

Zur Relevanz Viskoelastischer Eigenschaften in der Vibro-Akustischen Anwendung von Elastomeren

Jens Meier, Aleksandra Maslak, Lukas Diekmeyer, Thomas Alshuth¹

¹ Deutsches Institut für Kautschuktechnologie e.V., Hannover, Germany, E-Mail: jens.meier@dikautschuk.de

1. Einleitung

Für technische Anwendungen sind Elastomerwerkstoffe aufgrund des breiten Spektrums an einstellbaren Dämpfungseigenschaften nach wie vor von großem Interesse. Es ist bekannt, dass die mechanischen und somit auch akustischen Eigenschaften von Elastomeren prinzipiell stark von den Parametern Temperatur, Frequenz und Druck, aber auch von der mechanischen Belastungsgeschichte abhängen. In Ultraschalluntersuchungen auch in dynamisch-mechanischer Analyse wird gefunden, dass der Füllstoffgehalt einen erheblichen Einfluss auf die Dämpfungseigenschaften der Elastomerverbindungen hat.

Da dieses Eigenschaftsbild bereits durch Nuancen sowohl in der Mischungsrezeptur als auch in der Verarbeitungsweise signifikant beeinflusst werden kann, ist die Datenbank-Suche nach zuverlässigen Materialparametern für die Simulation oft nicht zielführend.

Im Folgenden werden einige, für die akustischen Eigenschaften von Elastomeren wesentliche Aspekte dieser Materialklasse betrachtet.

2. Prüfmethodik und Ergebnisse

Zur Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften von Elastomeren im Kiloherzbereich werden hier zwei Methoden bewährt, zum Einen die Dynamisch-Mechanisch Thermische Analyse, welche durch ein Superpositionsverfahren Aussagen bis in den Mega- und Gigahertz-Bereich hinein erlaubt, zum Anderen direkte akustische Messungen, von denen hier ein Ultraschall-Verfahren vorgestellt wird. Weiterhin sind auch dielektrische Breitbandmessungen im Bereich Kilo- bis zum Gigahertz möglich, allerdings werden dabei im Wesentlichen Elektronenbeweglichkeiten geprüft, welche nicht direkt mit den mechanischen Eigenschaften korrelieren [1].

2.1 Dynamisch-Mechanisch Thermische Analyse (DMTA)

Die dynamisch-mechanischen Eigenschaften der Elastormischungen wurden mit einem Rheometer Rheometrics RDA II an Streifenproben von 2 mm Dicke, 10 mm Breite und 35 mm Länge gemessen (Abb. 1). Temperaturabhängige Messungen wurden zwischen -70 °C und +40 °C bei 1 Hz und 0,5 % Dehnungsamplitude mit einer Heizgeschwindigkeit von 1 K/min durchgeführt. Aus der Zeitabhängigkeit der Winkelauslenkung α folgt über die Prüfkörpergeometrie eine äquivalente Scherung

$$\gamma(t) = \gamma_m \sin(\omega t) \quad (1)$$

mit der Winkelgeschwindigkeit ω .

Über das resultierenden Drehmoment M lässt sich die Scherspannung ermitteln zu

$$\sigma(t) = \sigma_m \sin(\omega t + \delta) \quad (2)$$

mit der Phasenverschiebung δ .

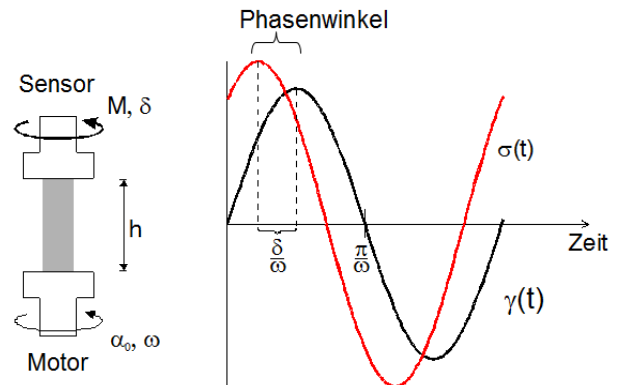


Abbildung 1: Dynamisch-Mechanische Analyse, links: Messprinzip; rechts: Zeitsignale zu Scherwinkel und Schubspannung.

Aufgrund der Phasenverschiebung ist der Dynamische Modul $G^* = G' + i G''$ komplex, mit dem Speichermodul G' und dem Verlustmodul G'' .

Die Frequenzabhängigkeit der Moduli korreliert entsprechend des Frequenz-Temperatur-Superpositionsprinzips mit einer passenden Temperaturabhängigkeit, so dass aus Frequenzläufen zu mehreren Temperaturen eine Masterkurve für gewählte Mastertemperatur generiert werden kann, welche über mehrere Frequenzdekaden reicht, wie in Abb. 2 für zwei SBR-Schmelzen dargestellt [2]. Beide Materialien zeigen hier zwei deutlich separierte viskoelastische Bereiche. Bei niedrigeren Frequenzen dominiert der Verlustmodul gegenüber dem Speichermodul, so dass das Material ein ausgeprägt viskoses Verhalten bis hin zur Crossover-Frequenz $\tau_{rep,d}$ zeigt. Es sei angemerkt, dass für einem Vulkanisat auch bei sehr tiefen Frequenzen durchaus der Speichermodul dominant sein kann.

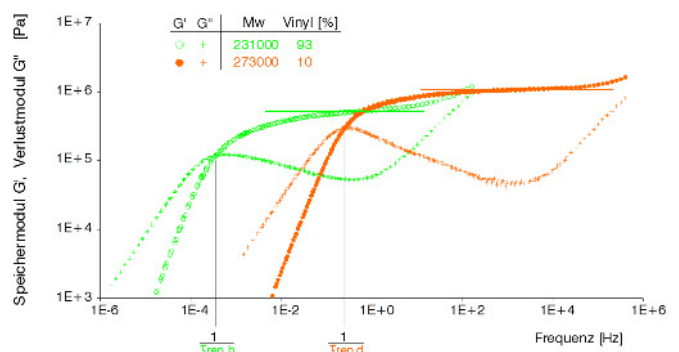


Abbildung 2: Masterkurve zur linearen Viskoelastizität für zwei SBR-Typen gleichen Molekulargewichts, jedoch verschiedenem Vinyl-Anteil

Bei höheren Frequenzen findet sich der Kautschukelastische Bereich, mit einem dominierenden Speichermodul. Zu sehr hohen Frequenzen ist der Übergang in den Glasbereich zu sehen. Die augenscheinliche Verschiebung der Modulkurven bei Gegenüberstellung der beiden Materialien resultiert aus der unterschiedlichen Polymerkettenmikrostruktur. Für den Frequenzbereich oberhalb 100 Hz verhält sich das Material mit 83 % Vinyl glasartig, wohingegen das Material mit 10 % Vinyl noch bis 10 kHz ausgesprochen elastisches Verhalten zeigt.

2.2 Ultraschall-Prüfung (US) in Transmission

Die für die Untersuchung verwendete Maschine ist ein Prototyp auf der Grundlage einer von Gerspacher [3] vorgeschlagenen Vorrichtung [4,5], wie in Abb. 3 dargestellt. Das vom Sender mit einer Frequenz von 0,5 MHz ausgestrahlte Signal wird vom Empfänger nach dem Durchlaufen der Probe analysiert. Das gesamte System wird in ein mit einem Koppelmedium gefülltes Temperaturbad getaucht, so dass sich das Ultraschallsignal vom Sender zum Empfänger gleichmäßig ausbreiten kann. Als Kopplungsmedium wurde N-Propanol verwendet, weil es einen geringen Reflexionsgrad gegenüber Luft (5 %) aufweist und innerhalb des untersuchten Temperaturbereichs flüssig bleibt. Schallgeschwindigkeit sowie Wellendämpfung durch die Probe werden über einen Temperaturbereich von -60°C bis 60°C gemessen. Es wurden zylindrische Elastomerscheiben mit einem Durchmesser von 30 mm und in abgestufter Dicke verwendet.

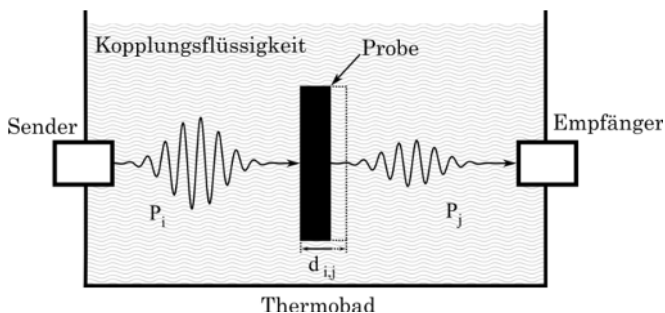


Abbildung 3: Aufbau-Skizze des Ultraschallspektrometers

Das Messprinzip des Ultraschallspektrometers basiert auf der Wellenübertragung. Ultraschallwellen werden von einem Impulsgenerator ausgesendet und von einem Empfänger nach dem Durchlaufen der Probe aufgezeichnet. Für die Berechnung des Reflexionskoeffizienten ist es notwendig, die akustische Impedanz für beide Medien zu kennen, die von der individuellen Dichte (ρ) und der Schallgeschwindigkeit (c) wie folgt abhängt

$$Z = c \cdot \rho \quad (3)$$

Bei Angabe der Impedanzen kann ein Reflexionsfaktor wie folgt abgeleitet werden:

$$R = \left(\frac{Z_{\text{sample}} - Z_{\text{medium}}}{Z_{\text{sample}} + Z_{\text{medium}}} \right)^2 \quad (4)$$

Die Intensität der übertragenen Wellen wird reduziert und die Ultraschalldämpfung (α) kann mit folgender Gleichung berechnet werden:

$$\alpha = - \frac{\ln P_i - \ln P_j}{d_i - d_j} \quad (5)$$

Hier sind $P_{i,j}$ die Intensitäten des Ultraschallsignals für Proben mit unterschiedlichen Dicken $d_{i,j}$.

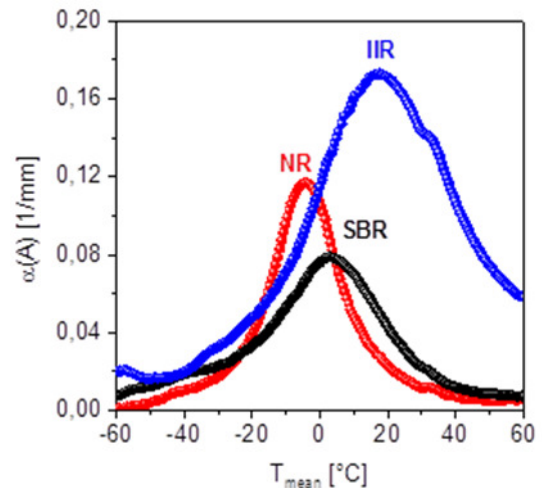


Abbildung 4: Dämpfungskoeffizient aus Ultraschallprüfung bei 0,5 MHz

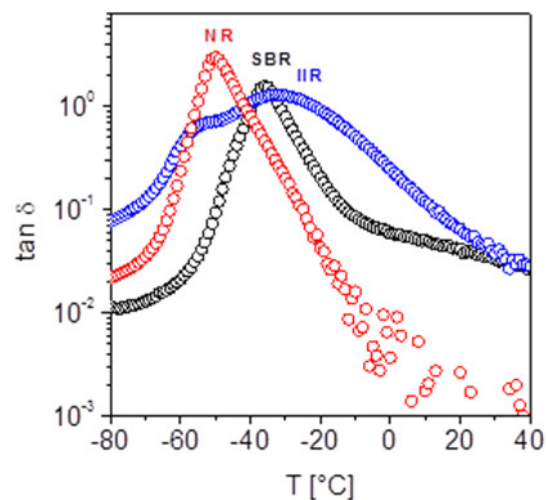


Abbildung 5: Verlustfaktor aus Dynamisch-Mechanischer Analyse bei 1 Hz

Die so ermittelte temperaturabhängige Dämpfung bei 0,5 MHz ist in Abb. 4 für drei Polymertypen zusammengestellt. Die Maxima markieren jeweils die Glasübergangstemperatur. Es ist deutlich zu sehen, dass das Naturkautschuk-Vulkanisat (NR) einen schmalen Übergangsbereich zeigt, wohingegen der Butyl-Kautschuk (IIR) einen sehr breiten Übergang bei deutlich höherer Temperatur zeigt. Das Dämpfungs-Maximum des Styrol-Butadien-Kautschuks (SBR) liegt etwa zwischen den Maxima der von NR und IIR. Im Vergleich dazu ist in Abb. 5 für die gleichen Materialien der Verlustfaktor, ermittelt aus

Dynamisch-Mechanischer Analyse bei 1 Hz dargestellt. Die Temperaturreihe der Materialien ist mit derjenigen der US-Dämpfung vergleichbar, allerdings weist hier nicht der IIR sondern der NR den größten Maximalwert auf. Auch erscheinen die Maxima aus der DMTA-Prüfung gegenüber der US-Prüfung um ca. 45 °C zu kleineren Frequenzen hin verschoben. Diese Beobachtung ist aufgrund der verschiedenen Messfrequenzen mit der oben angesprochenen Frequenz-Temperatur-Superposition im Einklang. Die aus der US-Prüfung ermittelte Schallgeschwindigkeit zeigt, wie in Abb. 6 zu sehen, für alle drei Materialien bei Temperaturanstieg einen deutlichen Abfall im Bereich des Dämpfungsmaximums. Die Ursache hierfür liegt in der thermischen Aktivierung der Polymerbeweglichkeit, welche unterhalb des Dämpfungsmaximums stark eingeschränkt ist, so dass glasartiges Verhalten vorliegt, wohingegen bei höheren Temperaturen die Polymerkettensegmente sich gegeneinander bewegen können, so dass ein kautschukelastisches Verhalten vorliegt. Daher wird die Temperatur des Dämpfungsmaximums auch als Glasübergangstemperatur bezeichnet - jedoch nur in Bezug auf die aktuelle Prüffrequenz.

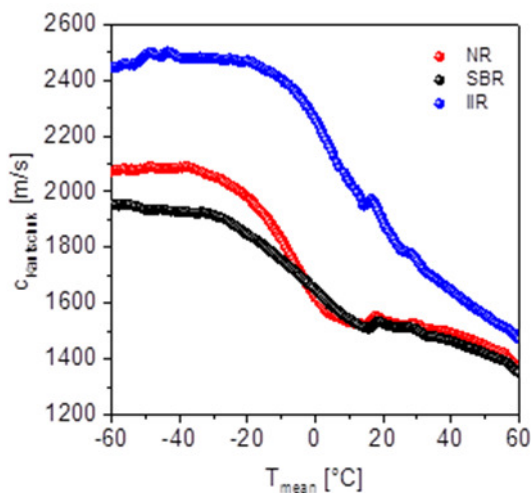


Abbildung 6: Schallgeschwindigkeit aus Ultraschallprüfung bei 0,5 MHz

2. Anmerkungen zu weiteren vibro-akustisch relevanten Eigenschaften

Die oben beschriebenen Frequenz- und Temperaturabhängigkeit des Dämpfungsverhaltens von Elastomeren sind entscheidend für die vibroakustischen Eigenschaften von Elastomeren. Besonders in der Vibrationsanalyse kommt jedoch oft auch weiteren Parametern eine tragende Rolle zu.

Zunächst findet sich für den Thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Elastomeren typischerweise ein Wert, welcher durchaus um einen Faktor 30 größer als bei Stahl sein kann. Dieses kann bei Temperaturvariation zu Änderungen der Kontaktbedingungen führen. Somit ist auch schon in Auslegungsphase eines Elastomerartikels der Zieltemperaturbereich zu beachten, ebenso bei Auslegung

des Vulkanisationswerkzeugs, welches zumeist bei 160 °C bis 200 °C betrieben wird.

Des Weiteren tritt im dynamischen Betrieb mancher Bauteile lokal eine ausgeprägt Erweichung - z.B. Steifigkeitsquotient $\frac{1}{2}$ - getrieben durch singuläre oder regelmäßige hohe lokale Deformationen auf [6]. Dieser Effekt relaxiert wiederum mit einer Geschwindigkeit abhängig von der Umgebungstemperatur. Somit kann eine Abhängigkeit der Steifigkeit und des Dämpfungskoeffizienten von der Deformationshistorie auftreten.

3. Zusammenfassung

Es wurde gezeigt, dass die aus der DMTA bekannte Temperatur und Frequenzabhängigkeit der Elastomere sich auch in der Ultraschallprüfung deutlich ausgeprägt findet, unter vergleichbarer Differenzierung der Eigenschaften bei Polymerstrukturvariation. Dieses allen Elastomeren inhärente viskoelastische Verhalten, welches sowohl von der Grundrezeptur, aber auch stark von der Mischprozedur und weiteren Verarbeitung abhängt, erklärt die Schwierigkeit, welche bei der Suche nach akustischen Materialparametern für Elastomeren mit dem Rückgriff auf Literaturwerte verbunden ist. Dieses begründet die Notwendigkeit, Materialparameter aus anwendungsspezifischer Charakterisierung an wohldefinierten Prüfkörpern vorzunehmen, wobei es hilfreich ist, zunächst das Ziel-Parameterfenster zu definieren um den erforderlichen Prüfbedarf effizient zu gestalten.

4. Literatur

- [1] Fritzsche, J., Klüppel, J., „Structural dynamics and interfacial properties of filler-reinforced elastomers“, J. Phys.: Condens. Matter 23 (2011) 11pp
- [2] Meier, J., Klüppel, M., Schuster, R. H., Giebeler, E., (2003) „Einfluß von Konstitution und Molekulargewicht auf die lineare Viskoelastizität von BR- und SBR-Schmelzen“, Kautsch. Gummi Kunstst. 56, pp 465 - 470
- [2] Gerspacher, M., O'Farrell, C.P., Nikiel, L., Yang, H.H. 1996. High frequency viscoelasticity of carbon black filled compounds. Rubber Chemistry and Technology 69: 786-799
- [4] Oprisoni, C. 2011. Investigation of the high frequency dynamic-mechanical properties of polymer systems using ultrasonic longitudinal waves, Ph.D. thesis, Universität Hannover
- [5] Maslak, A., Lang, A., Meier, J., Alshuth, T., (2015) „High frequency investigation of elastomer properties with glass spheres using ultrasonic spectrometer“ in Marvalova, B., Petrikova, I. (Eds.), 'Constitutive Models for Rubber IX', CRC Press/A. Balkema, London, pp 461 - 466
- [6] Klüppel, M., Meier, J., Heinrich, G., „Impact of Pre-Strain on Dynamic-Mechanical Properties of Carbon Black and Silica Filled Rubbers“ (2013) in: Busfield, J., Muhr, A. (Eds.), 'Constitutive Models for Rubber III', A.A. Balkema, Tokyo, pp 333 - 341