

Bruchverhalten von verschieden molarem Polymethylmethacrylat

W. Döll, Institut für Festkörpermechanik der Fraunhofer-
Gesellschaft e. V., Freiburg i. Br., Rosastr. 9

Single edge notched Polymethylmethacrylate plate specimens of six different molecular weights M_w ($110\,000 \leq M_w \leq 8\,000\,000$) were tested under uniaxial tension at room temperature and constant strain rate. The critical strain energy release rates G for crack initiation and crack branching were determined by static formulas. The crack velocities were measured by an electro-optical method and the heat output from the plastic zones of the fast running cracks were determined with thermocouples.

The results show that the critical strain energy release rates G , the heat outputs, and the crack acceleration behaviour depend strongly on the molecular weight. The results can be understood in light of plastic zone size model given by Dugdale.

Die Untersuchungen wurden an Polymethylmethacrylat (PMMA) für sechs verschiedene gewichtsmittlere Molekulargewichte M_w im Bereich von $110\,000 \leq M_w \leq 8\,000\,000$ durchgeführt. Dieser Molekulargewichtsbereich entspricht einer mittleren statistischen Kettenlänge der Moleküle von 10^{-6} cm bis $8,5 \cdot 10^{-6}$ cm. Die Breite der Molekulargewichtsverteilungen wird durch den angegebenen Uneinheitlichkeitsfaktor U charakterisiert.

Die plattenförmigen Versuchsproben, deren Abmessungen im allgemeinen $24 \times 6 \times 4 \text{ mm}^3$ betragen, wurden mit einem scharfen seitlichen Randriß versehen und im einachsigen Zugversuch bei Raumtemperatur und konstanter Abzugsgeschwindigkeit zerrissen.

1. Spezifische Bruchenergie G_0 bei Bruchbeginn.

Die spezifische Bruchenergie G ist entsprechend der hier vorliegenden Probengeometrie und Belastung für kurze Anfangsrißlängen a ($a \ll B$, B = Plattenbreite) und den Zustand ebener Dehnung bestimmt durch:

$$G = 1.27 \frac{\sigma^2 a}{E} (1 - \nu^2) \quad (1)$$

σ = Zugspannung, E = Elastizitätsmodul, ν = Poissonzahl

An PMMA kann die kritische spezifische Bruchenergie G_0 , die den Einsatz der kritischen Rißausbreitung charakterisiert, einfach bestimmt werden, da das zugehörige Spannungs-Dehnungs-Diagramm einen hinreichend linearen Verlauf aufweist und die kritische Rißlänge durch eine Änderung in der Bruchflächenstruktur markiert ist, die beim Übergang der langsamen, subkritischen Rißausbreitung zur schnellen, kritischen Rißausbreitung auftritt (1). In Tabelle 1 sind die so mit Hilfe von Gl.(1) bestimmten G_0 -Werte angegeben. Diese weisen einen Anstieg mit dem Molekulargewicht auf; der Wert für $M_w = 850\,000$ ist sehr hoch, was möglicherweise auf die sehr breite Molekulargewichtsverteilung zurückgeführt werden kann. Die angegebenen G_0 -Werte liegen höher als diejenigen von Berry (2) nach der Spaltmethode bestimmten Werte, da diese bereits den Beginn der langsamen subkritischen Rißausbreitung charakterisieren.

2. Bruchgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der spez. Bruchenergie

Wächst die für den Bruchvorgang angelieferte spez. Bruchenergie G an, so bewegt sich die Bruchspitze mit wachsender Geschwindigkeit durch das Material. Diese kann bis zur maximalen Bruchgeschwindigkeit anwachsen.

Der Geschwindigkeitsverlauf wurde mit Hilfe einer elektrooptischen Methode (1) vermessen und in Abhängigkeit von der spez. Bruchenergie, die nach Gl.(1) berechnet wurde, in Abb.1 dargestellt. Der Abbildung ist zu entnehmen, daß die Bruchgeschwindigkeit v_b umso langsamer ihren Maximalwert erreicht, je höher das Molekulargewicht ist; d.h. der

Widerstand gegen die dynamische Bruchausbreitung wächst mit der Kettenlänge der Moleküle an. Die maximale Bruchgeschwindigkeit von 700 m/s zeigt jedoch innerhalb der Meßgenauigkeit keine Abhängigkeit vom Molekulargewicht.

3. Spezifische Bruchenergie G_g bei Bruchgabelung

Die in Abb.1 dargestellten Geschwindigkeitskurven enden nach Erreichen der maximalen Bruchgeschwindigkeit im Bereich derjenigen spez. Bruchenergien, bei denen Bruchgabelung eintritt, d.h. der Bruch verzweigt sich makroskopisch und bewegt sich in zwei oder mehr Ästen weiter. Aus den beiden Fotogrammen in Abb.2 ist der Einfluß des Molekulargewichtes auf die Bruchgabelung ersichtlich. Unter der Annahme, daß der Bruchgabelung ein Energiekriterium (3) zu Grunde liegt und daß die statische Formel (1) diesen spez. Energiebetrag G_g in erster Näherung hinreichend genau angibt, gilt (a_g = Gabelungsrißlänge)

$$\sigma = \frac{\text{const}}{\sqrt{a_g}} \quad (2)$$

In Abb.3 sind die Meßwerte und die berechneten Regressionsgeraden aufgetragen. Da in den Regressionsgeraden ein konstanter Term auftritt, zeigt die spez. Gabelungsenergie G_g eine geringfügige Abhängigkeit von der Gabelungslänge a_g , die auf die Wechselwirkung des laufenden Bruches mit den Rändern zurückzuführen sein dürfte. Gegenüber diesen kleinen Änderungen ist der Einfluß des Molekulargewichtes auf die Gabelungsenergien G_g sehr groß, und zwar steigen sie etwa um den Faktor zehn an. (Vergl. Tabelle 1; die Werte G_g sind auf $a_g = 0.3 \cdot B$ bezogen)

4. Beim Bruch freiwerdende Wärme

Beim Bruchvorgang wird ein Teil der angelieferten spez. Bruchenergie G in Wärme umgewandelt, die zu Temperaturerhöhungen in Nähe der Bruchfläche führt. Aus dem zeitlichen Temperaturverlauf, der mit Thermoelementen gemessen wurde, kann mit Hilfe der eindimensionalen Wärmeleitungsgleichung die ungesetzte Wärme Q_F bestimmt werden (1). Abb.4 zeigt

eine Zusammenfassung der gemessenen Wärmekurven Q_F als Funktion der Bruchgeschwindigkeit v_b . Der zusammenfassenden Darstellung ist zu entnehmen, daß einerseits die freiwerdende Wärme Q_F mit der Bruchgeschwindigkeit ansteigt und daß andererseits bei konstant betrachteter Bruchgeschwindigkeit die Wärme mit dem Molekulargewicht anwächst. Beide Ergebnisse können qualitativ durch die unterschiedliche Größe v_a der plastischen Zone an der Risßspitze, die mit Hilfe des Dugdale Modells (4) abgeschätzt wird (σ_F = Fließspannung):

$$v_a \approx \frac{1}{2} \cdot \frac{G}{\sigma_F} \quad (3)$$

erklärt werden (5).

Literatur

- (1) Döll, W.: Wiss. Bericht Nr. 3 des Ernst-Mach-Institutes Freiburg i.Br. (1967)
- (2) Berry, J.P.: Fracture Processes of Polymeric Solids, S. 185, Hrsg. von B. Rosen, (1964)
- (3) Irwin, J.R.; Clark, A.B.: Exp. Mech. 6 (1966), 321
- (4) Dugdale, D.S.: J.Mech. Phys. Solids 8, (1959), 100
- (5) Döll, W.: Eng. Fract.Mech. (wird veröffentlicht)

M_w	$G_0 \times 10^{-5}$ [erg/cm ²]	$G_g \times 10^{-5}$ [erg/cm ²]
110 000	4.1	68*
120 000	3.7	42
163 000	5.6	110
850 000	12.8	331*
1 200 000	6.8	312
8 000 000	8.0	468

Tabelle 1
(*extrapolierte Werte)

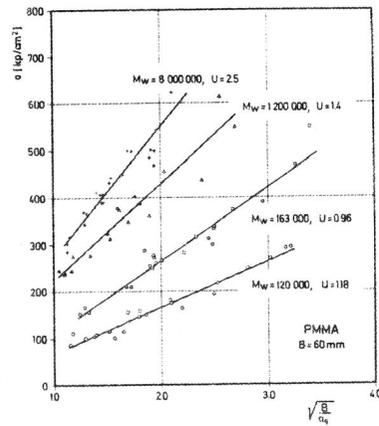


Abb. 3

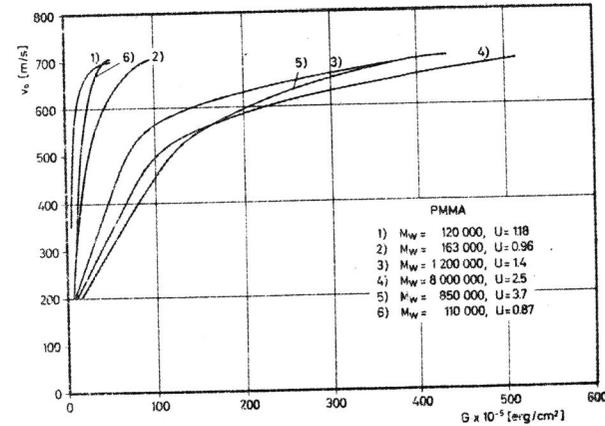


Abb. 1

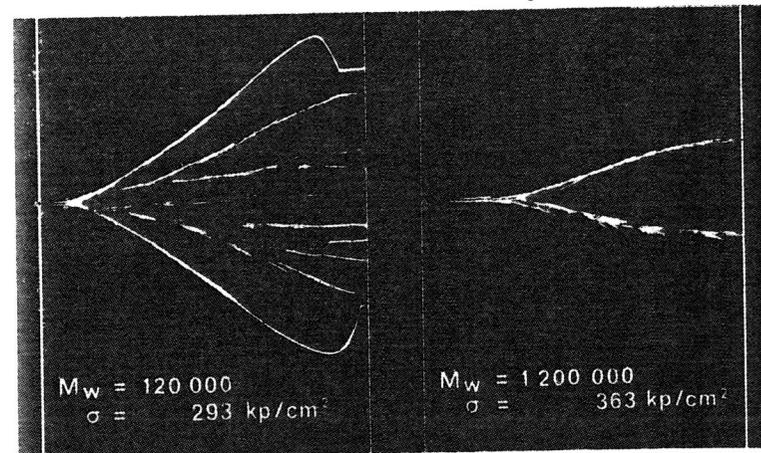


Abb. 2

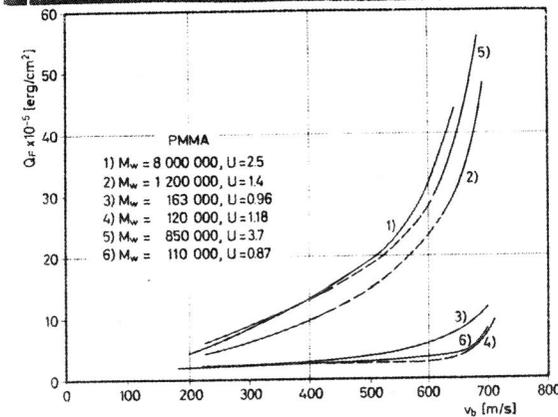


Abb. 4