

Abb. 10. Spannung-Dehnungs-Kurven der in Abb. 9 beschriebenen Fasern nach 30 min Quellung in Wasser von 70 °C

Ausnahme der aus Poly-[1.4-bis-(hydroxymethyl)-cyclohexan-terephthalat] haben nach der Quellung einen beträchtlich geringeren Anfangselastizitätsmodul.

Um die durch Wärme und Wasser erzeugten Veränderungen voneinander trennen zu können, wurden die Spannung-Dehnungs-Kurven der Fasern aus Poly-[1.4-bis-(hydroxymethyl)-cyclohexan-terephthalat] in Wasser und Luft bei 21 und 70 °C gemessen (Tabelle 2).

Zum Vergleich weiterer Eigenschaften wurden leichte Anzugstoffe aus etwa Nm 60/2-Garn hergestellt. Alle Gewebe hatten die gleiche Konstruktion und jedes bestand nur aus einer Faserart. Knickscheuerfestigkeit und scheinbares spezifisches Volumen der Gewebe sind in Tabelle 3 angegeben.

Die Reiß- und Scheuerfestigkeit von Mischgeweben, die die neue Polyesterfaser enthalten, sind nicht ganz so groß wie die von Mischgeweben mit kräftigeren heute handelsüblichen Chemiefasern. Sie erreichen aber die Standardwerte, welche die Bekleidungsindustrie für Gewebe aus solchen Fasern fordert, mit denen zusammen die neue Polyesterfaser verarbeitet werden soll. Eine wichtige Eigenschaft der Fasern aus Poly-[1.4-bis-(hydroxymethyl)-cyclohexan-terephthalat] ist

Tabelle 2. Physikalische Eigenschaften der Fasern aus Poly-[1.4-bis-(hydroxymethyl)-cyclohexan-terephthalat]

	In Luft		In Wasser	
	21 °C	70 °C	21 °C	70 °C
Bruchspannung [g/den]	2,5–3,0	1,8–2,5	2,5–3,0	1,8–2,5
Bruchdehnung [%]	24–30	24–30	24–30	24–30
Anfangselastizitätsmodul [a] [g/den]	25–35	22–32	22–32	20–30
Mittlere Steifheit [b] [g/den]	ca. 11	—	—	—
Mittlere spezifische Zerreibarbeit [c] [m·kp/cm ³]	ca. 4,4	—	—	—
Spezifische Zerreibarbeit [d] [m·kp/cm ³]	ca. 5,5	—	—	—
Arbeitsrückgabe [%]				
bei 2 % Dehnung	85–95	77–87	83–93	75–85
bei 5 % Dehnung	50–60	42–52	48–58	40–50
bei 10 % Dehnung	30–40	22–32	28–38	20–30

- [a] Bei 1 % Dehnung.
 [b] Verhältnis von Bruchspannung zu Bruchdehnung.
 [c] Halbes Produkt aus Bruchspannung und Bruchdehnung.
 [d] Fläche unter der Spannung-Dehnungs-Kurve.

Tabelle 3. Eigenschaften von Fasern und Geweben aus Poly-[1.4-bis-(hydroxymethyl)-cyclohexan-terephthalat] im Vergleich mit Fasern und Geweben aus anderem Material

	Kodel Vestan	Baumwolle	Wolle	Acetylcellulose	Zellwolle
Arbeitsrückgabe der Fasern bei 5 % Dehnung [%]	55	33	55	36	26
Knickscheuerwiderstand der Gewebe [Touren]	1900	850	1600	200	1400
Scheinbares spezifisches Volumen der Gewebe [cm ³ /g]	3,00	2,64	2,78	2,64	2,46

ihre geringe Neigung zur Pillenbildung auf Geweben. Dies erlaubt ihre Verwendung in flanelartigen Geweben, in denen die bisher üblichen Chemiefasern nicht verwendet werden können.

Eingegangen am 6. März 1962 [A 215]

Aufbau und Eigenschaften von Polyacrylnitril-Fäden [*]

VON DR. H. MARZOLPH

FARBENFABRIKEN BAYER AG., WERK DORMAGEN

Acrylnitril-Polymerisate sind thermoplastisch. Werden ihre Molekeln orientiert, so entstehen inner- und zwischenmolekulare Spannungen. Diese sind umso größer, je weniger die Strecktemperaturen über den Einfriertemperaturen der Polymerisate liegen. Sie nehmen mit zunehmendem Streckverhältnis ab. Durch Erwärmen der Fäden über die Einfriertemperatur werden die Spannungen vermindert. Wird dabei die Länge der Fäden konstant gehalten, so stellt sich ein Gleichgewichtszustand ein, der weitgehend unabhängig von der Höhe der Strecktemperaturen und dem Ausmaß der bei der Verstreckung erzeugten Spannungen ist. Höhe und Art der dabei auftretenden Veränderungen, die aus Spannung-Dehnungs-Diagrammen ermittelt werden können, gestatten Einblicke in die Zusammenhänge zwischen Feinheiten im Polymerisaufbau und den Fadeneigenschaften.

Einleitung

Bei der Herstellung von Acrylnitril-Polymerisaten sind zahlreiche Variationen möglich, die sowohl das Polymerisationsverfahren betreffen als auch Art und Menge der verwendeten Comonomeren. Je nach Darstellung

unterscheiden sich die Polymerisate z. B. in ihrer Affinität zu Farbstoffen oder in ihrem thermischen Verhalten. Werden solche Polymerisate zu Fäden verformt, so sind deren Eigenschaften zusätzlich von der Art des Verfor-

[*] Nach einem Vortrag auf der Tagung der GDCh-Fachgruppe „Kunststoffe und Kautschuk“ am 10. April 1962 in Bad Nauheim.

mungsprozesses und weiterer physikalischer Nachbehandlungen abhängig.

Fäden aus Acrylnitrilpolymeren werden üblicherweise nach dem Spinnvorgang auf das Mehrfache ihrer Ausgangslänge verstreckt, um ihnen erwünschte mechanische Eigenschaften zu verleihen. Dabei werden die Makromolekeln längs der Fadenachse orientiert und in einen instabilen Zustand mit inner- und zwischenmolekularen Spannungen gebracht. Um den orientierten Zustand zu stabilisieren, müssen die Fäden „fixiert“ werden. Die Makromolekeln entspannen sich dabei unter Veränderung des Orientierungsgrades und der damit zusammenhängenden Kristallinität der Fäden.

Orientierung wie Relaxation sind naturgemäß nicht nur von den äußeren physikalischen Bedingungen abhängig, sondern insbesondere auch von dem Vermögen der Makromolekeln zur Orientierung und Kristallisation auf Grund eines geeigneten räumlichen Aufbaues und günstiger zwischenmolekularer Kräfte. Es ist deshalb zu erwarten, daß Kenngrößen wie Molgewicht, Comonomergehalt u. a. den Fäden neben den chemischen auch spezielle physikalische Merkmale verleihen. Um letztere zu erkennen, wurden Kraft-Dehnungs-Diagramme von Fäden aufgenommen, die sich in der Grundsubstanz unterschieden. Über ähnliche Untersuchungen an Acrylfasern hat Hunyar [1] berichtet.

I. Polymerisate

Für die Untersuchungen wurden Polymerisate benutzt, die mindestens 90 Gew.-% Acrylnitril enthielten. Daneben wurden Copolymerisate mit bis zu 10 % Methacrylsäure-methylester (MAME) oder Acrylsäure-methylester (AME) verwendet.

Alle Polymerisate wurden unter vergleichbaren Bedingungen in wäßriger Suspension mit Kaliumpersulfat/Natriummetabisulfid bei pH-Werten um 3 und Temperaturen um 50 °C hergestellt. Der Umsatz betrug in den meisten Fällen nach 4 bis 5 Stunden über 90 %.

Sowohl die Menge der Monomeren als auch deren Verteilung im Copolymerisat wurden variiert, letztere dadurch, daß das Monomerverhältnis im Verlauf der Polymerisation entweder nahezu konstant gehalten oder beträchtlich verändert wurde. Das Durchschnitts-Molgewicht wurde durch Veränderung des Verhältnisses zwischen Katalysator- und Monomeren-Menge beeinflusst. Um die Verteilung des Molekulargewichtes zu variieren, wurden Polymerisate mit verschiedenen Durchschnitts-Molgewichten miteinander gemischt.

Zur Bestimmung des Gehaltes an AME wurden die Polymerisate verseift und die gebildete Methanolmenge ermittelt. Messungen des Stickstoffgehaltes dienten zur Ermittlung des Gehaltes an MAME. Aus den Polymerisationsbedingungen ließ sich ableiten, daß der Comonomergehalt der Makromolekeln mit uneinheitlich eingebautem Ester mindestens zwischen dem 0,5- und 2- bis 3-fachen Wert des durchschnittlichen Gehaltes variierte.

Zur Bestimmung der Molgewichte dienten viscosimetrische Messungen an 0,5-proz. Lösungen in Dimethylformamid. Aus einer bekannten Beziehung zwischen Viskosität und Molgewicht [2], welche für die verwendeten Polymerisate bestätigt werden konnte [3], ergaben sich Molgewichte von 33000

bis 280000. Die k-Werte [*] [4] der Polymerisate lagen zwischen 54 und 145. Die Zahlendurchschnittswerte der Molgewichte (M_n) wurden durch Bestimmung der Endgruppen ermittelt. Sie betrugen 16000 bis 123000 (Endgruppen waren Sulfonsäure- oder Sulfatgruppen). Aus den Gewichts- und Zahlendurchschnittswerten der Molgewichte wurde die Uneinheitlichkeit U der Polymerisate nach G. V. Schulz [5] als Maß für die Polymolekularität berechnet. U lag normalerweise bei ungefähr 1. Durch Mischen von Polymerisaten mit verschiedenen Molgewichten wurde sie auf etwa 2 erhöht.

II. Fäden

Alle Polymerisate wurden in vergleichbarer Weise in Dimethylformamid gelöst und nach einem Trockenspinnprozeß zu Fäden verformt. Dabei wurde auf gleiche Zahl und Dicke der Fäden (Titer) Wert gelegt. In den meisten Fällen betrug die Polymerkonzentration 25 %. Sie wurde auch beim Verspinnen von Polymerisaten mit stark unterschiedlichen k-Werten auf Kosten der Viskosität der Spinnlösungen angestrebt. Die Fäden enthielten nach Austritt aus dem Spinnloch noch ca. 10 % Lösungsmittel. Sie wurden in diesem Zustand in kochendem Wasser normalerweise um 250 % verstreckt, wobei ihr Lösungsmittelgehalt auf unter 1 % sank. Die orientierten Fäden wurden danach auf fester Unterlage unter Konstanzhaltung ihrer Länge an der Luft getrocknet (nicht nachbehandeltes Material) oder zusätzlich einer thermischen Behandlung ausgesetzt (nachbehandeltes Material, auf den Abbildungen mit n bezeichnet). Hinsichtlich der Wirksamkeit einer solchen Nachbehandlung wurden kochendes Wasser und trockene Luft über 100 °C miteinander verglichen. Es erwies sich als zweckmäßig, die luftgetrocknenen Fäden 15 min bei 130 °C zu tempern („Fixierung“).

III. Kraft-Dehnungs-Diagramme

Die Kraft-Dehnungs-Diagramme (K-D-Diagramme) wurden mit einem Gerät aufgenommen, dessen Kraft-Meßsystem trägheitsarm auf elektronischer Grundlage arbeitete und die für eine bestimmte Längenzunahme der Fäden benötigte Kraft selbsttätig aufzeichnete. Die klimatisierten Fäden wurden im Normklima (20 ± 2 °C und 65 ± 2 % relative Luftfeuchtigkeit) bis zum Reißen mit konstanter Geschwindigkeit verformt. Die Einspannlänge betrug 500 mm, die Verformungsgeschwindigkeit 600 mm/min. Die K-D-Kurven wurden zum besseren Vergleich unter Berücksichtigung der Fadentiter in Spannung-Dehnungs-Kurven umgezeichnet [**]. Zu jeder Messung wurden mindestens 5 (meist 10) Fadenproben verwendet. Die Reproduzierbarkeit der Messungen war stets sehr gut.

IV. Aufbau der Polymerisate und Spannung-Dehnungs-Diagramme der Fäden

1. Einfluß eines esterhaltigen Comonomeren

Beim Vergleich der Diagramme von verstreckten und nicht nachbehandelten Fäden aus Acrylnitril-Homopolymerisat (HP) und einem Mischpolymerisat (MP) mit 5 % AME ergeben sich bereits deutliche Unter-

[*] Dem k-Wert liegt folgende Gleichung zugrunde [4]:

$$\log \frac{\eta_{\text{Lösung}}}{\eta_{\text{Lösungsmittel}}} = \left[\frac{75 \cdot k^2}{1 + 1,5 \cdot k \cdot c} + k \right] \cdot c$$

c = Konzentration in g/l.

[4] H. Fikentscher u. H. Mark, Kolloid-Z. 49, 135 (1930).

[5] G. V. Schulz, Z. physik. Chem., Abt. B 43, 25 (1939).

[**] $1/\text{den} = 9 \cdot \rho \cdot \text{kg/mm}^2$. ρ = Dichte der Polymeren, ca. 1,17 g/cm³.

[1] A. Hunyar, Faserforsch. Textiltechn. 6, 302 (1955).

[2] W. R. Krigbaum u. A. M. Kolliar, J. Polymer Sci. 32, 323 (1958).

[3] W. Scholtan, unveröffentlicht.

schiede (Abb. 1a). Sie sind so zu deuten (siehe z. B. [6]), daß der MP-Faden einen höheren Anteil elastischer Bereiche enthält (Diagramm-Abschnitt bis etwa 2,5 % Dehnung) und einer zusätzlichen Orientierung seiner Makromolekeln nur einen relativ geringen Widerstand entgegensetzt (Diagramm-Abschnitt von etwa 2,5 % zu höheren Dehnungen), der HP-Faden dagegen weniger elastische Elemente besitzt und stärkere Deformationskräfte erfordert.

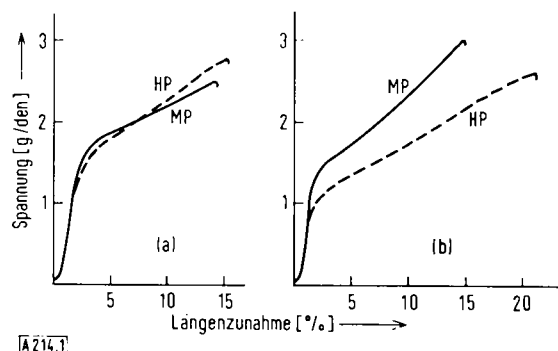


Abb. 1. Einfluß trockener Hitze auf das Spannung-Dehnungs-Diagramm von Acrylnitril-Homopolymeren (HP) und -Mischpolymeren (MP) mit 5 % Acrylsäure-methylester. Die Fäden wurden im Verhältnis 1:3,5 in kochendem Wasser verstreckt.

a) nicht nachbehandelt.

b) ohne Schrumpf 15 min bei 130 °C getempert

Werden die Fäden unter Konstanthaltung ihrer Länge auf 130 °C erhitzt, so ändern sich ihre Diagramme in verschiedener Weise (Abb. 1b). Der MP-Faden setzt oberhalb seines elastischen Dehnungsbereiches einer Verformung größeren Widerstand entgegen als vor der Behandlung, der HP-Faden ist beträchtlich leichter dehnbar geworden. Daneben haben beide Fäden einen Verlust im elastischen Bereich gemeinsam, welcher bei HP-Fäden besonders groß ist.

Die Diagramme der nachbehandelten Fäden unterscheiden sich etwa wie die von Fäden verschiedener Verstreckung, denn sowohl der etwas höhere Elastizitätsmodul als auch die höhere Reißfestigkeit und geringere Reißdehnung der MP-Fäden deuten auf eine bessere Orientierung hin. Danach wäre zu erwarten, daß höher verstreckte HP-Fäden ähnliche Diagramme ergeben wie niedriger verstreckte MP-Fäden. Nach Abb. 2 ist dies bei den nachbehandelten Fäden tatsächlich weitgehend der Fall. 1:4,5 verstreckte HP-Fäden zeigen praktisch denselben Diagrammverlauf (n) wie 1:3,5 verstreckte MP-Fäden. Das gleiche gilt für die jeweils um eine Einheit höher verstreckten Fäden.

Die Diagramme der nicht nachbehandelten Fäden unterscheiden sich stärker. Sie liegen bei höher verstreckten HP-Fäden (rechte Kurven der Abb. 2) wesentlich steiler als bei niedriger verstreckten MP-Fäden (linke Kurven der Abb. 2). Die Erklärung hierzu muß in der Strecktemperatur (100 °C) gesucht werden, welche für die verschiedenartigen Fäden nicht in gleicher Weise wirksam war. Die Einfriertemperatur des Mischpolymeren betrug ca. 70 °C [7]. Die Strecktemperatur lag hier also

[6] W. Kast: Die Physik der Hochpolymeren. Springer-Verlag Heidelberg 1956, Bd. IV, S. 428.

[7] W. Kumm, Faserforsch. Textiltech. 7, 365 (1956).

durchaus günstig. Dagegen betrug die Einfriertemperatur des Homopolymerisates etwa 100 °C, so daß hier eine Strecktemperatur von 100 °C ungünstig ist. Werden

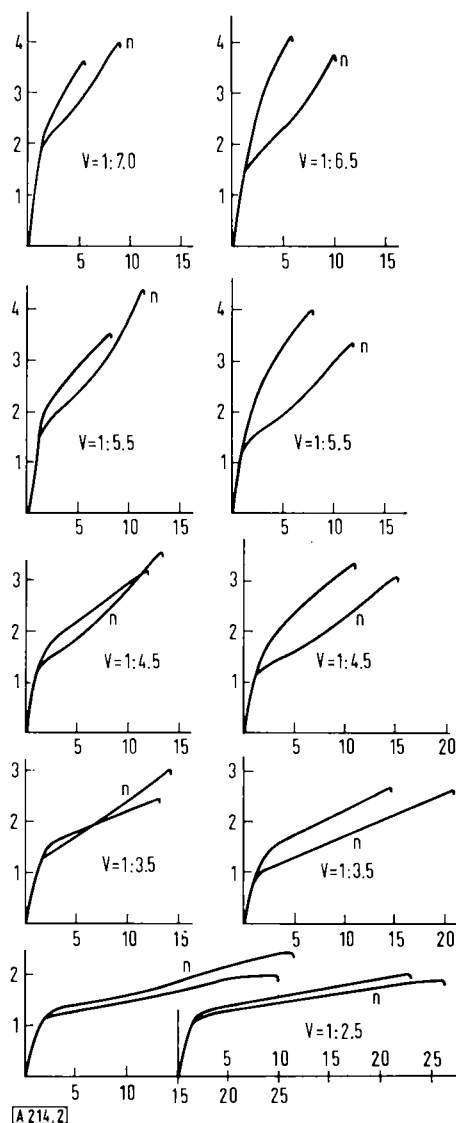


Abb. 2. Einfluß der Verstreckung (V) auf das Spannung-Dehnungs-Diagramm von Acrylnitril-Homopolymeren (rechte Kurven) und -Mischpolymeren (linke Kurven) mit 5 % Acrylsäure-methylester.

n -- ohne Schrumpf 15 min bei 130 °C getempert.

Ordinaten: Spannung [g/den]

Abzissen: Dehnung [%]

MP-Fäden bei ähnlich ungünstiger Temperatur verstreckt, z. B. bei 70 °C, so stimmen auch die Diagramme der nicht nachbehandelten Fäden weitgehend mit denen von HP-Fäden überein, die um eine Einheit höher verstreckt wurden (Abb. 3).

Die Ähnlichkeit von Diagrammen verschiedener Polymerisate kann jedoch nicht ausschließlich auf eine weitgehende Ähnlichkeit in der Orientierung der Fäden zurückgeführt werden. Da die Kraft-Dehnungs-Charakteristik von den vorhandenen und sich im Faden bei der aufgezwungenen Längenveränderung einstellenden Spannungen abhängig ist [8], spielt der räumliche Bau der Makromolekeln für den Diagrammverlauf eine besondere Rolle.

[8] W. Kumm, Faserforsch. Textiltech. 5, 497 (1954).

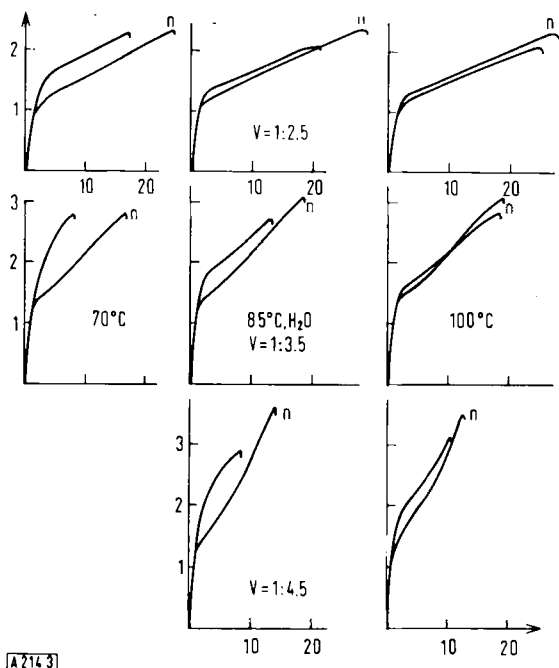


Abb. 3. Einfluß der Verstreckungsbedingungen auf das Spannung-Dehnungs-Diagramm von Acrylnitril-Homopolymeren.
n = ohne Schrumpf 15 min bei 130 °C getempert.
Verstreckungsverhältnis: oben: 1:2,5; Mitte: 1:3,5; unten: 1:4,5.
In Wasser der Temperatur: links: 70 °C; Mitte: 85 °C; rechts: 100 °C.
Ordinaten: Spannung [g/den]
Abszissen: Dehnung [%]

2. Einfluß der Verteilungsbreite im Comonomergehalt

Da sich esterhaltige Mischpolymere von Acrylnitril-Homopolymeren unterscheiden, sollten sich auch Unterschiede in der Verteilungsbreite des Comonomer-Einbaues in Diagrammen feststellen lassen. Fäden, die Polymere mit höherem Nitrilgehalt oder mit höherem

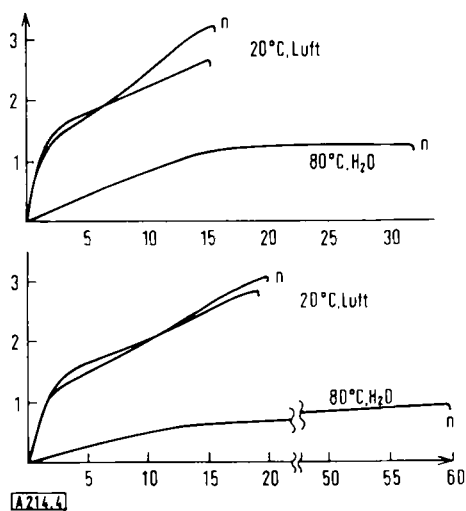


Abb. 4. Einfluß der Verteilungsbreite im Comonomergehalt auf das Spannung-Dehnungs-Diagramm. Verstreckung der Fäden 1:3,5 in Wasser von 100 °C. Messung in Luft bei 20 °C oder in Wasser bei 80 °C.
n = ohne Schrumpf 15 min bei 130 °C getempert.
Obere Kurven: Einheitliches Mischpolymerisat aus Acrylnitril und 5 % Acrylsäure-methylester.
Untere Kurven: uneinheitliches Mischpolymerisat aus Acrylnitril und 2,5 bis 15 % Acrylsäure-methylester.
Ordinaten: Spannung [g/den]
Abszissen: Dehnung [%]

Estergehalt, als dem Durchschnittswert entspricht, enthalten, zeigen einen flacheren Kurvenverlauf (Abb. 4). Die höheren Dehnungen lassen sich durch den Anteil mit höherem Nitrilgehalt erklären, die flache Kurve durch den „weichmachenden“ Einfluß des Anteiles mit höherem Estergehalt. Dessen höhere Thermoplastizität (niedrigere Einfriertemperatur) läßt bei der Fadenverstreckung nur schwache innere Spannungen aufkommen, deren Ausgleich nur eine geringe Diagrammveränderung bewirkt. Der Effekt ist deutlicher, wenn die Fäden bei höherer Temperatur geprüft werden. Fäden mit uneinheitlichem Estereinbau ergeben eine sehr hohe Reißdehnung bei nur geringer Zunahme der Reißfestigkeit. Das Polymere zeigt eine Art Fließvorgang ohne starke Zunahme der Orientierung. Rückschließend kann damit auch erklärt werden, weshalb die normalen Diagramme flacher verlaufen. Die zwischenmolekularen Kräfte sind offenbar schwächer und erlauben ein Aneinandervorbeigleiten molekularer Bereiche, wodurch die bei der Verstreckung maximal mögliche Orientierung der Fadenmolekeln nicht erreicht wird.

3. Einfluß eines höheren Gehaltes an copolymerisiertem Ester

Die Diagramme zeigen, daß sich mit steigendem Estergehalt sowohl geringere Reißfestigkeiten als auch geringere Reißdehnungen ergeben. Aus den zunehmenden Unterschieden der Fäden vor und nach der Behandlung

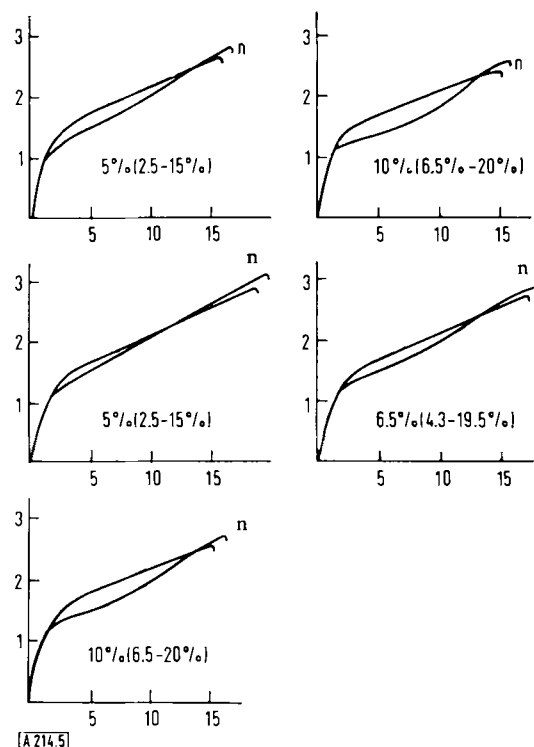


Abb. 5. Einfluß des Comonomeren und seines Gehaltes auf das Spannung-Dehnungs-Diagramm.
n = ohne Schrumpf 15 min bei 130 °C getempert.
Die Prozentzahlen geben den Gehalt an Comonomeren an.
Obere Kurven: Methacrylsäure-methylester. Mittlere und untere Kurven: Acrylsäure-methylester.
Ordinaten: Spannung [g/den]
Abszissen: Dehnung [%]

(kenntlich an der Aufweitung der von den Diagrammen eingeschlossenen Fläche) lassen sich höhere innere Spannungen nach der Fadenverstreckung ableiten, welche durch die Fadennachbehandlung zwar zum großen Teil beseitigt, aber durch die Zugbeanspruchung beim Prüfungsvorgang erneut aufgebaut werden. Sie müssen auf eine sterische Behinderung der Makromolekeln durch die Estergruppen zurückgeführt werden. Gleichzeitig sinkt die Intensität der durch die Nitrileinheiten bedingten starken zwischenmolekularen Kräfte und es ergibt sich eine Versprödung der Fäden, die sich in den schlechteren textilmekanischen Werten äußert. Zwischen dem Einfluß von Acrylsäuremethylester und Methacrylsäuremethylester ist kein wesentlicher Unterschied zu erkennen (Abb. 5), allenfalls der, daß ein niedriger Acrylsäuremethylester-Gehalt weniger zur Versprödung des Materials führt als ein gleich großer Methacrylsäuremethylester-Gehalt. Diese Feststellung findet ihre teilweise Erklärung in der durch Acrylsäuremethylester stärker erniedrigten Einfriertemperatur der Polymerisate.

4. Einfluß des mittleren Molgewichtes

Die Dehnbarkeit läßt sich durch Erniedrigung des mittleren Molgewichtes erhöhen (Abb. 6). Die kleineren Makromolekeln bedingen offenbar eine höhere Thermo-

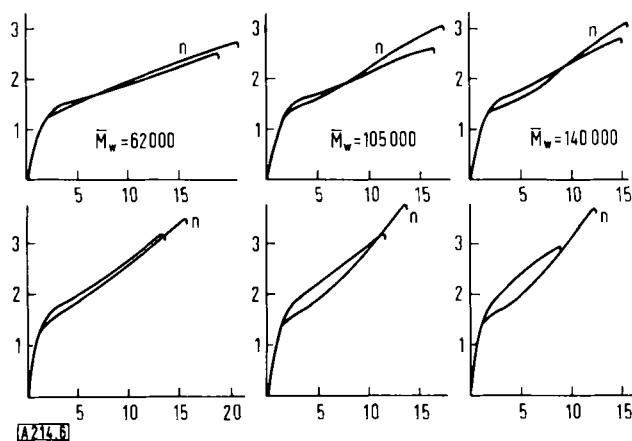


Abb. 6. Einfluß des mittleren Molgewichtes auf die Dehnbarkeit von Acrylnitril-Mischpolymeren mit einheitlich 5 % Acrylsäuremethylester.

n - ohne Schrumpfung 15 min bei 130 °C getempert.
Versteckungsverhältnis: oben 1:3,5; unten 1:4,5.
Molekulargewicht (Gewichtsmittel): links 62000; Mitte: 105000; rechts 140000.
Ordinaten: Spannung [g/den]
Abszissen: Dehnung [%]

plastizität des Polymerisates, welche bei der Fadenverstreckung in gewissem Maße ein Fließen erlaubt und keine hohen inneren Spannungen aufkommen läßt. Die Nachbehandlung verändert die Fäden deshalb nur wenig. – Höhere Molgewichte erzeugen demgegenüber einen Zustand, welcher dem bei höherer Fadenverstreckung oder niedrigerer Strecktemperatur vergleichbar ist. Es kann angenommen werden, daß die Erhöhung des

mittleren Molgewichtes bei gleicher Verstreckung zu einer höheren Fadenorientierung führt.

5. Einfluß der Polymolekularität

Die unterschiedlichen Eigenschaften von Polymerisatanteilen mit verschiedenem Molgewicht wirken sich wegen der normalen Polymolekularität in allen vorhergehend geschilderten Fällen neben den speziell betrachteten Effekten aus. Bei der Untersuchung von Polymerisatmischungen mit breiter Molekulargewichts-Verteilung wurde darauf geachtet, daß die Viscositätszahlen dieser Mischungen mit der Viscositätszahl eines Vergleichspolymerisates mit enger (normaler) Molekulargewichts-Verteilung übereinstimmte. An den Faden-
diagrammen (Abb. 7) fällt auf, daß die Kurven der nach-

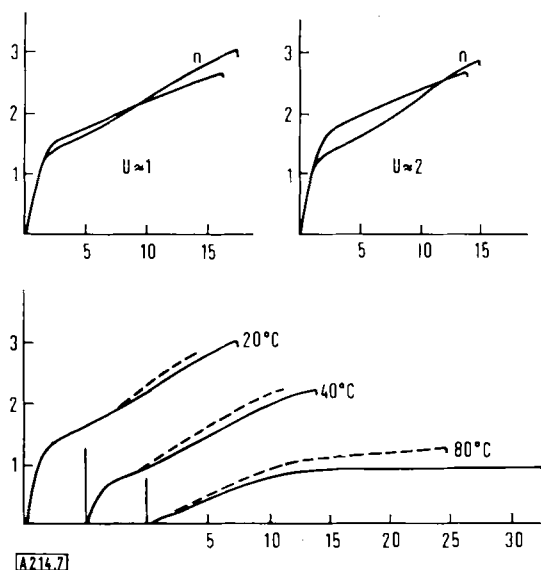


Abb. 7. Einfluß der Polymolekularität auf die Dehnbarkeit von Acrylnitril-Mischpolymeren mit einheitlich 5 % Acrylsäuremethylester. Als Maß für die Polymolekularität dient die von G. V. Schulz [5] definierte Uneinheitlichkeit U.

n und Kurven im unteren Teil der Abbildung: ohne Schrumpfung 15 min bei 130 °C getempert.

Die Kurven im unteren Teil der Abbildung wurden in Luft der angegebenen Temperatur gemessen. () U ≈ 1, (- -) U ≈ 2.
Ordinaten: Spannung [g/den]
Abszissen: Dehnung [%]

behandelten Fäden (n) sehr ähnlich sind, die der nicht nachbehandelten sich jedoch stärker unterscheiden. Beim Polymerisat mit breiter Molekulargewichtsverteilung ist der Einfluß des (in geringerer Menge vorhandenen) höhermolekularen Anteiles stärker als der des Anteiles mit niedrigerem Molgewicht. Das zeigt sich besonders in der auch bei höheren Temperaturen kleineren Reißdehnung. Eine Mischung von Polymerisaten mit hohem und niedrigem Molgewicht, der ein Anteil mit mittlerem Molgewicht fehlt, ergibt also sprödere Fäden als ein Polymerisat mit einheitlicher Verteilung der Molgewichte um einen mittleren Wert.

Eingegangen am 24. April 1962 [A 214]