

bzw. R. Kohlhaas<sup>3)</sup> gefundenen monoklinen bzw. rhombischen Kristallform.

Das n-Hentriakontan ( $C_{31}H_{64}$ ) zeigt eine ähnliche reversible Umwandlung (62,2°) wie das n-Triakontan.

Beim n-Tetrakosan ( $C_{34}H_{70}$ ) beobachtet man bei kapazitiven Messungen eine reversible Umwandlung bei 47,6° (thermische Hysterese etwa 0,6°). Die optische Untersuchung läßt eine Umwandlung beim Erhitzen bei 47,4°, beim Abkühlen jedoch erst bei 42,3° erkennen. Die Diskrepanz zwischen den kapazitiven und optischen Befunden und auch den Messungen anderer Autoren bezüglich der Lage des Umwandlungspunktes und der Frage, ob ein oder zwei Umwandlungen existieren, wird diskutiert.

Das n-Eikosan ( $C_{30}H_{62}$ ) zeigt optisch und kapazitiv beim Erhitzen keine Umwandlung, jedoch das geschmolzene und dann erstarrte Präparat beim Abkühlen (30,4°).

Die gewonnenen Resultate werden im Zusammenhang mit der über die Umwandlungs- und Polymorphieerscheinungen bei den Paraffinen bereits vorliegenden Literatur und dem Rotationsproblem der Kettenmoleküle im festen Zustand besprochen.

E. Beger: „Erkennung der Lage polarer Gruppen in molekularen Schichten.“

Die Art der Orientierung der einzelnen Molekülschichten zur Unterlage bei Schichten von Bariumstearat konnte mit Hilfe polymerer Adsorption von Pinacyanolchlorid nachgewiesen werden. Dieser sowie andere Farbstoffe der Polymethingruppe zeigen nach Scheide<sup>4)</sup> in Lösung mit zunehmender Konzentration bestimmte Polymerisationserscheinungen, die der Micellbildung in Kolloiden analog verlaufen. Lösungen gleicher Konzentration werden in Berührung mit Flächen verschiedener Polarität verschieden stark adsorbiert. Extinktionsmessungen an Aufbaufilmen nach Blodgett<sup>5)</sup> ergeben für Y-Schichten nach polymerer Adsorption von Pinacyanolchlorid, daß nach der Aufwärtsbewegung des Trägers eine hydrophobe, nach Abwärtsbewegung eine hydrophile Gruppe von der Unterlage weg gerichtet ist. Y-Schichten zeigen also einen kristallähnlichen inneren Aufbau mit gegeneinander gerichteten Carboxylgruppen.

Mit Hilfe polymerer Adsorption von Farbstoffen wird der Polaritätsgrad natürlich gewachsener Kristalloberflächen untersucht.

## Institute of Metals.

### 31. Hauptversammlung in London am 8. und 9. März 1939.

J. N. Greenwood und H. K. Worner, Melbourne (Australien), Univ.: „Typen von Kriechkurven für Blei und seine Legierungen.“

Für den Vorgang des Kriechens von reinem und handelsüblichem Blei bei Zugbeanspruchungen von 350 und 500 lbs./in<sup>2</sup> lassen sich verschiedene Kurventypen aufstellen, je nachdem, ob die Härtung (durch den Zug) vor der beschleunigten Zunahme der Kriechgeschwindigkeit einsetzt oder später. Im ersteren Falle tritt Rekristallisation ein, ohne daß das Rekristallisationsgefüge eine völlig einheitliche Orientierung aufweist; das Auftreten des zweiten Kurventyps ist mit interkristallinen Zerstörungen verbunden. Außerdem kann es vorkommen, daß die Kaltbearbeitungshärtung während des Versuches zurückgeht, man beobachtet dann eine stetige Zunahme der Kriechgeschwindigkeit. Das trat auch bei niedriglegiertem Blei gelegentlich ein; es war indessen bisher nicht möglich, die Wirkung der einzelnen Zusätze näher zu definieren. Zu diesen Sonderfällen kommt schließlich noch die übliche Erscheinung der Zughärtung, wie sie für Metalle unterhalb ihrer Rekristallisationstemperatur charakteristisch ist.

Auf Grund theoretischer Überlegungen wird dargelegt, daß man den Kriechvorgang in zwei Teile zerlegen kann, in das Fließen einer viscosen (nichtmetallischen) Komponente und in das Gleiten des kristallinen Anteils. Unter normalen Bedingungen kommt dem ersten Teilvorgang die größere

Bedeutung zu; man kann in erster Näherung die Proportionalitätsgrenze als Maß für den kritischen Zug ansehen, oberhalb deren die kristalline Komponente wirksam wird.

W. O. Alexander, Birmingham: „Anlaßcharakteristika und Löslichkeitsgrenzen von Kupfer und Kupferlegierungen mit Zusätzen an Chrom.“

Chrom hat auf Kupfer und dessen Legierungen eine stark kornverfeinernde Wirkung; so wird z. B. die Korngröße einer 7%igen Aluminiumbronze nach dem Anlassen auf 700° von 0,1 mm durch 0,25% Chrom auf 0,01 mm herabgesetzt. Auch die Erweichungstemperaturen werden durch Chrom günstig beeinflusst, ihre Erhöhung beträgt etwa 200°. Die zur Erreichung dieser Effekte benötigten Mengen sind gering; sie betragen bei 700° für Kupfer 0,3%, für Messing 0,04% und für Aluminiumbronze 0,15%; bei höheren Anlaßtemperaturen werden stärkere Zusätze benötigt. Am wenigsten deutlich ließ sich die Wirkung eines Chromzusatzes an Kupfer-Nickel-Legierungen beobachten.

Durch mikroskopische und chemische Untersuchungen wird der Betrag der Löslichkeit von Chrom in den genannten Kupferlegierungen näher ermittelt; sie beträgt z. B. für reines Kupfer bei 1000° etwa 0,4%, bei 700° 0,1% und bei 400° 0,02%. Die Festlegung der Sättigungslinien durch chemisch-analytische Versuche war möglich, weil das im Kupfer bzw. seinen Legierungen gelöste Chrom in Salpetersäure löslich ist, das übrige Chrom dagegen nicht. Die kornverfeinernde Wirkung des Chroms wird auf dessen Anreicherung in den Korngrenzen des Grundmetalles zurückgeführt.

J. W. Cuthbertson, Manchester, Univ.: „Die elastischen Eigenschaften einiger Gleitmetalle bei gewöhnlicher und höherer Temperatur.“

Es werden die Ergebnisse von Messungen des Elastizitätsmoduls bei verschiedenen Temperaturen für Zinn und Legierungen auf Zinn- und Bleibasis mitgeteilt. Dazu werden die Prüfstäbe Biegebeanspruchungen ausgesetzt und die Durchbiegungen mittels eines eigens entworfenen Interferometers bestimmt. Die untersuchten Materialien kriechen schon bei verhältnismäßig geringen Beanspruchungen; sie gehorchen indessen dem Hookeschen Gesetz, sofern die Last genügend schnell einwirkt.

Zwischen den E-Modul/Temperatur-Kurven der hoch zinnhaltigen Legierungen bestehen nur geringe Unterschiede; mit steigendem Antimon Gehalt nimmt der E-Modul zu, u. z. in selbst erschmolzenen Proben stärker als in Handelslegierungen. Bleizusätze wirken sich schon sehr bald aus, sie führen zur Zerstörung durch Kriechen beim Schmelzpunkt des Pb-Sn-Eutektikums oder in seiner Nähe. Cadmium ist nur von untergeordnetem Einfluß. Die Kurven für die Legierungen auf Zinnbasis weisen bei 120–160° Richtungsänderungen auf, die indessen beim reinen Zinn nicht beobachtet wurden.

Hoch bleihaltige Legierungen haben geringere Werte für die elastischen Konstanten als die Babbittmetalle, auch werden sie — mit Ausnahme des Bahnmetalls — schon in der Nähe von 180° infolge Kriechens zerstört. Der E-Modul von Bahnmetall ist bei Zimmertemperatur niedriger als der irgendeiner anderen Probe, dagegen werden die elastischen Eigenschaften bei Temperatursteigerung sehr gut; Umschmelzen und Oberflächenkorrosion bewirken Verschlechterung.

Besonders günstig in elastischer Hinsicht und vom Standpunkt der Kriechgeschwindigkeit verhält sich eine Zinnlegierung mit 3,5% Cu, 7–9% Sb und bis zu 1% Cd, sofern sie von anderen Beimengungen frei ist.

R. Hargreaves, Cambridge, Univ.: „Der Dampfdruck von Zink in Messingen.“

Zur Bestimmung des Dampfdrucks von Zink in Messingen mit und ohne Zusätze von Nickel und Aluminium wird eine Versuchsanordnung entwickelt, bei der die Probe auf der einen Seite im Innern eines evakuierten Quarzrohres erhitzt wird, während auf der anderen ungleich erhitzten Seite des Rohres die Kondensation des verdampften Zinks visuell verfolgt werden kann. Mit Hilfe der an Verdampfungs- und Kondensationsstelle gemessenen Temperaturen läßt sich aus der bekannten Dampfdruckkurve des Zinks dessen Dampfdruck über den untersuchten Legierungen bestimmen. Die Temperatur der beginnenden Kondensation des Zinkdampfes ließ sich

<sup>3)</sup> R. Kohlhaas u. K. H. Soremba, Z. Kristallogr., Kristallgeometrie, Kristallphysik, Kristallchem. (Abt. A d. Z. Kristallogr., Mineral. Petrogr.) 100, 47 [1938].

<sup>4)</sup> G. Scheide, Kolloid-Z. 82, 1 [1938]; s. a. diese Ztschr. 50, 212 [1937], 51, 405 [1938].

<sup>5)</sup> K. Blodgett, J. Amer. chem. Soc. 57, 1007 [1935].

auf 1–2° genau ermitteln; die Messungen wurden von Temperaturen, bei denen der Dampfdruck des Zinks etwa 1 mm betrug, bis zu etwa 25° unterhalb des Schmelzpunktes der Legierung ausgedehnt. Aus der Abhängigkeit des Dampfdrucks von der Temperatur wird mit Hilfe der Reaktionsisochore die Sublimationswärme des Zinks aus den Messungen abgeleitet.

Weiterhin wurde der Einfluß einer Zinkaufnahme oder eines Zinkverlustes auf die Oberfläche des Probekörpers näher festgelegt. Veränderungen von 1–2 mg/cm<sup>2</sup> sind von geringer Wirkung, von etwa 4 mg/cm<sup>2</sup> ab tritt Farbänderung und stärkere Aufrauung der Oberfläche auf. Zinkaufnahmen dieser Größenordnung führen zur oberflächlichen Bildung von  $\beta$ -Messing, die mit starker Aufrauung verbunden ist.

J. D. Grogan und R. J. Pleasance, Teddington, Nat. Physical Labor.: „Der Einfluß von statischer Beanspruchung und Wärmebehandlung auf die interkristalline Korrosion einiger Aluminium-Knetlegierungen.“

Es wird die Empfindlichkeit einer Aluminiumlegierung mit 3% Cu und 20% Zn und ähnlicher Werkstoffe gegen interkristalline Korrosion im Salznebel und auch an der Luft bei statischer Beanspruchung geprüft. Die in Form dünner Streifen vorliegenden Proben wurden verschieden wärmebehandelt; Anlassen der zunächst von 450° (Homogenisierung) abgeschreckten Legierung bei mäßig hohen Temperaturen, so daß nur das Kupfer ausgeschieden wird, verändert die Empfindlichkeit gegen interkristalline Korrosion kaum, während beim Anlassen auf tiefere Temperaturen unter Ausscheidung des Kupfers und des Zinks diese Empfindlichkeit zwar vermindert, aber keineswegs beseitigt wird. Auch mit einer Erhöhung des Zinkgehaltes der Probe wächst die Neigung zur interkristallinen Zerstörung. Von besonderer Bedeutung ist auch die Geschwindigkeit der Abkühlung nach dem Homogenisieren; langsam an Luft erkaltete Proben sind der interkristallinen Korrosion viel eher zugänglich als in Wasser oder Öl abgeschreckte.

C. E. Homer und H. Plummer, London: „Die Brüchigkeit des Zinns bei erhöhter Temperatur und ihre Beziehung zu Verunreinigungen.“

Zur Erklärung der Brüchigkeit des Zinns bei Temperaturen in der Gegend von 200° hat man gelegentlich die Existenz einer besonderen Hochtemperaturform angenommen. Es wird nun gezeigt, daß diese Annahme irrig ist und daß die Erscheinung des Brüchigwerdens auf Verunreinigungen des Metalls zurückzuführen ist. Die Brinellhärtekurve für reinstes Zinn zeigt von 0° bis zum Schmelzpunkt keinerlei Unregelmäßigkeit, die einen Modifikationswechsel und eine damit verbundene Eigenschaftsänderung erklären würde. Die in Handelszinn vorhandenen Verunreinigungen bilden mit dem Grundmetall Eutektika oder feste Lösungen, die tiefer als das Zinn schmelzen und damit zu interkristallinen Brüchen und Zerstörungen führen. Mit Hilfe einer einfachen Biegeprobe wird die Temperatur der beginnenden Brüchigkeit bei gegossenen und angelassenen Zinnproben mit Zusätzen von Pb, Cu, Bi, Ag, Zn, Fe, Sb oder As ermittelt; in jedem Falle ergab sich völlige Übereinstimmung mit dem Verlauf der Soliduslinie, so daß die Methode geradezu zu ihrer Festlegung geeignet erscheint. Auch wird der Einfluß des gleichzeitigen Zusatzes zweier oder mehrerer Komponenten zu reinem Zinn geprüft. Wegen der besonderen Bedeutung des Bleies wird dessen Verteilung im Zinn und die Art und Geschwindigkeit seiner Ausscheidung und Wiederauflösung in zinnreichen Proben näher festgelegt. Bei Anwesenheit von mehr als 0,4% Pb entsteht das primäre Eutektikum in Gußlegierungen in den Korngrenzen der Primärkristallite. Anlassen auf 180° bewirkt Rekristallisation, wobei grobe, in Form und Größe einheitliche Körner entstehen. Legierungen mit mehr als 1,6% Pb enthalten indessen auch nach dem Anlassen in den Korngrenzen noch freies Eutektikum.

M. R. Pickus und C. H. Mathewson, New Haven, Conn. (USA.), Yale Univ.: „Eine Theorie über den Ursprung der Walztexturen in kubisch-flächenzentrierten Metallen.“

Es werden theoretische Gesichtspunkte dargelegt, die nicht allein der Gesamtheit der bei kubisch-flächenzentrierten Metallen beobachteten Walztexturen Rechnung tragen, sondern auch die besondere Bedeutung jeder einzelnen von ihnen aufzeigen.

A. J. Bradley und G. C. Seager, Manchester, Univ.: „Eine röntgenographische Untersuchung der Kobalt-Aluminium-Legierungen.“

Die kubische Hochtemperaturmodifikation des Kobalts nimmt etwa 10% Aluminium in fester Lösung auf, auch wird die kubische Struktur durch den Aluminiumzusatz bei der Abkühlung stabilisiert. Mehrtägiges Anlassen auf 320° führt zur Ausscheidung der Hauptmenge des gelösten Aluminiums als CoAl; dabei geht das restliche Kobalt in die hexagonale Form über, die nur wenig Aluminium löst. CoAl ist kubisch-raumzentriert; es besitzt Lösungsvermögen für beide Komponenten, die Gitterkonstante weist bei der stöchiometrischen Zusammensetzung ihren Höchstwert auf. Bei Legierungen mit weniger als 50 At.-% Co sind alle Würfecken mit Al-Atomen besetzt, während die Würfelmitten (Co) unvollkommen ausgefüllt sind.

Außer CoAl bestehen noch vier aluminiumreichere Phasen. Co<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> hat hexagonale Struktur mit 28 Atomen im Elementarbereich. Auch die Existenz von Co<sub>3</sub>Al<sub>13</sub> (oder Co<sub>4</sub>Al<sub>9</sub>) konnte sichergestellt werden; zwischen diese beiden Phasen schiebt sich noch Co<sub>4</sub>Al<sub>13</sub>, das bisher unbekannt war. Das Röntgenogramm des Co<sub>4</sub>Al<sub>13</sub> ist recht kompliziert, aber sicher verschieden von dem des Co<sub>3</sub>Al<sub>13</sub> und dem des Co<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>. Endlich scheint in der Nähe der Zusammensetzung CoAl<sub>3</sub> noch eine weitere intermediäre Phase zu existieren, die indessen noch nicht rein isoliert wurde und weiterer Untersuchung bedarf.

G. Sachs, Cleveland, Ohio (USA.): „Einige Beobachtungen über das Schmieden von Aluminiumlegierungen.“

Die mechanischen Eigenschaften von Schmiedekörpern, die ja i. allg. in den drei Richtungen stark verschieden sind, werden im einzelnen besprochen. Sie hängen von mehreren Einflüssen ab, so u. a. von der Form des geschmiedeten Teiles, von den Eigenschaften der Legierung und der Unterlage usw. Die Änderungen der mechanischen Eigenschaften beim Schmieden von Platten und Barren werden aufgezeigt. Die Eigenschaften des verformten Schmiedestückes werden vornehmlich durch die Eigenschaften der Unterlage und die örtlichen Verformungen bestimmt. Die schwersten Fehler treten beim Schmieden in Form von Rissen auf, u. zw. an der Grundfläche verrippter und an der Oberfläche gedehnter Teile. Sie lassen sich durch mehr oder weniger schroffe Änderung der Schmiedebedingungen vermeiden; einige andere Fehlerquellen können durch eine geeignete Wärmebehandlung ausgeschlossen werden.

C. E. Pearson, Newcastle-upon-Tyne: „Ein Vergleich des Verhaltens einiger Aluminiumlegierungen beim Strangpressen.“

Es werden die Ergebnisse vergleichender Untersuchungen beim Strangpressen von Aluminium und seinen Legierungen mit bis zu 5% Cu bzw. bis zu 10% Zn mitgeteilt. Der bei konstanter Ausstoßgeschwindigkeit erforderliche Preßdruck wird bei verschiedenen Temperaturen experimentell bestimmt, es besteht eine einfache Beziehung zwischen dem Druck und der Preßtemperatur. Die Schwierigkeiten des Pressens von Aluminium-Kupfer-Legierungen steigen mit deren Kupfergehalt; Zusatz von 5% Zn zu Aluminium bewirkt eine leichte Abnahme des erforderlichen Preßdruckes über das ganze untersuchte Temperaturgebiet (260–560°). Eine Legierung der Zusammensetzung CuZn verhält sich ähnlich reinem Aluminium. Eine Erhöhung der Verarbeitungsgeschwindigkeit auf das Zwanzigfache bedingt keine wesentliche Veränderung des Verhaltens beim Strangpressen. Die Art des Fließens wird durch die Veränderung der Geschwindigkeit und der Temperatur praktisch nicht beeinflusst; auch die Zusammensetzung ist ohne wesentliche Bedeutung.

M. Cook und G. K. Duddridge, Birmingham: „Der Einfluß des Ziehens auf die Härte und die Zugfestigkeit von Messingstäben.“

An gezogenen Messingstäben von 1/8–2 1/2 in. Dmr. wird die Härteverteilung über den gesamten Querschnitt ermittelt; diese hängt sowohl vom Querschnitt des Stabes als auch vom Betrage des Kaltziehens ab. Typisch weiche oder gepreßte Stäbe zeigen praktisch keine Unterschiede in der Härte. Unabhängig von der Behandlung des Stabes bekommt man in

einer Entfernung von 0,7 R (R = Radius des Stabes) vom Mittelpunkt praktisch dessen mittlere Gesamthärte.

Weiterhin wird die Verteilung der Zugfestigkeit an Stäben aus Manganbronze geprüft. Auch werden einige Beobachtungen über Richtungseigenschaften und über den Einfluß der Kaltbearbeitung, sowohl durch Ziehen als auch durch Rollen, auf die Röntgenstruktur mitgeteilt.

R. Chadwick, Birmingham: „Der Einfluß von Zusammensetzung und Konstitution auf die Bearbeitbarkeit und einige physikalische Eigenschaften der Zinnbronzen.“

Durch systematische Schmiedeversuche an kleinen zylindrischen Proben aus reinen Bronzen (mit bis zu 30% Sn) und solchen mit geringen Phosphorgehalten wird die jeweils günstigste Verarbeitungstemperatur ermittelt. Als Indicator diente das Verschwinden der Gußstruktur, auch wurden die Stärke und die Ausdehnung auftretender Risse zur Beurteilung herangezogen. Die Herstellung einwandfreier Gußproben war häufig wegen starker Seigerungserscheinungen schwierig, zu ihrer Vermeidung erwies sich der Ausschluß reduzierender Gase als nützlich, der Gasgehalt des Kupfers wurde durch Oxydation vermindert.

Die Proben wurden dann bei der so ermittelten günstigsten Temperatur zu dünnen Streifen gewalzt; sofern der Walzprozeß unterhalb der Rekristallisationstemperatur erfolgte, wurden Zwischenglühungen eingelegt. Legierungen mit 17 bis 19% und mehr als 25% Sn ließen sich nicht zu dünnen Streifen verarbeiten. Zur Festlegung des ternären Teilsystems Cu—Sn—P für Sn-Gehalte bis zu 25% und P-Gehalte bis zu 1% bei 600° wurden abgeschreckte Legierungen mikroskopisch untersucht. Die  $\alpha$ -Phasengrenze verläuft von 15,4% Sn in reinen Zinnbronzen nach 13% Sn bei 0,3% P. Die Löslichkeit des Phosphors weist bei etwa 14% Sn und 0,3% P einen Niedrigstwert auf.

Abschließend wurden die Bearbeitungshärtung durch Kaltwalzen, die Zugfestigkeit im weichen und walzharten Zustand sowie die Härte an einer größeren Zahl von Legierungen, besonders solchen nahe der  $\alpha$ -Phasengrenze, festgestellt. Die letzteren Proben zeichneten sich durch die höchsten Festigkeitswerte des ganzen Systems aus.

F. Twyman, London: „Die praktische Anwendung der Spektralanalyse in der Nichteisenmetall-Industrie.“

Zusammenfassende Darstellung neuerer Ergebnisse und Anwendungsmöglichkeiten der Spektralanalyse unter besonderer Berücksichtigung der Belange der Nichteisenmetall-Industrie. Diese Abhandlung bildete die Grundlage zu einer allgemeinen Diskussion des obigen Themas.

## Deutsche Lichttechnische Gesellschaft

Berlin, den 11. Mai 1939.

H. Schober: „Sehschärfe und Lichtfarbe“<sup>1)</sup>.

Da der Begriff der Sehschärfe nicht eindeutig festgelegt ist, muß man bei Untersuchungen über die Sehschärfe darauf achten, welche der fünf verschiedenen Definitionen zutrifft. Die erste Definition gleicht sich der des optischen Auflösungsvermögens an und definiert sie durch den reziproken Winkelabstand zweier Punkte, die gerade noch getrennt wahrgenommen werden können. Die Medizin definiert die Sehschärfe durch die Buchstabengröße einer Buchstabengruppe, die unter festgelegten Bedingungen gerade noch wahrgenommen werden können. Diese Definition deckt sich im wesentlichen mit dem lichttechnischen Begriff der Formenempfindlichkeit. Die lichttechnische Praxis versteht unter Sehschärfe die Formerkennungsgeschwindigkeit, zieht also gegenüber den beiden ersten Definitionen einen Zeitfaktor hinzu. Soweit es sich um ruhende Gegenstände handelt, beziehen sich die im folgenden beschriebenen Untersuchungen auf diese drei Definitionen. Eine weitere Definition ist die als Kontrastempfindlichkeit,

bei der die Form keine Rolle spielt, sowie die als Kontrasterkennungsgeschwindigkeit, die z. B. im Verkehrswesen eine ausschlaggebende Rolle spielt. Bei der Beurteilung des Auges als optischer Apparat muß man berücksichtigen, daß als lichtempfindliche Systeme sowohl die dicht gelagerten Zäpfchen mit Durchnessern zwischen 0,0015 und 0,0045 mm für Tagessehen und die weniger dicht gelagerten Stäbchen mit Durchmessern von etwa 0,002 mm für Nachtsehen vorhanden sind. Der Hauptfehler des Auges ist die mit der Kleinheit der Pupille verbundene starke Beugung, gegen die die chromatischen Fehler und erst recht die übrigen Fehler, wie Aberration, Astigmatismus, Koma und Bildwölbung zurücktreten. Der theoretischen Berechnung des Auflösungsvermögens des Auges darf nicht das Rayleighsche Kriterium zugrunde gelegt werden, bei dem die Beugungsmaxima der beiden Punkte durch einen Sattel getrennt sind, der 40% tiefer liegt, sondern entsprechend dem Weber-Fechnerschen Gesetz eine Lage der Maxima, die durch einen Sattel von 2% Tiefe getrennt sind. Ferner muß berücksichtigt werden, daß das Auflösungsvermögen von dem Pupillendurchmesser, von dem Akkomodationszustand des Auges, u. zw. von der Akkomodation bei heterochromatischer Beleuchtung — mit hinreichender Genauigkeit wird angenommen, daß das Auge auf die Wellenlänge akkomodiert, die im Schwerpunkt der Helligkeiten der Spektralbereiche der Lichtquelle liegt — und von der Lichtfarbe abhängt. Die so berechnete Sehschärfe ist daher eine Größe, die durch Überlagerung der für die einzelnen Wellenlängen berechneten Werte erhalten wird, und die noch vom Pupillendurchmesser und damit von der Beleuchtungsstärke abhängt. Daß die tatsächliche Sehschärfe mit zunehmender Pupillengröße, d. h. abnehmender Beleuchtungsstärke nicht zunimmt, kommt daher, daß in diesem Bereich das Stäbchensehen einsetzt, das wegen der weiten Trennung der Stäbchen auf der Netzhaut nur geringes Auflösungsvermögen besitzt. Ebenso kann die theoretische Abnahme mit kleiner werdendem Pupillendurchmesser nicht beobachtet werden, da die Pupille sich nicht beliebig verkleinern kann. Experimentell nimmt die Sehschärfe ungefähr linear mit dem Logarithmus der Beleuchtungsstärke zu, bis zu einem Grenzwert, der mit weißem Licht bei etwa 5000 Lux erreicht wird. Mit Natriumlicht wird dieser Wert bei 700 Lux und mit der Quecksilberlampe bei etwa 300 Lux erreicht, so daß die Quecksilberlampe bezüglich der Sehschärfe der Natriumlampe überlegen ist. Das Fehlen der chromatischen Fehler bei der monochromatischen Natriumlampe macht sich deshalb nur wenig bemerkbar, da beim Auge die chromatischen Fehler gegenüber den Beugungsfehlern zurücktreten. Theoretisch ergibt sich die Reihenfolge Quecksilberlampe—Natriumlampe—Glühlampe nur, wenn man bei der Berechnung einen Sattel von 2% Tiefe zwischen den Beugungsmaxima gerade erkennbarer Punkte zugrunde legt. Bei kleinen Beleuchtungsstärken sind Frauen den Männern überlegen. In Abhängigkeit von der Lichtwellenlänge nimmt zwar die Sehschärfe mit abnehmender Wellenlänge zu. Wegen der Eigenschaft des Auges, im Blauen nicht mehr zu akkomodieren, sinkt sie nach Erreichen eines Maximums jedoch wieder ab.

Diese Untersuchungen gelten auch für die Formerkennungsgeschwindigkeit ruhender Objekte. Für bewegte Objekte verlaufen die Abhängigkeiten jedoch anders, u. zw. ist hier die Natriumlampe am günstigsten. Die Kontrastempfindlichkeit hängt überhaupt nicht von der Lichtfarbe ab.

Für die Arbeitsplatzbeleuchtung ergibt sich, daß die Quecksilberlampe der Glühlampe überlegen ist, und daß bei Quecksilberlampen zur Erzielung maximaler Sehschärfe Beleuchtungsstärken von 300, bei Natriumlampen von 700 und bei Glühlampen von 5000 Lux, letztere also entsprechend der des Tageslichts, erforderlich sind.

In der *Aussprache* lehnt Kühl die Deutung der Versuche durch den Vortr. ab, sieht aber in den Versuchen eine genaue Bestätigung seiner in der Theorie des Lichtsinns entwickelten Vorstellungen, nach denen die Beobachtungen als reine Kontrastmessungen zu deuten sind. Ferner wird auf frühere Versuche des Hygienischen Instituts hingewiesen, die übereinstimmend mit denen des Vortr. ergaben, daß die Sehschärfe im Gelbgrünen am größten und im Blau am kleinsten ist, während sie im Roten etwas abnimmt. Dagegen ist die Lesegeschwindigkeit im Roten sehr schlecht.

<sup>1)</sup> Vgl. hierzu Leiber, Über Steigerung der Farbenwahrnehmung, diese Ztschr. 52, 367 [1939].