

GLASTECHNISCHE BERICHTE

herausgegeben von der
Deutschen Glastechnischen Gesellschaft
Frankfurt am Main

*

Sämtliche Veröffentlichungen sind Eigentum der D. G. G. — Alle Rechte vorbehalten (Copyright)

Band VI

Juli 1928

Heft 4

Röntgenographische Untersuchungsmethoden.

(4. Vortrag der 8. Glastechnischen Tagung, Berlin.)

Von Privatdozent Dr. C. Gottfried, Berlin-Dahlem.

Wie Ihnen allen bekannt sein wird, pflanzt sich Licht, welches senkrecht durch einen sehr feinen Spalt dringt, nicht mehr nur geradlinig fort, sondern es wird auch gebeugt. In einfachster geometrischer Weise läßt sich diese Erscheinung so erklären, daß von jedem Teilchen im Spaltgebiet nach allen Richtungen sekundäre Strahlen ausgehen, daß also jedes Teilchen zur Lichtquelle wird. Werden nun die hinter dem Spalt nach allen Seiten sich fortpflanzenden Strahlen auf einem Schirm aufgefangen, so gelangen Strahlen zur Interferenz, die der Breite des Spaltbildes und seiner Neigung zur Auffangebene gemäß verschieden lange Wege zurückgelegt haben.

Die so durch die Interferenz entstehenden Maxima und Minima der Intensität stehen in einer einfachen Beziehung zu der Spaltbreite d , der Wellenlänge λ und dem Neigungswinkel der gebeugten Strahlen in bezug auf die Primärrichtung des auffallenden Lichtes α . Ist $d \sin \alpha = n \lambda$, wo n eine ganze Zahl ist, so ist ein Intensitätsminimum vorhanden; ist $d \sin \alpha = 2n + 1 \cdot \lambda$, so ist ein Intensitätsmaximum vorhanden. Bei bekanntem λ läßt sich somit aus α , das heißt aus der Lage der Interferenzstreifen, die Spaltbreite bestimmen. Die Spaltbreite darf die Größenverhältnisse von λ jedoch nicht wesentlich überschreiten. Handelt es sich um ein ganzes System von Spalten, ein Gitter, so treten, wenn D der Abstand zweier kleiner Spalten ist, Intensitätsmaxima auch für $D \cdot \sin \alpha = n \lambda$ auf.

Die Wellenlänge des gewöhnlichen Lichtes ist nun von der angehöerten Größenordnung $1000 \cdot 10^{-8}$ cm.

Von einer 1000 mal kleineren Größenordnung ist bekanntlich das Röntgenlicht etwa 10^{-8} cm. Um Interferenzerscheinungen von Röntgenstrahlen nachweisen zu können, hätte man daher Gitter nötig, deren Spaltabstand etwa tausendmal kleiner sein müßte, als derjenige der optischen Gitter. Ein solches Gitter herzustellen, ist unmöglich. Dagegen bietet uns die Natur in den Kristallen ein solches feines Gitter dar; denn die Abstände der einzelnen Atomschwerpunktslagen in den Kristallen sind etwa in der Größenordnung von 10^{-8} cm; Röntgenstrahlen und Spaltbreiten der Kristallgitter stehen also gerade im richtigen Verhältnis. Die Sachlage kompliziert sich jedoch hier dadurch, daß ein dreidimensionales Spaltgitter vorliegt. Bragg hat nun gezeigt, daß eine einfache geometrische Veranschaulichung alles Wesentliche der Interferenzerscheinungen zum Ausdruck bringt.

Im Kristallgitter folgen bekanntlich, senkrecht zu irgend einer Richtung, Serien von Netzebenen aufeinander, nämlich Serien von mit Massenpunkten besetzten Ebenen; und diese Serien wiederholen sich in umso größeren Identitätsabständen, je einfacher die Indizes der Ebenen sind. Es lassen

sich nun die Interferenzerscheinungen von Röntgenlicht an Kristallen so auffassen, als ob die einzelnen Netzebenen als Spiegel wirksam wären, wobei wegen der Aufeinanderfolge der Ebenen und der fortgesetzten Reflexion der wenigstens teilweise eingedrungenen Röntgenstrahlen eine Interferenz erfolgt. Während aber optisches Licht unter jedem beliebigen Einfallswinkel reflektiert wird, tritt Reflexion von Röntgenlicht nur dann ein, wenn zwischen der Wellenlänge des Röntgenlichtes λ , dem Netzebenenabstand d der gerade reflektierenden Netzebenen und dem sog. Glanzwinkel ϑ die Beziehung besteht:

$$n \lambda = 2 d \sin \vartheta$$

Dabei versteht man unter Glanzwinkel den Winkel zwischen einfallendem Strahl und Netzebene. Läßt man daher ein Bündel von parallelem Röntgenlicht bestimmter Wellenlänge auf einen Kristall unter verschiedenen Winkeln zu einer stark belasteten Massenebenenserie auffallen, so werden also nur bei einer einzigen ganz bestimmten Stellung der Netzebene zum einfallenden Strahl die Röntgenstrahlen derart interferieren, daß ein Intensitätsmaximum auftritt. Den Gedanken, die Kristallgitter als Beugungsgitter zu verwenden, hatte als erster M. v o n L a u e im Jahre 1912. Die Methodik seiner Versuchsanordnung — man nennt die Methode nach ihm die L a u e - Methode — war die folgende: Ein kleines Kristallplättchen wird in einer kristallographisch genau definierten Richtung von einem schmalen Bündel Röntgenlicht durchstrahlt. Man verwendet dazu Röntgenlicht, welches viele verschiedene Wellenlängen besitzt, sog. weißes Röntgenlicht. Die abgelenkten Röntgenstrahlen werden hinter dem Kristall auf einer photographischen Platte aufgefangen. Da, wo Intensitätsmaxima sind, wird die Platte belichtet, und es entstehen Schwärzungsflecke.

Es wird im Kristall jede Netzebene mit merklicher Intensität reflektieren, für die nach der Gleichung $n \lambda = 2 d \sin \vartheta$ ein λ vorhanden ist. Mit merklicher Intensität reflektieren natürlich nur die stärker belasteten Netzebenen. Diese folgen im Kristall bekanntlich diskontinuierlich aufeinander, so daß getrennte Interferenzflecken auftreten.

Jeder Interferenzfleck kann nun einem ganz bestimmten (hkl), d. h. einer ganz bestimmten Netzebene, zugeordnet werden. Die Stärke der Schwärzung wieder gibt über die Intensität Aufschluß und gestattet so Rückschlüsse auf die sog. Belastungsgrößen, beziehungsweise die Verstärkung oder Schwächung durch den Bau der Ebenenserien in den betreffenden Richtungen. Die Auswertung der gefundenen Daten begegnet aber deshalb Schwierigkeiten, weil die Absorption, somit auch die Intensität der Röntgenstrahlen, auch von der Richtung, der Weglänge im Kristall, der Wellenlänge und anderen Größen abhängig ist, so daß ein direkter Vergleich der Intensitätsverhältnisse der einzelnen Flecken nicht möglich ist. Zu diesem Zweck ist von S c h i e b o l d ein besonderes Verfahren ausgearbeitet worden, wobei nur diejenigen Flecken miteinander verglichen werden, für die alle Größen ungefähr gleich sind, die auf die Absorption Einfluß haben.

Die L a u e - Methode hat jedoch vor allen anderen Methoden das voraus, daß man aus der Symmetrie des L a u e bildes direkt auf die Symmetrie des durchstrahlten Kristalles Schlüsse ziehen kann. Man kann zwar nicht alle Kristallklassen — es gibt deren 32 — unterscheiden, sondern nur 11, aber schon das ist ein nicht zu unterschätzender Vorteil der Methode. Daß man nicht alle Kristallklassen voneinander unterscheiden kann, beruht darauf, daß zwischen Reflexion an Flächen mit dem Index (hkl) und $(\bar{h} \bar{k} \bar{l})$ kein Unterschied besteht. Es hat dies zur Folge, daß der ganze Reflexionsvorgang zentrosymmetrischen Charakter besitzt, daß also auf einem L a u e -

bild stets ein Symmetriezentrum zu erkennen ist, auch wenn der untersuchte Kristall keines besitzt. Es ergeben also diejenigen Kristalle, die sich voneinander nur durch das Vorhandensein eines Symmetriezentrums unterscheiden, gleiche Diagramme.

Während bei der *Laue*-Methode mit weißem Röntgenlicht gearbeitet wird, benutzt man zu den beiden anderen Methoden, der Drehkristallmethode und der *Debye-Scherrer*-Methode, monochromatisches Licht, d. h. Licht von nur einer Wellenlänge.

Das Drehkristallverfahren nach dem *Polanyischen* Vorschlag besteht darin, daß ein gut ausgebildeter Kristall wiederum in einer ganz bestimmten, kristallographisch genau definierten Stellung unter gleichzeitigem Drehen vom Röntgenlicht durchstrahlt wird, während die reflektierten Strahlen auf einem Filmzylinder aufgefangen werden, dessen Achse senkrecht zum einfallenden Strahl steht. Die sämtlichen Interferenzpunkte sind auf einem System gerader Linien angeordnet, von denen die eine — man nennt sie den Aequator — das ganze Bild in zwei symmetrische Hälften teilt, während oberhalb und unterhalb des Aequators sich die sog. Schichtlinien befinden. Ihr Abstand μ (im Winkelmaß ausgedrückt) vom Aequator steht in einer einfachen Beziehung zu dem Abstand J identischer Punkte auf der Drehachse. Es ist nämlich nach *Polanyi*

$$J = \frac{n \lambda}{\sin \mu};$$

hierbei mißt λ die Wellenlänge des monochromatischen Röntgenlichtes, während n eine ganze Zahl ist, welche die Nummer der Schichtlinie angibt.

Der nächste Schritt bei einer Strukturuntersuchung ist die Bestimmung des Volumens der Elementarzelle und die Festlegung der Anzahl der in dieser Zelle enthaltenen Moleküle. Hat man z. B. einen kubischen Kristall zu untersuchen, so genügt die Kenntnis der Länge einer Würfelkante, um das Volumen des Elementarkörpers berechnen zu können; es genügt also eine einzige Drehaufnahme um eine Würfelkante als Drehachse. Bei niedrig symmetrischen Kristallen genügt nicht mehr eine einzige Aufnahme zur Festlegung der Größe der Basiszelle, sondern man muß um die verschiedenen kristallographischen Hauptrichtungen, die ja nicht mehr gleichwertig sind, Drehaufnahmen machen, um alle gesondert bestimmen zu können. Kennt man dadurch das Volumen (V) der Elementarzelle, ferner das spez. Gewicht (s) und das Molekulargewicht (M) der untersuchten Substanz, so errechnet sich die Anzahl der Moleküle (Z), die in der Basiszelle enthalten sind, nach der Gleichung

$$Z = \frac{V \cdot s}{M \cdot 1,65 \times 10^{-24}};$$

der Faktor $1,65 \times 10^{-24}$ (reziproke Loschmidt'sche Zahl) muß zu dem Molekulargewicht M hinzugefügt werden, um das kinetische Molekulargewicht in absoluten Einheiten zu erhalten. —

Die Genauigkeit der Bestimmung von J beträgt im Durchschnitt etwa 2—3%, womit nicht ausgeschlossen werden soll, daß in manchen Fällen diese Fehlergrenze sich erheblich erniedrigt, in anderen Fällen stark erhöht.

Liegt mir daran, eine Präzisionsbestimmung von J zu machen, so muß man nach einer anderen Methode arbeiten; und zwar arbeitet man in diesem Falle am besten nach einer von *Seemann* gefundenen Methode, auf die ich jedoch hier nicht näher eingehen möchte. Die Genauigkeit einer solchen Bestimmung beträgt etwa 0.1%.

Der nächste Schritt ist die Bestimmung der Translations- bzw. der Raumgruppe. Hierbei kommt es nicht mehr nur auf die Lage der einzelnen

Interferenzen an, sondern bereits auf grösste Intensitätsbetrachtungen, d. h. auf das Auftreten bzw. Fehlen ganz bestimmter Interferenzpunkte. Zu diesem Zweck müssen die einzelnen Diagramme durchindiziert werden, d. h. man muß den einzelnen Interferenzpunkten die Indizes derjenigen Netzebenen zuordnen, durch die sie entstanden sind.

Dies geschieht auf folgende Weise: Durch eine einfache geometrische Ueberlegung kann man die bekannte Gleichung $n\lambda = 2d \cdot \sin \vartheta$ so umformen, daß eine enge Beziehung zwischen ϑ , d und λ einerseits und den Indizes aller möglichen Flächen andererseits ersichtlich ist. Für den einfachsten Fall, das kubische System, lautet die so umgeformte Gleichung, die sog. quadratische Form, z. B.

$$\sin^2 \vartheta = \frac{\lambda^2}{4a^2} (h^2 + K^2 + l^2)$$

für das rhombische System

$$\sin^2 \vartheta = \frac{\lambda^2}{4} \left(\frac{h^2}{a^2} + \frac{K^2}{b^2} + \frac{l^2}{c^2} \right).$$

ϑ und λ in diesen Gleichungen sind die bekannten Größen, Glanzwinkel und Wellenlänge, hkl die Indizes aller möglichen Flächen, und a , b , c die Kantenlängen des Elementarkörpers. — In dieser Gleichung sind bekannt die Wellenlänge und die Größen a , b und c . Durch Einsetzen aller möglichen Indekskombinationen für hkl bekommt man die zu den betreffenden Flächen gehörigen Werte von $\sin^2 \vartheta$. Andererseits erhält man aus dem Abstand symmetrisch gelegener Interferenzpunkte und dem Kameradurchmesser die den einzelnen Punkten entsprechenden Werte von $\sin^2 \vartheta$. Durch Vergleich der so gefundenen Werte von $\sin^2 \vartheta$ mit den für alle möglichen Indizes errechneten $\sin^2 \vartheta$ -Werten, erhält man die Indizes der einzelnen Schwärzungsflecken entsprechenden Netzebenen. Bei diesem Vergleich der gefundenen und errechneten Werte für $\sin^2 \vartheta$ begnügt man sich im allgemeinen mit einer Uebereinstimmung von etwa $\pm 5\%$. Es tritt natürlich hierdurch eine gewisse Unsicherheit auf, die umso größer wird, je punktreicher das Diagramm ist. Es kommt dann sehr oft vor, daß entweder zwei Punkte, die sehr nahe nebeneinander liegen, sich nicht genau bestimmen lassen, oder andererseits, daß man für ein und denselben Punkt mehrere Indizierungsmöglichkeiten hat. Aus diesem Grund mache man es sich stets zur Richtschnur, daß man eine für die Bestimmung der Raumgruppe wichtige Interferenz erst dann als gesichert ansieht, wenn man denselben Reflexpunkt auf mindestens zwei von einander unabhängigen Diagrammen einwandfrei hat feststellen können.

Das Ergebnis dieser Auswertung ist eine Uebersicht über alle reflektierenden Netzebenen. Aus dem Fehlen bestimmter Indekskombinationen wird es bei Vorliegen höher symmetrischer Kristalle meistens gelingen, die Translationsgruppe, welcher der untersuchte Kristall zuzuordnen ist, einwandfrei zu bestimmen, d. h. festzustellen, ob die Elementarzelle flächenzentriert, basiszentriert oder raumzentriert ist. Bei niedrig symmetrischen Kristallen wird es dagegen wohl nur selten möglich sein, lediglich aus Drehdiagrammen um die drei Hauptrichtungen diese Frage eindeutig zu entscheiden, eben wegen der Koinzidenz mehrerer möglicher Indizierungen für einen einzigen Interferenzpunkt. Es bleibt in diesem Falle nichts anderes übrig, als durch Drehaufnahmen die Identitätsperioden in den fraglichen Richtungen festzustellen. Gelingt es, diese Identitätsperioden zu bestimmen, so ist damit die Translationsgruppe unbedingt festgelegt. Aehnlich liegen die Verhältnisse bei dem weiteren Schritt, bei Bestimmung der Raumgruppe, in welcher der betr. Kristall kristallisiert. Auf die nähere Bestimmung der Raumgruppen will ich jedoch hier nicht eingehen.

Zusammenfassend kann man sagen, daß es beim Vorliegen gut ausgebildeter Kristalle wohl immer gelingen wird, die Elementarkörperdimensionen und die Translationsgruppe, nicht immer jedoch zweifelfrei die Raumgruppe, zu bestimmen.

Die Festlegung der Atomschwerpunktlagen — der letzte Schritt einer Strukturuntersuchung, das Ziel, das immer erstrebt wird — erfordert nun nicht mehr allein gröbste Intensitätsbetrachtungen, sondern bereits z. T. quantitative Intensitätsmessungen. Eine voraussetzungslose Punktlagenbestimmung ist jedoch in den meisten Fällen nur dann möglich, wenn sich die Atomschwerpunkte in solchen Lagen befinden, die keine oder höchstens 1—2 Freiheitsgrade erfordern. Hinsichtlich der Sicherheit, die eine vollständige Strukturbestimmung auf röntgenographischem Wege besitzt, darf man die Erwartungen nicht allzu hoch spannen. Es ist vor allen Dingen dabei zu bedenken, daß die Diskussion der Intensitäten der Interferenzen, abgesehen von den Schwierigkeiten einer genauen Intensitätsmessung, stets nur eine verhältnismäßig rohe ist, weil die physikalischen Feinheiten der Beugung und Interferenz der Röntgenstrahlen im Kristallgitter noch recht wenig erkannt sind.

Während man für die Drehkristallmethode, ebenso wie für die Laue-Methode, gut ausgebildete Kristalle zur Verfügung haben mußte, besteht der Vorteil der dritten Methode, der Debye-Scherrer-Methode, darin, daß zu den Untersuchungen Kristallpulver verwendet werden muß. Die Versuchsanordnung dabei ist die folgende: der feinst pulverisierte Kristall wird, entweder zu einer Pastille gepreßt oder in ein dünnwandiges Glaskapillärchen gefüllt, mit Röntgenlicht durchstrahlt. Die Interferenzen werden auf einer hinter dem Präparat aufgestellten Platte oder ebenfalls auf einem Film aufgefangen, dessen Achse mit der Drehachse zusammenfällt.

Das Kristallpulver besteht nun aus einem völlig ungeordneten Haufwerk von Kristallen, die alle nur möglichen Lagen zu dem einfallenden Röntgenlicht haben. Je feiner das Kristallpulver ist, umso mehr Netzebenen werden sich in bevorzugter, d. h. reflexfähiger Lage befinden und die Gleichung $n\lambda = 2d \cdot \sin \vartheta$ erfüllen. Durch Drehen des Präparates läßt sich die Zahl solcher Netzebenen noch bedeutend erhöhen. Auf der photographischen Platte erscheint die Gesamtheit der Reflexionen auf konzentrisch zum Primärfleck verlaufenden Interferenzkreisen, während sich auf dem Film die Streifen als Schnittlinien zwischen einem Kegelmantel und einer Zylinderfläche abzeichnen. Man bekommt also auf diesem Wege die rascheste Uebersicht über alle im Kristall vorhandenen Netzebenen; denn infolge der völligen Unorientiertheit der Teilchen wird jede überhaupt im Kristall vorkommende Netzebene, deren Netzebenenabstand die obige Bedingung erfüllt, zur Reflexion kommen.

Aber diese Uebersicht hat einen Mangel. Man weiß nicht, welcher Kreis von welcher Netzebene hervorgebracht wird, da man ja die Stellung der gerade reflektierenden Kriställchen nicht kennt. Das experimentelle Ergebnis eines solchen Diagrammes ist immer nur eine Anzahl von ϑ -Werten, die man ja leicht aus dem Abstand zusammengehöriger Interferenzkreise und dem Kameradurchmesser berechnen kann. In der sog. quadratischen Form für das kubische Gitter

$$\sin \vartheta = \frac{\lambda}{2a} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}$$

stehen links die experimentell gemessenen Zahlen; die rechte Seite aber enthält die Möglichkeit, diese Zahlen durch eine noch unbekannte Größe a , auf deren Bestimmung der ganze Versuch hinausläuft, und durch die

Indizes hkl wiederzugeben. Liegen kubische Kristalle vor, so bereitet im allgemeinen die Bestimmung von a keine Schwierigkeiten. Bei hexagonalen und tetragonalen Kristallen mit bekanntem Achsenverhältnis können die beiden Elementarkörperkanten zuweilen auch noch bestimmt werden, bei niedrig symmetrischen Kristallen aber ist eine Bestimmung der Elementarkörpergrößen mit dieser Methode nicht mehr durchführbar. Diesem Nachteil der Debye-Methode gegenüber der Drehkristallmethode stehen aber eine ganze Reihe von Vorteilen gegenüber, über die ich im folgenden kurz berichten will. So ist es z. B. sehr leicht, aus dem Bild der einzelnen Linien einen Schluß auf die Korngröße des untersuchten Materiales zu ziehen. Während eine Korngröße von 0.2 mm die typischen Debye-Linien noch nicht erkennen läßt — auf dem Film erscheinen nur wahllos verstreute Punkte — ist die Punktanordnung bei einer Korngröße von etwa 0.08 mm bereits eine geordnete. Bei weiterer Kornverfeinerung werden die reflektierten Pünktchen ebenfalls kleiner und zahlreicher und fließen schließlich, wenn das Pulver eine Korngröße von 0.01 mm erreicht hat, zu den bekannten ringförmigen Streifen zusammen. Bei noch weiter abnehmender Teilchengröße beginnen die scharfen Linien unscharf und breiter zu werden. Werden die Teilchen schließlich außerordentlich klein, etwa von der Größenordnung 10^{-6} bis 10^{-7} cm, dann hat die Verbreitung der Linien so zugenommen, daß nur noch schwache Andeutungen der Interferenzfigur erkennbar sind. Schließlich verschwinden die Interferenzen vollkommen und machen einer allgemeinen Schwärzung Platz; die untersuchte Substanz ist amorph. Man kann also durch Aufnahme monochromatischer Pulverdiagramme feststellen, ob eine vorgegebene Substanz amorph oder kristallin ist, oder in welchem sonstigen Zustand der Kristallisation sie sich befindet.

Häufig kann es von großem Wert sein, das Vorhandensein bestimmter Substanzen in einem Gemisch nachzuweisen. Ist das Diagramm der reinen Komponente bekannt, so gelingt es in den meisten Fällen, aus dem Diagramm des Gemisches die Anwesenheit oder Abwesenheit der gesuchten Substanz aus dem Auftreten bzw. Fehlen der für sie charakteristischen Interferenzlinien festzustellen. Schwierig, ja in vielen Fällen unmöglich wird dies jedoch dann, wenn sowohl die reine Substanz wie das Gemisch sehr linienreiche Diagramme liefern und zwar wegen der in solchen Fällen sehr häufigen Koinzidenz von Interferenzstreifen.

Dagegen läßt sich einwandfrei feststellen, ob sich in einem System durch chemische Umsetzungen eine neue kristallisierte Phase gebildet hat, und zwar an dem Auftreten der ihr zugehörenden neuen Interferenzlinien.

So wurde z. B. in der Literatur der Eisenoxyde von manchen Forschern die Anschauung vertreten, daß zwischen Fe_2O_3 und Fe_3O_4 ein weiteres Oxyd existiere. Die Röntgenuntersuchung eines durch Glühbehandlung teilweise abgebauten Fe_2O_3 mit der Zusammensetzung $FeO_{1.39}$ lieferte auf dem Diagramm in nahezu gleicher Stärke das Liniensystem des Fe_2O_3 und des Fe_3O_4 ; das Präparat $FeO_{1.39}$ ist also ein mechanisches Gemenge nahezu gleicher Gew.-Teile von Fe_2O_3 und Fe_3O_4 . Wenn ein Zwischenoxyd existieren würde, hätte ein neues Gitter und damit neue Interferenzmaxima auf dem Film sich einstellen müssen. Ferner zeigte das Auftreten der Gitter der reinen Oxyde, daß keine festen Lösungen der beiden Oxyde miteinander vorkommen; sonst hätten sich die Ringabstände der reinen Fe_2O_3 - bzw. Fe_3O_4 -Gitter unter Beibehaltung des allgemeinen Aussehens ein wenig ändern müssen.

Zum Schluß möchte ich Ihnen noch kurz einige technische Beispiele bringen, welche zeigen, daß in manchen Fällen nur die Röntgenunter-

suchung im Stande ist, Fragen zu klären, die für den Techniker von großem Interesse sein können. Bei starker Erhitzung von Gläsern tritt bekanntlich eine Entglasung ein, und es scheiden sich feine Kriställchen ab, deren chemische Zusammensetzung nur auf dem Wege der Röntgenstrukturuntersuchung erkennbar ist. So wurde z. B. von Dietzel bei der Entglasung von Spiegelglas die Ausscheidung von Tridymit und Wollastonit aus dem Auftreten der entsprechenden Debye Linien nachgewiesen. Ferner konnte Riedel die umstrittene Frage, ob die rote Farbe des Kupferrubinglases durch eine kristalline Abscheidung von elementarem Kupfer oder von Kupferoxydul zustande kommt, durch Debye aufnahmen zugunsten der ersteren Anschauung entscheiden. Ein weiteres Beispiel aus der Technik gibt Glocker an: In einer Glasur eines elektrischen Isolierkörpers traten grünliche Verfärbungen im Laufe der Benutzung, offenbar als Folge starker Erwärmung auf; gleichzeitig wurde die Oberfläche schwach leitend. Es wurde vermutet, daß das in der Glasur enthaltene Bleioxyd in metallisches Blei zerfalle und daß das letztere sich amorph oder kristallin ausscheide; ein chemischer Nachweis aber war nicht zu erbringen. In der Debye aufnahme traten schwache Linien auf, die mit Hilfe einer Aufnahme von reinem Blei als Bleilinen identifiziert werden konnten; es handelte sich also tatsächlich um eine Ausscheidung von elementarem Blei in fein kristalliner Form. — In unserem Institut konnten wir mit Hilfe von Debye aufnahmen nachweisen, daß bei einem entglasten Cerglas die ausgeschiedenen Kriställchen aus Cerdioxid bestanden.

Diese kurzen Beispiele — ich könnte deren noch beliebig viele anführen — haben Ihnen wohl gezeigt, daß die röntgenographischen Untersuchungsmethoden nicht mehr, wie vor einigen Jahren noch, lediglich in wenigen wissenschaftlichen Instituten angewandt werden dürfen, sondern daß sie auch berufen sind, weitgehend in der Technik benutzt zu werden. Eine große Anzahl von Problemen technischer Art sind noch zu lösen, bei deren Aufklärung die Untersuchung mittels Röntgenstrahlen eine große Rolle spielen wird.

Aus Untersuchungen über das Verhalten des Glases bei konzentrierter Belastung.

Zugleich Referat über Preston, Ueber Schießen durch Glas mit einem Gewehr. (On shooting through glass with a rifle.) Journal of the Society of Glass Technology, Jg. 1927, S. 283—286.

Von Otto Graf.

(Eingeg. 4. Juni 1928.)

Das Verhalten des Glases bei plötzlicher konzentrierter Belastung ist von erheblicher praktischer Bedeutung. Die Widerstandsfähigkeit des Glases bei dieser Beanspruchung wird deshalb bei der Herstellung und Abnahme von Gläsern seit langer Zeit durch vergleichende Schlagversuche verfolgt. Weitere Aufschlüsse werden u. a. durch Erkundung der Vorgänge bei Ueberanstrengung der Gläser durch konzentrierte Lasten gesucht, ohne daß bis jetzt hinreichende Klarstellung erreicht ist. Es dürfte aber berechtigt sein, hier einige Beobachtungen aus den letzten Jahren zu erörtern, um weitere Untersuchungen anzuregen, da schon die bisherige Kenntnis der Vorgänge für die Beurteilung von Bruchschäden beitragen kann.