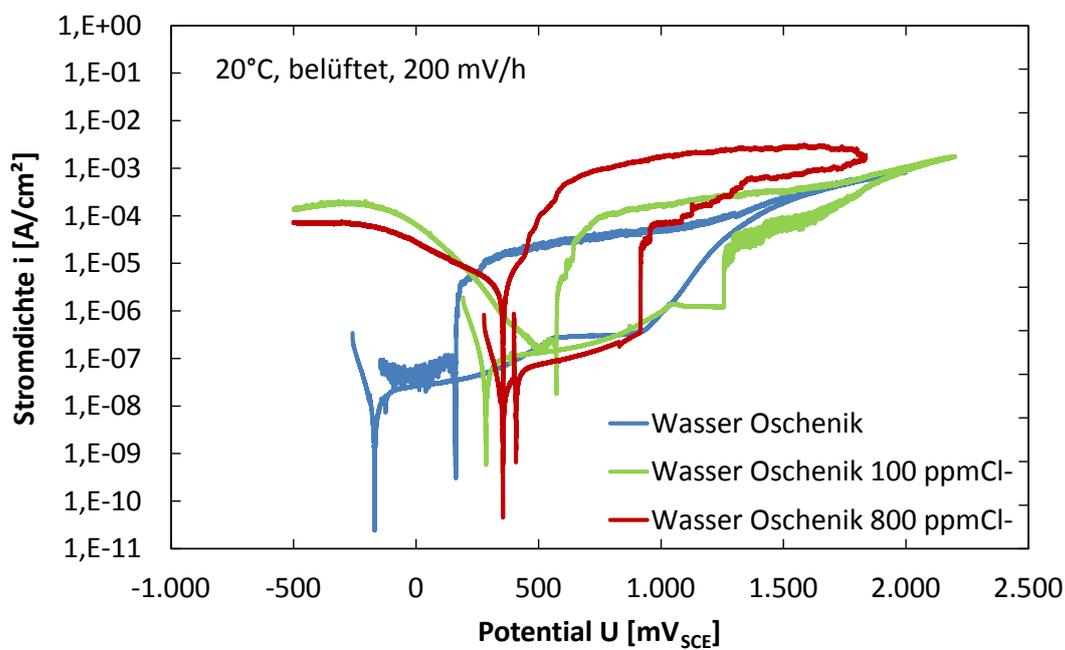


Abbildung 4-6: Stromdichte-Potential-Kurven des 1.4313 in „Oschenik Wasser“ (blaue Kurve), „Oschenik Wasser + 100 ppm Cl⁻“ (grüne Kurve) und „Oschenik Wasser + 800 ppm Cl⁻“ (rote Kurve) bei 20 °C

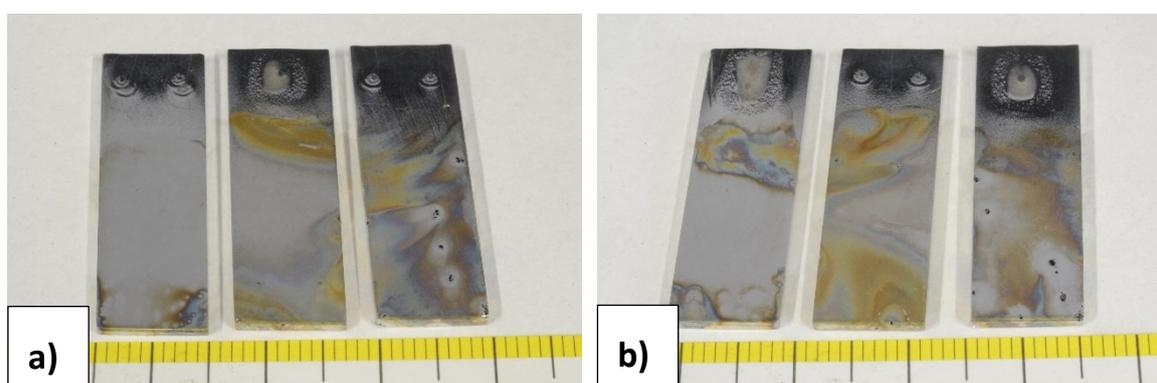


Abbildung 4-7: Vorder- (a) und Rückseite (b) der geprüften Proben, v.l.n.r: 0 ppm, 100 ppm, 800 ppm

Der erste Versuch in Oschenik Wasser wird durch die blaue Kurve (Abbildung 4-8) repräsentiert und ist in den weiteren Diagrammen als Vergleichskurve enthalten. Das Ruhepotential dieser Kurve liegt bei -200 mV, die Korrosionsstromdichte beträgt $1,4 \cdot 10^{-8}$ A/cm². Danach folgt ein Passivplateau mit einer Breite von 360 mV bei einer Stromdichte von $3 \cdot 10^{-7}$ A/cm². Es ist kein eindeutiges Durchbruchpotential ersichtlich, allerdings ist eine Abschätzung bei un-

gefähr 1000 mV möglich. Nach der Potentialumkehr wird ein Repassivierungspotential bei 160 mV erreicht. Die Schlussfolgerung daraus ist, dass der Werkstoff in diesem Medium repassivieren kann, da das Ruhepotential um 360 mV niedriger ist. Die Oberfläche zeigt leichte Anlauffarben in Braun und Blau sowie eine Stelle mit geringem Lochkorrosionsangriff (siehe Insert in Abbildung 4-8).

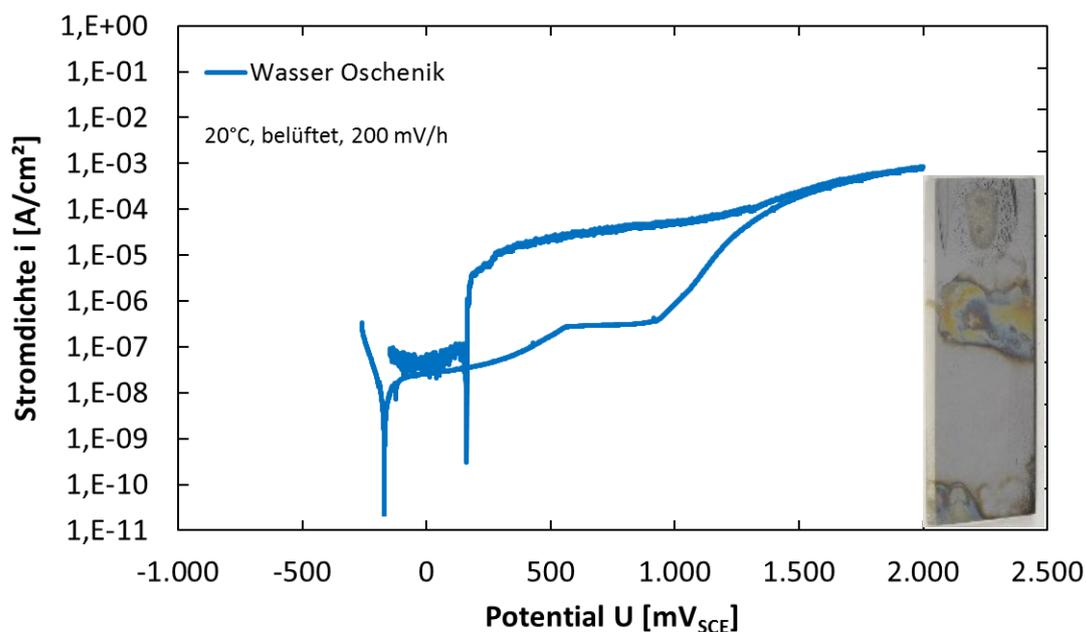


Abbildung 4-8: Stromdichte-Potential-Kurve des 1.4313 in „Oschenik Wasser“ (blaue Kurve) bei 20 °C

Die grüne Kurve für das zweite Medium Oschenik Wasser + 100 ppm Cl⁻ ist in Abbildung 4-9 dargestellt. Das Ruhepotential wird zu 310 mV ins Positive verschoben. Die Korrosionsstromdichte ist annähernd ident mit der von reinem Oschenik Wasser. Das Passivplateau bei $3,5 \cdot 10^{-7}$ A/cm² ist mit 170 mV etwas schmaler, dafür folgt danach ein ausgeprägtes Durchbruchpotential bei 1200 mV. Das Repassivierungspotential liegt bei 600 mV, also um ca. 300 mV höher als das Ruhepotential. Somit ist eine Repassivierung in diesem Medium möglich. Im Vergleich zum Medium ohne NaCl-Zugabe sind sowohl die Anlauffarben als auch der Lochkorrosionsangriff stärker ausgeprägt, wie man im Insert von Abbildung 4-9 erkennen kann.

Das dritte Medium, Oschenik Wasser mit 800 ppm Chloride, zeigte den stärksten Lochkorrosionsangriff (siehe Insert in Abbildung 4-10). Die rote Kurve in Abbildung 4-10 zeigt zwei Ruhepotentiale bei ca. 330 mV. Die Korrosionsstromdichte liegt ebenfalls bei circa $1,4 \cdot 10^{-8}$ A/cm². Es ist kein Passivplateau zu erkennen. Gleich nach einem flachen Anstieg folgt das Durchbruchpotential bei 880 mV. Nach der Hysterese ist die Lage des Repassivierungspotential deckungsgleich mit dem ersten Ruhepotential. Bezüglich der Repassivierung

liegt somit ein indifferenten Grenzfall vor. Es ist daher möglich, dass der Werkstoff im Medium mit 800 ppm Chloriden weiterhin passivierungsfähig ist. Allerdings weisen der stärkere Lochkorrosionsangriff sowie die ausgeprägten Anlauffarben auf einen ausgebildeteren Angriff des Werkstoffes im Vergleich zu den vorangegangenen Medien hin (siehe Insert Abbildung 4-10).

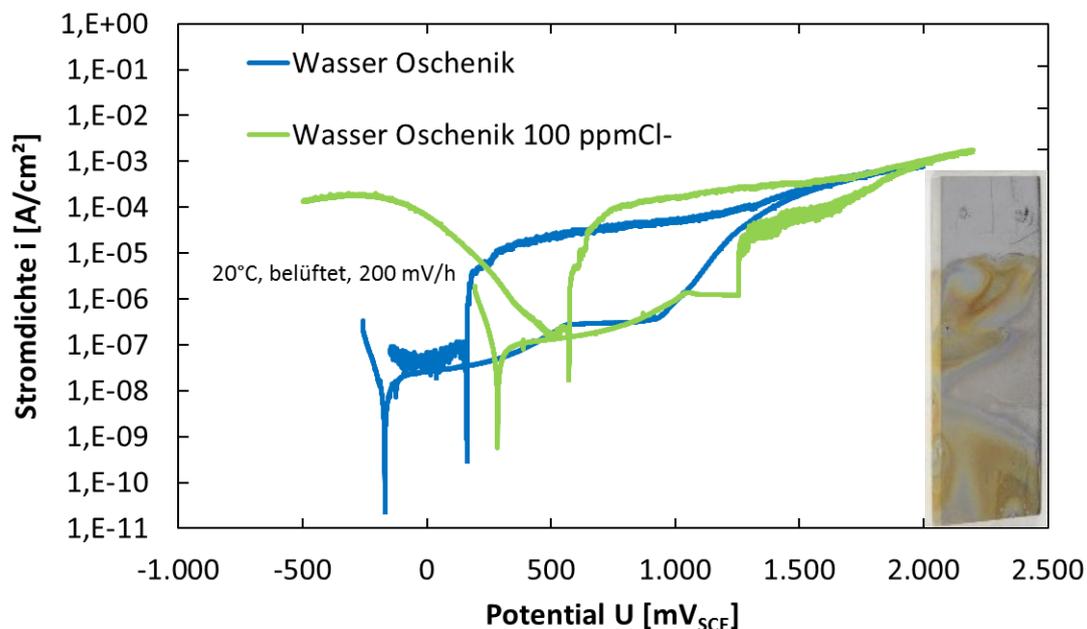


Abbildung 4-9: Stromdichte-Potential-Kurve des 1.4313 in „Oschenik Wasser“ (blaue Kurve) und „Oschenik Wasser + 100 ppm Cl⁻“ (grüne Kurve) bei 20 °C

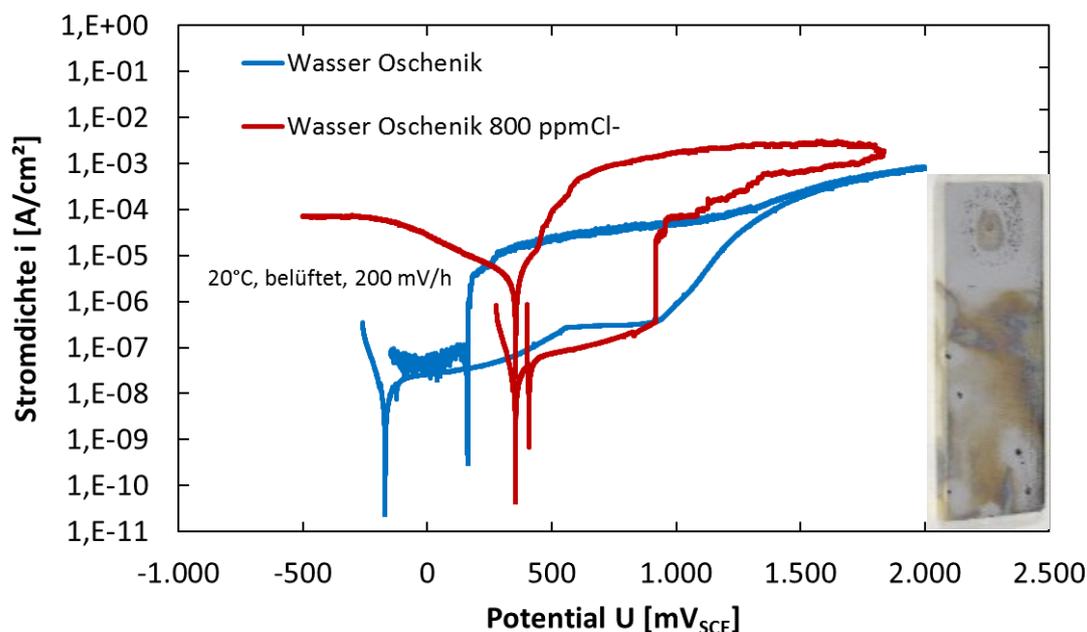


Abbildung 4-10: Stromdichte-Potential-Kurve des 1.4313 in „Oschenik Wasser“ (blaue Kurve) und „Oschenik Wasser + 800 ppm Cl⁻“ (rote Kurve) bei 20 °C

Zusammenfassend ist zu bemerken, dass mit steigendem Chloridgehalt der Korrosionsangriff zunimmt und die Fähigkeit des Werkstoffes zur Repassivierung immer geringer wird.

4.2.3 Beurteilung der Empfindlichkeit auf Spannungsrisskorrosion

Beim Einlegen der Biegevorrichtung mit vorgespannter Probe in das Medium mit 10%er Salzsäure (siehe Abbildung 3-6) kam es sofort zu einer geringfügigen Bildung von Wasserstoffbläschen und ein knisterndes Geräusch war zu vernehmen. Am Ende der Versuchsdauer von 20 Stunden hat sich eine lose, schwarze Korrosionsschicht an der Probe gebildet und das Medium war leicht grünlich verfärbt. Nach dem Entfernen der Schicht wurde die Probe stereomikroskopisch auf Anrisse untersucht. Allerdings konnten weder hier, noch im anschließend erstellten Querschliff Anrisse gefunden werden. Die Oberfläche zeigte lediglich einen gleichmäßigen Korrosionsangriff.

Im Gegensatz zur 10%en Salzsäure wurde bei dem Versuch mit 1%er Säure keine sofortige Bläschenbildung und auch kein knackendes Geräusch festgestellt. Erst nach 24 Stunden konnten viele feine Wasserstoffbläschen an der Probe beobachtet werden. Korrosionsschicht und Verfärbung des Mediums waren durch die längere Versuchsdauer stärker ausgeprägt als bei dem eintägigen Versuch in 10%er Säure. Die stereomikroskopische Begutachtung ließ keine Anrisse erkennen. Am Querschliff konnten vereinzelt Anrisse mit einer Größe von 3-5 μm in der zerklüfteten Oberfläche gefunden werden (Abbildung 4-11).

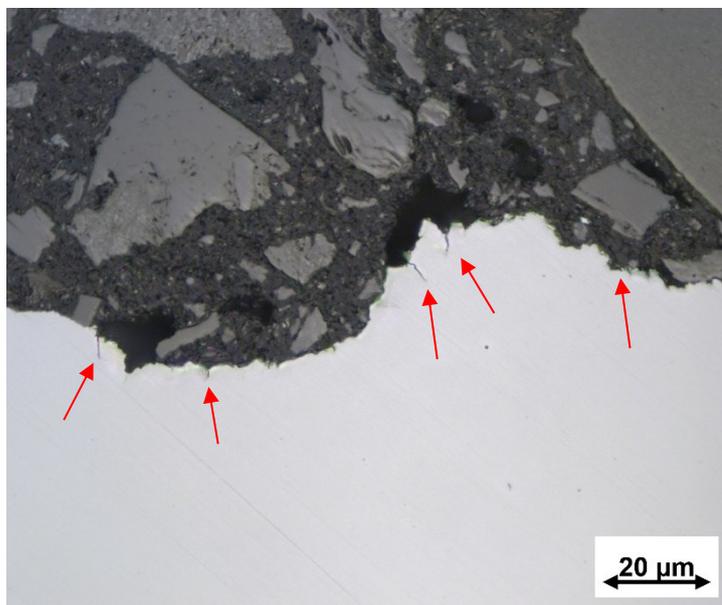


Abbildung 4-11: Anrisse im Querschliff nach Auslagerung in 1%er Salzsäure für sieben Tage unter Vorspannung (rote Pfeile markieren kleine Anrisse)

4.3 Schwingfestigkeitsprüfung

4.3.1 Oberflächenbeschaffenheit

Die vergleichenden Rauheitsmessungen sind in Abbildung 4-12 und Tabelle 4-3 gegenübergestellt. Es ist zu erkennen, dass die Mittelrauwerte R_a und R_q eine Verbesserung durch das elektrolytische Polieren zeigen. Die maximale Rautiefe R_t bleibt annähernd gleich. Dies kann darauf zurückgeführt werden, dass beim Polieren die Riefenstruktur, stammend von der Drehbearbeitung, zwar abgetragen wird, jedoch mit zunehmenden Abtrag verstärkt „Poliergrübchen“ entstehen. Diese bilden sich bevorzugt durch das Herauslösen von nichtmetallischen Einschlüssen.

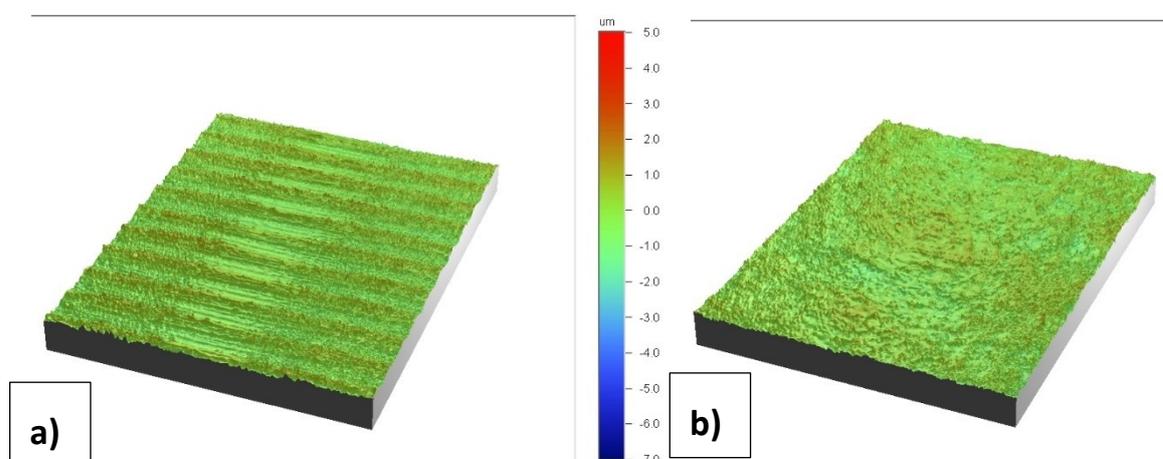


Abbildung 4-12: Profilometermessung a) gedreht und b) elektroliert

Tabelle 4-3: Rauheitskennwerte der gedrehten und elektrolierten Probe

		gedreht	elektroliert
R_a	[nm]	337	266
R_q	[nm]	406	336
R_t	[μm]	3,6	3,5

4.3.2 Eigenspannungsmessungen

Die Ergebnisse der röntgenographischen Eigenspannungsmessungen sind in Abbildung 4-13 dargestellt. Die Nachbearbeitung durch das elektrolytische Polieren hat den gewünschten Effekt zum Entfernen der Eigenspannungen an der Oberfläche erreicht. Im gedrehten Zustand liegen an der Oberfläche Druckeigenspannungen von bis zu - 450 MPa vor. Diese werden über einen Bereich von ca. 100 μm abgebaut und bewegen sich nach weiteren 100 μm durchschnittlich um ± 50 MPa. An der polierten Probe können Eigenspannungen, die sich

leicht im Zugbereich von + 50 MPa bewegen, ermittelt werden. Es ist anzunehmen, dass diese auf Gitterverspannungen des Martensits zurückzuführen sind.

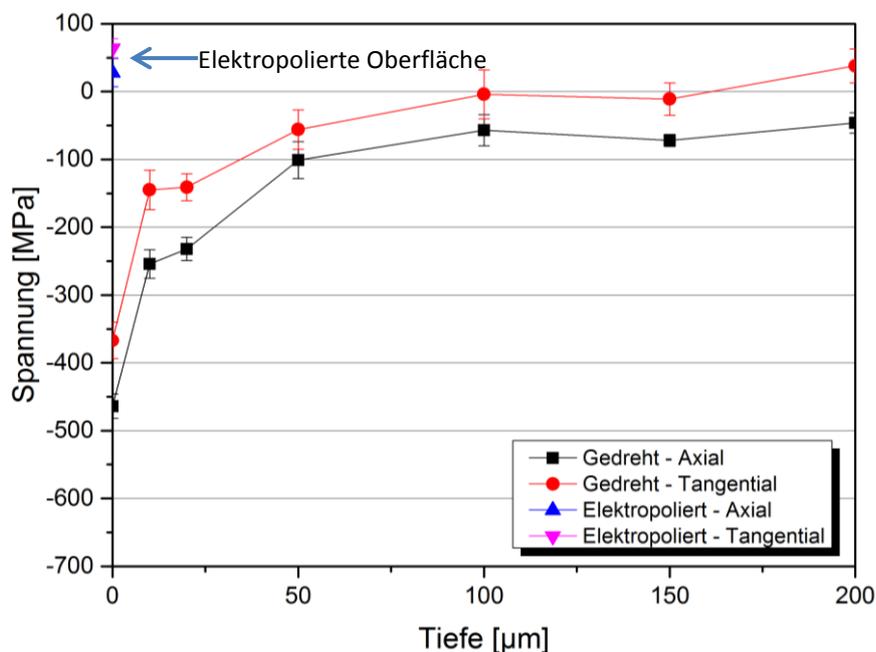


Abbildung 4-13: Eigenspannungsmessungen an gedrehter und elektropolierter Probe ausgewertet nach der $\sin^2\Psi$ -Methode (Tangential- und Längsspannungen)

4.3.3 Versuche an Luft

Wöhlerkurve Dummy

Zu Beginn wurden die ersten Schwingfestigkeitsversuche an „Dummyproben“ durchgeführt. Die Ergebnisse von DMW und VAM sind in Abbildung 4-14 zusammengefasst. Durchläufer ($N_f > 5 \cdot 10^7$ bzw. $N_f > 2 \cdot 10^7$) sind durch leere Symbole dargestellt. Volle Symbole weisen auf ein Versagen der Probe hin.

Die Dauerfestigkeit für das Dummymaterial kann mit ca. 125 MPa abgeschätzt werden.

Die Bruchfläche weist das typische Bild eines Dauerfestigkeitsbruches auf (Abbildung 4-15). Es wurden lediglich zwei Proben rasterelektronischen Untersuchungen unterzogen. An diesen konnten als Bruchausgang Poren mit einer Größe von bis zu 200 µm identifiziert werden (Abbildung 4-16), welche von einer unzureichenden Durchschmiedung des Werkstückes stammen könnten. Innerhalb des Bruchspiegels sind im Rasterelektronenmikroskop (REM) sehr deutlich Schwingungstreifen nachweisbar (Abbildung 4-17).

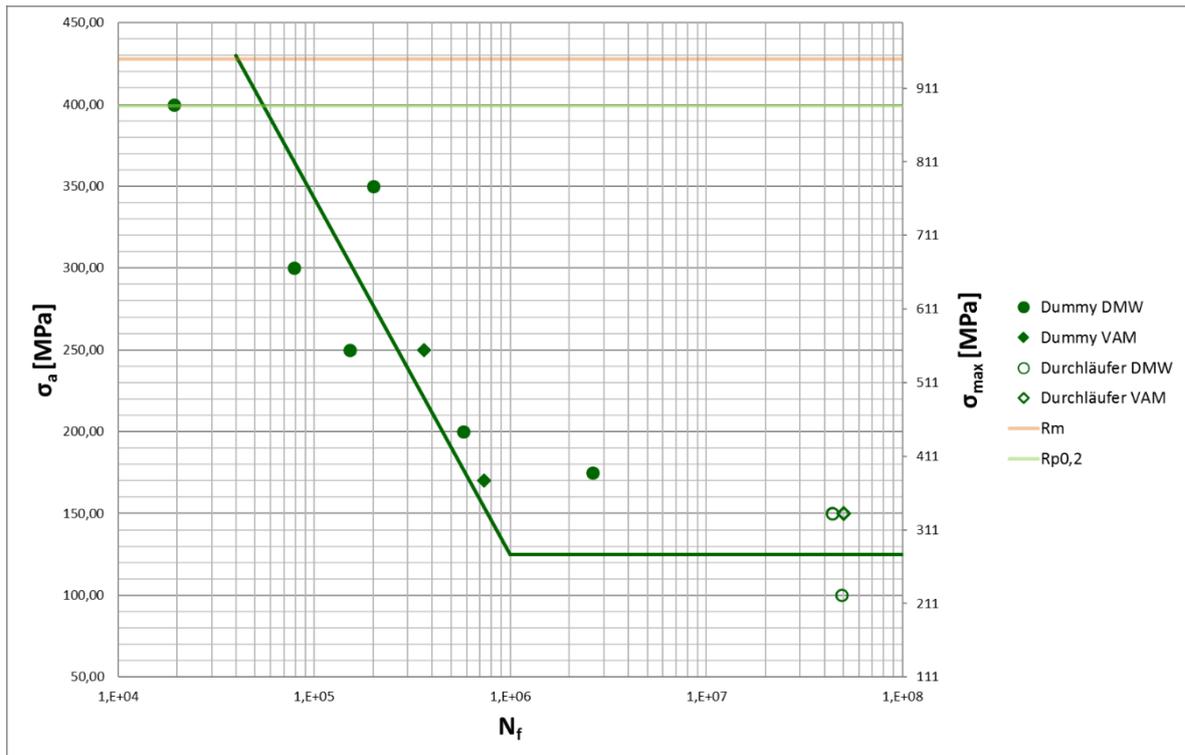


Abbildung 4-14: Ergebnisse der Schwingfestigkeitsuntersuchungen des Dummymaterial an Luft

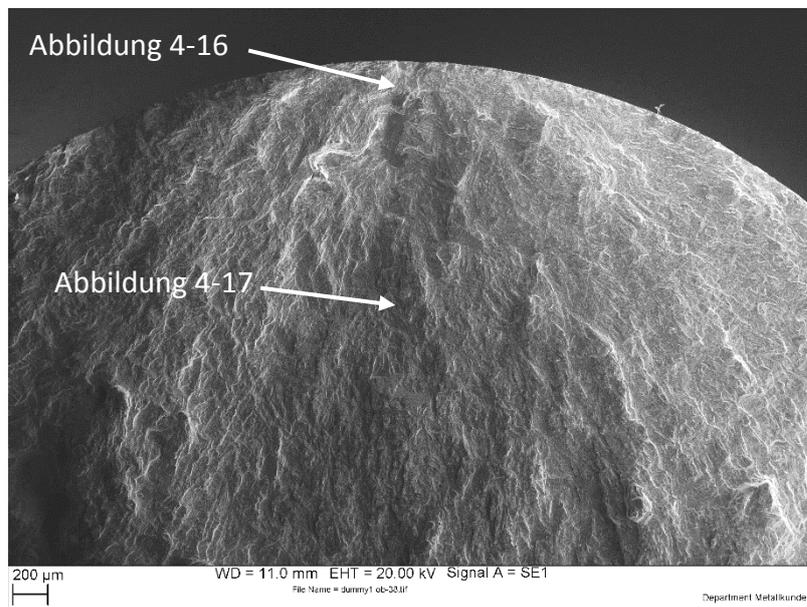


Abbildung 4-15: Übersicht der Bruchfläche an Luft geprüften Dummy ($\sigma_a=300$ MPa, $N_f=78.000$ LW)

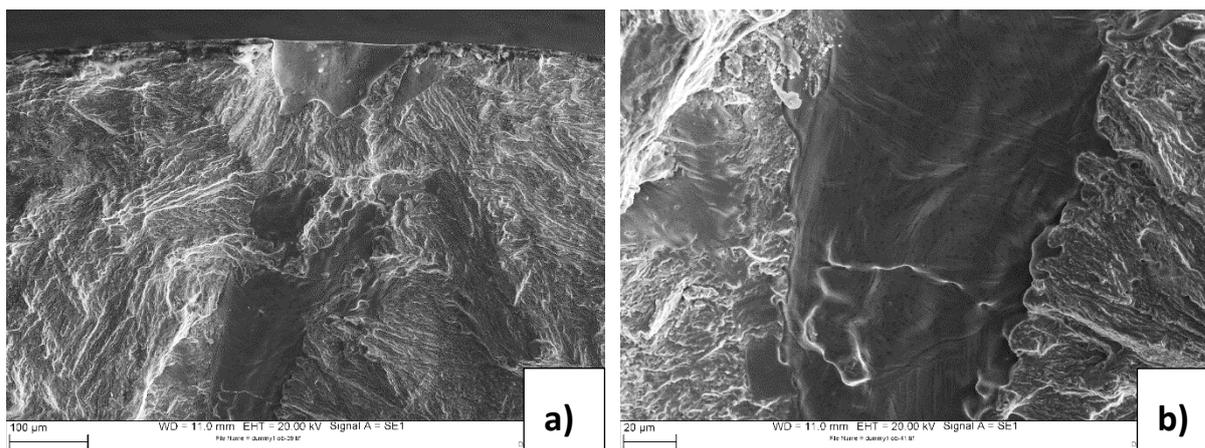


Abbildung 4-16: Details aus Abbildung 4-15 a) Bruchausgang an einer unzureichend verschmiedeten Pore b) Dendritenstruktur innerhalb einer nicht verschmiedeten Pore

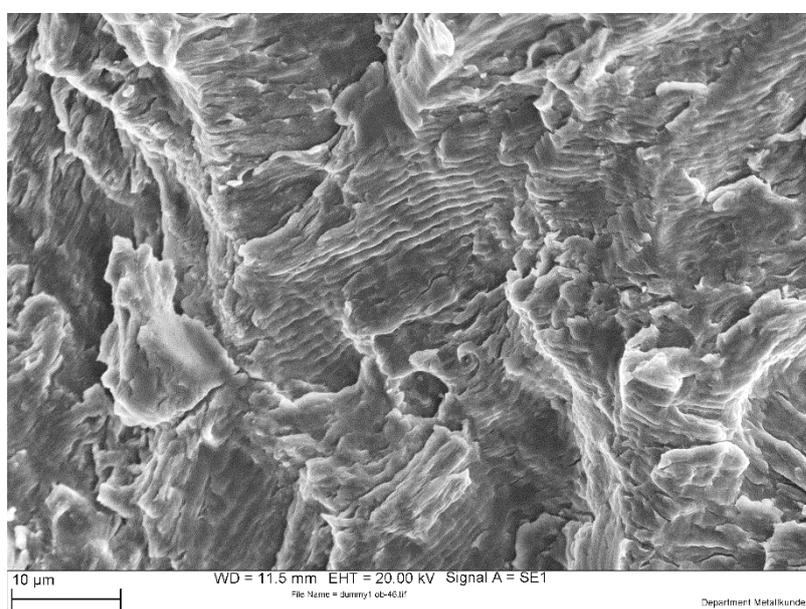


Abbildung 4-17: Schwingungstreifen (Detail aus Abbildung 4-15)

Wöhlerkurve 1 – Ringmaterial an Luft

Beim Vergleich der ersten Ergebnisse der Wöhleruntersuchungen am Ringmaterial an Luft hat sich gezeigt, dass die Bruchlastspielzahlen im Low- und High-Cycle-Fatigue (LCF bzw. HCF) Bereich bei VAM deutlich niedriger lagen als jene des DMW. Auch das zu erwartende Dauerfestigkeitsniveau lag bei VAM niedriger. Die Ursache konnte auf das zusätzliche Einbringen von Biegespannungen durch die Einspannung bei VAM zurückgeführt werden. Daher wurde ein neues Spannzeug gefertigt. Die Biegefreiheit wurde darauf mit einer DMS (Dehnungsmessstreifen) bestückten Probe kontrolliert.

Die statistische Auswertung des Wöhlerversuches wurde für den Zeitfestigkeitsbereich nach der ASTM E 739 – 91 [30] durchgeführt. Die minimale Anzahl an Proben für Kurven, welche zu Forschungszwecken erstellt werden, liegt bei 6 bis 12 Proben. Für den Dauerfestigkeitsbereich wurde die arcsin-VP-Methode [31], welche ab einem Probenumfang von 7-10 Pro-

ben angewandt werden kann, herangezogen. Als Bruchwahrscheinlichkeiten P_b wurden 10 % und 90 % festgelegt.

Das Wöhlerdiagramm für die an Luft geprüften Proben, stammend aus dem Ringmaterial, ist in Abbildung 4-18 dargestellt. Die Dauerfestigkeit bei $P_b=10\%$ liegt bei einer Spannung von 305 MPa. Für eine Bruchwahrscheinlichkeit von 90 % ergibt sich eine ertragbare Ausschlagspannung von 317 MPa.

Auffallend ist das Auftreten von Brüchen im Lastspielbereich von 20 bis 30 Millionen Lastwechsel. Nach weiteren Untersuchungen war zu erkennen, dass bei allen drei Proben der Bruchausgang unterhalb der Oberfläche lag. In einem Fall sogar fast im Zentrum der Probe (Abbildung 4-19).

REM Untersuchungen zeigten eine glatte Stelle im Inneren der Bruchlinie, sowie etwas weiter entfernt einen NME (Abbildung 4-20). Der Bruchausgang von innen, sowie das Vorhandensein eines Fish-Eyes verdeutlichen große Ähnlichkeiten zum Versagen bei UHCF.

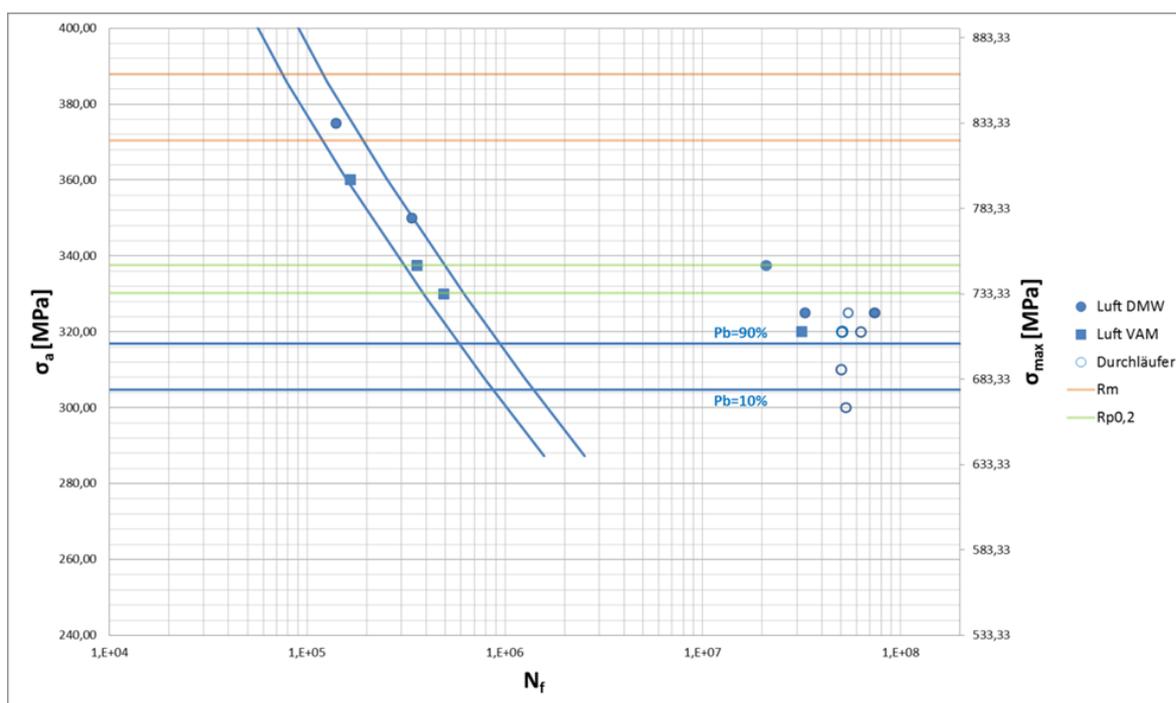
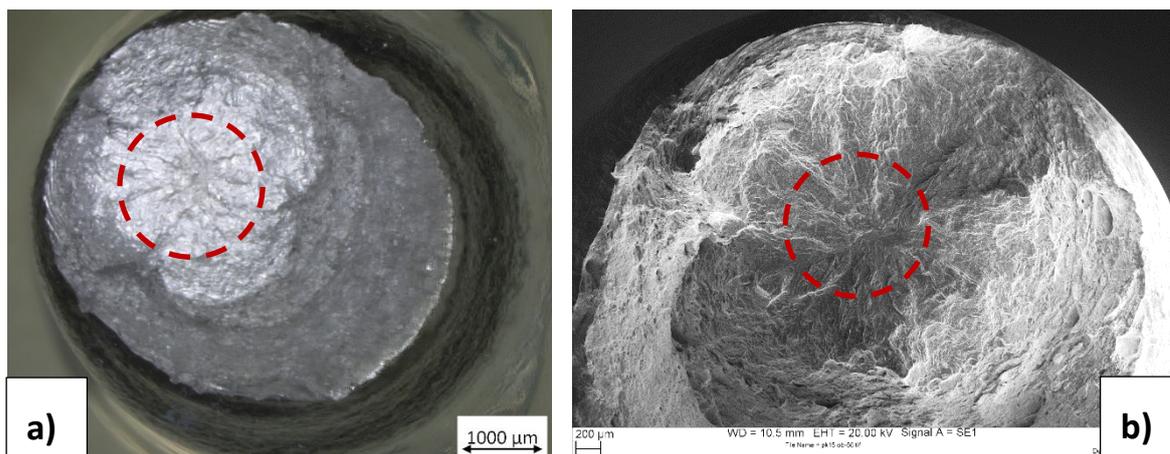


Abbildung 4-18: Ergebnisse der Schwingfestigkeitsuntersuchungen an Luft (DMW + VAM)



**Abbildung 4-19: Bruchausgang im Zentrum der Probe, roter Kreis kennzeichnet „Fish-Eye-Zone“
a) Stereomikroskopische b) REM Aufnahme ($\sigma_a=337,5$ MPa, $N_f=21.000.000$ LW)**

Zur näheren Untersuchung des Sachverhaltes wurde ein Längsschliff durch die Bruchfläche angefertigt. Es folgte eine V2A Ätzung. Das Gefüge in der Nähe des Bruchausganges ist in Abbildung 4-21 a ersichtlich. An unterschiedlich stark strukturierten Körnern wurde eine Mikrohärtemessung mit HV 0,1 durchgeführt (Abbildung 4-21 b). Die Härte werte schwankten von 295 HV bis 312 HV. Es konnte allerdings kein Zusammenhang zwischen Härte und Gefügeausbildung der Körner hergestellt werden.

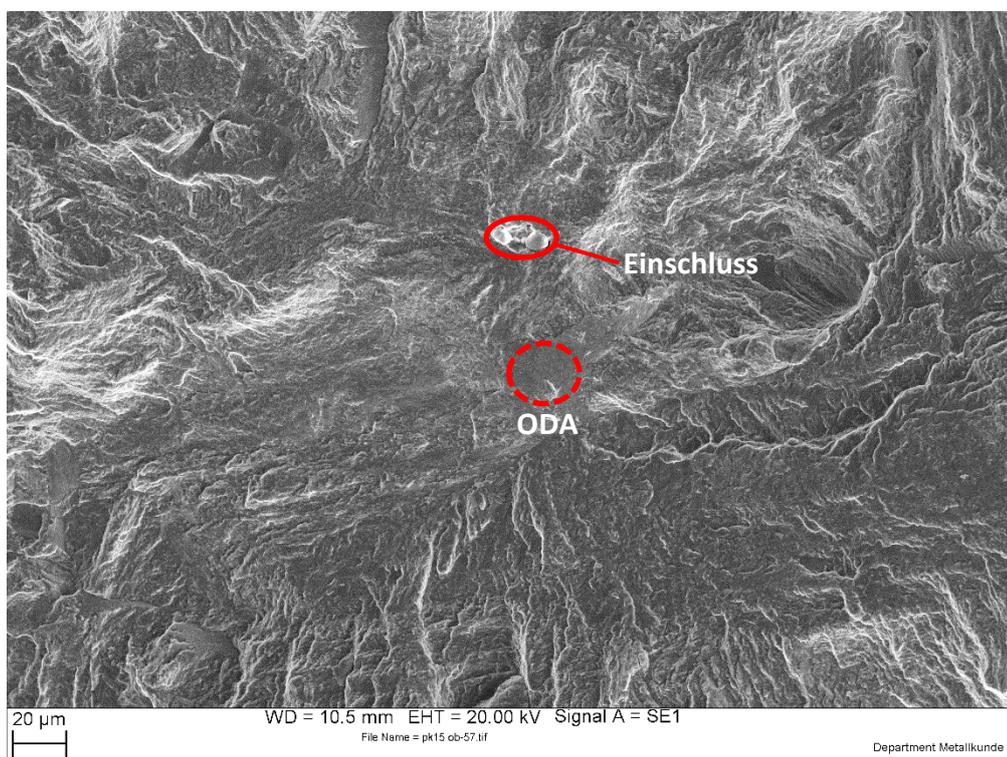
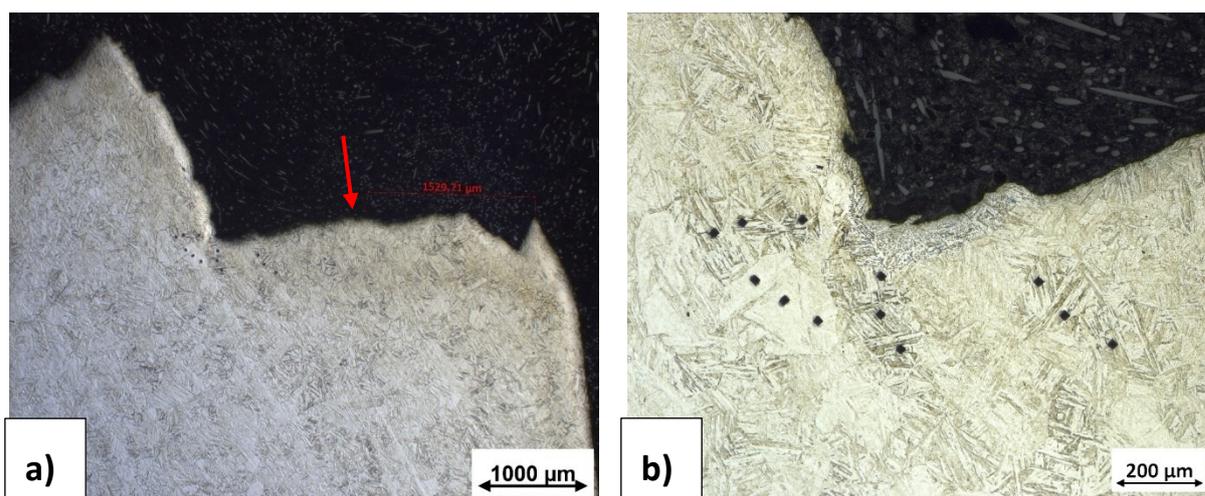


Abbildung 4-20: Detail aus Abbildung 4-19 b, Bruchausgang an „glatter“ Stelle, eventuell ODA (ca. 20 µm) bzw. Einschluss (ca. 10 µm)



**Abbildung 4-21: a) Ausbildung der Mikrostruktur, V2A-Ätzung, Pfeil kennzeichnet Bruchausgang
b) Übersicht der Mikrohärtigkeit (HV0,1) in unterschiedlich stark strukturierten Körnern**

Zusätzlich wurden an jenem Schliff EBSD-Untersuchungen an der Stelle des Bruchausganges durchgeführt. Hierzu erfolgte nach vorhergehender Präparation eine OPS-Politur.

Abbildung 4-22 zeigt das mittels EBSD erhaltene Bild in der Nähe des Bruchausganges. Die einzelnen Martensitlatten sind gut zu erkennen. Es ist allerdings keine Vorzugsorientierung der Körner vorhanden.

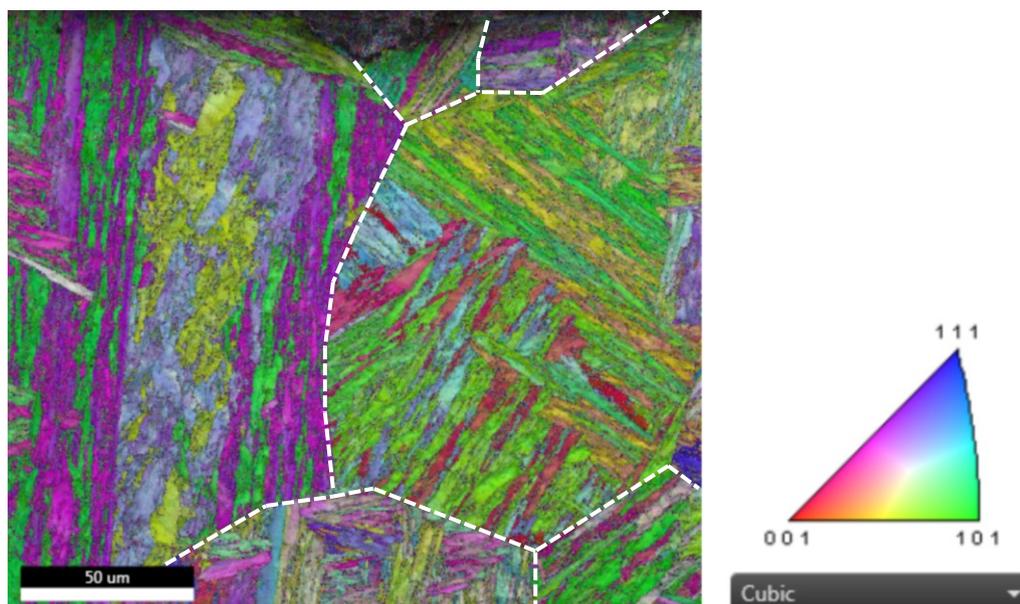


Abbildung 4-22: Image Quality (IQ) und Inverse Pole Figure (IPF) an Längsschliff im Bereich des Bruchausganges

Die „Grain-Map“ in Abbildung 4-23 zeigt, dass der Bruch durch das Korn verläuft und nicht entlang der Korngrenzen (siehe strichlierte Linien).

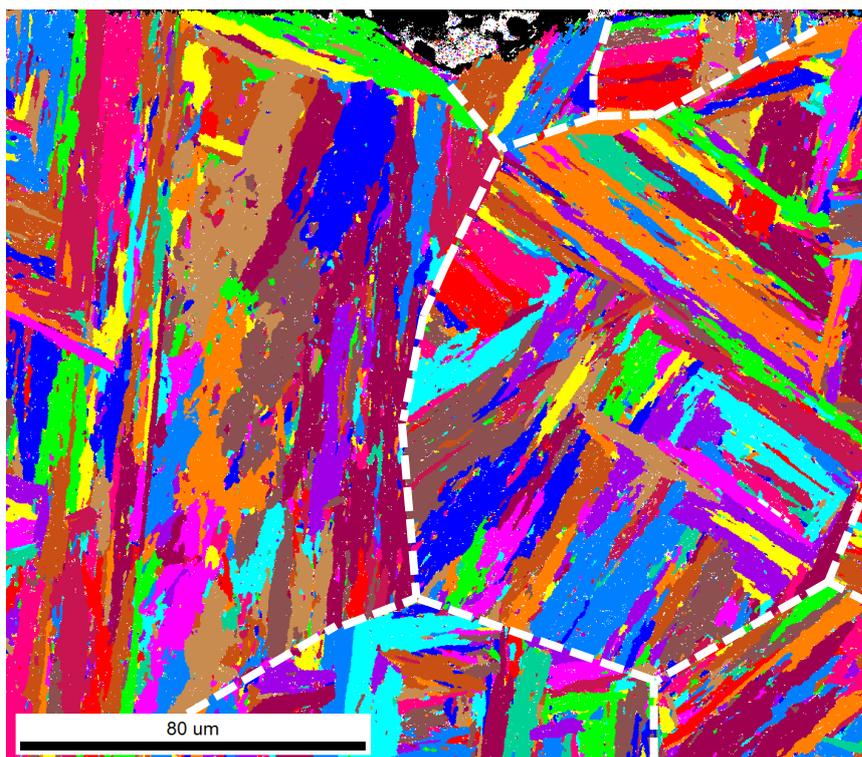


Abbildung 4-23: „Grain-Map“ der mittels EBSD gescannten Stelle

4.3.4 Versuche in Wasser mit unterschiedlichen Chlorid-Konzentrationen

Wöhlerkurve 2 + 3 – Ringmaterial im Medium Oschenik

Infolge der guten Übereinstimmung der Versuchsergebnisse von VAM und DMW der Prüfung von Proben im Medium Oschenik, konnte eine gemeinsame Auswertung der Daten durchgeführt werden. Die erhaltene Wöhlerkurve ist in Abbildung 4-24 dargestellt. Bei einer Bruchwahrscheinlichkeit von 90 % liegt die Dauerfestigkeit bei 271 MPa. Für $P_b=10\%$ liegt diese bei 256 MPa.

Durch die rasterelektronische Begutachtung der Bruchausgänge konnte festgestellt werden, dass eine Tendenz zu unterschiedlichen Versagensmechanismen, je nach Höhe des Lastniveaus, vorliegt. Eine grafische Darstellung erfolgt in Abbildung 4-25. Bei höheren Ausschlagspannungen (>320 MPa) zeigten sich Mulden (Tiefe ca. $10\ \mu\text{m}$), welche vom Elektropolierprozess stammen, als bruchauslösend (Abbildung 4-26). Im Bereich um 310 MPa liegen sowohl Mulden als auch NMEs vor. Bei der weiteren Annäherung an das Dauerfestigkeitsniveau (<300 MPa) wurden vermehrt nichtmetallische Einschlüsse (Aluminium-Magnesium-Oxid mit Spuren von Kalzium) am Bruchausgang identifiziert. Die Einschlüsse haben eine mittlere Größe von $5-10\ \mu\text{m}$ und stammen aus dem ESU-Verfahren (Abbildung 4-27). Der chemische Aufbau des Einschlusses ist in Abbildung 4-28 dargestellt.

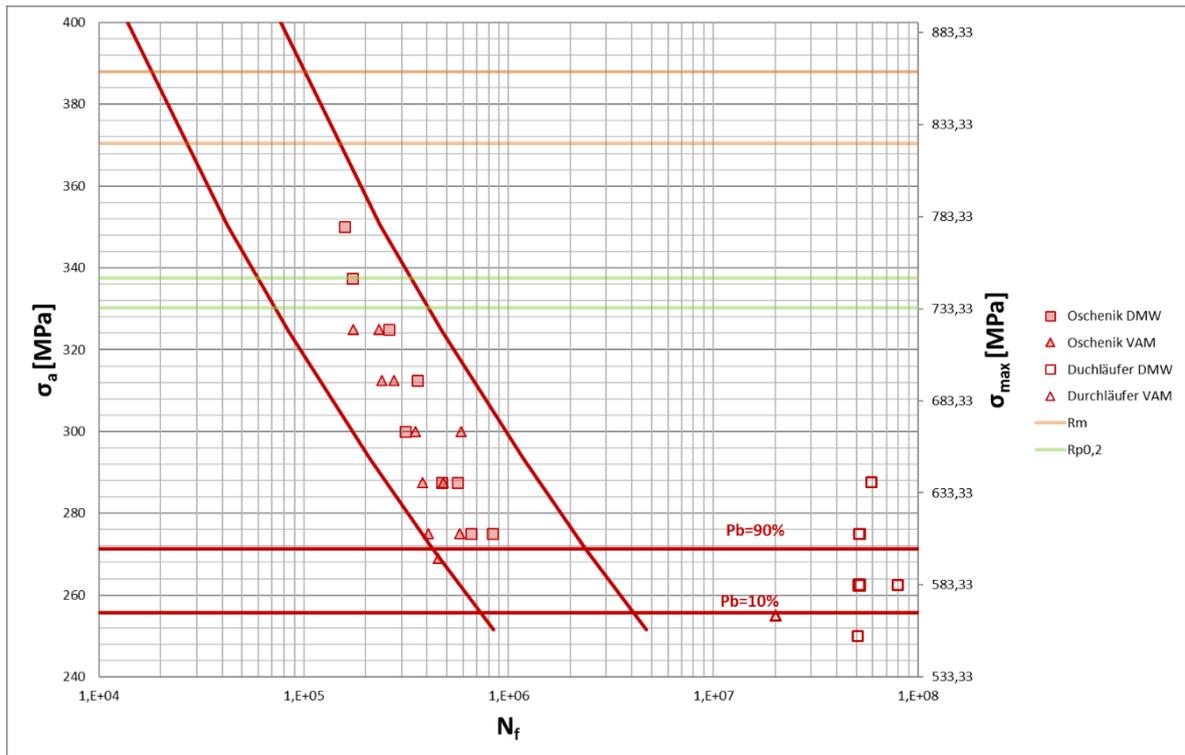


Abbildung 4-24: Ergebnisse der Schwingfestigkeitsuntersuchungen im Medium Wasser Oschenik (DMW + VAM)

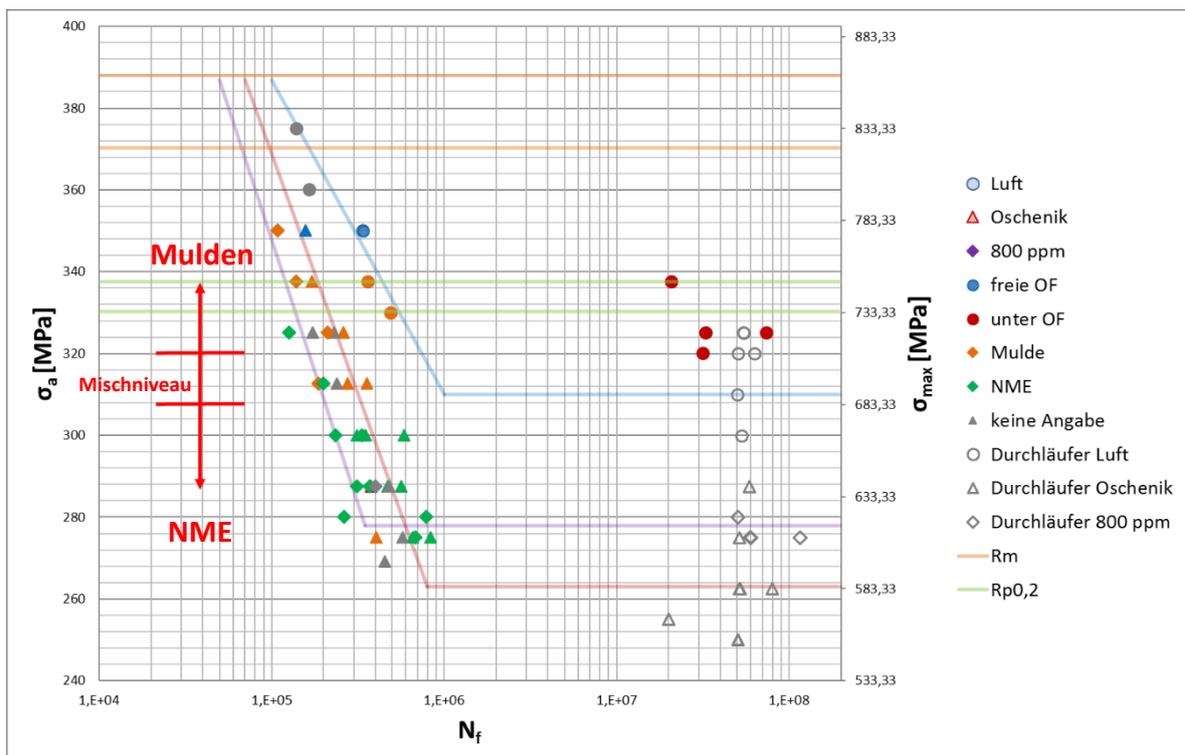


Abbildung 4-25: Kennzeichnung der Versagensmechanismen (blau: von freier Oberfläche (OF), rot: Ausgang unter Oberfläche, orange: Mulde, grün: NME, grau: Durchläufer und rasterelektronenmikroskopisch nicht begutachtete Proben)

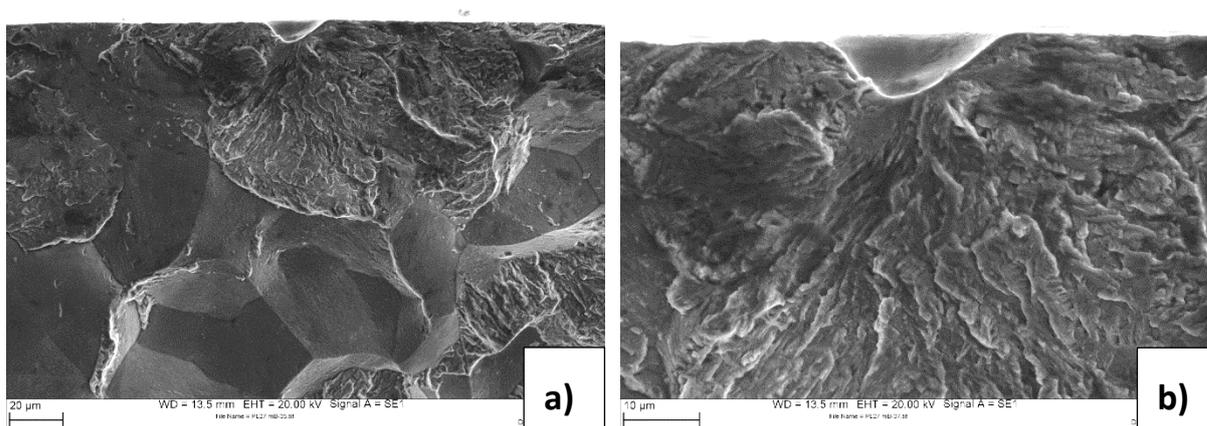


Abbildung 4-26: Bruchausgang an einer Mulde in Medium Oschenik a) Übersicht b) Detailaufnahme ($\sigma_a=312,5$ MPa, $N_f=275.000$ LW)

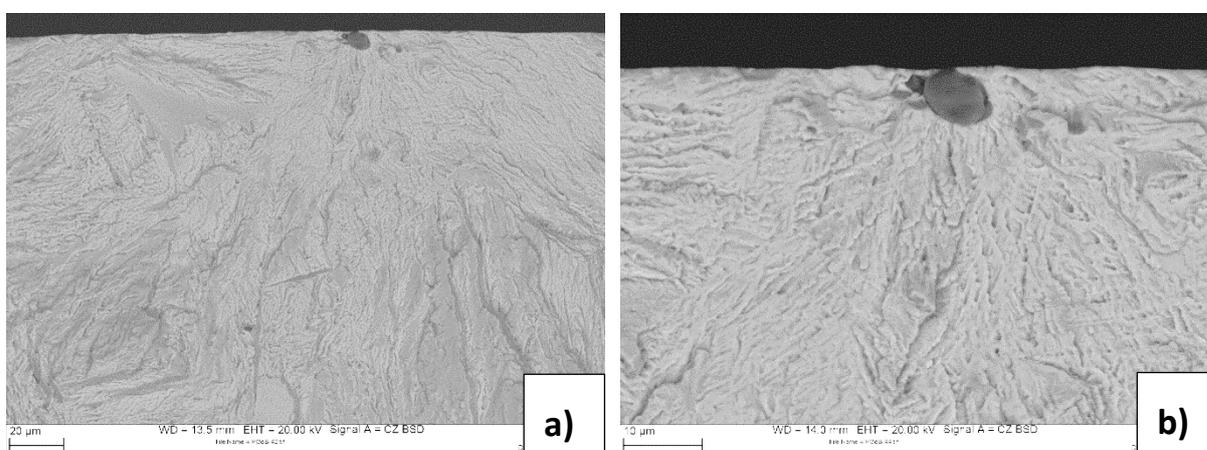


Abbildung 4-27: Bruchausgang an NME in Medium Oschenik im Materialkontrast a) Übersicht b) Detailaufnahme ($\sigma_a=300$ MPa, $N_f=310.000$ LW)

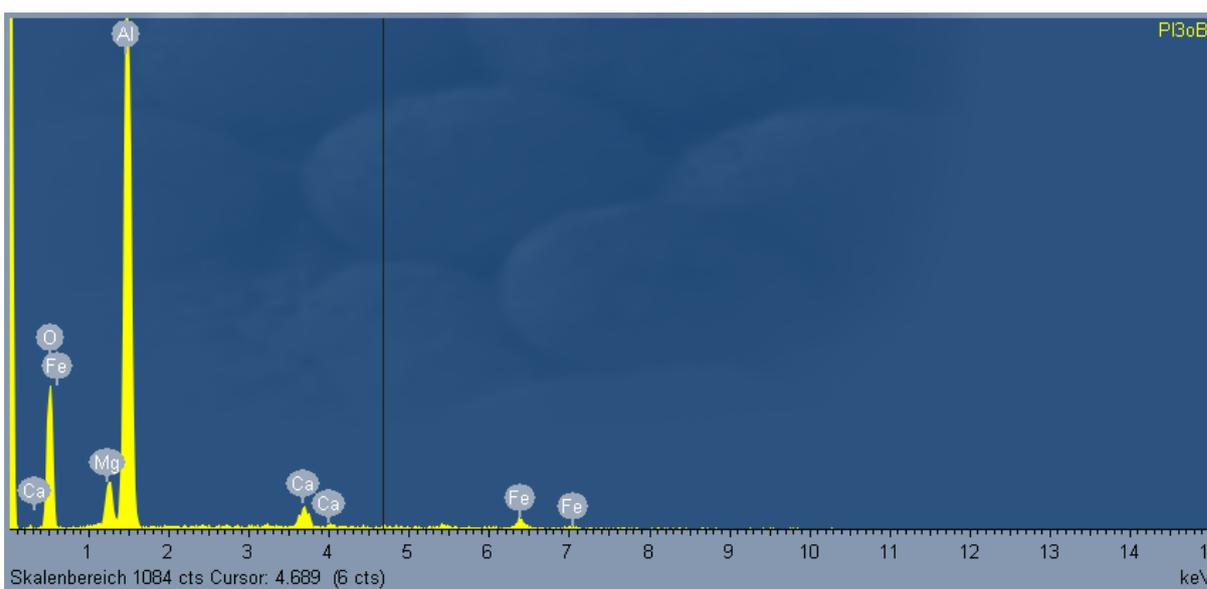


Abbildung 4-28: EDX-Analyse des NME aus Abbildung 4-27

Wöhlerkurve 4 – Ringmaterial in Medium Oschenik + 800 ppm Chloride

Die Auswertung im Dauerfestigkeitsbereich für die Schwingfestigkeitsversuche im Medium Oschenik Wasser mit 800 ppm Chloriden ergaben eine Dauerfestigkeit von 273 MPa für $P_b=10\%$ und eine von 285 MPa für $P_b=90\%$. Abbildung 4-29 zeigt die dazugehörige Wöhlerkurve. Die bruchauslösenden Mechanismen sind, wie beim Medium Oschenik ohne Chloride, Mulden und nichtmetallische Einschlüsse (siehe auch Abbildung 4-25). Bei höheren Lastniveaus ist auch eine Kombination aus beiden möglich (Abbildung 4-30).

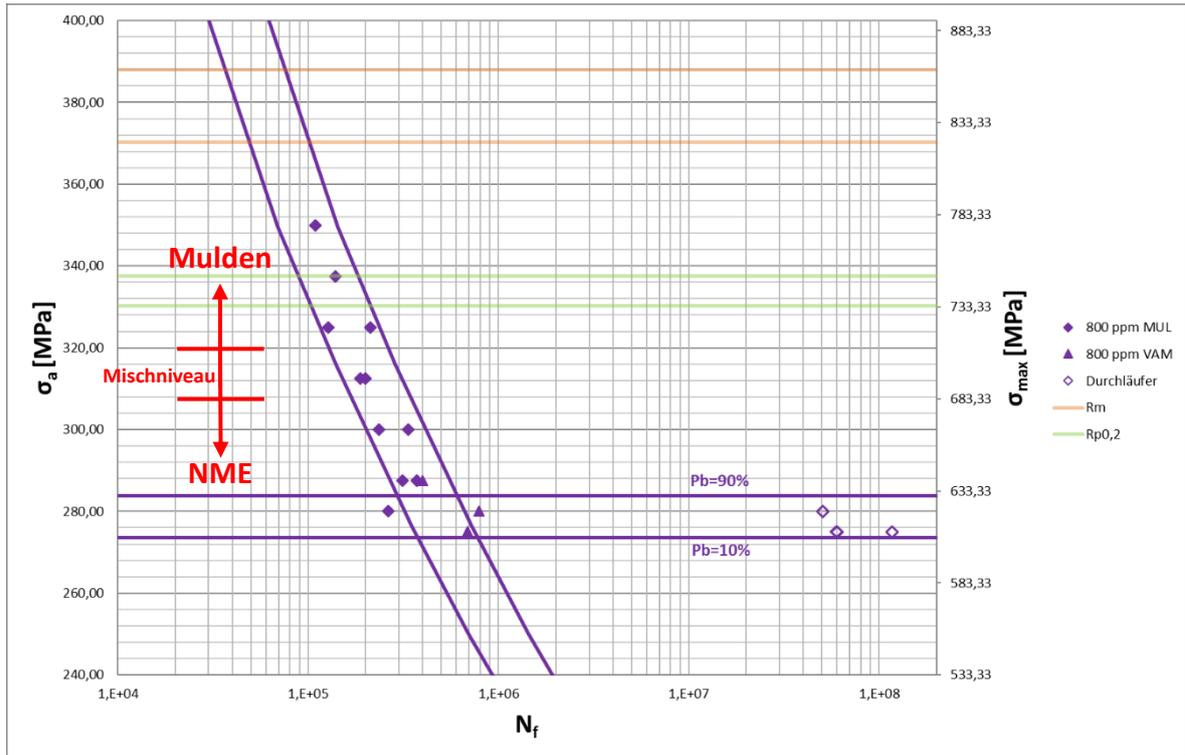


Abbildung 4-29: Ergebnisse der Schwingfestigkeitsuntersuchungen im Medium Wasser Oschenik + 800 ppm Chloride (DMW + VAM)

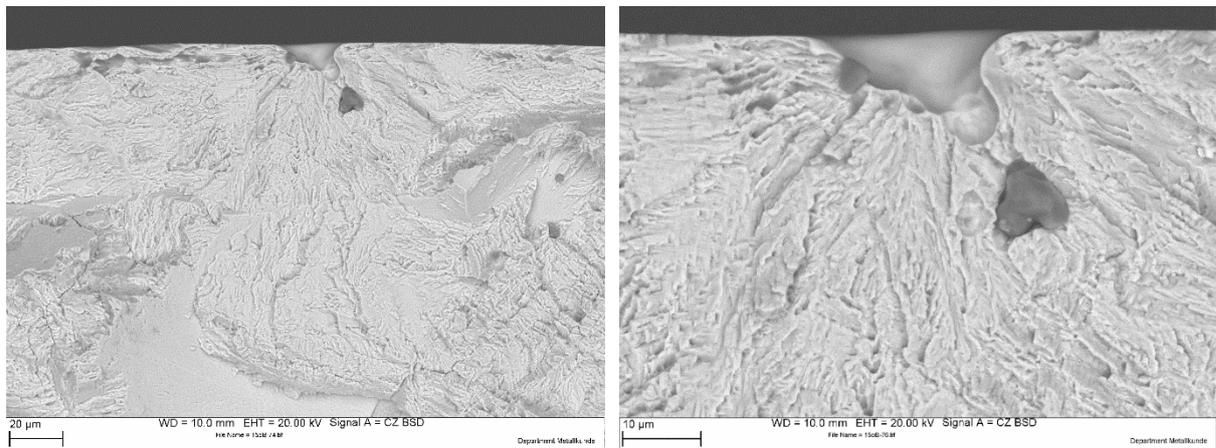


Abbildung 4-30: Bruchausgang an Mulde unterstützt durch NME in Medium Oschenik + 800 ppm Chloride im Materialkontrast a) Übersicht b) Detailaufnahme ($\sigma_a=312,5\text{ MPa}$, $N_f=185.000\text{ LW}$)

Bei der fraktografischen Untersuchung konnten Unterschiede hinsichtlich der Bruchmorphologie innerhalb des Bruchspiegels festgestellt werden. An Luft geprüfte Proben weisen einen matten, relativ glatt erscheinenden Ermüdungsbruch auf (Abbildung 4-31 a). Sobald ein umgebendes Medium vorhanden ist, zeigen sich bräunliche Korrosionsspuren, welche sich im Medium Oschenik in einem Bereich von ca. 500 μm um den Bruchausgang ausdehnen (Abbildung 4-31 b). Im Medium mit 800 ppm Chloriden sind die Korrosionserscheinungen teilweise stärker ausgeprägt und erstrecken sich bis zu 1 mm um den Bruchausgang (Abbildung 4-31 c). Der Bruchspiegel der Mediumsproben wirkt im Allgemeinen etwas zerklüftet und weist in der Nähe des Bruchausganges glitzernde Stellen auf (Abbildung 4-31 d).

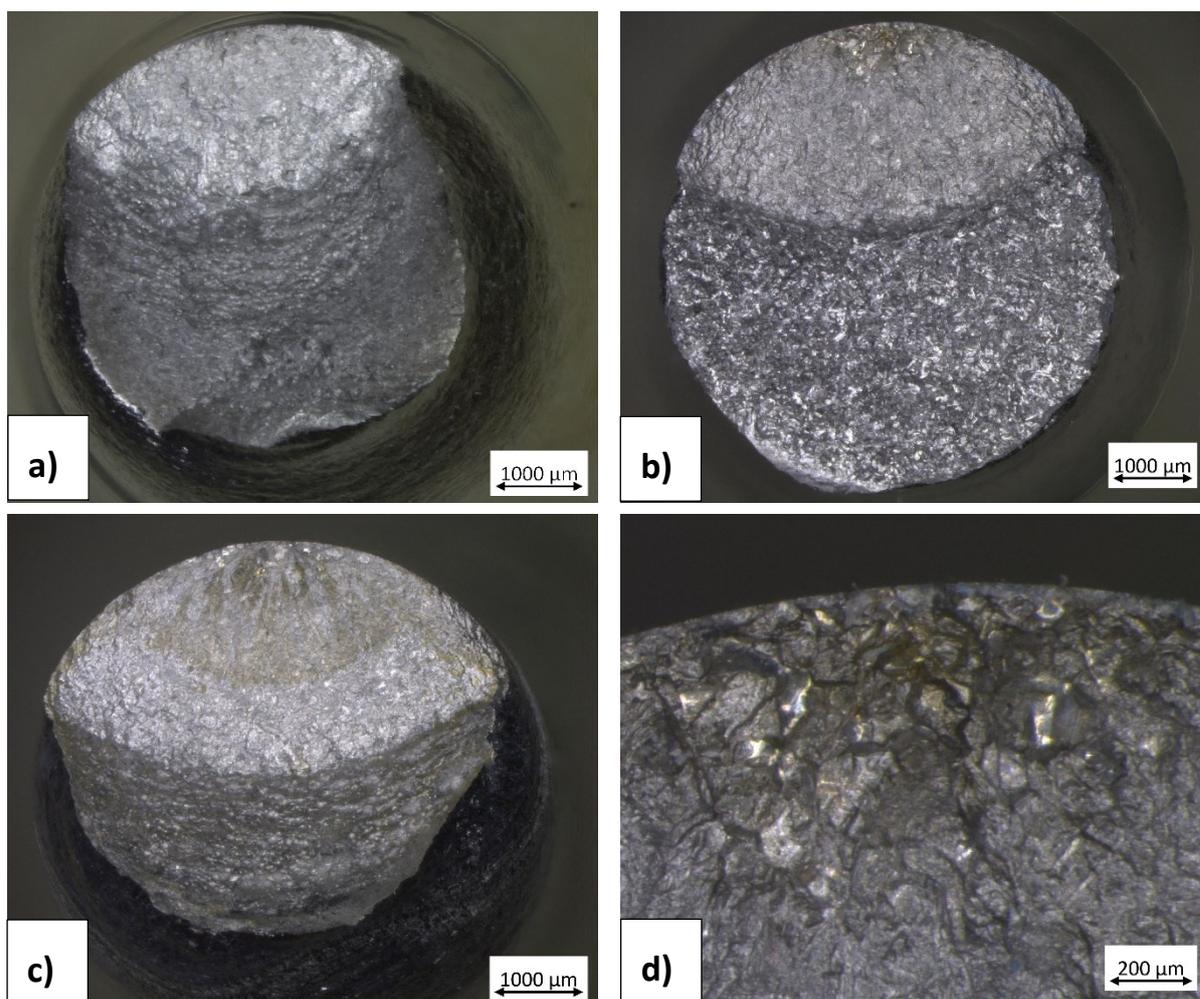


Abbildung 4-31: Unterschied in der Bruchmorphologie a) Luft, b) Oschenik c) Oschenik + 800 ppm Chloride d) Detail aus b) glitzernden Stellen (interkristalline Brüche)

Im REM konnte festgestellt werden, dass es sich dabei um interkristalline Bruchbereiche handelt. Diese Bereiche beginnen etwa in einem Abstand von ca. 100 μm um den Bruchausgang und nehmen mit fortschreitendem Risswachstum (zunehmender Rissgeschwindigkeit) ab, bis sie nach ungefähr 500-700 μm in einen normalen Schwingungsbruchspiegel mit den

typischen Striations übergehen (Abbildung 4-32). Die rot strichlierten Linien grenzen die jeweiligen Bereiche voneinander ab.

Die Ausprägung der interkristallinen Bereiche scheint eine Tendenz in Richtung höherer interkristalliner Anteile mit steigendem Chloridgehalt aufzuweisen (Vergleich Abbildung 4-32 Abbildung 4-33). Dieser Vergleich ist allerdings nicht bei allen Proben eindeutig nachweisbar.

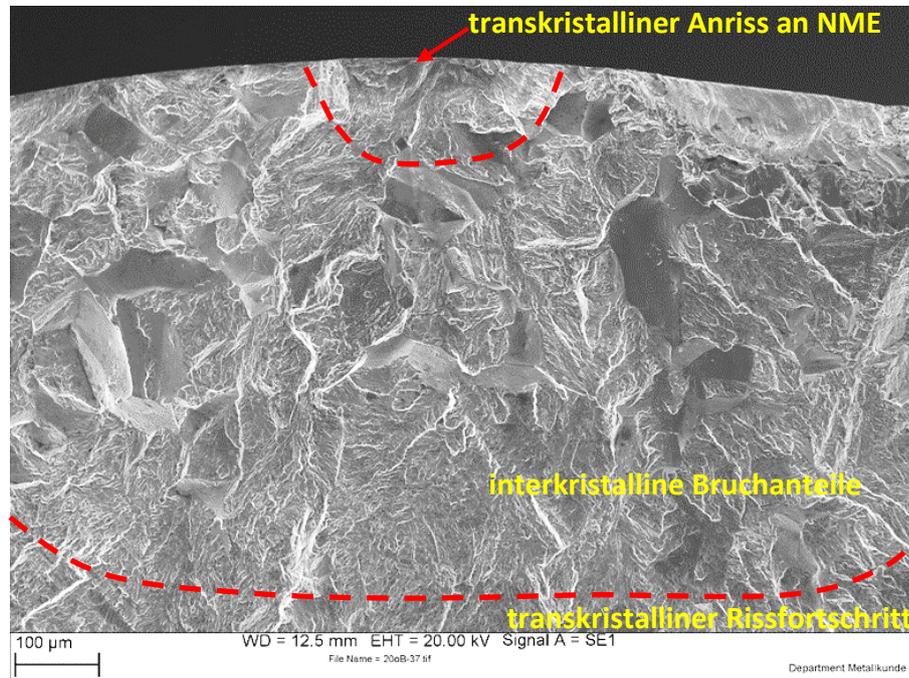


Abbildung 4-32: Verlauf der interkristallinen Bruchbereiche Medium Oschenik ($\sigma_a=300$ MPa, $N_f=351.000$ LW)

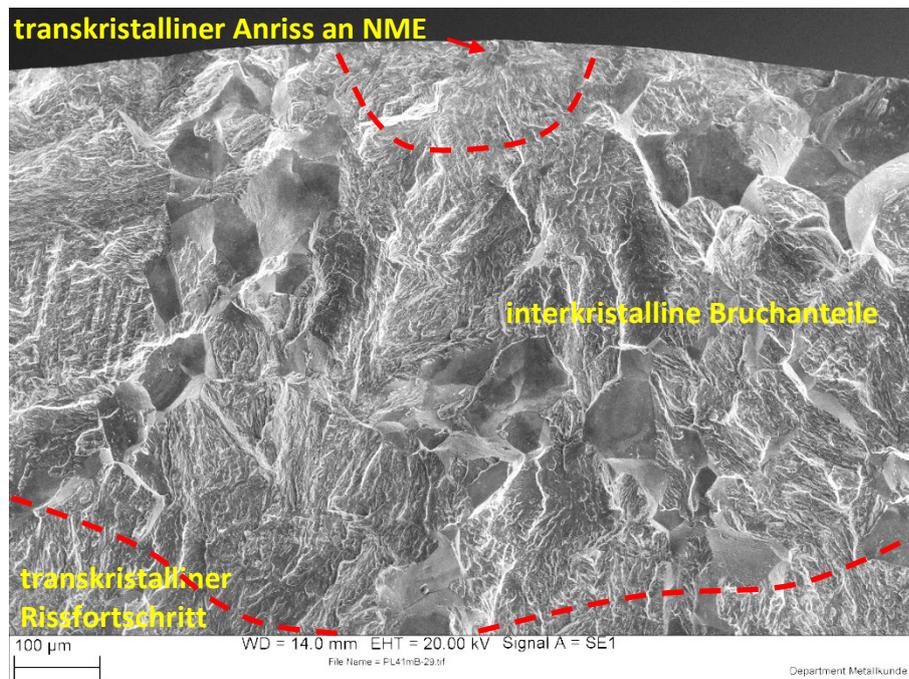


Abbildung 4-33: Interkristallines Bruchbild Medium Oschenik 800 ppm Chloride ($\sigma_a=300$ MPa, $N_f=330.000$ LW)

Ebenfalls eine Auswirkung auf den interkristallinen Anteil scheint das Lastniveau und damit verbunden die Verweilzeit der Probe im Medium zu haben. Der Vergleich von Abbildung 4-34 und Abbildung 4-35 lässt vermuten, dass durch die längere Verweilzeit eine Zunahme von interkristallinen Bruchanteilen zu erkennen ist.

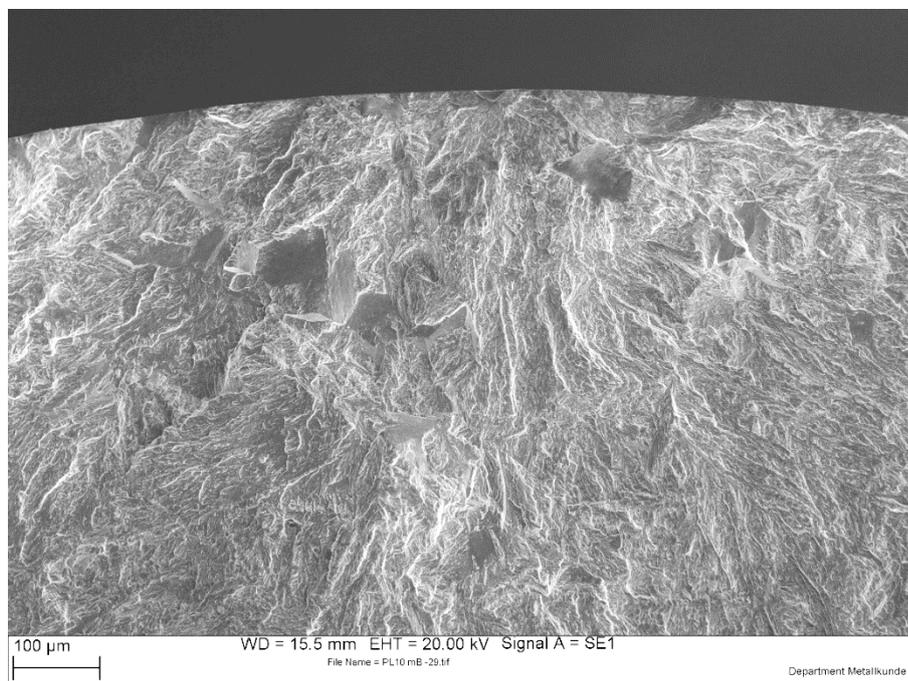


Abbildung 4-34: Interkristalline Bruchanteile nach Prüfung im Medium Oschenik 800 ppm Chloride ($\sigma_a=350$ MPa, $N_f=110.000$ LW)

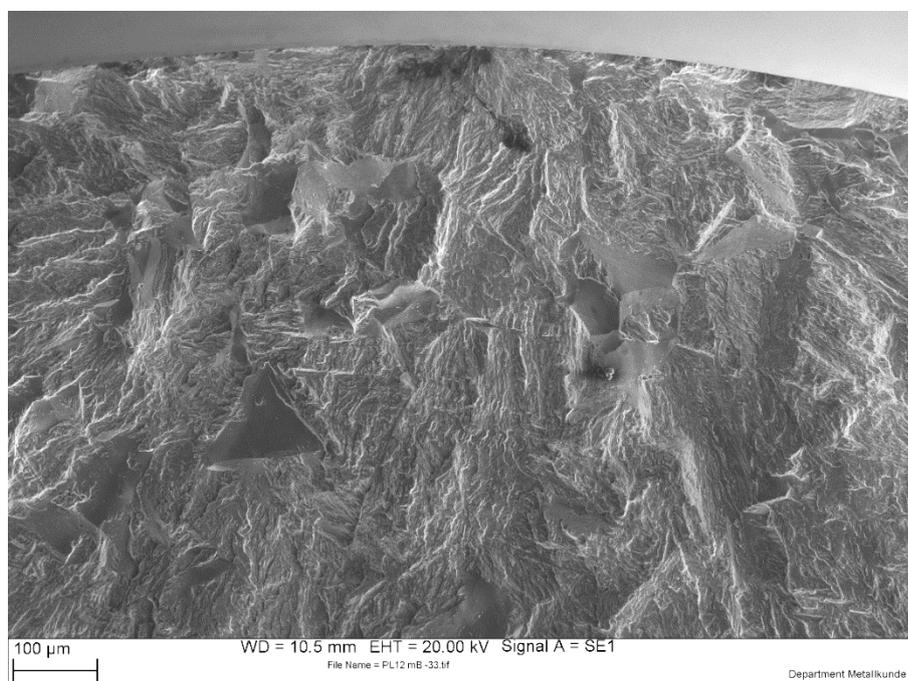


Abbildung 4-35: Interkristalline Bruchanteile nach Prüfung im Medium Oschenik 800 ppm Chloride ($\sigma_a=300$ MPa, $N_f=240.000$ LW)

Durch die Gegenüberstellung der einzelnen Wöhlerkurven in einem gemeinsamen Diagramm ist sehr gut zu erkennen, dass das Vorhandensein eines wässrigen Umgebungsmediums einen Abfall der Dauerfestigkeit um ca. 13 % bewirkt (Abbildung 4-36). Beim Vergleich der Kurven Oschenik zu Oschenik mit 800 ppm Chloride ist allerdings nicht der erwartete Effekt eingetreten. Im Zeitfestigkeitsbereich erfolgte im Allgemeinen eine parallele Verschiebung zu niedrigeren Bruchlastspielzahlen. Bei der Bestimmung der Dauerfestigkeit zeigt das Medium mit erhöhtem Chloridgehalt wider Erwarten einen geringfügig höheren Wert. Die Differenz liegt allerdings in einem Bereich, der auch auf die übliche Streuung bei Schwingfestigkeitsversuchen zurückgeführt werden kann.

Im Medium Oschenik mit 800 ppm Chloriden zeigt sich tendenziell ein schlechteres Zeitfestigkeitsverhalten im Vergleich zum Medium Oschenik ohne Chloride bzw. Luft. Der Lebensdauerunterschied bewegt sich im Bereich von 1,5-2.

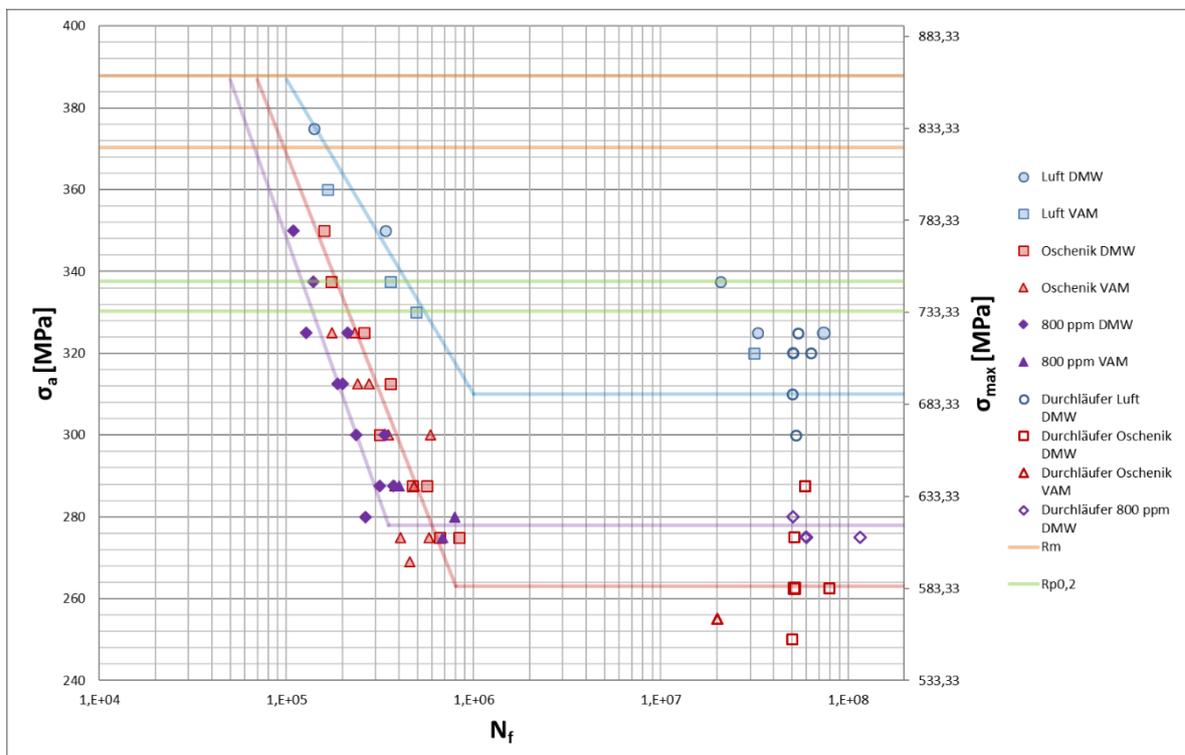


Abbildung 4-36: Gegenüberstellung Wöhlerkurven Luft, Oschenik und Oschenik 800 ppm Chloride

Da die Proben für die Schwingfestigkeitsuntersuchungen aus Ringabschnitten unterschiedlicher Chargen entnommen wurden (siehe Kap. 3.1, Abbildung 3-1), hat sich aus den Ergebnissen der mechanischen Prüfung (Zugversuch) gezeigt, dass die Werte – speziell von R_m und $R_{p0,2}$ – abhängig von der jeweiligen Charge sind. Die Zugfestigkeiten zeigen ein größeres Streuband im Vergleich zur Dehngrenze (siehe Streubänder der Wöhlerdiagramme in den Abbildung 4-18, 4-24 und 4-29). Daher wurde versucht die Entnahmepositionen aus den unterschiedlichen Chargen mit den mechanischen Kennwerten zu korrelieren. Das Ergebnis ist in Abbildung 4-37 a, b zusammengefasst, wobei σ_a auf R_m und $R_{p0,2}$ bezogen wurde.

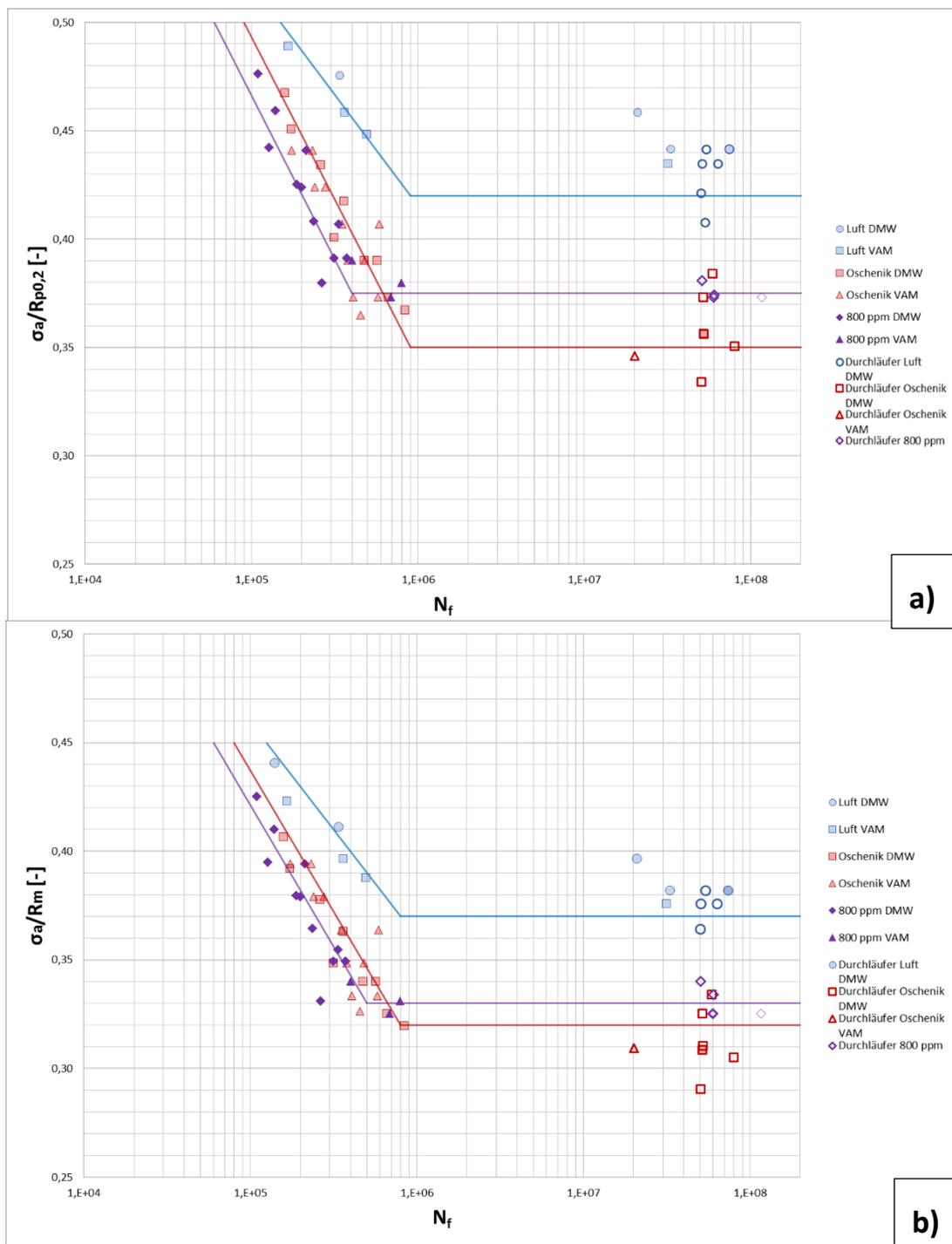


Abbildung 4-37: Normierung der Ausschlagsspannung mit a) 0,2%-Dehngrenze b) Zugfestigkeit

Durch Normierung der Ausschlagsspannung σ_a auf $R_{p0,2}$ (Abbildung 4-37 a) bzw. auf R_m (Abbildung 4-37 b) werden die Streubänder tendenziell enger. Besonders gilt dies für Abbildung 4-37 b. Dennoch zeigt sich, dass der erhöhte Chloridgehalt von 800 ppm die Lebensdauer im Zeitfestigkeitsbereich reduziert. Im Dauerfestigkeitsbereich ändert sich der Sachverhalt nicht. Die Dauerfestigkeit im stark chloridhaltigen Medium scheint leicht verbessert zu sein, was aber auf Streuungen in den Messergebnissen zurückzuführen ist.

5 Diskussion und Ausblick

Bei der Gegenüberstellung der Wöhlerlinien (Abbildung 4-36) ist ein eindeutiger Abfall der Dauerfestigkeit von Luft zum Medium zu erkennen. Dieses Verhalten wird auch durch die Ergebnisse der Stromdichte-Potential-Kurven gestützt. Es hat sich gezeigt, dass die Fähigkeit zur Repassivierung im Medium mit steigendem Chloridgehalt abnimmt. Folglich kann das Austreten von Gleitstufen zur Anrissbildung führen. Nach der Bildung eines Anrisses sind für den weiteren Rissfortschritt, die sich ausbildenden Riss-schließeffekte von entscheidender Bedeutung.

Im Rahmen des Projektes wurde am Erich-Schmid-Institut (ESI) ein Arbeitspaket mit Untersuchungen zur Bruchzähigkeit und zum Rissfortschritt unter Einfluss von Luft und Oschenik-Wasser durchgeführt. Bei den Rissfortschrittsuntersuchungen wurde zum Teil auch die zyklische Risswiderstandskurve ermittelt, welche in Abbildung 5-1 schematisch dargestellt ist. Die Risswiderstandskurven (R-Kurven) für das Spannungsverhältnis $R=0,1$ lassen innerhalb der ersten $50\ \mu\text{m}$ Rissverlängerung einen stärkeren Anstieg der R-Kurve für die an Luft geprüfte Probe erahnen. Dies ist jener Bereich, der bei Schwingfestigkeitsuntersuchungen einem kurzen Anriss gleichzusetzen ist. Es ist anzunehmen, dass der Rissfortschritt für kurze Anrisse in Wasser deutlich höher ist als gegenüber Luft. Dafür verantwortlich sein könnte, dass an Luft Effekte, wie das Rauheitsriss-schließen und das plastizitätsinduzierte Riss-schließen, deutlich stärker zum Tragen kommen als im Medium. Durch das Eindringen des Mediums und dem damit verbundenen korrosiven Anlösen der Werkstoffoberfläche wird das Rauheitsriss-schließen geschwächt. Erst bei längeren Anrissen (ca. $200\ \mu\text{m}$) kommt es im Medium zum oxidinduzierten Riss-schließen. Das zeigt sich in einem höheren Schwellwert von ca. $6,5\ \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, im Gegensatz zu Luft mit ca. $5,3\ \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. Dies korreliert ebenfalls mit den stereomikroskopischen Aufnahmen der Wechsellastproben. Direkt am Bruchausgang, wo Riss-schließen noch von Bedeutung wäre, sind die Korrosionsspuren nicht so stark ausgeprägt. Bei den Korrosionsspuren handelt es sich um „Anlauffarben“. Die Oxidschichten sind nur einige wenige Nanometer dick. Somit tragen diese kaum zum Riss-schließen bei. Lediglich Reiboxid, welches an den Rissflanken verbleibt, führt zu erhöhtem Riss-schließen. Mit zunehmender Risslänge treten die Oxidschichten deutlicher in Erscheinung, was auf einer Erhöhung der Schichtdicke schließen lässt. So ca. $200\ \mu\text{m}$ nach erfolgter Rissinitiation, sind diese deutlich erkennbar. Im Fall der Wechsellastprobe (im Vergleich zu einer Rissfortschrittsprobe) sind die Oxidschichten nicht mehr relevant für rissbremsende Schließeffekte. Die Spannungsintensitäten an der Riss-spitze und die daraus resultierenden Rissgeschwindigkeiten sowie die Rissöffnung sind bereits so hoch, dass eine Verzögerung der Rissgeschwindigkeit nicht erfolgt und es sehr rasch zum Versagen des Restquerschnittes kommt. Lediglich

bei Bauteilen großer Dimensionen, wo sich lange Risse ausbilden können, kann der Effekt des oxidinduzierten Rissschließens mehr an Bedeutung erlangen [32].

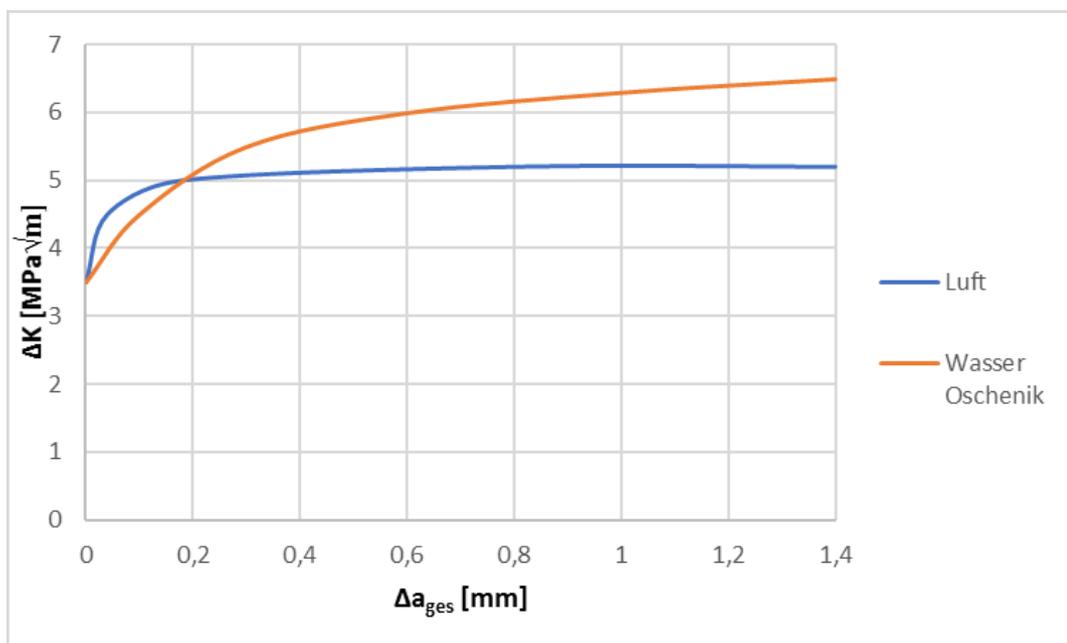


Abbildung 5-1: Schematische Darstellung der R-Kurven an Luft und in Wasser Oschenik

Eine fraktografische Auffälligkeit der Mediumsproben war das Vorhandensein von erheblichen interkristallinen Bruchanteilen in einem Bereich von ca. 40-50 μm nach der Rissinitierung. Dieses Phänomen wurde von Schmitt-Thomas und Leidig [33] ebenfalls beobachtet und als Indiz für passive Schwingungsrisskorrosion, wie sie an hochlegierten Edelstählen auftritt, gewertet.

Eine weitere Aufgabe der vorliegenden Arbeit war es einen Vergleich zu bereits vorhandenen Literaturwerten vorzunehmen. Hierfür bieten sich die Untersuchungen an, die in den 1980er Jahren am Fraunhofer-Institut für Betriebsfestigkeit in Darmstadt durchgeführt wurden.

Diese Untersuchungen [5] wurden mit einem Spannungsverhältnis von $R=0$ (Schwellbeanspruchung) an ungekerbten Rundproben durchgeführt. Die Proben wurden aus gegossenen Stufenkeilen entnommen. Um einen ausreichenden Einfluss der Korrosion zu gewährleisten lag die Frequenz zwischen 20 und 25 Hz. Als Umgebungsmedium wurde Leitungswasser verwendet. Unter diesen Versuchsbedingungen konnte an Luft eine Dauerfestigkeit von 160 MPa ($P_b=50\%$) ermittelt werden. Die Bruchwahrscheinlichkeiten von 50 % sind für die vorliegende Arbeit als strichlierte Linien in den Wöhlerdiagrammen in Abbildung 5-2 a, b abzulesen. Die Schwingfestigkeit an Luft mit 310 MPa liegt hier somit um 150 MPa höher als in den Untersuchungen aus Darmstadt. Im Umgebungsmedium Wasser konnte am Fraunhofer-Institut keine ausgeprägte Dauerfestigkeit festgestellt werden. Daher wurde eine

Grenzlasterzahl von 10^7 definiert und ergab eine ertragbare Ausschlagsspannung von 110 MPa. Dies entspricht einem Abfall von ca. 150 MPa im Vergleich zu der Dauerfestigkeit im Medium Oschenik von 263 MPa. Diese großen Differenzen sind mit großer Wahrscheinlichkeit auf die unterschiedliche Gefügestruktur (Vergleich Guss- zu Schmiedematerial) zurückzuführen. Auch die Eigenspannungen und Unterschiede in der Oberflächenrauigkeit können eine Rolle spielen. Da diese Einflüsse durch das elektrolytische Polieren weitestgehend entfernt wurden.

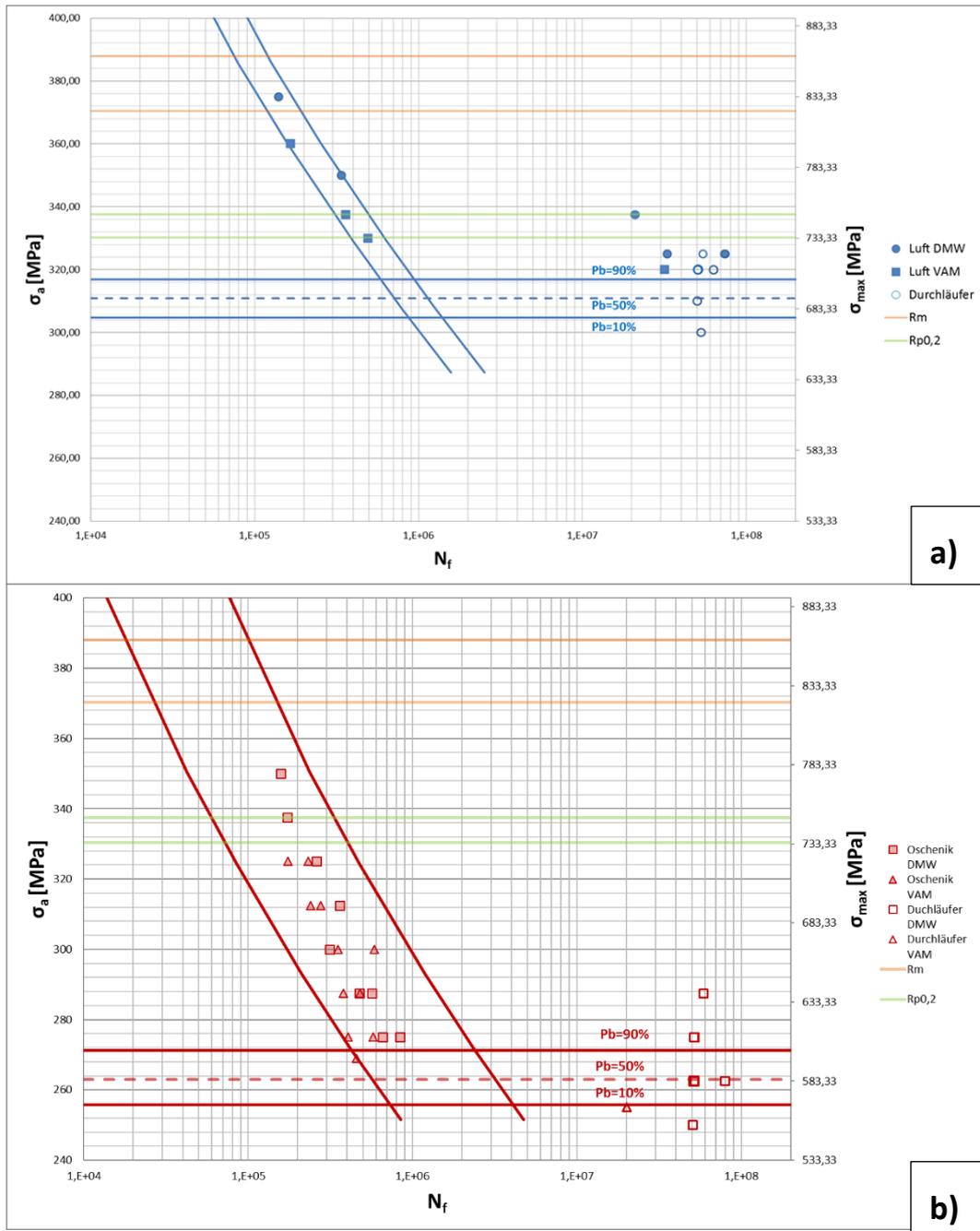


Abbildung 5-2: Wöhlerdiagramme mit $P_b=50\%$ für a) Luft b) Oschenik

Weiterführende Untersuchungen am Fraunhofer-Institut wurden im Jahre 1990 von Sossino und Dieterich [34] durchgeführt. Hierbei wurde vor allem der Einfluss einer erhöhten

Chloridkonzentration auf das Schwingfestigkeitsverhalten des Gusswerkstoffes erforscht. Als Korrosionsmedium diente, um eine Vergleichsbasis zu den ersten Untersuchungen zu schaffen, Leitungswasser mit 28 ppm Chloriden. Des Weiteren erfolgte eine Erhöhung auf 10 mMol (350 ppm) und 1 % (6000 ppm) NaCl. Also wurde eine Grenzlastspielzahl von 10^8 LW definiert. Die Ergebnisse unter $R=0$ haben gezeigt, dass ein Abfall der Schwingfestigkeit von 38 % von Luft (120 MPa) zu Leitungswasser (75 MPa) erfolgt. Die Erhöhung auf 350 ppm Chloride hatte allerdings keine Minderung zur Folge. Erst bei der weiteren Steigerung auf 6000 ppm ergab sich ein Abfall von 60 % zu Luft auf eine Schwingfestigkeit von nur mehr 50 MPa. Diese Erkenntnisse korrelieren damit, dass auch in der vorliegenden Arbeit bei der Erhöhung der Chloridkonzentration auf 800 ppm, kein Abfall der Dauerfestigkeit festgestellt wurde.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass die Verwendung eines Schmiedewerkstoffes, im Gegenzug zur Gussvariante einen erheblichen Vorteil im Bereich der Schwingfestigkeits-eigenschaften bringt. Des Weiteren ist auch die Anwendung des ESU-Verfahrens mit einer Verbesserung verbunden. Da die Bruchausgänge beim Dummymaterial allerdings an unzu-reichend verschmiedeten Poren lagen ist anzunehmen, dass die Abminderung der Dauerfestigkeit durch Fehler im Schmiedeprozess und nicht den vermehrten Einschlüssen des Standardmaterials zurückzuführen ist.

Um sichere Werte für die Berechnungsgrundlage bei der konstruktiven Auslegung für Teile im Wasserkraftwerksbau zu erhalten, wäre es notwendig die erhaltenen Wöhlerdaten mit weiteren Proben statistisch abzusichern. Allerdings kann bereits eine grobe Abschätzung gegeben werden, welche eine deutliche Verbesserung zum Gussmaterial aufweist. Um weiteren Aufschluss über den Einfluss der Chloridkonzentration des Mediums zu erhalten, wäre es von Interesse, die genauen korrosiven Bedingungen, welche sich in Zeiten eines Stillstandes des Wasserkraftwerkes, durch Verdunstung und damit verbundener Anreicherung und Ablagerungen von Salzen und ähnlichen korrosiven Produkten bilden, zu analysieren und danach gezielte Versuche mit möglichst realitätsnahen Bedingungen durchzuführen.

6 Zusammenfassung

Aufgabe der vorliegenden Arbeit war es das Schwingfestigkeitsverhalten eines 1.4313 (ESU-Qualität) bei $R=0,1$ an Luft sowie in den Medien Oschenik Wasser und Oschenik Wasser mit 800 ppm Chloriden zu untersuchen. Zum weiteren Verständnis wurden noch mechanische und elektrochemische Untersuchungen durchgeführt. Als Vorversuche wurden Schwingfestigkeitsversuche am Dummymaterial (ohne ESU-Behandlung) vollzogen.

Dummymaterial:

Härte: 307 HB

Zugfestigkeit: 951 MPa

Streckgrenze: 887 MPa

Die Wöhleruntersuchungen am Dummymaterial haben ein Dauerfestigkeitsniveau von 125 MPa an Luft ergeben. Als Bruchausgang konnten Poren in einer Größe von ca. 200 μm identifiziert werden.

Ringmaterial:

Härte: 256 HB

Zugfestigkeit: 823-862 MPa

Streckgrenze: 734-750 MPa

Die Dauerfestigkeit an Luft konnte mit einer Ausschlagspannung von 305 MPa bei $P_b=10\%$ abgeschätzt werden. Durch den Einfluss des Mediums Oschenik Wasser sinkt diese auf 256 MPa ($P_b=10\%$). Die Erhöhung des Chloridgehaltes hat lediglich eine Verschlechterung im Zeitfestigkeitsbereich zur Folge. Die Dauerfestigkeit liegt mit einer Bruchwahrscheinlichkeit von 10 % weiterhin bei einer Ausschlagspannung von 273 MPa. Bruchauslösend waren Mulden von der Elektropolitur sowie NMEs (Al-Mg-O) aus der ESU-Behandlung.

Die Auslagerungsversuche haben gezeigt, dass in keinem Medium ein nennenswerter Korrosionsangriff stattfindet. Durch die Erstellung der Stromdichte-Potential-Kurven konnte allerdings gezeigt werden, dass die Fähigkeit zur Repassivierung im Medium mit steigenden Chloridgehalt abnimmt.

7 Literaturverzeichnis

- [1] „<http://www.erneuerbare-energie.at/wasser>“.
- [2] „<http://oesterreichsenergie.at/daten-fakten/die-welt-der-energie/wirtschaft/wasserkraftland-oesterreich.html>“.
- [3] „http://konzern.kelag.at/content/page_speicherkraftwerke-9591.jsp“.
- [4] „<http://www.lgd.de/projekt/energie/wasserkraft.html>“.
- [5] E. Gaßner und O. Buxbaum, *Ausfallsichere Bemessung von Laufrädern für Wasserkraftmaschinen aus rostfreiem Stahlguss unter Berücksichtigung von Korrosion und Gefügestand*. Darmstadt: Fraunhofer-Institut für Betriebfestigkeit, 1983.
- [6] H.-J. Niederauer, „Entwicklungsstand nicht rostender weichmartensitischer Chrom-Nickel-Stähle unter besondere Berücksichtigung des Stahles X 5 CrNi 13 4“. Stahl und Eisen, 1978.
- [7] H. Straube, „Stand und Aufgaben in der Entwicklung Weichmartensitische Stähle“. 3. Int. Seminar Wasserkraftanlagen Niederdruckanlagen, TU Wien, 1984.
- [8] H. Ponschab, F. A. Schuster, und H. Mildner, „Beitrag zur Beurteilung herstellbedingter und werkstoffspezifischer Einflussgrößen auf das Verhalten gegossener und schwingbeanspruchter Bauteile für Wasserkraftanlagen“. 3. Int. Seminar Wasserkraftanlagen Niederdruckanlagen, TU Wien, 1984.
- [9] P. Brezina, „Martensitische Cr-Ni-Stähle mit niedrigem C-Gehalt“. HTM- Härtereitechnische Mitteilungen, Band 38, Heft 5, 1983.
- [10] *N400 ISOEXTRA, Datenblatt*. Böhler Edelstahl GmbH & Co KG.
- [11] W. Heimann und F. H. Strom, „Eigenschaften und Gefüge einiger weichmartensitische nichtrostender Chrom-Nickel-(Molybdän-)Stähle“. Thyssen-Edelstahl technische Berichte, 8. Band, Heft 2, S. 115–125, 1982.
- [12] M. Borchert, „Schwingfestigkeitsverhalten von Edelstählen in Wasser“, Montanuniversität Leoben, 2013.
- [13] „<http://www.iwm.rwth-aachen.de/index.php?id=334>“.
- [14] G. Schott, *Werkstoffermüdung - Ermüdungsfestigkeit*, 4. Auflage. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1997.
- [15] W. Bleck, *Werkstoffprüfung in Studium und Praxis*, 14. Auflag. Verlagshaus Mainz GmbH Aachen, 2007.
- [16] R. Sonnleitner, „Zur Schwingungsrissskorrosion hochfester austenitischer Stähle“, Montanuniversität Leoben, 2009.
- [17] D. Radaj und M. Vormwald, *Ermüdungsfestigkeit Grundlagen für Ingenieure*, 3. Auflage. Springer Verlag, 2007.
- [18] M. Sander, *Sicherheit und Betriebsfestigkeit von Maschinen und Anlagen*. Springer Verlag, 2007.
- [19] E. Kunze, *Korrosion und Korrosionsschutz*. Wiley-VCH Verlag GmbH, 2009.

- [20] K.-H. Grote und J. Feldhusen, *Taschenbuch für den Maschinenbau*, 22. Auflag. Springer Verlag, 2007.
- [21] H. Berns und W. Theisen, *Eisenwerkstoffe - Stahl und Gusseisen*, 4. Auflage. Springer Verlag, 2008.
- [22] E. Roeder und J. Vollmar, *Schwingungsrissskorrosionsverhalten der Stähle - Teil I - Hochlegierte Stähle*. Düsseldorf: Verlag Stahleisen mbH, 1992.
- [23] H.-H. Ramme, „Untersuchungen zur Risßeinleitung und Lebensdauer bei der Schwingungsrißkorrosion an unlegierten Stählen in wässrigen Medien“, Technische Universität Berlin, Berlin, 1989.
- [24] D. J. Duquette und H. H. Uhlig, „Effect of Dissolved Oxygen and NaCl on Corrosion Fatigue of 0,18% Carbon Steel“, *ASM Trans Quart*, Bd. 61, Nr. 2, S. 449–456, 1968.
- [25] G. Mori, R. Sonnleitner, S. Holzleitner, M. Panzenböck, und R. Pippan, „Spannungs- und Schwingungsrissskorrosion Gemeinsamkeiten und Unterschiede“, *Mater. Test.*, Bd. 52, Nr. 1–2, 2010.
- [26] K. Shiozawa, Y. Morii, S. Nishino, und L. Lu, „Subsurface crack initiation and propagation mechanism in high-strength steel in a very high cycle fatigue regime“, *Int. J. Fatigue*, Bd. 28, Nr. 11, S. 1521–1532, 2006.
- [27] G. Qian, C. Zhou, und Y. Hong, „Experimental and theoretical investigation of environmental media on very-high-cycle fatigue behavior for a structural steel“, *Acta Mater*, Bd. 59, 2011.
- [28] Y. Hong, X. Liu, Z. Lei, und C. Sun, „The formation mechanism of characteristic region at crack initiation for very-high-cycle fatigue of high-strength steels“, *Int. J. Fatigue*, Bd. 89, S. 108–118, 2015.
- [29] „Persönliche Mitteilung sowie Prüfprotokolle von Böhler Edelstahl GmbH, übermittelt von G. Zeiler“, 2016.
- [30] „ASTM-E739-91“, *Annu. B. ASTM Stand.*, 2012.
- [31] D. Dengel, „Empfehlungen für die statistische Abschätzung des Zeit- und Dauerfestigkeitsverhaltens von Stahl“, *Materwiss. Werksttech.*, Bd. 20, S. 73–81, 1989.
- [32] „Persönliche Mitteilung R. Pippan, Erich-Schmid-Institut Leoben am 20.02.2017 in Leoben“.
- [33] K. G. Schmitt-Thomas und A. Leidig, „Maßnahmen zur Beeinflussung und Verhinderung von Schadensabläufen durch Schwingungsriß-Korrosion“, *VDI. Ber.*, Bd. 235, 1975.
- [34] C. M. Sonsino und K. Dieterich, „Korrosionsschwingfestigkeit der Stahlgußsorßen G-X5CrNi134 und G-X5CrNi174 für Laufräder von Wasserkraftmaschinen und Pumpen“, *Werkstoffe und Korrosion*, Bd. 41, Nr. 6, S. 330–342, 1990.