

## Vorgänge bei der Dehnung von Zinkkristallen<sup>1)</sup>.

I. Mitteilung:

### Allgemeine Beschreibung der Erscheinungen und Untersuchungsmethoden.

Von H. Mark, M. Polanyi und E. Schmid in Berlin-Dahlem.

Mit 9 Abbildungen und 5 Tafeln (Tafel I—V). (Eingegangen am 18. Juli 1922.)

#### Gesichtspunkte der Untersuchung.

Belastet man einen Metalldraht über die Grenze elastischer Deformationen (Elastizitätsgrenze), so erreicht er unter dem Einfluß der angehängten Last trotz des abnehmenden Querschnittes einen Gleichgewichtszustand und kommt zur Ruhe. Er hat sich also durch die Dehnung verfestigt, die Elastizitätsgrenze ist hinaufgerückt. Nun entstehen die Fragen:

Wie ändert sich die Struktur des Drahtes bei der Dehnung und inwiefern könnte eine gefundene Strukturänderung die Verfestigung erklären?

Zur Beantwortung dieser Fragen werden uns neuere röntgenographisch gefundene Resultate als Leitung dienen: der Befund, daß durch Dehnen verfestigte Drähte eine ganz bestimmte Anordnung ihrer Kristallite relativ zur Drahtachse aufweisen und die damit verwandte Tatsache, daß die natürlich gewachsenen Faserstoffe aus ganz ähnlich angeordneten Kristallen bestehen, was wohl auch ihre künstlich nicht nachzunehmenden Festigkeitseigenschaften bedingt<sup>2)</sup>. Wir fragen also insbesondere:

Auf welche Weise kommt die „Faserstruktur“ der Metalldrähte bei der Dehnung zustande?

Wie läßt sich die Verfestigung auf die entstandene Faserstruktur zurückführen, bzw. die hohe Festigkeit von Faserstoffen nach analogen Gesichtspunkten verstehen?

In einem polykristallinen Draht wird die Analyse des Dehnungsvorganges durch die unübersichtbaren interkristallinen Vorgänge sehr erschwert. Es wurden daher Versuche angestellt, um zu prüfen, ob

<sup>1)</sup> Verh. d. D. Phys. Ges. 3, 57, 1922.

<sup>2)</sup> Literatur siehe bei M. Polanyi, Die Naturwissenschaften 16, 441, 1922.

bereits Einzelkristallen eine Dehnungsverfestigung zukommt. Das Resultat war durchweg positiv. Steinsalzkristalle konnten durch verschiedene mechanische Beanspruchungen verfestigt werden. Dergleichen verfestigten sich Wolfram- und Zink-Einkristalldrähte durch Dehnung<sup>1)</sup>. Die Elastizitätsgrenze wurde bei den Einkristalldrähten stets viel niedriger gefunden als bei den kristallinen Drähten aus gleicher Substanz, Einkristalle sind also immer duktiler. Daß es festere und weniger feste Einzelkristalle gibt, beweist auch der Umstand, daß aus derselben Schmelze einmal Zinkkristalle hergestellt werden konnten, die sich auf das Fünf- bis Sechsfache, ein andermal solche, die sich nur um wenige Prozente dehnen ließen<sup>2)</sup>. Ähnliches fand sich bei anderen Metallen, auf die in vorliegender Arbeit nicht genauer eingegangen werden soll. Hier sei nur erwähnt, daß wir aus derselben Schmelze Sn-Kristalle erhielten, die auf das Achtfache dehnbar waren und ganz undeformbar<sup>3)</sup>. Es gelang ferner, Wismutkristalle herzustellen, die schlaffer waren als Blei und sich bei 200° auf das Dreifache dehnten, dann wieder aus derselben Schmelze Kristalle von der normalen Sprödigkeit des Wismuts.

Damit war zunächst qualitativ bewiesen, daß sich Einzelkristalle ebenso verfestigen lassen, wie kristallinische Gefüge.

Als Nächstes mußte also die Dehnung der Einzelkristalle untersucht werden: auf welche Weise spiegelt sich die Dehnung in der Kristallstruktur wider und wie können die Veränderungen im Kristall zur Ursache der Verfestigung werden?

Als Material soll zunächst der Zink-Einkristalldraht dienen und genauer nur die engere Frage nach den Vorgängen untersucht werden, die sich bei der Dehnung der dehnbaren Zinkdrähte abspielen. Denn das Prinzip, nach dem ihre Verfestigung erfolgt, ist sicherlich mitverantwortlich für das Verhalten der von Haus aus undeformbaren Zink-E.K.-Drähte. Auf diesen Zusammenhang soll aber bloß hingewiesen werden; das Hauptgewicht legen wir auf die Untersuchung der Dehnung, also auf das Studium dehnbarer Drähte und der Standpunkte, die sich daraus für die Beantwortung der oben gestellten Fragen eröffnen.

---

<sup>1)</sup> M. Polanyi, ZS. f. Elektrochem. **28**, 16, 1922; H. Schönborn, ZS. f. Phys. **8**, 377, 1922; E. v. Gomperz, ebenda **8**, 184, 1922.

<sup>2)</sup> E. v. Gomperz, l. c.

<sup>3)</sup> Vgl. auch H. Burger, Physica **2**, 56, 1922, der Sn-Kristalle durch Erhitzen auf 220° in dehnbare Form überführt hat. Zitiert nach ZS. f. Metallkde. **44**, 258, 1922.

### Allgemeine Beschreibung der Erscheinungen und Untersuchungsmethoden.

1. Herstellung der Drähte. 2. Die Dehnbarkeit. 3. Äußere Formänderung bei der Dehnung. 4. Zeichnungen auf der Mantelfläche des Drahtes. 5. Die Reißstellen. 6. Röntgenographische Bestimmung der Gitterorientierung. 7. Metallographische Untersuchungen. — Rückblick. Belege für die Einkristallnatur.

1. Herstellung der Drähte. Die Kristalle wurden nach der von v. Gomperz modifizierten Czochralskischen Methode aus der über den Schmelzpunkt erhitzten Schmelze gezogen. Am zweckmäßigsten erwies sich dabei die in Fig. 1 skizzierte Anordnung. Die Kühlung durch das inerte Gas ( $N_2$ ) erfolgte in Abweichung von der früheren Anordnung durch ein umgebogenes Rohr ( $R$ ) und wurde manometrisch genau kontrolliert. Über den ganzen elektrischen Ofen war ein Schutzmantel ( $M$ ) aus Blech gestülpt, dessen Deckel ein Glimmerfenster ( $G$ ) trägt, das für die Durchführung des Zugrohres ( $Z$ ), des Kühlrohres ( $R$ ) und des Thermoelements ( $T$ ) durchlocht war. Das Innere des Mantels wird durch den Kohlensäurestrom ( $S$ ) bespült. Zweckmäßig für die Herstellung dehnbare Drähte ist die Einhaltung der von v. Gomperz ermittelten Herstellungsbedingungen: hohe Temperatur der Schmelze und große Zuggeschwindigkeit (0,2 bis 0,1 mm/sec). Doch auch bei

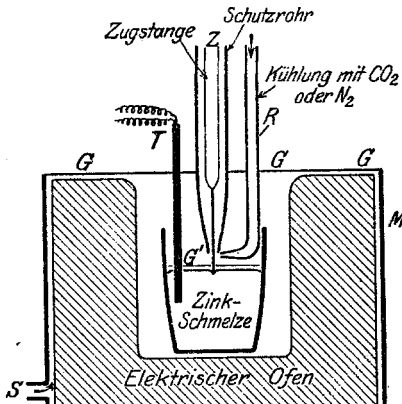


Fig. 1. Schema der Herstellung der Zinkkristalle.

günstigsten gehaltenen Erzeugungsbedingungen gelingt es vorläufig noch nicht, die Entstehung dehnbare Drähte eindeutig zu erzwingen. Man kann es aber immer so weit bringen, daß etwa die Hälfte der entstehenden Drähte dehnbare wird<sup>1)</sup>.

Dehnbare Drähte kann man nur aus sehr reinem Zn erzeugen. Das verwendete Kahlbaum-Zn enthielt weniger als 0,03 Proz. Verunreinigungen. Dagegen konnte aus dem Merckschen reinsten Präparat, das nach unseren Analysen 0,087 bis 0,097 Proz. Pb, 0,18 bis 0,22 Proz. Cd und weniger als 0,003 bis 0,005 Proz. Cu enthielt, kein dehnbare Zn-Kristall mehr hergestellt werden.

1) Dagegen hat man es stets in der Hand, spröde Drähte zu erzeugen. Bei langsamem Zug (weniger als 0,1 mm/sec) entstehen ausschließlich solche Kristalle.

Diese geringen Beimengungen genügen demnach, um das Entstehen dehnbarer Drähte zu verhindern. Auch Sättigung der Schmelze mit  $O_2$  ( $ZnO$ ) scheint den gleichen Effekt zu haben.

2. Die Dehnbarkeit. Die Einteilung der E. K.-Drähte in spröde und dehbare ist keine scharfe. Allerdings ist in extremen Fällen der Unterschied in der Dehnbarkeit sehr groß. Ganz spröde Drähte dehnen sich um wenige Prozente, und zwar sprunghaft, unter hörbarem Knacken. Extrem dehbare lassen sich bei Zimmertemperatur bis auf das Sechsfache verlängern, die Dehnungskurve ist meist glatt und ohne Sprünge<sup>1)</sup>.

Die Mehrzahl der untersuchten Drähte war von mittlerer Dehnbarkeit, den gewöhnlichen Verlauf ihrer Dehnungskurve zeigt Fig. 2.

Bei gleichen Drähten ist die maximal erreichbare Dehnung eine Funktion der Temperatur. In flüssiger Luft ( $T = 80$ ) ist überhaupt keine Dehnung zu merken. Bei Kohlen-säuretemperatur ( $T = 191,5$ ) ist bereits Dehnung bis zu 30 Proz. beobachtet worden, allerdings nur, wenn die Last sehr vorsichtig gesteigert wurde. Bei gewöhnlicher Temperatur

kommt, wie gesagt, im Höchsthalle sechsfache Dehnbarkeit vor. Über die Dehnungen, die bei erhöhter Temperatur bei einer Reihe von Drähten erreicht wurden, gibt die Tabelle 1 Aufschluß.

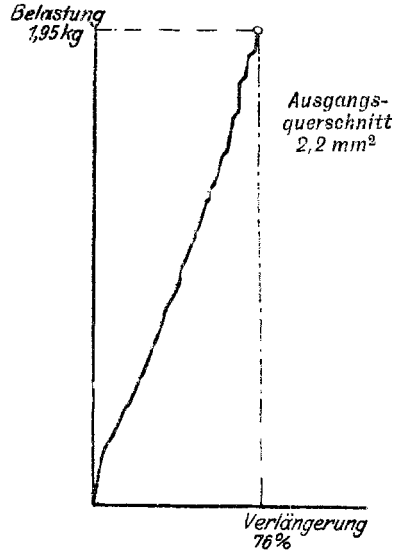


Fig. 2. Dehnungskurve eines Zn-Kristalles mittlerer Dehnbarkeit.

Tabelle 1. Dehnungen von sechs Drähten bei erhöhter Temperatur.

$t$ in Celsius	Dehnung	$t$ in Celsius	Dehnung
180 <sup>0</sup>	5,5-fach	200 <sup>0</sup>	4,5-fach
180	6,5 "	205	13 "
190	4 "	205	17 "

Die Elastizitätsgrenze ist so niedrig, daß sie vorläufig nicht bestimmt werden konnte; sie liegt ungefähr bei  $100 \text{ g/mm}^2$ . Bei  $T = 80$

<sup>1)</sup> Vgl. die Kurven bei v. Gomperz, l. c.

fällt die Elastizitätsgrenze mit der Reißfestigkeit zusammen. Die hierfür gefundenen Zahlen enthält Tabelle 2. Sie gruppieren sich um etwa 2,5 kg/mm<sup>2</sup>. Das ist nicht viel mehr als der zehnte Teil der Reißfestigkeit gewöhnlicher Zinkdrähte<sup>1)</sup>. Ebenso klein ist die Reißfestigkeit „spröder“ Drähte, sowohl bei gewöhnlicher Temperatur wie bei  $T = 80$ . Man sieht darauf bezügliche Zahlen in Tabelle 3.

Tabelle 2. Zerreißfestigkeit dehnbarer Drähte bei  $T = 80^{\circ}$ .

Querschnitt in mm <sup>2</sup>	$Z$ in kg pro mm <sup>2</sup>	Querschnitt in mm <sup>2</sup>	$Z$ in kg pro mm <sup>2</sup>
0,28	2,3	0,21	3,1
	2,2	0,34	1,5
0,20	2,9	0,31	2,2
	2,4	0,25	2,8
	2,6	0,88	2,5

Mittelwert 2,5.

Tabelle 3. Zerreißfestigkeit eines spröden Drahtes (Querschnitt = 1,4 mm<sup>2</sup>).

$T$ abs.	$Z$ in kg pro mm <sup>2</sup>	$T$ abs.	$Z$ in kg pro mm <sup>2</sup>
80 <sup>0</sup>	2,1	290 <sup>0</sup>	2,3
80	3,1	290	2,1
80	2,7	290	2,2
80	2,7	290	2,1
80	3,6	290	2,1
Mittelwert . . .	2,8	Mittelwert . . .	2,2

Die Dehnung der Drähte erfolgte unter langsamer Steigerung der Last im Schopperschen Dehnungsapparat, oder mit einer eigenen Vorrichtung, in der die Last durch zufließendes Quecksilber allmählich erhöht wurde. Die Formänderung ging unter diesen Umständen durchschnittlich in etwa fünf bis zehn Minuten vor sich.

Daß durch die Dehnung der Draht seine Dehnbarkeit einbut, sieht man in Fig. 3. Sie zeigt zwei Scharen aufeinanderfolgender Dehnungskurven, wie sie entstehen, wenn man einen dehnbaren Draht bis zum Reien dehnt, dann eines der Bruchstücke wieder dehnt, bis es reißt usw. Die Kurve 1 (Fig. 3a) zeigt eine Dehnung um etwa 620 Proz., die nächste, daß ein dabei entstehendes Bruchstück nach kaum 15proz.

<sup>1)</sup> Vgl. z. B. Bach-Baumann, Festigkeitseigenschaften und Gefügebilder der Konstruktionsmaterialien. J. Springer 1921.

Dehnung riß; ebenso riß ein bei dieser zweiten Dehnung abfallendes Bruchstück, fast ohne sich zu dehnen (Kurve 3). Dabei hatte die Dehnung der Bruchstücke anderen Charakter als die Dehnung des Ausgangsdrahtes; sie bestand bloß aus einer kurzen Einschnürung von etwa 1 bis 2 mm Länge („Nachdehnung“). Kurvenscharen wie in Fig. 3 b entstehen, wenn der Draht bei der Dehnung vorzeitig riß (Kurve 1 und 2); erst nach der zweiten Dehnung verschwindet die Dehnbarkeit, wie dies die Kurven 3 und 4 zeigen.

Auffallend ist, daß die Last, die die Bruchstücke aushalten, oft wesentlich geringer ist, als die Endbelastung des Drahtes, aus dem sie entstanden sind. Auf diese, als Entfestigung zu deutende Erscheinung soll hier nicht näher eingegangen werden.

3. Äußere Formänderung bei der Dehnung. Das Merkwürdigste bei der Dehnung der E. K.-Drähte ist, daß die dabei eintretende Verjüngung des Querschnittes auch nicht annähernd gleichmäßig erfolgt, sondern unter charakteristischen Formänderungen vor sich geht.

Unsere E. K.-Drähte waren vor der Beanspruchung angenähert Kreiszyylinder, die, abgesehen von zuweilen vorkommenden Längsrillen, durchaus gleichmäßig gestaltet waren. (Die Dicke wechselte zwischen etwa 2 und 0,5 mm.)

Wurde nun ein solcher (dehnbarer) Kristall gedehnt, so erfolgte die entsprechende Querschnittsabnahme lediglich durch Abflachung des Drahtes. Der neue Querschnitt ist also eine meist flache Ellipse, deren große Achse mit dem Durchmesser des Ausgangsdrahtes übereinstimmt und deren Achsenverhältnis gleich dem Verhältnis von Anfangslänge zu Endlänge ist. Ein durch eine solche Flachdehnung entstandenes Band ist in Tafel II, Fig. 12 zu sehen, auf die wir noch zurückkommen. Weitere Bilder solcher Bänder folgen in der nächsten Mitteilung, wo die Flachdehnung eingehender erörtert wird.

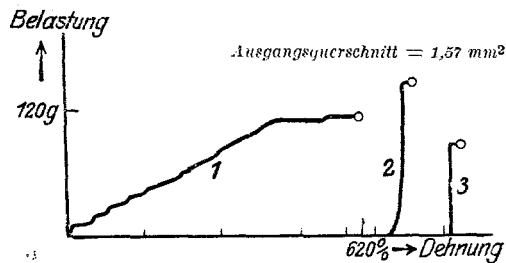


Fig. 3 a.

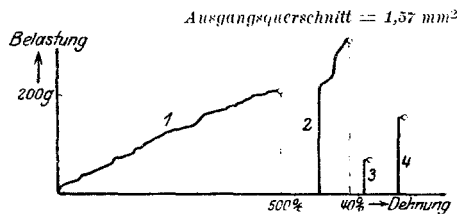


Fig. 3 b.

Dehnungskurven bei mehrfacher Dehnung.

Die Flachdehnung ist der wesentliche Mechanismus der Zinkkristalldehnung, doch ist sie nicht die einzige Gestaltsänderung, die der Drahtquerschnitt bei der Dehnung erleidet. Kurz vor dem Reißen schnürt sich nämlich der flachgedehnte Draht meistens nochmals ein und dehnt sich auf diese Weise noch um etwa 0,5 bis 2 mm. Dieser Vorgang ist der oben bereits als Nachdehnung erwähnte Prozeß, der auch dann eintritt, wenn ein Bruchstück eines (flach) gedehnten und zerrissenen Zinkkristalls nochmals bis zum Reißen beansprucht wird.

Auch bei der Nachdehnung erfolgt die Querschnittsveränderung wie bei der Flachdehnung so, daß ein Durchmesser des ursprünglichen Drahtquerschnittes unverändert bleibt, und zwar ist dies der Durchmesser senkrecht zur Bandfläche.

Blickt man also auf die Einschnürungsstelle in Richtung des Bandes, so erscheint der Umriß des Drahtes unverändert, senkrecht zur Bandfläche dagegen sieht man eine Verjüngung, deren Maß dem Verhältnis der Ausgangslänge zur Endlänge des gedehnten Stückes gleichkommt.

Diese Verhältnisse zeigen die Photographien (Taf. I, Fig. 1 und 2), die von einem Draht aufgenommen wurden, der einen besonders langen Nachdehnungsfaden von etwa 5,5 mm aufwies. Die Bilder stellen die Einschnürungsstelle erst senkrecht zur Bandfläche, dann in Richtung der Bandfläche gesehen dar. Im letzteren Falle deutet bloß ein Reflex die Stelle an, wo die Verjüngung einsetzt.

Die Figur zeigt, daß die Dehnung im „nachgedehnten“ Teil eine beträchtliche war. Die Ausmessung ergibt Dehnung auf das 4,6fache. Bei erhöhter Temperatur ( $t = 100^{\circ}\text{C}$ ) ist Nachdehnung bis auf das Achtefache beobachtet worden.

4. Zeichnungen auf der Mantelfläche des Drahtes. Die Mantelfläche der Drähte ist von Haus aus im allgemeinen glatt. Zuweilen nur, wenn bei der Erzeugung des Drahtes das Glimmerblättchen, durch dessen Loch der flüssige Strang aus der Schmelze gezogen wird ( $G'$  in Fig. 1), zu nahe an den Draht herankommt — also vornehmlich bei dicken Drähten —, kann es vorkommen, daß die Umrandung des Loches sich auf der Mantelfläche mehrfach als kreisförmige Rille einzeichnet. Diese Rillen entstehen dann durch die periodische Bewegung des Glimmerblättchens in gleichmäßigen, kleinen Abständen, so daß der Draht hierdurch an einzelnen Stellen gleichmäßig quergestreift erscheint<sup>1)</sup>. Eine solche von Anfang an bestehende Querstreifung äußert sich auch nach der Dehnung noch in einer Zeichnung von besonderer Form.

<sup>1)</sup> Ein gutes Beispiel hierfür zeigt Fig. 23 der Tafel IV.

Doch wollen wir von diesen atypischen Sonderfällen zunächst absehen und jene Zeichnungen besprechen, die erst bei der Dehnung der Kristalle entstehen und mit dem Mechanismus des Dehnungsvorganges innig verknüpft sind. Diese Zeichnungen, die man ihrer Entstehung nach als Gleitlinien ansprechen muß, sind zweierlei Art: die elliptischen und die schrägen Gleitlinien.

a) Das Auftreten der elliptischen Gleitlinien ist eine typische Begleiterscheinung des Flachdehnungsvorganges. Sobald dieser einsetzt, tritt sie mehr oder weniger deutlich auf — wie man es in einer Reihe der später gezeigten Lichtbilder sieht. Ein typisches Beispiel zeigt das Kristallband in Tafel I, Fig. 3, dessen ganze Mantelfläche mit gleichmäßig dicht aufeinanderfolgenden, parallelen Gleitellipsen bedeckt ist.

Das Band war so flach (Achsenverhältnis der Querschnittsellipse 1:0,15), daß durch die ebene Darstellung im Bilde keine nennenswerte Verzerrung entstehen kann. Es läßt sich also feststellen, daß die Gerade, welche die Scheitelpunkte der Ellipsen verbindet, parallel zu den Bandkanten (bzw. Drahtachse) verläuft und diese Scheitelgerade merklich von der Mittellinie abweicht, die Ellipsenscheitel also exzentrisch liegen.

Die Gleitellipsen treten bei erhöhter Temperatur deutlicher auf als bei normaler. Daher sind Versuche, bei denen eine Ausmessung der Zeichnung in Aussicht genommen war, stets in der Wärme (etwa 180° C) ausgeführt worden.

Die Ausmessung erfolgte im Mikroskop und wurde unter der Voraussetzung ausgeführt, daß die Zeichnungsellipsen der Kristallbänder ebene Kurven sind und daß die Form dieser Bänder selbst einem elliptischen Zylinder nahekommt. Der ganze Zusammenhang der nachfolgenden Arbeiten wird diese Voraussetzungen weitgehend bestätigen, aber auch zeigen, daß gewisse Abweichungen von denselben vorkommen. (Vgl. insbesondere das in der III. Mitteilung zu Tafel VI, Fig. 33 Gesagte.)

Die Ausmessung hatte zum Gegenstand die Feststellung

- a) der Achsen der Zeichnungsellipse,
- b) des Winkels zwischen Ellipsenebene und Drahtachse,
- c) des Winkels zwischen großer Ellipsenachse und Mittelebene des Bandes als Maß der Exzentrizität der Scheitellage der Ellipsen.

Aus dem folgenden geometrischen Schema Fig. 4 ist zu ersehen, welche Parameter zu diesem Zwecke gemessen wurden, und man findet in demselben auch die Begründung für die folgenden Formeln,



mit Hilfe derer die gesuchten Größen aus den Meßresultaten berechnet wurden.

$a$ ,  $b$  und  $\Delta$  sind die im Mikroskop direkt meßbaren Parameter, aus denen sich die Winkel  $\mu'$  und  $\nu$  ohne weiteres ergeben.  $d$  und  $h$

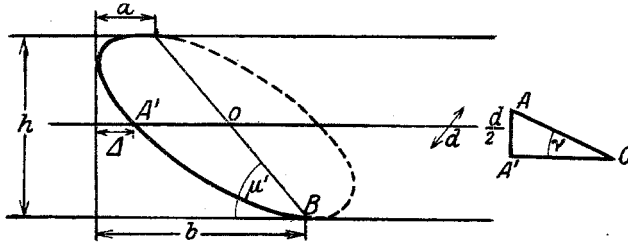


Fig. 4. Schematische Darstellung der elliptischen Streifung in Grund- und Aufriß.

sind Dicke und Breite des Bandes. Hieraus findet man nun die konjugierten Durchmesser

$$OA = \sqrt{\left(\frac{a+b}{2} - \Delta\right)^2 + \frac{d^2}{4}}, \quad OB = \frac{h}{2 \sin \mu'}$$

und aus diesen und dem eingeschlossenen Winkel  $\mu$  ( $\cos \mu = \cos \mu' \cos \nu$ ) die Achsen zu

$$A = \frac{1}{2} \left( \sqrt{OA^2 + OB^2 + 2OA \cdot OB \sin \mu} + \sqrt{OA^2 + OB^2 - 2OA \cdot OB \sin \mu} \right),$$

$$B = \frac{1}{2} \left( \sqrt{OA^2 + OB^2 + 2OA \cdot OB \sin \mu} - \sqrt{OA^2 + OB^2 - 2OA \cdot OB \sin \mu} \right).$$

Der Winkel  $\chi$  der Ellipsebene gegen die Bandachse ist durch den Ausdruck  $\cos \chi = \sqrt{\cos^2 \varrho_0 + \cos^2 \sigma}$  bestimmt, worin wieder  $\varrho_0$  und  $\sigma$  durch

$$\operatorname{tg} \varrho_0 = \frac{\operatorname{tg} \nu}{\sin \mu'} \quad \text{und} \quad \operatorname{tg} \sigma = \frac{\operatorname{tg} \mu'}{\sin \nu}$$

gegeben sind.

Den Winkel  $\beta$ , den die große Achse mit dem Durchmesser  $OA$  bildet, gibt die Formel:

$$\operatorname{tg} \beta = \frac{\operatorname{tg} \mu}{2} \left( 1 - \frac{B^2}{A^2} \right) \pm \sqrt{\frac{\operatorname{tg}^2 \mu}{4} \left( 1 - \frac{B^2}{A^2} \right)^2 - \frac{B^2}{A^2}},$$

wobei das  $+$ -Zeichen für  $OA < OB$  und das  $-$ -Zeichen für  $OA > OB$  gilt. Dieser Winkel unterscheidet sich nur unwesentlich von dem Winkel der großen Achse gegen die Mittelebene. Doch ist die Genauigkeit dieser Bestimmung keine sehr große. Fehler in den Längen der konjugierten Durchmesser bedingen für den Winkel  $\beta$  schon viel

beträchtlichere Fehler als für die Achsen. Es wurde daher zumeist vorgezogen, die Projektion von  $\beta$  direkt mit einem Mikroskop mit Drehtisch auszumessen, wobei allerdings die Lage der großen Achse durch Schätzung festgelegt werden mußte. In einfacher Weise läßt sich schließlich auch noch der Winkel  $\iota$  bestimmen, um welchen durch die exzentrische Lage der Gleitellipsen ihre Flächennormale aus der Mittelebene des Bandes herausgedreht ist. Man findet für  $\operatorname{tg} \iota$  den Ausdruck:

$$\operatorname{tg} \iota = \sin \nu \operatorname{cotg} \mu.$$

Das nachfolgende Beispiel zeigt, wie eine solche Messung ausgeführt und die Formeln angewendet wurden.

Die mehrfache Messung der Strecken  $a$ ,  $b$  und  $\Delta$  wurde mit einem Okularschraubenmikrometer durchgeführt und ergab als Einzelbeobachtungen (in Klammern) und Mittelwerte die Zahlen

$$a = (230, 242, 236) = 235 \text{ partes} = 0,59 \text{ mm},$$

$$b = (351, 370, 344, 341, 357) = 353 \text{ partes} = 0,88 \text{ mm},$$

$$\Delta = 22 \text{ partes} = 0,055 \text{ mm},$$

da 1 pars = 0,0025 mm war.

Die Dimensionen des Bandes waren  $d = 0,23 \text{ mm}$ ,  $h = 1,48 \text{ mm}$ .

Daraus berechnet sich zunächst  $\mu' = 79^\circ$ ,  $\nu = 9^\circ 40'$  und weiter

$$A = 0,89 \text{ mm}, \quad B = 0,69 \text{ mm} \quad \text{und} \quad \chi = 9^\circ 50'.$$

Für  $\beta$  findet man  $19^\circ 50'$ , während die direkte Ausmessung dieses Winkels etwa  $24^\circ$  ergibt.  $\iota$  ergibt sich schließlich zu  $1^\circ 52' 1)$ .

b) Die zweite Art typischer Zeichnungen, die schrägen Gleitlinien der Kristallbänder, tritt erst gegen Ende der Dehnung auf. Die sie verursachenden Gleitungen bedingen die gegen Ende der Dehnungskurve auftretenden Sprünge.

Diese Zeichnung durchkreuzt die bereits vorhandenen Gleitellipsen und unterscheidet sich von diesen wesentlich dadurch, daß sie nicht gleichmäßig über den ganzen Draht, sondern an einzelnen, unregelmäßig verteilten Stellen auftritt. So zeigt z. B. das Bild Tafel I, Fig. 4 ein von der schrägen Zeichnung besonders dicht durchsetztes Kristallband.

Während Tafel I, Fig. 4 nur ein System paralleler schräger Gleitlinien aufweist, zeigt Tafel I, Fig. 5, daß zuweilen auch ein zweites System an demselben Draht auftreten kann. Mehr als zwei solcher Systeme sind nie beobachtet worden. Wenn zwei Streifungssysteme auftreten, belegen sie verschiedene Teile des Drahtes, so daß Überkreuzung nicht stattfindet.

1) Man sieht, daß die hier schon ziemlich exzentrische Lage der Gleitellipsenscheitel nur eine geringe Herausdrehung des Flächenlotes zur Folge hat.  $\iota$  wird also nur in seltenen Fällen  $2^\circ$  übersteigen.

Eine Ausmessung der schrägen Zeichnung erübrigte sich, da es gelang, die Ebene, deren Umrandung sie bildet, durch Zerreißen des Kristallbandes bei tiefen Temperaturen freizulegen<sup>1)</sup>. Diese Ebene wurde dann ausgemessen.

c) Schließlich ist noch eine weitere, bereits oben erwähnte atypische Art von Zeichnungen der Kristallbänder anzuführen; jene nämlich, die als Folge einer etwa von Haus aus vorhandenen Querstreifung des E.K.-Drahtes auftritt. Diese Zeichnung gleicht ihrer Form nach den Gleitellipsen, nur sind hier die Ellipsen meistens noch länglicher. Sie ist gröber, weniger dicht, ungleichmäßiger und unschärfer als die Gleitellipsen. Hervorzuheben ist, daß sie an fertiggedehnten Kristallbändern stets entgegengesetzt zu jenen orientiert ist. Dieses Verhalten zeigt Tafel I, Fig. 6. In der schematischen Nachzeichnung (Fig. 5) ist der Lauf der Gleitellipsen durch feine Linien angedeutet, jener der atypischen Ellipsen durch dicke Striche. An dem Bilde

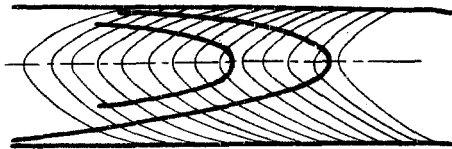


Fig. 5. Gleitellipsen (fein) und atypische Ellipsen (dick).

fällt auch auf, daß die die Scheitel der atypischen Ellipsen verbindende Gerade mit jener der Gleitellipsen zusammenfällt.

Der hier angegebene Ursprung der atypischen Streifung läßt sich direkt

nachweisen an solchen Stellen, wo ein flachgedehntes Kristallband an ein noch ungedehntes Stück angrenzt: man sieht dort die atypischen Ellipsen in die kreisförmige Querstreifung des ungedehnten Teiles direkt übergehen.

Einen weiteren Beweis für unsere Behauptung erhält man, wenn man an den Draht vor der Dehnung einen kreisförmigen Ritzer macht und diesen nach der Dehnung beobachtet. Der Ritzer geht dabei in eine Ellipse über, die sich genau wie eine atypische Streifung verhält. Man sieht dies in Tafel I, Fig. 7 und Tafel II, Fig. 8. An den mit Pfeilen hervorgehobenen Stellen sind drei kreisförmige Ritzer zu sehen, die nach der Dehnung in die Ellipsen der Fig. 8 übergehen. Diese Ellipsen zeigen gegen die Gleitellipsen genau das im Schema Fig. 5 gekennzeichnete Verhalten.

5. Die Reißstellen. Die Einkristallnatur der verwendeten Zn-Drähte äußert sich am markantesten darin, daß sie unter bestimmten Bedingungen in glatten Kristallflächen reißen.

<sup>1)</sup> Die Gleitebene der elliptischen Streifung läßt sich nur ausnahmsweise freilegen, vgl. Tafel IV, Fig. 24.

Fast immer erhält man Kristallflächen beim Reißen spröder Kristalle. Nur nahe beim Schmelzpunkt verhalten sich diese meistens anders. Die Reißflächen spröder Kristalle stehen nahezu quer zur Drahtachse. Man sieht eine solche Fläche in Tafel II, Fig. 9 photographisch dargestellt.

Flachgedehnte Drähte reißen bei gewöhnlicher Temperatur nur ausnahmsweise in Kristallflächen, doch erhielten wir schon bei  $T = 191,5$  stets Kristallflächen als Reißstellen von Kristallbändern. Diese Kristallflächen schneiden die Drahtachse unter schiefen Winkeln (von etwa  $60$  bis  $65^\circ$ ) und stehen auch nicht genau quer zur Bandfläche. Es sind Ellipsen, die um so stärker abgeflacht sind, je flacher das Kristallband selbst ist. Tafel II, Fig. 12 zeigt eine solche Fläche.

Wie bereits erwähnt, ließ sich feststellen, daß die Umrandung dieser Reißflächen genau in ein System parallellaufender schräger Gleitlinien hineinpaßt. Tafel I, Fig. 5 zeigt dies für die beiden Endflächen des dargestellten Bandes.

Die Reißflächen der Kristallbänder tragen eine typische Streifung, die aus parallelen Linien besteht, welche mit der großen Ellipsenachse nahezu zusammenfallen. Im Höchsthalle bildeten sie mit dieser einen Winkel von etwa  $15^\circ$ . Eine typisch gestreifte Kristallbandreißfläche sieht man in Tafel II, Fig. 13.

Beansprucht man einen dehnbaren Draht bei tiefen Temperaturen ( $T = 191,5$  oder weniger), so reißt er in einer Kristallfläche, ohne zuvor in die Bandform überzugehen.

Solche Reißflächen sind von jenen, die an Kristallbändern auftreten, sehr verschieden. Die Neigung zur Drahtachse wechselt in weiten Grenzen von  $90^\circ$  bis etwa  $16^\circ$ . Die Flächen sind weniger stark gestreift und glänzender; sie sind oft schwach gekrümmt, und zwar in Richtung der großen Achse. Die Streifung besteht im Höchsthalle aus drei Systemen paralleler Linien, deren Richtungen, wie die nachfolgend (II. Mitteilung) mitgeteilte Ausmessung zeigen wird, die Seiten eines gleichseitigen Dreieckes bilden. Am stärksten ist immer jene Streifung ausgeprägt, deren Richtung am wenigsten von der kleinen Ellipsenachse abweicht. Das Bild Tafel II, Fig. 10 zeigt einen bei  $T = 191,5$  in einer Kristallfläche gerissenen dehnbaren Draht. Tafel II, Fig. 11 zeigt die Reißfläche eines dehnbaren Drahtes mit stark ausgeprägter Streifung in der Aufsicht; man sieht, daß die Fläche zum Teil gewellt ist.

Die Untersuchung der Reißflächen war von zweierlei Art. Es erfolgte a) goniometrische Ausmessung der Neigungswinkel und b) mikroskopische Ausmessung der Streifungen.

Goniometriert wurde im Zweikreisgoniometer. Gegenstand der Messung war entweder die gegenseitige Neigung zweier Reißflächen an demselben Drahte oder Neigungswinkel der Reißfläche zur Drahtachse. Die Genauigkeit der Messung hing von der Güte der vorliegenden Kristallfläche ab, bei stark gestreiften Flächen war sie geringer. Um diese Messungen beurteilen zu können, teilen wir nachfolgend einige Versuchsprotokolle mit.

Der Winkel ( $\psi$ ) der Reißflächennormalen gegen die immer horizontal justierte Drahtachse wird durch seine Horizontalprojektion ( $\alpha$ ) und die Höhe ( $\varphi$ ) der Normalen durch die Beziehung

$$\cos \psi = \cos \alpha \cos \varphi$$

bestimmt, worin  $\alpha$  und  $\varphi$  die direkten goniometrischen Messungsergebnisse sind.

Für zwei gut meßbare Flächen ergaben sich z. B. die Werte

$$\begin{aligned} \alpha &= 3^{\circ} 50', 3^{\circ} 35', 3^{\circ} 45', \\ \varphi &= 74^{\circ} 35', 74^{\circ} 25', 74^{\circ} 15' \end{aligned}$$

und

$$\begin{aligned} \alpha &= 67^{\circ} 39', 66^{\circ} 58', 66^{\circ} 58', 67^{\circ} 16', \\ \varphi &= 28^{\circ} 13', 28^{\circ} 16', 28^{\circ} 10', \end{aligned}$$

welche nur wenig streuen.

Die zwei weiteren Beispiele an ziemlich stark gestreiften Flächen zeigen dagegen bedeutend größere Abweichungen:

$$\begin{aligned} \alpha &= 5^{\circ} 14', 6^{\circ} 30', 5^{\circ} 45', 6^{\circ} 52', \\ \varphi &= 59^{\circ} 39', 61^{\circ} 1', 59^{\circ} 47' \end{aligned}$$

und

$$\begin{aligned} \alpha &= 30^{\circ} 54', 30^{\circ} 33', 30^{\circ} 30', \\ \varphi &= 9^{\circ} 6', 9^{\circ} 34', 10^{\circ} 7'. \end{aligned}$$

Doch ist wohl auch hier der Fehler des Mittelwertes noch kleiner als  $1^{\circ}$ .

Die Genauigkeit der Resultate ist aber auch noch durch den Umstand beeinträchtigt, daß es sehr schwer ist, die immer leicht verbogene Drahtachse genau horizontal zu stellen. Der Gesamtfehler dürfte jedoch kaum mehr als 2 bis  $3^{\circ}$  betragen.

Der Neigungswinkel zweier Reißflächen desselben Drahtes gegeneinander wird schließlich als Neigungswinkel der zwei Flächenlote bestimmt, wobei darauf zu achten ist, die Vorzeichen von  $\alpha$  und  $\varphi$  in beiden Fällen richtig zu wählen.

In der großen Mehrzahl der Fälle reißt, wie erwähnt, ein flachgedehnter Zinkkristall bei normaler Temperatur ohne Ausbildung einer Kristallfläche. Bei höherer Temperatur wurden solche über-

haupt nicht beobachtet. Unter diesen Bedingungen schnürt sich das Kristallband bei Überbeanspruchung an einer Stelle ein und reißt ungefähr in der Mitte der Einschnürungsstelle durch. Die Endflächen sind kegelförmig mit abgerundeten Spitzen.

Die Konfiguration dieser Einschnürungsstellen ist die einer mehr oder weniger charakteristischen „Nachdehnung“, der Nachdehnungsfaden reißt dann unter Ausbildung des erwähnten wenig ausgeprägten Fließkegels durch.

In Tafel II, Fig. 14 sieht man ein Bruchstück eines so gerissenen Kristallbandes mit schönem Ansatz zur Nachdehnung. Wenn auch der Nachdehnungsfaden meist nicht so lang wird, ist doch der geschilderte Charakter der Erscheinung stets unverkennbar.

6. Röntgenographische Bestimmung der Gitterorientierung. Eine der Fragen, die uns unserer Problemstellung gemäß am meisten interessieren mußte, war die, ob und wie sich die Orientierung des Kristallgitters bei der Dehnung ändert.

Zink ist hexagonal. Das von Hull<sup>1)</sup> nach der Pulvermethode röntgenographisch bestimmte Gitter läßt sich durch ein doppelt primitives, hexagonales Elementarprisma kennzeichnen. Dieses enthält außer an den acht Eckpunkten auch noch im Innern ein Zinkatom, dessen Lage in dem obenstehenden Schema ersichtlich ist (Fig. 6).

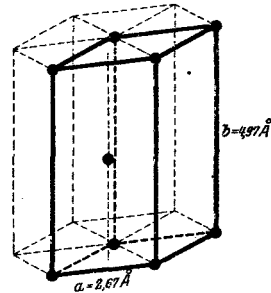


Fig. 6. Elementarkörper des Zn-Gitters nach Hull.

Die Abmessungen des Elementarkörpers sind:

$$\begin{aligned}
 a &= \text{Sechseckseite} \dots\dots 2,67 \text{ \AA} \\
 b &= \text{Prismenhöhe} \dots\dots 4,97 \text{ \AA}
 \end{aligned}$$

Die von Hull gemessenen Netzebenenabstände ( $D$ ) sind in folgende Tabelle eingeordnet.

Tabelle 4.

Index	$D$ in Å.-E.	Index	$D$ in Å.-E.
0001	2,466	10 $\bar{1}2$	1,678
10 $\bar{1}0$	2,295	10 $\bar{1}3$	1,337
10 $\bar{1}1$	2,080	1120	1,326

<sup>1)</sup> Physical Review 17, 571, 1921.

Es sei hier die Tatsache hervorgehoben, die später noch eine gewisse Rolle spielt, daß die dichtest belegte Ebene die Basisfläche ist, die zweitdichtest belegte die Prismenfläche erster Art und daß dann drei Pyramidenflächen folgen und schließlich erst an sechster Stelle die Prismenfläche zweiter Art.

Unsere an Einkristallen ausgeführten Untersuchungen, die wohl als Prüfung der weniger sicheren Pulvermethode betrachtet werden können, bestätigten das Hullsche Resultat. Spröde, dehnbare und gedehnte Kristalle und auch die bei „Nachdehnung“ entstehenden Stellen haben alle genau das gleiche Gitter.

Festzulegen war die Gitterorientierung relativ zur Drahtachse und, bei Kristallbändern, auch relativ zur Bandfläche. Als Parameter zur Festlegung des Gitters relativ zur Drahtachse wurden gewählt:

a) der Winkel ( $\delta$ ) zwischen hexagonaler Achse und Drahtachse,  
 b) der Winkel ( $\pi$ ), den die Projektion der Drahtachse auf die Basisfläche mit der nächsten digonalen Achse erster Art [Seitenkante des Sechseckes, in welchem die Basis von den Prismen- und Pyramidenflächen I. Art geschnitten wird — Fig. 6]<sup>1)</sup> einschließt. Zur weiteren Orientierung relativ zur Bandfläche diente der Winkel ( $\gamma$ ) zwischen hexagonaler Achse und Bandfläche.

Die röntgenographische Methode gestattete, aus einer Aufnahme die Gitterorientierung in bezug auf eine beliebige Richtung festzustellen. Zunächst wurde immer die Orientierung in bezug auf die Drahtachse bestimmt; falls ein Kristallband vorlag, wurde durch eine zweite Aufnahme die Gitterorientierung in bezug auf eine zweite Richtung festgelegt, und zwar wurde als solche eine in der Bandfläche gelegene Richtung gewählt, die mit der Drahtachse einen beliebigen, jedoch durch Messung bekannten Winkel ( $\delta_0$ ) (20 bis 50°) einschloß.

Das Gitter sei relativ zur Drahtachse mit Hilfe der Winkel  $\delta$  und  $\pi$  orientiert, und relativ zur zweiten Richtung, die in der Bandfläche liegt, mit Hilfe der Winkel  $\delta^*$  und  $\pi^*$ ; dann ergibt sich, wie die Konstruktion in Fig. 7 zeigt, der Winkel  $\gamma$  aus den drei Größen  $\delta$ ,  $\delta^*$  und  $\delta_0$  auf folgende Weise:

$\mathfrak{D}$  sei die Drahtachse und ( $\mathfrak{D}\mathfrak{L}$ ) die Bandebene.

$\mathfrak{H}$  die hexagonale Achse und  $\mathfrak{R}$  die in der Bandebene liegende Richtung, gegen welche das Gitter ebenfalls orientiert wurde. Der gesuchte Winkel  $\gamma$  ergibt sich als Höhe auf die Seite  $\delta_0$  des sphärischen Dreieckes mit den Seiten  $\delta$ ,  $\delta^*$  und  $\delta_0$ .

<sup>1)</sup> Die digonalen Achsen II. Art, welche der Schnitt der Prismen- und Pyramidenflächen II. Art mit der Basis sind, stehen senkrecht auf jenen I. Art.

Es ist zunächst

$$\cos(\delta_0, \delta^*) = \frac{\cos \delta - \cos \delta_0 \cos \delta^*}{\sin \delta_0 \sin \delta^*}$$

und weiter

$$\sin \gamma = \sin(\delta_0, \delta^*) \sin \delta^*.$$

Das Gitter ist nun eindeutig durch die Winkel  $\delta$ ,  $\pi$  und  $\gamma$  im Bande festgelegt.

Die erwähnte röntgenographische Methode bestand in der Drehung des Kristalles um die Bezugsrichtung bei monochromatischer Durchleuchtung senkrecht zur Drehungsachse. Die Aufnahmen wurden in einer gewöhnlichen Debye-Kamera von 7 cm Höhe und 5,72 cm Durchmesser gemacht. Verwendet wurde Kupfer-K-Strahlung ( $\lambda_{K\alpha} = 1,54 \text{ \AA}$ ).

Die Diagramme, die man auf diese Weise erhält, sind Streifen-diagramme von der Art, wie sie in mehreren vorangehenden Mitteilungen als Faserdiagramme und Drehdiagramme diskutiert worden sind<sup>1)</sup>.

Die Tafel III, Fig. 15 zeigt ein Beispiel eines solchen, an einem Zinkkristall aufgenommenen Drehdiagramms<sup>2)</sup>.

Wie aus den zitierten Mitteilungen zu entnehmen ist, kann man auf einfache Weise folgende Beziehungen gewinnen.

Wir bezeichnen den auf dem ausgebreiteten Film gemessenen Abstand eines Interferenzstreifenmaximums vom Äquator (horizontale Mittellinie) mit  $m$ , die Entfernung von der vertikalen Mittellinie mit  $n$ . Dann erhält man den Gleitwinkel  $\frac{\vartheta}{2}$  aus der Formel

$$\operatorname{tg}^2 \vartheta = \frac{m^2 + r^2 \sin^2 \frac{360 n}{2 r \pi}}{r^2 \cos^2 \frac{360 n}{2 r \pi}} \quad (1)$$

<sup>1)</sup> Polanyi, ZS. f. Phys. 7, 149, 1921. Polanyi-Weissenberg, ZS. f. Phys. 9, 123, 1922; 10, 44, 1922.

<sup>2)</sup> Die besondere Regelmäßigkeit des Diagrammes (Anordnung der Interferenzen auf „Schichtlinien“) rührt daher, daß in diesem Falle die hexagonale Achse mit der Drehachse zusammenfiel.

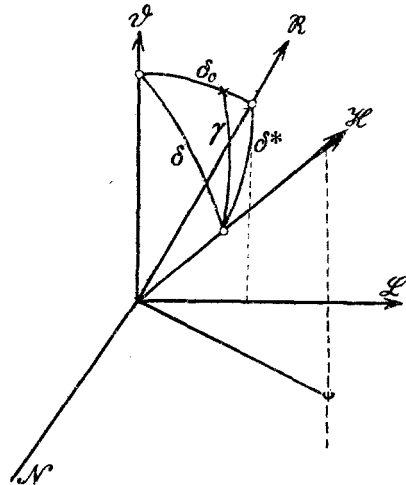


Fig. 7. Bestimmung des Winkels zwischen hexagonaler Achse und Bandfläche.



( $r$  = Radius der Kamera) und weiter den Netzebenenabstand  $D$  aus

$$D = \frac{\lambda}{2 \sin \frac{\vartheta}{2}}.$$

Durch die Größe  $D$  läßt sich mit Hilfe der Hullschen Tabelle die Art der reflektierenden Netzebene feststellen.

Ferner erhält man für den Winkel  $\varrho$ , den die Normale der fraglichen Netzebene mit der Drehungsachse einschließt,

$$\cos \varrho = \frac{\cos \mu_0}{2 \cos \frac{\vartheta}{2}}, \quad (2)$$

worin  $\mu_0$  durch  $\cotg \mu_0 = \frac{m}{r}$  und  $\frac{\vartheta}{2}$  nach Gleichung (1) gegeben sind.

Für unsere Zwecke genügt es, wie sich zeigen wird, den innersten und den darauffolgenden „Debye-Scherrer-Kreis“ in Betracht zu ziehen. Auf ersterem muß (nach der Hullschen Tabelle) die Reflexion der Basisfläche erscheinen, auf dem nächsten die Reflexionen der Prismenflächen erster Art. Allerdings kann man sich nur dann so einschränken, wenn die Basis überhaupt reflektiert, was nur bei  $90 - \varrho < 71^\circ 50'$  der Fall ist. Da letzteres aber bei den Drähten, die wir untersucht haben, stets erfüllt war, so wollen wir auf das andere Verfahren, das bei  $90 - \varrho > 71^\circ 50'$  einzuschlagen ist, hier nicht weiter eingehen.

Man bestimmt also zunächst die Größen  $m$  und  $n$  für die Reflexion der Basis ( $m_B$  und  $n_B$ ), dann bestimmt man von den (im allgemeinen drei) Reflexionen der Prismenflächen die Größen  $m$  und  $n$ , für jene Reflexion, die das kleinste  $m$  hat ( $m_P$  und  $n_P$ ). Aus diesen vier Größen erhält man nach Gleichung (2) einerseits den Winkel zwischen hexagonaler Achse und Drehachse  $\varrho_B$ , andererseits von den (im allgemeinen drei) Winkeln, die die Flächennormalen der Prismenflächen mit der Drehachse einschließen, den größten ( $\varrho_P$ ).

Der Winkel  $\varrho_B$  ist die Größe, die wir oben mit  $\delta$  bezeichnet haben. Aus  $\varrho_B$  und  $\varrho_P$  berechnet sich der oben mit  $\pi$  bezeichnete Winkel nach nebenstehendem Konstruktionsschema (Fig. 8). Man leitet aus demselben die Beziehung ab:

$$\sin \pi = \frac{\cos \varrho_P}{\sin \varrho_B}. \quad (3)$$

Das ist die Art, wie man aus den Röntgenogrammen die Bestimmungsstücke  $\delta$  und  $\pi$  (bzw.  $\delta^*$  und  $\pi^*$ ) der Gitterorientierung gewinnt.

Ist die Gitterorientierung einmal festgelegt, so muß man daraus das ganze Röntgenogramm berechnen können. Die Voraussetzungen,

die dabei verwendet und geprüft werden, sind die Richtigkeit der angenommenen Gitterstruktur und die Einkristallnatur des Drahtes. Man verwendet bei dieser Ausrechnung folgendes Verfahren.

Aus den Größen  $\varrho_B$  und  $\varrho_P$ , deren Bestimmung oben gezeigt wurde, berechnet man der Reihe nach die  $\varrho$  Winkel aller übrigen Netzebenen, also zunächst etwa die Winkel  $\varrho_{F'}$  und  $\varrho_{P''}$  der noch nicht berücksichtigten zwei Prismenflächen, dann die sechs Winkel  $\varrho_{Py}^{(1)}, \varrho_{Py'}^{(1)}, \dots, \varrho_{Py(v)}^{(1)}$  der Pyramidenflächen von der Miller-Formel (10 $\bar{1}$ 0),

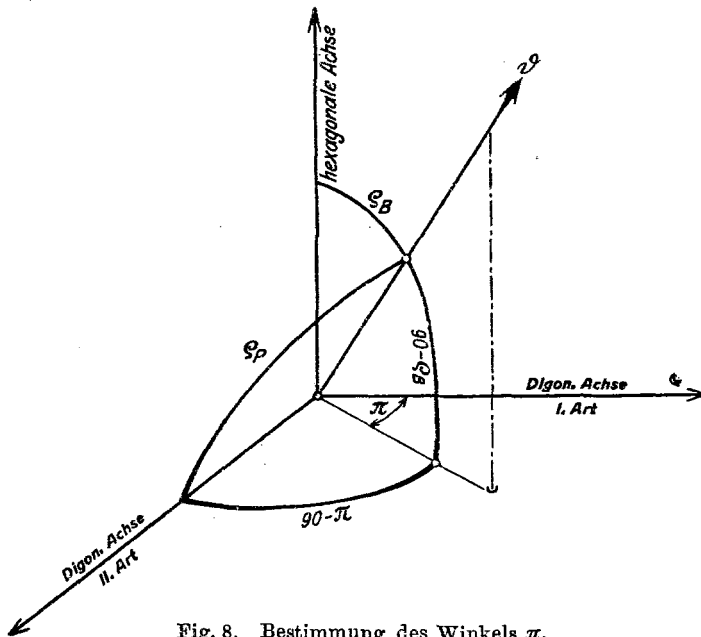


Fig. 8. Bestimmung des Winkels  $\pi$ .

ferner die 12 Winkel der darauffolgenden zwei Arten von Pyramidenflächen  $\varrho_{Py}^{(2)}, \varrho_{Py'}^{(2)}, \dots, \varrho_{Py(v)}^{(2)}$ ;  $\varrho_{Py}^{(3)}, \varrho_{Py'}^{(3)}, \dots, \varrho_{Py(v)}^{(3)}$  und schließlich etwa noch die drei Winkel der Prismenflächen zweiter Art.

Man kann sich diese Winkel der Reihe nach berechnen unter Annahme des Hullschen Achsenverhältnisses 1,866, indem man ausrechnet, welche Winkel die Normalen der fraglichen Flächen mit der durch  $\delta$  und  $\pi$  festgelegten Richtung einschließen.

Aus den so erhaltenen  $\varrho$ -Werten erhält man die Parameter  $m$  und  $n$  der entsprechenden Reflexionen durch Umkehrung der obigen Formeln (1) und (2) — wobei sich zunächst auch ergibt, ob die Netzebenen überhaupt reflektieren.

Die Rechnung ist im allgemeinen sehr weitläufig und wurde daher nur in einzelnen Fällen vollständig ausgeführt. Die hierbei gefundene Übereinstimmung des berechneten Diagrammes mit dem beobachteten ist natürlich ein sicherer Beweis dafür, daß 1. die Hullsche Struktur richtig ist und im gedehnten Kristall erhalten bleibt, und 2. daß das belichtete Stück des Drahtes tatsächlich ein Kristall war.

Man ist aber durchaus nicht auf so weitläufige Rechnungen angewiesen, um festzustellen, daß ein etwa vorliegendes Diagramm nicht von einem, sondern von zweien oder mehreren Kristallen herrührt. Es muß schon ein ziemlich unwahrscheinlicher Zufall eintreten, damit sich dies nicht darin äußert, daß mehr als eine Reflexion der Basisfläche auftritt. Noch unwahrscheinlicher ist es, daß zufällig auch keine überzählige Prismenreflexion erzeugt wird, keine überzähligen Reflexionen der Pyramidenflächen usw.

Es ist also zu verstehen, daß in allen Fällen, wo wir aus anderen Befunden auf eine Zwei- oder Mehrkristallstruktur des Drahtes zu schließen hatten<sup>1)</sup>, sich dies stets auch zuvor bereits aus dem Röntgenogramm leicht hat erkennen lassen.

7. Metallographische Untersuchungen. Es wurden sowohl spröde als auch dehbare und gedehnte Drähte angeschliffen und mit verdünnter Salpetersäure geätzt. Das Verfahren ist zuvor an einem Gußstück aus Kahlbaum-Zink erprobt worden, dessen geätzter Schliff, wie aus Tafel III, Fig. 17 ersichtlich, deutliche Korngrenzen ergab. Dagegen sieht man in den geätzten Schliffen der spröden, dehbaren und gedehnten Drähte, wie sie der Reihe nach in Tafel III bzw. IV, Fig. 18, 19 und 20 dargestellt sind, keine Korngrenzen<sup>2)</sup>. Man sieht dagegen Streifungen, die aus parallelen Scharen bestehen. Der gedehnte Draht in Tafel IV, Fig. 20 ist gekrümmt, die Streifungen krümmen sich mit.

Von solchen Scharen paralleler Streifungen (Ätzfiguren) ist in der Metallographie bekannt, daß sie stets nur das Feld eines Kornes bedecken. Unsere Drähte verhalten sich also in jeder Beziehung wie ein einziges Korn.

Eine ins einzelne gehende Deutung der Streifungen ist nicht versucht worden, weil es schwierig ist, die Schliffflächen rationell zu orientieren und die Rechnung sonst sehr unständlich wird.

<sup>1)</sup> Bei spröden Drähten kommt es oft vor, daß der Strang aus einigen der Länge nach zusammengewachsenen Kristallen besteht, was man schon an der Reißfläche sieht. So bestand z. B. ein Draht (nach röntgenographischem Befund) aus zwei Kristallen, deren einer mit der hexagonalen Achse, deren anderer mit der digonalen Achse erster Art parallel der Drahtachse stand.

<sup>2)</sup> Die Umrise der Drähte sind stellenweise zerfranst, weil sich das Zink beim Schleifen auf die einbettende Masse (Woodsches Metall) hinübergeschmiert hat.

**Rückblick. Belege für die Einkristallnatur.**

Wir wollen hier die gemachten Beobachtungen von dem Standpunkte aus zusammenfassen, der sie als geeignete Kriterien für die Einkristallnatur der Drähte erscheinen läßt. Solche Kriterien sind:

1. Die glatten, glänzenden Reißebenen (Kristallflächen);
2. das Fehlen der Korngrenzen und parallele Ätzstreifung im metallographischen Schliff;
3. die Tatsache, daß das Drehdiagramm alle und nur solche Reflexionen liefert, auf die man aus dem Vorhandensein eines Kristalles schließen muß.

Hervorzuheben ist noch, daß

4. sowohl die elliptischen wie die schrägen Gleitlinien parallele Scharen bilden;
5. ein Draht sich bei der Dehnung seiner ganzen Länge nach in ein einziges ungebrochenes und untordiertes Band umwandelt. Dies ist auch dann der Fall, wenn die Dehnung so vor sich geht, daß verschiedene Stellen desselben Drahtes sich unabhängig voneinander zu flachen Bändern einschnüren. Eine Reihe solcher gleichorientierter Flachdehnungen sieht man in Tafel V, Fig. 26 photographisch dargestellt.

Auch andere Methoden sind noch angewendet worden, um die Einkristallnatur zu prüfen und haben die nachfolgenden weiteren Punkte ergeben:

6. Es wurden lange Drähte in kleine Stücke zerrissen und die relative Lage der beiden Endflächen goniometrisch festgestellt. Die vorstehende Versuchsreihe zeigt, daß diese Endflächen merklich parallel gelegen waren.

7. In einigen Fällen wurden die zwei Enden eines langen Drahtes röntgenographisch untersucht. Die Aufnahmen der beiden Enden sind in Tafel III als Fig. 15 und 16 dargestellt; man sieht, daß die beiden Aufnahmen übereinstimmen.

Kaiser Wilhelm-Institut für Faserstoffchemie. Phys.-Chem. Abt.

Tabelle 5.  
Parallelität der Reißflächen.

Winkel zwischen Flächen- normale und Drahtachse		Neigungs- winkel der beiden End- flächen
$\psi_1$	$\psi_2$	
4° 14'	8° 55'	} Mittelwert = 3°
4	4 18	
3 5	1 50	
20	4 38	
1 30	2 22	
6 22	5 29	
2 55	2 6	