

Montanuniversität Leoben

**Schadensanalytik
Vorgangsweise, Fraktographie und Beispiele**



Die vorliegende Arbeit wurde am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung der Montanuniversität Leoben durchgeführt.

Leoben, 15.09.2015

Eidesstattliche Erklärung:

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

Leoben, 15.09.2015

Patric Silvio Schütz

Danksagung

Die vorliegende Arbeit markiert einen weiteren Abschnitt meines beruflichen und privaten Werdegangs. Die Ausbildung an der Montanuniversität Leoben und vor allem die Möglichkeit eine Abschlussarbeit über ein hoch interessantes Thema der Werkstoffprüfung und Schadensanalyse zu verfassen, erweiterte meinen Erfahrungsschatz und zeigte mir sowohl meine Stärken als auch Schwächen auf. Aber nicht nur die fachliche Expertise wurde durch diese Zeit geprägt, sondern blicke ich auch auf eine wunderschöne Zeit im Kreise meiner Familie und Freunde zurück. Ich möchte mich daher herzlich bei folgenden Menschen bedanken:

Bei Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Helmut Clemens für die Begutachtung der vorliegenden Arbeit und dafür, dass mir die Möglichkeit gegeben wurde, diese am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung (DMW) durchzuführen.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Dipl.-Ing. Dr.mont. Michael Panzenböck. Er ermöglichte es mir bereits während der Studienzeit einen Einblick in die Werkstoffprüfung und Schadensanalyse zu bekommen und unterstützte mich durch Gespräche und Diskussionen wesentlich bei der Erstellung dieser Arbeit. Vor allem möchte ich ihm für die Durchsicht und Korrektur der Diplomarbeit danken.

Ich danke den Kollegen des DMWs, Frau Dr. Francisca Mendez Martin, Herrn Gerhard Hawranek und Frau Silvia Pözl, die mir bei der Durchführung und Auswertung der Experimente mit Rat und Tat zur Seite standen.

Mein größter Dank gilt meiner Familie, ganz besonders meinen Eltern Anita und Othmar Schütz, die mir Zeit meines Lebens in guten wie in schlechten Zeiten immer Rückhalt gaben und mir somit eine wunderschöne Kindheit und Jugend ermöglichten.

Ein großer Dank gilt jenen Freunden, welche ich während meiner Studienzeit kennengelernt habe. Sie haben mich durch Höhen und Tiefen begleitet und standen mir stets mit Rat und Tat zur Seite.

Inhaltsverzeichnis

1.	Einleitung und Zielsetzung	1
2.	Grundlagen.....	3
2.1.	Einteilung der Brüche.....	3
2.2.	Bruchmerkmale	5
2.3.	Gewaltbruch.....	6
2.3.1.	Gleitbruch (Wabenbruch)	7
2.3.2.	Spaltbruch	9
2.3.2.1.	Transkristalliner Spaltbruch	9
2.3.2.2.	Interkristalliner Spaltbruch.....	11
2.4.	Schwingbruch	12
2.5.	Spannungsrisskorrosion	16
2.5.1.	Anodische Spannungsrisskorrosion	17
2.5.2.	Kathodische Spannungsrisskorrosion	18
2.6.	Wasserstoffinduzierte Rissbildung.....	20
2.7.	Flüssigmetallinduzierte Spannungsrisskorrosion	22
2.8.	Eigenspannungen	24
3.	Experimentelles.....	25
3.1.	Schliffpräparation.....	25
3.2.	Härtemessung	25
3.3.	Zugversuch	25
3.4.	Ätzungen	26
3.5.	Lichtmikroskopie	26
3.6.	Rasterelektronenmikroskopie.....	26
3.7.	Atomsondentomographie (APT)	26
4.	Ergebnisse der drei untersuchten Schadensfälle	28
4.1.	Bruch eines Messingventils einer Sprinkleranlage (Schadensfall 1)	28
4.1.1.	Darstellung des Sachverhaltes	28
4.1.2.	Methodik.....	29
4.1.3.	Ergebnisse	30
4.1.3.1.	Mechanische Kennwerte.....	30
4.1.3.2.	Chemischer Aufbau	30

4.1.3.3.	Makroskopische Beurteilung.....	30
4.1.3.4.	Mikrostruktur	33
4.1.3.5.	Fraktographie- und Elektronenstrahlmikroanalyse	35
4.1.4.	Schlussfolgerung	41
4.2.	Versagen von profilierten Stahlrohren (Schadensfall 2)	42
4.2.1.	Darstellung des Sachverhaltes	42
4.2.2.	Methodik.....	43
4.2.3.	Ergebnisse	43
4.2.3.1.	Makroskopische Beurteilung und Eigenspannungen.....	43
4.2.3.2.	Mikrostruktur	46
4.2.3.3.	Härte und Festigkeit	49
4.2.3.4.	Chemischer Aufbau	49
4.2.3.5.	Fraktographie	50
4.2.4.	Schlussfolgerung	52
4.3.	Versagen von feuerverzinkten Stahlbauteilen (Schadensfall 3)	55
4.3.1.	Darstellung des Sachverhaltes	55
4.3.2.	Methodik.....	56
4.3.3.	Ergebnisse	57
4.3.3.1.	Makroskopische Beurteilung.....	57
4.3.3.2.	Mikroskopische Beurteilung.....	58
4.3.3.3.	Mechanische Kennwerte und Festigkeit	62
4.3.3.4.	Chemischer Aufbau	62
4.3.3.5.	Finite Elemente Analyse.....	63
4.3.3.6.	Fraktographie	64
4.3.3.7.	Atomsondenuntersuchungen	65
4.3.4.	Schlussfolgerung	68
5.	Zusammenfassung.....	70
6.	Literaturverzeichnis.....	72

Abkürzungsverzeichnis

APT	Atom Probe Tomographie
d_0	Ausgangsdurchmesser
M_{b0}	Biegemoment vor Schnitt
M_{b1}	Biegemoment nach Schnitt
DKI	Datenblatt des Deutschen Kupferinstitutes
ΔM_b	Biegemoment differenz
A_5	Bruchdehnung
Z	Brucheinschnürung
E	Elastizitätsmodul für Stahl
EBS	Elektron Back Scatter Diffraction
EDX	Energiedispersive Röntgenanalyse
IPF	Invers Pole Figure
FEM	Finite Elemente Methode
I	Flächenträgheitsmoment
FIB	Focused Ion Beam
σ_1	größte Hauptnormalspannung
LIMI	Lichtmikroskop
LME	Liquid Metal Embrittlement
LEAP	Local Electrode Atom Probe
MCL	Materials Center Leoben
K	Mehrachsigekeitszahl
l_0	Messlänge
R_{eH}	obere Streckgrenze
R_0	Radius vor Schnitt
R_1	Radius nach Schnitt
REM	Back Scatter Electron
ROI	Region of Interest
BSE	Back Scatter Electron
σ	Spannung
Sprk	Spannungsrissskorrosion
SE	Sekundärelektronen
TKD	Transmission Kikuchi Diffraction
σ_v	Vergleichsspannung
W	Widerstandsmoment
R_m	Zugfestigkeit

1. Einleitung und Zielsetzung

Aufgabe der Schadensanalyse ist es, die Ursache des Versagens von technischen Bauteilen zu klären und die dabei ablaufenden Mechanismen aufzudecken. Die durch die Schadensanalyse gewonnenen Erkenntnisse dienen der Verhütung von weiteren Schadensereignissen. Somit kann rückwirkend auf die Werkstoffwahl, Fertigungsprozesse, Betriebsbedingungen, Konstruktion sowie Prüfverfahren eingegangen und ein Austausch von gefährdeten Bauteilen im Betrieb befindlicher Anlagen, Maschinen, Geräten und Apparaten vollzogen werden. Es können aber auch Forschungsaktivitäten aufgrund von unerwarteten Materialverhalten angeregt werden [1].

Schadensfälle verursachen im Allgemeinen wirtschaftliche Verluste durch Produktionsausfall, Folgeschäden oder notwendige Reparaturmaßnahmen und können darüber hinaus Menschen gefährden [2].

Eine langjährige statistische Auswertung, durchgeführt von der Versicherungswirtschaft, über Schäden an technischen Anlagen zeigt, dass nur 8 % bis 9 % aller Schäden auf Werkstofffehler zurückzuführen sind. Der Großteil der Schäden mit einem Anteil von ca. 43 % wird durch Bedienungs- und Wartungsfehlern verursacht. Der Anteil von Konstruktions- und Montagefehlern liegt bei 30 %. Mit einem Anteil von 18 % sind die sonstige Schäden aufgelistet, zu denen auch ungeklärte Schadensursachen zählen. Dieser Prozentsatz von ungeklärten Schäden ist aufgrund der verfügbaren Untersuchungsmethoden nicht mehr hinnehmbar [3].

Im Rahmen dieser Diplomarbeit wurde an Hand von drei unabhängigen Schadensfällen das Vorgehen an Schadensuntersuchungen vertieft. Wie schon erwähnt, ist das Ziel der Schadensanalyse die Verhütung weiterer Schadensfälle durch Verbesserung der Konstruktion, Werkstoffwahl, Betriebsbedingungen, Fertigungsprozesse, Prüfverfahren, Inspektionsverfahren und Inspektionsintervalle.

Einen detaillierten Leitfaden für die Untersuchung von Schadensfällen gibt die VDI Richtlinie 3822 [2]. Diese zeigt auf, wie Schadensbeschreibung und Bestandsaufnahme, Schadenshypothesen, instrumentelle Analysen und Untersuchungsergebnisse zur Schadensursache, Abhilfe und Bericht mit abschließendem Wissensmanagement abzuhandeln sind [1].

Als erster Schritt bei einer Schadensuntersuchung soll die Schadensaufnahme und Beweissicherung erfolgen. Der nächste Schritt umfasst das ausführliche Einholen von zuverlässigen Informationen zum Schadensfall, denn diese können die Schadensuntersuchungen vereinfachen und Fehlbeurteilungen verhindern. Mithilfe von Bruchflächen lässt sich die Richtigkeit der Angaben überprüfen. Anschließend werden die Vorgehensweise und der Umfang der durchzuführenden Untersuchungen mit dem Auftraggeber genau abgestimmt. Zum Schluss wird ein Bericht verfasst, in dem die Ergebnisse des Schadensfalls

dargelegt und Abhilfemaßnahmen vorgeschlagen werden. Einen detaillierten Überblick über die Vorgehensweise bei der Bearbeitung eines Schadenfalls zeigt Tabelle 1.

Tabelle 1: Vorgehensweise bei der Bearbeitung eines Schadenfalls [1, 4]

Beweissicherung:	
<ul style="list-style-type: none"> • Sämtliche Bruchflächen sicherstellen • Korrosionsanfällige Bruchflächen schützen • Bruchflächen nicht berühren • Fotografische Aufnahmen anfertigen (Maßstab!) • Makroskopische Beurteilung der Brüche • Anordnung für das Ausbauen und Herausheben von Teilen für weitere Untersuchungen 	
Information zum Schadensfall:	
<ul style="list-style-type: none"> • Werkstoffart • Wärmebehandlung • Herstellung, Fertigung • Abnahmeprüfung • Konstruktion des Bauteils 	<ul style="list-style-type: none"> • Umgebungsbedingungen • Betriebsbedingung bei Schadenseintritt • Unfallablauf • Ereignisse nach dem Schaden • Betriebliche Lebensdauer
Durchführung:	
<ul style="list-style-type: none"> • Bedingungen: <ul style="list-style-type: none"> ▪ Ständiger Kontakt mit dem Auftraggeber ▪ Der Auftraggeber verlangt ein rasches und kostengünstiges Gutachten und keine fundamentale Klärung ▪ Auf die Grenzen von Untersuchungsmethoden hinweisen 	<ul style="list-style-type: none"> • Untersuchungsprogramm: <ul style="list-style-type: none"> ▪ Sorgfältiges Planen ▪ Bestimmung der Bruchart ▪ Simulationsversuche ▪ Metallographische Untersuchungen ▪ Zerstörungsfreie Prüfung ▪ Chemische Untersuchung ▪ Schadensbericht

Ziel dieser Arbeit war es, Schadensanalysen entsprechend der VDI Richtlinie 3822 und nach Tabelle 1 durchzuführen. Dazu zählte das selbstständige Abarbeiten von drei unterschiedlichen Schadensfällen sowie das Verfassen von Berichten. Bei den drei ausgewählten Schadensfällen handelt es sich um ein geschädigtes Absperrventil in einer Sprinkleranlage (Schadensfall 1), um profilierte Stahlrohre mit unterschiedlichen Versagenslastspielzahlen für agrartechnische Anwendungen (Schadensfall 2) und um gebrochene Baustahlteile (Schadensfall 3), zur Abstützung von Anlagenteilen. Des Weiteren sollte ein grundlegendes Verständnis über die einzelnen Brucharten, welche an den zu abarbeitenden Schadensfällen auftraten, aufgebaut und dieses im Literaturteil bearbeitet werden.

2. Grundlagen

Dieses Kapitel soll die grundlegenden, einzelnen Erscheinungsformen und relevanten Eigenschaften der unterschiedlichen Brucharten beschreiben, wie diese in den abgearbeiteten Schadensfällen vorkamen und in den Schadensberichten unter der Rubrik Ergebnisse vorliegen.

2.1. Einteilung der Brüche

Als Bruch wird die Trennung des Materialzusammenhalts in einem festen Körper bezeichnet. Dabei handelt es sich um einen Vorgang, der den Körper entweder teilweise oder vollständig trennt. Dies führt zu Anrissen oder zur vollständigen Zerstörung. Bruchvorgänge und Versagensprozesse laufen, wie in Abbildung 1 gezeigt ist, auf allen Größenskalen ab. Der Schadensanalytiker interessiert sich, vom makroskopischen Erscheinungsbild ausgehend, über die im Werkstoffgefüge ablaufenden mesoskopischen Prozesse hinaus, bis hin zu den in den einzelnen Gefügekomponenten darunterliegenden mikroskopischen Phänomenen. Für das Bruchverhalten und die Festigkeitseigenschaften der Materialien sind die Vorgänge in allen Betrachtungsebenen verantwortlich. Die einzelnen Betrachtungsebenen lassen sich durch das Verhältnis der Defektgrößen zu den Gefügeabmessungen klassifizieren (Abbildung 1). In der makroskopischen Betrachtungsebene sind die Defekte größer als die im Werkstoff vorliegenden Gefügebestandteile. Wenn die Defekte in der Größenanordnung des Werkstoffgefüges liegen, handelt es sich um die mesoskopische Betrachtungsebene. Bei Mikrorissen, Mikroporen und Versetzungen handelt es sich um Defekte, welche kleiner als das im Werkstoff vorhandene Gefüge sind. Hier wird von der mikroskopischen Betrachtungsweise gesprochen [5].

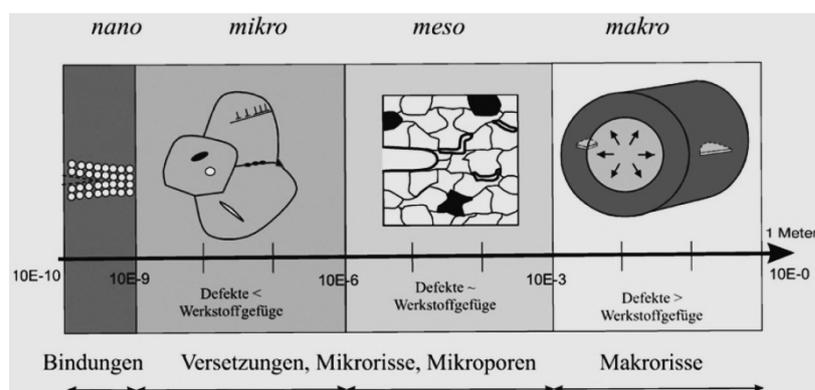


Abbildung 1: Bruchvorgänge auf den Betrachtungsebenen [5]

Brüche weisen auf Grund ihrer Erscheinungsform und ihres Bildungsmechanismus spezifische Merkmale auf, die zu deren Benennung herangezogen werden. Hierzu zählen folgende Kriterien:

- Grad der makroskopischen plastischen Verformung (Zähbruch, Spröbruch)
- Verlauf der Trennung durch das Gefüge (interkristallin, transkristallin)
- Höhe der Beanspruchung (Niederspannungsbruch, Fließspannungsbruch)
- Orientierung (Normalspannungsbruch, Schubspannungsbruch)
- Topographie der Bruchfläche (Fräserbruch, Teller-Tasse-Bruch)
- Reflexionsvermögen (kristalliner Bruch, Mattbruch)
- Art der angreifenden Kräfte (Zugbruch, Biegebruch, Torsionsbruch)
- Beanspruchungsart (mechanisch, thermisch, korrosiv)

Aufgrund der Vielfalt der Bezeichnungen für die unterschiedlichen Bruchtypen wurden Richtlinien erstellt, um Verwechslungen zu reduzieren. Solche Richtlinien sind die der VDI Schadensrichtlinie 3822 [2] und dem Stahl-Eisen-Prüfblatt 1100 enthalten. In diesen Richtlinien werden die Brüche nach der Art der Belastung eingeteilt. Es wird zwischen mechanisch, thermisch und korrosiv bedingten Rissen sowie Brüchen unterschieden. Die auftretenden Belastungen können auch kombiniert an einem Bauteil auftreten. In Tabelle 2 sind die Brüche nach der Art ihrer Belastung eingeteilt. Die Brucharten, welche in den abzuarbeitenden Schadensfällen und somit in dieser Arbeit behandelt werden, sind in der Tabelle 2 hervorgehoben [1, 6].

Tabelle 2: Einteilung der Brüche [1]

Risse und Brüche durch mechanische Beanspruchung	Risse und Brüche infolge Korrosion	Risse und Brüche infolge thermischer Einwirkungen
<ul style="list-style-type: none"> • Gewaltbruch <ul style="list-style-type: none"> ○ Gleitbruch (Wabenbruch) ○ Spaltbruch <ul style="list-style-type: none"> ▪ Transkristalliner Spaltbruch ▪ Interkristalliner Spaltbruch ○ Mischbruch • Schwingbruch 	<ul style="list-style-type: none"> • Interkristalline Korrosion • Spannungsrisskorrosion (Sprk) • Wasserstoffinduzierte Risse • Wasserstoffinduzierte-Sprk • Schwingungsrisskorrosion • Lötbruch (Flüssigmetallinduzierte-Sprk) 	<ul style="list-style-type: none"> • Kriechbrüche • Schweißrisse • Heißrisse • Härterisse • Schleifrisse • Wärmeschockrisse

Der Bruchmechanismus wiederum ist abhängig vom Werkstoffzustand und den Beanspruchungsbedingungen. Der Werkstoffzustand umfasst die Kristallstruktur, die Gefügeausbildung (Form, Korngröße, Art, Phasenverteilung), den Umformgrad (Versetzungsdichte), die vorliegenden Eigenspannungen, die Textur und im Material gelöste Gase.

Zu den Beanspruchungsbedingungen zählen die Umgebungstemperatur, der Spannungszustand, die Belastungsgeschwindigkeit und das umgebende Medium. In den Spannungszustand geht die Belastungsform (Zug, Druck, Biegung, Torsion), die Belastungshöhe, der Belastungs-Zeit-Verlauf und der Mehrachsigsigkeitsgrad sowie die Form des Bauteils ein.

2.2. Bruchmerkmale

Die Bruchmerkmale werden in makroskopische und mikroskopische Bruchmerkmale eingeteilt.

Makroskopische Bruchmerkmale zeigen das Ausmaß der äußeren Verformung von verformungslos bis hoch verformt an. Die Lage der Bruchfläche des Bauteils zur Beanspruchungsrichtung ist ein aussagekräftiger Punkt über das Werkstoffverhalten. Durch die Lage der Bruchfläche kann eine Aussage über Art und Richtung der bruchwirksamen Spannungen getroffen werden. Laut VDI Richtlinie 3822 [2] soll die Lage der Bruchfläche mit quer, längs, schräg, radial, tangential oder schraubenförmig angegeben werden.

Ein weiteres makroskopisches Merkmal ist die Topographie der Bruchflächen. Diese bildet inhomogene Spannungszustände ab, oder lässt Änderungen im Spannungszustand während des fortschreitenden Trennmechanismus erkennen. Des Weiteren wird in dieser Richtlinie die Topographie mit eben, abgewinkelt, stufenförmig, fräserförmig, terrassenförmig, zerklüftet, kegelförmig, trichterförmig und faserig beschrieben. Die Oberfläche des Bruches, aber auch von Bruchabschnitten, wird durch das Bruchgefüge charakterisiert. Durch die optische Reflexion kann die Oberfläche matt, glitzernd oder glänzend erscheinen. Hingegen wird die Rauheit und die Körnung der Bruchflächen mit grobkörnig und feinkörnig, bzw. mit samtartig bis glatt oder verschmiert angegeben. Zusätzlich können Strähnen, Absätze und Rastlinien auftreten. Diese sind Texturen, die auf die Bruchbedingungen und Bruchmechanismen schließen lassen. Weitere Bruchmerkmale von Bruchflächen sind Nebenrisse, Rissfelder und Bruchflächenbeläge [2, 3, 7].

Die mikroskopischen Untersuchungen werden in vielen Fällen mit dem Rasterelektronenmikroskop (REM) durchgeführt. Mithilfe der Rasterelektronenmikroskopie kann der Schädigungsmechanismus im Gefüge und die Struktur des Werkstoffes bestimmt werden. Hierbei kann erkannt werden, ob die Werkstofftrennungen, die durch eine wechselnde Beanspruchung verursacht worden sind, in kleinen Schritten oder zügig im Werkstoff vorgedrungen sind. Des Weiteren kann durch die mikroskopische Beurteilung bestimmt werden, ob ein trans- oder interkristalliner Bruchverlauf vorliegt. Mithilfe des REMs können auch quantitative und qualitative Elektronenstrahlmikroanalysen an der Oberfläche des Bruchs vorgenommen werden, wie z.B. zur Bestimmung von Korrosions- und Verschleißprodukten.

2.3. Gewaltbruch

Die Voraussetzung für das Auftreten eines Gewaltbruchs ist ein einachsiger Spannungszustand, der durch mechanische Überlast unter mäßig rascher bis schlagartiger Beanspruchung entsteht. Die Lage und der Verlauf der Bruchflächen am Bauteil geben die Art der wirksamen Spannungen an. Zwei unterschiedliche Mechanismen können bei der Entstehung von Gewaltbrüchen ablaufen. Der Gleitbruch, der ein duktilen Werkstoffverhalten voraussetzt, entsteht durch Abgleiten entlang kristallographischer Ebenen mit der größten Schubspannung. Hierbei verformt sich der Werkstoff plastisch.

Der Spaltbruch, der hingegen bei sprödem Werkstoffverhalten auftritt, erfolgt fast verformungslos durch Überwinden der Kohäsionskräfte, die das Material zusammenhalten. Das Versagen erfolgt entlang von Ebenen, in denen die größte Normalspannung wirkt. Abbildung 2 zeigt in Abhängigkeit der vier Grundarten des Kraftangriffs, Zug, Druck, Biegung und Torsion, die sich ausbildenden Bruchflächen bei duktilem und sprödem Werkstoffverhalten.

Belastungsart	Gleitbruch ($\parallel \tau_{max}$)	Spaltbruch ($\perp \sigma_{max}$)
Zug		
Druck		nicht möglich
Biegung		
Torsion		

Abbildung 2: Bruchformen des Gewaltbruchs in Abhängigkeit der Beanspruchungsart [1]

Die unterschiedliche Ausbildung der Bruchflächen ist auf die Spannungsverteilung bei den einzelnen Belastungsarten zurückzuführen.

In glatten Zug- und Druckproben sind die Spannungen im Querschnitt homogen verteilt. Bei Biegung und Torsionsbelastung entsteht eine inhomogene Spannungsverteilung mit einer zum Rand hin ansteigenden Spannung. Inhomogene Spannungsverteilungen mit Spannungsüberhöhungen sind auch geometriebedingt an Kerben, Querschnittsänderungen, Bohrungen, Nuten und Absätzen zu finden. Hierbei entsteht durch den Angriff von Kräften aus unterschiedlichen Richtungen eine inhomogene Spannungsverteilung, welche das spröde Werkstoffverhalten fördert.

Als Kenngröße für den Spannungszustand wird die Mehrachsigekeitszahl κ (siehe Gleichung 1) herangezogen [8], die zwischen 0 und 1 liegt. Zunehmendes κ begünstigt ein zunehmend sprödes Werkstoffverhalten. Bei einachsiger Zugbeanspruchung beträgt $\kappa = 0$, bei mehrachsiger Zugbeanspruchung beträgt $\kappa = 1$. Auch eine Zunahme des Bauteilquerschnittes vergrößert die Gefahr des spröden Versagens. Es kommt hier, bei ausreichend großen

Querschnitten, in der Mitte des Bauteiles zur Bildung eines ebenen Dehnungszustandes. Dieser führt zu einer Formänderungsbehinderung, wodurch ein Normalspannungsbruch begünstigt wird. Der an der Oberfläche des Bauteiles vorliegende ebene Spannungszustand führt zur Bildung von Scherlippen. Die Ausprägung der Scherlippen ist von der Bauteildicke abhängig. Mit ansteigender Dicke werden diese schmaler. Bei großen Querschnitten können sie sogar ganz verschwinden. Der damit verbundene reine ebene Formänderungszustand führt zu einem Normalspannungsbruch [1, 3, 6–8].

$$\kappa = 1 - \frac{\sigma_v}{\sigma_1} \quad (\text{Gleichung 1})$$

2.3.1. Gleitbruch (Wabenbruch)

Die Bildung des Gleitbruchs (mikroskopisch duktiler Gewaltbruch) wird durch zähe Werkstoffe, einachsige Spannungszustände, niedrige Belastungsgeschwindigkeiten und höhere Temperaturen begünstigt. Ein mikroskopisches Merkmal des Gleitbruchs ist die Wabenbildung. Waben entstehen durch die im Inneren eines Werkstoffes ablaufenden Gleitvorgänge und durch Gleitbehinderungen, die infolge von zunehmenden Versetzungsaufstauungen an Hindernissen erfolgen. Hindernisse für die Versetzungsbewegung können in technischen Werkstoffen Korngrenzen und harte Phasen im Gefüge, wie z.B. Karbide, Einschlüsse und/ oder Ausscheidungen, sein. Der Riss beginnt im Inneren des Bauteiles an den am stärksten vorgeschädigten, unter 45 Grad liegenden, Scherflächen an den Hindernissen. Mit Zunahme der äußeren Spannungen vergrößern sich die Hohlräume, wobei diese ellipsenförmig ausgebildet werden und zwischen den einzelnen Hohlräumen Wände verbleiben (Abbildung 3). Diese Wände ziehen sich unter der anliegenden Zugkraft, durch Abgleiten auf Ebenen maximaler Schubspannung, zu scharf ausgezogenen gratartigen Umrandungen aus, die schließlich zur Trennung führen.

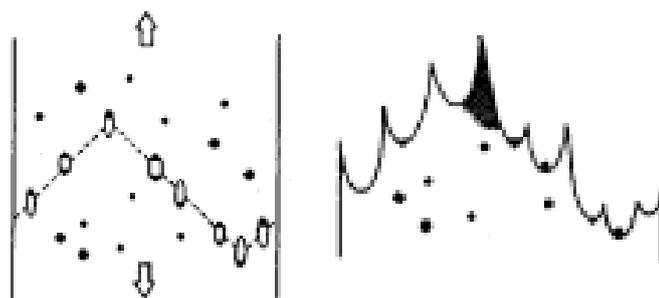


Abbildung 3: Darstellung der Wabenbildung entlang von vorgeschädigten 45° Scherfläche [1]

Die Größe, Anzahl und Anordnung der Waben ist durch die Verteilung der aktivierungsfähigen Partikel gegeben. Das Verformungsvermögen des Werkstoffes bestimmt die Größe und Tiefe der Waben. Werkstoffe mit geringem Verfestigungsexponenten, welche eine entsprechend hohe Verformbarkeit besitzen und eine geringe Störstellenanzahl aufweisen, bilden große und tiefe Waben, wie sie in Abbildung 4 gezeigt sind. Bei Werkstoffen, die ein abnehmendes Formänderungsvermögen und viele Störstellen besitzen, bilden sich kleine

und flache Waben aus. Abbildung 5 zeigt die Wabenstruktur eines im Vergleich zu Abbildung 4 weniger duktilen Werkstoffes. Sehr geringes Formänderungsvermögen führt zur Bildung von flachen, aber großen Waben. Die Ausrichtung der Wabenwände auf den Bruchflächen ist abhängig von den außen angreifenden Kräften und Momenten. Zur Beurteilung der bruchwirksamen Beanspruchungsrichtung sind immer beide Bruchflächen nötig.

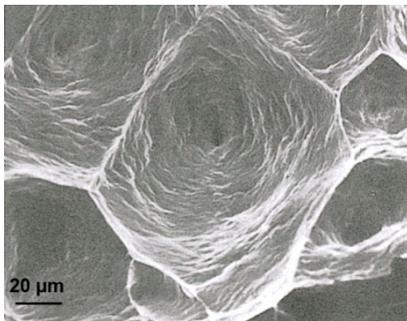


Abbildung 4: Hochreines Kupfer, Waben-
ausbildung eines duktilen Werkstoffes [6]

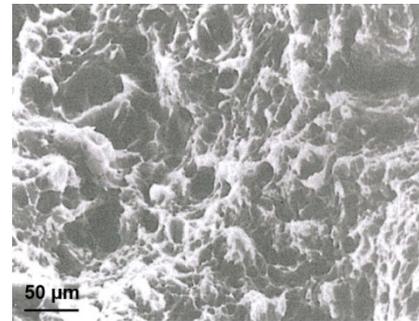


Abbildung 5: Wabenstruktur eines
vergüteten Stahls [6]

Zugkräfte verursachen aufrechte, in Krafrichtung orientierte Waben (Abbildung 6a). Das einfallende Licht wird durch diese Wabenstruktur zu einem großen Teil absorbiert, wodurch die Bruchflächen ein samtartiges mattes Aussehen erhalten. Zugkraftinduzierte Scherflächen, die durch eine Biegebeanspruchung entstehen, weisen in Schubrichtung verzerrte Waben auf, wie sie in Abbildung 6b zu sehen sind. Bei dieser Beanspruchung sind beide Bruchflächen gleichsinnig nach einer Seite geöffnet. Das makroskopische Erscheinungsbild dieser Bruchfläche ist im Vergleich zur zugkraftinduzierten Bruchfläche glatter und glänzt leicht. Durch eine äußere Scherkraft werden Bruchflächen erzeugt, welche in Scherbeanspruchungsrichtung ausgezogene und häufig durch die abgleitende Gegenbruchfläche zusammengequetschte Scherwaben zeigen. Ein Beispiel für diese Scherwaben ist in Abbildung 6c zu sehen. Hierbei entsteht eine glatte, glänzende Bruchfläche [1, 3, 6].

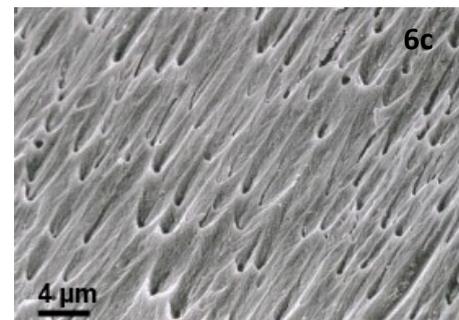
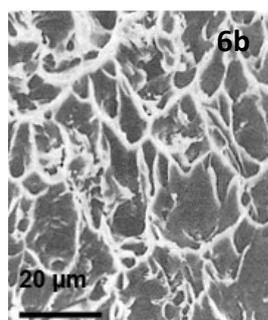
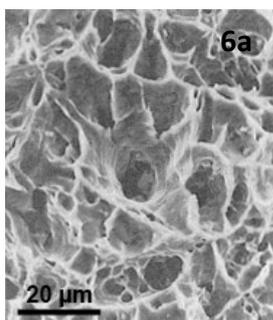


Abbildung 6: a) St37, Waben in Zugrichtung [6]; b) St 37, Schubwaben [6]; c) Cr- Ni Stahl, Scherwaben in einem Drahtseil [1]

Die meisten Wabenbrüche verlaufen transkristallin. Jedoch können auch interkristalline Wabenbrüche durch Ausscheidungen an den Korngrenzen hervorgerufen werden, wie es beispielhaft in Abbildung 7 dargestellt ist. Die Ausscheidungen an den Korngrenzen bilden duktile, jedoch gegenüber dem Korn eine Grenzschicht mit geringer Festigkeit, an welcher die Wabenbildung beginnt [1].

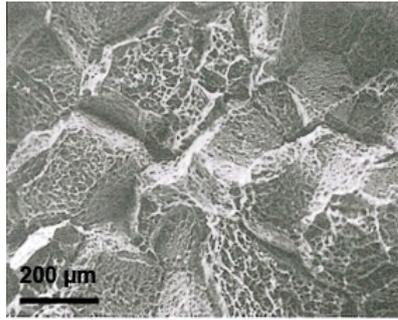


Abbildung 7: AlCu5, interkristalliner Wabenbruch [6]

2.3.2. Spaltbruch

Im Maschinen-, Hoch- und Tiefbau werden im Normalfall Werkstoffe mit ausreichender Zähigkeit eingesetzt, wodurch ein Versagen durch Spaltbruch ausgeschlossen sein sollte. Die Bildung des Sprödbruchs wird durch mehrachsige Spannungszustände, hohe Beanspruchungsgeschwindigkeiten, tiefe Temperaturen, Überlagerung von quasi-statischen Beanspruchungen, chemischen Beanspruchungen oder durch Veränderung des Werkstoffzustandes, wie Werkstofffehler, Wärmebehandlungsfehler oder Schweißfehler, hervorgerufen. Der Spaltbruch ist mikroskopisch gesehen ein verformungsloser Bruch. Der notwendige Energieverbrauch für die Werkstofftrennung ist gering. Ein Spaltbruch kann transkristallin oder interkristallin verlaufen. Makroskopisch zeigt die Bruchfläche ein kristallines und glänzendes Aussehen [6, 7].

2.3.2.1. Transkristalliner Spaltbruch

Bei Spaltbrüchen verlaufen die Bruchflächen entlang von definierten kristallografischen Ebenen. Diese werden als Spaltebenen bezeichnet. Spaltbrüche treten vorwiegend bei kubisch raumzentrierten oder hexagonal dichtest gepackten Metallen auf und entstehen an Stellen, an denen die kristallografische Gleitung behindert wird. Dies ist an Korngrenzen, Subkorngrenzen, blockierten Zwillingen, blockierten Gleitebenen und Fremdteilchen, wie unter anderem spröde Korngrenzenausscheidungen, gegeben. In Werkstoffen mit einem kubisch flächenzentrierten Kristallsystem können Spaltbrüche z.B. bei zusätzlicher korrosiver Belastung auftreten, da in diesem Kristallsystem die kritische Schubspannung in der Regel vor der kritischen Normalspannung erreicht wird [1, 6, 7].

Der verformungslose Bruch zeigt mikroskopisch linienförmige Strukturen, welche als Spaltstufen oder Flussmuster (river pattern) bezeichnet werden. Abbildung 8a zeigt eine rasterelektronenmikroskopische Aufnahme eines Spaltbruchs, bei welchem Spaltstufen zu sehen sind. Die Flussmuster entstehen zum einen, wenn primäre und sekundäre Risse zusammenlaufen, und zum anderen, wenn der Riss eine Korngrenze mit geringer Orientierungsdifferenz zwischen den Körnern überschreitet. Des Weiteren werden

Spaltstufen durch das Schneiden von Schraubenversetzungen mittels Spaltebenen gebildet. In Abbildung 8b ist die Entstehung von Spaltstufen schematisch dargestellt. Im Werkstoff sind schon vor der Belastung Schraubenversetzungen vorhanden. Durch eine zusätzliche plastische Verformung vor der Risspitze werden weitere Schraubenversetzungen erzeugt. Es bilden sich, durch Vereinigung einzelner Spaltstufen, Stufen mit großer Höhe (Abbildung 8c). Durch ein weiteres Zusammenlaufen dieser Stufen entsteht ein Flussmuster. Die Ausdehnung einer Spaltfläche entspricht höchstens der Größe eines Kristalls. Somit kann auch die Korngröße, die für die mechanischen Eigenschaften von entscheidender Bedeutung ist, in solchen Bruchflächen abgeschätzt werden.

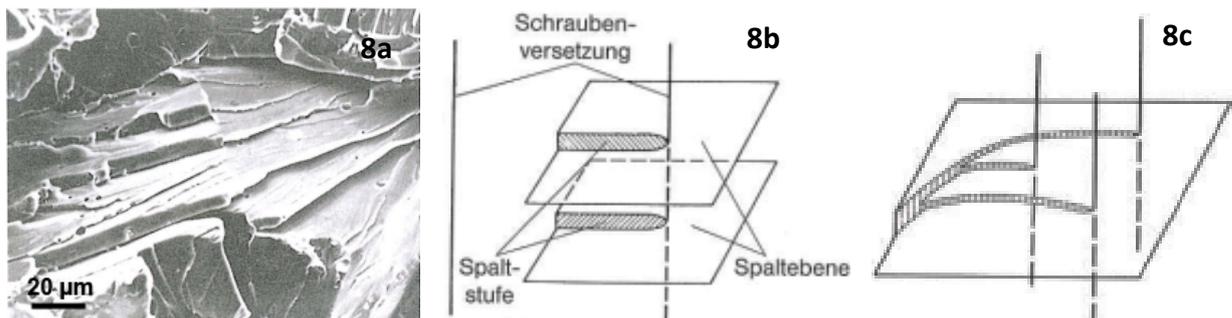


Abbildung 8: a) St37, Spaltstufen [6]; b) Schematische Entstehung von Spaltstufen [1]; c) Vereinigung der Spaltstufen [1]

Neben Spaltstufen können beim transkristallinen Spaltbruch auch Spaltfächer auftreten, welche beispielhaft in Abbildung 9a dargestellt sind. Diese entstehen, wenn der Spaltriss von einem Punkt im Korn ausgeht. Trifft der Spaltriss auf eine Großwinkelkorngrenze, ändert er seine Ausbreitungsrichtung. Wie aus Abbildung 9b ersichtlich, ist die Rissausbreitungsebene an einer Drehkorngrenze, da sich die Spaltflächen zwischen den benachbarten Körnern um einen gewissen Winkel drehen.

An einem Knick im Verlauf der Spaltfacetten lässt ein Überschreiten der Rissfront von einer Kippkorngrenze erkennen. Der Bruch folgt der Spaltebene, welche die geringste Winkeldifferenz zur makroskopischen Bruchebene besitzt (Abbildung 9c). Aufgrund unterschiedlicher Orientierung der Kristalle im Werkstoff, zeigen auch die freigelegten Spaltflächen unterschiedliche Orientierungen.

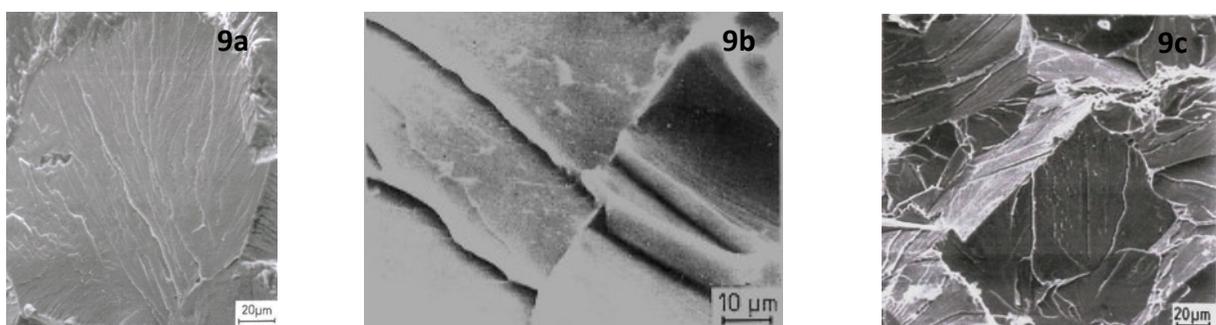


Abbildung 9: a) Spaltfächer, Spaltfächer innerhalb eines Kornes [1]; b) Spaltbruch an Drehkorngrenze [1]; c) Spaltbruch an Kippkorngrenze [1], Werkstoff S235JR

Zungen sind ein weiteres mikroskopisches Bruchmerkmal von transkristallinen Spaltbrüchen. In Abbildung 10a ist eine Aufnahme von Zungen an Spaltflächen zu sehen. Diese können entstehen, wenn sich aufgrund von hohen Verformungsgeschwindigkeiten und tiefen Temperaturen Verformungszwillinge bilden. Trifft die Spaltfläche auf einen Zwilling, ändert sich die kristallographische Spaltbruchfläche und der Riss verläuft entlang des Zwillings auf der Zwillingsebene, wie dies in Abbildung 10b skizziert ist. Es entstehen lokale Vertiefungen oder herausragende Zungen auf den Spaltflächen [1, 6, 7].

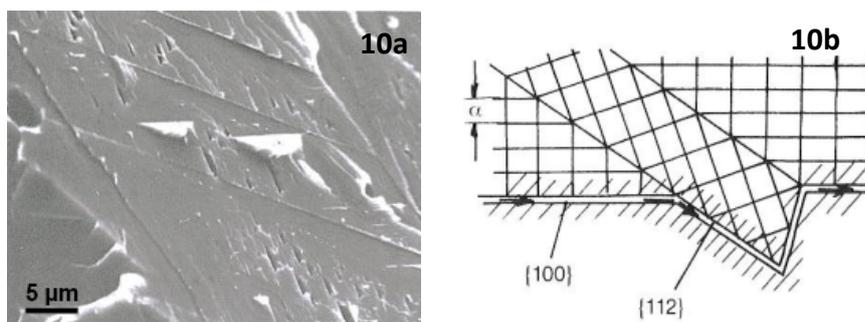


Abbildung 10: a) Zungen auf Spaltflächen [6]; b) Schematische Darstellung einer Ablenkung des Spaltbruchs durch einen Zwilling [1], Werkstoff S235JR

2.3.2.2. Interkristalliner Spaltbruch

Diese Bruchart tritt ein, wenn die Korngrenzen durch Ausscheidungen oder Verunreinigungen „versprödet“ sind. Durch Bildung eines Spalttrisses in einer Korngrenzenausscheidung, an der die Grenzflächenenergie der Phasengrenze wesentlich geringer ist als die Oberflächenenergie der Phase, kommt es zu Spalttrissen entlang der Korngrenzen, welche zu Korngrenzenbrüchen führen. Die Ausbildung der Risse an den Korngrenzen kann glatt (Abbildung 11) oder strukturiert (Abbildung 12) sein. Wie sich der Bruch entlang der Korngrenze ausbildet, hängt von der Belegung der Korngrenzen und Form der Ausscheidungen ab. Abbildung 13a zeigt einen Bruch aufgrund einer ausgeschiedenen spröden σ -Phase an den Korngrenzen. Gefüge- und spannungsbedingt kann auch eine Abweichung vom Bruchverlauf örtlich von den Korngrenzflächen erfolgen. Mikroskopisch werden diese Bereiche in Form von Spaltflächen abgezeichnet, was in Abbildung 13b zu sehen ist [1, 3, 6, 7].

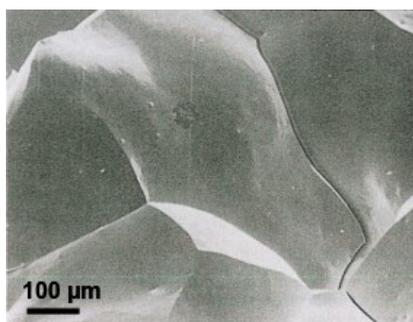


Abbildung 11: Eisen-Phosphor-Legierung, Korngrenzenbruch, glatte Korngrenzen [6]

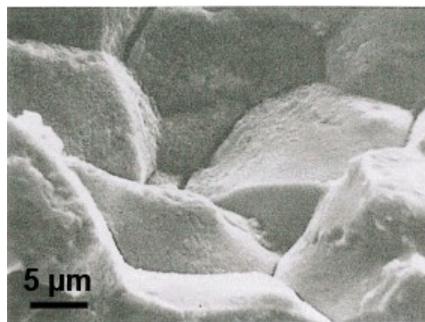


Abbildung 12: St37, Korngrenzenbruch, aufgeraute Korngrenzflächen [6]

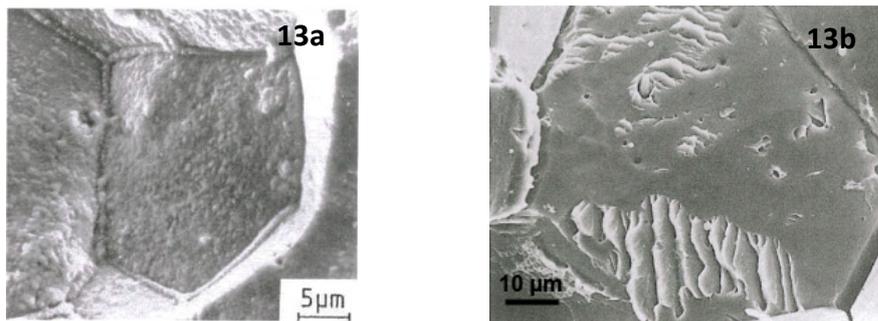


Abbildung 13: a) X5NiCrTi26-15, Korngrenzenbruch verursacht durch σ -Phasen Ausscheidungen [1]; b) C60, Spaltflächen an einem Korngrenzenbruch [6]

2.4. Schwingbruch

Man bezeichnet den Schwingbruch auch als Dauer- oder Ermüdungsbruch. Diese Versagensart verursacht mehr als 60 % der Schäden im Maschinenbau [5]. Hervorgerufen wird dieser durch die wechselnde mechanische Belastung, wobei sich deren Richtung und deren Betrag ändern kann. Der Schwingungsriß breitet sich nach einer Inkubationsphase mit zunehmender Geschwindigkeit durch das Bauteil aus. Aufgrund der dadurch ständig ansteigenden Spannungen versagt der verbliebene Querschnitt durch einen Gewaltbruch, den sogenannten Restbruch.

Schwingungsbrüche treten auch bei dauerhaft konstruierten Bauteilen auf, da Dauerfestigkeitswerte an glatten Proben und unter Ausschluss von schädigenden Einflüssen ermittelt werden. Auf in Betrieb befindlichen Bauteilen wirken außer mechanischen Schwingungen noch weitere Schädigungsfaktoren, wie Korrosion, Reibung, Verschleiß, Oberflächenbeschädigungen, Lastspitzen oder veränderte Beanspruchungen ein, welche einen Schwingungsriß auslösen können.

Bei technischen Bauteilen beginnt der Anriß in der Regel an der Oberfläche, meist an Stellen mit lokaler Spannungskonzentration oder in der Randzone an Werkstoffinhomogenitäten und in Bereichen von Zugeigenspannungen. Schwingbrüche nehmen ihren Ausgang bevorzugt an Steifigkeitssprüngen, an Oberflächenfehlern und oberflächennahen Fehlern. Tabelle 3 zeigt eine Auflistung möglicher rissauslösender Faktoren [1, 3, 6, 7, 9].

Tabelle 3: Ausgangspunkte für Schwingungsrisse [1, 6, 9]

Steifigkeitssprünge	Oberflächenfehler und oberflächennahe Fehler
<ul style="list-style-type: none"> • Wellenabsätze • Hohlkehlen • Bohrungen • Gewinde • Nuten • Einstiche 	<ul style="list-style-type: none"> • Dreh- und Schleifriefen • Überwetzungen, Doppelungen • Korrosionsnarben, Reibkorrosion • Eingedrückte Fremdkörper • Einschlüsse, Schlacken, Lunker, grobe Ausscheidungen, Poren, Bindefehler • Risse durch Kugelstrahlen, Kerben durch Kugelsplitter • Phasen geringer Schwingfestigkeit: z.B. entkohlte Randzone, δ-Ferrit

In Abbildung 14 ist die Rissausbreitung infolge einer dynamischen Belastung dargestellt. Die Rissinitiierung und die Rissausbreitung erfolgt zuerst unter einem Winkel von 45° zur Richtung der größten Hauptnormalspannungen (Stadium I). Dieser Riss lenkt schon nach wenigen durchlaufenen Körnern in die Richtung der senkrecht größten Zugspannungen (Stadium II) ein und verläuft somit normal zur Hauptnormalspannung. Bei der Rissausbreitung in üblichen Konstruktionswerkstoffen geht lokal eine plastische Verformung an der Risspitze voraus. Eine makroskopische Deformation des Bauteiles lässt sich nicht erkennen. Die Oberflächenstruktur des Schwingungsrisses ist meist glatt und fein. Mit zunehmender Rissausbreitungsgeschwindigkeit und wachsender Eindringtiefe raut die Oberfläche zwar auf, diese ist aber von der zerklüfteten Restbruchfläche makroskopisch gut abgrenzbar, wie aus Abbildung 15 ersichtlich ist [3, 9].

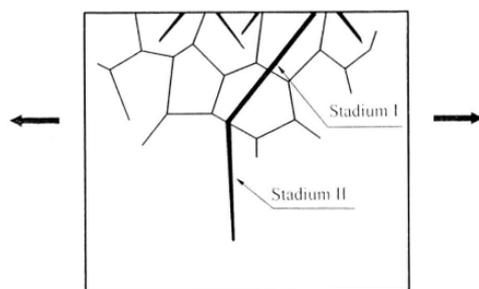


Abbildung 14: Darstellung der Rissausbreitung unter dynamischer Belastung [9]

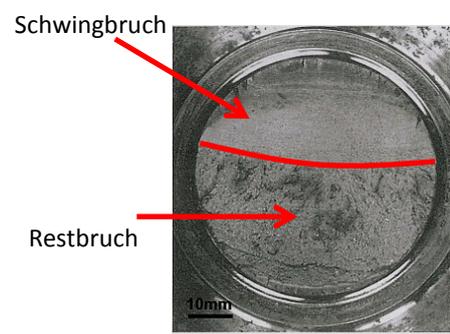


Abbildung 15: Makroskopisches Bruchbild eines Dauerbruches [6]

Rastlinien entstehen durch zeitweiligen Stillstand der Rissausbreitung, welche durch Maschinenstillstände, Änderung der Belastungsrichtung oder der Spannungshöhen auftreten. Rastlinienstrukturen geben Hinweise, wo der Rissausgang erfolgt ist und welche Belastungsart gewirkt hat. Zusätzlich liefert der Rastlinienabstand Informationen über die Betriebsbedingungen. Bei gleichbleibenden Betriebsbedingungen nimmt der Rastlinienabstand aufgrund der höher werdenden Rissausbreitungsgeschwindigkeit zum Restbruch hin zu. Sichtbar werden die Rastlinien entweder durch Rauigkeitsänderungen oder durch die Interferenzfarben unterschiedlich dicker Oxidschichten.

Bei duktilen Werkstoffen zeigt die mikroskopische Bruchfläche, die in den Bruchebenen liegenden charakteristischen Schwingstreifen und Schwinglinien (Striations, Abbildung 16). Die auf den Bruchbahnen parallel verlaufenden Schwingstreifen werden von den Schwinglinien begrenzt. Abbildung 17 zeigt den Bildungsmechanismus der Schwinglinien, der Rissausbreitung in Stadium II. Der Riss weitet sich in der Zugphase auf, schreitet voran und rundet die Risspitze ab. In der darauffolgenden Druckphase bildet sich an der Risspitze durch lokale plastische Verformung eine Stauchfalte aus, welche die Striations bildet.

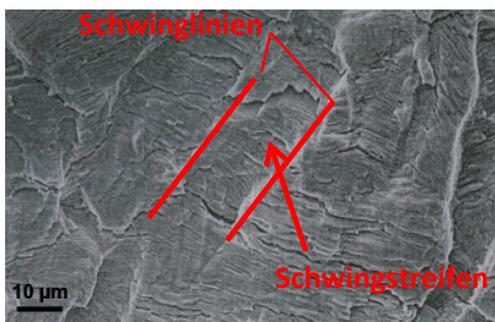


Abbildung 16: X2CrNiMo18-15-3, Schwingbruchbahn mit Schwingstreifen und Schwinglinien [6]

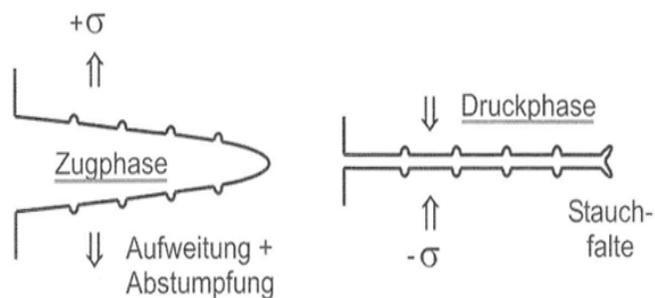


Abbildung 17: Bildungsmechanismus der Striations [1]

Durch stark ansteigende Spannungen, welche im Stadium II bei starkem Fortschreiten des Risses vorliegen, werden oft Nebenrisse gebildet (Abbildung 18). Diese entstehen, wenn der Werkstoff entlang Schwinglinien „aufplatzt“, wie es beim Werkstoff in Abbildung 19 der Fall ist. Der Verlauf dieser Nebenrisse ist parallel zu den Schwingstreifen und somit senkrecht zur örtlichen Rissausbreitung. Durch diese aufklaffenden Streifen kann die Bruchart leichter bestimmt werden. Nebenrisse treten vermehrt gegen Ende des Schwingbruchs in der Nähe des Restbruchs auf [1, 6, 9].

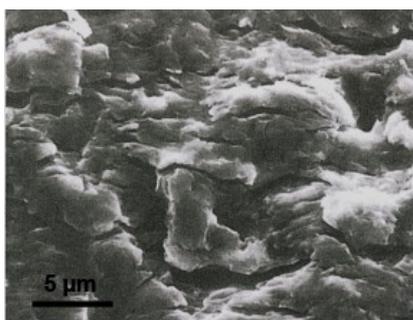


Abbildung 18: 31CrMoV9, Schwingbruch mit Nebenrisse [6]

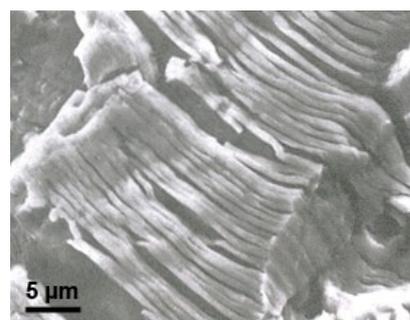


Abbildung 19: C10, „aufgeplatzte“ Schwinglinien [6]

Abbildung 20 zeigt, dass bei Schwingbrüchen mit hohen Verformungsanteilen zwischen den einzelnen Bruchbahnen erhebliche Höhenunterschiede vorliegen. Es ist zu erkennen, dass innerhalb der Bruchbahnen oft parallel zueinander verlaufende Schwingstreifen von Schwingungslinien begrenzt sind. Abbildung 21 zeigt den Anteil der Lebensdauer im Stadium II über die Bruchlastspielzahl.

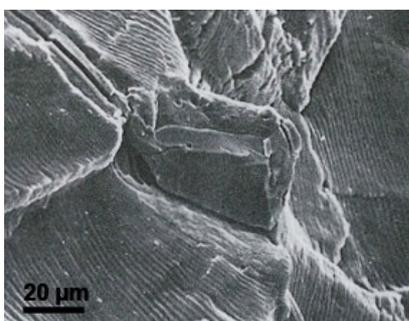


Abbildung 20: Schwingstreifen mit verschiedenen Rissausbreitungsrichtungen [6]

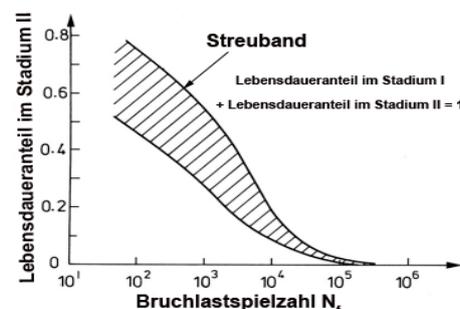


Abbildung 21: Lebensdaueranteil im Stadium II über die Bruchlastspielzahl [29]

Schwingstreifen „verblassen“ mit abnehmender Duktilität der Werkstoffe. Abbildung 22 zeigt einen zähvergüteten Stahl mit Schwingstreifen und Nebenrisen. In Abbildung 23 sind Schwingstreifen und Nebenrisse in einem hartvergüteten Stahl ($R_m = 1970$ MPa) zu sehen.

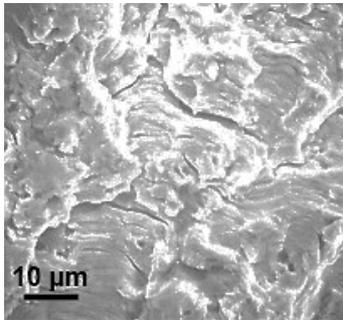


Abbildung 22: Vergüteter Stahl, Schwingungsrisse mit Schwingstreifen und Nebenrisen [1]

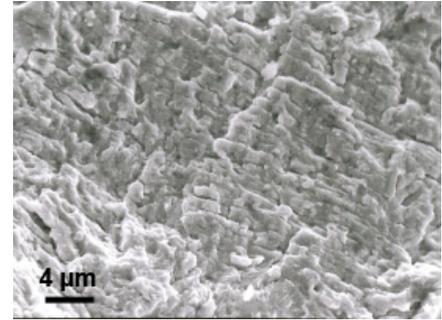


Abbildung 23: Vergüteter Stahl, Schwingungsrisse mit Schwingstreifen und Nebenrisen [1]

Bei hohen Verformungsanteilen verläuft der Schwingbruch transkristallin (Abbildung 16). Hingegen kann bei geringen Verformungsanteilen trans- oder interkristalliner Schwingbruch eintreten. An vergüteten Stählen, Elektroblechen sowie bei Nickel-, Cobalt- und Titanlegierungen tritt transkristalliner Spaltbruch mit geringen Verformungsanteilen auf (Abbildung 24). Die Bruchbahnen sind fächerförmig ausgebildet. Schwingstreifen sind kaum zu erkennen.

Der interkristalline Schwingbruch zeigt nur vereinzelt Schwingstreifen, in eingelagerten transkristallin gerissenen Bereichen, wie dies in Abbildung 25 dargestellt ist, oder auf einzelnen Korngrenzflächen (Abbildung 26).

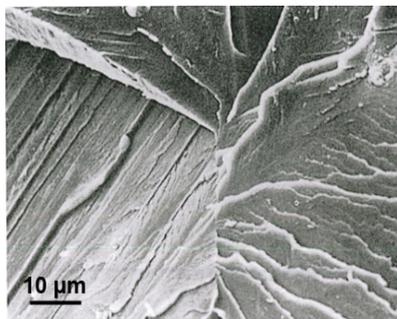


Abbildung 24: Elektroblech, transkristalliner Schwingbruch mit geringem Verformungsanteil [6]

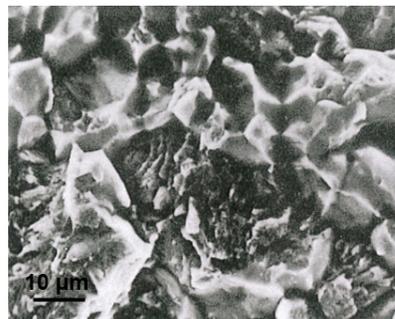


Abbildung 25: 50CrMo4, interkristalliner Schwingbruch mit transkristallinen Anteilen [6]

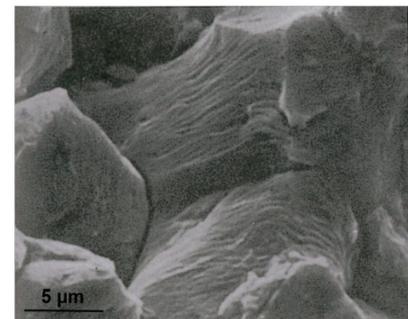


Abbildung 26: Baustahl, Schwingstreifen auf den Korngrenzflächen [6]

Bei den meisten Werkstoffen erfolgt der Restbruch als Gleitbruch. Spalt- und Mischbrüche treten nur in spröden, meist raumzentrierten Werkstoffen auf. Der Restbruch läuft ohne plastische Deformationen ab.

Die Ausbildung, Größe und Lage der Restbruchfläche, aber auch der Verlauf der Rastlinien, lässt Rückschlüsse auf die Beanspruchung und Beanspruchungshöhe zu. Abbildung 27 zeigt die Grundformen des Schwingbruchs in Abhängigkeit der Belastungsart, der Kerbformausbildung und der Höhe der auftretenden Nennspannung. Der Ermüdungs-

bruchflächenanteil erscheint dabei hell und die dunklen Bereiche zeigen den Gewaltbruchanteil. Auf eine niedrige Nennspannung deutet eine kleine Restbruchfläche mit glatten Schwingungsrissen hin. Hingegen versagt ein Bauteil unter hohen Nennspannungen bereits nach geringen Querschnittsschwächungen. Hier ist die Oberfläche rauer. Die Form von Rastlinien und Grenzen zwischen Ermüdungsbruch und Gewaltbruch lassen auf Beanspruchungsart und Kerbform schließen [1, 3, 6, 7, 9].

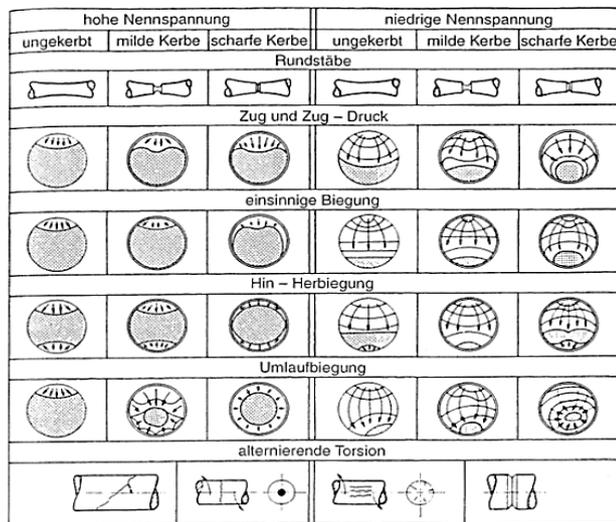


Abbildung 27: Makroskopische Erscheinungsformen des Schwingbruchs [9]

2.5. Spannungsrissskorrosion

Spannungsrissskorrosion tritt dann auf, wenn auf ein metallisches Bauteil zusätzlich zu einer mechanischen Belastung auch ein korrosives Medium einwirkt. Abbildung 28 zeigt, welche generellen Bedingungen gelten müssen, damit Spannungsrissskorrosion auftritt. Das System umfasst drei Faktoren. Den Werkstoff, das Umgebungsmedium und die aufgebrachte mechanische Belastung. Der Mechanismus der Spannungsrissskorrosion tritt nur auf, wenn alle drei Faktoren gleichzeitig auftreten [10].

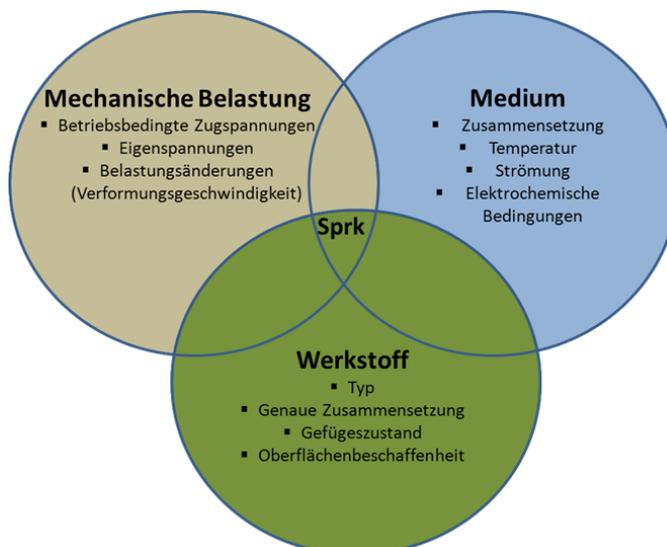


Abbildung 28: Voraussetzungen für Spannungsrissskorrosion [nach 10]

Zur interkristallinen Spannungsrisskorrosion kommt es in un- und niedriglegierten Stählen. Bei diesen Stählen wird eine Passivierung der Oberfläche durch Laugen mit Alkalihydroxid oder nitrathaltigen Lösungen erreicht. Die passivierenden Deckschichten, die an Großwinkelkorngrenzen Instabilitäten aufweisen, werden bei Erreichen einer ausreichenden Spannung dort geschädigt. Durch Ausscheidungen wie Nitride, Zementit oder Karbonitride, aber auch durch Anreicherungen von Legierungselementen an den Korngrenzen, steigt die Empfindlichkeit für interkristalline Spannungsrisskorrosion. Laugensprödigkeit tritt an Stählen in der chemischen Industrie auf. Feine Eisennitratablagerungen an den Korngrenzen begünstigen diese. Alterungsempfindliche Stähle mit hohem Stickstoffgehalt sind besonders anfällig. Diese Anfälligkeit kann durch Zulegieren von Aluminium beseitigt werden, denn das Aluminium bindet den Stickstoff zu Aluminiumnitrid ab. Dies bedeutet aber nicht, dass alterungsbeständige Stähle gegen Laugensprödigkeit sicher sind. Bei der interkristallinen Spannungsrisskorrosion können an der Bruchoberfläche glatte Korngrenzflächen, wie in Abbildung 31 zu sehen ist, oder belegte Korngrenzflächen, die beispielhaft in Abbildung 32 gezeigt sind, auftreten [1, 6, 10, 13].

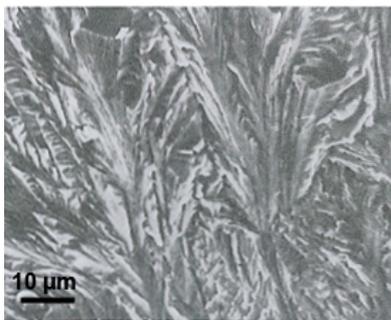


Abbildung 30: X4CrNi18-10, transkristalline Sprk, federartige Oberfläche [6]

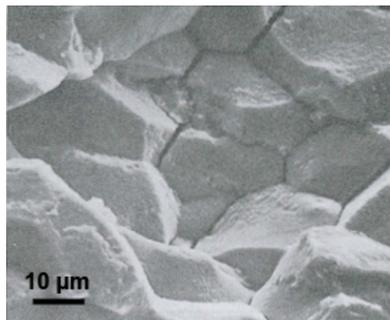


Abbildung 31: Kohlenstoffarmer Stahl, interkristalline Sprk, glatte Korngrenzen [6]

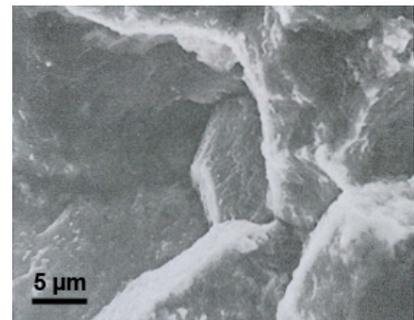


Abbildung 32: Kohlenstoffarmer Stahl, interkristalline Sprk, belegte Korngrenzenflächen [6]

2.5.2. Kathodische Spannungsrisskorrosion

Im Gegensatz zur anodischen Spannungsrisskorrosion ist bei der kathodischen Spannungsrisskorrosion der Werkstoff nicht mit einer schützenden Deckschicht umgeben. Aufgrund von Korrosionsvorgängen an der Werkstoffoberfläche kommt es zur Bildung von Wasserstoff, der an der Oberfläche adsorbiert. Dieser adsorbierte Wasserstoff sollte zu molekularem Wasserstoff rekombinieren und als Gas wieder von der Werkstoffoberfläche desorbieren [14]. Der Vorgang ist in der rechten Bildhälfte von Abbildung 33 dargestellt.

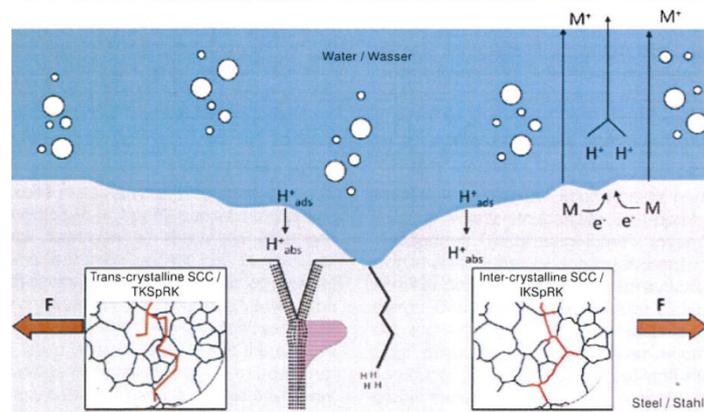


Abbildung 33: Vorgänge bei der kathodischen Spannungsrisskorrosion [18]

Durch die Anwesenheit von Promotoren, zu denen unter anderem Hydride von Phosphor, Arsen, Schwefel und Antimon zählen, wird die Rekombination von atomarem Wasserstoff verhindert und so die Absorption in den Werkstoff gefördert. Der Wasserstoff diffundiert zu Bereichen hoher Spannung, die bei mehrachsigen Spannungszuständen vor Kerben und Risspitzen auftreten. Der atomare Wasserstoff kann an Versetzungen, Phasengrenzen, groben Einschlüssen und Poren rekombinieren, wobei molekularer Wasserstoff entsteht, der zu hohen Drücken innerhalb des Kristallgitters führt. Diese mindern die Kohäsionskräfte der Metallatome und senken dadurch das zum Gleiten erforderliche Zugspannungsniveau, wodurch es zur Rissbildung senkrecht der Zugspannungsrichtung kommt [1]. Der eben beschriebene Sachverhalt wird als **Drucktheorie** bezeichnet. Diese Theorie beschreibt das Verhalten des Wasserstoffes im Metallgitter. In der Wissenschaft sind noch drei weitere Theorien vorhanden, welche nachstehend beschrieben werden. Durch eine Anlagerung des Wasserstoffes an Versetzungen werden Versetzungsbewegungen gehemmt, was zu einer Verfestigung, aber gleichzeitig auch zu einer Verminderung der Duktilität führt. Der Wasserstoff diffundiert zu den Versetzungen und bildet dort Cottrell-Wolken, welche die Versetzungsbewegung behindern. Diese Theorie wird als **Versetzungstheorie** beschrieben. Eine weitere Theorie ist die **Absorptionssprödbrechtheorie**. Diese beruht darauf, dass der Wasserstoff an der Risspitze absorbiert wird und dort die Oberflächenenergie herabsetzt. Für einen Rissfortschritt muss Energie aufgebracht werden um neue Oberfläche zu erzeugen. Da die Oberflächenenergie abnimmt, wird auch die erforderliche kritische Spannung für einen Rissfortschritt vermindert. Der absorbierte Wasserstoff setzt die Bindungsenergie der Atome, die die Risspitze bilden, herab. Die letzte Theorie ist die **Dekohäsionstheorie** [12]. Dabei werden die Bindungskräfte der Metallatome im Metallgitter, welche mit dem atomaren Wasserstoff wechselwirken, herabgesetzt. Der Wasserstoff diffundiert in Bereiche hoher mechanischer Spannungen (Kerben, Risspitzen) und bewirkt eine Trennung des Materials.

Kathodische Spannungsrisskorrosion tritt an un- und niedriglegierten ferritischen sowie an martensitischen Stählen als trans- oder interkristalliner Riss auf, wobei die Empfindlichkeit bei Raumtemperatur am Größten ist. Zum Beispiel beim Beizen von un- und niedriglegierten Stählen kann kathodische Wasserstoffentwicklung eine Rolle spielen. Beim Beizen werden anhaftende Verunreinigungen (Öle und Fette) von der Oberfläche entfernt, um eine gute Haftbeständigkeit und Qualität der Zinkschicht zu bekommen. Dabei wird mit Salz- oder Schwefelsäure gebeizt, um Eisenoxide von der Oberfläche abzulösen. Durch Zugabe von geeigneten Inhibitoren in die Beizlösung, kann der Wasserstoffeintrag verringert werden.

Transkristalline Risse entstehen bevorzugt an Stählen mit einer Zugfestigkeit (R_m) von mehr als 800 MPa. Die mikroskopische Bruchfläche zeigt häufig eine „gefederte“ Struktur, wie sie in Abbildung 34 zu sehen ist.

Zum interkristallinen Risswachstum kommt es bei höchstfesten Stählen mit Zugfestigkeiten über 1200 MPa. Auf den Korngrenzen interkristalliner Risse zeigen sich häufig Poren sowie durch plastische Restverformung entstandene Haarlinien und Krähenfüße (Abbildung 35) [1, 6, 10, 14, 15].

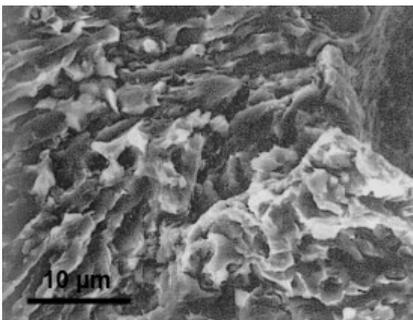


Abbildung 34: B500N, kathodische Sprk, transkristalliner Bruch mit federartigem Aussehen, bei einem Betonstahl [6]

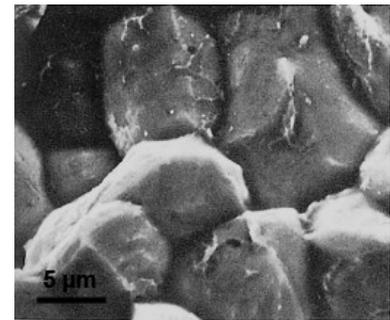


Abbildung 35: Kathodische Sprk, interkristalliner Bruch mit Krähenfüßchen, bei einem vergüteten Spannstahl [6]

2.6. Wasserstoffinduzierte Rissbildung

Wasserstoffinduzierte Rissbildung und wasserstoffinduzierte Spannungsrisskorrosion werden gemeinsam auch als Wasserstoffversprödung bezeichnet, obwohl sie sich in den Voraussetzungen und im Mechanismus unterscheiden.

Bei wasserstoffinduzierter Rissbildung wirkt keine äußere angelegte Spannung auf den Werkstoff, wie dies bei der kathodischen Spannungsrissbildung der Fall ist. Die wasserstoffinduzierte Rissbildung ist auf elektrochemische Korrosionsreaktionen zwischen Materialoberfläche und Medium zurückzuführen. Es wird atomarer Wasserstoff gebildet, welcher in den Werkstoff diffundieren kann. Die Spaltbruchspannung und die Risszähigkeit werden erniedrigt, da der gelöste Wasserstoff im Kristallgitter die Bindungsenergie herabsetzt. An Einschlüssen und Mikroporen rekombiniert der atomare Wasserstoff zu molekularem Wasserstoff (Abbildung 36), dadurch wird die Diffusionsfähigkeit im

Kristallgitter eingeschränkt und es kommt an diesen Stellen zu hohen Drücken mit Spannungen, die über den Verformungsgrenzen des Werkstoffes liegen können. Dies kann zur Bildung von sogenannten „Blasen“ und „Fischaugen“ im Inneren des Werkstoffes führen [12, 16, 17].

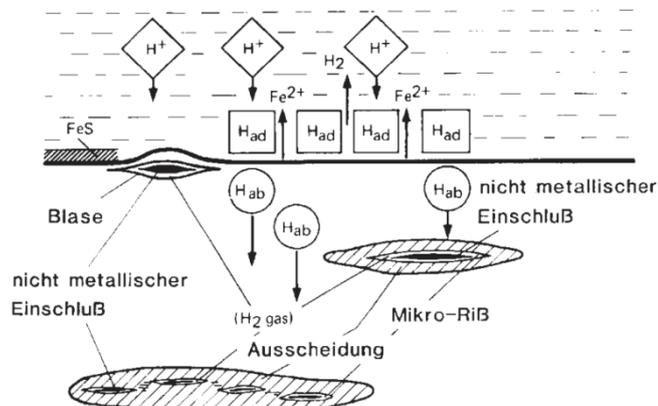


Abbildung 36: Schematische Darstellung der wasserstoffinduzierten Riss- und Blasenbildung [16]

Blasen können zum Beispiel beim Brennen von emaillierten Tiefziehblechen entstehen. Die Werkstofffestigkeit wird aufgrund der hohen Brenntemperaturen herabgesetzt, wodurch sich Wasserstoffblasen, welche sich durch das davor durchgeführte Beizen, an Einschlüssen bilden. An den Oberflächen der Werkstoffe sind diese als Beulen feststellbar (Abbildung 36). Fischaugen entstehen hingegen bereits in der Schmelze oder im Schweißbad. Der Wasserstoff bildet an der Grenzfläche zwischen Oxid und Schmelze eine Gasblase aus. Eine Aufnahme eines Fischauges ist in Abbildung 37 zu sehen. Die Risse in wasserstoffinduzierten Werkstoffen verlaufen sowohl trans- als auch interkristallin. Hier besteht auch die Möglichkeit, dass beide Erscheinungsformen nebeneinander vorliegen. Transkristalline Risse besitzen mikroskopisch eine gefiederte Spaltflächenstruktur. Diese Brüche entstehen durch Vereinigung zahlreicher Risse. Ein Bruch, der derart entstanden ist, ist in Abbildung 38 gezeigt. In Abbildung 39 ist ein interkristalliner Bruch zu sehen. Die Oberflächen dieser Brüche weisen häufig plastische Verformungen auf den Korngrenzflächen in Form von Krähenfüßen, Haarlinien oder Waben auf [1, 6, 18].

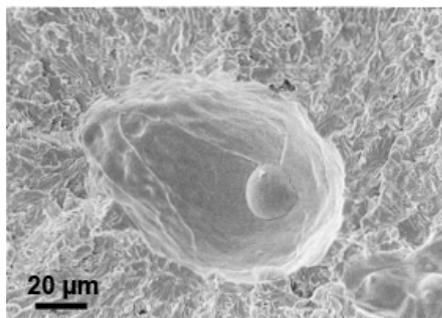


Abbildung 37: Unlegierter Stahl, wasserstoffinduzierter Riss, Fischauge mit einem nichtmetallischen Einschluss im Zentrum [1]

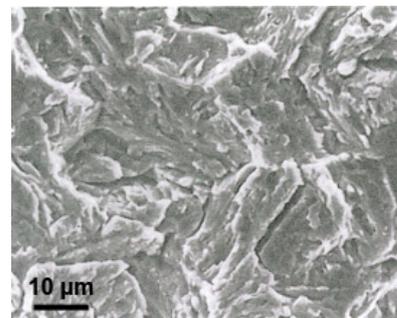


Abbildung 38: Transkristalliner wasserstoffinduzierter Riss mit Spaltflächen [6]

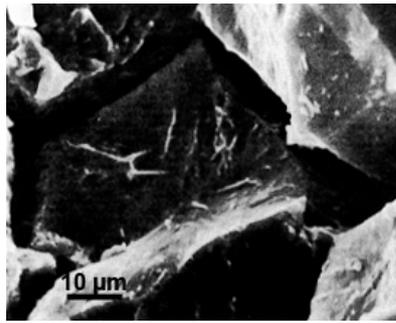


Abbildung 39: 42CrMo4, interkristalliner wasserstoffinduzierter Riss mit Haarlinien an den Korngrenzen [6]

2.7. Flüssigmetallinduzierte Spannungsrisskorrosion

Die flüssigmetallinduzierte Spannungsrisskorrosion gehört zur Kategorie der korrosionsinduzierten anodischen Spannungsrisskorrosion. In der englischen Literatur wird die flüssigmetallinduzierte Spannungsrisskorrosion als „Liquid Metal Embrittlement“ (LME) bezeichnet. Diese wird dadurch charakterisiert, dass ein unter Zugspannung stehendes festes Metall durch ein flüssiges Metall korrosiv angegriffen wird [16].

LME wird durch eine Überlagerung von Werkstoffzustand, korrosiver Beanspruchung und mechanischer Beanspruchung hervorgerufen (Abbildung 40). Mit steigender Härte und Festigkeit steigt die Anfälligkeit gegenüber LME in Baustählen. Für Festigkeiten unter 275 MPa besteht geringe Gefahr für LME. Ab Festigkeiten von 450 MPa wird diese aber deutlich größer [16]. Des Weiteren können auch feindispersive Ausscheidungen den Werkstoffzustand verändern. Wenn das Bauteil gebogen wird, kommt es zu Kaltverfestigungen und somit zu hohen Eigenspannungen im Bauteil.

Zu den mechanischen Beanspruchungen zählen unter anderem äußere Belastungen, Eigenspannungen oder thermische Spannungen. Eigenspannungen können durch die Fertigung des Werkstückes, vorangegangene Kaltumformung, Schweißvorgänge oder durch Lastspannungen, welche aus dem Eigengewicht des Bauteils bei der Handhabung resultieren, eingebracht werden. Thermische Spannungen entstehen bei ungleichmäßiger Erwärmung des Werkstücks, wie dies beim Eintauchen in Zinkschmelzen der Fall ist.

Als korrosives Medium kann zum Beispiel das schmelzflüssige Zink bei der Feuerverzinkung auf Bauteile einwirken. Um Bauteile gegen Korrosion zu schützen, werden diese mittels Zink überzogen. Feuerverzinken wird bei Zinkbadtemperaturen von 440°C bis 460°C durchgeführt. An der Oberfläche des Grundwerkstoffes adsorbiert das Zink bzw. das Zink diffundiert in den Grundwerkstoff ein. Um der Zinkschicht auf den Bauteilen Glanz und dekorative Zinkblumen zu verleihen, werden den Zinkschmelzen Blei, Wismut sowie Zinn zulegiert. Diese Elemente bilden niedrigschmelzende Phasen. Die Legierungen Blei, Zinn und Wismut besitzen ein ternäres Eutektikum, dessen Schmelzpunkt bei 95°C liegt [19].

Die flüssigmetallinduzierte Spannungsrisskorrosion erfolgt interkristallin, wobei der Riss mit dem flüssigen Fremdmittel gefüllt ist. Das flüssige Metall dringt aufgrund der begrenzten gegenseitigen Löslichkeit der Metalle bevorzugt über die Korngrenzen in unter Zugspannung stehende Gefügebereiche ein, da diese bevorzugte Diffusionspfade für Fremdatome darstellen. Dabei werden die atomaren Bindungskräfte herabgesetzt und es kommt zum verformungsarmen Bruch [1, 11, 16, 19].

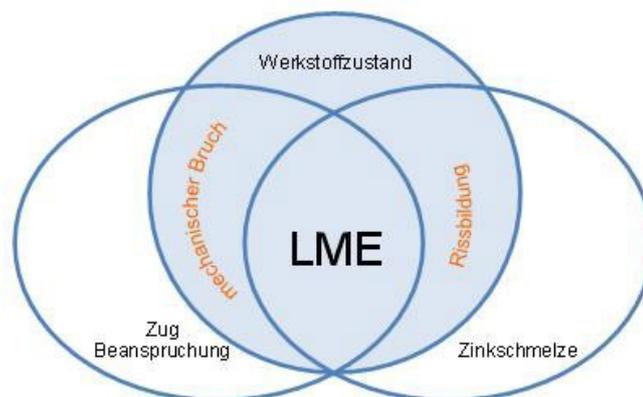


Abbildung 40: Einflussgrößen bei der flüssigmetallinduzierten Spannungsrisskorrosion [nach 19]

Abbildung 41 zeigt einen interkristallinen, flüssigmetallinduzierten Riss unter einem Zinküberzug in einem gebogenen Stangenmaterial. Beim Biegen von Stangen entstehen an der äußeren Randfaser Zugspannungen und Druckspannungen an der inneren Randfaser. Damit an den Stangen eine bleibende plastische Verformung entsteht, werden die Randzonen über die Dehngrenze hinaus verformt. In Abbildung 42 ist der Spannungsverlauf für diesen Schritt dargestellt. Wird die Biegekraft weggenommen, so federt das Bauteil um den elastischen Anteil zurück und der Spannungszustand kehrt sich in der jeweiligen Randfaser um, wie aus Abbildung 43 ersichtlich ist. D.h. an der äußeren Randfaser liegen nun Druck- bzw. an der inneren Randfaser Zugeigenspannungen vor. Während des Feuerzinkens kann das Zink aufgrund der Zugspannungen, welche sich im Innenradius befinden, über die Korngrenzen eindringen. Die Risse wirken als Kerben. Diese Risse liegen häufig unter einer geschlossenen Zinkschicht und sind somit nicht zu erkennen [1, 11, 19].

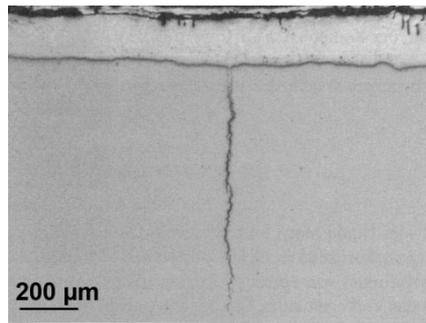


Abbildung 41: Baustahl, Flüssigmetallinduzierter interkristalliner Riss unter einem Zinkbelag [1]

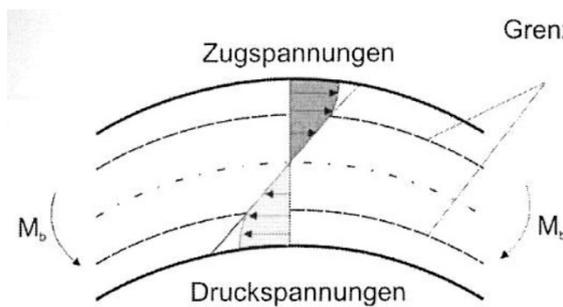


Abbildung 42: Spannungsverlauf beim Biegen, elastisch/ plastische Verformung im Bauteil [19]

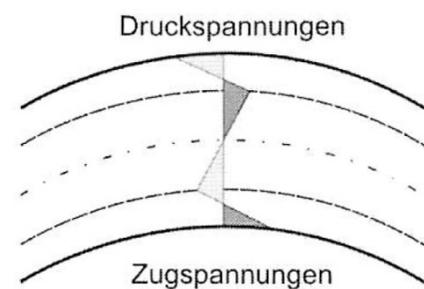


Abbildung 43 : Im Bauteil verbleibende Eigenspannungen nach dem Entlasten [19]

2.8. Eigenspannungen

In technischen Bauteilen können ohne Einwirkung äußerer Kräfte und Momente Spannungen vorliegen. Diese werden als Eigenspannungen bezeichnet und sind elastische Spannungen. Eigenspannungen können thermisch, physikalisch oder chemisch in den Werkstoff induziert werden. Die Einteilung der Eigenspannungen erfolgt nach derer Ausdehnung im Werkstoff.

Eigenspannungen **I Art** wirken makroskopisch über mehrere Körner im Werkstoffgefüge.

Eigenspannungen **II Art** sind in kleinen Werkstoffbereichen über einzelne Kristallite oder Körner zu finden.

Eigenspannungen **III Art** wirken in mikroskopisch kleinsten Werkstoffbereichen, das heißt in den Körnern.

Je nach Vorzeichen der Eigenspannungen können diese mit den angreifenden Lastspannungen negativ oder positiv auf das Bauteil wirken. Druckeigenspannungen in den Oberflächenbereichen, hervorgerufen durch Kugelstrahlen, verbessern die Ermüdungsfestigkeit. Hingegen zeigen Bauteile mit Oberflächenzugeigenspannungen bei schwingender Belastung schon bei niedrigen Lastspannungen Schädigungen und eine verringerte Lebensdauer bzw. geringe Dauerfestigkeit [20].

3. Experimentelles

3.1. Schliffpräparation

Von den zu untersuchenden Bauteilen wurden Teilstücke so abgetrennt, dass diese in die Einbettpresse mit einem Kolbendurchmesser von 40 mm passten. Die abgetrennten Teilstücke wurden warm in ein Polymer, mit Hilfe der Einbettpresse des Typs CITROPRESS-20 der Firma STRUERS, eingebettet. Als Polymereinbettmasse wurde das von der Firma STRUERS hergestellte DUROFAST[®] verwendet. Diese Polymereinbettmasse eignet sich besonders gut für Wisch- und Tauchätzungen, da diese Einbettmasse nicht von den verwendeten Ätzmitteln angegriffen wird und dadurch keine Rückstände auf der geätzten Probenoberfläche zurückbleiben. Die Schliffherstellung erfolgte mit dem Schleif- und Polierautomat TEGRAPOL-31 unter Standard Schleif- und Polierschritten, welche in Tabelle 4 aufgelistet sind. Die Schliffe wurden nach Beendigung der Schliffpräparation mit Ethanol und gegebenenfalls bei weiteren REM Untersuchungen mit Isopropanol gereinigt [21].

Tabelle 4: Schliffpräparationsschritte

	Körnung	Drehzahl [U/min]	Kraft [N]	Zeit [min]	Wasser	Drehsinn
Schleifen	180	300	20-40	6	AN	Gleichlauf
	220					
	320					
	500					
	800					
	1000					
1200						
Polieren (Diamantsuspension)	3 µm	150	15-25	10	AUS	Gleichlauf
	1 µm					

3.2. Härtemessung

Die Härteprüfungen wurden mit dem Kleinlasthärteprüfer des Typs ZWICK 3212 der Firma ZWICK durchgeführt. Die Härteprüfungen erfolgten nach Vickers (EN ISO 6507-1). Die entstandenen Diagonalen des Eindrucks wurden mithilfe des Lichtmikroskops POLYVAR MET der Firma Reichert – Jung ausgemessen und ausgewertet. Die ermittelten Härtewerte sind als Mittelwert von jeweils fünf Härteeindrücken zu verstehen [22].

3.3. Zugversuch

Die an den Schadensfällen durchgeführten Zugversuche wurden mit der Universalprüfmaschine 1485 (UPM1) der Firma Messphysik durchgeführt. Es wurde nach der Norm EN 6802 geprüft. Mithilfe der integrierten Computersoftware erfolgte die Auswertung der Zugversuchskurven.

3.4. Ätzungen

Für die Kontrastierung des Gefüges wurde mit zwei unterschiedlichen Ätzmitteln, eines für den Stahl und das andere für Messing, gearbeitet. Die Zusammensetzung sowie Ätzparameter können aus Tabelle 5 entnommen werden.

Tabelle 5: Verwendete Ätzlösungen und Ätzparameter

Ätzung/ Material	Zusammensetzung	Ätzparameter	
Nital-Ätzmittel/ Stahl [23]	10 ml Salpetersäure 1,40n HNO ₃	RT	1-3 sec
	90 ml Äthylalkohol 96%.ig C ₂ H ₅ OH		
Cu Ätzmittel/ Messing [23]	120 ml destilliertes Wasser	RT	10-45 sec
	30 ml HCl		
	10 g Eisen (III) -chlorid		

3.5. Lichtmikroskopie

Die Schliffe für die Lichtmikroskopie wurden mittels Tauchätzung kontrastiert, um die Korngrenzen und Gefügebestandteile sichtbar zu machen. Lichtmikroskopische Aufnahmen wurden mit dem Lichtmikroskop (LIMI) UNIVAR der Firma Reichert durchgeführt. Gefügeaufnahmen erfolgten mit der am LIMI installierten Digitalkamera ProgRes C14 Twain Data Source und mit der Software Adobe Photoshop 7 [24].

3.6. Rasterelektronenmikroskopie

Die REM Untersuchungen wurden an einem Rasterelektronenmikroskop EVO 50 der Firma ZEISS am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung und an einem Rasterelektronenmikroskop EVO MA 25 der Firma ZEISS am Materials Center Leoben (MCL) durchgeführt. Die Probenstücke waren entweder poliert oder geätzt und wurden mittels Sekundärelektronen- (SE) und Rückstreuerelektronen- (BSE) Kontrast analysiert. Für eine bessere elektrische Leitung wurden die mit DUROFAST[®] eingebetteten Schliffe mittels Kleinbedampfungsanlage MED O10 der Firma BALZERS UNION mit Gold bedampft und die polierte Schliffoberfläche mit einer Kupferfolie mit dem Schliffboden verbunden.

3.7. Atomsondentomographie (APT)

Atomsondenuntersuchungen wurden zur Beurteilung von Korngrenzsegregationen angewendet. Für die Probenpräparation wurden Stäbchen mit einem quadratischen Querschnitt von 0,3 x 0,3 x 10 mm³ hergestellt. Die Spitzenpräparation erfolgte elektrolytisch. Abbildung 44 zeigt den ersten Präparationschritt (Step 1). Hier wird in der Mitte der Probe ein Hals geformt und durchtrennt. Der zweite Präparationsschritt (Step 2)

wird für das „Nachspitzen“ verwendet, um eine messfertige Spitze zu erhalten (Abbildung 45).

Für Step 1 wird als Ätzmittel 25 % Perchlorsäure in reiner Essigsäure verwendet. Als Ätzmittel für Step 2 dient 2 % Perchlorsäure in 2-Butoxyethanol [25].

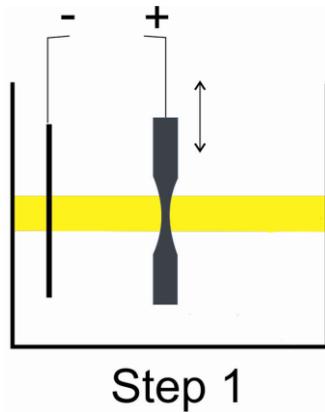


Abbildung 44: Aufbau der
Präparation von Step 1

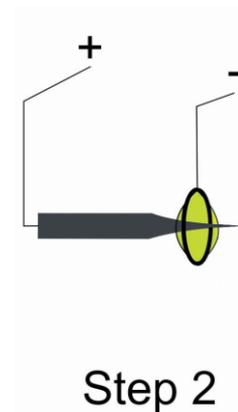


Abbildung 45: Aufbau des
Präparationsschrittes in
Step 2

Die Spitzen wurden in einem Focused Ion Beam (FIB, FEI Versa 3D), welches auch als REM verwendet werden kann, weiter aufbereitet. Das FIB ist mit einem EDAX Hikari XP EBSD (Elektron Back Scatter Diffraction) System ausgestattet. Dieses wurde verwendet, um an den Spitzen Transmission Kikuchi Diffraction (TKD) durchzuführen, um Korngrenzflächen zu identifizieren und mittels Zielpräparation in den ersten 100 nm zu positionieren [26]. Die Daten der EBSD Messung wurden mit der Software EDAX OIM Data Collection 7 aufgezeichnet und mit der Software EDAX OIM Analysis 7 ausgewertet [27]. Anschließend wurden die Spitzen mit der 3D-Atomsonde LEAP 3000X HR (Local Electrode Atom Probe) der Firma IMAGO SCIENTIFIC INSTRUMENTS analysiert. Für die Messungen wurde für das Pulsen der im Atomsondensystem integrierte Laser verwendet. Die Laserenergie betrug 0,3 nJ mit einer Pulsfrequenz von 250 kHz. Die Messungen wurden bei 60 K durchgeführt. Die Auswertungen der Daten erfolgten mittels der Software IVAS 3.6.8 der Firma CAMECA.

4. Ergebnisse der drei untersuchten Schadensfälle

Mit der Durchführung von Untersuchungen an den jeweils unabhängigen Schadensfällen wurde das Department Metallkunde und Werkstoffprüfung der Montanuniversität Leoben von Kunden beauftragt. Die Untersuchungen im Rahmen dieser Diplomarbeit wurden unter der Betreuung von Herrn Dipl.-Ing. Dr. mont. Michael Panzenböck, Leiter der Schadensanalytikgruppe, durchgeführt. Bei den drei Schadensfällen handelt es sich um ein geschädigtes Absperrventil (Schadensfall 1), um profilierte Stahlrohre für agrartechnische Anwendungen (Schadensfall 2) und um gebrochene Baustahlteile (Schadensfall 3), zur Abstützung von Anlagenteilen.

4.1. Bruch eines Messingventils einer Sprinkleranlage (Schadensfall 1)

4.1.1. Darstellung des Sachverhaltes

Für Untersuchungen wurden zwei Absperrventile übergeben, diese sind in Abbildung 46 gegenübergestellt. Bei dem linken Ventil, welches mit Ventil I bezeichnet ist, ist deutlich ein Riss zu sehen. Es handelt sich hierbei um ein geschädigtes Absperrventil einer Sprinkleranlage. Das rechte Ventil in Abbildung 46, welches mit Ventil II gekennzeichnet ist, zeigt ein Neuteil. Dieses wurde als Referenzventil herangezogen. Beide Kugelventile stammen laut Kunden vom gleichen Hersteller und sind somit bauartgleich. Das geschädigte Ventil war in einer Sprinkleranlage in der Entleerungsleitung verbaut. Diese Leitung mündet nach dem Absperrventil über ein 1 Zoll dickes Rohr in das Abwassersystem.

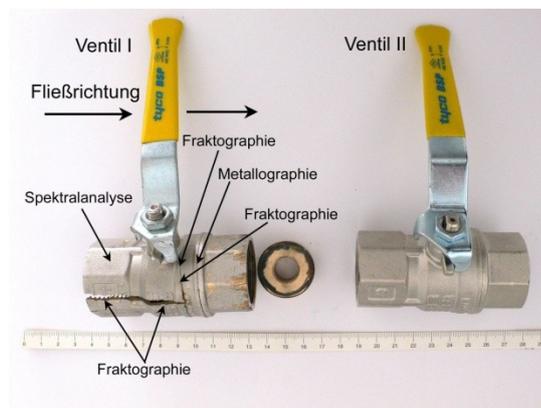


Abbildung 46: Übersicht der vom Kunden übergebenen Ventile, links: Ventil I, geschädigt; rechts: Ventil II, Neuteil

Durch Gespräche mit dem Kunden wurde der Sachverhalt dargestellt. Die Angaben des Betreibers der Anlage wurden nicht überprüft.

Durch einen Druckabfall innerhalb der Sprinkleranlage kam es zur Aktivierung der Pumpe im System. Bei einem Druckabfall in einem Sprinklersystem wird die Feuerwehr alarmiert. Diese stellte beim Eintreffen fest, dass bereits Bereiche unter Wasser standen. Es entstand durch den Wassereintritt erheblicher Sachschaden. Die Feuerwehr konnte keine Angaben machen,

inwieweit Ventil I (Abbildung 46) bereits geschädigt war. An Rohrleitungen bzw. an Verbindungsstücken wurden von den Feuerwehrmännern jedoch Schäden festgestellt. Zum Zeitpunkt des Versagens hatte es eine Temperatur von unter 0°C.

Es soll an den übergebenen Ventilen geklärt werden, ob die makroskopisch sichtbaren Schädigungen, wie der Längsriss (Riss in Durchflussrichtung) und der Querriss (Riss in Umfangsrichtung) im selben Zeitintervall entstanden sind und um welche Versagensart es sich dabei handelt. Des Weiteren wurden vom Kunden weitere Informationen übermittelt, welche nachfolgend zusammengefasst sind:

- Die Abdichtung des Gewindes erfolgt mittels Hanf und Locherpaste.
- Der Betriebsdruck (statischer Druck) beträgt ca. 10 bar.
- Druckschwankungen von ca. 1,5 bar werden über eine Pufferpumpe wieder ausgeglichen. Die Pufferpumpe kann je nach Anlage maximal 3 mal am Tag zugeschaltet werden.

4.1.2. Methodik

Am geschädigten Ventil I wurden makroskopische Begutachtungen, fraktographische und metallographische Untersuchungen durchgeführt. Die für die Mikrostrukturuntersuchungen notwendige Gefügeentwicklung wurde mittels Kupferätzmittel (Tabelle 5) durchgeführt. Das Referenzventil wurde mit einer 1 Zoll und 1,2 m langen Rohrleitung verschraubt (Abbildung 47, Abbildung 48), mit Wasser befüllt und bei ca. -22°C einen Tag lang gelagert, um eine dem beschriebenen Schadenshergang vergleichbare Situation zu schaffen. Dieses Referenzventil wurde ebenfalls makroskopischen, fraktographischen und metallographischen Untersuchungen unterzogen.



Abbildung 47: Referenzventil (Ventil II), verbunden mit Stahlrohr

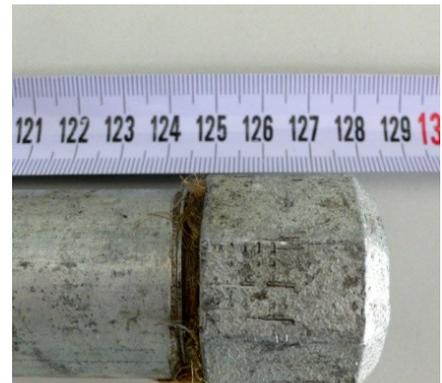


Abbildung 48: Verschluss am Ende des Stahlrohres

Der chemische Aufbau der beiden Ventile wurde mittels Spektralanalysen bestimmt. Ebenso wurden Makrohärtemessungen nach HV5 durchgeführt. Die Mikrostruktur wurde mittels metallographischer Schliffen beurteilt, wobei die Proben bei beiden Ventilen an der gleichen Position entnommen wurden. Die Entnahmestellen für die metallographischen Untersuchungen sind in Abbildung 46 am Ventil I gekennzeichnet.

4.1.3. Ergebnisse

4.1.3.1. Mechanische Kennwerte

In Tabelle 6 sind die Härtewerte beider Ventile zusammengefasst. Diese wurden an der Oberfläche des Einschraubbereiches für die Sechskantmutter nach HV5 gemessen. Beide Ventile besitzen eine ähnliche Härte. Auch die gemessenen Einzelwerte liegen in einem gemeinsamen Streuband.

Tabelle 6: Härtewerte der beiden Ventile (HV5)

	Ventil I	Ventil II
max. Härte (HV5)	114	116
min. Härte (HV5)	106	104
Mittelwert (HV5)	110 ±4	110 ±6

4.1.3.2. Chemischer Aufbau

Die Ergebnisse der chemischen Analysen sind in Tabelle 7 aufgelistet. Diese zeigen, dass bei beiden Ventilen eine Legierung vom Typ CuZn40Pb2 (2.0402 bzw. CW617N) verwendet wurde. Eine Richtanalyse aus dem Datenblatt des Deutschen Kupferinstitutes (DKI) ist ebenfalls in Tabelle 7 enthalten. Die ermittelten Legierungsanteile liegen im angegebenen Toleranzbereich der Richtanalyse.

Tabelle 7: Chemische Analyse der Ventile I und II im Vergleich zur Richtanalyse einer CuZn40Pb2 Legierung nach DKI

	Elementanteil in Masse%							
	Cu	Zn	Pb	Sn	P	Mn	Fe	Ni
Ventil I	58,1	Rest	2,12	0,29	0,009	0,003	0,3	0,1
Ventil II	57,8	Rest	1,86	0,25	0,004	0,001	0,29	0,1
Richtanalyse CuZn40Pb2	57- 59	Rest	1,6- 2,5	bis 0,3	-	-	bis 0,3	bis 0,3

4.1.3.3. Makroskopische Beurteilung

Der Aufbau der Ventile ist in der Übersichtsaufnahme (Abbildung 49) gegenübergestellt. Beide Ventile zeigen die selben Aufschriften 1 Zoll, DN25, PN30, MOP5 und sind bauartgleich. Der Aufbau des Ventilkörpers ist mehrteilig und besteht aus einem Gehäuse und einer Kugel mit Bohrung und Nut. Die Abdichtung erfolgt mittels Teflonring, welcher an der Kugel anliegt. Durch Einschrauben eines Teilstückes mit Außensechskant wird die Kugel und die Dichtung positioniert und stabilisiert.

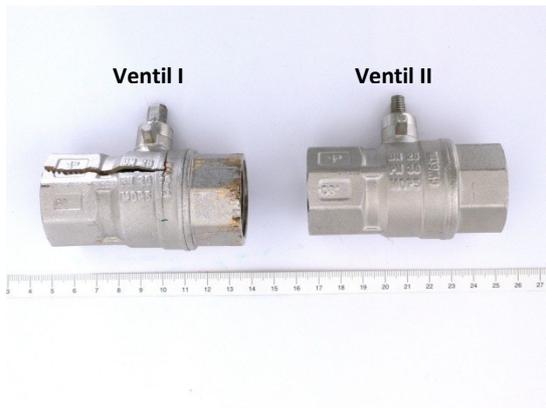


Abbildung 49: Übersicht Ventil I und Ventil II

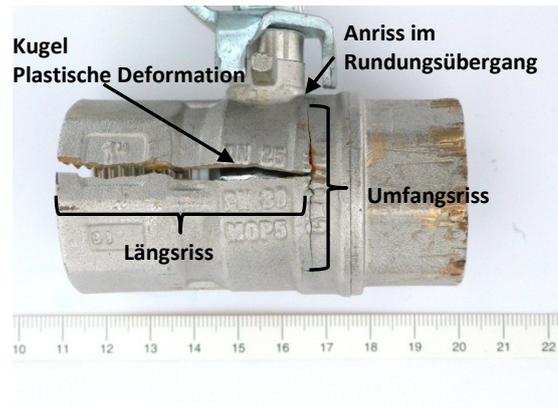


Abbildung 50: Geschädigtes Ventil I

– Makroskopische Beurteilung des geschädigten Ventils I

Abbildung 50 zeigt, dass mehrere Risse im Ventil I vorhanden sind. Es ist ein Längsriss zu sehen, der eine plastische Aufweitung in der Nähe der Kugel zeigt. Der Riss in Längsrichtung ist über eine Länge von 40 mm ca. 3 bis 4 mm weit geöffnet. Der Rissflankenabstand verringert sich in Richtung Sechskant hin. Ein weiterer Anriss in Umfangsrichtung ist ebenfalls sichtbar. Abbildung 51 zeigt jenen Punkt, in dem sich Längs- und Umfangsriss treffen. In diesem sind rotbraune Beläge zu erkennen, welche auf Korrosion hindeuten. Solche Beläge sind nur an dieser Stelle sichtbar.



Abbildung 51: Stelle, wo Längsriss in Umfangsriss übergeht, rotbraune Beläge am Umfangsriss

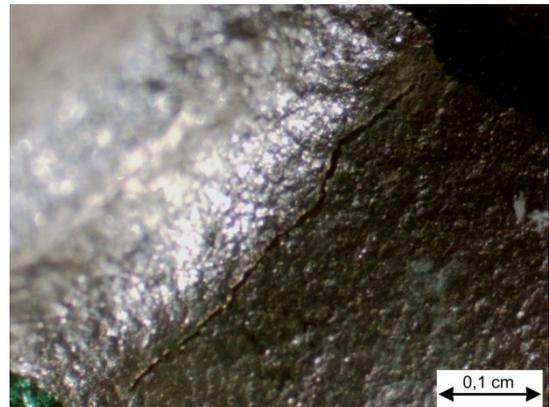


Abbildung 52: Detail aus Abbildung 50, Riss im Rundungsübergang

Ein weiterer Riss kann bei näherer Betrachtung im Rundungsübergang zwischen Ventilkörper und Ventilspindelaufnahme festgestellt werden. Dieser ist in Abbildung 50 mit einem Pfeil gekennzeichnet. Die Länge des Risses beträgt, wie aus Abbildung 52 ersichtlich, ca. 4 mm. Belege und Korrosionsprodukte sind hier nicht feststellbar.

In Abbildung 53 ist die Innenseite des Ventils I nach einer längsseitigen Trennung des Bauteils zu sehen. Die Innenseite des Ventils I lässt erkennen, dass der Längsriss am eingeschraubten Sechskant stoppt und dort um 90° in Umfangsrichtung umgelenkt wird.

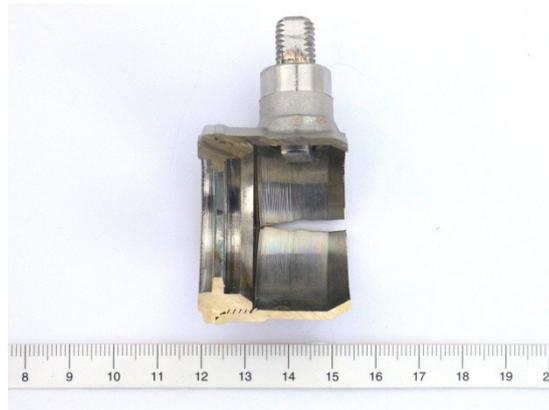


Abbildung 53: Innenseite des Ventils I, Risstopp beim eingeschraubten Sechskant

– Makroskopische Beurteilung des Ventils II

Abbildung 54 zeigt das Referenzventil nach einer Auslagerung von 24 Stunden bei ca. -22°C . Die makroskopische Schädigung ist ähnlich zu Ventil I. Es ist ein klaffender Längsriss zu erkennen. Nach der Demontage federte der Riss elastisch zurück, wobei der hintere Teil des Risses teilweise schloss. Abbildung 55 zeigt das Ventil II nach der Demontage im enteisten Zustand. Eine plastische Verformung ist im Kugelbereich des Ventilkörpers auszumachen. Ein Bereich der Rissflanke wurde herausgedrückt. Auch bei diesem Ventil lenkt der Längsriss im Bereich der Sechskantverschraubung in die Umfangsrichtung um. Jedoch breitet sich der Umfangsriss im Gegensatz zu Ventil I nur in eine Richtung aus. Im Übergangsbereich von Ventilkörper zu Ventilspindelaufnahme kann beim Referenzventil kein Riss gefunden werden.



Abbildung 54: Übersichtsaufnahme des vereisten Ventils II nach 24 Stunden bei ca. -22°C



Abbildung 55: Gebrochenes Ventil II nach Berstversuch

4.1.3.4. Mikrostruktur

Für die mikrostrukturellen Untersuchungen wurden aus beiden Ventilen von den gleichen Stellen Proben entnommen. Abbildung 56 zeigt eine Aufnahme der Schlitze, die aus dem Teilstück des Ventils I entnommen wurden. Diese Aufnahme ist auch repräsentativ für die Schliffentnahme am Ventil II. Schlitze wurden aus dem Versagensbereich (Umfangsriss, Schliff links oben), dem Rundungsübergang vom Ventilkörper zu Ventilspindelaufnahme (Schliff rechts oben) sowie der Kugel (Schliff Mitte unten) gefertigt.



Abbildung 56: Übersicht der metallographischen Schlitze des Ventils I

– Mikrostruktur des geschädigten Ventils I

Die Mikrostruktur der Kugel kann einer α - β Messinglegierung zugeordnet werden. Wie Abbildung 57 zeigt, gibt es helle Bereiche, die α -Messing entsprechen, sowie bräunliche Bereiche, welche der β -Phase angehören. Bei höheren Vergrößerungen, wie zum Beispiel in Abbildung 58, werden dunkle Phasen im Gefüge erkennbar, bei welchen es sich um Bleieinschlüsse handelt. Aus der vorhandenen Mikrostruktur wird geschlossen, dass die Kugel im gegenständlichen Fall aus Automatenmessing mit den Hauptlegierungselementen Cu-Zn-Pb gefertigt ist. Die dünne graue Schicht an der Oberfläche, die in Abbildung 57 zu sehen ist, ist gleichmäßig über die Probe ausgebildet. Es handelt sich um eine Nickelplattierung.

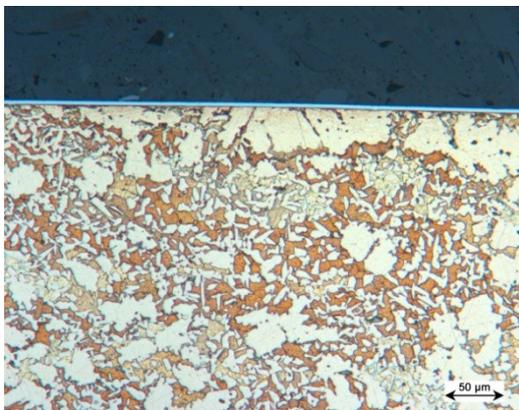


Abbildung 57: Gefügeausbildung der Kugel des Ventils I, Nickelplattierung an der Oberfläche, Cu-Ätzmittel

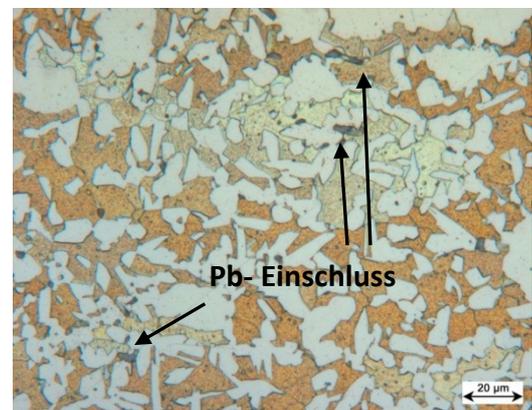


Abbildung 58: Detail aus Abbildung 57, Bleieinschlüsse, Cu-Ätzmittel

Eine ähnliche Mikrostruktur, die in Abbildung 59 gezeigt ist, zeigt sich beim Ventilkörper. Das Gefüge besteht auch hier aus der α - und β -Phase sowie Bleiteilchen. Auch hier ist der Werkstoff ein Automatenmessing. Abbildung 60 zeigt den Anriss im Rundungsübergang. Dieser erstreckt sich über ca. 1 mm Länge in die Tiefe. Der Rissverlauf ist transkristallin. Des Weiteren sind Anrisse an der Innenseite des Ventilkörpers zu sehen und zwar an der Stelle, wo der Riss in Umfangsrichtung einlenkt. In der Umgebung des Hauptrisses können weitere Anrisse in den nachfolgenden Gewindegängen gefunden werden (Abbildung 61). Dieser Rissverlauf ist ebenfalls transkristallin und kann einem Gewaltbruch zugeordnet werden.

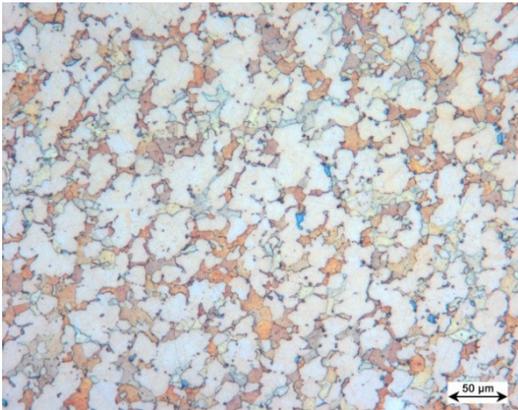


Abbildung 59: Gefügeausbildung des Ventilkörpers, Cu-Ätzmittel

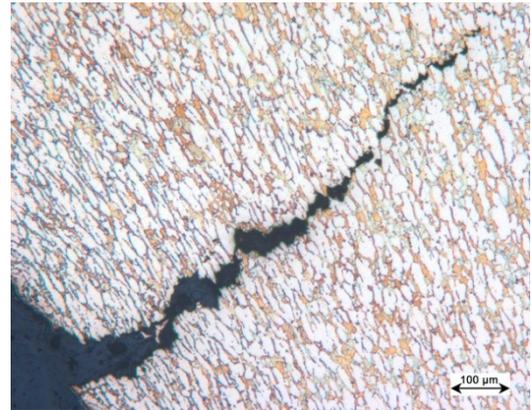


Abbildung 60: Anriss im Rundungsübergang von Ventilkörper zu Ventilspindelaufnahme, transkristalliner Riss, Cu-Ätzmittel

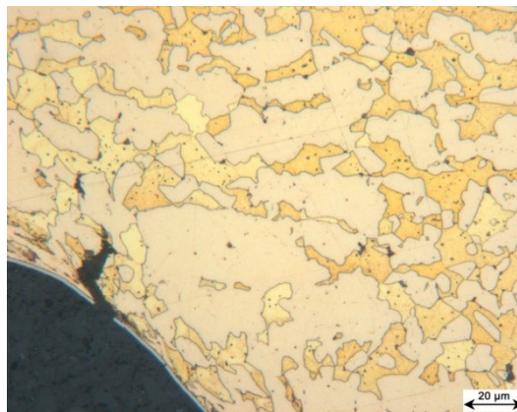


Abbildung 61: Anriss im Gewindegrund vom Ventil I, Cu-Ätzmittel

– Mikrostruktur des Referenzventils II

Abbildung 62 zeigt die Mikrostruktur des Ventilkörpers von Ventil II. Auch hier handelt es sich um ein Automatenmessing, das aus α - und β -Phase besteht. Die α -Phase hat nach der Ätzung ein helles Erscheinungsbild, während die β -Phase dunkel erscheint. Es können auch hier Risse parallel zum Umfangsrisse in den benachbarten Gewindegängen beobachtet werden, wie dies Abbildung 63 zeigt. Diese verlaufen ebenfalls transkristallin, was auf einen Gewaltbruch schließen lässt.

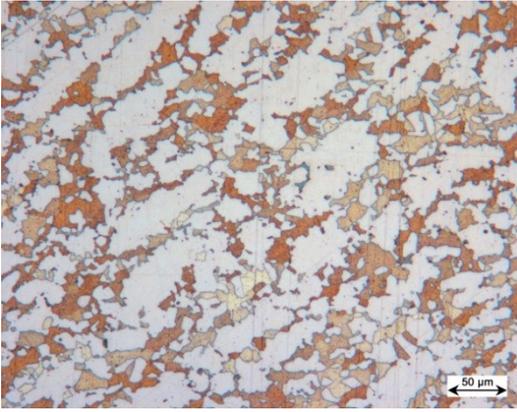


Abbildung 62: Gefügeausbildung des Ventilkörpers II (α -Phase = hell, β -Phase = dunkel), Cu-Ätzmittel

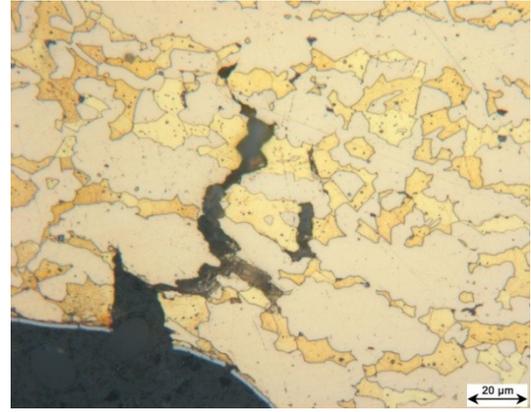


Abbildung 63: Anriss im Gewindegrund vom Ventil II, transkristalliner Riss, Cu-Ätzmittel

4.1.3.5. Fraktographie- und Elektronenstrahlmikroanalyse

Für bruchtopographische Untersuchungen wurden die makroskopisch sichtbaren Anrisse an dem Ventil I und dem Ventil II geöffnet. Die Bruchflächenuntersuchungen erfolgten mittels Stereomikroskop und Rasterelektronenmikroskop.

Untersuchungen an den Bruchoberflächen wurden an beiden Ventilen an den gleichen Positionen durchgeführt, sofern diese vorhanden waren. Die Anrisse lagen nicht überall in gleicher Ausdehnung und Ausbreitung vor. Es wurden fraktographische Untersuchungen an den jeweiligen Längs- und Umfangsrissen beider Ventile sowie am freigelegten Anriss am Rundungsübergang des Ventils I durchgeführt.

– Fraktographie des geschädigten Ventils I

Abbildung 64 zeigt das untersuchte Bruchstück des Längsrisses von Ventil I. In Abbildung 64 sind die beurteilten Positionen gekennzeichnet und im Detail in den Abbildung 65 und Abbildung 66 elektronenoptisch dargestellt. Die fraktographischen Untersuchungen zeigen die gleichen Merkmale. Es handelt sich um einen duktilen Gewaltbruch (Abbildung 67 und Abbildung 68). Die Pfeile in Abbildung 65 und Abbildung 66 markieren Anrisse im Gewindegrund sowie in Bereichen hoher Kerbwirkung.

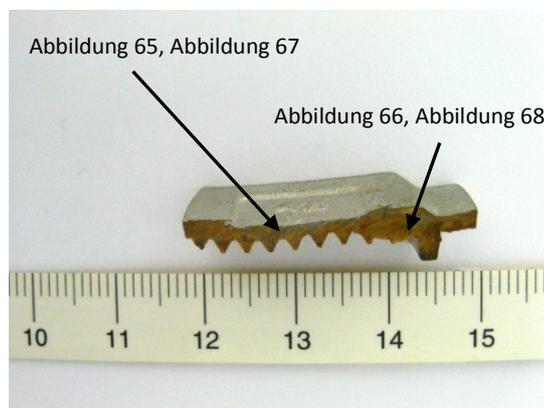


Abbildung 64: Übersicht am Längsriss vom Ventil I

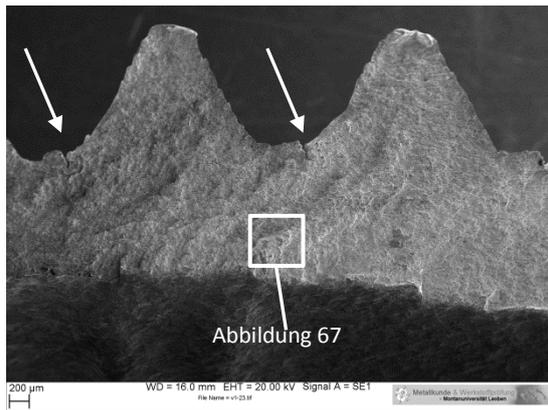


Abbildung 65: Detail aus Abbildung 64

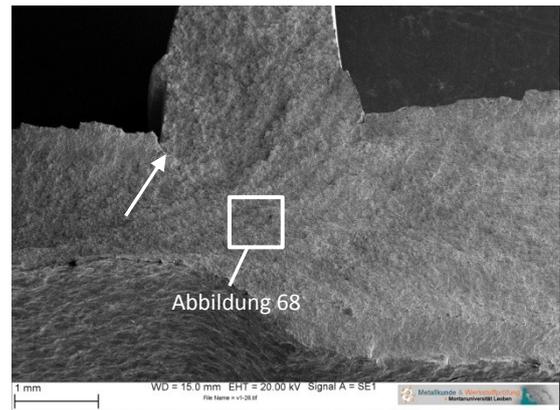


Abbildung 66: Detail aus Abbildung 64

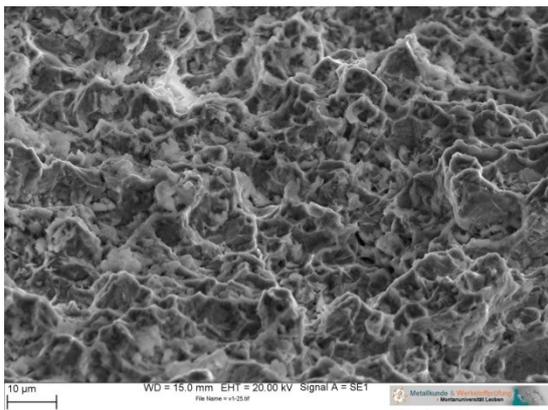


Abbildung 67: Detail aus Abbildung 65, duktiler Gewaltbruch

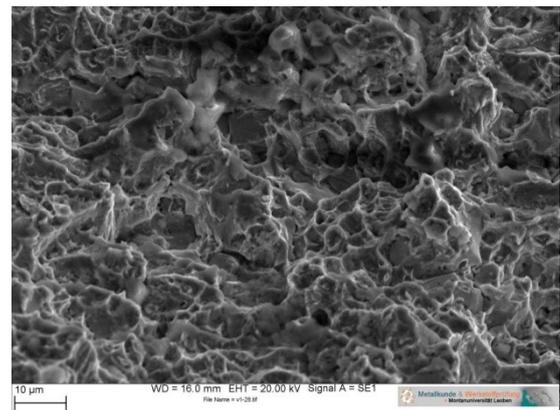


Abbildung 68: Detail aus Abbildung 66, duktiler Gewaltbruch

Eine Aufnahme des freigelegten Bruchflächenbereiches im Rundungsübergang (Abbildung 69), lässt ebenfalls auf einen Gewaltbruch schließen. Der Bruchcharakter ist duktil (Abbildung 70). Die erzeugte Gewaltbruchfläche zeigt im Vergleich dazu keine fraktographischen Unterschiede, wie dies in Abbildung 71 dargestellt ist. Ein Unterschied zeigt sich allerdings bei der chemischen Analyse der beiden Bruchoberflächen. Die Bruchfläche des Anrisses ist mit Sauerstoff belegt, während der erzeugte Gewaltbruch keine Belegung aufweist. Die quantitativen chemischen Analysen mittels EDX der beiden Bruchoberflächen sind in Abbildung 72 bzw. Abbildung 73 wiedergegeben.

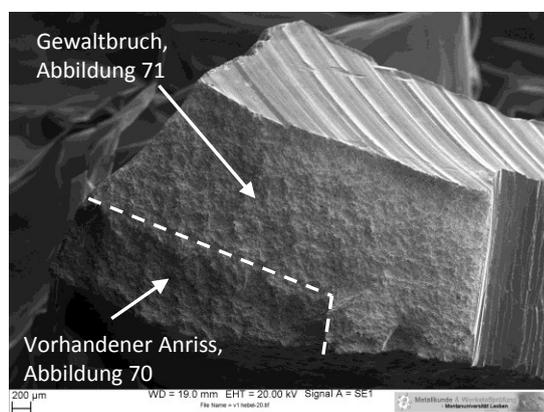


Abbildung 69: Übersicht am geöffneten Riss im Rundungsübergang vom Ventil I

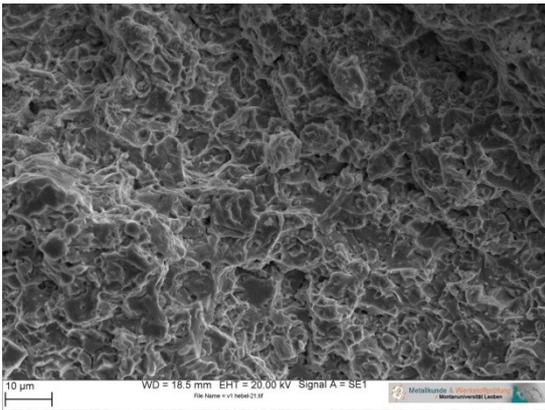


Abbildung 70: Detail aus Abbildung 69, vorhandener Anriss, duktiler Gewaltbruch

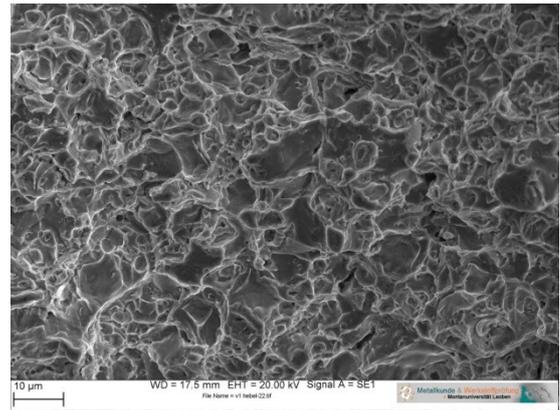


Abbildung 71: Detail aus Abbildung 69, erzeugter Gewaltbruch, duktiler Gewaltbruch

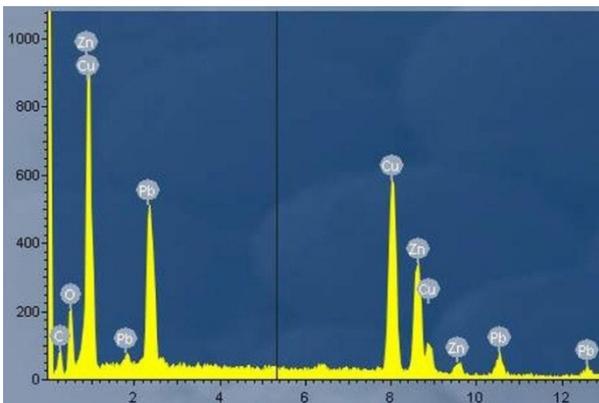


Abbildung 72: Qualitativ chemische Analyse der Bruchoberfläche von Abbildung 69, vorhandener Anriss

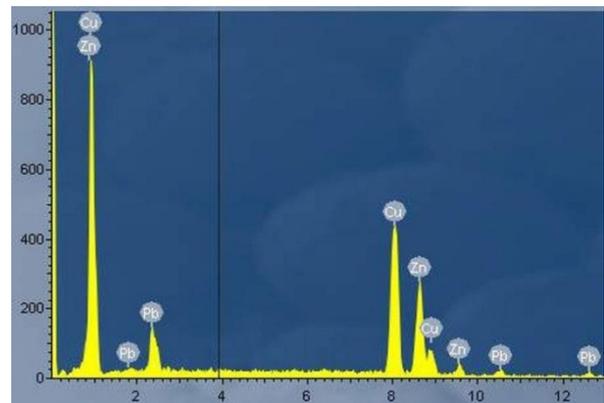


Abbildung 73: Qualitativ chemische Analyse der Bruchoberfläche von Abbildung 69, erzeugter Gewaltbruch

Abbildung 74 zeigt eine Übersichtsaufnahme des Umfangsrisses, an dem ebenso mehrere Positionen begutachtet wurden. Auch hier wurden elektronenoptische Untersuchungen vorgenommen, welche in den Abbildung 75 und Abbildung 76 zu sehen sind.

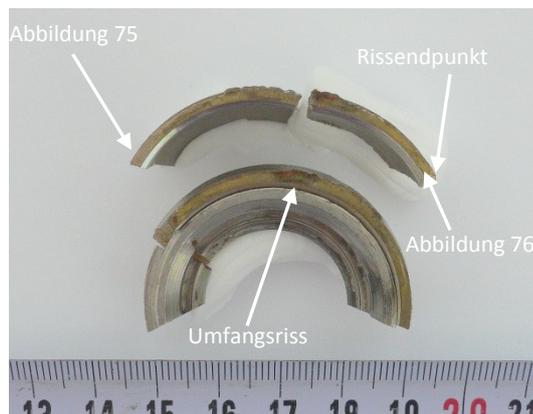


Abbildung 74: Übersicht am Umfangsriss des Ventils I

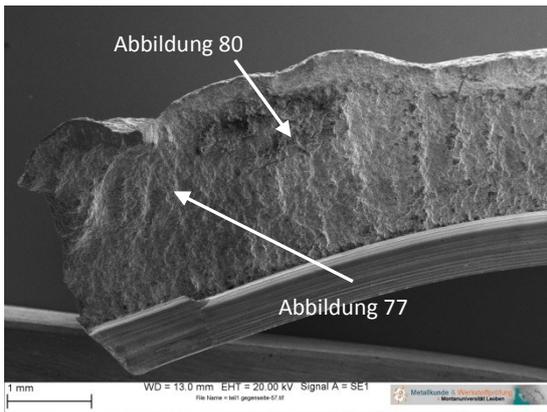


Abbildung 75: Detail aus Abbildung 74

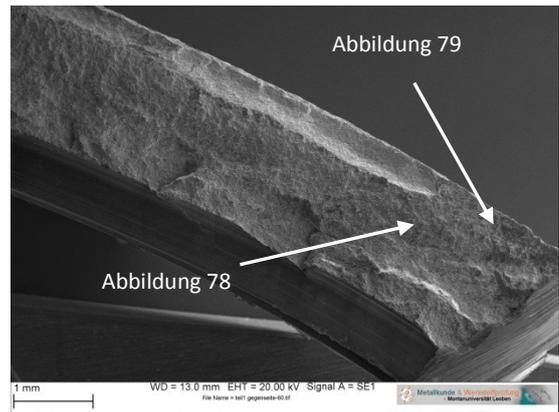


Abbildung 76: Detail aus Abbildung 74

Der Bruchcharakter ist auch hier vorwiegend duktil (Abbildung 77). Das Bruchaussehen wechselt ca. 4 mm vor dem Rissendpunkt von duktilem auf sprödes Werkstoffversagen. Kurz vor dem Rissendpunkt liegt interkristallines Werkstoffversagen mit einigen wenigen duktilen Anteilen vor, was in Abbildung 78 zu sehen ist. Es sind auch klaffende Korngrenzen zu sehen. Der erzeugte Gewaltbruch, welcher durchgeführt wurde um den Umfangsriß freizulegen, erscheint hingegen duktil und ist in Abbildung 79 gezeigt.

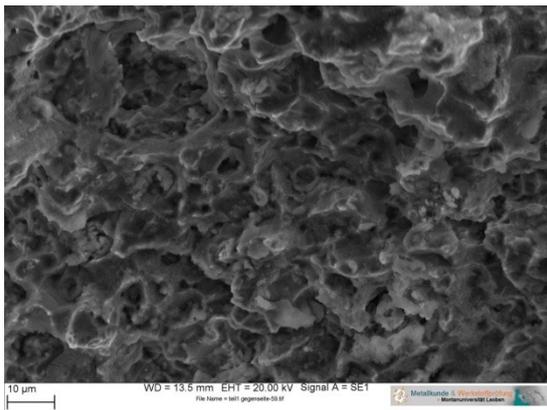


Abbildung 77: Detail aus Abbildung 75, vorwiegend duktiler Bruch mit teilweisen interkristallinen Anteilen

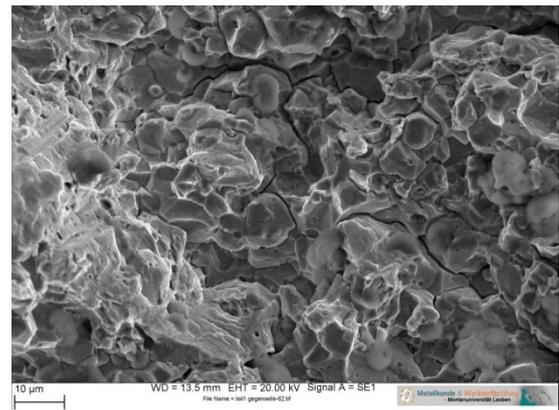


Abbildung 78: Detail aus Abbildung 76, vorwiegend interkristallines Werkstoffversagen

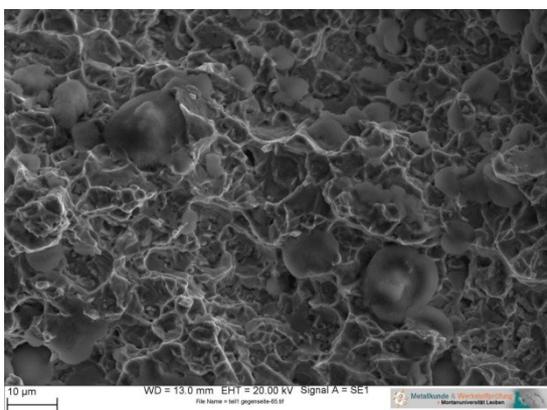


Abbildung 79: Duktiler Gewaltbruch

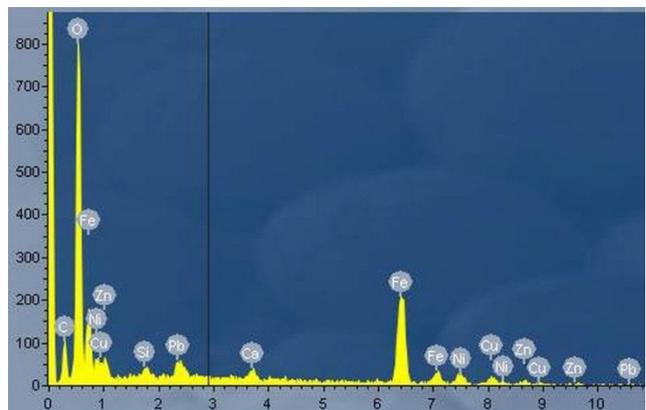


Abbildung 80: Qualitative chemische Analyse des Belages aus Abbildung 75

Die Bruchfläche ist belegt mit Korrosionsprodukten. Speziell jener Bereich, der makroskopisch mit rotbraunen Ablagerungen bedeckt ist. Bei diesen Ablagerungen handelt es sich um Eisenoxid, was aus dem EDX-Spektrum, welches in Abbildung 80 gezeigt ist, geschlossen werden kann.

– Fraktographie des Referenzventils II

Abbildung 81 und Abbildung 82 zeigen die begutachteten Bereiche des Längsrisses. Es sind auch hier Anrisse im Gewindegrund und im Bereich hoher Kerbwirkung zu sehen, welche mit Pfeilen gekennzeichnet sind. Bei den fraktographischen Untersuchungen lassen sich vorwiegend duktile Gewaltbrüche mit interkristallinen Anteilen nachweisen. Abbildung 83 und Abbildung 84 verdeutlichen elektronenmikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen.

Der bei Raumtemperatur freigelegte Umfangsriss zeigt den gleichen Sachverhalt (Abbildung 85). Die fraktographischen Bruchmerkmale sind in Abbildung 86 und Abbildung 87 dargestellt. Diese lassen duktile und teilweise interkristalline Gewaltbruchanteile erkennen. Es ist ersichtlich, dass an derjenigen Bruchoberfläche, welche längere Zeit dem Wasser bzw. der Korrosion ausgesetzt war, Korrosionsprodukte an der Oberfläche gebildet wurden. Der Nachweis der Eisenoxide erfolgte auch bei diesen Proben mittels EDX-Analyse. Die Spektren von zwei unterschiedlichen Bereichen, welche in Abbildung 86 und Abbildung 87 gekennzeichnet sind, sind in Abbildung 88 und Abbildung 89 dargestellt. Während das Spektrum in Abbildung 88 auf Korrosionsprodukte hinweist, sind hingegen auf der Bruchfläche, welche bei Raumtemperatur gewaltsam erzeugt wurde, kaum Oxide (Abbildung 89) vorhanden.

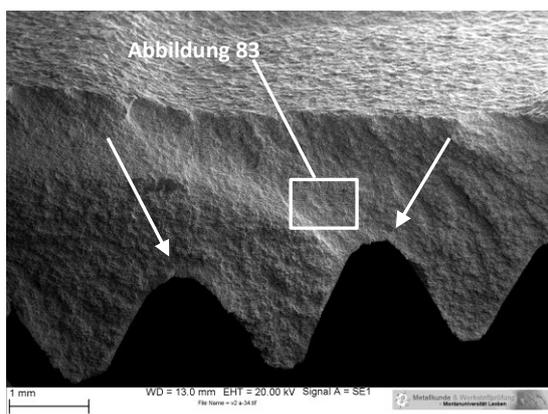


Abbildung 81: Übersicht am Längsriss vom Ventil II

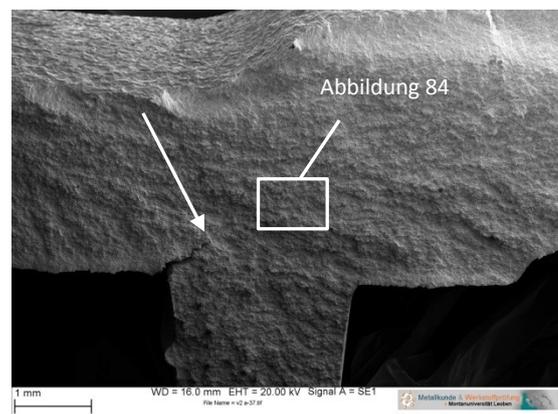


Abbildung 82: Übersicht am Längsriss vom Ventil II, andere Position

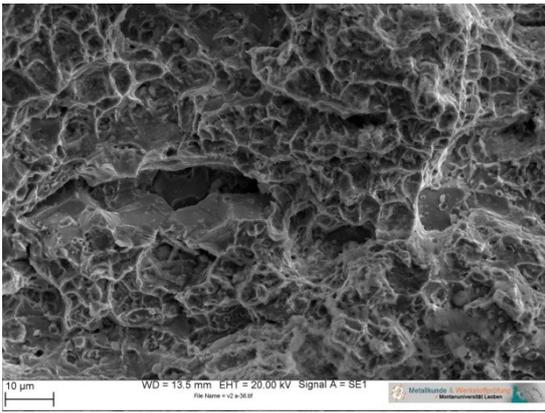


Abbildung 83: Detail aus Abbildung 81, vorwiegend duktiler Gewaltbruch mit interkristallinen Anteilen

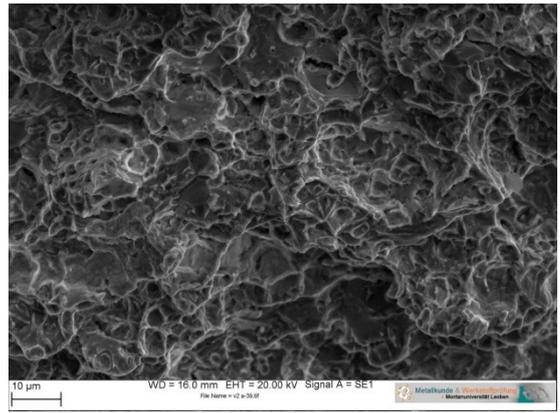


Abbildung 84: Detail aus Abbildung 82, vorwiegend duktiler Gewaltbruch mit interkristallinen Anteilen

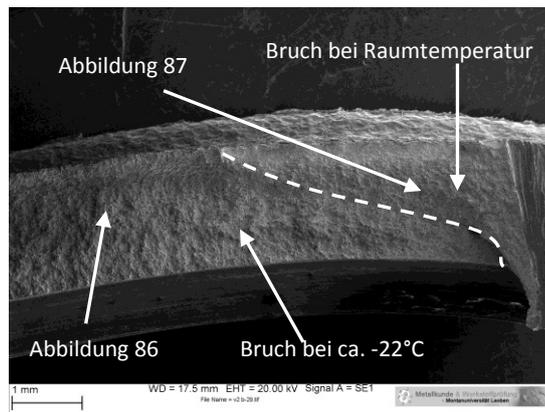


Abbildung 85: Übersicht am Umfangsriß vom Ventil II

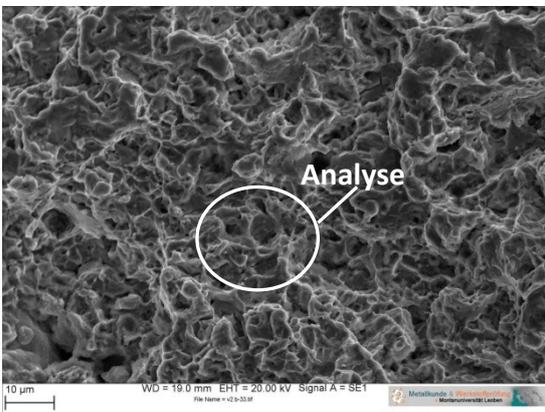


Abbildung 86: Detail aus Abbildung 85, duktiler Bruch mit interkristallinen Anteilen, Bruch bei ca. -22°C

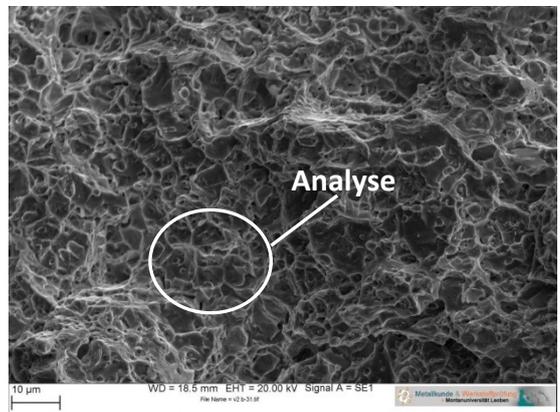


Abbildung 87: Detail aus Abbildung 85, duktiler Bruch mit interkristallinen Anteilen, Bruch bei RT

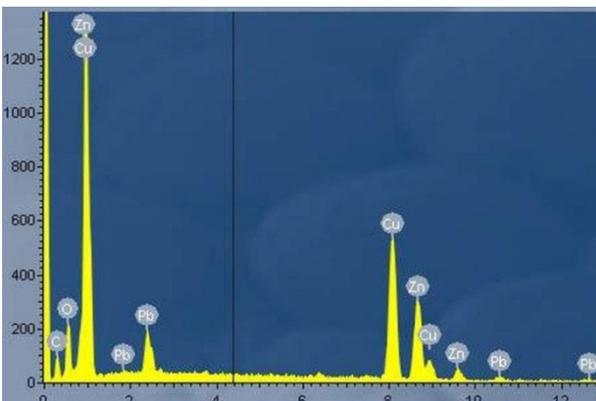


Abbildung 88: Qualitativ chemische Analyse des Bereiches aus Abbildung 86

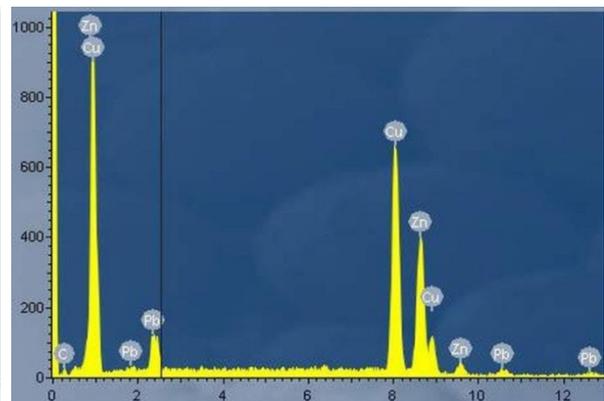


Abbildung 89: Qualitativ chemische Analyse des Bereiches aus Abbildung 87

4.1.4. Schlussfolgerung

Beide Ventilkörper wurden aus Automatenmessing hergestellt. Die verwendete Legierung kann einer CuZn40Pb2 (Werkstoffnummer 2.0402) zugeordnet werden. Aus den Schliffen geht hervor, dass die Legierung zweiphasig aufgebaut ist. α - und β -Phase sind homogen verteilt. Dabei wird die α -Phase von der β -Phase umschlossen (Abbildung 57 – Abbildung 63). Bleiteilchen, die sich innerhalb der beiden Gefügebestandteile befinden, sind für Automatenlegierungen typisch. Die Härte beider Ventile liegt bei rund 110 HV5. Die beiden Ventile sind nicht nur hinsichtlich ihrer Bezeichnung und makroskopischen Abmessungen ident, sondern auch bezüglich Werkstoff und Herstellung. Am Ventil I, welches vom Schadensort stammt, sind folgende Versagensmuster zu beobachten:

- Längsriss in Durchflussrichtung mit makroskopischen plastischen Deformationen
- ein Umfangsriss
- Schäden am Rundungsübergang zwischen Ventilkörper und Ventilspindel-aufnahme

Ventil II weist nach einer Auslagerung für 24 Stunden bei -22°C dieselben makroskopischen Merkmale auf.

Das Versagen der beiden Ventile in Längs- und Umfangsrichtung erfolgte gewaltsam. Die Brüche lassen vorwiegend duktile Gewaltbruchmerkmale erkennen. Vereinzelt sind auch interkristalline Werkstofftrennungen festzustellen. Anzeichen für einen Schwingungsbruch konnten fraktographisch nicht nachgewiesen werden.

Am Ventil I können an den Bruchflächen des Umfangsrisses weitere Merkmale festgestellt werden:

- Ablagerungen von Eisenoxid (Abbildung 80) im Bereich der Umlenkung des Längsrisses in den Umfangsriss
- Interkristallines Werkstoffversagen am Rissende des Umfangsrisses

Die Eisenoxidablagerungen stammen von den Stahlrohren, diese befinden sich oberhalb dem Ventil I. Das duktile Werkstoffversagen des Umfangsrisses geht in eine interkristalline Werkstofftrennung über (Abbildung 78). Dabei kann der interkristalline Bruch über eine Länge von 4 mm festgestellt werden. Der interkristalline Bruch weist keine Beläge an der Bruchoberfläche auf. Hier liegt offensichtlich Sprk vor. Hingegen zeigen der Längsriss und der Umfangsriss stark ausgeprägte Oxid Beläge an den Bruchflächen. Durch diesen Sachverhalt kann der Zeitpunkt der Entstehung der Bruchflächen abgeschätzt werden. Der duktile Gewaltbruch, der infolge des Gefrierens des Wassers in der Rohrleitung hervorgerufen wird, entsteht vor dem Werkstoffversagen durch Sprk. Eine anfängliche Leckage zufolge Sprk ist somit nicht gegeben, da dieser Riss nicht im Bereich liegt, der mit Wasser beaufschlagt war.

4.2. Versagen von profilierten Stahlrohren (Schadensfall 2)

4.2.1. Darstellung des Sachverhaltes

Vom Kunden wurden Profilabschnitte, die in agrartechnischen Anlagen zum Einsatz kommen, für Untersuchungen übermittelt. Abbildung 90 zeigt eine Übersichtsaufnahme dieser Profilabschnitte. Die Profilrohre stammen von unterschiedlichen Produzenten und Herstellungsverfahren, welche einer Schwingfestigkeitsprüfung unterzogen wurden. Dabei wurden bei gleicher Prüfanordnung unterschiedliche Versagenslastspielzahlen ermittelt. Die für die Schwingfestigkeitsprüfung herangezogene Versuchsanordnung ist in Abbildung 91 dargestellt.

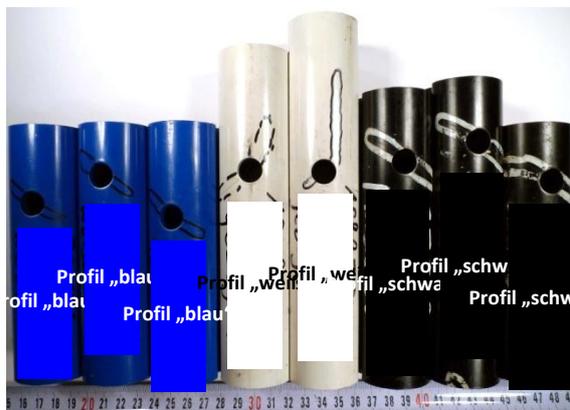


Abbildung 90: Übersicht der übergebenen Profileilstücke

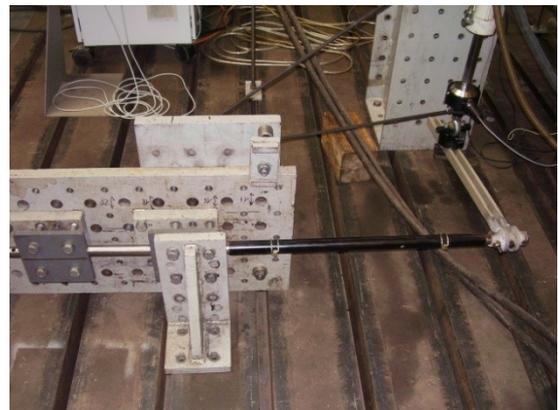


Abbildung 91: Übersicht der Versuchsanordnung für die Schwingfestigkeitsprüfung

In Tabelle 8 sind die Profile sowie deren gemittelte Abschaltlastzyklen gegenübergestellt. Es ist zu erkennen, dass die ermittelten Versagenslastspielzahlen, je nach Hersteller unterschiedlich hoch sind. Die Bauteile der unterschiedlichen Hersteller sind durch die Farben „weiß“, „schwarz“ und „blau“ gekennzeichnet (Abbildung 90). Profil „blau“ zeigt die niedrigsten Versagenslastspielzahlen, Profil „weiß“ liegt im mittleren Bereich und Profil „schwarz“ weist die höchsten Versagenslastspielzahlen auf. Im gegenständlichen Fall waren die Profile einer zyklischen Torsion mit überlagerter Biegebeanspruchung ausgesetzt.

Tabelle 8: Gegenüberstellung der übergebenen Profile in Bezug auf Hersteller, Umformtechnik, Ausgangshalbzeug sowie der ermittelten Abschaltzyklen

Hersteller	Profil „weiß“	Profil „blau“	Profil „schwarz“
Halbzeug	Nahtlosrohr	geschweißtes Rohr	geschweißtes Rohr
Umformtechnik	gezogen	gewalzt	gewalzt
Versagenslastspielzahl	126300	103000	228000

In Abbildung 92 ist der schematische Versuchsaufbau des Ermüdungsversuches dargestellt. Die durch den Versuch entstehende Beanspruchung der Profile entspricht der Hauptbelastung der Profile im Betrieb in agrartechnischen Anlagen. Als Abschaltkriterium für

den Versuch wurde die Wegzunahme am Prüfcylinder herangezogen. Es ist zu klären, auf welche Ursachen die unterschiedlichen Zyklenzahlen zurückgeführt werden können. Zusätzlich sollen Werkstoffcharakterisierungen vorgenommen werden.

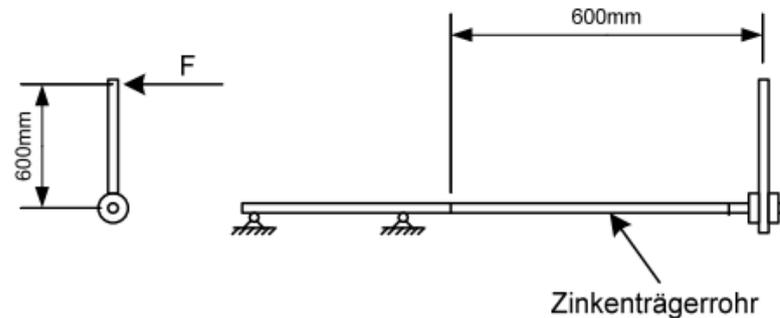


Abbildung 92: Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus. Prüfkraft $0,5 \text{ kN} \pm 0,9 \text{ kN}$, Prüffrequenz 2 Hz

4.2.2. Methodik

An den Profilabschnitten wurden makroskopische Beurteilungen, Wanddickenmessungen, Risslängenmessungen, chemische Analysen mittels Funkenspektroskopie, Aufweitungsmessungen zur Beurteilung von makroskopischen Eigenspannungen, Makrohärte nach HV10 und Beurteilungen der Gratbildung an den Bohrungen durchgeführt. Des Weiteren wurden die Bruchflächen fraktographischen Untersuchungen unterzogen. An Profil „schwarz“ wurden röntgenographische Eigenspannungsmessungen vorgenommen. Die für die Mikrostrukturuntersuchungen notwendige Gefügeentwicklung erfolgte mittels Nitalätzmittel (Tabelle 5).

4.2.3. Ergebnisse

4.2.3.1. Makroskopische Beurteilung und Eigenspannungen

An allen Profilen sind jeweils zwei gegenüberliegende Durchgangsbohrungen vorhanden. Während der Versuchsdurchführung kam es bei allen Profilen zur Anrissbildung an jeweils einer Bohrung. An der gegenüberliegenden Bohrung wurden keine Anrisse festgestellt. Die einzelnen Risslängen wurden vermessen und sind in Tabelle 9 aufgelistet. Abbildung 93 bis Abbildung 95 zeigen Detailaufnahmen der Anrissbildungen an den Profilen der jeweiligen Profilverhersteller. Die Rissinitiierung und Rissausbreitung erfolgt ausschließlich unter 45° zur Profillängsachse. Bei den Profilen „weiß“ kam es zum Auftreten von Rissen, die in Längsrichtung einlenkten (Abbildung 95). Abbildung 96 verdeutlicht dieses Verhalten. Die Rissinitiierung erfolgt unter 45° zur Rohrachse und schwenkt unmittelbar danach in die Längsrichtung ein. Profil „weiß“ ist ein gezogenes nahtloses Rohr. Der Rissverlauf ist offensichtlich auf den Herstellungsprozess und die daraus resultierende Textur, die das Rissausbreitungsverhalten maßgeblich beeinflusst, zurückzuführen. Eine Vergleichbarkeit von Profil „weiß“ mit den Profilen „blau“ und „schwarz“ kann somit nicht getroffen werden.



Abbildung 93: Detail
Profil „schwarz“,
Anrissbildung



Abbildung 94: Detail
Profil „blau“,
Anrissbildung



Abbildung 95: Detail
Profil „weiß“,
Anrissbildung

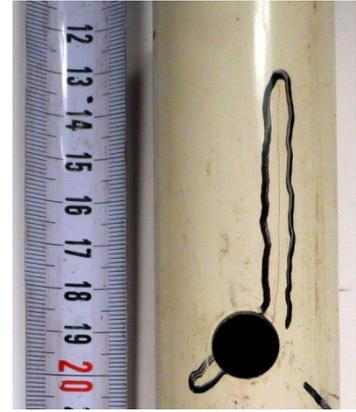


Abbildung 96: Detail aus
Abbildung 95, Risseinlenkung in
die Rohrlängsachse

Im Durchschnitt weisen die Profile „blau“ im Vergleich zu den Profilen „schwarz“ um den Faktor 1,5 - 2 kürzere Risse auf. Die Versagenslastspielzahlen zeigen ein ähnliches Verhältnis (Tabelle 8).

Die Beurteilung der „fühlbaren“ Grate an den Durchgangsbohrungen an der Rohrinne Seite ist in Tabelle 9 zusammengefasst, wobei „+“ einen kaum spürbaren Grat bedeutet und „+++“ hingegen für eine stark ausgeprägte Gratbildung steht. Bei Profil „weiß“ wurde kaum ein Grat festgestellt, während hingegen die Profile „blau“ und „schwarz“ eine ausgeprägte Gratbildung zeigen.

Wandstärkenmessungen an den Profiltteilen ergaben, dass im Mittel die Wandstärke von Profil „schwarz“ um 0,1 mm dicker ist als bei den anderen beiden Profilen (Tabelle 9). Dies führt bei einer Biegebeanspruchung zu einem Unterschied der Widerstandsmomente um ca. 1,5 %. Ein ähnlicher Wert ist beim polaren Widerstandsmoment für Torsion zu erwarten.

Tabelle 9: Vergleich der Profile

Hersteller		Profil „weiß“	Profil „blau“	Profil „schwarz“
Risslänge [mm]	Seite 1	10,5	8,6	13,5
	Seite 2	30,5	7,76	18,4
Wandstärke [mm]		3,9	3,9	4,02
Aufweitung [mm]		0,2	0,01	0,76
Gratbildung		+	+++	+++

Makroskopische Eigenspannungszustände wurden über Aufweitungsmessungen nach erfolgter Trennung der Rohrabschnitte in Längsrichtung vermessen, wie es in Abbildung 97 dargestellt ist. In Tabelle 9 sind die Vermessungsergebnisse zusammengefasst. Profil „blau“ und „weiß“ zeigen kaum eine merkliche Aufweitung. Im Gegensatz dazu weist Profil „schwarz“ eine Aufweitung von 0,76 mm auf. Diese Tatsache lässt darauf schließen, dass die

Profile „blau“ und „weiß“ weitgehendst eigenspannungsfrei sind. Die große Aufweitung bei Profil „schwarz“ verdeutlicht, dass makroskopische Eigenspannungen vorliegen. Durch eine rechnerische Abschätzung können bei einer Aufweitung von 0,76 mm Eigenspannungszustände von rund 200 MPa erwartet werden. Angenommen wurde eine Biegung der Profilrohrteile, welche an der äußeren Randfaser Zugspannungen und an der inneren Randfaser Druckspannungen erzeugt, wie dies in Abbildung 98 skizziert ist. Der Elastizitätsmodul wurde mit 210000 MPa (Stahl) und für das Flächenträgheitsmoment wurde ein Kreisringquerschnitt angenommen. Das Biegemoment vor dem Schnitt (Gleichung 2) und nach dem Schnitt (Gleichung 3) wurde ermittelt. Die Differenz der beiden Momente, Gleichung 4, wird zur Berechnung der vorhandene Spannung verwendet (Gleichung 5). Dies ist jedoch eine Abschätzung der Eigenspannungen und repräsentiert nicht den realen Eigenspannungsverlauf der profilierten Rohre.

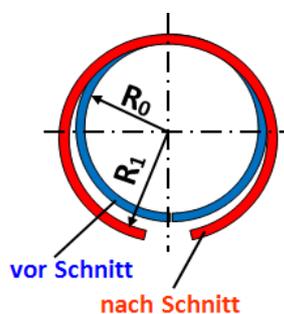


Abbildung 97: Radien vor bzw. nach Schnitt

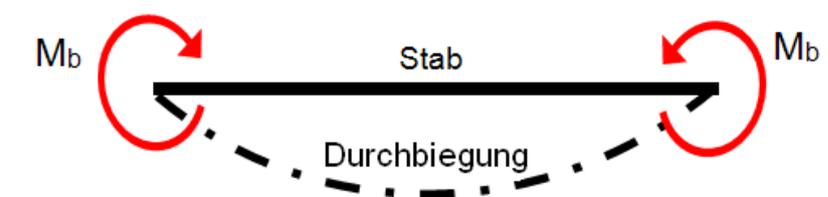


Abbildung 98: Schematische Darstellung des Biegeversuchs

$$M_{b_0} = \frac{E \cdot I}{R_0} \quad (\text{Gleichung 2}) \quad M_{b_1} = \frac{E \cdot I}{R_1} \quad (\text{Gleichung 3}) \quad \Delta I_b = M_{b_0} - M_{b_1} \quad (\text{Gleichung 4})$$

$$\sigma = \frac{\Delta M_b}{\frac{W}{2}} = 200 \text{ MPa} \quad (\text{Gleichung 5})$$

Die Abschätzung wird durch röntgenographische Eigenspannungsmessungen an Profil „schwarz“ unterstützt [28]. Der Nullpunkt für die Messungen an der Außenseite ist genau gegenüber der Schweißnaht. An der Außenseite wurden Messungen in Umfangsrichtung (Tangentialrichtung) an der Oberfläche durchgeführt. Ebenso wurden an der Oberfläche der Innenseite Messungen durchgeführt. In Abbildung 99 ist der Eigenspannungsverlauf der Außenseite dargestellt. An der Oberfläche liegen Druckeigenspannungen von ca. -300 MPa vor, die sich knapp darunter um ca. -200 MPa bewegen. Ab einer Tiefe von ca. 200 μm gehen die Druckeigenspannungen in Zugeigenspannungen über. Bei einer Tiefe von 0,6 mm werden Eigenspannungen von 200 MPa erreicht. An der Innenseite des Profils sind die gemessenen Eigenspannungen geringer als an der Außenseite. Es liegen Druckeigenspannungen von ca. -50 MPa vor. Profil „blau“ zeigte nur eine Aufweitung von 0,01 mm, weshalb auf vernachlässigbare Eigenspannungen geschlossen wurde.

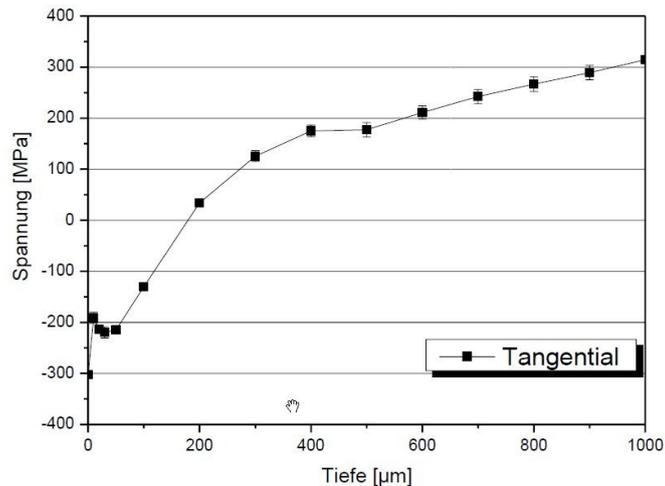


Abbildung 99: Eigenspannungsverlauf am Profil "schwarz", Außenseite [28]

4.2.3.2. Mikrostruktur

– Mikrostruktur des Profils „weiß“

An Profil „weiß“ kann keine Längsschweißnaht beobachtet werden. Dies lässt darauf schließen, dass die Profile aus einem Nahtlosrohr gefertigt werden. Die Mikrostruktur in Längsrichtung von Profil „weiß“ ist zeilig ausgebildet und besteht aus Ferrit und Perlit, wie in Abbildung 100 zu sehen ist. Die Zeiligkeit ist auf die Umformung zurückzuführen. Nichtmetallische Einschlüsse sind ebenfalls im Gefüge zu finden. In Querrichtung sind einzelne Seigerungszonen in einer sonst homogenen ferritisch perlitischen Gefügestruktur zu sehen. Abbildung 101 zeigt eine lichtmikroskopische Aufnahme des Querschliffes. Da das Gefüge von Profil „weiß“ aus Ferrit und Perlit besteht, kann aus dem Verhältnis der auftretenden Gefügebestandteile ein Kohlenstoffgehalt von ca. 0,3 Masse% abgeschätzt werden. Die Korngröße beträgt ca. 20 µm. Abbildung 102 zeigt eine lichtmikroskopische Aufnahme aus dem Bereich der Bohrung. Diese weist kaum eine Gratbildung auf und ist mit einer Lackschicht überzogen. In Abbildung 102 erscheint die Lackschicht dunkelgrau.

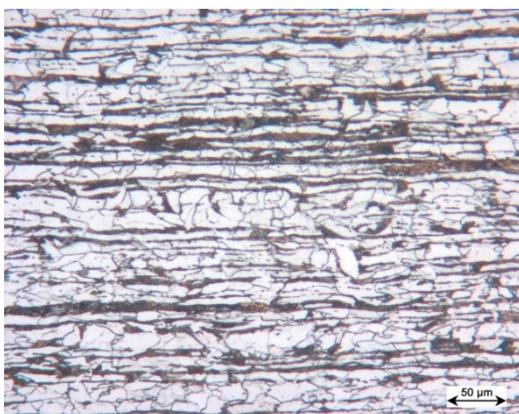


Abbildung 100: Profil „weiß“, ferritisch-perlitisches Gefüge, Längsschliff, Nitalätzmittel

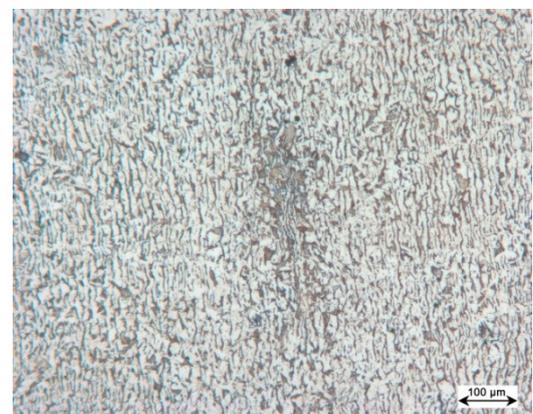


Abbildung 101: Profil „weiß“, ferritisch-perlitisches Gefüge, Seigerungszone, Querschliff, Nitalätzmittel

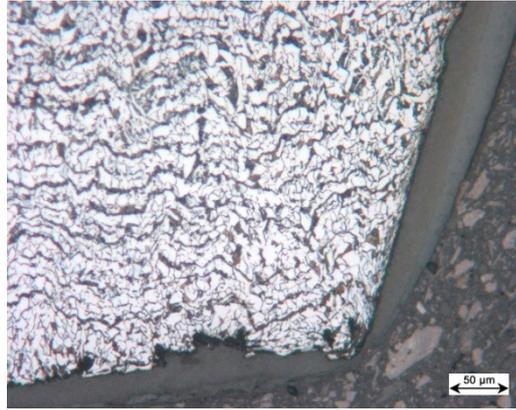


Abbildung 102: Profil „weiß“, Gratbildung und Lackschicht, Nitalätzmittel

– Mikrostruktur des Profils „blau“

Die Profile „blau“ wurden aus gefügten Rohren mittels Längsschweißnaht hergestellt. Abbildung 103 zeigt die Mikrostruktur der Längsschweißnaht. In den Längs- als auch in Querschliffen liegt vorwiegend Ferrit, wie Abbildung 104 zeigt, vor. Vereinzelt ist Perlit und tertiärer Zementit sichtbar. Bei den dunklen Bereichen handelt es sich um nichtmetallische Einschlüsse. Es kann ein Kohlenstoffgehalt von 0,1 Masse% abgeschätzt werden. Die Ferritkorngröße beträgt ca. 10 µm. Aus der Gefügestruktur kann geschlossen werden, dass die Profile einer Normalglühung unterzogen wurden. An den Bohrungskanten sind ausgeprägte Grate zu erkennen (Abbildung 105). Die Profile sind mit einer zweilagigen Lackschicht überzogen, die in Abbildung 105 zu sehen ist.

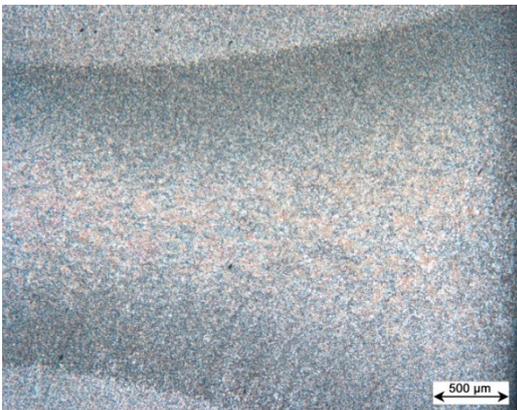


Abbildung 103: Profil "blau", Mikrostruktur der Schweißnaht, Nitalätzmittel

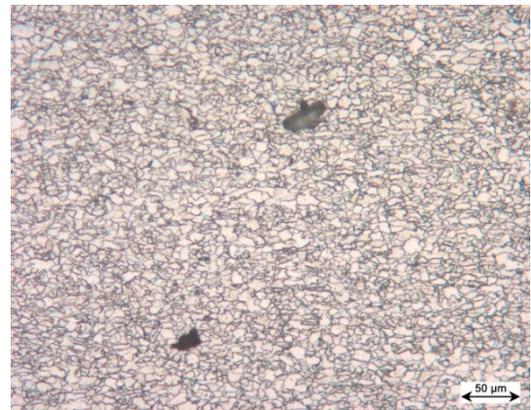


Abbildung 104: Profil „blau“, ferritisches Gefüge mit nichtmetallischen Einschlüssen, Nitalätzmittel



Abbildung 105: Profil „blau“, Gratbildung und Lackschichtausbildung, Nitalätzmittel

– Mikrostruktur des Profils „schwarz“

Das Profilrohr wurde aus einem geschweißten Rohr hergestellt (Abbildung 106). Die Gefügestruktur im Längs- und Querschliff besteht vorwiegend aus Ferrit mit vereinzelt Perlitinseln und tertiärem Zementit, was in Abbildung 107 zu sehen ist. Die Korngröße beträgt ca. 10 µm und der Kohlenstoffgehalt kann mit 0,1 Masse% abgeschätzt werden. Die Gefügestruktur von Profil „schwarz“ zeigt ein normalgeglühtes Gefüge. In Abbildung 108 sind die ausgeprägten Grate an den Bohrungen erkennbar. Die Profile sind zum Schutz mit einer zweilagigen Lackschicht versehen.

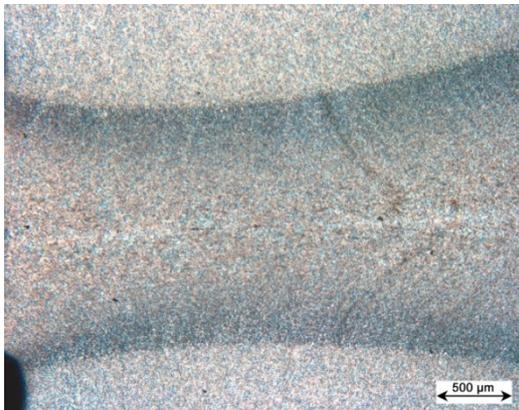


Abbildung 106: Profil „schwarz“, Mikrostruktur der Schweißnaht, gefügtes Rohr, Nitalätzmittel

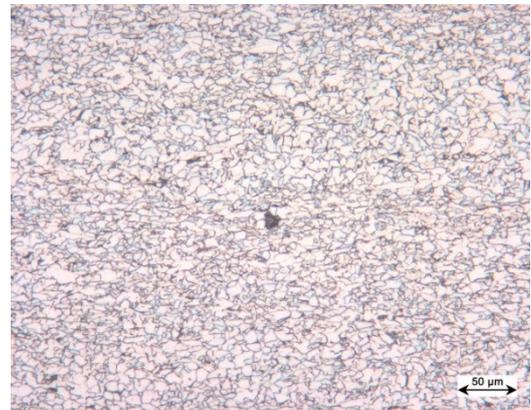


Abbildung 107: Profil „schwarz“, ferritisches Gefüge mit nichtmetallischem Einschluss, Nitalätzmittel

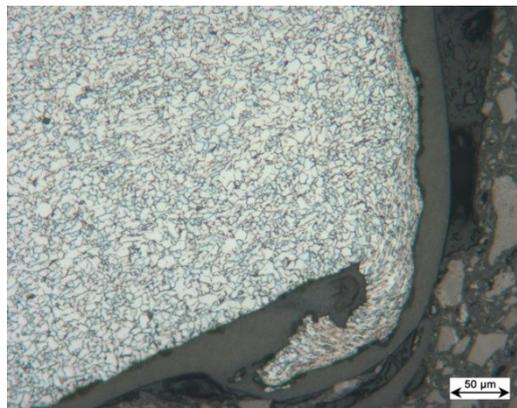


Abbildung 108: Profil "schwarz", Gratbildung und Lackschichtausbildung, Nitalätzmittel

4.2.3.3. Härte und Festigkeit

In Tabelle 10 sind die ermittelten Härtewerte nach HV10 und die dadurch abgeschätzten Festigkeiten zusammengefasst. Härtemessungen wurden an den Längs- und Querschliffen durchgeführt. Es zeigt sich eine Abhängigkeit der Härte vom Gefüge der jeweiligen Profile. Bei Profil „weiß“ ist die höchste Härte mit ca. 260 HV10 festzustellen. Profil „blau“ und „schwarz“ liegen in demselben Härtebereich. Die mittlere Härte liegt in beiden Fällen bei ca. 188 HV10, unabhängig von Längs- und Querrichtung. Im Vergleich dazu besitzt Profil „weiß“ eine deutlich höhere Härte als Profil „blau“ und „schwarz“. Dieser Sachverhalt ist auf den höheren Kohlenstoffgehalt bzw. Perlitanteil und auf die durchgeführte Kaltumformung von Profil „weiß“ zurückzuführen. Die Abschätzung der Festigkeit erfolgte mit Gleichung 6.

$$R_m \sim 3,5 * HV \quad (\text{Gleichung 6})$$

Tabelle 10: Härte der jeweiligen Profile nach HV10 und abgeschätzte Festigkeiten [MPa]

	Härte HV10		
	Profil „weiß“	Profil „blau“	Profil „schwarz“
Längsschliff	262	187	190
Querschliff	263	187	184
Festigkeit [MPa]	~840	~600	~608

4.2.3.4. Chemischer Aufbau

Die mittels Funkenspektroskopie ermittelten chemischen Zusammensetzungen der untersuchten Profile sind in Tabelle 11 zusammengefasst. In Tabelle 11 sind ebenfalls für eine Gegenüberstellung Richtanalysen allgemeiner Baustähle vom Typ S235JR und S355MC enthalten. Es zeigt sich, dass die Profile „weiß“, „blau“ und „schwarz“ den vorgeschriebenen Werkstoffanforderungen entsprechen. Der Kohlenstoffgehalt ist bei Profil „weiß“ um ca. 0,1 Masse% und der Mangananteil um ca. 0,7 - 0,8 Masse% höher als bei den Profilen „blau“ und „schwarz“. Dies führt zu einem höheren Perlitanteil in der Mikrostruktur und Härte.

Tabelle 11: Analyse der Profile im Vergleich zu den Richtanalysen

Profil	Elementanteil in Masse%										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	N	Cu
„weiß“	0,17	0,18	1,2	0,007	0,002	0,1	0,08	0,01	0,03	0,01	0,2
„blau“	0,07	0,01	0,5	0,008	0,005	0,05	0,02	<0,001	0,03	0,008	0,02
„schwarz“	0,07	0,01	0,5	0,01	0,007	0,02	0,02	0,002	0,04	0,007	0,02
Richtanalyse S235JR	0- 0,17	0- 0,3	0- 1,4	0- 0,045	0- 0,45	-	-	-	-	0- 0,009	-
Richtanalyse S355MC	0- 0,12	0- 0,5	0- 1,5	0- 0,025	0- 0,02	-	-	-	mind. 0,015	-	-

4.2.3.5. Fraktographie

Für bruchtopographische Untersuchungen wurden die makroskopisch sichtbaren Anrisse der Profile „weiß“, „blau“ und „schwarz“ geöffnet (Abbildung 90). Die Bruchflächenuntersuchungen erfolgten mittels Stereomikroskop und Rasterelektronenmikroskop.

– Fraktographie des Profils „weiß“

Die geöffneten Risse lassen mehrere Merkmale erkennen. Zum Einen kann an der Innenseite der Bohrung keine Gratbildung beobachtet werden, wie dies in Abbildung 109 zu sehen ist. Zum Anderen kann die Rissinitiierung an der Innenkante der Bohrung festgestellt werden (Abbildung 110). Die Bruchflächen an der Innenkante der Bohrungen beim Bruchausgang sind teilweise verrieben, wie dies in Abbildung 110 zu sehen ist. Weitere Untersuchungen zeigten, dass es sich um einen Ermüdungsbruch handelt. Dies ist anhand der in Abbildung 111 zu sehenden Schwingstreifen zu erkennen. Die Aufnahme entstammt einem Abstand von ca. 5 mm von der Bohrungskante.

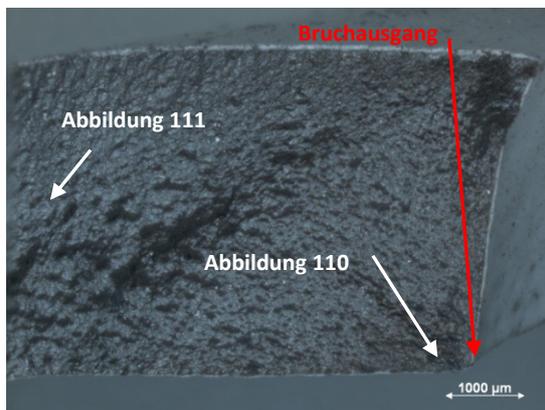


Abbildung 109: Übersicht an der Bruchoberfläche vom Profil "weiß", Bruchausgang, Stereo- Aufnahme

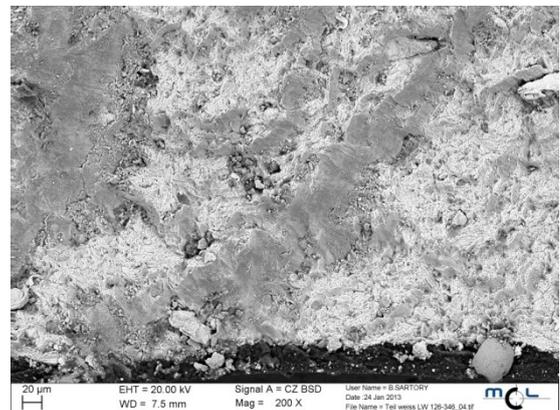


Abbildung 110: Detail aus Abbildung 109, teilweise verriebene Bruchfläche an der Bohrungsinnenkante

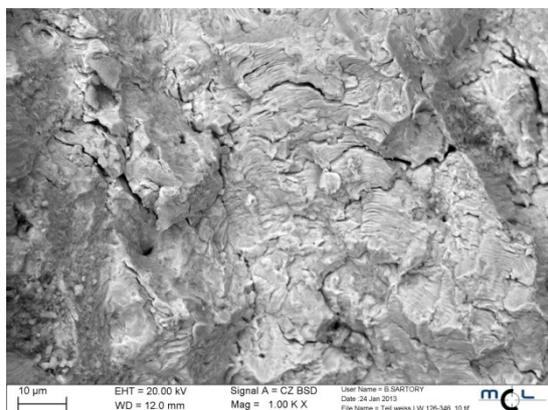


Abbildung 111: Detail aus Abbildung 109, striations Ermüdungsbruch

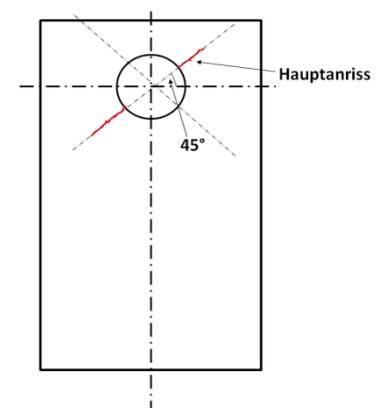


Abbildung 112: Skizze der Rissausbreitung in den Profilen

Wie schon bei den makroskopischen Untersuchungen festgestellt wurde, erfolgt die Rissinitiierung und Rissausbreitung unter 45° . Diese Art der Schädigung lässt darauf schließen, dass diese aufgrund der Torsionsbeanspruchung hervorgerufen wird. Zu den festgestellten Hauptrissen, die in der Skizze von Abbildung 112 eingezeichnet sind, können weitere Anrisse unter 45° zur Stabachse und unter 90° zur Hauptschädigung festgestellt werden. Dieses Anrissverhalten ist in Abbildung 113 zu sehen.

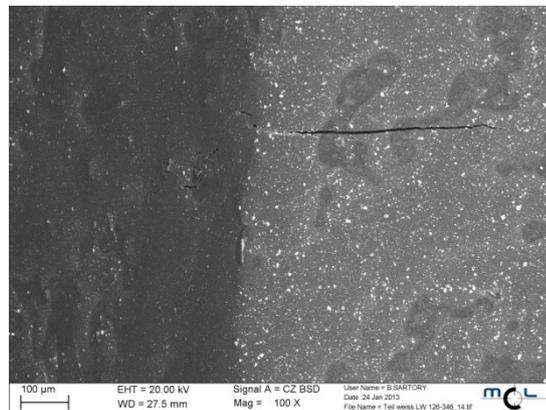


Abbildung 113: Profil "weiß", weiterer Anriss an der Bohrunginnenseite unter 45° zur Stabachse

– Profil „blau“ und „schwarz“

Bei Profil „blau“ und Profil „schwarz“ ist der gleiche Sachverhalt feststellbar. Die Schädigung der Profile „blau“ und „schwarz“ wird durch die im Versuch auftretende Torsionsbeanspruchung hervorgerufen. Der Rissausgang liegt an der mit einem Grat behafteten Innenkante der Bohrung (Abbildung 114 und Abbildung 115). Der Bruch kann wie bei Profil „weiß“ einem Ermüdungsbruch zugeordnet werden. Es sind Striations bei beiden Profilen zu erkennen, welches ein typisches Erscheinungsbild für Schwingungsbrüche darstellt. Diese sind in den Detailaufnahmen in Abbildung 116 und Abbildung 117 zu sehen.



Abbildung 114: Übersicht an der Bruchoberfläche vom Profil "blau", Bruchausgang, Stereo- Aufnahme

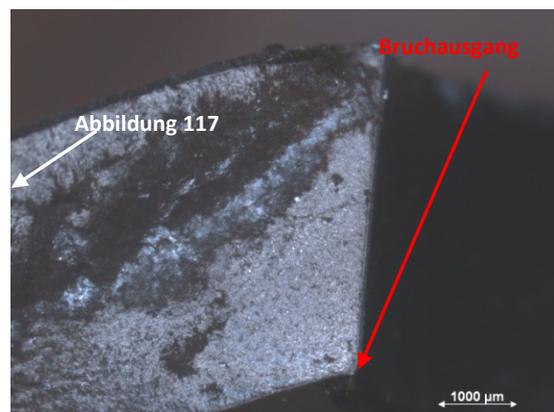


Abbildung 115: Übersicht der Bruchoberfläche vom Profil "schwarz" Bruchausgang, Stereo- Aufnahme

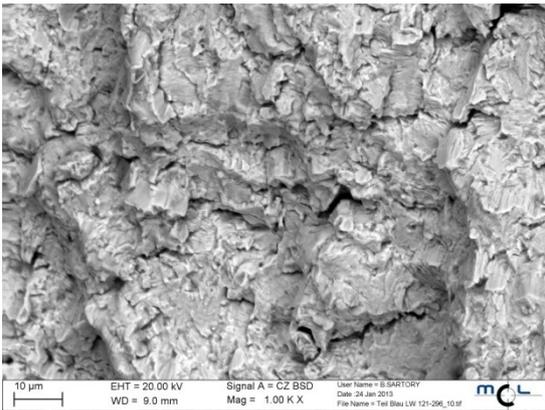


Abbildung 116: Detail aus Abbildung 114, Profil "blau", Ermüdungsbruch

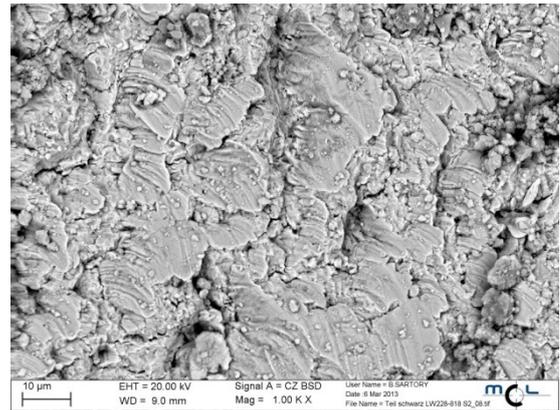


Abbildung 117: Detail aus Abbildung 115, Profil "schwarz", Ermüdungsbruch

Weitere Anrisse, die auf der Lackoberfläche identifiziert werden konnten, sind unter 45° zur Stabachse bzw. unter 90° zur Hauptschädigung feststellbar (Abbildung 112). Dieser Sachverhalt gilt für das Profil „blau“ sowie für das Profil „schwarz“. Diese Anrisse sind in Abbildung 118 und Abbildung 119 zu sehen.

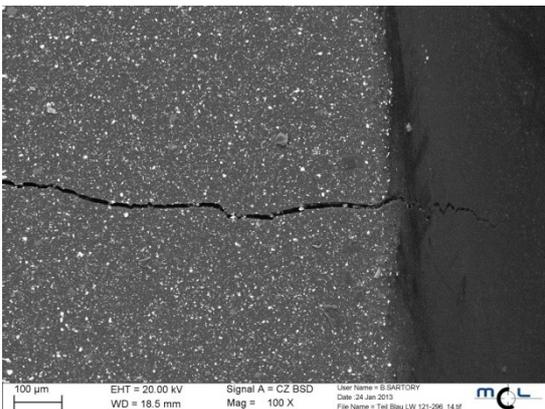


Abbildung 118: Profil "blau", weiterer Anriss an der Bohrungsinnenseite unter 45° zur Stabachse

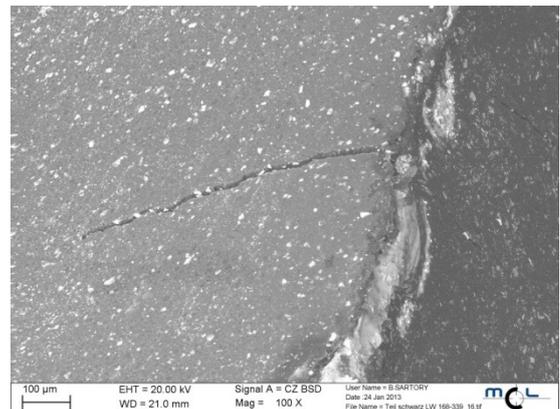


Abbildung 119: Profil "schwarz", weiterer Anriss an der Bohrungsinnenseite unter 45° zur Stabachse

4.2.4. Schlussfolgerung

Einen Überblick über die durchgeführten Untersuchungen bzw. deren Ergebnisse sind in Tabelle 12 zusammengefasst. Profil „weiß“ kann aufgrund der durchgeführten chemischen Analyse, Bestimmung der Gefügestruktur und deren Härtewerte, nicht mit den Profilen „blau“ und „schwarz“ verglichen werden. Aus diesem Grund wird Profil „weiß“ bei der nachstehenden Betrachtung nicht berücksichtigt. Miteinander vergleichbar sind somit Profil „blau“ und „schwarz“, da deren chemischer Aufbau, die Gefügestruktur, aber auch deren ermittelte Härtewerte sehr ähnlich sind.

Die Schwingfestigkeitseigenschaften, aber auch die Festigkeitseigenschaften werden durch die Korngröße beeinflusst. Eine Verringerung des Korndurchmessers erhöht die Festigkeit und Schwingfestigkeit. Bei den Profilen „blau“ und „schwarz“ ist die Korngröße annähernd gleich groß. Diese bewegt sich im Bereich von ca. 10 µm für beide Profile. Der

Umformprozess sowie der Fügevorgang der beiden Profile ist ebenfalls derselbe. Für die Herstellung der Profile wurde ein Walzprozess angewandt. Beide Profile wurden aus einem in Längsrichtung geschweißten Rohr hergestellt.

Als Ausgangspunkt für die Rissinitiierung kann die innere Bohrungskante identifiziert werden. Im Bruchbereich liegen ausgeprägte Grate vor. Bei der makroskopischen Betrachtung der Profile „blau“ und „schwarz“ sind deutliche Grate an den Rohrinneenseiten an den Bohrungskanten nachweisbar.

Es zeigen sich deutliche Unterschiede hinsichtlich der Versagenslastspielzahl, der Risslänge und der vorliegenden makroskopischen Eigenspannungen. Das Abschaltkriterium war bei allen untersuchten Profilen gleich eingestellt. Aufgrund der Unterschiede bei den Versagenslastspielzahlen und den vorherrschenden Eigenspannungen kann dies nicht direkt über die Risslängen erklärt werden.

Die ermittelte Lebensdauer eines defektfreien Bauteils, welches einer zyklischen Beanspruchung unterzogen wurde, setzt sich aus „**Rissinitiierung**“, „**Ermüdungsrisssfortschritt**“ und „**Restbruch**“ zusammen. Da der Versuch vor dem Eintreten des Restbruches gestoppt wurde, hat das letzte Stadium für die Betrachtung keine Bedeutung. Somit sind die ersten beiden Stadien (I und II) ausschlaggebend. Da die Rissinitiierung nicht ermittelt wurde, kann diese nicht bewertet werden. Beide Profile („blau“ und „schwarz“) weisen Grate an den Innenkanten auf. Somit kann die Rissinitiierung bei beiden Bauteilen als ähnlich angenommen werden. Nach der Rissinitiierung erfolgt das Risswachstum nicht stetig, sondern wird von der Mikrostruktur und den Eigenspannungen beeinflusst. Zug- sowie Druckeigenspannungen können zu einer erheblichen Beschleunigung bzw. Verzögerung bis hin zum Rissstopp führen.

Die Aufweitungsmessungen verdeutlichen, dass Profil „schwarz“ erhebliche makroskopische Eigenspannungen gegenüber dem Profil „blau“ aufweist. Dies kann durch röntgenographische Eigenspannungsmessungen an der Außenseite und Innenseite am Profil „schwarz“ bestätigt werden. Es liegen ca. -300 MPa an Druckeigenspannungen an der Außenseite und ca. -50 MPa an Druckeigenspannung an der Innenseite vor. Einen Einfluss haben auch die lokalen Eigenspannungsfelder an den Bohrungskanten. Diese sind unterschiedlich, da infolge der Spanabnahme in oberflächennahen Bereichen plastische Verformung und Gratbildung auftritt. Diese plastischen Verformungen und Gratbildungen sind der Grund, dass die Rissinitiierung an der Innenseite erfolgt. Die hohen Versagenslastspielzahlen von Profil „schwarz“ können somit auf lokale Eigenspannungszustände im Bauteil zurückgeführt werden.

Tabelle 12: Zusammenfassung der Ergebnisse

Hersteller		Profil „weiß“	Profil „blau“	Profil „schwarz“
Halbzeug		nahtloses Rohr	geschweißtes Rohr	geschweißtes Rohr
Umformtechnik		gezogen	gewalzt	gewalzt
Versagenslastspielzahl		126300	103000	228000
Risslänge [mm]	Seite 1	10,5	8,6	13,5
	Seite 2	30,5	7,76	18,4
Aufweitung [mm]		0,2	0,01	0,76
Gratbildung		+	+++	+++
Härte [HV10]	Längs	262	187	190
	Quer	263	187	184
Zu erwartende Zugfestigkeit R _m [MPa]		840	600	608
Gefüge		Ferrit +Perlit	Ferrit (Perlit) Korngrenzenzementit	Ferrit (Perlit) Korngrenzenzementit
Korngröße [µm]		20	10	10
Analyse [Masse%]	C	0,17	0,07	0,07
	Mn	1,3	0,5	0,5

4.3. Versagen von feuerverzinkten Stahlbauteilen (Schadensfall 3)

4.3.1. Darstellung des Sachverhaltes

Es kam zum Versagen von zahlreichen Baustahlaufhängungen, welche als Stützelemente für Förderanlagen dienten. Aufgrund der Konstruktion sind diese einer permanenten Zugbelastung ausgesetzt. Bei einigen Dutzend Bauteilen trat schlagartiges Versagen auf. Die Baustahlaufhängungen werden aus einem Rundstahl von 12 mm Durchmesser gebogen. Vom Kunden wurden Bruchteilstücke von „geschädigten“ Gehängen übermittelt. Des Weiteren wurden auch Neuteile übergeben. Dabei handelt es sich um zwei Serien, die bei der Anlieferung vom Kunden mit Serie I und Serie III bezeichnet waren.

- Serie I: Von der Serie I wurden 3 Baustahlaufhängungen übermittelt, die in Abbildung 120 gezeigt sind. An diesen sind vorwiegend plastische Deformationen festzustellen. Es kam zu keinem Totalversagen der Gehänge.
- Serie III: Von dieser Serie wurden Bruchstücke, welche in Abbildung 121 zu sehen sind, drei geschädigte Gehängeteilstücke (Abbildung 122) sowie drei neuwertige Baustahlaufhängungen übergeben (Abbildung 123). An den geschädigten Gehängeteilen ist kaum eine plastische Verformung zu sehen, jedoch trat bei diesen Totalversagen auf.

Die Baustahlaufhängungen der beiden Serien wurden mit Buchstaben versehen, um eine bessere Beschreibung der Proben zu gewährleisten. Bei der Serie I wurden die plastisch deformierten Gehängeteile mit Serie IA-C gekennzeichnet (Abbildung 121). Die „Neuteile“ der Serie III wurden mit IIIA-C (Abbildung 123) und das geschädigte Bauteil mit IIID gekennzeichnet. Mit der Beschriftung Serie IIIE-G wurden die Gehängeteilstücke versehen (Abbildung 122).

Anhand der übergebenen Baustahlaufhängungen soll geklärt werden, weshalb die Bauteile der Serie I („gute Bauteile“) vorwiegend plastisch verformt wurden und jene der Serie III („geschädigte Bauteile“) gebrochen sind. Es ist dabei die Werkstoffqualität zu beurteilen, welche einem Baustahl des Typs S235JR entsprechen soll.

Im Zuge der ersten Untersuchungen wurde Lotbrüchigkeit als Auslöser für das Versagen der Baustahlaufhängungen identifiziert. Da es aber keine merklichen Anreicherungen an niederschmelzenden Metallen an den mit Zink belegten Rissflanken gab, wurden weitere Untersuchungen an den Baustahlaufhängungen durchgeführt.

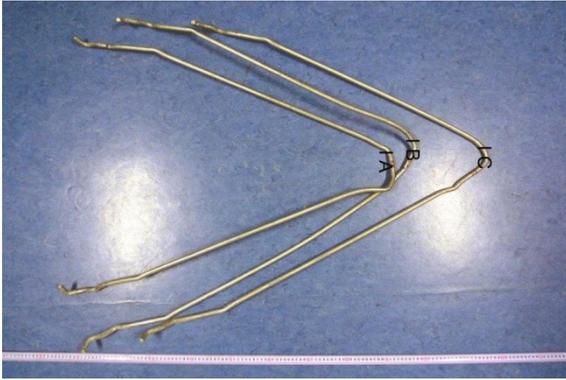


Abbildung 120: Übersicht der übergebenen Gehänge der Serie IA-C



Abbildung 121: Übersicht der übergebenen Bruchstücke der Serie III

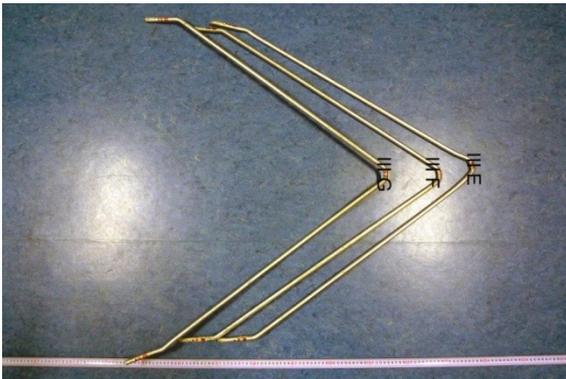


Abbildung 122: Übersicht der übergebenen Gehängeteilstücke der Serie IIIE-G

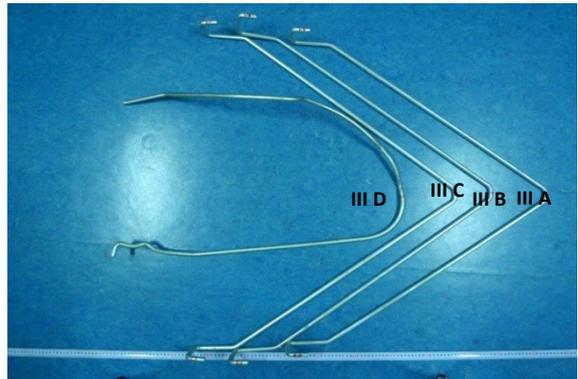


Abbildung 123: Übersicht der übergebenen Gehänge, „Neuteile“ Serie IIIA-C und geschädigtes Bauteil Serie IIID

4.3.2. Methodik

Für die Klärung der Versagensursache und Eingrenzung der möglichen Einflussfaktoren wurden makroskopische Begutachtungen sowie licht- und rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen vorgenommen.

Aus den Gehängeteilen der Serie IB und IIIB wurden Stäbe mit einer Länge von 200 mm entnommen und Zugversuche nach DIN EN ISO 6892 durchgeführt, wobei die Messlänge 60 mm betrug. Des Weiteren wurden von diesen Gehängeteilen aus dem unteren Bügelabschnitt Längsschliffe (im Bereich der Biegung) und Querschliffe (unverformten Bereichen) gefertigt. Die für die Mikrostrukturuntersuchungen notwendige Gefügeentwicklung wurde mittels Nitalätzmittel durchgeführt. Unterstützt werden die Untersuchungen mittels Kleinlasthärtemessung nach HV1, Spannungsanalysen mittels der Methode der Finiten Elemente (FEM), Spektralanalysen der Stabstähle, Elektronenstrahlmikroanalysen (EDX) und lokale Bestimmung der Elementverteilung an Korngrenzen mittels Atomsondentomographie (APT).

4.3.3. Ergebnisse

4.3.3.1. Makroskopische Beurteilung

Die Baustahlgehänge können bereits vom makroskopischen Standpunkt her in zwei Kategorien eingeteilt werden. Bauteile der Serie I zeigen ausschließlich plastische Deformationen im Bereich der Biegekante, während bei Bauteilen der Serie III innerhalb der Biegekante Totalversagen eingetreten ist, wie dies in Abbildung 122 zu sehen ist.

– Makroskopische Beurteilung der Serie I

Die übergebenen Bauteile sind komplett verzinkt. Die Gehänge sind plastisch deformiert. In den Bereichen mit hoher Verformung ist die Zinkschicht aufgerissen, wobei eine Ablösung dieser über weite Bereiche, wie in Abbildung 124 und Abbildung 125 zu erkennen ist, stattgefunden hat. Die Zinkschicht kann vom Grundmaterial abgehoben werden. An der Innenseite der Biegung sind in der Zinkschicht Risse erkennbar. Wie weit diese ins Grundmaterial vordringen, ist makroskopisch nicht zu erkennen.



Abbildung 124: Serie IB, Detail der plastischen Deformation

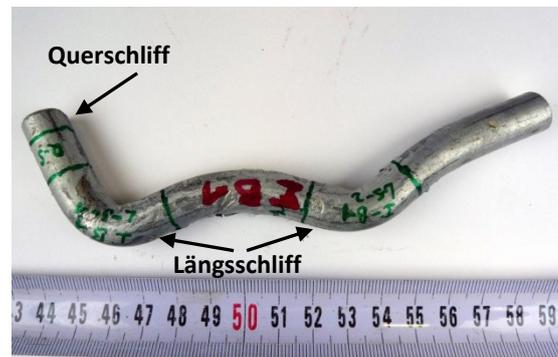


Abbildung 125: Serie IB, andere Seite, Positionen der entnommenen Längs- und Querschliffe

– Makroskopische Beurteilung der Serie III

An allen Bruchstücken ist das gleiche Schadensbild erkennbar. Das Versagen erfolgte im Hakenbereich immer an der selben Position. In diesem Bereich tritt auch das höchste Biegemoment auf. Abbildung 126 zeigt die Bruchoberfläche der Bruchteile im Detail. Die Bauteile sind vollkommen verzinkt. Ob eine plastische Verformung vorliegt, kommt auf den jeweiligen Bruchabschnitt an. Die glitzernde Bruchfläche liegt normal zur Biegebeanspruchung, dieser Bruchabschnitt ist einem Sprödbbruch zuzuordnen. Der Restbruch liegt unter ca. 45° zur Stabachse geneigt, hat ein mattes Erscheinungsbild und ist durch erhebliche plastische Deformation gekennzeichnet. Alle Bruchflächen besitzen denselben Ausgangspunkt der Rissinitiierung. Dieser liegt innerhalb des inneren Biegeradius, jedoch nicht genau in der Mitte. Die Bruchausgänge sind durch dunkle Anrisslinsen gekennzeichnet, deren Größen sehr unterschiedlich sind.

An den übergebenen „Neuteilen“ können makroskopisch keine Anrisse dieser Serie festgestellt werden. Es ist aus Abbildung 127 zu erkennen, dass die Zinkschicht lokal

stellenweise dicker ist. Dieser Sachverhalt deutet auf Hartzinkeinschlüsse und Abrinnspuren hin.

Das geschädigte Gehängebauteil der Serie IIID (Abbildung 123) lässt an einer Stelle makroskopisch duktilen Totalversagen (Abbildung 128) und an der anderen Seite plastische Deformation erkennen (Abbildung 129). Im plastisch deformierten Bereich können keine Anrisse in den Biegekanten vorgefunden werden. Hingegen ist die Zinkschicht beschädigt bzw. durch die Verformung abgeblättert.

Bei den Gehängeteilstücken IIIE-G (Abbildung 122) lässt sich der selbe Sachverhalt beobachten. Das Versagen erfolgte in jedem Fall an der am höchsten beanspruchten Stelle. Es liegen dieselben Bruchmerkmale wie bei den oben beschriebenen Bruchstücken vor.



Abbildung 126: Serie III, Bruchteilstücke, Bruchflächenübersicht

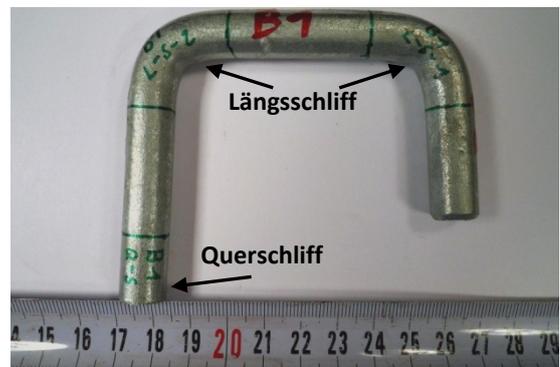


Abbildung 127: Serie IIIB, „Neuteil“ Gehänge, Position der entnommenen Längs- und Querschliffe



Abbildung 128: Serie IIID, Totalversagen



Abbildung 129: Serie IIID, plastische Deformation, andere Seite

4.3.3.2. Mikroskopische Beurteilung

Längs- und Querschliffe wurden aus den Hakenbereichen entnommen. Abbildung 125 zeigt die Schliffpositionen für die Serie I. In Abbildung 127 sind die Positionen für die Serie III zu erkennen. Die Entnahmen erfolgten jeweils von den mit B gekennzeichneten Gehängen.

– Mikrostruktur der Serie I

Die Mikrostruktur des Stahles (Abbildung 130) besteht vorwiegend aus Ferrit und geringen Anteilen an Perlit. Aus Abbildung 130 kann ein Kohlenstoffgehalt von weniger als 0,1 Masse% abgeschätzt werden.

Am ungeätzten Querschliff ist zu erkennen, dass die Zinkschicht keine ausreichende Haftfestigkeit zur Oberfläche des Stahls besitzt. Abbildung 131 zeigt, dass sich die gesamte Zinkschicht vom Grundwerkstoff abhebt. Dies ist am gesamten Umfang zu beobachten. Oberflächennahe Defekte des Grundmaterials konnten an den untersuchten Bereichen nicht beobachtet werden, jedoch sind nichtmetallische Einschlüsse nachweisbar.

An den Längsschliffen konnten keine Anrisse im Bereich der kritischen Rundungsübergänge beobachtet werden, wie es repräsentativ in Abbildung 132 dargestellt ist. Die Makroschliffe zeigen, dass der Übergang vom inneren Biegeradius zum geraden Bereich nicht so stark ausgeprägt ist. Es ist kaum eine Erhöhung bzw. Wulst zu erkennen. Die Krümmung ist flach ausgebildet. Die Wulst entsteht durch das Biegen des 12 mm starken Drahtes mit einem Biegewerkzeug. An der Innenseite der Biegekante ist die Zinkauflage dick ausgebildet (Abbildung 133). Abbildung 134 zeigt eine REM-Aufnahme der Zinkschicht, an dieser wurden EDX-Analysen durchgeführt. Es zeigt sich, dass im Bereich der Legierungsschicht und Zn-Schicht Oxide eingelagert sind (Abbildung 135), welche die Haftfestigkeit der Zinkschicht vermindern (Begünstigung von Ablätterung).



Abbildung 130: Serie I, Längsschliff, Ferrit und Perlit, Innenradius

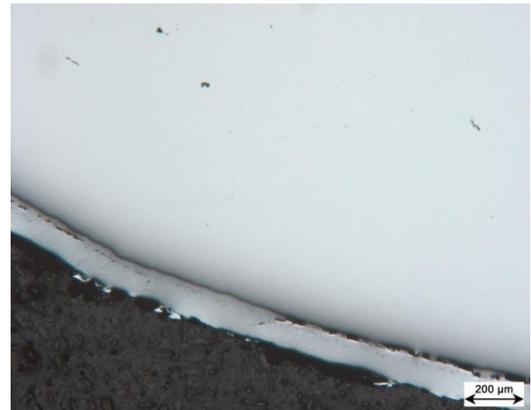


Abbildung 131: Serie I, Querschliff mit nichtmetallischen Einschlüssen

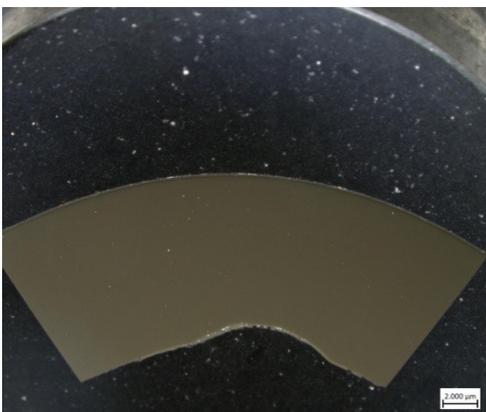


Abbildung 132: Serie IB, Makrolängsschliff an der Position LS2

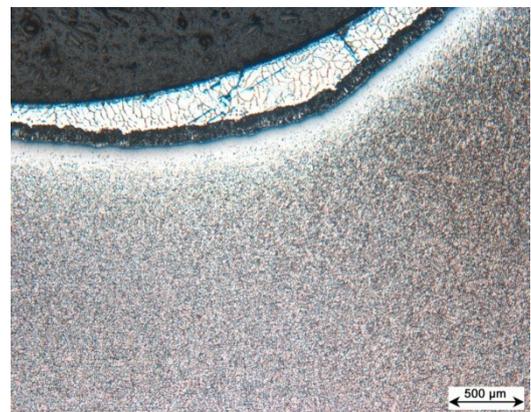


Abbildung 133: Serie I, Längsschliff, dicker Zinkbelag am Innenradius

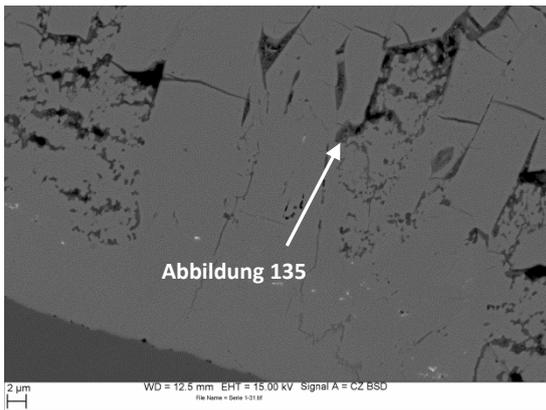


Abbildung 134: Serie I, Ausbildung der Zinkschicht am Längsschliff

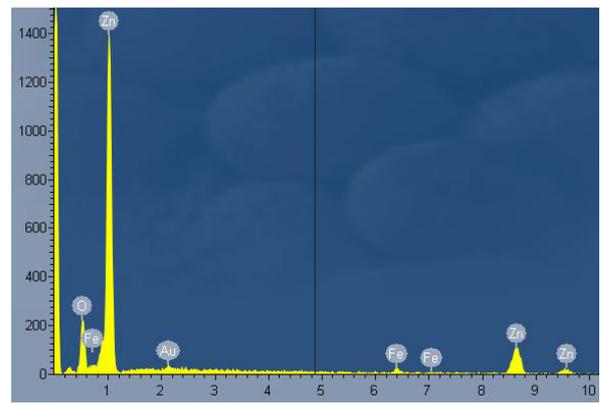


Abbildung 135: Serie I, Qualitativ chemische Analyse der Zinkschicht mit eingelagerten Oxiden

– Mikrostruktur der Serie III

Die Mikrostruktur der Serie III besteht aus Ferrit und Perlit und ist in Abbildung 136 zu sehen. Es kann ein Kohlenstoffgehalt von ca. 0,1 – 0,2 Masse% abgeschätzt werden. Abbildung 137 zeigt einen Querschliff aus der Serie III, an dem die Zinkschicht am Umfang unregelmäßig ausgebildet ist. Des Weiteren sind Oberflächenfehler feststellbar, die in oberflächennahen Bereichen mit Zink bedeckt sind. An den Querschliffen können ebenfalls Defekte festgestellt werden, welche sich parallel zur Oberfläche erstrecken, wie dies in Abbildung 136 zu sehen ist. Es handelt sich dabei um Ziehfehler oder Werkstofffehler.

Es können bereits bei makroskopischer Betrachtung der Längsschliffe Anrisse beobachtet werden. Exemplarisch ist dies in Abbildung 138 gezeigt. Die Anrisse befinden sich nicht direkt im Rundungsbereich der inneren Biegung, sondern deutlich außerhalb, nämlich am Übergang der inneren Rundung zum geraden Stabbereich (Abbildung 139). Dieser Übergang erfolgt nicht allmählich, wie dies bei der Serie I der Fall ist. Die Krümmung ist stark ausgebildet. Die Anrisse befinden sich in unmittelbarer Umgebung einer Wulst. Abbildung 140 zeigt, dass die Rissflanken mit einer Legierungsschicht belegt und stark verzweigt sind. Dadurch kann in unmittelbarer Umgebung der Rissflanken und im Bereich der am Umfang befindlichen Zinkschicht das Gefüge des Stahles durch eine Nitalätzung nicht sichtbar gemacht werden. Das Zink kann bis zu einer Tiefe von ca. 1 mm nachgewiesen werden. Die Rissverzweigungen verdeutlichen, dass der Rissverlauf, im hauptsächlich ferritischen Grundmaterial, interkristallin erfolgt. Die Legierungsschicht, welche die Rissflanken belegt, ist im Detail in Abbildung 141 zu sehen. Aus den beiden EDX-Analysen (Abbildung 142 und Abbildung 143) ist ersichtlich, dass die Legierungsschicht aus Eisen und Zink besteht. Neben diesen Hauptbestandteilen kann, lokal in Form von Ausscheidungen, Zinn nachgewiesen werden. Jedoch sind die gemessenen Anteile deutlich geringer als 0,1 Masse%. Weitere Analysen, die hier nicht gezeigt sind, verdeutlichen, dass auch Spuren an Blei nachgewiesen werden können.

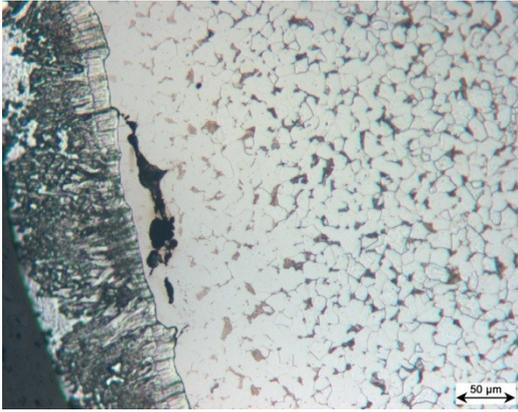


Abbildung 136: Serie III, Querschliff, Ausbreitung des Defektes in Längsrichtung

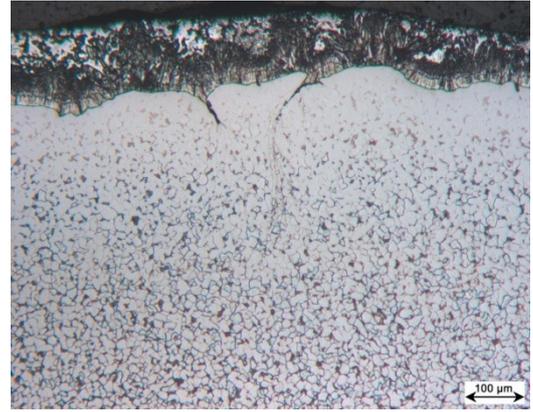


Abbildung 137: Serie III, Oberflächendefekte an einem Querschliff



Abbildung 138: Serie IIIB, Makrolängsschliff an der Position LS1 (Abbildung 127)

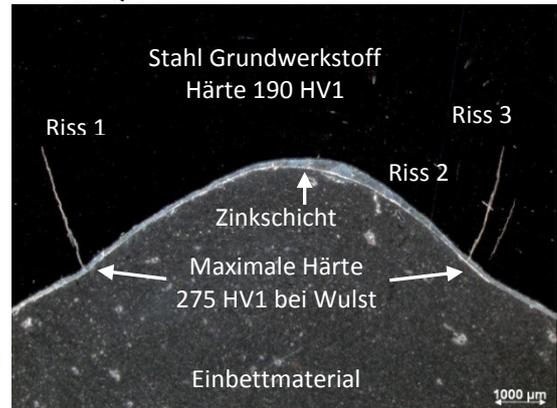


Abbildung 139: Serie III, Detail aus Abbildung 138, Rissflanken sind mit Zn belegt

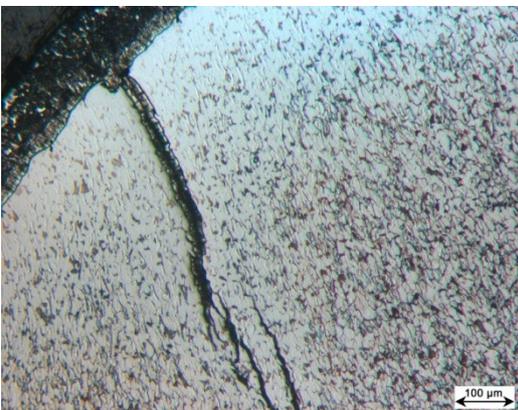


Abbildung 140: Serie III, Längsschliff, Rissflanken mit Zink belegt, interkristalliner Riss

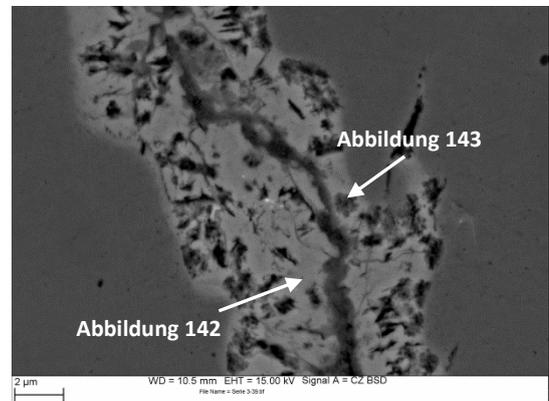


Abbildung 141: Serie III, Zink im Anriss, REM

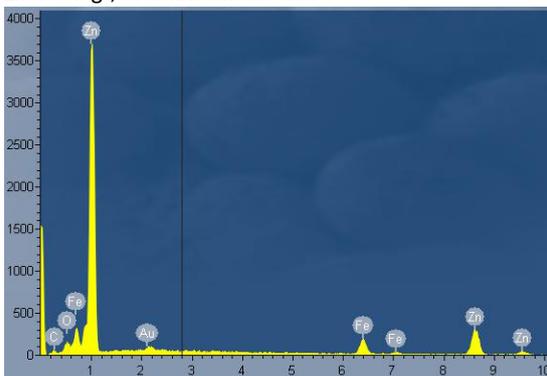


Abbildung 142: Serie III, Qualitativ chemische Analyse der Zinkschicht

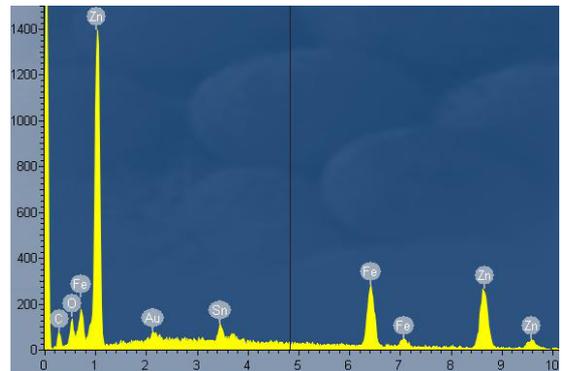


Abbildung 143: Serie III, Qualitativ chemische Analyse, Nachweis von Zinn in der Zinkschicht

4.3.3.3. Mechanische Kennwerte und Festigkeit

– Zugversuch

Die mechanischen Kennwerte der geprüften Serien I und III sind in Tabelle 13 zusammengefasst und den Mindestanforderungen eines S235JR nach EN10025 gegenübergestellt. Beide Serien können hinsichtlich ihrer Festigkeit dem Werkstoff S235JR zugeordnet werden. Die Festigkeiten liegen aber bei der Serie III deutlich höher als jene der Serie I. Den Mindestwert der Zugfestigkeit für einen S355JR kann die Serie III nicht erfüllen.

Tabelle 13: Mechanische Kennwerte und Richtwerte nach EN10025

Probe	d ₀ [mm]	l ₀ [mm]	R _{eH} [MPa]	R _m [MPa]	A ₅ [%]	Z [%]
Serie I	12,1	60	289	403	41,7	76
Serie III	12,05	60	371	488	34,9	65
Richtwert eines S235JR	-	-	mind. 235	340 – 470	-	-
Richtwert eines S355JR	-	-	mind. 355	490 – 630	-	-

– Härte

Härtemessungen wurden an der Serie III an einem Längsschliff durchgeführt. Die Härte des Grundmaterials entspricht 190 HV1, diese wurde in der neutralen Faser gemessen. Die maximale Härte von 275 HV1, was einer lokalen Zugfestigkeit von ca. 880 MPa entspricht, wurde nicht im Rundungsbereich festgestellt, sondern etwas weiter außerhalb bei den „Wulsten“ (Abbildung 139).

4.3.3.4. Chemischer Aufbau

Die mittels Funkenspektroskopie ermittelten chemischen Zusammensetzungen der untersuchten Gehänge sind in Tabelle 14 zusammengefasst. In Tabelle 14 ist ebenfalls für eine Gegenüberstellung eine Richtanalyse eines allgemeinen Baustahls vom Typ S235JR enthalten. Bei beiden Serien liegt keine Abweichung von der Richtanalyse vor. Die Analyse zeigt jedoch, dass in der Serie III im Grundwerkstoff höhere Konzentrationen an Kupfer, Zinn sowie Antimon identifiziert werden können. Die Gehalte von Zinn und Antimon sind in der Serie III um den Faktor 10 höher als jene der Serie I. Serie III weist zusätzlich einen rund sechs mal höheren Kupferanteil auf als Serie I, aber auch der gemessene Kohlenstoffgehalt liegt höher. Die Funkenspektroskopie zeigt, dass das Gehänge IIID nicht zur Serie passt, sondern viel mehr der Serie I zugeordnet werden kann (Tabelle 14).

Tabelle 14: Chemische Zusammensetzung der beiden Stahlbauteilserien im Vergleich zur Richtanalyse eines S235JR, markante Unterschiede von Begleitelementen sind grau hinterlegt

Bauteilserie	Elementanteil in Masse%										
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Al	N	Sb	Sn	As
Serie I	0,09	0,19	0,67	0,016	0,015	0,05	0,006	0,011	0,0041	0,0084	0,0038
Serie ID (Serie IIID)	0,08	0,19	0,69	0,016	0,014	0,042	0,001	0,0075	0,0013	0,0078	0,004
Serie III	0,14	0,15	0,5	0,015	0,01	0,29	0,004	0,013	0,011	0,116	0,01
Richtanalyse eines S235JR	0- 0,19	-	0- 1,5	0- 0,045	0- 0,045	0- 0,6	min. 0,015	0- 0,014	-	-	-

Des Weiteren wurden an den Gehängeteilen Wasserstoffanalysen durchgeführt. Der Wasserstoffgehalt liegt bei der Serie I bei 0,3 ppm und bei der Serie III bei 0,4 ppm. Somit ist kein wesentlicher Unterschied im Wasserstoffgehalt zwischen den beiden Gehängebauteilserien auszumachen.

4.3.3.5. Finite Elemente Analyse

Anhand der im makroskopischen Längsschliff (Abbildung 139) sichtbaren Biegekontur wurde versucht das Biegewerkzeug, mit dem die Umformung vorgenommen wurde, nachzubilden, um den Umformprozess zu simulieren. Abbildung 144 und Abbildung 145 zeigen die Ergebnisse der FEM-Berechnungen. Es ist daraus erkennbar, dass die Position der zu erwartenden maximalen Zugeigenspannungen (Abbildung 144), die an der inneren Randfaser auftreten, nicht mit der Position der maximal auftretenden Kaltverfestigung (Abbildung 145) übereinstimmen. Wie schon bei der mikroskopischen Begutachtung festgestellt werden konnte, befinden sich die mit Zink belegten Risse bei den „Wulsten“, genau in den Bereichen höchster Zugeigenspannungen.

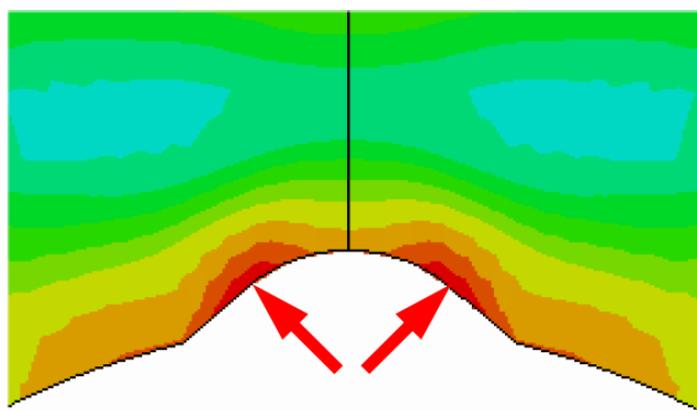


Abbildung 144: FEM- Berechnung der Umformung im Bereich der inneren Randfaser. Die Pfeile markieren die Position der maximalen Zugeigenspannung

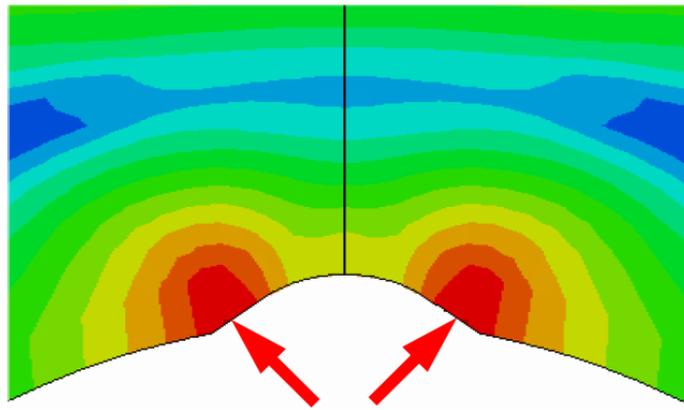


Abbildung 145: FEM- Berechnung der Umformung im Bereich der inneren Randfaser. Die Pfeile markieren die Position der maximalen Kaltverfestigung

4.3.3.6. Fraktographie

Zur Charakterisierung der Versagensursache wurden an Serie III Bruchflächenuntersuchungen im REM durchgeführt.

– Fraktographie der Serie III

Die Probe IIIA ist hier repräsentativ für alle Brüche der Serie III. Der bei makroskopischer Begutachtung dunkle Bereich, die Anrisslinse, von welchem auch der Anriss ausgeht, erscheint im Rückstreuelektronenbild (Abbildung 146) heller als die umgebende Bruchfläche. Die Tiefenausdehnung der Linse beträgt ca. 1 mm. Fraktographisch sind die Bruchstrukturen in der Anrisslinse nicht eindeutig zuordenbar. Abbildung 147 zeigt ein Detail aus Abbildung 146. Die Bruchoberfläche lässt interkristalline Bruchanteile erkennen. Sie ist mit einer Eisen-Zink Legierungsschicht belegt, wie aus dem EDX-Spektrum aus Abbildung 148 hervorgeht. Zinn ist im Bereich der Anrisslinse nicht nachweisbar. Nach der Anrisslinse zeigt der Bruch interkristalline Anteile, wie dies in Abbildung 149 zu sehen ist. Das Werkstoffversagen geht anschließend in einen transkristallinen Bruch (Abbildung 150) über. An der äußeren Randfaser ist ausschließlich duktiles Werkstoffversagen feststellbar. Dies ist in Abbildung 151 zu erkennen, da die für einen duktilen Gewaltbruch typischen Scherwaben zu sehen sind.

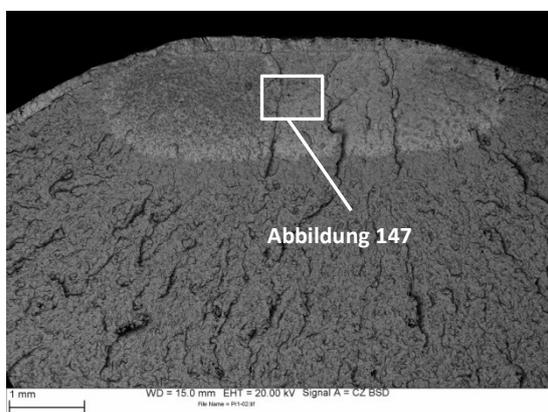


Abbildung 146: Serie III, Übersicht am Bruch von der Serie IIIA

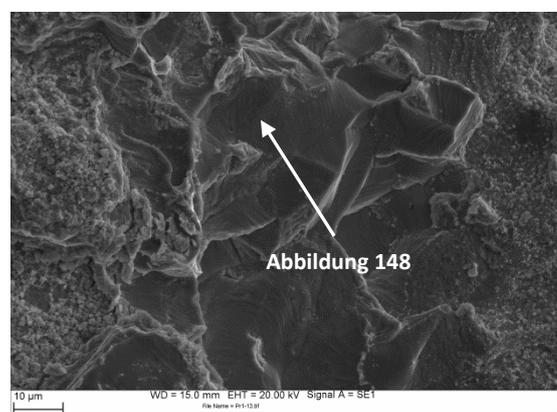


Abbildung 147: Serie III, Detail aus Abbildung 146, Eisen-Zink Legierungsschicht

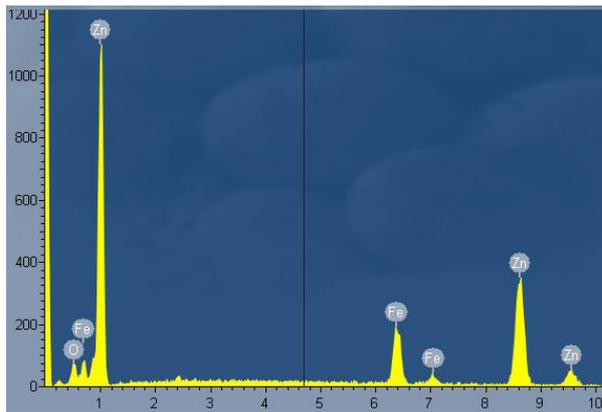


Abbildung 148: Serie III, qualitativ chemische Analyse aus Abbildung 147, Eisen-Zink Legierungsschicht

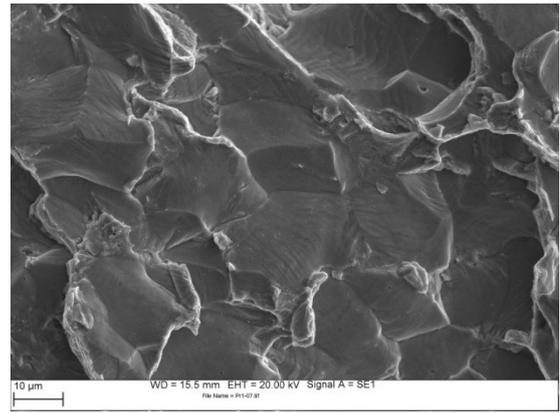


Abbildung 149: Serie III, Detail aus Abbildung 146, interkristalliner Gewaltbruch

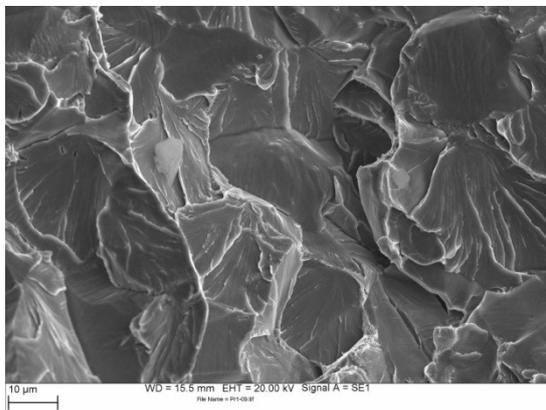


Abbildung 150: Serie III, Detail aus Abbildung 146, transkristalliner Spaltbruch

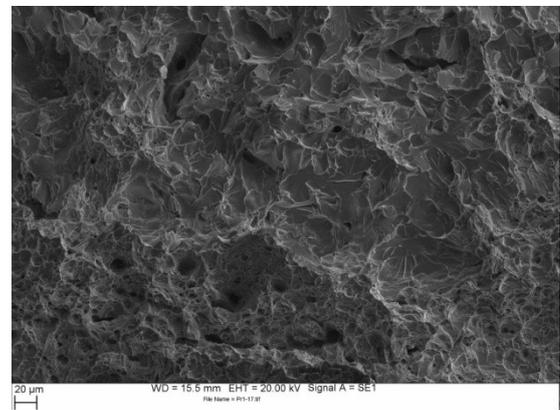


Abbildung 151: Serie III, Übergang Sprödbbruch zum duktilen Gewaltbruch

4.3.3.7. Atomsondenuntersuchungen

– Serie I

Abbildung 152 zeigt die 3D Rückkonstruktionen der Elementverteilung für Kohlenstoff, Mangan und Chrom einer Atomsondenspitze vom Material der Serie I. In den dargestellten Rückkonstruktionen ist eine Grenzfläche sichtbar. Es ist anzunehmen, dass es sich um zwei Körner handelt und eine Großwinkelkorngrenze vorliegt. Die TKD-Messung, die in Abbildung 153 gezeigt ist, liefert jedoch keine eindeutige Zuordnung. Die beiden Körner weisen eine Missorientierung von $14,5^\circ$ auf. Entlang der Pfeilrichtung der Region of Interest (ROI) ist ein eindimensionales Konzentrationsprofil berechnet worden, welches in Abbildung 154 gezeigt ist. Aus diesem ist ersichtlich, dass die Elemente Kohlenstoff, Mangan und Chrom an der Korngrenze angereichert sind. (Die Proben der Serie I wurden mit einer Evaporationsrate von 1% gemessen.)

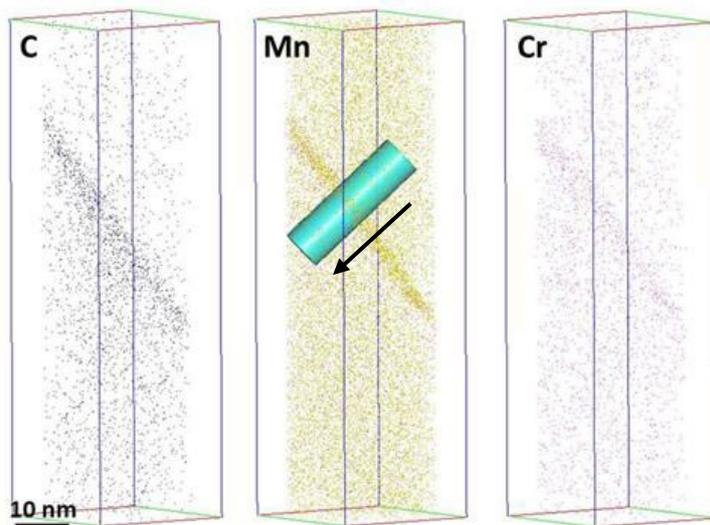


Abbildung 152: Serie I, 3D-Elementdarstellung der Rückkonstruktion; Grenzfläche angereichert mit Kohlenstoff, Mangan und Chrom; Der Zylinder beschreibt die Lage des Konzentrationsprofils durch die Grenzfläche

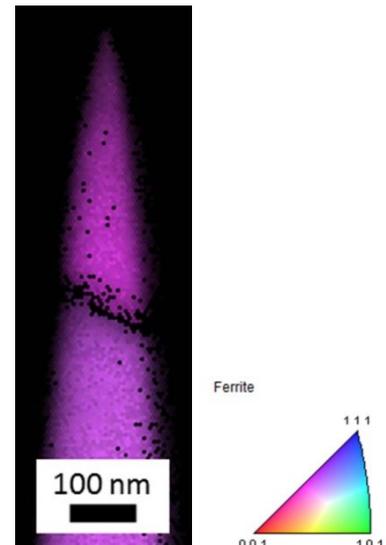


Abbildung 153: Grenzflächendarstellung mittels TKD-Messung der Serie I, Missorientierung von 14,5°, Inverse Polfigur (IPF)-Farb-codierung zeigt eine Draufsicht auf die Spitze

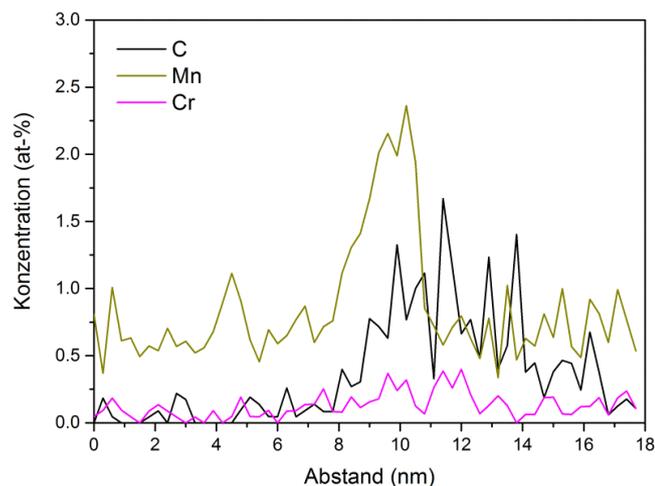


Abbildung 154: Konzentrationsprofil der Grenzfläche. Der Zylinder in Abbildung 152 beschreibt die Lage

– Serie III

Die 3D Rückkonstruktionen einer Spitze vom Material der Serie III sind in Abbildung 155 dargestellt. In dieser Messung ist eine starke Anreicherung von Kohlenstoff zu sehen. Da der Kohlenstoffgehalt der Anreicherung bei 22 Atom% liegt, handelt es sich um eine Zementitlamelle. Des Weiteren ist auch in dieser Messung eine Grenzfläche sichtbar. Im gegenständlichen Fall handelt es sich eindeutig um eine Großwinkelkorngrenze mit einer Missorientierung von 55°. An dieser sind, wie aus Abbildung 155 zu erkennen ist, Kohlenstoff, Mangan und Chrom angereichert. Aus Abbildung 156 ist ersichtlich, dass an der Grenzfläche zusätzlich noch rund 20 nm große Ausscheidungen vorhanden sind. Diese sind reich an Kupfer und Zinn. Die chemische Analyse der APT-Daten ergab zusätzlich einen

erhöhten Gehalt an Antimon an der Grenzfläche und im Grundmaterial. (Die Proben der Serie III wurden mit einer Evaporationsrate von 0,5% gemessen.)

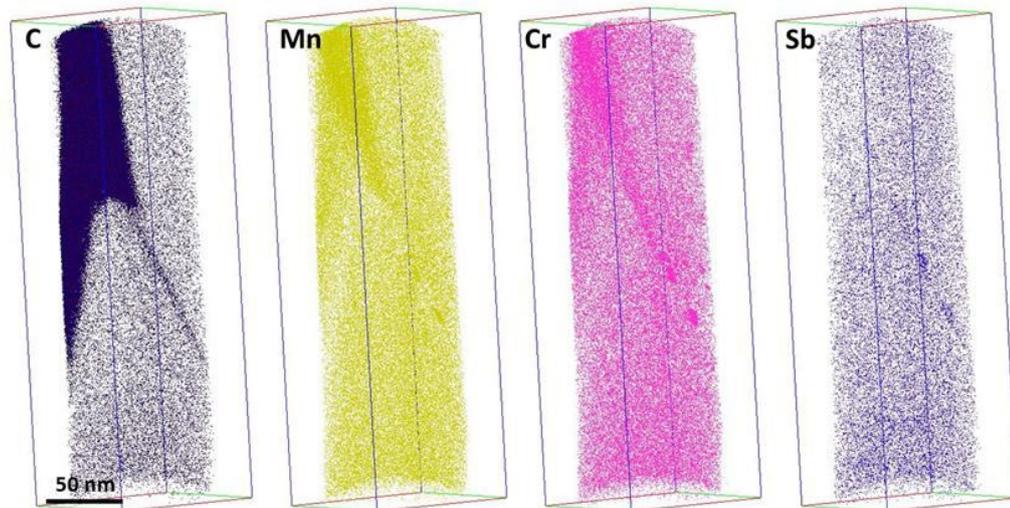


Abbildung 155: Serie III, 3D-Elementdarstellung der Rückkonstruktion im Bereich einer Grenzfläche. An dieser befindet sich eine Zementitlamelle, welche blau erscheint im linken Teilbild.

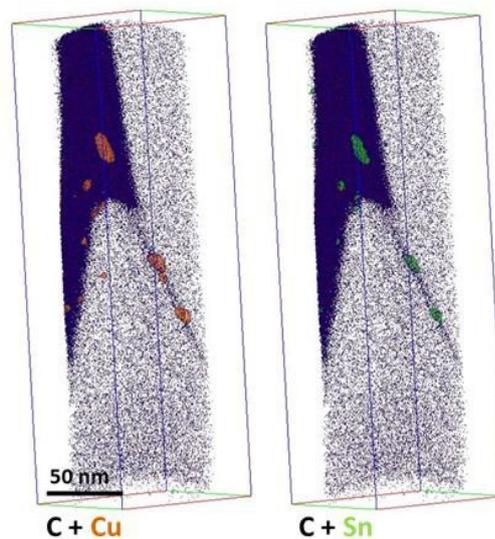


Abbildung 156: Serie III, 3D-Elementdarstellung der Rückkonstruktion im Bereich einer Korngrenze. An den Grenzflächen befinden sich feine Ausscheidungen. Die Ausscheidungen bestehen aus Kupfer mit einer Isofläche von 2,55 Atom% (braun dargestellt) und Zink mit einer Isofläche von 1,4 Atom% (grün dargestellt)

4.3.4. Schlussfolgerung

Die Untersuchungen ergaben, dass bei der Serie I die Gehänge vorwiegend plastisch verformt sind. Bei den geschädigten Gehängen der Bauteilserie III kam es immer zum Totalversagen. Die „Neuteile“ dieser Serie zeigen makroskopisch auch schon Schädigungen in Form von Anrissen. Beide Bauteilserien wurden einer Feuerverzinkung unterzogen.

Die ermittelten Festigkeitskennwerte der beiden Serien können einem Baustahl S235JR nach EN 10025 zugeordnet werden.

Bei den beiden Serien besteht die Mikrostruktur aus Ferrit und geringen Mengen an Perlit. Der Perlitgehalt ist in der Serie III (Abbildung 130) geringfügig höher als bei der Serie I (Abbildung 137). Das Gefüge der Serie III ist feiner ausgebildet, was sich auch in der höheren Festigkeit äußert. An Serie I können an der Oberfläche des Baustahls Defekte nachgewiesen werden, die auf die Drahtherstellung oder auf die Stahlmetallurgie zurückzuführen sind.

Die chemischen Analysen der beiden Serien erfüllen die Richtwerte für einen S235JR. Es ist ein deutlicher Unterschied bei den Begleitelementen ermittelt worden. Die Elemente Zinn, Antimon und Arsen liegen um ca. eine Zehnerpotenz bei den Stückanalysen der Serie III höher als bei der Serie I. Kupfer hat einen sechs Mal höheren Anteil in Serie III als in Serie I.

Härtewerte und FEM-Berechnungen der Serie III zeigen, dass die maximalen Kaltverformungen nicht an der inneren Biegekante vorhanden sind, sondern etwas entfernt von den „Wulsten“. Es konnte an diesen Stellen eine Härte von 275 HV1 ermittelt werden.

Durchgeführte EDX-Analysen an den mit Zink belegten Anrisslinsen verdeutlichen, dass keine merklichen Anreicherungen von Blei, Antimon, Kupfer und Zinn vorliegen.

Die Ergebnisse der Untersuchungen liefern den Beweis, dass die Bauteilgehängeserie III durch LME geschädigt wurde. Es sind alle Faktoren erfüllt, die für das Auftreten dieser Schädigungsart verantwortlich sind, wie z.B. die erhöhten Zugeigenspannungsfelder an der Innenseite, welche durch die Biegeumformung entstehen. Des Weiteren können Rissverzweigungen beobachtet werden, die interkristallinen Verlauf zeigen. Durch die Feuerverzinkung der Bauteile waren diese mit flüssigem Zink in Kontakt.

Bei den meisten Fällen, die durch LME verursacht werden, liegt der Auslöser in der Zinkschmelze. Besitzt die Schmelze einen höheren Anteil an niedrigschmelzenden Metallen wie Blei, Zinn, Antimon und Wismut, so kann es zu dieser Versagensart kommen [19].

Auch der bei den Beizprozessen entstehende Wasserstoff wird oft als Auslöser für LME vermutet. Wasserstoff, Zugeigenspannungen und lokale Kaltverfestigungen, die beim Biegen von allgemeinen Baustählen eingebracht werden können, können auch bei niedrigen Festigkeiten der Bauteile zu Rissbildung führen. Untersuchungen an den Gehängebauteilen zeigten, dass kaum Wasserstoff in beiden Bauteilserien vorhanden ist und somit eine Vorschädigung der Gehänge durch Wasserstoff ausgeschlossen werden kann.

Atomsondenuntersuchungen an der Serie III verdeutlichen das Vorliegen von Kupfer und Zinn in Form von feinen Ausscheidungen an den Grenzflächen. Des Weiteren können geringe Anreicherungen von Chrom und Antimon an den Grenzflächen nachgewiesen werden. Es ist zu vermuten, dass diese Elemente und Ausscheidungen ein Versagen durch LME unterstützen.

Dieser Schadensfall zeigt auf, dass nicht nur auf die chemische Zusammensetzung des Zinkbades geachtet werden sollte, sondern die chemische Zusammensetzung des Stahls ebenfalls berücksichtigt werden sollte. Stähle mit einem erhöhten Kupfer- und Zinngehalt sowie Anteilen an Antimon, die in einer Stahlanalyse meist keine Beachtung finden, sollten keinem Feuerverzinkungsprozess unterzogen werden.

5. Zusammenfassung

In dieser Arbeit wurden drei unabhängige Schadensfälle entsprechend der VDI Richtlinie 3822 und nach Tabelle 1 bearbeitet. Dabei wurden die im Literaturteil beschriebenen Bruchvorgänge miteinbezogen und mit den Brüchen der Schadensfälle verglichen. Es wird nun die jeweilige Aufgabenstellung bzw. die Darstellung des Sachverhaltes mit den Schlussfolgerungen der jeweiligen Schadensfälle kurz beschrieben.

– **Bruch eines Messingventils an einer Sprinkleranlage (Schadensfall 1)**

Durch ein Versagen eines Ventils an einer Sprinkleranlage kam es zu einem hohen Sachschaden. Der Kunde übermittelte zwei bauartgleiche Ventile vom selben Hersteller und zwar ein geschädigte Ventil und ein Referenzventil. Es sollte geklärt werden, ob die makroskopisch sichtbaren Längs- und Querrisse im selben Zeitintervall entstanden sind und um welche Versagensart es sich dabei handelt. Das Referenzventil wurde in einem Versuch den selben Bedingungen ausgesetzt, wie das geschädigte Ventil.

Die beiden Ventile zeigen dasselbe Versagensbild sowie auch dieselbe Gefügestruktur, chemische Zusammensetzung und Härte. Das Versagen der beiden Ventile in Längs- und Umfangsrichtung ist ein gewaltsames. Es handelt sich dabei vorwiegend um einen duktilen Gewaltbruch, vereinzelt zeigen sich auch interkristalline Werkstofftrennungen. Das Versagen trat nicht durch Sprk ein, sondern durch ein gewaltsames Sprengen des Ventils durch gefrierendes Wasser. Um ein derartiges Versagen der Ventile zu unterbinden, sollte ein Einfrieren des Wassers innerhalb des Ventiles vermieden werden.

– **Versagen von profilierten Stahlrohren (Schadensfall 2)**

Stahlrohrprofile für agratechnische Anlagen von drei verschiedenen Herstellern wurden einer Schwingfestigkeitsprüfung unterzogen. Die Profile waren einer zyklischen Torsion mit überlagerter Biegebeanspruchung ausgesetzt. Bei gleichen Prüfbedingungen wurden unterschiedliche Versagenslastspielzahlen ermittelt. Die Bezeichnung der Profile erfolgte mit „blau“ (niedrigste Versagenslastspielzahl), „weiß“ (liegt im mittleren Bereich) und „schwarz“ (höchste Versagenslastspielzahl). Es war zu klären auf welche Ursachen die unterschiedlichen Lebensdauern zurückgeführt werden können.

Es zeigte sich, dass sich Profil „weiß“ hinsichtlich der chemischen Zusammensetzung, der Gefügestruktur, der Härte und des Herstellungsprozesses wesentlich von den Profilen „blau“ und „schwarz“ unterscheidet. Somit sind nur Profil „blau“ und „schwarz“ miteinander vergleichbar. Bei diesen Profilen zeigt sich kaum ein Unterschied von der chemischen Zusammensetzung, Gefügestruktur, Härte und dem Herstellungsprozess. Die innere Bohrungskante kann als Ausgangspunkt des Versagens identifiziert werden. Aufweitungsmessungen zeigen, dass Profil „schwarz“ erhebliche makroskopische

Eigenstressen gegenüber dem Profil „blau“ besitzt. Dies wurde durch röntgenographische Eigenstressmessungen an der Innenseite und Außenseite bestätigt. Es liegen ca. -300 MPa an der Außenseite und ca. -50 MPa an der Innenseite vor. Des Weiteren wurde eine Gratbildung an der Innenseite der Bohrungen festgestellt, diese führt zu unterschiedlichen lokalen Eigenstressfeldern an den Bohrungskanten. Die Rissinitiierung erfolgt an der inneren Bohrungskante aufgrund der Verformungen und Gratbildung. Die hohen Versagenslastspielzahlen von Profil „schwarz“ sind auf lokale Eigenstresszustände zurückzuführen. Als Abhilfemaßnahme, dass es nicht zu dem beschriebenen Versagen kommt, sollten komplexe Eigenstressfelder im Bauteil vermieden und ein Entgraten der Bohrungskanten an der Innenseite vorgenommen werden.

– **Versagen von feuerverzinkten Stahlbauteilen (Schadensfall 3)**

Es kam zum Versagen von zahlreichen Baustahlgehängen. Diese Aufhängungen sind einer permanenten Zugbelastung ausgesetzt. Bei der Serie I kam es vorwiegend zu einer plastischen Deformation der Gehängebauteile. Serie III zeigt hingegen Totalversagen. Es sollte beurteilt werden, ob die Werkstoffqualität der Gehänge einem S235JR entspricht. Des Weiteren sollte geklärt werden, weshalb die Serie I vorwiegend plastisch verformt und die Gehänge der Serie III vorwiegend zum spröden Werkstoffversagen neigen.

Die beiden Serien können hinsichtlich der mechanischen Kennwerte einem S235JR zugeordnet werden. Die chemischen Zusammensetzungen der Serien entsprechen zwar den Richtwerten eines S235JR, doch zeigt Serie III wesentlich höhere Anteile an den Elementen Kupfer, Zinn, Antimon und Arsen.

Eine Vorschädigung durch wasserstoffinduzierte Rissbildung kann ausgeschlossen werden.

Atomsondenuntersuchungen an der Serie III zeigten, dass Kupfer und Zinn in Form von feinen Ausscheidungen an den Korngrenzen vorliegt. Das Versagen ist auf Liquid Metal Embrittlement (LME) zurückzuführen. Wobei hier nicht Verunreinigungen der Zinkschmelze zum Versagen führten, sondern die Begleitelemente des Stahls. Als Abhilfemaßnahme sollten die Begleitelemente Kupfer, Zinn, Antimon und Blei im Stahl soweit wie möglich reduziert werden.

6. Literaturverzeichnis

- [1] G. Lange, M. Pohl, "Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle", WILEY-VCH, Weinheim Deutschland, 6. Auflage, 2014.
- [2] Verein Deutscher Ingenieure, VDI Richtlinie 3822, Deutschland, 2011.
- [3] T. Schmitt, G. Karlhainz, "Integrierte Schadensanalytik", Springer-Verlag, Berlin Heidelberg Deutschland, 2. Auflage, 2004.
- [4] M. Panzenböck: "Vorlesung Schadensanalytik", Skriptum, Institut für Metallkunde und Werkstoffprüfung Montanuniversität Leoben, 2009.
- [5] M. Kuna, "Numerische Beanspruchung von Rissen", Vieweg + Teubner, Wiesbaden Deutschland, 1. Auflage, 2008.
- [6] Verein Deutscher Eisenhüttenleute, "Erscheinungsformen von Rissen und Brüchen metallischer Werkstoffe", STAHLISEN COMMUNICATIONS, 2. Auflage, 2012.
- [7] Verein Deutscher Ingenieure, "Sprödes Versagen von Bauteilen aus Stählen-Ursachen und Vermeidung", VDI Berichte 318, 1978, p. 5 -25 und p. 143 -165.
- [8] N. Becker, "Weiterentwicklung von Verfahren zur Aufnahme von Fließkurven im Bereich hoher Umformgrade", Springer-Verlag, Berlin Heidelberg Deutschland, 1. Auflage, 1994.
- [9] E. Macherauch, H. Zoch, "Praktikum in Werkstoffkunde", Vieweg + Teubner, Deutschland, 11. Auflage, 2011, p. 100 -152.
- [10] M. Zraggen, Spannungsrisskorrosion - Ursachen und deren Vermeidung, Der Experte, Ausgabe Januar2013, Teil II Spannungsrisskorrosion bei Stählen, 2013, p. 30 - 34.
- [11] D. Körber, "Einflussgrößen auf die flüssigmetallinduzierte Spannungsrisskorrosion beim Feuerverzinken", Dissertation, Technische Universität Darmstadt, 2012.
- [12] E. Kunze, "Korrosion und Korrosionsschutz", WILEY-VCH, Weinheim Deutschland, 2001, p.470-540.
- [13] E. Kauczor, "Angewandte Metallographie", Springer Verlag, Berlin Heidelberg Deutschland, 4. Auflage, 1962.
- [14] M. Pohl, S. Kühne, Spannungsrisskorrosion hochfester Stähle, MP Materials Testing 52 (2010) 52 - 56.
- [15] H. Kaesche, Die Spannungsrisskorrosion der Metalle - Ergebnisse und Probleme der Forschung, Zeitschrift Metallkunde Band 67 (1976) 439-449.
- [16] W. Katzung, Wolf- Dieter Schulz, Zum Feuerverzinken von Stahlkonstruktionen, Stahlbau 74 Heft 4, Ernst und Sohn, 2005, p. 258 -273.
- [17] Dillinger Hütte GTS, "Gut gerüstet für den Sauer gas Einsatz", Dillingen/Saar Deutschland, 2011.

-
- [18] M. Pohl, Wasserstoff in Metallen, Praktische Metallographie 51, Carl Hanser Verlag, 2014, p. 291 - 305.
- [19] M. Pohl, A. Luithle, Mechanismen der Flüssigmetall induzierten Spannungsrisskorrosion, VDI- Berichte Nr. 1985, 2007, p. 131-137.
- [20] R. Ebner: "Spezielle Werkstoffprüfung", Skriptum, MCL Leoben, Montanuniversität Leoben, 2012.
- [21] Buehler Metallographie und Materialanalyse, Produktinfo, Metallographie <http://www.buehler-met.de/produkte/verbrauchsmaterial/oxidpoliermittel.html>, Juni 2015.
- [22] M. Panzenböck: "Übungen zu Werkstoffprüfung", Skriptum 4. Ausgabe, Institut für Metallkunde und Werkstoffprüfung, Montanuniversität Leoben, 2011.
- [23] G. Petzow, "Metallographisches Ätzen", Gebrüder Bornträger, Berlin – Stuttgart Deutschland, 6. Auflage, 1994.
- [24] R. Ebner, A. Kneissl: "Übungen zu metallkundlichen Arbeitsverfahren", Skriptum 4. Ausgabe, Institut für Metallkunde und Werkstoffprüfung, Montanuniversität Leoben, 2008.
- [25] MK. Miller, A. Cerezo, M. Hetherington, G. Smith, Atome probe field ion microscopy, Clarendon Press, Oxford University Press (1996).
- [26] K. Babinski, R. De Kloe, H. Clemens, S. Primig, A novel approach for site-specific atom probe specimen preparation by focused ion beam and transmission electron backscatter diffraction, Ultramicroscopy 144 (2014) 9 -18.
- [27] P. Munroe, The application of focused ion beam microscopy in the material sciences, Mater Charact (2009) 2 -13.
- [28] P. Angerer, R. Peissl: "Eigenspannungsanalyse an einem Rohrsegment", Bericht, MCL Leoben, 2013.
- [29] Laird, E. Feltner, "Coffin-Manson law in relation to slip character", Metal Society of AIME-Trans., Vol. 239, 1967, p. 1074 -1083.