

# **Experimentelle und numerische Untersuchungen zur Lebensdauer von flächigen piezokeramischen Sensor – / Aktor – Modulen**

Zur Erlangung des akademischen Grades  
**Doktor der Ingenieurwissenschaften**

der Fakultät für Maschinenbau  
Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

genehmigte  
**Dissertation**  
von  
**Dipl.-Ing. Monika Gall**

Tag der mündlichen Prüfung: 28. Februar 2012  
Hauptreferent: Prof. Dr. rer. nat. P. Gumbsch  
Korreferent: Prof. Dr. M. Kamlah

Dein Wort ist meines Fußes Leuchte und ein Licht auf meinem Wege.

(Psalm 119:105)

## Kurzfassung

Das Ziel dieser Arbeit ist die Untersuchung der Lebensdauer von flächigen Sensor- / Aktor-Modulen mit integrierten piezokeramischen Platten unter Einsatzbedingungen. Dies beinhaltet die Aufklärung der Mechanismen, die zu einer Schädigung der Module führen, sowie die Beschreibung dieser Mechanismen anhand geeigneter Modelle, die eine Vorhersagbarkeit der Lebensdauer der Module ermöglichen. Diese Problemstellung wird in enger Verknüpfung zwischen Experiment und numerischer Finite-Elemente (FE) Simulation bearbeitet.

Mit geeigneten Modellversuchen werden zunächst experimentell die charakteristischen Schädigungsmechanismen unter anwendungsrelevanten Bedingungen identifiziert. Es werden Einsatzgrenzen (maximale Dehnungen, Temperaturen und elektrische Feldstärken) sowie Lebensdauer der Module sowohl unter mechanischer als auch elektrischer Beanspruchung ermittelt. Das Einsatzverhalten und die Beanspruchung der Module im Experiment werden in der FE-Simulation anhand verschiedener Materialmodelle vergleichend analysiert. Zur Beschreibung des Schädigungsverhaltens werden auf Mikrorisswachstum beruhende Lebensdauermodelle eingesetzt sowie ein Schubübertragungsmodell für Kraftübertragung in Verbundwerkstoffen zur Beschreibung der Degradation des Funktionsverhaltens der Module genutzt.

Die Arbeit bietet einen Überblick über das Einsatz- und Schädigungsverhalten der Module und beschreibt ein Modell zur Abschätzung der zu erwartenden Lebensdauer bzw. zur Veränderung des Funktionsverhaltens unter Zugbeanspruchung. Sie zeigt anwendungsorientierte Grenzbelastungen und Randbedingungen unter verschiedenen Beanspruchungen auf.

## Inhalt

<b>Kurzfassung</b>	<b>3</b>
<b>Inhalt</b>	<b>4</b>
<b>1 Motivation</b>	<b>8</b>
<b>2 Stand der Forschung</b>	<b>8</b>
2.1 Bisherige Untersuchungen zur Lebensdauer von flächigen PZT-Wandlern	8
2.2 Materialverhalten piezoelektrischer Keramiken und Modellierungsansätze	10
2.2.1 <i>Elektromechanische Kopplungsphänomene in piezoelektrischen Keramiken</i>	10
2.2.2 <i>Hystereseverhalten ferroelektrischer Keramiken</i>	12
2.2.3 <i>Piezoelektrischer Effekt in ferroelektrischen Keramiken</i>	14
2.2.4 <i>Elektrostatik der Dielektrika</i>	15
2.2.5 <i>Grundgleichungen der elektromechanischen Feldtheorie zur Finite-Elemente-Implementierung</i>	16
2.2.6 <i>Lineares Materialmodell für piezoelektrische Keramiken</i>	17
2.2.7 <i>Plastisches, mechanisches Fit-Modell für nichtlineares Spannungs-Dehnungsverhalten piezoelektrischer Keramiken mit Zug-Druck-Asymmetrie</i>	19
2.2.8 <i>Phänomenologisch motiviertes, nichtlineares Materialmodell für Ferroelektrika</i>	20
2.3 Bruchmechanik mit Blick auf Bruchversagen von Piezokeramiken	21
2.3.1 <i>Linear elastische Bruchmechanik</i>	22
2.3.2 <i>Ansteigende Risswiderstands-Kurve in Piezokeramiken</i>	24
2.3.3 <i>Unterkritisches Risswachstum</i>	26
2.3.4 <i>Lebensdaueranalyse bei unterkritischem Risswachstum unter statischer Dauerbeanspruchung</i>	27
2.3.5 <i>Bestimmung der Materialparameter für unterkritisches Risswachstum</i>	29

2.3.6	<i>Lebensdaueranalyse bei unterkritischem Risswachstum unter zyklischer Dauerbeanspruchung</i>	30
2.3.7	<i>Ermüdungseffekte in piezoelektrischen Keramiken unter zyklischer mechanischer Beanspruchung</i>	31
2.4	Modell zur Kraftübertragung in Verbundwerkstoffen und Werkstoffverbunden	33
<b>3</b>	<b>Methoden und Ziele dieser Arbeit</b>	<b>35</b>
<b>4</b>	<b>Experimentelle Untersuchungen</b>	<b>36</b>
4.1	Aufbau der untersuchten piezokeramischen Sensor-/ Aktor-Module	36
4.1.1	<i>Typischer symmetrischer Aufbau</i>	36
4.1.2	<i>Asymmetrischer Aufbau zur Ermittlung von Eigenspannungen</i>	37
4.2	Probenvorbereitung und Repolarisationsverfahren	38
4.2.1	<i>Verwendete Substrate</i>	38
4.2.2	<i>Repolarisationsverfahren</i>	38
4.3	Kontrolle des Probenzustands	39
4.3.1	<i>Kontrolle der Sensorfunktion durch Auswertung von Ladungs-Dehnungskurven</i>	39
4.3.2	<i>Kontrolle der Aktorfunktion</i>	39
4.4	Vorgehen zur Untersuchung der PZT-Module unter mechanischer Zug- bzw. Druckbeanspruchung	40
4.4.1	<i>Versuchsaufbau und Belastungsprinzip: 4-Punkt-Biegeaufbau</i>	40
4.4.2	<i>Quasistatische und zyklische mechanische Belastung</i>	42
4.4.3	<i>Mechanische Zugbeanspruchung bei verschiedenen Temperaturen</i>	42
4.4.4	<i>Mechanische Zugbelastung im statischen Dauerversuch</i>	43
4.5	Ergebnisse der Versuche unter mechanischer Zug- und Druckbeanspruchung	43
4.5.1	<i>Typisches Schädigungsverhalten, Versagenskriterium und Grenzbelastung unter Zugbeanspruchung bei unterschiedlichen Temperaturen</i>	43

4.5.2	<i>Lebensdauer im zyklischen Dauertest unter Zugbeanspruchung</i>	46
4.5.3	<i>Temperaturabhängiges Lebensdauerdiagramm für zyklische Zugbeanspruchung</i>	49
4.5.4	<i>Lebensdauer im Dauertest unter konstanter, statischer Zugbeanspruchung</i>	50
4.5.5	<i>Verhalten der PZT-Module unter mechanischer Druckbeanspruchung</i>	52
4.6	Biegeversuche mit unterschiedlichen Belastungsraten an PZT-Keramikplatten	54
4.7	Fraktografie	55
4.7.1	<i>Fraktografische Untersuchungen nach Zugbeanspruchung</i>	55
4.7.2	<i>Fraktografische Untersuchung der PZT-Keramikplatten nach Biegeversuchen</i>	59
4.8	Elektrische Beanspruchung im Aktorversuch	61
4.8.1	<i>Versuchsaufbauten und experimentelle Vorgehensweise im Aktorversuch</i>	62
4.8.2	<i>Ergebnisse der Untersuchungen im Aktorbetrieb</i>	64
<b>5</b>	<b>Analytische und numerische Untersuchungen</b>	<b>66</b>
5.1	Analytische Abschätzung der Druckeigenspannungen in der PZT-Platte	66
5.2	Analyse der Funktionsdegradation der Module mittels Schubübertragungsmodell	68
5.3	Numerische Untersuchungen	72
5.3.1	<i>Berechnung und Anpassung der Parameter der verwendeten Materialmodelle</i>	73
5.3.2	<i>FE-Netz und Randbedingungen für PZT-Modul auf CFK-Substrat im 4-Punkt-Biegeaufbau</i>	77
5.3.3	<i>PZT-Modul auf CFK-Substrat unter Zugbeanspruchung</i>	78
5.3.4	<i>PZT-Modul auf CFK-Substrat unter Druckbeanspruchung</i>	83
5.3.5	<i>PZT-Platte unter 4-Punkt-Biegebeanspruchung</i>	84
5.4	Auf Mikrorisswachstum beruhende Lebensdauermodelle	87
5.4.1	<i>Parameter des unterkritischen Risswachstums in PZT-Platten</i>	87

5.4.2	<i>Berechnung der axialen Zugfestigkeit aus Biegefestigkeit der PZT-Platten</i>	89
5.4.3	<i>Spannungsintensitätsfaktor <math>K_I</math> im PZT unter Zugbeanspruchung der Module</i>	90
5.4.4	<i>Lebensdauerberechnung für PZT-Module unter zyklischer Zugbeanspruchung</i>	95
<b>6</b>	<b>Diskussion</b>	<b>96</b>
6.1	Schädigungsmechanismen	96
6.2	Modellierung der Schädigung bzw. der Lebensdauer	99
6.3	Anwendungsorientierte Grenzbelastungen und Randbedingungen	102
<b>7</b>	<b>Zusammenfassung und Schlussfolgerung</b>	<b>103</b>
<b>8</b>	<b>Ausblick</b>	<b>104</b>
<b>9</b>	<b>Danksagung</b>	<b>105</b>
<b>10</b>	<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>106</b>
<b>11</b>	<b>Anhang</b>	<b>112</b>
11.1	Einsatz von Ladungsteilern zur Ladungsmessung	112
11.2	Materialdaten	113
11.2.1	<i>Lineare Materialmodelle: PIC 255, Epoxidharz, CFK-Substrat</i>	113
11.2.2	<i>Elastisch-plastisches Fit-Modell für PIC 151</i>	115
11.2.3	<i>Elastisch-plastisches Fit-Modell für Epoxidharz</i>	117
11.2.4	<i>Phänomenologisches Materialmodell</i>	118
11.3	Analytische Abschätzung der mechanischen Spannung und elektrischen Ladung der PZT-Module unter mechanischer Zugbeanspruchung auf CFK-Biegebalken	118
11.4	Hystereseeffekte bei zyklischer Zugbeanspruchung der Module in Experiment und Simulation	119

# 1 Motivation

In adaptiven Systemen zur Lärm-, Vibrations- und Formkontrolle kommen, vor allem im Leichtbau, aufgrund der Vorteile der flächigen Krafteinleitung zunehmend piezokeramische Flächenkomposite als Sensoren bzw. Aktoren zum Einsatz (Wierach et al. 2005). Diese aktiven Bauteile basieren auf Blei-Zirkonat-Titanat (PZT) Platten, Fasern oder auch sogenannten Makro-Fasern (in schmale Streifen getrennte Platten), die in eine Polymermatrix eingebettet sind. Die Verbundbauweise bietet im Gegensatz zum direkten Einsatz der nackten Piezokeramik verbesserte Handhabbarkeit durch den mechanischen Schutz der spröden Keramik sowie vereinfachte Anwendung und elektrische Isolation durch die Integration der elektrischen Kontaktierung in der Polymermatrix.

Typische Einsatzbedingungen für piezoelektrische Wandler beinhalten wechselnde elektro-mechanische Belastungssituationen, die in Abhängigkeit von Amplitude und Dauer der Belastung zu einer Degradation der Wandlereigenschaften bzw. auch zum völligen Ausfall führen können. Grundsätzlich müssen die Piezo-Wandler auch den systemimmanenten Betriebsbelastungen der Trägerstruktur standhalten, d.h. mechanische Beanspruchung durch Verformung der Struktur sowie mögliche wechselnde Umgebungsbedingungen.

Sowohl in der Konzeption als auch im Betrieb aktiver Systeme ist eine zuverlässige Funktionsfähigkeit der eingesetzten Komponenten innerhalb einer erwarteten Lebensdauer eine wesentliche Forderung. Gezielte Untersuchungen der Lebensdauern der Piezokomposite sind daher die Grundvoraussetzung für eine zunehmende und wirtschaftliche Anwendung.

## 2 Stand der Forschung

### 2.1 Bisherige Untersuchungen zur Lebensdauer von flächigen PZT-Wandlern

Eine der ersten Arbeiten, die sich auf das Schädigungsverhalten von PZT-Platten in adaptiven Strukturen konzentrierte, stammt von Bronowicki et al. (1996). Hier wurden PZT-Platten in Stäbe aus Graphit-Epoxidharz-Verbundmaterial eingebettet, die mehreren hundert Zyklen alternierender Zug- und Druckbelastung sowie thermischer Beanspruchung ausgesetzt wurden. Dabei wurde eine Degradation der Aktorfunktion bei Zugbelastung mit einer Dehnungsamplitude von über 0,15 % festgestellt. Die anschließende zyklische Temperaturbeanspruchung (- 100 °C bis 100 °C, ohne mechanische Belastung) verstärkte die Degradation in einigen Fällen. Es wurde vermutet, die beobachtete Degradation der Aktorfunktion sei auf Bruchschädigung der PZT-Platten zurückzuführen. Wegen der Einbettung in den Verbundwerkstoff-Stäben konnte dies jedoch nicht direkt untersucht werden.

Umfassende Untersuchungen zur Lebensdauer adaptiver Strukturen wurden von Mall und Coleman (1998), Agnes und Mall (1999), Mall und Hsu (2000) sowie Mall (2002) durchgeführt.



Hier wurden PZT-Wandler in Kompositbauweise (ACX<sup>1</sup>) in Graphit-Epoxidharz Laminaten integriert, welche unter gleichförmiger axialer Zugbelastung sowie im Dauerschwingversuch (mit  $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = 0,1$ ) untersucht wurden. Zusätzlich wurde teilweise eine elektrische Ansteuerung der mechanischen Belastung überlagert. In Yocum et al. (2003) werden hierzu ergänzende Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten unter Zug-Druck-Wechselbelastung ( $R = -1$ ) sowie unter zusätzlich überlagerter elektrischer bipolarer Wechselansteuerung vorgestellt. Diese Untersuchungen wurden durch Ederly-Azulay und Abramovich (2007) erweitert durch verschiedene Beanspruchungskombinationen von symmetrischer und asymmetrischer mechanischer Zug- und Druckbeanspruchung mit überlagerter elektrischer Ansteuerung. Zusätzlich zur Untersuchung von in die Teststrukturen eingebetteten PZT-Wandlern wurden Versuche an oberflächenapplizierten ACX-Wandlern und reinen PZT-Platten (PIC 255<sup>2</sup>, ohne Epoxidharzeinbettung) durchgeführt. Die mechanische Beanspruchung der Wandler erfolgte in allen beschriebenen Tests mit Dehnungsamplituden unterhalb von 0,175 %. Abhängig von der Art der Beanspruchung wurde jeweils eine unterschiedlich schnelle und unterschiedlich starke Degradation der Sensorfunktion der untersuchten PZT-Wandler beobachtet. Es wird jedoch auch bei den oberflächenapplizierten Wandlern keine sichtbare Schädigung, insbesondere auch keine Bruchschädigung, beschrieben.

Die Autoren folgern aus den Untersuchungsergebnissen, dass unter mechanischer Zug-Dauerschwingbelastung ein Ermüdungseffekt vorliege, der eine Degradation der Sensorfunktion bewirke und den sie als mechanisch induzierten Depolarisationseffekt aufgrund der Zugbelastung senkrecht zur Polungsrichtung der PZT-Keramik beschreiben. Bei gleichzeitiger negativer<sup>3</sup> elektrischer Ansteuerung würde die Degradation der Sensorfunktion durch einen elektrischen Depolarisationseffekt verstärkt. Unter bipolarer, gleich starker positiver und negativer elektrischer Ansteuerung wurde bei der mechanischen Belastung gleichgerichteter Akteurwirkung eine geringere Degradation des Sensoreffekts beobachtet als in den Proben ohne zusätzliche elektrische Ansteuerung. Die elektromechanisch entgegengesetzt belasteten Proben wiesen dagegen eine schnellere Degradation auf. Dies wird auf die höhere resultierende mechanische Spannung in den elektrisch entgegengesetzt belasteten Proben zurückgeführt, die den mechanisch induzierten Depolarisationseffekt verstärke. Als günstigster Fall, was geringe Degradation der Sensorfunktion betrifft, wird eine Kombination mechanischer Druckbelastung mit überlagerter, positivem elektrischem Feld identifiziert.

Nuffer et al. (2008) beschreibt Lebensdauer und Schädigungsuntersuchungen an Flächenkompositen mit PZT-Scheiben, die speziell für Hochtemperaturanwendungen entwickelt wurden. Die PZT-Module wurden unter unterschiedlichen elektrischen und mechanischen, zyklischen Belastungsbedingungen sowie Umgebungstemperaturen getestet. Unter positiver, zyklischer elektrischer Ansteuerung und zusätzlicher thermischer Beanspruchung von bis zu 150°C wird eine sehr gute Beständigkeit der Module beobachtet. Unter zyklischer mechanischer Zugbeanspruchung wurde bei niedrigen Dehnungen (0,08 %) eine sehr geringe Degradation, bei 0,45 % Dehnung jedoch starke Degradation der Sensorfunktion festgestellt. Mikrostrukturanalysen der untersuchten Module zeigten bei allen Belastungsvarianten Risse in der PZT-Keramik. Die Anzahl der Risse war umso höher, je länger die Proben in den Ermüdungstests belastet worden waren, es wird jedoch kein direkter Zusammenhang zwischen den vorhandenen Rissen und einer experimentell messbaren Veränderung der Funktion der Module hergestellt.

---

<sup>1</sup> Hersteller Active Control eXperts Inc..

<sup>2</sup> Hersteller PI Ceramic GmbH.

<sup>3</sup> Richtung des applizierten elektrischen Felds ist der Polungsrichtung der PZT-Keramik entgegengesetzt.

## 2.2 Materialverhalten piezoelektrischer Keramiken und Modellierungsansätze

### 2.2.1 Elektromechanische Kopplungsphänomene in piezoelektrischen Keramiken

Die elektromechanischen Kopplungseffekte, die für Sensor- und Aktorfunktionen genutzt werden, beruhen hauptsächlich auf zwei Phänomenen, der Piezoelektrizität und der Ferroelektrizität. Für die technische Anwendung wichtig sind keramische Ferroelektrika, insbesondere Blei-Zirkonat-Titanat Mischkeramiken ( $\text{PbZr}_x\text{Ti}_{(1-x)}\text{O}_3$ ), kurz PZT, welches auch in dieser Arbeit untersucht wird. Diese ferroelektrischen Keramiken werden aufgrund der technischen Nutzung ihrer piezoelektrischen Eigenschaften auch als piezoelektrische Keramiken bezeichnet.

Die beiden genannten Kopplungsphänomene werden im Folgenden beschrieben, die Darstellung orientiert sich insbesondere an Kamlah (2000). Weitere vertiefende Ausführungen finden sich in der entsprechenden Fachliteratur (Ruschmeyer 1995, Ikeda 1996, Haertling 1999, Jaffe et al. 1971).

#### Direkter und inverser piezoelektrischer Effekt

Piezoelektrika sind Ionenkristalle, die unter einer durch äußere Kräfte erzwungenen Deformation eine elektrisch polare Achse entwickeln. Diese elektromechanische Kopplung wird als direkter piezoelektrischer Effekt bezeichnet. Er wurde 1880 von den Brüdern Pierre und Jacques Curie entdeckt. Durch die mechanische Deformation ergibt sich eine Relativverschiebung der positiven und negativen Ladungsschwerpunkte in jeder Einheitszelle des Kristallgitters, was an den Stirnseiten des Kristalls einen Überschuss an gebundenen Ladungen bewirkt und als elektrisches Feld messbar wird. Der direkte piezoelektrische Effekt wird daher auch als Sensoreffekt bezeichnet und zur Umwandlung mechanischer Zustände in elektrische Signale genutzt (z.B. in Kraftmessdosens). Er kann als Energiewandler auch direkt zur Energiegewinnung eingesetzt werden, indem vorhandene mechanische Energie (z.B. Vibrationen) genutzt wird und die entstehende elektrische Ladung entsprechend gespeichert wird, so genanntes „Energy Harvesting“.

Der inverse piezoelektrische Effekt beschreibt umgekehrt die mechanische Dehnung, die ein Piezoelektrikum unter der Einwirkung eines äußeren elektrischen Feldes durch die Verschiebung der positiven bzw. negativen Ladungsschwerpunkte erfährt. Dieser Effekt wird in der Aktorik genutzt, um mechanische Stellwege bzw. Kräfte elektrisch gesteuert aufzubringen.

Sowohl der direkte als auch der inverse piezoelektrische Effekt sind linear und umkehrbar.

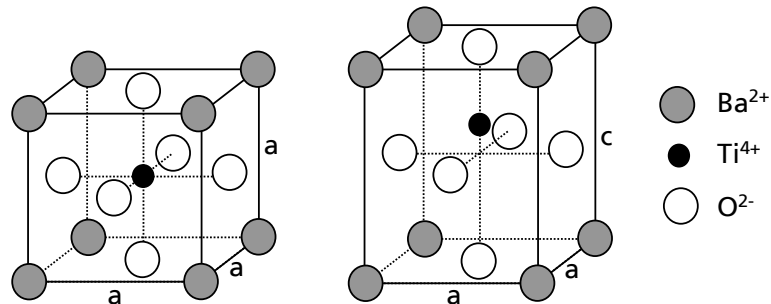
#### Spontane Polarisierung, Ferroelektrizität und Ferroelastizität

Als Ferroelektrika werden Stoffe bezeichnet, die spontane Polarisierung aufweisen und zudem die Eigenschaft besitzen, dass die Richtung dieser Polarisierung durch Einwirkung eines elektrischen Feldes beeinflussbar ist.

Elektroaktive Keramiken wie PZT weisen bei Unterschreiten der materialspezifischen Curie-Temperatur  $T_c$  eine tetragonale bzw. rhomboedrische Kristallstruktur auf, deren Einheitszelle gegenüber der oberhalb der Curie-Temperatur vorliegenden, kubischen Struktur eine spontane Dehnung von einigen Promille besitzt. Gleichzeitig fallen auch die positiven und negativen Ladungsschwerpunkte der tetragonalen Einheitszelle nicht mehr übereinander sondern sind leicht verschoben und bilden somit einen elektrischen Dipol (vgl. 2.2.4). Dies ist in Bild 1 schematisch dargestellt.

Da hier, im Gegensatz zur zuvor beschriebenen Verschiebung der Ladungsschwerpunkte durch den piezoelektrischen Effekt, der positive und der negative Ladungsschwerpunkt auch ohne äußere Belastung verschoben in der Einheitszelle vorliegen, spricht man von spontaner Polarisation. Die spontane Polarisation kann in verschiedenen kristallographischen Richtungen erfolgen; bei Barium-Titanat  $\text{BaTiO}_3$  sind dies z.B. sechs gleichwertige Richtungen, die parallel zu den Würfelkanten des Gitters liegen<sup>4</sup>.

Bild 1:  
Links: Einheitszelle von  $\text{BaTiO}_3$  in der kubischen Phase.  
Rechts: tetragonale Struktur mit durch die spontane Dehnung verschobenem positivem Ladungsschwerpunkt (Kamlah 2000).



In ferroelektrischen Materialien bilden sich aus energetischen Gründen Bereiche mit homogener spontaner Polarisationsrichtung aus, die Domänen genannt werden. Makroskopisch gesehen besitzt ein Ferroelektrikum auch unterhalb der Curie-Temperatur, also im Zustand spontaner Polarisation, keine messbare Polarisation, da die Polarisationsrichtungen der einzelnen Domänen zufällig verteilt sind und sich im Mittel gegenseitig aufheben. Jede einzelne Domäne für sich weist jedoch piezoelektrisches Verhalten bezüglich ihrer Polarisationsrichtung auf. Durch Aufbringen eines äußeren elektrischen Feldes oberhalb der so genannten Koerzitivfeldstärke  $E_c$  wird eine globale Umorientierung der Polarisation der Domänen in die Richtung des einwirkenden Feldes bewirkt. Da diese Umorientierung eine starke Richtungsänderung bedeutet (z.B. bei  $\text{BaTiO}_3$   $90^\circ$  oder  $180^\circ$ ), spricht man vom sogenannten Umklappen der Domänen.

Das Ausrichten der Domänen in eine gemeinsame Polarisationsrichtung durch Anlegen eines elektrischen Feldes wird als Polen bezeichnet. Wird nach dem Polen das elektrische Feld wieder entfernt, so bleibt eine makroskopische remanente Polarisation  $\mathbf{P}_r$  erhalten, da fast alle Domänen in die Polungsrichtung ausgerichtet bleiben. Erst durch Einwirkung eines anders ausgerichteten elektrischen Feldes, welches die Koerzitivfeldstärke überschreitet, kann die Ausrichtung der Domänen wieder verändert werden.

Da mit der Änderung der Kristallstruktur beim Unterschreiten der Curie-Temperatur neben der spontanen Polarisation auch eine spontane Dehnung der Einheitszelle einhergeht, ergeben die Umklappvorgänge der Domänen eine deutliche makroskopische Formänderung des Materials, die so genannte remanente Dehnung  $\epsilon_r$ . Dieser elektromechanische Kopplungseffekt hat jedoch, wie der zugrunde liegende ferroelektrische Effekt, stark nichtlinearen Charakter und wird technisch kaum genutzt.

Ferroelektrische Materialien weisen meist auch ferroelastische Eigenschaften auf, was bedeutet, dass eine Umorientierung der Domänen auch durch rein mechanische Belastung, ohne elektrisches Feld, bewirkt werden kann. Analog zur elektrischen Koerzitivfeldstärke wird die

<sup>4</sup> Bei PZT sind aufgrund der je nach Materialzusammensetzung unterhalb  $T_c$  vorliegenden unterschiedlichen Anteile der rhomboedrischen und tetragonalen Phase mehr möglichen Richtungen der Ladungsverschiebung vorhanden und das Verhalten somit komplexer. Die Grundlagen der elektromechanischen Kopplungsphänomene werden deshalb beispielhaft anhand der übersichtlicheren Eigenschaften von  $\text{BaTiO}_3$  beschrieben.

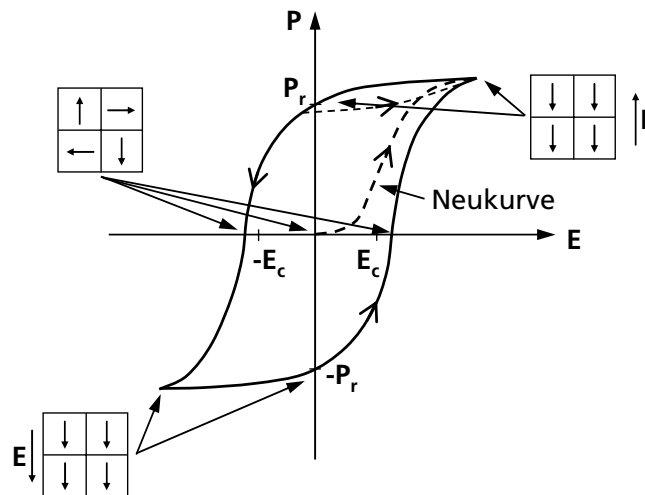
Grenzbelastung, ab welcher Umklappprozesse einsetzen, als (mechanische) Koerzitivspannung bezeichnet. So kann eine Druckbeanspruchung senkrecht zur Polarisationsrichtung zur Depolarisation führen. Dieser Effekt ist i.d.R. nicht umkehrbar, d.h. eine Umkehrung von Druck auf Zugbelastung bewirkt keine Neu-Polarisation.

## 2.2.2 Hystereseverhalten ferroelektrischer Keramiken

Ferroelektrische Keramiken werden aus einer zum Pulver aufbereiteten Mischung ihrer Komponenten und verschiedener Zugabestoffe hergestellt und bei hohen Temperaturen gesintert. Nach der Herstellung ergibt sich ein polykristallines Gefüge, in welchem eine Vielzahl ferroelektrischer Domänen mit zufälliger Verteilung der Orientierungen vorliegt. In diesem Zustand sind die elektromechanischen Kopplungseigenschaften daher nicht technisch nutzbar. Die Polung des Materials erfolgt, indem das fertige keramische Stück während der Abkühlung von oberhalb der Curie-Temperatur einem starken elektrischen Feld ausgesetzt wird. Nach diesem Vorgang sind die polaren Achsen der Domänen nahezu in einer Richtung orientiert. Die Wirkung summiert sich und ist technisch nutzbar.

Über das Zusammenwirken des piezoelektrischen und des ferroelektrischen Effekts ergibt sich die für ferroelektrische Keramiken typische dielektrische Hysteresekurve, die die Abhängigkeit der makroskopischen Polarisation des Materials vom angelegten elektrischen Feld beschreibt (Bild 2).

Bild 2:  
Dielektrische Hysteresekurve (schematisch): die Kästchen zeigen vereinfacht die Ausrichtung der Domänen an den markierten Punkten. Die kurz gestrichelte Linie markiert eine so genannte innere Hysteresekurve, die den üblichen Arbeitsbereich eines piezoelektrischen Aktors kennzeichnet (Endriss 1996, Kamlah 2000).



Im ungepolten Anfangszustand der Piezokeramik ist keine makroskopische Polarisation vorhanden (Anfangspunkt der Neukurve). Unter Einwirkung kleiner Feldstärken werden die Ionen im Kristallgitter zunächst nur geringfügig und reversibel durch den dielektrischen Effekt aus ihrer Gleichgewichtslage verschoben. Erst ab dem Erreichen der Koerzitivfeldstärke  $E_c$  setzt eine starke Zunahme der Polarisation aufgrund ferroelektrischer Domänenumorientierungsvorgänge ein.

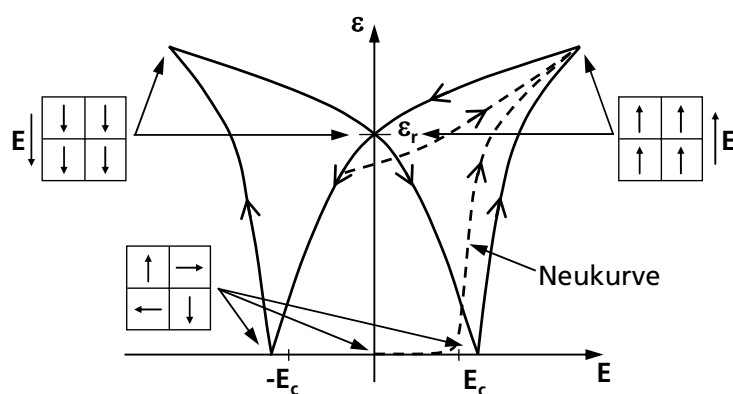
Sind alle Domänen in Richtung des elektrischen Feldes ausgerichtet, so ist die Sättigungspolarisation  $P_{sat}$  erreicht. Eine geringfügige weitere Zunahme der Polarisation bei Erhöhung des elektrischen Feldes beruht wiederum auf dem reversiblen dielektrischen Effekt, bei dem die Ionen aus ihrer neuen Gleichgewichtslage verschoben werden. Wird das elektrische Feld abgeschaltet, so verschwindet der linear dielektrische Anteil der Verschiebung der Ladungsschwerpunkte, die Domänen bleiben jedoch in ihrer durch die Polung herbeigeführten neuen Gleichgewichtslage. Die verbleibende, makroskopische Polarisation ist die remanente Polarisation  $P_r$ . Um eine möglichst vollständige Polung zu erzielen, wird die Keramik einem ausreichend starken

elektrischen Feld (i.d.R.  $2 E_c$ ) ausgesetzt. Aufgrund der mechanischen Klemmung der Domänen unterschiedlicher Orientierung im Gefüge der Keramik sind jedoch nicht alle Domänen exakt in die Polungsrichtung ausgerichtet. Es ergibt sich eine Verteilung der Orientierungen der Kristallachsen und das makroskopische Mittel der orientierten spontanen Polarisation des Polykristalls nimmt einen Wert der remanenten Polarisation  $P_r \leq P_{sat}$  an. Die kurz gestrichelte Linie in Bild 2 markiert die so genannte innere Hystereseurve, bei der das elektrische Feld möglichst gar nicht (unipolare Ansteuerung) oder nur geringfügig (bipolar) in den negativen Bereich kommt, sie kennzeichnet den üblichen Arbeitsbereich eines piezoelektrischen Aktors (vgl. auch Bild 3) (Endriss 1996, Kamlah 2000).

Wird ein entgegengesetzt gerichtetes elektrisches Feld angelegt, welches die Koerzitivfeldstärke überschreitet, so werden wiederum Umklappvorgänge in die entgegen gesetzte Richtung bewirkt. Dabei wird ein Zustand der makroskopischen Depolarisation durchlaufen, in dem, ähnlich dem Neuzustand, alle Domänen unterschiedlich orientiert sind, im Endzustand sind alle Domänen in die entgegengesetzte Richtung orientiert. Bei erneutem Umkehren des elektrischen Feldes wird der Umorientierungsvorgang erneut durchlaufen, bis das Material vollständig in die Ursprungsrichtung gepolt ist. Die Hystereseurve schließt sich damit.

Sind durch die vollständige Polung alle Domänen gleich ausgerichtet, so wird gleichzeitig mit der Sättigungspolarisation auch die makroskopische Sättigungsdehnung bzw. -verzerrung  $\epsilon_{sat}$  erreicht. Der Verlauf der Dehnungen  $\epsilon$  in Abhängigkeit des elektrischen Feldes beschreibt beim Durchlaufen der dielektrischen Hysterese (Bild 2), die für piezoelektrische Keramiken typische, so genannte Schmetterlingshystereseurve (Bild 3). Wie die dielektrische Hysterese, setzt sich auch die Schmetterlingshysterese aus Bereichen mit starker Steigung, d.h. starker Dehnungsänderung aufgrund ferroelektrischer Domänenumorientierungsvorgänge und Bereichen mit flacher Steigung, in denen die Dehnungsänderungen auf piezoelektrisch basierten Vorgängen beruhen, zusammen. Im Gegensatz zur dielektrischen Hysterese ist die Kurve spiegelsymmetrisch statt punktsymmetrisch, da bei maximaler Polung die Dehnung in Polungsrichtung maximal ist und das Vorzeichen der Ausrichtung für die Längenänderung keine Rolle spielt.

Bild 3:  
Schmetterlings-  
hystereseurve  
(schematisch):  
Kästchen zeigen  
vereinfacht die  
Ausrichtung der  
Domänen an den  
markierten Punkten,  
gestrichelten Linien  
markieren die  
Neukurve bzw. die  
innere Hysterese-  
kurve (Kamlah  
2000).



Wird als Referenzwert der Dehnungen nicht der Neuzustand mit statistischer Orientierung der Domänen, sondern der gepolte Zustand remanenter Dehnung bei ausgeschaltetem elektrischen Feld gewählt, so wird bei Ansteuerung mit negativem elektrischen Feld auch eine negative Dehnung bewirkt, bis bei Unterschreiten der Koerzitivfeldstärke die Keramik in die Umgekehrte Richtung gepolt wird und die Dehnung wiederum größer wird.

Eine Verkürzung gegenüber dem Neuzustand (statistische Verteilung) wäre nur durch eine mechanische Druckbelastung zu erreichen, durch die sich alle Domänen mit der längeren c-Achse

in der Ebene senkrecht zur Belastungsrichtung umorientieren. Dieser Zustand kann durch rein elektrische Ansteuerung nicht bewirkt werden.

### 2.2.3 Piezoelektrischer Effekt in ferroelektrischen Keramiken

Je nach Materialzusammensetzung weisen piezoelektrische Keramiken unterschiedlich stark ausgeprägte Dipol- bzw. Domänenbeweglichkeiten und damit auch ein unterschiedliches Polarisations- bzw. Depolarisationsverhalten auf. Bei Werkstoffen mit hoher Domänenbeweglichkeit, die daher auch relativ leicht polarisierbar sind, spricht man von ferroelektrisch „weichem“ Materialverhalten bzw. von weichen Piezokeramiken. So genannte „harte“ Piezokeramiken sind hingegen schwerer zu polen, können aber relativ hohen elektrischen bzw. mechanischen Belastungen standhalten, ohne ihre Eigenschaften zu verlieren. Das in dieser Arbeit untersuchte PIC 255 wird zu den weichen Materialien gezählt (PI Piezotechnology 2010).

In gepoltem Zustand reagiert die ferroelektrische Keramik auf hinreichend kleine Änderungen der elektrischen Ansteuerung mit näherungsweise linearem piezoelektrischen Verhalten (vgl. gestrichelte, innere Hysteresekurven in Bild 2 und Bild 3). Da i.d.R. nur dieser Effekt für die technische Anwendung genutzt wird, ist die Bezeichnung „piezoelektrische Keramik“ gebräuchlich. Dieses annähernd lineare Materialverhalten lässt sich mit Hilfe linearer, elektro-mechanisch gekoppelter konstitutiver Gleichungen in einem piezoelektrischen Materialmodell beschreiben, auf das in Kapitel 2.2.6 näher eingegangen wird. Aus der Steigung der inneren Dehnungs-E-Feld - Hysteresekurve im Bereich annähernd linearen Verhaltens kann der piezoelektrische Koeffizient  $d^T = \Delta \epsilon / \Delta E$  aus der erzeugten Dehnung  $\epsilon$  bei einer angelegten Feldstärke  $E$  (bei konstanter mechanischer Spannung) ermittelt werden, der die Stärke des inversen piezoelektrischen Effekts, also die Aktorwirkung der Piezokeramik beschreibt.

Technisch genutzte, gepolte Piezokeramiken weisen transversal isotrope Materialeigenschaften auf, deren Vorzugsrichtung durch die Richtung der makroskopischen Materialpolarisation  $P_r$  gegeben ist. Bei einer elektrischen Ansteuerung mit positivem elektrischen Feld in Polungsrichtung, ergibt sich durch die Aktorwirkung eine positive Dehnung der Piezokeramik in dieser Richtung. Man spricht vom Longitudinal- bzw. Längseffekt, der durch die Komponente des piezoelektrischen Koeffizienten in Polungsrichtung,  $d_{33}$  charakterisiert ist. Gleichzeitig ergibt sich in die beiden senkrecht dazu liegenden Richtungen durch den Transversal- bzw. Quereffekt eine negative Dehnung, die durch den vom Längskoeffizienten unabhängigen Querkoeffizienten  $d_{31}$  charakterisiert ist. Eine elektrische Ansteuerung senkrecht zur Polungsrichtung resultiert in einer Scherverformung, dem Schereffekt, der durch den Koeffizienten  $d_{15}$  charakterisiert ist.

Technisch werden hauptsächlich der Longitudinal- und der Quereffekt genutzt. Bei dem in dieser Arbeit untersuchten Material PIC 255 ist laut Herstellerangaben (PI Piezotechnology 2010)  $d_{33} = 400 \cdot 10^{-12} \text{ m/V}$  (siehe auch Materialdaten im Anhang 11.2). D.h. bei einem elektrischen Feld der Stärke 1000 V/mm ergibt sich eine Dehnung von 0,04 % im Longitudinaleffekt. Um technisch nutzbaren Hubamplituden zu erhalten, muss daher einerseits ein möglichst hohes elektrisches Feld appliziert werden und andererseits die Länge des aktivierten Bereichs möglichst groß sein. Dies wird z.B. im Stapelaktor-Design (siehe z.B. PI Piezotechnology 2010) durch möglichst dünne Schichten der Piezokeramik zwischen den Elektroden und Stapelung der Schichten erreicht.

Der nutzbare Quereffekt ist in Piezokeramiken i.d.R. etwa halb so groß wie der Longitudinaleffekt (bei PIC 255:  $d_{31} = -180 \cdot 10^{-12} \text{ m/V}$ ). Da in diesem Fall eine große aktive Länge – als dünne Schicht mit großen Längen- bzw. Breiten-Abmessungen – einfacher herstellbar ist, als beim Stapel-Design,

findet der Quereffekt trotz des niedrigeren piezoelektrischen Koeffizienten häufig Anwendung in einfacheren Aktor-Designs, wie z.B. den in dieser Arbeit untersuchten flächigen PZT-Modulen.

### 2.2.4 Elektrostatik der Dielektrika

In diesem Kapitel sind die wichtigsten theoretischen Grundlagen der Elektrostatik für Dielektrika zusammen gestellt, wie sie einschlägigen Standardwerken entnommen werden können bzw. insbesondere im Hinblick auf elektroaktive Keramiken bei Kamlah (2000) zusammengefasst sind. Da in den Anwendungsbereichen für piezoelektrische Keramiken die materielle Geschwindigkeit die Größenordnung der Schallgeschwindigkeit der Keramiken nicht erreicht, wird dabei i.d.R. von quasi-elektrostatischen Bedingungen ausgegangen. Zudem können Piezokeramiken als nicht magnetisierbar sowie als nichtleitend angesehen werden.

Aufgrund der Kraft  $\mathbf{F} = q \cdot \mathbf{E}$ , die im elektrischen Feld  $\mathbf{E}$  auf eine Punktladung  $q$  wirkt, werden in Materie im elektrischen Feld Ladungen verschoben. Feststoffe, die nichtleitend sind, aber von einem elektrischen Feld durchdrungen werden können, werden als Dielektrika bezeichnet. In ihnen sind die Ladungsträger nicht frei beweglich. Die Kräfte, die das elektrische Feld auf die Ladungsträger ausübt, können jedoch eine Verschiebung der Ionen und somit der Ladungsschwerpunkte im Kristallgitter eines Dielektrikums bewirken. Es entstehen so genannte induzierte Dipole. Bereits vorhandene permanente Dipole erfahren eine Orientierung parallel zu den Feldlinien, wie beim Polungsvorgang für Ferroelektrika beschrieben.

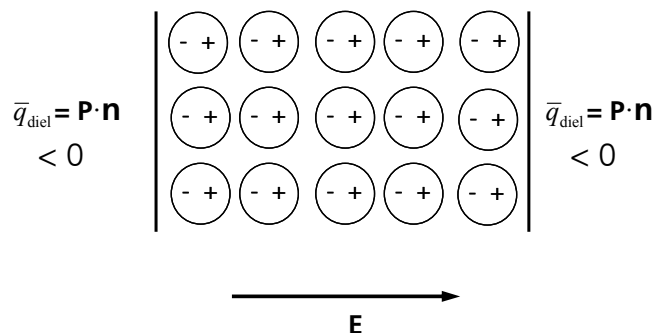
Ein elektrischer Dipol besteht aus zwei ungleichnamige Ladungen gleichen Betrags ( $+q, -q$ ). Ihnen zugeordnet ist das Dipolmoment  $\mathbf{p} = q \Delta \mathbf{x}_{12}$ , dessen Richtung von der negativen zur positiven Ladung zeigt, wobei  $\Delta \mathbf{x}_{12}$  der Differenzvektor zwischen den Orten von  $+q$  und  $-q$  ist. Die Dimension des Dipolmoments ist  $[\mathbf{p}] = 1 \text{ Cm}$ . Die Dichte des Gesamtdipolmoments eines Körpers  $B_0$  infolge der inneren Ladungsverteilung  $q_{\text{diel}}$ , bzw. die Flächenladungsdichte  $\bar{q}_{\text{diel}}$  der Oberfläche werden beschrieben durch den Polarisationsvektor  $\mathbf{P}$ , der sich aus der Vektorsumme der Dipolmomente pro Volumeneinheit ergibt

$$\int_{B_0} q_{\text{diel}} \mathbf{x} dV = \int_{B_0} \mathbf{P} dV \text{ bzw. } \int_{\partial B_0} \bar{q}_{\text{diel}} \mathbf{x} dA = \int_{\partial B_0} \mathbf{P} \cdot \mathbf{n} dA, \quad (1)$$

mit dem Differenzvektor des Gesamtdipolmoments  $\Delta \mathbf{x} = \mathbf{x}$ , mit dem Ursprung als Bezugspunkt. Die Dimension der Polarisation ist  $[\mathbf{P}] = 1 \text{ C} / \text{m}^2$ .

Die Erzeugung von Oberflächenladungen  $\bar{q}_{\text{diel}}$  durch die Ausrichtung von Dipolen im Material unter Einwirkung eines elektrischen Feldes  $\mathbf{E}$  wird anschaulich in Bild 4 dargestellt.

Bild 4:  
Durch ein elektrisches Feld  $\mathbf{E}$  werden positive und negative Ladungsschwerpunkte im Körper verschoben und damit Oberflächenladungen mit der Flächenladungsdichte  $q_{\text{diel}}$  bedingt (Kamlah 2001).



Zur Beschreibung von inneren Feldern unter Berücksichtigung der Materialpolarisation wird die dielektrische Verschiebung  $\mathbf{D}$  mit der Dimension einer Flächenladungsdichte  $[\mathbf{D}] = 1 \text{ C} / \text{m}^2$  als formale Rechengröße eingeführt

$$\mathbf{D} = \varepsilon_0 \mathbf{E} + \mathbf{P}. \quad (2)$$

Die Konstante  $\varepsilon_0 = 8,854 \cdot 10^{-12} \text{ C}^2 / (\text{Nm}^2)$  ist die elektrische Feldkonstante und wird auch als Dielektrizitätskonstante des Vakuums bezeichnet. Der Term  $\varepsilon_0 \mathbf{E}$  repräsentiert die auch im Vakuum durch ein elektrisches Feld hervorgerufenen Überschussladungen, während  $\mathbf{P}$  alle durch Polarisationsphänomene erzeugten Ladungen zusammenfasst, die generell sowohl nichtlinearer als auch anisotroper Natur sein können.

Üblicherweise wird für Dielektrika isotropes, homogenes Materialverhalten sowie ein linearer Zusammenhang zwischen der Polarisation und dem äußeren elektrischen Feld angenommen, der durch die elektrische Suszeptibilität  $\chi_e$  eines Materials beschrieben wird. In diesem Fall lässt sich mittels der relativen Permittivität bzw. relativen Dielektrizitätskonstante  $\varepsilon_r = 1 + \chi_e$  ein linearer Zusammenhang zwischen dem elektrischen Feld und der bewirkten dielektrischen Verschiebung formulieren

$$\mathbf{D} = \varepsilon_r \varepsilon_0 \mathbf{E} = \varepsilon \mathbf{E}. \quad (3)$$

$\varepsilon = \varepsilon_r \varepsilon_0$  wird als Permittivität oder Dielektrizitätskonstante eines Dielektrikums bezeichnet. Aufgrund der transversalen Anisotropie von Ferroelektrika bezüglich ihrer Polungsrichtung ist die Dielektrizitätszahl i.d.R. eine tensorielle Größe.

### 2.2.5 Grundgleichungen der elektromechanischen Feldtheorie zur Finite-Elemente-Implementierung

Berechnungsmodelle zur Beschreibung ferroelektrischen Materialverhaltens müssen aufgrund der materialimmanenten Kopplung elektrischer und mechanischer Feldgrößen sowohl die Grundgleichungen der mechanischen Impulsbilanz als auch der elektrischen Ladungserhaltung erfüllen. Dabei wird vereinfachend von isothermen und elektrostatischen Bedingungen, sowie der Vernachlässigbarkeit von Magnetisierbarkeit und Leitfähigkeit des Materials ausgegangen.

Für einen ferroelektrischen Körper mit dem Materialvolumen  $V$  und der Oberfläche  $S$  ist das mechanische Spannungsgleichgewicht gegeben durch

$$\text{div } \boldsymbol{\sigma} + \mathbf{b} = \rho \ddot{\mathbf{u}} \quad \text{in } V, \quad \text{mit} \quad \boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{n} = \bar{\mathbf{t}} \quad \text{auf } S. \quad (4)$$

Dabei ist  $\boldsymbol{\sigma}$  der symmetrische Spannungstensor,  $\mathbf{b}$  die Volumenkraft und  $\rho$  die Dichte des Körpers,  $\mathbf{u}$  der Verschiebungsvektor (hier in der zweiten Ableitung nach der Zeit),  $\mathbf{n}$  ist der Flächennormalenvektor auf  $S$ , der vom Körper nach außen gerichtet ist und  $\bar{\mathbf{t}}$  der auf die Oberfläche wirkende Spannungsvektor. Für den Zusammenhang zwischen Dehnungstensor  $\boldsymbol{\varepsilon}$  und dem Verschiebungsvektor  $\mathbf{u}$  wird i.d.R. die linearisierte kinematische Beziehung eingesetzt

$$\boldsymbol{\varepsilon} = 0,5 [\text{grad } \mathbf{u} + (\text{grad } \mathbf{u})^T]. \quad (5)$$



Die Ladungserhaltung unter elektrostatischen Bedingungen wird beschrieben durch das Gauß'sche Gesetz in der Form

$$\operatorname{div} \mathbf{D} = \rho_{\text{frei}} \text{ in } V, \text{ mit } \mathbf{D} \cdot \mathbf{n} = -\bar{q}_{\text{diel}} \text{ auf } S, \quad (6)$$

wobei  $\mathbf{D}$  die dielektrische Verschiebung ist,  $\rho_{\text{frei}}$  die freie Ladungsdichte im Volumen  $V$  und  $\bar{q}_{\text{diel}}$  die Flächenladungsdichte auf  $S$ . Unter elektrisch quasistatischen Bedingungen wird die Maxwell'sche Gleichung  $\operatorname{rot} \mathbf{E} = 0$  erfüllt, indem das elektrische Feld  $\mathbf{E}$  als der Gradient des skalaren elektrischen Potentials  $\varphi$  formuliert wird

$$\mathbf{E} = -\operatorname{grad} \varphi. \quad (7)$$

Die Gleichungen (4) bis (7) können explizit in der schwachen Form geschrieben werden als

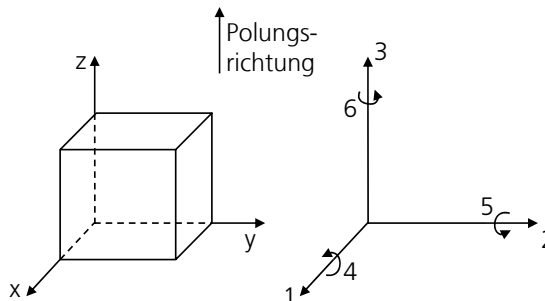
$$\begin{aligned} \int_V \rho \ddot{\mathbf{u}} \delta \mathbf{u} \, dV + \int_V \boldsymbol{\sigma} \delta \boldsymbol{\varepsilon} - \mathbf{D} \delta \mathbf{E} \, dV = \\ \int_V \mathbf{b} \delta \mathbf{u} - \rho_{\text{frei}} \delta \varphi \, dV + \int_S \bar{\mathbf{t}} \delta \mathbf{u} - \bar{q}_{\text{diel}} \delta \varphi \, dS. \end{aligned} \quad (8)$$

## 2.2.6 Lineares Materialmodell für piezoelektrische Keramiken

Solange der Einfluss einer Belastung auf die Domänenkonfiguration und damit auf die Größe der vorhandenen remanenten Polarisation  $P_r$ , vernachlässigbar klein ist, ist das Materialverhalten, wie zuvor beschrieben, annähernd linear. Da für die gängigen Aktor- und Sensoranwendungen die elektrischen bzw. mechanischen Belastungen so gewählt werden, dass möglichst keine Domänenumorientierungsvorgänge ausgelöst werden, kann das Materialverhalten in guter Näherung durch lineare Materialmodelle beschrieben werden. Das innere Hystereseverhalten (vgl. Bild 2 und Bild 3) wird dabei vernachlässigt.

Bei der Bestimmung von makroskopischen Materialkennwerten piezoelektrischer Keramiken wird der Werkstoff als homogen betrachtet. Durch den Polungsvorgang erhält die Keramik eine Vorzugsrichtung, die Materialeigenschaften sind dann transversal isotrop in Bezug auf die Polungsrichtung. Bei Beschreibung im kartesischen Koordinatensystem ist die Polungsrichtung in der Regel per Definition die  $z$ - bzw. 3-Richtung (vgl. Bild 5).

Bild 5:  
Definition der  
Achsen und  
Polungsrichtung.



Der lineare piezoelektrische Kopplungseffekt wird durch Gleichungspaare beschrieben, die die mechanischen Zustandsvariablen Dehnung  $\boldsymbol{\varepsilon}$  und Spannung  $\boldsymbol{\sigma}$  und die elektrischen Zustandsgrößen elektrische Feldstärke  $\mathbf{E}$  und dielektrische Verschiebung  $\mathbf{D}$  miteinander verknüpfen. Dabei wird i.d.R. vom gepolten Zustand der Keramik ausgegangen, sodass jeweils die remanenten Dehnungen und die remanente Polarisierung nicht mit berücksichtigt werden. Diese Vereinfachung ist zulässig, solange sich der remanente Dehnungs- bzw. Polungszustand nicht verändert, was im Gültigkeitsbereich des linearen Materialmodells der Fall ist.

Es wurde in dieser Arbeit die so genannte Vektor-Matrixnotation gewählt, in der die Spannungen und Dehnungen unter Ausnutzung der Symmetrieeigenschaften in Vektorform notiert werden<sup>5</sup>, sodass die Materialkoeffizienten in Matrixform notiert werden können, anstelle drei- oder vierstufiger Tensoren. Die Matrixnotation liegt i.d.R. auch den von Herstellerseite zur Verfügung gestellten Materialdaten zugrunde. Bei Ikeda (1996) ist die Vorgehensweise zur Tensorindex Abkürzung ausführlich beschrieben.

Je nach Wahl der unabhängigen Variablen lassen sich vier äquivalente Gleichungspaare ((9) bis (12)) ableiten, die jeweils unterschiedliche mechanische und elektrische Randbedingungen widerspiegeln

$$\begin{aligned}\boldsymbol{\varepsilon} &= \mathbf{s}_{(E)} \boldsymbol{\sigma} + \mathbf{d}^T \mathbf{E} \\ \mathbf{D} &= \mathbf{d} \boldsymbol{\sigma} + \boldsymbol{\varepsilon}_{(T)} \mathbf{E}\end{aligned}\quad (9)$$

$$\begin{aligned}\boldsymbol{\varepsilon} &= \mathbf{s}_{(D)} \boldsymbol{\sigma} + \mathbf{g}^T \mathbf{D} \\ \mathbf{E} &= -\mathbf{g} \boldsymbol{\sigma} + \boldsymbol{\varepsilon}_{(T)}^{-1} \mathbf{D}\end{aligned}\quad (10)$$

$$\begin{aligned}\boldsymbol{\sigma} &= \mathbf{c}_{(E)} \boldsymbol{\varepsilon} - \mathbf{e}^T \mathbf{E} \\ \mathbf{D} &= \mathbf{e} \boldsymbol{\varepsilon} + \boldsymbol{\varepsilon}_{(S)} \mathbf{E}\end{aligned}\quad (11)$$

$$\begin{aligned}\boldsymbol{\sigma} &= \mathbf{c}_{(D)} \boldsymbol{\varepsilon} - \mathbf{h}^T \mathbf{D} \\ \mathbf{E} &= -\mathbf{h} \boldsymbol{\varepsilon} + \boldsymbol{\varepsilon}_{(S)}^{-1} \mathbf{D}.\end{aligned}\quad (12)$$

Die tiefgestellten Indizes kennzeichnen jeweils diejenige Größe, die konstant gehalten wird. So sind  $\mathbf{s}_{(E)}$  und  $\mathbf{c}_{(E)}$  die mechanischen Nachgiebigkeits- bzw. Steifigkeitstensoren bei konstantem elektrischen Feld, d.h. bei elektrischer Ansteuerung bzw. unter Kurzschlussbedingungen ( $\mathbf{E} = 0$ ), im Gegensatz zu  $\mathbf{s}_{(D)}$  und  $\mathbf{c}_{(D)}$ , die bei konstanter dielektrischer Verschiebung gelten, d.h. unter elektrisch isolierten Randbedingungen ( $\mathbf{D} = 0$ ). Die piezoelektrischen Kopplungstensoren werden in den unterschiedlichen Gleichungen mit  $\mathbf{d}$ ,  $\mathbf{g}$ ,  $\mathbf{e}$  und  $\mathbf{h}$  bezeichnet. Die Permittivität, auch Dielektrizitätstensor genannt, wird für mechanisch geklemmte Randbedingungen (Dehnung  $\boldsymbol{\varepsilon} = 0$ ) bzw. freie Verformung ( $\boldsymbol{\sigma} = 0$ ) als  $\boldsymbol{\varepsilon}_{(S)}$  bzw.  $\boldsymbol{\varepsilon}_{(T)}$  bezeichnet, sie charakterisiert die Polarisierbarkeit eines Materials.

<sup>5</sup> Wenn i und j vertauschbar sind, gilt für  $ij \rightarrow \lambda$ : 11  $\rightarrow$  1, 22  $\rightarrow$  2, 33  $\rightarrow$  3, 23  $\rightarrow$  4, 13  $\rightarrow$  5, 12  $\rightarrow$  6 und  $\sigma_{ij} \rightarrow \sigma_\lambda$  und  $\varepsilon_{ij} \rightarrow \varepsilon_\lambda$  für  $i=j$ ,  $\lambda = 1-3$  bzw.  $2\varepsilon_{ij} \rightarrow \varepsilon_\lambda$  für  $i \neq j$ ,  $\lambda = 4-6$ .

Die Koeffizienten in Gleichung (9) bis (12) lassen sich ineinander umrechnen (Ikeda 1996):

$$\begin{aligned}
 \mathbf{c}_{(E)} &= \mathbf{s}_{(E)}^{-1}, \quad \mathbf{c}_{(D)} = \mathbf{s}_{(D)}^{-1}, \\
 \mathbf{d} &= \boldsymbol{\varepsilon}_{(T)} \mathbf{g} = \mathbf{e} \mathbf{s}_{(E)}, \\
 \mathbf{e} &= \mathbf{d} \mathbf{c}_{(E)} = \boldsymbol{\varepsilon}_{(S)} \mathbf{h}, \\
 \mathbf{g} &= \boldsymbol{\varepsilon}_{(T)}^{-1} \mathbf{d} = \mathbf{h} \mathbf{s}_{(D)}, \\
 \mathbf{h} &= \boldsymbol{\varepsilon}_{(S)}^{-1} \mathbf{e} = \mathbf{g} \mathbf{c}_{(D)}, \\
 \boldsymbol{\varepsilon}_{(S)} &= \boldsymbol{\varepsilon}_{(T)} - \mathbf{d} \mathbf{c}_{(E)} \mathbf{d}^T = \boldsymbol{\varepsilon}_{(T)} - \mathbf{e} \mathbf{d}^T, \\
 \mathbf{c}_{(D)} &= \mathbf{c}_{(E)} + \mathbf{e}^T \boldsymbol{\varepsilon}_{(S)}^{-1} \mathbf{e} = \mathbf{c}_{(E)} + \mathbf{e}^T \mathbf{h}.
 \end{aligned} \tag{13}$$

Experimentell werden die Koeffizienten meist in einem dynamischen Verfahren aus den Eigenwerten von zu Schwingungen angeregten Proben ermittelt. Mittels Impedanzanalysator werden die charakteristischen Frequenzen  $f_s$  und  $f_p$  (Serien- und Parallelresonanzfrequenz) verschiedener Schwingungsmoden ermittelt. Daraus können richtungsabhängige Steifigkeitswerte sowie Koeffizienten der piezoelektrischen Kopplungsmatrix bestimmt werden. Genauere Angaben zu diesem Vorgehen finden sich z.B. bei Ruchmeyer (1995).

### 2.2.7 Plastisches, mechanisches Fit-Modell für nichtlineares Spannungs-Dehnungsverhalten piezoelektrischer Keramiken mit Zug-Druck-Asymmetrie

Fett et al. (1998 und 1999 b) weisen darauf hin, dass insbesondere bei Untersuchungen zur Festigkeit sowie zur Bruchzähigkeit von piezoelektrischen Keramiken in Biegeversuchen die Nichtlinearität und Asymmetrie des Verformungsverhaltens unter Zug- bzw. Druckbelastung zu berücksichtigen ist. In einachsigen Zug- und Druckversuchen an PIC 151<sup>6</sup> mit Polung senkrecht zur Belastungsrichtung untersuchten Fett et al. das durch ferroelastische Domänenorientierungseffekte verursachte, quasi-plastische Spannungs-Dehnungs-Verhalten des Materials. Der deutliche Einfluss des asymmetrischen Verformungsverhaltens wird durch die Anwendung eines aus den experimentellen Daten entwickelten analytischen Modells auf einen 4-Punkt-Biegeversuch demonstriert.

Fett et al. schlagen eine Aufteilung der Gesamtdehnung  $\varepsilon$  in einen elastischen und einen plastischen Anteil vor. Der plastische Anteil  $\varepsilon_p$  wird definiert als

$$\varepsilon_p = \varepsilon - \sigma / E \tag{14}$$

mit dem Elastizitätsmodul  $E$ , der bei PZT von der Domänenstruktur und somit von der ermittelten plastischen Dehnung abhängig ist. Aus der linearen Anfangssteigung der Versuche ermitteln Fett et al.  $E = 54$  GPa, sowohl für Druck- als auch Zugbelastung. Wiederum nach Fett et al. kann die experimentell ermittelte plastische Dehnung durch ein Potenzgesetz beschrieben werden

$$\sigma = A \varepsilon_p^n. \tag{15}$$

---

<sup>6</sup> Das von Fett et al. untersuchte Material PIC 151 besitzt dem in den hier untersuchten Modulen eingesetzten PIC 255 sehr ähnliche Materialeigenschaften. Zum Spannungs-Dehnungsverhalten von PIC 255 konnten keine entsprechenden Angaben ausfindig gemacht werden.

Fett et al. geben für einen Gültigkeitsbereich bis  $\varepsilon_p \approx 0.1\%$  Werte für  $n$  und  $A$  mit  $A^+ = 545$  MPa und  $n = 0.43$  für Zugbelastung und  $A^- = 915$  MPa und  $n = 0.4$  für Druckbelastung an.

Da in der vorliegenden Arbeit sowohl Druck- als auch Zugbelastungen mit deutlich höheren Dehnungen untersucht wurden, wurde ein elastisch-plastisches Fit-Modell zur Simulation in ABAQUS an die in Fett et al. veröffentlichten Spannungs-Dehnungs-Messkurven angepasst (Abschnitt 5.3.1).

## 2.2.8 Phänomenologisch motiviertes, nichtlineares Materialmodell für Ferroelektrika

Um das Verhalten piezoelektrischer Keramiken unter mechanischer und elektrischer Beanspruchung eingehend zu untersuchen und experimentelle Beobachtungen umfassend zu interpretieren, ist ein konstitutiver Modellansatz nötig, der alle charakteristischen ferroelektrischen und ferroelastischen Materialeigenschaften (vgl. 2.2.1) vollständig abbildet. Verschiedene Ansätze ein solches Modell numerisch umzusetzen wurden bereits verfolgt und veröffentlicht, u.a. ein mikromechanischer Ansatz von Huber und Fleck (2001), ein phänomenologisches Modell von Kamlah und Böhle (2001), sowie zwei ebenfalls phänomenologische Modelle von Landis (2002 a und b) und McMeeking und Landis (2002). Landis (2002 a und b) basieren auf zwei unterschiedlichen Ansätzen der FE-Formulierung, einmal in der üblichen Form mit Verschiebungen und skalarem elektrischen Potential als Freiheitsgrade, sowie der Variante einer Vektorpotential-Formulierung, die bessere numerische Stabilität liefert, jedoch Fragen der Umsetzung von Randbedingungen aufwirft, wie in Gall (2003) festgestellt wurde.

Das Modell von Kamlah und Böhle wurde erfolgreich zur Modellierung piezoelektrischer Bauteile eingesetzt und weiterentwickelt (z.B. Laskewitz et al. 2006). In Schwaab et al. (2011) wurden durch eine hybride Formulierung, die zusätzlich zu den Verschiebungen und dem elektrischen Potential auch die dielektrische Verschiebung als Knotenfreiheitsgrad nutzt, numerische Vorteile gegenüber der Standard-Formulierung erreicht. Durch die erhöhte numerische Stabilität reduziert das Verfahren trotz der größeren Anzahl von Freiheitsgraden die benötigte Rechenzeit.

Zur Beschreibung des Hystereseverhaltens werden im Modell nach Schwaab et al. (2011) die Dehnungen  $\boldsymbol{\varepsilon}$  und die Polarisations  $\mathbf{P}$  jeweils additiv in einen reversiblen und einen irreversiblen Teil zerlegt

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^r + \boldsymbol{\varepsilon}^i, \quad \mathbf{P} = \mathbf{P}^r + \mathbf{P}^i. \quad (16)$$

$\boldsymbol{\varepsilon}^i$  und  $\mathbf{P}^i$  entsprechen dabei der remanenten Dehnung und remanenten Polarisations (vgl. 2.2.1) und spiegeln als innere Variable die Reaktion des Materials auf den Verlauf der elektromechanischen Belastungsgeschichte wider. Der reversible Teil kann direkt durch die piezoelektrische Gleichung (9) in der Form

$$\begin{aligned} \boldsymbol{\varepsilon}^r &= \mathbf{s}_{(E)} \boldsymbol{\sigma} + \hat{\mathbf{d}}^T \mathbf{E} \\ \mathbf{P}^r &= \hat{\mathbf{d}} \boldsymbol{\sigma} + \boldsymbol{\varepsilon}_{(T)} \mathbf{E} \end{aligned} \quad (17)$$

berechnet werden, wobei hier der piezoelektrische Tensor  $\hat{\mathbf{d}}$  abhängig von der remanenten Polarisations  $\mathbf{P}^i$  ist. Die Entwicklung der remanenten Dehnung und Polarisations wird durch je zwei so genannte Fließflächen (in Anlehnung an die Formulierung mechanischer Plastizität) beschrieben.

Das elektrische, bzw. hier dielektrische Fließkriterium

$$f^d = \|\mathbf{D} - c^d \mathbf{P}^i\| - \hat{D}^c(\boldsymbol{\sigma}, \mathbf{P}^i) = 0 \quad (18)$$

beschreibt den Punkt, an dem die elektrische Belastung die Koerzitivfeldstärke  $E_c$  überschreitet und die Domänenorientierung in Richtung des angelegten elektrischen Felds beginnt. Dabei entwickelt sich die irreversible, remanente Polarisation  $\mathbf{P}^i$  und die nichtnegative Konstante  $c^d$  beschreibt die Steigung der dielektrischen Hysterese während des Polungsvorgangs (vgl. Bild 2). In der vorliegenden Formulierung geht die Koerzitivfeldstärke in die Berechnung des kritischen Werts der dielektrischen Verschiebung ein. Durch die elektromechanische Kopplung ist der kritische Wert außerdem eine Funktion des mechanischen Spannungszustands  $\boldsymbol{\sigma}$  und verringert sich, wenn die Entwicklung der remanenten Polarisation durch mechanische Spannungen unterdrückt wird. Das Sättigungskriterium begrenzt die Entwicklung auf den Sättigungswert der Polarisation  $P_{\text{sat}}$ , der erreicht wird, wenn alle Domänen in Richtung des elektrischen Feldes ausgerichtet sind

$$h^d = \|\mathbf{P}^i\| - P_{\text{sat}} = 0. \quad (19)$$

Die Entwicklung des mechanisch verursachten Anteils der remanenten Dehnung  $\boldsymbol{\epsilon}^{\text{im}}$  durch Domänenorientierung unter mechanischer Belastung setzt bei Überschreiten der mechanischen Koerzitivspannung  $\hat{\sigma}^c$  ein, die wiederum auch abhängig vom aktuellen elektrischen Feld  $\mathbf{E}$  und der irreversiblen Polarisation  $\mathbf{P}^i$  ist. Das Fließkriterium ist formuliert als

$$f^m = \sqrt{\frac{3}{2}} \left\| \left( \boldsymbol{\sigma} - c^m \boldsymbol{\epsilon}^{\text{im}} \right)^{\text{Dev}} \right\| - \hat{\sigma}^c(\mathbf{E}, \mathbf{P}^i) = 0. \quad (20)$$

Der nichtnegative Materialparameter  $c^m$  beschreibt die lineare kinematische Verfestigung. Das Sättigungskriterium begrenzt die gesamte remanente Dehnung, als Summe aus mechanisch sowie durch Polarisation bedingtem Anteil, auf den Sättigungswert der Dehnung  $\epsilon_{\text{sat}}$

$$h^m = \sqrt{\frac{2}{3}} \left\| \boldsymbol{\epsilon}^{\text{im}} \right\| - \left( \epsilon_{\text{sat}} - \sqrt{\frac{2}{3}} \left\| \boldsymbol{\epsilon}^{\text{ip}} \right\| \right) = 0. \quad (21)$$

In einer Kooperation mit dem Institut für Angewandte Materialien – Werkstoff- und Biomechanik (IAM-WBM) des Karlsruher Instituts für Technologie KIT wurden von H. Schwaab mit dem in Schwaab et al. präsentierten, makroskopischen, nichtlinearen Materialmodell für ferroelektrische Materialien Berechnungen zu den in der vorliegenden Arbeit vorgestellten, experimentellen Untersuchungen von PZT-Modulen durchgeführt. Die Ergebnisse werden in Abschnitt 5.3 ausgeführt. Genauere Ausführungen zum Modell sowie Details zur Implementierung verschiedener Algorithmen können Schwaab et al. (2011) entnommen werden.

### 2.3 Bruchmechanik mit Blick auf Bruchversagen von Piezokeramiken

Der Bruch spröder Werkstoffe, insbesondere Keramiken, wird nicht allein durch die bindungs-basierte, werkstoffeigene Festigkeit bestimmt, sondern insbesondere auch durch die Art, Stelle und Häufigkeit von Fehlstellen im Material, wie z.B. Porosität, Mikrorisse und Einschlüsse. Abhängig von der Geometrie und äußeren Belastung eines Bauteils ergeben sich an Fehlstellen örtlich konzentrierte Belastungserhöhungen, die ab Überschreitung der materialspezifischen Bruchzähigkeit bzw. des Risswiderstands (vgl. 2.3.1) zur Initiierung und zum Wachstum von

Rissen führen. Die für keramische Werkstoffe typische Streuung von Festigkeitswerten ist auf die Streuung der Defektgrößen im Material bzw. im Bauteil zurück zu führen.

Zusätzlich können Faktoren wie Umgebungsbedingungen (Temperatur, Umgebungsmedium), Belastungsrate sowie die Mikrostruktur eines Werkstoffs starken Einfluss auf das Risswachstumsverhalten haben. So kann Risswachstum bei andauernder Beanspruchung auch unterhalb der Bruchzähigkeit eines Materials stattfinden (unterkritisches Risswachstum, vgl. 2.3.3) bzw. der Risswiderstand kann mit zunehmender Risslänge ansteigen (*R*-Kurvenverhalten, vgl. 2.3.2). Die bruchmechanische Analyse der experimentell ermittelten Daten hilft, die im betrachteten Fall entscheidenden Parameter zu identifizieren und dadurch ein geeignetes Bruchkriterium bzw. ein bruchmechanisch basiertes Lebensdauermodell zu formulieren.

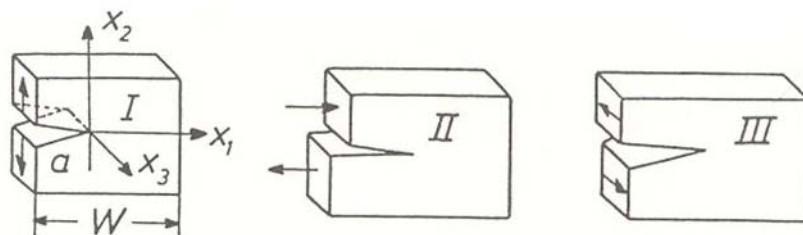
Nach einem kurzen Einblick in die Grundlagen der linear elastischen Bruchmechanik wird das an piezoelektrischen Keramiken beobachtete *R*-Kurvenverhalten beschrieben und ein Modellansatz für die zugrunde liegenden mikrostrukturbasierten Mechanismen skizziert. Es wird auf die im Rahmen von Lebensdaueruntersuchungen wichtigen Effekte des Ermüdungsrisswachstums in piezoelektrischen Keramiken eingegangen und Modelle zur Lebensdauerberechnung für Versagen durch Ermüdungsrisse vorgestellt. Die Grundlagen hierfür sind einer Auswahl der einschlägigen Literatur entnommen, wo auch weitere Beschreibungen und Informationen zu finden sind (z.B. Anderson 1991, Munz und Fett 1999, Felten 2006, Schneider 2007).

### 2.3.1 Linear elastische Bruchmechanik

Im Rahmen der linear elastischen Bruchmechanik (LEBM) wird von linear elastischem Werkstoffverhalten ausgegangen. Zudem lässt die LEBM ein Einbeziehen von plastischen Verformungen zu, so lange diese sich auf einen im Vergleich zur Risslänge und zur Probengeometrie kleinen Bereich um die Risspitze beschränken. Die grundlegenden Konzepte der LEBM werden hier in einer rein mechanischen Formulierung betrachtet. Schneider (2007) beschreibt in seinem Übersichtsartikel verschiedene Ansätze zur elektromechanisch gekoppelten Bruchmechanik für Ferroelektrika, die jedoch alle noch Gegenstand weiterer Forschung sind. I.d.R. wird deshalb auch für Piezokeramiken eine rein mechanische bruchmechanische Analyse durchgeführt, die auch in guter Näherung das Bruchversagen korrekt beschreibt (so z.B. in verschiedenen im Folgenden zitierten Publikationen), insbesondere wenn hauptsächlich mechanische Beanspruchung der Keramik untersucht wird.

Um das Eintreten von Bruchversagen zu beschreiben, werden in der Bruchmechanik zwei unterschiedliche Lösungsansätze eingesetzt: die Analyse des Spannungsfelds am belasteten Riss mit Hilfe von Spannungsintensitätsfaktoren (*K*-Konzept) sowie die Betrachtung der beim Rissfortschritt beteiligten Energiebeiträge (Energiekonzept). Im Rahmen dieser Arbeit wird das *K*-Konzept eingesetzt. Bild 6 zeigt die drei Belastungsmoden, I, II und III, durch die ein Riss belastet werden kann.

Bild 6:  
Schematische Darstellung der Belastungsmoden, die nach der Relativbewegung der Rissflächen unterschieden werden: Spaltbruch (Mode I) und Scherbruch (Mode II, Mode III).



Allgemein kann gezeigt werden, dass sich die Spannungsverteilung in Rissnähe in der Form der asymptotischen Näherung

$$\sigma_{ij} = \frac{1}{\sqrt{2\pi r}} [K_I f_{ij}^I(\theta) + K_{II} f_{ij}^{II}(\theta) + K_{III} f_{ij}^{III}(\theta)], \quad i, j = 1, 2, 3 \quad (22)$$

darstellen lässt. Dabei sind  $K_I$ ,  $K_{II}$ ,  $K_{III}$  die Spannungsintensitätsfaktoren der Belastungsmodi I, II und III und  $f_{ij}^I, f_{ij}^{II}, f_{ij}^{III}$  dimensionslose Funktionen der Rissspitzenkoordinate  $\theta$ .

Der Faktor  $1/\sqrt{2\pi r}$  beschreibt das Abklingverhalten der Spannungssingularität im elastischen Rissproblem. Die Einheit der Spannungsintensitätsfaktoren ist  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ .

Der Spannungsintensitätsfaktor hängt linear von der angelegten Spannung ab und steigt mit der Wurzel aus der Risslänge  $a$ . Dazu kommt eine dimensionslose Geometriefunktion  $F$ , die vom Verhältnis der Risslänge  $a$  zu einer repräsentativen Probenabmessung  $W$  abhängt. Für Mode I Belastung gilt

$$K_I = \sigma^{\text{appl}} \sqrt{\pi a} F_I(a/W). \quad (23)$$

Für eine große Anzahl von Proben- und Rissgeometrien sind Lösungen für die Spannungsintensitätsfaktoren bzw. die Geometriefunktionen in Handbüchern tabelliert (z.B. Tada et al. 2000, Murakami 1987, Fett und Munz 1997). Für einen Riss der Länge  $2a$  im unendlichen elastischen Medium ist  $F_I = 1$ . Für komplexere Geometrien ist meist keine analytische Lösung mehr möglich, hierfür wird häufig die Methode der finiten Elemente eingesetzt.

Da der Spannungszustand an der Rissspitze, wie in Gleichung (22) gezeigt, durch den Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  charakterisiert ist, hängt auch das Rissfortschrittsverhalten von  $K_I$  ab. Wird eine Probe, die einen Riss enthält, belastet, so nimmt  $K_I$  mit zunehmender Belastung ebenfalls zu, bis bei Erreichen eines kritischen Werts von  $K_I$  instabiles Risswachstum einsetzt. Der kritische Wert wird als kritischer Spannungsintensitätsfaktor oder auch als Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  bezeichnet.

Die Bruchzähigkeit ist eine Materialkenngröße, die experimentell bestimmt werden kann. Hierfür sind eine Reihe typischer Versuche und Probengeometrien bekannt, die zur Bestimmung bruchmechanischer Kennwerte eingesetzt werden können (vgl. z.B. Munz und Fett 1999). Üblicherweise werden in die Proben künstlich Anfangsrisse mit definierter Geometrie eingebracht. Die Proben werden bis zum Versagen belastet und dann anhand der Versagenslast, der Risstiefe beim Versagen  $a_c$  und der Geometriefunktion  $F$  die Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  nach Gleichung (23) berechnet. Ist die Bruchzähigkeit eines Materials bekannt, kann z.B. die kritische Belastung geplanter Bauteilformen abgeschätzt werden, in denen Risse vorhanden sein können.

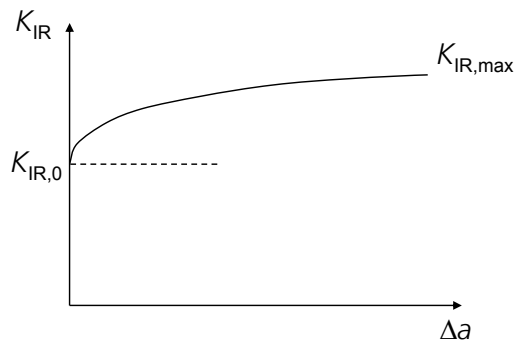
Teilweise problematisch kann die Übertragbarkeit der an Proben mit künstlich erzeugten, makroskopischen Anrissen ermittelten Bruchzähigkeit zur bruchmechanischen Analyse von Bauteilen mit natürlichen, mikroskopischen Defekten sein. Hierfür kann der umgekehrte Weg mit bruchmechanischen Versuchen an Proben mit natürlicher Defektverteilung beschritten werden, an denen nach dem Bruchversagen durch fraktografische Untersuchungen die Anfangsrisslänge ermittelt und daraus die Bruchzähigkeit berechnet wird.

### 2.3.2 Ansteigende Risswiderstands-Kurve in Piezokeramiken

Die Bruchzähigkeit bzw. der Risswiderstand sind bei ideal sprödem Materialverhalten unabhängig vom Rissfortschritt, die Bruchzähigkeit  $K_{I0} = K_{Ic}$  zu Beginn des Risswachstums bleibt konstant bis zum Bruchversagen. Trotz generell spröden Materialverhaltens zeigen keramische Werkstoffe häufig einen mit dem Rissfortschritt  $\Delta a$  ansteigenden Risswiderstand (Bild 7), was auch als  $R$ -Kurvenverhalten bezeichnet wird. In diesem Zusammenhang wird die Bruchzähigkeit mit dem Index  $R$  ergänzt. Der Startwert der  $R$ -Kurve ist  $K_{IR,0}$  bei der zugehörigen Anfangsrisslänge  $a_i$  (engl.: initial crack length), nach einem Anstiegsbereich flacht der Kurvenverlauf ab und es stellt sich ein Plateau mit dem Wert  $K_{IR,max}$  ein.

Risswachstum tritt ein, wenn der in einer belasteten Probe oder einem Bauteil anliegende Spannungsintensitätsfaktor  $K_{I\text{ appl}}$  (engl.: applied) den Startwert  $K_{IR0}$  für die Risslänge  $a = a_i$  erreicht. Aufgrund des ansteigenden Risswiderstands kann jedoch das stabile Risswachstum wieder anhalten, wenn nicht die Bedingungen für instabiles Risswachstum mit  $K_{I\text{ inst}}$  erreicht werden, bei der die  $K_{I\text{ appl}}$ -Kurve die  $K_{IR}$ -Kurve tangiert.  $K_{I\text{ inst}}$  ist keine Materialkonstante sondern abhängig Belastungsverlauf und Risslänge.

Bild 7:  
Prinzipskizze für  $R$ -  
Kurven-Verhalten  
(Munz und Fett  
1999).



Verschiedene Effekte können zu einem Anstieg der Risswiderstandskurve führen. Munz und Fett (1999) beschreiben die folgenden Hauptmechanismen. In Keramiken treten insbesondere bei grobkörnigem Material Überbrückungseffekte auf. Durch direkte Rissüberbrückung zwischen intakten Körnern oder Partikeln, z.B. bei Whisker-Verstärkung, sowie durch Gleitreibung bzw. Verzahnung zwischen Körnern entlang der Rissflanken steigt der Risswiderstand. Energie-dissipation durch Mikrorissbildung und Rissverzweigung in der Zone vor der Riss Spitze führen ebenfalls zu ansteigender Bruchzähigkeit. In Zirkonoxid-Keramiken steigt die Risswiderstandskurve aufgrund von spannungsinduzierter Phasenumwandlung an.

Risswachstumsuntersuchungen an gepolten und ungepolten Piezokeramik-Proben unter gleichzeitiger elektrischer und mechanischer Belastung zeigen eine deutliche Anisotropie sowie  $R$ -Kurvenverhalten der Bruchzähigkeit (Lucato et al. 2000, Kolleck et al. 2000, Hackemann 2001, Felten 2006). So beschreibt Felten (2006) für eine in Dickenrichtung gepolte Compact-Tension (CT) -Probe aus PZT-Keramik einen 30 % höheren Startwert der  $R$ -Kurve von  $K_{IR0} = 0,93 \text{ MPa m}^{1/2}$  und einen 8 % höheren Plateauwert von  $K_{Ip} = 1,09 \text{ MPa m}^{1/2}$  im Vergleich zur ungepolten CT-Probe<sup>7</sup>.

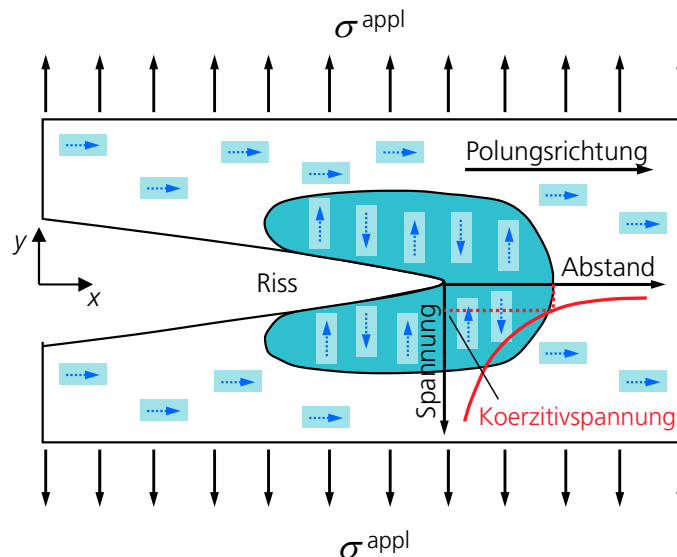
<sup>7</sup> Die Bruchzähigkeiten sind in beiden Fällen nach der Formel für den rein mechanischen Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  für CT-Proben berechnet, da laut Felten bei Polung der Probe in Dickenrichtung keine Kopplung der mechanischen und elektrischen Intensitätsfaktoren berücksichtigt werden muss



Zur qualitativen Erklärung der beobachteten Risswiderstandserhöhung in Piezokeramiken benutzt Schneider (2007) das mikromechanische Modell einer Domänenschaltzone, ähnlich des Modells für Umwandlungsverstärkung in spröden Materialien von McMeeking und Evans (1982). Bild 8 zeigt eine schematische Darstellung des Modells: im Falle eines Rissfortschritts in einer gepolten Keramik unter Zugbelastung senkrecht zur Polungsrichtung, stellen sich vor der Rissspitze aufgrund der Spannungssingularität hohe mechanische Spannungen quer zur Polungsrichtung ein. Diese Zugspannungen führen zu ferroelastischem 90°-Umschalten der Domänen in einer Zone um die Rissspitze. Beim Fortschritt des Risses bleibt diese Zone als schmales Band an den Rissflanken erhalten.

Aufgrund der Kristallstruktur ferroelektrischer Keramiken, mit ca. 1 % bis 2 % längeren c-Achsen, die normalerweise in Polungsrichtung ausgerichtet sind und nun in der Schaltzone senkrecht dazu liegen, bildet sich eine örtlich begrenzte Druckspannungszone aus, die die Rissspitze gegenüber der globalen Zugbelastung abschirmt und somit eine Erhöhung der Bruchzähigkeit bewirkt. Die beobachtete Anisotropie der Bruchzähigkeit erklärt sich daraus, dass bei Ferroelektrika die in Zugrichtung, d.h. senkrecht zur Rissfortschrittsrichtung gepolt sind, schon fast alle Domänen in Zugrichtung ausgerichtet sind und damit nur ein sehr geringer Anteil an ferroelastischem Domänenschalten möglich ist.

Bild 8:  
Mikromechanisches  
Domänenschalt-  
zonen-Modell zur  
Erklärung der  
Bruchzähigkeits-  
anisotropie von  
Ferroelektrika  
(Schneider 2007).



In den weniger stark belasteten Zonen der Rissflanken ergibt sich nach einigen Minuten wiederum ein Zurückschalten der Domänen in die ursprüngliche Richtung (Polungsrichtung der Keramik). In Abhängigkeit von der Größe der Schaltzone, der Rissgeschwindigkeit und der Dauer des Risswachstums stellt sich die Länge der Nachlaufzone ein, welche die Stärke der Abschirmungswirkung bestimmt. Bei Entlastung von Proben über Zeitdauern von mehr als 10 Sekunden wurde an gekerbten PIC 151 Biegeproben ein deutlicher Rückgang des Risswiderstands beobachtet (Hackemann 2001, Salz et al. 2005). Bei mehr als 30 Minuten Entlastungsdauer wurde an Bariumtitanat CT-Proben ein Rückgang des Risswiderstands auf die Anfangswerte der *R*-Kurve ermittelt (Meschke et al. 1997).

Die Übertragbarkeit der quantitativen Untersuchungsergebnisse, die an Proben mit künstlich erzeugten, makroskopischen Rissen ermittelt wurden auf das Rissfortschrittsverhalten in Proben und Bauteilen mit natürlichen, mikroskopischen Defekten ist stark eingeschränkt, jedoch ist qualitativ ein Einfluss durch *R*-Kurvenverhalten auch dort zu erwarten.

### 2.3.3 Unterkritisches Risswachstum

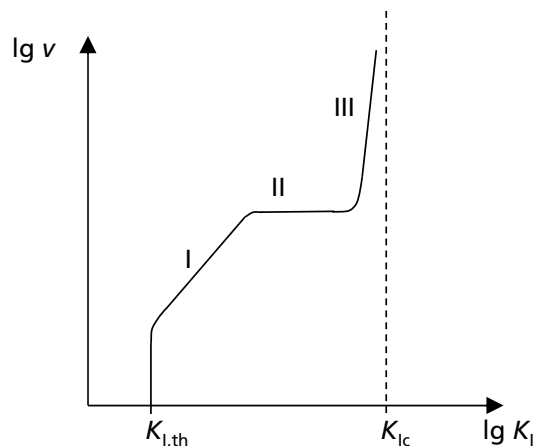
Außer den beiden bereits geschilderten Formen des Risswachstums, nämlich des stabilen Risswachstums, welches bei  $K_I = K_{IR0}$  beginnt, sowie des instabilen Risswachstums, wenn  $K_I = K_{I\ inst}$  erreicht wird (bzw.  $K_I = K_{Ic}$  für Werkstoffe, die kein  $R$ -Kurvenverhalten aufweisen), gibt es eine dritte Form, das unterkritische Risswachstum (auch: langsames Risswachstum). Ein Riss wächst dabei zeit- und beanspruchungsabhängig schon ab einer Belastung unterhalb von  $K_{I\ inst}$ . Der Riss mit der Anfangslänge  $a_i$  verlängert sich langsam, bis er eine belastungsabhängige, kritische Länge  $a_c$  (bzw.  $K_{Ic}$ ) erreicht hat und instabiles Risswachstum einsetzt. Die Grundlage hierfür sind chemische Prozesse, die an der Rissspitze zur Trennung von Bindungen führen. Daher ist das unterkritische Risswachstum insbesondere charakterisiert durch eine starke Abhängigkeit von Umgebungsbedingungen wie Temperatur und Feuchtigkeit bzw. den Eigenschaften des rissfüllenden Mediums.

Im Gültigkeitsbereich der linear-elastischen Bruchmechanik kann die Geschwindigkeit  $v$  des unterkritischen Wachstums eines Risses mit dem Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  beschrieben werden:

$$v = \frac{da}{dt} = f(K_I). \quad (24)$$

Dieser Zusammenhang wird üblicherweise in so genannten  $v$ - $K$ -Kurven dargestellt, der doppelt-logarithmischen Auftragung der Rissgeschwindigkeit über dem Spannungsintensitätsfaktor. In Bild 9 ist der schematische Verlauf einer  $v$ - $K$ -Kurve für Werkstoffe ohne  $R$ -Kurvenverhalten gezeigt.

Bild 9:  
Typische  $v$ - $K$ -Kurve  
(für Werkstoff ohne  
 $R$ -Kurvenverhalten)  
(Munz und Fett  
1999).



$K_{I,th}$  ist ein Schwellenwert, unterhalb dessen kein unterkritisches Risswachstum mehr beobachtet wird, da die Bindungsenergie des Materials größer ist als die der risstreibenden Prozesse. Der Bereich unterhalb  $K_{I,th}$  wird deshalb auch als Dauerfestigkeitsbereich eines Materials bezeichnet. An PZT-Material wurde von Felten (2006) ein Schwellenwert des Spannungsintensitätsfaktors von  $K_{I,th} = 0,67 \text{ MPa m}^{1/2}$  ermittelt (CT – Probe, Polung in Dickenrichtung), unterhalb dessen kein unterkritisches Risswachstum mehr beobachtet werden konnte. Für PIC 255 ist zu erwarten, dass ebenfalls eine solche Dauerfestigkeit existiert, auch wenn bislang keine Daten dazu vorliegen.

Oberhalb von  $K_{I,th}$  kann die  $v$ - $K$ -Kurve typischerweise in drei Bereiche (I, II, III) unterteilt werden. Bereich I umfasst das unterkritische Risswachstum bei sehr niedrigen Rissgeschwindigkeiten, in diesem Bereich kann das Risswachstum mit einer Potenzfunktion der Form

$$v = \frac{da}{dt} = AK_1^n \quad (25)$$

beschrieben werden. Gelegentlich werden Bereich I und Schwellenwertbereich gemeinsam dargestellt mit  $v = A (K_1 - K_{1,th})^n$ , im Folgenden wird jedoch Gleichung (25) verwendet.

Einige Werkstoffe weisen unter höheren Rissgeschwindigkeiten ein Plateau auf (Bereich II), in dem die Rissgeschwindigkeit unabhängig von  $K_1$  ist. Bei weiterer Erhöhung von  $K_1$  (Bereich III) treten hohe Rissgeschwindigkeiten bis zu Schallgeschwindigkeit mit instabilem Risswachstum auf (Munz und Fett 1999).

Für Lebensdauervorhersagen ist besonders Bereich I mit niedrigen Rissgeschwindigkeiten von Interesse. Um z.B. Lebensdauern der Größenordnung von einem Jahr für einen Werkstoff mit natürlichen Rissen vorherzubestimmen, sind Rissgeschwindigkeiten von  $v \approx 10^{-12}$  m/s maßgeblich (Munz und Fett 1999). Der Risswachstumsexponent  $n$  und der Risswachstumskoeffizient  $A$  sind jeweils abhängig vom Werkstoff sowie von Temperatur und Umgebungsmedium. Da für unterkritisches Risswachstum die Vorgänge direkt an der Risspitze maßgeblich sind, können bei Werkstoffen mit  $R$ -Kurvenverhalten auch Abschirmungseffekte durch eine Prozesszone die Spannungsintensität an der Risspitze abmindern. Diese Effekte sind wiederum nicht nur von der Rissverlängerung, sondern auch selbst wieder von der Rissgeschwindigkeit abhängig und daher experimentell schwer gezielt erfassbar (Lucato 2003).

Verschiedene Methoden zur Untersuchung unterkritischen Risswachstums sind z.B. bei Munz und Fett (1999) im Detail beschrieben. Insbesondere wird dabei unterschieden zwischen der Ermittlung von  $v$ - $K$ -Kurven an Proben mit makroskopischen Rissen von mehreren mm Länge und der Untersuchung des Wachstumsverhaltens von natürlichen Rissen der Größenordnung von ca. 50  $\mu$ m. Hierfür können Lebensdaueruntersuchungen unter statischer Dauerbelastung (vgl. 4.5.4) und Biegefestigkeitsexperimente unter dynamischer Belastung mit unterschiedlichen Spannungsraten (vgl. 4.6) genutzt werden. Letztere Methode ist experimentell mit relativ geringem Aufwand durchführbar. Die Extrapolation der aus den kurz andauernden Versuchen gewonnenen Daten zur Absicherung langer Lebensdauern bei extrem langsamem Risswachstum unter sehr geringen Belastungen ist jedoch mit starken Unsicherheiten behaftet. Generell ist zu überprüfen, ob das vorliegende Risswachstumsverhalten überhaupt mit einem Potenzgesetz in der Form von Gleichung (25) beschrieben werden kann. Für Piezokeramiken wurde dies in Untersuchungen bestätigt (Oates et al. 2004, Felten 2006).

### 2.3.4 Lebensdaueranalyse bei unterkritischem Risswachstum unter statischer Dauerbeanspruchung

Eine rechnerische Vorhersage der Lebensdauer von Komponenten unter einer Beanspruchung, die zu unterkritischem Risswachstum führt, kann für Risswachstum, das der Form eines Potenzgesetzes folgt, basierend auf Gleichung (25) erfolgen. Integration über das Risswachstum von der Anfangsdefektgröße (Anfangsrisslänge)  $a_i$  zum Zeitpunkt  $t = 0$  bis zur kritischen Rissgröße  $a_c$  zum Versagenszeitpunkt  $t_f$  (engl.: failure) ergibt unter der Annahme, dass die Lebensdauer sowie die Festigkeit durch dieselben Defekte im Material bestimmt werden und die Anfangsdefektgröße  $a_i$  durch die Inertfestigkeit  $\sigma_c$  und die Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  sowie die kritische Risslänge  $a_c$  durch die Spannung beim Versagen  $\sigma_f$  und die Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  beschrieben werden können, für einen beliebigen, zeitabhängigen Belastungsverlauf  $\sigma(t)$

$$\int_0^{t_f} \sigma(t)^n dt = B \sigma_c^{n-2} \left[ 1 - (\sigma_f / \sigma_c)^{n-2} \right] \quad (26)$$

mit  $B = \frac{2}{AY^2(n-2)} K_{Ic}^{2-n}$ .

wobei  $K_{Ic}$  der Maximalwert  $K_{Ic,max}$  bei statischer Beanspruchung ist. Dabei wird vereinfachend angenommen, dass die Geometriefunktion  $Y$  auch bei Risswachstum konstant bleibt. Die ausführliche Herleitung findet sich z.B. bei Munz und Fett (1999).

Für den Fall, dass  $\sigma_f$  deutlich kleiner ist als  $\sigma_c$ , lässt sich Gleichung (26) weiter vereinfachen zu

$$\int_0^{t_f} \sigma(t)^n dt = B \sigma_c^{n-2}, \text{ für } (\sigma_f / \sigma_c)^{n-2} \ll 1. \quad (27)$$

Unter konstanter Belastung,  $\sigma(t) = \text{konst.} = \sigma_f$ , lässt sich die Lebensdauer aus Gleichung (26) berechnen mit

$$t_f = B \sigma_c^{n-2} \sigma_f^{-n} \left[ 1 - (\sigma_f / \sigma_c)^{n-2} \right]. \quad (28)$$

In doppelt logarithmischer Auftragung der Spannung  $\sigma$  über der Lebensdauer  $t_f$  ergibt sich daraus ein charakteristischer Verlauf der Lebensdauerkurve (Bild 10) mit zwei Asymptoten: der horizontalen Geraden  $\sigma_f = \sigma_c$  mit Gültigkeit unter hoher Belastung im inertfestigkeits-dominierten Bereich der Kurve und einer abfallenden Geraden, die einen Lebensdauererlauf mit Versagen durch unterkritisches Risswachstum beschreibt. Dort gilt

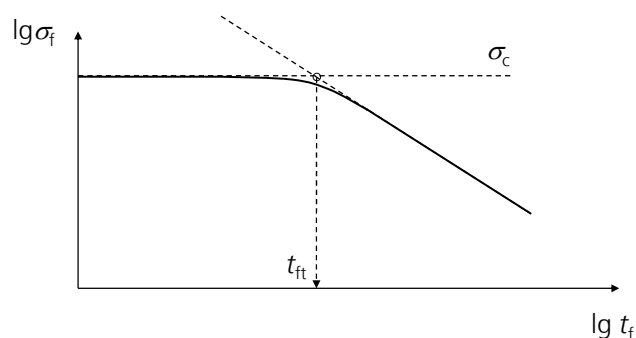
$$t_f = B \sigma_c^{n-2} \sigma_f^{-n}. \quad (29)$$

Der Schnittpunkt der Asymptoten,

$$t_{ft} = B / \sigma_c^2, \quad (30)$$

definiert den Übergang  $t_{ft}$  (engl. transition) zwischen den beiden Bereichen, der einen unteren Grenzwert für den Gültigkeitsbereich der Lebensdauer-Geraden nach Gleichung (29) darstellt.

Bild 10:  
Prinzipische  
Lebensdauerkurve  
bei konstanter  
Beanspruchung  $\sigma$ :  
im linken Bereich ist  
die Lebensdauer  $t_f$   
dominiert durch die  
Inertfestigkeit  $\sigma_c$  und  
im rechten Bereich  
durch unterkritisches  
Risswachstum (Munz  
und Fett 1999).



### 2.3.5 Bestimmung der Materialparameter für unterkritisches Risswachstum

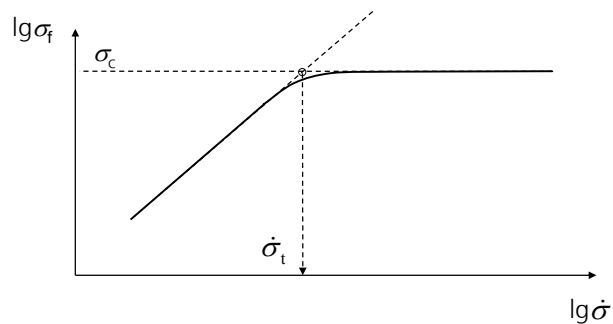
Durch unterkritisches Risswachstum ergibt sich eine Abhängigkeit der Festigkeit  $\sigma_f$  von der Belastungsrate  $\dot{\sigma}$ . Bei langsamer Belastung wächst der Riss ausgehend von der Anfangslänge  $a_i$  unterkritisch, sodass die Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  bereits bei Spannungen unterhalb der Inertfestigkeit  $\sigma_c$  erreicht wird. Je höher die Belastungsrate desto geringer ist die Zeitdauer, in der unterkritisches Risswachstum auftritt und desto höher ist entsprechend die ermittelte Festigkeit. Dieser Zusammenhang wird genutzt bei der Untersuchung der Parameter des unterkritischen Risswachstums durch Ermittlung der Biegefestigkeit in Versuchen mit unterschiedlich hohen, konstanten Belastungsraten. Der Zusammenhang zwischen Festigkeit und Belastungsrate ergibt sich durch Einsetzen von  $dt = d\sigma/\dot{\sigma}$  in das Integral in Gleichung (26) und Integration zu

$$\sigma_f^{n+1} = B\sigma_c^{n-2}\dot{\sigma}(n+1)[1 - (\sigma_f/\sigma_c)^{n-2}]. \quad (31)$$

Dieser Zusammenhang ist in Bild 11 in der doppelt logarithmischen Auftragung veranschaulicht, die Kurve weist wiederum zwei Asymptoten auf,  $\sigma_f = \sigma_c$  im Bereich der Inertfestigkeit und im Bereich, der durch unterkritisches Risswachstum dominiert ist

$$\sigma_f^{n+1} = B\sigma_c^{n-2}\dot{\sigma}(n+1). \quad (32)$$

Bild 11:  
Prinzipskizze der doppelt logarithmischen Auftragung der Festigkeit  $\sigma_f$  in Abhängigkeit von der Belastungsrate  $\dot{\sigma}$  nach Gleichung (26) (Munz und Fett 1999).



Die Auswertung experimenteller Festigkeitsdaten aus Versuchen mit unterschiedlichen, konstanten Belastungsraten anhand Gleichung (32) erlaubt die Bestimmung der Rissfortschrittsparameter  $n$  und  $B$  bzw.  $A$  (nach Gleichung (26), wenn die Geometriefunktion  $Y$  des bruchauslösenden Defekts bekannt ist) und somit eine Lebensdauerabschätzung für beliebige Beanspruchungen  $\sigma_f$  nach Gleichung (28). Details zum Vorgehen finden sich bei Munz und Fett (1999) bzw. in DIN EN 843-3 (2005).

### 2.3.6 Lebensdaueranalyse bei unterkritischem Risswachstum unter zyklischer Dauerbeanspruchung

Für unterkritisches Risswachstum unter zyklischer, periodischer Beanspruchung mit einer mittleren Spannung  $\sigma_m$ , einer Spannungsamplitude  $\sigma_a (= \zeta \sigma_m)$  und der Frequenz  $\omega = 2\pi/T$ , wird die Lebensdauer  $t_{fc}$  bis zum Versagen mit einer ganzzahligen Anzahl  $N_f$  von Zyklen angenähert  $t_{fc} = N_f T$ . Dann kann, ebenfalls nach Munz und Fett (1999), das Integral aus Gleichung (26) bzw. (27) geschrieben werden als

$$\int_0^{t_{fc}=N_f T} \sigma(t)^n dt \approx \sigma_m^n g(n, \zeta) t_{fc} \quad (\text{für } N_f \gg 1). \quad (33)$$

Die Funktion  $g$  wird definiert als

$$g(n, \zeta) = \frac{1}{T} \int_0^T [\sigma(t)/\sigma_m]^n dt, \quad (34)$$

wobei die Integration nur über positive Spannungen erfolgt, da angenommen wird, dass für  $K_I < 0$  kein Rissfortschritt stattfindet.

Somit ergibt sich für die Lebensdauer unter zyklische Belastung

$$t_{fc} = \frac{1}{g(n, \zeta)} B \sigma_c^{n-2} \sigma_m^{-n}. \quad (35)$$

Aus Gleichung (35) und (29) ergibt sich eine direkte Beziehung zwischen der Lebensdauer unter statischer Dauerlast  $t_f$  und zyklischer Dauerlast  $t_{fc}$

$$t_{fc} = t_f \frac{1}{g(n, \zeta)} [\sigma/\sigma_m]^n. \quad (36)$$

Zur Berechnung der Lebensdauer unter sinusförmiger, zyklischer Belastung mit  $\sigma(t) = \sigma_m (1 + \zeta \sin \omega t)$  beschreiben Evans und Fuller (1974) eine Reihenentwicklung zur Lösung der Funktion  $g$  und erhalten<sup>8</sup>

$$g(n, \zeta) = \sum_{l=0}^{\lfloor n/2 \rfloor_T} \frac{n!}{(n-2l)! (l!)^2} (\zeta/2)^{2l}. \quad (37)$$

Stehen Daten zur Lebensdauer  $t_f$  aus statischen Lebensdauertests unter konstanter Belastung ( $\sigma = \text{konst.}$ ) zur Verfügung, kann somit die Lebensdauer unter zyklischer Belastung daraus berechnet werden, bzw. umgekehrt. Da die Beanspruchung über die Belastungsdauer integriert wird, ist sofort einsichtig, dass beim Vergleich von zyklischer und statischer Beanspruchung mit derselben maximalen Belastung  $\sigma_{\max}$  für die zyklische Beanspruchung eine höhere Lebensdauer zu

<sup>8</sup> Der Index  $T$  steht für abgeschnitten (engl. truncated),  $\lfloor n/2 \rfloor_T$  ist die größte ganze Zahl, die kleiner oder gleich  $n/2$  ist.

erwarten ist, da dort die maximale Belastung jeweils nur kurzzeitig erreicht wird. Dies ist jedoch nur unter der Voraussetzung gültig, dass außer reinem unterkritischem Risswachstum keine zusätzlichen Schädigungseffekte auftreten.

### 2.3.7 Ermüdungseffekte in piezoelektrischen Keramiken unter zyklischer mechanischer Beanspruchung

Während Glas und Keramiken ohne Verstärkungsmechanismen zyklischer mechanischer Beanspruchung gegenüber im Wesentlichen unempfindlich sind, zeigen gerade Keramiken, in denen durch schadenstolerantes Design der Mikrostruktur erhöhte Bruchzähigkeit erreicht wird, eine deutliche Anfälligkeit für zyklen-abhängiges Versagen (Ritchie et al. 2000). Vergleichende Untersuchungen unter statischer und zyklischer mechanischer Dauerbeanspruchung mit derselben maximalen Belastung  $\sigma_{\max}$  weisen für solche Materialien deutlich kürzere Lebensdauern unter zyklischer Belastung auf. Dies deutet auf einen zyklischen Ermüdungseffekt hin, der zusätzlich zum unterkritischen Risswachstum wirksam ist, ähnlich wie bei Metallen bekannt.

Bei Lebensdaueruntersuchungen an piezoelektrischen Keramiken wurde ein solcher zyklischer Ermüdungseffekt ebenfalls beobachtet (Meschke et al. 1997 an BaTiO<sub>3</sub>; Fett 1998, Fett et al. 1999a, Salz et al. 2005, alle an PIC 151). Das Fortschreiten der Ermüdungsrisse kann, ähnlich dem Vorgehen bei Metallen, mit Hilfe der linear elastischen Bruchmechanik als Beziehung zwischen Rissfortschritt pro Belastungszyklus  $da/dN$  und dem Spannungsintensitätsfaktor  $K$  in der Paris-Form  $da/dN \propto \Delta K^m$  beschrieben werden. Im Gegensatz zu Metallen zeigt sich laut Ritchie et al. (2000) bei Keramiken eine deutlich höhere Abhängigkeit der Risswachstumsgeschwindigkeit von der Spannungsintensität, was sich in höheren Exponenten  $m$  ausdrückt<sup>9</sup>, sowie eine stärkere Abhängigkeit von der maximalen Spannungsintensität  $K_{\max}$ , während bei Metallen die Abhängigkeit von der Amplitude der zyklischen Belastung  $\Delta K$  überwiegt.

Unter der Voraussetzung, dass das Ermüdungsrisswachstum einer  $da/dN$ - $\Delta K$ -Beziehung in Form einer Potenzfunktion folgt, kann dies durch

$$\frac{da}{dN} = A'(K_{\max})^n (\Delta K)^p \quad (38)$$

beschrieben werden, wobei  $A'$  ein konstanter Parameter ist und  $(n + p) = m$  (Dauskardt et al. 1993, Gilbert et al. 1996, Ritchie et al. 2000). Aus Gleichung (38) kann unter der Voraussetzung, dass die Inertfestigkeit  $\sigma_c$  und das zyklische Ermüdungsrisswachstum auf der gleichen Defektverteilung im Material basieren, analog zum Vorgehen bei statischer Dauerlast, durch Integration die Lebensdauer als Zyklenzahl bis zum Versagen  $N_f$  berechnet werden

$$N_f = \frac{1}{\sigma_{\max}^m} \cdot \frac{B \sigma_c^{m-2}}{(1-R)^p} \left[ 1 - (\sigma_{\max} / \sigma_c)^{m-2} \right], \quad (39)$$

mit  $B = \frac{2}{A' Y^2 (m-2)} K_{Ic}^{2-m}$ ,

<sup>9</sup> Metalle typischerweise  $m = 2$  bis  $4$ , Keramiken  $m = 15$  bis  $50$  (Dauskardt et al. 1993).

wobei  $R$  das Verhältnis  $K_{\min}/K_{\max}$  der zyklischen Belastung mit  $\Delta K = K_{\max}(1-R)$  und  $\sigma_{\max}$  die maximale Spannung unter zyklischer Belastung ist. Auch hier wird vereinfachend angenommen, dass die Geometriefunktion  $Y$  konstant bleibt.

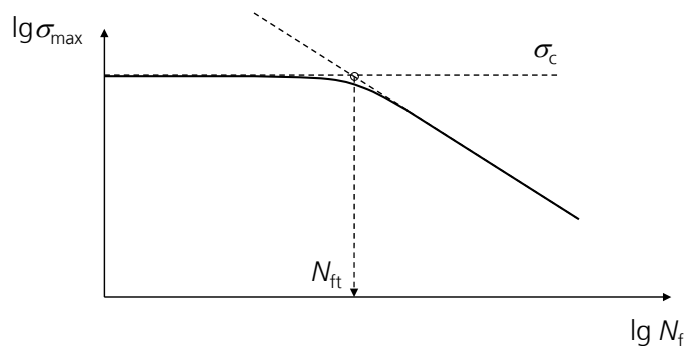
Aus der doppelt logarithmischen Auftragung experimentell ermittelter Lebensdauern  $N_f$  bei verschiedenen Belastungsniveaus  $\sigma_{\max}$  ergibt sich, analog zur Lebensdauerkurve bei unterkritischem Risswachstum, ein inertfestigkeits-dominierter Bereich mit  $\sigma_{\max} = \sigma_c$  sowie eine abfallende Gerade, aus der die Parameter  $m$  und  $B$  bestimmt werden können

$$N_f = \frac{1}{\sigma_{\max}^m} \cdot C, \text{ mit } C = \frac{B \sigma_c^{m-2}}{(1-R)^p}. \quad (40)$$

Der Beginn des durch Ermüdungsrisswachstum dominierten Bereichs der Lebensdauerkurve ist charakterisiert durch die Übergangszyklenzahl  $N_{ft}$

$$N_{ft} = N_f(\sigma_{\max} = \sigma_c) = B \sigma_c^{-2} (1-R)^{-p}. \quad (41)$$

Bild 12:  
Prinzipische Skizze des zyklischen Lebensdauerdiagramms bei Ermüdungsrisswachstum unter zyklischer Beanspruchung mit der maximalen Spannung  $\sigma_{\max}$ : im linken Bereich ist die Lebensdauer  $N_f$  dominiert durch die Inertfestigkeit  $\sigma_c$  und im rechten Bereich durch Ermüdungsrisswachstum.



Der Exponent  $p$  kann durch Anpassen der unter verschiedenen Belastungsquotienten  $R$  ermittelten Lebensdauerdaten an Gleichung (39) ermittelt werden<sup>10</sup>. Fett et al. (1999a) beobachten bei Untersuchungen an PIC 151 einen deutlichen Einfluss des  $R$ -Verhältnisses auf das Ermüdungsrisswachstum. Die Risswachstumskurven werden dort durch ein Potenzgesetz in der Form  $dA/dN = A^*(K_{I \max} / K_{Ic})^n$  ausgewertet. Es wird eine stark zunehmende Rissgeschwindigkeit bei zyklischer Beanspruchung gegenüber rein statischer Belastung sowie ein Anwachsen des Exponenten  $n$  mit zunehmendem  $R$ -Verhältnis (für  $R = -1/0/1$ ) beschrieben. Eine Auswertung von Risswachstumsuntersuchungen an PZT nach Gleichung (39) liegt nicht vor.

Zur Interpretation von Untersuchungen mit konstantem  $R$ -Verhältnis schlagen Gilbert et al. (1996) ein Potenzgesetz in der Form

$$\frac{da}{dN} = A''(\Delta K)^m \quad (42)$$

<sup>10</sup> Gilbert et al. (1996) ermitteln z.B. für verstärktes SiC  $n = 36$  und  $p = 1,9$  und Dauskardt et al.  $n = 30$  und  $p = 5$  für whisker-verstärktes  $Al_2O_3$ .



vor. Daraus ergibt sich für die Lebensdauer die Form

$$N_f = \frac{B' \sigma_c^{m-2}}{\sigma_{\max}^m (1-R)^m} \left[ 1 - (\sigma_{\max} / \sigma_c)^{m-2} \right], \quad (43)$$

mit  $B' = \frac{2 K_{Ic}^{2-m}}{A'' Y^2 (m-2)}$

und für die Auswertung in doppelt-logarithmischer Auftragung die Geradengleichung

$$N_f = \frac{1}{\sigma_{\max}^m} \cdot C_1, \quad \text{mit } C_1 = \frac{B' \sigma_c^{m-2}}{(1-R)^m}. \quad (44)$$

## 2.4 Modell zur Kraftübertragung in Verbundwerkstoffen und Werkstoffverbunden

Um das Schädigungsverhalten des PZT-Moduls als Gesamtbauteil zu beurteilen, sind nicht nur typische Versagensmechanismen in Keramiken zu berücksichtigen, sondern auch Kraftübertragungsmechanismen und Schädigungsmodelle für Bauteile in Verbundbauweise. Charakteristisch für Verbundwerkstoffe unter Zugbeanspruchung ist, dass das Versagen zunächst entweder in der Matrix oder im verstärkenden Material (i.d.R. Fasern) einsetzt. Welcher der beiden Fälle maßgebend ist und wie sich die Schädigung weiter im Verbundmaterial fortsetzt, ist abhängig vom vorliegenden Verhältnis der Festigkeiten und Steifigkeiten sowie dem Schädigungsverhalten der beteiligten Werkstoffe und von den Eigenschaften der Grenzfläche zwischen Verstärkung und Matrix.

Die Kraftübertragung erfolgt in Verbundwerkstoffen fast ausschließlich über die Reibung bzw. Haftung zwischen Matrix und Verstärkungsmaterial, d.h. über die Schubspannung  $\tau_i$  in der Grenzfläche (engl. interface). Kelly und Tyson (1965) beschreiben das Schubübertragungsmodell, das eine einzelne, endlich lange Faser in einer unendlich ausgedehnten, durch äußere Zugkräfte belasteten Matrix betrachtet und von einer konstanten, maximal übertragbaren Schubspannung  $\tau_i$  ausgeht.

Aus dem Kräftegleichgewicht der Normal- und Schubspannungen am infinitesimalen Faserelement der Länge  $dx$

$$-\tau_i dx U_F - \sigma_F A_F + \left( \sigma_F + \frac{\partial \sigma_F}{\partial x} dx \right) A_F = 0, \quad (45)$$

ergibt sich die lineare Zunahme der Spannungen in der Faser über die Länge

$$\frac{\partial \sigma_F}{\partial x} = \frac{U_F}{A_F} \tau_i, \quad (46)$$

wobei  $U_F$  den Faserumfang und  $A_F$  die Querschnittsfläche der Faser bezeichnet. Die maximale in die Faser übertragbare Spannung  $\sigma_{F,\max}$  ergibt sich durch Integration über die Faserlänge  $l$  bis zur

Fasermittle. Als Nebenbedingung gilt, dass die Dehnung der Faser  $\varepsilon_F$  die Dehnung der Matrix  $\varepsilon_M$  nicht übersteigen kann, d.h.

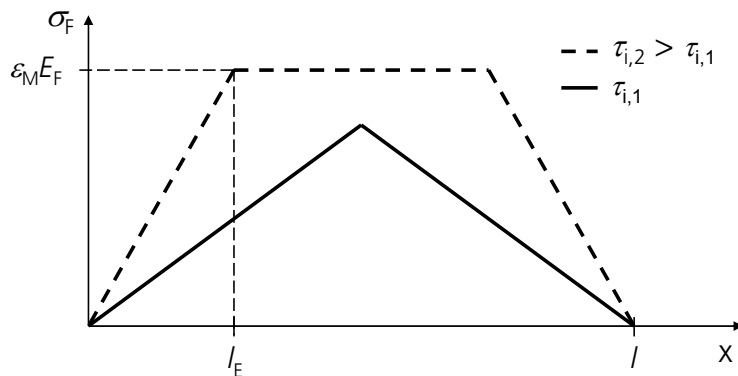
$$\sigma_{F,\max} = \int_0^{l/2} \frac{\partial \sigma_F}{\partial x} dx = \frac{l}{2} \frac{U_F}{A_F} \tau_i \leq \varepsilon_M E_F \quad (47)$$

mit dem Elastizitätsmodul der Faser  $E_F$ .

Bild 13 zeigt den Verlauf der Zugspannung über der Faserlänge für zwei verschiedene Werte der übertragbaren Schubspannung. Bei hinreichend langer Faser erreicht die Zugspannung den Grenzwert  $\varepsilon_M E_F$  bei der Lasteinleitungslänge  $l_E$

$$l_E = \varepsilon_M E_F \frac{A_F}{U_F \tau_i} \quad (48)$$

Bild 13:  
Spannungsverteilung  
in einer Faser für  
zwei unter-  
schiedliche Werte  
der übertragbaren  
Schubspannung  
(Zeidler 1998).



Ist die Bruchdehnung der Matrix größer als diejenige der Faser, so kann die Spannung in der Faser deren Festigkeit erreichen. Die kritische Faserlänge  $l_c$  für den Faserbruch wird aus der zur Einleitung einer Spannung in Höhe der Inertfestigkeit  $\sigma_c$  der Faser benötigten Lasteinleitungslänge berechnet

$$l_c = 2l_E(\sigma_c) = 2\sigma_c \frac{A_F}{U_F \tau_i} \quad (49)$$

Damit ist für die Schädigung von Verbundwerkstoffen, deren Verstärkung eine geringere Bruchdehnung als die Matrix aufweist, ein Modell zur Akkumulierung von Rissen in der Verstärkung ableitbar. Dieses Modell wird später zur Analyse der Funktionsdegradation der PZT-Module eingesetzt (Abschnitt 5.2).

Die Ermittlung der maximalen Grenzflächenschubspannung  $\tau_i$  zur Analyse der Schädigung in Verbundwerkstoffen erfolgt in der Regel durch experimentelle Untersuchungen an einzelnen eingebetteten Fasern, die mit dem Modell von Kelly und Tyson ausgewertet werden. Tripathi und Jones (1998) stellen dieses Vorgehen in Frage, da die Annahme von konstanter Schubübertragung in der Grenzfläche eine starke Vereinfachung der von ihnen experimentell beobachteten Verteilung der Schubspannungen entlang der Faser-Matrix Grenzfläche darstelle. Außerdem erlaubt das Kelly-Tyson-Modell keine Berücksichtigung unterschiedlicher sekundärer Versagensmechanismen, wie Schubversagen der Matrix, Grenzflächenablösung sowie Querbruch der

Matrix, die beim Faserbruch begleitend beobachtet wurden und die jeweils die Lasteinleitung unterschiedlich beeinflussen. Trotzdem bietet das Kelly-Tyson-Modell eine einfache Methode zur Abschätzung der Funktionsdegradation in piezokeramischen Flächenkompositen durch Akkumulierung von Rissen.

Durch das Schubübertragungsmodell sind theoretisch sowohl die maximale als auch die minimale Fragmentlänge definiert, die sich bei einer Belastung oberhalb der Grenzbelastung einstellt. Die maximale Fragmentlänge ist einerseits kleiner als die kritische Faserlänge  $l_c$ , da in allen Fragmenten, die gleichlang oder länger als  $l_c$  sind, die Bruchfestigkeit der Faser erreicht wird und Faserbruch eintritt. Ein Fragment kann andererseits nicht kleiner sein, als die zum Bruch benötigte Lasteinleitungslänge  $l_c/2$ . Zur realistischen Analyse des Schädigungsverhaltens muss allerdings, wie bei Hagood und Pizzochero (1997) beschrieben, auch die statistische Verteilung der Defekte in der Faser mit berücksichtigt werden. In einer Keramik mit realer Defektstreuung weisen auch die experimentell beobachteten, minimalen bzw. maximalen Fragmentlängen eine Streuung auf, da je nach Lage der vorhandenen Defekte die Fasern nicht wie in der Theorie angenommen genau in der Mitte eines Faserstücks versagen. Hagood und Pizzochero arbeiteten daher mit einem Versagensmodell das auf einer Weibullverteilung der Defekte in der Keramik basiert.

Crawley und de Luis (1987) nutzten das Schubübertragungsmodell zur analytischen Beschreibung der Wirksamkeit von piezoelektrischen Platten als Aktoren in intelligenten Strukturen. Schädigung der Aktoren wurde dabei allerdings nicht untersucht. Hagood und Pizzochero (1997) entwickelten, basierend auf dem Schubübertragungsmodell, für Piezofaser-Komposit-Module ein Modell zur Abschätzung der Schadensentwicklung durch Faserbrüche sowie der verbleibenden effektiven Steifigkeit und der effektiven Aktorfunktion.

### 3 Methoden und Ziele dieser Arbeit

Mit Ausnahme von Nuffer et al. (2008) konzentrierten sich die in Abschnitt 2.1 beschriebenen Untersuchungen zur Lebensdauer von PZT-Flächenwandler-Modulen hauptsächlich auf die Auswirkungen diverser Beanspruchungsformen auf die Sensor- bzw. Aktorfunktion. Die Ermittlung typischer Versagensmechanismen war nicht Gegenstand dieser Arbeiten. Schlussfolgerungen zu den jeweils vorliegenden Schädigungs- bzw. Ermüdungsmechanismen wurden durch Interpretation der beobachteten Degradation der Modulfunktion im Zusammenhang mit den jeweiligen Belastungsbedingungen getroffen. Meist war dies nicht anders möglich, da eine direkte Beobachtung des Zustands der Module durch deren Integration in die Test-Verbundwerkstoffbauteile verhindert war.

In der vorliegenden Arbeit ist die Ermittlung typischer Versagensmechanismen der PZT-Module hingegen ein zentraler Aspekt der Untersuchungen. Es soll möglichst direkt der Zusammenhang zwischen einer beobachteten Funktionsdegradation und einem zugrunde liegenden Schädigungsmechanismus aufgeklärt werden, um daraus mechanismenbasierte Modelle abzuleiten. Aus diesem Grund wurden für die experimentellen Untersuchungen ausschließlich freie oder auf ein Substrat applizierte Module verwendet und keine in Verbundmaterial integrierten Module. Außerdem wurden, anstatt ein denkbares, umfangreiches Spektrum an Belastungskombinationen

zu untersuchen, gezielt elementare, unkombinierte Belastungsbedingungen gewählt, um experimentell Ursache und Wirkung möglichst direkt nachvollziehbar zu halten.

Die im Folgenden beschriebenen Untersuchungen basieren auf Vorarbeiten, die von Poizat et al. (1999) veröffentlicht wurden. In ersten Untersuchungen der Zuverlässigkeit von PZT-Modulen mit integrierten PZT-Fasern bzw. Platten, im Rahmen des BMBF-Leitprojekts Adaptronik (1998-2002), zeigten Thielicke et al. (2003), dass beide Modul-Typen die im Anforderungsprofil vorgegebenen Zugbelastungen mit bis zu 0,12 % Dehnung wie gefordert über mindestens  $10^7$  Zyklen ohne Anzeichen von Schädigung überlebten.

Darauf aufbauend wurden in der vorliegenden Arbeit die Einsatzgrenzen und das Langzeitverhalten von PZT-Flächenkompositen in einer Bauweise mit integrierten piezokeramischen Platten untersucht. Insbesondere wurden maximal aufnehmbare Dehnungen unter Zug- und Druckbeanspruchung, elektrische Felder und Zyklenzahlen bis zum Versagen unter Dauerbeanspruchung sowie der Einfluss der Temperatur ermittelt und die jeweiligen Versagensmechanismen analysiert. Das Versuchsprogramm wurde durch Mikrostrukturanalysen der beobachteten Schädigungsfälle mittels Lichtmikroskopie sowie Rasterelektronenmikroskopie (REM) ergänzt. Analytische Berechnungen sowie FE-Simulation dienen der Beurteilung der in der PZT-Keramik auftretenden lokalen Belastung, der Beschreibung der Schädigungsmechanismen sowie der Berechnung der zu erwartenden Sensor- und Aktorfunktion.

## 4 Experimentelle Untersuchungen

### 4.1 Aufbau der untersuchten piezokeramischen Sensor-/ Aktor-Module

Die hier untersuchten piezoelektrischen Flächenkomposite wurden im Rahmen des BMBF-Leitprojekts Adaptronik (1998-2002), gemeinsam mit weiteren Partnern, am DLR Braunschweig entwickelt und dort als PZT-Funktionsmodule oder PZT-Module bezeichnet. Wie in Wierach et al. (2002) beschrieben, wurden die Module insbesondere zur Anwendung im Automobil- und Luftfahrt-Leichtbau optimiert. Sie eignen sich aufgrund ihres flexiblen, flächigen Aufbaus besonders gut zur Applikation auf flachen und gekrümmten Bauteilen und können auch direkt in Strukturen z.B. aus Faserverbundwerkstoffen integriert werden.

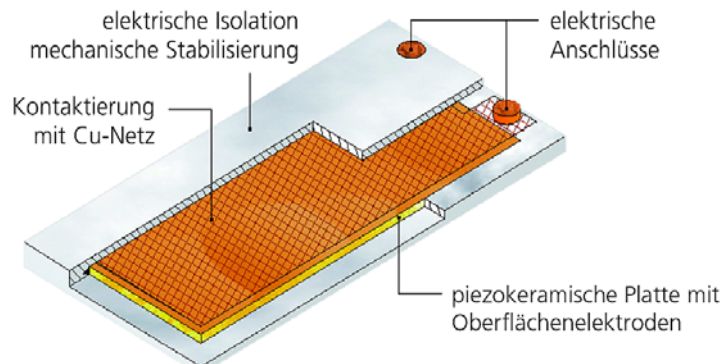
#### 4.1.1 Typischer symmetrischer Aufbau

Der genaue Herstellungsprozess und Aufbau der Module ist in Wierach et al. (2002) beschrieben. Grundsätzlich bestehen die Funktionsmodule aus einer monolithischen piezokeramische Platte (PIC 255, PI Ceramic GmbH, Materialeigenschaften siehe Anhang (11.2)) mit  $B \cdot L \cdot H = 25 \cdot 50 \cdot 0,2 \text{ mm}^3$ , die in eine Epoxidharzmasse (Materialeigenschaften siehe Anhang (11.2)) eingegossen ist. Die Gesamtdicke der Module beträgt 0,43 mm. Die PZT-Keramik umgibt jeweils seitlich ein inaktiver Epoxidharz-Randbereich von ca. 2,5 mm bzw. ca. 7,5 mm Breite im Bereich der elektrischen Anschlüsse.

Die Einbettung der PZT-Platte in das duktile Epoxidharz erleichtert die Handhabbarkeit und dient gleichzeitig der mechanischen Stabilisierung und elektrischen Isolation der Funktionsmodule.

Während des thermisch aktivierten Aushärtungsprozesses (Aushärtung des Harzes bei 110 °C) und langsamem Abkühlen auf Raumtemperatur (RT) entsteht durch die Polymerisations-schrumpfung des Epoxidharzes und durch die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungs-koeffizienten von Epoxidharz und PZT-Keramik eine Druckvorspannung der Keramikplatte (Wierach et al. 2002). Dies wirkt sich günstig auf das Schädigungsverhalten der spröden, bruchempfindlichen Keramik bei einer Zugbeanspruchung der Funktionsmodule aus.

Bild 14:  
Aufbau der PZT-  
Module: PZT-Platte  
aus PIC 255 mit  
Oberflächen-  
elektroden und  
Kontaktierung durch  
Kupfernetz,  
eingebettet in  
Epoxidharzmasse.



Die PZT-Platte ist auf der Ober- und Unterseite mit einer Elektrodiertung durch eine vollflächig gesputterte Cu-Ni-Metallisierungsschicht (Dicke < 1 µm) versehen und in Dickenrichtung gepolt. Die Keramik wird durch Anlegen einer elektrischen Spannung zwischen den Oberflächen-elektroden angesteuert. Für die Sensor- bzw. Aktoranwendung wird so der piezoelektrische  $d_{31}$ -Effekt (Transversal-/ Quereffekt vgl. 2.2.2) genutzt. Die Elektroden sind zusätzlich mit einem feinen Kupfernetz (Durchmesser 30 µm) überdeckt, über welches der Kontakt zu den elektrischen Anschlüssen nach Außen erfolgt. Durch diese flächige elektrische Kontaktierung bleibt auch im Falle einer mechanischen Schädigung der aufgesputterten Elektroden, z.B. durch Risse in der PZT-Platte, weiterhin die gesamte PZT-Keramik des Moduls elektrisch ansteuerbar und damit funktionsfähig.

#### 4.1.2 Asymmetrischer Aufbau zur Ermittlung von Eigenspannungen

Zur Abschätzung der Größenordnung der zuvor beschriebenen Druckvorspannung der PZT-Platte in den Modulen, wurden Proben angefertigt<sup>11</sup>, die jeweils nur einseitig in das Epoxidharz eingebettet wurden. Auch das Kupfernetz zur elektrischen Kontaktierung wurde nur einseitig eingebracht. Diese Proben wurden dem gleichen thermisch aktivierten Aushärtungsprozess unterzogen, wie die regulären, symmetrischen Module. Durch den asymmetrischen Aufbau resultierten die unterschiedlichen Dehnungen der Materialien in einer Aufwölbung der Proben, wie in Bild 15 sichtbar.

Die Aufwölbung (maximale Durchbiegung im Mittelpunkt) wurde an vier Proben direkt nach dem Aushärten, Abkühlen und Vereinzeln der Proben gemessen und betrug  $4,0 \pm 0,4$  mm. Mit der Spannungsanalyse im Bernoullischen Biegebalken berechnet sich aus der gemessenen Durchbiegung der asymmetrischen Proben eine Druckeigenspannung der PZT-Platten in den symmetrisch aufgebauten Modulen von ca. 20 MPa (siehe 5.1).

<sup>11</sup> Fertigung und Vermessung der asymmetrisch aufgebauten Proben durch S. Linke, Invent GmbH (kommerzielle Herstellung der PZT-Module in Kooperation mit DLR Stuttgart und PI Ceramic GmbH).

Bild 15:  
 Probe mit asymmetrischem Aufbau: nur die Unterseite der PZT-Platte ist in Epoxidharz eingebettet und mit einem Kupfernetz überdeckt. Dadurch ergibt sich nach dem Aushärtungsprozess eine Aufwölbung.



## 4.2 Probenvorbereitung und Repolarisationsverfahren

### 4.2.1 Verwendete Substrate

Zur Untersuchung der Lebensdauer unter verschiedenen Belastungsbedingungen wurden die PZT-Module jeweils mittig auf geeignete Substrate appliziert, um Belastungssituationen in realen Anwendungen zu simulieren.

Für Versuche unter mechanischer Belastung mit verschiedenen Dehnungsamplituden wurde ein Substrat aus Carbon-faserverstärktem Kunststoff (CFK) Material als besonders gut geeignet identifiziert (Thielicke et al. 2003). Das verwendete CFK Material (Materialkennwerte siehe Anhang 11.2, Tabelle 9) wurde durch das DLR Braunschweig hergestellt und im Rahmen des BMBF-Leitprojekts Adaptronik (1998-2002) im Einsatz mit integrierten piezoelektrischen Fasern und Folien geprüft. Das Material zeigt auch bei Dehnungen von über 0,6 % noch elastisches Verhalten, während z.B. Stahl bereits bleibende, plastische Deformationen aufweist.

Mit dem CFK-Substrat können so auch bei hohen Dehnungen zyklische Dauerversuche durchgeführt werden. Abmessungen sind der Skizze in Bild 16 zu entnehmen. Die meisten Proben wurden auf 1 mm dickes CFK-Substrat appliziert, zusätzlich wurden einige Proben auf 2 mm dickem Substrat untersucht. Unter elektrischer Ansteuerung wurden zunächst Versuche an nackten, nicht auf ein Substrat applizierten Modulen, sowie in einem Biegeaktor-Versuchsaufbau mit den auf CFK-Substrat applizierten Proben durchgeführt. Zusätzlich wurden die PZT-Module für Aktorversuche auch mittig auf Glasplatten appliziert.

Alle Proben wurden mit Dehn-Messstreifen (DMS) jeweils mittig auf den PZT-Modulen und teilweise zusätzlich auf dem Substrat bestückt, um jeweils den Dehnungszustand kontrollieren zu können. Insbesondere für die Aktorversuche wurden so genannte 0°/90°-DMS appliziert, um sowohl Längs- als auch Querdehnungen messen zu können.

### 4.2.2 Repolarisationsverfahren

Die PZT-Module wurden vom Hersteller in gepoltem Zustand geliefert. Da die Proben jedoch teilweise vor der Versuchsdurchführung mehrere Monate gelagert waren, wurde ein so genanntes Repolarisationsverfahren eingeführt, um jeweils für alle Proben einen einheitlichen Ausgangspolungszustand sicher zu stellen. Hierfür wurden die Proben nach Applikation auf die jeweiligen Substrate jeweils eine Minute lang mit einer Spannung von + 400 V angesteuert, was einem elektrischen Feld von + 2000 V/mm entspricht, das deutlich oberhalb der Koerzitivfeldstärke liegt.

### 4.3 Kontrolle des Probenzustands

Um den Zeitpunkt des Versagens festzustellen, wurde fortlaufend vor, während und nach Durchführung des Versuchsprogramms der Probenzustand kontrolliert. Dies geschah zunächst nur durch visuelle Prüfung unter schräg einfallendem Licht aus einer Kaltlichtquelle sowie teilweise zusätzlich unter dem Stereomikroskop. Dabei wurde bei Versuchen unter mechanischer Belastung insbesondere auf Anzeichen mechanischer Schädigung wie Rissen und Delamination geachtet. Bei den Aktorversuchen wurde zusätzlich insbesondere auf Anzeichen für elektrischen Durchschlag geachtet, jedoch ebenfalls auch auf Anzeichen von Versagen der Klebung zwischen Substrat und PZT-Modul.

Zusätzlich wurde der Einsatz akustischer Sensoren erprobt, die direkt an der Probe, nahe dem PZT-Modul, appliziert wurden. Diese Technik erwies sich aber als zu störanfällig gegenüber der im laufenden Versuch anfallenden Geräusentwicklung. Stattdessen wurde eine laufende Datenerfassung der Dehnungen und der daraus resultierenden elektrischen Ladungen der PZT-Module zur Kontrolle der Sensorfunktion anhand von Ladungs-Dehnungskurven (4.3.1) eingeführt. Nach dem gleichen Prinzip wurde die Kontrolle der Aktorfunktion eingeführt (4.3.2). Zusätzlich zur Auswertung der Sensor- bzw. Aktorfunktion in vordefinierten Kontrollintervallen wurden die Proben in größeren Intervallen aus dem Versuchsaufbau ausgebaut und visuell untersucht.

#### 4.3.1 Kontrolle der Sensorfunktion durch Auswertung von Ladungs-Dehnungskurven

Die Auswertung der an den Elektroden gemessenen Ladung in Abhängigkeit von der Dehnung des Funktionsmoduls wurde bereits in Poizat et al. (1999) als geeigneter Indikator für eine Schädigung der Module identifiziert. Da die gemessene elektrische Ladung durch den direkten piezoelektrischen Effekt aus der mechanischen Dehnung resultiert, charakterisiert der Anstieg der Kurven die sensorische Wirkung und ist somit ein Maß für die Leistungsfähigkeit eines Moduls. Eine verringerte Steigung der Ladungs-Dehnungskurven zeigt daher direkt die Degradation der Sensorfunktion an.

Der Ausgangszustand jeder Probe wurde nach der Repolarisation durch die Auswertung von Ladungs-Dehnungskurven aus Referenz-Belastungsrampen bis zu sehr geringen maximalen Dehnungen von ca. 0,08 % dokumentiert. Mit diesen Referenzdaten wurde der Sensoreffekt der Proben während und nach Versuchsdurchführung verglichen.

Der Vorteil dieser Kontrollmethode gegenüber der visuellen Kontrolle ist, dass die Probe direkt im Versuchsaufbau verbleiben kann. Je nach Art der zu kontrollierenden Messdaten (quasi-statische bzw. zyklische Messung, maximale Belastungsamplitude oder niedrigere Kontroll-Amplitude) kann die Speicherung der Kontrolldaten auch bei laufendem Versuch durchgeführt werden.

#### 4.3.2 Kontrolle der Aktorfunktion

In analoger Weise wurde in Versuchen mit elektrischer Belastung die Aktorfunktion der Proben aus der elektrischen Ansteuerung und der durch den inversen piezoelektrischen Effekt erzeugten Dehnung ermittelt. Im Biegeaktorversuch (vgl. Abschnitt 4.8.1: Biegeaktorversuch mit CFK-Substrat, Bild 39) wurden auch die Auslenkungen am freien Ende des durch den Aktor verformten Substrats gemessen. Diese Daten wurden in Dehnungs-E-Feldkurven bzw. Auslenkungs-E-Feldkurven ausgewertet und die Steigung dieser Kurven als Maß der vorhandenen Aktorfunktion einer Probe kontrolliert.

Bei Dauerversuchen im Aktorbetrieb wurden jeweils die ersten Zyklen als Referenzwerte gesichert und dann in vordefinierten Intervallen Kontrolldaten gespeichert. Wenn die Auswertung der Daten in Dehnungs-Spannungs-Kurven keine Änderung zum Referenzzustand ergab, wurden die Versuche ohne Unterbrechung fortgeführt. Lag eine Änderung der Kurvensteigung vor, so wurde der Versuch unterbrochen und die Proben visuell untersucht.

#### 4.4 Vorgehen zur Untersuchung der PZT-Module unter mechanischer Zug- bzw. Druckbeanspruchung

Als erster Schritt zur Untersuchung der Lebensdauer von Bauteilen dient die Bestimmung der unter einer bestimmten Beanspruchungssituation relevanten Grenzbelastung sowie die Aufklärung typischer Schadensmechanismen. Hierzu wurden an den PZT-Modulen sowohl unter Zug- als auch Druckbelastung Versuche unter quasistatischer, rampenförmig ansteigender Belastung bis zum Versagenseintritt durchgeführt (Abschnitt 4.4.2). Hieraus wurden Grenzbelastungen ermittelt und Schadensbilder analysiert.

Anschließend wurde in Dauerversuchen unter zyklischer Schwellbelastung, deren Maximalwerte unterhalb der ermittelten Grenzbelastung lagen, das Langzeitverhalten der Module untersucht. Unter Zugbelastung, die sich als im Vergleich zur Druckbelastung versagenskritischere Belastungsart heraus stellte, wurden diese Versuche bei verschiedenen Temperaturen durchgeführt (4.4.3). Außerdem wurden bei Raumtemperatur einige Proben unter statischer Dauer-Zugbelastung geprüft, um durch den Vergleich zur Dauer-Schwellbelastung Aufschlüsse über die auftretenden Ermüdungsmechanismen zu erhalten (4.4.4).

Tabelle 1 zeigt eine Versuchsmatrix aller durchgeführten Versuche an PZT-Modulen unter mechanischer Belastung im 4-Punkt-Biege-Versuchsaufbau.

Tabelle 1: Versuchsmatrix: mechanische Belastung PZT-Module

<b>Zugversuche</b>	Quasistatisch	zyklischer DV <sup>*)</sup>	statischer DV
RT	4 + 2 Proben <sup>**)</sup>	9 (+ 2) Proben <sup>**)</sup>	3 Proben
+ 60 °C	3 + 1 Proben <sup>***)</sup>	3 - 1 Proben <sup>***)</sup>	
+ 100 °C	3 Proben	3 Proben	
- 40 °C	3 Proben	3 Proben	
<b>Druckversuche</b>			
RT	3 Proben	4+3 Proben <sup>****)</sup>	

<sup>\*)</sup> DV: Dauerversuch

<sup>\*\*)</sup> In einer zusätzlichen Versuchsreihe wurden 2 weitere Proben unter zyklischer Dauer-Zugschwellbelastung getestet, dabei wurde zusätzlich zur Sensorfunktion auch die Aktorfunktion kontrolliert. Bei beiden Proben trat jeweils schon im ersten Belastungszyklus Versagen auf → diese Proben wurde bei der Auswertung zu den quasistatischen Versuchen gezählt.

<sup>\*\*\*)</sup> In zyklischen Zugversuchen bei +60 °C versagte eine Probe bereits im ersten Zyklus → diese Probe wurde bei der Auswertung zu den quasistatischen Versuchen gezählt.

<sup>\*\*\*\*)</sup> In Druckversuchen trat kein Versagen bei Proben in quasistatischen Versuchen auf → diese Proben wurden zusätzlich auch in zyklischen Druckversuchen getestet.

##### 4.4.1 Versuchsaufbau und Belastungsprinzip: 4-Punkt-Biegeaufbau

Als anwendungsnahes Modellexperiment zur Ermittlung der Einsatzgrenzen und zur Untersuchung der Lebensdauer der Module unter quasistatischer und zyklischer mechanischer Zug- bzw. Druckbelastung wurde ein 4-Punkt-Biegeversuch konzipiert (Poizat et al. 1999). Die Geometrie der verwendeten Proben sowie Versuchsprinzip und -aufbau für Zugbelastung der Module sind in Bild 16 und Bild 17 dargestellt. Je ein PZT-Modul ist mittig auf CFK-Substrat



appliziert und die Probe so in die Biegevorrichtung eingebaut, dass sich das Modul im Bereich konstanten Biegemoments zwischen den inneren Auflagern befindet.

Die 4-Punkt Biegebelastung des CFK-Substrats bewirkt eine Zug- bzw. Druckbeanspruchung des PZT-Moduls, je nachdem auf welcher Seite des Substrats das Modul appliziert ist. Da die Module im Vergleich zum Substrat relativ dünn sind, kann in diesem Versuchsaufbau ein annähernd homogener, einachsiger Dehnungs- bzw. Spannungszustand in der PZT-Keramik angenommen werden. Gegenüber axialen Zug- bzw. Druckversuchen direkt am Modul ist die Untersuchung der auf einem Substrat applizierten PZT-Flächenkomposite anwendungsnäher, da die Kraftübertragung in der Praxis ebenfalls über Klebeflächen erfolgt. Das Versuchsprinzip der 4-Punkt-Biegebeanspruchung des Substrats ermöglicht zudem die relativ einfache Durchführung von Druckversuchen, da keine Stabilisierung zur Vermeidung von Beulen nötig ist.

Bild 16:  
Probengeometrie,  
Versuchsprinzip und  
Beanspruchung der  
Probe in 4-Punkt-  
Biegung.

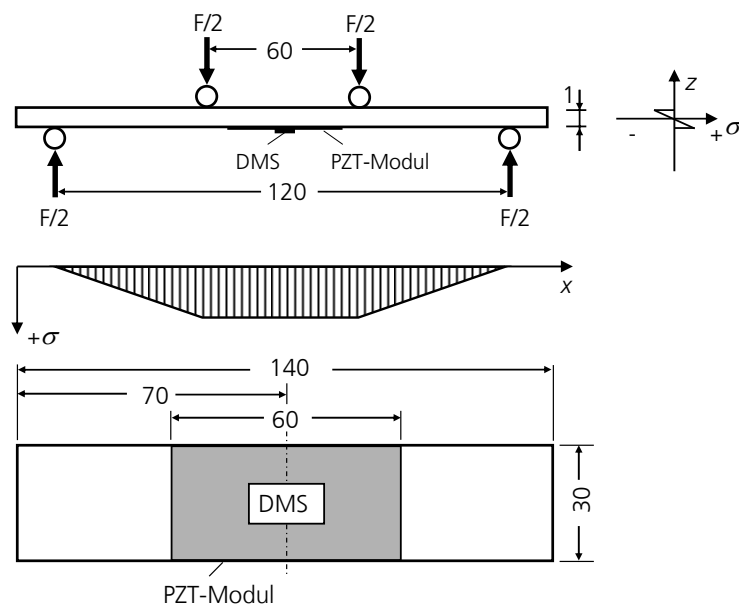
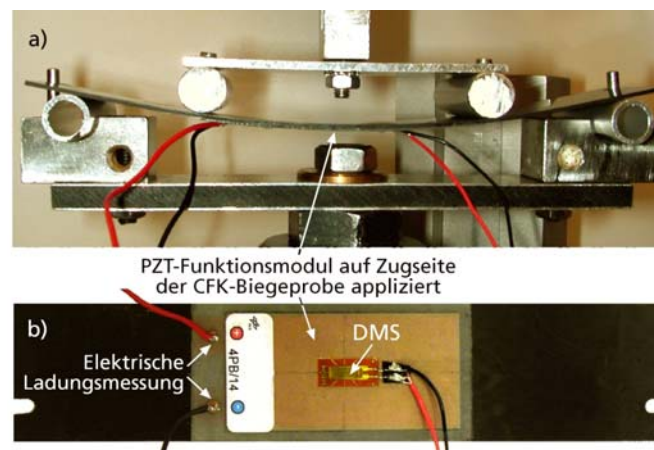


Bild 17:  
Versuchsaufbau mit  
Probe unter Biegung  
(a); Ansicht PZT-  
Modul auf CFK-  
Substrat mit DMS  
und Anschlüssen zur  
Ladungsmessung (b).



Die Versuche wurden an einer BOSE EnduraTEC ELF 3200 Prüfmaschine unter weggesteuerter Belastung durchgeführt. Anhand der auf der Oberfläche der PZT-Module applizierten DMS wurden dabei jeweils die gewünschten Dehnungsniveaus eingestellt. Eine direkte Steuerung der Belastung über die Dehnung wurde als zu instabil verworfen. Zur Versuchsauswertung wurde außer der Dehnung, dem Maschinenweg am Druckstempel und der Kraft auf den Stempel auch

die elektrische Ladung gemessen, die durch den piezoelektrischen Sensoreffekt durch die Dehnung der Probe generiert wurde. Hierfür wurde ein KISTLER 5001 Ladungsverstärker, teilweise mit vor geschalteten Ladungsteilern, eingesetzt. Weitere Details zur Ladungsmessung finden sich im Anhang (11.1).

Um den Einfluss der Umgebungstemperatur auf das Einsatzverhalten und die Lebensdauer der PZT-Module zu untersuchen, wurde eine Klimakammer in den 4-Punkt-Biegeversuchsaufbau integriert. Hiermit konnten durch Heizen erhöhte Temperaturen bis über 120 °C realisiert werden, sowie durch Kühlung mittels Flüssig-Stickstoff Versuche bei - 40 °C durchgeführt werden.

#### **4.4.2 Quasistatische und zyklische mechanische Belastung**

Die quasistatischen Versuche zur Ermittlung der Grenzbelastung wurden an Biegeproben mit applizierten PZT-Modulen in rampenförmigen Be- und Entlastungsvorgängen durchgeführt. Die maximal erreichten Dehnungen wurden dabei jeweils schrittweise erhöht, beginnend mit einer Rampe bis 0,08 % Dehnung bis zu 0,6 % Dehnung im letzten Schritt bzw. unter Druckbeanspruchung von -0,08 % bis -0,6 % Dehnung.

Das Langzeitverhalten der Funktionsmodule unter mechanischer Beanspruchung wurde in Biege-Schwellversuchen mit sinusförmigem zyklischem Belastungsverlauf untersucht. Der Maschinenweg des Laststempels wurde dabei jeweils so eingeregelt, dass die maximal erreichten Dehnungen verschiedene Niveaus zwischen 35 % und 70 % der in den quasistatischen Stufenversuchen ermittelten Grenzbelastung lagen. Die Versuche wurden mit einem Verhältnis von Dehnungsminimum zu -maximum von  $R = 0,1$  durchgeführt. Die Belastungsfrequenzen lagen zwischen 2 Hz und maximal 10 Hz, um Resonanzeffekte zu vermeiden. Typische Versuchsdauern waren mehrere Stunden bis zu einer Woche. Nach ausgewählten Intervallen wurden Kontrollmessungen durchgeführt und in Ladungs-Dehnungskurven ausgewertet. In den bei Raumtemperatur durchgeführten Versuchen wurde der Zustand der Proben auch visuell geprüft.

#### **4.4.3 Mechanische Zugbeanspruchung bei verschiedenen Temperaturen**

Zusätzlich zu den Versuchen bei Raumtemperatur wurden quasistatische und zyklische 4-Punkt-Biegeversuche mit Zugbelastung der PZT-Module auch bei 60 °C, 100 °C, 120 °C und - 40 °C durchgeführt, unter anderem im Rahmen einer Diplomarbeit (Löffler 2006). Bei diesen Versuchen waren Unterbrechungen zur visuellen Kontrolle der Proben während des laufenden Versuchsprogramms nicht möglich, da mögliche zusätzliche Schädigung durch wiederholtes Aufwärmen und Abkühlen vermieden werden sollte. Aufgrund des lauten Ventilators der Klimakammer war der Eintritt von Schädigung auch nicht akustisch wahrnehmbar. Die Kontrolle des Probenzustands erfolgte daher bei diesen Versuchen ausschließlich durch die Auswertung der Ladungs-Dehnungskurven.

Jeweils vor dem Aufheiz- bzw. Abkühlvorgang wurde die Sensorfunktion der Proben im Ausgangszustand nach der Repolarisation in einer quasistatischen Rampe bis zu 0,08 % Dehnung bei Raumtemperatur aufgezeichnet. Ebenso wurde nach Erreichen der Zieltemperatur die Sensorfunktion in einer Kontrollrampe erfasst. Während der quasistatischen Stufenversuche unter Temperatureinfluss wurde die Sensorfunktion der Proben kontinuierlich in jeder Belastungsstufe aufgezeichnet, in den zyklischen Dauerversuchen jeweils nach ausgewählten Intervallen. Zusätzlich wurden nach dem Versuch, wenn die Probe wieder Raumtemperatur erreicht hatte, Kontroll-Aufzeichnungen durchgeführt.

#### 4.4.4 Mechanische Zugbelastung im statischen Dauerversuch

Da in den typischen Einsatzbereichen der PZT-Module wie z.B. zur Vibrationsdämpfung in der Regel eher zyklisch veränderliche Belastungsformen auftreten wurden die Lebensdaueruntersuchungen zum großen Teil unter zyklischer Belastung durchgeführt. Zusätzlich wurden jedoch auch einige Proben im 4-Punkt-Biegeaufbau mit statischer Dauerbelastung beaufschlagt. Insbesondere sollte damit überprüft werden, ob beim Ermüdungsrisswachstum als Versagensmechanismus reines unterkritisches Risswachstum vorliegt oder zusätzlich zyklische Ermüdungseffekte eine Rolle spielen.

Die Belastung in den statischen Dauerversuchen lag zwischen 0,25 % und 0,3 % Dehnung<sup>12</sup>. Analog zu den zyklischen Versuchen wurden auch die statischen Dauerversuche in bestimmten Intervallen unterbrochen, um den Probenzustand zu kontrollieren. Dabei wurde die Probe entlastet, visuell kontrolliert sowie in einigen Kontrollzyklen mit geringer Amplitude (bis 0,08 % Dehnung) die Sensorfunktion ausgewertet. Für lang andauernde Versuche unter statischer Belastung wurden die 4-Punkt-Biegeaufleger statt in den Versuchsaufbau der Prüfmaschine in eine steife Rahmenkonstruktion eingebaut.

### 4.5 Ergebnisse der Versuche unter mechanischer Zug- und Druckbeanspruchung

#### 4.5.1 Typisches Schädigungsverhalten, Versagenskriterium und Grenzbelastung unter Zugbeanspruchung bei unterschiedlichen Temperaturen

In quasistatischen Stufenversuchen unter Zugbelastung bei Raumtemperatur wurde bei einer Dehnung von im Durchschnitt  $0,33 \% \pm 0,036 \%$  das Auftreten von Rissen in den PZT-Platten beobachtet. Bei der weiteren stufenweisen Erhöhung der Belastung wurde jeweils bei der visuellen Kontrolle nach jeder Belastungsrampe eine zunehmende Anzahl von Rissen festgestellt. Teilweise war der Eintritt eines Risses auch akustisch wahrnehmbar (Knacken).

Die Risse verlaufen jeweils senkrecht zur Richtung der Zugbelastung (Bild 18). Die Untersuchung eines Querschliffs einer Probe mit sichtbaren Rissen zeigte ausschließlich durchgehende Risse, die die PZT-Platte komplett durchtrennten. Die fraktografische Untersuchung der Bruchflächen verschiedener Proben zeigte Spuren des Risswachstums über Zwischenstadien der Rissgröße auf (siehe Abschnitt 4.7.1). Aufgrund der beobachteten Entwicklung der Schädigung kann gefolgert werden, dass bei der visuellen Kontrolle lediglich durchgehende Risse im Endzustand, die einen durchgehenden Bruch der Keramik-Platte darstellen, detektiert werden können. Die in situ Beobachtung von Rissen, die ausgehend von in der Keramik vorhandenen Anfangsdefekten ein Zwischenstadium des Risswachstums erreicht haben, ist aufgrund der die Keramik umgebenden Epoxidharzmatrix praktisch nicht möglich. Im Folgenden wird daher mit dem Auftreten von Rissen in der PZT-Keramik stets das Eintreten eines komplett durchgehenden Bruchs der PZT-Platte bezeichnet.

Die mikroskopische Untersuchung der Proben zeigte keine weitere Art der Schädigung, obwohl bei Dehnungen bis zu 0,6 % z.B. Delaminationseffekte im Modul oder auch zwischen Modul und Substrat durchaus zu erwarten gewesen wären. Auch die elektrischen Kontakte waren intakt und alle Module wiesen nach den Versuchen trotz der vorhandenen Risse eine messbare Sensor-

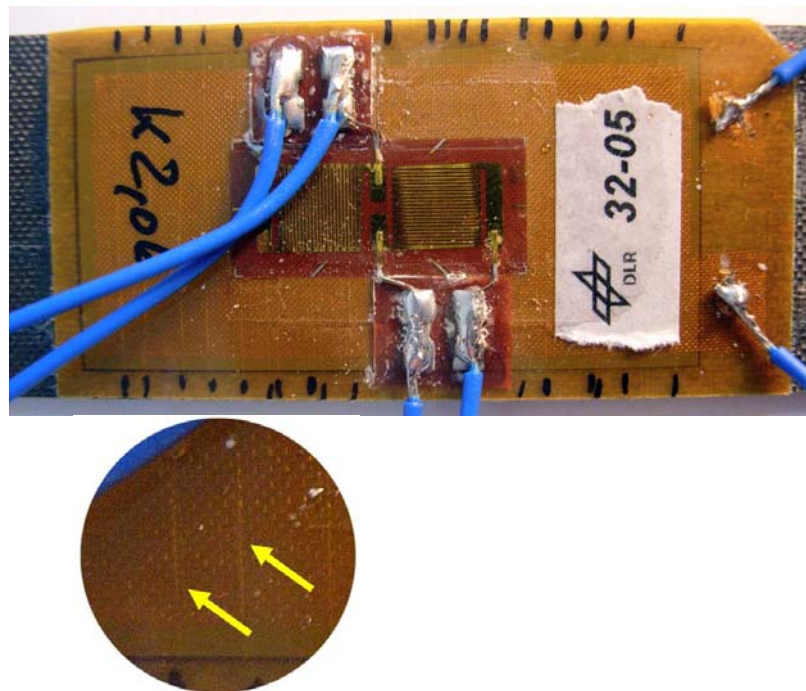
---

<sup>12</sup> In zyklischen Versuchen mit diesen Maximalwerten wurden jeweils Lebensdauern von einigen tausend Zyklen erreicht.

funktion auf. Obwohl die Risse die aufgesputterten Oberflächenelektroden durchtrennten, trat aufgrund der elektrisch überbrückenden Wirkung der Kupfernetz-Sammelelektrode kein komplettes Versagen der Module ein. Die Auswertungen der Ladungs-Dehnungskurven nach den Versuchen zeigten jedoch einen deutlichen Abfall der Sensorwirkung nach dem Auftreten von Rissen.

Analoge Ergebnisse wurden in den quasistatischen Versuchen unter Zugbeanspruchung bei allen untersuchten Temperaturen beobachtet: Risse in der PZT-Keramik wurden als der typische Versagensmechanismus identifiziert, der jeweils mit einer Degradation der Sensorwirkung einherging. Bei keiner Temperatur wurden nach dem Versuch andere Schäden an den Proben gefunden.

Bild 18:  
PZT-Modul mit Rissen in der PZT-Keramik, die senkrecht zur vorhergehenden Zugbeanspruchungsrichtung verlaufen: durch Epoxidharz und Kupfernetz ist die elektrodierte Oberfläche der PZT-Keramik mit Rissen sichtbar (Risse erscheinen im schräg einfallenden Licht etwas heller als der Rest: vgl. Detailvergrößerung mit Pfeilen, Riss-Enden sind am Modul-Rand mit schwarzen Anstrichen markiert).



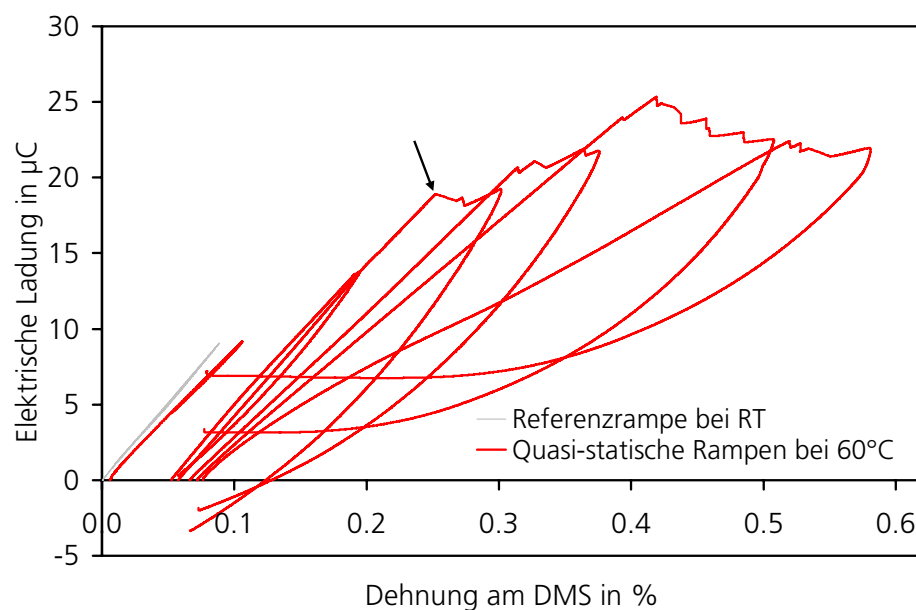
Während die Proben bei Raumtemperatur nach jeder Be-/Entlastungsrampe visuell auf mögliche Schäden untersucht wurden, war dies bei erhöhten Temperaturen bzw. bei Kühlung nicht möglich. Die visuelle Kontrolle erfolgte erst nach Abschluss des gesamten Stufenversuchs. Stattdessen wurden bei allen Stufenversuchen, die in der Klimakammer durchgeführt wurden, bei allen Rampen kontinuierliche Ladungs-Dehnungskurven ausgewertet.

Bild 19 zeigt die Ladungs-Dehnungskurven, die bei 60 °C an einer Probe in quasistatischen Versuchen mit stufenweise erhöhter Dehnung bis zu 0,6 % gemessen wurden. In den Versuchen bei 60 °C war das Auftreten von Rissen in der Keramik durch Knacken hörbar und konnte bei simultaner Anzeige der Ladungs- und Dehnungswerte direkt mit beobachteten Sprüngen in den Ladungswerten korreliert werden. Der schwarze Pfeil in Bild 19 markiert einen Sprung, der den ersten Riss in der Probe anzeigt. Das Diagramm zeigt, dass nach dem Auftreten von Rissen, was durch Sprünge in den Kurven ersichtlich ist, das Sensorverhalten der Probe in der folgenden Belastungsrampe deutlich reduziert ist (flacherer Kurvenverlauf). Bei höheren Dehnungen tritt verstärkte Rissbildung auf, wie die Sprünge in der Ladungs-Dehnungskurve anzeigen.

Bei geringen Dehnungen (bis ca. 0,1 % Dehnung) ist der Verlauf der Be- und Entlastungskurve fast deckungsgleich. Bei höheren Dehnungen weisen die Kurven den materialtypischen Hystereseeffekt auf (vgl. auch 2.2.2, Bild 3). Nach den ersten Rissen weisen die Kurven im Belastungsverlauf noch annähernd lineares Verhalten auf, jeweils bis zum Auftreten neuer Risse. Die Entlastungskurven der Rampen zeigen hingegen fast alle einen mehr oder weniger stark ausgeprägt nichtlinearen Verlauf. Die letzte Kurve (bis zur maximalen Dehnung von knapp 0,6 %) weist insgesamt stark nichtlinearen Charakter auf, auch im Belastungsteil.

Bei höheren Temperaturen sowie bei  $-40\text{ °C}$  konnte das Auftreten von Rissen nicht akustisch wahrgenommen werden, da der Lüftungsventilator der Klimakammer zu laut war. Die Ladungs-Dehnungskurven wiesen jedoch genau die gleichen charakteristischen Sprünge der Ladungswerte auf, wie anhand Bild 19 beschrieben, jeweils gefolgt von einer reduzierten Steigung der nächsten Kurve. Nach dem Versuchsprogramm wurden auch bei diesen Proben Risse in der PZT-Keramik festgestellt.

Bild 19:  
Ladungs-Dehnungskurven aus quasi-statischer Zugbelastung der PZT-Module mit stufenweise erhöhten maximalen Dehnungen bei  $+60\text{ °C}$  Umgebungstemperatur: Sprünge (Pfeil) in der Kurve traten jeweils gleichzeitig mit akustischer Wahrnehmung von Rissen in der PZT-Keramik auf.



Generell ergaben sich bei Versuchen unter erhöhter Temperatur flachere Ladungs-Dehnungskurven als bei Raumtemperatur, d.h. bei gleicher Dehnung wurde weniger elektrische Ladung erzeugt. Die Sensorwirkung war bei niedrigen Belastungsstufen (bis zu 0,2 % Dehnung, ohne Eintritt von Schädigung) bei  $60\text{ °C}$  ca. 90 % und bei  $100\text{ °C}$  ca. 80 % des Kontrollwertes bei Raumtemperatur. Nach dem durch Sprünge in den Ladungs-Dehnungskurven gekennzeichneten Auftreten von Rissen zeigten die Kurven stark nichtlineares Verhalten im Anfangsbereich und darauf folgend einen stark abgeflachten Verlauf (vgl. Bild 19) bei  $60\text{ °C}$ . Bei  $100\text{ °C}$  war dieser Effekt noch deutlicher. Bei  $120\text{ °C}$  war die Sensorwirkung der Module besonders nach der ersten Schädigung so extrem verringert, dass die Versuche bei dieser Temperatur abgebrochen wurden. Bei  $-40\text{ °C}$  zeigten die Ladungs-Dehnungskurven keine Besonderheiten.

Zur Auswertung der Versuchsergebnisse in einem Lebensdauerdiagramm für die PZT-Module (siehe Kapitel 4.5.3, Bild 23) wurde als Versagenskriterium ein Abfall der Sensorwirkung auf weniger als 90 % der Referenzmessung am repolarisierten Modul vor Versuchsbeginn definiert. Entsprechend galten Proben aus quasistatischen Stufenversuchen dann als versagt, wenn die Steigung der Ladungs-Dehnungskurve der folgenden Be-/Entlastungsrampe geringer war als

90 % der Steigung der ersten Kurve, die bei dieser Probe bei Versuchstemperatur gemessen wurde. Als Grenzbelastung einer Probe wurde genau die Dehnung beim ersten Sprung der Ladungs-Dehnungskurve vor Erreichen des Versagenskriteriums festgelegt, wie der Punkt, der durch den schwarzen Pfeil in Bild 19 markiert ist. Bei den meisten Proben war dies der erste Riss. Da bei Raumtemperatur bei den quasistatischen Stufenversuchen keine kontinuierliche Messung der Ladung und Dehnung erfolgte, wurde dort das Auftreten des ersten Risses (akustische Wahrnehmung) zur Bestimmung der Grenzbelastung genutzt.

Wie bereits zu Anfang beschrieben, wurde als durchschnittliche Grenzbelastung bei Raumtemperatur eine Dehnung von  $0,33 \% \pm 0,036 \%$  ermittelt (6 Proben, schwarze Rauten auf Ordinate in Bild 23). Bei erhöhten Temperaturen lagen die ermittelten Grenzbelastungen tendenziell niedriger als bei Raumtemperatur: bei  $60\text{ °C}$  wurde die durchschnittliche experimentelle Grenzbelastung zu  $0,25 \% \pm 0,045 \%$  Dehnung (4 Proben, rote Punkte) und bei  $100\text{ °C}$  zu  $0,29 \% \pm 0,053 \%$  Dehnung (3 Proben, orange Dreiecke) bestimmt. Die durchschnittliche Grenzbelastung bei  $-40\text{ °C}$  ergab sich zu  $0,36 \% \pm 0,015 \%$  Dehnung (3 Proben, blaue Quadrate), was geringfügig oberhalb dem Wert für Raumtemperatur liegt. Tendenziell wäre nicht zu erwarten gewesen, dass die durchschnittliche Grenzbelastung bei  $60\text{ °C}$  niedriger liegt als bei  $100\text{ °C}$ . Angesichts der geringen Anzahl an Proben je Temperatur und der für Keramiken typischen Streuung ist es jedoch nicht sinnvoll, hieraus weitere Schlussfolgerungen zu ziehen.

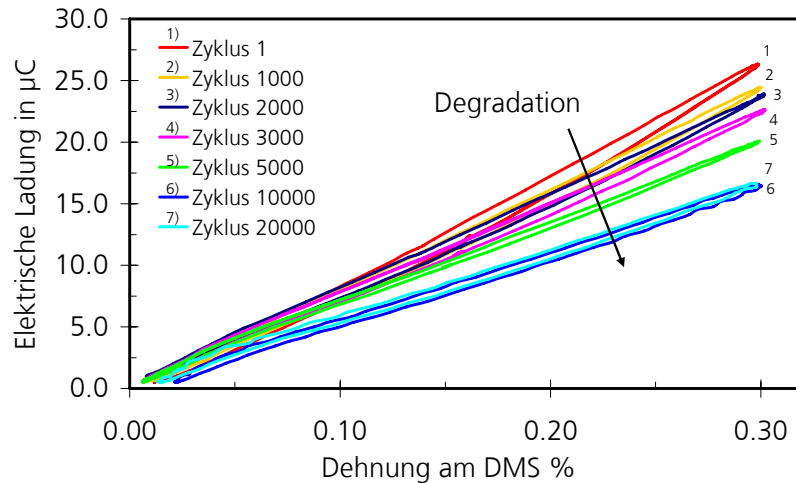
#### 4.5.2 Lebensdauer im zyklischen Dauertest unter Zugbeanspruchung

Während der zyklischen Dauerversuche unter Zugbeanspruchung wurden in regelmäßigen Intervallen die Sensorfunktion anhand der Ladungs-Dehnungskurven kontrolliert sowie visuelle und mikroskopische Untersuchungen der Proben nach Rissen durchgeführt. War die Steigung der Kurven nach einem Messintervall um mindestens 10 % kleiner als bei der Referenzmessung im Ausgangszustand (erster Zyklus), galt die Probe als geschädigt und die zyklische Belastung wurde abgebrochen. Die visuellen Untersuchungen zeigten jeweils eine zunehmende Anzahl von Rissen mit fortlaufender Belastungsdauer.

Bild 20 zeigt beispielhaft das Abfallen der Ladungs-Dehnungskurven einer Probe, die mit einer maximalen Dehnung von 0,3 % zyklisch belastet wurde. Die Steigung Kurven war nach 1000 Zyklen um 8 % und nach 2000 Zyklen um 14 % kleiner als im ersten Zyklus. In der Fortführung des Versuchs war ein weiterer Abfall der Steigung zu beobachten. Bei der mikroskopischen Untersuchung der Probe wurde zwischen den Zyklen 1 und 3000 eine wachsende Anzahl von Rissen in der PZT-Keramik festgestellt, die mit steigender Zyklenzahl auch ausgeprägter sichtbar wurden. Oberhalb von 3000 Zyklen war optisch keine weitere Veränderung der Probe festzustellen.

Bei zyklischen Versuchen mit niedrigen maximalen Dehnungen verlief sowohl die beobachtete Degradation der Sensorwirkung als auch der Zuwachs an Rissen weniger schnell als bei höheren Belastungen, wodurch sich jeweils eine größere Anzahl von erreichten Zyklen bis zum Versagen ergab. Eine Langläufer-Probe bei Raumtemperatur und einer maximalen Dehnung von 0,12 % wies erst nach  $5 \cdot 10^7$  Zyklen deutlich sichtbare Risse auf und zeigte einen um 13,5 % flacheren Verlauf der Ladungs-Dehnungskurve gegenüber dem Ausgangszustand. Eine weitere Probe erreichte mehr als  $10^8$  Zyklen bei 0,15 % Dehnung ohne feststellbare Schädigung bevor der Versuch abgebrochen wurde.

Bild 20:  
Degradation der Sensorfunktion (Abfallen der Ladungs-Dehnungskurven) einer Probe, die unter zyklischer Zugbeanspruchung mit einer maximalen Dehnung von 0,3 % geprüft wurde.

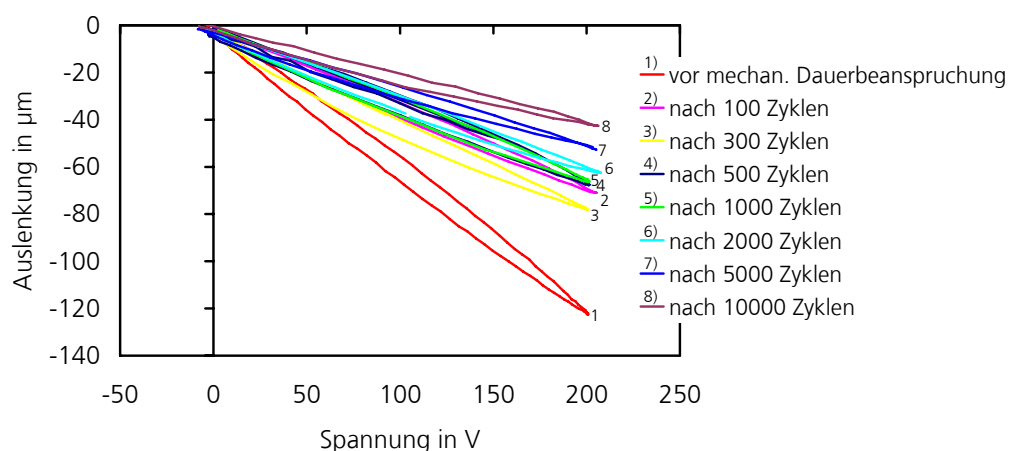


In einer zusätzlichen Versuchsreihe wurden zwei weitere Proben unter Zugschwellbelastung mit maximalen Dehnungen von 0,3 % bzw. 0,27 % getestet. Dabei wurde neben der Sensorfunktion auch die Aktorfunktion kontrolliert. Diese Versuche wurden außerdem nach Erreichen des Versagenskriteriums (>10 % Degradation der Sensorfunktion) weitergeführt, um die Akkumulation von zusätzlichen Rissen in der Keramik zu beobachten.

Bei beiden Proben trat bereits in den ersten Belastungszyklen deutlich hörbar Rissbildung in der PZT-Keramik ein. Im Versuchsverlauf wiesen die Proben das zuvor beschriebene typische Verhalten unter zyklischer Dauerbelastung auf, mit zunehmender Anzahl von Rissen und abnehmender Sensorfunktion. Die Kontrollen im Biegeaktorversuch zeigten bei beiden untersuchten Proben, dass mit zunehmender Rissanzahl nicht nur die Sensorfunktion der Module, sondern auch die Aktorfunktion in Längsrichtung abnimmt.

Bild 21 zeigt die im Biegeaktorversuch gemessenen Auslenkungen einer Probe, die unter zyklischer Zugbeanspruchung mit einer maximalen Dehnung von 0,3 % getestet wurde. Mit zunehmender Zyklenzahl weisen die Auslenkungs-Spannungskurven geringere Steigungen auf. Aus Gründen der Übersichtlichkeit sind in der hier gezeigten Grafik nur die Kontroll-Kurven bis  $1 \cdot 10^4$  Zyklen dargestellt. Die Auswertung der Aktorfunktion aus den Steigungen der Auslenkungs-Spannungskurven sowie den Längs- bzw. Querdehnungs-Spannungskurven ist in Bild 22 zusammen mit der Sensorfunktion und der Anzahl der Risse im Modul bis zum Versuchsende nach  $1 \cdot 10^5$  Zyklen zusammengefasst.

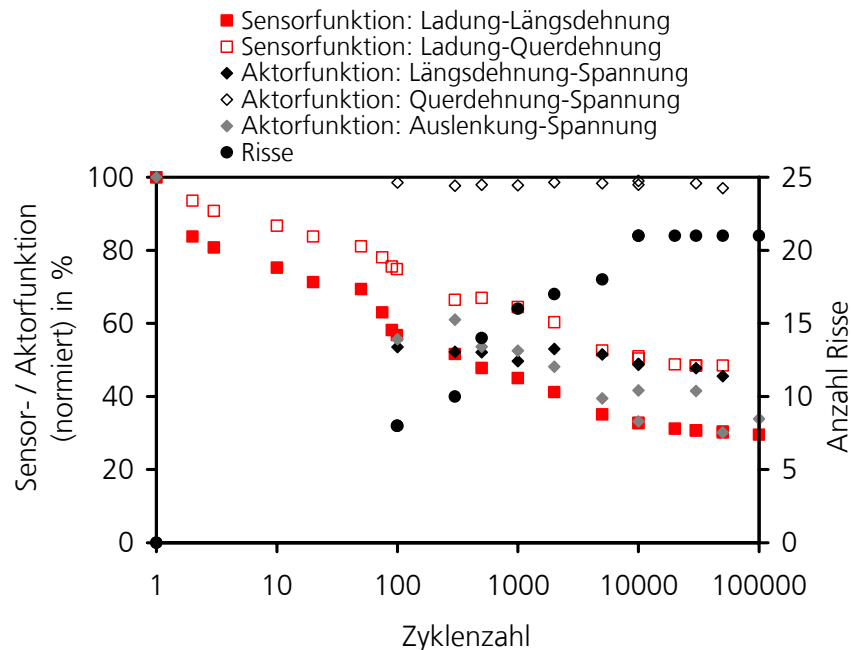
Bild 21:  
Auslenkungs-Spannungskurven der Biegeaktor-Kontrollversuche an einer Probe (PZT-Modul auf 2 mm CFK-Substrat), die im 4-Punkt-Biegeversuch zyklisch mechanisch belastet wurde, zeigen das Abfallen der Aktorfunktion mit zunehmender Zyklenzahl.





Mit zunehmender Zyklenzahl der mechanischen Zugbeanspruchung stieg die Anzahl von Rissen (Bild 22, schwarze Punkte), was mit einem Abfall der Sensorfunktion (rote Quadrate) einherging. Gleichzeitig wurde auch ein Abfall der Aktorwirkung in Probenlängsrichtung beobachtet, also der Längsdehnung unter elektrischer Ansteuerung (schwarze, gefüllte Rauten) sowie der gemessenen Spitzenauslenkung (graue, gefüllte Rauten, vgl. auch Bild 21). Die Aktorwirkung in Querrichtung (Querdehnung, schwarze, offene Rauten) blieb über die gesamte Versuchsdauer nahezu unverändert, diese Funktion scheint gegenüber Rissen im PZT, die in Querrichtung (d.h. senkrecht zur Zugbelastungsrichtung) verlaufen, unempfindlich zu sein..

Bild 22:  
Verlauf der Sensor- und Aktorfunktion sowie Anzahl der Risse einer Probe unter zyklischer Zugbeanspruchung mit maximaler Dehnung von 0,3 %.



Die ersten 100 Belastungszyklen des Versuchs wurden nicht unterbrochen, sodass in diesem Abschnitt des Diagramms nur Messdaten zur Sensorfunktion vorliegen, nach 100 Zyklen wurden Risszählung und Kontrolle der Aktorfunktion durchgeführt. Nach  $10^4$  Zyklen wurde die Probe repolarisiert, deshalb sind bei dieser Zyklenzahl je zwei Ergebniswerte aufgetragen, die jedoch fast identisch sind. Die Repolarisation bewirkte also keine deutliche Veränderung der Funktionswirkung der Probe. Bei der letzten Kontrollmessung nach  $10^5$  Zyklen waren die DMS defekt, sodass hier nur die Auslenkungs-Messdaten vorliegen (die Sensorwirkung in Längsrichtung wurde anhand des Stempelwegs abgeschätzt, da Weg und Längsdehnung bei allen vorhergehenden Messungen direkt proportional waren).

Deutlich erkennbar nahm die Anzahl der Risse ab  $10^4$  Zyklen nicht weiter zu und auch die Sensor- und Aktorfunktion der Probe blieben stabil. Ein ähnlicher Verlauf wurde auch bei der zweiten Probe beobachtet. Dies deutet darauf hin, dass ab einer bestimmten Rissdichte ein Sättigungszustand erreicht wird, ab welchem keine neuen Risse entstehen bzw. die Rissentwicklung stark verlangsamt ist und entsprechend auch die Funktionswirkung der Module konstant bleibt. Die analytische Auswertung der Funktionsabnahme mit der Anzahl der Risse erfolgt in Abschnitt 5.2.

Wie in Bild 22 außerdem ersichtlich, wich die aus der Auslenkung im Biegeaktorversuch ausgewertete Aktorfunktion in einigen Kontrollmessungen von der Auswertung der Längsdehnung ab, obwohl hier theoretisch eine direkte Korrelation bestehen sollte. Dies liegt



vermutlich an Schwankungen in der Auslenkungsmessung, welche im Gegensatz zur Dehnungsmessung vom Versuchsaufbau abhängt (d.h. leichte Abweichungen in der Ausrichtung des Aufbaus zur Lasermessung wirken sich auf die Auslenkungsmessung aus).

Zusätzlich zur Auswertung der Sensor- und Aktorfunktion wurde jeweils das Verhältnis von Quer- zu Längsdehnung unter mechanischer sowie elektrischer Beanspruchung untersucht. Unter mechanischer Beanspruchung (Sensorfunktion) entsprach das Verhältnis  $\varepsilon_{\perp}/\varepsilon_{\parallel} = -0,38$  vor Beginn des Dauerversuchs ungefähr der Poissonzahl des Materials ( $\nu_{\text{PIC 255}} = 0,34$  siehe Anhang 11.2). Mit steigender Anzahl von Rissen im PZT nahm das Verhältnis ab (bis auf  $\varepsilon_{\perp}/\varepsilon_{\parallel} = -0,24$  nach  $5 \cdot 10^4$  Zyklen mechanischer Belastung), da im Sensorversuch die am DMS gemessene Längsdehnung durch die äußere Beanspruchung bewirkt wird, während die Querdehnung mit der Dehnung des PZT korreliert, welche durch die Risse verringert wird.

Während im Aktorversuch am freien Modul (Bild 38) Quer- und Längsdehnung genau gleich sind, hängt im Biegeaktorversuch (Bild 39) das Verhältnis von der Steifigkeit des Substrats und der Platzierung des Moduls auf dem Substrat ab. Vor Beginn der mechanischen Beanspruchung war im Aktorversuch  $\varepsilon_{\perp}/\varepsilon_{\parallel} = 1,5$  und stieg dann mit wachsender Rissanzahl an ( $\varepsilon_{\perp}/\varepsilon_{\parallel} = 3,2$  nach  $5 \cdot 10^4$  Zyklen mechanischer Belastung), da die Aktorwirkung in der Querrichtung gleich bleibt, während sie in der Längsdehnung aufgrund der Risse im PZT abnimmt.

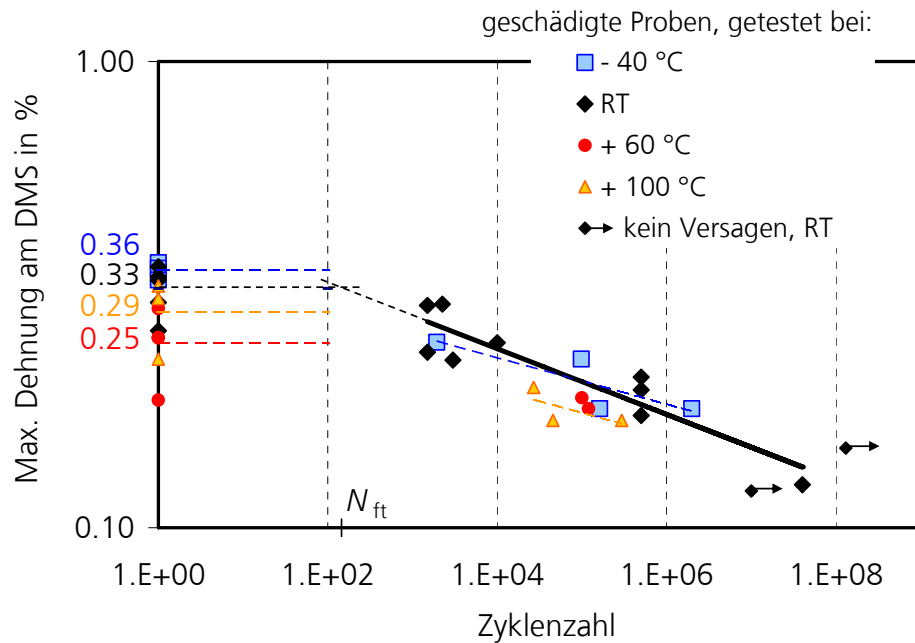
### 4.5.3 Temperaturabhängiges Lebensdauerdiagramm für zyklische Zugbeanspruchung

Basierend auf der Auswertung der Ergebnisse der zuvor beschriebenen quasistatischen und zyklischen Biegeversuche wurde ein Lebensdauerdiagramm für Zugbelastung bei verschiedenen Temperaturen erstellt (Bild 23). Es sind darin die Maximalwerte der aufgetragenen Dehnungen über der Zyklenzahl beim Versagen aufgetragen. Als Versagenskriterium war wieder der Abfall der Sensorwirkung auf weniger als 90 % der Referenzmessung am repolarisierten Modul vor Versuchsbeginn definiert. Als erreichte Zyklenzahl bis zum Versagen wurde der Mittelwert aus der Zyklenzahl der letzten Kontrollmessung vor Erreichen des Versagenskriteriums und der Zyklenzahl, bei welcher das Versagenskriterium erreicht war, gebildet.

Die Datenpunkte auf der Ordinate des Lebensdauerdiagramms zeigen die in den quasistatischen Stufenversuchen ermittelten Grenzbelastungen an, bei denen unter Zugbelastung ein sofortiges Versagen durch Rissbildung mit Abfall der sensorischen Wirkung eintrat. Die horizontalen gestrichelten Linien markieren den Bereich der Inertfestigkeit.

Der schwarze Pfeil beim Datenpunkt mit einem maximalen Dehnungsniveau von 0,12 % repräsentiert mehrere Proben, die bei Raumtemperatur für  $10^7$  Zyklen getestet wurden, ohne dass Versagen eintrat. Diese Versuche prüften die Mindestanforderung an die Lebensdauer der Module, als diese im Rahmen des BMBF-Leitprojekts Adaptronik (1998-2002) entwickelt wurden (Wierach et al. 2002, Thielicke et al. 2003).

Bild 23:  
Lebensdauer-  
Diagramm für  
zyklische  
mechanische  
Zugbeanspruchung  
von PZT-Modulen  
bei verschiedenen  
Temperaturen.



Generell traf der bei Raumtemperatur beobachtete, qualitative Zusammenhang zwischen höherer Belastung und kürzerer Lebensdauer bei allen untersuchten Temperaturen zu. Einige der Proben, die bei 100 °C zyklisch belastet wurden, wiesen nach dem Versuch eine im Vergleich zu den übrigen Proben relativ geringe Anzahl von Rissen auf, obwohl sie ebenfalls einen deutlichen Abfall der Steigung der Ladungs-Dehnungskurven zeigten. Bei den Proben mit einer sehr geringen Anzahl von Rissen wurde außerdem eine Tendenz zur Regenerierung der Sensorwirkung festgestellt. Einige erreichten nach einer nachträglichen Repolarisation bei Raumtemperatur wieder annähernd die ursprüngliche Sensorfunktion.

Die weitere Auswertung der Daten zur Lebensdauer- bzw. Funktionsanalyse unter mechanischer zyklischer Beanspruchung erfolgt in Abschnitt 4.4.4 nach der Methode von Munz und Fett (1999) für zyklisches Ermüdungsrisswachstum (siehe Abschnitt 2.3.7) sowie mit dem Modell zur Rissakkumulation in Verbundwerkstoffen (2.4) in Abschnitt 5.2.

#### 4.5.4 Lebensdauer im Dauertest unter konstanter, statischer Zugbeanspruchung

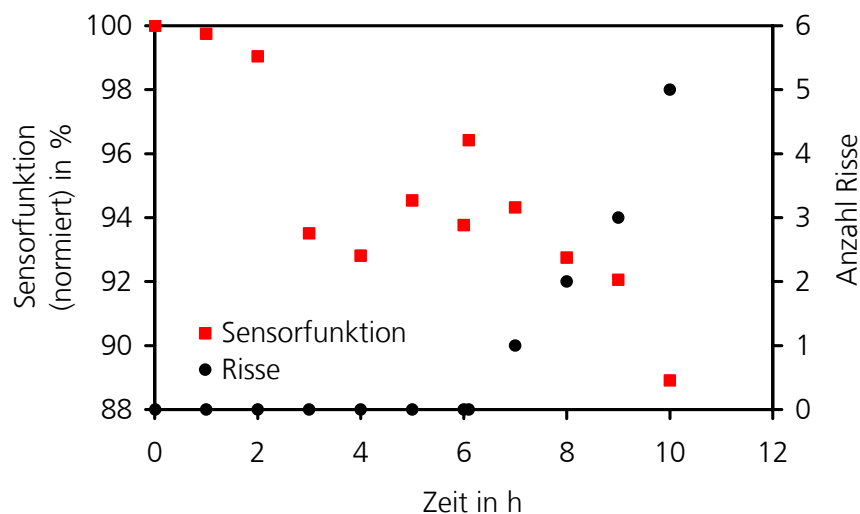
Ziel der Lebensdaueruntersuchungen unter konstanter, statischer Zugbeanspruchung war ein Vergleich des Versagensverhaltens unter statischer und zyklischer Beanspruchung, um festzustellen, ob bei zyklischer Beanspruchung reines unterkritisches Risswachstum oder ein zusätzlicher zyklischer Ermüdungseffekt vorliegt.

Die maximale Belastung der ersten Probe wurde mit 0,25 % Dehnung so gewählt, dass bei einer zyklischen Beanspruchung eine Lebensdauer von  $10^4$  bis  $10^5$  Zyklen zu erwarten gewesen wäre (vgl. Lebensdauerdiagramm, Bild 23). Dies entspricht bei einer Auswertung der Daten des Lebensdauerdiagramms nach Gleichung (35) für unterkritisches Risswachstum unter zyklischer Dauerbeanspruchung eine Lebensdauer von  $10^3$  s bis  $10^4$  s (mit  $R = 0,1$  und mittlerer Dehnung  $\varepsilon_m = 0,1375$  % der sinusförmigen Beanspruchung). Unter der Annahme, dass unterkritisches Risswachstum der allein wirksame Versagensmechanismus ist, ergibt sich daraus nach Gleichung (36) für konstante Belastung bei 0,25 % Dehnung eine Lebensdauer von ca. 150 s bis 2,2 h. Nachdem die Probe nach 4 h noch keinerlei Anzeichen von Schädigung aufwies, wurde die

Belastung auf 0,3 % Dehnung erhöht, woraus sich eine erwartete Lebensdauer von maximal einigen Minuten ableitet. Diese Beanspruchung wurde auch für die weiteren Proben beibehalten.

Es zeigte sich bei allen Proben eine im Vergleich zur zyklischen Belastung deutlich verlängerte Lebensdauer bei gleichem maximalem Belastungsniveau. Die Proben wiesen erst nach mehreren Stunden anstatt nach einigen Minuten einen ersten Riss auf (vgl. Bild 24). Das beobachtete Versagensbild (Rissbildung senkrecht zur Zugbelastung) ist identisch mit dem unter zyklischer Belastung beobachteten. Die Fragmentierung war jedoch weniger gut sichtbar als bei den unter zyklischer Beanspruchung geprüften Proben. Teilweise waren nur mögliche Anrisse schwach zu erkennen, die nicht eindeutig als Riss identifiziert werden konnten. In der Ergebnisauswertung (vgl. Bild 24 und Tabelle 2) wurden nur eindeutige, durchgehende Risse berücksichtigt.

Bild 24:  
Sensorfunktion und Anzahl von Rissen in Abhängigkeit von der Belastungsdauer einer Probe unter konstanter, statischer Zugbeanspruchung mit einer maximalen Dehnung von 0,3 %.



Unter statischer Dauerbelastung war die Ladungsmessung zur Kontrolle der Sensorfunktion der PZT-Module mit einem Ladungsverstärker aufgrund von Drifteffekten<sup>13</sup> nicht praktikabel. Dieses Problem tritt bei der Ladungsmessung unter zyklischer mechanischer Beanspruchung nicht auf. Die Sensorfunktion wurde deshalb hier in Kontrollmessungen unter zyklischer Beanspruchung mit  $\leq 0,08$  % Dehnung ausgewertet. Trotz dieser niedrigen Kontroll-Belastungsamplitude trat die Schädigung der Proben hörbar (Knacken) mehrfach gerade während der Kontrollmessungen der Sensorfunktion oder nach der optischen Risskontrolle beim Wiederbelastungsvorgang zur konstanten, statischen Beanspruchung mit 0,3 % Dehnung auf.

Als Versagenskriterium wurde, wie bei den zyklischen Dauerversuchen, ein Abfallen der Sensorfunktion um mindestens 10 % gegenüber dem Ausgangszustand gewählt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 2 zusammengefasst.

<sup>13</sup> Da die hier untersuchten PZT-Module im Vergleich zu den Geräten mit denen Kistler Ladungsverstärker üblicherweise eingesetzt werden, einen relativ geringen Widerstand aufweisen, ist mit einer Drift der gemessenen Ladung zu rechnen. Das Driftverhalten sollte laut Auskunft der Fa. Kistler im Rahmen der hier durchgeführten Messungen zeitlich konstant sein, d.h. die gemessene Ladung ändert sich linear mit der Zeit, auch wenn keine Änderung der Probenbelastung vorliegt. Der Widerstand der PZT-Module liegt laut Information der Herstellerfirma PI Ceramic bei ca. 10 – 30 G $\Omega$ ; laut Fa. Kistler wäre ein Widerstand der Größenordnung 100 T $\Omega$  nötig für eine ideale, drifffreie Ladungsmessung mit dem Kistler Ladungsverstärker.

Tabelle 2: Ergebnisse der Dauerversuche unter statischer Zugbeanspruchung

Probe	Versagen nach	Belastung	Risse
4PB/1-09	8 h	4 h bei 0,25 % plus 4 h bei 0,3 %	1 Riss
4PB/2-09	6 h	0,3 %	4 Risse
4PB/3-09	10 h	0,3 %	5 Risse

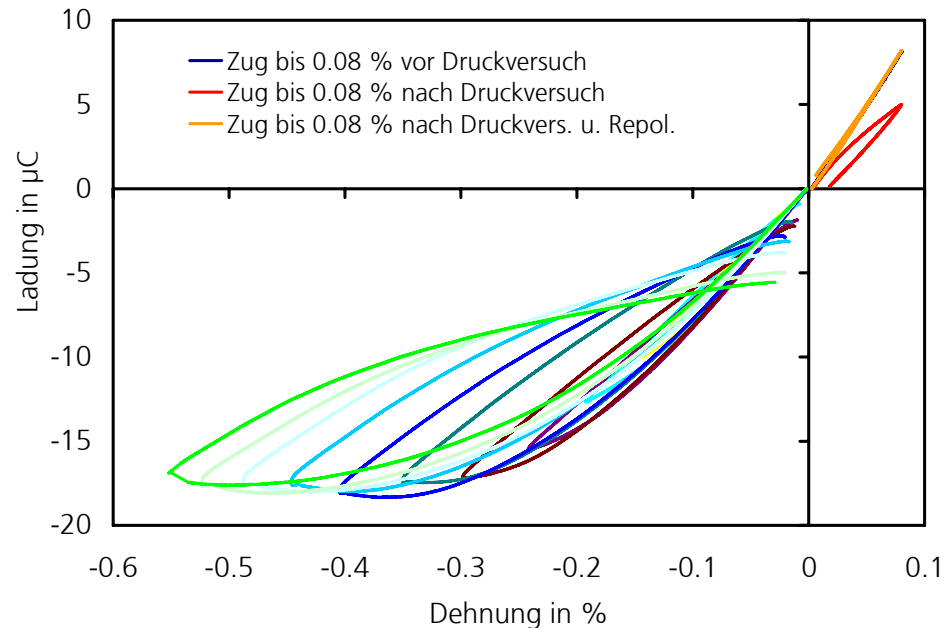
Aufgrund der oben beschriebenen Probleme bei der optischen Risskontrolle sowie der Schädigungsvorgänge während der Kontrollmessungen ist die Korrelation der Sensorfunktion zur Anzahl der Risse hier mit Unsicherheiten behaftet. Das Hauptergebnis der Versuche unter konstanter, statischer Dauerbeanspruchung, nämlich die langsamere Erhöhung der Rissanzahl gegenüber zyklischer Beanspruchung, ist jedoch eindeutig. Daraus kann auf die Wirkung eines zusätzlichen Schädigungsmechanismus, der ein gegenüber reinem unterkritischem Risswachstum beschleunigtes Ermüdungsrisswachstum hervorruft, geschlossen werden.

#### 4.5.5 Verhalten der PZT-Module unter mechanischer Druckbeanspruchung

Für die Untersuchung der PZT-Module unter Druckbeanspruchung wurde ebenfalls das Versuchsprinzip der 4-Punkt-Biegung und die gleiche Probengeometrie verwendet wie in den Versuchen unter Zugbeanspruchung. Der Einbau der Proben erfolgte so, dass das Modul auf der druckbeanspruchten Oberseite des CFK-Substrats lag und somit im Versuch gestaucht wurde. Wie beim Vorgehen unter Zugbeanspruchung wurden zunächst zur Ermittlung der Grenzbelastung sowie typischer Versagensmechanismen quasistatische Versuche mit stufenweise gesteigerten Beträgen der Dehnung durchgeführt. Nach jeder Belastungsstufe wurden die Proben mikroskopisch auf Schädigung untersucht sowie die Ladungs-Dehnungskurven ausgewertet. Zur zusätzlichen Kontrolle des Probenzustands wurde vor dem quasistatischen Stufen-Druckversuch an den repolarisierten Proben sowie nach Beendigung der Stufen-Druckversuche jeweils ein Kontroll-Zugversuch bis zu sehr geringer Belastung (+ 0,08 % Dehnung) durchgeführt. Die Proben wurden dann nochmals repolarisiert und noch ein Kontroll-Zugversuch durchgeführt. Generell zeigte sich im quasi-statischen Druckversuch eine ca. 30 % bis 50 % geringere Sensorfunktion als unter Zugbelastung der PZT-Module (vgl. Bild 26). Zusätzlich wurde jeweils die elektrische Kapazität der Proben gemessen.

Alle untersuchten Proben wiesen im Stufen-Druckversuch den in Bild 25 gezeigten, zunehmend nichtlinearen Verlauf der Ladungs-Dehnungskurven und eine mit jeder Belastungsstufe abnehmende Steigung im Anfangsbereich auf. Trotz dieses deutlichen Abfalls der sensorischen Wirkung der Module konnten auch nach einer maximalen Druckbelastung mit knapp - 0,6 % Dehnung keinerlei mechanische Schädigungen der Module festgestellt werden. Das CFK-Substrat der Proben wies jeweils eine leichte bleibende Verformung auf, die Klebung zwischen Modul und Substrat blieb jedoch intakt. Nach Durchlaufen der Stufen-Druckversuche war die Sensorfunktion deutlich reduziert. Nach erneuter Repolarisation wurde jedoch im Kontroll-Zugversuch wieder die ursprüngliche Sensorfunktion erreicht (Bild 25, Kurven Zug vor und nach Druckversuch). Da die Proben keine erkennbare Schädigung aufwiesen, wurden sie anschließend für weitere Versuche unter zyklischer Druckbeanspruchung eingesetzt.

Bild 25:  
Ladungs-Dehnungs-  
kurven im quasi-  
statischen  
Druckversuch mit  
stufenweise erhöhter  
maximaler Dehnung  
und Kontroll-  
Messungen unter  
Biege-Zugbelastung.

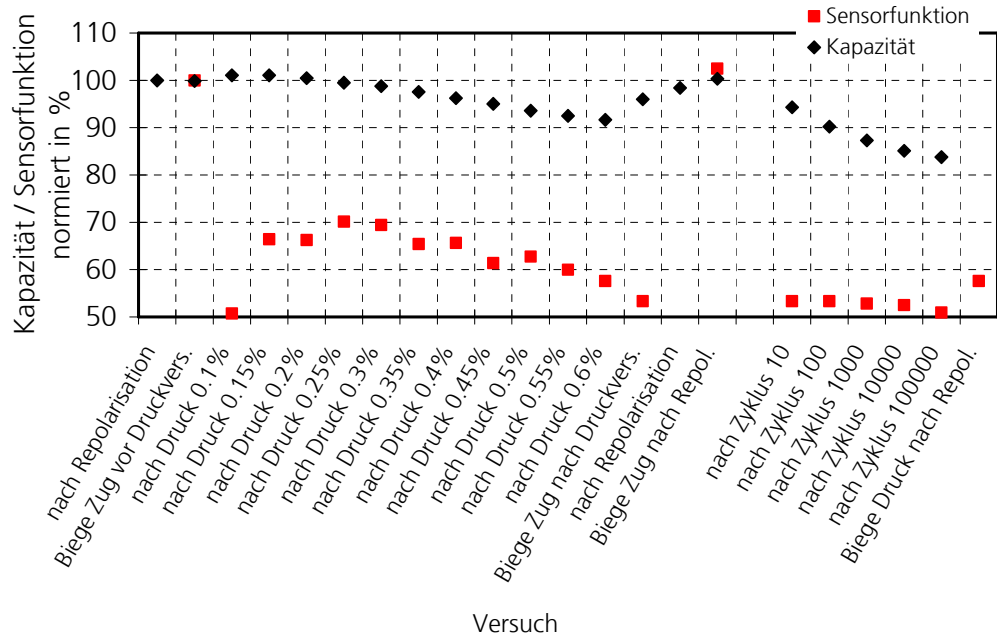


Die Versuche unter zyklischer Druckbeanspruchung wurden analog zur zyklischen Zugbeanspruchung durchgeführt. Es wurden sowohl zuvor unbelastete Proben als auch Proben nach Durchlaufen der Stufen-Druckversuche getestet. Je drei Proben erreichten unter maximalen Dehnungsamplituden von -0,35 % bis zu  $10^7$  Zyklen bzw. bei -0,6 % bis zu  $10^5$  Zyklen ohne erkennbare Schädigung. Auch die Sensorwirkung änderte sich im Verlauf der Versuche nicht wesentlich. Die Versuche wurden nach  $10^5$  bzw.  $10^7$  Zyklen abgebrochen.

Bild 26 zeigt eine Übersicht über die ausgewerteten Steigungen der Ladungs-Dehnungskurven sowie der Kapazität einer Probe, die zunächst im Stufen-Druckversuch bis -0,6 % Dehnung und anschließend im zyklischen Druckversuch, ebenfalls mit maximaler Dehnung von -0,6 %, belastet wurde. Während der zyklischen Druckversuche wurden in Intervallen quasi-statische Kontroll-Druckversuche aufgezeichnet. Die Auswertung der Sensorfunktion ergab hierfür ein gleich bleibendes Niveau. Nach einer erneuten Repolarisation der Probe nach  $10^5$  Zyklen zeigte sich die Sensorwirkung im Kontroll-Druckversuch leicht erhöht. Die Probe wurde bis zu  $5 \cdot 10^5$  Zyklen weiter zyklisch belastet, die Sensorfunktion konnte jedoch aufgrund einer Schädigung des DMS nur noch anhand der Weg-Ladungs-Relation kontrolliert werden. Es ergaben sich weder aufgrund der Sensorfunktion noch aus der mikroskopischen, visuellen Kontrolle Anzeichen auf Schädigung. Alle weiteren unter Druckbelastung untersuchten Proben zeigten analoges Verhalten.

Die elektrische Kapazität der Probe nahm mit zunehmender Druckbelastung im quasistatischen Stufenversuch ab. Nach dem ersten Kontroll-Zugversuch wurde eine erhöhte Kapazität gemessen (Bild 26: Biege Zug nach Druckvers.). Nach der Repolarisation der Proben sowie nach dem anschließend durchgeführten quasistatischen Zugversuch wurde jeweils ein weiterer Anstieg der Kapazität festgestellt (Bild 26: nach Repolarisation, Biege Zug nach Repol.). Im Verlauf der im Anschluss durchgeführten zyklischen Druckversuche wurde wiederum ein Abfall der Kapazität bei gleichzeitig stabil bleibender Sensorfunktion festgestellt. Da sich kein direkter Zusammenhang zwischen der Probenfunktion und der gemessenen Kapazität erkennen ließ, wurde die Kapazitätsmessung wieder eingestellt.

Bild 26:  
Sensorfunktion  
(Steigungen der  
Ladungs-Dehnungs-  
kurven) und  
Kapazität einer  
Probe im quasi-  
statischen Druck-  
versuch sowie in  
quasi-statischen  
Kontroll-Messungen  
während der  
zyklischen  
Druckversuche.



#### 4.6 Biegeversuche mit unterschiedlichen Belastungsraten an PZT-Keramikplatten

Um das Verhalten der in den Modulen eingesetzten PZT-Keramikplatten bei mechanischer Beanspruchung unterhalb der Belastungsgrenze genauer zu untersuchen, wurden an reinen PZT-Platten Biegeversuche mit unterschiedlichen Belastungsraten durchgeführt. Daraus können nach Gleichung (32) die für die PZT-Platten gültigen Parameter des unterkritischen Risswachstums ermittelt werden (Abschnitt 2.3.4 und 4.4). Untersucht wurden die in den PZT-Modulen verarbeiteten PZT-Platten aus PIC 255, mit vollflächig aufgesputterten Elektroden, aber ohne Kupfernetz-Kontaktierung und Epoxidharzummhüllung. Die Abmessungen der untersuchten Platten betragen  $L \cdot B \cdot t = 50 \cdot 30 \cdot 0,2 \text{ mm}^3$ . Der Probenzustand im Versuch war wie geliefert, d.h. vom Hersteller gepolt.

Alle Proben wurden in einheitlicher Orientierung (positive Elektrode unten) im 4-Punkt-Biegeversuch in Anlehnung an DIN EN 843-3 (2005) geprüft. Die Auflager des Versuchsaufbaus (innerer Auflagerabstand  $l_i = 20 \text{ mm}$ , äußerer Auflagerabstand  $l_a = 40 \text{ mm}$ ) wurden ballig ausgeführt, um eine gleichmäßige Biegebelastung zu erreichen und auch bei eventuellen Unebenheiten der Proben Torsionseinfluss zu vermeiden (DIN EN 843-1 (2008)). Auf der druckbeanspruchten Seite der Proben wurde eine dünne Klebefolie appliziert, so dass nach dem Versagen der Rissverlauf an der kompletten Probe beurteilt werden konnte.

Die Durchführung der Versuche erfolgte mit drei verschiedenen Belastungsgeschwindigkeiten, jeweils 10 Proben wurden bei mittlerer Geschwindigkeit (10 mm/min), bei langsamer Geschwindigkeit (0,01 mm/min) und bei hoher Geschwindigkeit (500 mm/min) geprüft.

Die Auswertung der Biegefestigkeiten  $\sigma_f$  erfolgte nach DIN EN 843-3 (2005) auf Basis der linearen Spannungsanalyse für Biegebalken

$$\sigma_f = \frac{3Fd}{bh^2}, d = \frac{1}{2}(l_a - l_i). \tag{50}$$

Die Ergebnisse sind in Tabelle 3 zusammengefasst. Die jeweiligen Spannungsraten wurden entsprechend DIN EN 843-3 (2005) für weggeregelte Versuchsdurchführung aus den Steigungen der Kraft-Weg-Kurven kurz vor dem Bruch ermittelt. Bei der hohen Belastungsrate trat das Versagen der Proben innerhalb von 1 bis 2 s ein. Nach DIN EN 843-1 (2008) kann davon ausgegangen werden, dass dabei der Einfluss des unterkritischen Risswachstums minimal ist und die bei dieser Belastungsrate ermittelten Biegefestigkeiten als Inertfestigkeit  $\sigma_c$  interpretiert werden können.

Die Analyse der Daten zur Ermittlung der Parameter des unterkritischen Risswachstums erfolgt in Abschnitt 5.4.1. Dort ist auch die grafische Auswertung der Daten gezeigt (Bild 66).

Tabelle 3: Zusammenfassung der Ergebnisse aus Biegefestigkeitsprüfung\*) an PIC 255 PZT-Platten mit unterschiedlichen Belastungsraten.

Belastungsrate in mm/s	Mittelwert Spannungsrate (Stabw.) in MPa/s	Mittelwert Versagenskraft (Stabw.) in N	Mittelwert Biege- festigkeit (Stabw.) in MPa	Weibull Parameter $\sigma$ (V.-B.**) $\sigma$ in MPa	Weibull Parameter $m_{corr}$ (V.-B. $m_{corr}$ )
$1,67 \cdot 10^{-4}$	$5,1 \cdot 10^{-3}$ ( $\pm 1,0 \cdot 10^{-3}$ )	3,9 ( $\pm 0,2$ )	91 ( $\pm 5$ )	93,9 (90,5 97,6)	14,9 (9,6 23,5)
$1,67 \cdot 10^{-1}$	6,7 ( $\pm 1,4$ )	4,6 ( $\pm 0,2$ )	106 ( $\pm 5$ )	108,3 (104,9 111,8)	17,6 (11,4 27,8)
8,33	$3,4 \cdot 10^2$ ( $\pm 0,4 \cdot 10^2$ )	5,2 ( $\pm 0,7$ )	126 ***) ( $\pm 12$ )	131,4 (123,9 139,7)	9,9 (6,2 16,1)

\*) Lineare Spannungsanalyse für Biegebalken nach Gleichung (50) (DIN EN 843-3 2005)

\*\*) V.-B.: 90 % Vertrauensbereich

\*\*\*) Inertfestigkeit  $\sigma_c$

## 4.7 Fraktografie

Da die Form, Größe und Lage der vorliegenden Defekte Schlüsselfaktoren in der bruchmechanischen Beurteilung von Risswachstum darstellen, wurden sowohl die unter Zugbeanspruchung geschädigten Modul-Proben als auch die PZT-Platten aus den Biegeversuchen im Rasterelektronenmikroskop fraktografisch untersucht. Ziel war dabei, die bruchauslösenden Defekte zu identifizieren und zu vermessen.

### 4.7.1 Fraktografische Untersuchungen nach Zugbeanspruchung

Um die Bruchflächen der PZT-Keramik der Module untersuchen zu können war es nötig, zunächst die Funktionsmodule vom CFK-Substrat zu lösen sowie die Epoxidharz-Umhüllung von der Keramik zu entfernen. Hierzu wurden zunächst verschiedene chemische Lösungsverfahren sowie mechanisches Bearbeiten der Proben angewandt, die aber zu keiner zufrieden stellenden Lösung führten. Letztendlich wurde ein von P. Ditas (PI Ceramic, Lederhose) vorgeschlagenes Pyrolyseverfahren angewendet, bei dem die komplette Biegeprobe (PZT-Modul mit CFK-Substrat) für mehrere Stunden auf über 500 °C erhitzt wurde. Die Durchführung der Pyrolyse erfolgte durch P. Ditas bei PI Ceramics.

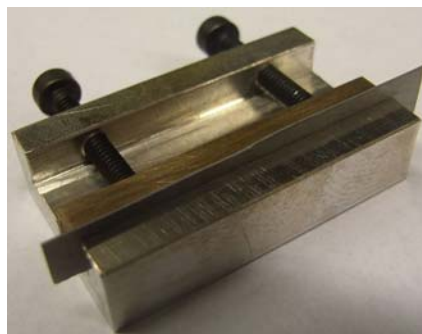
Nach dieser Behandlung waren bis auf die Keramik mit Metallisierung sowie dem teilweise noch anhaftenden Kupfernetz und einzelnen Kohlenstofffasern des Substrats alle Bestandteile der

Probe verbrannt (Bild 27). Die Bruchteile der Keramik wurden vorsichtig vom Kupfernetz abgelöst und für die Untersuchung im REM in Probenträgern präpariert. Die einzelnen Schritte der Präparation wurden fotografisch dokumentiert. Teilweise entstanden bei der Präparation weitere Risse, die jedoch nicht untersucht wurden. Es konnten so Bruchflächen-Proben (Bild 28) präpariert werden, bei denen es sich mit hoher Wahrscheinlichkeit um die Bruchflächen der beim Versuch aufgetretenen Risse handelt.

Bild 27:  
PZT-Keramikplatte  
aus Modul mit  
anhaftendem  
Kupfernetz nach  
Pyrolyse  
(Klebestreifen zur  
Transportfixierung).



Bild 28:  
Bruchstück einer  
PZT-Keramikplatte  
aus Modul nach  
Pyrolyse im  
Probenhalter für  
REM-Untersuchung:  
zu untersuchende  
Bruchfläche oben.



Bei mehreren Proben ließ sich anhand der charakteristischen, wellenförmigen Zeichnung der Bruchflächen (vgl. Bild 30) der Bruchursprung auffinden. Nur in einigen Fällen konnte jedoch im Bruchursprung auch ein mit hoher Wahrscheinlichkeit bruchauslösender Defekt identifiziert und vermessen werden.

Die REM Aufnahme in Bild 29 zeigt eine Bruchfläche mit einem Defekt, der an einer Oberfläche der PZT-Platte liegt und vermutlich die Ausgangsstelle des Risswachstums war. Der Oberflächen-defekt ist annähernd halbkreis- bzw. halbkugelförmig mit einem Ausgangsdurchmesser von ca.  $18,5 \mu\text{m}$ . Den Anfangsdefekt umgibt ein halbkreisförmiger Bruchspiegel mit im Vergleich zur restlichen Bruchfläche relativ einheitlichem Niveau (einheitliche Farbintensität) und einem Durchmesser von ca.  $125 \mu\text{m}$ . Der Rand des Bruchspiegels markiert vermutlich den kritischen Grenzdurchmesser  $d_c$ , bis zu welchem der Riss unter Dauerbelastung langsam größer wurde (Ermüdungsrisswachstum). Bild 29 zeigt außerdem verschiedene andere porenähnliche Defekte, die aber alle deutlich kleiner sind ( $2 \mu\text{m}$  bis  $10 \mu\text{m}$ ) als der gekennzeichnete Defekt.

Eine ähnliche Bruchkonfiguration zeigen die REM Aufnahmen in Bild 30 bis Bild 32. Ein rand-naher, kugelförmiger Defekt mit  $17 \mu\text{m}$  Durchmesser ist umgeben von einem Bruchspiegel mit einem kritischen Durchmesser  $d_c = 60 \mu\text{m}$  (Bild 31). Die Korngröße des Materials ist relativ einheitlich, mit Korndurchmessern von ca.  $3$  bis  $5 \mu\text{m}$  (Bild 32).



Tabelle 4 fasst die Ergebnisse der fraktografischen Untersuchungen an zugbelasteten Modulen zusammen.

Bild 29:  
Bruchfläche mit, halbkreisförmigem Anfangsdefekt (Pfeil) mit Durchmesser  $18,5 \mu\text{m}$  und umlaufendem Bruchspiegel (kleine Pfeile) mit kritischem Durchmesser  $d_c = 125 \mu\text{m}$  (Probe 4PB/7).

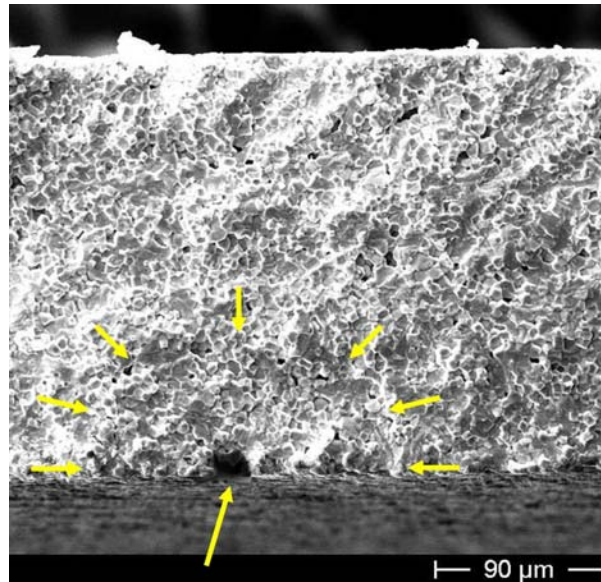


Bild 30:  
Bruchfläche mit Bruchursprung im Mittelpunkt (kugelförmig, siehe Pfeil, Vergrößerung in Bild 31 und Bild 32); ein Wellenmuster läuft von dort in beide Richtungen die Bruchfläche entlang, von den Probenenden aus gesehen, treffen sich die Wellenmuster im Bruchursprung (Probe 4PB/8).

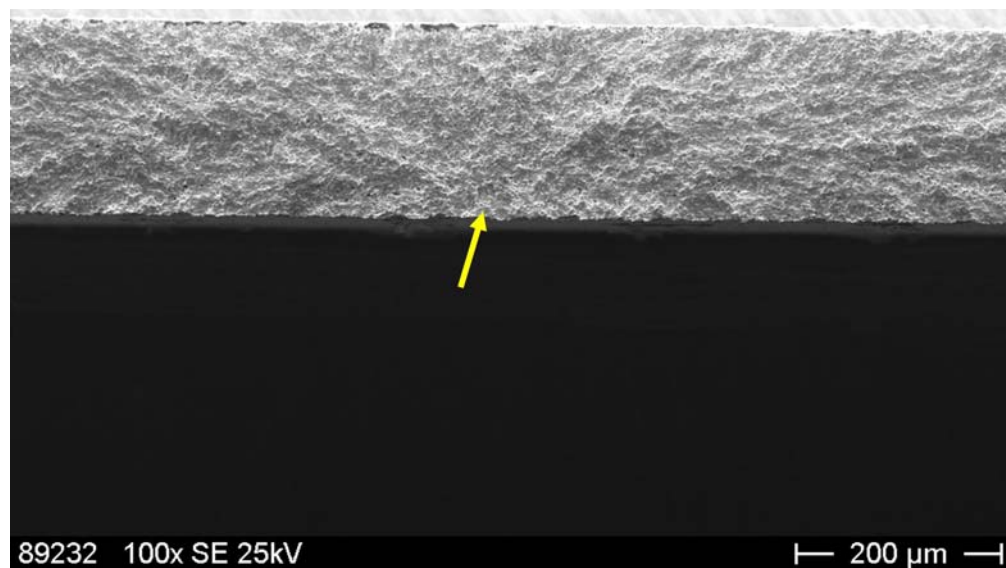


Bild 31:  
Bruchfläche mit  
bruchauslösendem,  
randnahem,  
kugelförmigem  
Defekt  
(Auflockerungs-  
bereich oder Pore,  
Pfeil, Vergrößerung  
in Bild 32) mit  
Durchmesser 17  $\mu\text{m}$   
und umlaufendem  
Bruchspiegel (kleine  
Pfeile) mit kritischem  
Durchmesser  
 $d_c = 60 \mu\text{m}$   
(Probe 4PB/8).

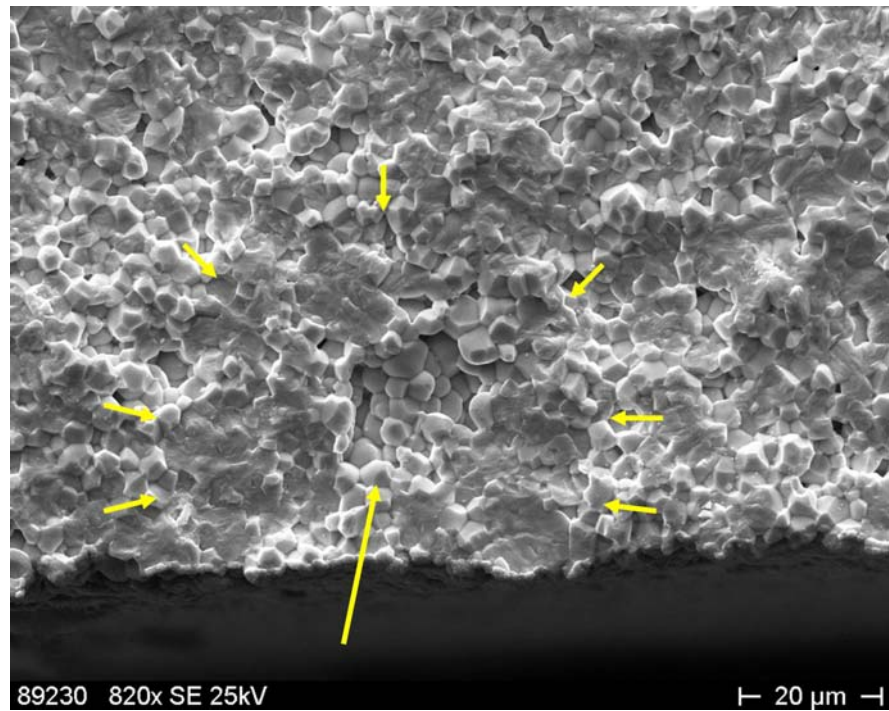


Bild 32:  
Bruchfläche mit  
bruchauslösendem,  
kugelförmigem  
Defekt mit  
Durchmesser 17  $\mu\text{m}$ ,  
Korngrößen ca.  
3  $\mu\text{m}$  bis 5  $\mu\text{m}$   
(Probe 4PB/8).

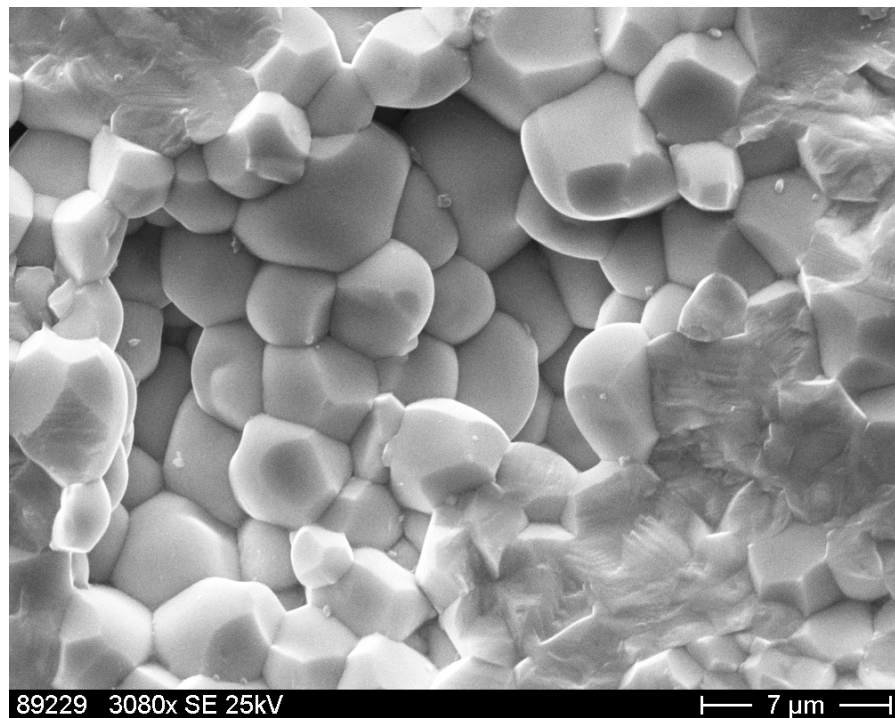


Tabelle 4: Ergebnisse der fraktografischen Untersuchungen der Bruchflächen von PZT-Keramiken aus Modulen unter Zugbelastung.

Probe	Bemerkungen	Bruchdehnung am DMS	Bruchspannung (FEM) *)	Defektform	Defekt Durchmesser d
4PB/7	RT, zyklisch; Versagen nach $5 \cdot 10^5$ Zyklen: ca. 18 Risse	0,17 %	68,8 MPa	halbkreisförmiger Randdefekt	ca. 18,5 $\mu\text{m}$ ( $d_c = 125 \mu\text{m}$ **)
4PB/8	RT, zyklisch; Versagen nach $5 \cdot 10^5$ Zyklen: ca. 13 Risse	0,21 %	91,0 MPa	fast kugelförmiger, randnaher Defekt (Auflockerungsbereich oder Pore)	ca. 17 $\mu\text{m}$ (Randabstand ca. 12 $\mu\text{m}$ ) ( $d_c = 60 \mu\text{m}$ )
4PB/16	RT, zyklisch; Versagen nach $4 \cdot 10^7$ Zyklen (Anzahl Risse direkt nach Versuch nicht bekannt)	0,12 %	41,0 MPa	kein bruchauslösender Defekt erkennbar.	-
4PB/30	RT, zyklisch; Versagen nach $1 \cdot 10^4$ Zyklen: ca. 8 Risse	0,25 %	113,2 MPa	kugelförmiger Auflockerungsbereich	ca. 18 $\mu\text{m}$ (Randabstand ca. 55 $\mu\text{m}$ )
4PB/419-05	60°C, Stufenversuche bis + 0,6 % Dehnung; Versagen durch Riss bei Bruchdehnung, (nach Versuchsende ca. 18 Risse)	0,26 %	lokale Spannungen bei 60 °C bei erweichter Matrix nicht bestimmbar	halbkugelförmiger Randdefekt (Einschluss)	ca. 30 $\mu\text{m}$ ( $d_c = 150 \mu\text{m}$ )

\*) Bruchspannung aus FE Simulation (mit linearem piezoelektrischen Materialmodell, unter Berücksichtigung der Druckeigenstressungen, vgl. 5.3).

\*\*\*) kritischer Durchmesser  $d_c$ : unterkritisches Risswachstum bis zum Erreichen der kritischen Defektgröße, dann Versagen durch Bruch.

#### 4.7.2 Fraktografische Untersuchung der PZT-Keramikplatten nach Biegeversuchen

An den im 4-Punkt-Biegeversuch geprüften PIC 255 Platten wurden ebenfalls fraktografische Untersuchungen im REM durchgeführt. Auch hier konnte kein repräsentativer, für viele Proben typischer bruchauslösender Defekt identifiziert werden. Tendenziell wurden in diesen Proben deutlich größere Defekte gefunden als in den zuvor untersuchten Bruchflächen der Proben aus Modulen, die unter Zugbeanspruchung auf CFK-Substrat im Biegeaufbau geprüft wurden. Die PZT-Platten entstammen aufgrund des zeitlichen Abstands der Lieferungen einer anderen Herstellungscharge als die Platten in den untersuchten Modulen, die Unterschiede sind trotzdem auffällig groß. Als Beispiel dienen die REM Aufnahmen einer Probe, die mit 10 mm/min belastet wurde, vgl. Bild 33 bis Bild 37. Die Ergebnisse aller fraktografisch untersuchten Proben aus der Biegefestigkeitsprüfung der PZT-Platten sind in Tabelle 5 zusammengestellt.

Bild 33:  
PZT-Platte nach  
Biegefestigkeits-  
prüfung mit  
Belastungsge-  
schwindigkeit von  
10 mm/min: 2 Risse,  
rechter im mittleren  
Bereich der Probe,  
linker im Auflager-  
bereich. Bruch-  
auslösender Defekt  
vermutlich im  
rechten Riss, vgl.  
folgende Bilder  
(Probe P9).



Bild 34:  
Übersichtsaufnahme  
der Bruchfläche B  
(Probe P9), Defekt in  
der Mitte der  
Aufnahme sichtbar:  
vermutlich ein nicht  
durchgehend  
gesinterter  
Einschluss.

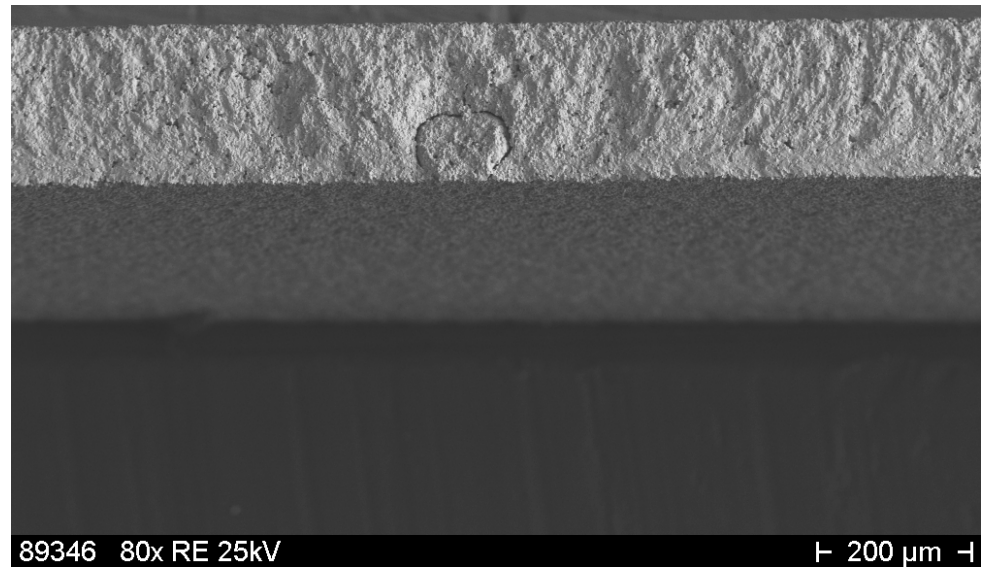


Bild 35:  
Vergrößerte  
Aufnahme der  
Bruchfläche B  
(Probe P9) mit  
Defekt.

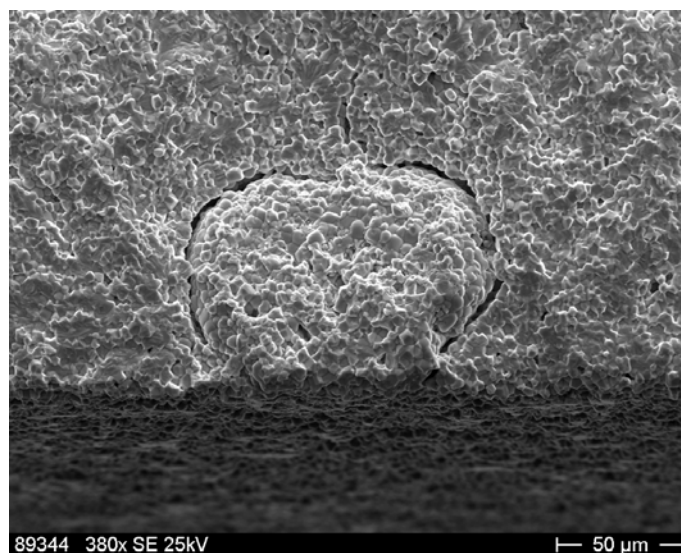


Bild 36:  
Vergrößerte  
Aufnahme der  
gegenüberliegenden  
Bruchfläche A  
(Probe P9) mit  
Defekt.

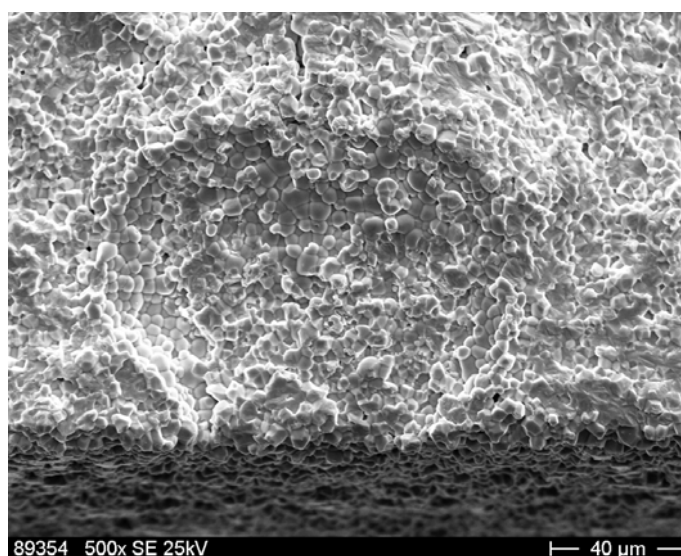




Bild 37:  
Vergrößerung aus  
linkem Randbereich  
des Defekts in  
Bruchfläche A  
(Probe P9).

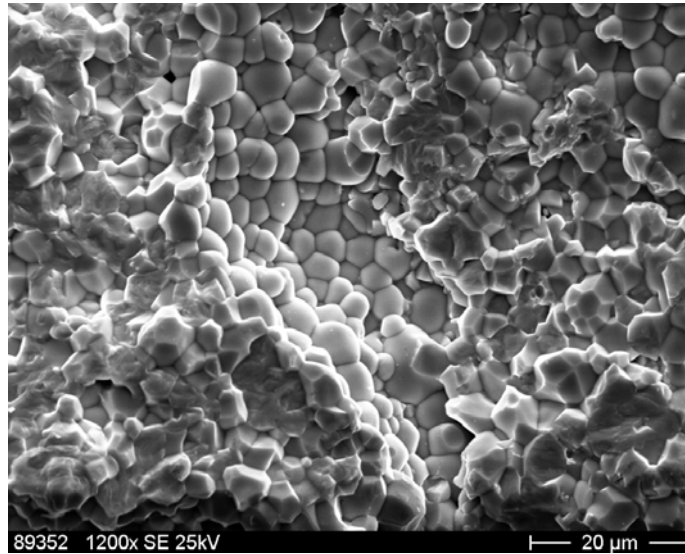


Tabelle 5: Ergebnisse der Bruchflächenuntersuchungen an PIC 255 Platten aus Tests unter 4-Punkt-Biegebelastung

Probe	Belastungs- geschwindigkeit	Risse	Bruchspannung* <sup>1)</sup>	Bruchbild	Defektdurchmesser
P8	10 mm/min	2 Risse	104,11 MPa	halbkugelförmiger Randdefekt, Pfropfen mit losem Gefüge	100 µm
P9	10 mm/min	2 Risse	109,00 MPa	halbkugelförmiger Randdefekt, Pfropfen mit abgelöster Grenze zu Bulk	120 µm
P11	0,01 mm/min	1 Riss	87,74 MPa	halbkreisförmiger Randdefekt, lockerer Kornverbund	20 – 40 µm
P16	0,01 mm/min	1 Riss	94,64 MPa	halb-ellipsoider Randdefekt, Hohlraum	a-a: 190 µm c-c: 100 µm
P21	1000 mm/min	1 Riss (mit Verzweigung)	91,73 MPa	kugelförmiger Defekt in Randnähe, lockerer Kornverbund bzw. Pore	8 µm (Randabstand 10 µm)
P23	500 mm/min	3 Risse	135,23 MPa	ellipsoider Defekt: Auflockerungsbereich mit Einschluss, abgelöste Grenze zu Bulk	a-a: 110 µm c-c: 60 µm (Randabstand 13 µm von a-a Achse)
P27	500 mm/min	2 Risse (beide mit Verzweigung)	130,25 MPa	ellipsoider Randdefekt, Pfropfen mit abgelöster Grenze zu Bulk	a-a: 180 µm c-c: 120 µm

\*<sup>1)</sup> Lineare Spannungsanalyse für Biegebalken nach Gleichung (50) (DIN EN 843-3 2005).

#### 4.8 Elektrische Beanspruchung im Aktorversuch

Im Aktorbetrieb werden die PZT-Module durch die elektrische Ansteuerung mechanisch verformt (inverser piezoelektrischer Effekt, siehe 2.2.1). Durch den Transversaleffekt ergibt sich bei einer positiven, d.h. der Polungsrichtung der PZT-Keramik gleichgerichteten Ansteuerung, eine positive Dehnung der PZT-Keramikplatte in Dickenrichtung. Die Fläche des Moduls wird dabei gleichzeitig durch den Quereffekt verringert, d.h. das Modul wird in Längs- und Querrichtung kontrahiert.

Um die effektiv nutzbare Verformung zu erhöhen, kann die Piezokeramik durch ein der Polung entgegengesetzt gerichtetes, negatives elektrisches Feld angesteuert werden. Die Feldstärken sollten dabei unterhalb der negativen Koerzitivfeldstärke bleiben, um Umpolungsvorgänge in der

Piezokeramik zu vermeiden (vgl. Bild 2). Eine negative Ansteuerung wirkt der Polung der Keramik entgegen und kann damit zu einer Abnahme der Leistungsfähigkeit des Moduls führen. Dies wird bei der so genannten bipolaren, d.h. alternierenden positiven und negativen elektrischen Ansteuerung, die ein wechselndes Ausdehnen und Zusammenziehen des Funktionsmoduls erzeugt, vermieden, da die positive Ansteuerung der depolarisierenden Auswirkung der negativen Ansteuerung entgegen wirkt. Die positive Ansteuerung wird deshalb im Aktoreinsatz der Module i.d.R. mit höherer Amplitude ausgeführt.

Eine zyklische Dauerbelastung der Funktionsmodule unter einer solchen bipolaren Ansteuerung könnte zu Ermüdungserscheinungen führen. Hierbei ist sowohl eine Abnahme der Aktorwirkung als auch eine mechanische Schädigung durch wechselnde Zug- und Druckbelastung der PZT-Keramik im Modul denkbar, insbesondere bei Applizierung auf einem Substrat, welches eine mechanisch spannungsfreie Verformung behindert. Eine weitere Möglichkeit der elektrisch hervorgerufenen Schädigung ist der elektrische Durchschlag. Die untersuchten PZT-Module sind durch die isolierende Wirkung der Epoxidharzeinbettung gegen elektrische Überschläge, die an Luft bei normalen Umgebungsbedingungen zwischen den Elektroden auftreten können, relativ gut geschützt. Die Luftfeuchtigkeit der Umgebung kann jedoch trotzdem einen Einfluss auf die Lebensdauer der Module haben, da das Epoxidharz nicht feuchteundurchlässig ist.

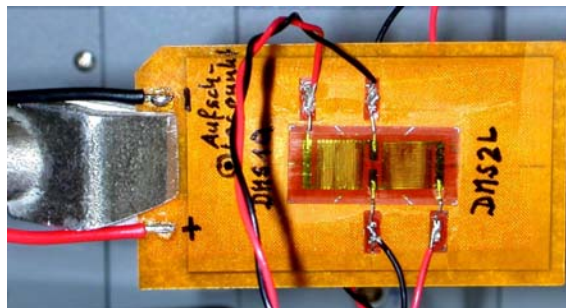
Um einerseits typische Schädigungsmechanismen und Lebensdauern im Aktoreinsatz einschätzen zu können und andererseits die Auswirkung mechanisch hervorgerufener Schädigung der Module durch Risse in der PZT-Keramik auf die Aktorwirkung zu untersuchen, wurden Aktorversuche unter bipolarer elektrischer Ansteuerung bei verschiedenen Randbedingungen durchgeführt. Zur elektrischen Ansteuerung wurden ein Frequenzgenerator (OR-X Model 311B, bis 20 MHz) und ein Verstärker (PI E-507 mit HVPZT Einschubmodulen) eingesetzt.

#### 4.8.1 Versuchsaufbauten und experimentelle Vorgehensweise im Aktorversuch

##### Freies PZT-Modul

In einem ersten Dauerversuch wurde ein einseitig eingespanntes „freies“ PZT-Modul (ohne Substrat, Bild 38) mit der vom Hersteller empfohlenen Amplitude von  $-100\text{ V}$  bis  $+200\text{ V}$ <sup>14</sup> (Datenblatt Funktionsmodule, 2003) und einer Frequenz von  $200\text{ Hz}$  zyklisch elektrisch angesteuert. In Intervallen von  $5 \cdot 10^7$  Zyklen wurden zur Kontrolle der Funktionsfähigkeit die Längs- und Querdehnung des Moduls mit  $0^\circ/90^\circ$ -DMS gemessen und in Dehnungs-E-Feldkurven ausgewertet. Parallel wurden Temperaturmessungen mit einem Thermoelement am Modul und einer Referenzmessung am Stativ durchgeführt.

Bild 38:  
Versuchsaufbau zur elektrischen Ansteuerung von freien PZT-Modulen, durch Klemme am inaktiven Rand fixiert, Dehnungsmessung durch  $0^\circ/90^\circ$ -DMS auf beiden Modulseiten.



<sup>14</sup> Entspricht bei der PZT-Dicke von  $200\ \mu\text{m}$  einem elektrischen Feld von  $-500\text{ V/mm}$  bis  $+1000\text{ V/mm}$ .

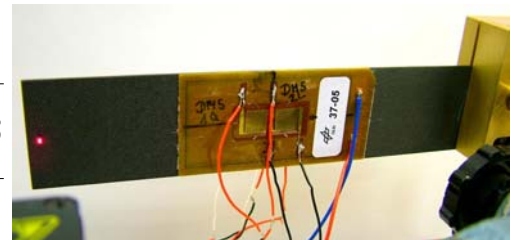
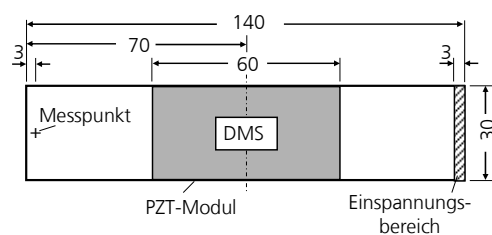
## Biegeaktorversuche mit CFK-Substrat

Da im technischen Einsatz die PZT-Module immer auf einer Basisstruktur appliziert sind, wurde die Aktorfunktion im Weiteren an auf Substrat aufgebrachten Modulen untersucht. Durch die aktive Dehnung der auf ein passives Substrat applizierten Module ergibt sich eine Biegeverformung, ähnlich dem Bimetall-Biegeprinzip. Dieses Bimorph-Biegeprinzip wurde genutzt, um die Aktorfunktion der auf CFK-Substrat im 4-Punkt-Biegeaufbau unter mechanischer Zugbeanspruchung geprüften Module zu kontrollieren (Abschnitt 4.5.2, Bild 21).

Der CFK-Substratstreifen, auf den die Module appliziert waren, wurde für den Biegeaktorversuch einseitig eingespannt und unter elektrischer Ansteuerung die Auslenkung der freien Seite mittels Lasertriangulation gemessen (Bild 39). Zusätzlich wurden die Längs- und Querdehnungen des Moduls mit 0°/90°-DMS erfasst. Die Kontrolle der Aktorfunktion während der Dauerversuche unter Zugbeanspruchung erfolgte durch kurzzeitige, sinusförmige Ansteuerung zwischen 0 V und + 200 V bei 200 Hz, jeweils nach einer vorher festgelegten Anzahl von Zyklen unter mechanischer Zugbelastung. Zur Bewertung der Aktorfunktion wurden, analog zum Vorgehen bei der Kontrolle der Sensorfunktion, jeweils die Steigung der im Aktorversuch ermittelten Auslenkungs- (elektrische) Spannungskurven (Bild 21) bzw. Längsdehnungs- und Querdehnungs-Spannungskurven (Bild 22) ausgewertet.

Der Biegeaktorversuch mit Modulen auf CFK-Substrat wurde aufgrund der geringen mechanischen Beanspruchung der Module nicht zu Dauerversuchen unter elektrischer Ansteuerung eingesetzt.

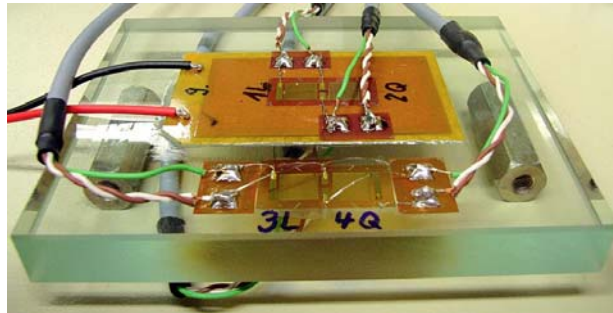
Bild 39:  
Versuchsaufbau und  
Abmessungen im  
Biegeaktorversuch  
mit PZT-Modul auf  
CFK-Substrat.



## Aktorversuche mit Glas-Substrat

Zur Untersuchung der PZT-Module unter Dauerbeanspruchung im Aktorbetrieb wurden die Module auf Glassubstrat ( $L \cdot B \cdot t = 100 \cdot 80 \cdot 12 \text{ mm}^3$ ) appliziert. Dadurch werden im Lebensdauerversuch gleichzeitig zur elektrischen Beanspruchung auch möglichst hohe mechanische Klemmkräfte realisiert. Durch die hohe Biegesteifigkeit des Substrats werden im Biegeaktorversuch sehr geringe Verformungen aber hohe mechanische Spannungen im Modul erreicht. Die Proben wurden vor der Klebung auf das Substrat repolarisiert und dann unter bipolarer, sinusförmiger elektrischer Ansteuerung mit der laut Herstellerangaben maximal zulässigen Amplitude von  $-100 \text{ V}$  bis  $+400 \text{ V}$  angesteuert (Datenblatt Funktionsmodule 2003). Die Frequenz von 45 Hz wurde deutlich unterhalb der ersten Eigenfrequenz bei ca. 200 Hz gewählt. In Vorversuchen zeigten sich bereits ab 50 Hz relativ starke Rauscheffekte im Signal der applizierten 0°/90°-DMS, was die Auswertung der Dehnungs-Spannungskurven zur Funktionskontrolle erschwerte hätte. Die Funktionskontrolle erfolgte wiederum in vordefinierten Intervallen.

Bild 40:  
Biegeaktoraufbau  
mit PZT-Modul auf  
Glassubstrat für  
hohe Biegesteifigkeit  
im Lebensdauer-  
versuch unter  
zyklischer  
elektrischer  
Ansteuerung.



## 4.8.2 Ergebnisse der Untersuchungen im Aktorbetrieb

Die durchgeführten Versuche sowie Lebensdauern und Schädigung bzw. Versagensursachen im Aktorversuch sind im Folgenden einzeln beschrieben und in Tabelle 6 zusammengefasst.

### Freies PZT-Modul

Eine Degradation der Leistungsfähigkeit des Moduls in Form veränderter Steigungen der Dehnungs-E-Feldkurven oder sonstige Anzeichen einer Schädigung konnten auch nach einer Versuchsdauer von  $9,85 \cdot 10^8$  Zyklen nicht festgestellt werden. Die Temperaturmessungen, die bis  $1 \cdot 10^8$  Zyklen durchgeführt wurden, zeigten keine Erwärmung des Moduls durch die wechselnde Verformung.

### Biegeaktorversuch mit CFK-Substrat

An einigen Proben mit PZT-Modulen auf CFK-Substrat wurden im Biegeaktoraufbau Versuche unter elektrischer Ansteuerung mit höheren Amplituden (- 500 V bis + 500 V) zur Untersuchung des ferroelektrischen Hystereseverhaltens der Module durchgeführt. Bei den an zuvor unbelasteten Proben vorgenommenen Versuchen zeigten sich keine Auffälligkeiten, die im Zusammenhang mit den in dieser Arbeit beschriebenen Lebensdaueruntersuchungen stehen. Eine Beschreibung der Versuche und Ergebnisse findet sich in Gall et al. (2005, 2006, 2007 und 2009). Eine Probe, die zuvor  $5 \cdot 10^5$  Zyklen unter zyklischer mechanischer Zugbeanspruchung bis zu 0,2 % Dehnung geprüft wurde und dadurch bereits Risse im PZT aufwies, versagte nach wenigen Zyklen unter elektrischer Ansteuerung bei - 200 V bis + 400 V durch elektrischen Durchschlag im PZT.

### Aktorversuch mit Glas-Substrat

Im Dauerversuch unter sinusförmiger elektrischer Ansteuerung der auf Glassubstrat applizierten Module versagten vier der sieben untersuchten Proben durch elektrischen Durchschlag. Das Versagen trat schlagartig ein, ohne vorherige Abnahme der Aktorfunktion soweit dies in den Kontrollmessungen registriert wurde. Bild 41 zeigt ein typisches Schadensbild, das in ähnlicher Weise auf der Proben Ober- und Unterseite sichtbar ist. Der Kurzschluss entsteht direkt durch die PZT-Platte hindurch als leitfähige Verbindung zwischen den Oberflächenelektroden der Ober- und Unterseite der Platte.

Alle Proben erreichten mindestens  $1,1 \cdot 10^8$  Zyklen im Aktor-Dauerversuch ohne zu versagen (vgl. Tabelle 6). Von den drei Proben, die innerhalb des Versuchszeitraums nicht versagten, erreichte eine  $1,7 \cdot 10^9$  Zyklen. Bei dieser Probe setzte ab  $8,5 \cdot 10^8$  Zyklen eine Zunahme der Längsdehnung auf dem Modul ein (130 % des Ausgangswerts bei der letzten Kontrollmessung), während die auf



der Unterseite des Glas-Substrats gemessene Längsdehnung abnahm (84 % des Ausgangswerts bei der letzten Kontrollmessung). Außerdem wies die Klebung dieser Probe eine hohe Anzahl von Bläschen auf (die anderen Proben zeigten auch Bläschen, jedoch in geringerem Maße). Diese Beobachtungen könnten auf ein Nachlassen der Klebung hindeuten, da allerdings nur bei einer Probe eine messbare Auswirkung festgestellt wurde, konnte dies nicht weiter analysiert werden.

Bild 41:  
Schadensbild  
elektrischer  
Durchschlag im  
Modul zwischen  
Ober- und Unterseite  
der PZT-Platte bei  
Aktorproben auf  
Glas-Substrat.

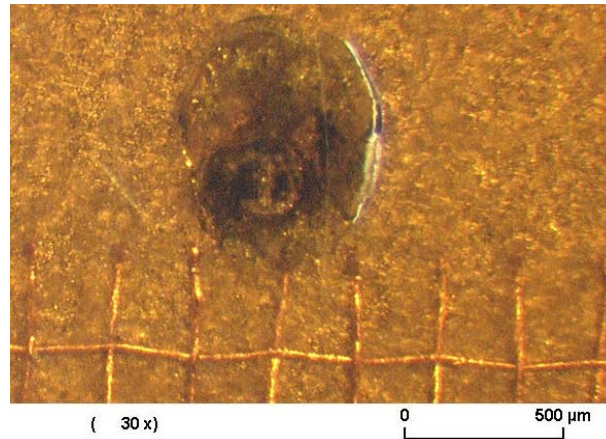


Tabelle 6: Versuchsmatrix elektrische Belastung

Probe	Versuchsdurchführung	Lebensdauer in Zyklen	Versagen / Schädigung
<b>freies Modul</b>			
PIC 151 Modul 6 (PZT 50 x 30 x 0,2 mm)	zyklischer Dauerversuch -100 V bis +200 V,	> 1.1E+8	keine Schädigung
<b>Module auf Substrat</b>			
<b>Biegeaktor mit CFK-Substrat</b>			
PIC 255 4PB/6 (PZT 50 x 25 x 0,2 mm), 1 mm CFK-Substrat	5.E+5 Zyklen mechanische WL bis 0,2 % Dehnung, elektr. Ansteuerung wenige Zyklen bei -200 V bis +400 V		Risse nach mechanischer Belastung, <b>elektrischer Durchschlag</b>
PIC 255 4PB/29-05 (PZT 50 x 25 x 0,2 mm), 2 mm CFK-Substrat	1.E+4 Zyklen mechanische WL bis 0,27 % Dehnung, Biegeaktor-Kontrollen wenige Zyklen bei 0 V bis +200 V		Risse nach mechanischer Belastung, sonst keine Schädigung
PIC 255 4PB/32-05 (PZT 50 x 25 x 0,2 mm), 2 mm CFK-Substrat	1.E+5 Zyklen mechan. WL bis 0,3 % Dehnung, Biegeaktor-Kontrollen wenige Zyklen bei 0 V bis +200 V		Risse nach mechanischer Belastung, sonst keine Schädigung
<b>Module auf Glassubstrat</b>			
PIC 151 Modul 002-09 (PZT 50 x 30 x 0,2 mm)	zyklischer Dauerversuch, -100V...+400V, 45 Hz	2,05E+8	<b>elektrischer Durchschlag</b>
PIC 151 Modul 007-09 (PZT 50 x 30 x 0,2 mm)	zyklischer Dauerversuch, -100V...+400V, 45 Hz	1,47E+8	<b>elektrischer Durchschlag</b>
PIC 151 Modul 9 (PZT 50 x 30 x 0,2 mm)	zyklischer Dauerversuch, -100V...+400V, 45 Hz	1,12E+08	<b>elektrischer Durchschlag</b>
PIC 151 Modul 11 (PZT 50 x 30 x 0,2 mm)	zyklischer Dauerversuch, -100V...+400V, 45 Hz	> 5,3E+8	keine Schädigung
PIC 151 Modul 12 (PZT 50 x 30 x 0,2 mm)	zyklischer Dauerversuch, -100V...+400V, 45 Hz	> 1,7E+09	kein Versagen;
PIC 255 Modul 36-05 (PZT 50 x 25 x 0,2 mm)	zyklischer Dauerversuch, -100V...+400V, 45 Hz	> 7,5E+8	keine Schädigung
PIC 255 Modul 38-05 (PZT 50 x 25 x 0,2 mm)	zyklischer Dauerversuch, -100V...+400V, 45 Hz	5,56E+08	<b>elektrischer Durchschlag</b>

## 5 Analytische und numerische Untersuchungen

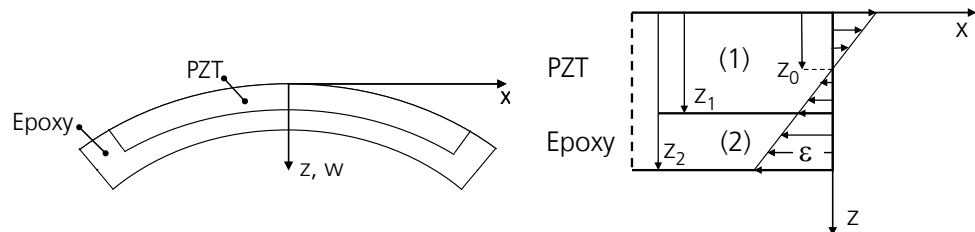
### 5.1 Analytische Abschätzung der Druckeigenspannungen in der PZT-Platte

Um die Größenordnung der herstellungsbedingten Druckeigenspannungen der PZT-Platte in den Modulen abschätzen zu können, wurden Module mit asymmetrischem Aufbau hergestellt (vgl. 4.1.2) und die durch die unterschiedliche Dehnung des Epoxidharz und der PZT-Keramik beim Aushärtungs- und Abkühlprozess resultierende Aufbiegung vermessen. Der thermische Ausdehnungskoeffizient der Piezokeramik ist bekannt, die thermische Dehnung des Epoxidharzes, die sich aus Polymerisationsschrumpfung sowie Schrumpfung durch Abkühlung zusammensetzt, wird anhand der Aufbiegung berechnet. Mit den thermischen Dehnungen beider Materialien wird die Spannungsverteilung im symmetrisch aufgebauten PZT-Modul ermittelt.

Mit Hilfe der Bernoullischen Balkentheorie<sup>15</sup> wurde ein analytisches Modell der Probenbiegung  $w(x)$  erstellt. Die Skizze (Bild 42, links) zeigt das betrachtete System, das vereinfachend nur die PZT-Keramik und die Epoxidharzeinbettung berücksichtigt. Aufgrund der Symmetrie des Systems wird jeweils nur der Bereich mit  $x \geq 0$  betrachtet.

Im Verbundbereich von Harz und Keramik  $x \leq x_{PZT}$ , mit  $x_{PZT} = L_{PZT} / 2 = 25$  mm ergibt sich durch die unterschiedliche Ausdehnung von PZT und Harz eine konstante Momentenbelastung  $M$  mit konstanter Krümmung  $\kappa = M/(EI)_{ges} = -w''(x)$ , die gleich der zweiten Ableitung der Biegelinie ist, mit der Gesamtbiegesteifigkeit  $(EI)_{ges}$  des Balkens. Im Randüberstand, der ausschließlich aus Harz besteht,  $x_{PZT} < x \leq x_{ges}$ , mit  $x_{ges} = x_{PZT} + L_{Rand} = (25 + 11,5)$  mm = 36,5 mm, ist  $\kappa = 0$ .

Bild 42:  
Modellskizze zu Balkenbiegung (links) und Dehnungsverlauf über die Querschnittshöhe (rechts) im unsymmetrischen Probenaufbau.



Durch Integration ergibt sich für die Biegelinie die Gleichung

$$w(x) = \begin{cases} -0,5 \kappa x^2, & 0 \leq x \leq x_{PZT} \\ -0,5 \kappa x_{PZT}^2 - \kappa x_{PZT} (x - x_{PZT}), & x_{PZT} < x \leq x_{ges} \end{cases} \quad (51)$$

<sup>15</sup> Balkenmodell unter den bernoullischen Annahmen: schlanker Balken, Ebenbleiben der Querschnitte, senkrechte Querschnitte stehen auch in verformter Konfiguration senkrecht auf deformierter Balkenachse. Aufgrund der Probenbreite ist die Annahme des schlanken Balkens nicht optimal erfüllt. Da die Querdehnzahlen beider Materialien jedoch gleich sind ( $\nu = 0,35$ ) ergibt sich durch verschiedene thermische Ausdehnungen für eine frei verformbare Platte aus zwei Materialsichten, mit freien Lagerbedingungen an allen Rändern, die selbe Mittenaufbiegung, wie beim freien Balken (Plattenlösung nach Evans und Hutchinson 1995). Zur Abschätzung der Eigenspannungen kann daher das Balkenmodell angewandt werden. Zwischen den Materialsichten wird idealer, schubsteifer Verbund angenommen.

Der Verlauf der Dehnungen über den Querschnitt im Verbundbereich ist in Bild 42 (rechts) skizziert. Es gilt

$$\varepsilon(z) = \kappa(z - z_0) = \frac{\sigma(z)}{E(z)} + \varepsilon^{\text{th}}(z),$$

$$\sigma(z) = \begin{cases} E_1 [\kappa(z - z_0) - \varepsilon_1^{\text{th}}], & 0 \leq z \leq z_1 \\ E_2 [\kappa(z - z_0) - \varepsilon_2^{\text{th}}], & z_1 < z \leq z_2 \end{cases}, \quad (52)$$

mit den Indizes 1 für PZT und 2 für Epoxidharz. Aus dem Kräfte- und Momentengleichgewicht

$$\frac{N}{b} = \int_z \sigma(z) dz = 0 \quad (53)$$

$$\frac{M}{b} = \int_z \sigma(z)(z - z_0) dz = 0 \quad (54)$$

ergeben sich die Krümmung  $\kappa$  und die Lage der neutralen Faser  $z_0$ . Die in das Modell eingesetzten Kennwerte sind in Tabelle 7 dargestellt. Als Randbedingung ist die Aushärtungstemperatur des Harzes von 110°C bekannt. Daraus ergibt sich bei Abkühlung auf Raumtemperatur (25°C) für die PZT-Schicht eine negative thermische Dehnung von  $\varepsilon_1^{\text{th}} = -0,05\%$ . Mit Einsetzen der gemessenen Mittenaufbiegung der Proben (vgl. 4.1.2)  $w(x_{\text{ges}}) = 4,0\text{ mm}$  in Gleichung (51) berechnet sich die Krümmung zu  $\kappa = -6,67\text{ m}^{-1}$ . Aus Gleichung (53) und (54) ergibt sich die thermische Dehnung des Epoxidharzes,  $\varepsilon_2^{\text{th}} = -0,66\%$  sowie die Lage der spannungsneutralen Querschnittshöhe  $z_0 = 2,13\text{ }\mu\text{m}$ .

Die so ermittelten Dehnungen  $\varepsilon_1^{\text{th}}$  und  $\varepsilon_2^{\text{th}}$  von PZT und Epoxidharz beim Aushärtungs- und Abkühlprozess wurden in ein dreilagiges, symmetrisches Balkenmodell (Schichtaufbau: Epoxidharz-PZT-Epoxidharz) eingesetzt, das den tatsächlichen Aufbau der in dieser Arbeit untersuchten PZT-Module modelliert. Aus dem Kräftegleichgewicht im Querschnitt ergibt sich für die symmetrische Probe eine Gesamtdehnung des Moduls von  $-0,085\%$  beim Aushärtungs- und Abkühlprozess und damit eine Druck-Eigenspannung von 21 MPa in der PZT-Platte bzw. Zug-Eigenspannung von 20 MPa im Epoxidharz.

Bei der Analyse der Spannungen, die in der PZT-Keramik unter Zugbeanspruchung zum Bruch führen, ist die Druck-Vorspannung der Keramik jeweils mit zu berücksichtigen. Ebenfalls mit dem Balkenmodell wurde der Einfluss der Kupfernetz-Kontaktierung der Elektroden auf die mechanischen Spannungen in der PZT-Platte sowie analytische Abschätzungen der Sensor- und Aktorfunktion der Module untersucht, die Ergebnisse sind im Anhang aufgeführt (11.3).

Tabelle 7: Kenndaten für Balkenmodell zur Eigenspannungsanalyse

<b>Piezokeramik PIC 255</b> (PI Ceramic GmbH)			
Elastizitätsmodul $E_1$	(senkrecht zur Polungsrichtung)	$62,0 \cdot 10^9$	N/m <sup>2</sup>
Thermischer Ausdehnungskoeffizient $\alpha_T$	(senkrecht zur Polungsrichtung)	$6 \cdot 10^{-6}$	1/K
Abmessungen	Länge $L_{\text{PZT}}$	50	mm
	Höhe	0,2	mm
<b>Epoxidharz...</b> (Araldit LY556/HY917/DY070, Fa. Hexcel)			
Elastizitätsmodul $E_2$		$3,1 \cdot 10^9$	N/m <sup>2</sup>
Abmessungen	Länge mit Rand $L_{\text{ges}}$	$50 + (2 \cdot 11,5)$	mm
	Höhe	0,115	mm

## 5.2 Analyse der Funktionsdegradation der Module mittels Schubübertragungsmodell

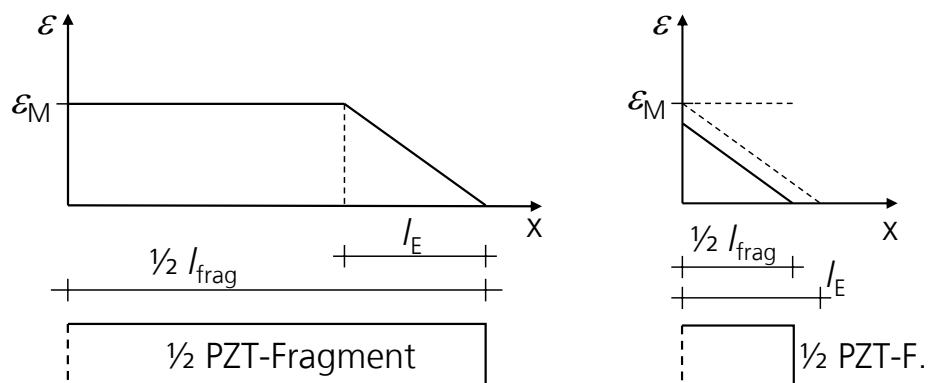
Im Rahmen einer Diplomarbeit (Krebs 2006) wurde der Zusammenhang zwischen der Anzahl von Rissen in der PZT-Keramik und der Sensorwirkung der PZT-Module mithilfe eines reduzierten, zweidimensionalen FE-Modells eines Moduls auf CFK-Substrat untersucht. Das Substrat selbst wurde durch ein eindimensionales Balkenelement mit sehr hoher Steifigkeit modelliert, für die PZT-Keramik wurde das lineare, piezoelektrisch gekoppelte Materialmodell eingesetzt, für das Epoxidharz linear elastisches Verhalten. Zwischen den Materialien wurde eine perfekte Verbindung (gemeinsame Knoten der Elemente) und somit auch perfekte Kraftübertragung angenommen. Die in Gall und Thielicke (2007) und Gall et al. (2009) dargestellten Ergebnisse bestätigten die Annahme, dass die Funktionsdegradation der Module im Zusammenhang mit den beobachteten Rissen liegen könnte und gaben daher Anlass, die im Folgenden beschriebenen analytischen Untersuchungen mit dem Schubübertragungsmodell durchzuführen. Die Analyse mit dem zweidimensionalen FE-Modell weist als Folge der Vereinfachung eine geringere Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen auf als mit dem Schubübertragungsmodell erreicht wird und ist deshalb hier nicht weiter ausgeführt.

Das in Abschnitt 2.4 gezeigte Schubübertragungsmodell beschreibt die Kraftübertragung in Verbundwerkstoffen. Zugspannungen werden danach durch Schubübertragung von der Matrix in die Verstärkung eingeleitet. Dabei steigt die eingeleitete Zugspannung von den Enden her linear an, bis bei der Lasteinleitungslänge  $l_E$  die volle Höhe der durch die äußere Beanspruchung bedingten Zugspannung in der Verstärkung erreicht ist.

Übertragen auf die hier untersuchten PZT-Module bedeutet das, dass an den Enden der PZT-Keramikplatte bis zur Lasteinleitungslänge  $l_E$  nicht die volle Normalspannung wirkt. Somit wird in diesem Lasteinleitungsbereich auch nicht die volle Dehnung der PZT-Keramik erreicht. Da die Funktion des direkten und auch des inversen piezoelektrischen Effekts direkt mit der Dehnung verknüpft ist, kann im Lasteinleitungsbereich der Keramik nicht die volle Funktionswirkung erzielt werden.

Der Verlauf der Dehnungen über die Länge einer PZT-Platte bzw. eines PZT-Fragments (nach Schädigung durch Risse) ist in Bild 43 skizziert, aufgrund der Symmetrie jeweils nur für eine Hälfte des Fragments. Nach dem Schubübertragungsmodell ist jeweils ein linearer Anstieg der Dehnungen im Bereich der Lasteinleitungslänge  $l_E$  gezeigt. Es wird unterschieden zwischen langen Fragmenten ( $l_{frag} \geq 2l_E$ ), in welchen im auf den Lasteinleitungsbereich folgenden, inneren Bereich des Fragments die der äußeren Beanspruchung entsprechende Dehnung der Matrix  $\epsilon_M$  erreicht wird und kurzen Fragmenten ( $l_{frag} < 2l_E$ ), in welchen aufgrund der geringen Länge die Kraftübertragung nicht zur Erreichung der vollen Dehnung  $\epsilon_M$  ausreicht.

Bild 43:  
Verlauf der Dehnungen über die Länge eines PZT-Fragments mit linearem Anstieg der Dehnungen im Bereich der Lasteinleitungslänge  $l_E$  nach dem Schubübertragungsmodell, links für Fragmente mit  $l_{frag} \geq 2l_E$ , rechts für kurze Fragmente mit  $l_{frag} < 2l_E$ .



Da die elektrische Ladung proportional zur Dehnung der Keramik und der Fläche der Elektrode ist, kann eine effektiv wirksame, funktionale Länge  $l_{\text{fkt}}$ <sup>16</sup> für die Sensorfunktion der PZT-Platte bzw. der PZT-Fragmente eines geschädigten Moduls aus dem Integral der Dehnungen über die Fragmentlängen  $l_{\text{frag}}$  berechnet werden<sup>17</sup>. Unter der Annahme eines linearen Anstiegs der Dehnungen bis zur Lasteinleitungslänge ergibt sich

$$l_{\text{fkt}} = \begin{cases} (l_{\text{frag}} - l_E) \cdot (N_R + 1), & l_{\text{frag}} \geq 2l_E, \\ \left( \frac{l_{\text{frag}}^2}{4l_E} \right) \cdot (N_R + 1), & l_{\text{frag}} < 2l_E, \end{cases} \quad (55)$$

mit  $l_{\text{frag}} = \frac{l}{(N_R + 1)}$ .

Dabei ist  $l$  die Ausgangslänge der ungeschädigten PZT-Keramik und  $N_R$  die Anzahl der in der Keramik vorhandenen Risse. Bezogen auf die Ausgangslänge  $l$  lässt sich Gleichung (55) umformulieren zu

$$l_{\text{fkt}} = \begin{cases} l - l_E \cdot (N_R + 1), & 2l_E \cdot (N_R + 1) \leq l \\ \frac{l^2}{4l_E \cdot (N_R + 1)}, & 2l_E \cdot (N_R + 1) > l \end{cases} \quad (56)$$

Das Verhältnis der funktionalen Länge eines Moduls mit einer Anzahl von Rissen  $N_R$  zu derjenigen eines ungeschädigten Moduls, die normierte funktionale Länge, ist ein Maß der Funktionswirkung eines durch Risse geschädigten PZT-Moduls gegenüber der ungeschädigten Ausgangsfunktion. Bei bekannter Lasteinleitungslänge kann mit der Berechnung der funktionalen Länge die Funktionswirkung eines Moduls in Abhängigkeit von der Rissanzahl  $N_R$  abgeschätzt werden<sup>18</sup>. Ebenso kann umgekehrt aus der experimentell ermittelten Sensorfunktion über Gleichung (56) auf die Anzahl der Risse in der PZT-Keramik der Probe geschlossen werden.

Die Lasteinleitungslänge  $l_E$  ist nach Gleichung (48) sowohl von material- bzw. geometriebezogenen Kennwerten des Verbundsystems der in Epoxidharz eingebetteten PZT-Keramik als auch von der jeweils vorliegenden Matrixdehnung und damit von der äußeren Belastungssituation abhängig. Zur Untersuchung der materialabhängigen, maximal übertragbaren Schubspannung in der Grenzfläche zwischen Keramik und Matrix  $\tau$  wurden im Rahmen dieser Arbeit keine gesonderten Versuche durchgeführt. Stattdessen wurde zur Ermittlung der funktionalen Länge nach Gleichung (56) die Rissanzahl einer Probe ausgewertet, die so lange unter zyklischer mechanischer Zugbeanspruchung stand, bis die Anzahl von Rissen nicht weiter anstieg (vgl. 4.5.2 und Bild 22), d.h. es kann vom Erreichen einer Art Dauerfestigkeitszustand ausgegangen werden. Die zugrunde liegenden Annahmen sind im Folgenden dargelegt.

<sup>16</sup> Die wirksame Breite der Fragmente bleibt konstant, da, wie experimentell beobachtet, die Risse stets annähernd senkrecht zur Belastungsrichtung verlaufen.

<sup>17</sup> Die Kraftübertragung über die Matrixüberstände (in Längsrichtung an den Enden der Keramik) wird dabei vernachlässigt.

<sup>18</sup> Die Analyse der Funktionsdegradation nach Gleichung (56) berücksichtigt jeweils nur den Einfluss komplett durchgehender Risse in der PZT-Keramik. Vorhandene Anfangsdefekte bzw. Risse in einem Zwischenstadium des Risswachstums beeinflussen lokal ebenfalls den Dehnungszustand der PZT-Platte, im Vergleich zum Einfluss eines durchgehenden Bruchs wird dieser Effekt jedoch als vernachlässigbar betrachtet.

Wie in Abschnitt 2.4 beschrieben, kann dem Schubübertragungsmodell zufolge bei einer bestimmten Beanspruchung höchstens eine gewisse Anzahl von Rissen auftreten, da bei Fragmentlängen unterhalb der kritischen Fragmentlänge  $l_c = 2 l_E$  nicht mehr die zum Bruch nötige Zugspannung in die Keramik eingeleitet werden kann. Bei der Übertragung dieses Modells auf das PZT-Modul unter zyklischer Zugbeanspruchung ist jedoch das Ermüdungsrisswachstum (vgl. 2.3.7) in der PZT-Keramik zu berücksichtigen. Je länger die Dauer der Beanspruchung, desto geringer ist aufgrund des Ermüdungsrisswachstums der Anfangsdefekte die zum Bruch nötige Zugspannung bzw. die benötigte Fragmentlänge  $l_f$  (engl. fatigue). Erst wenn die in die Fragmente eingebrachte Beanspruchung die Dauerfestigkeit des Materials unterschreitet, ist kein Ermüdungsrisswachstum und entsprechend keine weitere Fragmentierung mehr zu erwarten.

Die untersuchte Probe wurde bis zu einer Zyklenzahl von  $N = 10^5$  Zyklen mit einer maximalen Dehnung von 0,3 % zyklisch belastet. Die Anzahl der Risse stieg dabei mit der Belastungsdauer an, bis bei  $N = 10^4$  Zyklen eine Anzahl von  $N_R = 21$  Rissen erreicht war und bis zum Abbruch des Versuchs, d.h. weitere  $9 \cdot 10^4$  Zyklen lang, keine weiteren Risse und keine weitere Abnahme der Sensor- bzw. Aktorfunktion (ca. 30 % bzw. ca. 45 % des Ausgangswerts, vgl. Bild 22) mehr beobachtet wurden.

Zur Analyse der Funktionsdegradation nach Gleichung (56) wurde davon ausgegangen, dass bei dieser Probe die Dauerfestigkeitsgrenze und somit die dem Schubübertragungsmodell zufolge maximale mögliche Anzahl von Rissen erreicht wurde. Der Theorie nach müssten also alle Fragmente kürzer als ein Schwellenwert der Fragmentlänge unter Ermüdungsbeanspruchung  $l_{f,th}$  aber länger als  $l_{f,th} / 2$  sein. Dabei wird vorausgesetzt, dass sich die maximal übertragbare Schubspannung  $\tau_i$  über die Dauer des Versuchs nicht verändert. Diese Annahme ist für die duroplastische Epoxidharzmatrix vertretbar<sup>19</sup>. Unter Berücksichtigung der Defektstreuung wurde davon ausgegangen, dass für die ermittelte mittlere Fragmentlänge,  $l_{frag,mean} = l / (N_R + 1) = 50 \text{ mm} / 22 = 2,27 \text{ mm}$  näherungsweise gilt  $l_{frag,mean} = 0,75 l_{f,th}$ . Daraus ergibt sich als experimentell ermittelte Lasteinleitungslänge  $l_E = l_{f,th} / 2 = 1,5 \text{ mm}$ .

Bild 44 zeigt die normierte, experimentell ermittelte Sensorfunktion der zuvor beschriebenen Probe in Abhängigkeit von der im Experiment beobachteten Anzahl der Risse im Vergleich mit der aus der Anzahl der Risse nach Gleichung (56) berechneten, normierten funktionalen Länge  $l_{fkt}$ . Dabei wurden für die Lasteinleitungslänge  $l_E$  einmal der aus der experimentellen maximalen Rissanzahl ermittelte Wert eingesetzt sowie zum Vergleich der etwas höhere Wert  $l_E = 2,0 \text{ mm}$ .

Bild 45 zeigt wiederum die normierte, experimentell ermittelte Sensorfunktion in Abhängigkeit von der Anzahl der Risse. Im Gegensatz zu Bild 44 ist hier außerdem die aus der gemessenen Sensorfunktion nach Gleichung (56) ermittelte, theoretische Anzahl von Rissen aufgetragen, jeweils auch für die zwei Lasteinleitungslängen  $l_E = 1,5 \text{ mm}$  und  $2,0 \text{ mm}$ .

---

<sup>19</sup> Laut Zeidler (1998) weist das hier betrachtete Epoxidharzsystem beim Einsatz im Verbund mit steifen Verstärkungsmaterialien, wie C-Fasern oder hier Keramikplatten, vernachlässigbar kleine Kriecheigenschaften auf.

Bild 44:  
Experimentell ermittelte, normierte Sensorfunktion über Anzahl der Risse im Dauerversuch sowie aus der Rissanzahl analytisch berechnete, normierte funktionale Länge für zwei verschiedenen Lasteinleitungslängen  $l_E$ .

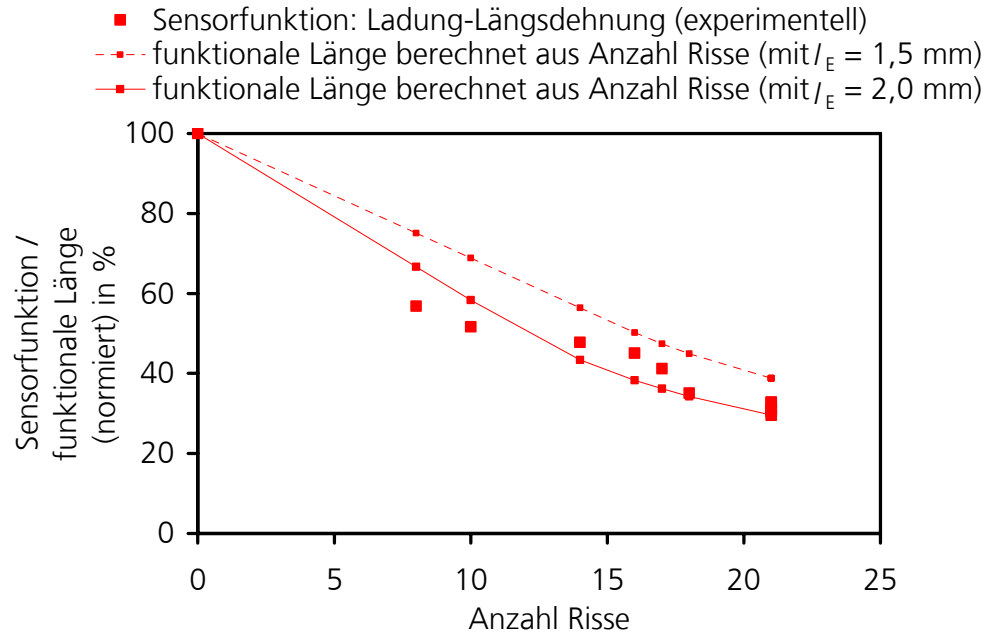
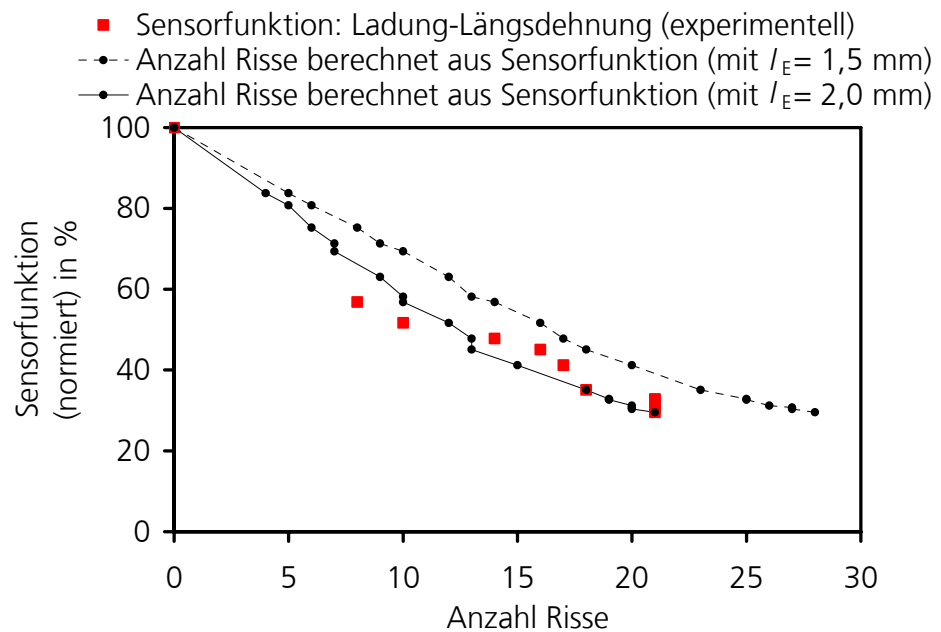
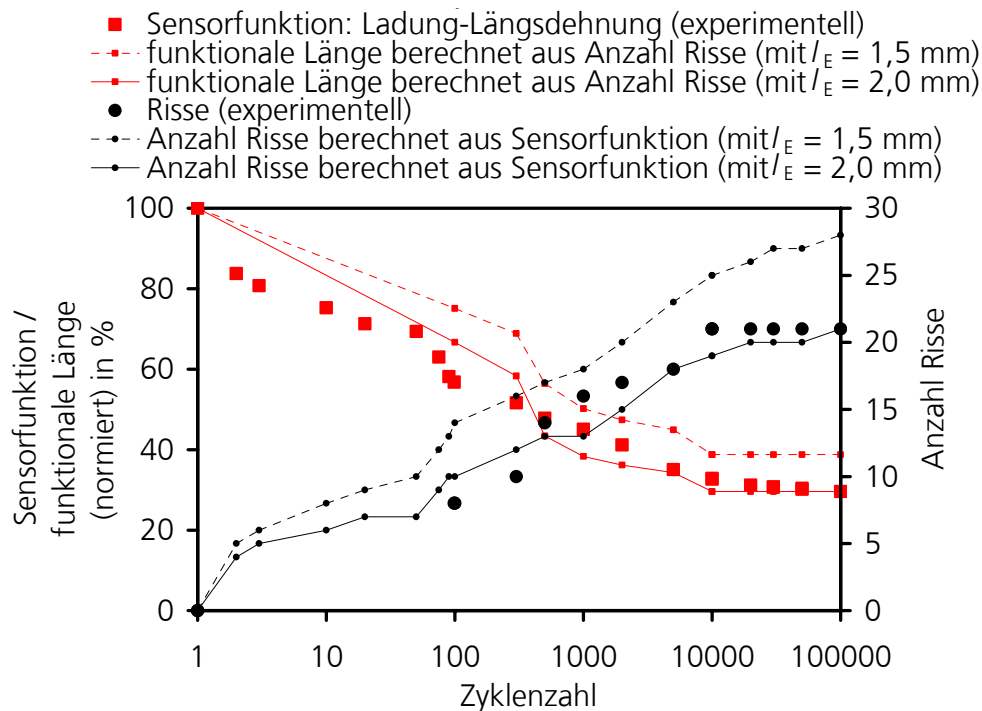


Bild 45:  
Experimentell ermittelte, normierte Sensorfunktion über Anzahl der Risse im Dauerversuch sowie aus der Sensorfunktion berechnete, theoretische Anzahl von Rissen für zwei verschiedenen Lasteinleitungslängen  $l_E$ .



In Bild 46 sind die in Bild 44 und Bild 45 dargestellten Ergebnisse über der jeweiligen Zyklenzahl ausgewertet. Es sind die experimentell beobachtete wachsende Anzahl von Rissen (schwarze Punkte) und die aus der Ladungs- und Dehnungsmessung ermittelte, abnehmende normierte Sensorfunktion (rote Quadrate) bei zunehmender Zyklenzahl gezeigt. Gleichzeitig sind die analytisch nach Gleichung (56) mit den Lasteinleitungslängen  $l_E = 1,5$  mm (gestrichelte Linien) und  $2,0$  mm (durchgezogene Linien) ermittelte Funktionsdegradation durch Akkumulation von Rissen (kleine Quadrate) sowie die aus der Sensorfunktion berechnete Anzahl von Rissen (kleine Kreise) über die Versuchsdauer dargestellt. Es zeigt sich, dass der Zusammenhang zwischen Sensorfunktion und Rissanzahl mit dem Schubübertragungsmodell gut wiedergegeben wird, wobei die angenommene Lasteinleitungslänge  $l_E = 2,0$  mm eine etwas bessere Übereinstimmung mit den experimentellen Daten liefert.

Bild 46:  
Funktionsdegradation durch Akkumulierung von Rissen in der PZT-Platte über die Lebensdauer: berechnete, normierte funktionale Länge im Vergleich mit der experimentell ermittelten Sensorfunktion sowie die aus der Sensorfunktion berechnete Anzahl von Rissen im Vergleich mit der in der visuellen Kontrolle ermittelten Rissanzahl, Analyse für zwei verschiedene Last-einleitungslängen  $l_E$ .



Insgesamt zeigt die gute Übereinstimmung der analytisch und experimentell ermittelten Daten, dass das Modell der Funktionsdegradation auf Basis des Schubübertragungsmodells nach Gleichung (56) die tatsächliche Funktionsdegradation der Module unter zyklischer mechanischer Zugbeanspruchung gut abbildet. Dies lässt die Folgerung zu, dass die gemessene Degradation tatsächlich hauptsächlich auf die durch das Modell beschriebene Wirkungsverschlechterung durch Rissakkumulierung im Modul zurück zu führen ist. Andere in der Literatur erwähnte Gründe für eine Funktionsdegradation, wie eine mögliche Verschlechterung der piezoelektrischen Materialeigenschaften der PZT-Keramik durch die Ermüdungsbelastung (vgl. Abschnitt 2.1), treten somit nicht auf oder spielen nur eine untergeordnete Rolle.

### 5.3 Numerische Untersuchungen

Ein Werkzeug mit dem nicht nur die Wirksamkeit der Sensoren bzw. Aktoren im Voraus abgeschätzt, sondern auch komplexe Beanspruchungssituationen global und lokal analysiert werden können, ist die FE-Simulation. In der vorliegenden Arbeit war insbesondere die Ermittlung der mechanischen Spannungen im PZT-Modul sowie in den reinen PZT-Platten unter mechanischer Belastung zur Analyse der Versuchsergebnisse von Interesse. Hierzu standen verschiedene Methoden der Materialmodellierung mit unterschiedlichen Detaillierungsmöglichkeiten zur Verfügung. Mit dem kommerziellen FE-Werkzeug ABAQUS wurden Simulationen mit dem 20-knotigen Hexaederelement C3D20E<sup>20</sup> zur linear elektromechanisch gekoppelten Simulation von piezoelektrischen Werkstoffen durchgeführt. Die theoretischen Grundlagen hierzu sind in Abschnitt 2.2.6 beschrieben. Außerdem wurde die in ABAQUS in mechanischen Elementen (C3D20) vorhandene Möglichkeit zur Vorgabe plastischen Spannungs-Dehnungsverhaltens genutzt. Die hierfür anhand experimenteller Daten (Fett et al. 1998)

<sup>20</sup> mit quadratischer Interpolation der Knotengrößen in den Freiheitsgraden Verschiebung und elektrisches Feld.



angepassten Fit-Modelle sind im Folgenden dargestellt, die Grundlagen nach Fett et al. (1998) in Abschnitt 2.2.7. Zusätzlich wurden von Holger Schwaab<sup>21</sup> Simulationen mit einem phänomenologischen, elektromechanisch gekoppelten Hysteresemodell für Ferroelektrika (vgl. Abschnitt 2.2.8) durchgeführt. Die jeweils eingesetzten Parameter, die verwendete Vernetzung sowie eine Zusammenfassung der Ergebnisse sind in den folgenden Abschnitten beschrieben.

### 5.3.1 Berechnung und Anpassung der Parameter der verwendeten Materialmodelle

#### Lineare piezoelektrische Kopplung

Da es auch nach der Reduktion der Koeffizientenmatrix der piezoelektrischen Kopplungsgleichungen (Abschnitt 2.2.6, Gleichung (13)) extrem aufwändig ist, die verbleibenden Koeffizienten zu messen, stehen i.d.R. nicht alle zur Simulation erforderlichen Daten zur Verfügung. Oft müssen deshalb einige der Parameter geschätzt werden. Die in dieser Arbeit verwendeten, auf den Herstellerangaben für das untersuchte PZT-Material PIC 255 sowie Abschätzungen für Poissonzahlen und Schubmoduli basierten und nach Gleichung (13) berechneten Materialdatensätze sind im Anhang (11.2) dargestellt.

#### Elastisch-plastisches Fit-Modell

Um das bei Fett et al. (1998) beschriebene, nichtlineare und asymmetrische Spannungs-Dehnungsverhalten der Piezokeramik (vgl. Abschnitt 2.2.7) in ABAQUS zu simulieren, wurde ein elastisch-plastisches Modell an die bei Fett et al. veröffentlichten Messergebnisse für PIC 151 angepasst<sup>22</sup>. Die Definition des nichtlinearen Spannungs-Dehnungsverhaltens durch die Option *\*PLASTIC* ist in ABAQUS für Elementtypen, die piezoelektrisch gekoppeltes Materialverhalten abbilden können, nicht möglich. Deshalb wurde hier vereinfacht nur das mechanische Verhalten der Piezokeramik unter Zug- bzw. Druckbelastung senkrecht zur Polungsrichtung angepasst. Die Spannungs-Dehnungskurven der plastischen Fit-Kurven sind in Bild 47 zusammen mit den Messkurven aus Fett et al. (1999) dargestellt.

Von Fett et al. (1999) wurde die Steifigkeit für den linearen Anfangsbereich der Fit-Modelle mit einem Elastizitätsmodul von 54 GPa übernommen (für Druck und Zug gleich). Ab einer Spannung von 1 MPa setzt plastisches Verhalten ein, die plastischen Dehnungen werden zur elastischen Dehnung addiert. Die Verwendung in ABAQUS erfolgt mit Eingabe der plastischen Dehnungen und jeweiligen Spannungen als Datenpaare in Tabellenform (Anhang 11.2.2).

Unter Druckbelastung ist die leichte Nichtlinearität der Messkurve abgebildet, die vermutlich auf Domänenorientierungsvorgängen beruht, da auch in gepoltem Material nicht alle Domänen vollständig in Polungsrichtung orientiert sind<sup>23</sup>. Für den über die Messdaten hinaus gehenden Bereich wurden die Messkurven für Druckbelastung annähernd linear extrapoliert<sup>24</sup>.

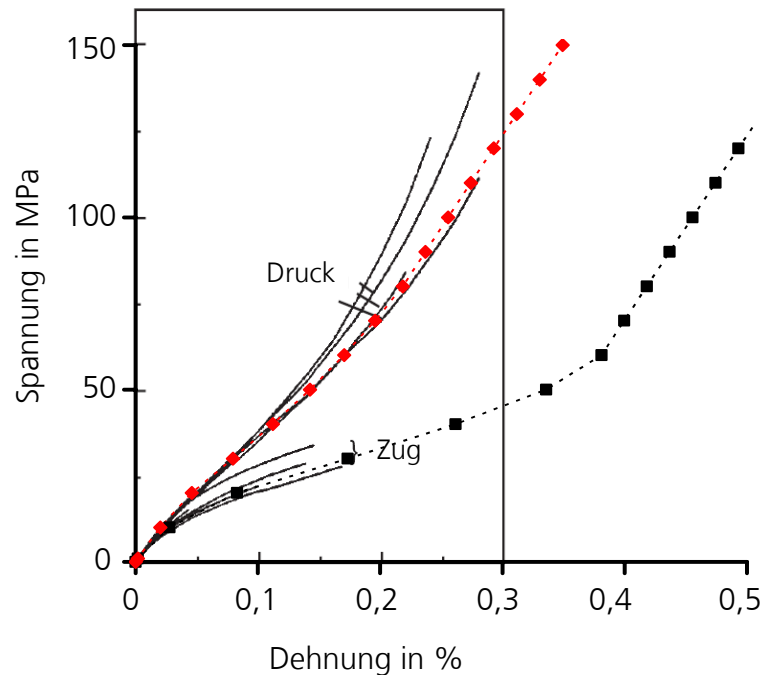
<sup>21</sup> Institut für Angewandte Materialien IAM, Karlsruher Institut für Technologie KIT.

<sup>22</sup> Entsprechende experimentelle Daten für das in dieser Arbeit verwendete Material PIC 255 liegen nicht vor.

<sup>23</sup> Hinweis von M. Kamlah, Institut für Angewandte Materialien IAM, Karlsruher Institut für Technologie.

<sup>24</sup> Die Option *\*PLASTIC* in ABAQUS ist nicht zur Beschreibung eines linear elastischen Spannungs-Dehnungsverhaltens geeignet und bereitet Probleme, wenn die plastischen Dehnungen im zweiten linear elastischen Bereich der Spannungs-Dehnungskurve der Piezokeramik nicht ansteigen. Um dies zu umgehen wurde in allen Fit-Modellen ab einem Spannungsbetrag von 400 MPa (der in den hier durchgeführten Rechnungen nicht erreicht wurde) mit einem exponentiellen Zusatzterm ein abflachender Verlauf der Spannungs-Dehnungskurven beschrieben. Es ergibt sich dadurch als Endwert für den gefitteten elastisch-plastischen Datensatz eine Gesamtdehnung von 670 % bei einer Spannung von 100 GPa.

Bild 47:  
Spannungs-  
Dehnungskurven aus  
Fett et al. (1998) für  
Zug- bzw. Druck-  
belastung von  
PIC 151 senkrecht  
zur Polungsrichtung  
(schwarze durch-  
gezogene Linien).  
Vergleich mit dem in  
dieser Arbeit  
genutzten Fit-Modell  
(rot: Druckbelastung,  
schwarz: Zug-  
belastung).



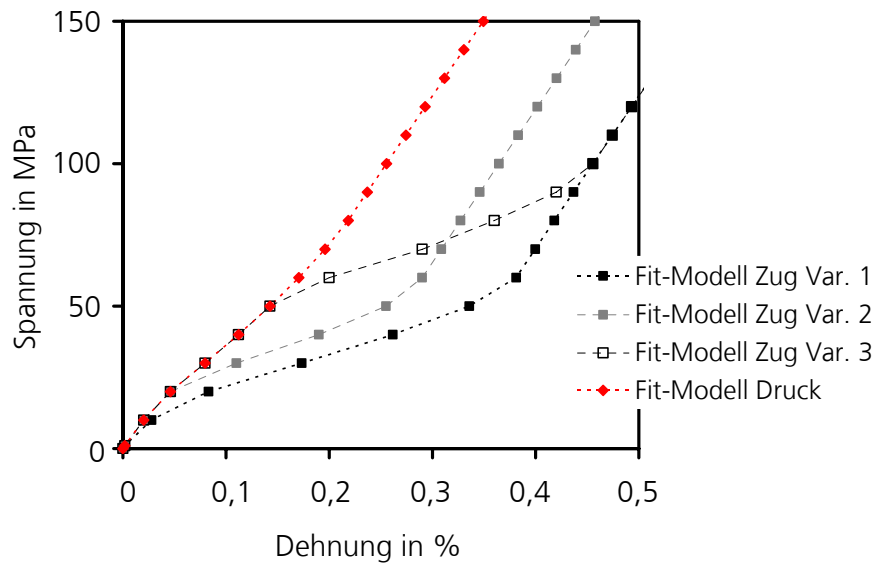
Unter Zugbelastung senkrecht zur Polungsrichtung ist das ausgeprägt nichtlineare Spannungs-Dehnungsverhalten auf Domänenumorientierungsvorgänge aus der ursprünglichen Polungsrichtung in Richtung der Zugbeanspruchung zurückzuführen. Durch das Einsetzen dieser Vorgänge ist der annähernd lineare Anfangsbereich der Spannungs-Dehnungskurve relativ kurz, ab ca. 10 MPa Spannung bzw. 0,02 % Dehnung fällt die Steigung der Kurve deutlich ab. Ab ca. 20 MPa (0,08 % Dehnung) ist der Kurvenverlauf wieder näherungsweise linear. In diesem Bereich ist aufgrund der ablaufenden Domänenumorientierung die effektive Steifigkeit relativ gering. Sie wurde im Fit-Modell mit einer Steigung von 12 GPa abgebildet. In diesem Bereich enden die experimentell ermittelten Kurven, da die von Fett et al. untersuchten Proben bei ca. 0,15 % Dehnung versagten.

Theoretisch ist nach erfolgter Umorientierung aller Domänen unter Zugbelastung wieder mit einer Erhöhung der Steifigkeit zu rechnen. Dieses Phänomen ist für Druckbelastung in Polungsrichtung (mechanische Depolarisation) für PZT vielfach beschrieben, für PIC 151 z.B. bei Zhou (2003). Analog ist für das Verhalten unter Zugbelastung senkrecht zur Polungsrichtung ein Sättigungswert der plastischen Dehnung zu definieren, ab welchem die Materialsteifigkeit wieder ähnlich groß ist wie im linear elastischen Anfangsbereich. Dieser Wert wurde in Relation zur remanenten Dehnung  $\epsilon_{rem}$  bei elektrischer Polung einer zuvor ungepolten PZT-Keramik hergeleitet. Analytisch ergibt sich für die Änderung der Dehnung senkrecht zur Polungsrichtung ausgehend vom gepolten, unbelasteten Zustand zum durch Zugbelastung „umorientierten“ Zustand ein Sättigungswert der plastischen Dehnung von 1,5  $\epsilon_{rem} = 0,367$  % (mit  $\epsilon_{rem} = 0,251$  % für PIC 151 nach Zhou 2003). In der ersten Variante des Fit-Modells erhöht sich somit ab einer Gesamtdehnung von 0,365 % die Steigung der Spannungs-Dehnungskurve wieder zu 54 GPa.

Aufgrund schlechter Übereinstimmung der mit Variante 1 des Fit-Modells für Zugbelastung im PZT berechneten Ergebnisse mit experimentellen Messdaten wurden zwei weitere Varianten für elastisch-plastische Spannungs-Dehnungsmodelle unter Zugbelastung senkrecht zur Polungsrichtung angepasst (vgl. Bild 48). Variante 2 weist einen niedrigeren Sättigungswert der plastischen Dehnung auf (Wiederanstieg der Steifigkeit ab 0,265 % Dehnung). Variante 3 verläuft

anders als in den Messkurven von Fett et al. im Anfangsbereich wie die Kurven unter Druckbelastung. Ein solches Verhalten ist für das in dieser Arbeit betrachtete Material PIC 255 durchaus möglich<sup>25</sup>.

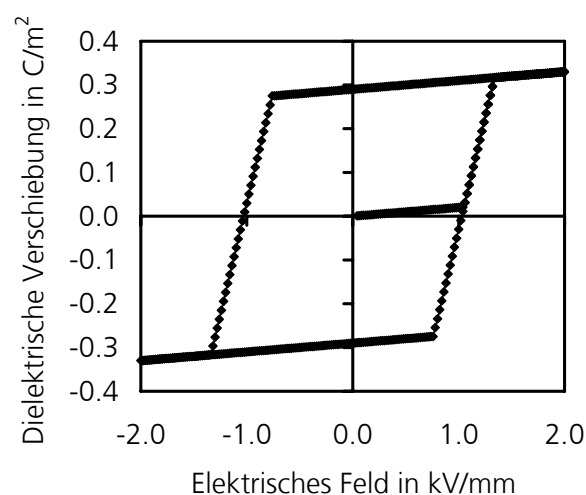
Bild 48:  
Spannungs-  
Dehnungskurven für  
Varianten der  
plastischen Fit-  
Modelle (Fit-Modell  
Zug Variante 1 sowie  
Druck stimmen mit  
den Kurven in Bild  
47 überein).



### Phänomenologisches, elektromechanisch gekoppeltes Hysteresemodell

Die Parameter dieses Materialmodells wurden an ein PIC 151 ähnliches Material angepasst; die eingesetzten Kennwerte sind im Anhang angegeben (11.2.4). Um das simulierte, gekoppelte Verhalten zu illustrieren, sind die grundlegenden Hysteresevorgänge unter vorgegebenen elementaren Beanspruchungen in den folgenden Abbildungen dargestellt. Bild 49 und Bild 50 zeigen die dielektrische Hysteresekurve und die Schmetterlingshysterese des Materials unter elektrischer Großsignal-Ansteuerung ( $0 \text{ kV/mm} \rightarrow 2 \text{ kV/mm} \rightarrow 0 \text{ kV/mm} \rightarrow -2 \text{ kV/mm} \rightarrow 0 \text{ kV/mm}$ ), jeweils ausgehend vom ungeladenen Zustand (vgl. schematische Skizzen des Materialverhaltens in Bild 2 und Bild 3, Abschnitt 2.2.2).

Bild 49:  
Dielektrische  
Hysteresekurve aus  
Simulation der  
elektrischen  
Beanspruchung von  
PIC 151 mit dem  
phänomeno-  
logischen elektro-  
mechanisch  
gekoppelten  
Hysteresemodell.



<sup>25</sup> Persönliche Mitteilung von E. Hennig, PI Ceramic GmbH, Lederhose.

Bild 50:  
Schmetterlings-  
Hysteresekurve aus  
Simulation der  
elektrischen  
Beanspruchung von  
PIC 151 mit dem  
phänomeno-  
logischen elektro-  
mechanisch  
gekoppelten  
Hysteresemodell.

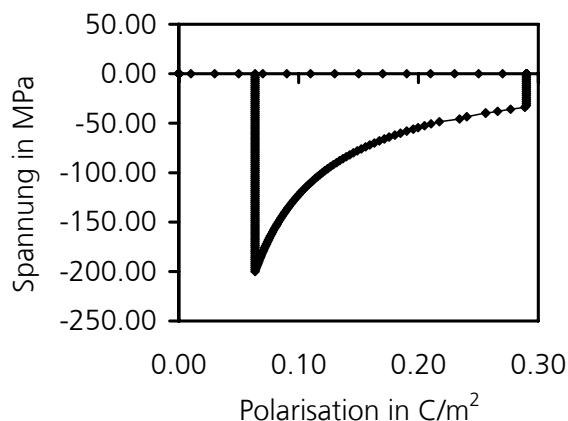


Bild 51 und Bild 52 zeigen das Depolarisationsverhalten des Materials bei mechanischer Druckbeanspruchung in Polungsrichtung. In der Simulation wurde zunächst das Material durch ein rampenförmiges elektrisches Feld (0 kV/mm → 2 kV/mm → 0 kV/mm) gepolt und danach die Druckspannung ebenfalls rampenförmig aufgebracht (0 MPa → - 200 MPa → 0 MPa).

In Bild 51 ist die Spannungs-Dehnungskurve dargestellt, beim Polungsvorgang unter elektrischer Ansteuerung steigt die Dehnung zunächst spannungsfrei an, nach der Reduktion des elektrischen Felds auf 0 V/mm verbleibt die remanente Dehnung (0,2 %). Unter Druckbeanspruchung ist der Kurvenverlauf zunächst linear, ab - 34 MPa steigt die Dehnung nichtlinear über der Spannung an, womit die Dehnung aufgrund der Domänenumordnungsvorgänge simuliert wird. Bei der maximalen applizierten Druckspannung von - 200 MPa ist der Verlauf der Spannungs-Dehnungskurve wieder annähernd linear, die Umorientierung der Domänen ist weitgehend abgeschlossen. Die Entlastungskurve verläuft linear. Bild 52 zeigt die Veränderung der Polarisation. Während des Polungsvorgangs steigt die Polarisation des ungepolten Materials spannungsfrei auf den Maximalwert 0,29 C/m² an. Unter der nachfolgenden Druckbeanspruchung bleibt der Polungszustand konstant, bis die Koerzitivspannung (- 34 MPa) überschritten wird. Die abnehmende Polarisation simuliert wiederum die Auswirkung der durch die Druckbeanspruchung bewirkten Domänenumordnungsvorgänge. Bei der Entlastung bleibt der Polungszustand unverändert.

Bild 51:  
Spannungs-  
Dehnungskurve aus  
der Simulation des  
Depolarisations-  
verhaltens des  
gepolten PIC 151  
Materials bei  
mechanischer Druck-  
beanspruchung in  
Polungsrichtung mit  
dem phänomeno-  
logischen elektro-  
mechanisch  
gekoppelten  
Hysteresemodell.

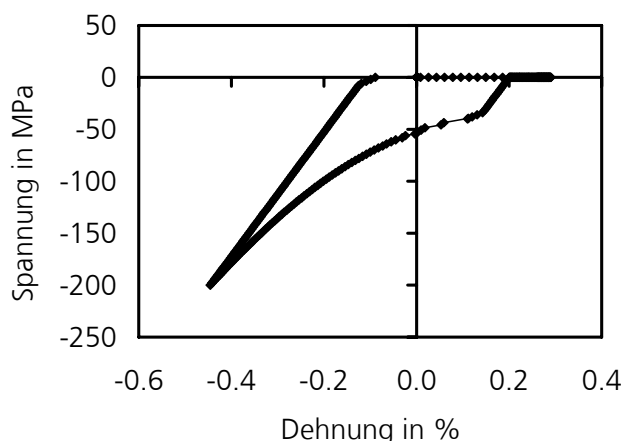
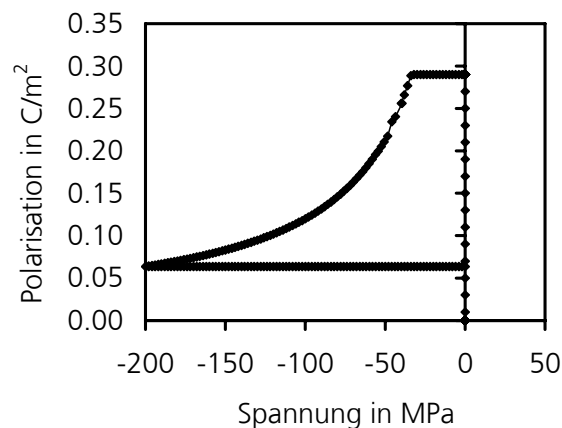


Bild 52:  
Polarisations-  
Spannungskurve aus  
der Simulation des  
Depolarisations-  
verhaltens des  
gepolten PIC 151  
Materials bei  
mechanischer Druck-  
beanspruchung in  
Polungsrichtung mit  
dem phänomeno-  
logischen elektro-  
mechanisch  
gekoppelten  
Hysteresemodell.



### 5.3.2 FE-Netz und Randbedingungen für PZT-Modul auf CFK-Substrat im 4-Punkt-Biegeaufbau

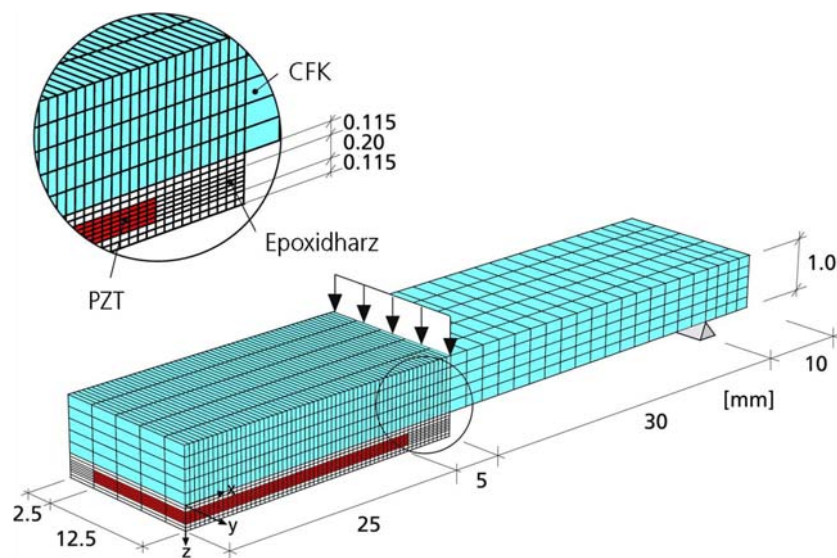
Zur Simulation der 4-Punkt-Biegebelastung der PZT-Module auf CFK-Substrat (vgl. Bild 17) wurde unter Ausnutzung der Symmetrie ein Viertel-Modell der Proben erstellt. Vereinfachend wurde für das Modul nur die PZT-Keramik und die umgebende Epoxidharzmatrix modelliert, ohne das die Elektrode überdeckende Kupfer-Netz. Da für die Klebung des Moduls auf den CFK-Streifen ein Epoxidharz-Kleber mit der Epoxidharzmatrix sehr ähnlichen Eigenschaften verwendet wurde, wurde die Klebschicht ebenfalls nicht gesondert modelliert. Zwischen PZT-Keramik und Epoxidharz sowie zwischen Epoxidharz und CFK-Streifen wurde ideale Bindung angenommen. Die in der Simulation eingesetzten Kennwerte der Materialien sind im Anhang (11.2) aufgeführt.

Die fertigungsbedingte Druck-Vorspannung der PZT-Keramik (vgl. 5.1) wurde als Anfangsbedingung als homogener Druck-Spannungszustand (- 21 MPa) in  $x$ - und  $y$ -Richtung in das PZT-Material bzw. als Zugspannung (+ 20 MPa) in das Epoxidharz eingebracht<sup>26</sup>. Die Oberflächen-elektroden der PZT-Keramik wurden jeweils als Knotengruppen modelliert, für die das elektrische Potential Null vorgegeben wurde, was dem experimentellen Zustand „elektrisch kurzgeschlossen“ entsprach, der durch den Einsatz des Ladungsverstärkers zur Ladungsmessung eintritt.

Das verwendete FE-Netz mit den Lagerbedingungen und Belastungen für den 4-Punkt-Biegeversuch ist in Bild 53 dargestellt. Die Belastung durch die innere, verschiebliche Auflagerrolle wurde als Kraft-Randbedingung auf einen Referenzknoten außerhalb des Modells aufgebracht. Gleichzeitig wurde für alle Knoten, die in der Auflagerlinie liegen, eine Bedingung zur Gleichhaltung der Verschiebungen in  $z$ -Richtung mit der  $z$ -Verschiebung des Referenzknotens vorgegeben. In der Auflagerlinie der äußeren, festen Auflagerrolle wurden die Knotenverschiebungen in  $z$ -Richtung festgehalten. Zusätzlich wurden geeignete Symmetriebedingungen vorgegeben. Alle FE-Analysen wurden geometrisch nichtlinear durchgeführt, wenn nicht ausdrücklich anders gekennzeichnet.

<sup>26</sup> Durch das steife CFK-Substrat ist die daraus resultierende Verformung vernachlässigbar klein. Da im Experiment die Dehnungsmessung auf dem Modul im Bezug auf den bereits applizierten Zustand erfolgte, wurden auch bei der Auswertung der Simulationsergebnisse die aus der Vorspannung resultierenden Dehnungen nicht berücksichtigt.

Bild 53:  
FE-Netz für Zug-  
bzw. Druck-  
beanspruchung des  
PZT-Moduls auf CFK-  
Substrat im 4-Punkt-  
Biegeaufbau.



In der Simulationen mit dem phänomenologischen, elektromechanisch gekoppelten Hysterese-modell für piezoelektrische Keramiken wurde das Forschungs-FE Programm FEAP (Finite Element Analysis Program, Taylor 2011) eingesetzt. Wie in Schwaab et al. (2011) beschrieben, wurde zur Nutzung des phänomenologischen Modells ein 3D User-Element für FEAP implementiert. Zur Simulation der 4-Punkt-Biegebelastung der PZT-Module auf CFK-Substrat wurde in FEAP dieselbe Vernetzung benutzt, wie in den Analysen mit ABAQUS.

Als Ausgangszustand liegt beim phänomenologischen Materialmodell jedoch stets der ungepolte Materialzustand vor, sodass zunächst eine Polung des Materials simuliert wird. Da dieser Vorgang aufgrund der Epoxidharzummhüllung Zugspannungen in Längsrichtung in die PZT-Platte<sup>27</sup> einprägen würde, wurden beim Polungsvorgang die Materialparameter so angepasst, dass keine Spannungen resultieren. Für den danach erfolgenden Belastungsschritt wurde diese Anpassung wieder entfernt, sodass die reale Dehnungs- und Spannungsentwicklung unter Zugbeanspruchung der Module auf CFK-Substrat simuliert wurde. Die Biegebeanspruchung des CFK-Substrats wurde durch Vorgabe der Verschiebung am inneren Auflager simuliert, da die Vorgabe von Kraft-Randbedingungen, wie in den anderen Simulationsvarianten durchgeführt, im FEAP-Modell nicht direkt umsetzbar war. Auch die Berücksichtigung der Druckeigenstressungen in der Keramik war in diesem Modell nicht direkt umsetzbar. Ausgewertet wurden in der Analyse mit dem phänomenologischen Modell jeweils die Spannungen, Dehnungen und Polarisation im maximal zugbeanspruchten PZT-Element auf der Symmetrieachse ( $x = y = 0$ ) des Modells.

### 5.3.3 PZT-Modul auf CFK-Substrat unter Zugbeanspruchung

Ziel der Simulation der 4-Punkt-Biegebelastung der PZT-Module auf CFK-Substrat zur mechanischen Zugbeanspruchung der Module war die Ermittlung der mechanischen Spannungen in der PZT-Keramik. Die aus der linearen, piezoelektrisch gekoppelten Simulation ermittelten, maximalen mechanischen Spannungen in der PZT-Keramik lagen, jeweils mit Berücksichtigung der Druck-Vorspannung, bei 180 MPa (im PZT insgesamt) bzw. bei 170 MPa (in der Symmetrieachse

<sup>27</sup> Beim Polungsvorgang ergibt sich positive Dehnung durch Ausrichtung der Domänen in Polungsrichtung (= Dickenrichtung der PZT-Platte), gleichzeitig tritt Kontraktion durch Querdehnung in Plattenlängsrichtung auf.

$x = y = 0$ )<sup>28</sup>, bei Belastung bis 80 N (entspricht der Grenzbelastung bei der im experimentellen Stufenversuch sofortige Schädigung eintrat<sup>29</sup>). Die Dehnung am Ort des DMS war dabei 0,35 % (vgl. Bild 54). Für eine Dehnung von 0,33 % am DMS ( $\pm 0,04$  %, Mittelwert der Dehnungen beim Versagen im quasistatischen Stufenversuch bei Raumtemperatur, Abschnitt 4.4.2) ergab sich eine Spannung von 160 MPa ( $\pm 20$  MPa, bei einer Kraft von  $76 \pm 10$  N). Die Spannungs-Dehnungskurven sind in Bild 54 dargestellt (lineares Modell: Kurven mit Quadratsymbol). Die Auswertung der linearen, piezoelektrisch gekoppelten Simulation zeigte gute Übereinstimmung mit den im Experiment gemessenen Kräften, Dehnungen (Bild 55), Stempelwegen (Bild 56) und elektrischen Ladungen (Bild 57), die im Versuch unter zyklischer Zugbeanspruchung bis zu maximal 0,3 % Dehnung ermittelt wurden.

Angaben in der Literatur weisen deutlich niedrigere Festigkeitswerte für Piezokeramiken auf, z.B. Fett et al. (1998: 30 MPa Zugfestigkeit und ca. 0,15 % Bruchdehnung für PIC 151 unter axialer Zugbelastung senkrecht zur Polungsrichtung, vgl. Bild 47). Da die Untersuchungen von Fett et al. auch deutliche plastische Charakteristika der Spannungs-Dehnungskurven aufzeigen, wurden Simulationen mit den an die Messkurven von Fett et al. angepassten, plastischen mechanischen Fit-Modellen sowie dem phänomenologischen Hysterese-Modell durchgeführt.

In den Simulationen mit den plastischen mechanischen Fit-Modellen ergaben sich wie erwartet niedrigere maximale Spannungen in der PZT-Keramik (Bild 54, Kurven mit Rautensymbol), mit Werten zwischen 50 MPa und 65 MPa (bei 0,33 % Dehnung) bzw. zwischen 135 MPa und 145 MPa (bei 80 N). Die Übereinstimmung der Ergebnisse der Fit-Modelle mit den experimentell ermittelten Kraft-Dehnungskurven ist deutlich schlechter als diejenige der linearen, gekoppelten Simulation (Bild 55), die Weg-Dehnungskurven stimmen relativ gut mit den experimentellen Daten überein (Bild 56). Ladungen sind im plastischen Modell nicht sinnvoll ermittelbar, da hierfür in ABAQUS keine elektromechanisch gekoppelten Elemente eingesetzt werden können. Die Ladungs-Dehnungskurven in Bild 57 zeigen daher nur die experimentelle Kurve zu Beginn der zyklischen 4-Punkt-Biegebelastung (durchgezogene Linie) und die Kurve aus der Simulation mit linearem, piezoelektrisch gekoppeltem PZT-Materialmodell.

Mit dem phänomenologischen Modell konnten die herstellungsbedingte Druckvorspannung im PZT nicht berücksichtigt werden. Die resultierenden Spannungs-Dehnungsdaten im maximal zugbeanspruchten PZT-Element auf der Symmetrieachse ( $x = y = 0$ ) wurden deshalb zum Vergleich mit den anderen Simulationsergebnissen (Bild 54) durch Abziehen der Druckvorspannung (21 MPa) nachträglich verschoben und die Dehnungen außerdem auf die resultierende Dehnung im Epoxidharz am Ort des DMS umgerechnet<sup>30</sup>. Die maximale Zugspannung im PZT ergab sich hier zu

<sup>28</sup> Die PZT-Elemente mit Maximalwerten der Zugspannung liegen jeweils am äußeren Längsrand der Keramik, da aufgrund der Querdehnung die Probe zusätzlich zur Biegung um die Querachse auch eine entgegengesetzt gerichtete Wölbung um die Längsachse erfährt. Die Höhe dieser maximalen Spannungen kann jedoch auch durch die vereinfacht modellierten Randbedingungen an den Auflagerrollen (als Linienlager, ohne Berücksichtigung von Kontakt bzw. Möglichkeit zum Abheben der Probe) beeinflusst sein. Deshalb wurden zur weiteren Verwendung in dieser Arbeit die maximalen Zugspannungen in den PZT-Elementen der Symmetrieachse ( $x = y = 0$ ) des Modells ausgewertet.

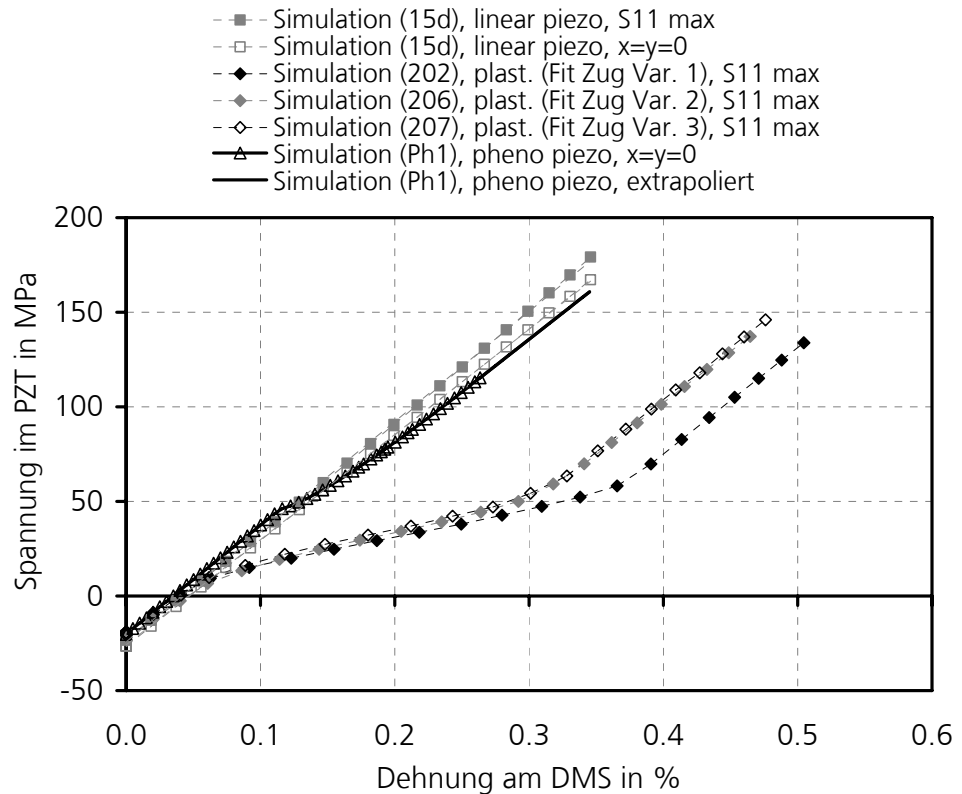
<sup>29</sup> Für diese Versuche wurden keine Dehnungs- und Ladungsmessdaten aufgezeichnet. Deshalb wurden zum Vergleich von Simulation und Experiment Messdaten aus zyklischen Versuchen mit kontinuierlicher Dehnungs- und Ladungsmessung heran gezogen. Die Auswertung der maximalen mechanischen Spannungen im PZT erfolgte jedoch bei der Grenzbelastung.

<sup>30</sup> Aufgrund einiger Unterschiede im Pre- und Postprocessing der Programme ergeben sich Einschränkungen beim direkten Vergleich der Ergebnisse der mit FEAP bzw. ABAQUS durchgeführten Simulationen. Mit FEAP war eine Auswertung der Dehnungen im Nicht-PZT-Material nicht direkt zugänglich. Die Dehnungen im Epoxidharz können jedoch aus den Dehnungen im PZT linear extrapoliert werden. Mit dem linearen, piezoelektrisch gekoppelten Materialmodell sowie mit den plastischen Fit-Modellen wurde zwischen der maximalen Dehnung im PZT und der Dehnung im Epoxidharz am Ort des DMS (beides auf der Symmetrieachse  $x = y = 0$ ) der Proportionalitätsfaktor 1,176 ermittelt und zur Berechnung der Dehnungen am Ort des DMS aus den Dehnungen im PZT für die FEAP Simulationsergebnisse genutzt.

150 MPa<sup>31</sup> (bei 0,33 % Dehnung am DMS) und lag damit nahe am Ergebnis der linearen, piezoelektrisch gekoppelten Simulation. Die Spannungs-Dehnungskurve (Bild 54, Simulation (Ph1), pheno piezo und pheno piezo, extrapoliert<sup>32</sup>) weist ebenfalls plastisches Spannungs-Dehnungsverhalten auf, dies ist im Vergleich zu den Simulationsvarianten mit dem plastischen Fit-Modell jedoch deutlich weniger stark ausgeprägt.

Da im FEAP Postprocessing keine Kraft- bzw. Ladungs-Daten zur Verfügung standen, war ein Abgleich mit den experimentellen Ergebnissen nur über die Weg-Dehnungsdaten möglich, hier zeigte sich eine gute Übereinstimmung (Bild 56).

Bild 54:  
Spannungs-  
Dehnungskurven aus  
Simulationen mit  
verschiedenen PZT-  
Materialmodellen,  
Spannung jeweils  
Medianwert am PZT-  
Element mit  
maximalem  
Spannungswert  
insgesamt bzw. auf  
der Symmetrieachse  
( $x = y = 0$ ) der Probe,  
Dehnungen Median-  
wert am Ort des  
DMS, Rechnungen  
bis zu maximaler  
Belastung von 80 N  
ausgewertet.



<sup>31</sup> Durch das Verschieben zur nachträglichen Berücksichtigung der Druckeigenspannungen liegt das Einsetzen des plastischen Verhaltens in der Spannungs-Dehnungskurve in Bild 54 bei zu niedrigen Spannungswerten. Die resultierenden maximalen Spannungen im PZT wurden dadurch jedoch nicht verändert, da das Modell nach dem Bereich plastischen Verhaltens wiederum lineares, quasi elastisches Spannungs-Dehnungsverhalten aufweist.

<sup>32</sup> Die in der FEAP-Simulation mit dem phänomenologischen Modell gewählte, maximale Verschiebung der Auflagerrollen erwies sich als zu klein, um die selbe maximale Dehnungen am DMS (0,346 %) wie mit den beiden anderen Modellen bei Belastung bis zur Grenzlast von 80 N zu erreichen. Anstatt die Simulationen mit erhöhter Verschiebung zu wiederholen, wurden die Spannungs-Dehnungsdaten zum Vergleich mit den anderen Modellen linear extrapoliert. Dies ist zulässig, da der Bereich mit quasi-plastischem Umorientierungsverhalten bereits bei Dehnungen unterhalb von 0,2 % durchlaufen wird und das Modell bei höheren Dehnungen wieder lineares Spannungs-Dehnungsverhalten aufweist.



Bild 55:  
Kraft-Dehnungs-  
kurve zu Beginn der  
zyklischen,  
mechanischen Zug-  
beanspruchung  
eines PZT-Moduls  
auf CFK-Substrat bis  
0,3 % Dehnung (bei  
70 N) (experimentell:  
durchgezogene  
Linie) und Kraft-  
Dehnungskurven aus  
Simulationen mit  
verschiedenen PZT-  
Material-modellen.

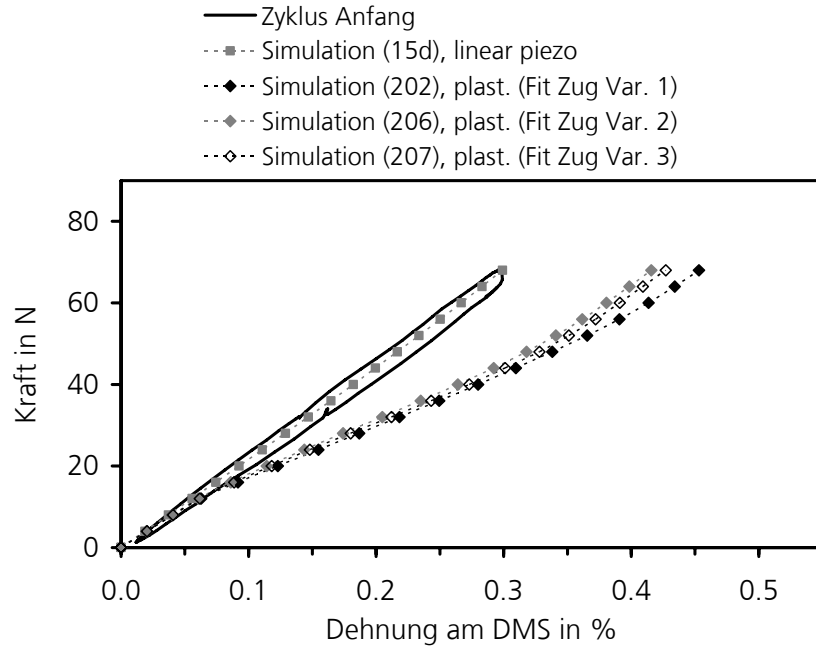


Bild 56:  
Weg-Dehnungskurve  
zu Beginn der  
zyklischen 4-Punkt-  
Biegebelastung eines  
Moduls auf CFK-  
Substrat, analog zu  
Bild 55  
(experimentell:  
durchgezogene  
Linie) und Weg-  
Dehnungskurven aus  
Simulationen mit  
verschiedenen PZT-  
Material-modellen.

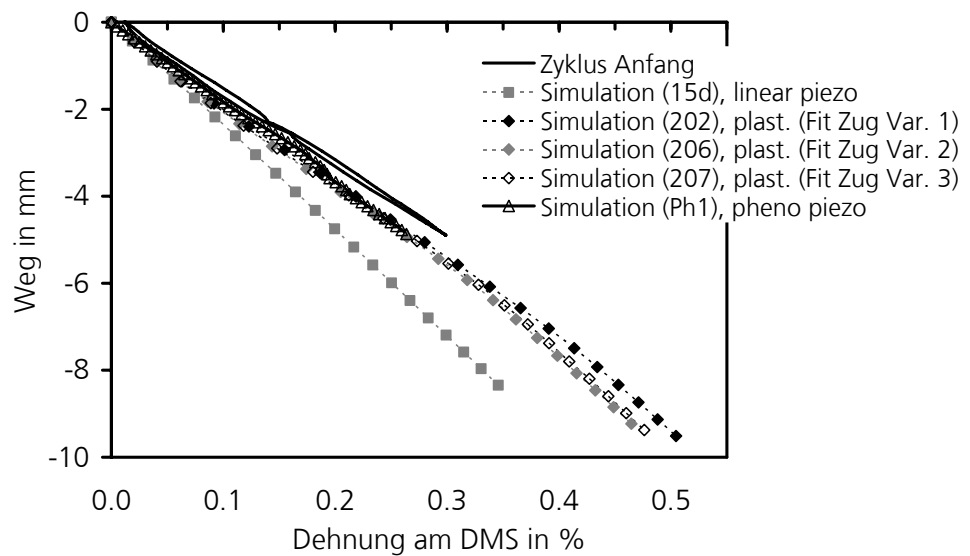


Bild 57:  
Ladungs-Dehnungs-  
kurve zu Beginn der  
zyklischen 4-Punkt-  
Biegebelastung eines  
Moduls auf CFK-  
Substrat, analog zu  
Bild 55  
(experimentell:  
durchgezogene  
Linie) und Ladungs-  
Dehnungskurve aus  
Simulation mit  
linearem,  
piezoelektrisch  
gekoppeltem PZT-  
Materialmodell.

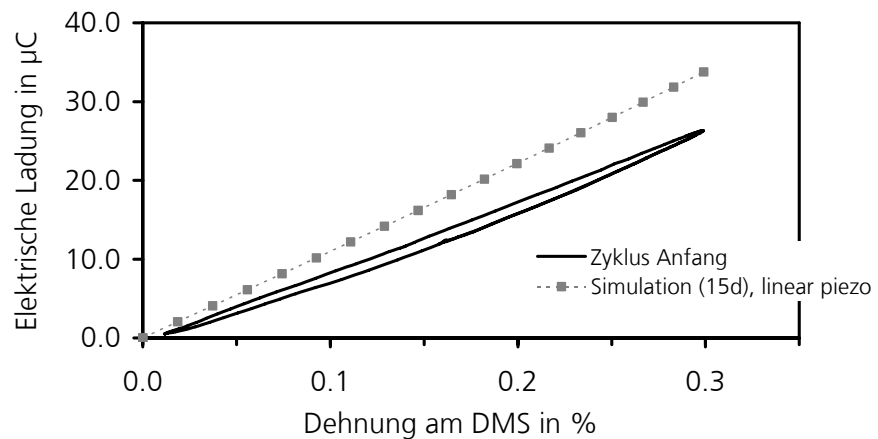
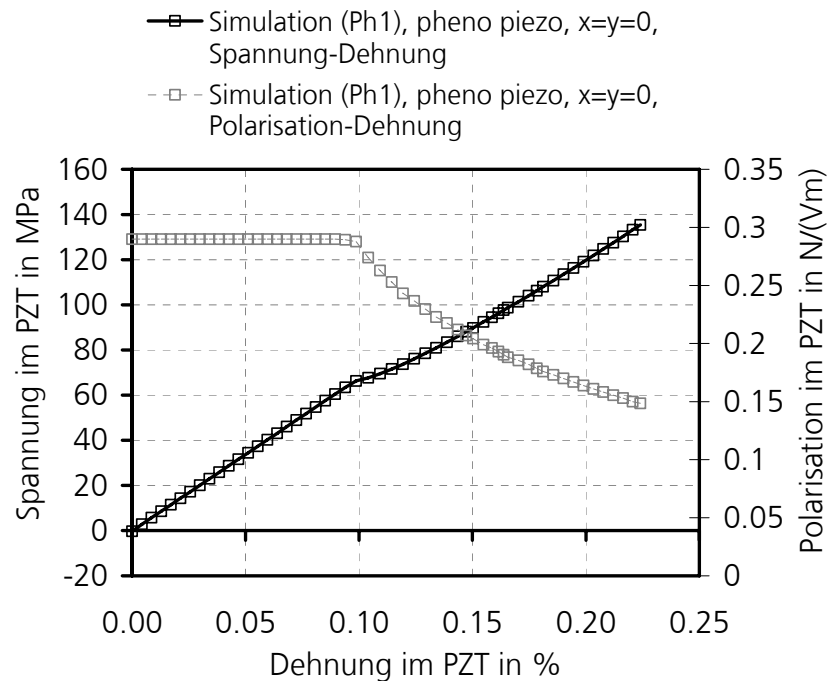


Bild 58 zeigt die mit dem phänomenologischen Modell ermittelte Spannungs-Dehnungs- sowie die Polarisations-Dehnungskurve. Es ist deutlich erkennbar, dass ab einer Zugbeanspruchung von 60 MPa bzw. 0,1 % Dehnung senkrecht zur Polungsrichtung der durch mechanische Beanspruchung bewirkte Depolarisationseffekt der PZT-Keramik einsetzt (vgl. Ferroelastizität, Abschnitt 2.2.1). Bei einem Belastungszustand mit 0,1 % Dehnung auf der Zugseite der PZT-Keramik treten in etwa 0,12 % Dehnung am DMS auf, d.h. bei Zugbeanspruchung mit mehr als 0,12 % Dehnung am DMS wäre im Experiment ebenfalls ein beginnender Depolarisationseffekt zu erwarten.

Bild 58:  
Spannungs-  
Dehnungskurve des  
phänomenologi-  
schen Material-  
modells sowie  
Polarisation im PZT  
bei Zugbeanspru-  
chung des PZT-  
Moduls auf CFK-  
Substrat im  
Biegeaufbau .



Die Kraft-Dehnungs- sowie Ladungs-Dehnungskurven von Experimenten unter zyklischer Zugbeanspruchung der PZT-Module weisen jeweils einen leichten Hystereseffekt im ersten Belastungszyklus auf, die Kurven der weiteren Zyklen haben eher linearen Charakter, solange keine Schädigung einsetzt (Bild 73 bis Bild 76, im Anhang (11.4)). Dies kann eventuell mit den beschriebenen Depolarisationsvorgängen im Zusammenhang stehen. Durch das lineare, piezoelektrisch gekoppelte Simulationsmodell können Hysteresevorgänge nicht abgebildet werden, mit dem plastischen Fit-Modell wurden sie deutlich überschätzt. Ausführlichere Vergleiche zwischen experimentellen Kurven und Simulationsdaten sind im Anhang (Abschnitt 11.4) gezeigt.

Da mangels experimenteller Daten weder die Simulationsvariante mit linearem, piezoelektrisch gekoppeltem noch das plastische Fit-Modell bzw. das phänomenologische Modell an das tatsächliche Materialverhalten von PIC 255 unter Zugbelastung senkrecht zur Polungsrichtung angepasst werden konnten, können die gezeigten Simulationsergebnisse nur zur Abschätzung der im PZT vorhandenen Spannungen dienen. Aufgrund der guten Übereinstimmung des linearen Modells mit den experimentellen Kraft-Dehnungskurven wurde in den weiteren Analysen in dieser Arbeit die mit dem linearen, gekoppelten Modell berechnete maximale Spannung von 160 MPa als Inertfestigkeit der PZT-Platte unter Zugbeanspruchung bei Raumtemperatur eingesetzt. Dieser Wert stellt gleichzeitig eine Obergrenze der abgeschätzten Spannungen dar. Die tatsächlichen Spannungen in der PZT-Platte liegen wahrscheinlich eher niedriger, hierauf wird in der Diskussion (Abschnitt 6.2) eingegangen.

### 5.3.4 PZT-Modul auf CFK-Substrat unter Druckbeanspruchung

Ziel der Simulationen zur Druckbelastung der PZT-Module auf CFK-Substrat im 4-Punkt-Biegeaufbau war zu untersuchen, welche Gründe für das beobachtete, stark nichtlineare Sensorverhalten der Module unter Druckbeanspruchung vorliegen könnten.

Die Simulation des Druckversuches erfolgte mit dem linearen, elektromechanisch gekoppelten PZT-Materialmodell, sowie mit dem mechanischen, plastischen Fit-Modell für Druckbelastung senkrecht zur Polungsrichtung. Zusätzlich wurde für das Epoxidharz ein plastisches Materialmodell aus einer Arbeit zu Versagensmechanismen in Faserverbundwerkstoffen (Zeidler 1998) eingesetzt. Dort wurde dasselbe Harzsystem untersucht, das in den PZT-Modulen als Matrix dient. Der elastische Anfangsbereich ist in Zeidler (1998) mit einer Steifigkeit von 3,2 GPa angegeben, bei 16 MPa wird die Fließgrenze erreicht (vgl. Materialdaten Anhang 11.2.3). Zusätzlich wurden hier noch zwei Modell-Varianten mit einer niedrigeren Fließgrenze von 5 MPa und unterschiedlichem Verfestigungsverhalten untersucht.

Ziel war festzustellen, ob bei hohen Belastungen plastisches Fließverhalten im Epoxidharz zu einer belastungsabhängigen Entfestigung der Verbindung zwischen CFK-Biegesubstrat und PZT-Modul führen könnte. Dadurch könnte anstelle der annähernd axialen Druckbeanspruchung im PZT eine deutlich stärkere Biegebeanspruchung mit einer teilweisen Zugbeanspruchung der PZT-Keramik auftreten. In diesem Fall würden sich die bei Druck- bzw. Zugbeanspruchung entstehenden elektrischen Ladungen unterschiedlichen Vorzeichens gegenseitig aufheben (Abschnitt 5.3.5, sehr niedrige resultierende Ladungen in der Simulation der Biegebelastung einer PZT-Platte). Dies könnte den beobachteten abfallenden Sensoreffekt erklären.

Der Vergleich der gemessenen Ladungs-Dehnungskurven mit der im piezoelektrisch gekoppelten Modell berechneten Kurve (Bild 59), weist eine deutlich stärkere Abweichung auf, als unter Zugbelastung (vgl. Bild 57). Allerdings wurden die Proben auch höher belastet; die maximal aufgebrachte Kraft im Stufen-Druckversuch waren 165 N, was in einer Dehnung von knapp 0,6 % am DMS resultierte (Bild 60). Auch im linearen, piezoelektrisch gekoppelten Modell ergibt sich aufgrund der geometrisch nichtlinearen Berechnung ein leicht nichtlinearer Verlauf der Kraft-Dehnungskurve.

Bild 59:  
Ladungs-Dehnungs-  
kurven eines PZT-  
Moduls unter Druck-  
beanspruchung auf  
CFK-Substrat im 4-  
Punkt-Biegeaufbau  
im Stufenversuch bis  
0,52 % Dehnung  
und Anfangszyklen  
der folgenden  
zyklischen Druck-  
beanspruchung bis  
0,62 % Dehnung  
sowie Ladungs-  
Dehnungskurve aus  
Simulation mit  
linearem,  
piezoelektrisch  
gekoppeltem PZT-  
Materialmodell.

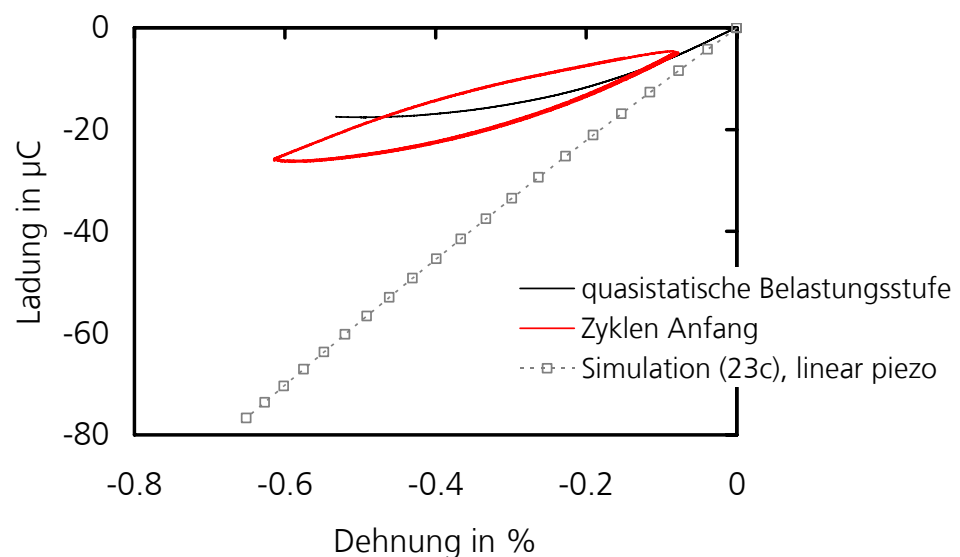
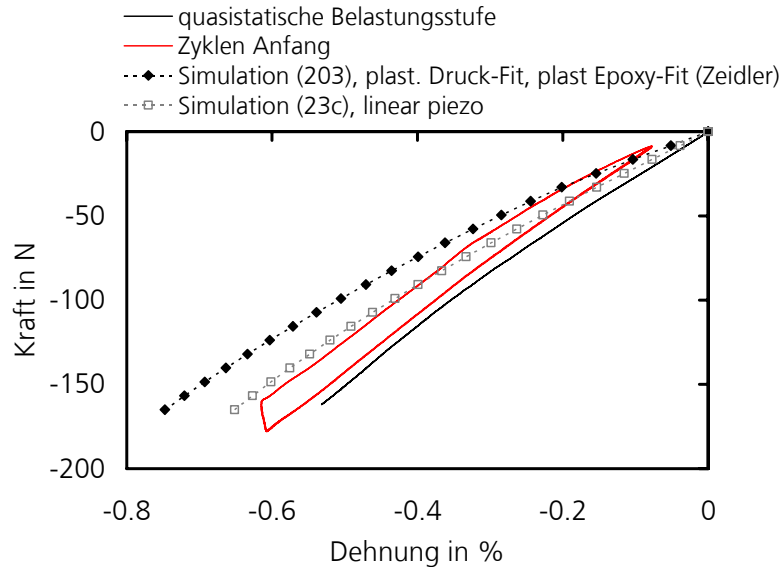
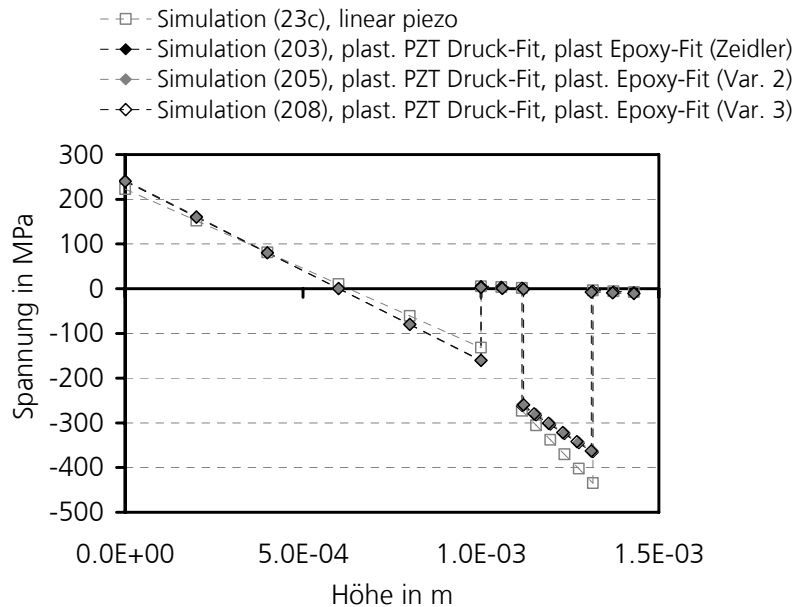


Bild 60:  
Kraft-Dehnungs-  
kurve eines PZT-  
Moduls unter Druck-  
beanspruchung (vgl.  
Beschreibung Bild  
59) sowie Kraft-  
Dehnungskurve aus  
Simulation mit  
linearem,  
piezoelektrisch  
gekoppeltem PZT-  
Materialmodell  
sowie plastischem  
Fit-Modell für PZT  
unter Druck-  
belastung und  
plastischem Modell  
für Epoxidharz nach  
Zeidler (1998).



Durch die Auswertung der mechanischen Spannungen im Querschnitt des Modells zeigte sich jedoch keine verstärkte Biegebeanspruchung der PZT-Keramik. Alle Modell-Varianten ergaben reine Druckbelastung im PZT (Bild 61). Die Kontrolle der Spannungs-Dehnungsdaten im Epoxidharz zeigte, dass hier aufgrund der Zug-Eigenspannung im Epoxidharz, das plastische Materialverhalten nicht zum Tragen kommt. Zusätzlich wurde daher eine Rechnung mit linear elastischem Verhalten und stark reduzierter Steifigkeit (3,2 MPa) des Epoxidharz durchgeführt. Im Ergebnis war jedoch auch keine deutliche Auswirkung auf die Belastung der PZT-Keramik im Modul erkennbar.

Bild 61:  
Spannungsverlauf  
über die Quer-  
schnittshöhe in der  
Symmetrieachse des  
Modells ( $x = y = 0$ )  
der simulierten  
Druck-  
beanspruchung  
eines PZT-Moduls  
auf CFK-Substrat im  
4-Punkt-Biegeaufbau  
unter Anwendung  
verschiedener  
Materialmodelle.



### 5.3.5 PZT-Platte unter 4-Punkt-Biegebeanspruchung

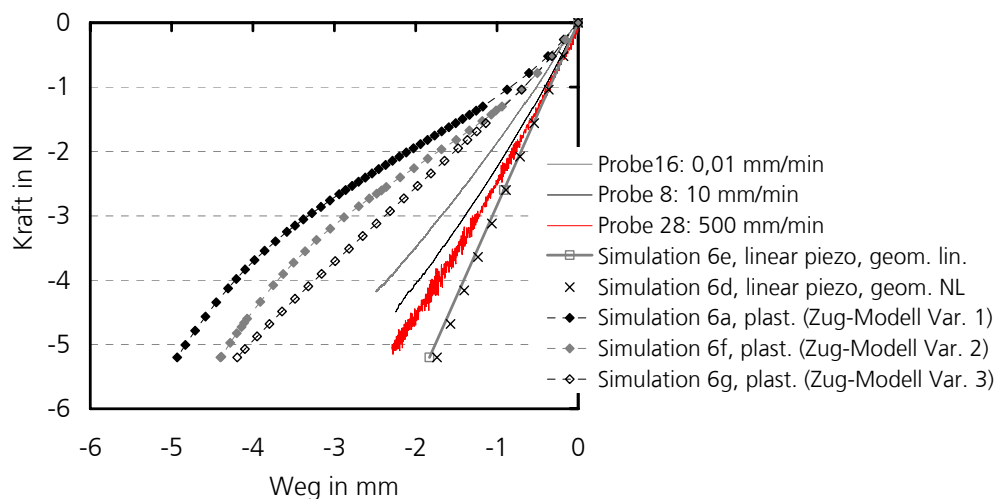
Wie bei Fett et al. (1998) beschrieben, hat die Zug-Druck-Asymmetrie des Spannungs-Dehnungsverhaltens piezoelektrischer Keramiken starke Auswirkungen auf die Spannungsverteilung unter Biegebeanspruchung. Das tatsächliche Materialverhalten sollte bei der Analyse der Biegefestigkeit

der PZT-Keramik also berücksichtigt werden. Zur Analyse der Inertbiegefestigkeit  $\sigma_c$  aus den an PZT-Platten durchgeführten Biegeversuchen mit unterschiedlichen Belastungsraten (Abschnitt 4.6) wurde deshalb der 4-Punkt-Biegeversuch simuliert, unter Einsatz der verschiedenen Varianten der plastischen Fit-Modelle für Zug- bzw. Druckbelastung von PZT senkrecht zur Polungsrichtung bzw. mit dem linearen piezoelektrisch gekoppelten Materialmodell.

Modelliert wurde unter Ausnutzung der Symmetrie ein Viertel der untersuchten PZT-Platten (Gesamtabmessungen:  $50 \cdot 30 \cdot 0,2 \text{ mm}^3$ ). Um die nichtlineare Spannungsverteilung über die Probenhöhe ausreichend genau abzubilden, wurde das Modell mit 20 Elementen (20-Knoten-Hexaederelemente) über die Höhe (z-Richtung) und über Länge (x-Richtung) und Breite (y-Richtung) mit 250 bzw. 15 Elementen vernetzt, entsprechend eines Element-Seitenverhältnisses von 1 : 10 : 100. Die Belastung durch die inneren Auflagerrollen wurde als Kraft-Randbedingung auf einen Referenzknoten aufgebracht. Die Belastung entsprach der mittleren Kraft  $F_{\text{max}} = 5,2 \text{ N}$  ( $\pm 0,7 \text{ N}$ ) beim Versagen der Proben, die experimentell bei der höchsten Belastungsrate untersucht wurden. Gleichzeitig wurde eine Bedingung zur Gleichhaltung der Verschiebungen in z-Richtung mit derjenigen des Referenzknotens für alle Knoten der Auflagerlinie vorgegeben. In der Auflagerlinie der äußeren, festen Auflagerrolle wurden die Knotenverschiebungen in z-Richtung festgehalten. Das elektrische Potential der Elektroden wurde festgehalten, was elektrisch kurzgeschlossenen Randbedingungen entspricht. Außerdem wurden die Symmetriebedingungen berücksichtigt.

Zum Abgleich mit den experimentellen Daten wurden aus den Simulationsergebnissen Kraft-Wegkurven ausgewertet (Bild 62). Wie auch schon in der Simulation der Biegebelastung von PZT-Modulen auf CFK-Substrat ergab die lineare piezoelektrisch gekoppelte Simulation die beste Übereinstimmung mit dem Experiment, insbesondere für die höchste Belastungsrate, aus welcher die Inertbiegefestigkeit  $\sigma_c$  ermittelt wird.

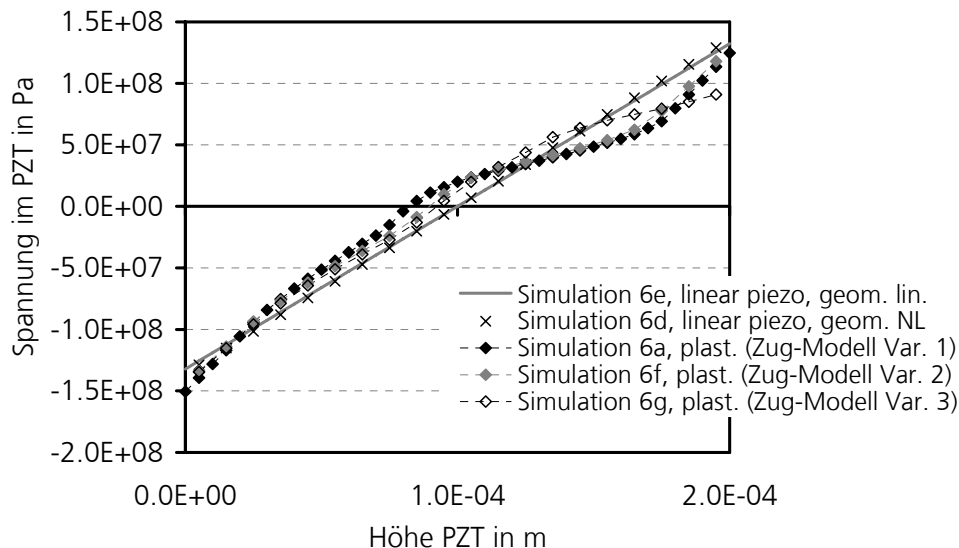
Bild 62:  
Kraft-Weg-Kurven  
der 4-Punkt-  
Biegeversuche an  
PZT-Platten mit  
unterschiedlicher  
Belastungsrate (rote,  
schwarze, graue  
Linie experimentell,  
jeweils von Probe  
mit Bruchkraft nahe  
dem Mittelwert bei  
jeder Belastungsrate)  
mit Kraft-Weg-  
Kurven aus  
Simulationen mit  
unterschiedlichen  
PZT-Material-  
modellen.



In Bild 63 ist der Verlauf der Längsspannungen über die Querschnittshöhe in der Symmetrieachse ( $x = y = 0$ ) dargestellt. Die maximale Spannung im linearen Modell stimmt mit dem mittels linearer Biegeanalyse berechneten Wert der Inertbiegefestigkeit  $\sigma_c = 126 \text{ MPa}$  ( $\pm 12 \text{ MPa}$ , Abschnitt 4.6) überein. Die aus der Zug-Druck-Asymmetrie der nichtlinearen Fit-Materialmodelle resultierende Verschiebung der Lage des Nulldurchgangs der Spannungskurve (Vergrößerung der Zugzone) ist deutlich erkennbar, sowie auch die sich ergebende Abnahme der maximalen Zug- und Zunahme der maximalen Druckspannungen. Die Unterschiede in den berechneten maximalen Spannungen

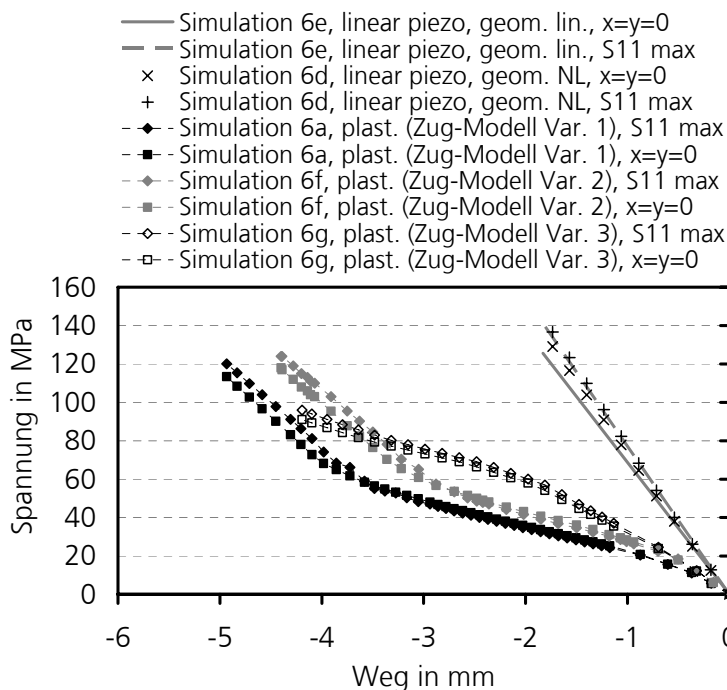
sind jedoch geringer als bei der Analyse der PZT-Platten in den Modulen unter Zugbeanspruchung (Abschnitt 5.3.3).

Bild 63:  
Verlauf der Längsspannungen (Bezeichnung S11 in ABAQUS) über die Höhe des Querschnitts in der Symmetrieachse ( $x=y=0$ ) des Modells der PZT-Platte unter Biegebeanspruchung (bei  $F_{max} = 5,20$  N) aus Simulationen mit verschiedenen PZT-Materialmodellen.



In Bild 64 sind jeweils die maximalen Zugspannungen in den PZT-Elementen insgesamt, sowie die maximalen Zugspannungen an der Symmetrieachse ( $x = y = 0$ ) über der Auflagerverschiebung aufgetragen. In dieser Auswertung zeigen sich am deutlichsten die Unterschiede der Ergebnisse der verschiedenen Materialmodelle. Die Fit-Modelle ergeben alle bei gleicher vorgegebener Kraft höhere Verschiebungen aber niedrigere Spannungen als das lineare piezoelektrisch gekoppelte Modell.

Bild 64:  
Längsspannung (Bezeichnung S11 in ABAQUS) in Abhängigkeit von der Verschiebung des inneren Auflagers bei Simulation mit verschiedenen PZT-Materialmodellen (S11 jeweils Centroidwert des Elements mit der höchsten Längsspannung bzw. am untersten Element in der Symmetrieachse des Modells ( $x = y = 0$ )).

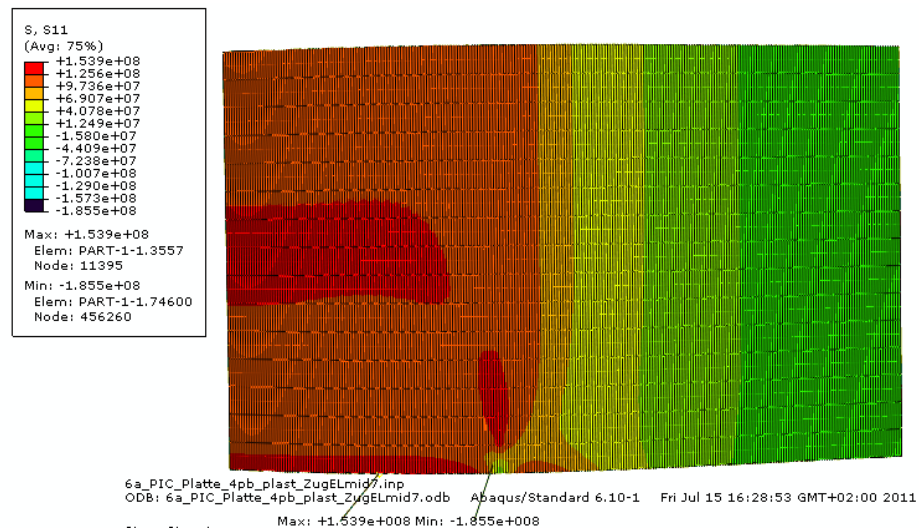


In fast allen Modellen ergab die Auswertung der Spannungsverteilungen maximale Werte der Zugspannung am Außenrand des Modells (Bild 65), was auf die im Biegeversuch durch die Querdehnung entstehende, zusätzliche Wölbung der Probe um die Längsachse zurück zu führen ist.

Durch die relativ große Breite der PZT-Platten tritt dieser Effekt deutlicher zu Tage als bei Biegeproben mit schlanken Balkenquerschnitten. Daraus ergab sich auch für die Simulation mit linearem Materialmodell ein höherer Wert der maximalen Zugspannungen in der PZT-Platte ( $\sigma_{\max} = 141 \text{ MPa}$ ), als in der linearen Biegeanalyse berechnet. Zusätzlich können jedoch auch die vereinfacht modellierten Randbedingungen der Auflager eine Erhöhung der Spannungen am Rand der Probe bewirken. Aus diesem Grund wurde für die weiteren Analysen im Rahmen dieser Arbeit der maximale Wert der Zugspannungen des linearen Materialmodells in den PZT-Elementen an der Symmetrieachse ( $\sigma_{\max, x=y=0} = 126 \text{ MPa}$ ), in Übereinstimmung mit der linearen Biegebalkenanalyse, als Inertbiegefestigkeit  $\sigma_c = 126 \text{ MPa}$  der PZT-Platten eingesetzt.

Bei den Rechnungen mit piezoelektrisch gekoppeltem Materialmodell wurden auch die unter Biegebelastung entstehenden elektrischen Ladungen analysiert. Im Biegeversuch mit den PZT-Platten wurden keine Ladungen gemessen, sodass hier kein Vergleich mit experimentellen Daten möglich ist. Die Simulationsergebnisse zeigten aber deutlich, dass sich unter Biegebelastung die Ladungen der Zug- bzw. Druckzone gegenseitig aufheben und die resultierende Gesamtladung sehr niedrig ist (Größenordnung Ladung / Dehnung:  $0,002 \mu\text{C} / \%$ <sup>33</sup>) im Vergleich zur Ladung unter axialer Druckbelastung ( $100 \mu\text{C} / \%$ , Abschnitt 5.3.4, Bild 59).

Bild 65:  
Verteilung der Spannungen in Längsrichtung (Bezeichnung S11 in ABAQUS) im Modell (Ansicht von unten): maximale Zugspannung am äußeren Rand (Markierung schwarze Linie: Max:  $1.539\text{e}+008 \text{ N/m}^2$ ).



## 5.4 Auf Mikrorisswachstum beruhende Lebensdauermodelle

### 5.4.1 Parameter des unterkritischen Risswachstums in PZT-Platten

Zur Ermittlung der Parameter des unterkritischen Risswachstums (Abschnitt 2.3.5) wurden die Biegeversuche an PZT-Platten (vgl. Abschnitt 4.6) nach DIN EN 843-3 (2005) ausgewertet, indem die Bruchspannungen  $\sigma_F$  über den Spannungsraten  $\dot{\sigma}$  in einem doppelt logarithmischen Diagramm aufgetragen wurden (Bild 66).

Die bei der höchsten Beanspruchungsrate ( $337 \text{ MPa/s}$ , leere Rauten), bei der Versagen innerhalb einer Sekunde eintrat, resultierenden Bruchspannungen dienten zur Ermittlung der Interfestigkeit

<sup>33</sup> Die Ladungen wurden am Referenzknoten der oberen Elektrode ausgewertet, die Dehnungen im Element mit der stärksten Druckbeanspruchung in der Symmetrieachse ( $x = y = 0$ ).

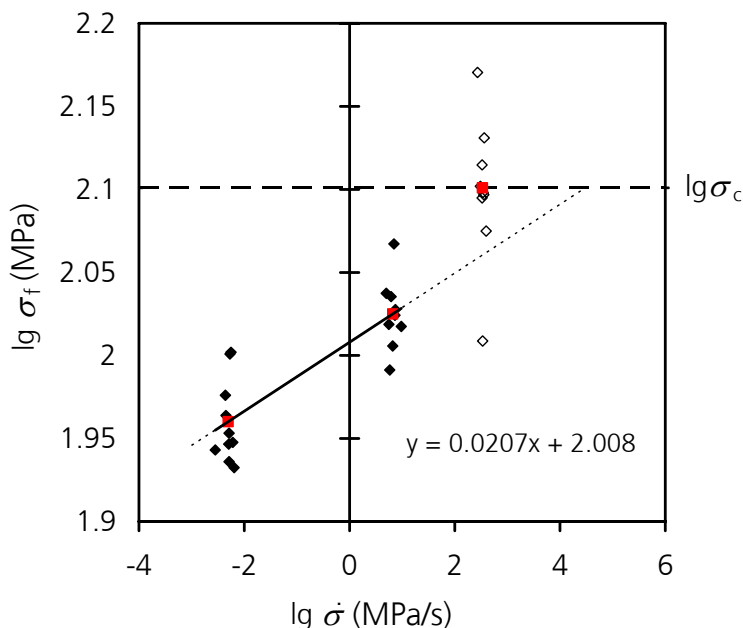
$\sigma_c = 126$  MPa (Mittelwert: rotes Quadrat). Die Ausgleichsgerade (schwarze Linie und Geradengleichung in Bild 66) durch die Datenpunkte der niedrigen ( $5 \cdot 10^{-3}$  MPa/s) und mittleren (6,7 MPa/s) Spannungsraten (schwarze Rauten, rote Quadrate markieren Mittelwerte) entspricht der durch Gleichung (32) beschriebenen Gerade, die den Zusammenhang zwischen Festigkeit und Belastungsrate bei unterkritischem Risswachstum beschreibt (vgl. Abschnitt 2.3.5, Bild 11).

Mittels Gleichung (32) in logarithmischer Form

$$\lg \sigma_f = \frac{1}{n+1} \lg \dot{\sigma} + \frac{1}{n+1} \lg [B \sigma_c^{n-2} (n+1)] \tag{57}$$

wurden die Parameter  $n = 47,3 \pm 7,9$ ,  $B = 1.34 \pm 6,52$  bzw.  $\lg B \sigma_c^{n-2} = 95,3 \pm 16,9$  berechnet.

Bild 66:  
 logarithmische  
 Auswertung der  
 Biegefestigkeiten  $\sigma_f$   
 in Abhängigkeit von  
 der Belastungsrate  
 $\dot{\sigma}$  aus 4-Punkt-  
 Biegeversuchen an  
 gepolten PIC 255  
 Platten:  
 schwarze Rauten:  
 niedrige und mittlere  
 Belastungsrate,  
 schwarze Linie:  
 Ausgleichsgerade;  
 leere Rauten: hohe  
 Belastungsrate;  
 rot: Mittelwerte;  
 schwarz gepunktet:  
 extrapolierte Gerade  
 nach Gleichung (57),  
 gestrichelt:  $\sigma_f = \sigma_c$   
 Asymptote.



Wie im Stand der Forschung zur Lebensdauer von Keramiken bei Schädigung durch unterkritisches Risswachstum beschrieben (Abschnitte 2.3.3 bis 2.3.5), ist der Übergang zwischen dem durch unterkritisches Risswachstum dominierten Bereich zum inertfestigkeitsdominierten Bereich durch den Schnittpunkt der Asymptoten  $\sigma_f = \sigma_c$  und der Geraden durch die experimentell ermittelten Festigkeiten bei unterschiedlichen Belastungsraten markiert. Aufgrund des relativ hohen Werts der ermittelten Inertfestigkeit liegt der Schnittpunkt hier so, dass die Messdaten der Inertfestigkeit im Bereich des unterkritischen Risswachstums liegen, jedoch mit der Geraden durch die beiden niedrigeren Belastungsraten nicht übereinstimmen.

Dieser Widerspruch macht die weitere Nutzung der aus diesen Daten ermittelten Parameter fragwürdig. Zusätzliche Messungen wären gegebenenfalls nötig, um die Ergebnisse aufgrund der relativ hohen Streuung der Daten durch eine erhöhte Anzahl von Proben abzusichern. Laut DIN EN 843-3 (2005) könnten auch zusätzliche Prüfungen bei niedrigeren Belastungsraten die Genauigkeit der ermittelten Parameter des unterkritischen Risswachstums erhöhen.

Da in dieser Arbeit insbesondere die Lebensdauer der PZT-Module unter zyklischer Beanspruchung untersucht wurde und dabei, wie in Abschnitt 4.4.4 gezeigt, kein reines unterkritisches Riss-



wachstum, sondern ein erweiterter, zyklischer Ermüdungsrisswachstumseffekt vorliegt, wurden die ermittelten Parameter jedoch nicht zur weiteren Analyse benötigt. Zusätzliche Versuche mit unterschiedlichen Belastungsraten wurden deshalb nicht durchgeführt. Die Auswertung der vorhandenen Daten wurde hier trotz der beschriebenen Widersprüchlichkeit der Vollständigkeit halber dargestellt.

#### 5.4.2 Berechnung der axialen Zugfestigkeit aus Biegefestigkeit der PZT-Platten

In Fett et al. (1999 b) werden als wichtigste Gründe für die Unterschiede zwischen gemessenen Zug- und Biegefestigkeiten piezoelektrischer Keramiken statistische Effekte und die Zug-Druck-Asymmetrie genannt. Zusätzlich wird ein Einfluss des R-Kurvenverhaltens erwähnt, der aber als deutlich geringer in der Auswirkung eingestuft wird und deshalb in dieser Arbeit nicht weiter verfolgt wurde.

Der Einfluss des asymmetrischen Spannungs-Dehnungsverhaltens wurde in Abschnitt 5.3.5 mittels FE-Simulation untersucht und als Ergebniswert für die PZT-Platten die Biegefestigkeit (engl. bending)  $\sigma_{c,b} = 126 \text{ MPa}$  ermittelt. Ausgehend von dieser Biegefestigkeit  $\sigma_{c,b}$  wird hier, analog zum Vorgehen bei Fett et al. (1999b), unter Berücksichtigung statistischer Effekte die Zugfestigkeit  $\sigma_{c,t}$  (engl. tension) abgeschätzt.

Da Versagen unter Zugbeanspruchung in Keramiken von der vorhandenen Defektverteilung in der Probe abhängig ist, hat das im Versuch effektiv belastete Probenvolumen bzw. die effektiv belastete Oberfläche einen starken Einfluss auf die Festigkeit. In den fraktografischen Untersuchungen (Abschnitt 4.7.1) wurden Oberflächendefekte oder oberflächennahe Defekte identifiziert, die wahrscheinlich zum Versagen der Keramiken führten. Daher wurde hier der Einfluss der effektiven Oberfläche analysiert. Nach Fett et al. (1999b) gilt für die Versagenswahrscheinlichkeit  $F$  ausgehend von Oberflächendefekten

$$F = 1 - \exp \left[ - \frac{S_{\text{eff}}}{S_0} \left( \frac{\sigma^*}{\sigma_s} \right)^m \right], \quad (58)$$

wobei  $m$  und  $\sigma_s$  größenunabhängige Materialparameter sind,  $S_{\text{eff}}$  die effektive Oberfläche und  $S_0$  eine Referenzoberfläche. Zur Berechnung der effektiven Oberfläche wird die Spannungsverteilung über die Oberfläche beschrieben als

$$\sigma = \sigma^* g, \quad (59)$$

wobei  $\sigma^*$  der Spannungsreferenzwert ist und  $g$  die ortsabhängige Verteilung der Spannungen in der Probe beschreibt. Beim Versagen gilt  $\sigma^* = \sigma_c$ . Die effektive Oberfläche  $S_{\text{eff}}$  berechnet sich aus

$$S_{\text{eff}} = \int g^m dS. \quad (60)$$

Besitzen zwei Probenserien die gleiche versagensrelevante Defektverteilung, so kann aus der bekannten Festigkeit einer Probenserie mit der effektiven Oberfläche  $S_{\text{eff},1}$  die Festigkeit der zweiten Probenserie mit der effektiven Oberfläche  $S_{\text{eff},2}$  berechnet werden aus

$$\sigma_{c2} = \sigma_{c1} \left( \frac{S_{\text{eff},1}}{S_{\text{eff},2}} \right)^{\frac{1}{m}} \quad (61)$$

Für die effektive Oberfläche unter Biegebelastung der PZT-Platten ergibt sich aus der Geometrie des Versuchsaufbaus (Abschnitt 4.6)  $S_{\text{eff},b} = b \cdot l_i = 30 \cdot 20 \text{ mm}^2 = 600 \text{ mm}^2$ . Unter Zugbelastung im Biegeversuch der Module auf CFK-Substrat gilt  $S_{\text{eff},t} = 2(b + h) \cdot l = 2(25 + 0,2) \cdot 50 \text{ mm}^2 = 2520 \text{ mm}^2$ , d.h.  $S_{\text{eff},b} / S_{\text{eff},t} = 0,238$ .

Daraus ergibt sich für die aus der Biegefestigkeit  $\sigma_{c,b} = 126 \text{ MPa}$  (vgl. Abschnitt 5.3.5) und dem Weibullparameter  $m = 9,9$  (vgl. Abschnitt 4.6, Tabelle 3) berechnete Festigkeit unter Zugbelastung  $\sigma_{c,t} = 126,2 \text{ MPa} \cdot 0,238^{1/9,87} = 110 \text{ MPa}$ .

Dieser Wert liegt deutlich unterhalb der aus der FE-Simulation für Zugbeanspruchung der PZT-Module auf CFK-Substrat im Biegeaufbau ermittelten Zugfestigkeit von  $\sigma_c = 157,7 \text{ MPa}$  (vgl. Abschnitt 5.3.3). Die fraktografischen Bruchflächenuntersuchungen der PZT-Platten aus den Biegeversuchen wiesen jedoch im Vergleich zu den PZT-Platten aus den unter Zugbeanspruchung geprüften Modulen deutlich größere Defekte auf, was eine niedrigere Festigkeit erklären kann. Für einen direkten Vergleich der Festigkeiten unter Biege- und Zugbeanspruchung wäre daher eine Untersuchung von PZT-Platten und PZT-Modulen mit Platten aus derselben Herstellungsladung sinnvoll. Dies war jedoch im Rahmen dieser Arbeit aufgrund der zeitlichen Abfolge der Versuche nicht möglich. Die analytische Berücksichtigung statistischer Effekte beim Vergleich der Biege- und Zugfestigkeit der untersuchten PZT-Platten wird hier trotz dieser Problematik der Vollständigkeit halber gezeigt.

### 5.4.3 Spannungsintensitätsfaktor $K_I$ im PZT unter Zugbeanspruchung der Module

Mit Hilfe tabellierter Werte (z.B. Fett und Munz 1997) können mechanische Spannungsintensitätsfaktoren  $K_I$  für die in den PZT-Platten der Module vorliegenden Anfangsrisssgeometrien (elliptische Rand- bzw. randnahe Defekte) und Beanspruchungen (annähernd gleichförmige, einachsige Zugbelastung) relativ einfach ermittelt werden. Im Folgenden werden verschiedene Modelle und die damit ermittelten Werte für  $K_I$  gezeigt und die Ergebnisse verglichen. Alle beschriebenen Modellanalysen basieren auf den folgenden Annahmen zur Defektgeometrie sowie zur Beanspruchung.

Die Mikrostrukturuntersuchungen an den Bruchflächen der Proben (siehe Abschnitt 4.7.1) zeigten als wahrscheinliche Bruchursprünge einen halbkreisförmigen Oberflächendefekt (Bild 29) bzw. kreisförmigen randnahen Defekt (Bild 31) in der PZT-Keramik. Für die Berechnung des Spannungsintensitätsfaktors wurden daher Modelle mit einem halbelliptischen Oberflächendefekt bzw. einem elliptischen Defekt in der Nähe der Oberfläche der PZT-Keramik ausgewertet. Unter der Annahme, dass die beiden genannten Defekte als repräsentativ für die untersuchten PZT-Module gelten können, wurden die Abmessungen dieser beiden Defekte (vgl. Tabelle 4) als Anfangsdefektgrößen in die Modelle zur Ermittlung der Spannungsintensitätsfaktoren eingesetzt: für den halbelliptischen Oberflächendefekt ein Durchmesser von  $2c = 18,5 \text{ }\mu\text{m}$  bzw. eine Halbachsenlänge  $a = c = 9,25 \text{ }\mu\text{m}$ ; für den elliptischen Anfangsdefekt in der Nähe der Oberfläche eine Achsenlänge von  $2a = 2c = 17 \text{ }\mu\text{m}$ . Die diesen Anfangsdefekten zugeordnete Spannung war die mittels FE-Simulation ermittelte Inertzugfestigkeit von  $160 \text{ MPa}$  (siehe 4.5.1).

Beide Proben wurden jedoch im Experiment unter zyklischen Beanspruchungen unterhalb der Inertfestigkeit untersucht. Bei der Probe mit dem halbelliptischen Oberflächendefekt betrug die maximale Dehnung am DMS im Experiment 0,17 %, für diese Dehnung ergab sich aus der FE-Analyse (Abschnitt 5.3.3) eine Spannung von 77 MPa. Für die Probe mit dem randnahen, elliptischen Defekt betrug die maximale Dehnung am DMS 0,21 %, hieraus ergab sich eine Zugspannung von 91 MPa. Die REM Aufnahmen der Defekte wiesen um den Bruchsprung herum jeweils einen Bruchspiegel auf, der auf Ermüdungsrisswachstum bis zum Versagen bei Erreichen der kritischen Defektgröße hindeutete. Für den halbelliptischen Oberflächendefekt betrug der kritische Durchmesser  $d_c = 2c = 2a = 125 \mu\text{m}$ , für den randnahen Defekt war der kritische Durchmesser  $d_c = 2a = 2c = 60 \mu\text{m}$ .

So wurden für beide Defekttypen jeweils sowohl einmal Spannungsintensitätsfaktoren für sofortiges Versagen der Anfangsdefekte unter Grenzbeanspruchung, als auch für Versagen der bis zur kritischen Größe gewachsenen Defekte unter Ermüdungsbeanspruchung ermittelt. Um den möglichen Einfluss der Epoxidharz-Überdeckung eines Randdefekts bzw. randnahen Defekts abzuschätzen, wurden zusätzlich Modelle für einen elliptischen randnahen Defekt und einen halbelliptischen Randdefekt, die senkrecht zu einer Materialgrenzfläche stehen, untersucht.

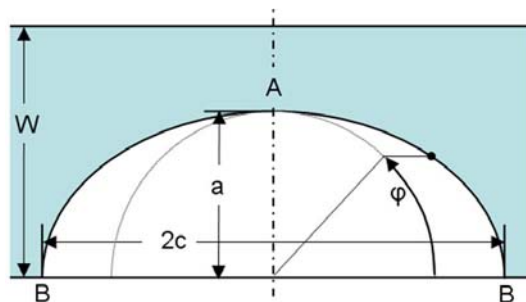
### Modell für halbelliptischen Oberflächendefekt unter Zugbelastung

Fett und Munz (1997) beschreiben eine Lösung für den Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  an einem halbelliptischen Oberflächendefekt unter Zug- bzw. Biegebelastung. Das betrachtete Modell ist in Bild 67 dargestellt. Für  $K_I$  gilt Gleichung (62), wobei  $F$  eine von  $a/c$  (hier:  $a/c = 1$ ) und  $W/a$  abhängige Formfunktion ist

$$K_I(a/W, \varphi) = \sigma^{\text{appl}} \sqrt{\pi a} F_I(a/W, \varphi). \quad (62)$$

Der höchste Wert für  $F$  bzw.  $K_I$  ergibt sich am Punkt B ( $\varphi = 0$ ) am Rand der Keramik. Die Ergebnisse sind Tabelle 8 zu entnehmen.

Bild 67:  
Modellskizze für  
halbelliptischen  
Oberflächendefekt in  
einer Scheibe (Fett  
und Munz 1997).



### Modelle für eingeschlossenen elliptischen Defekt

Ebenfalls bei Fett und Munz (1997) sind Lösungen für eingeschlossene elliptische Defekte in unbegrenzten und einseitig begrenzten Körpern sowie in Scheiben mit endlicher Dicke (vgl. Bild 68) beschrieben. Der Spannungsintensitätsfaktor wird mittels Vergrößerungsfaktoren  $M_{A,B}$  berechnet, die definiert sind als

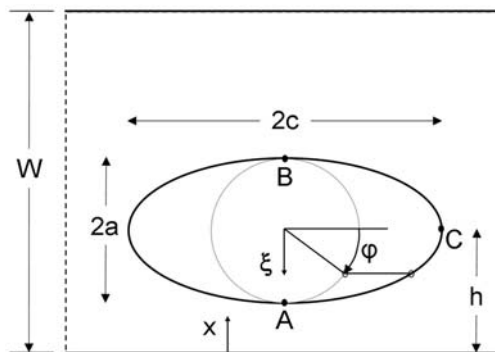
$$M_{A,B} = \frac{K_{IA,B}}{\sigma^{\text{appl}} \sqrt{\pi a}} E(k), \quad (63)$$

mit dem vollständigen elliptischen Integral  $E(k)$ , wobei  $k^2 = 1 - (a/c)^2$  und somit für die hier betrachteten Defekte mit  $a = c$ :  $E(k) = \pi/2$ .

Die Vergrößerungsfaktoren sind tabelliert bzw. durch angepasste Polynome in Abhängigkeit von  $a/c$  und  $a/h$  bzw.  $a/(W-h)$  angegeben. Die beiden Modelle „elliptischer Defekt in einseitig begrenztem Körper“, sowie „elliptischer Defekt in einer Scheibe mit endlicher Dicke“ basieren auf dem Grundmodell eines elliptischen Defekts in einem unbegrenzten Körper, für das sich, mit  $M_{A,B} = 1$ ,  $K_I = 2 \sigma^{appl} \cdot (a/\pi)^{1/2}$  ergibt.

Im Fall des Defekts im einseitig begrenzten Körper sind die Vergrößerungsfaktoren tabelliert (Fett und Munz 1997). Im Fall eines Körpers mit endlicher Dicke  $W$  (beidseitig begrenzte Scheibe) werden für den Einfluss der beiden Ränder der Scheibe gemischte Korrekturfaktoren aus den tabellierten Werten berechnet. Mit der vorliegenden Geometrie und Belastung ergibt sich jeweils der höchste Wert am Punkt A, d.h. am dem Rand der PZT-Folie am nächsten gelegenen Punkt des Defekts, sowie für große Werte von  $a/h$ , d.h. nahe am Keramikrand gelegene Defekte (ausgewertet wurde für  $a/h = 0,3 \dots 0,8$ ). Die Ergebnisse sind Tabelle 8 zu entnehmen.

Bild 68:  
Modellskizze für eingeschlossenen elliptischen Defekt in Scheibe endlicher Dicke (Fett und Munz 1997).



### Zweidimensionales Modell für durchgehenden Randdefekt

Im stärker vereinfachten, zweidimensionalen Modell wird der Defekt als über die Dicke der Keramik durchgehend betrachtet (vgl. Bild 69, nach Fett und Munz 1997). Grundsätzlich gab es hier zwei Möglichkeiten, die defektbehaftete PZT-Keramik im Modell abzubilden, mit Defekt am Seitenrand (Variante 1:  $W$  ist Plattenbreite, Bild 70 links) bzw. in der Unterseite der PZT-Platte (Variante 2:  $W$  ist Plattenhöhe, Bild 70 rechts). Variante 2 stellt aufgrund der resultierenden großen Länge des Defekts kein sinnvolles Modell der in den PZT-Platten gefundenen Defekte dar. Die berechneten Spannungsintensitätsfaktoren sind Tabelle 8 zu entnehmen.

Bild 69:  
Modellskizze für durchgehenden Randdefekt in Zugbalken (Fett und Munz 1997).

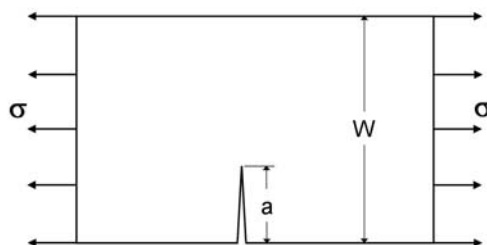
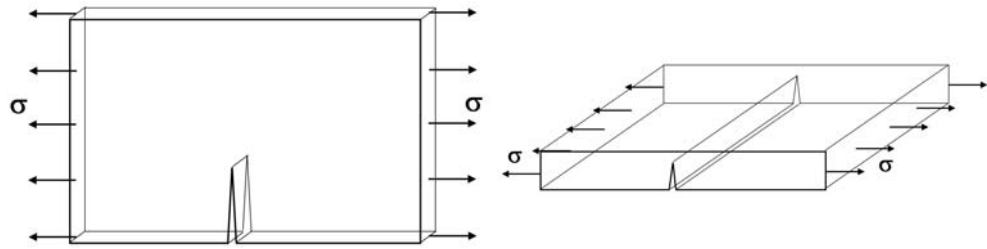


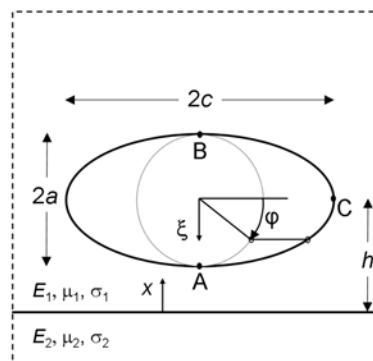
Bild 70:  
Modellskizze für  
mögliche  
Übertragungen des  
Modells des  
durchgehenden  
Randdefekt in  
Zugbalken (Bild 69):  
Variante 1  
( $W$  = Breite, links),  
Variante 2  
( $W$  = Höhe, rechts).



## Modell für elliptische und halbelliptische Defekte senkrecht zu einer Materialgrenzfläche

Zur Abschätzung des Einflusses der Epoxidharzeinbettung und der Kupfernetz-Kontaktierung auf die Spannungsintensität an Defekten in der PZT-Platte der Module wurden Modelle für einen elliptischen Defekt in der Nähe einer Materialgrenze (Bild 71, Noda et al. 2006) und einen halbelliptischen Defekt senkrecht an einer Materialgrenzfläche (Lee et al. 1987) analysiert. Die Lösungen setzen jeweils für beide Materialien denselben Poissonkoeffizienten  $\nu = 0,3$  voraus. Für beide Materialien wird isotropes, elastisches Materialverhalten angenommen (hier:  $E_1 = 62$  GPa,  $E_2 = 3,2$  GPa bzw. mit Berücksichtigung des Kupfernetz  $E_2 = 30,7$  MPa, vgl. Abschnitt 11.3). Die Schubmoduli ergeben sich aus  $\mu = E/(2 + 2\nu)$  und damit  $\mu_2/\mu_1 = 3,2 / 62 = 0,05$  bzw. unter Berücksichtigung des Kupfernetz  $\mu_2/\mu_1 = 30,7 / 62 = 0,50$ .

Bild 71:  
Modellskizze für  
elliptischen Defekt  
senkrecht zu einer  
Materialgrenze. Auf  
die beiden Materia-  
lien wirken die  
Spannungen  $\sigma_1$  und  
 $\sigma_2$  senkrecht zur  
Bildebene (Noda et  
al. 2006).



Bei Noda et al. (2006) sind Lösungen für  $\mu_2/\mu_1 = 0$ ,  $\mu_2/\mu_1 = 0,5$ ,  $\mu_2/\mu_1 = 2$ ,  $\mu_2/\mu_1 = \infty$  angegeben, bei Lee et al. (1987) für  $\mu_2/\mu_1 = 0$  und  $\mu_2/\mu_1 = 3$ . Für den elliptischen Defekt in der Nähe der Grenzfläche wurde der Fall  $a/h = 0,8$  betrachtet. Die Ergebnisse sind Tabelle 8 zu entnehmen.

## Ergebnisse der verschiedenen Modellanalysen

In Tabelle 8 sind die Spannungsintensitätsfaktoren für verschiedene Modelle zusammengestellt. Die Werte zeigen, dass Defekte (bei gleicher Größe) im Randbereich der Keramik besonders kritisch sind (Vergleich zwischen  $a/h = 0,8$  (nahe am Rand) und  $a/h = 0,3$  (etwas weiter entfernt), sowie randnaher Defekt und Randdefekt). Die Modelle mit Berücksichtigung der Epoxidharzüberdeckung zeigen, dass diese aufgrund des niedrigen Elastizitätsmoduls des Harzes keine signifikante Auswirkung auf die Spannungsintensitätsfaktoren hat. Auch die Analyse mit Berücksichtigung der Kupfernetz-Kontaktierung ( $E_2/E_1 = 0,5$ ) ergibt lediglich eine leichte Reduktion der Spannungsintensitätsfaktoren.

Damit konnte als kritischer Wert des Spannungsintensitätsfaktors für die PZT-Keramikplatten in den Modulen bei sofortigem Versagen unter Grenzbelastung (0,33 % Dehnung am DMS,  $\sigma^{\text{appl}} = 160 \text{ MPa}$ ), für den halb elliptischen Randdefekt ein Wert von  $K_{Ic} = 0,63 \text{ MPa m}^{1/2}$  und am randnahen, elliptischen Defekt  $K_{Ic} = 0,58 \text{ MPa m}^{1/2}$  ermittelt werden bzw. unter Ermüdungsbelastung am Randdefekt  $K_{Ic} = 0,82 \text{ MPa m}^{1/2}$  und am randnahen Defekt  $K_{Ic} = 0,63 \text{ MPa m}^{1/2}$ , wenn die in Bild 29 und Bild 31 gezeigten Defekte als typische, repräsentative Anfangsdefekte bzw. Defekte kritischer Größe angenommen werden.

Da der Randdefekt sich offensichtlich versagenskritischer auswirkt, wurden für weitere Analysen die am Randdefekt ermittelten Werte des Spannungsintensitätsfaktors betrachtet. Dass sich hier für den Anfangsdefekt ein niedrigerer Wert ergab als unter Ermüdungsbeanspruchung, lässt sich als Folge des für PZT bekannten R-Kurvenverhaltens (Abschnitt 2.3.2) interpretieren. Da der Effekt ansteigender Risswiderstandskurven zwar qualitativ, jedoch i.d.R. nicht quantitativ und übertragbar zu beschreiben ist (nach Munz 2011), wurde der Zusammenhang zwischen den beiden Werten nicht tiefer gehend untersucht.

Der unter Ermüdungsrisssbedingungen ermittelte Spannungsintensitätsfaktor  $K_{Ic} = 0,82 \text{ MPa m}^{1/2}$  kann als Plateauwert der Risswiderstandskurve  $K_{Ic, \text{max}}$  interpretiert werden. Dieser Wert liegt in der Nähe veröffentlichter Werte des Spannungsintensitätsfaktors aus bruchmechanischen Untersuchungen an piezoelektrischen Keramiken (z.B.  $K_{Ic} = 1,22 \text{ MPa m}^{1/2}$  für CT-Proben aus PIC 151 mit Polung in Rissfortschrittsrichtung, in: dos Santos e Lucato et al. 2000).

Tabelle 8: Maximale Spannungsintensitätsfaktoren für Anfangsdefekt unter Grenzbelastung bzw. Ermüdungsrisss unter Ermüdungsbelastung

Modell	$K_{I, \text{max}}$ in $\text{MPa m}^{1/2}$	
	Anfangsdefekt	Ermüdungsrisss
<b>PZT-Platte ohne Berücksichtigung des Epoxidharzes</b>	$a = c = 8,5 \mu\text{m}$	$a = c = 30 \mu\text{m}$
<b>randnaher Defekt</b>	$\sigma^{\text{appl}} = 160 \text{ MPa}$	$\sigma^{\text{appl}} = 91 \text{ MPa}$
1) elliptischer Defekt in unbegrenztem Körper	0,519	0,562
2) ellipt. D. in einseitig begrenztem Körper	$a/h = 0,3$	0,564
3) ellipt. D. in Scheibe	$a/h = 0,3$	0,565
4) ellipt. D. in einseitig begrenztem Körper	$a/h = 0,8$	0,629
5) ellipt. D. in Scheibe	$a/h = 0,8$	0,630
	$a = c = 9,25 \mu\text{m}$	$a = c = 62,5 \mu\text{m}$
<b>Randdefekt</b>	$\sigma^{\text{appl}} = 160 \text{ MPa}$	$\sigma^{\text{appl}} = 77 \text{ MPa}$
7) halb ellipt. Randd. in Scheibe	$W = 200 \mu\text{m}$	0,818
8) halb ellipt. Randd. in Scheibe	$W = 25 \text{ mm}$	(0,799)
9) durchgehender Randdefekt, 2D-Modell	$W = 25 \text{ mm}$	(2,189)
	$a = c = 8,5 \mu\text{m}$	$a = c = 30 \mu\text{m}$
<b>PZT-Platte mit Berücksichtigung des Epoxidharzes</b>	$\sigma^{\text{appl}} = 160 \text{ MPa}$	$\sigma^{\text{appl}} = 91 \text{ MPa}$
<b>randnaher Defekt in einseitig begrenztem Körper</b>		
10) ellipt. D. an Materialgrenzfläche	$a/h = 0,8$ $\mu_2/\mu_1 = 0$	0,630
11) ellipt. D. an Materialgrenzfläche *)	$a/h = 0,8$ $\mu_2/\mu_1 = 0,5$	0,583
12) ellipt. D. an Materialgrenzfläche **)	$a/h = 0,8$ $\mu_2/\mu_1 = 2$	0,543
13) ellipt. D. an Materialgrenzfläche **)	$a/h = 0,8$ $\mu_2/\mu_1 = \infty$	0,617
	$a = c = 9,25 \mu\text{m}$	$a = c = 62,5 \mu\text{m}$
<b>Randdefekt in einseitig begrenztem Körper</b>	$\sigma^{\text{appl}} = 160 \text{ MPa}$	$\sigma^{\text{appl}} = 77 \text{ MPa}$
14) halb ellipt. Randd. an Materialgrenzfläche	$\mu_2/\mu_1 = 0$	0,804
15) halb ellipt. Randd. an Materialgrenzfläche **)	$\mu_2/\mu_1 = 3$	0,605

\*) mit Berücksichtigung der Kupfernetz-Kontaktierung

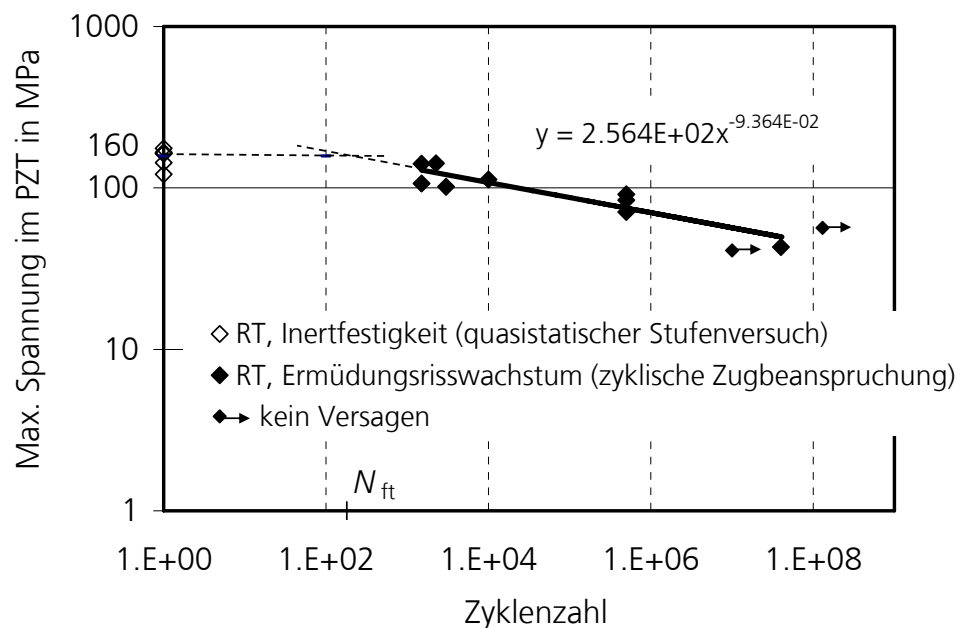
\*\*\*) zum Vergleich: mit erhöhtem  $E$ -Modul für Überdeckung

#### 5.4.4 Lebensdauerberechnung für PZT-Module unter zyklischer Zugbeanspruchung

Basierend auf der Analyse der Spannungen im PZT (Abschnitt 5.3.3) konnte das in Abschnitt 4.5.3 vorgestellte, dehnungsbasierte Lebensdauer-Diagramm für PZT-Module unter zyklischer Zugbeanspruchung (Bild 23) in die für bruchmechanische Analysen der Lebensdauer übliche, spannungsbasierte Form übertragen werden (Bild 72).

Bild 72:

Lebensdauerdiagramm für PZT-Module unter zyklischer mechanischer Zugbelastung bei Raumtemperatur (RT): Spannung im PZT über erreichter Zyklenzahl  $N_f$  bis zum Versagen. Bereich mit  $N_f < N_{ft}$ : interfestigkeitsdominierte Lebensdauer (leere Rauten: sofortiges Versagen bei Grenzbelastung), Bereich mit  $N_f > N_{ft}$ : Lebensdauer dominiert durch Ermüdungsrisswachstum (schwarze Rauten: Versagen nach zyklischer Zugbeanspruchung, schwarze Linie mit Gleichung: Ausgleichsgerade).



Nach dem in Abschnitt 2.3.7 beschriebenen Vorgehen wurden die im doppelt-logarithmischen Lebensdauerdiagramm aufgetragenen Daten durch Anpassen einer Ausgleichsgeraden (Bild 72, schwarze Linie mit Geradengleichung) entsprechend Gleichung (44) ausgewertet. Die ermittelten Parameter  $m = (1/0.09364) = 10,68$  und  $C_1 = (2,564 \cdot 10^2)^{10,68} = 5,29 \cdot 10^{25}$  dienen zur Abschätzung der Lebensdauer der Module bis zum Eintritt des Versagenskriteriums (Degradation der Sensorwirkung um mindestens 10 %) unter sinusförmiger, zyklischer Zugbeanspruchung bei Raumtemperatur mit der maximalen Spannung  $\sigma_{max}$  in MPa nach Gleichung (43).

Mit Gleichung (43) und (44) wurde aus  $C_1$  und  $m$ , sowie der Inertfestigkeit  $\sigma_c = 160$  MPa, dem Belastungsverhältnis  $R = (\sigma_{min}/\sigma_{max}) = 0,1$ , dem Spannungsintensitätsfaktor  $K_{Ic} = 0,82$  MPa·m<sup>1/2</sup> und dem Geometriefaktor  $Y = 1,341^{34}$ , der Parameter  $A'' = 5,0 \cdot 10^{-7}$  m für Ermüdungsrisswachstum nach Gleichung (42) berechnet. Die Parameter  $A''$  und  $m$  sind belastungsunabhängige Materialparameter, d.h. hiermit kann auch für andere Beanspruchungen der PZT-Module, als die hier untersuchte, eine Lebensdauerprognose erstellt werden. Voraussetzung dafür ist allerdings, dass das Versagen durch Ermüdungsrisswachstum unter zyklischer Zugbeanspruchung eintritt, z.B. wäre dies bei einer zyklischen Biegebeanspruchung der Module mit Versagen der zugbeanspruchten Seite der PZT-Platte der Fall.

<sup>34</sup> Für den halb-elliptischen Randdefekt unter Ermüdungsbeanspruchung mit  $a = 62,5$   $\mu$ m,  $W = 200$   $\mu$ m und  $\sigma_{appl} = 77,1$  MPa.

## 6 Diskussion

Die Diskussion der Ergebnisse gliedert sich in die beobachteten Schädigungsmechanismen, Ansätze zur modellhaften Beschreibung der Schädigung bzw. daraus abgeleiteten Lebensdauern sowie Erkenntnisse zu anwendungsorientierten Belastungsgrenzen.

### 6.1 Schädigungsmechanismen

Als typischer Schädigungsmechanismus der PZT-Module unter mechanischer Beanspruchung wurde das Entstehen von Rissen in der PZT-Keramik identifiziert (Abschnitt 4.5.1, Bild 18). Diese traten unter Zugbeanspruchung jeweils senkrecht zur Belastungsrichtung auf. Bei der Grenzbelastung von  $0,33 \pm 0,04\%$  Dehnung (Mittelwert, am DMS auf der Epoxidharzummantelung der Module gemessen) trat sofortige Schädigung der PZT-Keramik durch Risse ein. Dauerversuche unter sinusförmiger, zyklischer Zugbeanspruchung (Abschnitt 4.5.2) sowie unter konstanter, statischer Zugbeanspruchung (Abschnitt 4.5.4) führten ebenfalls zu Rissen.

In Untersuchungen der reinen PZT-Platten konnte ein deutlicher Einfluss der Belastungsgeschwindigkeit auf die Biegefestigkeit nachgewiesen werden (Abschnitt 4.6). Dies bestätigt das Auftreten des unterkritischen Risswachstums (vgl. Munz und Fett 1999, Oates et al. 2004, Felten 2006) in den PZT-Platten der Module. Dass bei gleicher maximaler Belastung der Schädigungsfortschritt unter zyklischer Beanspruchung deutlich schneller war als unter konstanter Dauerbelastung, wies auf die Wirkung eines zusätzlichen, zyklen-abhängigen Schädigungsmechanismus hin, der ein gegenüber reinem unterkritischem Risswachstum beschleunigtes Ermüdungsrisswachstum in der PZT-Keramik hervorruft. Obwohl zyklen-abhängige Ermüdungsmechanismen normalerweise für Keramiken nicht typisch sind, sondern eher von metallischen Werkstoffen bekannt sind, steht dies im Einklang mit Beobachtungen an verstärkten Keramiken (z.B. Ritchie et al. 2000) und auch an piezoelektrischen Materialien (Meschke et al. 1997 an  $\text{BaTiO}_3$ ; Fett 1998, Fett et al. 1999a, Salz et al. 2005, alle an PIC 151).

Fraktografische Untersuchungen zeigten Randdefekte oder randnahe Defekte als wahrscheinliche Ausgangspunkte für das Bruchversagen der PZT-Keramikplatten in den Modulen (Abschnitt 4.7.1). Analysen der Spannungsintensitätsfaktoren zeigten gute Übereinstimmung mit Angaben aus an piezokeramischen Materialien durchgeführten bruchmechanischen Untersuchungen.

Neben der Schädigung durch Risse wurden unter mechanischer Beanspruchung keine weiteren irreversiblen Schadensphänomene an den Modulen beobachtet. Die elektrische Kontaktierung blieb jeweils intakt. Die mikroskopischen Untersuchungen lieferten keine Hinweise auf Delamination zwischen PZT-Keramik und Epoxidharz oder sonstige Veränderungen. Für das in den Modulen eingesetzte Harzsystem wird in der Literatur eine gute Dauerbeständigkeit beschrieben (Zeidler 1998), insbesondere im Einsatz in Verbundwerkstoffen mit steifer Verstärkung. Daher wird davon ausgegangen, dass in der Epoxidharzummantelung der Module weder Relaxations- noch Schädigungsprozesse vorliegen.

Durch die Kupfernetzüberdeckung der Elektrodenflächen (Abschnitt 4.1.1), führten die Risse in der Keramik nicht zu einem kompletten Ausfall der Module, da auch die Bruchstücke der PZT-Platten noch leitfähig verbunden und damit zur Sensor- bzw. Aktoranwendung aktiv nutzbar waren. Nach dem Auftreten der Risse wurde jedoch jeweils eine Abnahme der Sensorwirkung



(gemessene Ladung unter mechanischer Dehnung) festgestellt (Abschnitt 4.5.1, Bild 20). Bei in-situ Messungen in Zugversuchen mit rampenförmig zunehmender Belastung konnte die sprungartige Abnahme der gemessenen Ladung direkt mit der akustisch wahrnehmbaren Rissbildung korreliert werden (Bild 19). In Kontrollversuchen unter elektrischer Ansteuerung wurde ebenfalls eine abnehmende Aktorwirkung (gemessene Dehnung unter elektrischer Ansteuerung) bei zunehmender Anzahl von Rissen festgestellt (Bild 22).

Mit Hilfe des Schubübertragungsmodells konnte die Abnahme der Funktionswirkung der Module in Abhängigkeit von der Anzahl der Risse quantitativ beschrieben werden (Abschnitt 5.2). Damit konnte gezeigt werden, dass die Schädigung der PZT-Keramik durch Risse direkt zur irreversiblen Verschlechterung des Einsatzverhaltens der Module führt, wie in einigen Untersuchungen bereits vermutet aber noch nicht bestätigt wurde (Bronowicki et al. 1996, Yocum et al. 2003, Eder-Azulay und Abramovich 2007). Die sehr gute Übereinstimmung des Modells mit experimentellen Ergebnissen (Bild 44) erlaubt die Schlussfolgerung, dass die Degradation der Funktionswirkung in erster Linie auf die Fragmentierung der PZT-Keramik zurückgeführt werden kann.

Eine mögliche zusätzliche Degradation der aktiven Materialeigenschaften an sich, wie von Eder-Azulay und Abramovich (2007) vermutet, kann jedoch nicht ausgeschlossen werden. Wie die Simulation der Zugbeanspruchung der Module auf CFK mit dem phänomenologisch motivierten Materialmodell für Ferroelektrika zeigt (Abschnitt 5.3.3, Bild 58), ist ein Depolarisationseffekt unter Zugbelastung der PZT-Platten senkrecht zur Polungsrichtung theoretisch zu erwarten, auch wenn die in dieser Arbeit vorliegenden experimentellen Beobachtungen keine eindeutige Beurteilung zulassen (Abschnitt 11.4).

Bei Untersuchungen unter Zugbeanspruchung bei unterschiedlichen Temperaturen (- 40 °C bis 120 °C) wurde eine zunehmende Verschlechterung der Sensorfunktion mit erhöhten Temperaturen festgestellt (Abschnitt 4.5.1). Dies ist vermutlich auf eine Degradation der mechanischen Eigenschaften der Klebung zwischen PZT-Modulen und CFK-Substrat zurück zu führen. Der eingesetzte Klebstoff hat eine Glasübergangstemperatur von 62 °C und weist ab dieser Temperatur eine reduzierte Schubübertragungsfähigkeit auf. Daraus kann eine veränderte Beanspruchung der PZT-Module resultieren, die dann im Biegeversuch auf CFK-Substrat statt annähernd axialer Zugbeanspruchung (vgl. Bild 16) eine überwiegende Biegebeanspruchung erfahren. Wie in der Simulation der Biegeversuche an reinen PZT-Platten gezeigt (Abschnitt 5.3.5), reduziert sich unter Biegung die resultierende, messbare elektrische Ladung der PZT-Keramik, da sich unter Druck- und Zugbeanspruchung Ladungen unterschiedlichen Vorzeichens ergeben. Die piezoelektrischen Kopplungseigenschaften der PZT-Keramik bleiben hingegen laut Herstellerangaben (PI Piezotechnology 2010) bis zu einer Einsatztemperatur von 150 °C relativ stabil. Die beobachteten Änderungen des Einsatzverhaltens waren jedoch reversibel und stellen somit keinen Schädigungsmechanismus im engeren Sinne dar. Im Rahmen der durchgeführten Experimente konnte keine signifikante Veränderung des Einsatz- oder Schädigungsverhaltens bei - 40 °C gegenüber Raumtemperatur festgestellt werden.

Die zur Untersuchung der PZT-Module unter Druckbelastung durchgeführten Versuche (Abschnitt 4.5.5) ergaben bei Belastungsamplituden bis -0,6 % Dehnung keinerlei Hinweise auf Materialschädigung in den Komponenten der Module. Dies galt auch für zyklische Belastung (bis zu  $10^5$  Zyklen bei -0,6 % Dehnung und bis zu  $10^7$  Zyklen bei -0,35 % Dehnung). Die untersuchten Proben wiesen generell unter Druckbeanspruchung eine 30 % bis 50 % geringere Sensorwirkung auf, als unter Zugbeanspruchung. In Versuchen mit stufenweise erhöhter Druckbelastung wurden ein zunehmend nichtlinearer Verlauf der Ladungs-Dehnungskurven sowie eine abnehmende Sensorwirkung beobachtet. In den zyklischen Dauerversuchen zeigte sich, dass bei unveränderter

zyklischer Beanspruchung keine Veränderung der Sensorwirkung mit zunehmender Zyklenzahl auftrat. Es ergaben sich keine sichtbaren Hinweise auf Schädigung. Die Funktionswirkung der Module konnte nach der Druckbeanspruchung unter Zugbeanspruchung wieder in vollem Umfang erreicht werden, insbesondere nach einer Repolarisierung (Abschnitt 4.2.2).

Da die Richtung der Druckbeanspruchung senkrecht zur Polungsrichtung der PZT-Platten liegt, sind hier, anders als bei Zugspannung senkrecht zur Polungsrichtung, keine ferroelastischen Depolarisationseffekte zu erwarten. Der Einfluss möglichen plastischen Spannungs-Dehnungsverhaltens des Epoxidharzes wurde numerisch untersucht (Abschnitt 5.3.4), es ergab sich jedoch keine wesentliche Änderung der entstehenden Ladungen. Eine Erklärungsmöglichkeit des beobachteten nichtlinearen Ladungs-Dehnungsverlaufs, der insbesondere bei Dehnungsbeträgen oberhalb von 0,3 % auftrat, kann mit dem Schubübertragungsmodell (Abschnitt 2.4 und 5.2) versucht werden. Bei hohen äußeren Beanspruchungen mit hoher Matrixdehnung  $\epsilon_M$  wird die maximale Dehnung in der PZT-Platte erst über eine relativ lange Lasteinleitungslänge erreicht. Im Lasteinleitungsbereich steigen die Dehnungen im PZT linear an, d.h. die PZT-Platte erfährt keine homogene Dehnung. Abhängig von der maximal übertragbaren Schubspannung zwischen Matrix und PZT kann in der PZT-Platte die Lasteinleitungslänge gegenüber dem Bereich mit konstanter, maximaler Dehnung des PZT überwiegen. Daraus ergibt sich, dass mit zunehmender Höhe der äußeren Beanspruchung die aus der Dehnung resultierende Ladung nicht linear mit der Beanspruchung zunimmt, sondern die Steigung der Ladungs-Dehnungskurven abflacht, wie im Experiment beobachtet. Dieser Ansatz begründet jedoch nicht die generell verminderte Sensorfunktion der Module unter Druckbeanspruchung, für die im Rahmen dieser Arbeit keine Erklärung gefunden werden konnte. Da keine irreversible Änderung des Einsatzverhaltens auftrat, stellt der beobachtete Effekt keine Schädigung im engeren Sinne dar.

Unter elektrischer Ansteuerung wurde als typischer Versagensmechanismus der elektrische Durchschlag in der PZT-Keramik beobachtet (Abschnitt 4.8.2). Diese Form der Schädigung bewirkt, anders als die zuvor beschriebene Verschlechterung des Einsatzverhaltens durch Risse im PZT, unmittelbar einen kompletten und irreversiblen Ausfall der Module. Das Versagen trat jeweils plötzlich, ohne vorherige Veränderung des Einsatzverhaltens ein. In Dauerversuchen unter elektrischer Ansteuerung innerhalb der vom Hersteller vorgegebenen Grenzwerte (- 100 V bis 400 V) erreichten alle Proben mindestens  $1 \cdot 10^8$  Zyklen ohne Versagen. Teilweise wurden bis zu  $1,5 \cdot 10^9$  Zyklen mit unverändertem Einsatzverhalten erreicht, bevor der Versuch abgebrochen wurde. Dies weist auf eine relativ gute Einsatzstabilität der Module im Aktorbetrieb hin.

Edery-Azulay und Abramovich (2007, vgl. Abschnitt 2.1) erzielten an ähnlichen Proben jeweils deutlich niedrigere Lebensdauern (bis  $10^7$  Zyklen), Nuffer et al. (2008) hingegen bis zu  $1 \cdot 10^9$  Zyklen. In beiden Untersuchungen wurden die Proben zusätzlich zur elektrischen Ansteuerung auch durch mechanische Belastung beansprucht. Eine verkürzte Lebensdauer der Module bei gleichzeitiger elektrischer und mechanischer Beanspruchung wäre plausibel, wenn durch die mechanische Beanspruchung Mikrorisswachstum auftritt. Dadurch können elektrochemische Transportvorgänge im PZT begünstigt werden, die letztendlich zu einer leitenden Verbindung zwischen den Elektroden und damit zum elektrischen Kurzschluss führen (Lupascu 2001). Die zugrunde liegenden Mechanismen bei Versagen durch elektrischen Durchschlag wurden im Rahmen der vorliegenden Arbeit jedoch nicht näher untersucht.

## 6.2 Modellierung der Schädigung bzw. der Lebensdauer

Das Auftreten von Rissen in der PZT-Platte der Module kann durch die bekannten, auf Mikrorisswachstum beruhenden Lebensdauermodelle für Keramiken (Munz und Fett 1999, vgl. Abschnitt 2.3) beschrieben werden. Sofortiges Bruchversagen tritt unter Grenzbelastung mit Erreichen der kritischen Spannungsintensität an vorhandenen Defekten ein. Bei statischen oder zyklischen Beanspruchungen unterhalb der Grenzbelastung wachsen vorhandene Defekte im PZT durch unterkritisches Risswachstum bzw. Ermüdungsrisswachstum bis zum Versagen bei Erreichen der kritischen Defektgröße. In Abhängigkeit von der Höhe der Dauerbeanspruchung tritt die Schädigung durch Risse erst nach einiger Zeit auf.

Mit Hilfe der FE-Simulation wurde die Zugspannung in der PZT-Keramik im Modul unter Zugbelastung bei der mittleren Grenzbeanspruchung von 0,33 % Dehnung ( $\pm 0.04$  %, am DMS auf der Epoxidharzummantelung der Module) mit verschiedenen Materialmodellen analysiert (Abschnitt 5.3.3). Da Mangels experimenteller Daten zum Materialverhalten von PIC 255 unter Zugbelastung senkrecht zur Polungsrichtung keines der eingesetzten Modelle an das tatsächliche Werkstoffverhalten angepasst werden konnte, können die Simulationsergebnisse nur zur Abschätzung der im PZT vorhandenen Spannungen dienen. Aufgrund der guten Übereinstimmung des linearen, piezoelektrisch gekoppelten Modells mit den experimentellen Kraft-Dehnungskurven wurde in den weiteren Analysen in dieser Arbeit die mit dem linearen Modell ermittelte, maximale Spannung von 160 MPa ( $\pm 20$  MPa) als Inertfestigkeit der PZT-Platte unter Zugbeanspruchung eingesetzt. Dieser Wert stellt eine Obergrenze der abgeschätzten Spannungen dar. Mit dem phänomenologischen Materialmodell für Ferroelektrika ergab sich eine maximale Spannung von 150 MPa. Mit den plastischen Fit-Modellen waren die resultierenden Spannungen deutlich reduziert, bei einer Kraft von 80 N (Grenzbelastung bei Rissbildung im quasistatischen Stufenversuch) ergaben sich im PZT Spannungen zwischen 135 MPa und 145 MPa bzw. bei einer Dehnung von 0,33 % (am DMS) zwischen 50 MPa und 65 MPa. Diese Werte sind aufgrund der schlechten Übereinstimmung der Kraft-Dehnungskurven der Fit-Modelle mit experimentellen Daten als eher zu klein einzuschätzen.

Aus den experimentellen Daten von Fett et al. (1998, vgl. Bild 47) ergibt sich für Zugbelastung von PIC 151 senkrecht zur Polungsrichtung eine plastische Dehnung von etwa 0,1 % vor dem Bruchversagen. Wird eine plastische Dehnung in dieser Größenordnung für das Versagen der PIC 255 PZT-Platten der Module unter Zugbeanspruchung angenommen, so ergibt sich eine Reduktion der elastischen Dehnungen von 0,33 % auf 0,23 %. Bei einem geringeren elastischen Anteil der Dehnungen sind auch die resultierenden Spannungen im PZT um ca. ein Drittel gegenüber den mit dem linearen, piezoelektrisch gekoppelten Modell berechneten Ergebnissen reduziert. Es ergibt sich dann eine Versagensspannung von ca. 110 MPa. Dieser Wert erscheint im Vergleich zu den von Fett et al. (1998) ermittelten Festigkeitswerten von 30 MPa an PIC 151 immer noch recht hoch. Allerdings hat bei keramischen Werkstoffen die aus der Zusammensetzung und dem Herstellungsprozess resultierende Defektverteilung einen so hohen Einfluss auf die Festigkeit, dass ein solcher Unterschied als durchaus realistisch eingestuft werden kann. Der Wert von 110 MPa stellt somit eine Untergrenze der abgeschätzten Zugfestigkeit dar.

Die Kupfernetz-Überdeckung der PZT-Keramik zur elektrischen Kontaktierung (Abschnitt 4.1.1) wurde aufgrund ihrer geringen Dicke im FE-Modell (Abschnitt 5.3.2) nicht abgebildet, um die Komplexität des Modells handhabbar zu halten. Die Auswirkung des Kupfernetzes auf die Spannungen im PZT wurde mit der analytischen Lösung eines Balkenmodells abgeschätzt (Abschnitt 11.3). Es ergab sich eine um 9 % reduzierte maximale Spannung im PZT. In Anbetracht des weiten Bereichs, der sich bei der Abschätzung der Zugfestigkeit der PZT-Platte im Modul

zwischen der Obergrenze von 160 MPa und der Untergrenze von 100 MPa ergibt, kann die abschwächende Wirkung der Kupfernetz-Überdeckung auf die Zugspannung im PZT als vernachlässigbar klein betrachtet werden.

In der vorliegenden Arbeit wurden zusätzlich zu den Untersuchungen an PZT-Modulen auch Biegefestigkeitsuntersuchungen an reinen PIC 255 PZT-Platten (wie in den Modulen eingesetzt) durchgeführt (Abschnitt 4.6). Die hierfür aus der FE-Simulation (Abschnitt 5.3.5) ermittelte Biegefestigkeit von 126 MPa ( $\pm 12$  MPa, am Element mit der höchsten Zugbeanspruchung auf der Symmetrieachse) ist ebenfalls relativ hoch. Das lineare Modell wies wieder die beste Übereinstimmung mit den experimentellen Kraft-Wegkurven auf, weshalb in der weiteren Analyse der linear ermittelte Wert eingesetzt wurde. Die mit den plastischen Fit-Modellen berechneten Spannungen (90 MPa bis 120 MPa) wichen hier weniger stark vom Ergebnis der linearen Analyse ab, als bei der Simulation der Zugbeanspruchung der Module auf CFK-Substrat. Unter Berücksichtigung statistischer Effekte wurde aus der Biegefestigkeit von 126 MPa eine Zugfestigkeit von 110 MPa abgeleitet (Abschnitt 5.4.2). Dieser Wert stimmt mit der Untergrenze der Abschätzung der Zugfestigkeit bei Berücksichtigung einer plastischen Dehnung von 0,1 % überein.

An den im Biegeversuch getesteten PZT-Platten wurden in der fraktografischen Bruchflächenuntersuchung größere Defekte gefunden als in den Bruchflächen der untersuchten Module (Abschnitt 4.7.1 und 4.7.2). Dies ist vermutlich auf Einflüsse bei der Herstellung zurückzuführen, da aufgrund des zeitlichen Abstands der Lieferung die Proben unterschiedlichen Chargen entstammen. Größere Defekte führen in Keramiken i.d.R. zu niedrigeren Festigkeiten, sodass der aus den Biegeversuchen ermittelte Festigkeitswert - nahe der Untergrenze der aus den Versuchen unter Zugbelastung abgeleiteten Festigkeit - sich plausibel in das Gesamtbild einfügt.

Die Analyse der Spannungsintensitätsfaktoren (Abschnitt 5.4.3) für die gefundenen Defekte (Abschnitt 4.7.1) der PZT-Platten aus den Modulen unter der Zugbeanspruchung von  $\sigma^{\text{appl}} = 160$  MPa ergab Werte von  $K_{Ic} = 0,63$  MPa m<sup>1/2</sup> (Randdefekt),  $K_{Ic} = 0,58$  MPa m<sup>1/2</sup> (randnaher Defekt) und  $K_{Ic} = 0,82$  MPa m<sup>1/2</sup> (Ermüdungsbelastung mit  $\sigma^{\text{appl}} = 77$  MPa am Randdefekt), die gegenüber sonst beschriebenen Ergebnissen ( $K_{Ic} = 1,22$  MPa m<sup>1/2</sup> für CT-Proben aus PIC 151 mit Polung in Rissfortschrittsrichtung, Lucato et al. 2000) tendenziell eher niedrig waren. Die Analyse zeigte außerdem einen vernachlässigbar kleinen Effekt der Epoxidharzüberdeckung der Keramikplatte, auch bei Berücksichtigung der Kupfernetzschicht. Da die ermittelten Spannungsintensitätsfaktoren jeweils direkt abhängig von der Spannung im PZT sind, wäre bei niedrigeren maximalen Spannungen in der PZT-Platte die Übereinstimmung der  $K_{Ic}$ -Werte mit Literaturwerten schlechter. In Anbetracht der vorangehenden Abschätzungen wird daher davon ausgegangen, dass die hier ermittelten hohen Zugfestigkeiten der PZT-Platten in den Modulen durch den Herstellungsprozess der Keramik bzw. das geringe beanspruchte Volumen der PZT-Platten im Vergleich zu üblichen Zugproben erreicht wird.

Zur Auswertung der Lebensdaueruntersuchungen der Module unter sinusförmiger, zyklischer Zugbeanspruchung wurde ein Lebensdauerdiagramm erstellt, das die Anzahl von Belastungszyklen bis zum Erreichen eines Versagenkriteriums von 10 % Abnahme der Sensorfunktion in Abhängigkeit der maximalen Belastung aufzeigt (Abschnitt 4.5.3, Bild 23 bzw. Bild 72). Diese Funktionsdegradation wurde jeweils gleichzeitig mit dem Auftreten der ersten ein bis zwei Risse festgestellt. Die experimentell ermittelten Daten wurden mit einem Modell zur Berechnung der Lebensdauer bei Ermüdungsrisswachstum analysiert (Abschnitt 5.4.4). Die Parameter dieses Lebensdauermodells erlauben eine Abschätzung der erreichten Lebensdauer vor dem Eintreten des ersten Versagens für alle Einsatzfälle, in denen Module mit gleicher Defektverteilung unter den gleichen Schädigungsmechanismen versagen. Dies ist z.B. bei einer Biegebeanspruchung der

Module mit Versagen in der zugbeanspruchten Zone zu erwarten. Die Gültigkeit des eingesetzten Lebensdauermodells beruht auf der Annahme, dass das Ermüdungsrisswachstum durch ein Potenzgesetz beschrieben werden kann. Die Analyse der hier der vorliegenden Daten bestätigte dies im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen. Auch in Lebensdaueruntersuchungen an PIC 151 (Fett et al. 1999a) wurde ein Lebensdauermodell in Potenzgesetzform bestätigt.

Grundsätzlich wird für ferroelektrische Materialien eine elektromechanisch gekoppelte bruchmechanische Betrachtung des Risswachstums diskutiert (Schneider 2007, Kuna 2010). Untersuchungen belegen, dass das Risswachstum vom Polungszustand bzw. vom elektrischen Feld abhängt, die Ergebnisse sind aber teilweise widersprüchlich. Schneider und Kuna beschreiben eine Vielzahl diskutierter Ansätze, von denen sich aber noch keiner als gänzlich zielführend erwiesen hat. In der vorliegenden Arbeit wurden die PZT-Module unter mechanischer Beanspruchung senkrecht zur Polungsrichtung untersucht. Unter diesen Umständen ist der zu erwartende Einfluss der elektromechanischen Kopplung relativ gering. Die gewählte Vorgehensweise unter rein mechanischen Gesichtspunkten stellt daher eine zulässige Vereinfachung dar (Felten 2006).

Die Abnahme der Funktionswirkung der Module in Abhängigkeit von der Anzahl der Risse konnte mit Hilfe des Schubübertragungsmodells quantitativ in guter Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen beschrieben werden (Abschnitt 5.2). Das Modell erlaubt somit zusammen mit dem Lebensdauermodell für Ermüdungsrisswachstum eine Abschätzung der verbleibenden erzielbaren Funktionswirkung der Module nach zyklischer Zugbeanspruchung.

Eine Analyse der abnehmenden Funktionswirkung wurde in ähnlicher Art mit dem Schubübertragungsmodell durch Hagood und Pizzochero (1997) für Piezofaser-Komposit-Module angewandt. Hagood und Pizzochero setzen das Schubübertragungsmodell in einer FE-Implementierung zusammen mit einer Modellierung der statistischen, rissbasierten Schädigungsentwicklung ein. Damit wird eine Vorhersage möglich, wann unter einer bestimmten Beanspruchung im Modul welcher Schädigungs- bzw. Funktionszustand erreicht wird.

Hagood und Pizzochero (1997) beschreiben allerdings auch, dass bei erneuter Belastung unterhalb der schädigenden Beanspruchung die effektiven Funktionseigenschaften der Module wieder denjenigen im schädigungsfreien Ausgangszustand entsprechen könnten. Es wird dabei argumentiert, dass die herstellungsbedingten Druckvorspannungen, die bei den hier untersuchten Modulen ebenfalls beobachtet und analysiert wurden (Abschnitt 4.1.2 und 5.1), zum Schließen der bereits entstandenen Risse führten und damit wieder volle Funktionsfähigkeit erreicht würde.

Dies wurde in den hier beschriebenen Untersuchungen nicht beobachtet. Der Widerspruch kann teilweise durch die unterschiedliche Funktionsweise der Modul-Bauarten zurückgeführt werden. In den Fasermodule wird mittels intermittierender „Fingerelektroden“ ein elektrisches Feld in Faserrichtung aufgebracht und in der von Hagood und Pizzochero (1997) untersuchten Aktorfunktion der piezoelektrische Längseffekt genutzt, der bei positiver Ansteuerung eine Ausdehnung der Fasern in Längsrichtung bewirkt. Dabei werden zwischen den Faserfragmenten Druckkräfte übertragen, sodass der Kraftfluss durch vorhandene Risse nicht beeinflusst wird. Unter Zugbeanspruchung wäre jedoch trotzdem eine Abnahme der Sensorfunktion der Faser-Module zu erwarten, außer unter sehr niedrigen Beanspruchungen, unterhalb der Größe der Druckvorspannung.

Für das Versagen durch elektrischen Durchschlag bei Dauerbeanspruchung der PZT-Module unter elektrischer Ansteuerung konnte kein Modell zur Beschreibung der Schädigungsentstehung bzw.

der Lebensdauer umgesetzt werden. Wie im vorhergehenden Abschnitt beschrieben, wurden unter reiner elektrischer Ansteuerung innerhalb der vom Hersteller vorgegebenen Grenzwerte bei Lebensdauern von mindestens  $10^8$  Zyklen an auf steife Substrate applizierten Modulen erreicht. Dies könnte im Rahmen der hier eingehaltenen Untersuchungsbedingungen als Mindestlebensdauer bezeichnet werden. Ein starker Einfluss der Umgebungsbedingungen, insbesondere der Luftfeuchtigkeit, ist hier allerdings zu erwarten. Wie in anderen Untersuchungen festgestellt wurde (Edery-Azulay und Abramovich 2007), ist außerdem bei gleichzeitiger mechanischer Beanspruchung mit einem veränderten Schädigungsverhalten zu rechnen.

### 6.3 Anwendungsorientierte Grenzbelastungen und Randbedingungen

In der Anwendung der Module führt die Degradation der Funktionswirkung durch Risswachstum unter Zugbeanspruchung, wie auch das zuvor beschriebene nichtlineare Sensorverhalten unter Druckbeanspruchung zu einer eingeschränkten Genauigkeit der Module. Unter Druckbeanspruchung wäre dies durch Einhaltung einer minimalen Grenzdehnung von - 0,2 % (vgl. Bild 25) zu vermeiden oder könnte gegebenenfalls durch eine adaptive Steuerung des aktiven Systems ausgeglichen werden.

Unter Zugbeanspruchung wäre eine Grenzbelastung von 0,1 % Dehnung einzuhalten, unterhalb derer hier kein Ermüdungsrissswachstum beobachtet wurde. Eine Möglichkeit zur Stabilisierung des Einsatzverhaltens bietet auch das Durchlaufen der Funktionsdegradation während einer Einlaufzeit, in der unter relativ hoher Zugbeanspruchung die Fragmentierung der PZT-Platte bis zum Erreichen der minimalen Fragmentlänge bei dieser Beanspruchung gezielt herbei geführt wird. Erfolgt danach der Einsatz bei niedrigeren Beanspruchungen, so liegt die Länge der Einzelfragmente unterhalb der zum Ermüdungsrissswachstum nötigen Lasteinleitungslänge. Damit ist ein Dauerfestigkeitszustand erreicht, in dem wieder eine stabile Funktionswirkung vorliegt.

Grundsätzlich ist beim Einsatz der Module die Einhaltung geeigneter Umgebungsbedingungen zu beachten. Bei erhöhten Temperaturen wurde unter Zugbeanspruchung eine verschlechterte Sensorwirkung beobachtet. Bei Temperaturen oberhalb von 100 °C war keine sinnvolle Auswertung der gemessenen Ladungs-Dehnungsdaten mehr möglich. Dies kann jedoch vermutlich, wie zuvor diskutiert, auf den eingesetzten Kleber zurückgeführt werden. Bei Anwendungen unter erhöhten Temperaturen ist somit sowohl auf die Einhaltung der Grenztemperaturen für die PZT-Keramik zu achten, als auch auf die Auswahl geeigneter Klebemittel sowie gegebenenfalls für höhere Temperaturen angepasstes Matrixmaterial. Bei niedrigen Temperaturen wurde keine Auswirkung auf das mechanische Schädigungsverhalten beobachtet. Es ist jedoch dabei auf die Kontrolle der Luftfeuchtigkeit zu achten. Die hier beschriebenen Untersuchungen wurden bei einer Luftfeuchtigkeit von unter 60 % durchgeführt. Es ist zu erwarten, dass sich höhere Luftfeuchtigkeit negativ auf die Lebensdauer der Module auswirkt, da die Epoxidharzmatrix keinen ausreichenden Schutz gegen Eindringen von Feuchtigkeit bietet und dies sowohl das unterkritische Risswachstum verstärkt (Munz und Fett 1999) als auch den elektrischen Durchschlag begünstigt (PI Veröffentlichungen 2011).

## 7 Zusammenfassung und Schlussfolgerung

In der vorliegenden Arbeit wurden Grenzbeanspruchungen und Lebensdauer flächiger, piezokeramischen Sensor- / Aktor - Module unter Zug- und Druckbeanspruchung sowie elektrischer Ansteuerung untersucht. Ziel der Arbeit war die Identifikation typischer Schädigungsmechanismen und der Einsatz darauf beruhender Modelle zur Lebensdauerberechnung.

Als typischer Schädigungsmechanismus unter Zugbeanspruchung wurde Rissbildung in der PZT-Keramik der Module identifiziert. Diese tritt ab einer Grenzbelastung von  $0,33 \pm 0,04$  % Dehnung (gemessen auf der Epoxidharzummantelung der Module) sofort auf. Unter zyklischer Zugbeanspruchung wurde ein Anstieg der Rissanzahl mit zunehmender Zyklenzahl beobachtet. Als Folge der Risse tritt eine Verminderung der Sensor- und Aktorwirkung der Module ein.

Aus den Ergebnissen zyklischer Dauerversuche unter Zugbeanspruchung bei Raumtemperatur wurde ein Lebensdauerdiagramm erstellt, das die Anzahl von Belastungszyklen bis zum Erreichen eines Versagenskriteriums (10 % Abnahme der Sensorwirkung), das in Verbindung mit Auftreten erster Risse einsetzt, als Funktion der Belastung zeigt. Ergänzend sind darin Datenpunkte zur Lebensdauer unter Zugbeanspruchung bei  $-40$  °C,  $60$  °C und  $100$  °C enthalten.

Zur Interpretation der Ergebnisse wurde Finite Elemente Simulation mit verschiedenen Materialmodellen für Piezokeramiken eingesetzt. Aus dem Grenzwert der gemessenen Dehnung beim sofortigen Auftreten von Rissen wurde mit einem linearen, piezoelektrisch gekoppelten Materialmodell ein oberer Grenzwert der Zugfestigkeit von  $\sigma_c = 160$  MPa der PZT-Platten in den Modulen berechnet. Als unterer Grenzwert wurde unter Berücksichtigung plastischer Dehnungen von  $0,1$  % eine Festigkeit von  $110$  MPa abgeschätzt. Anhand fraktografischer Untersuchungen wurden bruchauslösende Defekte identifiziert und Bruchzähigkeiten von  $K_{Ic} = 0,63$  MPa  $m^{1/2}$  unter Grenzbeanspruchung bzw.  $K_{Ic} = 0,82$  MPa  $m^{1/2}$  bei Versagen durch Ermüdungsrisswachstum ermittelt, wobei wiederum die mit dem linearen Modell ermittelten oberen Grenzwerte der Spannung im PZT eingesetzt wurden.

Aus den vorliegenden Ergebnissen wurde ein auf Ermüdungsrisswachstum basiertes Modell zur Berechnung der Lebensdauer abgeleitet. Die Parameter des Modells erlauben eine Berechnung der Zyklenzahl vor dem Eintreten des Versagenskriteriums, d.h. vor dem Auftreten erster Risse. Das Lebensdauermodell ist übertragbar auf alle Einsatzfälle, in denen PZT-Module mit gleicher Defektverteilung unter dem gleichen Schädigungsmechanismus versagen. Dies ist z.B. bei einer Biegebeanspruchung der Module zu erwarten.

Die Degradation des Funktionsverhaltens der Module unter Zugbeanspruchung konnte mit dem Schubübertragungsmodell auf die Fragmentierung der PZT-Keramik zurückgeführt und quantitativ in Abhängigkeit von der Anzahl der Risse beschrieben werden. Die sehr gute Übereinstimmung des Modells mit den experimentellen Ergebnissen deutet darauf hin, dass die Abnahme der Funktionswirkung der Module unter Zugbeanspruchung maßgeblich auf die Fragmentierung der PZT-Keramik zurückgeführt werden kann. Eine mögliche Degradation der aktiven Materialeigenschaften an sich kann nicht ausgeschlossen werden, wäre jedoch als zusätzlicher Effekt und aufgrund der beschriebenen Ergebnisse als eher untergeordnet zu bezeichnen.

Unter Druckbeanspruchung wurde eine allgemeine Reduktion der Sensorwirkung sowie starke Nichtlinearität der ermittelten Ladungs-Dehnungskurven festgestellt, diese Effekte konnten nur ansatzweise erklärt werden. Es wurde jedoch bei Belastungen von bis zu - 0,6 % Dehnung keine irreversible Schädigung beobachtet. Auch nach zyklischen Dauerversuchen unter Druckbeanspruchung konnte durch elektrische Repolarisation der Module die ursprüngliche maximale Sensorwirkung wieder hergestellt werden.

Bei elektrischer Ansteuerung der PZT-Module wurde im zyklischen Dauerversuch bei - 100 V bis 400 V Ansteuerspannung als typischer Versagensmechanismus der elektrische Durchschlag beobachtet, der einen irreversiblen, kompletten Ausfall der Module erzeugt. Die erreichten Lebensdauern waren bei allen Proben mindestens  $10^8$  Zyklen. Dies deutet auf eine relativ hohe Stabilität der Module im Aktorbetrieb.

## 8 Ausblick

Aus den Ergebnissen dieser Arbeit ergeben sich direkt einige Fragestellungen, die eine sinnvolle Ergänzung der bereits durchgeführten Untersuchungen darstellen. Außerdem wurden einige Aspekte der bruchmechanischen Analyse für piezoelektrische Keramiken berührt, die interessante Gebiete zur weiteren Auseinandersetzung mit der Problematik darstellen.

Zunächst sind weitere Untersuchungen der Lebensdauer der Module unter kombinierter elektrischer und mechanischer Beanspruchung, sowie die dauerhafte elektrische Ansteuerung von Modulen mit Rissen und zum Einfluss der Umgebungsfeuchte von Interesse. Unter mechanischer Beanspruchung ist eine Aufklärung zum Einfluss des  $R$ -Verhältnisses auf das Ermüdungsrisswachstum nötig, da diese Beanspruchungsform im Einsatz der Module z.B. auf durch Schwingungen angeregten Strukturen von praktischer Bedeutung ist.

Eine quantitative Abschätzung der zeitlichen Veränderung der Sensor- und Aktorwirkung bzw. der Zeitpunkt des Erreichens einer reduzierten, aber relativ stabilen Funktionswirkung sind durch eine statistische Analyse der Versagenswahrscheinlichkeit basierend auf der Defektverteilung der PZT-Keramik und darauf aufbauender Versagenssimulation möglich. Das grundsätzliche Vorgehen hierzu ist z.B. bei Hagood und Pizzochero (1997) beschrieben. Um die statistische Analyse sinnvoll anzuwenden sind umfangreichere Untersuchungen zur Festigkeit der PZT-Platten nötig, als sie im Rahmen der vorliegenden Arbeit möglich waren.

Grundsätzlich ist der verantwortliche Mechanismus für den gegenüber dem unterkritischen Risswachstum beschleunigten Schadensfortschritt unter zyklischer Beanspruchung noch nicht aufgeklärt. Hier wären entsprechende in-situ Untersuchungen sehr interessant. Im Rahmen solcher Beobachtungen sind auch genauere Untersuchungen der unter mechanischer Beanspruchung eintretenden Domänenorientierungsvorgänge möglich. Hiermit können nichtlineare Materialmodelle für die Finite Elemente Simulation genauer an experimentelle Daten angepasst werden und somit auch zur genaueren Aufklärung von Versagensmechanismen im belasteten Bauteil beitragen. Gegebenenfalls ist dies auch zur Weiterentwicklung von Ansätzen der elektromechanisch gekoppelten Bruchmechanik einsetzbar.



## 9 Danksagung

Bei Herrn Prof. Dr. P. Gumbsch möchte ich mich für die Übernahme der wissenschaftlichen Betreuung der Dissertation bedanken und für die stets klaren, richtungweisenden und motivierenden Stellungnahmen. Herrn Prof. Dr. Marc Kamlah danke ich für die Übernahme des Korreferates sowie ganz besonders für die von Anfang an stete Diskussionsbereitschaft, gute Beratung und erfreuliche Zusammenarbeit. Herrn Prof. Dr. T. Böhlke danke ich für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes und Herrn Prof. Dr. A. Fidlin für die freundliche Bereitschaft, kurzfristig als vertretender Hauptreferent in der Prüfung einzuspringen.

Diese Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftliche Mitarbeiterin am Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM in Freiburg im Breisgau. Ganz besonders danke ich hier Frau Dr. Bärbel Thielicke, die diese Arbeit von Anfang an begleitet hat, für ihre zuverlässige Unterstützung. Meinen Kollegen Herrn Dr. Christophe Poizat, Herrn Dr. Ingo Schmidt, Herrn Dr. Alexander Butz, Herrn Dr. Achim Neubrand, Herrn Roland Schäfer und Herrn Dr. Joachim Heierli danke ich sehr für viele hilfreiche Diskussionen und die großzügige Bereitschaft zum Eindenken in zum Teil fachfremde Problematiken. Herrn Michael Deissenbeck, Frau Ulrike Köster, Herrn Dieter Ullrich, Herrn Martin Möser und vielen namentlich nicht genannten Kolleginnen und Kollegen danke ich herzlich für die kompetente Durchführung vieler Versuche und viele hilfreiche Anregungen und Ratschläge sowohl bei der versuchs- als auch der simulationstechnischen Seite dieser Arbeit. Frau Cécile Krebs, Herrn Mathias Löffler und Herrn Paul Baireuther danke ich für ihre engagierte Mitarbeit im Rahmen von Diplom- und Praktikumsarbeiten.

Für die gute Zusammenarbeit und die freundliche, entgegenkommende Unterstützung dieser Arbeit danke ich außerdem Herrn Dr. Peter Wierach (DLR, Braunschweig), Herrn Stefan Linke (Invent GmbH, Braunschweig) und Herrn Eberhard Hennig, Herrn Peter Ditas und Frau Antje Kynast (PI Ceramic GmbH, Lederhose). Für hilfreiche Diskussionen danke ich Herrn Dr. Frank Felten (Robert Bosch GmbH, Stuttgart) sowie Herrn Dr. T. Fett (IAM KIT, Karlsruhe) und ganz besonderer Dank gilt Herrn Dr. Holger Schwaab (IAM KIT, Karlsruhe) für seinen Beitrag zum Simulationsteil dieser Arbeit.

Herrn Prof. Dr. H. Riedel, Herrn Dr. Michael Luke und Herrn Dr. Wulf Pfeiffer danke ich herzlich für die großzügige Bereitschaft zur genauen Durchsicht des Manuskripts, die sehr anregenden und hilfreichen Diskussionen und die gleichzeitig motivierende und fordernde Betreuung in der letzten Phase der Fertigstellung.

Bei allen Kolleginnen und Kollegen möchte ich mich für die gute Atmosphäre und bei meiner Familie und Freunden für die vielen in bester Laune sowie auch mal in zähen Durststrecken gemeinsam verbrachten Stunden, Telefonate und Gebete bedanken, die das Durchhalten enorm unterstützt haben.

Dank gilt auch der Deutschen Forschungsgemeinschaft DFG, die die durchgeführten Arbeiten im Rahmen des DFG-Schwerpunktprogramms SPP 1156 „Adaptronik in Werkzeugmaschinen“ förderte (TH 728/2-1 bis 3).

## 10 Literaturverzeichnis

Agnes G S und Mall S, 1999, Structural integrity issues during piezoelectric vibration suppression of composite structures, *Composites: Part B*, 30, 727-738.

Anderson T L, 1991, *Fracture mechanics: fundamentals and applications*, CRC press, Boca Raton.

BMBF-Leitprojekt Adaptronik, 1998 – 2002, Adaptive Verbundstrukturen für den Leichtbau – strukturkonform integrierte piezoelektrische Fasern und Folien (ADAPTRONIK), <http://www.lp-adaptronik.de/>.

Bronowicki A J, McIntyre L J, Betros R S and Dvorsky G R, 1996, Mechanical validation of smart structures, *Smart Mater. Struct.*, 5, 129-139.

Chen W, Lupascu D C, Rödel J und Lynch C S, 2001, Short Crack R-Curves in Ferroelectric and Electrostrictive PLZT, *J. Am. Ceram. Soc.*, 84, 593-597.

Dauskardt R H, Dalgleish B J, Yao D und Ritchie P F, 1993, Cyclic fatigue-crack propagation in a silicon carbide whisker-reinforced alumina composite: role of load ratio, *J. Mat. Sc.*, 28, 3258-3266.

Datenblatt Epoxidharz, 2008, Araldit LY 556 / HY 917 / DY 070, Huntsman International.

Datenblatt Funktionsmodule, 2003, Funktionsmodule für den Einsatz im DFG-SPP „Adaptronik in Werkzeugmaschinen“, Institut für Faserverbundleichtbau und Adaptronik, Deutsches Zentrum für Luft- und Raumfahrt DLR, Braunschweig.

Datenblatt Hysol 9466, 2005, Technical Data Sheet Loctite Hysol 9466, Henkel Technologies.

Datenblatt Kistler Ladungsteiler, 2007, Ladungsteiler – für elektrische Ladung, Typ 5361A..., Kistler Instrumente AG, Winterthur, Schweiz.

Datenblatt Kistler Ladungsverstärker, Betriebs- und Serviceanleitung Ladungsverstärker Type 5001, Kistler Instrumente AG, Winterthur, Schweiz.

DIN EN 843-1, 2008, Hochleistungskeramik –Mechanische Eigenschaften monolithischer Keramik bei Raumtemperatur – Teil 1: Bestimmung der Biegefestigkeit; Deutsche Fassung EN 843-1:2006.

DIN EN 843-3, 2005, Hochleistungskeramik – Mechanische Eigenschaften monolithischer Keramik bei Raumtemperatur – Teil 3: Bestimmung der Parameter des unterkritischen Risswachstums aus Biegefestigkeitsprüfungen mit konstanter Spannungsrate; Deutsche Fassung EN 843-3:2005.

Edey-Azulay L and Abramovich H, 2007, The integrity of piezo-composite beams under high cyclic electro-mechanical loads—experimental results, *Smart Mater. Struct.*, 16, 1226-1238.

- Endriss A, 1996, Reorientierungsverhalten von Domänen und mikroskopische Gitterdeformation in piezoelektrischen PZT-Keramiken, Dissertation Universität Tübingen, UFO Dissertation Band 302, UFO Atelier für Gestaltung & Verlag, Tübingen.
- Evans A G und Fuller E R, 1974, Crack propagation in ceramic materials under cyclic loading conditions, Metall. Trans., 5, 27-33.
- Evans A G und Hutchinson J W, 1995, The thermomechanical integrity of thin films and multilayers, Acta metall. mater., 43, 2507-2530.
- Felten F, 2006, Anwendung der Rastersondenmikroskopie zur Bestimmung bruchmechanischer Parameter und lokaler piezoelektrischer Eigenschaften von Ferroelektrika, Berichte aus der Materialwissenschaft, Dissertation, Shaker Verlag, Aachen.
- Felten F, 2009, persönliche Mitteilung.
- Fett T, Martin G, Munz D und Thun G, 1991, Determination of  $da/dN-\Delta K_I$  curves for small cracks in alumina in alternating bending tests, J. Mat. Sc., 26, 12, 3320-3328.
- Fett T und Munz D, 1997, Stress Intensity Factors and Weight Functions, Advances in Fracture Series, Computational Mechanics Publications, Southampton.
- Fett T, Müller S, Munz D and Thun G, 1998, Nonsymmetry in the deformation behaviour of PZT, J. Mat. Sc. Let., 17, 261-265.
- Fett T, 1998, Mechanische Ermüdung an weicher PZT-Keramik, 30. Tagung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge, 375-384.
- Fett T, Munz D und Thun G, 1999 (a), Mechanical fatigue of a soft PZT ceramic under pulsating tensile loading, J. Mat. Sc. Let., 18, 1895-1898.
- Fett T, Munz D und Thun G, 1999 (b), Tensile and bending strength of piezoelectric ceramics, J. Mat. Sc. Let., 18, 1899-1902.
- Gall M, 2003, Theorie und Finite-Elemente Formulierung eines Elastokinetischen Kontinuums mit Piezoelektrischen Eigenschaften, Diplomarbeit, Institut für Baustatik, Universität Karlsruhe (TH).
- Gall M, Thielicke B, Poizat C und Klinkel S, 2005, Finite Element Formulation of a Piezoelectric Continuum and Performance Studies of Laminar PZT-Patch-Modules, Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 881E, CC3.3, Warrendale, PA.
- Gall M und Thielicke B, 2006, Lebensdaueruntersuchungen von PZT-Flächenkompositen im Sensor- und Aktuatoreinsatz, Tagungsband DVM – Arbeitskreis Zuverlässigkeit mechatronischer und adaptronischer Systeme, DVM-Bericht 901, ISSN 1862-4685, 53-62.
- Gall M und Thielicke B, 2007, Life-span investigations of piezoceramic patch sensors and actuators, SPIE conf. on Smart Structures and Materials & Nondestructive Evaluation and Health Monitoring 2007, Behavior and Mechanics of Multifunctional and Composite Materials, Marcelo J. Dapino (ed.), proc. SPIE volume 6526, ISBN: 9780819466471.

Gall M, Thielicke B und Schmidt I, 2009, Integrity of piezoceramic patch transducers under cyclic loading at different temperatures, *Smart Mater. Struct.* 18, 104009.

Hackemann S, 2001; Ortsaufgelöste röntgendiffraktometrische Charakterisierung von Domänenumklappvorgängen in ferroelektrischen Keramiken, Dissertation, Universität Karlsruhe, Fakultät für Maschinenbau.

Hackemann S und Pfeiffer W, 2003, Domain switching in process zones of PZT: characterization by microdiffraction and fracture mechanical methods, *J. Europ. Ceram. Soc.*, 3893, 141-151.

Haertling G H, 1999, Ferroelectric Ceramics: History and Technology, *J. Am. Ceram. Soc.*, 82, 4, 797-818.

Hagood N W und Pizzochero A, 1997, Residual Stiffness and Actuation Properties of Piezoelectric Composites: Theory and Experiment, *J. Intel. Mat. Syst. Struct.*, 8, 724-737.

Hennig E, 2008, Fragen der Bestimmung von Kennwerten piezoelektrischer Keramiken, Vortrag, BMBF-Projekttagung COMFEM, Lederhose.

Hennig E, 2009, persönliche Mitteilung.

Huber J E und Fleck N A, 2001, Multi-axial electrical switching of a ferroelectric: theory versus experiment, *J. Mech. Phys. Solids*, 49, 785-811.

Ikeda T, 1996, Fundamentals of Piezoelectricity, Oxford University Press, Oxford, New York, Tokyo, (korr. engl. Ausgabe).

Jaffe B, Cook W R und Jaffe H, 1971, Piezoelectric Ceramics, Academic Press, London, New York.

Janocha H, Klein M und Kuhnen K, 2002, Simultane Messung charakteristischer Kenngrößen von Piezoaktoren im Großsignalbetrieb, *Technisches Messen*, 69, 9, 399-403.

Jelitto H, Keßler H, Schneider G A und Balke H, 2005, Fracture behavior of poled piezoelectric PZT under mechanical and electrical loads, *J. Europ. Ceram. Soc.*, 25, 749-757.

Jones J L, Salz C R J und Hoffman M, 2005, Ferroelastic Fatigue of a Soft PZT Ceramic, *J. Am. Ceram. Soc.*, 88, 10, 2788-2792.

Kamlah M, 2000, Zur Modellierung von nichtlinearen elektromechanischen Koppelphänomenen in Piezokeramiken, Habilitationsschrift, Universität Gesamthochschule Kassel, Institut für Mechanik, Bericht 2/2000, Kassel.

Kamlah M, 2001, Ferroelectric and ferroelastic piezoceramics – modeling of electromechanical hysteresis phenomena, *Continuum Mech. Thermodyn.*, 13, 219-268.

Kamlah M und Böhle U, 2001, Finite element analysis of piezoceramic components taking into account ferroelectric hysteresis behaviour, *Int. J. Solids Structures*, 38, 605-633.

Karastamatis T, Lupascu D C, dos Santos e Lucato S L, Rödel J und Lynch C, 2003, R-curves of lead zirconate titanate (PZT), *J. Europ. Ceram. Soc.*, 23, 1401-1408.

- Kelly A und Tyson W R, 1965, Tensile properties of fibre-reinforced metals: copper/tungsten and copper/molybdenum, *J. Mech. Phys. Solids*, 13, 329-350.
- Kolleck A, Schneider G A und Meschke F A, 2000, R-curve behaviour of BaTiO<sub>3</sub>- and PZT ceramics under the influence of an electric field applied parallel to the crack front, *Acta Mater.*, 48, 4099-4113.
- Krebs C, 2006, Performance and Life-Span Studies of laminar PZT Patch Modules, Diplomarbeit, Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM, Freiburg und Institut Supérieur de Mécanique de Paris Supméca / ISMEP, Paris.
- Kuna M, 2010, Fracture mechanics of piezoelectric materials – Where are we right now?, *Engng. Fract. Mech.*, 77, 309-326.
- Landis C M, 2002 a, Fully Coupled, multi-axial, symmetric constitutive laws for polycrystalline ferroelectric ceramics, *J. Mech. Phys. Solids*, 50, 127-152.
- Landis C M, 2002 b, A new finite-element formulation for electromechanical boundary value problems, *Int. J. Numer. Meth. Engng.*, 55, 613-628.
- Laskewitz B, Kamlah M und Chen C, 2006, Investigations of the Nonlinear Behavior of Piezoceramic Hollow Cylinders, *J. Int. Mat. Sys. Struct.*, 17, 521-532.
- Lee J C, Farris T N und Keer L M, 1987, Stress intensity factors for cracks of arbitrary shape near an interfacial boundary, *Engng. Fract. Mech.*, 27, 27-41.
- Löffler M, 2006, Untersuchungen zur Lebensdauer von PZT- Flächenkompositen für Aktuator- und Sensoranwendungen, Diplomarbeit, Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM, Freiburg und Fakultät für Maschinenbau und Produktionstechnik, Technische Universität Chemnitz, Chemnitz.
- dos Santos e Lucato S L, Lupascu D C und Rödel J, 2000, Effect of Poling Direction on R-Curve Behavior in Lead Zirconate Titanate, *J. Am. Ceram. Soc.*, 83, 2, 424-426.
- dos Santos e Lucato S L, 2003, Crack-Growth-Velocity-Dependent R-Curve Behavior in Lead Zirconate Titanate, *J. Am. Ceram. Soc.*, 86, 6, 1037-1039.
- Lupascu D C, 2001, Fatigue of Ferroelectric Lead-Zirconate-Titanate and Related Issues, Habilitationsschrift, D 17, Fachbereich Material- und Geowissenschaften, TU Darmstadt.
- Mall S und Coleman J P, 1998, Monotonic and fatigue loading behavior of quasi-isotropic graphite/epoxy laminate embedded with piezoelectric sensor, *Smart Mater. Struct.*, 7, 822-832.
- Mall S und Hsu T L, 2000, Electromechanical fatigue behavior of graphite/epoxy laminate embedded with piezoelectric actuator, *Smart Mater. Struct.*, 9, 78-84.
- Mall S, 2002, Integrity of graphite/epoxy laminate embedded with piezoelectric sensor/actuator under monotonic and fatigue loads, *Smart Mater. Struct.*, 11, 527-533.

- McMeeking R M und Evans A G, 1982, Mechanics of transformation-toughening in brittle materials, *J. Am. Ceram. Soc.*, 65, 242-246.
- McMeeking R M und Landis C M, 2002, A phenomenological multi-axial constitutive law for switching in polycrystalline ferroelectric ceramics, *Int. J. Engng. Sc.*, 40, 1553-1577.
- Meschke F, Kolleck A und Schneider G A, 1997, R-Curve Behaviour of BaTiO<sub>3</sub> due to Stress-Induced Ferroelastic Domain Switching, *J. Europ. Ceram. Soc.*, 17, 1143-1149.
- Munz D und Fett T, 1999, *Ceramics - Mechanical Properties, Failure Behaviour, Materials Selection*, Springer-Verlag.
- Munz D, 2011, Einige Anmerkungen zur Geschichte der Bruchmechanik keramischer Werkstoffe, Vortrag Festkolloquium zum 65. Geburtstag von Dr. Thomas Hollstein, Freiburg, 09. März 2011.
- Murakami Y, 1987, *Stress intensity factors handbook*, Band 1-5, Pergamon Press, Oxford.
- Noda N-A, Kouyama T und Kinoshita Y, 2006, Stress intensity factors of an inclined elliptical crack near a bimaterial interface, *Engng. Fract. Mech.*, 73, 1292-1320.
- Nuffer J, Pfeiffer T, Kohlrantz D, Brückner B, Schönecker A, Michelis P, Adarraga O, Nussmann C, Naake A, Schmidt K, Han S-O und Wolf K, 2008, Reliability investigation of adaptive systems for noise reduction on system and material level, *Proc. Adaptronic Congress 2008 (Berlin)*, 155-164.
- Oates W S, Lynch C S, Lupascu D C, Kounga Njiwa A B, Aulbach E und Rödel J, 2004, Subcritical Crack Growth in Lead Zirconate Titanate, *J. Am. Ceram. Soc.*, 87, 1362-1364.
- Pfeifer G, 1982, *Piezoelektrische lineare Stellantriebe*, Wissenschaftliche Schriftenreihe der Technischen Hochschule Karl-Marx-Stadt, 6/1982, Karl-Marx-Stadt.
- PI Piezotechnology, 2010, *Piezokeramische Materialien und Bauelemente*, Katalog, [http://www.piceramic.de/pdf/KATALOG\\_deutsch.pdf](http://www.piceramic.de/pdf/KATALOG_deutsch.pdf), Stand 01/ 2010.
- PI Veröffentlichungen, 2011, *Untersuchung zur Lebensdauer von Vielschicht Piezoaktoren*, [http://piceramic.de/download/2009\\_Piezo\\_Lebensdauer\\_Test\\_Zuverlaessigkeit\\_PI\\_2009\\_PICMA\\_Multilayer.pdf](http://piceramic.de/download/2009_Piezo_Lebensdauer_Test_Zuverlaessigkeit_PI_2009_PICMA_Multilayer.pdf), Stand 10/ 2011.
- Poizat C, Sester M, Thielicke B, Schönecker A und Keitel U, 1999, Verbundwerkstoffe mit eingebetteten piezoelektrischen Fasern: Modellierung und experimenteller Nachweis der sensorischen Wirkung, *Werkstoffwoche 98*, Bd. 1, Symp. 12, Wiley-VCH, 229-234.
- Pojprapai S, Jones J L, Studer A J, Russell J, Valanoor N und Hoffman M, 2008, Ferroelastic domain switching fatigue in lead zirconate titanate ceramics, *Acta Mat.*, 56, 1577-1587.
- Ritchie R O, Gilbert C J und McNaney J M, 2000, Mechanics and mechanisms of fatigue damage and crack growth in advanced materials, *Int. J. Sol. Struct.*, 37, 311-329.
- Ruschmeyer K, 1995, *Piezokeramik – Grundlagen, Werkstoffe, Applikationen*, beteiligt: Helke G, Koch J, Lubitz K, Möckl T, Petersen A, Riedel M, Schönecker A, Bartz W J (Hrsg.), expert-Verlag, Renningen-Malmsheim, 1. Auflage.

- Salz C R J, Hoffman M, Westram I und Rödel J, 2005, Cyclic Fatigue Crack Growth in PZT Under Mechanical Loading, *J. Am. Ceram. Soc.*, 88, 1331-1333.
- Schneider G A, Felten F und McMeeking R M, 2003, The electrical potential difference across cracks in PZT measured by Kelvin Probe Microscopy and the implications for fracture, *Acta Mat.*, 51, 2235-2241.
- Schneider G A, 2007, Influence of electric fields and Mechanical Stresses on the Fracture of Ferroelectrics, *Annu. Rev. Mater. Res.*, 37, 491-538.
- Schwaab H, Grünbichler H, Supancic P und Kamlah M, 2011, Macroscopical Non-linear Material Model for Ferroelectric Materials Inside a Hybrid Finite Element Formulation, *Int. J. Solids Struct.*, 49, 457-469, 2012.
- Selten M, 2004, Konstitutives Werkstoffverhalten von PZT-Keramiken bei elektromechanischer Belastung, Dissertation, Shaker Verlag, Aachen.
- Tada H, Paris P und Irwin G, 2000, *The stress analysis of cracks handbook*, 3. Auflage, ASME press, New York.
- Taylor R L, 2011. FEAP, a finite element analysis program, <http://www.ce.berkeley.edu/projects/feap/>.
- Thielicke B, Gesang T und Wierach P, 2003, Reliability of piezoceramic patch sensors under cyclic mechanical loading, *Smart Mat. Struct.*, 12, 993-996.
- Wierach P, Monner H P, Schönecker A und Dürr J K, 2002, Application Specific Design of Adaptive Structures with Piezoceramic Patch Actuators, *Proc. SPIE Int. Soc. Opt. Eng.* 4698, 333.
- Wierach P und Schönecker A, 2005, Bauweisen und Anwendungen von Piezokompositen in der Adaptronik, Tagungsbd. Adaptronik Congress 2005, Göttingen.
- Wierach P, Hennig E, Ditas P und Linke S, 2009, Piezocomposite Actuators Based on Multilayer Technology, *Proc. Adaptronic Congress 2009*, 19. / 20. Mai 2009, Berlin, 31-36.
- Yocum M, Abramovich H, Grunwald A and Mall S, 2003, Fully reversed electromechanical fatigue behavior of composite laminate with embedded piezoelectric actuator/sensor, *Smart Mat. Struct.*, 12, 556-564.
- Zeidler A, 1998, Abschätzung der Versagensgrenze von Faserverbundwerkstoffen mit duktiler Matrix: eine mikromechanische Studie, Dissertation Universität Braunschweig, Düsseldorf, VDI-Verlag.
- Zhou D, 2003, Experimental Investigation of Non-linear Constitutive Behavior of PZT Piezoceramics, Dissertation, Forschungszentrum Karlsruhe, FZKA 6869, Karlsruhe.

## 11 Anhang

### 11.1 Einsatz von Ladungsteilern zur Ladungsmessung

Die unter mechanischer Belastung der PZT-Module zur Kontrolle der Sensorfunktion zu messende Ladung überschreitet den maximalen Messbereich von  $10 - 5 \cdot 10^5$  pC des eingesetzten Ladungsverstärkers (Kistler Ladungsverstärker Typ 5001, Datenblatt Kistler Ladungsverstärker). Daher wurden zur Ladungsmessung jeweils entsprechende Kistler Ladungsteiler 10:1 bzw. 100:1 zwischen Probe und Ladungsverstärker geschaltet. Der Ladungsteiler besteht aus zwei hoch isolierenden Kondensatoren, von denen einer parallel zum Eingang (Parallelkapazität  $C_{par}$ ) und der andere zwischen Eingang und Ausgang (Serienkapazität  $C_{ser}$ ) des Ladungsteilers geschaltet ist (Datenblatt Kistler Ladungsteiler 2007).

In der Regel werden Ladungsteiler in Messschaltungen mit Geräten (Kraftmessdosen etc.) eingesetzt, deren Kapazität um einige Größenordnungen kleiner ist als die Serienkapazität der Ladungsteiler, sodass sich das namensgebende Verhältnis  $k_{LT} = 10:1$  bzw.  $100:1$  einstellt. Bei Messungen mit höheren Kapazitäten muss der Einfluss der Probenkapazität auf die Schaltung nach Gleichung (64) mit berücksichtigt werden.

Die tatsächliche Ladung  $Q_{PZT}$  des PZT-Moduls unter mechanischer Dehnung wurde anhand der Kapazität der PZT-Module  $C_{PZT}$ , den Kapazitäten des Ladungsteilers  $C_{par}$  und  $C_{ser}$  und der am Ladungsverstärker gemessenen Ladung  $Q_{mess}$  berechnet mit

$$Q_{PZT} = \frac{C_{PZT} + C_{par} + C_{ser}}{C_{ser}} \cdot Q_{mess} \quad (64)$$

Der eingesetzte Ladungsteiler 10:1 (Kistler Typ 5361A) besitzt die Parallelkapazität  $C_{par} = 100$  nF und die Serienkapazität  $C_{ser} = 11,1$  nF. Der Ladungsteiler 100:1 (Kistler, Spezialanfertigung) besitzt  $C_{par} = 100$  nF und  $C_{ser} = 1$  nF. Die untersuchten PZT-Module wiesen eine Kapazität von ca.  $C_{PZT} = 80$  nF auf, sodass sich für die gemessene Ladung Korrekturfaktoren von  $k_{LT} = Q_{PZT} / Q_{mess} = 17,2:1$  bzw.  $k_{LT} = 181:1$  ergaben.



## 11.2 Materialdaten

### 11.2.1 Lineare Materialmodelle: PIC 255, Epoxidharz, CFK-Substrat

„PIC 255 ist ein modifiziertes PZT Material mit sehr hoher Curietemperatur, hoher Permittivität, hohem Kopplungsfaktor und hoher Ladungskonstante. Der Werkstoff wurde für Aktor-anwendungen bei dynamischen Einsatzbedingungen und hohen Umgebungstemperaturen optimiert. Infolge seines hohen Kopplungsfaktors, des niedrigen mechanischen Gütefaktors und des niedrigen Temperaturkoeffizienten ist der Werkstoff besonders für Ultraschallwandler geringer Leistung, nichtresonante Breitbandsysteme und für Kraft- und Schallsensoren geeignet.

Nachstehende Werte sind Orientierungswerte und gelten näherungsweise für alle PZT-Materialien von PI Ceramic.

Spezifische Wärmekapazität  $WK = \text{ca. } 350 \text{ Jkg}^{-1} \text{ K}^{-1}$

spezifische Wärmeleitfähigkeit  $WL = \text{ca. } 1,1 \text{ Wm}^{-1} \text{ K}^{-1}$

Poisson'sche Querkontraktion  $\nu = \text{ca. } 0,34$

thermische Ausdehnungskoeffizienten  $\alpha_3 = \text{ca. } -4 \text{ bis } -6 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  (in Polungsrichtung, kurzgeschlossen)

$\alpha_1 = \text{ca. } 4 \text{ bis } 8 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  ( $\perp$  zur Polungsrichtung, kurzgeschlossen)

statische Druckfestigkeit größer 600 MPa“ (PI Piezotechnology 2010).

Die folgenden Tabellen zeigen die Materialdaten für Epoxidharz (Datenblatt Epoxidharz 2008) und CFK-Substrat (aus BMBF-Leitprojekt Adaptronik 1998-2002) sowie den für PIC 255 auf Basis der Herstellerdaten (PI Piezotechnology 2010) sowie einiger Annahmen (Poissonzahlen, Schubmoduli) mittels Gleichung (13) berechneten Materialdatensatz, welche für analytische Berechnungen und die FE-Simulation mit linearer piezoelektrischer Kopplung eingesetzt wurden.

Tabelle 9: Epoxidharz (Araldit LY556, Härter HT917, Beschleuniger DY070) und CFK-Substrat (quasi-isotrop, 16-lagig,  $[(0 / +45 / 90 / -45)_2]_S$ )

<b>Epoxidharz</b>		
Elastizitätsmodul	$3,2 \cdot 10^9$	N/m <sup>2</sup>
Poissonzahl	0,35	-
<b>CFK-Substrat</b>		
Ingenieurskonstanten		
$E_1$	$40 \cdot 10^9$	N/m <sup>2</sup>
$E_2$	$40 \cdot 10^9$	N/m <sup>2</sup>
$E_3$	$15 \cdot 10^9$	N/m <sup>2</sup>
$\nu_{12}$	0,3	-
$\nu_{13}$	0,3	-
$\nu_{23}$	0,3	-
$G_{12}$	$3,3 \cdot 10^9$	N/m <sup>2</sup>
$G_{13}$	$2,5 \cdot 10^9$	N/m <sup>2</sup>
$G_{23}$	$2,5 \cdot 10^9$	N/m <sup>2</sup>

Tabelle 10: Materialdaten für PIC 255

Herstellerangaben (fett, PI Piezotechnology 2010) bzw. Annahmen (rot) und daraus berechnete Werte (nach Gleichung (13), Abschnitt 2.2.6).

Grau: g31 und g33 können aus den gegebenen Werten berechnet werden und zeigen gute Übereinstimmung mit den Herstellerangaben.

Koeffizient	Wert	Einheit	Koeffizient	Wert	Einheit
epsT11_rel	<b>1.65E+03</b>				
epsT33_rel	<b>1.75E+03</b>				
epsS11_rel	9.67E+02				
epsS33_rel	8.38E+02				
sE11	<b>1.61E-11</b>	m <sup>2</sup> /N	E1_kurz = E2_kurz = 1/sE11 =	6.21E+10	N/m <sup>2</sup>
sE33	<b>2.07E-11</b>	m <sup>2</sup> /N	E3_kurz = 1/sE33 =	4.83E+10	N/m <sup>2</sup>
sE55	<b>5.00E-11</b>	m <sup>2</sup> /N	G13_kurz = G23_kurz1/sE55	2.00E+10	N/m <sup>2</sup>
sE12	-5.64E-12	m <sup>2</sup> /N	v12_kurz = -sE12/sE11 =	<b>3.50E-01</b>	[-]
sE13	-7.87E-12	m <sup>2</sup> /N	v32_kurz = -sE13/sE33 =	<b>3.80E-01</b>	[-]
sE44	5.00E-11	m <sup>2</sup> /N	v23 (= v32 * E1/E3) =	4.89E-01	[-]
sE66	4.35E-11	m <sup>2</sup> /N	G12_kurz = E1/(2*(1+v12)) =	2.30E+10	N/m <sup>2</sup>
sD11	1.40E-11	m <sup>2</sup> /N	E1_isol = E2_isol = 1/sD11 =	7.14E+10	N/m <sup>2</sup>
sD33	1.04E-11	m <sup>2</sup> /N	E3_isol = 1/sD33 =	9.64E+10	N/m <sup>2</sup>
sD55	2.93E-11	m <sup>2</sup> /N	G13_isol = G23_isol1/sD55	3.41E+10	N/m <sup>2</sup>
sD12	-7.73E-12	m <sup>2</sup> /N	v12_isol = -sD12/sD11 =	5.52E-01	[-]
sD13	-3.22E-12	m <sup>2</sup> /N	v32_isol = -sD13/sD33 =	3.10E-01	[-]
sD44	2.93E-11	m <sup>2</sup> /N	v23 (= v32 * E1/E3) =	2.30E-01	[-]
sD66	4.35E-11	m <sup>2</sup> /N	G12_isol = E1/(2*(1+v12)) =	2.30E+10	N/m <sup>2</sup>
d31	<b>-1.80E-10</b>	mV=C/N	g31	<b>-1.13E-02</b>	(Vm)/N=m <sup>2</sup> /C
d33	<b>4.00E-10</b>	mV=C/N	g33	<b>2.51E-02</b>	(Vm)/N=m <sup>2</sup> /C
d15	<b>5.50E-10</b>	mV=C/N			
e31	-6.24E+00	N/(Vm)	g31 (berechnet)	-1.16E-02	(Vm)/N=m <sup>2</sup> /C
e33	1.46E+01	N/(Vm)	g33	2.58E-02	(Vm)/N=m <sup>2</sup> /C
e15	1.10E+01	N/(Vm)	g15	3.76E-02	(Vm)/N=m <sup>2</sup> /C
cE11	1.34E+11	N/m <sup>2</sup>	cD11	1.40E+11	N/m <sup>2</sup>
cE33	1.13E+11	N/m <sup>2</sup>	cD33	1.41E+11	N/m <sup>2</sup>
cE55	2.00E+10	N/m <sup>2</sup>	cD55	3.41E+10	N/m <sup>2</sup>
cE12	8.84E+10	N/m <sup>2</sup>	cD12	9.37E+10	N/m <sup>2</sup>
cE13	8.47E+10	N/m <sup>2</sup>	cD13	7.24E+10	N/m <sup>2</sup>
cE44	2.00E+10	N/m <sup>2</sup>	cD44	3.41E+10	N/m <sup>2</sup>
cE66	2.30E+10	N/m <sup>2</sup>	cD66	2.30E+10	N/m <sup>2</sup>

## 11.2.2 Elastisch-plastisches Fit-Modell für PIC 151

*Material, name=PIC151 poled_tension_NEW3		*Material, name=PIC151 poled_tension_NEW4	*Material, name=PIC151 poled_tension_NEW5
*Elastic		*Elastic	*Elastic
5.4e+10, 0.3		5.4e+10, 0.3	5.4e+10, 0.3
*Plastic		*Plastic	*Plastic
(stress, N/m <sup>2</sup> )	(res. strain -)	(res. strain -)	(res. strain -)
1.00000E+06,	0.00000E+00	0.00000E+00	0.00000E+00
1.00000E+07,	9.15943E-05	1.6815E-05	1.6445E-05
2.00000E+07,	4.59133E-04	8.9180E-05	8.9180E-05
3.00000E+07,	1.17883E-03	5.4444E-04	2.3975E-04
4.00000E+07,	1.87567E-03	1.1593E-03	3.8088E-04
5.00000E+07,	2.43144E-03	1.6241E-03	4.9907E-04
6.00000E+07,	2.69971E-03	1.7889E-03	8.8889E-04
7.00000E+07,	2.69991E-03	1.7897E-03	1.6037E-03
8.00000E+07,	2.70060E-03	1.7907E-03	2.1185E-03
9.00000E+07,	2.70181E-03	1.7918E-03	2.5333E-03
1.00000E+08,	2.70358E-03	1.7928E-03	2.7036E-03
1.10000E+08,	2.70592E-03	1.7938E-03	2.7059E-03
1.20000E+08,	2.70887E-03	1.7949E-03	2.7089E-03
1.30000E+08,	2.71242E-03	1.7959E-03	2.7124E-03
1.40000E+08,	2.71660E-03	1.7969E-03	2.7166E-03
1.50000E+08,	2.72141E-03	1.7980E-03	2.7214E-03
1.60000E+08,	2.72686E-03	1.7990E-03	2.7269E-03
1.70000E+08,	2.73296E-03	1.8000E-03	2.7330E-03
1.80000E+08,	2.73973E-03	1.8011E-03	2.7397E-03
1.90000E+08,	2.74716E-03	1.8021E-03	2.7472E-03
2.00000E+08,	2.75526E-03	1.8032E-03	2.7553E-03
2.10000E+08,	2.76404E-03	1.8042E-03	2.7640E-03
2.20000E+08,	2.77351E-03	1.8052E-03	2.7735E-03
2.30000E+08,	2.78367E-03	1.8063E-03	2.7837E-03
2.40000E+08,	2.79453E-03	1.8073E-03	2.7945E-03
2.50000E+08,	2.80609E-03	1.8083E-03	2.8061E-03
2.60000E+08,	2.81836E-03	1.8094E-03	2.8184E-03
2.70000E+08,	2.83134E-03	1.8104E-03	2.8313E-03
2.80000E+08,	2.84503E-03	1.8114E-03	2.8450E-03
2.90000E+08,	2.85945E-03	1.8125E-03	2.8594E-03
3.00000E+08,	2.87459E-03	1.8135E-03	2.8746E-03
4.00000E+08,	3.06664E-03	2.0197E-03	3.0666E-03
5.00000E+08,	3.33478E-03	2.2878E-03	3.3348E-03
6.00000E+08,	3.68158E-03	2.6346E-03	3.6816E-03
7.00000E+08,	4.10915E-03	3.0622E-03	4.1092E-03
8.00000E+08,	4.61926E-03	3.5723E-03	4.6193E-03
9.00000E+08,	5.21346E-03	4.1665E-03	5.2135E-03
1.00000E+09,	5.89312E-03	4.8461E-03	5.8931E-03
2.00000E+09,	1.76199E-02	1.6573E-02	1.7620E-02
5.00000E+09,	1.11704E-01	1.1066E-01	0.111704228
1.00000E+10,	4.85234E-01	0.484187263	0.485234246
1.00000E+11,	6.54956E+01	65.49456089	65.49560787

## Fit-Modell Druck

*Material, name=PI151_ poled_compression_NEW2	
*Elastic	
5.4e+10, 0.3	
*Plastic	
(stress, N/m <sup>2</sup> )	(res. strain -)
1.00000E+06,	0.00000E+00
1.00000E+07,	1.64455E-05
2.00000E+07,	8.91796E-05
3.00000E+07,	2.39749E-04
4.00000E+07,	3.80876E-04
5.00000E+07,	4.99627E-04
6.00000E+07,	5.93688E-04
7.00000E+07,	6.61713E-04
8.00000E+07,	7.02715E-04
9.00000E+07,	7.02918E-04
1.00000E+08,	7.03600E-04
2.00000E+08,	7.42732E-04
3.00000E+08,	8.48037E-04
4.00000E+08,	1.02524E-03
5.00000E+08,	1.27793E-03
6.00000E+08,	1.60883E-03
7.00000E+08,	2.02009E-03
8.00000E+08,	2.51356E-03
9.00000E+08,	3.09083E-03
1.00000E+09,	3.75330E-03
2.00000E+09,	1.52975E-02
5.00000E+09,	1.08770E-01
1.00000E+10,	4.81174E-01
1.00000E+11,	6.54657E+01
1.00000E+06,	0.00000E+00
1.00000E+07,	1.64455E-05
2.00000E+07,	8.91796E-05
3.00000E+07,	2.39749E-04
4.00000E+07,	3.80876E-04
5.00000E+07,	4.99627E-04
6.00000E+07,	5.93688E-04
7.00000E+07,	6.61713E-04
8.00000E+07,	7.02715E-04
9.00000E+07,	7.02918E-04
1.00000E+08,	7.03600E-04
2.00000E+08,	7.42732E-04
3.00000E+08,	8.48037E-04
4.00000E+08,	1.02524E-03
5.00000E+08,	1.27793E-03
6.00000E+08,	1.60883E-03
7.00000E+08,	2.02009E-03
8.00000E+08,	2.51356E-03
9.00000E+08,	3.09083E-03

### 11.2.3 Elastisch-plastisches Fit-Modell für Epoxidharz

Fit-Modell für Epoxidharz (Araldit LY556, Härter HT917, Beschleuniger DY070) Zug Variante 1 (nach Zeidler 1998), Variante 2 und 3 mit reduzierter Fließspannung.

*Material, name=Epoxy_plastic_RT	
*Elastic	
3.2E+9, 0.35	
*Plastic	
(stress, N/m <sup>2</sup> )	(res. strain -)
1.00E+06	0.00E+00
1.60E+07	1.00E-05
3.25E+07	6.00E-04
4.50E+07	1.50E-03
5.50E+07	3.00E-03
6.40E+07	4.50E-03
7.25E+07	8.00E-03
7.50E+07	1.05E-02
8.70E+07	3.35E-02

*Material, name=Epoxy_plastic_2_RT	
*Elastic	
3.2E+9, 0.35	
*Plastic	
(stress, N/m <sup>2</sup> )	(res. strain -)
5.00E+06,	0.00E+00
1.20E+07,	6.00E-04
1.80E+07,	2.00E-03
2.50E+07,	4.00E-03
3.10E+07,	6.50E-03
3.50E+07,	1.00E-02
4.00E+07,	2.05E-02
4.50E+07,	3.35E-02
5.00E+06,	0.00E+00

*Material, name=Epoxy_plastic_3_RT	
*Elastic	
3.2E+9, 0.35	
*Plastic	
(stress, N/m <sup>2</sup> )	(res. strain -)
1.00E+06,	0.00E+00
5.00E+06,	1.00E-05
1.20E+07,	6.00E-04
1.80E+07,	2.00E-03
2.50E+07,	4.00E-03
3.10E+07,	6.50E-03
3.50E+07,	1.00E-02
4.00E+07,	1.88E-01
1.00E+06,	0.00E+00

### 11.2.4 Phänomenologisches Materialmodell

Tabelle 11: Kennwerte, die in der Simulation mit dem phänomenologisch motivierten Materialmodell für Ferroelektrika eingesetzt wurden

\*) Eingabe in angepassten Einheiten zur besseren Konditionierung der Gesamtsteifigkeitsmatrix.

Kennwerte	Wert	Einheit*)
Elastizitätsmodul $E$	60,0	kN/mm <sup>2</sup>
Poissonzahl $\nu$	0,37	-
Koerzitivfeldstärke $E_c$	1	MV/mm
Sättigungswert der Polarisation $P_{\text{sat}}$	0,290	kN/(MVmm)
mechanische Koerzitivspannung $\hat{\sigma}^c$	40,0E-3	kN/mm <sup>2</sup>
Sättigungswert der Dehnung $\varepsilon_{\text{sat}}$	0,002	-
piezoelektrische Ladungskonstante $d_{33}$	0,45	mm/MV
piezoelektrische Ladungskonstante $d_{31}$	-0,210	mm/MV
piezoelektrische Ladungskonstante $d_{15}$	0,290	mm/MV
dielektrische Konstante $\kappa_{15}$	20,0	kN/(MV <sup>2</sup> )
Parameter $c^d$ (Steigung diel. Hysterese bei Polungsvorgang)	1,02	-
Parameter $c^m$ (zur linearen kinematischen Verfestigung)	20,0	kN/mm <sup>2</sup>
Parameter $h$	0,020	kN/mm <sup>2</sup>

### 11.3 Analytische Abschätzung der mechanischen Spannung und elektrischen Ladung der PZT-Module unter mechanischer Zugbeanspruchung auf CFK-Biegebalken

Zur analytischen Abschätzung der mechanischen Spannung und elektrischen Ladung unter mechanischer Zugbeanspruchung der PZT-Module auf CFK-Substrat im 4-Punkt-Biegeversuch (vgl. Abschnitt 4.4.1) wurde die Biegebalkentheorie nach Bernoulli angewandt (vgl. Analyse der Druckeigenstressungen, Abschnitt 5.1). Im 4-Punkt-Biegeaufbau ergibt sich zwischen den inneren Auflagern unter der Belastung  $2F$  ein konstantes Biegemoment  $M$

$$M = \int \sigma(z) \cdot z \cdot b \, dz = F \cdot L / 4. \quad (65)$$

Hierbei ist  $L$  der Abstand der äußeren Lager, das PZT-Modul ist zwischen den inneren Lagern (bei  $L/4$  und  $3L/4$ ) auf das Substrat appliziert (Bild 16). Zur Integration der Spannungen über den Querschnitt wurde ein Modell mit 4 Schichten (CFK, Epoxy, PZT, Epoxy) benutzt, in dem auch die Schichtbreiten berücksichtigt wurden.

Bei der im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Messung der elektrischen Ladung mittels Ladungsverstärker werden die durch den direkten piezoelektrischen Effekt erzeugten Oberflächenladungen von den Elektroden der Piezokeramik abgeleitet. Der damit erzeugte Zustand ist dem elektrisch kurzgeschlossenen Zustand der Elektroden ( $E_i = 0$ ) äquivalent (Henning 2009). Die Steifigkeit der PZT-Schicht wurde daher mit dem Elastizitätsmodul  $E_{1,\text{kurz}} = 62,1$  GPa (Tabelle 10) abgebildet.

Die Lösung der Gleichungen zum Gleichgewicht der Normalkräfte sowie Momenten (vgl. Abschnitt 5.1, Gleichung (53) und (54)) ergab bei einer Belastung von  $2F = 23$  N eine Dehnung von 0,11 % außen an der Epoxidharzschicht, sowie eine mittlere Dehnung von 0,082 % in der PZT-Keramik. Bei dieser Belastung wurde im quasistatischen Biege-Experiment des Moduls auf

CFK-Biegesubstrat eine Dehnung von 0,1 % am DMS außen auf dem Modul sowie eine elektrische Ladung von 10,7  $\mu\text{C}$  gemessen.

Die elektrische Ladung  $Q$  berechnet sich unter elektrisch kurzgeschlossenen Bedingungen aus der Fläche  $A$  einer Elektrode und der dielektrischen Verschiebung  $D_3$  in Polungsrichtung zwischen den Elektroden

$$Q = D_3 \cdot A, \quad (66)$$

$$\text{mit } D_3 = e_{31} \varepsilon_{11} + e_{31} \varepsilon_{22} + e_{33} \varepsilon_{33}.$$

Für die Berechnung der Querdehnungen wurde die Nachgiebigkeit unter elektrisch kurzgeschlossenen Bedingungen  $s_{(E)}$  (Tabelle 10) eingesetzt

für PZT-Modul mit Zug in 1-Richtung:

$$\varepsilon_{22} = -\nu_{12} \varepsilon_{11} \text{ mit } \nu_{12} = -\frac{s_{(E)12}}{s_{(E)11}} = 0,35 \text{ und} \quad (67)$$

$$\varepsilon_{33} = -\nu_{13} \varepsilon_{11} \text{ mit } \nu_{13} = -\frac{s_{(E)13}}{s_{(E)11}} = 0,49 .$$

Damit ergab sich als resultierende elektrische Ladung der Module 11,5  $\cdot \mu\text{C}$  bei einer mittleren Dehnung von 0,082 % in der PZT-Keramik.

Die analytische Lösung des Balkenmodells ergab eine maximale Zugspannung von 60,23 MPa im PZT bei einer Dehnung von 0,11 % am Ort des DMS. Bei Berücksichtigung der Kupfernetz-Überdeckung der PZT-Keramik zur elektrischen Kontaktierung reduzierte sich die maximale Spannung im PZT um 9 % auf 54,96 MPa. Das Kupfernetz wurde dabei durch eine zusätzliche Schicht ober- und unterhalb der PZT-Schicht abgebildet, deren Steifigkeit durch eine Volumenanteil-Gewichtung der Kupferdrähte (Elastizitätsmodul 120 GPa, Durchmesser 30  $\mu\text{m}$ , Gewebedichte ca. 1 Draht je 100  $\mu\text{m}$ ) im Epoxidharz (Elastizitätsmodul 3,2 GPa) mit einem effektiven Elastizitätsmodul von 30,7 GPa abgeschätzt wurde. Extrapoliert auf die Grenzbelastung mit 0,33 % Dehnung am DMS ergaben sich eine maximale Zugspannung von 180,7 MPa bzw. 164,9 MPa mit Kupfernetz-Schicht.

#### 11.4 Hystereseeffekte bei zyklischer Zugbeanspruchung der Module in Experiment und Simulation

Im Diagramm in Bild 73 sind Kraft-Dehnungskurven einer Probe mit 2 mm dickem CFK-Substrat zusammen mit Simulationsergebnissen gezeigt. Nur für diese Proben wurden detailliert alle Belastungszyklen zu Beginn der Belastung aufgezeichnet, sodass wirklich der erste Zyklus mit hoher Belastung abgebildet werden kann. Theoretisch ist für eine solche Probe im ersten Belastungszyklus im PZT plastisches Spannungs-Dehnungsverhalten aufgrund von Domänen-umorientierungsvorgängen durch den mechanischen Depolarisationseffekt zu erwarten. Dies sollte durch die Simulation mit dem nach Fett et al. angepassten, plastischen Modell abgebildet werden. In den folgenden Zyklen ist unter derselben Belastung wiederum annähernd lineares Verhalten zu erwarten, da die Domänenumorientierung erst bei länger andauernder Entlastung teilweise reversibel ist. Die Steifigkeit des Materials sollte dann bei wiederholter Belastung gleich der Steigung der Spannungs-Dehnungskurve im auf den plastischen Bereich folgenden, zweiten linearen Bereich sein, welcher annähernd die Steifigkeit des linearen Anfangsbereichs aufweist

(54 MPa, Abschnitt 5.3.1) und mit der Steifigkeit des linearen, gekoppelten Modells übereinstimmt. Mit diesem zu erwartenden, annähernd linearen Verhalten aller Folgezyklen wäre wieder eine gute Darstellbarkeit der experimentellen Daten unter zyklischer mechanischer Zugbelastung durch die linearen Simulationsmodelle gegeben.

Bild 73:  
Kraft-Dehnungs-  
kurven der ersten  
kleinen (Referenz)  
und großen  
Belastungszyklen aus  
zyklischer  
mechanischer  
Zugbelastung des  
PZT-Moduls auf  
2 mm CFK-Substrat  
(experimentell:  
durchgezogene  
Linien) mit Kraft-  
Dehnungskurven aus  
Simulationen mit  
verschiedenen PZT-  
Materialmodellen  
(vgl. auch Detail in  
Bild 74).

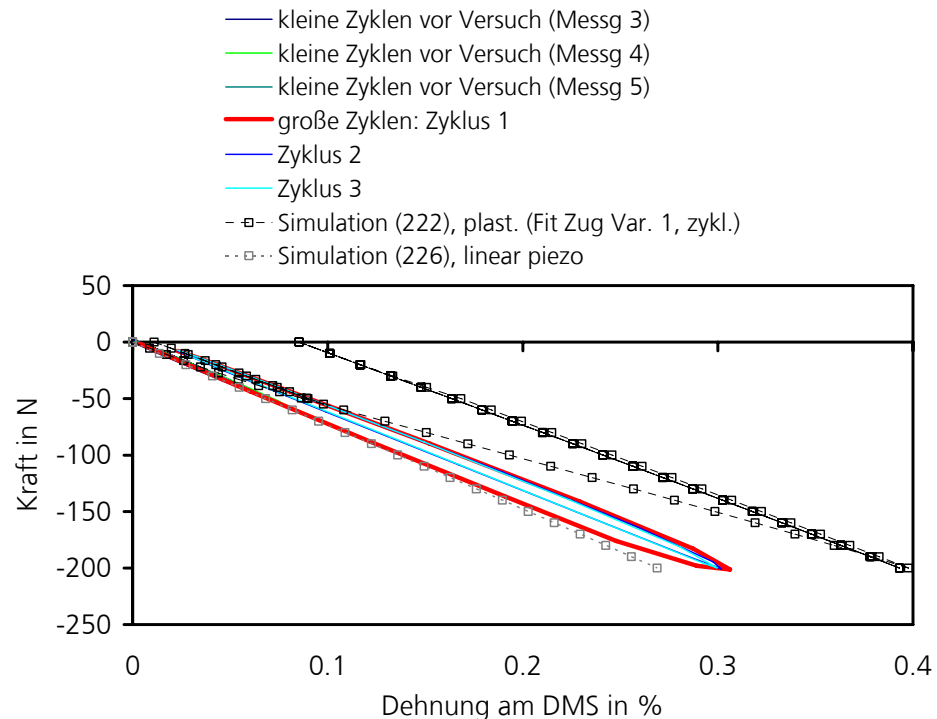
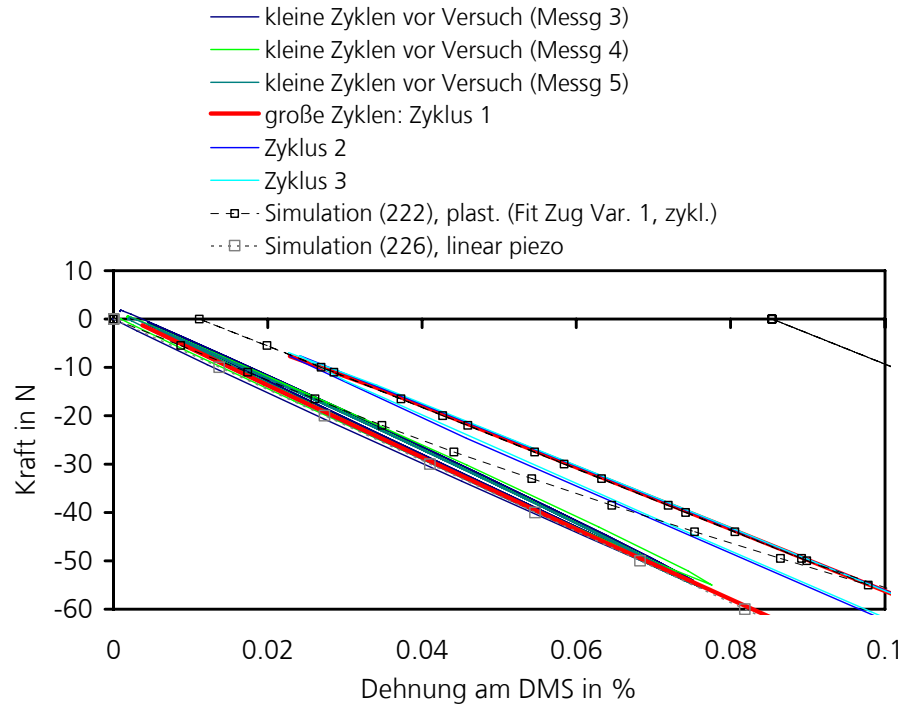


Bild 73 zeigt sowohl die Kraft-Dehnungskurven einiger Belastungszyklen unter kleiner Belastung (bis 0,08 % Dehnung, als Referenzmessung vor der höheren Belastung), als auch die ersten drei Zyklen der folgenden zyklischen Dauerbelastung (bis 0,3 % Dehnung). Auch die Simulation (Fit-Modell für Zug, Variante 1) wurde in diesem Fall mit den entsprechenden Be- und Entlastungsstufen durchgeführt. Maximale Belastung war jeweils 200 N (in Experiment und Simulation). Das lineare Modell kann die auftretenden plastischen Effekte nicht abbilden, das plastische Modell übertrifft die gemessenen Dehnungen hingegen deutlich (Simulationsergebnisse mit den beiden anderen plastischen Modellvarianten zeigen ähnliche Ergebnisse und sind deshalb hier nicht mit abgebildet).

Das Detail in Bild 74 zeigt den Anfangsbereich der Kurven. Es ist erkennbar, dass im Experiment sowohl im ersten kleinen Belastungszyklus (Messung 3, vorherige Messungen Aktorkontrolle), als auch, etwas deutlicher sichtbar, im ersten großen Belastungszyklus plastische Dehnungen auftreten. Die Kurven der folgenden Zyklen liegen jeweils exakt übereinander. Die plastische Simulation zeigt deutlich zu stark ausgeprägte plastische Effekte, der Entlastungsbereich der kleinen Simulationszyklen liegt im Bereich der Entlastung des ersten großen experimentellen Belastungszyklus. Der Entlastungsbereich des ersten großen simulierten Belastungszyklus liegt rechts außen im Bild 74. Die Übereinstimmung des plastischen Modells mit dem Experiment ist somit schlechter, als diejenige des linearen Modells.



Bild 74:  
Detail der Kurven aus Bild 73 im Anfangsbereich: Be- und Entlastungskurven der kleinen Zyklen liegen fast identisch übereinander ganz links, die Steigung stimmt gut mit der linearen Simulation überein. Der erste große Belastungszyklus (rot) zeigt deutlich plastische Dehnung, der Entlastungsbereich von Zyklus 1 wird durch die Be- und Entlastungsbereiche von Zyklus 2 und 3 überlagert.



In Bild 75 sind die experimentellen und simulationsbasierten Weg-Dehnungskurven gezeigt. Das lineare Modell zeigt gute Übereinstimmung mit dem Experiment im berechneten Stempelweg, die berechneten Dehnungen sind geringer als die experimentell ermittelten. Das plastische Modell überschätzt sowohl den Stempelweg als auch die Dehnung.

Bild 75:  
Weg-Dehnungskurven analog den in Bild 73 gezeigten, aus Experiment und Simulation ausgewerteten Kraft-Dehnungskurven.

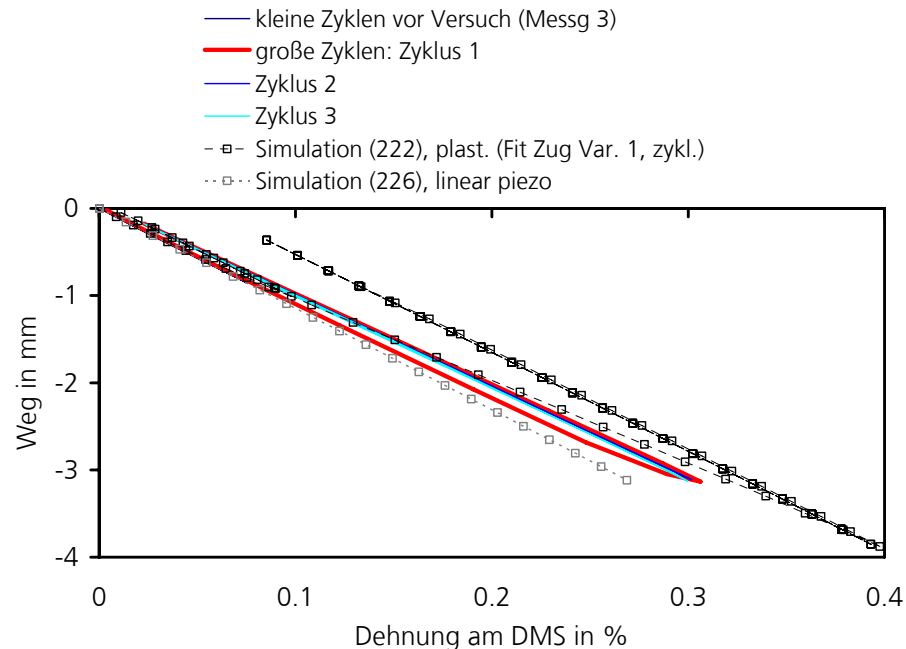


Bild 76 zeigt gemessene und mit dem linearen, piezoelektrisch gekoppelten PZT-Materialmodell berechnete Ladungs-Dehnungskurven. Das lineare Modell ergibt etwas zu hohe Ladungswerte, bei gleichzeitig etwas unterschätzten Dehnungen. Die experimentelle Kurve des ersten großen

Belastungszyklus weist durch den Knick in der Ladungs-Dehnungskurve bei einer Dehnung von 0,25 % auf eintretende Schädigung durch Riss in der PZT-Keramik hin.

Bild 76:  
Ladungs-Dehnungs-  
kurven des ab Bild  
73 ausgewerteten  
Experiments und  
Simulationsdaten,  
hier nur große  
Belastungszyklen.

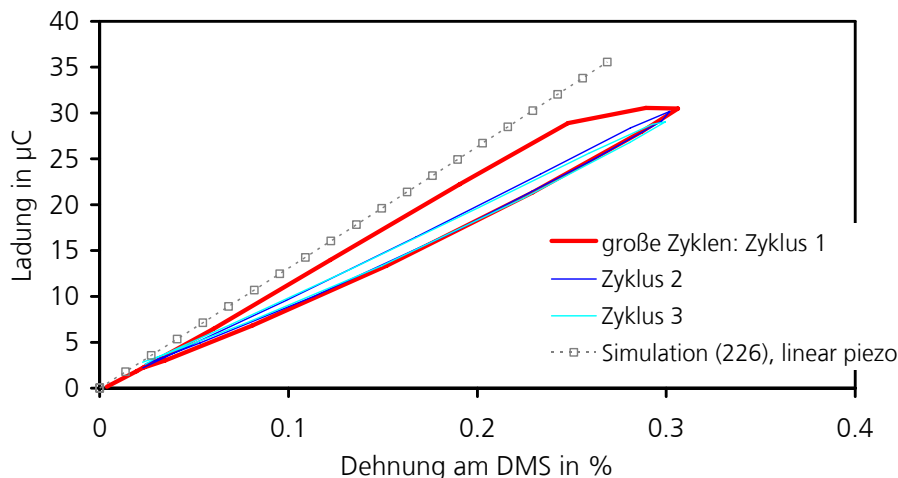


Bild 77 zeigt die aus den Simulationsergebnissen ausgewerteten Spannungs-Dehnungskurven der 4-Punkt-Biegebelastung von PZT-Modulen auf 2 mm CFK-Substrat mit verschiedenen Materialmodellen. Ausgewertet wurde jeweils die maximale Längsspannung im PZT (Element-Medianwert) über der Dehnung im Epoxidharz am Ort des DMS (Element-Medianwert). Das lineare, piezoelektrisch gekoppelte Modell, mit dem in der Kraft-Dehnungskurve die beste Übereinstimmung zwischen Experiment und Simulation erzielt wurde, weist bei der Dehnung von 0,25 %, bei der im Experiment eine Schädigung in der PZT-Keramik eingetreten war (Knick in der Ladungs-Dehnungskurve in Zyklus 1 in Bild 76) eine maximale Längsspannung im PZT von 123,8 MPa auf.

Bild 77:  
Spannungs-  
Dehnungskurven aus  
Simulation der  
mechanischen  
Zugbelastung von  
PZT-Modul auf  
2 mm CFK-Substrat  
mit verschiedenen  
Materialmodellen.  
Ausgewertet jeweils  
die maximale  
Längsspannung der  
PZT-Elemente an der  
Symmetrieachse  
( $x = y = 0$ ) über der  
Dehnung im  
Epoxidharz am Ort  
des DMS.

