

Was können Stoffgesetze für PTFE-Werkstoffe heute leisten?

T. Kletschkowski¹, U. Schomburg¹, A. Bertram²

¹ Helmut-Schmidt-Univ. / Univ. der Bundeswehr Hamburg, Techn. Mechanik, Holstenhofweg 85, 22043 Hamburg

² Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, Inst. f. Mechanik, Universitätsplatz 2, 39106 Magdeburg

Kurzfassung: In der vorliegenden Arbeit werden typische viskoplastische Phänomene und spezielle Werkstoffeigenschaften glasfaserverstärkter Komposite aus Polytetrafluorethylen (PTFE) anhand experimenteller Daten diskutiert. Zur mathematischen Beschreibung des komplexen Werkstoffverhaltens wird ein thermoviskoplastisches Materialmodell vom Über Spannungstyp vorgeschlagen. Dieses besteht aus der Parallelschaltung eines elastoplastischen endochronen Materialelementes und eines nichtlinearen Maxwell-Elementes. Im Unterschied zu früheren Ansätzen ist das neuartige KBS^a-Modell in der Lage, das nichtlineare Be- und Entlastungsverhalten, die Spannungsrelaxation, das Kriechen, die Retardation und die permanente plastische Verformung der untersuchten Werkstoffe mit einem einzigen Satz von Modellparametern zu beschreiben. Weiterhin erlauben Erweiterungen der vorgeschlagenen Modellierung die Beschreibung der durch die Glasfasern verursachten Zug-Druck-Asymmetrie sowie die Simulation des für PTFE-Werkstoffe typischen plastischen Gedächtniseffektes.

1. Einleitung

Aufgrund ihrer tribologischen Eigenschaften, chemischen Inertheit und Temperaturbeständigkeit werden im Automobilbau häufig glasfaserverstärkte Komposite aus Polytetrafluorethylen (PTFE) zur Abdichtung rotierender Wellenaustritte verwendet.

Ein Dichtelement zur Abdichtung rotierender Wellen liegt nach Abschluss des Fertigungsprozesses als dünne Kreisringscheibe vor. Zur Montage wird die Dichtung an einen Haltering angeklebt und über einen kegelförmigen Dorn auf die Welle geschoben. Der Haltering wird am Kurbelwellengehäuse angeflanscht. Die aus der Aufweitung der Dichtmanschette während der Montage resultierende Anpressung ist maßgeblich für das Verhindern einer Leckage und wird vornehmlich von der in Umfangsrichtung wirkenden Zugspannung hervorgerufen. Sie vermindert sich in den ersten zehn Stunden nach der Montage der Dichtung auf der Welle um ca. 50% aufgrund der im Material einsetzenden Spannungsrelaxation.

Die Entwicklung eines PTFE-Manschettendichtsystems erfordert häufig kostenintensive und langwierige Testreihen, da die für den Einsatz numerischer Werkzeuge benötigte Beschreibung des hochgradig nichtlinearen Materialverhaltens glasfaserverstärkter thermoplastischer PTFE-Komposite in der Vergangenheit häufig nur für einzelne Phänomene gelang. Im Unterschied zu elastomeren Werkstoffen hat der Entwickler beim Einsatz teilkristalliner Thermoplaste deren hochgradig nichtlineares Materialverhalten bereits bei kleinen Deformationen in seinen Berechnungen zu berücksichtigen. Insbesondere erfordert die numerische Simulation isothermer Deformationsprozesse glasfaserverstärkter PTFE-Komposite die Abbildung der:

- Geschwindigkeitsabhängigkeit des Materialverhaltens im Zug- und Druckversuch
- nichtlinearen Spannungsrelaxation
- bleibenden plastischen Verformung
- infolge der Füllstoffzugabe hervorgerufenen Zug-Druck-Asymmetrie.

Für die numerische Behandlung nicht-isothermer Fragestellungen sind mathematische Beschreibungen des plastischen Gedächtniseffektes sowie des Geschichtseffektes im Druckbereich erforderlich.

^a Die Buchstaben KBS bezeichnen die Anfangsbuchstaben der Nachnamen der Autoren.

Alle nachfolgenden Ausführungen beziehen sich auf den nach dem Herstellungsprozess vorliegenden Werkstoff. Dessen Eigenschaften sind jedoch maßgeblich durch die Ausgestaltung des Verpressens des granularen Ausgangsmaterials und der Organisation des Sinterzyklusses bestimmt. Hierbei handelt es sich häufig um Firmengeheimnisse, so dass der Anwender die mechanischen Eigenschaften des fertigen Komposites zu beurteilen hat.

Während in der Simulation elastomerer Strukturelemente der Einsatz finiter elastischer Stoffgleichungen Stand der Technik ist, wurde das wesentlich komplexere Materialverhalten von PTFE-Werkstoffen in der Vergangenheit häufig nur für spezielle Lastfälle hinreichend approximiert.

Hoffmann [6] realisiert erste Berechnungen der Montage einer PTFE-Manschettdichtung mit einem elastisch-ideal-plastischen Stoffgesetz. Dieses Vorgehen ermöglicht erste numerische Studien zum Einfluss geometrischer Parameter (Lippendicke, Überdeckung,...) auf die Radialkraft. Bock [2] steigert die Qualität dieser Analysen durch die Verwendung eines linearelastischen Stoffgesetz mit Verfestigung im Fließbereich.

Weitere Verbesserungen der Materialbeschreibung in der numerischen Berechnung thermoplastischer Strukturelemente gelangen Pohl [15] und Sui [16]. So werden Montageprozesse in [16] elastoplastisch mit isotroper Verfestigung oder bei Berücksichtigung der Zug-Druck-Asymmetrie glasfasergefüllter PTFE-Werkstoffe mit dem Drucker-Prager-Modell berechnet. Pohl verwendet in [15] neben einem elastoplastischen Stoffgesetz mit isotroper Verfestigung weiterhin ein volumenkompressibles Pulvergesetz zur Abbildung der Zug-Druck-Asymmetrie. Es handelt sich hierbei um ein Stoffgesetz, das ursprünglich zur numerischen Analyse des Verpressens von Metallpulvern entwickelt wurde. Dieses beruht auf einer Erweiterung der klassischen Fließbedingung nach von Mises um einen Druckterm, der wie die geschwindigkeitsabhängige Fließspannung von der plastischen Volumendehnung und der Dehngeschwindigkeit abhängt. Das nichtlineare Spannungs-Dehnungs-Verhalten kann auf diese Weise gut approximiert werden. Leider erlaubt dieses Pulvermodell erlaubt noch nicht die Berechnung von Relaxations- und Kriechprozessen.

In [14] wird von Olbrich detailliert die erfolgreiche Verwendung unterschiedlicher Materialmodelle in der numerischen Analyse unmittelbar aufeinanderfolgender Simulationsabschnitte für ein und denselben Werkstoff beschrieben. Zur Anwendung kommen elastoplastische Stoffgesetze mit isotroper Verfestigung (Berechnung der Montage), ein generalisierter Maxwell-Körper (Berechnung des Radialkraftabfalls) und ein generalisierter Kelvin-Körper (Berechnung des Kriechverhaltens). Diese im kommerziellen FE-Programm MARC/Mentat verfügbaren Stoffgesetze ermöglichen die Wiedergabe einzelner Phänomene. Jedoch muss für jeden neu zu berechnenden Lastfall ein neues Stoffgesetz justiert werden. Eine geschlossene konstitutive Beschreibung des thermomechanischen Materialverhaltens, die alle wesentlichen viskoplastischen Phänomene thermoplastischer Kunststoffe wiedergibt wird noch nicht entwickelt. Wüstenhagen [17] arbeitet ebenfalls mit der linearen Theorie viskoelastischer Festkörper in Form eines generalisierten Maxwell-Modells. Sein Ansatz zur Beschreibung des zeitabhängigen Materialverhaltens von PTFE-Werkstoffen ist zur Beschreibung des kurzzeitigen Spannungsrelaxationsverhaltens geeignet, jedoch aufgrund der geometrischen Linearität auf sehr kleine Deformationen beschränkt.

Lin wendet in [13] die Theorie der finiten linearen Viskoelastizität, wahlweise in Kombination mit einem finiten elastischen und einem hypoelastischen Gesetz für die Gleichgewichtsspannung erfolgreich auf die Beschreibung kurzzeitiger Spannungsrelaxationsprozesse an. Mit dieser Vorgehensweise ist es im Unterschied zu den in [14] und [17] geschilderten Verfahren nun möglich, physikalische und geometrische Nichtlinearitäten während numerischer Simulationen zu berücksichtigen. Die in den experimentellen Untersuchungen deutlich erkennbare geschwindigkeitsunabhängige plastische Deformation wird jedoch bei diesem Vorgehen noch nicht berücksichtigt. Das ebenfalls von Lin in [13] vorgeschlagene finite lineare viskoplastische Materialmodell mit isotroper Schädigung ist aufgrund der verwendeten elastischen Gesetze vom Ogden-Typ eher für die Berechnung finiter Deformationen amorpher Elastomere als für die mathematische Beschreibung des Materialverhaltens teilkristalliner Thermoplaste geeignet.

Die in [2], [6], [13], [16] und [17] veröffentlichten Resultate führen zu dem Schluß, dass die Genauigkeit der Berechnungsergebnisse erheblich gesteigert werden kann, wenn das mechanische Verhalten glasfasergefüllter PTFE-Werkstoffe durch ein neues Konstitutivmodell beschrieben wird, das die vielfältigen nichtlinearen Effekte grundlegend besser wiederzugeben vermag als es die in gängigen nichtlinearen FE-Programmen verfügbaren Stoffgesetze ermöglichen.

Die Bereitstellung experimentell begründeter und beanspruchungsgerechter Materialgesetze bildet daher die Grundlage für den rationellen Einsatz von PTFE-Werkstoffen. Gegenstand der vorliegenden Arbeit ist daher die Vorstellung eines neuartigen Stoffgesetzes (KBS-Modell), das auf dem Prinzip der Parallelschaltung der Beanspruchungen basiert und eine effiziente Beschreibung des viskoplastischen Materialverhaltens thermoplastischer Kunststoffe mit einer geringen Anzahl von Modellparametern erlaubt.

Hierfür werden zunächst die im Experiment beobachteten Phänomene für ein typisches PTFE-Compounds diskutiert. Deren mathematische Beschreibung wird jeweils anhand eines rheologischen Modells verdeutlicht. Dieses wird in drei Schritten entwickelt:

1. Beschreibung des isothermen Materialverhaltens im Zugbereich
2. Abbildung der Zug-Druck-Asymmetrie
3. Modellierung des plastischen Gedächtniseffektes.

Die sinngemäße dreidimensionale Verallgemeinerung des KBS-Modells in den Bereich großer Deformationen erfolgt unter Verwendung des von Bertram in [1] erläuterten Konzeptes des materiellen Isomorphismen. Eine Implementierung des finiten dreidimensionalen KBS-Modells in die Benutzerschnittstellen USERMAT (ANSYS 7.1) ermöglicht abschließend die Anwendung der vorgeschlagenen Modellierung in der Berechnung der Montage und des Radialkraftabfalles von PTFE-Manschettendichtungen mit der Methode der Finiten Elemente.

2. Experimente

2.1. Materialverhalten im Zugbereich

In diesem Abschnitt werden am Beispiel eines typischen PTFE-Compounds (90% PTFE, 5% Molybdändisulfid, 5% kurze zylindrische Glasfasern) die Ergebnisse uniaxialer Experimente diskutiert. Als Probekörper dienten rechteckige Flachzugproben, deren relevanter Messbereich im undeformierten Zustand eine Länge von 10 mm aufweist. Alle nachfolgend dokumentierten Versuche wurden bei Raumtemperatur (23°C) unter Verwendung einer Temperierkammer durchgeführt. Die Untersuchungen gliederten sich in Messungen zum Materialverhalten bei:

- unterschiedlichen Belastungsgeschwindigkeiten
- konstanter Deformation (Relaxation)
- konstanter äußerer Last (Kriechen)
- kraftgeregelter Entlastung.

Zur Darstellung der experimentellen Daten werden die technische Spannung (Kraft bezogen auf den Ausgangsquerschnitt) und die technische Dehnung (Längenänderung bezogen auf die Ausgangslänge) verwendet.

In Abbildung 1 A) sind die experimentellen Daten verschiebungsgesteuerter Zugversuche mit unterschiedlichen Belastungsgeschwindigkeiten dargestellt. Der Verlauf der Kennlinien ist nicht-linear. Das Material reagiert auf eine Erhöhung der Dehngeschwindigkeit um eine Dekade mit einer Erhöhung der technischen Spannung um ca. 14% nach Überschreiten der Linearitätsgrenze. Der Übergang in den Fließbereich erfolgt allmählich, ohne Überschreiten einer scharf ausgeprägten Fließgrenze.

Abbildung 1 B) dokumentiert Spannungsrelaxationsprozesse im Anschluss an Zugversuche mit einer Dehngeschwindigkeit von 10 %/min für unterschiedliche Dehnungsniveaus. Es ist zu erkennen, dass die Geschwindigkeit der Spannungsabnahme in den ersten 60 min der Relaxationsprozesse besonders groß ist. Die initialen Spannungen reduzieren sich innerhalb von zehn Stunden auf etwa fünfzig Prozent ihrer initialen Werte.

In Abbildung 1 C) ist das primäre und sekundäre Kriechen unter konstanter Zugbeanspruchung dargestellt. Zugproben, die nach Spannungsrelaxationsprozessen entlastet werden, zeigen den Effekt des viskosen Rückkriechens. Weiterhin verbleibt nach der Entlastung ein permanenter Deformationsanteil.

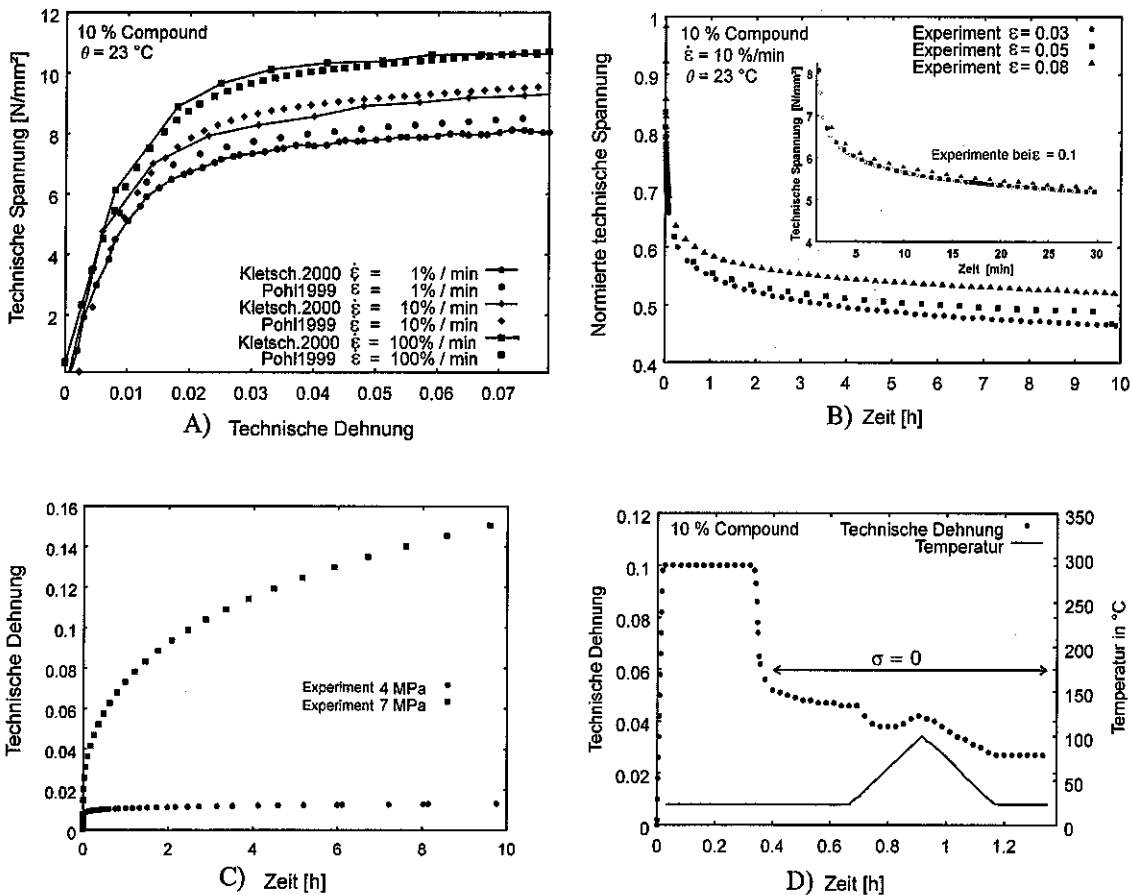


Abbildung 1: Materialverhalten im Zugbereich - A) Geschwindigkeitsabhängiges Belastungsverhalten, B) Spannungsrelaxation, C) Kriechen, D) Viskoses Rückkriechen und plastische Deformation

Abbildung 1 D) dokumentiert diesen Aspekt des Materialverhaltens. Die kraftgeregelte Entlastung erfolgt nach 20 min. Die unmittelbar nach der Entlastung vorliegende inelastische Verformung beträgt ca. 60 % der Gesamtdeformation und setzt sich aus viskosen und plastischen Deformationsanteilen zusammen. Um das viskose Rückkriechen zu beschleunigen, wird die Probe im entlasteten Zustand einem Temperaturzyklus unterworfen. In diesem wird die Temperatur von zunächst 23 $^\circ\text{C}$ binnen 15 min auf 100 $^\circ\text{C}$ erhöht und anschließend in derselben Zeitspanne auf 23 $^\circ\text{C}$ abgesenkt. Als Ergebnis des Entlastungsversuchs verbleibt eine permanente inelastische Deformation, die nicht von der Deformationsgeschwindigkeit der Belastungsphase abhängt und daher als plastisch bezeichnet wird.

Anhand der Ergebnisse der einachsigen Experimente im Zugbereich ist das untersuchte PTFE-Compound, der Klassifizierung von Haupt in [2] folgend, in die Gruppe der geschwindigkeitsab-

hängigen Materialien mit Gleichgewichtshysterese einzuordnen. Es liegt ein viskoplastisches Materialverhalten vor, denn der untersuchte Werkstoff zeigt die Effekte

- der Geschwindigkeitsabhängigkeit im Zugversuch
- der nichtlinearen Spannungsrelaxation
- des viskosen Rückkriechens
- der bleibenden Verformung.

2.2 Zug-Druck-Asymmetrie glasfaserverstärkter Komposite aus PTFE

Die Abbildungen 2 A) - B) verdeutlichen das unterschiedliche Werkstoffverhalten des untersuchten glasfaserverstärkten PTFE-Compounds im Zug- und Druckbereich. Es wird deutlich, dass die Spannungsbeträge für Druckversuche die des korrespondierenden Zugversuches bereits bei einer technischen Dehnung von 5 % deutlich übersteigen. Wird der Zugversuch als Referenzversuch betrachtet, dann beträgt die maximale Überhöhung der Spannung im Druckbereich am Ende der Belastungsphase ca. 78%.

Die Experimente belegen das Vorhandensein einer Spannungsrelaxation auch im Druckbereich. Die Abbildung der Zug-Druck-Asymmetrie, im Englischen als SDE (*Strength Differential Effect*) bezeichnet, durch eine rechen-technische Unterdrückung der Spannungsrelaxation in den Druckbereichen einer PTFE-Manschettendichtung, siehe Pohl (1999), kann daher die Verhältnisse im Material nicht adäquat abbilden.

2.3 Plastischer Gedächtniseffekt

Abbildung 2 C) erklärt die Implementierung und Aktivierung des plastischen Gedächtniseffektes (PME) am Beispiel der Balkenbiegung. Die Implementierung des PME beginnt mit der mechanischen Belastung des Balkens durch Verbiegen bei Raumtemperatur. Der Deformationszustand wird durch eine Klemme fixiert. Im dehnungsbehinderten Zustand erfolgt eine erste thermische Behandlung der Probe, indem der Balken für 30 Minuten in kochendem Wasser erhitzt wird. Damit ist die Implementierung des plastischen Gedächtnisses abgeschlossen. Nachdem sich die Temperatur des Balkens wieder der Raumtemperatur angeglichen hat, kann die Klemme entfernt werden. Die U-Form des verbogenen Balkens bleibt nun vollständig erhalten.

Unterwirft man die scheinbar vollständig plastisch deformierte Probe einem weiteren dreißig-nütigen Temperaturzyklus, können jedoch durch die thermische Aktivierung des plastischen Gedächtnisses inelastische Deformationsanteile zurückgewonnen werden. Es handelt sich dabei um die durch die Implementierung des PME zusätzlich erzeugten inelastischen Deformationen.

Die Kenntnis der qualitativen Ausprägung des PME ermöglicht die Diskussion der spezifischen experimentellen Befunde. In Abbildung 2 D) sind die Ergebnisse eines Standard-PME-Tests graphisch dargestellt. Der Verlauf der technischen Dehnung ist über der Zeit aufgetragen. Der qualitative zeitliche Verlauf der zugehörigen technischen Spannung ist in dieser Abbildung unten links angedeutet. Weiterhin ist in Abbildung 2 D) der Temperaturverlauf während des Tests über der Zeit aufgetragen.

Der Standard-PME-Test ermöglicht die nachfolgend beschriebenen Beobachtungen. Nach Aufbringen der mechanischen Belastung setzt in der zweiten Versuchsphase die Spannungsrelaxation in der Probe ein. Der Spannungsabfall wird durch die Einwirkung der thermischen Implementierung beschleunigt. Hierbei überlagern sich die Effekte der thermischen Ausdehnung und die Ausbildung zusätzlicher inelastischer Deformationen. Nach Abschluss der thermischen Implementierung hat sich der Wert der gemessenen Spannung wieder erhöht. Das Spannungsniveau am Beginn der Implementierung wird jedoch nicht erreicht.

Die augenblickliche inelastische Deformation nach der kraftgeregelten Entlastung der Probe beträgt ca. 80 % der ursprünglichen Gesamtdeformation. Zunächst setzt das für viskoplastische Kunststoffe typische viskose Rückkriechen ein. Die durch die Implementierung verklemmten Deformationsanteile werden anschließend durch das Ansprechen des plastischen Gedächtnisses im Zyklus der thermischen Aktivierung zurückgewonnen. Die Rückgewinnung verklemmter Deformationsanteile übersteigt dabei die thermische Ausdehnung. Daher vermindert sich die gemessene technische Dehnung, obwohl die Temperatur im ersten Abschnitt der Aktivierung zunimmt. Die Reduktion der technischen Dehnung in der Kühlphase der Aktivierung ist durch eine nahezu lineare thermische Kontraktion bestimmt. Am Versuchsende verbleibt eine permanente plastische Deformation, die ca. 50 % der ursprünglichen Gesamtdeformation misst.

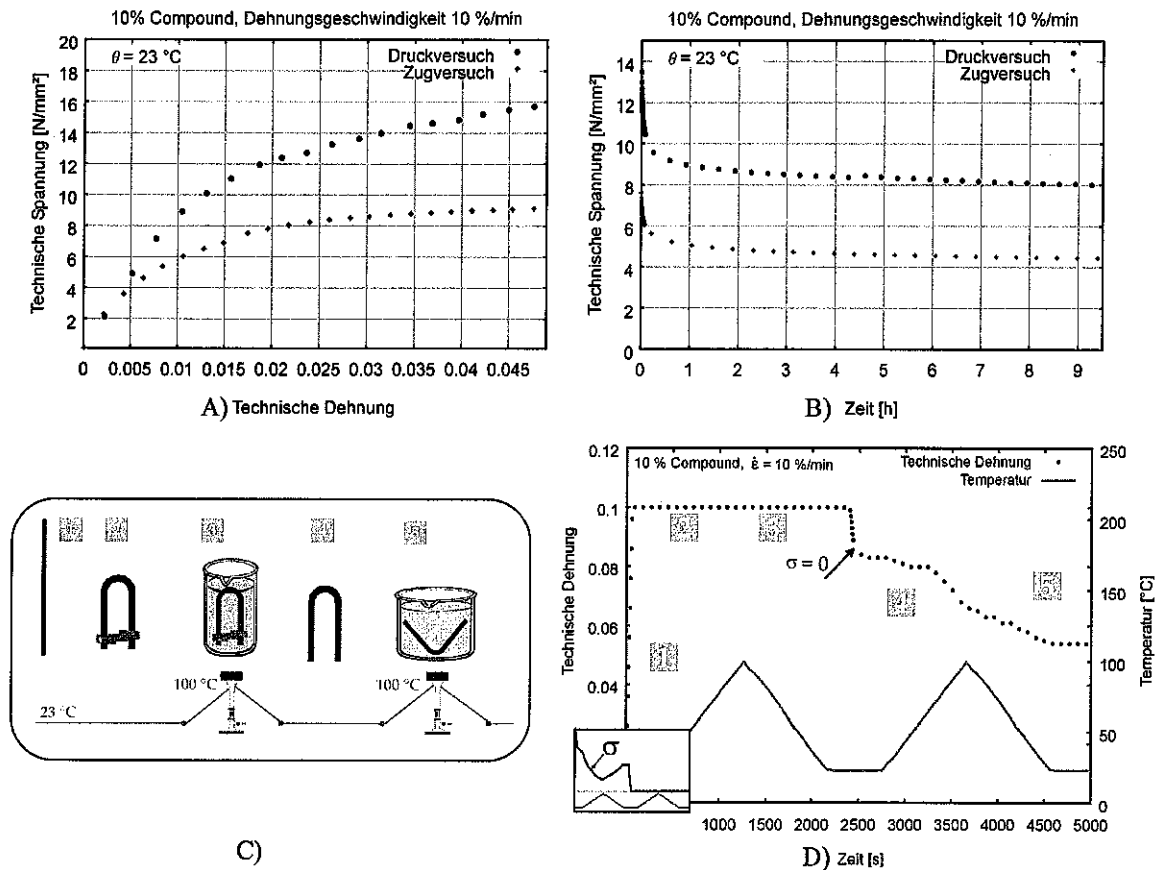


Abbildung 2: Spezielle Werkstoffeigenschaften - A) - B) Zug-Druck-Asymmetrie glasfaserverstärkter PTFE-Komposite, C) Charakteristik des plastischen Gedächtniseffektes D) Dehnungs-Zeit-Verlauf infolge des plastischen Gedächtniseffektes

3. Ein endochrones rheologisches Modell für thermoplastische Kunststoffe

Die Entwicklung eines Stoffgesetzes zur Abbildung des in Abschnitt 2 dokumentierten Werkstoffverhaltens wird nachfolgend anhand eines rheologischen Modells erläutert. Dieses Vorgehen ermöglicht es, spezielle im Experiment beobachtete Phänomene einzelnen Modellbestandteilen zuzuordnen und so einen klar strukturierten Satz von Konstitutivgleichungen zu erzeugen, der den Zugang zur vorgeschlagenen Modellierung erleichtert.

Die konkrete Grundlage zur Beschreibung des in Abschnitt 2 beschriebenen inelastischen Materialverhaltens bildet das von Kletschkowski et al. in [10] und [11] vorgeschlagene viskoplastische

KBS-Modell (Abbildung 4 und 6). Dieses besteht aus der Parallelschaltung eines elastoplastischen endochronen Elementes mit nichtlinear elastischen Teileigenschaften und eines Maxwell-Elementes mit einem Fließgesetz nach Garofalo, siehe [3].

Zur Abbildung elastoplastischen Materialverhaltens werden im allgemeinen Plastizitätstheorien verwendet, die von der Existenz endlich ausgedehnter und durch eine Fließfläche berandeter elastischer Bereiche ausgehen. Die endochrone Theorie der Plastizität kommt ohne diese Annahmen aus. Zum besseren Verständnis erfolgt daher zunächst eine kurze Darstellung der wesentlichen Ideen dieser geschwindigkeitsunabhängigen fließflächenfreien Theorie der Plastizität. Im Anschluß wird das endochrone viskoplastische KBS-Modell zur mathematischen Beschreibung allgemeiner viskoplastischer Effekte und spezieller Phänomene von PTFE-Werkstoffen diskutiert.

2.4 Endochrone Theorie der Plastizität

Die endochrone Theorie der Plastizität wird von Valanis [18], Haupt [4] sowie [5] und Krawietz [7] ausführlich diskutiert. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit soll, dem Vorgehen in [7] folgend, anhand des in Abbildung 3 dargestellten rheologischen Modells lediglich die Charakteristik dieser geschwindigkeitsunabhängigen Materialbeschreibung erläutert werden.

Nach Gleichung (i) setzt sich die Gesamtdeformation eines solchen Elementes additiv aus einem elastischen und einem plastischen Anteil zusammen. Unterstellt man der Feder linear elastisches Materialverhalten, dann gilt Gleichung (ii). In dieser bezeichnet E den Elastizitätsmodul.

Für die Entwicklung der plastischen Dehnung gilt Ansatz (iii), die endochrone Fließregel. Diese unterscheidet sich von der eines linearen Maxwell-Elementes lediglich durch die Multiplikation mit $|\dot{\varepsilon}|$ wodurch Gleichung (iii) geschwindigkeitsunabhängig wird. Y ist ein Materialparameter der die Dimension einer Spannung besitzt.

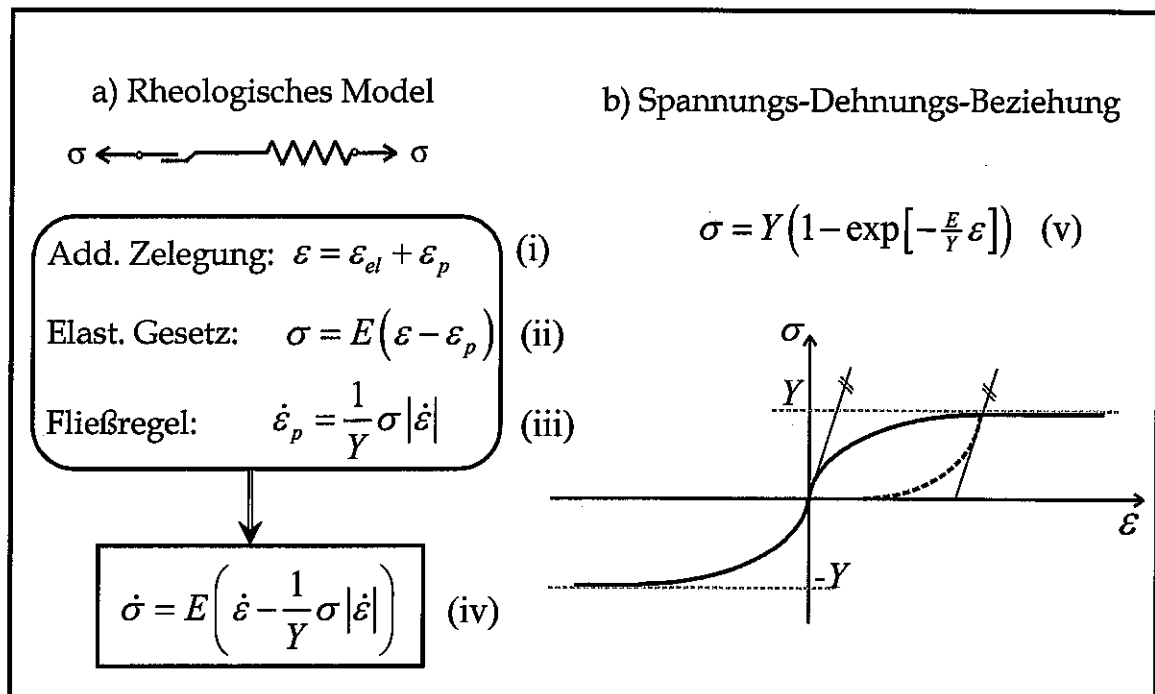


Abbildung 3: Endochrone Theorie der Plastizität

Differenziert man, konstante Materialparameter vorausgesetzt, Gleichung (i) nach der Zeit, berücksichtigt die additive Zerlegung (ii) und ersetzt $\dot{\varepsilon}_p$ durch die Entwicklungsgleichung (iii), so folgt Gleichung (iv). Diese Differentialgleichung ist eine geschwindigkeitsunabhängige Materialgleichung. Werden Deformationsprozesse mit konstanter und positiver Dehngeschwindigkeit betrachtet, lässt sich der zugehörige Spannungsverlauf nach Integration von (iv) mit (v) beschreiben.

Gleichung (v) kennzeichnet ein unterlineares Materialverhalten, bei dem die Spannung mit zunehmender Dehnung gegen den Sättigungswert Y strebt. Der Materialparameter Y bestimmt demzufolge die maximal erreichbare Spannung. Da sich die plastischen Dehnungen sofort nach Beginn des Deformationsprozesses entwickeln, gibt es keinen initialen elastischen Bereich, der durch eine Fließgrenze berandet wäre. Die Auswertung eines Fließkriteriums, einer Belastungsbedingung und einer Konsistenzbedingung entfällt somit, was die spätere numerische Simulation vereinfacht.

Die kontinuierliche Entwicklung der inelastischen Variablen in einem endochronen elastoplastischen Modell ist gut mit den experimentellen Ergebnissen vereinbar, die, wie im vorliegenden Fall, einen allmählichen Übergang in den Fließbereich ohne Überschreitung einer signifikanten Fließgrenze dokumentieren. Die im Werkstoff ablaufenden morphologischen Veränderungen, wie das Aufbrechen kristalliner Strukturen und die Rekristallisation, sind von der Größe und dem Vorhandensein einer Spannung abhängig. Diese muss im Gegensatz zu metallischen Werkstoffen jedoch keinen kritischen Wert überschreiten.

2.5 Basismodell zur Beschreibung des viskoplastischen Materialverhaltens

Die Abbildung des in Abschnitt 2 beschriebenen viskoplastischen Materialverhaltens gelingt mit einem endochronen viskoplastischen Modell vom Überspannungstyp, siehe Abbildung 4. Die geschwindigkeitsunabhängigen Materialeigenschaften werden durch ein endochrones Element mit nichtlinear elastischen Eigenschaften wiedergegeben. Zur Beschreibung der Überspannung dient ein Maxwell-Modell mit nichtlinearem Fließverhalten. Es werden moderate ($\varepsilon \leq 10\%$) und isotherme ($\dot{\theta} = 0$) Deformationsprozesse betrachtet.

Nach dem Prinzip der Parallelschaltung der Beanspruchungen setzt sich die Gesamtspannung σ additiv aus der Gleichgewichtsspannung σ_∞ und der Überspannung σ_{ov} zusammen, siehe Gleichung (1). Gleichung (2) beschreibt die additive Zerlegung der Gesamtdeformation ε in elastische und inelastische Anteile. ε_{ep} kennzeichnet die elastische Verformung des endochronen Elementes. ε_{ip} symbolisiert dessen plastischen Deformationsanteile. ε_{ev} und ε_{iv} bezeichnen die elastische und viskose Deformation des Maxwell-Elementes.

Um die im Experiment beobachteten Phänomene beschreiben zu können, werden den einzelnen Modellbestandteilen spezifische Konstitutivgleichungen zugeordnet. Zur Beschreibung des nichtlinearen Be- und Entlastungsverhaltens wird ein logarithmisches elastisches Gesetz vorgeschlagen, siehe Gleichung (3). Dieses enthält die Materialkonstanten A_z (Elastizitätskonstante im Zugbereich), A_D (Elastizitätsparameter im Druckbereich) und die dimensionslose Kennzahl B . Für eine Linearisierung um $\varepsilon = 0$ vereinfacht sich Gleichung (3) zum Hookeschen Gesetz. Im Zugbereich gilt dann $\sigma_\infty \approx A_z B \varepsilon_{ep} =: E_\infty \varepsilon_{ep}$. Zur Wiedergabe der Überspannung dient nach Gleichung (4) ein linear elastisches Gesetz. C ist die Elastizitätskonstante des Maxwell-Modells.

KBS-Modell der endochronen Viskoplastizität

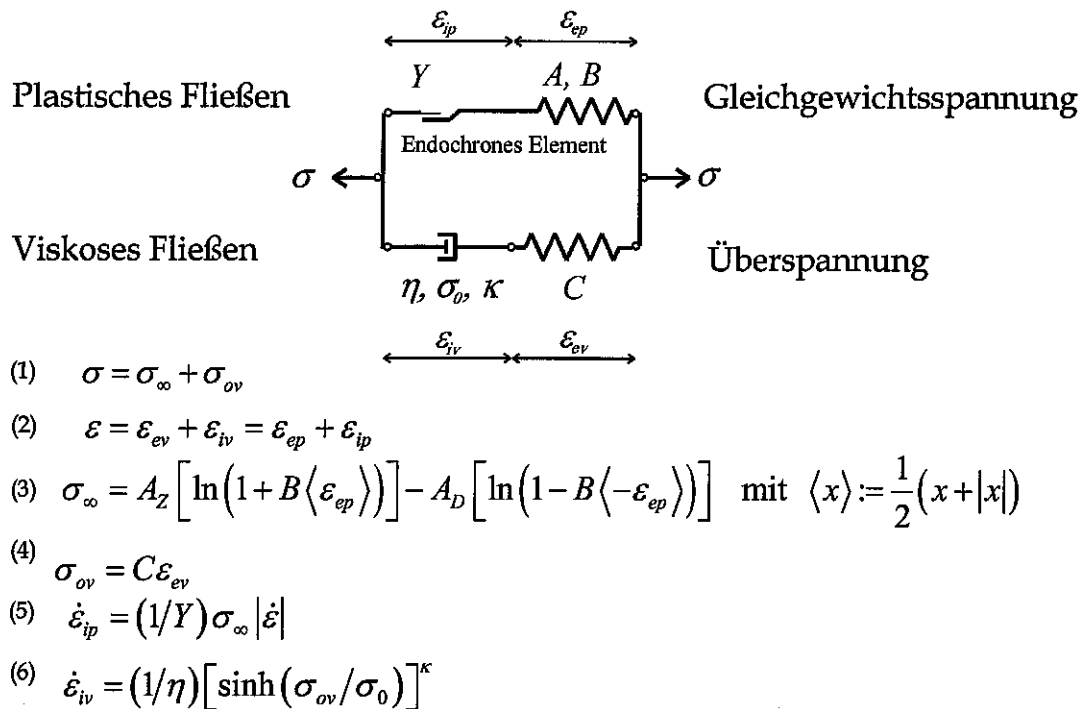


Abbildung 4: Endochrones viskoplastisches Modell für thermoplastische Kunststoffe im Bereich kleiner Deformationen

Zur Beschreibung des plastischen Fließens wird mit Gleichung (5) eine einfache endochrone Fließregel verwendet. Diese enthält als Konstante die plastische Grenzspannung Y . Die Abbildung des nichtlinearen Relaxations-, Kriech- und Retardationsverhaltens sowie die Beschreibung der Geschwindigkeitsabhängigkeit im Zugversuch gelingt durch eine viskose Fließregel vom Garofalo-Typ. Diese enthält drei Modellkonstanten: η, κ und σ_0 .

Zur Identifikation der Modellparameter wird lediglich ein Zugversuch mit konstanter Dehngeschwindigkeit und anschließender Spannungsrelaxation sowie die Größe der plastischen Deformation nach Entlastung der Probe benötigt. Details der Parameteridentifikation werden in [12] diskutiert.

In Abbildung 7 A)-D) werden numerische Simulationen im Zugbereich mit experimentellen Daten verglichen. Diese verdeutlichen, dass das KBS-Modell geeignet ist, die nichtlinearen Materialeigenschaften von PTFE-Werkstoffen qualitativ und quantitativ wiederzugeben. Insbesondere gelingt die Verifikation des mittels dehnungsgesteuerter Experimente identifizierten KBS-Modells anhand kraft geregelter Versuche, siehe Abbildung 5 C) und D).

Was können Stoffgesetze für PTFE-Werkstoffe heute also leisten? Werden Sie werkstoffgerecht, also bezugnehmend auf die im Experiment beobachteten Phänomene entwickelt, gelingt die Beschreibung wesentlicher Aspekte des viskoplastischen Materialverhalten mit einem einheitlichen Materialmodell und einer geringen Anzahl von Modellparametern. Auf die Modellierung spezieller Materialeigenschaften (Zug-Druck-Asymmetrie, plastischer Gedächtniseffekt) wird in den nachfolgenden Abschnitten Bezug genommen.

2.6 Modellierung der Zug-Druck-Asymmetrie

Die Abbildung der Zug-Druck-Asymmetrie glasfaserverstärkter Komposite aus PTFE erfolgt durch eine Modifikation des elastischen logarithmischen Gesetzes für die Gleichgewichtsspannung. Für identisches Materialverhalten im Zug- und Druckbereich fallen die elastischen Parameter A_z und A_D zusammen ($A = A_z = A_D$).

Für Materialien mit Zug-Druck-Asymmetrie ist jedoch der Parameter A_D nach dem in [12] detailliert beschriebenen Vorgehen wie folgt zu modifizieren

$$A_D = A_z(1+D). \quad (7)$$

D ist eine dimensionslose innere Variable. Sie kennzeichnet sowohl die permanenten als auch die zeitlich veränderlichen Anteile der Spannungsüberhöhung im Druckbereich. Die Entwicklung von D wird durch endochrone Differentialgleichungen vom Sättigungstyp beschrieben

$$\dot{D} = \dot{D}_p + \dot{D}_n \quad (8)$$

$$\dot{D}_p = -K_1 \langle -\sigma_\infty \rangle |\dot{\epsilon}| (D_p^{\max} - D_p) \quad (9)$$

$$\dot{D}_n = -K_2 \langle -\sigma_\infty \rangle |\dot{\epsilon}| (D_n^{\max} - D_n) - K_3 (D_n)^{K_4}. \quad (10)$$

Diese enthalten die Modellparameter K_i ($i=1, \dots, 4$), D_p^{\max} und D_n^{\max} . Die Berücksichtigung der Zug-Druck-Asymmetrie im elastischen Gesetz der Gleichgewichtsspannung erfordert weiterhin eine Überarbeitung der endochronen Fließregel (Gleichung (5)). Wird von gleich großen makroskopischen plastischen Deformationen im Zug- und Druckbereich ausgegangen, sind auch in der endochronen Fließregel Dehnungs- und Kompressionsprozesse zu unterscheiden

$$\dot{\epsilon}_{ip} = (1/Y_z) \langle \sigma_\infty \rangle |\dot{\epsilon}| + (1/Y_D) \langle -\sigma_\infty \rangle |\dot{\epsilon}|. \quad (11)$$

Ohne diese Korrektur führte die Spannungsüberhöhung im Druckbereich, wie in [15], zu einem Überschätzen der bleibenden Verformung unter Druckbeanspruchung. Die plastische Grenzspannung $Y_z = Y$ entspricht hierbei dem im Zugbereich ermittelten Wert. Der Parameter $Y_D = Y_z(1+D)$ ergibt sich analog zur Modifikation der Elastizitätskonstante A .

Die Identifikation der zusätzlichen Modellkonstanten K_i ($i=1, \dots, 4$), D_p^{\max} und D_n^{\max} erfolgt, wie in [12] beschreiben, anhand eines einachsigen Druckversuches mit nachfolgender Spannungsrelaxation im Anschluß an die Identifikation der Modellkonstanten für den Zugversuch ($A_z, B, C, Y, \eta, \kappa$ und σ_0 bleiben also unverändert.).

Simulationsrechnungen, siehe Abbildung 7 A)-B), verdeutlichen, daß die vorgeschlagene Erweiterung des in Abschnitt 3.1 entwickelten rheologischen Modells geeignet ist, das nichtlineare Belastungsverhalten und die Spannungsrelaxation im Druckbereich qualitativ und quantitativ richtig wiederzugeben.

2.7 Abbildung des plastischen Gedächtniseffektes

Die mathematische Beschreibung des plastischen Gedächtniseffektes von PTFE-Werkstoffen verlangt eine Erweiterung des in Abbildung 4 vorgestellten rheologischen Modells. Einerseits sind die Temperaturabhängigkeit der Modellparameter und die sich ausbildenden thermischen Dehnungen zu berücksichtigen, andererseits sind die infolge des plastischen Gedächtniseffektes hervorgerufenen inelastischen Deformationen zu modellieren.

Die Temperaturabhängigkeit der Modellparameter $A_z = A(\theta)$, $C(\theta)$, $Y(\theta)$ und $\sigma_0(\theta)$ wird durch analytische Funktionen berücksichtigt. Somit wird jedem Materialelement ein tempera-

turabhängiger Parameter zugeordnet. Stützstellen dieser Funktionen erhält man, wenn das durch Gleichung (1)-(6) beschriebene KBS-Modell für verschiedenen isotherme Zugversuche mit nachfolgender Spannungsrelaxation identifiziert wird. Abbildung 5 enthält die für verschiedene Temperaturstufen identifizierten Modellparameter und die zur Beschreibung der Temperaturabhängigkeit verwendeten analytischen Funktionen. Die Auswahl dieser Funktionen orientierte sich an deren Fähigkeit alle identifizierten Stützstellen möglichst genau zu erfassen. Weiterhin wurden diese Funktionen so aufgebaut, dass ihre freien Konstanten entweder reine Zahlen sind oder die Dimension einer gängigen SI-Einheit besitzen. Sofern erforderlich wurde eine Normierung auf die Referenztemperatur $\theta_0 = 23^\circ\text{C}$ vorgenommen.

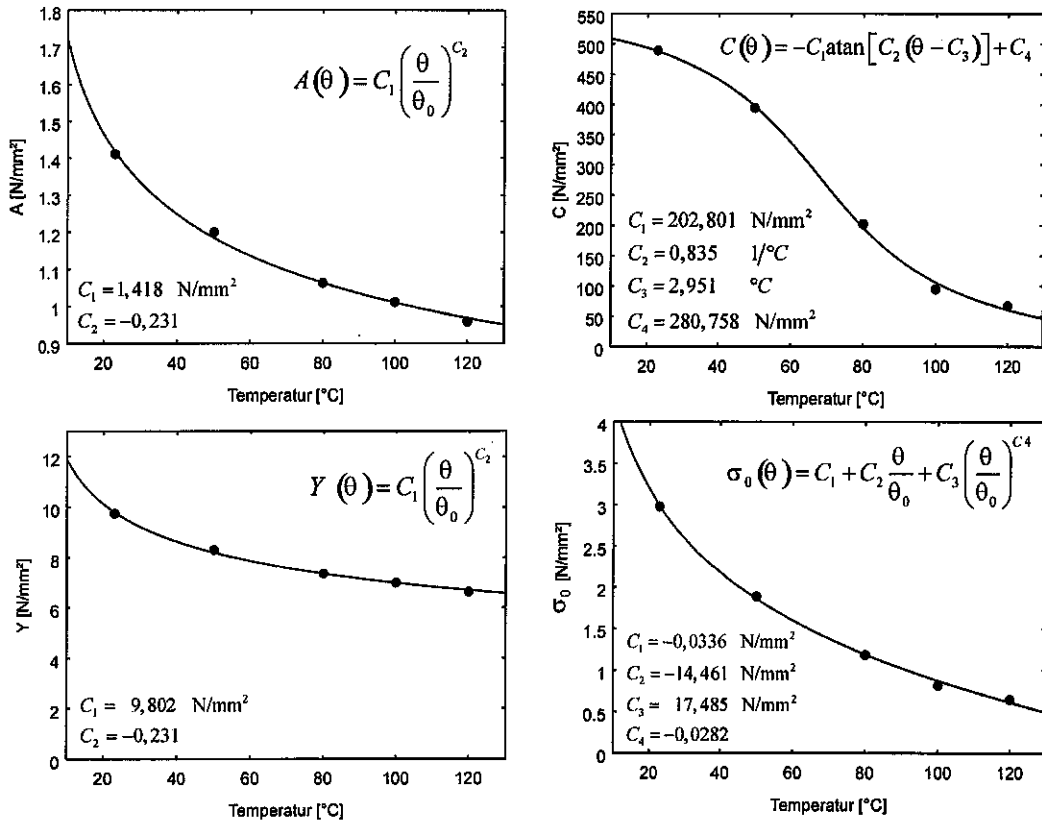


Abbildung 5: Endochrones viskoplastisches Modell für thermoplastische Kunststoffe im Bereich kleiner Deformationen

Die thermischen Dehnungen werden dem unter anderem in [7] beschriebenen Vorgehen folgend durch Temperaturdehnemelemente berücksichtigt. Die Koeffizienten der thermischen Ausdehnung $\alpha(\theta)$ wurden von Pohl in [15] angegeben. Für den Gleichgewichtsstrang (endochrones Element) und den Überspannungsstrang (Maxwell-Element) werden identische thermische Deformationen angenommen.

Die infolge des plastischen Gedächtniseffektes vermessenen zusätzlichen inelastischen Deformationen werden durch ein im Gleichgewichtsstrang angeordnetes endochrones Rückspannungsmodell abgebildet. Diese Kelvinstruktur, siehe Abbildung 6, besteht aus der Parallelschaltung eines inelastischen Elementes mit endochroner Fließregel und einer nichtlinearen Feder. ε_{PME} bezeichnet die Dehnung der Kelvin-Struktur. Im Rahmen der hier betrachteten moderaten Deformationen ist die additive Zerlegung (Gleichung (2)) nun wie folgt zu formulieren

$$\varepsilon = \varepsilon_{ep} + \varepsilon_{ip} + \varepsilon_{PME} + \varepsilon_{th} = \varepsilon_{ev} + \varepsilon_{iv} + \varepsilon_{th}. \quad (12)$$

Die Rückspannung σ_B der Kelvinstruktur berechnet sich aus einem nichtlinearen Gesetz

$$\sigma_B = y_i \tanh\left(\frac{C_{PME}}{y_i} \varepsilon_{PME}\right). \quad (13)$$

y_i und C_{PME} sind temperaturunabhängige Materialkonstanten vom Spannungstyp. Die Entwicklung der zusätzlichen inelastischen Deformationen ε_{PME} wird durch eine von der Geschwindigkeit der Temperaturänderung unabhängigen endochronen Differentialgleichung beschrieben

$$\dot{\varepsilon}_{PME} = \frac{1}{Y_{PME}} (\sigma_\infty - \sigma_B)^{\kappa_{PME}} |\dot{\theta}|. \quad (14)$$

Diese enthält die von der Temperatur unabhängigen Materialkonstanten Y_{PME} und κ_{PME} . Das Einspielen der zusätzlichen Modellkonstanten C_{PME} , y_i , Y_{PME} und κ_{PME} erfolgt anhand des Deformationsverlaufes des in Abbildung 2 D) gezeigten Versuchs.

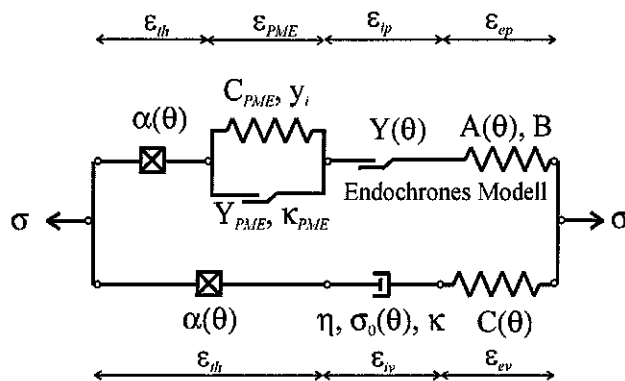


Abbildung 6: Endochrones viskoplastisches Modell zur Beschreibung des plastischen Gedächtniseffektes

Die Anwendung des zur Beschreibung nicht-isothermer Deformationsprozesse erweiterten KBS-Modells in der Simulation weiter PME-Tests ist in den Abbildungen 7 E)-G) dargestellt. In dieser werden die Ergebnisse numerischer Simulationen mit den experimentell ermittelten Daten verglichen. Abbildung 7 E) enthält die experimentellen und die numerisch ermittelten Dehnungs-Zeit-Verläufe. Die Abbildungen 7 F)-G) enthalten die zugehörigen Spannungs-Zeit-Verläufe. In allen Graphiken ist zusätzlich der Temperaturverlauf skizziert. Die Simulationsergebnisse befinden sich in guter Übereinstimmung mit den Messwerten. Das erweiterte KBS-Modell ist in der Lage die Reduktion der Spannungen während des ersten Temperaturzyklusses und die Abnahme der durch den PME verursachten zusätzlichen inelastischen Deformationen im Rahmen der experimentellen Streubreiten zu beschreiben. Eine Verfeinerung der Anpassung ist denkbar, wenn auch dem Rückspannungselement im Gleichgewichtsstrang temperaturabhängige Materialparameter zugestanden werden. Dieses Vorgehen steigert jedoch die Komplexität der Modells und wurde aufgrund der mit lediglich vier zusätzlichen Materialkonstanten erzielten zufriedenstellenden Simulationsergebnisse nicht verfolgt.

Bezugnehmend auf den Titel des vorliegenden Beitrages lässt sich aus den hier dokumentierten Untersuchungen schlussfolgern, dass werkstoffgerechte viskoplastische Materialbeschreibungen für PTFE-Werkstoffe durch zielgerichtete Erweiterungen auch die Berechnung spezieller Phänomene des Materialverhaltens (SDE und PME) erlauben. Aufgrund seiner Eignung zur Beschreibung des viskoplastischen Materialverhaltens von PTFE-Werkstoffen wird nachfolgend die Anwendung eines dreidimensionalen finiten endochronen KBS-Modells zur Berechnung von PTFE-Manschettendichtungen skizziert.

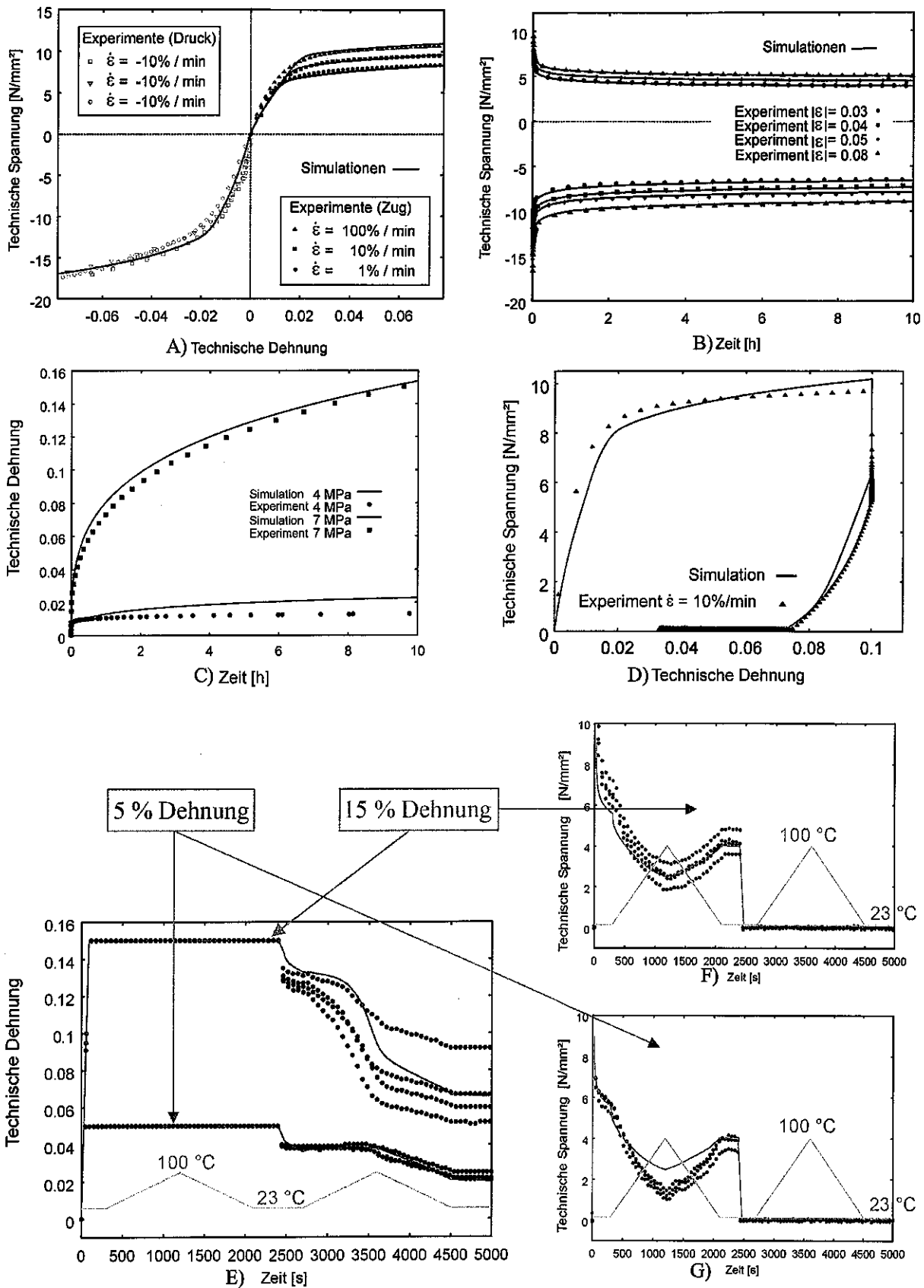


Abbildung 7: Numerische Simulation des Materialverhaltens - A) Geschwindigkeitsabhängigkeit im Zugversuch und Spannungsüberhöhung im Druckbereich, B) Spannungsrelaxation im Zug- und Druckbereich, C) Kriechen unter Zugbeanspruchung, D) Nichtlineares Entlastungsverhalten nach Zugbeanspruchung, E) - G) Plastischer Gedächtniseffekt

4. Numerische Simulation von PTFE-Manschettendichtungen

4.1 Das finite KBS-Modell

Zur FE-Simulation von Manschettendichtungen aus glasfaserverstärktem PTFE wird eine finite Form des in Abschnitt 3 vorgestellten KBS-Modells verwendet. Die nachfolgend angegebenen Stoffgleichungen ermöglichen die Berechnung großer elastischer und inelastischer Verformungen von Materialien mit asymmetrischen Zug-Druck-Verhalten. Details zur dreidimensionalen Verallgemeinerung des Konzepts zur Beschreibung der Zug-Druck-Asymmetrie sind in [12] dokumentiert. Die weiteren Ausführungen beschränken sich auf isotherme Deformationsprozesse.

Die Formulierung des KBS-Modells im Bereich großer Deformationen beginnt mit der Wahl der unabhängigen Variablen. Sei \mathbf{F} der Deformationsgradient, so bezeichnet $\mathbf{C} = \mathbf{F}^T \mathbf{F}$ den rechten Cauchy-Green-Tensor.

Als abhängige Veränderliche wird der materielle Spannungstensor \mathbf{S} eingeführt. Es handelt sich hierbei um die gemäß der Rechenvorschrift $\mathbf{S} = \mathbf{F}^{-1} \mathbf{T} \mathbf{F}^{-T}$ in die Bezugsplatzierung zurückgezogenen Cauchy-Spannungen \mathbf{T} .

Es handelt sich folglich um eine Lagrangesche Beschreibung der Deformationen, weshalb alle Punkte materielle Zeitableitungen symbolisieren werden. Alle verwendeten Materialgleichungen sind invariant gegen den Wechsel des Euklidischen Bezugssystems (materielle Objektivität).

Als innere Variablen werden zur Beschreibung inelastischer Deformationsvorgänge eine plastische Transformation \mathbf{P}_p und eine viskose Transformation \mathbf{P}_v eingeführt. Ihre Entwicklung wird durch assoziierte Fließregeln im Rahmen einer J_2 -Theorie beschrieben, siehe [11]. Der für die Beschreibung des Materialverhaltens im Bereich großer Deformationen benötigte Gleichungssatz ist in Tabelle 1 zusammengefasst. Details zu dessen Ableitung sind [11] zu entnehmen.

Gleichung (15) definiert die unabhängige Variable \mathbf{C} , sowie deren multiplikative Aufspaltung in einen volumetrischen und einen isochoren Anteil. Der materielle Spannungstensor \mathbf{S} , Gleichung (16), setzt sich nach dem Prinzip der Parallelschaltung der Beanspruchungen additiv aus einem Volumenspannungsanteil $S_{vol} \mathbf{I}$ sowie den deviatorischen Anteilen \mathbf{S}_∞^{DEV} (Gleichgewichtsspannung) und \mathbf{S}_{ov}^{DEV} (Überspannung) zusammen.

Die elastischen Gesetze (19), (22) dieser Spannungstensoren bestimmen im Zusammenwirken mit den inelastischen Fließregeln die Spannungsantwort des KBS-Modells. Gleichung (23) beschreibt die Entwicklung der viskosen Transformationen \mathbf{P}_v . Die Entwicklung der plastischen Transformation \mathbf{P}_p wird durch Gleichungen (25) bestimmt. Die für diese assoziierten Fließregeln benötigten materiellen von-Mises-Vergleichsspannungen sind in den Gleichungen (24) und (26) definiert. Gleichung (27) erläutert die Definition der Vergleichsdehngeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_v$, die in der dreidimensionalen endochronen Fließregel (25) auftritt. Die Gleichungen (28)-(31) dienen der dreidimensionalen Beschreibung der Zug-Druck-Asymmetrie.

Das in Tabelle 1 zusammengefasste finite KBS-Modell wurde in die Benutzerschnittstelle USERMAT des FE-Programms ANSYS 7.1 implementiert und für numerische Simulationen der Montage und Lagerung von PTFE-Manschettendichtungen verwendet. Es enthält acht Modellparameter ($K, G_\infty, B, G_{ov}, Y, \eta, \kappa, \sigma_0$).

Multiplikative Zerlegung der Deformation :

$$(15) \mathbf{C}_{vol} = (\det \mathbf{C})^{\frac{1}{3}} \mathbf{I}, \bar{\mathbf{C}} = (\det \mathbf{C})^{-\frac{1}{3}} \mathbf{C}, \mathbf{C} = \mathbf{F}^T \mathbf{F}$$

Additive Zerlegung der Spannungen:

$$(16) \mathbf{S} = S_{vol} \mathbf{C}^{-1} + \mathbf{S}_{\infty}^{DEV} + \mathbf{S}_{ov}^{DEV} \Leftrightarrow \mathbf{T} = \mathbf{F} \mathbf{S} \mathbf{F}^T = T_{vol} \mathbf{I} + \mathbf{T}_{\infty}^{dev} + \mathbf{T}_{ov}^{dev}$$

Materieller Deviator :

$$(17) \mathbf{S}^{DEV} = \mathbb{N}[\mathbf{S}] \text{ mit } \mathbb{N} := (\mathbf{I} - \frac{1}{3} \mathbf{C}^{-1} \otimes \mathbf{C})$$

Klassischer Deviator :

$$(18) \mathbf{T}^{dev} = \mathbb{D}[\mathbf{T}] \text{ mit } \mathbb{D} := (\mathbf{I} - \frac{1}{3} \mathbf{I} \otimes \mathbf{I})$$

Volumetrischer Spannungsanteil:

$$(19) S_{vol} = K (\det \mathbf{C})^{-\frac{1}{2}} \ln \left\{ \sqrt{\det \bar{\mathbf{C}}} \right\}$$

Überspannung:

$$(20) \mathbf{S}_{ov}^{DEV} = 2G_{ov} (\det \mathbf{C})^{-\frac{5}{6}} \mathbb{N}[\mathbf{P}_V (\bar{\mathbf{C}}_{ev} - \mathbf{I}) \mathbf{P}_V^T] \text{ mit } \bar{\mathbf{C}}_{ev} = \mathbf{P}_V^T \bar{\mathbf{C}} \mathbf{P}_V$$

Gleichgewichtsspannung:

$$(21) \mathbf{S}_{\infty}^{DEV} = 2G_{\infty} (\det \mathbf{C})^{-\frac{5}{6}} \mathbb{N} \left[\mathbf{P}_P \left(\sum_{i=1}^3 s_i \mathbf{n}_i \otimes \mathbf{n}_i \right) \mathbf{P}_P^T \right] \text{ mit } \bar{\mathbf{C}}_{ep} = \mathbf{P}_P^T \bar{\mathbf{C}} \mathbf{P}_P,$$

$$(22) s_i = \ln(1 + B \langle \lambda_i \rangle) - (1 + D) \ln(1 - B \langle -\lambda_i \rangle), \quad (\lambda_i, \mathbf{n}_i) = \text{Eigensystem} [\bar{\mathbf{C}}_{ep} - \mathbf{I}]$$

Entwicklung der viskosen Transformation :

$$(23) \dot{\mathbf{P}}_V \mathbf{P}_V^{-1} = -\frac{3}{2\eta} \left[\sinh \left(\frac{\sigma_{VV}}{\sigma_0} \right) \right]^{\kappa} \frac{(\mathbf{S}_{ov}^{DEV} \mathbf{C})}{\sigma_{VV}}$$

Vergleichsüberspannung:

$$(24) \sigma_{VV} = \sigma_{VV} (\mathbf{S}_{ov}^{DEV} \mathbf{C}) := \sqrt{\frac{3}{2} \text{tr} \{ (\mathbf{S}_{ov}^{DEV} \mathbf{C}) (\mathbf{S}_{ov}^{DEV} \mathbf{C}) \}}$$

Entwicklung der plastischen Transformation :

$$(25) \dot{\mathbf{P}}_P \mathbf{P}_P^{-1} = -\frac{3}{2} \left(\frac{w_t}{Y} + \frac{w_c}{Y(1+D)} \right) \sigma_{VP} \dot{\epsilon}_V \frac{(\mathbf{S}_{\infty}^{DEV} \mathbf{C})}{\sigma_{VP}}$$

Vergleichsgleichgewichtsspannung:

$$(26) \sigma_{VP} = \sigma_{VP} (\mathbf{S}_{\infty}^{DEV} \mathbf{C}) := \sqrt{\frac{3}{2} \text{tr} \{ (\mathbf{S}_{\infty}^{DEV} \mathbf{C}) (\mathbf{S}_{\infty}^{DEV} \mathbf{C}) \}}$$

Vergleichsdehnungsgeschwindigkeit:

$$(27) \dot{\epsilon}_V := \sqrt{\frac{2}{3} \text{tr} \{ \mathbf{D}^{dev} \mathbf{D}^{dev} \}}$$

Spannungsfaktor:

$$(28) w_t = \frac{1}{2} (1 + \xi), \quad w_c = \frac{1}{2} (1 - \xi) \text{ mit } \xi := \frac{\sqrt{27}}{2} \frac{J_3}{(J_2)^{3/2}} \text{ and } J_i := \frac{1}{i} \text{tr} \left[(\mathbf{S}^{DEV} \mathbf{C})^i \right]$$

Koeffizienten zur Beschreibung der Zug-Druck-Asymmetrie:

$$(29) \dot{\mathbf{D}} = \dot{\mathbf{D}}_p + \dot{\mathbf{D}}_n$$

$$(30) \dot{\mathbf{D}}_p = K_1 w_c \sigma_{VP} \dot{\epsilon}_V (D_p^{\max} - D_p)$$

$$(31) \dot{\mathbf{D}}_n = K_2 w_c \sigma_{VP} \dot{\epsilon}_V (D_n^{\max} - D_n) - w_c K_3 (D_n)^{K_4}$$

Tabelle 1: Finites endochrones KBS-Modell zur Beschreibung thermoplastischer Kunststoffe mit Zug-Druck-Asymmetrie

4.2 Berechnung der Montage und Lagerung von PTFE-Manschettendichtungen

Bei den nachfolgend beschriebenen numerischen Untersuchungen handelt es sich um axialsymmetrische Analysen der Montage und Lagerung von PTFE-Manschettendichtungen (Innendurchmesser 76,1 mm, Außendurchmesser 102 mm, Lippendicke 0,89 mm) auf einem 15° - Dorn (Wellendurchmesser 85 mm). Der Einfluß der Fertigung (Abschneiden der PTFE-Manschette) wird in diesen Simulationen nicht berücksichtigt.

Abbildung 8 A) illustriert den Montageprozess und die Ausbildung der radialen Verschiebungen^b. Der kegelförmige Dorn wird durch die Öffnung der geklemmten Manschettendichtung geschoben. Dabei wird die Dichtung in Umfangsrichtung gedehnt und zusätzlich gebogen.

Das für die Berechnungen verwendete FE-Netz der Dichtung besteht aus 325 Elementen und 306 Knoten. Die Elementierung ist im Bereich der größten Biegebeanspruchung sowie im zu erwartenden Kontaktbereich verfeinert. Der Montagedorn wird durch Starrkörperelemente dargestellt. Der Kontakt zwischen Welle und Dichtung wird reibungsbehaftet modelliert. Hier fließen die in [16] dokumentierten Ergebnisse zum Reibverhalten von PTFE-Werkstoffen ein.

Untersucht wird die Pressungsverteilung im Anschluss an Montagesimulationen mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 60 mm/min und zehnstündiger Spannungsrelaxation sowie der zeitliche Verlauf der Radialkraft während der Lagerung. Letztere erhält man durch Integration der Pressung über den Wellenumfang. Die Radialkraft ist messtechnisch zugänglich und erlaubt den Vergleich von Simulation und Experiment.

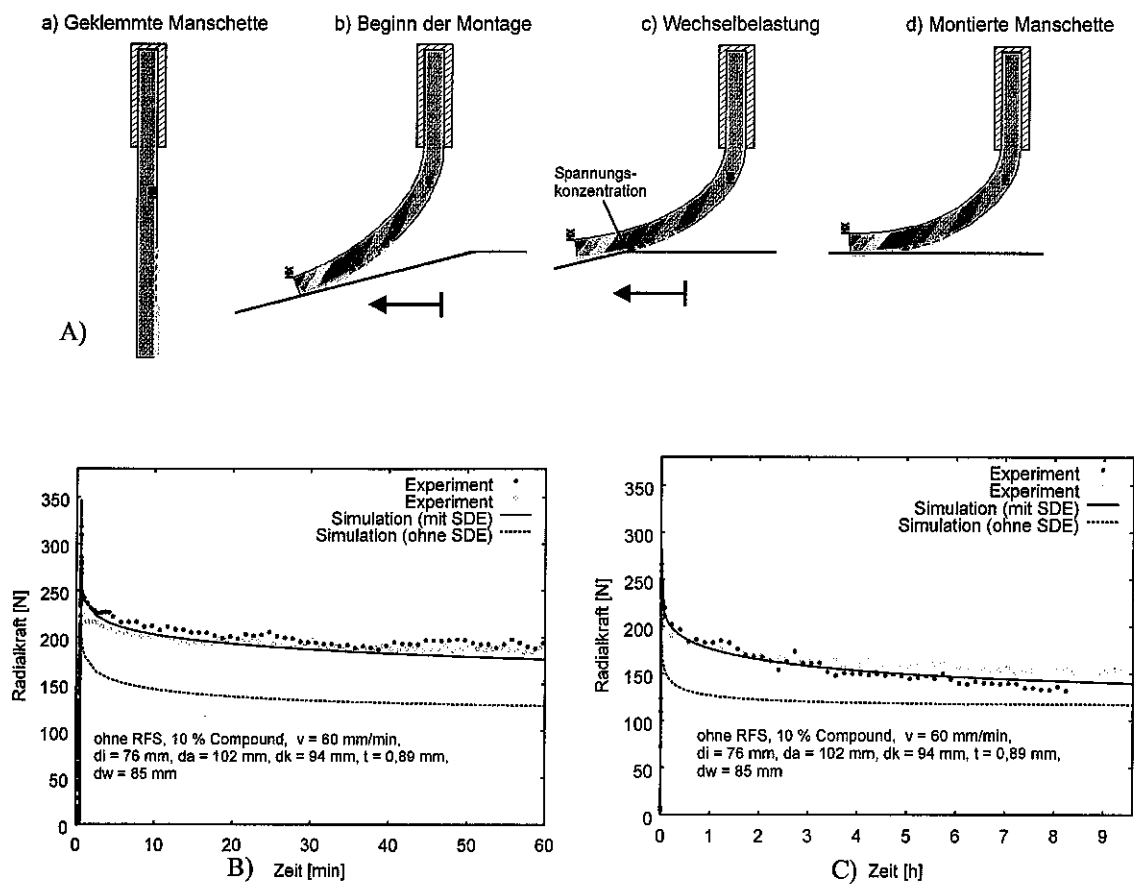
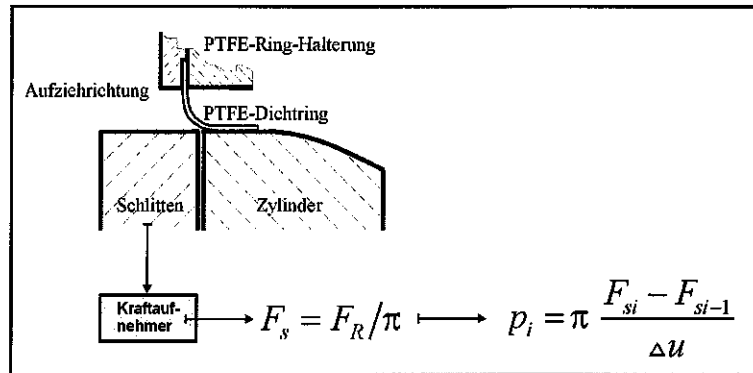


Abbildung 8: FE-Simulation von PTFE-Manschettendichtungen - A) Montageverlauf - prinzipielle Verteilung der radialen Verschiebungen, B) Radialkraftverlauf unmittelbar nach der Montage, C) Zehnstündiger Radialkraftverlauf

^b Die Skalierung (Grauabstufungen zwischen jeweiligem maximalen und minimalen Wert der radialen Verschiebung) der einzelnen Bilder ist unterschiedlich.

In den Abbildung 8 B)-C) sind die Zeitverläufe experimentell ermittelter Radialkraftkurven zusammen mit den Ergebnissen numerischer Simulationen dargestellt. In den Berechnungen wird der Radialkraftabfall während der Lagerung der Manschette auf der Welle im Anschluss an eine Montage mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 60 mm/min ermittelt. Die numerischen Ergebnisse liegen im Bereich der experimentellen Streubreiten und verdeutlichen, dass eine Berechnung ohne Berücksichtigung der Zug-Druck-Asymmetrie für glasfasergefüllte Werkstoffe nicht erfolgreich sein kann.

Prinzip der Pressungsmessungen



ohne RFS, 10 % Compound, $v = 60$ mm/min $d_i = 76$ mm, $d_a = 102$ mm, $d_k = 94$ mm, $d_w = 85$ mm

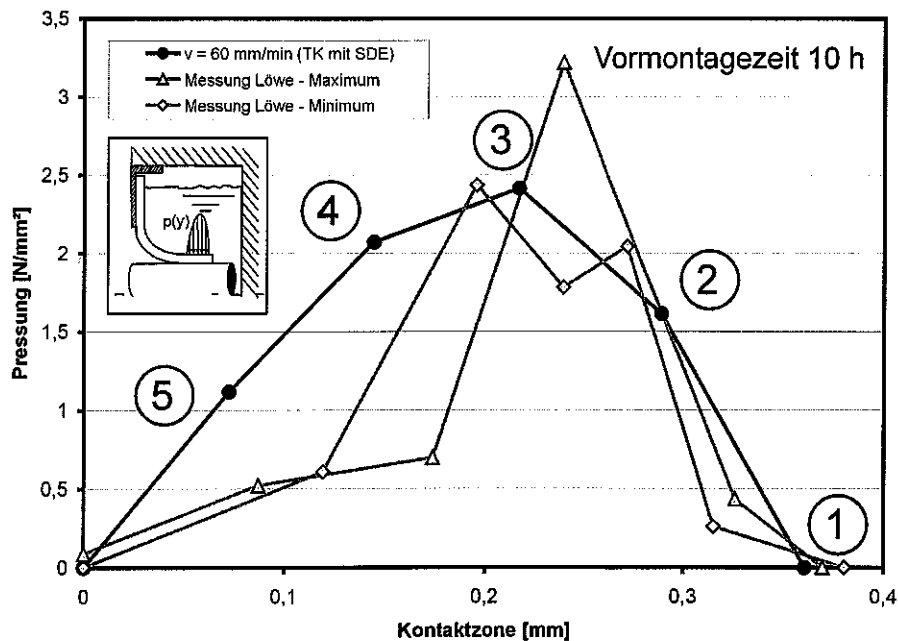


Abbildung 9: Pressungsmessung und Vergleich experimentell ermittelter und simulierter Pressungsverteilungen

Von besonderem Interesse ist die Ausbildung der Pressungsverteilung in der Kontaktzone. In Abbildungen 9 ist oben das in [15] detailliert beschriebene Verfahren zur experimentellen Bestimmung der Pressungsverteilung skizziert. Die in Abbildung 9 (unten) dargestellten experimentell ermittelten Pressungsverteilungen gestatten eine Beurteilung der Simulationsergebnisse.

Hierfür sind die gemessenen und die berechnete Pressungsverteilung über der Kontaktbreite aufgetragen. Rechnung und jeweiligem Experiment liegen eine Montage mit einer Vorschubgeschwindigkeit von $v = 60 \text{ mm/min}$ zugrunde. Aufgetragen sind die Pressungsverteilungen nach zehnstündiger Lagerung der Dichtung auf der Welle.

Abbildung 9 verdeutlicht zunächst, dass sich die experimentell vermessenen Kontaktbreiten in guter Übereinstimmung mit der berechneten Breite der Kontaktzone befinden. Weiterhin liegen insbesondere die Zahlenwerte des berechneten Pressungsmaximums (Punkt 3) sowie die Zahlenwerte in den Stützstellen 1 und 2 im Bereich der experimentellen Streubreiten.

Die Diskrepanz zwischen Messung und Rechnung in den Punkten 4 und 5 ist auf das verwendete Messverfahren zurückzuführen. Im Experiment wird die Pressungsverteilung ermittelt, indem die Dichtung schrittweise von der Welle auf einen beweglichen Schlitten geschoben wird. Dieser ist mit einem Kraftaufnehmer verbunden. Beim Übergang von der Welle auf den Schlitten stützt sich die Dichtung auf der Welle und dem Schlitten ab. Daher kann, während die Pressung in den Punkten 4 und 5 vermessen wird, vom Kraftaufnehmer nur ein Teil der wirklichen Last erfasst werden. Dieser Effekt verschwindet bei Annäherung an das Lippenende, also in den Punkten 1, 2 und 3.

5. Zusammenfassung und Ausblick

In der vorliegenden Arbeit wird ein endochrones viskoplastisches Konstitutivmodell zur Beschreibung thermoplastischer Kunststoffe am Beispiel eines glasfaserverstärkten PTFE-Werkstoffs diskutiert. Zunächst wird das viskoplastische Materialverhalten dieses typischen PTFE-Compounds anhand uniaxialer Experimente im Zug- und Druckbereich sowie für nicht-isotherme Experimente zur Charakterisierung des plastischen Gedächtniseffektes analysiert. Anschließend wird das endochrone viskoplastische KBS-Modell auf diesen glasfasergefüllten PTFE-Werkstoff angewendet.

Das KBS-Modell erlaubt die Berücksichtigung der Geschwindigkeitsabhängigkeit im Zugversuch, der nichtlinearen Spannungsrelaxation, der bleibenden Verformung und der für glasfasergefüllte PTFE-Werkstoffe typischen Zug-Druck-Asymmetrie in einem Berechnungsschritt. Für den Zugbereich genügen hierbei sieben Modellparameter.

Weiterhin wird eine Modellerweiterung zur numerischen Simulation des plastischen Gedächtniseffektes vorgestellt. Diese beinhaltet die Modellierung der Temperaturabhängigkeit der eingeführten Modellparameter, die Beschreibung der thermischen Deformationen und die Modellierung der zusätzlichen inelastischen Verformungen infolge des Memoryverhaltens.

Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich ebenfalls mit der numerischen Untersuchung der Montage und Lagerung von PTFE-Manschettdichtungen aus glasfaserverstärktem PTFE-Compound. Zu diesem Zweck wird eine finite dreidimensionale Formulierung des KBS-Modells angegeben, die das Prinzip der Viskoplastizität mit materiellen Isomorphismen verwendet und die Berechnung isothermer Deformationsprozesse unter Berücksichtigung der Zug-Druck-Asymmetrie gestattet. Die Ergebnisse der numerischen Simulationen, diskutiert werden der Radialkraftverlauf und die Pressungsverteilung in der Kontaktzone, befinden sich in guter Übereinstimmung mit den experimentellen Daten.

Unberücksichtigt bleibt der Einfluß der Fertigung. Dieses betrifft das Verpressen und Sintern des PTFE-Granulates, das bei sehr hohen Rotationsgeschwindigkeiten ablaufende Abschneiden des Dichtelementes und das Einstechen von Rückförderkanälen. Die Berücksichtigung des Fertigungseinflusses ist daher in nachfolgenden Arbeiten anzustreben.

Literaturverzeichnis

- [1] Bertram, A., An alternative approach to finite plasticity based on material isomorphisms., *Int. Journal of Plasticity* 52, 1998, 353-374.
- [2] Bock, E., Schwimmende Wellendichtringe. Dissertation, Universität Stuttgart, (1997)
- [3] Garofalo, F., Fundamentals of creep and creep-Rupture in metals. Macmillan Series in Material, (1965).
- [4] Haupt, P., Viskoelastizität und Plastizität. Springer, Berlin, (1977).
- [5] Haupt, P., Continuum Mechanics and Theory of Materials. Springer, Berlin, (2000).
- [6] Hoffmann, C., Untersuchungen an PTFE-Wellendichtungen. Dissertation, Universität Stuttgart, (1995).
- [7] Krawietz, A., Materialtheorie - Mathematische Beschreibung des phänomenologischen thermomechanischen Verhaltens. Springer, Berlin, (1986).
- [8] Kletschkowski, T.; Subramanian, S., P.; Schomburg, U., Experimental investigation on the plastic memory effect of PTFE compounds, *Journal of Materials Processing & Manufacturing Science* 9 (2000), 113-130.
- [9] Kletschkowski, T.; Schomburg, U.; Bertram, A., Viskoplastische Materialmodellierung am Beispiel des Dichtungswerkstoffes Polytetrafluorethylen, *Technische Mechanik* 21 (2001), 227-241.
- [10] Kletschkowski, T.; Schomburg, U.; Bertram, A., An endochronic viscoplastic material model for filled PTFE, in: A. Khan, O. L. Pamies (Eds.), *Plasticity, Damage and Fracture at Micro and Nano Scales*, USA, Fulton (2002), 135-137.
- [11] Kletschkowski, T.; Schomburg, U.; Bertram, A., Endochronic viscoplastic material models for filled PTFE, *Mechanics of Materials* 34 (2002), 795-808.
- [12] Kletschkowski, T.; Schomburg, U.; Bertram, A., An endochronic viscoplastic approach for materials with different behaviour in tension and compression, *Mechanics of Time-Dependent Materials*, akzeptiert zur Publikation (2003), im Druck.
- [13] Lin, R., Viscoelastic and elastic-viscoelastic-elastoplastic constitutive characterisation of polymers at finite strains: Theoretical and numerical aspects., Dissertation, Universität der Bundeswehr Hamburg, (2002)
- [14] Olbrich, M., Werkstoffmodelle zur Finiten-Elemente-Analyse von PTFE-Wellendichtungen. Dissertation, Universität Stuttgart, (2002).
- [15] Pohl, H.; Computergestützte und experimentelle Untersuchungen von Manschettendichtungen aus glasfaserverstärktem PTFE-Compound; Dissertation, Universität der Bundeswehr Hamburg; 1999.
- [16] Sui, H., Beitrag zur Simulation von PTFE-Wellendichtmanschetten in Verbrennungsmotoren. Dissertation an der Universität der Bundeswehr Hamburg, 30. März 1999 in Hamburg.
- [17] Wüstenhagen, G., Beitrag zur Optimierung des Entlasteten Wellendichtrings. Dissertation, Universität Stuttgart, (1995).
- [18] Valanis, K.: A theory of viscoplasticity without a yield surface, Part I: General theory. *Archive of Mechanics* 23, (1971), 535-551.