

MÖGLICHKEITEN DER RÖNTGENDIFFRAKTOMETRISCHEN BESTIMMUNG DES MEHRACHSIGEN SPANNUNGSZUSTANDES*

Von

I. S. SZÁNTÓ

Institut für Mechanische Technologie der Technischen Universität, Budapest

(Eingegangen am 1. September 1958)

1. Einleitung, Zielsetzung

Wie bekannt, pflegt man die mechanischen Eigenschaften eines Werkstoffes zu ermitteln, indem man ihn einer Zerreißprobe unterwirft. Man erhält hierbei die klassischen Kenndaten, die Zerreißfestigkeit, die Streckgrenze, die Dehnung und die Kontraktion. Die Unzulänglichkeit dieser Kenndaten besteht darin, daß sie wenig davon verraten, wie sich ein gegebenes Werkstück während der Beanspruchung verhalten wird. Das fragliche Werkstück befindet sich nämlich während des Betriebes unter ganz anderen Bedingungen, als unter denen die normale Zerreißprobe durchgeführt wird, wie dies aus Tabelle 1 erhllt, in der die wichtigsten Vergleichspunkte zusammengestellt sind.

Tabelle 1

Vergleichspunkt	Zerreißprobe	Betriebspraxis
Form	symmetrisch (zumeist zentrosymmetrisch)	gegliedert, abgerundet, mit Bohrung versehen
Spannungsverteilung	homogen	inhomogen
Spannungszustand	einachsig	mehrachsig
Art des Bruches	Trennbruch	Sprödbruch

Von der Gestalt und den Abmessungen des zu untersuchenden Werkstückes bis zur Zerreigeschwindigkeit sind also viele Faktoren zu bestimmen, um Vergleichszahlen für das mechanische Verhalten der Werkstoffe ermitteln

* Vortrag auf dem I. Kongre für Werkstoffprüfung an der Ungarischen Akademie der Wissenschaften, am 22. 8. 1958.

zu können. Auch wird der Probekörper unter Bedingungen zerrissen, unter denen ein Werkstück in der Praxis nicht zu brechen pflegt.

Um der Lösung des Problems näher kommen zu können, müssen jene Umstände untersucht werden, die einen Sprödbbruch verursachen können oder besser, es sind jene Bedingungen zu untersuchen, deren Beachtung die Wahrscheinlichkeit eines Sprödbrechens auf ein Minimum herabzusetzen vermag.

Die Grundgleichung der SIEBELSchen Dimensionierungstheorie

$$\alpha_k \cdot \sigma_n \leq \frac{k \cdot \sigma_s}{n}$$

enthält diejenigen Faktoren, die bei der Lösung des Problems in Betracht zu ziehen sind. Die Bezeichnungen stimmen mit den von GILLEMOT [1] benützten überein. Der Faktor α_k der Gleichung definiert die Verhältnisse der Spannungsverteilung, die mit der Gestalt des Werkstückes zusammenhängt, während in dem Koeffizienten k eigentlich eine Funktion mit mehreren Veränderlichen enthalten ist, die als Resultante jene Zunahme der Belastbarkeit kennzeichnet, welche an der örtlich am stärksten in Anspruch genommenen Zone des Werkstoffes auftritt.

Wie der Faktor k mit den verschiedenen Veränderlichen in einen eindeutigen Zusammenhang gebracht werden kann, ist noch eine offene Frage, gewiß ist aber die Gefahr eines Sprödbrechens umso größer, je kleiner der Wert von $\frac{k}{\alpha_k}$ ist. Den Wert von k beeinflussen jedenfalls hauptsächlich folgende Faktoren:

1. die Betriebstemperatur (T),
2. die Geschwindigkeit der Belastungszunahme (v) und
3. der mehrachsige Spannungszustand, der infolge der gegebenen Inanspruchnahme entsteht, genauer das Verhältnis der Hauptspannungen der räumlichen Spannungsverteilungen. Dieses letztere pflegt man nach KOCHEN-DÖRFER [2] den »Mehrachsigkeitsfaktor« zu nennen, der sich im Sinne der Grunddefinition in der Form

$$\varkappa = 1 - \frac{\sigma_{\text{red}}}{\sigma_1}$$

schreibt.

Sein konkreter Wert verändert sich, allerdings ohne große Unterschiede, je nach der Dimensionierungshypothese die der Bestimmung von σ_{red} zugrundegelegt wird.

Im einfachsten Falle gilt im Sinne der MOHRschen Definition der Vergleichs-Spannung (σ_{red}) für

$$\varkappa = 1 - \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{\sigma_1} = \frac{\sigma_3}{\sigma_1}$$

Der Einfluß der beiden ersten Zustandsfaktoren (T, v) auf den Wert von k ist klar und bedarf keiner weiteren Begründung. Die eigenen Untersuchungen setzten sich deshalb vor allem zum Ziel, zwischen dem Mehrachsigenfaktor und der Neigung zu einem Spröd- oder Trennbruch des Werkstoffes eine eindeutige Wechselbeziehung zu suchen.

Die vorliegende Abhandlung bezweckt einerseits, jene Zusammenhänge zu beleuchten, die zwischen dem Mehrachsigenfaktor und der neuen Zustandsgröße, dem Verzerrungsindex Δ'/Δ'' bestehen, der die Sprödbruchneigung der Raumgitterstruktur bzw. ihren Verzerrungsgrad kennzeichnet. Andererseits sollen die bisherigen Ergebnisse in der praktischen Verwirklichung in großen Zügen dargestellt werden.

Die Messung kann derzeit am zweckmäßigsten mit röntgendiffraktometrischen Methoden durchgeführt werden [3].

2. Die Schwierigkeiten der klassischen Röntgenmethode

Das Grundprinzip der Messung ist seit mehreren Jahrzehnten bekannt. Es beruht auf der Beobachtung der submikroskopischen Verzerrungen, die sich in der atomaren Raumgitterstruktur der Metalle abspielen. Für die quantitative

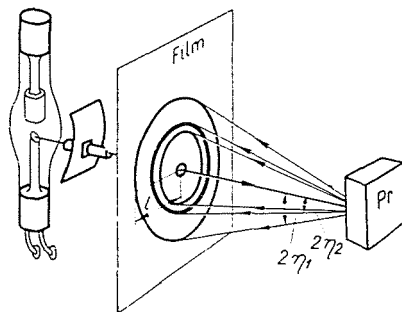


Bild 1. Prinzipielle Anordnung des Röntgen-Rückstrahlverfahrens

Bestimmung der Gitterverformung hat sich eine Abart der bekannten DEBYE—SCHERRERSchen Methode, das Rückstrahlverfahren am besten bewährt. Dieses Verfahren weist die größte Registrierempfindlichkeit auf, und seine Anwendbarkeit wird durch die Größe des zu untersuchenden Werkstückes nicht beeinträchtigt. Die prinzipielle Meßanordnung zeigt Bild 1 [4].

Die Spannungsmessung geschieht auch hier wie bei jedem anderen tensometrischen Verfahren in zwei Phasen :

1. Bestimmung der durch die Spannungen verursachten Gitterverformung ;

2. Umrechnung der Gitterverzerrungen in eine gleichwertige Spannung.

Ein Unterschied im Vergleich zu anderen Verfahren ergibt sich nur in der Größenordnung der Grundmeßlänge. Während diese bei den normalen Dehnungsmeßverfahren zwischen 2 und 20 mm fällt, ist dem Röntgenverfahren die Größenordnung eines Ångström zugrundegelegt, weil es die relativen Veränderungen des Netzebenen-Abstandes registriert. Es ist also klar, daß sich auf röntgendiffraktometrischem Wege auch Spannungsverteilungen mit steilen Gradienten in zufriedenstellender Weise messen lassen. Die Empfindlichkeit des Verfahrens hat aber neben seinen Vorzügen auch Nachteile. Die Einstellung ist verwickelt und auch in die Auswertung können sich leicht Fehler einschleichen.

All dies scheint den Umstand hinreichend zu begründen, daß sich die röntgendiffraktometrische Spannungsbestimmung in der Betriebspraxis noch nicht durchgesetzt hat, was hauptsächlich auf folgendes zurückzuführen ist :

1. Die Brauchbarkeit der Ergebnisse wird durch einen grundsätzlichen inneren Widerspruch in Frage gestellt. Dieser besteht im wesentlichen darin, daß man mit Hilfe der Messung über die Formveränderungen der submikroskopischen Bereiche Aufschluß erhält, die Ergebnisse jedoch trotzdem mit einer makroskopischen, in der klassischen Mechanik gebräuchlichen, auf kg/mm^2 lautenden Maßzahl angibt. Der makroskopisch gedeutete und allgemein übliche Begriff der Spannung ist unter atomaren Dimensionen nur als sehr grobe Annäherung zu betrachten.

2. Die aufnahmetechnischen Vorschriften des klassischen Verfahrens sind streng und machen die manuelle Durchführung des Meßprozesses schwerfällig. Das Haupthindernis der Verbreitung in der Praxis ist die für Messungen an Ort und Stelle ungeeignete Ausführung der gangbaren Röntgendiffraktionsgeräte.

3. Die bis jetzt bekannte Meßtechnik ist nicht immer anwendbar, auch wurden die realen Möglichkeiten für ihre Anwendung bis jetzt noch nicht klargelegt.

3. Der Weg zur Beseitigung der Schwierigkeiten

Die Lösung des Problems rückte jene *neue Zielsetzung* näher, die die röntgenographische Methode auf der Suche nach dem Mehrachsigenfaktor erhielt, bei der nämlich, entsprechend der Definition von ν , das Verhältnis der Hauptspannungen zu bestimmen ist. Hierdurch wird der Einfluß des Elastizitätsmoduls E ausgeschaltet, der wegen der mechanischen Anisotropie Störung verursachen kann.

Auch das *physikalische Grundprinzip* der Messung änderte sich. Im Sinne der neuen Betrachtungsweise stellen Metalle bzw. deren Legierungen eigentlich polykristalline Gitterblockhaufen dar. Der Verlauf ihrer Formveränderungen

ist eine Massenerscheinung, die aus kleineren oder größeren Platzverschiebungen von Atomgruppen zwar begrenzter, aber sehr großer Zahl resultiert. Mit den derart zur Verfügung stehenden Mitteln lassen sich nur die Massenverschiebungen der Atomgruppen bzw. ihre statistische Formveränderung registrieren. In diesem Gedankengang hat deshalb der Netzebenenabstand d die Rolle einer Wahrscheinlichkeitsveränderlichen. Zugleich können auf die Erscheinung die Gesetze der mathematischen Statistik angewandt werden. Auf diese Weise ist es möglich das Maß der aus den Spannungen resultierenden Gitterformveränderungen, d. h. die Größe der Verzerrung mit je einer Wahrscheinlichkeits-Verteilung durch das sogenannte Verzerrungsspektrum $p(d)$ oder $p(\xi)$ zu charakterisieren.

Auch die *tatsächliche Auswertung* änderte sich. Zur Beschreibung der Spektren $p(d)$ hat man die Bezeichnung mit dem Verzerrungsindex, nämlich die beiden zusammenhängenden Indexziffern der spezifischen Gestaltveränderung Δ' und Δ'' eingeführt. Der erste Teilkalkül bedeutet die in der Hauptrichtung der Belastung gemessene Gitterdehnung in Promille, bezogen auf den wahrscheinlichsten d -Wert.

$$\Delta' = \frac{(d - d_0)}{d_{v_0}} \cdot 10^3 \quad (\text{‰}).$$

Der zweite Teilkalkül bestimmt die quadratische Durchschnittsstreuung für den Haufen der gemessenen d -Werte um den Hauptwert von d_v und indiziert als solcher die örtliche Verzerrungs-Ungleichheit. Seine Definition lautet

$$\Delta'' = \frac{\xi_n}{d_v} \cdot 10^2 \quad (\text{‰})$$

wo ξ_n den Formkoeffizient der Verteilung in der Höhe des Inflexionspunktes der Kurve bezeichnet.

Zur Bestimmung der Verzerrungsindexe benützt man neuerdings gleichzeitig alle meßbaren Daten des Röntgenogramms, nämlich :

- a) die Verschiebung der Linienmaxima ;
- b) die Linienformverbreiterung ;
- c) die Verteilung der Intensität, d. h. das Linienprofil, und
- d) den Winkel der Steigung der Grundschwärzung. Aus der Operation a) kann der Wert von d , aus b) und c) ξ_n , endlich aus d) die Grundziffer der sogenannten ζ -Korrektion errechnet werden, welche letztere zum gegenseitigen Vergleich der Aufnahmen unter sich dient. Durch diese läßt sich nämlich die aus der Verschiedenheit der Belichtung und der Entwicklung resultierende Intensitätsänderung ausgleichen.

4. Experimentale Grundlagen der neuen Bewertungsmethode

Auf Bild 2 ist die mikrophotometrisch hergestellte Diagrammserie einer Reihe eigener Messungen zu sehen. Ein Stahlwerkstoff von nahe perlitischer Konzentration wurde auf reine Biegung mit stufenweise zunehmenden Belastungsgraden in Anspruch genommen. Die Abbildung läßt gut erkennen, wie sich die Breite der Linienform in der Funktion der Belastungssteigerung verändert. Die Erscheinung begleitet zugleich eine Abnahme des Linienspitzen-Höchstwertes.

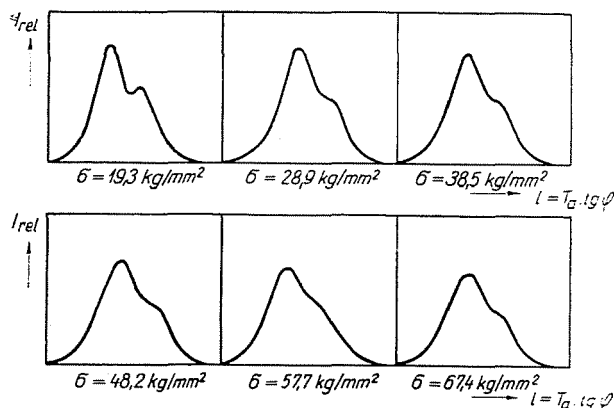


Bild 2. Mikrophotogramme von Röntgenaufnahmen: Stahl durch Biegung stufenweise zunehmend beansprucht

Bild 3 veranschaulicht das Prinzipschema der Veränderung im $p(\xi)$ -Spektrum. Die wachsende Verschiebung der Linienspitzen und die Verbreiterung der Linienformen, ihre zunehmende Diffusion erfolgt in gut meßbarer Weise.

Bild 4 zeigt auch das Prinzipschema der Veränderung bei Belastungen in der Umgebung der Streckgrenze. Hier ergaben die Experimente im Laufe der Belastungszunahme eine gewisse Unregelmäßigkeit, eine sogenannte Streckgrenzen-Anomalie, die darin besteht, daß die Symmetrie der Linienform — sobald σ_S erreicht ist — aufhört. Es tritt nämlich eine relative einseitige Profilverschärfung ein, was auf Grund der Anschauungen über den Mikromechanismus der Verzerrung zufolge der Verkrümmung bzw. des Abgleitens der die größten elastische Verzerrung erlittenen Netzebenen leicht einzusehen ist.

Bild 5 stellt Veränderungen der vorhergegangenen Linienprofile durch Verzerrungsindexe dar. Die beiden zusammengehörigen Diagramme beziehen sich auf den einachsigen Spannungszustand ($\varepsilon = 0$). Die aus der Asymmetrie resultierende, scheinbare negative Verschiebung der Linienspitze wird

durch die Kurve Δ' veranschaulicht, während der Index Δ'' das Bild der in der nächsten Nähe der Streckgrenze eintretenden Streuungsabnahme zeigt.

Bild 6 ist eine Darstellung des Grenzfalles des dreiachsigen Spannungs-

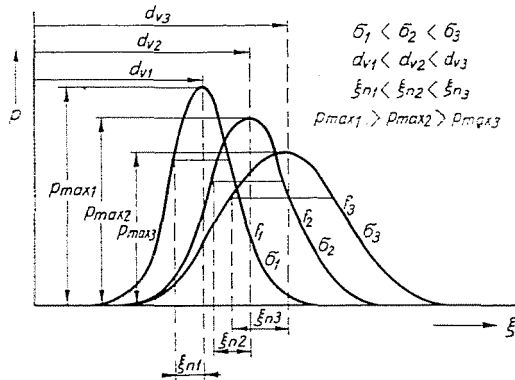


Bild 3. Prinzipschema der Spannungsänderung, durch Verzerrungsänderung dargestellt

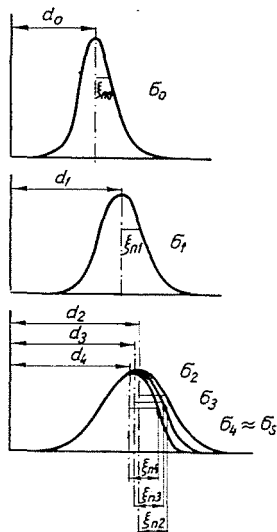
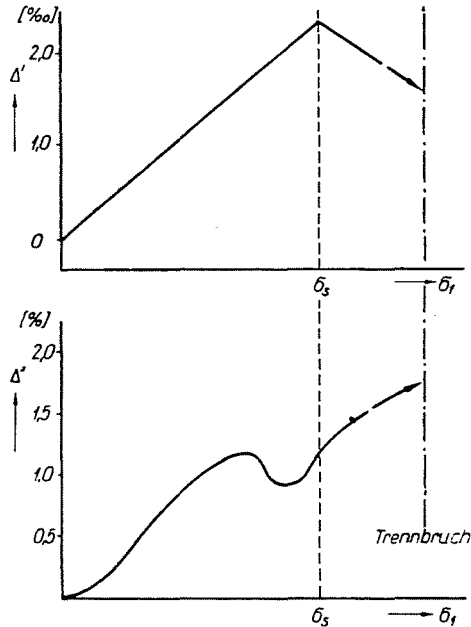


Bild 4. Streckgrenzen-Anomalie in der Serie der Verzerrungsspektren (Prinzipschema)

zustandes, bei dem $\sigma_1 = \sigma_3$, also $\alpha = 1$. In diesem Falle bleibt der Wert der spezifischen Hauptverzerrung trotz der zunehmenden Hauptspannungen notwendigerweise unverändert. Der Wert von Δ'' zeigt hingegen wegen der verschiedenartigen Arretierung der die gleichgerichteten Individuen des Kristallithaufens umgebenden Nachbarkristalliten eine ständig steigende Tendenz.

Bild 7 enthält die zwischen die beiden Grenzfälle einzureihende Kurvenschar. Die Werte Δ' und Δ'' verändern sich in Abhängigkeit von der größten Hauptspannung: σ_1 . Die verschiedenen κ -Werte sind die Parameter der Kurven.

Aus der Umformung dieser Doppel-Kurvenschar ergibt sich Bild 8, auf dem die Verzerrungsindexe als Funktion von κ aufgetragen sind, u. zw. diesmal nach dem Parameter der ordnungsmäßig zunehmenden σ_1 Hauptspannungs-



[Bild 5. Linienprofil-Veränderungen, dargestellt mit Hilfe von Verzerrungsindexen.
Fall $\kappa = 0$. Einachsiger Spannungszustand, $\sigma_1 \neq 0$; $\sigma_3 = 0$

Werte. Der Mehrachsigen-Faktor kann aus den zusammengehörigen Werten von Δ' und Δ'' zeichnerisch ermittelt werden.

5. Verbesserung der Aufnahmetechnik

Die technische Durchführung der röntgendiffraktometrischen Messungen wurde durch ein neues Zielgerät für Feinstruktur-Untersuchungen, den *Röntgen-Deformographen* bedeutend gefördert, das ich mit meinem Mitarbeiter, Dipl. Ing. E. CZOBOLY gebaut habe. Die bis jetzt benutzten Apparate sind ausschließlich ortsgebunden in Laboratorien verwendbar,

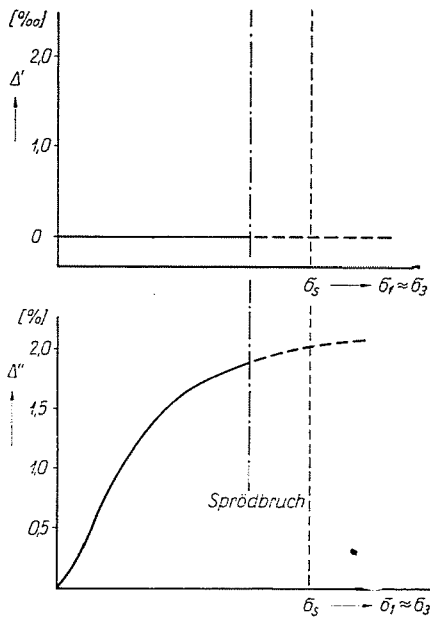


Bild 6. Linienprofil-Veränderungen, dargestellt mit Hilfe von Verzerrungsindexen. Fall $\kappa = 1$. Grenzlage eines dreiachsigen Spannungszustandes. $\sigma_1 \approx \sigma_3 \neq 0$

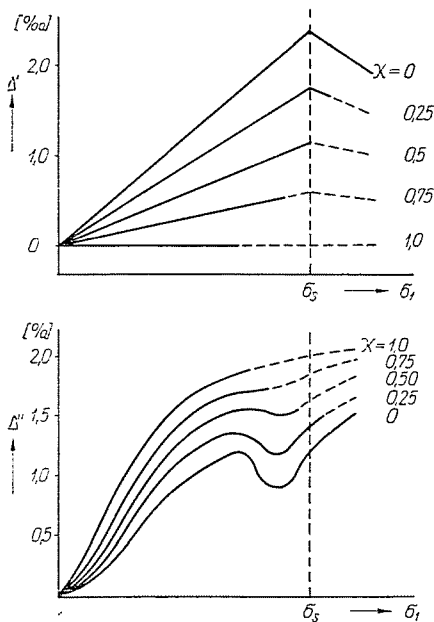


Bild 7. Veränderung der zusammengehörigen Werte von Δ' und Δ'' in Abhängigkeit von der größten Hauptspannung σ_1 , bei verschiedenen κ -Werten

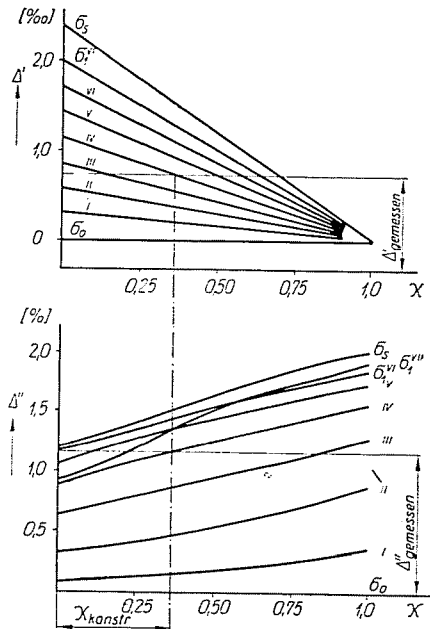


Bild 8. Wertveränderung der Verzerrungsindexe in Abhängigkeit des Mehrachsigenfaktors κ nach dem Parameter der verschieden großen σ_1 Hauptspannungswerte

was seine Erklärung unter anderem darin findet, daß die Feinstruktur­röhren mit Wasserkühlung arbeiten, die Untersuchungen also nur in der Nähe einer Wasserleitung stattfinden können. Andererseits können eingebaute Werkstücke und Maschinenteile nicht untersucht werden, da ihre Dimensionen natürlich zumeist die Maße der normalen Probekörper überschreiten, die man bewegen und in gewohnter Anordnung genügend nahe an die Röntgenröhre der gebräuchlichen Feinstruktur­Untersuchungsgeräte heranbringen kann. Zur

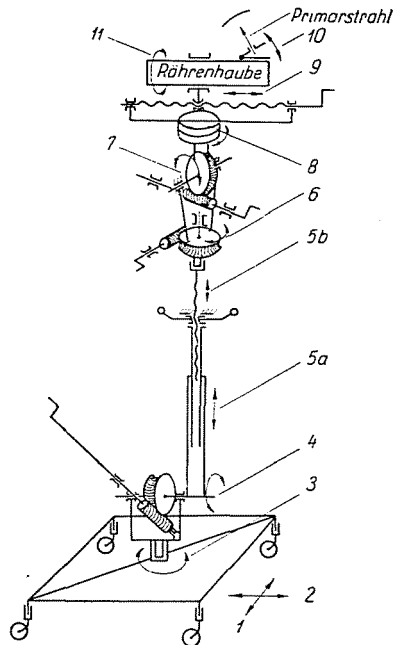


Bild 9. Kinematische Skizze des Stativs für den Röntgen-Deformographen

Bestimmung der Eigenspannungen hat aber die Untersuchung nur dann einen eigentlichen Sinn, wenn Maschinenteile in zusammengebautem Zustand und eventuell während des Betriebes gemessen werden können.

Das Neuartige am erwähnten Deformographen besteht darin, daß die Röntgenröhrenhaube vom Hochspannungserzeuger und vom Schaltkasten getrennt, in ein Stativ eingebaut ist, durch welches die Röhre in jeder Richtung fixiert und eingestellt werden kann. Der Apparat ist in Teile zerlegbar und tragbar ausgeführt. Prinzipiell ist es möglich, den Apparat an jeden beliebigen Maschinenteil heranzubringen. Für Prüfungen an Ort und Stelle eignet er sich auch deshalb, weil er vom Leitungswasser unabhängig ist und eine mit einer eigener Pumpenanlage versehene Kühlvorrichtung besitzt.

Das Stativ rollt übrigens auf einem mit Rädern versehenen kleinen Wagen und kann mit Stützschauben arretiert werden, die ein punktartiges Aufliegen gewährleisten. Auf den Wagen sind die horizontal und vertikal gleichermaßen drehbaren, im Teleskop-System gebauten Spindeln montiert; sie ermöglichen die Einstellung der Röntgenröhre auf jeden freigewählten Punkt des Raumes mit beliebiger Richtstrahlung des primären Bündels. Diese Bewegungsmöglichkeiten sind auf der kinematischen Skizze in Bild 9 mit den Ziffern 1—5 bezeichnet. Die Kippmöglichkeiten 6—7 dienen der Fein-

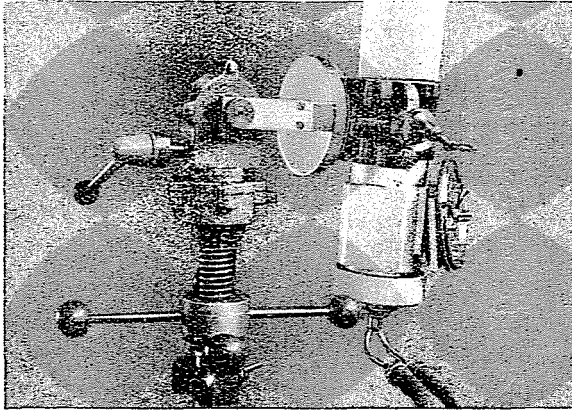


Bild 10. Der obere Teil des Deformograph-Stativs mit der Translations- bzw. Kippvorrichtung. Auch die auf der Röhrenhaube angebrachte Rückstrahlkamera ist sichtbar

einstellung, d. h. der genauen Einstellung des Winkels zwischen dem primären Strahl und der Objektoberfläche. Die mit 8 und 9 bezeichneten Bewegungsrichtungen ermöglichen es, die Oberfläche des Werkstückes jeder frei gewählten Linie entlang zu prüfen. Da aber der Röntgenstrahl von der Achse der Röhre je nach ihrer technischen Ausgestaltung um 6—8 Winkelgrade abweicht, ist auch die mit 10 bezeichnete Einstellungsmöglichkeit vorgesehen. Die Drehung der Röhre um ihre eigene Achse ist durch die mit 11 bezeichnete Bewegung ermöglicht; sie erleichtert die Prüfung von Oberflächenteilen, an die schwerer heranzukommen ist. Den oberen Teil des Deformograph-Stativs mit der eingebauten Röntgenröhre und der Rückstrahl-Kassette veranschaulicht Bild 10. Die ausführliche Beschreibung des Apparates findet sich andernorts [5].

6. Gesichtspunkte für die Wahl eines Röntgenverfahrens

Abschließend wird es zweckmäßig sein, eine Übersicht über die Fälle und Methoden zu geben, in und nach welchen die Röntgenbestimmung der Gitterformänderungen mit größtem Erfolg angewendet werden kann. Dies

hängt vor allem davon ab, mit welchen röntgenphysikalischen bzw. metallographischen Gegebenheiten man bei der Prüfung von Maschinenkonstruktionsteilen zu rechnen hat.

Man kann zwei Hauptgruppen der in Betracht kommenden Faktoren unterscheiden :

A) Röntgenphysikalische Bedingungen

Zwecks Vervollkommnung der Rückstrahl-Aufnahmetechnik sind einige grundlegende Voraussetzungen zu erfüllen. Am entscheidendsten ist die richtige Wahl der zur Prüfung verwendeten Röntgenstrahlen, die nach folgenden Gesichtspunkten zu erfolgen hat :

- a) die Reflexionen müssen sich in der das $\theta = 90^\circ$ am meisten annähernden Winkellage bilden ;
- b) die Strahlung darf keine sekundären (fluoreszenten) Röntgenstrahlen in irgendeinem Element des zu prüfenden Materials erregen ;
- c) die Härte der Strahlung ist unter Bedachtnahme auf die Absorptionsfähigkeit des zu prüfenden Materials zu wählen.

Bei der Gitterverzerrungsuntersuchung polykristalliner Stoffe läßt sich vom Zustand des Objektes ein vollkommeneres Bild erzielen, wenn gleichzeitig mehrere Arten von Röntgenstrahlungen angewandt werden. Infolge der selektiven Wirkung des Röntgenlichtes gibt jede Art der Strahlen betreffs der Gitterverzerrung Meßergebnisse in je einer anderen Richtung. Der Strahlentyp und die Lage des Einfallwinkels des Strahlenbündels bestimmen die Richtung, entlang derer man auf röntgenographischem Wege den durchschnittlichen Wert der Gitterdehnungen messen kann.

Weiters ist in Betracht zu ziehen, daß das in der Praxis angewandte primäre Röntgenwellenband nie homogen ist. Trotzdem ergaben die Serienmessungen, daß zur Bestimmung der Gitterverzerrungen weder ein β -Filter, noch ein Kristall-Monochromator notwendig ist, was eine viel bessere Ausnützung der Belichtungsdauer ermöglicht.

Es ist ferner zu beachten, daß infolge der endlichen Abmessungen des Apparates auch die geometrischen Dimensionen der Anordnung nicht punktartig sind. Dies kann in einem gewissen Grad mit einer geeigneten Fokussierungstechnik ausgeglichen werden, doch stehen eigene Erfahrungen auf diesem Gebiete, besonders hinsichtlich der Umstände des Rückstrahlverfahrens, noch nicht zur Verfügung.

B) Metallographische Kriterien

Die Auswahl der Aufnahmetechnik können folgende Eigenschaften des zu prüfenden Materials beeinflussen :

a) Chemische Zusammensetzung.

Von dieser hängt der Atomstreuoeffizient und die Häufigkeit der indizierenden (*hkl*) Netzebenenreihe ab, die für die Belichtungsdauer entscheidende Bedeutung hat.

b) Die Inhomogenität des Gefüges.

Im Falle homogener und nahezu isotroper Metalle ergibt sich innerhalb breiter Anwendungsgrenzen kaum eine Änderung des Linienprofils. Bei homogenen und anisotropen, besonders aber bei Legierungen von heterogener Struktur zeigen die andernfalls gleiche Eigenschaften indizierenden Körnchen im Verhältnis zur makroskopisch registrierbaren durchschnittlichen Verzerrung kleinere oder größere Streuungen.

c) Die Textur des Gefügebauens, der Grad ihrer Ordnung.

Die Auswertung ist umso verlässlicher, je näher das geprüfte Material an den statistisch ungeordneten, sogenannten quasiisotropischen Zustand herankommt.

d) Die Größe der Kristalliten (Mosaik-Blöcke), d. h. der kohärent reflektierenden Gitterbereiche.

Gut auswertbare, scharfe und kontinuierliche Reflexionsringe entstehen nur, wenn die durchschnittliche lineare Ausdehnung der einzelnen Kristallit-Körnchen zwischen $10^{-2} \div 10^{-4}$ mm liegt. Sind die Körnchen größer, bricht der Ring in Flecke auseinander, deren quantitative Auswertung nur mit Hilfe asteristischer Meßzahlen und weniger genau durchführbar ist. Auch die feiner als optimale Körnung erschwert die Auswertung. In diesem Falle kann die Verbreiterung der Linienform diffus werden und zwar nicht nur als Folge der zunehmenden Gitterverzerrung, sondern auch wegen der ein Zehntelmikron betragenden oder noch geringeren Korngröße. Die infolge der groben Korngröße entstehenden Schwierigkeiten der Auswertung können mit Hilfe aufnahmetechnischer Kunstgriffe (z. B. Schwenkungen in kleinem Winkelbereich) zum Teil beseitigt werden [6].

e) Die Beschaffenheit der zu prüfenden Objektoberfläche.

Am meisten hat sich die Vorbereitung der Oberfläche nach dem elektrolytischen Verfahren bewährt, weil die Ätzung in der zu prüfenden Oberschicht Unebenheiten und mit der mechanischen Polierung zugleich auch eine zusätzliche Verzerrung zustande bringen kann [7].

Die Möglichkeiten der Verwendung der verschiedenen Röntgenverfahren in Abhängigkeit von den metallographischen Kriterien veranschaulicht Bild 11 in einer dreidimensionalen Tabelle. (Die nähere Beschreibung der einzelnen Verfahren würde über den Rahmen dieser Abhandlung hinausgehen, weshalb

davon Abstand genommen wird.) Die in den Tabellenfeldern 2, 5, 7, 8 und 9 enthaltenen Feststellungen werden auch durch unsere eigenen Versuchsreihen bestätigt. Die für die Messung von Verzerrungsindizes geeignete komplexe Methode hat sich gerade bei den häufigsten technischen Anwendungen, bei der Prüfung feiner und mittlerkörniger Stähle, von Gußeisen und veredelter

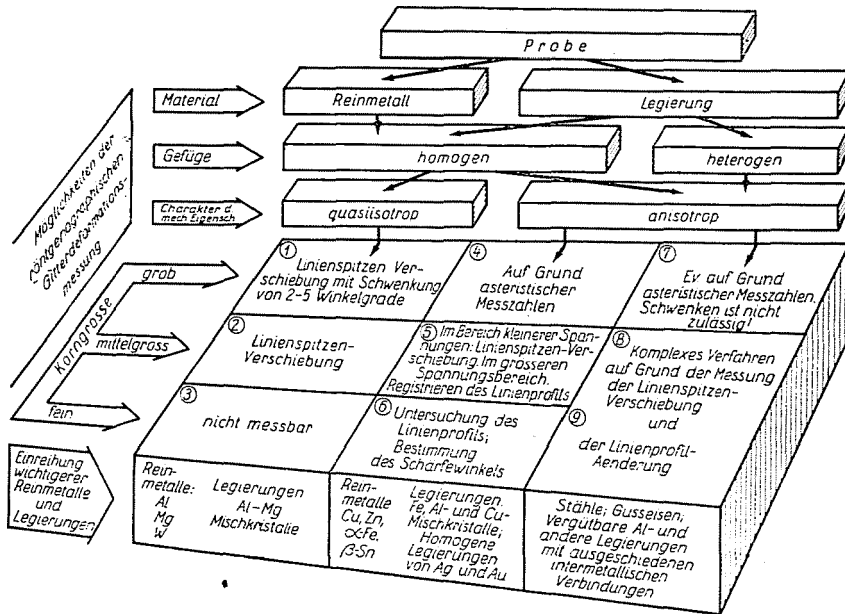


Bild 11. Dreidimensionales Modell zur Veranschaulichung der Anwendungsmöglichkeiten von Röntgenverfahren

Al-Legierungen, als die entsprechendste erwiesen. Im 3. Falle ist es zwar auf röntgenographischem Wege nicht möglich, die Gitterverzerrungen verlässlich zu messen, doch kommt die Prüfung sehr feingekörnter Reumetalle in der Praxis in den seltensten Fällen vor.

7. Zusammenfassung

Für die Bestimmung des Faktors bei mehrachsigen Spannungszuständen, die wir uns zum Ziel setzten, erweist sich das röntgendiffraktometrische Verfahren auf einem viel weiteren Gebiet erfolgreich als bisher angenommen. Die statistische Betrachtung der im Kristallit-haufen sich abspielenden Gitterveränderungen, die Kennzeichnung der durch Spannungen verursachten Verzerrungen mit Hilfe der $p(d)$ -Häufigkeitsverteilung, die Deformationsspektren und die neue Zustandsdefinition, die Indizierung mit Verzerrungsziffern, begünstigen sämtlich die Lösung des im klassischen Röntgenverfahren ruhenden, prinzipiellen Widerspruchs. Die praktischen Schwierigkeiten konnten zum großen Teil durch einen neuen Apparat behoben werden, nämlich durch den an Ort und Stelle anwendbaren, in tragbarer Ausführung hergestellten Röntgen-Deformographen. Der Bericht über die realen Möglichkeiten seiner Anwendung

zeigt, daß sich das weiter oben beschriebene neue Aufnahmeverfahren und die Auswertungsmethodik eben bei den in der technischen Praxis am meisten verwendeten Metallen und ihren Legierungen besonders gut bewährt haben.

Schrifttum

1. GILLEMOT, L.: *Periodica Polytechnica* 3 (1959). In Vorbereitung.
2. KOCHENDÖRFER, A.—SCHOLL, H.: *Stahl und Eisen* 77, 1006 (1957).
3. КИТАЈГОРОДСКИЙ, А. J.: Рентгеноструктурный анализ мелкокристаллических и аморфных тел, Moskwa—Leningrad, 1952.
4. SZÁNTÓ, I.: *Acta Technica Acad. Sci. Hung.* 7, 165 (1953).
5. SZÁNTÓ, I.—CZOBOLY, E.: *Gép* 10 (1958). Im Druck.
6. KLUG, H. P.—ALEXANDER, L. E.: *X-ray Diffraction Procedures*, New York, 1954. Wiley, 549.
7. SZÁNTÓ, I.—FUCHS, E.: *Mérés és Automatika* 3, 214 (1955).

I. S. SZÁNTÓ, Budapest I., Tárnok u. 5. I. 12. Ungarn