

Wenn Gummi zu Bruch geht

Die Bruchmechanik von Gummiwerkstoffen zeigt vielfältige Aspekte, die auch für Physiker interessant sind.

Gert Heinrich, Manfred Klüppel, Thomas Vilgis und Thomas Horst

Die Challenger-Katastrophe, das Debakel um geplatze Reifen beim Ford Explorer oder der Skandal um schadhafte Brustimplantate sind besonders öffentlichkeitswirksame Vorfälle, bei denen Gummiwerkstoffe versagt haben. In den letzten Jahren ist es gelungen, die ursprünglich für Stahl entwickelten Methoden der Bruchmechanik auf diese Werkstoffe zu übertragen. Skalenübergreifende physikalische Modelle helfen dabei, handhabbare und verlässliche Aussagen zur Haltbarkeit und Lebensdauer zu gewinnen.

Wenn Gummiwerkstoffe versagen, kann das dramatische Folgen haben. Einer der spektakulärsten Fälle war sicher die Challenger-Katastrophe am 28. Januar 1986, bei der alle sieben Besatzungsmitglieder starben. Eine Untersuchungskommission wurde einberufen, um den Unfall zu klären. Einer der prominentesten Mitglieder, Richard Feynman, führte auf einer öffentlichen Sitzung der Kommission ein Experiment zur Elastizität der Dichtungsringe vor, das die Frage nach der Unfallursache beantwortete und tags darauf die Medien beherrschte: Ursache für die Katastrophe waren schadhafte Dichtungsringe aus Gummi an einer der beiden wieder verwendbaren Feststoffraketen. Bei den relativ niedrigen Nachttemperaturen verloren die Ringe an Elastizität, sodass ein Leck entstand, aus dem Gas austrat und sich entzündete.

Materialversagen war auch die Ursache des „Firestone-Ford-Debakels“ im Jahr 2000. Der Ford Explorer war mit Firestone-Reifen ausgestattet, die auffallend häufig Reifenplatzer hatten. Die Folge waren rund 700 Unfälle, davon 200 mit Todesfolge. Eine Rückrufaktion von 30 Millionen Reifen verursachte direkte Kosten von 3,5 Milliarden US-Dollar. Weniger spektakulär sind der alltägliche Reifenabrieb oder die bei besonders rauen Fahrbedingungen, etwa auf Schotterpisten, hervorgerufenen Verschleißphänomene (Abb. 1). Ein aktuelles Beispiel von Materialversagen lieferten Brustimplantate, die aufgrund von Rissen im Silikongummi geplatzt sind.

Sowohl bei Reifengummi als auch bei dem sehr weichen Silikongummi handelt es sich um chemisch vernetzte und verschlaufte Polymernetzwerke, die relativ stark verformbar sind. Reifengummi besteht in der Regel aus einem Gemisch („Blends“) verschiedener Polymertypen wie natürlichem oder synthetischem



PIRELLI S. p. A.

Abb. 1 Rauen Fahrbedingungen führen zu einem starken Verschleiß des Reifenprofils und können ein Abblättern („chipping“) und Ausbrechen („chunking“) der Lafoberfläche oder des Grundmaterials zur Folge haben.

Kautschuk.¹⁾ Zusätzlich sind sie noch mit Füllstoffen wie technischen Rußen oder gefällter Kieselsäure (bei Silika-Reifen) verstärkt [1].

Die wichtigsten Strukturdetails eines Polymernetzwerkes sind Netzketten, Netzknoten, eingefangene Verschlaufungen sowie unter anderem freie Kettenenden, temporäre (d. h. lösbare) Verschlaufungen und freie geschlossene Netzschlaufen (Abb. 2). Zusätzliche strukturelle Vielfalt auf Längenskalen von Nano- bis Millimetern erhält ein technischer Gummi durch Rußfüllstoffe, die ihrerseits eine komplexe hierarchische Struktur von Primärteilchen, Aggregaten und Agglomeraten aufspannen, und durch sonstige Zuschlagsstoffe wie mikroskalige Zinkoxid-Komplexe, mit

1) Naturkautschuk (chemisch Polyisopren) wird aus dem Latex von Hevea Brasiliensis gewonnen, bei synthetischem Kautschuk handelt es sich um Polybutadien oder Butadien-Styrol-Copolymere.

KOMPAKT

- Die Bruchmechanik befasst sich mit dem Verhalten von Bauteilen, die durch Fehlstellen bzw. Risse geschädigt sind.
- Von besonderem Interesse ist dabei die Ausbreitung von Rissen unter statischen und dynamischen Belastungen bis zum Bruch des Bauteils.
- Die Bruchmechanik von Elastomeren lässt sich dabei physikalisch als Multiskalenphänomen auffassen, das vom makroskopischen Materialversagen (Kontinuumsmechanik) über kooperative Phänomene und nichtlineare mesoskopische Dynamik der Polymerketten bis zu mikro- und nanoskopischen Skalen der Polymere reicht.

Prof. Dr. Gert Heinrich und Dr. Thomas Horst, Leibniz-Institut für Polymerforschung Dresden e.V., Postfach 120411, 01005 Dresden; Priv.-Doz. Dr. Manfred Klüppel, Deutsches Institut für Kautschuktechnologie e.V., Eupener Straße 33, 30519 Hannover; Prof. Dr. Thomas Vilgis, Max-Planck-Institut für Polymerforschung, Ackermannweg 10, 55128 Mainz

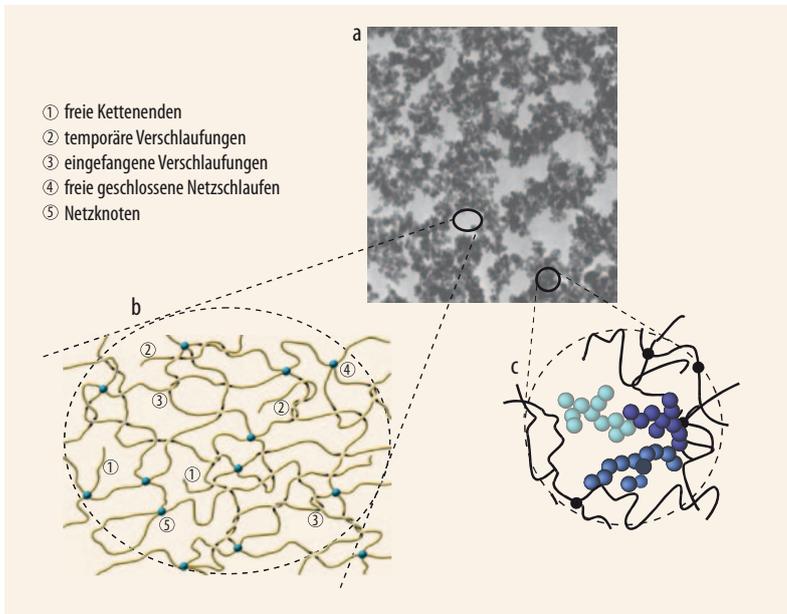


Abb. 2 Das Polymernetzwerk eines rußgefüllten Elastomerwerkstoffs (a, im Transmissionselektronenmikroskop) zeigt eine Fülle von Strukturdetails (b). Die Füllstoffcluster bestehen aus Aggregaten und Partikeln (c).

denen sich die Vernetzung während der Vulkanisation steuern lässt. Darüber hinaus treten bedingt durch die Verarbeitungstechnik Kavitäten auf, die ebenfalls die Materialeigenschaften beeinflussen.

Wenn sich Elastomere verformen, ist dies weitestgehend entropieelastisch: Wird beispielsweise ein Gummi verstreckt, so verringert sich die Zahl der möglichen Gestalten (Konformationen) der flexiblen Netzketten. Das führt zu abnehmender Entropie. Eine elastische Rückstellkraft resultiert dann aus dem Bestreben, einen entropisch günstigeren Zustand mit größerer Unordnung und wieder größerer Zahl an Konformationen einzunehmen. In der Regel entspricht dies einer verknäulten Gestalt der Ketten. Bei sich ständig wiederholenden und zeitlich veränderlichen Verformungen von Gummi kommt zusätzlich noch sein viskoelastischer Charakter ins Spiel. Er beruht auf der inneren Reibung zwischen Kettensegmenten und Füllstoffen untereinander bzw. zwischen Kettensegmenten und Füllstoffen.

Die viskoelastischen Eigenschaften von Gummi-materialien sind generell für das Verhalten in der Praxis und insbesondere auch für das Verständnis der Rissausbreitung von großer Bedeutung. Beschreiben

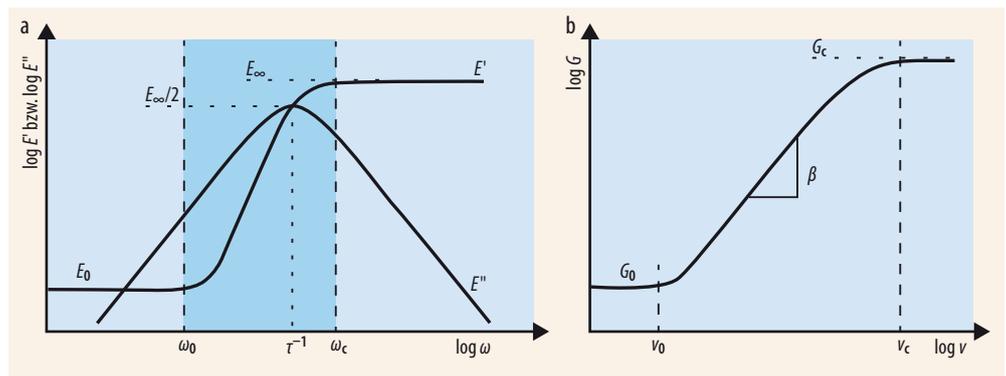
lassen sich diese Eigenschaften zum Beispiel durch den zeit- bzw. frequenz- und temperaturabhängigen komplexen Modul E^* . Dessen Realteil E' (auch Speichermodul genannt) beschreibt die elastische Antwort des Materials, der Imaginärteil E'' (Verlustmodul) die reibungsbehaftete Antwort. Betrachtet man den prinzipiellen Verlauf von E' und E'' eines Gummis als Funktion der Verformungsfrequenz über mehrere Dekaden bei festgehaltener Temperatur, dann zeigt sich ein charakteristischer Bereich hoher Energiedissipation in einem Frequenzbereich um $\omega_0 < \tau^{-1} < \omega_c$, wobei τ eine charakteristische Relaxationszeit des Gummis ist (Abb. 3a). In diesem Bereich steigt der Speichermodul von dem für Gummi charakteristischen Plateau E_0 auf den Hochfrequenzwert E_∞ an, der für ein Glas typisch ist, und der Verlustmodul durchläuft sein Maximum. Diese typischen Gummieigenschaften, die sich auf mesoskopischer Ebene erklären lassen, beeinflussen essenziell das makroskopische bruchmechanische Verhalten dieses Materials, wie wir später sehen werden. Mikroskopische Aspekte wie das Zerreißen von Polymerketten erklären die Vorgänge unmittelbar vor einer sich ausbreitenden Risspitze.

Gummi bricht anders

Die Bruchmechanik liefert Kriterien dafür, wann technische Bauteile versagen. Die zugrundeliegenden Konzepte gehen dabei davon aus, dass der Werkstoff durch strukturelle Heterogenitäten, Fehlstellen und Mikrorisse gewissermaßen intrinsisch vorgeschädigt ist und demzufolge lokal sehr hohe Spannungen auftreten. Dadurch kann sich ein Riss ausbreiten, durch den das Bauteil schließlich bricht. Gummiwerkstoffe sind nun im Unterschied zu anderen Werkstoffen sehr stark verformbar. Bedingt durch die beschriebene Strukturvielfalt kann eine intrinsische „Vorschädigung“ auf sehr vielen Skalen vorhanden sein.

Historisch befasste sich die Bruchmechanik als technische Disziplin in den 1930/40er-Jahren des letzten Jahrhunderts zuerst mit metallischen Werkstoffen. Dies geschah nicht zuletzt mit dem Ziel, folgenschwere Brüche an großen Stahlkonstruktionen wie Schiffen und Brücken zu analysieren und vorhandene Defekte bei der Auslegung zu berücksichtigen, um solche Brüche zu vermeiden. Ein erstes generelles physikalisches

Abb. 3 Untersucht man das frequenzabhängige Verhalten eines viskoelastischen Gummis (a), zeigt sich, dass der Verlustmodul im dynamischen Glas-Übergangsbereich ein Maximum durchläuft. Im Übergangsbereich steigt die Energiefreisetzungsrates bzw. Weiteißenergie mit der Geschwindigkeit an (b).



Verständnis der Bruchmechanik entwickelte sich für spröde Werkstoffe wie Glas, die sich bis zum Versagen linear-elastisch verhalten und bei denen die Größe einer möglichen plastischen Verformungszone vor einer Risspitze immer sehr klein gegenüber den charakteristischen Rissabmessungen bleibt. Die Eigenschaft eines Werkstoffs, sich vor dem Versagen unter Belastung plastisch zu verformen, heißt Duktilität. Stahl kann sich vor dem Reißen bis über 20 Prozent plastisch verformen. Ein hochduktilen Material ist Gold, das sich deshalb als Blattgold auf eine Dicke von wenigen Atomlagen austreiben lässt.

Zentrale Größen im Konzept der linear-elastischen Bruchmechanik sind die Energiefreisetzungsrates nach Alan Arnold Griffith (1920) [2] und der Spannungsintensitätsfaktor von George R. Irwin und Egon Orowan [3, 4]. Wir wollen hier kurz nur die prinzipiellen physikalischen Argumente des Konzeptes von Griffith vorstellen. Dieser ging von einem Energiegleichgewicht an der Risspitze aus, wenn dieser wächst (Infokasten). In dem Maße, wie sich die mechanische Energie in Form der elastisch gespeicherten Verzerrungsenergie des Bauteils und der Arbeit der äußeren Kräfte bei Rissfortschritt reduziert, wird Spannung abgebaut, und die Oberflächenenergie nimmt durch die Bildung neuer Bruchflächen zu. Prinzipiell lässt sich diese Vorstellung natürlich auch auf einen Gummiwerkstoff anwenden. Hier kommt allerdings hinzu, dass ein solcher hoch nichtlinear verformbar ist und damit die Energie nicht nur in Rissfrontnähe dissipiert, sondern im gesamten Material. In Abhängigkeit von der Bauteilgeometrie (Makroebene) und von den konkret gegebenen viskoelastischen Materialeigenschaften (Mesoebene) steht deshalb in der Risspitze nur ein sehr geringer Teil zugeführter mechanischer Energie zur Verfügung, um neue Oberfläche zu bilden. Ein bruchmechanischer Kennwert (z. B. die Energiefreisetzungsrates) fällt damit wesentlich größer aus, als es allein aus der Oberflächenenergie des Materials zu schließen gewesen wäre.

Eine zum Griffith-Zugang alternative Möglichkeit, die bei einem infinitesimalen Rissfortschritt freigesetzte Energie zu berechnen, bietet das von James R. Rice und Genady P. Cherepanov eingeführte *J*-Integral, das sich heutzutage in der Bruchmechanik mit ausgefeilten Methoden berechnen lässt [5, 6]. Hierbei handelt es sich um ein kontinuumsmechanisch definiertes pfadunabhängiges Linienintegral, das die Risspitze umschließt und Ausdrücke wie die Gesamtverzerrungsenergie dichte, die Spannungsfelder und Verschiebungsfelder beinhaltet. Das *J*-Integral kann wegen seiner Pfadunabhängigkeit ausreichend weit entfernt von einer Risspitze berechnet werden.²⁾ Risswachstum setzt ein, wenn *J* einen werkstoffabhängigen kritischen Wert *J_c* überschreitet.

Um den bruchmechanischen Kennwert speziell von Elastomeren zu bestimmen, betrachteten erstmals Ronald S. Rivlin und Alan G. Thomas die Energiebilanz eines rissbehafteten Gummis bei einem infinitesimalen Rissfortschritt [7]. Sie führten dafür den Begriff der

Weiterreißenergie *T* ein. Sie ist formal identisch mit der Energiefreisetzungsrates. Ihr Wert wird bei Gummi jedoch besonders stark durch die unterschiedlichen dissipativen Prozesse beeinflusst und ist nur mit speziellen und relativ aufwändigen Verfahren experimentell zu bestimmen. Die Weiterreißenergie wird im Wesentlichen aus der gespeicherten elastischen Deformationsarbeit pro Deformationszyklus, aus der aktuellen Risskontur und aus geometrischen Kenngrößen ermittelt. In den letzten Jahren ließ sich damit erfolgreich ableiten, wie Rissausbreitungsgeschwindigkeit und Reißenergie bei einer zyklischen Belastung (z. B. harmonisch oder gepulst) gekerbter Prüfkörper unter definierten Verformungsbedingungen zusammenhängen. Daraus ergaben sich Vorhersagen für die Haltbarkeit eines Gummis unter dynamischer Belastung.

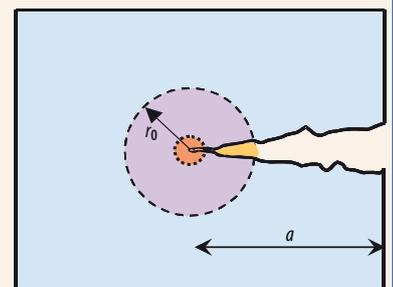
Eine zyklische Belastung ist besonders praxisrelevant, da die meisten Gummibauteile – insbesondere Reifen – einer periodisch Verformung ausgesetzt sind. Bei einer stabilen, d. h. noch vor dem katastrophalen Werkstoffversagen ablaufenden Rissausbreitung nach *N* Verformungszyklen kann man dabei einen Zusammenhang zwischen Rissfortschrittsrate (d. h. Risslängenänderung pro Deformationszyklus *da/dN*) und der maximal im Deformationszyklus erreichten Weiterreißenergie *T* in Form eines typischen Potenzgesetzes beobachten: *da/dN* ~ *T^β*. Dies ist das so genannte Paris-Erdogan-Gesetz [8]. Ein physikalisches Grundverständnis für diesen anfangs empirisch gefundenen Zusammenhang ergibt sich im Folgenden, indem man die Weiterreißenergie als Funktion der Rissgeschwindigkeit in viskoelastischen Gummimaterialien betrachtet.

2) Damit umgeht man eine Singularität in der Spannung, die mit *1/√r* divergiert, wobei *r* der Abstand von der Risspitze ist.

GRIFFITH-KRITERIUM

Die Gesamtenergie pro Einheitsdicke eines angerissenen Körpers setzt sich nach Griffith aus der mechanischen Energie *W_M* und der Oberflächenenergie *W₀* = 2 *aγ₀* zusammen: *W* = *W_M* + *W₀*. *γ₀* ist die (auf die Rissfläche bezogene) **spezifische Oberflächenenergie** und *a* die **Riss(kontur)länge**.

Vergrößert sich der Riss in einem belasteten Körper um *da*, dann nimmt die mechanische Energie ab (*dW_M/da* < 0) und fördert so das Risswachstum. Die neu geschaffenen Oberflächen erhöhen die Oberflächenenergie, was wiederum die Rissausbreitung behindert, d. h. es gilt *dW₀/da* > 0. Griffith nahm nun an, dass die Änderung der Gesamtenergie in Abhängigkeit des Risswachstums gleich Null ist: *dW/da* = 0. Der Riss wächst also, wenn die freiwerdende potentielle Energie ausreicht, um neue freie Oberflächen an der Risspitze zu schaffen. Der Ausdruck *G* = -*dW_M/da* wird als **Energiefreisetzungsrates** oder auch wegen der Dimension als **Rissausbreitungskraft** (crack driving force) bezeichnet.



Anschaulich handelt es sich um die Energie, die je Einheit entstehender Bruchfläche frei wird und dabei vom Rissausbreitungsvorgang aufgezehrt wird. Für den kritischen Moment, bei dem es zu einer Rissvergrößerung kommt, folgt *G* = *G_c* = 2 *γ₀*. Setzt man für die mechanische Energie ein einfaches Hookesches (linear elastisches) Materialgesetz an, lässt sich zu jeder Risslänge *a* eine kritische Spannung in Beziehung setzen, bei der das Bauteil zerbricht (**Griffith-Gleichung**):

$$\sigma_{krit} \sim \sqrt{(\gamma_0 E/a)^{1/2}}$$

Dabei ist *E* der Elastizitätsmodul.

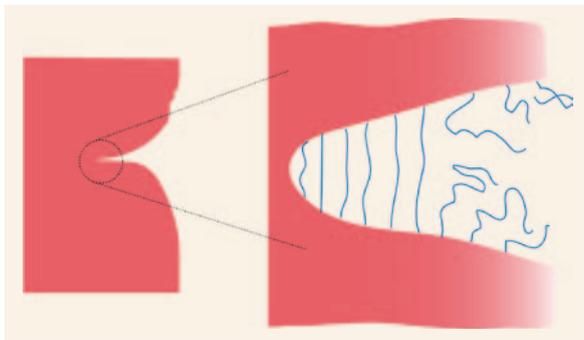


Abb. 4 Die Kettenorientierung in der Risspitze bestimmt das Versagen des Materials.

Viskoelastizität und Dissipation

Die Energiedissipation, die den Rissfortschritt in Gummi begleitet, hat zwei wesentliche Komponenten:

Die erste Komponente ist mit der Energiedissipation in einer „Prozesszone“ unmittelbar um einer Risspitze verknüpft (Abb. im Infokasten). Diese umfasst Prozesse, bei denen sich Kavitäten bilden, Ketten herausreißen oder Bindungen brechen. Bruchprozesszone findet man bei allen Werkstoffen, allerdings sind die entsprechenden Dissipationsmechanismen und die Größen dieser Zonen sehr verschieden. Wir werden weiter unten sehen, dass es gelingt, eine für Gummi typische Größe der Prozesszone abzuschätzen, wenn man die Bruchflächen von gerissenen Gummis topographisch analysiert.

Die zweite wichtige Komponente ist die Energiedissipation in einer viskoelastischen Zone, welche die Prozesszone vor der Risspitze umhüllt [9–11]. Diese Dissipation lässt sich letztlich über die Frequenzabhängigkeit des komplexen Moduls verstehen. Bei gegebener Rissgeschwindigkeit nimmt die Deformationsrate (also die zeitliche Änderung der Deformation mit der Einheit 1/s) des Gummis bei Annäherung an die Risspitze stark zu, was einen Übergang zwischen gummi- und glasartigem Verhalten des Werkstoffs und somit einen Ausstieg der Weiterreißenergie nach sich zieht, ähnlich wie wir es bei E' als Funktion der Frequenz kennengelernt haben (Abb. 3b). Diese Analogie erkannte übrigens bereits Pierre-Gilles de Gennes (Physik-Nobelpreis 1992), als er die Geschwindigkeitsabhängigkeit einer Abzugskraft (Peel-Kraft) bei viskoelastischen Verkle-

bungen erklärte [9]. Für viskoelastische Festkörper wie Gummi mit einem breitem Relaxationszeitspektrum resultiert im Bereich stabilen Risswachstums eine Skalenrelation $T \sim v^\alpha$, wobei v die Rissgeschwindigkeit ist. Zwischen dem Skalenexponenten $\alpha = (1 + m)/(2 + m)$ und dem Paris-Erdogan-Exponent β existiert der Zusammenhang $\beta = 1/\alpha$. Beide sind hier durch einen weiteren (viskoelastischen) Skalenexponenten m festgelegt, den man über (zerstörungsfreie) dynamisch-mechanische Spektroskopie aus der sog. Stärke $H(\tau)$ des Relaxationszeitspektrums des Gummis ermitteln kann: $H \sim \tau^m$ [12]. Die Verteilungsfunktion $H(\tau)$ beschreibt den Beitrag unterschiedlicher Relaxationszeiten τ des Gummis zum makroskopischen viskoelastischen Verhalten des Werkstoffs. In diesem Sinne erklärt ein physikalischer Skalenexponent der Relaxationszeiten den in den Ingenieurwissenschaften eingeführten Exponenten β des Paris-Erdogan-Gesetzes.

Die Dynamik der Polymerketten

Bislang war vor allem von makro- und mesoskopischen Phänomenen die Rede. Natürlich gilt es nicht zu vergessen, dass gerade unmittelbar in der Risspitze die mikroskopischen Eigenschaften der Polymernetzwerke sichtbar und relevant werden: hochorientierte Kettenbündel und Stücke von Netzwerken, deren Versagen das Reißen des Materials bestimmen (Abb. 4). Daher ist es notwendig, neben den statischen Eigenschaften der einzelnen Polymerketten auch deren Dynamik unter großer (nichtlinearer) Ver Streckung genauer zu kennen. Tatsächlich ist diese Nichtlinearität bei einer ausgesprochen hohen Orientierung der Kettenstücke in einer Risspitze verantwortlich für eine deutlich kompliziertere Kettendynamik im Vergleich zu jener der unverstreckten Ketten. Die lineare Dynamik von Polymerketten lässt sich durch Kugel-Feder-Modelle gut beschreiben, ähnlich der in der Festkörperphysik üblichen Lehrbuchbeispiele der eindimensionalen Festkörper. Dabei wird bei Polymerketten lediglich der Trägheitsterm vernachlässigt und stattdessen ein Reibungsterm eingeführt, der proportional zur Geschwindigkeit der einzelnen Kugeln (Polymersegmente) ist. Bei dieser so genannten Rouse-Dynamik ist die (entropische) Federkonstante durch die eindimensionale lineare Verknüpfung (chemische Bindungen) der Po-

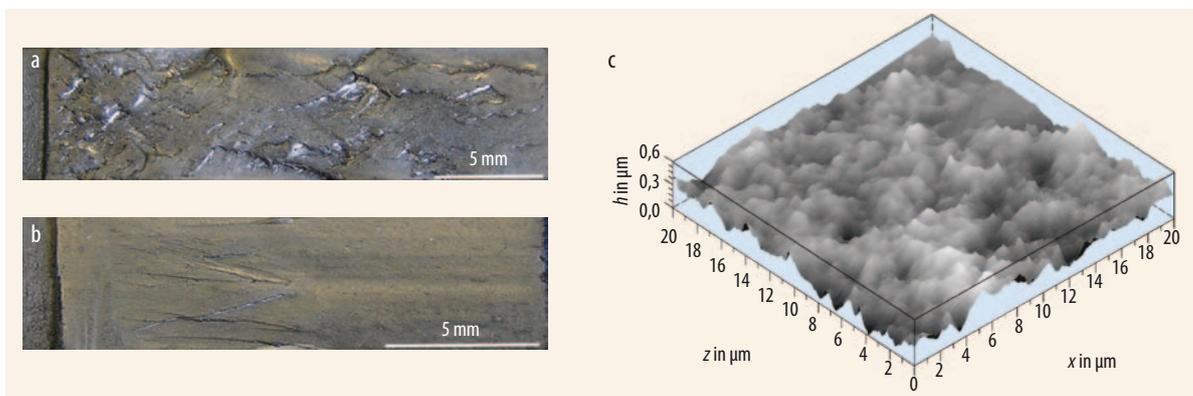


Abb. 5 Die Bruchflächen von Gummioberflächen unterscheiden sich sehr stark, je nachdem, ob sie ohne (a) oder mit Ruß

(b) gefüllt sind. Unter dem Rasterkraftmikroskop offenbaren sich weitere Details (c).

FE-Simulation: M. Kaliske, TU Dresden

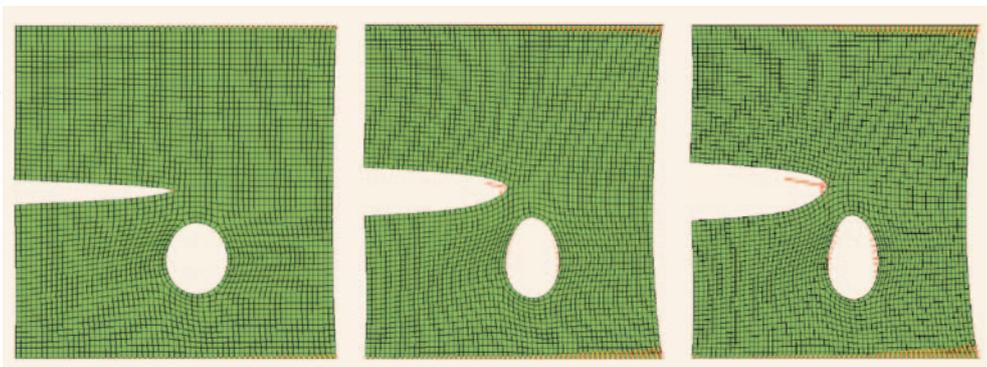


Abb. 6 Materielle Kräfte an der Spitze eines Risses und deren Wechselwirkung mit einem benachbarten Loch beschreiben die Reaktion des Gummikörpers (Platte mit Loch) auf Oberflächenveränderungen durch einen sich fortplanzenden Riss.

lymersegmente entlang einer Netzketten charakterisiert, die mit der Reibungskraft der Kugeln balanciert. Wegen der thermischen Bewegung muss die Kraftbilanz noch durch eine stochastische Umgebungskraft ergänzt werden. Diese Kräfte definieren eine lineare stochastische Langevin-Gleichung, und als Lösung ergeben sich in der Polymerphysik wohlbekannte Ausdrücke für das Relaxationszeitspektrum der Rouse-Kette, den so genannten Rouse-Moden. In einer Rissspitze können die Polymerketten aufgrund der Verzerrungs- und Spannungszustände jedoch sehr hoch verstreckt sein, sodass der Abstand der Kettenenden sich der maximalen Länge des voll gestreckten Polymers nähert. Dies führt zu einem stark nichtlinearen Kraftterm und zu ganz neuen Einsichten bei der Lösung der Langevin-Gleichung. So sind die Relaxationsmoden nicht mehr entkoppelt, und es lassen sich offensichtlich intrinsisch lokalisierte Zustände nachweisen. Anschaulich bedeutet dies, dass die Relaxationsmoden nicht mehr einzeln exponentiell relaxieren, sondern untereinander gekoppelt sich sogar wieder aufschaukeln können [13]. Möglicherweise haben wir es hier mit einem weiteren Beispiel der zurzeit diskutierten „Intrinsic Localized Modes“ (ILM) oder „Discrete Breathers“ zu tun, die in räumlich ausgedehnten, stark nichtlinearen Gittern auftreten und sich unter anderem in schwach gekoppelten Supraleitern, photonischen Kristallen oder Bose-Einstein-Kondensaten nachweisen ließen.³⁾ Die Rolle dieser ILM für das Verständnis der Rissausbreitung wird zurzeit näher untersucht.

„Fingerabdrücke“ gerissener Gummibruchflächen

Die Frage nach der Größe typischer Bruchzonen in Gummi blieb bisher unbeantwortet. Eine Antwort dazu und weitere Zusammenhänge liefert die Analyse gerissener Bruchflächen. Die Oberflächentopographie von Gummibruchflächen hängt dabei naturgemäß stark vom Anteil und von der Größe typischer Aggregate des verwendeten Füllstofftyps in der Kautschukmatrix ab (Abb. 5). An vollständig gerissenen Gummimaterialien wurden die Rauheitsprofile senkrecht und entlang zur Rissausbreitungsrichtung mittels Rasterkraftmikroskopie untersucht. Besonderes Augenmerk galt dabei den Höhendifferenzkorrelationsfunktionen bzw. den spektralen Leistungsdichten dieser Profile. Gemäß dem Wiener-Chintschin-Theorem ergibt sich

die spektrale Leistungsdichte S durch Fourier-Transformation der Autokorrelationsfunktion eines statistischen Prozesses, also hier des Tiefenprofils der Bruchfläche. Bei einer 2D-Analyse gelang es überraschenderweise, ein charakteristisches Skalierungsverhalten in diesen Profilen zu finden [14], das typischerweise von der Frontaufrauung bei Wachstumsprozessen von rauen Oberflächen bekannt ist (Family-Vicsek-Scaling). Grob ausgedrückt findet man also eine entsprechende Skalierung der Funktion S nach Skalieren ihres Arguments mit einem konstanten Faktor. Des Weiteren fanden sich in den beiden Richtungen unterschiedliche Rauheitsexponenten (Hurst-Exponenten) einer in bestimmten Längenskalenbereichen fraktalen Oberflächencharakteristik. Sie besitzt offensichtlich einen universellen Charakter, liegt also numerisch sehr nahe bei den Werten, die Bruchflächen völlig anderer (nichtpolymerer/nichtelastomerer) Werkstoffklassen aufweisen. Diese Aussage bezieht sich auf Längenskalen kleiner als die typische Größe der jeweiligen Bruchprozesszone unmittelbar vor der Rissspitze. Diese Größe ist natürlich nicht-universell, sondern hängt vom Werkstofftyp (Metall, Glas, Keramik, Polymer, etc.) ab. Offensichtlich kann man damit für völlig unterschiedliche Werkstofftypen immer einen duktilen Bruchprozess innerhalb der Prozesszone annehmen, wobei die Größe dieser Zone mit der oberen Abschneidelänge des jeweiligen Rauheitsspektrums einer Bruchfläche korreliert. Diese Zusammenhänge verdeutlichen, wie die Physik Informationen und ein tieferes Verständnis für die Werkstoffwissenschaft liefern kann.

Bruchmechanik auf der Makroskala

Ist ein Gummiwerkstoff hinreichend genau bruchmechanisch charakterisiert, schließt sich die ingenieurmäßige Umsetzung in die Praxis an. Finite-Elemente-Methoden (FEM) sind heutzutage dafür unverzichtbar und repräsentieren gewissermaßen die Bruchmechanik auf makroskopischer Bauteilskala. FEM ermöglichen es, die Rissfortpflanzung an geometrisch komplizierten Bauteilen zu untersuchen und zu berechnen. Häufig wird im Zusammenhang mit Reaktionen von Körpern auf Oberflächenveränderungen wie in unserem Beispiel der Rissfortpflanzung der Begriff der materiellen Kräfte – in Analogie zu den bekannten physikalischen Kräften – verwendet [15, 16]. Vom Verständnis her

³⁾ Siehe dazu das Fermi-Pasta-Ulam-Problem, in: Spektrum der Wissenschaft, November 2010, S. 70

weist die materielle Kraft in die Richtung, in der die potentielle Energie am stärksten abnimmt, wenn die Bauteilgeometrie bei Risswachstum modifiziert wird (Abb. 6). Der Betrag eines materiellen Kraftvektors an einer Risspitze ist beispielsweise für den rein elastischen Fall mit der Auswertung des oben eingeführten J -Integrals identisch, das als eine Art Widerstand gegen stationäre Rissausbreitung bekannt ist. Materielle Kräfte lassen sich also (formal) als treibende Kräfte im Sinne einer Energiebilanz auffassen. Dieses in den Ingenieurwissenschaften entwickelte Konzept ist unter Physikern weniger bekannt.

Die Bruchmechanik von Gummi bietet noch weitere aus Sicht der Physik interessante Phänomene und Untersuchungsmöglichkeiten. So gelang es, das Auftreten von Instabilitäten (Hopf-Bifurkation) in dünnen Gummipplatten zu beobachten [17]). Bei schneller Rissausbreitung zeigte sich ein Übergang von einem gerade laufenden zu einem räumlich oszillierenden Riss mit zunehmender biaxialer Verformung der Platten. Ursache könnte dehnungsinduzierte Kristallisation im Gummi sein, die vor allem bei Naturkautschuk sehr ausgeprägt ist. Dieser Effekt führt zu einer Selbstverstärkung des Gummis unter Belastung. Deshalb ist Naturkautschuk nach wie vor besonders für Lkw-Reifen, die hohen Belastungen ausgesetzt sind, unersetzbar. Die DFG-Forschergruppe FOR 597 „Bruchmechanik und Statistische Mechanik von verstärkten Elastomerblends“ befasst sich in laufenden Arbeiten mit der Struktur und Kinetik der dehnungsinduzierten Kristallisation bei hoher Verstreckung von Netzketten des Naturkautschuk unmittelbar vor einer Risspitze. Diese Untersuchungen werden mittels Weitwinkel-Röntgenstreuung am Speicherring PETRA III des DESY (Hamburg) durchgeführt. Für Untersuchungen zur Rissausbreitung unter zyklischen biaxialen Belastungen von Gummi konnte diese Forschergruppe kürzlich auch eine völlig neuartige Prüftechnik am Leibniz-Institut für Polymerforschung Dresden e.V. (IPF) in Betrieb nehmen.

Reifende Einsichten

Die Bruchmechanik lässt sich, wie wir gesehen haben, physikalisch als ein relativ komplexes Multiskalenphänomen auffassen. Die elastomerverarbeitende Industrie und insbesondere große Reifenfirmen bedienen sich heutzutage zunehmend der ganzheitlichen Ansätze zur gezielten bruchmechanischen Prüfung der physikalischen Charakterisierung und anschließender FE-basierter Bauteilberechnung. Diese Ansätze ermöglichen es wiederum, gezielt Hochleistungselastomere zu entwickeln und zu optimieren sowie die entsprechenden Bauteile auszulegen.

Kontinuierlich verbesserte Produkteigenschaften sorgen für einen positiven Trend bei der Reifensicherheit, wie der Bundesverband Reifenhandel und Vulkaniseur-Handwerk e.V. bemerkt. Dabei spielt auch die wachsende Sensibilisierung der Autofahrer

in Bezug auf Reifenmängel eine Rolle. Bei Physikern ist diese Sensibilisierung sicher noch leichter zu erreichen, wenn sie sich an die komplexen physikalischen Zusammenhänge bei der Bruchmechanik von Gummi erinnern.

Literatur

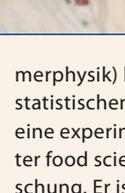
- [1] T. A. Vilgis und G. Heinrich, Physikal. Blätter, Juni 2001, S. 67; T. A. Vilgis, G. Heinrich und M. Klüppel, Reinforcement of Polymer Nano-Composites, Cambridge University Press, Cambridge (2009)
- [2] A. A. Griffith, Phil. Trans. Roy. Soc. Lond. A **221**, 163 (1921)
- [3] G. R. Irwin, J. Appl. Mech. **24**, 361 (1957)
- [4] E. Orowan, Rep. Prog. Phys. **12**, 185 (1948)
- [5] J. R. Rice, J. Appl. Mech. **35**, 379 (1968)
- [6] G. P. Cherepanov, J. Appl. Math. Mech. **31**, 503 (1967)
- [7] R. S. Rivlin und A. G. Thomas, J. Polym. Sci. **10**, 291 (1953)
- [8] P. C. Paris und F. Erdogan, J. Basic Eng. **85**, 528 (1963)
- [9] P. G. de Gennes, Langmuir **12**, 4497 (1996)
- [10] B. N. J. Persson und E. A. Brener, Phys. Rev. E **71**, 036123 (2005)
- [11] B. N. J. Persson, O. Ahlbor, G. Heinrich und H. Ueba, J. Phys.: Condens. Matter **17**, R1071 (2005)
- [12] M. Klüppel, J. Phys.: Condens. Matter **21**, 035104 (2009)
- [13] M. Febbo, A. Milchev, V. G. Rostiashvili, D. Dimitrov und T. A. Vilgis, J. Chem. Phys. **129**, 154808 (2008)
- [14] T. Horst, K. Reincke, S. Ilisch, G. Heinrich und W. Grellmann, Phys. Rev. E **80**, 46120 (2010)
- [15] R. Kienzler und G. Herrmann, Mechanics in Material Space, Springer, Heidelberg (2000)
- [16] G. A. Maugin, Material Inhomogeneities in Elasticity, Chapman & Hall, London (1993)
- [17] R. D. Deegan, P. J. Petersan, M. Marder und H. L. Swinney, Phys. Rev. Lett. **88**, 14304 (2001)

DIE AUTOREN

Gert Heinrich (FV Chemische Physik und Polymerphysik) war über zehn Jahre bei der Continental AG tätig, bevor er 2003 die Leitung des Instituts für Polymerwerkstoffe am Leibniz-Institut für Polymerforschung und den Lehrstuhl Polymerwerkstoffe und Elastomertechnik der TU Dresden übernahm. Er ist Sprecher der DFG-Forschergruppe FOR 597.



Manfred Klüppel (FV Chemische Physik und Polymerphysik) leitet die Abteilung „Materialkonzepte und Modellierung“ am Deutschen Institut für Kautschuktechnologie e.V. in Hannover und ist Privatdozent an der Universität Hannover.



Thomas A. Vilgis (FV Chemische Physik und Polymerphysik) leitet eine Arbeitsgruppe zur statistischen Physik weicher Materie sowie eine experimentelle Gruppe zur „soft matter food science“ am MPI für Polymerforschung. Er ist Mitherausgeber der Zeitschrift „Journal Culinaire“ und Autor zahlreicher Bücher zur Physik und Chemie des Kochens und der Lebensmittel.



Thomas Horst ist wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl von Gert Heinrich an der TU Dresden und beschäftigt sich mit der Bruchmechanik von Gummiwerkstoffen an der Schnittstelle zwischen Kontinuumsmechanik und mesoskopischer Physik.