

Härte und Elastizitätsmodul isomorpher Gemische von Kupfer mit Nickel.

Von

N. KURNAKOW und J. RAPKE.¹

Mit 3 Figuren im Text.

Vergleichende Untersuchungen der plastischen Körper ergeben, daß zwischen den Härtezahlen H in Brinel und den Koeffizienten der inneren Reibung η ein unmittelbarer Zusammenhang besteht.²

Einerseits sind, nach der Relaxationstheorie von MAXWELL, die Fließdrucke F F_1 der plastischen Substanzen den entsprechenden Koeffizienten der inneren Reibung η η_1 proportional:

$$\frac{F}{\eta} = \frac{F_1}{\eta_1} = \text{konst.}$$

Andererseits geht aus den Versuchsergebnissen hervor, daß das Verhältnis $\frac{F}{H}$ der Fließdrucke zu den Härtezahlen in Brinel, gemessen unter gewissen bestimmten Bedingungen, eine Konstante ist. Hieraus folgt, daß auch H und η einander proportional sein müssen. Die empirisch ermittelten Werte der plastischen Härte ermöglichen uns also ein Urteil zu verschaffen über die Änderungen des Koeffizienten der inneren Reibung, — einer Größe, die für die Charakteristik fester Körper von großer Bedeutung ist.

Die Relaxationstheorie von MAXWELL³ führt zu dem Schlusse, daß der Koeffizient der inneren Reibung η durch das Produkt:

$$\eta = ET$$

gemessen wird, wo E der Scherungsmodul und T die Relaxationszeit der betreffenden Substanz ist. Auf Grund obiger Betrachtungen muß auch die Härte H direkt von diesen Grundfaktoren abhängig sein.

¹ Aus den *Ber. d. Polytechn. Inst. Peter d. Große* 20 (1913), 387, ins Deutsche übertragen von J. PINSKER, Berlin.

² N. KURNAKOW und S. ŽEMČUŽNY, *Ber. d. Polytechn. Inst. St. Petersburg* 19 (1913), 364; *Journ. d. russ. chem. Ges.* 45 (1913), 1004.

³ CL. MAXWELL, *Philos. Mag.* [4] 35 (1868), 133.

Bekanntlich wird die Bildung fester Lösungen und isomorpher Gemische von einer Zunahme der Härte und folglich auch der inneren Reibung begleitet. Diese Zunahme der Werte von η und H kann offenbar abhängen: entweder 1. von der Zunahme des Elastizitätsmodul E , oder 2. von der Zunahme der Relaxationszeit T , oder 3. von beiden zusammen.

Eine nähere Untersuchung der Umstände, welche diese Änderungen von E und T bei physikalisch-chemischen Umwandlungen bedingen, dürfte wohl zur Aufklärung des Wesens von der inneren Reibung und der Härte beitragen. Bei den festen Lösungen haben wir die Möglichkeit zu untersuchen, welche von den drei Forderungen der Relaxationstheorie in Wirklichkeit erfüllt wird.

Betrachten wir nun diese Frage in Anwendung auf die festen Lösungen oder isomorphen Gemische.

In die Gleichung $\eta = ET$ geht der Torsions-(Scherungs-)modul ein. Experimentell läßt sich am einfachsten der JOUNGsche Modul der elastischen Ausdehnung, den wir mit E_1 bezeichnen wollen, bestimmen. Nun sind bekanntlich die Größen E und E_1 durch die Gleichung:

$$E = \frac{E_1}{2(1 + \mu)}$$

miteinander verknüpft, worin μ die POISSONSche Zahl ist. Kennt man die letztere, so kann man aus dem JOUNGschen Modul die Größe E berechnen.

Bei den Metallen schwankt der Wert von μ in ziemlich engen Grenzen (0.25—0.4). So ist z. B.:

$$\begin{array}{ll} \text{für Kupfer} & \mu = 0.34^1 \\ \text{für Nickel} & \mu = 0.30. \end{array}$$

Die neuesten experimentellen Ergebnisse weisen darauf hin, daß der Elastizitätsmodul (für Dehnung) einer festen Metalllösung sich im Vergleich zu dem entsprechenden Werte des lösenden Metalles sehr wenig ändert; in manchen Fällen wird sogar eine Abnahme desselben beobachtet (Stahl, Messing, Bronze).

So kommt z. B. BENEDICKS² auf Grund seiner Arbeiten zu den folgenden Schlüssen:

¹ LANDOLT-BÖRNSTEIN, Physikal.-chem. Tabellen, 4. Aufl. (1912), S. 48.

² BENEDICKS, Recherches physiques et chimiques sur l'acier au carbone, Upsala (1904), S. 59.

1. Bei geglühtem kohlenstoffhaltigem Stahl nimmt der Elastizitätsmodul mit zunehmendem Gehalt an Kohlenstoff ab.

2. Bei dem gehärteten Stahl nimmt der Elastizitätsmodul nahezu proportional der Menge der Härtungskohle ab, und in allen Fällen ist sein Wert kleiner als der für nichtgehärteten Stahl.

3. Äquivalente Mengen C, Si und Ni erniedrigen den Wert des Elastizitätsmoduls fast in gleichem Maße.

Für die festen Lösungen von Zink in Kupfer (Messing) liegt eine Reihe Messungen vor, die aber immer stets miteinander übereinstimmen. Von diesen mögen folgende Zahlen angeführt werden.¹

Tabelle 1.

Elastizitätsmodul E kg/qmm		Beobachter
Reines Kupfer	Messing	
12 145	10 851	AMAGAT
12 140	9 810	KOHLRAUSCH
12 240	10 200	SEARLE
10 820	9 220	VOGT
12 300	9 830—10 881	KIEWIET
—	8 944	KATRENELENSON
—	8 541	WERTHEIM

Trotz der Abweichungen ergeben diese Zahlen, daß die festen Lösungen von Zink in Kupfer einen geringeren Elastizitätsmodul als reines Kupfer haben.²

Nach den Beobachtungen von GUILLAUME und LESSING³ ist der Elastizitätsmodul der Kupfer-Nickellegierungen nahezu gleich dem arithmetischen Mittel der Moduli für die Metallkomponenten.

Somit wird die Annahme wahrscheinlich gemacht, daß in den untersuchten festen Lösungen die Zunahme der Härte auf das Anwachsen der Relaxationszeit, nicht aber auf das des Elastizitätsmoduls zurückzuführen ist.

Indessen weichen die bis jetzt vorliegenden Messungen der Elastizitätsmoduli häufig ziemlich stark voneinander ab, und sind an Proben von verschiedener Herkunft, sowie von verschiedener thermischer und mechanischer Behandlung ausgeführt worden.

¹ WINKELMANN, Handbuch d. Physik, 2. Aufl., Bd. 1, S. 557. — LANDOLT-BÖRNSTEIN, Physikal.-chem. Messungen, 4. Aufl., S. 21.

² Für den Elastizitätsmodul des Zinks werden die Werte 8000—13000 angegeben.

³ GUILLAUME, Recherches sur le Nickel et ses Alliages, Paris, Gauthier-Villars (1898), S. 11. — A. LESSING, Über die Elastizität einiger Kupfer-Nickellegierungen, Dissert., Univ. Berlin 1900.

Um Material für die Prüfung der obigen Annahme zu gewinnen, haben wir vergleichende Untersuchungen der Härte und der Elastizitätsmoduli der Kupfer-Nickellegierungen angestellt, die, wie bekannt, eine ununterbrochene Reihe fester Lösungen und isomorpher Gemische in allen Mengenverhältnissen enthalten.¹

I. Härte der Kupfer-Nickellegierungen.

Die Änderungen der Härte des Systems Kupfer-Nickel mit der Zusammensetzung sind schon früher in unserem Laboratorium auf sklerometrischem Wege untersucht worden.² Das entsprechende Diagramm stellt eine Kurve mit einem Maximum dar, das für ununterbrochene isomorphe Gemische charakteristisch ist.

Unter Benutzung des Verfahrens von BRINEL fand GUILLET³, daß ein Zusatz von Nickel zu Kupfer (0—26 % Ni) die Härte des letzteren Metalls von 40 auf 65 kg/qmm (in geglühtem Zustande) erhöht. Indessen ist nach dem Verfahren von BRINELL ein vollständiges Diagramm der plastischen Härte des betreffenden Systems bisher noch nicht aufgestellt worden.

Herstellung der Legierungen. Als Ausgangsmaterial für die Herstellung der Legierungen dienten elektrolytisches Kupfer und Nickel von KAHLBAUM. Die Leitfähigkeit dieses Kupfers bei 25° erwies sich = 52.8×10^4 . Die Analyse des Nickels ergab einen Gehalt von 0.10 % Mn und Spuren von Fe.

Der Schmelzprozeß geschah in einem zylindrischen Kryptolofen, der aus einer Masse von 60 Gewichtsteilen weißer Tonerde und 40 Gewichtsteilen Schamotte zusammengestellt war.

Es wurden Doppeltiegel angewandt: als äußere Graphittiegel, die, zwecks Vergrößerung ihrer Widerstandsfähigkeit, mit einem feinen Asbestfaden umwickelt waren; als innere Ton- oder Magnesit-(Morgan-)tiegel. Letztere dienten für die Darstellung von Proben mit 80—90 % Ni, um die Reduktion der aus den Tiegelwänden herrührenden Kieselsäure zu verhindern.

Das Elektrolytkupfer wurde in Graphittiegeln unter einer dicken Schicht von Holzkohlepulver umgeschmolzen und am Schluß der

¹ N. KURNAKOW und S. ŽEMČUŽNY, *Ber. d. Polytechn. Inst. St. Petersburg* 6 (1906), 559; *Journ. russ. chem. Ges.* 39 (1906), 211; *Z. anorg. Chem.* 54 (1907), 149. — TAMMANN und GUERTLER, *Z. anorg. Chem.* 52 (1907), 27.

² N. KURNAKOW und S. ŽEMČUŽNY, *Journ. russ. chem. Ges.* 40 (1908), 1080; *Z. anorg. Chem.* 60 (1908), 12.

³ GUILLET, *Etude industrielle des alliages Metalliques*, S. 757, 1098.

Operation, zwecks vollständiger Reduktion der Kupferoxyde, mit trockenen Holzstäbchen andauernd durchgerührt. Das so erhaltene Kupfer wurde zur Herstellung von Legierungen mit bis 40 % Ni verwendet; für die Proben mit einem größeren Nickelgehalt benutzten wir anstatt reinen Kupfers Legierungen mit 40 % Ni. Um die bis zu 40 % Ni enthaltenden Legierungen vor Oxydation zu schützen, wurde entwässertes Chlorbarium als Schlackenbildner zugesetzt.

Nach vielen erfolglosen Versuchen, eine Substanz zu finden, welche die Oxydation der Metallgemische verhindert, die aber weder auf das Metall, noch auf die Tiegelmasse chemisch einwirkt, stellten wir Proben mit einem Gehalt von 40—50 % Nickel dar, ohne irgendwelche Schutzschicht anzuwenden. Um nun die eventuell gebildeten Metalloxyde zu reduzieren, setzten wir eine bestimmte Menge metallischen Mangans zu.

Experimentell wurde festgestellt, daß die minimalen Mengen von Mangan, die man zusetzen muß, um Proben zu erhalten, die beim Walzen keine Risse bekommen, dem Nickelgehalt der Legierungen proportional sind. Nach den Ergebnissen einer ganzen Reihe von Versuchen beträgt die Menge des zuzusetzenden käuflichen metallischen Mangans etwa 1.6—1.8 % des Nickelgehalts. Diese Abhängigkeit des Manganzusatzes von dem Nickelgehalt steht im Zusammenhang mit der Schmelzkurve des vorliegenden Systems. Mit steigendem Nickelgehalt steigt ja hier die Schmelztemperatur, und folglich auch die Oxydierbarkeit der Metalle.

Ohne Zusatz von Mn erhielten wir Legierungen mit 40—80 % Ni, die infolge der Anwesenheit von Oxyden so spröde waren, daß es ganz unmöglich war, daraus Proben herzustellen, die sich für die weitere mechanische Bearbeitung, wie z. B. zum Auswalzen oder Ausziehen, eigneten.

Tabelle 2.

Gehalt an Ni in Gew.-%	Härte H in kg/qmm	Bemerkungen
0	32.4	Durchmesser der Kugel
10	43.8	$D = 9.52$ mm.
20	54.1	Belastung $P = 485$ kg.
30	66.1	Die Legg. wurden 16 Stdn.
39.7	72.1	lang bei 650—700° geglüht.
45.6	81.3	Beobachtungstemp. 17—20°.
59	77.3	
72	65.6	
80	74.8	
89.4	62.3	
100	62.8	

Für die Härtemessung nach BRINELL dienten Proben mit glatten Oberflächen von 10–12 mm Dicke. Dieselben wurden vorher 16 Stunden lang im elektrischen Ofen bei 650–700° ausgeglüht. Die Stahlkugel hatte einen Durchmesser $D = 9.52$ mm; die Belastung P betrug 300 oder 485 kg und wurde mit Hilfe der Registrierpresse vom Fürsten A. GAGARINE erzeugt. Für jeden Abdruck wurde der Durchmesser d mittels des Mikrometermikroskops von ZEISS in 2–3 Richtungen gemessen und aus den erhaltenen Ablesungen der Mittelwert genommen. Die Härtezahlen in BRINELL wurden nach der Formel berechnet:

$$H = \frac{P}{\frac{\pi D}{2} (D - \sqrt{D^2 - d^2})}.$$

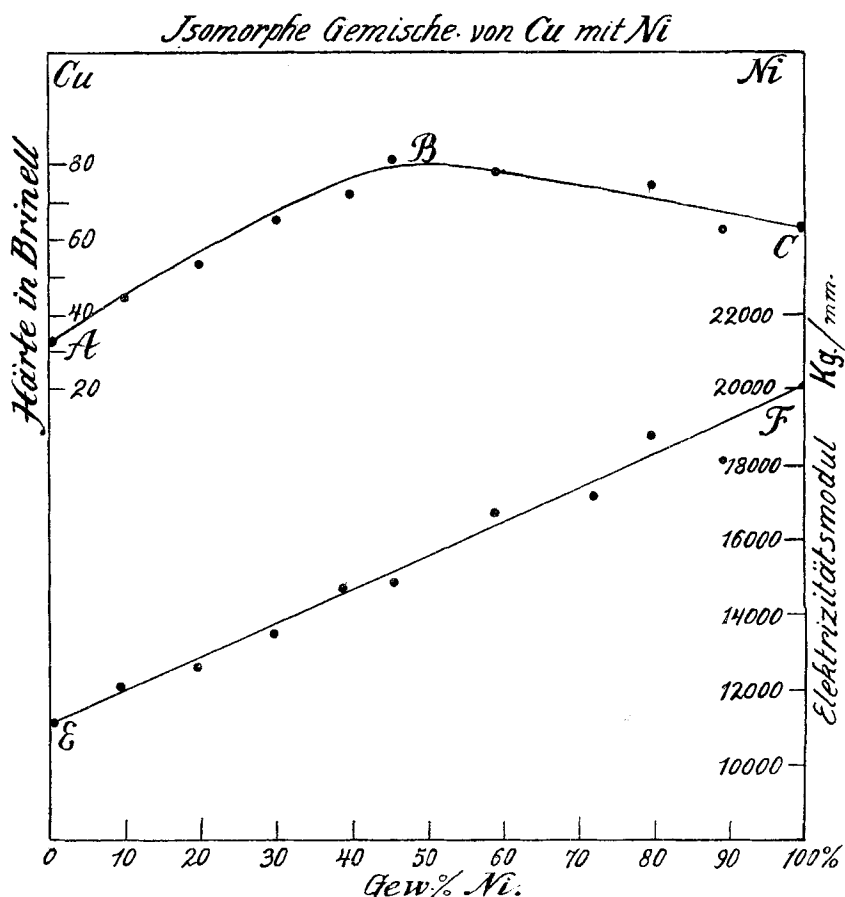


Fig. 1.

Die Versuchsergebnisse sind in Tabelle 2 wiedergegeben und in Fig. 1 graphisch dargestellt.

In Übereinstimmung mit den früheren sklerometrischen Bestimmungen besitzt die Härtekurve *ABC* ein deutlich ausgeprägtes Maximum *B*, das zwischen 47—50 % Ni liegt. Die maximale Härte 81.3 kg/qmm ist bedeutend größer als die entsprechenden unter analogen Bedingungen erhaltenen Werte für reines Kupfer (32 kg) und für reines Nickel (62.8 kg). Das Vorliegen eines Maximums zeigt, daß der Zusatz von weiterem Kupfer zu dem härteren Nickel die Härte der Legierung merklich erhöht.

II. Elastizitätsmodul.

Den Elastizitätsmodul bestimmten wir dadurch, daß wir mittels des Apparates von LERMANTOW die elastischen Ausdehnungen maßen, die Drähte (von 500—650 mm Länge und 0.5 mm Durchmesser) unter dem Einflusse einer Zugkraft erleiden.

Bei der Anfertigung von Proben für die Messungen hat sich herausgestellt, daß man Legierungen mit einem Gehalt von 0—30 % Ni und 80—100 % Ni zuerst in prismatische Stäbe mit quadratischem Querschnitt (1.0—1.5 mm Quadratseite) auswalzen und dann an der Ziehbank in Drähte von den gewünschten Dimensionen ausziehen kann. Um das Auswalzen zu erleichtern, wurden die Stäbchen 3—4mal nacheinander im elektrischen Ofen ausgeglüht.

Die unter den gleichen Bedingungen erhaltenen Legierungen mit 40—70 % Ni waren so spröde und brüchig, daß man daraus nach der angegebenen Methode genügend lange Drähte nicht erhalten konnte. Diese enorme Zunahme der Sprödigkeit steht zweifellos mit der Bildung fester Kupfer-Nickellösungen im Zusammenhang und tritt besonders deutlich bei Gegenwart von Oxyden auf, die sich während des Schmelzprozesses im Metalle auflösten. Wie bereits erwähnt, gelang es nur durch Zusatz von geringen Mengen (0.3—1.3 %) metallischen Mangans als Reduktionsmittel Substanzen zu erhalten, die genügend dehnbar waren, um sich auswalzen und ziehen zu lassen.

Der Mangan Gehalt, der in diesen Legierungen zurückbleibt, ist sehr gering (0.1—0.27 % Mn); Parallelversuche ergaben, daß diese Mengen den Elastizitätsmodul wenig beeinflussen. So ergaben sich z. B. für die Elastizitätsmoduli *f* der Legierungen, die mit und ohne Zusatz von Mangan hergestellt waren, folgende Werte (Tabelle 3).

Tabelle 3.

Gehalt an Ni in Gew.-%	Ohne Zusatz von Mn		Mit Zusatz von Mn	
	Elastizitätsmodul kg/qmm		Menge des zuge- setzten Mn in %	Menge des zurück- geblieb. Mn in %
10	11 948	12 207	0.49	—
20	12 593	13 000	0.46	—
30	13 492	13 481	0.51	0.19

Der Glühprozeß. Für die Bestimmung des Moduls mußten die Proben bei der sogenannten Temperatur der vollkommenen Ausglühung, d. h. bei derjenigen Temperatur ausgeglüht werden, bei der die kristallinen Körner des isomorphen Gemisches eine homogene Struktur bekommen, und in dem Metalle die inneren Spannungen und die Strukturänderungen, die infolge der Deformationen beim Walzen und beim Ausziehen eingetreten waren, verschwinden. Für die Bedingungen, unter denen das Ausglühen vorzunehmen war, fanden wir wertvolle Hinweise in der Arbeit des Kapitäns E. GRONOW¹, der den Einfluß der thermischen Behandlung auf die Kupfer-Nickellegierungen (MALCHEOT), welche zur Herstellung von Patronen verwendet werden, untersuchte. Den Angaben von GRONOW entsprechend haben wir die Legierungen 4 Stunden lang bei 700° ausgeglüht; hierbei findet, infolge von Diffusion, ein Ausgleich der Zusammensetzung des isomorphen Gemisches statt und es resultiert ein Metall mit homogener kristallinischer Struktur.

Der Glühprozeß wurde in elektrischen Öfen ausgeführt, welche zu diesem Zwecke in unserem Laboratorium hergestellt waren. Auf eine eiserne Röhre, die von außen mit einer Schicht von Asbestmasse überzogen war, wurde ein Eisendraht von 1.5 mm Dicke gewickelt. Sodann wurde die ganze äußere Oberfläche der Röhre mit einer dicken Schicht Asbestmasse bedeckt und mit Asbestpappe umgeben. Die zu untersuchenden Drähte wurden in lange, schwer schmelzbare Glasröhren eingeführt; die Röhren wurden evakuiert, sodann zugeschmolzen und in einen kalten Ofen gelegt, der dann 4 Stunden lang auf 700° erhitzt wurde. Die beiden Öffnungen des Ofens waren bei der Operation mit Asbest dicht verstopft. Experimentell wurde festgestellt, daß ein längeres Ausglühen bei der angegebenen Temperatur keinen Einfluß auf den Wert des Moduls ausübt.

¹ E. GRONOW, *Ber. d. Kaiserl. russ. techn. Ges.* 1911, S. 329 u. 391.

Die Messungen der elastischen Ausdehnungen der Drähte wurden in dem LERMANTOWschen Apparate¹ vorgenommen, der in Fig. 2 schematisch dargestellt ist.

Auf einem Brett AB sind zwei massive Konsole C und D angebracht. Das obere Ende des zu untersuchenden Drahtes wird mittels zweier Schrauben in die zylindrische Bohrung des Stabes E eingeklemmt, der durch eine vertikale Führung hindurchgeht und in beliebiger Höhe mit einer Schraube F befestigt werden kann.

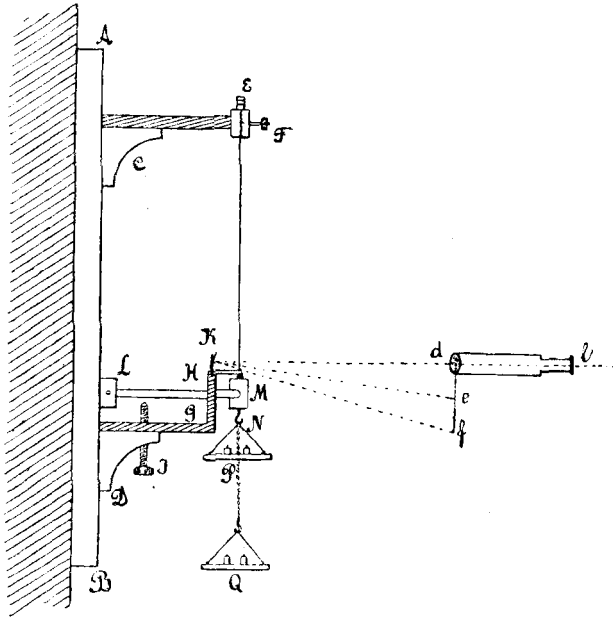


Fig. 2.

Das andere Ende des Drahtes wird in eine ebensolche Fassung eingeklemmt, die sich am Ende des Hebels LM befindet. Letzterer dient gleichsam als eine Führung für die untere Fassung und verhindert die möglichen pendelartigen Schwingungen. Ferner kann man, indem man den Hebel mit der Schraube J unterstützt, den Draht entlasten und ihn somit vor den Erschütterungen stützen, die beim Auflegen und beim Abnehmen der Gewichtsstücke unvermeidlich sind.

An den Haken N wird mit Hilfe einer Schnur eine konstante Last P aufgehängt, die den Draht gerade streckt. Damit ferner

¹ O. D. CHWOLSON, Lehrbuch der Physik, Bd. 1, S. 703.

der Einfluß einer möglichen Verschiebung der oberen Konsole bei der Messung der Ausdehnung des Drahtes aufgehoben wird, muß die Belastung an der oberen Fassung während des Versuches konstant bleiben. Zu diesem Zwecke legt man das den Zug ausübende Gewicht Q zuerst auf die untere Schale, liest ab und fügt es dann zu dem konstanten Gewichte P hinzu.

Auf der unteren Konsole D ist ein vertikaler Rahmen GH befestigt, an dessen oberen Rande sich um eine horizontale Achse ein Spiegel HK dreht, der mit einer dreieckigen Platte unter einem rechten Winkel fest verbunden ist. An dieser ist unten eine kleine Kugel angelötet, mittels deren die Platte auf der unteren mit dem Hebel ML verbundenen zylindrischen Fassung aufliegt. Sobald der Draht unter der Wirkung der Last sich ausdehnt, dreht sich die dreieckige Platte und der Spiegel um einen gewissen Winkel α , der mit Hilfe der vertikalen Skala df und mittels des Fernrohres dl gemessen wird. Letzteres

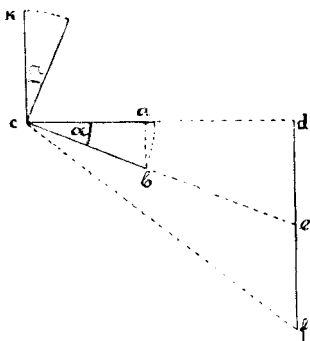


Fig. 3.

ist so eingestellt, daß der Strahl, welcher von dem der Mitte des Fernrohrobjektivs entsprechenden Skalenteil ausgeht, senkrecht auf den Spiegel fällt, solange der Draht von der Last Q noch nicht gespannt ist. Angenommen, es sei zuerst auf dem Fadenkreuz des Okulars der Teilstrich m_1 sichtbar, so sieht man, nachdem sich der Spiegel um einen Winkel dce (Fig. 3) gedreht hat, auf dem Fadenkreuz den Teilstrich m_2 , der dem Punkte f der Skala entspricht.

Die Längsdilatation ΔL des Drahtes wird aus der Formel berechnet:

$$\Delta L = (m_1 - m_2) \frac{r}{2R}^1,$$

¹ In den Dreiecken abc und dfe (Fig. 3) ist:

$$\sin \alpha = \frac{ab}{ac} \quad \text{und} \quad \tan 2\alpha = \frac{df}{dc}.$$

ab gibt die Längsdilatation ΔL und df die Differenz der Skalenablesungen an. Bezeichnet man nun die Strecken ca und cd mit r und R , und berücksichtigt man, daß der Sinus und der Tangens kleiner Winkel diesen nahezu

gleich sind, so erhält man $\Delta L = (m_1 - m_2) \frac{r}{2R}$.

worin r der Abstand des Berührungspunktes der Kugel von der Drehungsachse des Spiegels, R der Abstand der Skala vom Spiegel, $m_1 - m_2$ die Differenz der Skalenablesungen ist.

Die Größe $\frac{2R}{r}$ gibt bei dieser Versuchsanordnung die Vergrößerung an; unter den vorliegenden Bedingungen variierte sie zwischen 170 und 250.

Die Länge des Drahtes (L) wurde mittels Kathetometers und sein Durchmesser mit Hilfe des Kalibrometers bestimmt. Der Mittelwert m des Drahtdurchmessers wurde aus 20—30 Messungen nach verschiedenen Richtungen abgeleitet. Der Wert des Elastizitätsmoduls ist nach der Formel berechnet:

$$E_1 = \frac{4 L Q}{\Delta L \pi d^2} = \frac{8 L Q R}{\pi (m_1 - m_2) d^2} \text{ kg/qmm.}$$

Als Beispiel sei die Bestimmung des Elastizitätsmoduls eines Drahtes mit 80 % Nickel angeführt.

Es ist hervorzuheben, daß die für diese Messungen anzuwendenden Drähte vollkommen gerade und ohne jegliche Biegung sein müssen, denn sonst werden die durch die ersten Belastungen hervorgerufenen Dilatationen bedeutend größer sein als die durch die folgenden. Zuweilen jedoch erhielten wir, namentlich bei den kupferreichen Legierungen, bei den ersten Belastungen viel größere Ausdehnungen, trotzdem die Drähte vor dem Versuche 2—3 Stunden lang gestreckt worden waren. Durch wiederholte Belastungen und Entlastungen gelang es uns, die Drähte in solchen Zustand zu bringen, daß die Längsdilatationen bei allen angewandten Belastungen konstant blieben.

Bei unseren Beobachtungen wurden die Elastizitätsgrenzen nicht überschritten, d. h. die Drähte nahmen nach der Entfernung der Last ihre ursprüngliche Länge wieder an.

Manche mit großen Belastungen ausgeführten Versuche ergaben sehr erhebliche Ausdehnungen; offenbar fand hier ein Gleiten des obersten Stabes E statt. Um derartigen Fehlern vorzubeugen, ist es ratsam, bei Beginn der Versuche die Drähte einer maximalen Belastung auszusetzen, und wenn dann der Draht nach der Entfernung der Last in seine ursprüngliche Lage nicht zurückkehrt, so ist anzunehmen, daß der Stab E sich gesenkt hat. Erst nachdem man sich durch wiederholte Versuche überzeugt hat, daß keine

weitere Senkung mehr stattfindet, kann man die Messungen vornehmen und die ersten Ablesungen machen.

Bei den Legierungen mit 80% Ni war die konstante Last $P = 1.2$ kg, die Länge des Drahtes $L = 607$ mm, sein Durchmesser $d = 0.534$ mm, $r = 15.0$ mm, $R = 1894$ mm.

Die erste Ablesung m_1 gab den Wert 266.8 mm. Jetzt wurde der Schraubenkopf J vorsichtig gedreht, bis die Schraube den Hebel HL berührte, sodann die Last Q (0.3 kg) von der unteren Schale auf die obere übertragen. Nachdem letztere aufgehört hatte zu schwingen, wurde die das Gewicht unterstützende Schraube J langsam heruntergedrückt und nach einer gewissen Zeit die zweite Ablesung m_2 (255.8) gemacht; hieraus ergab sich $m_1 - m_2 = 266.8 - 255.8 = 11.0$. Nach der Übertragung der Last von der oberen Schale auf die untere wurde 266.6 abgelesen, ein Wert, welcher der ersten Ablesung m_1 (266.8) sehr nahe kommt. Auf diese Weise wurden die Beobachtungen fortgesetzt, wobei die den Zug ausübende Last allmählich von 0.3 auf 1.3 kg gesteigert wurde.

Die Resultate dieser Messungen sind in Tabelle 4 wiedergegeben.

Tabelle 4.
Gemische von Cu in 80% Ni.

Belastung Q kg	Erste Ablesung m_1	Zweite Ablesg. m_2	$m_1 - m_2$	$\frac{m_1 - m_2}{Q}$
0.3	266.8	255.8	11.0	36.6
0.5	266.6	248.8	17.8	35.6
0.7	266.9	241.0	25.9	37.0
0.8	266.5	237.4	29.1	36.4
1.0	266.1	230.5	35.6	35.6
1.2	266.2	222.3	43.9	36.6
1.3	266.6	219.1	47.5	36.5

Mittelwert auf 1 kg. 36.33

Nimmt man für den Mittelwert $\frac{m_1 - m_2}{Q}$ die Zahl 36.33 an, so ergibt sich der Elastizitätsmodul:

$$E_1 = \frac{8LRQ}{\pi(m_1 - m_2)d^2} = \frac{8 \cdot 607 \cdot 1894}{3 \cdot 14 \cdot 36.33 \cdot (0.554)^2} = 18849 \text{ kg/qmm.}$$

In analoger Weise wurden auch die übrigen Legierungen untersucht. Die Versuchsergebnisse sind in Tabelle 5 wiedergegeben und in Fig. 1 (die Linie EF) graphisch dargestellt.

Die Messungen wurden bei 17—20° ausgeführt. Die von uns erhaltenen Werte für die Elastizitätsmoduli von reinem Kupfer und Nickel (11110 und 20100) liegen in den Grenzen der Werte, die

von anderen Forschern für diese ermittelt worden sind (für Kupfer 10000—13000 und für Nickel 20000—22000).¹

Aus Tabelle 5 und Fig. 1 ist ersichtlich, daß der Elastizitätsmodul isomorpher Kupfer-Nickelgemische allmählich von Kupfer zu Nickel steigt, und daß sich ferner seine Änderungen durch eine gerade Linie darstellen lassen. Somit wird die Angabe von GUILLAUME und LESSING bestätigt, daß der Elastizitätsmodul der genannten Legierungen sich nach der Mischungsregel aus den entsprechenden Werten für die reinen Metalle berechnen läßt. Setzt man zu Nickel Kupfer hinzu, das eine geringere Härte und einen geringeren Elastizitätsmodul besitzt, so nimmt die Härte zu, der Elastizitätsmodul aber ab.

Tabelle 5.

Gew.-% Ni	Elastizitätsmodul kg/qmm
0	11 110
10	11 948
20	12 590
30	13 492
39.7	14 569
45.6	14 855
59	16 710
72	17 150
80	18 849
89.4	18 182
100	20 100

Hieraus ist zu folgern, daß die Zunahme der Härte und des Koeffizienten der inneren Reibung der festen Lösungen, die ein Härtemaximum besitzen, nicht von der Zunahme des Elastizitätsmoduls E , sondern von der der Relaxationszeit abhängt.

Diese Schlußfolgerung wird bei einer ganzen Reihe fester Kupfer- und Eisenlegierungen bestätigt, bei denen eine Zunahme der Härte einer Abnahme des Elastizitätsmoduls entspricht. Wie schon oben erwähnt, gehören hierzu Messing, Bronze, Stahl und andere Legierungen, die von großer praktischer Bedeutung sind. Es ist sehr charakteristisch, daß gehärteter, kohlenstoffhaltiger Stahl, dessen Härte durch den Härtungsprozeß auf das 10fache gesteigert wird², einen kleineren Elastizitätsmodul besitzt als weiches Eisen.

Die Relaxationszeit stellt eine Größe dar, welche diejenige Zeit charakterisiert, die nötig ist für den Ausgleich der inneren Span-

¹ LANDOLT-BÖRNSTEIN, Physik.-chem. Tabellen, 4. Aufl., S. 48.

² Nach MARTENS und HEYN verhält sich die Härte von weichem Gußeisen zu der von gehärtetem Werkzeugstahl wie 98 : 2775 (MARTENS-HEYEN, Handbuch der Materialkunde, II. Teil [A], S. 408).

nungen in einem Körper. Übertrifft die Deformationsgeschwindigkeit die Relaxationsgeschwindigkeit der Drucke eines Körpers, so gleichen sich in diesem die inneren Spannungen nicht aus, sondern sie wachsen, wodurch die Homogenität des Körpers beeinträchtigt wird: es treten lokale Scherungen und Risse auf, die den Beginn der Zerstörung des festen Körpers herbeiführen.

Unter solchen Bedingungen wird die plastische Substanz spröde. Offenbar sind bei großen Werten von T schon geringe Deformationsgeschwindigkeiten ausreichend, um den Körper zu zerstören. Hieraus folgt, daß die Relaxationszeit als Maß für die Sprödigkeit fester Körper dient: je größer T , um so spröder die betreffende Substanz.¹ Aus diesem Grunde muß offenbar die Zunahme der Härte fester Lösungen, die durch das Anwachsen der Relaxationszeit bedingt ist, eine Vergrößerung der Sprödigkeit derselben zur Folge haben.

Dieser Schluß wird durch die Erfahrung vollkommen gerechtfertigt. Oben wurde auf die Schwierigkeiten bei der Herstellung von Drähten aus Legierungen mit 40–70 % Ni hingewiesen; diese isomorphen Gemische besitzen nach der Fig. 1 die maximale Härte und erweisen sich beim Walzen und Strecken als sehr spröde.²

Auch bei vielen anderen festen Lösungen zeigt es sich, daß die Änderungen der „Relaxationshärte“ und Sprödigkeit parallel verlaufen. Es genügt, als Beispiel den Stahl anzuführen, dessen Härtungsprozeß von einer großen Sprödigkeitszunahme begleitet wird.

Ferner kann bei den festen Lösungen auch der zweite typische Fall eintreten, daß nämlich die Härtezunahme hauptsächlich durch das Anwachsen des Elastizitätsmoduls bedingt wird. Derartige Körper bieten großes praktisches Interesse, weil sie härter sein müssen, ohne daß ihre Sprödigkeit erheblich gesteigert wird.

Ob zu dieser Klasse auch die Mangannickel und andere Spezialstähle gehören, wird sich erst aus den weiteren experimentellen Untersuchungen ergeben. Sicher ist, daß die vergleichenden Messungen der Elastizitätsmoduli fester Lösungen uns die Möglichkeit geben werden, die Genesis der Eigenschaften der Härte und ihre Beziehungen zur Plastizität und Sprödigkeit näher zu verfolgen.

¹ N. KURNAKOW und S. ŽEMČUŽNY, *Ber. d. Polytechn. Inst. St. Petersburg* 19 (1913), 350; *Journ. russ. chem. Ges.* 45 (1913), 1004.

St. Petersburg, Polytechnisches Institut, Laboratorium für allgemeine Chemie, 16. September 1913.