

Anwendung der Methode der registrierenden Mikrohärteprüfung für die Ermittlung von mechanischen Materialkennwerten an Polymerwerkstoffen

Mitteilung aus der Sektion Werkstofftechnik der Technischen Hochschule „Carl Schorlemmer“ Leuna – Merseburg und der Sektion Physik der Martin-Luther-Universität Halle – Wittenberg

Eine neue Methode der Hartemessung mit kontinuierlicher Erfassung von Last und Eindringtiefe während des Eindringvorgangs eines Indenters wird zur Untersuchung der mechanischen Eigenschaften von Polymerwerkstoffen eingesetzt.

Die Analyse der Belastungskurven gelingt durch ein spezielles Materialgesetz, das die Ableitung einer neuen Härtezahl auch für Polymerwerkstoffe erlaubt. Diese Härtezahl ist im Unterschied zu konventionellen Härtezahlen auch im Mikrolastbereich unabhängig von der Prüflast und direkt zu den anelastischen Verformungsanteilen der Polymerwerkstoffe korreliert.

Aus der neuen lastunabhängigen Härtezahl L_2VH wird die makroskopische Fließspannung σ_f berechnet und die Beziehung $L_2VH = 2,5 \sigma_f$ abgeleitet.

1. Einleitung

Polymerwerkstoffe zeichnen sich durch ein ausgeprägt viskoelastisch-plastisches Materialverhalten aus, woraus eine starke Zeitabhängigkeit der mechanischen Materialkenngrößen resultiert. Bei der Bestimmung der mechanischen Materialparameter speziell durch Hartemessung müssen deshalb die durch die Prüfvorschrift vorgegebenen Beanspruchungsparameter, wie Prüflast, Belastungszeit und Prüfgeschwindigkeit, für das Meßergebnis berücksichtigt werden [1]. Darüber hinaus ist die Ermittlung des elastischen und des plastischen Anteils an der Gesamtverformung notwendig, die durch einen Vergleich der Hartewerte, die unter Last bzw. nach Entlastung gemessen werden, möglich wird.

Zur Messung der Härte unter Last sind spezielle Härteprüfanordnungen geeignet, die eine gleichzeitige Erfassung der Last und der Eindringtiefe während des Eindringens des Indenters in die Probe erlauben. Eine solche Anordnung wurde als Zusatzeinheit für moderne Materialprüfmaschinen entwickelt [2, 3] und bereits zur Härteprüfung von Metallen, metallischen Legierungen, Gläsern und Keramiken [4, 5, 6] sowie von Werkstoffen mit speziellen Vergütungsschichten [7, 8] eingesetzt.

Aufgabe dieser Arbeit ist es, diese registrierende Härteprüfanordnung auf Polymerwerkstoffe anzuwenden. Im Vordergrund steht dabei die Untersuchung des Einflusses der Prüfparameter, z. B. der Traversengeschwindigkeit und damit der Eindringgeschwindigkeit, auf die Härte. Durch detaillierte Analyse der Belastungs- und der Entlastungskurven soll die Vielfalt an Informationen gezeigt werden, die mit diesem Verfahren über das viskoelastisch-plastische Verhalten von Polymerwerkstoffen gewonnen werden können. Die

Messungen werden im Mikrolastbereich ($L < 2N$) durchgeführt, und der Zusammenhang der Mikrohärtewerte zur makroskopischen Fließspannung wurde hergestellt.

2. Registrierende Härteprüfung

2.1. Experimentelle Methode

Der prinzipielle Aufbau der registrierenden Härteprüfeinrichtung und ihr Meßprinzip sind in Bild 1 dargestellt. Die Zusatzeinheit (Bild 1, linkes Teilbild) besteht aus einem Adapter für Kraftmeßdosen mit einer Halterung für austauschbare Indenter, einem Adapter für die bewegliche Traverse mit einer Befestigung für den Probentisch und Befestigungselementen für induktive Meßwertwandler zur Eindringtiefeermessung. Die Probe wird mit der Traverse gegen den Indenter bewegt, dabei werden gleichzeitig Kraft- und Eindringtiefe gemessen und mit einem zur Prüfmaschine gehörenden x-y-t-Schreiber registriert. Der Eindringvorgang kann über die Funktionssteuerung des Traversenvorschubs definiert vorgegeben werden. Durch die Wahl einer Rampenfunktion (Bild 1, Teilbild rechts oben) für den Traversenvorschub entsprechend dem rechten unteren Teilbild werden folgende funktionelle Abhängigkeiten gemessen:

1. die Last L als Funktion der Eindringtiefe p während der Belastung
2. die Relaxation der Last nach Stoppen des Traversenvorschubs bei vorgegebener Endlast
3. die elastische Rückfederung während der Entlastung.

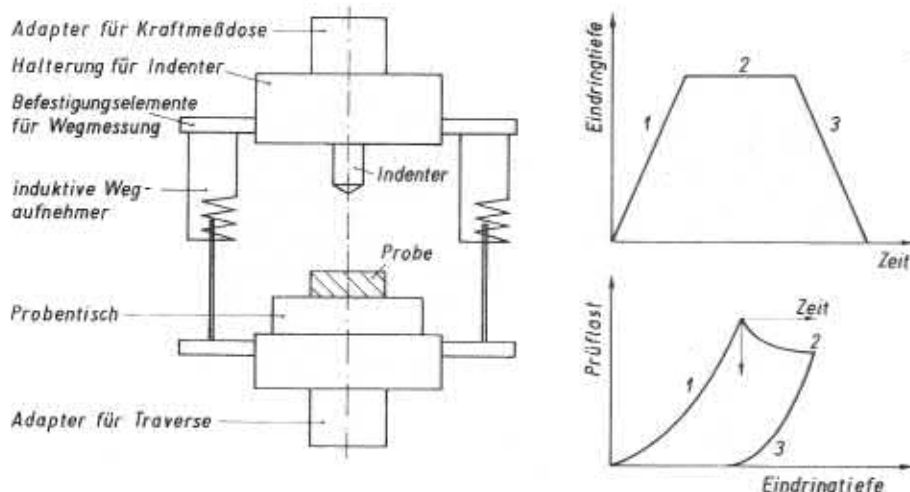


Bild 1. Schematische Darstellung der Zusatzeinheit für registrierende Hartemessung mit Hilfe moderner Materialprüfmaschinen (linker Teil) sowie des Prüfablaufs und der Meßwert-erfassung (rechter Teil)

Fortsetzung von Seite 148 unten

- [13] Packer, A.; Nerurkar, M. S.: Kolloid-Z. 229 (1969) S. 7
 [14] Kargin, W. A.; Slonimski, G. A.: Kurzer Abriss der physikalischen Chemie der Polymere, Moskau, Verlag Chimija, 1960
 [15] Krigbaum, W. R.; Tokita, N.: J. appl. Physics 43 (1967) S. 467
 [16] Kolb, H. J.; Izard, E. P.: J. appl. Physics 20 (1949) S. 564
 [17] Gopal, R.: J. Indian chem. Soc. 43 (1966) S. 179
 [18] Joet, K.: Rheol. Acta 1 (1958) S. 303
 [19] Kobayashi, H.: K. Kogaku 25 (1953) S. 535
 [20] Mucha, M.; Kryszewski, M.: J. appl. Polymer Sci. 15 (1971) S. 2687

(eingegangen am 24. Februar 1982)

PKA 9126

2.2. Ermittlung der mechanischen Materialkennwerte

Aus den mit den drei Teilkurven gegebenen funktionellen Zusammenhängen werden folgende mechanischen Materialkennwerte ausgewertet:

- a) der Meyer-Exponent n

Das Meyersche Potenzgesetz zur Beschreibung des Material-

¹⁾ Martin-Luther-Universität Halle – Wittenberg

verhaltens bei Eindruckhärteexperimenten beruht auf empirischer Erkenntnis:

$$L(p) = ap^n \quad (1)$$

In einer Darstellung von $\ln L$ gegen $\ln p$ wird der Meyer-Exponent n als Anstieg erhalten.

b) die Härtezah LVH

Die unter der Last L gemessene Eindringtiefe p wird zur Definition der Härtezah LVH genutzt:

$$LVH = K' \frac{L}{p^2} \quad (2)$$

Die Geometrie konstante K' ist durch das Verhältnis der Eindruckoberfläche O zum Quadrat der Eindringtiefe p^2 gegeben und für einen Indenter vom Vickers-Typ eine feste Zahl:

$$K' = \frac{p^2}{O} = 0,03784 \quad (3)$$

c) die neue lastunabhängige Härtezah L_2VH

L_2VH wird erhalten [3], wenn zur Analyse der Belastungskurve in Anlehnung an [9] und [10] ein Materialgesetz in der Form zweier additiver Teillasten verwendet wird:

$$L(p) = L_1 + L_2 = a_1 p + a_2 p^2 \quad (4)$$

Die Teillast $L_1 = a_1 p$ kann interpretiert werden als Last zur Erweiterung der Eindruckoberfläche und zur Erzeugung neuer Oberflächen bei der während des Eindringvorgangs unvermeidlichen Bildung und Ausbreitung von Rissen. Der Materialparameter a_1 wird graphisch aus einer Darstellung des Quotienten L/p vs. p durch die Extrapolation $p \rightarrow 0$ erhalten:

$$a_1 = \left. \frac{L}{p} \right|_{p \rightarrow 0} \quad (5)$$

Der so ermittelte Lastanteil $L_1 = a_1 p$ ist von der angewendeten Gesamtlast $L(p)$ abziehen, um die Last L_2 zu erhalten, die die elastische und plastische Verformungsarbeit zur Erzeugung eines „rißfreien“ Härteeindrucks leistet. Diese Last L_2 wird zur Berechnung der neuen Härtezah L_2VH verwendet:

$$L_2VH = K' \frac{L_2}{p^2} = K \cdot a_2 = LVH \left(1 - \frac{a_1 p}{L} \right); K = 1,8544 \quad (9)$$

Für härtehomogenes Material ist der zur Härte korrelierte Materialparameter a_2 konst. Dies führt in der L/p - p -Darstellung zu einer Geraden für den gesamten untersuchten Lastbereich.

Durch die mechanische Trennung bei der Herstellung der Prüfkörper und die Bearbeitung ihrer Oberfläche wird der Materialparameter a_2 in oberflächennahen Bereichen jedoch verändert, und die Härtezah L_2VH wird selbst eine Funktion der Eindringtiefe. Bei Messung im Mikrolastbereich wird dies dadurch berücksichtigt, daß aus der L/p - p -Darstellung extrapolierte Härtewerte für die Oberfläche (Last $L = 0$ N) und die hier verwendete Endlast ($L = 2$ N) angegeben werden.

d) der relaxierte Spannungsanteil R

Die Relaxation der Last nach Stoppen des Traversenvorschubs (Kurve 2 im rechten unteren Teilbild von Bild 1) ist bedingt durch die Zeitabhängigkeit des Materialverhaltens viskoelastisch-plastischer Stoffe. Als einfachste Form der Auswertung von Lastrelaxationskurven bei registrierenden Härtemessungen wird der relaxierte Lastanteil R nach einer fest vorgegebenen Zeit, z. B. nach $t = 60$ s, bestimmt:

$$R = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (7)$$

Die ausführliche analytische Auswertung der Relaxationskurve ermöglicht die Beschreibung des Materialverhaltens mittels geeigneter rheologischer Modelle, in die die thermische Bewegung molekularer Struktureinheiten eingeht. Eine ausführliche Behandlung dieses Gegenstands bleibt einer späteren Arbeit vorbehalten [13].

e) der Quotient p_e/p für die rückgefederte Eindringtiefe

Aus den Rückfederungskurven bei Entlastung ergibt sich der Quotient der elastischen Rückfederung p_e/p , indem die rückgefederte Tiefe p_e auf die bei Belastung gemessene Eindringtiefe p bezogen wird. Dieser Kennwert ist für Lasten $L > 0,5$ N lastunabhängig [3] und wird hier für die Endlast $L_0 = 2$ N angegeben.

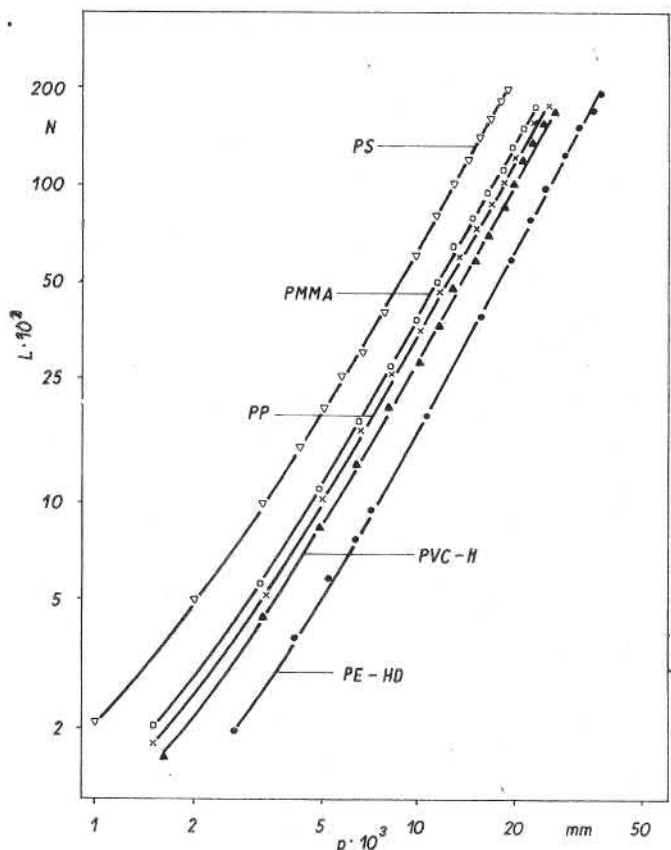


Bild 2. Doppeltlogarithmische Darstellung der Prüflast L als Funktion der Eindringtiefe p für Belastungskurven von verschiedenen Polymerwerkstoffen

3. Experimentelles

Als Probenmaterial dienten die Polymerwerkstoffe Polyvinylchlorid (PVC-H), Polymethylmethacrylat (PMMA), Polyethylen (PE-HD), Polypropylen (PP) und Polystyren (PS). Die Polystyrenproben PS 70L3 lagen in Form von 5 mm dicken gepreßten Platten vor. Die Preßtemperatur betrug 453 K, der Preßdruck 14 t, und die Platten wurden jeweils 10 min vor- und unter Druck geheizt. Danach erfolgte eine 2stündige Temperung unter Zwang in einer Aluminiumform bei 393 K mit anschließender Ofenabkühlung, wonach ein nahezu spannungs- und orientierungsfreier Zustand vorlag [11].

Bei der PP-Probe handelt es sich um Mosten Typ 55312 mit einem röntgenographisch bestimmten Kristallinitätsgrad von 70 %, die einer 2stündigen Wärmebehandlung bei 403 K unterzogen wurde, wodurch sich eine mittlere Sphärolithgröße von $55 \cdot 10^{-6}$ m einstellte [12].

Die mechanisch polierten 8 mm dicken teilkristallinen PE-Proben sowie die etwa 5 mm dicke PVC-H- und die etwa 3 mm dicke PMMA-Probe wurden keiner weiteren Temperaturbehandlung unterzogen. Die registrierenden Härtemessungen erfolgten an einer elektronisch gesteuerten Materialprüfmaschine vom Typ 1385 der Fa. Zwick. Die Prüfgeschwindigkeit für den verwendeten Vickers-Indenter betrug $1,05 \cdot 10^{-2} \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$. In gezielten Anwendungsfällen wurde durch Wahl der Traversengeschwindigkeit die Prüfgeschwindigkeit zwischen $3,2 \cdot 10^{-3}$ und $8,9 \cdot 10^{-1} \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ über nahezu drei Größenordnungen variiert. Die Prüflast wurde mit einer DMS-Kraftmeßdose für die Nennlast von 100 N im 2-N-Meßbereich gemessen. Die Eindringtiefmessung erfolgte mittels dreier parallelgeschalteter induktiver Wegaufnehmer bei einer festen Vergrößerung von 1:3500.

Zum Vergleich wurden auch konventionelle Härtezahlen mit einem Kleinlasthärteprüfer vom Typ 3202 der Firma Zwick ermittelt. Die Prüflast wurde auf 1 N festgelegt, die Auftreffgeschwindigkeit des Indenters durch Regulierung einer Ölbremse auf $80 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ eingestellt. Die Belastungsdauer betrug 15 s. Die Eindruckdiagonale wurde mit dem Lichtmikroskop bei 600facher Vergrößerung jeweils 10 min

Tabelle 1. Härtezahlen für ausgewählte Polymerwerkstoffe ($v_{TR} = 1,05 \cdot 10^{-3} \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$)

Werkstoff	VH in MPa	LVH in MPa	$L_2 VH$ in MPa	VH/LVH	VH/ $L_2 VH$
	(1)	(2)	(3)	(4)	(5)
PE-HD	55	57	$45 \pm 2,5$	0,96	1,22
PP	130	114	$85 \pm 1,9$	1,14	1,53
PVC-H	141	102	$87 \pm 3,4$	1,38	1,62
PMMA	219	134	$109 \pm 4,9$	1,63	2,01
PS	191	221	$161 \pm 7,4$	0,86	1,19

nach der Eindruckerzeugung ausgemessen. Der Vickershärtewert wurde nach der Vorschrift

$$VH = 1,8544 \frac{L}{d^2} \quad (8)$$

berechnet und in MPa angegeben.

4. Ergebnisse und Diskussion

Auf jeder Probe wurden 10 Eindrücke erzeugt und die zugehörigen Registrierkurven einzeln ausgewertet. Die in Tabelle 1 bis 3 mitgeteilten Meßergebnisse sind die Mittelwerte aus jeweils 10 Messungen mit den dazugehörigen Standardabweichungen. Die Reihenfolge der untersuchten Polymerwerkstoffe in den Tabellen wurde nach zunehmendem E -Modul vorgegeben. Zusätzlich wurden die Meßergebnisse in gleicher Reihenfolge in den Histogrammen in Bild 5 dargestellt, um einen schnellen Überblick über die Materialabhängigkeit der neuen Meßgrößen zu geben.

Die Analyse der Belastungskurven $L(p)$ in logarithmisch geteilten Koordinaten (Bild 2) entsprechend dem Meyerschen Materialgesetz nach Gleichung (1) ergibt für keinen der untersuchten Polymerwerkstoffe eine Gerade im untersuchten Mikrolastbereich zwischen 0,1 und 2 N. Für Lasten $L < 0,25 \text{ N}$ wird ein Meyer-Exponent zwischen $n = 1,3$ und 1,6 gefunden und für $L > 0,25 \text{ N}$ ein Wert von $n \approx 1,8$, der nahezu materialunabhängig ist [Tabelle 2, Spalte (2)]. Bei

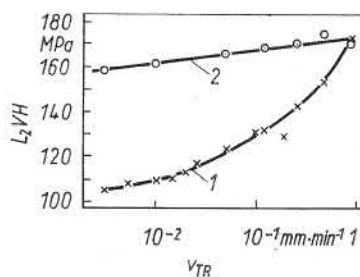


Bild 3. Abhängigkeit der Härtezahl $L_2 VH$ von der Traversengeschwindigkeit v_{TR} für PMMA (1) und PS (2)

Ausdehnung der Untersuchungen auf den Kleinlastbereich bis zu 10 N ändert sich der Wert $n \approx 1,8$ für den Meyer-Exponenten nicht mehr.

Damit ist für die Härtemessung unter Last gezeigt, daß das auf den empirischen Erkenntnissen beruhende Meyersche Potenzgesetz für Polymerwerkstoffe zwar prinzipiell gültig ist, wenn Lasten größer als 0,25 N eingesetzt werden, daß aber der Meyer-Exponent auf Materialunterschiede nur wenig empfindlich reagiert.

Wegen der durchgängigen Gültigkeit von $n < 2$ muß die Härtezahl LVH mit zunehmender Eindringtiefe notwendigerweise abnehmen. Zur Charakterisierung der Materialeigenschaften bringt deshalb die Darstellung von LVH gegen die Eindringtiefe keine über die Meyer-Analyse hinausgehende Information. Es ist deshalb ausreichend für eine vorgegebene Einzellast, in diesem Fall $L = 1 \text{ N}$, die Härtezahl LVH zu ermitteln [Tabelle 1, Spalte (2)]. In Spalte (1), Tabelle 1, sind zum Vergleich die mit dem Kleinlasthärteprüfer (vgl. Abschnitt 2) nach der konventionellen Methode ermittelten Härtewerte aufgeführt, die bei einer Last von 1 N erhalten wurden. Wesentliche Unterschiede ergeben sich für PMMA und PVC, bei denen die unter Last gemessene Härte um 40 bis 60 % kleiner ist, während für PS um 15 % höhere Werte gemessen werden.

Für $L_2 VH$ werden prinzipiell kleinere Härtezahlen gefunden. Die Verhältniszahl $VH/L_2 VH$ in Tabelle 1, Spalte (5), zeigt an, daß dieser Unterschied mit zunehmender Härte größer wird und für PMMA bereits den Faktor 2 ausmacht. Aber auch hierbei nimmt PS eine Ausnahmestellung ein.

Werkstoff	E in MPa	n	a_1 in $\text{N} \cdot \text{mm}^{-1}$	$R \cdot 100$ in %	p_c/p
	(1)	(2)	(3)	(4)	(5)
PE-HD	1080 [15]	1,84	$3,3 \pm 2,0$	$26,5 \pm 0,3$	$0,58 \pm 0,010$
PP	2550 [12]	1,76	$6,0 \pm 0,7$	$11,0 \pm 0,1$	$0,64 \pm 0,002$
PVC-H	2840 [4]	1,88	$5,5 \pm 1,5$	$10,7 \pm 0,3$	$0,47 \pm 0,011$
PMMA	2940...3920 [15]	1,81	$10,7 \pm 3,6$	$10,3 \pm 0,3$	$0,60 \pm 0,013$
PS	3280 [4]	1,83	$16,8 \pm 7,0$	$5,8 \pm 0,4$	$0,50 \pm 0,017$

Tabelle 2. Mechanische Kennwerte für ausgewählte Polymerwerkstoffe

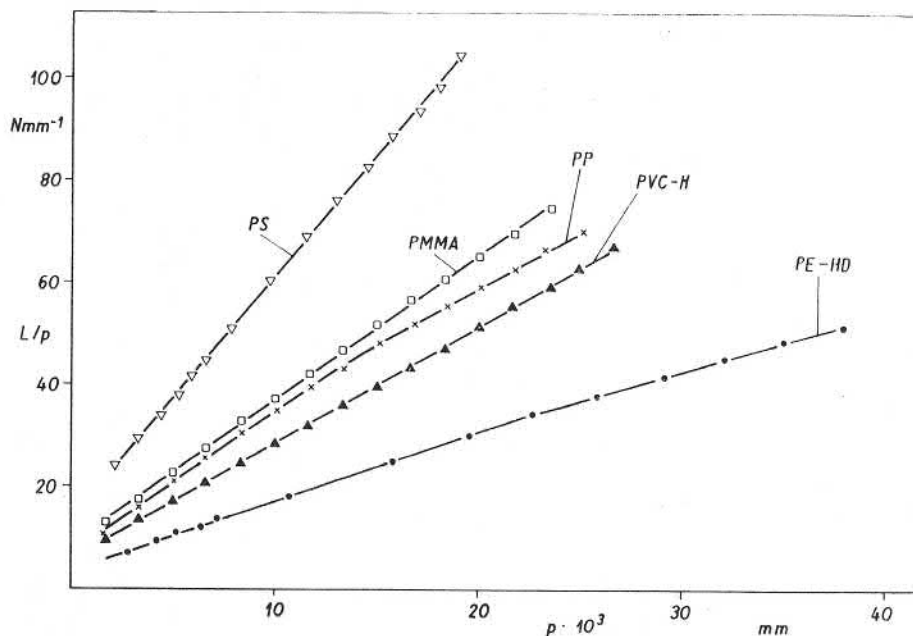


Bild 4. L/p - p -Darstellung der Belastungskurven für verschiedene Polymerwerkstoffe bei einer Traversengeschwindigkeit von $1,05 \cdot 10^{-2} \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$

Wesentlich für diese unterschiedlichen Härte- und Werte sind die Unterschiede im viskoelastischen Materialverhalten, aus dem ein starker Einfluß der Auftreff- und Eindringgeschwindigkeit des Indenters resultiert. Deshalb wurde mit dem registrierenden Verfahren an Polystyren und PMMA der Einfluß der Auftreff- und Eindringgeschwindigkeit durch Variation der Traversengeschwindigkeit v_{Tr} um mehr als zwei Größenordnungen untersucht (Bild 3). Während für PS die Härte im untersuchten Geschwindigkeitsbereich um 10 % zunimmt, beträgt die Zunahme für PMMA etwa 80 %. Bei $v_{Tr} \approx 1 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ haben beide Polymere gerade identische Härte- und Werte. Die geringere Geschwindigkeitsabhängigkeit des PS drückt sich auch in der geringeren anelastischen Spannungsrelaxation des PS als des PMMA [Tabelle 2, Spalte (4)] aus.

Für das konventionelle Verfahren ist die Auftreffgeschwindigkeit um 4 Größenordnungen größer, so daß zu erwarten ist, daß in diesem Fall PMMA härter als PS erscheint, wie es in der Tat auch gemessen wird.

Die analytische Auswertung der Belastungskurven in der L/p - p -Darstellung wird in Bild 4 gezeigt. Die experimentellen Meßwerte lassen sich für die amorphen Polymerwerkstoffe PS, PMMA und PVC-H mit einer einzigen Geraden beschreiben. Demzufolge ist für diese Werkstoffe die Härte der Oberfläche durch Bearbeitung nur wenig gestört. Bei den teilkristallinen Werkstoffen PE und PP kann aus der Darstellung die Existenz von Oberflächenschichten mit erhöhter Härte (steilerer Anstieg) gegenüber dem Volumen festgestellt werden. Die Tiefenausdehnung der gestörten Oberflächenschicht war bei dem polierten PE größer als bei der gepreßten PP-Probe. Eine Differenzierung in der Härte des untersuchten Materials im Oberflächenbereich konnte auch bei Untersuchungen zum Anisotropieverhalten von PS mit einem Knoop-Indenter [4] nachgewiesen werden.

Aus dem Achsenabschnitt der Geraden in Bild 4 wurde für die untersuchten Polymerwerkstoffe der Materialparameter a_1 bestimmt [s. Tabelle 2, Spalte (3)]. Der Parameter a_1 reagiert auf unterschiedliche Materialien relativ empfindlich und verhält sich wie der E -Modul. Das stimmt mit der Interpretation von a_1 als Maß für die Oberflächenbruchenergie überein [16].

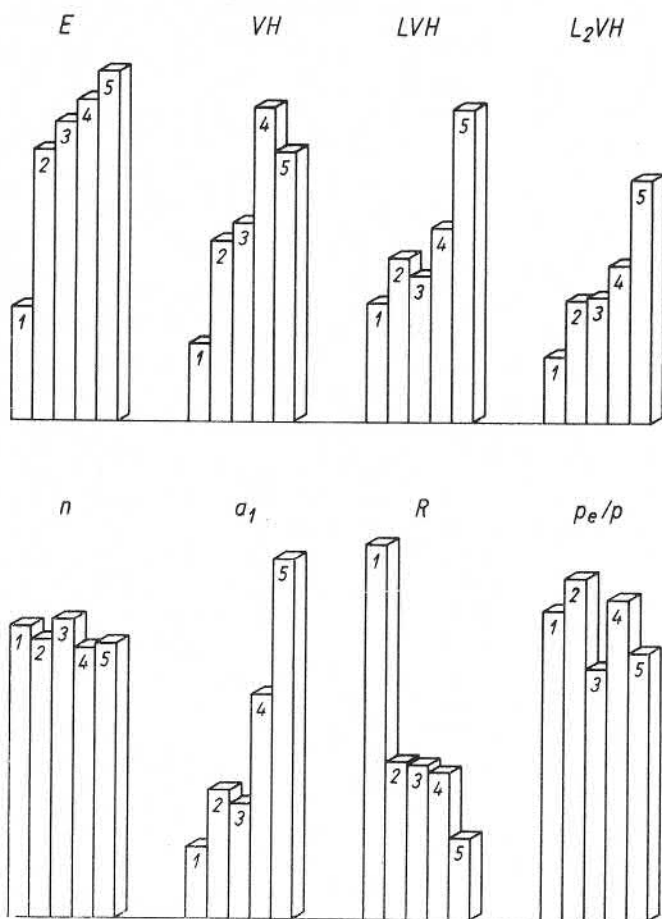


Bild 5. Histogramme zu den in Tabelle 1 bis 3 zusammengefaßten Meßdaten (1 PE-HD, 2 PP, 3 PVC-H, 4 PMMA, 5 PS)

Tabelle 3. Fließspannungswerte für ausgewählte Polymerwerkstoffe

Werkstoff	$L_2 VH$ in MPa	σ_y in MPa	$L_2 VH/\sigma_y$	E/σ_y
	(1)	(2)	(3)	(4)
PE-HD	45	20	2,3	54
PP	85	33	2,6	77
PVC-H	87	35	2,5	81
PMMA	109	46...42	2,4...2,6	64...93
PS	161	67	2,4	49

Die anelastische Relaxation R wird offenbar für Werkstoffe mit geringer Härte und geringem E -Modul (PE-HD) besonders groß und nimmt mit zunehmenden Werten von Härte und E -Modul systematisch ab. Dieser Zusammenhang wird in einer zweiten Arbeit [13] ausführlich untersucht. Die Ausnahmestellung von PS besteht hier in einer geringen Relaxationsfähigkeit und bedeutet in Übereinstimmung mit der Geschwindigkeitsabhängigkeit der Härte geringe viskoelastische Verformungsanteile.

Die elastische Rückfederung p_e/p variiert in Abhängigkeit vom untersuchten Material zwischen 50 und 65 %; der Meßfehler dieser Größe ist erfahrungsgemäß gering [3]. Ähnlich hohe Rückfederungswerte wurden für spröde Werkstoffe, wie Glas und Glaskeramiken, gemessen. Damit bestätigt sich für Polymerwerkstoffe ebenso wie für die anderen genannten Werkstoffe, daß infolge ihres hohen elastischen Anteils an der Gesamtverformung die Härtemessung notwendigerweise unter Last bei kontinuierlicher Erfassung von Last und Eindringtiefe vorgenommen werden muß. Ein einfacher Zusammenhang zwischen dem E -Modul und dieser Meßgröße besteht nicht und auch keine Korrelation zu den anderen hier untersuchten Meßgrößen (Bild 5). Es handelt sich bei dem Quotienten p_e/p also offenbar um eine eigenständige Meßgröße, deren physikalische Bedeutung und Eignung für die Charakterisierung von Materialeigenschaften weiter untersucht werden muß.

5. Berechnung der Fließspannung

Unter der Annahme viskoelastisch-plastischen Deformationsverhaltens im Mikrobereich läßt sich für spitze Indenter zwischen der Härte, dem Elastizitätsmodul E (aus dem Druckversuch) und der Fließspannung σ_y folgende Beziehung ableiten [14]:

$$\frac{p_m}{\sigma_y} = 0,5 + \frac{2}{3} \left[1 + \ln \left(\frac{E}{3\sigma_y} \tan \beta \right) \right] \quad (9)$$

$[p_m]$ senkrecht zur Kontaktfläche Indenter – Probe wirkender Plastizitätsdruck

β Winkel zwischen Indenter und Probe ($19,7^\circ$ für Vickers)]

Im Unterschied zu dem in der Literatur üblichen Vorgehen wird in dieser Arbeit der Plastizitätsdruck nicht durch die konventionell gemessene Härte, sondern durch die unter Last gemessene Härtezahl $L_2 VH$ ausgedrückt:

$$p_m = 1,08 L_2 VH \quad (10)$$

Gleichung (9) kann deshalb in der Form

$$\frac{L_2 VH}{\sigma_y} = 1,08 + 0,62 \ln \frac{0,12 E}{\sigma_y} \quad (11)$$

geschrieben werden.

Aus Gleichung (11) liest man ab, daß die Fließspannung σ_y im wesentlichen nur durch die Härtezahl $L_2 VH$ bestimmt und der Elastizitätsmodul nur als eine Korrekturgröße im logarithmischen Term wirksam wird.

In Tabelle 3 sind die durch graphische Lösung des Ansatzes (11) errechneten Fließspannungswerte zusammengestellt; die Härtezahlen wurden Tabelle 1 und die E -Modul-Werte der Literatur [4, 12, 15] entnommen.

Die ermittelten Fließspannungswerte liegen für die untersuchten Polymerwerkstoffe zwischen 20 und 67 MPa. Das Verhältnis von Härte und Fließspannung $L_2 VH/\sigma_y$ nimmt Werte zwischen 2,3 und 2,6 an und kann im Mittel unabhängig vom Werkstoff durch die Proportionalität

$$\sigma_y = \frac{1}{c} \cdot L_2 VH \quad (12)$$

mit $c = 2,5$ angegeben werden (vgl. Bild 6). Das gilt nicht für das Verhältnis VH/σ_y , da der Quotient VH/L_2VH materialspezifisch zwischen 1 und 2 variiert [vgl. Tabelle 1, Spalte (5)]. Daraus kann gefolgert werden, daß mit Hilfe der aus dem neuen registrierenden Härtemeßverfahren ermittelten physikalisch relevanten Härtewerte eine Möglichkeit zu einer einfachen Abschätzung von Fließspannungswerten für Polymerwerkstoffe gewonnen wurde.

6. Zusammenfassung

Mit Hilfe der registrierenden Härtemessung wurde die neue unter Last gemessene Härtezahl L_2VH bestimmt, die für Polymerwerkstoffe z. T. erheblich von den konventionell ermittelten Härtezahlen abweicht. Die Abweichung resultiert aus Unterschieden im viskoelastischen Materialverhalten. Das konnte hier direkt durch Messung der Relaxationsfähigkeit des Materials für eine fest vorgegebene Zeit im Spannungsrelaxationsversuch an der Größe R gezeigt werden. Es besteht jedoch keine einfache Korrelation zwischen der

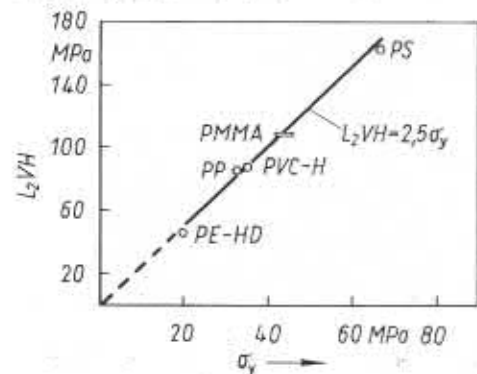


Bild 6. Zusammenhang zwischen Härtezahl L_2VH und Fließspannung σ_y für verschiedene Polymerwerkstoffe

Härtezahl L_2VH und R , weil die Relaxationsfähigkeit des Materials auch vom absoluten Zahlenwert der Härte des Materials abhängt. Dieser Einfluß des zeitabhängigen Materialverhaltens sollte deshalb bei einer Klassifizierung der Polymerwerkstoffe nach Härtezahlen berücksichtigt werden.

Die mit der neuen Härtezahl berechnete Fließspannung ergibt im Unterschied zur Verwendung der konventionellen Härtezahlen zwischen L_2VH und σ_y ein konstantes Verhältnis von 2,5. Deshalb ist zur Berechnung der Fließspannung die neue Härtezahl den konventionellen Werten vorzuziehen. Eine weitere Notwendigkeit zur Messung der Härte von Polymerwerkstoffen unter Last ergibt sich aus der elastischen Rückfederung, die hier zwischen 50 und 65 % gemessen wurde.

Literatur

- [1] Füllert, P.: Kunststoffe 32 (1979) S. 877
- [2] Fröhlich, F.; Grau, P.: DD-Pat. WGP 01 N/188542
- [3] Fröhlich, F.; Grau, P.; Grellmann, W.: Physica Status solidi [Berlin] (a) 42 (1977) S. 79
- [4] Grellmann, W.: Dissertation, Halle, Martin-Luther-Univ., Okt. 1978
- [5] Fröhlich, F.; Grau, P.; Grellmann, W.: Wiss. Z. Friedrich-Schiller-Univ. Jena/Thür., math.-naturwiss. R. 28 (1979) Nr. 2/3, S. 449 bis 463
- [6] Fröhlich, F.; Grau, P.: XI. Int. Glaskongress Prag, A 7, 1977, S. 133
- [7] Schürer, C.; Weißmantel, C.; Fröhlich, F.; Grau, P.; Lehmann, H.: Thin solid films 61 (1979) L5 bis L8
- [8] Grau, P.; Schöfer, D.: Mechanische Eigenschaften von optischen Schichten, Beiträge zur Optik und Quantenelektronik 6 (1981) S. 180
- [9] Bernhardt, E.: Z. Metallkunde 33 (1941) S. 135
- [10] Braun, A.: Z. Metallkunde 46 (1955) S. 299
- [11] Bartnig, K.-H.: Dissertation, Merseburg, TH Leuna - Merseburg, 1982
- [12] Neue, R.: Dissertation, Merseburg, TH Leuna - Merseburg, 1980
- [13] May, M.; Fröhlich, F.; Grau, P.; Grellmann, W.: Plaste u. Kautschuk, in Vorbereitung
- [14] Stadman, C. J.; Moore, M. A.; Jones, S. E.: J. physic. Developm. appl. Physics 10 (1977) S. 949
- [15] Schmiedel, H.: Prüfung hochpolymerer Werkstoffe, Leipzig, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1977
- [16] Grau, P.: Strukturabhängiges mechanisches Verhalten von Festkörpern, Berlin, Akademie-Verlag, 1979, S. 278 bis 287

(eingegangen am 6. April 1982)

PKA 9152