

Bewertung von Oberflächendefekten und bruchmechanische Lebensdauer- abschätzung von innendruckbelasteten Rohren aus Polyethylen

Masterarbeit

von

Anna Maria Hartl

erstellt am

**Institut für Werkstoffkunde und Prüfung der Kunststoffe
an der Montanuniversität Leoben**

und am

Polymer Competence Center Leoben



Betreuung: Dipl.-Ing. Andreas Frank
Ao. Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Gerald Pinter
Begutachtung: Ao. Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Gerald Pinter

Leoben, März 2010

MASTERARBEIT

für Frau Anna Maria Hartl, BSc.

BEWERTUNG VON OBERFLÄCHENDEFEKTEN UND BRUCHMECHANISCHE LEBENSDAUERABSCHÄTZUNG VON INNENDRUCKBELASTETEN ROHREN AUS POLYETHYLEN

Aufgabenstellung:

Der Langzeit-Versagensmechanismus von Polyethylen (PE) Druckrohren ist durch langsames quasi-sprödes Risswachstum gekennzeichnet. Bei Kenntnis der Rissskinetik in einem Material und der Anwendung der linear elastischen Bruchmechanik ist eine Abschätzung von Lebenszeiten eines Rohres möglich. Ausgangspunkt derartiger Risse sind zumeist inhärente Fehlstellen im Material. Es ist jedoch nicht auszuschließen, dass Sekundärbeschädigungen während der Installation von Rohren zu solchen Initiierungsstellen führen, wobei grabenlos verlegte Rohre in diesem Zusammenhang besonders kritisch zu betrachten sind. Weiters sind bei der Installation von PE Rohren maximale Defekttiefen zu beachten, die in entsprechenden Regelwerken festgelegt sind.

Da eine Vermessung der Tiefe und Geometrie von Defekten an Rohroberflächen nicht ohne weiteres möglich ist, besteht ein wesentliches Ziel dieser Masterarbeit in der Entwicklung einer baustellene geeigneten Methodik zur zuverlässigen Bestimmung von Oberflächendefekten. Mit dieser Methodik sind an einer Reihe von Musterrohren aus realen Installationen mit zum Teil grabenlosen Technologien Oberflächenbeschädigungen zu erfassen und hinsichtlich ihrer Entstehung und Bedeutung für die Langzeitanwendung zu bewerten.

Ein zweites Ziel dieser Masterarbeit ist die Evaluierung einer bereits entwickelten bruchmechanischen Extrapolationsmethodik zur Lebensdauerabschätzung von innendruckbelasteten PE Rohren, die auf zyklischen Versuchen an "Cracked Round Bar"- (CRB) Prüfkörpern basiert. Im Gegensatz zu den bestehenden Studien, wo diese Extrapolationsmethodik stets bei einer Temperatur von 23 °C erfolgte, ist in dieser Masterarbeit eine Materialcharakterisierung bei 60 °C durchzuführen. Die anschließend durchgeführte Lebensdauerabschätzung ist mit realen Versagenszeiten aus Zeitstandinnendruckversuchen bei derselben Temperatur an PE Rohren des gleichen Materials zu vergleichen, die parallel zu dieser Masterarbeit durchgeführt werden.

Die Ergebnisse der Masterarbeit sind in übersichtlicher Form darzustellen und unter Berücksichtigung einschlägiger Fachliteratur zu diskutieren.

Leoben, 01. 08. 2009

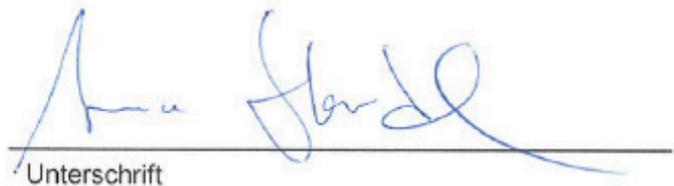


Ao. Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. G. Pinter

Eidesstattliche Erklärung:

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

Leoben, am 01.03. 2010



Unterschrift

DANKSAGUNG

Die vorliegende Masterarbeit wurde im Rahmen des K_{plus}-Projekts "Evaluation of the effect of defects on the long-term failure behavior of PE pressure pipes" (Projekt Nr. III-3.01) an der Polymer Competence Center Leoben GmbH im Rahmen des Kompetenzzentren-Programms K_{plus} des Bundesministeriums für Verkehr, Innovation und Technologie unter Beteiligung der Montanuniversität Leoben, Agru Kunststofftechnik GmbH (A), Borealis GmbH (A), OMV Exploration & Production GmbH (A), Österreichische Vereinigung für das Gas- und Wasserfach (A) und Rabmer Bautechnologie GmbH & Co KG (A) erstellt und mit Mitteln des Bundes und der Länder Steiermark und Oberösterreich gefördert.

Den Firmenpartnern danke ich für die Bereitstellung der Musterrohre und für die interessante und aufschlussreiche Diskussion zu Projektschluss. Spezieller Dank gebührt außerdem der Firma Agru für die Bereitstellung der Prüfplatten und der Firma Borealis für die Durchführung der Zeitstandinnendruckversuche.

An dieser Stelle möchte ich mich auch bei Ao. Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Gerald Pinter für die Ermöglichung und Durchsicht dieser Arbeit und die laufende Unterstützung bedanken.

Des Weiteren gilt mein besonderer Dank meinem Diplomarbeitbetreuer Dipl. Ing. Andreas Frank. Sein breites Fachwissen, welches er mir in unzähligen Gesprächen zu vermitteln versuchte, und seine scheinbar unerschöpfliche Hilfsbereitschaft erleichterten mir die Erarbeitung des Fachgebietes enorm.

Den Mitarbeitern des PCCL und des IWPK danke ich für das gute Arbeitsklima. Besonders bedanke ich mich bei meinen zuverlässigen „Troubleshootern“, die mir bei der Lösung von divers auftretenden Problemen im Umgang mit den Prüfmaschinen schnell und kompetent geholfen haben.

Abschließend möchte ich meinen Eltern und meinen Geschwistern für ihr stetes Vertrauen und ihre bedingungslose Unterstützung danken.

KURZFASSUNG

Die Lebensdauer von Polyethylen (PE)-Rohren unter Innendruck ist durch das typisch auftretende Langzeitversagensverhalten der Rissinitiierung und des quasi-spröden Risswachstums gekennzeichnet. Dabei verursachen inhärente Defekte im Material oder Beschädigungen an der Rohroberfläche Spannungskonzentrationen, welche für die Initiierung und das Wachstum von Rissen verantwortlich sind.

Im Rahmen dieser Masterarbeit erfolgte zum einen die Entwicklung einer raschen und baustellengeeigneten Messmethodik zur Bewertung von Oberflächendefekten an der Rohraußenwand. Hierfür wurden mit einer geeigneten Abformmasse aus Silikon sogenannte Defekt-Negative erstellt, deren hohe Abformgenauigkeit von mehr als 90 % wurde mittels hochauflösender Topografiemessung bestätigt. Die Defekt-Negative ermöglichen in weiterer Folge ein relativ einfaches Vermessen der Defekttiefen und -breiten selbst von scharfen Beschädigungen und bieten weiters interessante Optionen hinsichtlich der Dokumentation und Archivierung von Oberflächenbeschädigungen.

Mit Hilfe der Defekt-Negative erfolgte eine umfangreiche systematische Beurteilung der Oberflächen von unterschiedlich installierten PE-Rohren, wobei Mustern aus grabenlos installierten Rohren besondere Aufmerksamkeit gewidmet wurde. Die Ergebnisse zeigten, dass für die Rohre aus realen (auch grabenlosen) Anwendungen keine Defekte zu erwarten sind, welche eine kritische Defekttiefe von 10 % der Rohrwandstärke erreichen. Bei einem Musterrohr aus einer Teststrecke, welches gezielt mit einer Punktlast beansprucht wurde, und an der Innenseite eines abgequetschten Rohrs wurde hingegen ein Überschreiten der 10 %-Marke festgestellt.

Ein weiterer Schwerpunkt dieser Masterarbeit war die Evaluierung einer bereits entwickelten Prüf- und Extrapolationsmethodik zur beschleunigten Lebensdauerabschätzung von innendruckbelasteten Rohren, die auf der Messung der Risskinetik mit „Cracked Round Bar“- (CRB) Prüfkörpern mit zyklischen Versuchen bei unterschiedlichen R-Verhältnissen basiert. Hierfür wurden die entsprechenden bruchmechanischen Parameter für zwei PE Materialien bei einer Temperatur von 60 °C bestimmt und die Risswachstumszeit in einem innendruckbelasteten Rohr

bis zum Versagen vorhergesagt. Die gute Übereinstimmung der extrapolierten Versagenszeiten zu realen quasi-spröden Versagenszeiten aus Zeitstandinnen-druckversuchen derselben Temperatur bestätigte die Gültigkeit der untersuchten Prüfmethodik.

ABSTRACT

The lifetime of polyethylene (PE)-pipes under internal pressure is defined by the typically occurring long-term failure behaviour of crack initiation and quasi-brittle crack growth, which is caused by stress concentrations at inherent defects in the material and damages on the pipe surface.

First in this master thesis a quick measuring method suitable for on-site application for the evaluation of defects on the pipe surface was developed. For this purpose negatives of defects were produced using a silicon resin, which reproduces surface details with high accuracy. This accuracy was verified in high-definition topography measurements. In consequence these defect negatives allow a rather simple measurement of the depths and widths even of sharp damages and offer furthermore interesting options regarding documentation and archiving of surface damages.

By means of these defect negatives a comprehensive, systematic evaluation of surfaces of differently installed PE-pipes was conducted, whereby special attention was paid to trenchless installed pipes. The results show, that for practical pipe applications (also trenchless) no defects are to be expected, which reach the critical defect depth of 10 % of the pipe wall thickness. However, the defect of a pipe from a pipe test line, which has been systematically loaded with a point load, and a defect on the inner surface of a squeezed pipe exceeded the 10 % guide value.

A further main issue of this master thesis was to evaluate an already developed testing and extrapolation method for an accelerated estimation of lifetimes of internally pressurised pipes. This method is based on the measurement of the crack kinetics of „Cracked Round Bar“- (CRB) samples in cyclic tests at different R-ratios. Therefore the respective fracture mechanical parameters for two PE materials at 60 °C were determined and the time for crack growth to the point of failure was predicted. The good correlation of the predicted, extrapolated lifetimes and the quasi-brittle failure times measured in internal pressure tests at similar temperatures verify the validity of the examined test method.

INHALTSVERZEICHNIS

DANKSAGUNG	iv
KURZFASSUNG	v
ABSTRACT.....	vii
INHALTSVERZEICHNIS.....	viii
1 EINLEITUNG UND ZIELSETZUNGEN	1
2 GRUNDLAGEN.....	3
2.1 Rohrwerkstoff Polyethylen.....	3
2.1.1 Langsames Risswachstum.....	5
2.1.2 Molekulare Struktur und Morphologie: Bedeutung für langsames Risswachstum	7
2.2 Oberflächendefekte in Polyethylenrohren.....	11
2.2.1 Inhärente Defekte	11
2.2.2 Defekte durch Beschädigungen.....	12
2.3 Bruchmechanische Untersuchung von Polyethylen Rohren	16
2.3.1 Linear-elastische Bruchmechanik.....	17
2.3.1.1 K-Konzept.....	18
2.3.1.2 Prüfkonzep.....	20
2.3.1.3 Lebensdauerberechnung.....	22
3 EXPERIMENTELLES.....	24
3.1 Untersuchte Werkstoffe	24
3.1.1 Musterrohre aus realen Anwendungen.....	24
3.1.2 Bruchmechanische Charakterisierung	25
3.2 Probenherstellung	26
3.2.1 Musterrohre	26
3.2.2 „Cracked Round Bar“ (CRB) Prüfkörper	26
3.2.3 „Compact Type“ (CT) Prüfkörper	27
3.3 Methodenentwicklung.....	28

3.3.1	Charakterisierung von Oberflächendefekten mittels Ultraschall	28
3.3.2	Erstellung von Defekt-Negativen	30
3.3.3	Visuelle und optische Charakterisierung von Bruchflächen und Oberflächendefekten	31
3.3.4	Zyklische Ermüdungsversuche mit CRB-Prüfkörper.....	34
3.3.5	Statische Versuche mit CRB-Prüfkörpern.....	38
3.3.6	Statische Versuche mit CT-Prüfkörpern	39
3.3.7	Zeitstandinnendruckversuche	41
4	ERGEBNISSE UND DISKUSSION	42
4.1	Bewertung von Oberflächendefekten	42
4.1.1	Visuelle Beurteilung	42
4.1.2	Ultraschalluntersuchungen	45
4.1.3	Analyse der Defekt-Negative	47
4.2	Bruchmechanische Lebensdauerabschätzung von innendruck- belasteten Polyethylen Rohren.....	51
4.2.1	Lebensdauerabschätzung von Rohren aus Blasform-Polyethylen	51
4.2.2	Lebensdauerabschätzung von Rohren aus Rohr-Polyethylen.....	60
4.2.3	Gegenüberstellung der unterschiedlichen Materialien	66
5	ZUSAMMENFASSUNG	68
6	LITERATUR	70

1 EINLEITUNG UND ZIELSETZUNGEN

Polyethylen ist seit über 50 Jahren als Rohrwerkstoff in Verwendung und etabliert sich aufgrund des positiven Eigenschaftsportfolio und der stetigen Entwicklung der Rissbeständigkeit zunehmend. Um die geforderte Mindestbetriebszeit von 50 Jahren zu garantieren, werden Rohre seit den 60er Jahren traditionell in Zeitstandinnendruckversuchen untersucht (Richard et al., 1959; Lang et al., 2005). Die höhere Rissbeständigkeit der neuen Materialien hat nun zur Folge, dass einerseits eine höhere geforderte Mindestbetriebszeit von 100 Jahren angedacht wird und andererseits auch die wirtschaftlichere Verlegung unter höherer Belastung wie grabenlose Verlegung oder Verlegung ohne Sandbettung an Bedeutung gewinnt. Des Weiteren stellt die höhere Rissbeständigkeit neue Herausforderungen an die Prüfmethodik, da Zeitstandinnendruckversuche aufgrund der hohen Versagenszeiten selbst bei erhöhten Temperaturen nicht mehr praktikabel sind. Die Lebensdauer von PE-Rohren wird durch ein typisch auftretendes Langzeitversagen durch spröde, bzw. quasi-spröde Rissausbreitung bei geringen Spannungen limitiert (Richard et al., 1959; Grellmann und Seidler, 1998; Pinter, 1999). Diese Arbeit nähert sich unter zwei Blickwinkeln dem Problem der Lebensdauerabschätzung.

Erstens wird ein eingehendes Verständnis der in der Praxis auftretenden handhabungs- und installationsbedingten Defekte aufgebaut, da diese Defekte durch lokale Spannungskonzentrationen die spröde Rissausbreitung initiieren können. Hierfür werden anhand von Musterrohren aus realen Anwendungen die tatsächlich auftretenden Defektgrößen ermittelt und die ermittelten Defektgrößen mit der Entstehungsursache korreliert. Des Weiteren wird eine baustellentaugliche Messmethodik zur Erfassung von Oberflächenbeschädigungen entwickelt um eine einfache und schnelle Beurteilung von zulässigen Defektgrößen zu ermöglichen.

Zweitens wird im Zuge dieser Arbeit eine beschleunigte, bruchmechanische Prüfmethodik zur Bestimmung der Lebensdauer evaluiert. Diese Prüfmethodik basiert auf der Extrapolation von bei unterschiedlichen Belastungsverhältnissen gemessenen Risswachstumsgeschwindigkeiten zu einer synthetischen, statischen Kinetikkurve. Unter Annahme der Gültigkeit der linear-elastischen Bruchmechanik

wird basierend auf dieser Kurve die Lebensdauer des Rohrs berechnet. Diese Prüfmethode wurde bereits für zahlreiche Materialien bei Raumtemperatur angewandt. Ein Vergleich mit Versagenszeiten aus Zeitstandinnendruckversuchen war aber nicht möglich, da diese nur für höhere Temperaturen vorhanden sind. Zu diesem Zweck erfolgte in dieser Arbeit die Prüfung von zwei unterschiedlichen Polyethylen-Typen, einer Blasform- und einer Rohr-Type, bei 60 °C. Die berechneten Lebenszeiten werden mit realen Daten aus Zeitstandinnendruckversuchen verglichen um die Anwendbarkeit der Extrapolationsmethode zu beurteilen.

2 GRUNDLAGEN

Polyethylen hoher Dichte (PE-HD, „high density polyethylene“) wird vermehrt als technischer Kunststoff vor allem als Rohrwerkstoff in der Gas- und Wasserverteilung eingesetzt. In diesen Anwendungen wird dem Langzeitverhalten und der Verlässlichkeit dieses Werkstoffes zentrale Bedeutung beigemessen. Daher ist ein eingehendes Verständnis der vorhandenen Defekte und deren Wachstum als Teil der Bruchmechanik nötig. In den folgenden Abschnitten wird auf den Rohrwerkstoff Polyethylen und dessen Eigenschaften (Abschnitt 2.1), die zum möglichen Versagen führenden Defekten (Abschnitt 2.2) und der in dieser Arbeit verwendeten bruchmechanischen Lebensdauerabschätzung von Rohren (Abschnitt 2.3) eingegangen.

2.1 Rohrwerkstoff Polyethylen

Polyethylen wurde erstmals 1954 als Werkstoff für Rohrleitungen verwendet und ist heute als Werkstoff für die Gas- und Wasserversorgung etabliert (Glanert, 2007). Polyethylen als Rohrwerkstoff wird nach ISO-EN-DIN in drei Generationen PE 32 bis PE 63, PE 80 und PE 100 eingeteilt. Die Zahl bezeichnet hierbei die mindest erforderliche Festigkeit (MRS „minimum required strength“) in MPa nach 50 Jahren Betriebsdauer im Medium Wasser bei 20 °C. Aus Tabelle 2.1 ist die Entwicklung der Mindestanforderung nach DIN 8075 ersichtlich. Die heute gängige Werkstoffklasse PE 100 ist ein PE-HD mit bimodaler Molmassenverteilung (Brömstrup, 2004). Der Werkstoff PE-HD entsteht durch die anionische Polymerisation von Ethylenmolekülen zu weitgehend linearen Makromolekülen mit nur 3 bis 5 Verzweigungen je 1000 C-Atome. Daraus folgen eine hohe Kristallinität (zwischen 60 und 80 %) und Dichte (zwischen 0,942–0,965 g/cm³) (Domininghaus, 2008).

Der weltweite Verbrauch von PE-HD lag 2007 bei 30,45 Millionen Tonnen. Die Herstellung von Rohren ist mit einer weltweiten Produktionsmenge von 4,4 Millionen Tonnen (im Jahr 2007) und einer Wachstumsrate von 7 % p.a. der am stärksten wachsende Markt unter den führenden PE-HD Anwendungen.

Tabelle 2.1: Übersicht über die Entwicklung der Anforderungen an Rohr-PE nach DIN 8075.

Erscheinungs- jahr DIN 8075	Bezeich- nung	Prüfan- forderung* [h]	E-Modul [MPa]	Anmerkung
1960	PE hart	54	1200	Lineare Polymerkette
1987	PE-HD	170	800 – 1000	Verzweigungen (Copolymer)
1999	PE 80	1000	650 – 900	Mono- und bimodaler Herstellungsprozess
1999	PE 100	3000	1200	Bi- bzw. multimodaler Herstellungsprozess

*Zeitstandinnendruckversuch bei 80 °C, Umfangsspannung 4 MPa, Wasser

Dieses überdurchschnittliche Wachstum beruht zum einen auf die bereits zahlreich gesammelten Erfahrungswerte mit PE-HD als Rohrwerkstoff in der Praxis. Zum anderen ermöglichte die weitere Verbesserung der Rissbeständigkeit wirtschaftlichere Verlegungsmethoden, wie zum Beispiel die sandbettfreie Verlegung (Stechhan, 2008).

Weitere positive Eigenschaften von PE als Rohrwerkstoff umfassen (Peacock, 2000; Glanert, 2007):

- Geringe Rohrkosten und einfache Installation und Handhabung
- Geringe Permeabilität
- Hohe Korrosions- und Chemikalienbeständigkeit
- Beständigkeit gegen Risswachstum
- Hohe Steifigkeit
- Hohe Lebensdauer

Die folgenden Abschnitte geben einen Überblick über das für die Anwendung kritische langsame Risswachstum (Abschnitt 2.1.1) und die wesentlichen polymerphysikalischen Faktoren die eine Verbesserung der Rissbeständigkeit ermöglichen (Abschnitt 2.1.2).

2.1.1 Langsames Risswachstum

Die Lebensdauer von PE-Rohren wird durch das typisch auftretende Langzeitversagen durch spröde, bzw. quasi-spröde Rissausbreitung bei geringen Spannungen bestimmt (Richard et al., 1959; Grellmann und Seidler, 1998; Pinter, 1999). Überprüft wird dies seit den 60er Jahren traditionell in Zeitstandinnendruckversuchen. Hierbei wird in einem doppeltlogarithmischen Diagramm die Spannung über der Versagenszeit aufgetragen (siehe Abbildung 2.1). Das Diagramm teilt sich hierbei in drei typische Bereiche auf. Im Bereich A kommt es bei hohen Innendrücken bzw. Vergleichsspannungen bereits nach geringer Zeit zu großen plastischen Deformationen und zum duktilen Versagen. Bei geringeren Innendrücken ist der für die Langzeitanwendung relevante Bereich B durch die Initiierung und das Wachstum quasi-spröder Risse bei gleichzeitig geringen plastischen Deformationen gekennzeichnet. Im Bereich C wird das spröde Versagen bei sehr geringen Innendrücken und langen Versuchszeiten hauptsächlich durch globale Alterungsprozesse und Polymerabbau bestimmt (Richard et al., 1959; Lang et al., 2005).

Die Versagenszeit im Bereich B kann in eine Phase der Rissinitiierung, ausgehend von Defekten, und in eine Phase des langsamen Risswachstums SCG („Slow Crack Growth“) geteilt werden (Pinter, 1999). Untersuchungen haben gezeigt, dass trotz der unterschiedlichen Belastungssituation das langsame Risswachstum unter statischer Belastung CCG („Creep Crack Growth“), wie es im Fall des Zeitstandinnendruckversuches vorliegt, und das Risswachstum unter zyklischer Belastung FCG („Fatigue Crack Growth“) durch die gleichen mikromechanischen Verformungsvorgänge bestimmt werden und getroffenen Werkstoffvergleiche qualitativ äquivalent sind. Des Weiteren wird das Bruchverhalten unter beiden Belastungsfällen von denselben Werkstoffparametern beeinflusst (Haager et al., 2005).

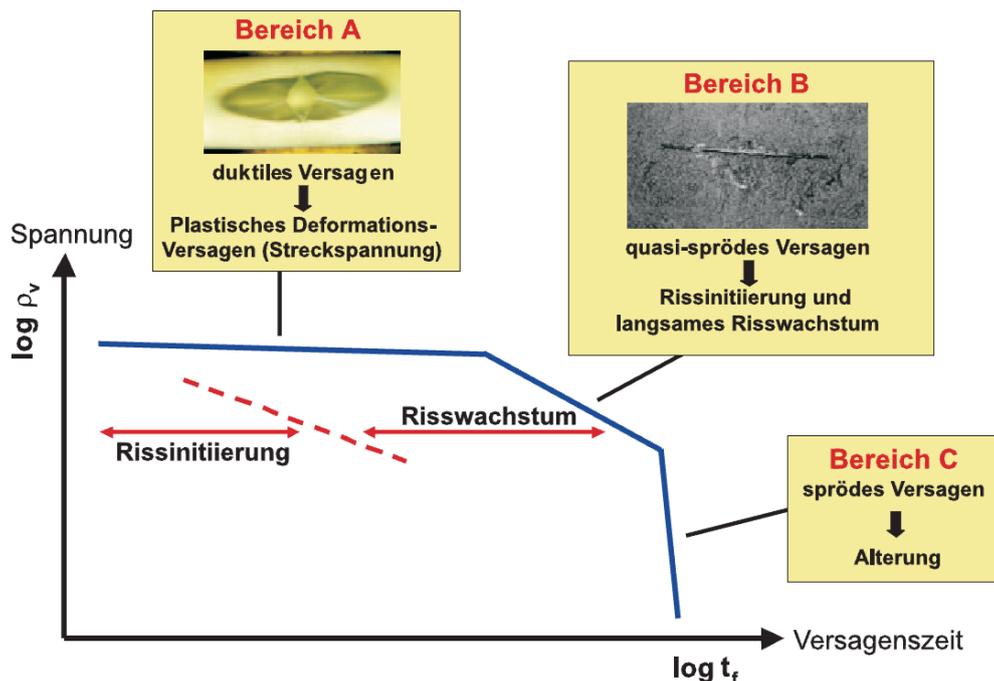


Abb. 2.1: Schematische Zeitstandinnendruckkurve (Lang et al., 2005).

Abbildung 2.2 zeigt schematisch die Mechanismen für langsames Risswachstum. In der Umgebung von Mikrodefekten bilden sich Mikrohohlräume vor der Risspitze. Das Material zwischen diesen Mikrohohlräumen wird verstreckt und sogenannte Fibrillen oder auch „Crazes“ aus hochorientiertem Material gebildet (Brömstrup, 2004). Für das Wachstum der Fibrillen sind, neben dem Nachfließen von noch nicht fibrilliertem Material aus der Fibrillen-Grenzfläche, in erster Linie der Entschlaufungsvorgang der Tie-Moleküle und auch das Aufbrechen derer kovalenten Bindungen verantwortlich. Die Tie-Moleküle sind ungeordnete Molekülbrücken, die die kristallinen Bereiche miteinander verbinden und einen bestimmenden Faktor für die Risszähigkeit darstellen (Pinter, 1999). Mit erhöhter Dichte an Tie-Molekülen wird ein höherer Fibrillierungsgrad erreicht und somit die lokale Spannung an den Fibrillen besser aufgeteilt. Langsames Risswachstum tritt bei Versagen der Fibrillen ein. Da folglich die bestimmende Spannung für Risswachstum die lokale Spannung an den Fibrillen ist, wird durch die bei höherer Tie-Moleküldichte bessere Spannungsverteilung eine erhöhte Rissbeständigkeit erreicht (Brown und Lu, 1995; Duan und Williams, 1998).

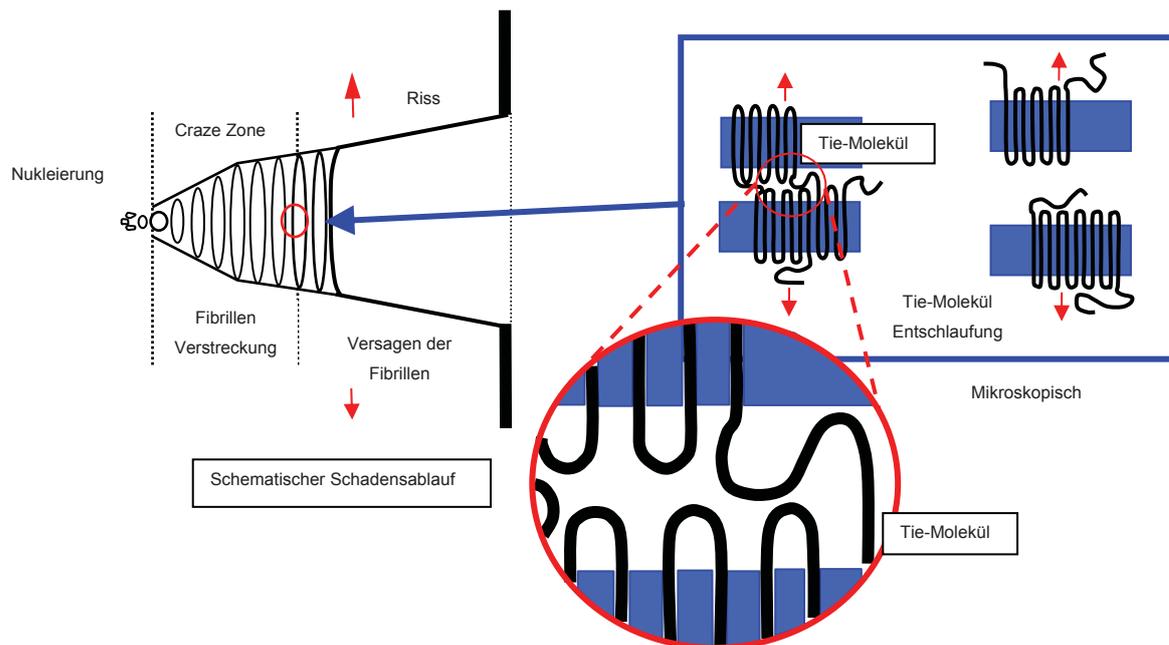


Abb. 2.2: Schematische Darstellung des langsamen Risswachstumsmechanismus bei PE-HD (Brömstrup, 2004).

2.1.2 Molekulare Struktur und Morphologie: Bedeutung für langsames Risswachstum

Die Polymerstruktur und –morphologie sowie die Verarbeitungs-, Belastungs- und Umgebungsbedingungen haben indirekten bzw. direkten Einfluss auf das Bruchverhalten. Folgend wird kurz auf die wichtigsten werkstofflichen Parameter eingegangen:

- Tie-Moleküle
- Kettenstruktur
 - Mittlere Molmasse
 - Molmassenverteilung
 - Konzentration und Länge der Verzweigungen
- Morphologie
 - Kristallinität
 - Lamellendicke
 - Amorphe Zone

Die *Kettenstruktur* beeinflusst das Risswachstumsverhalten direkt über die Dichte der Tie-Moleküle und indirekt über die Veränderung der Morphologie (Pinter, 1999; Egan und Delatycki, 1995). Die Anzahl der Tie-Moleküle und somit die Rissbeständigkeit des Polymers steigt mit höherer mittlerer Molmasse und auch mit einer höheren Dichte der Kurzkettenverzweigungen durch die Verringerung der Lamellendicke. Außerdem bewirken die Kurzkettenverzweigungen vor allem auch eine Erhöhung des Widerstandes gegen Entschlafung, besonders mit zunehmender Länge der Verzweigungen. Daraus folgt eine größere Verstreckung der Fibrillen und somit eine höhere Energieabsorption durch Fibrillierung während des Bruchs.

Weiters beeinflusst die *Morphologie* das langsame Risswachstum über den Kristallinitätsgrad und die Perfektheit der Kristalle. Durch einen geringeren Kristallinitätsgrad, hervorgerufen zum Beispiel durch eine höhere Dichte an Kurzkettenverzweigungen, wird die Fließspannung herabgesetzt. Die geringere Fließspannung führt zu einer größeren plastischen Zone an der Risspitze und folglich zu einer Abstumpfung der Risspitze. Im Bereich der plastischen Zone kommt es durch die Fibrillierung daher zu einer höheren Energieabsorption und folglich zu geringeren Risswachstumsgeschwindigkeiten.

Die Perfektheit der Kristalle hat zwei gegenläufige Einflüsse auf die Risswachstumsgeschwindigkeit. Einerseits wird durch perfektere Kristalle der Entschlafungswiderstand erhöht und somit das Risswachstum behindert, andererseits wird durch die Anhebung der Fließspannung die Energieabsorption durch Bildung kleinerer plastischer Zonen herabgesetzt (Pinter, 1999; Egan und Delatycki, 1995). Zur besseren Übersicht sind in Tabelle 2.2 alle beschriebenen Einflüsse noch einmal grob aufgelistet.

Die Molmasse beeinflusst die Beständigkeit gegen SCG durch die Erhöhung der Dichte der Tie-Moleküle maßgeblich. Mit steigender Molmasse wird jedoch die Verarbeitbarkeit deutlich herabgesetzt. Die dritte Generation der PE-Rohrwerkstoffe, die Klasse PE 100, vereint nun durch die bimodale Molmassenverteilung sowohl gute Verarbeitbarkeit als auch hohe Rissbeständigkeit. Der gezielte Einbau von Kurzkettenverzweigungen im Bereich hoher Molmassen

(siehe Abbildung 2.3b) hat das Langzeitverhalten der PE 100 Werkstoffe weiter verbessert (Pinter, 1999; Brömstrup, 2004).

Tabelle 2.2: Übersicht über Einflussfaktoren und deren Auswirkung auf das langsame Risswachstum in PE-HD.

Parameter	Einfluss auf	Richt- ung	Risszäh- igkeit	Anmerkung
Molmasse ↑	• Tie-Moleküle	↑	↑	durch hohen Anteil langer Ketten
Dichte u. Länge d. Kurzketten- verzweigungen ↑	• Tie-Moleküle	↑	↑	sowohl Anzahl als auch Abgleit- widerstand wird erhöht
	• Kristallinität	↓	↑	größere plastische Zonen durch niedrigere Fließspannung
	• Lamellendicke	↓	↑	mehr Tie-Moleküle
Kristallinitätsgrad ↑	• Fließspannung	↑	↓	kleinere plastische Zonen
Perfektheit der Kristalle ↑	• Entschlaufungs- widerstand	↑	↑	
	• Fließspannung	↑	↓	

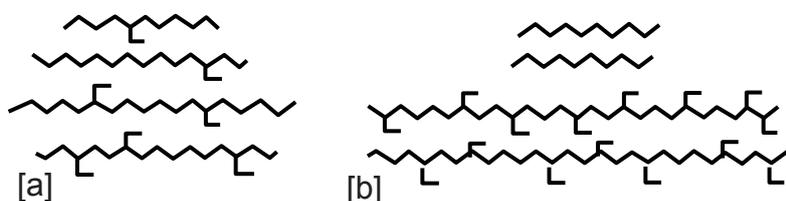


Abb. 2.3: Schematische Darstellung der molekularen Struktur von [a] monomodal verteiltem PE und [b] bimodal verteiltem PE (Brömstrup, 2004).

Bimodale Polymere haben zwei Maxima in der Molmassenverteilung, eines im niedrig- und eines im höhermolekularen Bereich. Die Makromoleküle mit unterschiedlicher mittlerer Molmasse können entweder simultan mittels Katalysator mit zwei aktiven Zentren, oder aufeinanderfolgend im Zwei-Schritt-

Reaktor polymerisiert werden. Für die Verarbeitung ist der Molmassenbereich zwischen 10^3 und 10^4 g/mol entscheidend. Das Maximum in diesem Bereich garantiert eine gute Fließfähigkeit und -verhalten der Schmelze und geringe Verarbeitungseigenstressungen durch schnelles Relaxieren. Außerdem kristallisieren kurze Ketten einfacher und einheitlicher als lange Ketten. Die Makromoleküle mit Molmassen zwischen 10^5 und 10^7 g/mol erhöhen die Schmelzefestigkeit und aufgrund der Kettenlängen die Dichte an Tie-Molekülen (Ehrenstein und Theriault, 2001).

Durch den gezielten Einbau von Kurzkettenverzweigungen im hochmolekularen Bereich wird durch die Behinderung der Kettenfaltung die Lamellendicke geringer und somit die Dichte an Tie-Molekülen stark erhöht (siehe Zusammenhänge Tabelle 2.1) (Hubert et al., 2001). Der Einfluss der bimodalen Molmassenverteilung auf Anwendungs- und Verarbeitungseigenschaften ist in Abbildung 2.4 ersichtlich.

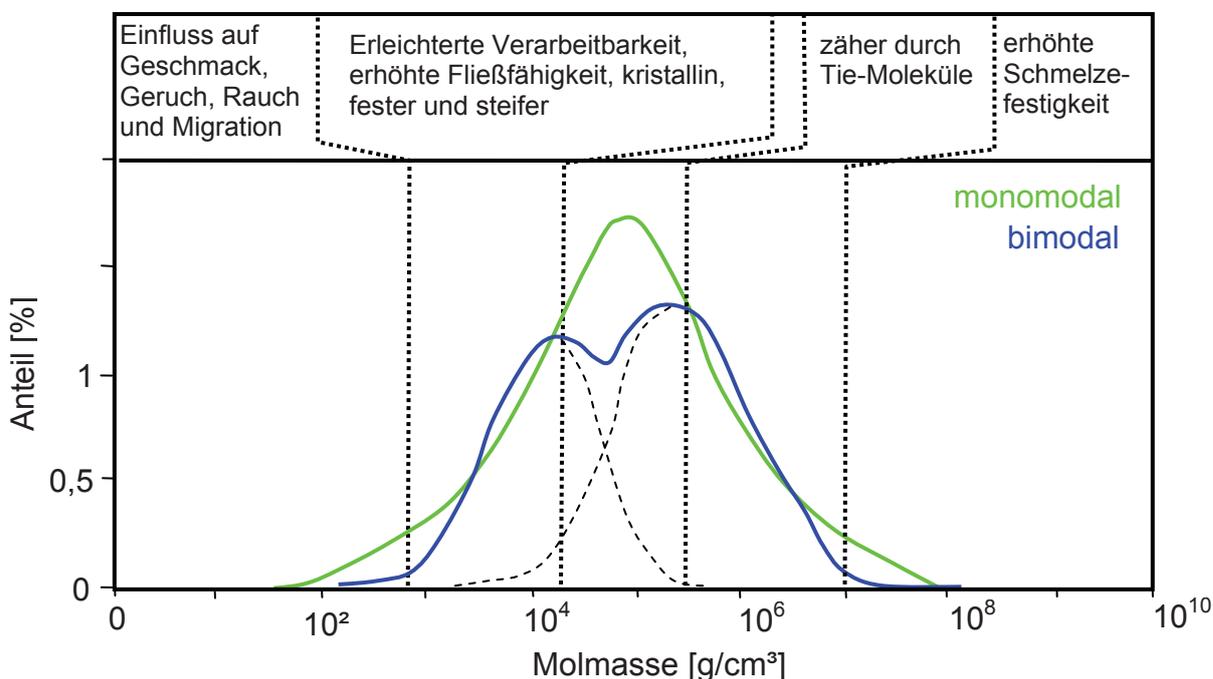


Abb. 2.4: Einfluss der bimodalen Molmassenverteilung auf das Eigenschaftsprofil von PE (Ehrenstein und Theriault, 2001).

2.2 Oberflächendefekte in Polyethylenrohren

Langsames Risswachstum wird durch lokale Spannungskonzentrationen an Mikrodefekten initiiert. Die Zeit bis zur Initiierung des Risswachstums und somit die Lebensdauer von Rohren hängt stark von Art, Lage und Größe dieser Defekte ab. Da die Spannung an der Rohrinneenseite am höchsten ist, konnten in optischen Untersuchungen von Bruchoberflächen zumeist Anfangsdefekte an der Rohrinne wand als Initiatoren für langsames Risswachstum identifiziert werden (Pinter, 1999; Schouwenaars, 2007). Generell sind Defekte in zwei Gruppen zu unterteilen:

- Inhärente Defekte, die maßgeblich durch den Extrusionsprozess bestimmt, in jedem Rohr vorhanden sind.
- Defekte durch Beschädigung im Zuge von Lagerung und Transport, Montage und Betrieb.

2.2.1 Inhärente Defekte

Die Lebensdauer von Rohren hängt maßgeblich von den im Rohr vorhandenen Defekten, deren Verteilung, Größe und Geometrie ab. Am kritischsten sind Defekte an der Rohrinne wand. Je größer und schärfer diese sind umso eher werden sie langsames Risswachstum initiieren und zum Versagen führen. Weitere Faktoren sind die Steifigkeit dieser Defekte im Vergleich zur Matrix, die Grenzflächenhaftung zwischen Defekt und Matrix und die Eigenspannung des Rohrs, besonders an der Rohrinne wand. So entsteht z.B. unter Belastung bei schlechter Grenzflächenhaftung eine Leerstelle, während eine gute Haftung die Spannungskonzentration am Defekt verringert. Abgesehen von der Größe, lösen folglich Defekte mit einer schlechteren Haftung, scharfen Kanten und einer größeren Steifigkeitsdifferenz eher Risswachstum aus (Wu et al., 2000).

In Untersuchungen wurde gezeigt, dass die typische Größe von solchen inhärenten Anfangsdefekten zwischen 100 und 400 μm liegt. Solche typischen Defekte sind Lunker, Materialinhomogenitäten, Fremdpartikel und Polymeragglomerate (siehe Abbildung 2.5) (Pinter, 1999).

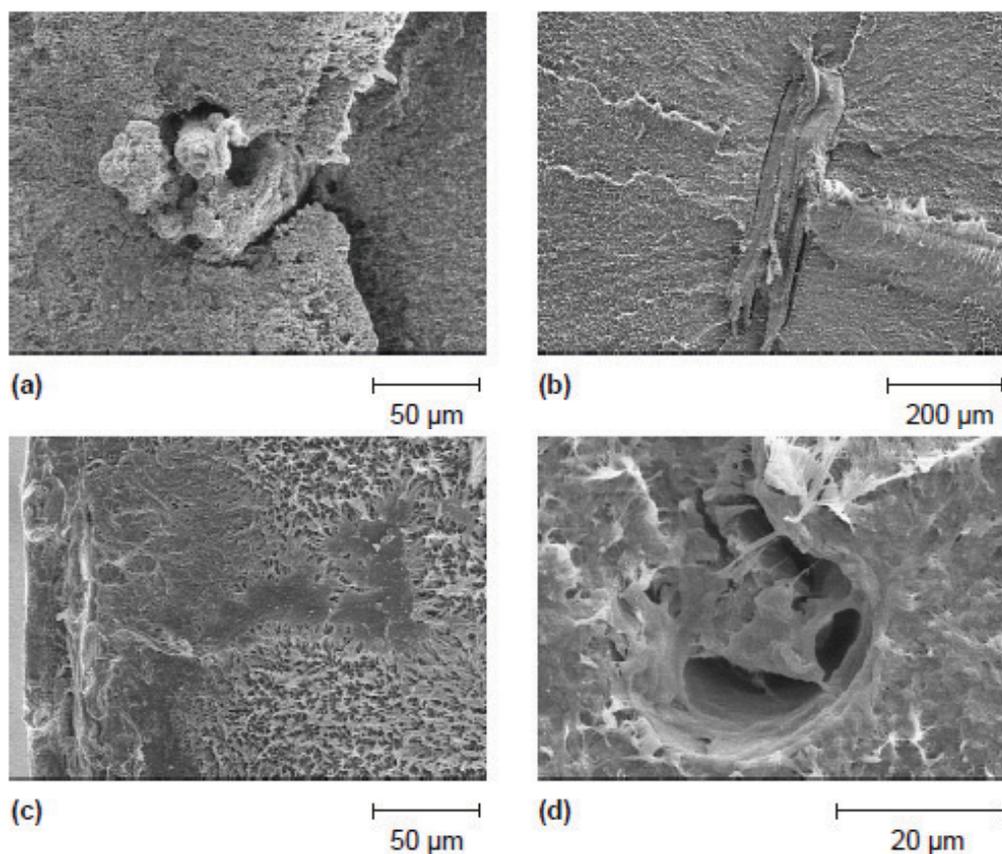


Abb. 2.5: REM-Aufnahmen von inhärenten Defekten von in Zeitstandinnendruckversuchen spröd versagten Rohren aus PE-HD. (a) Fremdpartikel, (b) Polymeragglomerat, (c) Materialinhomogenität, (d) Lunker (Pinter, 1999).

2.2.2 Defekte durch Beschädigungen

Im Laufe des Produkt-Lebenszyklus eines Rohrs wird dieses einer Anzahl von äußeren Einflüssen ausgesetzt. Unsachgemäße Lagerung und Transport können zu Vorverformung und Beschädigung des Rohrs und zu frühzeitiger Alterung durch UV-Strahlung (Sonnenlicht) oder aggressive Medien führen (Farshad, 2006). Bei der Montage und im Betrieb kann es aus folgenden Gründen zu Beschädigungen kommen:

- Defekte aufgrund unsachgemäßer Handhabung
- Defekte durch Quetschung des Rohrs
- Defekte aufgrund hoher Beanspruchung bei der grabenlosen Verlegung
- Defekte aufgrund von Punktlasten durch grobes Auffüllmaterial bei der sandbettfreien Verlegung

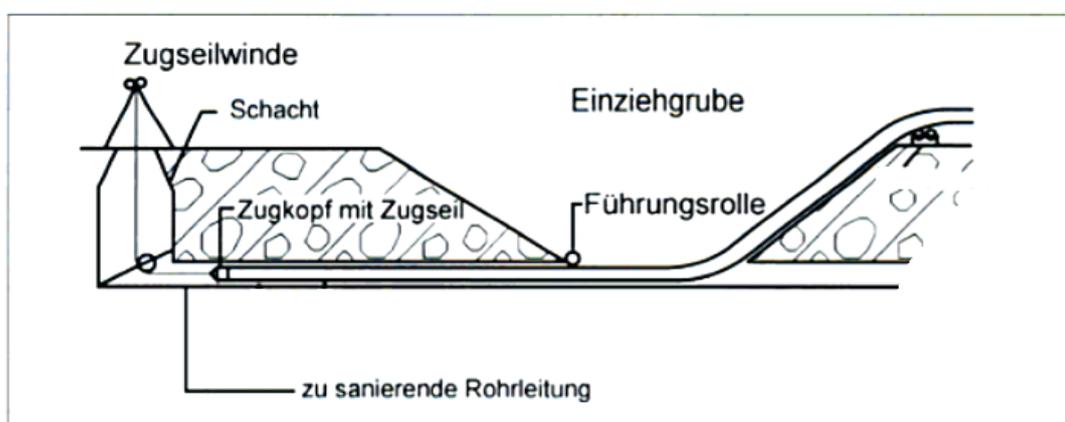
Die im Rahmen dieser Masterarbeit untersuchten Rohre stammen hauptsächlich aus grabenlosen Technologien, weshalb auf die hierbei entstehenden Defekte nachfolgend speziell eingegangen wird. Weiters werden Beschädigungen durch Quetschungen des Rohres erläutert, da dies einer in der Praxis häufig angewandten Methode entspricht.

Defekte aufgrund hoher Beanspruchung bei der grabenlosen Verlegung

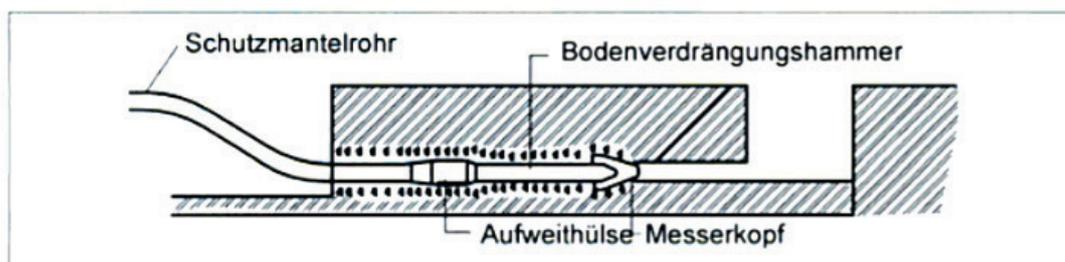
Grabenlose Verlegeverfahren für Neurohre beziehungsweise im Zuge von Rohrsanierungen gewinnen zunehmend an Bedeutung. Wie der Name bereits impliziert, kann bei dieser Bauweise auf die Aushebung eines Grabens verzichtet werden. Bei der Neuverlegung wird hierfür in verschiedenen „Mikrotunelling-Verfahren“, z.B. dem Spühlbohrverfahren, ein Kanal gegraben und das Rohr eingezogen. Bei der Rohrsanierung hingegen wird ein Rohr geringeren Durchmessers in das bestehende Altrohr eingezogen (das sogenannte „Relining-Verfahren“, siehe Abbildung 2.6a), bzw. vorverformt eingebracht (das sogenannte „Close-Fit-Liner-Verfahren“). Wenn der Durchmesser erhalten oder vergrößert werden soll, muss das Altrohr zerstört, das Erdwerk verdrängt und erst anschließend das Neurohr eingezogen werden. Beispiele für solche Verfahren sind z.B. das „Berstlining“ (siehe Abbildung 2.6b) und das „Pipe-Eating Verfahren“ (Brömstrup, 2004; Kiesselbach und Finzel, 2006).

Die grabenlose Verlegung liefert aufgrund der Vermeidung von Erdbewegungsarbeiten enorme Kostenersparnis von bis zu 30-50 % und eine Verkürzung der Bauzeit in Abhängigkeit von dem gewählten Verfahren (Conradin, 1999). Damit diese Vorteile zum Tragen kommen, müssen hohe Qualitätsstandards eingehalten werden, was aktuell zu einer vermehrten Aufarbeitung von Regelwerken für grabenlose Verlegeverfahren führt. Bei der grabenlosen Rohrverlegung von PE-Rohren muss besonders auf die Einhaltung der zulässigen Zugkräfte auf das Rohr und deren Verbindungen und auf die Vermeidung von unzulässigen Beschädigungen wie Riefen, Kerben und Punktbelastungen geachtet werden (Kiesselbach und Finzel, 2006). Die höchstzulässige Kerbtiefe liegt nach ÖVGW Richtlinie G52-2 bei 10 % der Wandstärke. Hierfür müssen bei der Neuverlegung die Bodenverhältnisse und Einbettungsverhältnisse hinreichend

bekannt sein. Bei der Rohrreparatur wiederum muss für das fehlerfreie Einziehen des Neurohrs ein ausreichend großer freier Querschnitt der alten Leitung garantiert sein. Rohrscherben, überstehende Zuläufe, Muffenversätze, Verwurzelungen oder andere Hindernisse sind daher vorher zu beseitigen (John, 2006; Brömstrup, 2004). Da auftretende Beschädigungen schwer zu detektieren sind, wurden für die grabenlose Verlegung Rohre mit höherer Rissbeständigkeit (Material PE-100 RC, „resistance to crack“), vernetzte Rohre oder Rohre mit Schutzmantel entwickelt und zunehmend eingesetzt (Glanert, 2007).



a)



b)

Abb. 2.6: Schematische Darstellung eines a) Relining-Verfahrens und eines b) Berstlining-Verfahrens (Brömstrup, 2004).

Defekte durch Quetschung des Rohrs

Die Möglichkeit des Quetschens von PE-Rohren erleichtert Reparaturen, Instandhaltung und Ausbau enorm. Hierfür wird das Rohr zwischen zwei parallelen

Balken so komprimiert, dass der Transportfluss minimiert wird (siehe Abbildung 2.7). Im Anschluss werden die Rohre in der Praxis rückdefiniert und der gequetschte Bereich durch eine Rohrschelle gestützt.

Der Grad der Abdichtung hängt vom Grad der Wanddickenkompression ab. Die Wanddickenkompression WC kann nach Gleichung 2.1 berechnet werden, wobei L der Abstand zwischen den Quetschbalken und t die Wanddicke ist. Sie wird als 0 % definiert wenn sich die Rohrwand berühren und als 100 % wenn zwischen den Quetschbalken kein Material mehr vorhanden ist. Eine vollständige Abdichtung kann jedoch nicht immer erreicht werden, da besonders bei größeren Rohrdurchmessern narbenartige Defekte an der Innenwand der Quetschlippen und lokal dünnere Wanddicken unter den Quetschbalken entstehen. Als kritische Wanddickenkompression wird für moderne PE-Materialien ein Wert von 30 % genannt (ASTM F 1734). Allgemein haben Untersuchungen gezeigt, dass die Quetschzeit kaum Einfluss hat, da die Spannung aufgrund der Viskoelastizität rasch abklingt. Abgesehen von der Kerbwirkung durch die Beschädigung werden zum Beispiel auch die Zugeigenschaften im Bereich der Quetschlippe in Abhängigkeit von der Kompressionsrate herabgesetzt. So haben gequetschte Rohre im Zeitstandinnendruckversuch alle im Bereich der Quetschung versagt, wobei die Eigenschaften der Rohre aus dem modernen PE 100 Material deutlicher verschlechtert wurden als die von PE 80 und vernetzten PE (PE-X) Materialien (Yayla und Bilgin, 2007).

Nach ASTM F 1734 soll die Eignung des Quetschprozesses mittels Zeitstandinnendruckversuch am gequetschten Rohr untersucht werden. Des Weiteren sollten die beanspruchten Zonen visuell begutachtet werden. Da die Beschädigungen jedoch zumeist an der Rohrwand auftreten, entziehen sich diese so der rein visuellen Inspektion.

$$WC = \left(1 - \frac{L}{2 \cdot t}\right) \cdot 100$$

Glg. 2.1

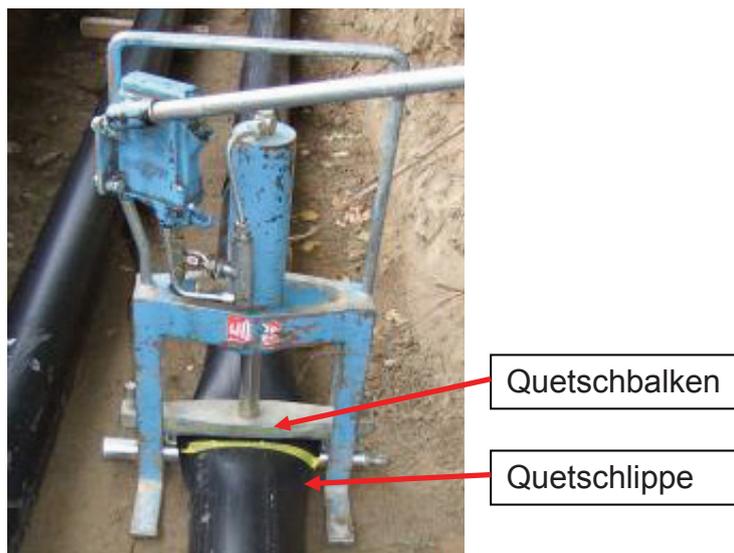


Abb. 2.7: Quetschung eines Rohres.

2.3 Bruchmechanische Untersuchung von Polyethylen Rohren

Abbildung 2.8 stellt den Bruchmechanikansatz dem traditionellen Ansatz zur Bauteilauslegung und Materialauswahl gegenüber. Im traditionellen Ansatz gilt ein Material dann als geeignet wenn die Festigkeit höher ist als die zu erwartenden auftretenden Spannungen. Dem Fakt, dass in jedem Bauteil inhärente Defekte vorhanden sind (siehe auch Abschnitt 2.2.1) wird hierbei keine Rechnung getragen. In der Bruchmechanik werden nun die drei Variablen angelegte Spannung, Defektgröße und Bruchzähigkeit, als relevanter, werkstofflicher Ersatzparameter zur Festigkeit, berücksichtigt und die kritische Kombination dieser Parameter quantifiziert (Anderson, 2005).

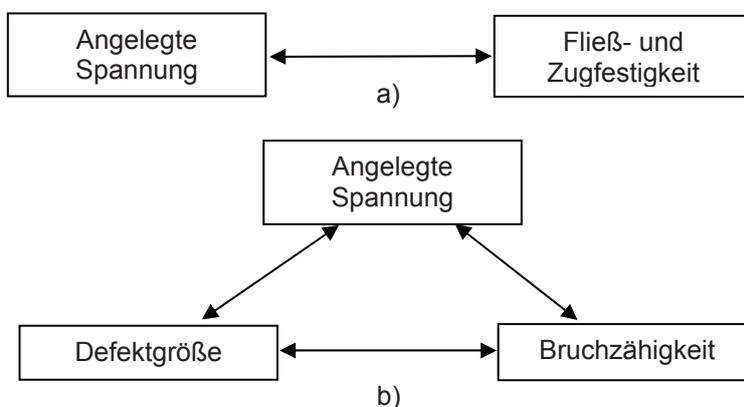


Abb. 2.8: Parameter des a) traditionellen Ansatzes und b) des Bruchmechanikansatzes zur Bauteilauslegung (Anderson, 2005).

2.3.1 Linear-elastische Bruchmechanik

Durch die linear-elastische Bruchmechanik (LEBM) wird das Spannungsfeld vor dem Riss und dessen Wachstum beschrieben. Die LEBM darf unter folgenden Voraussetzungen angewendet werden:

- Der rissbehaftete Körper muss ein linear-elastisches Werkstoffverhalten aufweisen.
- Etwaige plastische Verformungen müssen auf eine kleine Region vor der Rissspitze beschränkt sein.

Grundsätzlich unterscheidet man drei verschiedenen Belastungs-, bzw. Rissöffnungsarten (siehe Abbildung 2.9): Belastung normal zur Rissebene (Modus I), Scherung in der Rissebene (Modus II), und Scherung aus der Rissebene heraus (Modus III) (Gross und Seelig, 2007). In den meisten rissbehafteten Bauteilen überlagern sich die Modi, jedoch hat Belastungsmodus I technisch die größte Bedeutung (Hertzberg, 1996). In dieser Arbeit beziehen sich alle folgenden Betrachtungen auf den Belastungsmodus I.

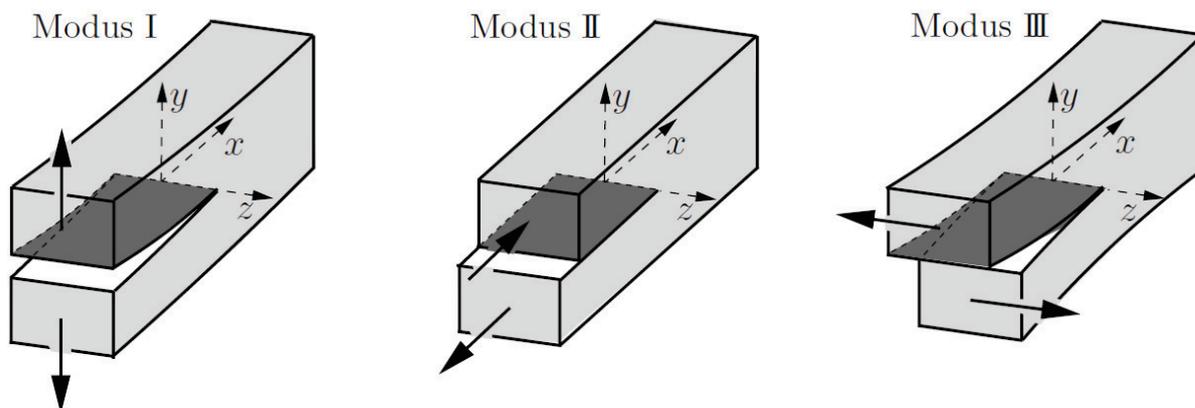


Abb. 2.9: Darstellung der verschiedenen Belastungsmodi (Gross und Seelig, 2007).

Bei der Anwendung der LEBM an Kunststoffen müssen drei wichtige Faktoren berücksichtigt werden:

- Das viskoelastische Verhalten von Kunststoff selbst bei geringen Belastungen.

- Der Einfluss der Belastungsvorgeschichte auf das viskoelastische Eigenschaftsprofil und auf das Fließverhalten.
- Die Tendenz zur hysteretischen Erwärmung von Kunststoffen bei dynamischer Belastung.

Untersuchungen haben gezeigt, dass die LEBM unter Berücksichtigung der oben genannten Faktoren sowie der Beschränkung der plastischen Zone und der nichtlinearen Viskoelastizität auf kleine Bereiche vor der Riss Spitze auch für Kunststoffe geeignet ist (Lang, 1984; Pinter, 1999).

2.3.1.1 K-Konzept

Für die Betrachtung des Rissfortschritts nach der LEBM gibt es zwei Konzepte. Eines basiert auf einer energetischen Betrachtung mit der Dehnungsenergiefreisetzungsrates G als Parameter. Das andere basiert auf einer Rissspitzenstressanalyse mit dem Spannungsintensitätsfaktor K als Parameter. Folgend wird näher auf den in dieser Arbeit verwendeten Spannungsintensitätsfaktor unter Belastungsmodus I, dem K_I , eingegangen.

Das unmittelbare Rissspitzenfeld kann durch den K_I -Faktor eindeutig charakterisiert werden (siehe Abbildung 2.10a). Der Bereich der plastischen Zone wird hierbei jedoch nicht richtig beschrieben. In der Realität kommt es aufgrund der in Richtung Riss Spitze stark ansteigenden Spannungen zu plastischem Fließen (siehe Abbildung 2.10b). Unter der Annahme, dass die plastische Zone sehr klein im Vergleich zur vom K -Faktor bestimmten Zone ist, ist die Beschreibung des Spannungsfeldes vor der Riss Spitze durch K_I jedoch gültig. K_I kann nach Gleichung 2.2 bestimmt werden, wobei σ die nominelle, angelegte Spannung, a die Länge des Risses und Y eine dimensionslose, geometrieabhängige Korrekturfunktion ist (Hertzberg, 1996).

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{a} \cdot Y \quad \text{Glg. 2.2}$$

Dieser Spannungsintensitätsfaktor kann nun, wenn die Voraussetzungen der LEBM (siehe Abschnitt 2.3.1) erfüllt sind, unter Berücksichtigung der Geometrie des Bauteils auf das Bauteil angewandt werden. Als Bruchkriterium für monotone Belastung lässt sich hierfür formulieren, dass Rissfortschritt eintritt, sobald der

Spannungsintensitätsfaktor K_I einen kritischen, materialabhängigen Wert, die Bruchzähigkeit K_{IC} , erreicht (siehe Gleichung 2.3).

$$K_I = K_{IC}$$

Glg. 2.3

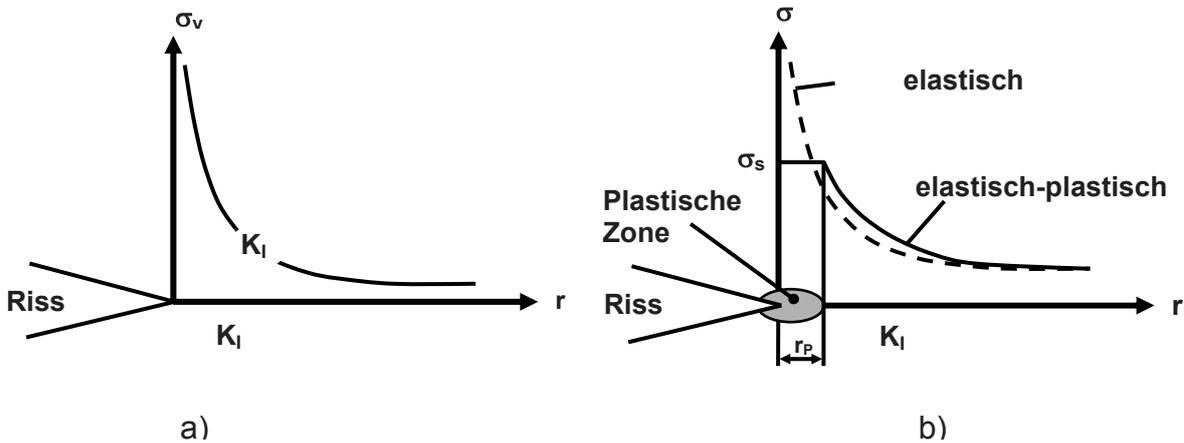


Abb. 2.10: Beschreibung des Rissspitzenfeldes durch den Spannungsintensitätsfaktor K_I a) ohne Berücksichtigung der plastischen Zone b) mit Berücksichtigung der plastischen Zone (Lang, 2002).

Die Kinetik des Risswachstum wird üblicherweise durch die doppelt-logarithmische Auftragung der Risswachstumsgeschwindigkeit, da/dt bei statischen und da/dN bei zyklischen Versuchen, über K_I beziehungsweise ΔK_I (Differenz der Spannungsintensitätsfaktoren) dargestellt. Die Kinetikkurven unterteilen sich hierbei in drei Bereiche. In Bereich 1 nähert sich K_I rasch dem Schwellwert $K_{I,th}$, bei dem der Riss zum Wachsen aufhört. In Bereich 2, dem stabilen Risswachstumsbereich besteht gewöhnlich ein linearer Zusammenhang, der nach der von Paris und Erdogan vorgeschlagenen Exponentialgleichung (siehe Gleichung 2.4 für statische Versuche und Gleichung 2.5 für zyklische Versuche) beschrieben werden kann (Paris und Erdogan, 1963):

$$\frac{da}{dt} = A \cdot K_I^m \tag{Glg. 2.4}$$

$$\frac{da}{dN} = A \cdot \Delta K_I^m \tag{Glg. 2.5}$$

In Bereich 3 nähert sich bei rasch steigender Risswachstumsgeschwindigkeit der Spannungsintensitätsfaktor der Bruchzähigkeit K_{IC} und das Material versagt. Eine

Verbesserung des Werkstoffs, also eine Erhöhung des Widerstands gegen Risswachstum, macht sich im Diagramm durch eine Verschiebung nach rechts und einer Verringerung der Steigung bemerkbar (siehe Abbildung 2.11) (Lang, 2002; Haager, 2006).

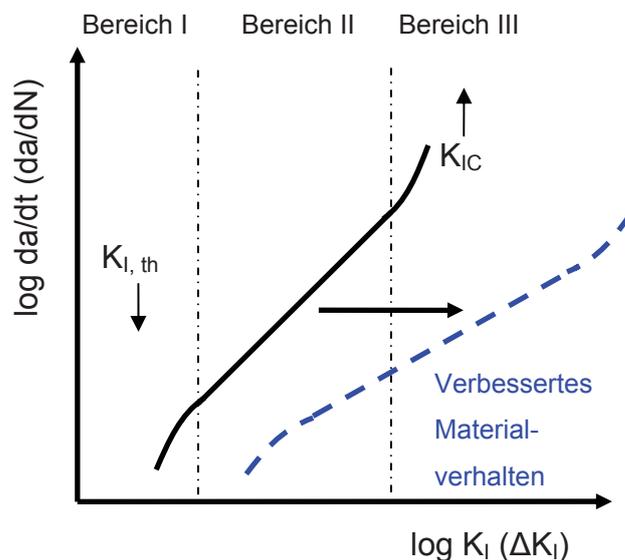


Abb. 2.11: Darstellung der Kinetik des Risswachstums unter statischer und zyklischer Last (Lang, 2002; Haager, 2006).

2.3.1.2 Prüfkonzep

Da die Mechanismen für SCG für statische und zyklische Beanspruchung dieselben sind (siehe Abschnitt 2.1.2), ist es möglich durch Prüfung unter zyklischer Belastung die Prüfzeit deutlich herabzusetzen. Die Belastung wird hierbei durch das R-Verhältnis, dem Quotienten aus minimaler und maximaler Spannung, charakterisiert (Lang et al., 2005). Bei jedem R-Verhältnis erhält man charakteristische Kinetikkurven, die neben dem R-Verhältnis auch vom geprüften Material und der Temperatur abhängen. Langsames Risswachstum unter zyklischer Belastung FCG resultiert aus einer Kombination der Schädigung aus dem zyklischen und dem statischen Anteil der Belastung. Mit steigender Temperatur gewinnt die statische Komponente an Bedeutung und der Unterschied zwischen den Kinetikkurven bei verschiedenen R-Verhältnissen wird geringer. Diese Tendenz ist bei verschiedenen Materialien unterschiedlich stark ausgeprägt (Van der Grinten und Wichers Schreur, 1996; Pinter et al., 2002).

Durch Variation des R-Verhältnisses kann auf den statischen Belastungsfall $R=1$ extrapoliert werden (siehe Abbildung 2.12) (Lang et al., 2005). Mittels Auftragung von $K_{I,max}$ über R für verschiedene Risswachstumsgeschwindigkeiten und logarithmischer Extrapolation dieser Daten auf $R=1$, wird durch Rückführung der Daten die „synthetische“, statische Kinetikkurve bestimmt (siehe Abbildung 2.13), anhand welcher die für die Lebensdauerabschätzung relevanten Materialparameter A und m (siehe Gleichung 2.4) bestimmt werden (Lang et al., 2005; Lang et al., 2006; Frank und Lang, 2009; Frank et al., 2009).

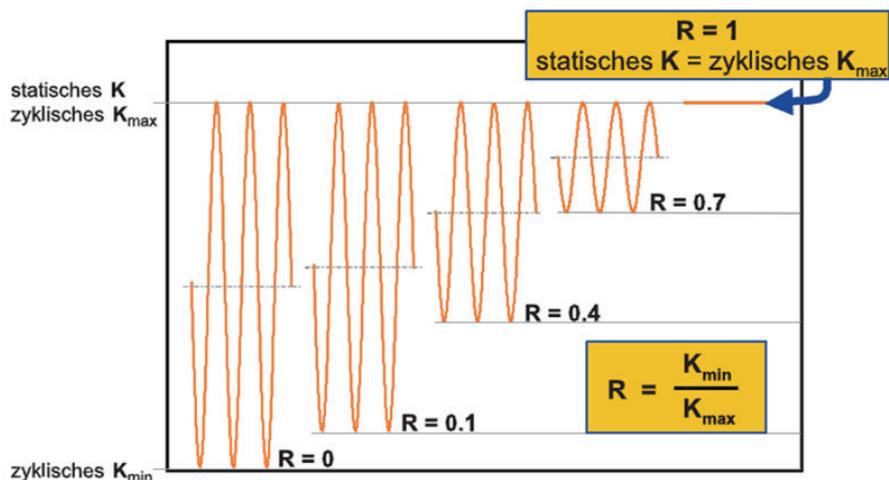


Abb. 2.12: Schematische Darstellung der Variation des R-Faktors und Extrapolation auf $R=1$ (Lang et al., 2005).

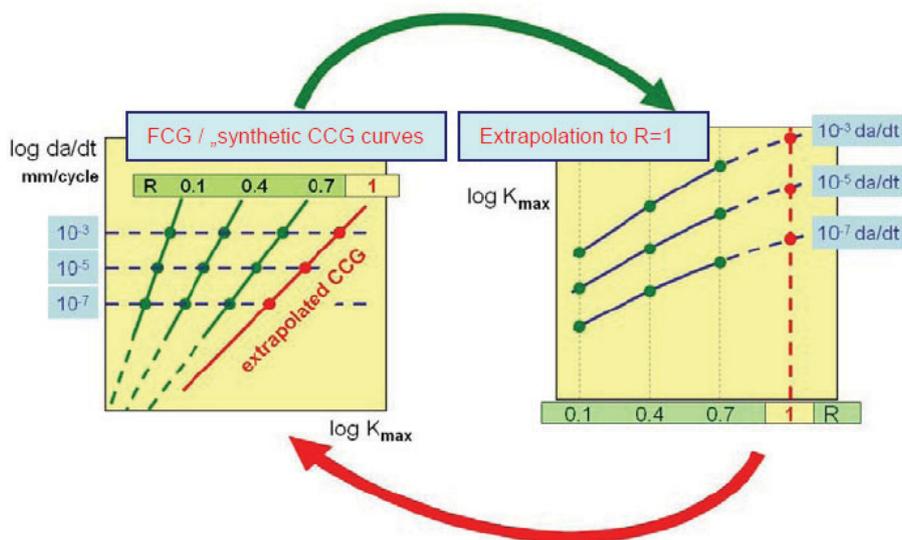


Abb. 2.13: Schematische Darstellung der Extrapolationsmethode (Frank et al., 2009).

Durch die Verwendung von runden gekerbten Proben („cracked-round-bar“ (CRB) –Prüfkörpern) kann die Prüfzeit weiters reduziert werden. Die geringen plastischen Zonen und der weitgehend ebene Dehnungszustand im Ligament garantieren die Gültigkeit der LEBM und spiegeln die Verhältnisse im Rohr gut wieder. Außerdem sind die CRB-Prüfkörper aufgrund der simplen Geometrie einfach in der Herstellung und können sowohl aus Platten als auch aus realen Rohren gefertigt werden (Pinter et al., 2007).

2.3.1.3 Lebensdauerberechnung

Typischerweise erfolgt in der Bruchmechanik die Berechnung der Lebenszeit durch Umformulierung der Exponentialgleichung von Paris und Erdogan (1963) zu Gleichung 2.6. Die Zeit des langsamen Risswachstums t_{ccg} ist somit die Zeit, die ein initialer Defekt der Größe a_{ini} bis zum Erreichen einer zum Versagen führenden Defektgröße a_v braucht. Die gesamte Versagenszeit t_f setzt sich aus der Zeit der Rissinitiierung t_{ini} und der Zeit des langsamen Risswachstums t_{ccg} zusammen (siehe Gleichung 2.7).

$$t_{ccg} = \frac{1}{A} * \int_{a_{ini}}^{a_v} \frac{1}{K_I^m} * da \quad \text{Glg. 2.6}$$

$$t_f = t_t \approx t_{ini} + t_{ccg} \quad \text{Glg. 2.7}$$

Die Materialparameter A und m der statischen Kinetikkurve werden mit der in Abschnitt 2.3.3 dargestellten Extrapolationsmethodik bestimmt. Für die Bestimmung des Spannungsintensitätsfaktor K_I für ein Rohr unter Innendruck mit einem Anfangsdefekt an der Rohrwand gibt es in der Literatur einige Ansätze. Hierbei wird zumeist von einer halb-elliptischen Anfangsriss-spitzengeometrie ausgegangen, wobei die Hauptachse, bzw. die Rissbreite $2c$, doppelt so lang ist wie die Anfangsrisslänge a_{ini} (siehe Abbildung 2.14) (Murakami, 1990; Anderson, 2005). Unter dieser Annahme ist der K_I -Faktor im Punkt A größer als in Punkt C und der Riss wird verstärkt in Richtung A wachsen, bis die Riss-spitzengeometrie halbkreisförmig ist ($a=2c$) und der K_I -Faktor im Punkt A gleich jenem in Punkt C ist. Bei wachsenden Risslängen wird der Riss in Richtung A jedoch durch die sich aufgrund des ebenen Spannungszustandes an der

Rohraussenwand ausbildende größere plastische Zone gebremst und der Riss wächst bis zum duktilen Versagen vermehrt in Richtung C und bildet wiederum eine halb-elliptische Rissspitzengeometrie aus (Hertzberg, 1996; Frank, 2010).

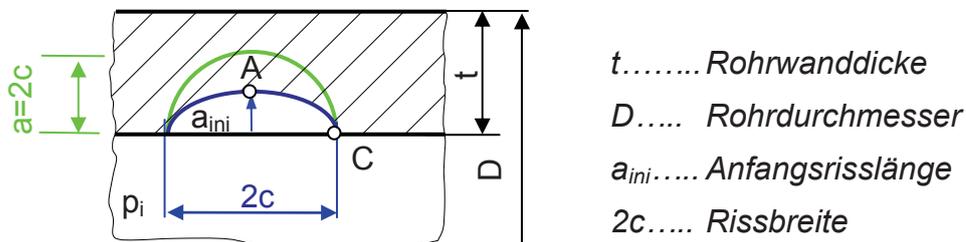


Abb. 2.14: Änderung der Rissspitzengeometrie (halb-elliptisch zu halb-kreisförmig) eines Risses mit Anfangsrisslänge a_{ini} an der Rohrinnenwand eines Rohrs unter Innendruck (Frank, 2010).

In Abbildung 2.15 werden die Ansätze von Murakami und Anderson unter Annahme einer konstanten halb-kreisförmigen und einer konstanten halb-elliptischen Rissspitzengeometrie mit einer mittels FEM Simulation bestimmten Formel für den K_I -Faktor, welche die sich ändernde, tatsächliche Rissspitzengeometrie mitberücksichtigt, verglichen. Diese stimmt bei kleinen Risslängen gut mit den Werten von Anderson und Murakami für halb-kreisförmige Rissspitzengeometrie überein. Bei größeren Risslängen nähert diese sich jedoch, konform mit oben genannten Überlegungen, den K_I -Werten einer halb-elliptischen Rissspitzengeometrie an (Frank, 2010).

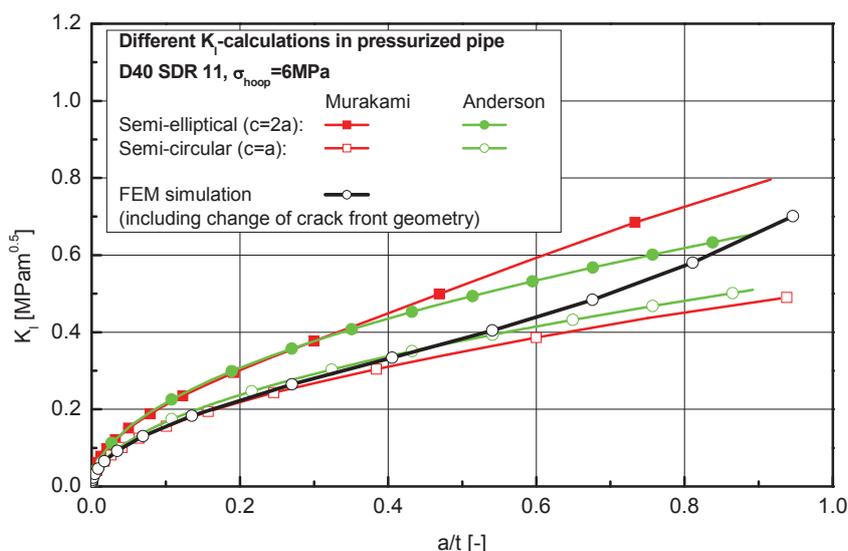


Abb. 2.15: Vergleich der Verläufe des Spannungsintensitätsfaktors unter Annahme verschiedener Ansätze und Rissspitzengeometrien (Frank, 2010).

3 EXPERIMENTELLES

In den folgenden Abschnitten wird auf die verwendeten Werkstoffe (Abschnitt 3.1) und die Herstellung der Prüfkörper (Abschnitt 3.2) eingegangen. Des Weiteren werden die verwendeten Prüfmethoden eingehend erklärt (Abschnitt 3.3). Im Bezug auf die Bewertung von Oberflächendefekten wird die Ultraschallprüfung und die Methode zur Erstellung von Defekt-Negativen und deren anschließende Vermessung mittels Konfokalmikroskop vorgestellt.

3.1 Untersuchte Werkstoffe

Für die Bewertung von Oberflächendefekten wurden zum einen Rohre aus realen Installationen, zum anderen Segmente aus einer Rohrteststrecke untersucht. Für die bruchmechanische Charakterisierung wurden kommerziell erhältliche PE-Typen charakterisiert. Details zu den verwendeten Werkstoffen werden in den nachfolgenden Abschnitt zusammengefasst.

3.1.1 Musterrohre aus realen Anwendungen

Für die Charakterisierung von Oberflächendefekten wurden von den Projektpartnern Rohre zur Verfügung gestellt. Des Weiteren wurden im Rahmen des PCCL-Projektes III-3.05 im Jahr 2007 Rohre in einer Rohrteststrecke (RTS) installiert. Die erste Entnahme erfolgte im Oktober 2009. Im Zuge dieser Masterarbeit wurden die Quetschungen und Oberflächendefekte an diesen Rohren untersucht. Tabelle 3.1 fasst die untersuchten Rohre und Werkstoffe zusammen. Die exakten PE-Typen wurden, sofern bekannt, aus Firmeninteresse kodiert.

Tabelle 3.1: Übersicht über die untersuchten Rohre.

Bezeichnung	Zur Verfügung gestellt von:	Werkstoff
A	Waase & Pollack Tiefbau GmbH	PE-HD
B u. RTS_A	AGRU Kunststofftechnik GmbH	PE 100 RC
C	EVN	PE-MD
D	Frank GmbH	PE 100 RC
E	Energie Steiermark	Keine Information
RTS_B	AGRU Kunststofftechnik GmbH	PE 100

3.1.2 Bruchmechanische Charakterisierung

Für die Absicherung der Prüfmethodik wurden zwei unterschiedliche PE-Typen, ein Blasform-Polyethylen PE-BF und ein Rohr-Polyethylen der Klasse PE 80 geprüft. Des Weiteren wurden als Referenz Daten von zyklischen Prüfungen des PE-BF aus vorherigen Studien herangezogen (Pinter et al., 2002). Um den Einfluss des Chargenunterschieds zu überprüfen, wurde der MFI für alle Materialien ermittelt und für PE-BF und PE 80 verglichen. Es stellte sich heraus, dass der Unterschied zwischen den beiden Chargen des PE-BF vernachlässigbar und innerhalb der Standardabweichung ist. Die bestimmten MFI- und Dichtewerte und das Prüfschema sind in Tabelle 3.2 zusammengefasst.

Das PE-BF ist ein Blasformtyp, dessen weitaus höherer MFI bereits auf eine geringere Molmasse und folglich geringere Risszähigkeit hindeutet. Dieses Material wurde gewählt um möglichst kurze Prüfzeiten sowohl für die Lebensdauerabschätzung mittels Extrapolationsmethodik als auch in den statischen Versuchen und Zeitstandinnendruckversuchen zu gewährleisten. Außerdem waren für dieses Material Referenzdaten (Pinter et al., 2002) von zyklischen und statischen Versuchen mit CT-Prüfkörpern bei 60 °C vorhanden.

Das PE 80 wurde als Vertreter eines Standard-Rohrwerkstoffes gewählt, das in einer Vielzahl an Rohrinstallationen in Betrieb ist.

Tabelle 3.2: Übersicht über die untersuchten PE-Werkstoffe und die durchgeführten bruchmechanischen Versuche bei 60 °C.

Bezeichnung	Farbe	MFI [g/10min]	Dichte [kg/m ³]		Belastungsfall
PE-BF Charge neu	weiß	1,279	958	CRB	R=0,1; 0,3; 0,5; 0,7; 1
				CT	R=1
PE-BF Charge alt	weiß	1,284	963	CT	R=0,1; 0,3; 0,5 (Pinter et al., 2002)
PE 80	schwarz	0,398	955	CRB	R=0,1; 0,2; 0,3; 0,5
				CT	R=0,1; 0,3; 0,5 (Pinter et al., 2002)

3.2 Probenherstellung

Im folgenden Abschnitt sind Informationen, sofern vorhanden, bezüglich Abmessungen, Verlegeart und Verwendung der untersuchten Musterrohre und die Informationen zur Prüfkörperherstellung für die bruchmechanische Charakterisierung zusammengefasst.

3.2.1 Musterrohre

Über die Herstellung der untersuchten Rohre ist keine genauere Information vorhanden. Tabelle 3.3 gibt einen Überblick über die Abmessungen, die Verlegeart und die Verwendung der Rohre. Die grabenlos verlegten Rohre sind durch den fetten, kursiven Schriftzug gekennzeichnet.

Tabelle 3.3: Details zur Verlegung und Verwendung der untersuchten PE-Rohre.

Bezeichnung	Durchmesser x Wandstärke [mm]	Verlegeart	Verwendung
A	110 x 10	Berstlining 2009	Wasser, Ortsnetz, 16 bar
B	160 x 14,6	Spühlbohren, 2009	Abwasser
C	160 x 14,6	Offene Künette mit Sandbettung, 1995	Erdgas, Überlandleitung, 3 bar
D	315 x 28,6	Relining mit Ringraum, 2009	Wasser, Überlandleitung, 10 bar
E	77 x 7	2004	Leistungsstrang
RTS_A	160 x 14,6	Offene Künette mit verschiedener Bettung, 2007	Luft, Teststrecke, 16 bar
RTS_B	160 x 14,6	Offene Künette mit verschiedener Bettung, 2007	Luft, Teststrecke, 16 bar

3.2.2 „Cracked Round Bar“ (CRB) Prüfkörper

Die CRB-Prüfkörper für die zyklischen und statischen Versuche wurden aus Pressplatten in der Dimension von 300 x 300 x 15 mm gefertigt. Die Pressplatten

wurden von der Firma AGRU Kunststofftechnik GmbH (A) bzw. der Firma Borealis Polyolefine GmbH (A) zur Verfügung gestellt. Zuerst wurden passende Halbzeuge herausgeschnitten und anschließend zu 100 mm langen Rundstäben mit Durchmesser 13,8 mm gedreht. Anschließend wurden zur Einspannung der Proben die Enden mit einem M14 x 1,25 Feingewinde versehen. Im Anschluss erfolgte die Einbringung einer umlaufenden Kerbe von 1,5 mm Tiefe auf einer Drehbank (K11A 600, Klippfeld GmbH, Guntramsdorf (A)) mit einer scharfen Rasierklinge. Sämtliche spanabhebenden Bearbeitungsschritte und das Kerben der Prüfkörper erfolgten unter besonderer Berücksichtigung einer temperaturschonenden Fertigung. Die Abmessungen des CRB Prüfkörpers sind der Abbildung 3.1 zu entnehmen.

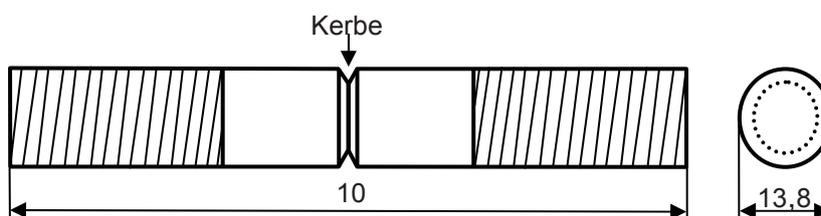


Abb. 3.1: Abmessungen des CRB-Prüfkörpers.

3.2.3 „Compact Type“ (CT) Prüfkörper

Die Fertigung der CT-Prüfkörper für die statische Prüfung erfolgte ebenfalls aus den 15 mm dicken Pressplatten. Die Abmessungen sind der Abbildung 3.2 zu entnehmen. Um die Rissinitiiierung zu beschleunigen, wurde die V-förmige Kerbe durch Einpressen einer Rasierklinge um circa 1 mm verlängert. Bei der Herstellung der Prüfkörper wurde analog zum CRB-Prüfkörper auf eine geringe Temperaturbelastung geachtet.

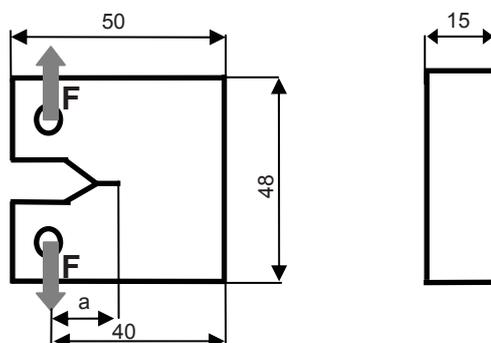


Abb. 3.2: Abmessungen des CT-Prüfkörpers.

3.3 Methodenentwicklung

Für die Bewertung von Oberflächendefekten wurde zum einen die Eignung der Ultraschallprüfung bewertet und zum anderen eine baustellengeeignete Methode zur Erstellung von Defekt-Negativen entwickelt. Für die bruchmechanischen Untersuchungen wurden CT-Prüfkörper statisch und CRB-Prüfkörper zyklisch und statisch geprüft und Zeitstandinnendruckversuche an Rohren durchgeführt.

3.3.1 Charakterisierung von Oberflächendefekten mittels Ultraschall

Ultraschall wird seit über 40 Jahren erfolgreich in der Metallrohrproduktion zur Qualitätssicherung verwendet. Die relativ hohen Investitionskosten haben die breite Verwendung dieser Technologie in der Kunststoffrohrextrusion verhindert. So werden bei der Rohrproduktion zwar vermehrt Ultraschallgeräte zur in-line Wanddickenmessung verwendet um Rohrmaterial einzusparen, jedoch kaum zur in-line Fehlerdetektion (Diederichs, 1996). Während des Betriebs von Kunststoffrohren wird Ultraschall hauptsächlich zur Prüfung von Schweißnähten verwendet (Shin, 2005; Giller, 2000).

Aufgabe in dieser Arbeit war es, die Ultraschallprüfung als eine einfache, baustellengeeignete Methode zur Überprüfung von Oberflächendefekten von PE-Rohren im Betrieb zu bewerten. Hierfür wurde die „Phased-Array“ (PA) Ultraschallprüfung, bei der mehrere Schallgeber als einzelne Elemente in einem Gehäuse zusammengefasst sind und einzeln elektronisch angesteuert werden, verwendet. Die einzelnen Schallbündel kombinieren miteinander zu einer einzelnen Schallwelle und auch die Empfängerfunktion kombiniert die einzelnen Signale zu einer einheitlichen Datenpräsentation. Der große Vorteil der PA-Ultraschallprüfung im Vergleich zur konventionellen Ultraschallprüfung besteht in der Möglichkeit mehrere Elemente so zu schalten, dass der Winkel gesteuert und der Fokuspunkt verändert werden kann. Dadurch können sowohl komplexere Geometrien einfacher geprüft als auch die Prüfzeiten reduziert werden.

Die PA-Ultraschallprüfung wurde mit einem Ultraschallgerät des Typs Olympus Omniscan MX (Olympus, Wien (A), siehe Abbildung 3.3a) durchgeführt. Um mit dem PA-Prüfkopf mit 164 Elementen und dem Vorlaufkeil R/D Tech 821-OL-ICH (Olympus, Wien (A), siehe Abbildung 3.3b) mit 5 MHz Prüffrequenz die generelle Handhabung und Eignung zu überprüfen, wurde eine Testplatte des Materials

PE 80 mit verschiedenen künstlich eingebrachten Fehlern verwendet (siehe Abbildung 3.4). Die Platte wurde mit zwei Bohrungen in unterschiedlicher Tiefenlage, einer 3 mm tiefen und 1,6 mm breiten Oberflächenkerbe und zwei manuell eingebrachten Rasierklingschnitten versehen.



Abb. 3.3: a) Verwendetes Ultraschallprüfgerät und b) PA-Ultraschallprüfkopf mit 164 Elementen.

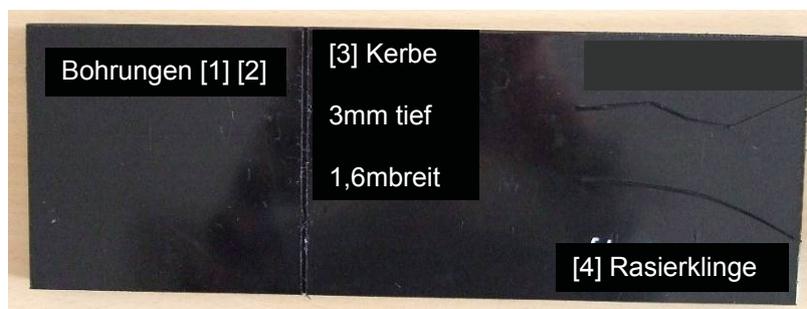


Abb. 3.4: Prüfplatte mit künstlich eingebrachten Fehlern.

Es wurde sowohl unter Kontakt mit Winkel 0° (siehe Abbildung 3.5), festem Winkel und Sektorscan (siehe Abbildung 3.6) geprüft. Die PA-Prüfung ermöglicht die einfache Einstellung des Winkels durch die zeitliche Steuerung der einzelnen Elemente. Der Vorteil der Winkelprüfung liegt darin, dass auch Querschnitte geprüft werden können bei denen eine direkte Ankopplung nicht möglich ist, z.B. im Bereich einer Schweißnaht oder eines Oberflächendefekts. Durch die Variation

des Winkels, sprich einem Sektorscan, wird bei stillstehendem Prüfkopf ein größerer Bereich untersucht und so die Prüfzeit deutlich verringert.

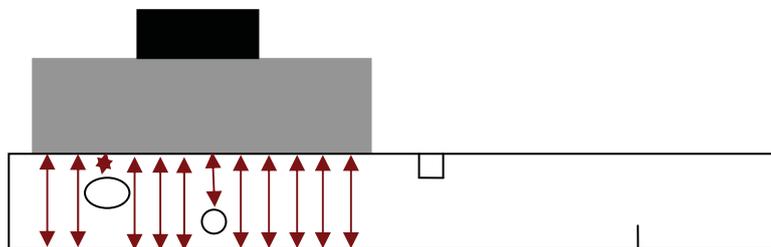


Abb. 3.5: Prüfung unter Kontakt und 0° Winkel.

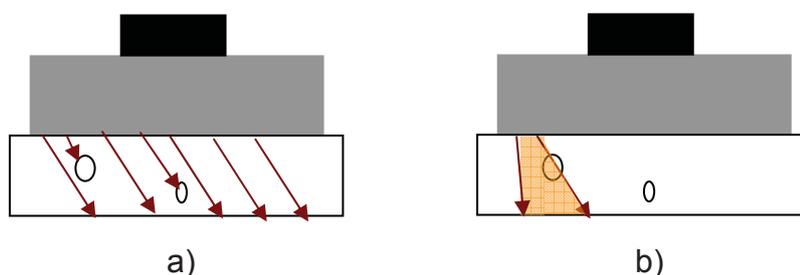


Abb. 3.6: Prüfung unter Kontakt und a) festem Winkel und b) Sektorscan.

3.3.2 Erstellung von Defekt-Negativen

Als alternative Möglichkeit Oberflächendefekte vor allem in ihrer Tiefenausbreitung zu messen, wurden mit einem geeigneten Abformmaterial Negativabzüge erstellt. Anhand dieser Defekt-Negative konnte in Folge die Defektgröße auch bei Hinterschnitten einfach durch Erstellen von Schnitten und anschließendem Ausmessen mittels Schiebelehre ermittelt werden.

Die Erstellung der Abzüge erfolgte mit einem niedrigviskosen, Zwei-Komponenten Silikon (Silcolan NV, Creartec GmbH, Lindenberg (D)). Dieses Material zeichnet sich durch hohe Elastizität, gutes Rückformverhalten, hohe Reißfestigkeit, geringe Viskosität und daraus folgend hoher Abformgenauigkeit aus. Außerdem tritt bei der Aushärtung keine wesentliche Wärmeentstehung und Volumenschwindung auf.

Das Silikon wurde nach dem vom Hersteller empfohlenen Mischverhältnis mit 1,5-2,5 % Härter angerührt. Anschließend erfolgte die Auftragung des gießfähigen

Harzes mit einer Spachtel. Nach der Aushärtezeit von ungefähr ein bis drei Stunden wurde das Material entformt und beschriftet.

Um die Methodik zu verifizieren wurde die Abformgenauigkeit an zwei unterschiedlichen Defektarten, bei einer Quetschung konfokalmikroskopisch und bei einem Rasierklingschnitt mikroskopisch, überprüft. Bei der Quetschung betragen die Kerbtiefen 0,9 mm für das Original und 0,83 mm für das Defekt-Negativ. Daraus folgte eine Abformgenauigkeit von 93 %. Beim Rasierklingschnitt betragen die Kerbtiefen 0,69 mm für das Original und 0,65 mm für das Defekt-Negativ. Die auch für diesen kritischen Fall (geringer Kerbradius) hohe Abformgenauigkeit von 94 % garantiert die Anwendbarkeit der Methode. In weiterer Folge wurden daher die Topografiemessungen im Konfokalmikroskop aus Gründen der einfacheren Handhabung ausschließlich anhand der Defekt-Negative durchgeführt.

3.3.3 Visuelle und optische Charakterisierung von Bruchflächen und Oberflächendefekten

Die Bruchflächen wurden sowohl im Lichtmikroskop als auch im Raster-Elektronen-Mikroskop (REM) untersucht.

Bei den CRB-Prüfkörpern wurde unter dem Lichtmikroskop (Type: BX51, Olympus; Wien (A)) erstens die wahre, durch Kerben eingebrachte Anrisslänge überprüft und zweitens ein grober Überblick über den Duktil- bzw. Sprödbbruchanteil gewonnen. Zur Bestimmung der wahren Anrisslänge wurde mittels Software (Typ: analySIS 3.2, Soft Imaging Systems GmbH, Münster (D)) über die Flächen die Differenz des Aussendurchmesser und des Ligamentdurchmesser bestimmt (Freimann, 2008).

Die Gültigkeit der LEBM, also ein genügend großer Sprödbbruchanteil, und der Grad der Fibrillierung wurden für alle R-Verhältnisse im REM (Typ: DSM 962, Carl Zeiss, Oberkochen (D)) überprüft. Vor der Untersuchung der Bruchoberfläche im REM wurden die Proben mit einer 15 bis 20 nm dicken Goldschicht besputtert. Im REM wurde anschließend zuerst ein Übersichtsbild des CRB-Prüfkörpers bei 11facher Vergrößerung angefertigt. Dann wurde im Bereich gegenüber dem duktilen Restbruch bei der doppelten Anfangsrisslänge, also 3 mm (bzw. 1,5 mm

vom Anriss), ein Detailbild mit 500facher Vergrößerung aufgenommen (siehe Abbildung 3.7). Für die CT-Prüfkörper und die Rohre aus den Zeitstandinnen- druckversuchen wurden Aufnahmen mit 500facher Vergrößerung bei Risslängen gemacht, die mit den Spannungsintensitätsfaktoren der CRB-Prüfkörper vergleichbar waren.

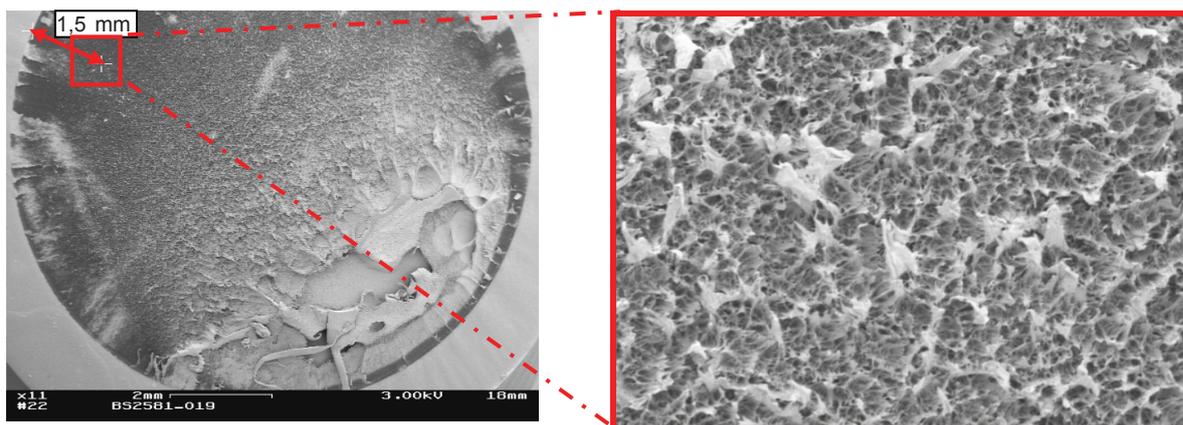


Abb. 3.7: REM-Aufnahme eines CRB-Prüfkörpers (11facher Vergrößerung) mit Kennzeichnung der Position für das Detailbild und schematisches Detailbild (500facher Vergrößerung).

Zur Charakterisierung der Oberflächendefekte wurden die Fehler am Rohr zuerst visuell, qualitativ bewertet und anschließend die angefertigten Negative (siehe Abschnitt 3.3.2) mit einem Konfokalmikroskop (Typ: MicroProf, Fa. FRT, Fries Research & Technology GmbH, Bergisch Gladbach (D)) und einem Laser mit 300 μm Arbeitsbereich vermessen (siehe Abbildung 3.8). Für Kerben wurde hierbei ein komplettes 3-D Topografiebild erstellt. Riefen, also Defekte mit großer, länglicher Ausdehnung wurden mit Profilbildern in konstanten Intervallen vermessen. Defekte mit Hinterschneidungen oder sehr steilen Flanken konnten messtechnisch nicht erfasst werden. Die Auswertung der Messung erfolgte mit der Software FRT Mark III.

Die Auswertung der Topografieaufnahmen aus der Konfokalmikroskopie erfolgte nach Abbildung 3.9. Im 3-D Bild (siehe Abbildung 3.9a) wurde die größte Defekttiefe ermittelt und an dieser Stelle das Profilbild (siehe Abbildung 3.9b) extrahiert. Anhand dieser Profilbilder wurde durch Wahl eines Referenzpunktes oder einer Referenzlinie die Kerbtiefe bestimmt. Die Wahl dieser Referenz ist

jedoch aufgrund der ungleichmäßigen Dickenverteilung des Defekt-Negativs, der Materialanhäufung an den Defektgrenzen und der Krümmung des Rohres schwierig.

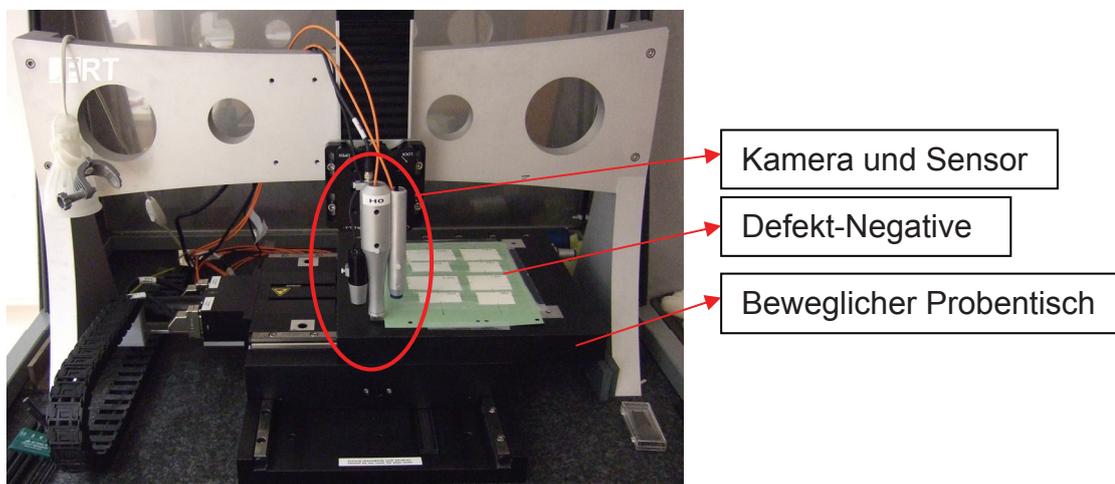


Abb. 3.8: Konfokalmikroskop.

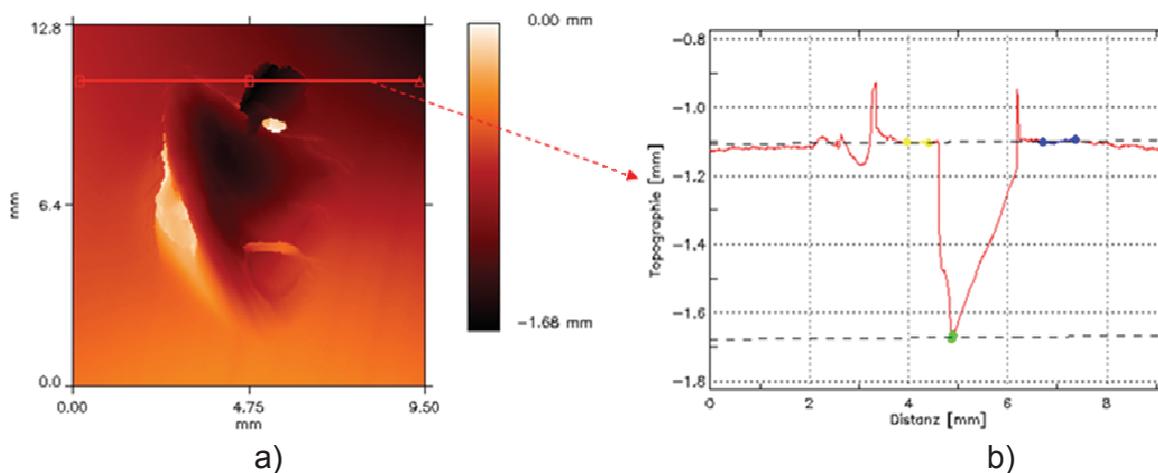


Abb. 3.9: Auswertung der Messung mit dem Konfokalmikroskop der a) 3-D Bilder und b) Profilbilder.

Besonders die Auswertung der Topografieaufnahmen der Quetschungen war aufgrund der hohen Dichte an Defekten und der daraus resultierenden gegenseitigen Beeinflussung sehr schwierig (siehe Abbildung 3.10). Die Auswertung erfolgte durch Interpolation der Datenpunkte, die der Rohroberfläche zugeordnet wurden, und der Bestimmung der Defektgröße als Abstand zwischen Interpolationskurve und Kerbgrund.

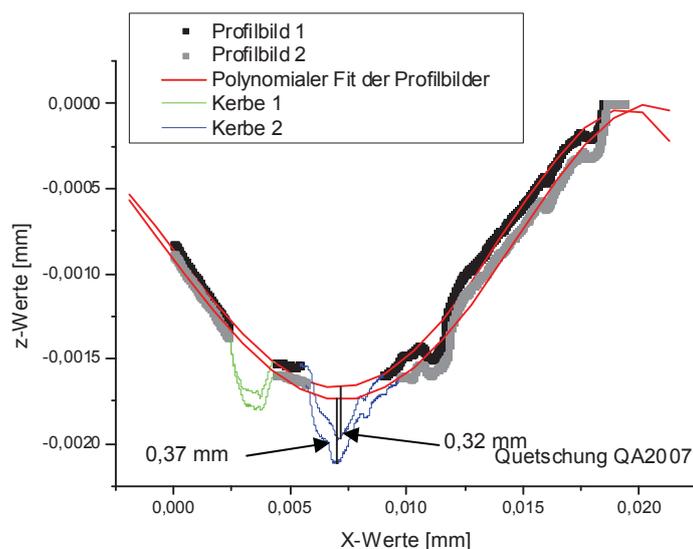


Abb. 3.10: Auswertung der Profilbilder der Quetschungen.

3.3.4 Zyklische Ermüdungsversuche mit CRB-Prüfkörper

Die zyklischen Ermüdungsversuche an CRB-Prüfkörpern wurden auf einer servo-hydraulischen Prüfmaschine (Typ: MTS 858 Table Top System, Firma MTS Systems GmbH, Berlin (D), siehe Abbildung 3.11) durchgeführt. Die Belastung wurde kraftgesteuert, sinusförmig bei 10 Hz im Zug-Schwellbereich aufgebracht. Die Prüfungen wurden nach 2 Stunden Temperzeit im Ofen bei 60 °C gestartet. Die Steuerung der servo-hydraulischen Prüfmaschine sowie die Erfassung der Messdaten, 3 x Extensometer, Kolbenweg, Kraft und Zyklenzahl, erfolgte über die Herstellersoftware (TestFlex40).

Die Berechnung des Spannungsintensitätsfaktors erfolgte nach der von Benthem und Koiter (1973) vorgeschlagenen Formel (Gleichungen 3.1), wobei a die Risslänge, R der Radius des Probekörpers, F_{\max} die Maximalkraft und b der Radius des Restquerschnitts ist. Der Term $f(b/R)$ beschreibt eine dimensionslose Korrekturfunktion, die nach Gleichung 3.2 bestimmt wird.

$$K_I = \frac{F_{\max}}{\pi \cdot b^2} \cdot \sqrt{\frac{\pi \cdot a \cdot b}{R}} \cdot f\left(\frac{b}{R}\right) \quad \text{Glg 3.1}$$

$$f\left(\frac{b}{R}\right) = \frac{1}{2} \cdot \left(1 + \frac{1}{2} \cdot \left(\frac{b}{R}\right) + \frac{3}{8} \cdot \left(\frac{b}{R}\right)^2 - 0,363 \cdot \left(\frac{b}{R}\right)^3 + 0,731 \cdot \left(\frac{b}{R}\right)^4 \right) \quad \text{Glg 3.2}$$

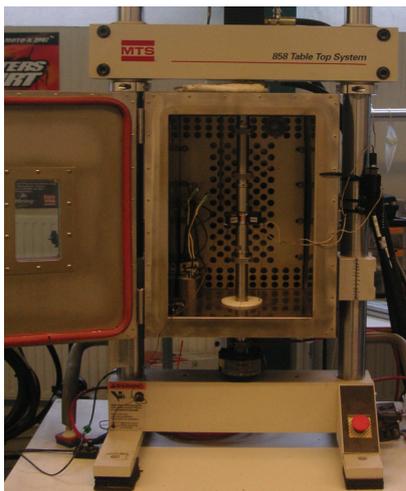


Abb. 3.11: Servo-hydraulische Prüfmaschine.

Aufgrund der geometriebedingt schwierigen direkten Rissmessung an den CRB-Prüfkörpern, wird in dieser Arbeit die Risslänge über die Nachgiebigkeit indirekt bestimmt. Die Nachgiebigkeit ist definiert als der Quotient aus Rissöffnung („Crack Opening Displacement“, COD) und angelegter Kraft F . Somit steigt mit größeren Risslängen die Nachgiebigkeit (siehe Abbildung 3.12) (Frank et al., 2008). Die Normierung der Nachgiebigkeit C auf die Nachgiebigkeit des ungekerbten Prüfkörpers C_0 und die Normierung der Risslänge auf den Probenradius ermöglichen eine geometrieunabhängige Darstellung der Kalibrierkurve.

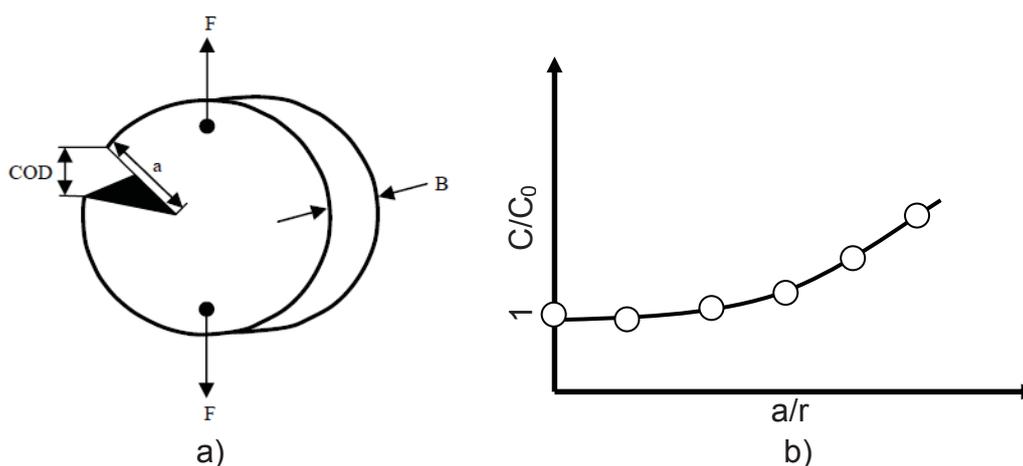


Abb. 3.12: a) Bestimmung der Prüfkörperrnachgiebigkeit unabhängig von Geometrie; b) Abhängigkeit der Nachgiebigkeit von der Risslänge.

Die Messung der Rissöffnung COD erfolgte mit drei Extensometer (Typ 632.13-20 der Firma MTS Systems GmbH, Berlin, (D)) die für eine Anwendung bei zyklisch

wechselnden Lasten ausgelegt sind. Die Extensometer wurden mithilfe von Gummiringen rutschfest, um 120° versetzt, am Prüfkörper fixiert, wobei die Anrisskerbe in der Mitte der beweglichen Extensometerbacken lag. Über die aufgezeichneten maximalen und minimalen Rissöffnungswerte kann die Differenz der Rissöffnung pro Zyklus berechnet werden (siehe Gleichung 3.3) (Freimann, 2008; Frank et al., 2009).

$$\Delta\text{COD} = \text{COD}_{\text{max}} - \text{COD}_{\text{min}} \quad \text{Glg 3.3}$$

Für die Erstellung der Kalibrierkurve zur indirekten Messung der aktuellen Risslänge wurden Proben von 0 bis 4 mm im 0,5 mm Intervall gekerbt und die Nachgiebigkeit als Funktion der Kerbtiefe gemessen. Die Nachgiebigkeit bei unterschiedlicher Risslänge ergibt sich aus Gleichung 3.4. Die Auswertung der Nachgiebigkeit ΔC erfolgte im konstanten Bereich, bevor der Riss zu wachsen begann (siehe Abbildung 3.13). Untersuchungen haben gezeigt, dass die Nachgiebigkeit bei Gültigkeit der LEBM weitgehend unabhängig von der Belastung ist (Freimann, 2008), so dass selbst für große Risslängen die Nachgiebigkeit durch Wahl einer geringeren Kraft auswertbar ist. Die Interpolation der Werte der Kalibrierkurve erfolgt mit einem Polynom zweiten Grades (siehe Gleichung 3.5).

$$\Delta C = \frac{\text{COD}_{\text{max}} - \text{COD}_{\text{min}}}{F_{\text{max}} - F_{\text{min}}} \quad (\text{Glg 3.4})$$

$$\Delta C(a) = x + y \cdot a + z \cdot a^2 \quad (\text{Glg 3.5})$$

Als erstes wurde für beide Materialien eine Versagenskurve erstellt. Hierfür wurde bei verschiedenen Belastungen die Versagenszyklenzahl erfasst, die sich in einen Anteil der Rissinitiierung und des Risswachstums unterteilt. Die Umrechnung der Versagenszyklenzahl in die Versagenszeit erfolgte durch Division durch die Frequenz. Die Rissinitiierung wird über das erste Ansteigen der Rissöffnungswerte bestimmt (siehe Abbildung 3.13). Basierend auf dieser Versagenskurve wurde die Belastung für die weiteren Versuche zur Messung der Risskinetik gewählt. Die Belastung sollte einerseits möglichst niedrig gewählt werden um die Anwendbarkeit der LEBM zu gewährleisten, andererseits aber möglichst hoch sein um die Prüfzeiten so kurz wie möglich zu halten.

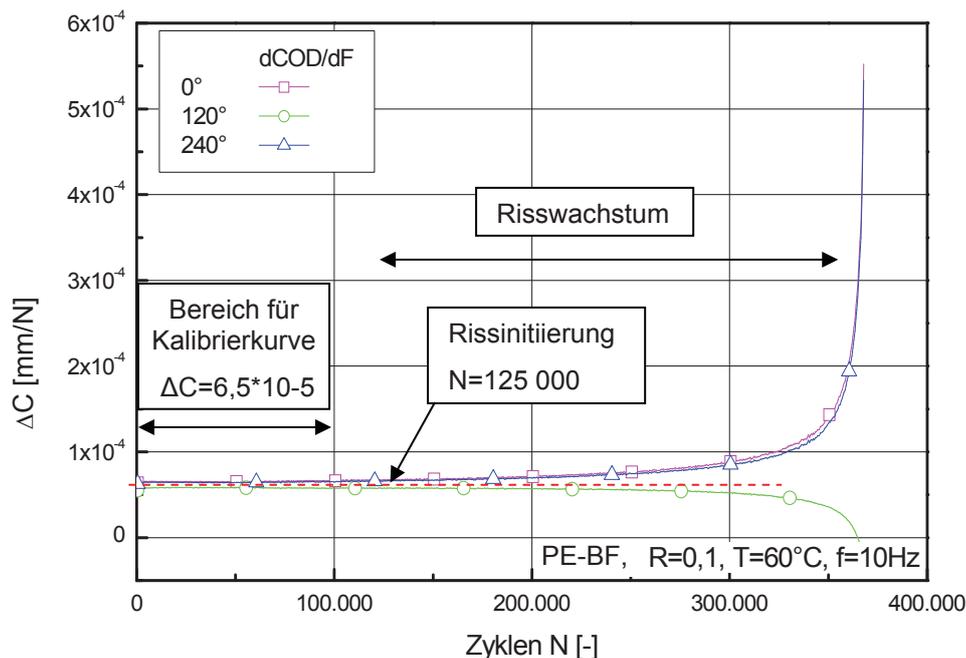


Abb. 3.13: Auswertung der Nachgiebigkeit und der Rissinitiierungszeit eines typischen CRB-Versuchs.

Die Erfassung der Kinetik des Risswachstums erfolgte nach dem in Tabelle 3.2 ersichtlichen Prüfschema. Die Versuche wurden für das PE-BF bei einer Maximalkraft von 550 N (entspricht einem $K_{I,max,ini}$ von $0,32 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$) und für das PE 80 bei einer Maximalkraft von 690 N (entspricht einem $K_{I,max,ini}$ von $0,4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$) durchgeführt und jeder Versuch reproduziert. Die gemessenen Kinetikkurven wurden auf den statischen Fall ($R=1$) extrapoliert und somit die Materialparameter A und m bestimmt. Die Extrapolation erfolgte mit einem logarithmischen Ansatz nach Gleichung 3.6.

$$y = b \cdot \log(x) + a$$

Glg. 3.6

Die Berechnung der Lebenszeit für druckbelastete Rohre erfolgte durch Lösen der Gleichung 2.6 und wurde für ein Rohr der Dimension D32SDR11 durchgeführt, was einem Aussendurchmesser von 32 mm und einem Verhältnis von Aussendurchmesser zu Wandstärke von 11 entspricht. Die Berechnung des Spannungsintensitätsfaktors erfolgte nach einer mit FEM entwickelten Formel unter Berücksichtigung der sich ändernden tatsächlichen Rissspitzengeometrie

nach Gleichung 3.7 (siehe Abschnitt 2.3.4), wobei p der Innendruck, a die Risslänge und t die Wanddicke ist.

$$K_I = p \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot \left[3.74 + 0.36 \cdot \left(\frac{a}{t} \right) - 0.16 \cdot \left(\frac{a}{t} \right)^2 + 1.8 \cdot \left(\frac{a}{t} \right)^3 \right] \quad \text{Glg.3.7}$$

Die Anfangsdefektgröße (a_{ini}) wurde mit 400 μm angenommen. Die berechnete Lebensdauer beider Materialien wurde mit Versagenszeiten aus Zeitstand-innendruckversuchen verglichen.

3.3.5 Statische Versuche mit CRB-Prüfkörpern

Eine wesentliche Bedingung für die Vergleichbarkeit von zyklischen Ermüdungsversuchen und statischen Versuchen ist, dass übereinstimmende Versagensmechanismen auftreten. Um dies zu überprüfen wurden für das PE-BF statische CRB Versuche durchgeführt und die Bruchflächen analysiert. Des Weiteren wurden bei den statischen Risswachstumsversuchen mit CRB-Prüfkörpern die Prüfzeit t bis zum Versagen als Funktion der Belastung (bzw. des Spannungsintensitätsfaktors) erfasst. Auf die Erfassung der Risskinetik wurde verzichtet. Für das PE 80 wurde auf statische Versuche verzichtet, da diese Versuche den Zeitrahmen dieser Masterarbeit überschritten hätten. Die Versuche wurden zum einen auf einem Kriechprüfstand und zum anderen auf einer servo-hydraulischen Prüfmaschine durchgeführt. Der Kriechprüfstand wurde am Institut für Werkstoffkunde und Prüfung der Kunststoffe, Montanuniversität Leoben (Leoben, A) entwickelt und gebaut (siehe Abbildung 3.13) (Mitev, 2007). Die Versuche wurden nach 2 Stunden Temperzeit bei 60 °C im Ofen gestartet. Die Lastaufbringung erfolgte über eine Kraftumlenkung mittels Gewichten, die gemäß dem gewünschten Anfangsspannungsintensitätsfaktor ($K_{I,max,ini}$) gewählt und konstant gehalten wurden. Der Spannungsintensitätsfaktor wird für CRB-Prüfkörper nach den Gleichungen 3.1 und 3.2 bestimmt (siehe Abschnitt 3.3.5). Zur Erfassung der Rissinitiierung erfolgt die Messung der Rissöffnung durch drei induktive Wegaufnehmer, die mittels starrer Halterung um den CRB-Prüfkörper fixiert wurden. Die Wegaufnehmer sind wiederum jeweils um 120° versetzt angeordnet (siehe Abbildung 3.14). Die Halterung wurde knapp über und unter der Anrisskerbe mittels Wurtschrauben fixiert.

Weiters wurden zum Vergleich statische Versuche bei 60 °C auf der servo-hydraulischen Prüfmaschine (Typ: MTS 858 Table Top System, Firma MTS Systems GmbH, Berlin (D)) durchgeführt, die auch für die zyklischen Versuchen verwendet wurde. Der Vergleich der Daten soll Aufschluss auf den Einfluss der unterschiedlichen Halterung geben. Die Datenerfassung erfolgte analog zu den zyklischen Versuchen (siehe Abschnitt 3.3.5).

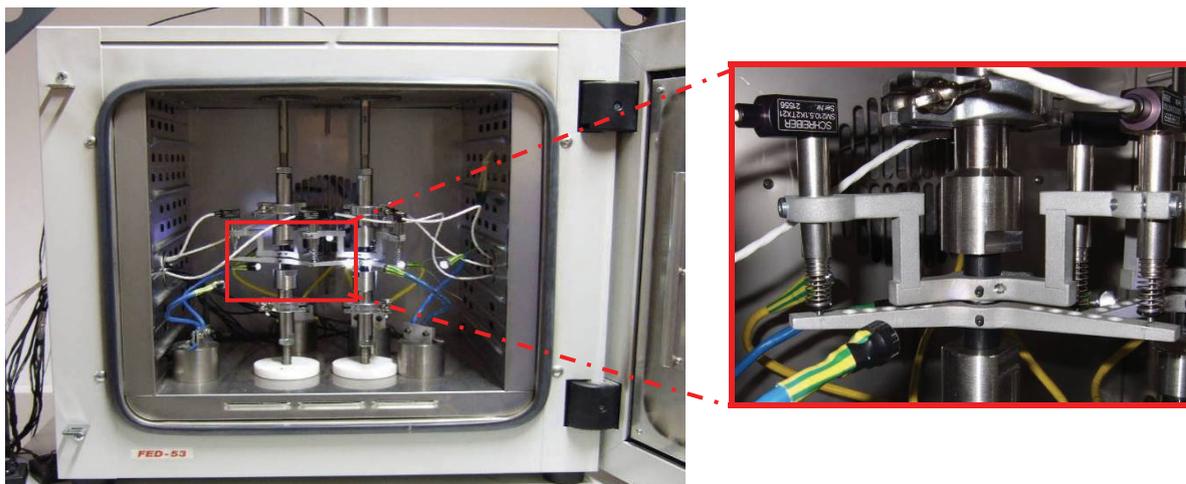


Abb. 3.14: Statischer Prüfstand für CRB-Versuche.

3.3.6 Statische Versuche mit CT-Prüfkörpern

In den statischen Versuchen mit CT-Prüfkörpern wurde für das PE-BF die Risskinetik bestimmt, wobei für dieses Material auch Vergleichsdaten für die Risskinetik aus einer früheren Studie zur Verfügung stehen (Pinter et al., 2002). Des Weiteren sollte die statische Kinetikkurve der CT-Prüfung als Vergleich für die statische Kinetikkurve der extrapolierten CRB-Ergebnisse dienen und folgend der Geometrieinfluss (CT vs. CRB) auch durch eine Bruchflächenanalyse erfasst werden. Die Messung der Risskinetik erfolgte in einem Prüfstand, der am Institut für Werkstoffkunde und Prüfung der Kunststoffe, Montanuniversität Leoben (A) entwickelt und gebaut wurde (siehe Abbildung 3.15) (Stern et al., 1998). Wiederum wurden die Messungen nach 2 Stunden Temperzeit bei 60 °C in destilliertem Wasser gestartet. Die Lastaufbringung erfolgte über eine Kraftumlenkung mittels Gewichten, welche gemäß dem gewünschten Anfangsspannungsintensitätsfaktor $K_{I,max,ini}$ gewählt und konstant gehalten wurden. Der Spannungsintensitätsfaktor wird für CT-Prüfkörper nach Gleichung 3.8 bestimmt,

wobei F die Last, B die Dicke, W die Breite und $f(a/W)$ eine dimensionslose Korrekturfunktion ist. Die Korrekturfunktion, die die Riss- und Prüfkörpergeometrie sowie die Belastungsart berücksichtigt, wird nach Gleichung 3.9 berechnet. Die Messung der Risslänge erfolgte in regelmäßigen Zeitabständen mit einem Messmikroskops mit 20facher Vergrößerung. Es wurden vier Versuche jeweils bei einem Soll-Anfangsspannungsintensitätsfaktor $K_{I,max,ini}$ von $0,35 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ durchgeführt.

$$K_I = \frac{F}{B \cdot \sqrt{W}} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) \tag{Glg 3.8}$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{\left(2 + \frac{a}{W}\right)}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{\frac{3}{2}}} \cdot \left(0,886 + 4,64 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) - 13,32 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14,72 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5,6 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^4\right) \tag{Glg 3.9}$$

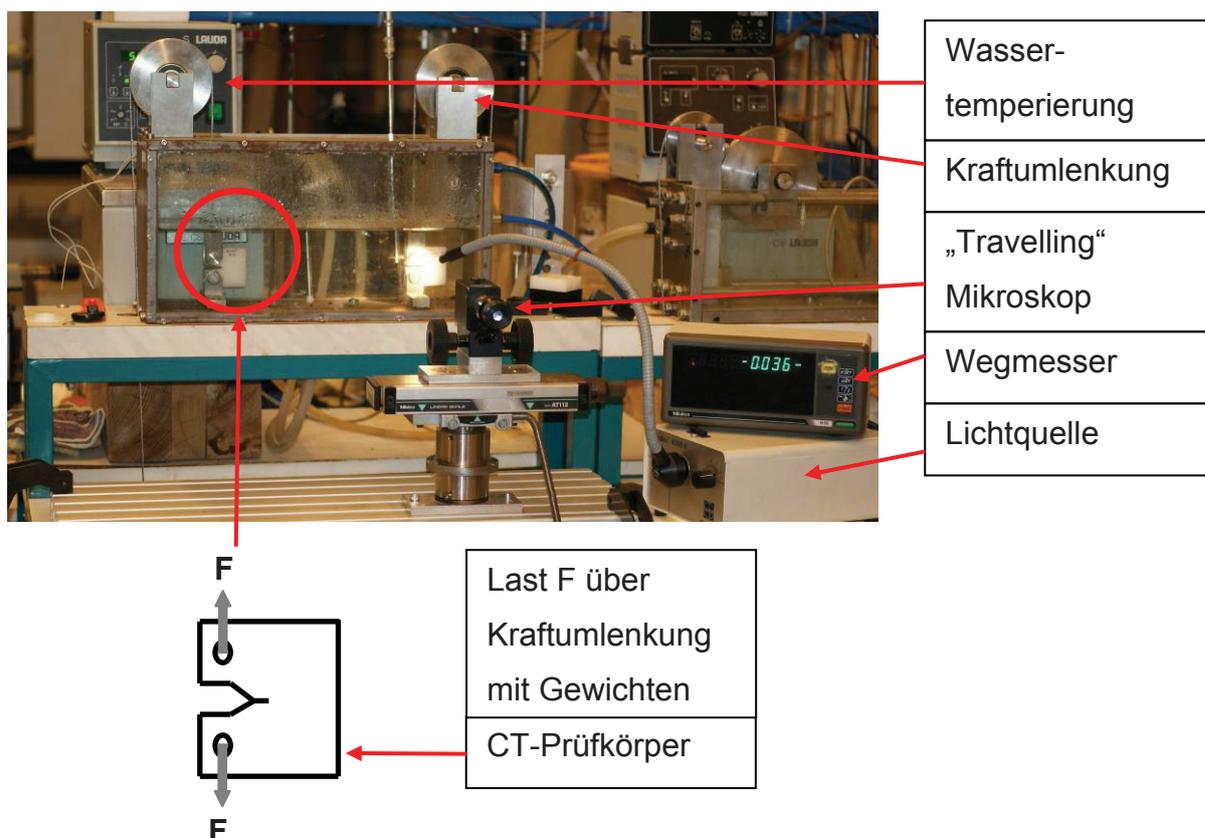


Abb. 3.15: Statischer Prüfstand für CT-Versuche.

3.3.7 Zeitstandinnendruckversuche

Die Zeitstandinnendruckversuche wurden lediglich für das Material PE-BF bei der Firma Borealis GmbH (Linz, (A)), durchgeführt. Geprüft wurden Rohre mit Wandstärke 3,2 mm und Aussendurchmesser 32 mm bei 60 °C und einem Vergleichsspannungsbereich von 4,48 bis 8,47 MPa.

Für das PE 80 wurden Daten aus einer früheren Studie (TGM, 1993) verwendet. In dieser Studie wurden Rohre mit einer Wandstärke von 3,7 mm und einem Aussendurchmesser von 40 mm bei 20, 60 und 80 °C geprüft. Die zum Vergleich relevanten Versagenszeiten bei 60 °C entsprechen einem Vergleichsspannungsbereich von 6,7 bis 10 MPa. Die Zeitstandinnendruckversuche wurden nach Norm (EN ISO 9080) nach 10^4 Stunden (>einem Jahr) abgebrochen, weshalb für Vergleichsspannungen unter 6,9 MPa keine Versagensdaten mehr zur Verfügung stehen.

4 ERGEBNISSE UND DISKUSSION

4.1 Bewertung von Oberflächendefekten

Die visuelle Beurteilung der Oberflächendefekte und die Analyse der Defekt-Negative erfolgte an den von den Projektpartnern zur Verfügung gestellten Musterrohren und den Rohren aus der Rohrteststrecke (siehe Tabelle 4.1). Die Ultraschalluntersuchungen wurden an einer Prüfplatte mit gezielt eingebrachten Defekten durchgeführt.

4.1.1 Visuelle Beurteilung

Bei der visuellen Begutachtung wurden vor allem bei den grabenlos verlegten Rohren (A, B und D) Riefen in Axialrichtung festgestellt, welche auf den Installationsprozess zurückzuführen sind. Die Oberfläche des Rohres B wies zusätzlich noch Riefen in Umfangsrichtung auf, was auf eine Drehung um die Rohrachse deutet. Bei den konventionell verlegten Rohren (C und RTS_B) wurden ebenfalls Oberflächenbeschädigungen festgestellt, die jedoch nicht eindeutig Verfahrensschritten zuordenbar sind. Bei den Rohren A und C wurden außerdem Kerben mit Hinterschneidungen festgestellt (siehe Abbildung 4.1), die nicht alleine auf eine Punktlast zurückzuführen sind. Es ist anzunehmen, dass Relativbewegungen zwischen Rohr und Eindringkörper zu plastischen Deformationen führten.

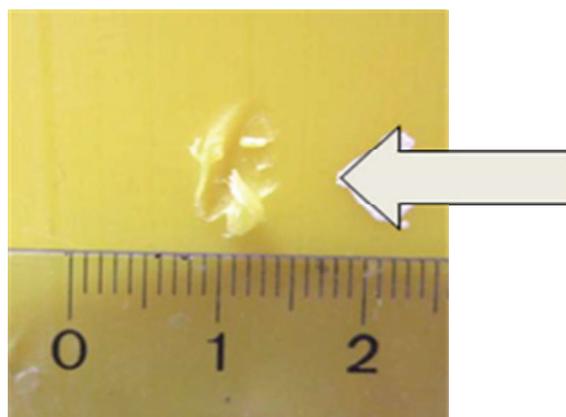


Abb. 4.1: Abbildung des Defekts C1.

Tabelle 4.1: Ergebnisse aus visueller Begutachtung.

Rohr	Visuelle Begutachtung	Ausrichtung d. Defekte	Abschätzung der Entstehung	Eindruck
A	Riefen	in Axialrichtung	Während Einziehvorgang	Ok
	Kerben	45° zur Achse	Aufgrund Punktlast, od. nachträglich	Ok
B	Riefen	In (tiefer) u. normal zu Axialrichtung	Während Einziehvorgang	Ok
C	Riefen	In u. normal zu Axialrichtung	Handhabung, Installation	Gut
	Kerben		Aufgrund Punktlast, od. nachträglich	Gut
D	Riefen	in Axialrichtung	Während Einziehvorgang	Ok
RTS_B	Kerbe		Punktlast	Schlecht

Die Bewertung der Beschädigungen aufgrund der Quetschungen wurde anhand eines vom Projektpartner bereitgestellten Rohres (E) und den Rohren aus der Rohrteststrecke durchgeführt. Das Material des Rohres RTS_A ist ein modernes, rissbeständigeres PE der Klasse PE 100 RC, während RTS_B ein PE 100 Material ist. Frühere Untersuchungen haben gezeigt, dass die Eigenschaften rissbeständigerer PE-Materialien durch den Quetschvorgang deutlicher herabgesetzt werden (Yayla und Bilgin, 2007; siehe Abschnitt 2.2.2). Eine Verifizierung dieser Untersuchungen durch einen direkten Vergleich der beiden Materialien war jedoch in dieser Arbeit nicht möglich, da die Details zum Quetschvorgang nicht dokumentiert wurden. Die Quetschung erfolgte je Materialtype einerseits bei der Installation im Jahr 2007 und andererseits bei der ersten Probenentnahme der Rohrteststrecke im Jahr 2009. Bei der visuellen Begutachtung sind unterschiedliche Erscheinungsbilder bei den verschiedenen

Materialien zu beobachten, wobei die plastische Deformation bei dem Rohr RTS_B eine narbenartige Struktur und die der Rohre E und RTS_A eine relativ lineare Struktur aufweisen (siehe Abbildung 4.2). Die Abmessungen der Defektzonen sind Tabelle 4.2 zu entnehmen.

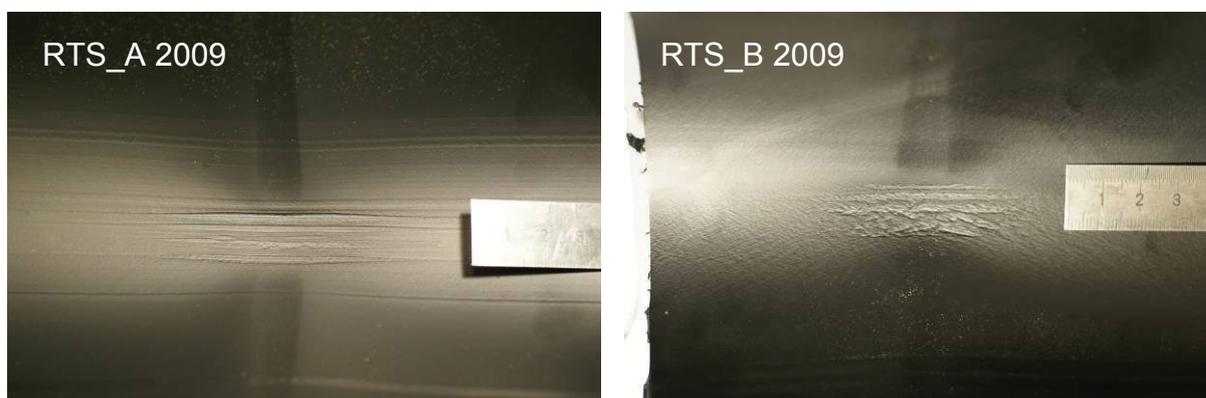


Abb. 4.2: Quetschmarkierungen an der Rohrinneiseite bei unterschiedlichen Materialien.

Tabelle 4.2: Überblick über die Beschädigungen aufgrund von Quetschung.

Rohr	Jahr der Quetschung	In Betrieb	Ausdehnung in Axialrichtung [mm]	Breite der Schädigungszone [mm]
E	2004	Ja	~ 45	~ 6
RTS_A	2007	Ja	~ 80	~ 19,5
	2009	Nein	~ 90	~ 18
RTS_B	2007	Ja	~ 50	~ 20
	2009	Nein	~ 60	~ 20

Aus der visuellen Begutachtung der Beschädigungszonen aufgrund des Quetschvorgangs konnten daher folgende Schlüsse gezogen werden:

- a) An der Rohrinneiseite treten in der Quetschlippe plastische Deformationen/ Beschädigungen auf.

- b) Bei Rohr E ist die Beschädigung in der Quetschlippe auch an der Rohraussenwand sichtbar.
- c) Die Beschädigung in der Quetschlippe hat in Axialrichtung eine weitaus größere Ausdehnung als normal dazu (ungefähre Abmessungen der Schädigungszone siehe Tabelle 4.2)
- d) An der Rohraussenwand sind plastische Deformationen aufgrund der Kompression durch die Quetschbalken sichtbar.
- e) Die Erscheinungsform und Struktur der Schädigung ist materialabhängig.

Aufgrund der gefundenen Ergebnisse ist eine weitergehende, systematische Untersuchung mit genauer Dokumentation des Quetschvorganges zum qualitativen Materialvergleich und des Einflusses der Belastung im Betrieb empfehlenswert.

4.1.2 Ultraschalluntersuchungen

Da man für die Fortpflanzung des Ultraschalls eine Koppelung zwischen Prüfkopf und Prüfling braucht, ist eine direkte Messung von Defekten an der Kontaktwand unter einem Winkel von 0° nicht möglich. Position und Größe von Volumenfehlern sind hingegen deutlich durch das Fehlerecho beschreibbar. Aufgrund der schlechten Ankopplung der großen Kontaktfläche des verwendeten Prüfkopfes war weiters keine Prüfung am Rohr möglich. Folgend sind daher die Ergebnisse der Ultraschallprüfung an der mit künstlich eingebrachten Fehlern versehenen Prüfplatte dargestellt.

In Abbildung 4.3 ist das Ergebnis der Ultraschallprüfung für eine Bohrung in der Prüfplatte mit einem Durchmesser von 3 mm ersichtlich. Das D-Bild ist eine Seitenansicht und gibt Auskunft über Ausbreitung und Position des Defekts. Das B-Bild ist eine weitere Seitenansicht und gibt Auskunft über die Tiefenposition des Defekts. Das A-Bild ist das Amplitudenbild und gibt sowohl über Tiefenposition als auch die Größe des Defekts Auskunft. Die Bohrung befand sich dementsprechend 7,6 mm unter der Oberfläche und hatte einen Durchmesser von rund 2,5 mm.

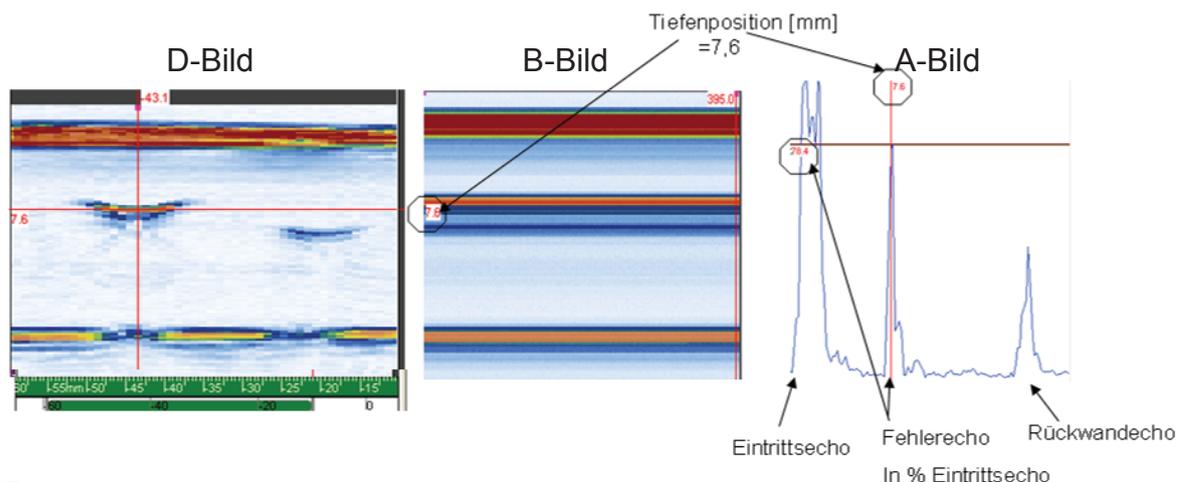


Abb. 4.3: Prüfung von Volumenfehler unter Kontakt und Winkel 0° .

Im Gegensatz zu den zuvor beschriebenen Volumenfehlern sind Oberflächenfehler an der gegenüberliegenden Rohrwand bei der Prüfung unter 0° entweder durch ein Fehlerecho oder durch den Abfall des Rückwandechos detektierbar. Das Ergebnis für die Ultraschallprüfung einer Kerbe an der Prüfplatte mit Tiefe 3 mm ist in Abbildung 4.4 dargestellt. Wie aus dem B- und A-Bild ersichtlich tritt das Fehlerecho bei einer Tiefenposition von 13,7 mm auf. Dies entspricht bei einer Plattendicke von 15 mm einer Defekttiefe von 1,3 mm und die Defektgröße wird folglich deutlich unterschätzt. In Abbildung 4.5 ist das Ergebnis für einen manuell eingebrachten Stanleymesserschnitt dargestellt. Aufgrund der geringen Ausbreitung normal zur Schnittrichtung kann dieser Fehler nur über den Abfall des Rückwandechos detektiert werden.

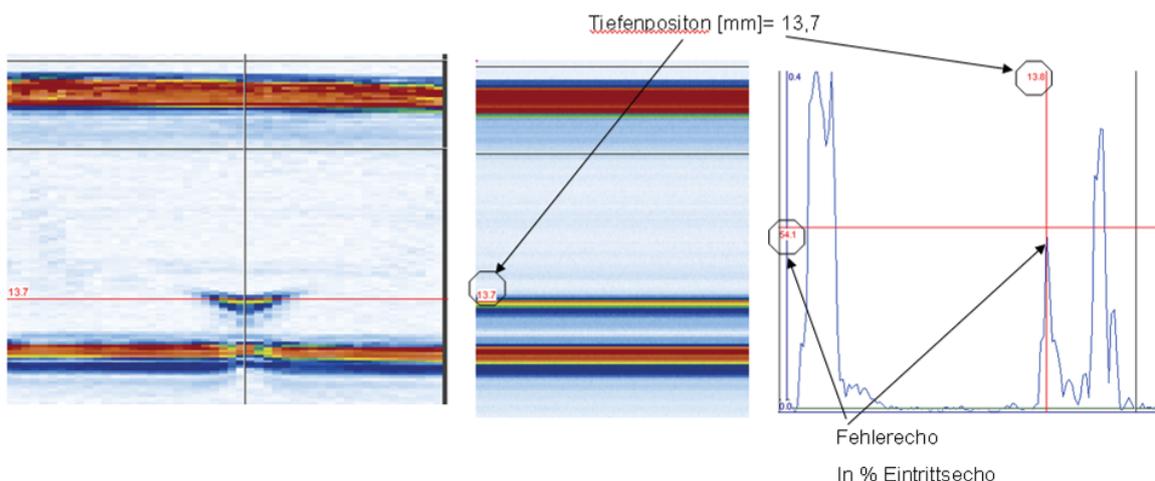


Abb. 4.4: Prüfung von Defekten an der gegenüberliegenden Oberfläche unter Kontakt und Winkel 0° .

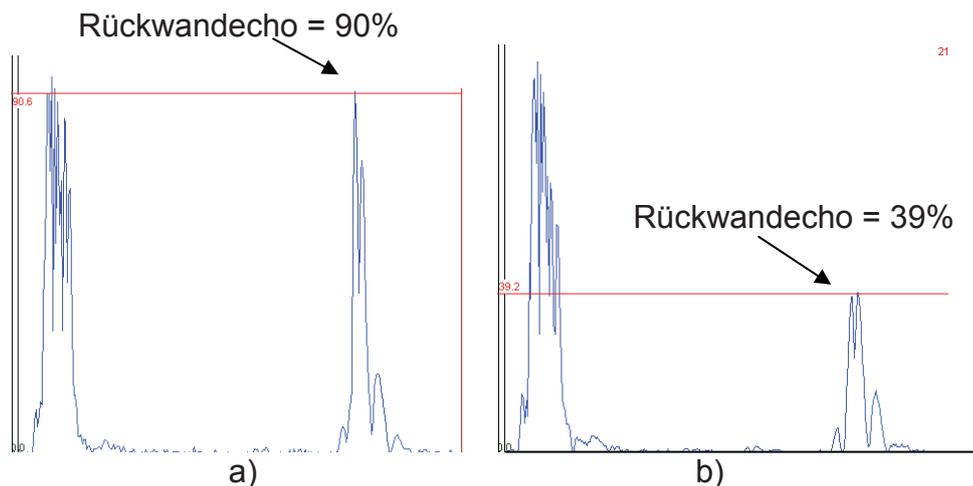


Abb. 4.5: Abfall des Rückwandecho bei Prüfung unter Kontakt und Winkel 0° für einen Stanleymesserschnitt an der gegenüberliegenden Oberfläche. a) Rückwandecho der unbeschädigten Platte und b) Rückwandecho bei Defekt.

Bei der Prüfung unter festem Winkel bzw. Prüfung durch Sektorscan, sind theoretisch sowohl Fehler an der Rückwand, an der Kontaktwand und im Volumen detektierbar. Mit dem in dieser Arbeit verwendeten Prüfkopf mit einer Prüffrequenz von 5 MHz konnten aufgrund der hohen Schalldämpfung von PE und dem längeren Schallweg bei der Prüfung unter Winkel keine Ergebnisse für Oberflächenfehler an der Kontaktwand der verwendeten Prüfplatten erzielt werden. Die Verwendung eines Prüfkopfs mit geringerer Prüffrequenz würde auf Kosten der Auflösung einen größeren Schallweg ermöglichen.

Durch die gezielte Literaturrecherche einerseits und die gesammelten Erfahrungen mit der Ultraschallprüfung im Laufe dieser Arbeit andererseits kann folgende Schlussfolgerung getroffen werden. Da die Ultraschallprüfung eine zerstörungsfreie Volumenprüfung ist, entspricht die gezielte Bewertung von sichtbaren Defekten an Rohraussenwänden mittels Ultraschall nicht dem Standard. Die Ultraschallprüfung ist für die Anwendung auf der Baustelle aufgrund der notwendigen, eingehenden Schulung der Prüfer und dem großen Aufwand nicht effizient.

4.1.3 Analyse der Defekt-Negative

Wie in Abschnitt 3.3.2 beschrieben sind Defekt-Negative eine einfache und kostengünstige Alternative um die Tiefe von Kerben zu ermitteln. Die Größe der Oberflächenbeschädigung lässt sich dabei relativ einfach, z.B. mit einer

Schiebelehre, bestimmen. Die bessere Visualisierung und die einfache Bewertung der Defektgröße erlauben eine bessere Einschätzung des Defekts in der Praxis. Die einfache Erstellung dieser Abzüge garantiert die Baustellentauglichkeit und Anwendbarkeit. Außerdem können die erstellten Defekt-Negative leicht archiviert werden und ermöglichen so eine mit wenig Aufwand verbundene Beweissicherung (siehe Abbildung 4.6).



Abb. 4.6: Defekt-Negative des Rohrs RTS_B und deren Archivierung.

Im Zuge dieser Arbeit wurden die Defekt-Negative zusätzlich auch konfokalmikroskopisch vermessen und als dreidimensionale Topografiebilder ausgewertet. Abbildung 4.7 zeigt exemplarisch je eine Kerbe des Rohres C (Kerbtiefe 6,4 % der Wanddicke) und eine Riefe des Rohres B (Kerbtiefe 2,1 % der Wanddicke). Die Kerbe der Rohres RTS_B (Kerbtiefe 10,3 % der Wanddicke) und deren Ursache, die Belastung durch einen großen spitzen Stein, sind in Abbildung 4.8 dargestellt. Die Steine wurden zu Testzwecken gezielt auf das Rohr gelegt.

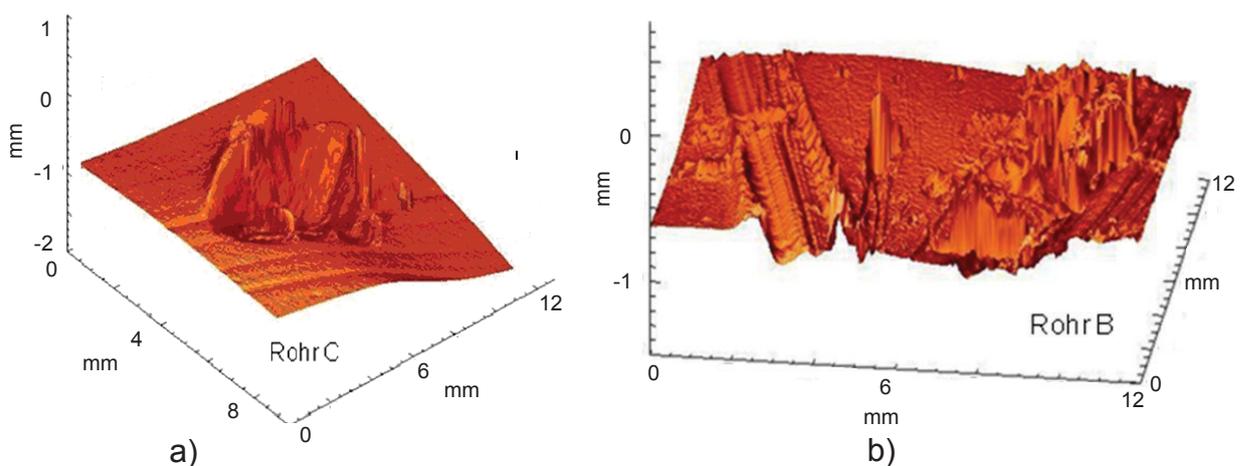


Abb. 4.7: Topografiebilder der Defekt-Negative: a) Kerbe des Rohres C und b) Riefe des Rohres B.

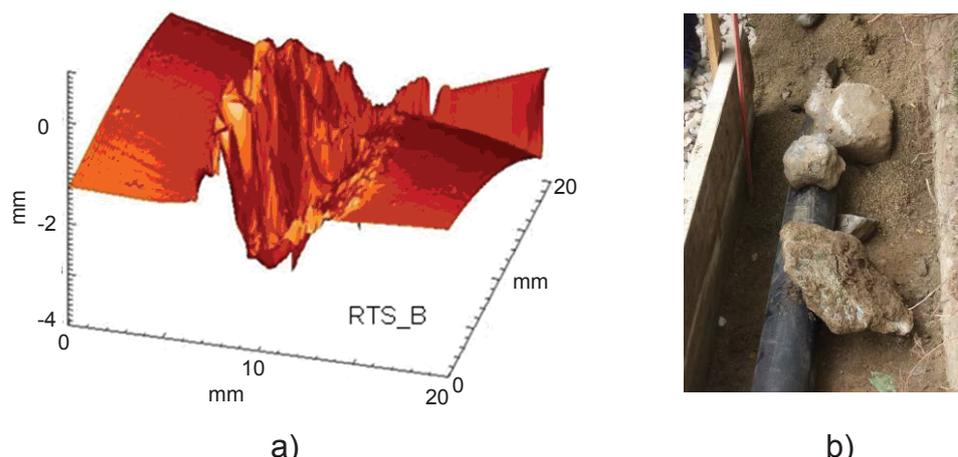


Abb. 4.8: a) Topografiebild des Defekt-Negativs einer Kerbe des Rohres RTS_B und b) ein Foto dessen Einbausituation mit groben Steinen.

Abbildung 4.9 stellt die Quetschungen an den drei unterschiedlichen Materialien vergleichend gegenüber. Die Struktur der Schädigungszone der Quetschungen ist materialabhängig. So weist die plastische Deformation bei dem Rohr RTS_B eine narbenartige Struktur und die bei RTS_A und dem Rohr E eine relativ lineare Struktur auf (siehe auch Abschnitt 4.1).

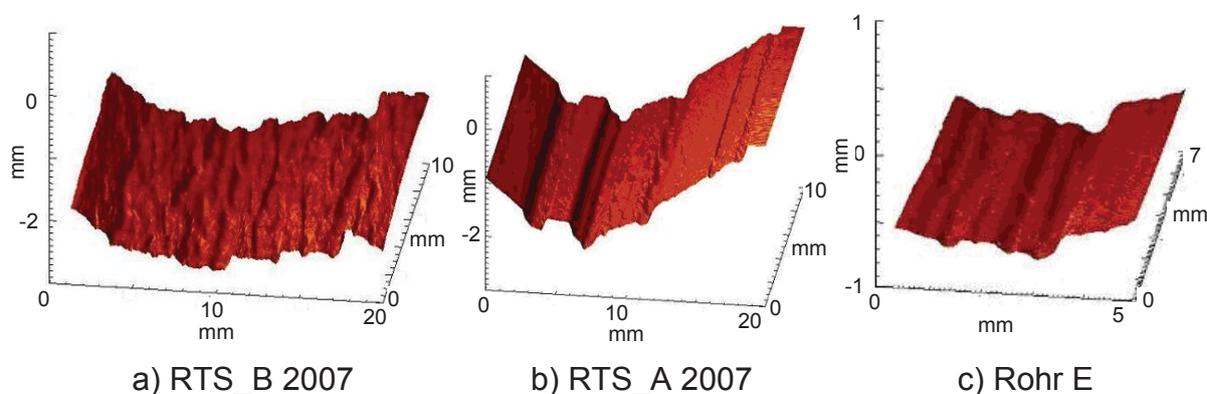


Abb. 4.9: Topografiebilder der Defekt-Negative von Quetschungen an den Rohren; a) RTS_B 2007, b) RTS_A 2007 und c) Rohr E.

In Tabelle 4.3 sind die Tiefen, die Breiten, die Breite-Tiefen-Verhältnisse und die Defekttiefen in Prozent der Wanddicke für alle vermessenen Kerben und Riefen aufgelistet. Das Breite-Tiefen-Verhältnis dient hierbei als Maß für den Kerbfaktor, wobei ein kleinerer Wert einen schärferen Defekt beschreibt. Da nach ÖVGW Richtlinie (G52-2) für grabenlos verlegte Rohre Defekte bis zu Tiefen von 10 % der Wanddicke zugelassen sind, ist dies hier für alle Verlegungsarten als Kriterium für die Zulässigkeit der Defekte angeführt. Wie ersichtlich sind alle Kerbtiefen der real

verlegten Musterrohre unter 10 % der Wanddicke. Die Kerbe des Rohrs aus der Rohrteststrecke (RTS_B), verursacht durch die Punktlast durch einen großen, spitzen Stein, ist mit 10,3 % jedoch kritisch.

Tabelle 4.3: Ergebnisse der Kerbtiefenmessung.

Rohr	Defektart	Nom.	Tiefe [mm]	Breite [mm]	Breite / Tiefe []	In [%] d. Wanddicke
A	Riefen	A1	0,56	2,16	3,8	5,6%
		A2	0,17	0,78	4,7	1,7%
		A4	0,27	1,12	4,2	2,7%
		A5	0,21	0,59	2,8	2,1%
B	Riefen	B1	0,91	0,28	0,3	6,2%
		B2	0,3	1,2	4	2,1%
		B3	0,57	1,52	2,7	3,9%
		B5	0,39	0,97	2,5	2,7%
C	Riefen	C2	0,3	0,65	2,2	2,1%
		C'2	0,24	0,6	2,5	1,6%
		C'3	0,2	1,7	8,6	1,4%
		C'4	0,55	0,81	1,5	3,8%
	Kerben	C1	0,94	2,18	2,3	6,4%
		C3	0,67	4,43	6,6	4,6%
D	Riefen	D1	0,53	1,4	2,6	1,9%
		D2	0,53	1,38	2,6	1,9%
		D3	0,63	1,61	2,5	2,2%
		D4	0,51	2,28	4,5	1,8%
RTS_B	Kerbe	RTS1	1,51	3,9	2,6	10,3%

Die Tiefen und die Tiefen in % der Wanddicke der Defekte aufgrund von Quetschung sind in Tabelle 4.4 ersichtlich. Hierbei hat nur die Quetschung an dem Rohr E Defekte größer als 10 % der Wandstärke. Dieser Richtwert gilt nach ÖVGW Richtlinie G52-2 für Außenkerben von grabenlos verlegten Rohren. Kerben an der Rohrinenseite sind generell als kritischer zu beurteilen (siehe Abschnitt 2.2.2). Die Defekttiefen der Quetschungen an den Rohren der RTS sind

mit 1,4 bis 2,9 % jedoch sehr gering und folglich unkritisch. Die Ergebnisse der verschiedenen Rohre können nicht miteinander verglichen werden, da keine Aufzeichnung des Quetschvorganges erfolgt ist (siehe Abschnitt 4.1). Daher ist es empfehlenswert in weiteren Untersuchungen Quetschparameter und resultierende Defektgrößen zu korrelieren und einen Richtwert für eine zulässige Defektgröße für Defekte an der Rohrrinnenwand zu definieren.

Tabelle 4.4: Ergebnisse der Kerbtiefenmessung der Quetschungen.

Rohr	Quetschung	Tiefe [mm]	In [%] d. Wandstärke
E	2004	~0,15	21%
RTS_A	2007	~0,4	2,9%
	2009	~0,2	1,4%
RTS_B	2007	~0,25	1,7%
	2009	~0,2	1,4%

4.2 Bruchmechanische Lebensdauerabschätzung von innendruckbelasteten Polyethylen Rohren

In den nachfolgenden Abschnitten werden die Ergebnisse der bruchmechanischen Charakterisierung und der Lebensdauerabschätzung von druckbelasteten Rohren diskutiert. Dabei werden zuerst die statischen und zyklischen Versuche sowie die Bruchflächen von PE-BF und PE 80 getrennt behandelt und abschließend die Ergebnisse beider Materialien gegenübergestellt.

4.2.1 Lebensdauerabschätzung von Rohren aus Blasform-Polyethylen

Als erstes wurde zur generellen Charakterisierung des Bruchverhaltens der CRB-Prüfkörper die Versagenszyklenzahl für einen weiten Anfangsspannungsintensitätsfaktor ($K_{I,max,ini}$) -Bereich (0,25 bis 0,82 MPa·m^{0.5}) bei R=0,1 bestimmt. In dieser Versagenskurve (siehe Abbildung 2.10) kann durch Umrechnen der Versagenszyklenzahl in die Versagenszeit (siehe Abschnitt 3.3.4) sowohl die Ergebnisse der zyklischen als auch der statischen Versuche dargestellt werden.

In Folge wurden Bruchflächenanalysen zur Feststellung der Versagensmechanismen durchgeführt. Die Versuche mit $K_{I,max,ini}$ zwischen 0,3 und 0,67 MPa·m^{0.5} wiesen ein deutliches sprödes Versagen auf, während jene

Versuche mit höherer Belastung und folglich höheren $K_{I,max,ini}$ zu duktilem Versagen führten. In Abbildung 4.11 sind die Bruchoberflächen zweier CRB-Prüfkörper vergleichend dargestellt. Wie ersichtlich tritt bei höheren $K_{I,max,ini}$ ($0,75 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$) duktiles Versagen auf und die Versuche können folglich nicht für die Messung der Risskinetik verwendet werden, während bei einem $K_{I,max,ini}$ von $0,32 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ ein großer Spröbruchanteil gewährleistet ist.

Die außerordentlich hohe Versagenszeit bei einem $K_{I,max,ini}$ von $0,25 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ könnte bereits auf eine Annäherung, bzw. Erreichen des mechanischen Schwellwerts ($K_{I,th}$) zurückzuführen sein, der sich in der Versagenskurve durch einen horizontalen Knick bemerkbar macht (Pinter et al., 2002). Dies wurde in Abbildung 4.10 durch die strichlierte Linie schematisch dargestellt.

Die Untersuchung des Einflusses des R-Verhältnisses erfolgte im unteren, spröden Versagensbereich bei einem $K_{I,max,ini}$ von $0,32 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$. Aufgrund der geringen Rissbeständigkeit der Blasform-Type waren trotz der geringen Belastung kurze Prüfzeiten zu erwarten. Außerdem ist laut Literatur bei diesem Material bei 60 °C die Abhängigkeit vom R-Verhältnis gering (Pinter et al., 2002). Wie in Abbildung 4.10 ersichtlich sind bei allen geprüften R-Verhältnissen ($R=0,1$ bis $R=0,7$) und dem statischen Fall ($R=1$) die Versagenszeiten ähnlich und nur eine geringe Tendenz zu höheren Versagens- und Initiierungszeiten bei höheren R-Verhältnissen zu beobachten. Die Ergebnisse aus den statischen Versuchen ($R=1$) am Kriechstand und auf der servohydraulischen Prüfmaschine zeigen eine gute Übereinstimmung. Ein Einfluss durch die unterschiedliche Halterung ist nicht festzustellen.

Der Anteil der Rissinitiierungszeit an der Gesamtversagenszeit lag bei den zyklischen Versuchen bei rund 15 %. Ein Verständnis für die Mechanismen für Rissinitiierung ist in der Literatur noch nicht gut aufgearbeitet. Die Ergebnisse für die Rissinitiierungszeiten sind daher in dieser Arbeit angeführt aber nicht interpretiert worden. Weitere Untersuchungen auf diesem Gebiet sind folglich zu empfehlen.

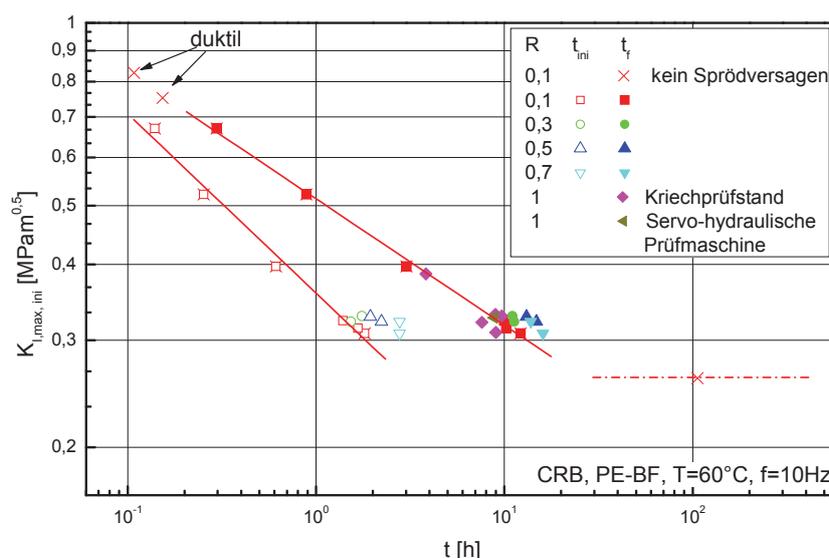


Abb. 4.10: Rissinitiierungs- und Versagenszeiten aus zyklischen und statischen Versuchen mit CRB-Prüfkörpern für PE-BF bei 60 °C.

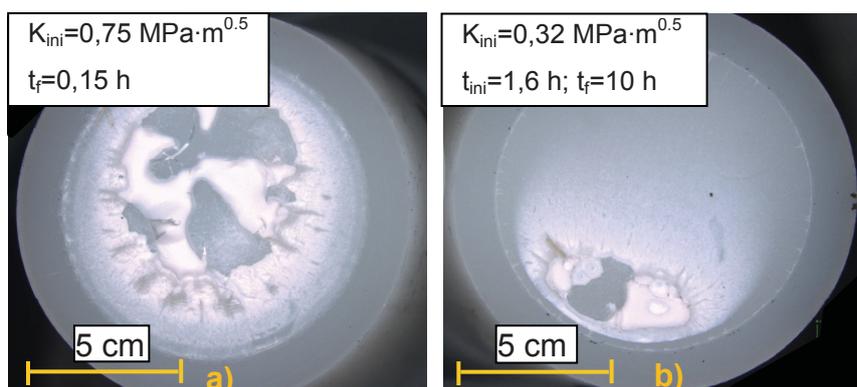


Abb. 4.11: Bruchoberflächen von CRB-Prüfkörpern aus PE-BF bei R=0,1 bei a) duktilen Versagen und b) spröden Versagen.

In Abbildung 4.12 ist die normierte Nachgiebigkeits-Kalibrierkurve zur indirekten Messung der Risskinetik dargestellt. Die Anhäufung der Punkte bei $a/R \sim 0,22$ folgt aus der Normrisslänge von 1,5 mm für alle Versuche. In Übereinstimmung mit früheren Untersuchungen (Freimann, 2008) ist die Änderung der Nachgiebigkeit unabhängig vom R-Verhältnis, weshalb auch für höhere R-Verhältnisse die Ergebnisse mit der Ausgleichfunktion übereinstimmen. Die Bestimmung der Risslänge erfolgte für dieses Material in weiterer Folge durch die in Gleichung 4.1 dargestellte polynomialen Fit-Funktion.

$$a = r \cdot \left(\frac{-2,13 + \sqrt{4,55 - (47,39 \cdot (1,11 - \frac{\Delta C}{\Delta C_0}))}}{23,7} \right) \quad \text{Glg. 4.1}$$

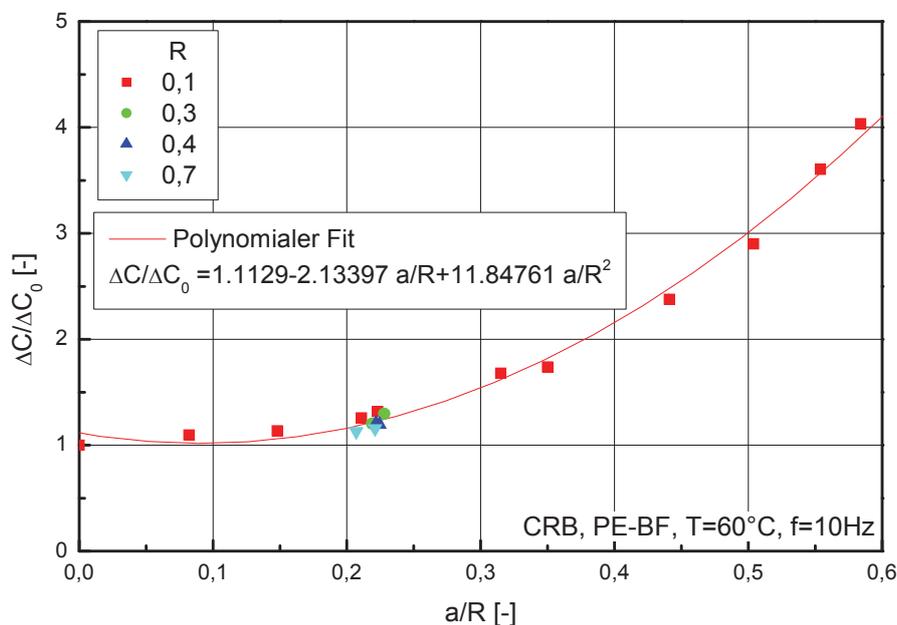


Abb. 4.12: Normierte Nachgiebigkeits-Kalibrierkurve für PE-BF.

Die Kinetikkurve bei einem R-Verhältnis von 0,1 ist die Basis für die Extrapolationsmethodik. Da die Versuche für die Zeitstandkurve bei verschiedenen $K_{I,max,ini}$ und auch gezielt Versuche bei einem konstanten $K_{I,max,ini}$ bei einem R-Verhältnis von 0,1 geprüft wurden, liegen mehrere Daten für diesen Belastungsfall vor. Um die Kinetikkurve bei $R=0,1$ bestmöglich abzusichern wurden die einzelnen Messungen ausgewertet und in Abbildung 4.13 zusammengefasst. Die Versuche mit unterschiedlichen $K_{I,ini}$ lassen sich in einer Ausgleichsgeraden darstellen, jedoch nähern sich die Daten bei höheren $K_{I,ini}$ -Werten später dem linearen Bereich des kontinuierlichen Risswachstums an (siehe Abbildung 4.13). Bei großen Risslängen flacht aufgrund des geringen Restquerschnitts und dem duktilen Restbruch die Kurve ab und weicht vom linearen Bereich ab. Diese Abweichung tritt bei geringen $K_{I,max,ini}$ -Werten früher auf, da aufgrund der geringeren Belastung bereits größere Risslänge zum Erreichen des spezifischen $K_{I,max}$ -Wertes nötig waren. Die plastische Zone sollte zwar nur von dem vorherrschenden $K_{I,max}$ -Wert bestimmt sein, jedoch verliert die LEBM aufgrund des geringen Restligaments ihre Gültigkeit. Die Daten sind folglich

ab einer gewissen Risslänge nicht mehr, bzw. nur bis zu einem gewissen Restligament auswertbar. Die Ausgleichsgerade $R=0,1$ wurde daher nur durch Interpolation aller Daten im linearen Bereich angenähert.

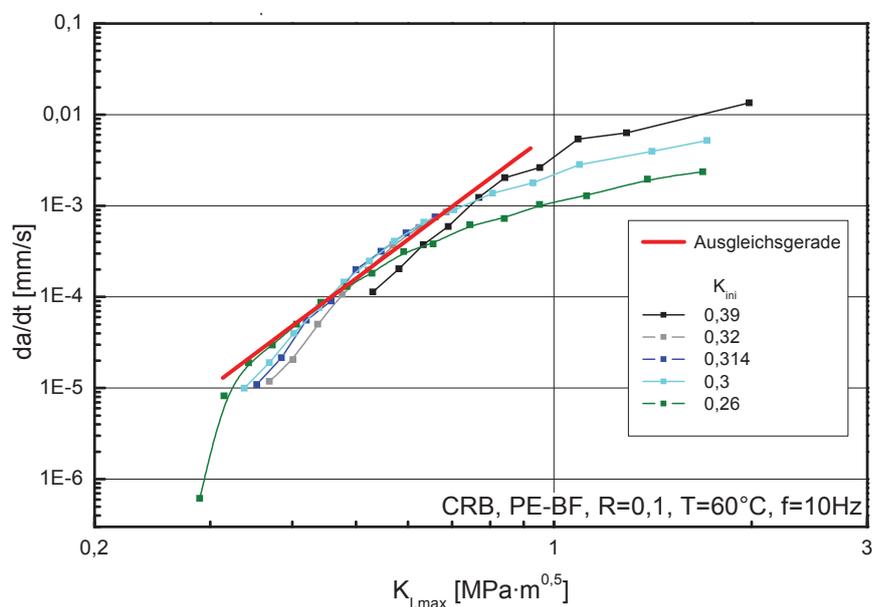


Abb. 4.13: Kinetikkurven bei $R=0,1$ und unterschiedlichen $K_{I,max,ini}$ –Werten und die daraus angenäherte Ausgleichsgerade.

Die Risskinetik bei unterschiedlichen R -Verhältnissen für das PE-BF für CRB- und CT-Prüfkörper ist in Abbildung 4.14 ersichtlich. Die CRB-Versuche wurden jeweils wiederholt und wiesen eine gute Reproduzierbarkeit auf. In diesem Diagramm ist auch die auf den zyklischen CRB-Versuchen basierende, auf $R=1$ extrapolierte „synthetische“ Kinetikkurve dargestellt, aus welcher die bruchmechanischen Parameter $A=0,025$ und $m=7,25$ abgeleitet wurden. Die Risskinetik der CT-Prüfkörper wurde in früheren Untersuchungen für $R=0,1$, $R=0,3$, $R=0,5$ und für den statischen Fall, $R=1$, bestimmt (Pinter et al., 2002). Der statische Fall wurde in dieser Arbeit wiederholt um einen Chargenunterschied zu erfassen, wobei nur geringe Unterschiede festgestellt wurden und somit ein Vergleich gültig ist. Wie ersichtlich ist keine Abhängigkeit der Risskinetik vom R -Verhältnis erkennbar.

Langsames Risswachstum unter zyklischer Belastung, FCG, resultiert aus einer Kombination der Schädigung aus dem zyklischen und dem statischen Anteil der Belastung. Für dieses Material ist bei 60 °C die statische Komponente bestimmend während die zyklische Komponente vernachlässigbar scheint, was auch mit den Erkenntnissen für CT-Prüfkörper der Referenzstudie übereinstimmt

(siehe Abschnitt 2.3.3) (Pinter et al., 2002). Die Ergebnisse aus der Risskinetik der CRB-Prüfkörper bestätigen diese Annahme und schließen somit aus, dass oben genannter Effekt geometrieabhängig ist. Die wesentlich höheren Risswachstumsgeschwindigkeiten und die größere Steigung der Risskinetikkurven der CRB-Prüfkörper sind jedoch auf die Geometrie zurückzuführen. Im CRB-Prüfkörper herrscht durch die rundum laufende Kerbe entlang der gesamten Risspitze ein ausgeprägter dreidimensionaler Spannungszustand. Währenddessen bildet sich im CT-Prüfkörper an den Randzonen ein ebener Spannungszustand aus. Dieser ermöglicht die Bildung von größeren plastischen Zonen, welche das Risswachstum bremsen.

In Abbildung 4.15 sind die Bruchoberflächen der CT- und CRB-Prüfkörper bei einem $K_{I,max}$ -Wert von $0,6 \text{ MPa m}^{0,5}$ dargestellt. Generell sind alle Aufnahmen typische Bruchbilder für langsames Risswachstum. Die Bruchoberfläche im Randbereich des CT-Prüfkörpers weist, aufgrund des ebenen Spannungszustandes und der daraus folgenden geringeren Behinderung der Deformation, stärker verstreckte Fibrillen auf. Der geringere Fibrillenverformungsgrad der CRB-Prüfkörper im Vergleich zum CT-Prüfkörper (sowohl Mitte als auch Rand) lässt auf einen ausgeprägteren ebenen Dehnungszustand mit kleinen plastischen Zonen schließen, was oben angeführte Erklärungen stützt.

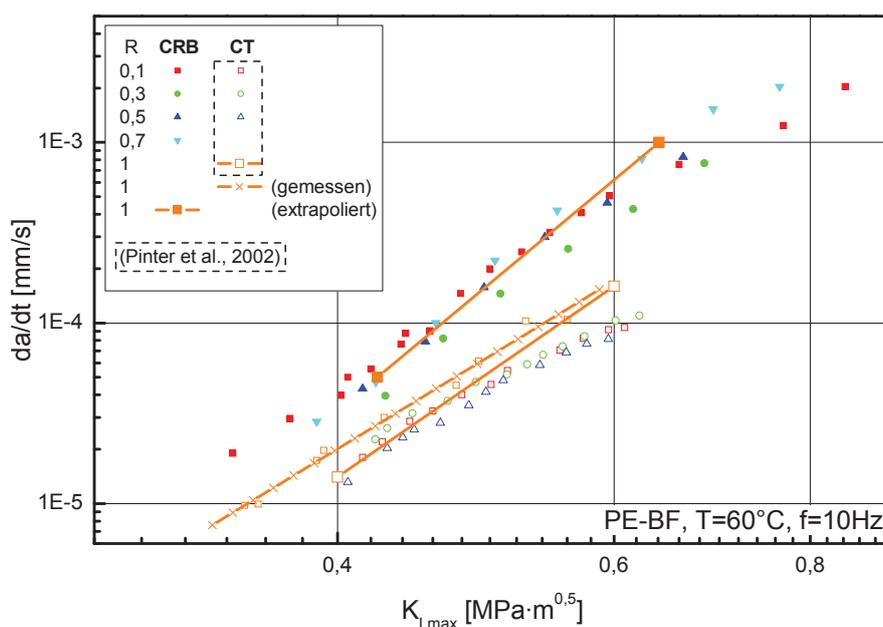


Abb. 4.14: Kinetikkurven der CRB- und CT-Prüfkörper für PE-BF.

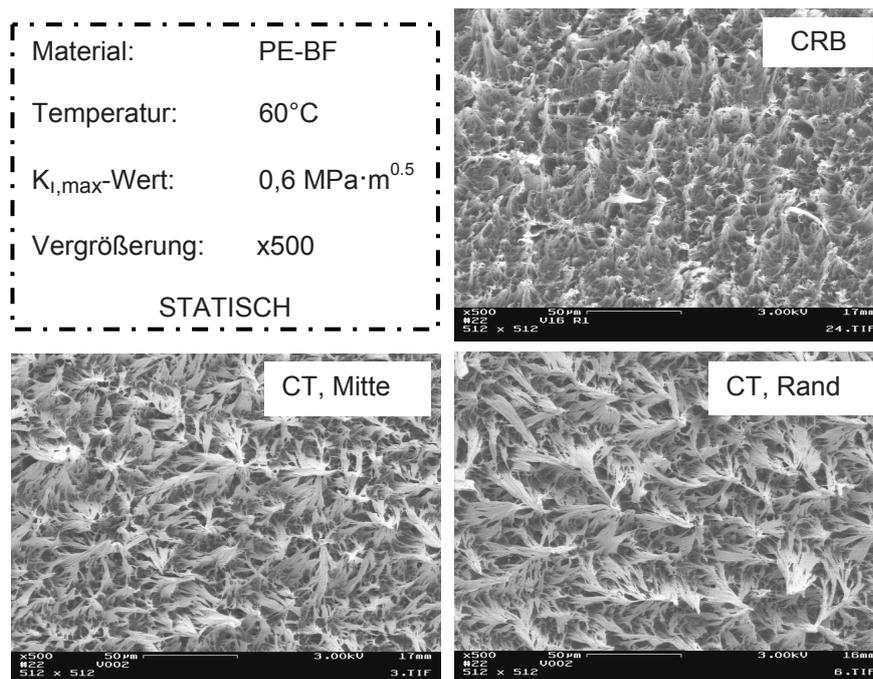


Abb. 4.15: Vergleich der Bruchoberflächen der CRB- und CT-Prüfkörper des statischen Versuchs.

Der Vergleich von zyklischen mit statischen Versuchen und folglich die in Abschnitt 2.2.3 beschriebene Extrapolationsmethodik sind nur unter der Voraussetzung gültig, dass die Versagensmechanismen dieselben sind. Abbildung 4.16 zeigt die Bruchoberflächen von zyklisch geprüften CRB-Prüfkörpern bei verschiedenen R-Verhältnissen zwischen 0,1 und 0,7 und dem statisch geprüften CRB-Prüfkörper bei einem $K_{I,max}$ -Wert von 0,6 MPa·m^{0.5}. Bei allen Belastungsfällen ist eine typische quasi-spröde Bruchoberfläche, die durch die kontinuierliche Entstehung und das Brechen von Fibrillen entsteht, zu beobachten. Die Ähnlichkeit der Bruchoberflächen weist darauf hin, dass unabhängig vom R-Verhältnis die gleichen Mechanismen für das Risswachstum verantwortlich sind und die plastische Zone und somit die Fibrillierung vorwiegend durch den $K_{I,max}$ -Wert bestimmt werden. Der leichte Anstieg des Verformungsgrades der Fibrillen mit steigendem R-Verhältnis wurde in der Literatur bereits beschrieben (Lang, 1986; Pinter et al., 2002). Diese Tendenz ist jedoch gering und daher die Extrapolation zum statischen Belastungsfall zulässig.

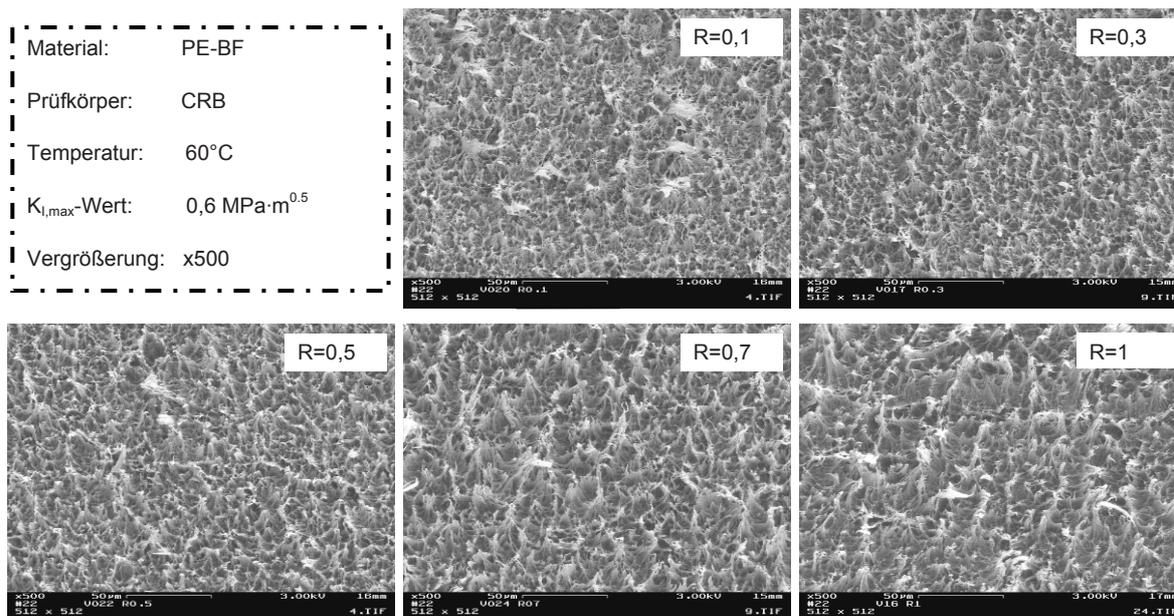


Abb. 4.16: Vergleich der Bruchoberflächen der CRB-Prüfkörper aus PE-BF bei den unterschiedlichen R-Verhältnissen.

In Abbildung 4.17 sind die realen Versagenszeiten aus Zeitstandinnendruckversuchen mit der auf der Extrapolationsmethodik basierenden Lebensdauer gegenübergestellt. Die Zeitstandinnendruckversuche zeigen deutlich einen duktilen und einen spröden Versagensbereich. Die Streuung der Versagenszeiten ist auf die unterschiedliche, unbekannte Größe der inhärenten Anfangsdefekte zurückzuführen.

Grundsätzlich zeigen die errechneten und die in Versuchen ermittelten Versagenszeiten eine gute Übereinstimmung, besonders in dem für die Auslegung wichtigen hohen Spannungsbereich. In den errechneten Lebenszeiten ist zwar die Rissinitiierungszeit nicht berücksichtigt, jedoch ist für die Blasform-Type der Anteil der Rissinitiierungszeit an der gesamten Versagenszeit zumindest bei den zyklischen CRB-Versuchen (15 %) relativ gering. Die Versuche bei 4,5 MPa Vergleichsspannung laufen noch und werden die Steigung des spröden Versagensbereichs noch etwas verringern und somit den realen Verlauf des spröden Versagens dem extrapolierten Ergebnis besonders im für die Praxis relevanten niedrigeren Spannungsbereich annähern.

Der große Vorteil der Extrapolationsmethodik liegt in der Zeitersparnis. Die Prüfzeit für den längsten Zeitstandinnendruckversuch bei 4,5 MPa

Vergleichsspannung betrug rund 90 Tage. Mit den Versuchen bis zu dieser Belastung konnte der gesamte Versagensbereich abgedeckt werden. Mit der vorgestellten Extrapolationsmethodik basierend auf zyklischen CRB-Versuchen wurden rund 4 Wochen Prüfzeit für eine Abschätzung der Versagenszeiten dieses Materials benötigt, was etwa den halben Zeitaufwand bedeutet.

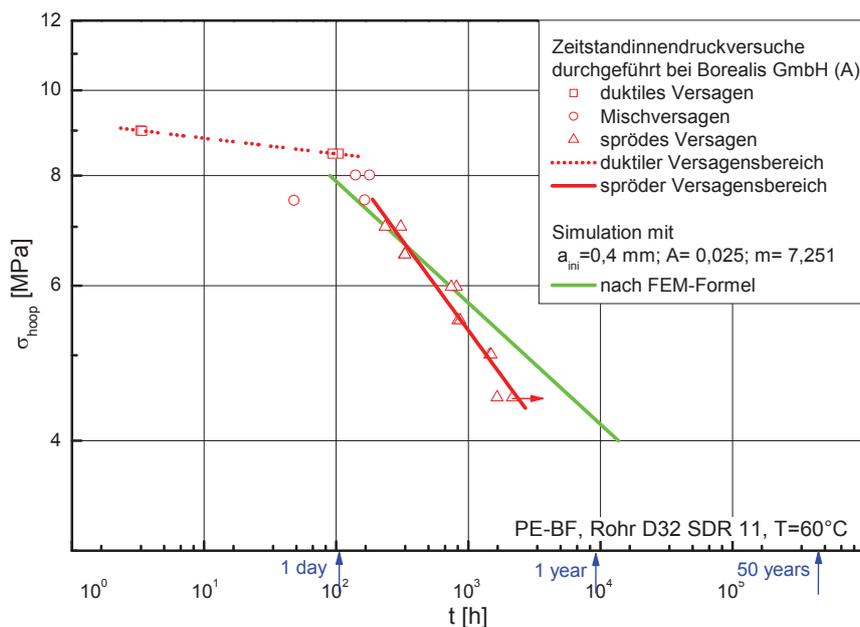


Abb. 4.17: Vergleich der Versagenszeiten aus den Zeitstandinnendruckversuchen und den errechneten Lebenszeiten.

Der Vergleich der Bruchoberflächen im Bereich eines anliegenden $K_{I,max}$ -Wertes von $0,6 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$ des CRB-Prüfkörpers aus dem statischen Versuch und des Rohrs aus dem Zeitstandinnendruckversuch ist in Abbildung 4.18 ersichtlich. Sowohl beim CRB-Prüfkörper als auch am Rohr ist dieselbe typische quasi-spröde Bruchoberfläche zu beobachten. Die Behinderung der Deformation ist im Rohr aufgrund des komplexen Spannungszustandes stärker ausgeprägt als im CRB-Prüfkörper, woraus die geringer ausgeprägte Verformung der Fibrillen der Bruchoberfläche folgt.

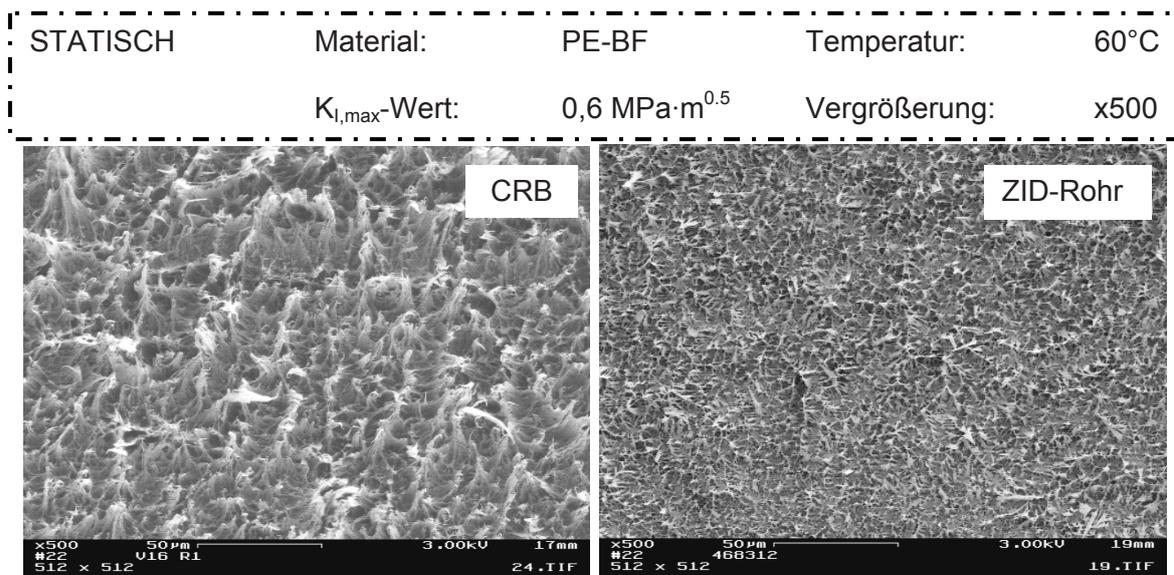


Abb. 4.18: Vergleich der Bruchoberflächen des statischen CRB-Versuches und einem Rohr aus dem Zeitstandinnendruckversuch.

4.2.2 Lebensdauerabschätzung von Rohren aus Rohr-Polyethylen

Zur Charakterisierung des Versagens wurden für das Rohr-Polyethylen (PE 80) bei $R=0,1$ die Kräfte so gewählt, dass die $K_{I,max,ini}$ zwischen 0,3 und 0,46 MPa·m^{0.5} lagen. Wie anhand der Bruchoberflächen ersichtlich (siehe Abbildung 4.19), wiesen alle Versuche sprödes Versagen auf. Die Ergebnisse der zyklischen Versuche sind in der Versagenskurve dargestellt (siehe Abbildung 4.20). Da die Prüfzeiten für dieses Material aufgrund der hohen Rissbeständigkeit weitaus länger waren, wurde auf statische Versuche verzichtet. Für die weiteren Versuche zur Erfassung der Risskinetik und deren Abhängigkeit vom R -Verhältnis ein $K_{I,max,ini}$ von 0,4 MPa·m^{0.5} gewählt. Bei dieser Belastung ist ein genügend großer Spröbruchanteil bei gleichzeitig akzeptablen Prüfzeiten gesichert (siehe Abbildung 4.19).

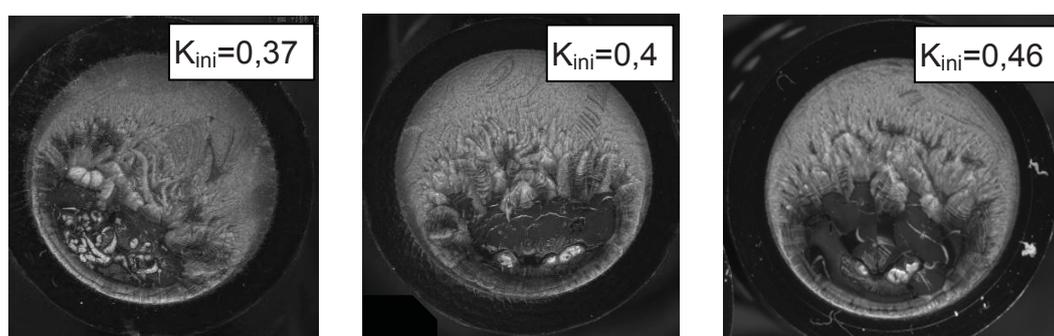


Abb. 4.19: Bruchoberflächen von CRB-Prüfkörpern aus PE 80 bei $R=0,1$.

Die Initiierungszeiten liegen ebenso wie die Versagenszeiten auf einer Geraden, jedoch weist diese eine geringere Steigung auf. Bei diesem Material zeigen sowohl die Gesamtversagenszeiten als auch die Anteile der Initiierungszeiten an der Gesamtversagenszeit eine deutliche Abhängigkeit vom R-Verhältnis. Abbildung 4.21 stellt die Rissinitiierungszeit in Prozent der Gesamtversagenszeit in Abhängigkeit vom R-Verhältnis dar. So steigt die Initiierungszeit bis zu einem R-Verhältnis von 0,3 stark an und scheint dann ein Plateau zu erreichen. Der $K_{I,max,ini}$ -Wert des Versuchs bei $R=0,5$ lag aufgrund zu tiefen Kerbens jedoch etwas höher ($K_{I,max,ini}=0,43 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$) und wurde aufgrund der langen Prüfzeit nicht reproduziert. Eine gesicherte Aussage kann folglich nicht getroffen werden.

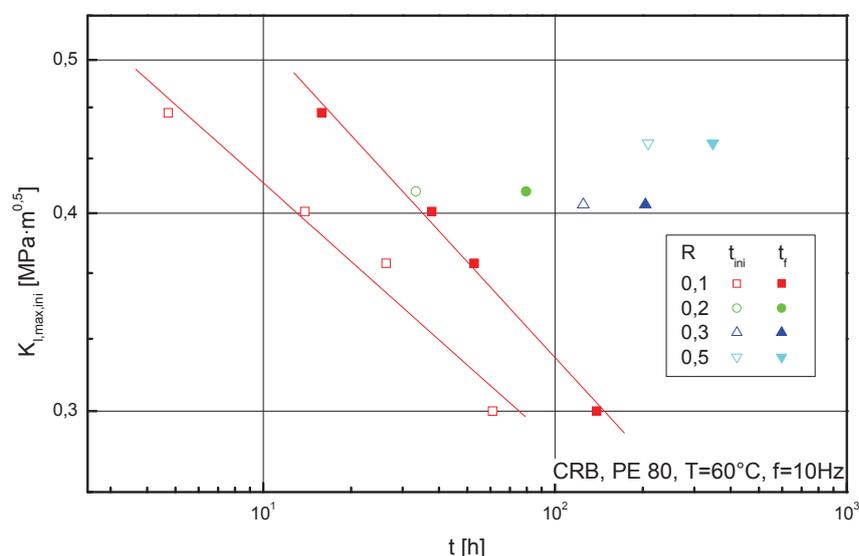


Abb. 4.20: Rissinitiierungs- und Versagenszeiten aus zyklischen Versuchen mit CRB-Prüfkörpern für PE 80 bei 60 °C.

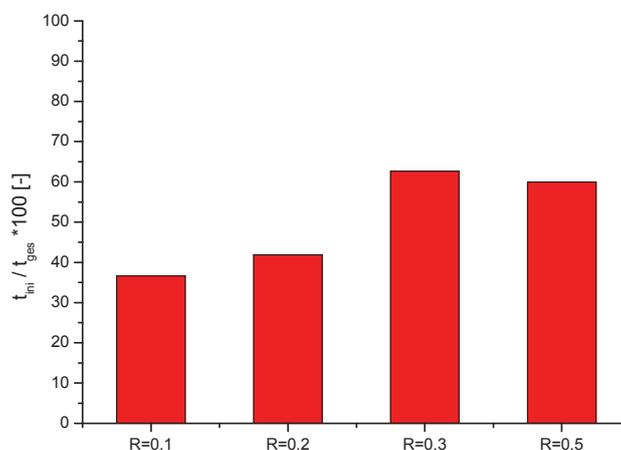


Abb. 4.21: Abhängigkeit der Rissinitiierungszeiten vom R-Verhältnis.

Die Erstellung der Kalibrierkurve erfolgte analog zur Blasform-Type (siehe Abbildung 4.22). Infolge wurden die Risslängen über die Messung der Nachgiebigkeit indirekt nach Gleichung 4.2 bestimmt. Wiederum ist eine Unabhängigkeit der Nachgiebigkeit von der Belastung zu beobachten. Die geringfügigen Abweichungen der Nachgiebigkeiten bei höheren R-Verhältnissen können als messtechnische Streuung interpretiert werden.

$$a = r \cdot \left(\frac{-1,03 + \sqrt{1,06 - (24,72 \cdot (1,03 - \frac{\Delta C}{\Delta C_0}))}}{12,36} \right) \quad \text{Glg. 4.2}$$

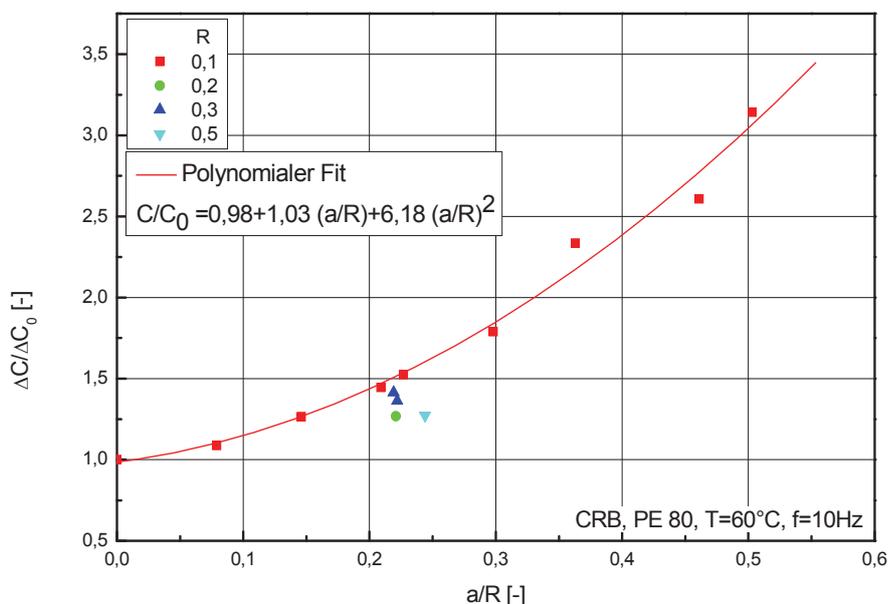


Abb. 4.22: Normierte Nachgiebigkeits-Kalibrierkurve für PE 80.

Auch für das PE 80 wurde die angenäherte Ausgleichskurve für $R=0,1$ aus den Versuchsdaten bei unterschiedlichen $K_{I,max,ini}$ -Werten nach in Abschnitt 4.2.1 dargestellten Schema generiert (siehe Abbildung 4.23). Bei zu hoher Wahl des $K_{I,max,ini}$ -wertes, hier bei einem $K_{I,max,ini}$ von $0,42 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0,5}$, wird die Gleichgewichtskurve nicht mehr erreicht. Dies ist auf die Ausbildung zu großer, plastischer Deformationen zurückzuführen.

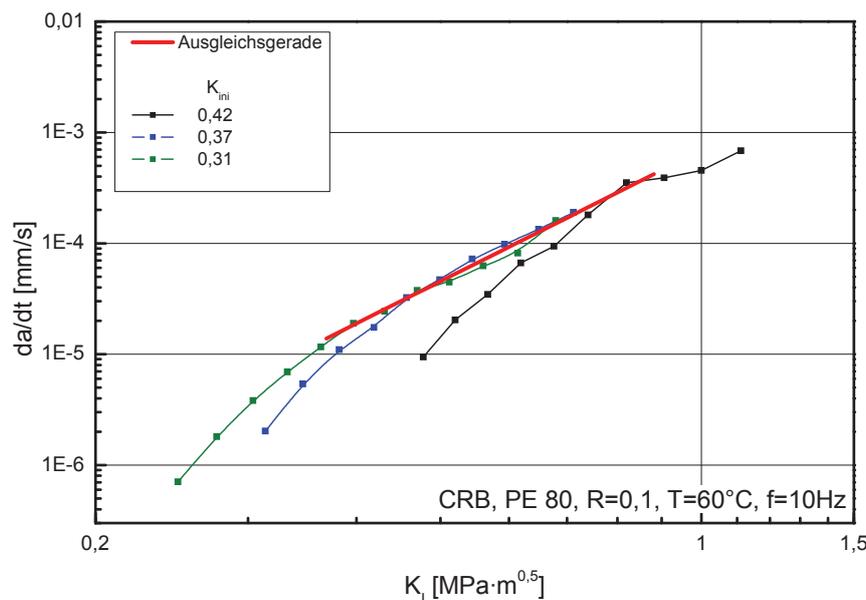


Abb. 4.23: Kinetikkurven bei $R=0,1$ und unterschiedlichen $K_{I,max,ini}$ -Werten und die daraus angenäherte Ausgleichsgerade.

In Abbildung 4.24 sind die Kinetikkurven der CRB-Prüfkörper und Kinetikkurven von CT-Prüfkörper einer früheren Studie (Pinter et al., 2002) bei unterschiedlichen R -Verhältnissen dargestellt. Die CRB-Versuche wurden jeweils wiederholt und wiesen eine gute Reproduzierbarkeit auf. Im Gegensatz zum PE-BF war für das PE 80 ein Versuch bei $R=0,7$ aufgrund langer Prüfzeiten nicht mehr zielführend. Dafür erfolgte eine zusätzliche Messung der Risskinetik bei $R=0,2$.

Analog zur Blasform-Type weisen die Kinetikkurven der CRB-Prüfkörper wesentlich höhere Risswachstumsgeschwindigkeiten und eine größere Steigung als die CT-Prüfkörper auf. Wiederum ist dies auf die Entstehung von plastischen Zonen in den Randzonen des CT-Prüfkörpers zurückzuführen. Dieses Material zeigt bei der gewählten Prüftemperatur von 60 °C bei beiden Prüfkörpergeometrien eine deutliche Abhängigkeit der Risskinetik vom R -Verhältnis. Ab einem R -Verhältnis von 0,3 beginnt jedoch die statische Komponente der Belastung das langsame Risswachstum zu dominieren und die Kinetikkurven für $R=0,3$ und $R=0,5$ fallen nahezu zusammen. Derselbe Trend bezüglich der Abhängigkeit vom R -Verhältnis ist auch für die Rissinitiationszeiten zu beobachten (siehe Abbildung 4.19). Mit der vorgestellten Extrapolationsmethodik wurde wiederum die synthetische Kinetikkurve für $R=1$ bestimmt und die Materialparameter $A=1,7 \cdot 10^{-4}$ und $m=6,18$ bestimmt.

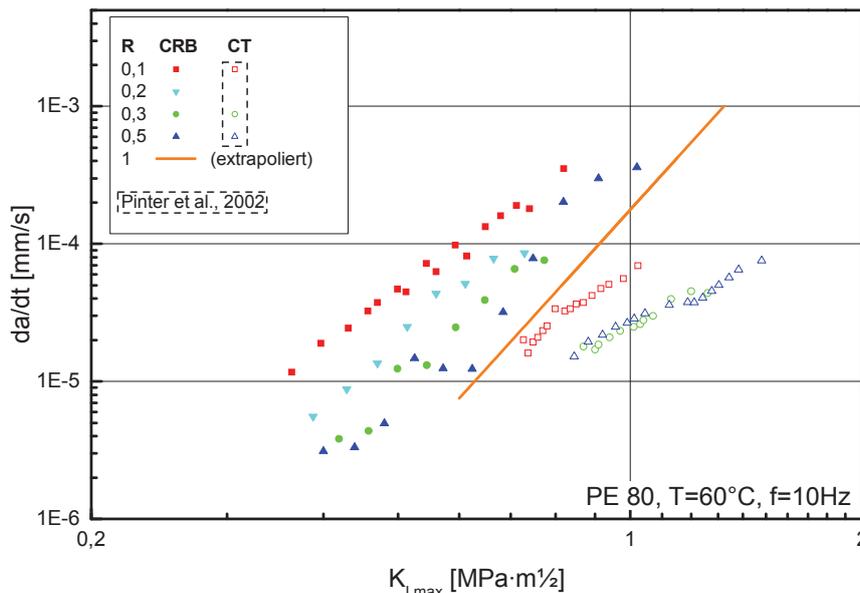


Abb. 4.24: Kinetikkurven der CRB- und CT-Prüfkörper für PE 80.

In Abbildung 4.25 sind die Bruchflächen der CRB-Prüfkörper bei unterschiedlichen R-Verhältnissen dargestellt. Bei einem vergleichbaren $K_{I,max}$ von $0,5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$ wurden unabhängig vom R-Verhältnis übereinstimmende Hinweise auf ein typisches quasi-sprödes Risswachstum festgestellt und garantieren so auch für die Rohr-Type die Zulässigkeit der Extrapolation auf den statischen Fall.

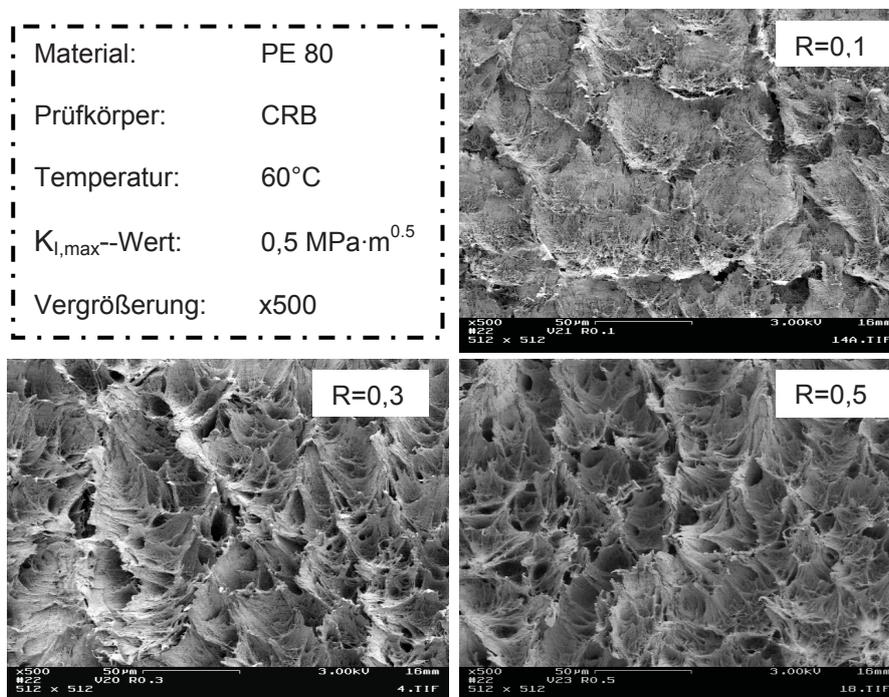


Abb. 4.25: Vergleich der Bruchoberflächen der CRB-Prüfkörper aus PE 80 bei den unterschiedlichen R-Verhältnissen.

Um die Ergebnisse aus der Extrapolation zu evaluieren, wurden die berechneten Lebenszeiten wiederum mit realen Versagenszeiten aus Zeitstandinnendruckversuchen verglichen. Die Zeitstandinnendruckversuche mit PE 80 (TGM, 1993) decken hauptsächlich den duktilen Versagensbereich ab. Erst bei Prüfzeiten von ungefähr 4000 Stunden wurde der Übergang von duktilem zu sprödem Versagen erreicht. Ein ausgeprägter spröder Versagensbereich wurde nicht mehr gemessen. Die extrapolierte Lebensdauer stimmt im Bereich des duktil-spröde-Überganges gut mit den Versagenszeiten aus dem Zeitstandinnendruckversuchen überein. In Anlehnung an die Versagenszeiten bei 80 °C scheint der gesamte simulierte Versagensbereich bei 60 °C einen plausiblen Verlauf darzustellen.

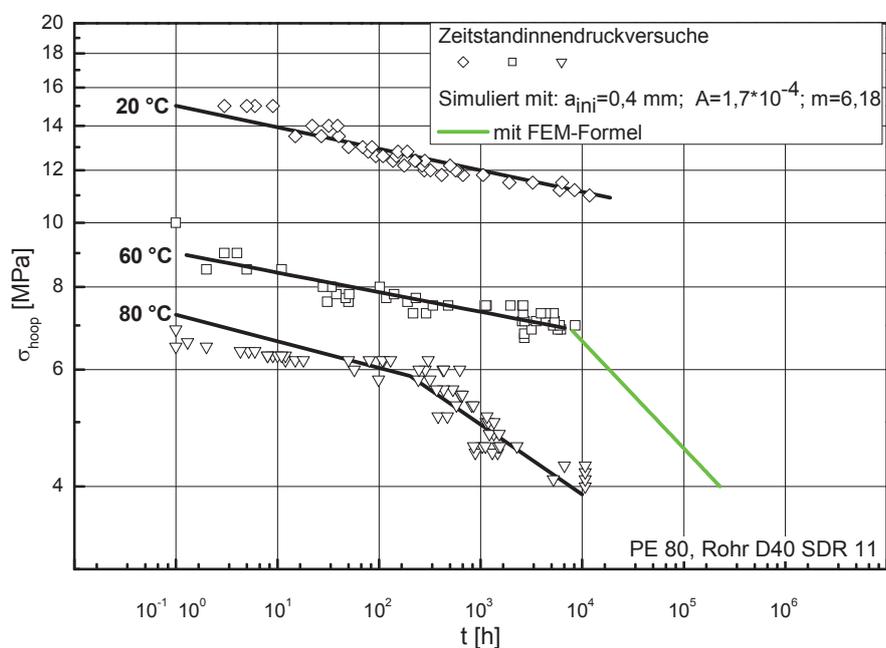


Abb. 4.26: Vergleich der Versagenszeiten aus den Zeitstandinnendruckversuchen und den errechneten Lebenszeiten.

Die Zeitstandinnendruckversuche werden nach Norm (EN ISO 9080) nach 10^4 Stunden (>einem Jahr) abgebrochen, weshalb nach diesen Prüfzeiten keine Versagensdaten mehr zur Verfügung stehen. Für das PE 80 wurde ausschließlich Versagen im duktil- bzw. duktil-spröde-Übergangsbereich festgestellt. Informationen über sprödes Versagen liegen nicht vor. Dies unterstreicht abermals das Potenzial der auf zyklischen CRB-Versuchen basierenden Extrapolationsmethodik. Der Prüfaufwand zur Charakterisierung des spröden Versagensbereiches in diesem Material war nur rund 3 Monate.

des Rissfortschritts mehr Energie absorbiert werden und somit eine höhere Rissbeständigkeit erzielt werden (siehe Abschnitt 2.1.2).

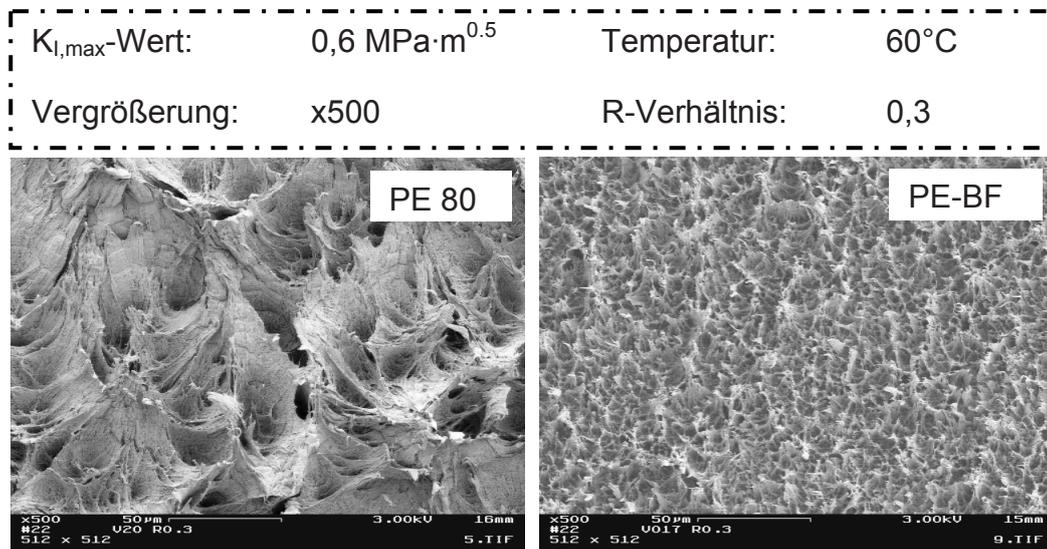


Abb. 4.28: Vergleich der Bruchoberflächen der CRB-Prüfkörper aus PE 80 und PE-BF bei demselben R-Verhältnis und $K_{I,max}$ -Wert.

5 ZUSAMMENFASSUNG

Eine wesentliche Zielsetzung dieser Masterarbeit war die Entwicklung einer einfachen, baustellengeeigneten Methode zur Erfassung von Defekten sowie die Vermessung und Beurteilung von Defekten an real verlegten Rohren. Die Prüfung der Defekte mittels Ultraschall wurde relativ schnell als ineffizient und zu aufwendig eingestuft. Folglich wurde eine Methode zur Erstellung von Defekt-Negativen aus Silikon mit hoher Abformgüte entwickelt. Anhand dieser Defekt-Negative sind selbst scharfe Oberflächenbeschädigungen relativ einfach mit z.B. einer Schiebelehre vermessbar. Diese Methodik erfüllt die Anforderungen der Baustellentauglichkeit und Einfachheit und bietet zusätzlich die Möglichkeit einer einfachen Dokumentation bzw. Archivierung. In weiteren Untersuchungen ist die Optimierung in Hinblick auf Materialverträglichkeit zu erarbeiten.

Die Vermessung der Defekte zeigte, dass die meisten Beschädigungen unterhalb den von der ÖVGW Richtlinie G52/2 (2001) genannten 10 % der Wandstärke lagen. Als kritisch sind demnach nur ein Defekt aufgrund einer in der Rohrteststrecke gezielt aufgebrauchten Punktlast durch einen großen, spitzen Stein und Beschädigungen an der Rohrinneenseite einer Quetschung einzustufen.

Ein weiteres Ziel dieser Masterarbeit war die Gültigkeit der in früheren Arbeiten vorgestellten Lebensdauerabschätzung durch Extrapolation von zyklisch an CRB-Prüfkörpern gemessenen Kinetikkurven zu überprüfen. Zu diesem Zweck wurden zwei PE-Materialien, eine Blasform- und eine Rohr-Type, bei 60 °C geprüft und mit Risskinetikdaten von CT-Prüfkörpern und Versagenszeiten aus Zeitstandinnen-druckversuchen gegenübergestellt.

Wie aufgrund früherer Untersuchungen (Pinter et al., 2002) zu erwarten, zeigte das Blasform-Material keine Abhängigkeit der Kinetikkurven vom R-Verhältnis. Für dieses Material ist bei 60 °C die Schädigung aufgrund der statischen Komponente der Belastung bestimmend während die dynamische Komponente vernachlässigbar scheint. Die Kinetikkurven des PE 80 zeigten hingegen eine deutliche Abhängigkeit der Versagenszeiten und der Risskinetik vom R-Verhältnis, was auf einen wesentlichen Einfluss der dynamischen Komponente hinweist.

Die Kinetikkurven der CRB-Prüfkörper liefern im Vergleich zu den CT-Prüfkörpern wesentlich höhere Risswachstumsgeschwindigkeiten und größere Steigungen. Im CRB-Prüfkörper herrscht durch die rundum laufende Kerbe entlang der gesamten Risspitze ein dreidimensionaler Spannungszustand, während sich im CT-Prüfkörper an den Randzonen ein ebener Spannungszustand ausbildet, der die Bildung von größeren plastischen Zonen ermöglicht und somit das Risswachstum bremst.

Der Vergleich von zyklischen mit statischen Versuchen und folglich die Extrapolationsmethodik ist nur unter der Annahme gleicher Versagensmechanismen gültig. Bei allen gemessenen Belastungsfällen ist eine typische quasi-spröde Bruchoberfläche, die durch die kontinuierliche Bildung und das Brechen von Fibrillen entsteht, zu beobachten. Die Ähnlichkeit der Bruchoberflächen unabhängig von der Belastung ist ein deutliches Zeichen für die Übereinstimmung der Versagensmechanismen und garantiert folglich die Anwendbarkeit der Extrapolationsmethodik.

Die simulierten Lebenszeiten zeigen für beide Materialien eine relativ gute Übereinstimmung mit den Versagenszeiten aus Zeitstandinnendruckversuchen. Es ist daher davon auszugehen, dass unter Berücksichtigung der Bedingungen der linear-elastischen Bruchmechanik eine Lebensdauerabschätzung durch die vorgestellte Extrapolationsmethodik zu verlässlichen Werten führt. Die Zeitersparnis durch die Anwendung dieser Prüfmethodik ist enorm und ermöglicht dementsprechend auch eine Prüfung nahe den realen Anwendungstemperaturen.

6 LITERATUR

Anderson, T.L. (2005). „Fracture mechanics- fundamentals and application“, CRC Press, Boca Raton, Florida, USA.

ASTM F 1734, “Qualification of a Combination of Squeeze Tool, Pipe, and Squeeze-Off Procedures to Avoid Long-Term Damage in Polyethylene Gas Pipe”.

Bentham, J.P. und Koiter, W.T. (1973). In "Method of Analysis and Solutions of Crack Problems", (Sih, G. C., ed.), 3, 131-178, Noordhoff International Publishing, Groningen, Netherlands.

Brömstrup, H. (2004). “Rohrsysteme aus PE 100“, Vulkan Verlag, Essen, Deutschland.

Brown, N. und Lu, X. (1995). „A fundamental theory for slow crack growth in polyethylene“, Polymer **36**, 543-548.

Conradin, F. (1999). „Handbuch für Wasserversorgungs- und Abwassertechnik“, Vulkan-Verlag, Essen, Deutschland.

Diederichs, R. (1996). “New advantages for quality control of Plastic Gas Pipes with an Ultrasonic Flaw Detection Rotation Machine”, NDTnet, Vol. 1, No.05.

Domininghaus, H., Elsner, P., Eyerer, P. und Hirth, T. (2008). “Kunststoffeigenschaften und Anwendungen“, Springer Verlag, Berlin, Deutschland.

Duan, D.M. und Williams, J.G. (1998). „Craze testing for tough polyethylene“, Journal of Materials Science **33**, 625-638.

Egan, B.J. und Delatycki, O. (1995). „The morphology, chain structure and fracture behaviour of high-density polyethylene“, Journal of Materials Science **30**, 3307-3318.

Ehrenstein, G.W. und Theriault, R.P. (2001). „Polymeric materials: structure, properties, applications“, Hanser Verlag, München, Deutschland.

Farshad, M. (2006). „Plastic Pipe Systems- Failure Investigation and Diagnosis“, Elsevier Verlag, London, UK.

Frank, A., Pinter, G. und Lang, R.W. (2008). „A novel qualification procedure for lifetime and safety assessment of PE pressure pipes for arbitrary installation conditions“, in proc.: "Plastics Pipes Conference XIV", pp. 1-12, Budapest, Ungarn.

Frank, A., Pinter, G. und Lang, R.W. (2009). „Lifetime prediction of polyethylene pipes based on an accelerated extrapolation concept for creep crack growth with fatigue tests on cracked round bar specimens“, in proc.: "ANTEC 2009", 2169-2174, Society of Plastic Engineers, Chicago, Illinois, USA.

Frank, A., Freimann, W., Pinter, G. und Lang, R.W. (2009). „A fracture mechanics concept for the accelerated characterization for creep crack growth in PE-HD pipe grades“, *Engineering Fracture Mechanics* **76**, 2780-2787.

Frank, A. (2010). „Fracture Mechanics Based Lifetime Assessment and Long-Term Behavior of Polyethylene Pressure Pipes“, Dissertation, Institut für Werkstoffkunde und Prüfung der Kunststoffe, Montanuniversität Leoben, Österreich.

Freimann, W. (2008). „Charakterisierung des Risswachstumsverhaltens von Cracked Round Bar (CRB) Prüfkörper auf Basis der Materialnachgiebigkeit“, Masterarbeit, Institut für Werkstoffkunde und Prüfung der Kunststoffe, Montanuniversität Leoben, Österreich.

Giller, G. (2000). „Technologies and Hardware of Ultrasonic Testing of welded Joints of Steel and Polyethylene Pipelines“, in proc.: "15th WCNDT", Rom, Italien.

Glanert, R. (2007). „Belastungsbereiche für PE-Rohre mit Schutzeigenschaften“, *3R international* **46**, 239-241.

Grellmann, W. und Seidler, S. (1998). „Deformation und Bruchverhalten von Kunststoffen“, Springer-Verlag, Berlin, Deutschland.

Gross, D. und Seelig, T. (2007). „Bruchmechanik - Mit einer Einführung in die Mikromechanik“, Springer Verlag, Berlin, Deutschland.

Haager, M., Zhou, W., Pinter, G., Chudnovsky, A. (2005). „Studies of creep and fatigue crack growth in HD-PE pipe materials“, in proc.: „ANTEC 2005“, 3538-3542, Boston, USA.

Haager, M. (2006). „Bruchmechanische Methoden zur beschleunigten Charakterisierung des langsamen Risswachstums von Polyethylen-Rohrwerkstoffen“, Dissertation, Institut für Werkstoffkunde und Prüfung der Kunststoffe, Montanuniversität Leoben, Österreich.

Hertzberg, R.W. (1996). „Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials“, John Wiley & Sons, Inc., New York, USA.

Hubert, L., David, L., Séguéla, R., Vigier, G., Degoulet, C. and Germain, Y. (2001). „Physical and mechanical properties of polyethylene for pipes in relation to molecular architecture. I. Microstructure and crystallisation kinetics” *Polymer* **42**, 8245-8434.

I1: <http://www.olympus-ims.com/de/ndt-tutorials>. Stand November, 2009.

John, H.J. (2006). „Fehler in der Kanalsanierung: Erkennen- vermeiden“, Vulkan-Verlag, Essen, Deutschland.

Kiesselbach, G. und Finzel, W. (2006). „PE-Rohrleitungssysteme in der Gas- und Wasserversorgung“, Vulkan-Verlag, Essen, Deutschland.

Lang, R.W. (1984). „Applicability of linear elastic fracture mechanics to fatigue in Polymers and short-fiber composites“, Ph.D. Dissertation, Lehigh University, Bethlehem, USA.

Lang, R.W., Stern, A. und Doerner, G. (1997). „Applicability and limitations of current lifetime prediction models for thermoplastic pipes under internal pressure“, *Die Angewandte Makromolekulare Chemie* **247**, 131-137.

Lang, R.W. (2002). „Bruchmechanik der Kunst- und Verbundwerkstoffe“, Vorlesungsskriptum, Institut für Werkstoffkunde und Prüfung der Kunststoffe, Montanuniversität Leoben, Österreich.

Lang, R.W., Pinter, G. und Balika, W. (2005). „Konzept zur Nachweisführung für Nutzungsdauer und Sicherheit von PE-Druckrohren bei beliebiger Einbausituation“, *3R international*, **44** (1-2), 33-41.

Lang, R.W., Pinter, G., Balika, W. und Haager, M. (2006). „Ranking of PE-HD Pipe Grades by fatigue crack growth performance“, in Proc.: „Plastics Pipes XIII“, Washington DC, USA.

Murakami, Y. (1990). "Stress Intensity Factors Handbook", Pergamon Press, Oxford, Great Britain.

ÖVGW Richtlinie G52/2 (2001). "Bau von Gasrohrleitungen aus Kunststoff, Teil 2: Rohre aus PE".

Paris, P.C. und Erdogan, F. (1963). „A Critical Analysis of Crack Propagation Laws“, Journal of Basic Engineering **85**, 528-534.

Peacock, A.J. (2000). „Handbook of polyethylene: structures, properties and applications“, CRC Press, Boca Raton, Florida, USA.

Pinter, G. (1999). "Risswachstumsverhalten von PE-HD unter statischer Belastung", Dissertation, Institut für Werkstoffkunde und Prüfung der Kunststoffe, Montanuniversität Leoben, Österreich.

Pinter, G., Duretek, I., Aust, N. und Lang, R.W. (2002). „Characterisation of the thermo-oxidative degradation of Polyethylene pipes by chromatographical, rheological and thermo-analytical methods“, Macromol. Symp. **181**, 213-223.

Pinter, G., Balika, W. und Lang, R.W. (2002). "A correlation of creep and fatigue crack growth in High Density Polyethylene at various temperatures", Esis publication **29**, 267-275.

Pinter, G., Haager, M., Balika, W. und Lang, R.W. (2007). „Cyclic crack growth tests with CRB specimens for the evaluation of the long-term performance of Pepipe grades“, Polymer Testing **26**, 180-188.

Pinter, G., Lang, R.W. und Haager, M. (2007). „A test concept for lifetime prediction of polyethylene pressure pipes“, Monatshefte für Chemie **138**, 347-355.

Richard, K., Gaube, E. und Diedrich, G. (1959). „Trinkwasserrohre aus Niederdruckpolyäthylen“, Kunststoffe **49**, 516-525.

Schouwenaars, R., Jacobo, V.H., Ramos, E. und Ortiz, A. (2007). „Slow crack growth and failure induced by manufacturing defects in HDPE-tubes“, Engineering Failure Analysis **14**, 1124-1134.

Shin, H.J, Jang, Y.H., Kwan, J.R. und Lee, E.J. (2005). „Nondestructive Testing of Fusion Joints of Polyethylene Piping by Real Time Ultrasonic Imaging“, NDT.net, Vol.10, No.3.

- Stechhan, M. (2008). „Polyethylen hoher Dichte (PE-HD)- Wachstum ungebremst (Trendbericht)“, *Kunststoffe* **10**, 98-105.
- Stern, A., Novotny, M. und Lang, R.W. (1998). „Creep crack growth testing of plastics- I. Test configurations and test system design“, *Polymer Testing* **17**, 403-422.
- Stern, A., Asanger, F. und Lang, R.W. (1998). „Creep crack growth testing of plastics- II. Data acquisition, data reduction and experimental results“, *Polymer Testing* **17**, 423-441.
- TGM (1993). Gutachen Nr. K 14 450, Technologisches Gewerbemuseum, Wien, Österreich.
- Van der Grinten, F. und Wichers Schreur, P.W.M. (1996). „Use of fatigue testing to evaluate long term performance of polyethylene“, *Plastics, Rubber and Composites Processing and Applications* **25**, 294-298.
- Yayla, P. und Bilgin, Y. (2007). „Squeeze-off of polyethylene pressure pipes: Experimental analysis“, *Polymer Testing* **26**, 132-141.
- Wu, S., Sehanobish, K. und Jivraj, N. (2000). „Defect Analysis and High Density Polyethylene Pipe Durability“, in proc.: „ANTEC 2000“, 3143-3147, Orlando, USA.