

Hauptversammlung der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde.

Berlin, 25.—26. Oktober 1927.

Vorsitzender: Czochralski, Frankfurt a. M.

Geh. Reg.-Rat Prof. Dr. F. R. Schenck, Münster i. W.:
„Was bietet die wissenschaftliche Metallkunde der Technik?“

Die naturwissenschaftliche Grundlage der Metallkunde ist die Erkenntnis der Gesetze, die die Vorgänge im festen Zustande beherrschen. Dazu kommen die Ergebnisse der Forschungen über die spezifisch metallischen Eigenschaften, die mit der besonderen Beschaffenheit des Atombaus der metallischen Elemente zusammenhängen. Polymorphe Umwandlungen treten uns selbst bei reinen Metallen entgegen. Von besonderer Wichtigkeit sind die Untersuchungen über das Erstarren und die Erstarrungsprodukte in Zwei- und Mehrstoffmischungen, die durch Zusammenschmelzen der Bestandteile erhalten werden. Es können das Kriställchen der reinen Bestandteile sein oder solche von intermetallischen Verbindungen oder endlich sogen. feste Lösungen oder Mischkristalle, mehr oder minder homogene molekulare Durchdringungen der Legierungsbestandteile. Mischkristallegierungen spielen als Werkstoffe eine ganz besondere Rolle; sie sind ausgezeichnet durch eine gegenüber den Bestandteilen stark erhöhte Widerstandsfähigkeit gegen mechanische und chemische Beanspruchungen. Hohe Grade von Härte und Zugfestigkeit finden sich vorzugsweise bei ihnen; zu ihnen gehören die Bronzen, Messing, Duralumin, Elektron und die Legierungen zur Herstellung elektrischer Widerstände. Bedeutsam ist, daß die Eigenschaften durch Änderung des Mischungsverhältnisses der Bestandteile innerhalb bestimmter Grenzen beliebig variiert werden können, so daß es bei ihnen möglich ist, sich bestimmten Anforderungen scharf und genau anzupassen. Für die Art der Wärmebehandlung, die man den metallischen Werkstoffen zuteil werden lassen muß, um Erzeugnisse von bestimmter Beschaffenheit zu erhalten, werden die Richtlinien durch die sogen. Zustandsschaubilder gegeben, die darüber unterrichten, innerhalb welcher Zusammensetzungs- und Temperaturgebiete die einzelnen erwünschten oder unerwünschten Gefügebestandteile dauernd stabil sind. Häufig lassen sich aber auch Gefügearten wertvoller Beschaffenheit, die bei hohen Temperaturen ihr Beständigkeitsgebiet haben, durch Abschrecken auf Zimmertemperatur beibehalten; es läßt sich z. B. so die Entmischung der festen Lösungen hintanhalten. Die Aufstellung der wichtigen Zustandsschaubilder wird ermöglicht durch die thermische Analyse, durch metallmikroskopische Untersuchungen und durch die Untersuchung der Abhängigkeit verschiedener physikalischer Eigenschaften vom Mischungsverhältnis der Legierungsbestandteile. In letzter Zeit sind auch mehrfach Untersuchungen der chemischen Gleichgewichte von Metallen mit reaktionsfähigen Gasen für solche metallographische Zwecke benutzt worden, z. B. bei der Untersuchung der Legierungen von Metallen mit ihren Oxyden, Sulfiden oder Carbiden. Verhältnismäßig jungen Datums sind Studien über die Abhängigkeit der Größe des Kristallkorns von den Arbeitsbedingungen, über Rekristallisationserscheinungen und Einkristalle. Diese haben wertvolle Einblicke in die Vorgänge bei der mechanischen Beanspruchung der kristallinen Werkstoffe, insbesondere bei der plastischen Deformation, ermöglicht. Es hat sich bei der Aufklärung der Sachlage die Untersuchung mit Hilfe der Röntgenstrahlen als ein unentbehrliches Hilfsmittel erwiesen. Die mechanische Bearbeitung hinterläßt in vielen Fällen ihre Spuren in der Form bestimmter Gefügebeeinflussungen, und nicht selten ist es möglich, mit Hilfe einfacher Ätzverfahren ein Bild von der technologischen Vorgeschichte eines metallischen Werkstückes zu gewinnen. Das Beständigmachen der Metalle gegen die Atmosphären und gegen chemische Agenzien ist das Ziel vieler, in einigen Fällen erfolgreicher Bemühungen, und es ist möglich gewesen, wenigstens einige Richtlinien für die Veredlung der unbeständigeren Metalle in dieser Richtung zu geben. Die spezifisch metallischen Eigenschaften und ihre Beeinflussung durch die Zusammensetzung und Behandlung kommen namentlich für die metallischen Werkstoffe der Elektrotechnik in Betracht. Die elektrische Leitfähigkeit, die thermoelektrischen und

magnetischen Verhältnisse der Legierungen spielen beim Bau elektrischer Apparate eine Rolle; selbst so feine Phänomene wie die thermische Elektronenemission der Metalle oder die lichtelektrischen Entladungen finden heute technisches Interesse. Die Technik der neuen Strahlenarten gibt die Anregung zum Suchen nach neuen metallischen Werkstoffen. Eine der letzten Früchte der Bemühungen ist ein bequemer und wirtschaftlicher Weg zur Darstellung des Berylliums. Zusammenfassend läßt sich sagen, daß die Vertrautheit mit dem Wesen der metallischen Werkstoffe den Ingenieur in den Stand setzt: 1. die zu verwendenden Materialien auf die Abwesenheit schädigender Stoffe, auf richtige Beschaffenheit des Gefüges sowie auf Fehler bei der thermischen und mechanischen Bearbeitung mit großer Sicherheit zu prüfen und 2. zu erkennen, daß ihm für jede irgendwie gearbete Konstruktion und für jeden Verwendungszweck metallische Werkstoffe zur Verfügung stehen oder eigens von dem Metallurgen hergestellt werden können, unter engster Anpassung an die gestellten Forderungen. —

J. Czochralski, Frankfurt a. M.: „Neues und Altes aus der Technologie und Technik.“

Technologisch sind die Gußlegierungen in den letzten Jahrzehnten z. T. sehr vernachlässigt worden. Die moderne Entwicklung ist an ihnen vorbeigegangen. Die knetbaren Legierungen rückten dahingegen sehr in den Vordergrund. Gleichzeitig wurde den Gußlegierungen mehr oder weniger die Lebensfähigkeit abgesprochen und damit die Qualitätsverbesserung vernachlässigt. Durch die neuere Entwicklung der Gußlegierungen ist dieser Standpunkt inzwischen als fehlerhaft erkannt worden. Die Qualitätsgußlegierung beginnt sich wieder ihren berechtigten Platz neben den Knetlegierungen zu erobern. Ergebnisse dieser Bestrebungen sind der Perlitguß und die vergüteten Aluminium-Silicium-Legierungen. Unabhängig hiervon sind ganz neuartige technologische Zusammenhänge bei den Gußlegierungen aufgedeckt worden, die die Gießtechnik selbst ein ordentliches Stück vorwärtsbringen dürften und über deren Wechselwirkungen bis jetzt nur Vermutungen bestanden haben. Das, was wir heute an Legierungen erzeugen, sind zum größten Teil Rohlegierungen. Die Feinlegierung ist bis jetzt nur in wenigen Typen entwickelt worden. Neben dem Perlitguß und den Aluminium-Silicium-Legierungen werden im besonderen die Siliciumbronzen entwickelt. Es handelt sich hierbei im wesentlichen um Kupfer-, Kobalt-, Nickel- und Eisenlegierungen mit Siliciumgehalt. Es sind Feinlegierungen von einem etwa perlitähnlichen Gefügebau, die sich durch hohe Gleichmäßigkeit und mechanische Hochwertigkeit auszeichnen. Eine Zeitlang glaubte man, durch die Kenntnis der Konstitution der Legierungen und der physikalischen Eigenschaften genug über ihr Wesen zu wissen. Die neuere Entwicklung zeigt indes, daß die Natur die Dinge wesentlich komplexer ausgestattet hat, und wir sehen aus einem längst bekannten System durch das glückliche Hinzutun eines geeigneten und vielfach unseren theoretischen Voraussetzungen ganz entgangenen Bestandteils ganz neue Legierungstypen mit unvergleichlichen Eigenschaften entstehen.

Die gewaltigen Umwälzungen von Leben und Kultur im Zusammenhang mit den Errungenschaften moderner Technik führen allzu leicht dazu, daß man die „Technik“ als ein abschließliches Erzeugnis unserer Tage betrachtet. Wenn auch die neue Technik Ungeheuerliches geleistet hat, das Leben der ganzen Welt ein neues Gepräge erhielt, so darf hierbei nicht übersehen werden, daß auch das Altertum bereits schon seine technische Glanzzeit hatte, und daß wir von einem ungemein frühzeitigen Hochstand technischen Könnens sprechen müssen. Es ist interessant, hierbei auch das vorteknische Zeitalter ins Auge zu fassen, insbesondere die ersten Anfänge jeglicher technischer Entwicklung. Sie führen uns auf einer langen Entwicklungsbahn vom Setzstock zum Pflug und vom Hammer zum Großwalzwerk. Das Mittelalter bedeutet in technischer Beziehung einen Niedergang. Es folgt die moderne Zeit mit ihren großen Mitteln. Die neue technische Glanzzeit muß sich darin erschöpfen, das wichtigste Mittel des technischen, wirtschaftlichen und kulturellen Aufbaus zu sein, das wichtigste Mittel der Menschheitserhaltung, der Menschheitsbefreiung.

E. Schmid, Frankfurt a. M.: „*Neue Wege der Korrosionsforschung.*“

Die bis vor kurzem ausschließlich verwandten Prüfverfahren, Bestimmung des Gewichtsverlustes, Untersuchung der entstehenden Korrosionsprodukte, Bestimmung der Tiefe der stärkst korrodierten Stellen sind nicht geeignet, ein vollständiges Bild der Materialzerstörung zu geben. Es sei nur auf Fälle hingewiesen, in denen die Zerstörung ohne Änderung des Gewichts unter Erhaltung von Form und Aussehen der Probe in einer inneren Auflockerung der Probe besteht. Man hat daher neuerdings wiederholt auch die Änderungen der Festigkeitseigenschaften korrodierender Baustoffe, auf die es ja gerade ankommt, als wertvolle Ergänzung der Korrosionsprüfung herangezogen. Vortr. bringt nun in einer Reihe von Beispielen das Ergebnis solcher Versuche, die sich allerdings hauptsächlich auf die viel raschere Auflösung von Metallen in chemischen Reagenzien beziehen. Es wird gezeigt, wie man durch mechanische Prüfung auf sehr einfache Weise zur Bestimmung der Lösungsgeschwindigkeit und zu einem Vergleich der Selektivität des Angriffes verschiedener Lösungsmittel gelangen kann. Ein Vergleich mit den älteren Prüfverfahren lehrt, zu welchen Trugschlüssen über die mechanische Festigkeit korrodierter Proben man durch alleinige Bestimmung der Gewichts- oder Dickenänderung gelangt.

Dir. E. Roth, Lautawerk: „*Die vergütbaren Aluminiumlegierungen als Konstruktionsstoffe.*“

Leichtmetallbauweise bedeutet nicht den Ersatz der Schwermetalle durch Leichtmetalle in der gleichen Art der Verarbeitung und in den gleichen Abmessungen. So würde man den Eigenschaften des Leichtmetalls nicht gerecht werden. Z. B. würde der Ersatz eines gußeisernen Fundamentrahmens durch einen gegossenen Leichtmetallrahmen eine große Materialverschwendung bedeuten, die bei dem hohen Preis des Leichtmetalls untragbar ist. Man würde also eine ungenügende Gewichtsverminderung noch mit einem viel zu hohen Preis bezahlen müssen. Ganz allgemein gesprochen, sollten alle Konstruktionen so gewählt werden, daß sämtliche Eigenschaften des Werkstoffes Berücksichtigung finden. Es genügt daher bei den Leichtmetallen nicht nur die Berücksichtigung des geringen spezifischen Gewichts, sondern man sollte auch die Eigenschaft der hohen Knetbarkeit mit berücksichtigen, die beim Leichtmetall ganz andere Konstruktionen ermöglicht als beim Stahl, schon aus dem Grunde, weil man beim Leichtmetall mit 500°, beim Stahl mit 1200° arbeitet. Es ist deswegen notwendig, in Berücksichtigung dieser anders gearteten Eigenschaften des Leichtmetalls neue Maschinenelemente zu schaffen. Als Beispiel dafür sind anzuführen: der Motorzylinder im Flugzeugbau, der durch Umpressen des Leichtmetalles um die gußeiserne Laubbuchse hergestellt wird, der kalt zu schlagende Niet von großem Querschnitt (bis 24 mm Durchmesser) u. a. m. Wichtig ist die Zusammenfassung der spezifischen Eigenschaften der Leichtmetalle und ihrer Legierungen im Fahrzeugbau, Kranbau und in der Fördertechnik, und es läßt sich erwarten, daß Fahrzeuge, Krane und Fördereinrichtungen künftig mit dem halben Gewicht hergestellt werden. Ein neuerzeitlicher Stadtbahnwagen wiegt in leichtester Stahlkonstruktion 40 t, der Leichtmetallwagen wird 21 t wiegen. In England und Amerika werden seit Jahresfrist die Gehäuse der Sternmotoren aus Aluminiumlegierungen gepreßt. Man erhält dabei erhöhte Sicherheit und bessere mechanische Eigenschaften bei wesentlich verringerter Wanddicke. Dringend notwendig erscheint die Normung von Leichtmetallprofilen, die für Bahnwagen vielleicht bald in großem Umfange gebraucht werden dürften. Diese Profile müssen heute durch Pressen oder Ziehen hergestellt werden. Die Verringerung der Zahl der Profile durch die Normung würde es ermöglichen, sie künftig zu walzen, was gegenwärtig wegen der zahllosen Profile unwirtschaftlich ist. Auch Rein-Aluminium hat als Konstruktionsmaterial durchaus seine Bedeutung. Seine mechanischen Eigenschaften sind zwar gering, aber seine Korrosionsbeständigkeit ist höher als bei den Legierungen, und die Halbfabrikatbleche können in weit größeren Abmessungen hergestellt werden. Anwendungsbeispiele sind Tankwagen für Salpetersäure und Bekleidungen von Motorwagen. In der Fernleitungstechnik werden die neuen Leitlegierungen eine große Rolle spielen, weil bei nur wenig verminderter Leitfähigkeit gegenüber Rein-

Aluminium die Festigkeit außerordentlich gesteigert ist. Ein wichtiges Beispiel für die Nichtbeachtung der Materialeigenschaften sind aus Leichtmetall gegossene Kirchenglocken. Diese Glocken haben den Ton einer gesprungenen Blumenvase. Vortr. schlägt vor, künftig Glocken von einer neuen eigenartigen Form zu pressen. Der Ton dieser nur wenige Millimeter dicken Glocken würde einwandfrei sein. Weitere Anwendungsbeispiele, die einen unmittelbaren wirtschaftlichen Erfolg haben werden, sind Herstellung von Strahlrohren, von Schlauchkuppelungen und Leitern für die Feuerwehr.

Dr.-Ing. Philipp J. H. Wieland, Ulm a. d. D.: „*Qualitätsmessing.*“

Die Entwicklung des Qualitätsmessings ist in den letzten Jahrzehnten durch die Forschungsergebnisse der Metallographie bedeutend gefördert worden. Die stetige Überwachung der Legierungen bei ihrer Herstellung und Verarbeitung im Betriebe mit Hilfe der metallographischen Untersuchung auf Bruch und Schliff sind für diese Aufgabe durchaus erforderlich. Das eingehende Studium der Legierungskunde hat dazu geführt, daß man bei bestimmten Temperaturgrenzen einige früher nur als kalt bearbeitbar geltende Legierungen von bestimmten Gefügearten jetzt warm verwalzen kann. Weniger erforscht ist der Einfluß der verschiedenen Beimengungen zum Messing, wie Blei, Zinn, Aluminium, Eisen, Mangan und Nickel, die uns die hochwertigen Sondermessinge liefern. Vom Qualitätsmessing verlangt man bessere und gleichmäßigere Eigenschaften als vom gewöhnlichen Messing, so z. B. gute Tiefziehfähigkeit in Verbindung mit einer poren- und schieferfreien Oberfläche, bei Stangen gute Verarbeitbarkeit durch schneidende Werkzeuge bei hoher Schnittgeschwindigkeit und möglichst geringer Abnutzung der Werkzeuge. Die Ansprüche an Qualitätsmessing sind außerordentlich vielseitig. Von den veralteten Bezeichnungen, wie $\frac{1}{4}$ hart, $\frac{1}{2}$ hart, federhart usw., geht man jetzt zur Kennzeichnung durch Zugfestigkeit, Dehnung, Einschnürung und Erichsen-Tiefung über. Dazu treten die technologischen Prüfungen, wie Falten, Biegen u. dgl. Die genormten Toleranzen dieser Werte bewegen sich in engeren Grenzen, sie können bei genügender Beachtung der Vorschriften für Herstellung und Formgebung usw. auch gut eingehalten werden. Das Schmelzen und Gießen ist die wichtigste Art der Formgebung. Gute Auswahl und entsprechende Behandlung des Rohstoffs ist Vorbedingung. Mit der Verwendung von Almetallen darf über einen bestimmten Satz des Einsatzgewichtes nicht hinausgegangen werden. Von den Schmelzöfen gewinnt der elektrische Induktionsofen mit seinen besonderen Vorteilen immer mehr an Boden. Gußeinheiten sind 50 bis 2000 kg für Bleche und Bänder. Genaue Einhaltung der Schmelzzeit und der Gießtemperatur und gleichmäßige Abkühlung sind äußerst wichtig. Redner macht weiter Mitteilungen über die Behandlung auf der Strangpresse und beim Warmpressen im Gesenk. Mit dem Begriff Qualitätsmessing ist das Kaltziehen von Stangen, Drähten und Profilen auf genaue Maße untrennbar verbunden. Werke, die besonders gutes Qualitätsmessing herstellen, vermögen die in den Normblättern festgesetzten Toleranzen noch erheblich zu unterschreiten. Die Notwendigkeit einer sorgsamen Wärmebehandlung hat teilweise zur Verwendung von elektrischen Öfen mit selbsttätiger Regelung geführt. Die Temperatur kann hier bis auf etwa 10° genau eingestellt werden. Die steigende Nachfrage nach Qualitätsmessing sichert diesem Werkstoff eine große Zukunft.

Prof. Dr. W. Fraenkel und P. Schaller: „*Vergütbare Silberlegierungen.*“ (Vorgetragen von Fraenkel, Frankfurt a. M.)

Es wurde gefunden, daß Silber-Kupfer-Legierungen schon von Kupfergehalten von etwa 3% an durch eine Wärmebehandlung, die im Abschrecken von Temperaturen von etwa 750° und nachträglichem Anlassen bei 200 bis 300° besteht, vergütet werden können. Eine eingehendere Untersuchung zur Aufklärung des Vergütungs Vorganges schien bei diesen einfachen, aus zwei reinen Metallen zusammengesetzten Legierungen geboten. Am ausführlichsten wurden die Legierungen von 80% Silber und 20% Kupfer hinsichtlich Härte, Festigkeit, Dehnung, Streckgrenze und elektrischer Leitfähigkeit bearbeitet. Bei einer Anlaßtemperatur von z. B. 287° ist die größte Härte und Festigkeit bereits nach einer Stunde erreicht. Erreicht wurden

Höchstärten von etwa 100 (nach Brinell-Meyer) und Zugfestigkeiten von etwa 40 kg/mm². Bei längerem Erhitzen trat wieder Erweichen ein. Die elektrische Leitfähigkeit steigt sowohl während der Härtung, wie während der Erweichung dauernd an. Bei der Vergütung fällt die Dehnung stark ab, auch durch Wiedererweichen bei verlängerter Vergütung war die starke Dehnung der abgeschreckten Probe nicht wieder zu erreichen. Mikroskopisch war erst bei wieder erweichten Stücken das Auftreten von kupferreichen Mischkristallen im silberreichen Mischkristall zu erkennen. Die von 750° langsam abgekühlte Legierung ist weich, durch Leitfähigkeitsmessungen war aber zu erkennen, daß sie während der Abkühlung Härtung und Erweichung durchgemacht hat. Abschreckung unterhalb 450° führt in der Zeit von einer Stunde bei 280° zu keiner merklichen Härtung. Aus Leitfähigkeitsmessungen war zu schließen, daß bei etwa 400° Silber etwa 8% Kupfer in fester Lösung aufnimmt. Legierungen mit niedrigen Kupfergehalten vergüten wesentlich langsamer. Dieselbe Erscheinung wurde bei kleinen Cadmiumgehalten bei einer Untersuchung über die Vergütbarkeit von Silber-Kupfer-Cadmium-Legierungen, die gemeinsam mit Dr. Nowack, Pforzheim, durchgeführt wurde, beobachtet. Auch Gußlegierungen zeigen bei den hier beschriebenen Maßnahmen Vergütungserscheinungen, wenn auch nicht in gleicher Stärke wie bei mechanisch bearbeiteten Proben. Alle Beobachtungen lassen sich unter Zugrundelegung der sog. Ausscheidungshypothese erklären; es liegt also ein Analogon zu den warm vergütbaren Aluminiumlegierungen vor. Die Ausscheidungskurve der Mischkristalle in Abhängigkeit von der Temperatur durch Leitfähigkeitsmessungen genauer festzulegen, gelang nicht, zumal eine bei dieser Gelegenheit ausgearbeitete Differential-Thomsonschaltung sich zunächst noch nicht bewährte.

W. Claus, Berlin-Charlottenburg: „Die Porendruckprobe und ihre Bedeutung für gegossenes Material.“

Die Porendruckprobe ist eine Druckwasser-Dichtigkeitsprüfung, die der Ermittlung der Querschnitt-Dichtigkeits-Grenze gegossener Werkstoffe dient. Als „Querschnitt-Dichtigkeits-Grenze“ eines kreisförmigen oder rechteckigen Querschnitts gilt diejenige erste Schicht (ausgehend von der Mittellinie eines zylindrischen oder prismatischen Körpers), die bei einer Wanddicke von 0,5 mm einen Normalwasserdruck von 15 Atm. aushält, ohne undicht zu werden. Ausgeführt wird diese Probe durch Prüfung profilierter, zylindrischer oder prismatischer Normalprobekörper, die nach der ersten Wasserdruckprüfung eine systematische spanabhebende Bearbeitung erfahren, während der die einzelnen nunmehr in ihren Querschnittsverhältnissen veränderten Normalkörper wiederholt der Wasserdruckprüfung unterzogen werden, sodaß es möglich ist, die Dichtigkeit der einzelnen Schichten des Querschnittes eines Rohgußstückes gegenüber einem Normalwasserdruck von 15 Atm. festzustellen. Die Porendruckprobe wurde von Dr. Willi Claus, Berlin, und Dipl.-Ing. Hanns Goeke, Neheim (Ruhr), im Verlaufe einer Untersuchungsreihe über den Aufbau und die Eigenschaften der genormten Zinn-Bronze-Legierungen auf Grund der Erkenntnis geschaffen, daß die bis heute bekannten mechanisch-technologischen Prüfverfahren den gegossenen (vollständig inhomogenen) Werkstoff nicht oder nur äußerst mangelhaft erforschen. Die Ergebnisse der Porendruckprobe geben in den Einzelwerten jedes Versuches, ebenso in der ermittelten Querschnitts-Dichtigkeits-Grenze, ein vorzügliches Bild des Aufbaus des untersuchten Gußkörpers, der Ausmaße der die mechanisch-technologischen Eigenschaften stark beeinflussenden umgekehrten Blockseigerung, der Zugfestigkeits-, Dehnungs- und Härtewerte der allgemeinen Dichtigkeit des Körpers, der Verschiedenheiten des scheinbaren spezifischen Gewichtes der einzelnen Schichten eines Gußkörpers, der Schmelz- und Gießarbeitsqualität in der Metallgießerei und der Konstruktion der Gießform. Die Porendruckprobe ist ein äußerst einfaches mechanisch-technologisches Prüfverfahren, das mit geringsten Hilfsmitteln genau ausführbar ist, und seine Bedeutung dürfte in seiner Anwendbarkeit für systematische Forschungsarbeiten und für betriebstechnische Untersuchungen zu finden sein.

Carl Müller, Berlin-Charlottenburg: „Metallfolien von $\frac{1}{100000}$ mm Dicke.“

Es wurde unter Demonstration von neuartigen durchsichtigen Metallmembranen erläutert, daß nach dem Verfahren

von Dr. Müller aus einer Reihe von Metallen, wie Gold, Silber, Platin, Eisen, Nickel, durchsichtige Folien in Form freischwebender glatter Membrane bis zu Feinheiten von $\frac{1}{100000}$ mm Dicke (rd. 25 Atomschichten dick) dadurch gewonnen werden können, daß man die gewünschte außerordentlich dünne Nutzmetallschicht auf einer stärkeren, aber ebenfalls dünnen Hilsschicht oder zwischen zwei derartigen dünnen Hilsschichten aus leicht löslichem Material erzeugt, die nach geeigneter Montierung abgelöst werden, so daß die Nutzfolie zurückbleibt. Für sichtbares Licht sind Goldfolien besonders durchlässig, für ultraviolettes Licht Schichten aus Nickel, Silber ist durchlässiger. Weitere Eigenschaften bzw. Verwendungsgebiete sind: Hohe Homogenität bei Durchstrahlung mit polarisiertem Licht; starke magnetische Drehung der Polarisations-ebene bei ferromagnetischen Werkstoffen. Weitgehende Durchlässigkeit für Kathodenstrahlen selbst geringer Geschwindigkeit und für α -Strahlen. Hohe Strombelastbarkeit. Verwertungsmöglichkeiten für Atomforschungen und Untersuchungen über optische, lichtelektrische und magnetoptische Probleme. Verwendung zur trägheitslosen Lichtsteuerung. Für akustische Forschungen und Geräte sowie meßtechnische Apparaturen ist die hohe Durchbiegungsfähigkeit und geringe Masse (Trägheit) der neuen Metallmembranen von besonderem Wert. Verwendung u. a. für Mikrophon- und Telephonmembranen, Druckmeßgeräte, elektrometrische Apparaturen usw.)

K. L. Meißner, Berlin: „Die experimentelle Bestimmung der Kurve der kritischen Dispersion der Legierung Lautal.“

Unter „kritischer Dispersion“ ist der Koagulationsgrad der Ausscheidungen der Verbindungen CuAl₂ zu verstehen, der bei der künstlichen Alterung der Legierung Lautal zur höchsten Härte und Festigkeit und gleichzeitig zur geringsten Formänderungsfähigkeit führt. Aus der Untersuchung ging folgendes hervor: Die tatsächliche Dispersion wird nur bei Temperaturen dicht unterhalb der kritischen Alterungstemperatur erhalten. Ein ausgesprochener Höchstwert in den Härtekurven in Abhängigkeit von der Alterungsdauer tritt nur bei Temperaturen oberhalb der kritischen Alterungstemperatur auf. Bei Temperaturen unterhalb der kritischen Alterungstemperatur geht, nachdem der Härtehöchstwert erreicht ist, die Härte bei weiterer Fortsetzung der Alterung nicht mehr wesentlich zurück.

Max Haas, Aachen: „Dilatometrieren von Leichtmetallen.“

Das Dilatometrieren von Reinmetallen und Metallegierungen stellt eine wertvolle Ergänzung der modernen Konstitutionsforschung dar. Dieses Verfahren ist gleich wichtig für Wissenschaft und Praxis. Es beruht auf der Tatsache, daß sich als wichtigste Grundeigenschaft bei Temperaturänderungen das spezifische Volumen der Stoffe mit ändert. In empfindlichen Ausdehnungsmessern — den Dilatometern — läßt sich diese Volumenänderung durch die lineare Ausdehnungsänderung messen. Das Verfahren ist anwendbar von den tiefsten Temperaturen bis zur Viskositätsgrenze der untersuchten Stoffe. Es ergänzt die thermischen Untersuchungsverfahren dahin, daß sie z. B. im Vergleich zum metallographischen Schliffbildbefund statt des vorliegenden Endzustandes der thermischen Behandlung einen Einblick in den Mechanismus des angewandten thermischen Prozesses gewährt. Die dilatometrische Analyse ist qualitativ und quantitativ. Auf Grund der guten Ergebnisse bei der Untersuchung von Eisen und seinen Legierungen wurden vom Vortr. dilatometrische Untersuchungen an Leichtmetallen vorgenommen. Es wurde ein für diese Zwecke modifiziertes Chevenarddilatometer bzw. die Dilatometer der Firma Dujardin benutzt. Als notwendig erwies sich eine veränderte Form der Probestäbe und Vergleichsstäbe sowie die Konstruktion eines Ofens mit großem homogenen Wärmefeld. Untersucht wurde zunächst amerikanisches Reinstaluminium (das als Vergleichsstab diente) zur Klärung der teilweise behaupteten Umwandlung von Reinaluminium. Diese Umwandlung war nicht festzustellen. Einige wichtige Leichtmetalllegierungen wurden dilatometrisch in den verschiedenen Zuständen (gegossen, unveredelt, veredelt usw.) untersucht.

G. Masing, Berlin-Siemensstadt: „Legierungen des Berylliums mit Kupfer, Nickel, Kobalt und Eisen.“

Durch Zusatz von 2 bis 10% Beryllium zu Kupfer, Nickel, Kobalt und Eisen erhält man Legierungen, die sich durch thermische Behandlung außerordentlich stark vergüten lassen.

Bei Beryllium-Kupferlegierungen erhält man auf diese Weise Brinell-Härten über 400, bei Beryllium-Nickeleisenlegierungen über 500 und bei Beryllium-Kobaltlegierungen über 600 Brinell. Auch die anderen Eigenschaften ändern sich beim Vergütungs Vorgang erheblich. Die Zugfestigkeit der Kupfer-Berylliumlegierungen steigt bis etwa 150 kg/qmm, die Dehnung sinkt auf wenige Hundertteile, die Leitfähigkeit steigt während der Vergütung von 10 auf 20 und auch mehr. Die Grundlage für die Vergütungserscheinungen bildet bei geringeren Berylliumgehalten die mit sinkender Temperatur abfallende Löslichkeitsgrenze der α -Mischkristalle, bei höheren Berylliumgehalten der Beryllium-Kupferlegierungen der Zerfall des β -Mischkristalls.

O. Dahl, Berlin-Siemensstadt: „Vergütungserscheinungen bei Kupfer-Berylliumlegierungen und die Theorie der Vergütung.“

Entsprechend dem Verlauf der Löslichkeitsgrenze des Berylliums im festen Kupfer sind Legierungen mit einem Mindestgehalt von rund 1% Beryllium vergütbar. Die Vergütungsgröße und die Vergütungsgeschwindigkeit nehmen mit steigendem Berylliumgehalt bis zum Auftreten des zweiten Bestandteils in den abgeschreckten Legierungen (rund 2,5% Beryllium), also mit steigendem Übersättigungsgrade zu. Mit steigender Anlaßtemperatur nimmt die Vergütungsgeschwindigkeit zu, die Maximalhärte ab. Eine Erniedrigung der Abschrecktemperatur von 840 auf 700° beeinflusst die Abschreckhärte und die Vergütungshärte nur gering, sie bewirkt aber eine starke Verzögerung der Vergütung, besonders für die ersten Anlaßdauern (Induktionsperioden). Während des Härteanstiegs tritt zunächst ein Abfall, dann ein Anstieg der elektrischen Leitfähigkeit ein. Der Anstieg setzt sich noch über das Härtemaximum hinaus fort. Anstieg und Abfall werden nacheinander nur bei mittleren Anlaßtemperaturen (200 bis 350°) beobachtet, bei 150° wird bis zu 600 Stunden nur ein Abfall, bei 450° schon nach 5 Minuten ein Anstieg gemessen. Die bei der Vergütung durchlaufenen ersten Zwischenstufen wirken sich also auf die elektrische Leitfähigkeit in verschiedenem Sinne aus, während sie einen gleichmäßigen Anstieg der Härte hervorrufen. Als Ursache des Leitfähigkeitsabfalls sind vielleicht in Analogie zu Erscheinungen bei begrenzt mischbaren Flüssigkeiten Molekülanhäufungen anzusprechen, die der Entmischung vorausgehen. Für den weiteren Vergütungsverlauf ist dagegen die feindisperse Ausscheidung verantwortlich. Darauf deutet das Ätzgefüge der stark vergüteten Legierungen hin. Im Gegensatz zu dem abgeschreckten Schliff läuft das vergütete Ätznickel schnell an und zeigt dann auf den Kristallflächen feine gesetzmäßige Streifungen. Dies Verhalten wird dadurch erklärt, daß unzählige kleine Partikelchen kristallographisch geordnet ausgeschieden sind und so die Bildung von Lokalelementen bewirken.

O. Bauer und M. Hansen: „Das Erstarrungs- und Umwandlungsschaubild der Zink-Kupferlegierungen.“

Im flüssigen Zustand sind Kupfer und Zink in allen Verhältnissen mischbar. Die Kurve der beginnenden Erstarrung besteht aus sechs Ästen, die der Kristallisation von sechs verschiedenen Arten von Mischkristallen: α , β , γ , δ , ϵ und η , entsprechen. Innerhalb der Konzentrationsgebiete der peritektischen Horizontalen finden während der Erstarrung Reaktionen statt, bei denen die Kristallart nächsthöherer Zinkkonzentration gebildet wird: $\alpha + \text{Schmelze} \rightarrow \beta$ (bei 905°), $\beta + \text{Schmelze} \rightarrow \gamma$ (bei 833°) usw. Im festen Zustand verändern mit sinkender Temperatur die sechs festen Lösungen α bis η ihre Konzentrationen zum Teil erheblich, wodurch Entmischungs- und Lösungsvorgänge stattfinden. Im einzelnen ist folgendes zu sagen: 1. Die α -Kristallart ist eine feste Lösung von Zink in Kupfer. Nach beendeter Erstarrung treten in den α -Mischkristallen keine Umwandlungen auf. Das Lösungsvermögen des Kupfers für Zink beträgt bei Raumtemperatur 39% Zink. 2. Das Zustandsfeld der β -Kristallart erstreckt sich nach beendeter Erstarrung von 37% Zink bis 56,5% Zink; mit fallender Temperatur scheiden sich α -Mischkristalle und γ -Mischkristalle aus. Bei 453° bis 470° macht der β -Mischkristall eine Umwandlung in die Form β' durch. Diese Umwandlung, deren Charakter noch nicht völlig geklärt ist, hat

weitere Löslichkeitsänderungen zur Folge, so daß die Sättigungskonzentrationen der β' -Kristallart bei Raumtemperatur 45,8% Zink und 50,2% Zink sind. 3. Das Zustandsfeld der γ -Kristallart erstreckt sich bei Raumtemperatur von 59,0% Zink bis 67,8% Zink. 4. Die δ -Kristallart ist unterhalb 555° nicht beständig. Sie zerfällt unter Bildung von γ - und ϵ -Kristallen. 5. Das Zustandsfeld der ϵ -Kristallart erstreckt sich nach der Erstarrung von 78,5% Zink bis 87,5% Zink. Die kupferreichen ϵ -Kristalle ändern ihre Zusammensetzung mit fallender Temperatur nicht merklich, während die zinkreichen ϵ -Kristalle sich lange unter Ausscheidung von η -Kristallen entmischen. 6. Die η -Kristallart (feste Lösung von Kupfer in Zink) entmischt sich unter Ausscheidung von ϵ -Kristallen. 7. Über die Existenz von Verbindungen des Kupfers mit Zink sagt das Erstarrungs- und Umwandlungsschaubild direkt nichts aus. Ob und welche Verbindungen existieren, ist zweifelhaft. Die vielfach vermutete Verbindung Cu_2Zn_3 besteht nach den Ergebnissen der Röntgenuntersuchungen ebenfalls nicht.

W. Köster, Dortmund: „Einige Beobachtungen an Elektrolytkupfer.“

Die vorliegende Mitteilung behandelt die Eigenschaftsänderungen von Kupferblechen durch Kaltwalzen und Ausglühen, wobei angeliefertes und ausgeglühtes Elektrolytkupfer sowie sauerstoffhaltiges Walzkupfer verglichen werden. Von wesentlicher Bedeutung für das Verhalten des Elektrolytkupfers ist sein Wasserstoffgehalt. Es wird nachgewiesen, daß der Wasserstoff zum größten Teil bei 500° abgegeben wird. Der Entfestigungsverlauf und die Entfestigungstemperatur der verschieden stark gewalzten Kupferbleche werden sehr merklich von den äußerst geringen Beimengungen, Wasserstoff und Kupferoxydul, beeinflusst. Das Entfestigungsschaubild des geglühten, wasserstofffreien Elektrolytkupfers ist besonders einfach und übersichtlich. Das Rekristallisationsschaubild des angelieferten Elektrolytkupfers weicht von dem bekannten Schema ab. Bei kritischem Reckgrad und kritischer Temperatur wurde ein besonders großes Korn beobachtet. Auch der Rekristallisationsverlauf nach sehr starker Walzung ordnet sich nicht in das Schema ein. Eine weitere Eigentümlichkeit des Elektrolytkupfers bezieht sich auf sein spezifisches Gewicht. Dieses ändert sich mit der Glühtemperatur und ist von der vorhergehenden Kaltverformung abhängig.

K. Kaiser, Hettstedt: „Über die Zipfelbildung beim Näpfchenziehen von Kupfer.“

Beim Ziehen von Näpfchen beobachtet man zuweilen, daß diese einen unebenen Rand aufweisen. Diese sogenannten „Zacken- oder Zipfelbildung“ ist für die Ziehereien sehr unangenehm, und derartiges Material wird daher von diesen Betrieben zurückgewiesen. Die Zipfel — stets vier an der Zahl — sind gleichmäßig auf dem Näpfchenrand verteilt und nehmen bezüglich der Walzrichtung des Bleches zwei ganz bestimmte Lagen ein, und zwar entweder parallel bzw. senkrecht oder unter 45° zur Walzrichtung. Jedoch tritt bei Verarbeitung eines bestimmten Bleches immer nur die eine der beiden Zipfellagen auf. Bei genauen Untersuchungen stellte sich heraus, daß die Zipfelbildung nur durch gewisse Eigenschaften des Werkstoffs bedingt ist und nicht etwa durch die Ziehwerkzeuge verursacht wird, wie man häufig behauptet hat. Kupferblech, das zipflige Näpfchen bildet, weist in den verschiedenen Richtungen verschiedene Festigkeitseigenschaften auf, wodurch die Zipfelbildung entsteht. Es zeigt einen gewissen Grad von Anisotropie. Durch acht Versuchsreihen wurde der Einfluß der verschiedensten Faktoren bei der Herstellung von Kupferblechen auf die Zipfelbildung festgelegt. Ein hoher Abwalzgrad ruft starke Zipfelbildung hervor, die ihrerseits mit steigender Temperatur der Schlußglühung stärker wird. Der Einfluß der Temperatur der letzten Zwischenglühung ist besonders bedeutsam. Je niedriger sie ist, um so stärker ist die Zipfelbildung. Außerdem erfolgt bei der Überschreitung einer bestimmten Temperatur, der „kritischen“ Temperatur, eine Drehung der Lage der Zipfel um 45°. Die Höhe des Abwalzgrades der vorletzten Walzung ist ohne nennenswerten Einfluß. Bei rund 50 bis 60% Abwalzgrad der letzten Walzung ist die Zipfelbildung bedeutungslos. Daraus ergibt sich zur Vermeidung der Zipfelbildung folgende Arbeitsweise für den prak-

tischen Betrieb: 1. Niedriger Endwalzgrad, 2. Endglühung möglichst niedrig, 3. Zwischenglühung bei rd. 700°. Die Einhaltung der drei Bedingungen zugleich ist nicht nötig. Bei Nichtbeachtung einer derselben ist nur auf die Einhaltung der beiden anderen zu achten. Die metallographische Untersuchung ergab, daß die Zipfel, die parallel bzw. senkrecht zur Walzrichtung liegen, auf das Überwiegen der Würfelflächen auf der Walzebene zurückzuführen sind. Bei der Lage der Zipfel unter 45° zur Walzrichtung überwiegen die Rhombendodekaederflächen auf der Walzebene. Die Zipfellaage hängt andererseits mit der Vorrollung zusammen. Der sich daraus ergebende hohe Einfluß des Vorrollens auf die Kristallitenorientierung ist bei den bisherigen Untersuchungen über die Kristallitenorientierung in rekristallisiertem Kupferblech noch nicht gefunden worden. Entsprechende Untersuchungen für Messing sind im Gange.

F. Ostermann, Menden: „Gefügeausbildung im Messingrohr.“

Die handelsüblichen Messingrohre enthalten 60 bis 62% Cu, die genormte Legierung ist Ms 61. Für Messingrohre, die in der Weiterverarbeitung stärker verformt, gebogen oder aufgeweitet werden sollen, eignen sich nicht alle Messinglegierungen des vorher genannten Bereiches. Manchmal bekommen die Rohre beim scharfen Biegen eine streifige oder narbige Oberfläche oder reißen auf. Sie unterscheiden sich von den glatten Rohren durch eine grundsätzlich andere Gefügeausbildung. Der α -Mischkristall ist in einer grobkörnigen β -Grundmasse nadelig ausgeschieden und flächenweise gleichgerichtet, während das Rohr mit glatter Biegefläche aus vielflächigen kleinen α -Kristallen mit dazwischengelagerten kleinen β -Knoten besteht. Außerdem gibt es Gefügeübergänge, in denen die vielflächigen α -Kristalle nicht regellos, sondern gerichtet angeordnet und von der β -Grundmasse umgeben sind; solche Rohre bekommen beim Biegen Längsstreifen. Diese Unterschiede in der Gefügeausbildung sind bedingt durch geringe Schwankungen im Kupfergehalt der Legierungen und durch die Art der Wärmebehandlung. Die Grenze vom α - zum ($\alpha + \beta$)-Mischkristallgebiet liegt bei 61% Cu, nach eigenen Beobachtungen noch etwas darunter. Da aber der Konzentrationsausgleich im α -Mischkristall bei mittleren Temperaturen äußerst träge verläuft, wird bei der betriebsmäßigen Glühung diese Gleichgewichtslinie nicht erreicht, sondern sie ist wie seither praktisch bei 62,5% Cu anzunehmen. Die genannten Rohrlegierungen kristallisieren also im ($\alpha + \beta$)-Gebiet. Bei der Abkühlung aus dem Schmelzfluß bzw. nach der Warmformung scheidet sich beim Übergang aus dem β - ins ($\alpha + \beta$)-Mischkristallgebiet der α -Bestandteile innerhalb der großen β -Kristalle in gleichgerichteten Nadeln aus, deren Stärke sich nach der Abkühlungsgeschwindigkeit richtet. Nach der Kaltformung und Glühbehandlung im ($\alpha + \beta$)-Gebiet rekristallisieren die α -Nadeln, indem sie sich unterteilen und Zwillinge bilden. Dabei bleiben die Zusammenhänge im ursprünglichen großen β -Kristall erhalten; dieser rekristallisiert als solcher und wirkt bei Verformungen als einheitlicher Kristall. Erst wenn der flächenmäßige Anteil des α -Mischkristalls soweit zugenommen hat, daß die α -Kristalle sich berühren und dadurch der Zusammenhang der β -Masse zerstört ist, kommen bei der Weiterverarbeitung die Feinkörnigkeit der α -Kristalle und die Festigkeitseigenschaften dieses feinkörnigen ($\alpha + \beta$)-Gefüges zur Auswirkung. Versuche haben gezeigt, daß bei einem Rohr mit 60,6% Cu beim üblichen Glühverfahren die Zusammenhänge der größeren β -Komplexe nicht vollkommen zerstört werden können. Erst bei vielstündigem Glühen bei 550° gelingt nach genügender Erhöhung des flächenmäßigen α -Anteils die Zerstörung der β -Grundmasse. Erhöht man den Kupfergehalt nur um 0,5% auf etwa 61,3 bis 61,5%, so ist die Feinkörnigkeit nach wenigen technischen Glühprozessen erreicht. Es ist also wichtig für Messingrohre, die bei der Weiterverarbeitung durch Biegen eine glatte Oberfläche behalten sollen, den Kupfergehalt nicht unter 61 bis 61,3% — reine Kupferzinklegierungen vorausgesetzt — zu wählen. Eine obere Grenze ist sehr bald durch den mit steigendem Kupfergehalt schnell zunehmenden Kraftbedarf bei der Warmverarbeitung gegeben. Eine wesentliche Überschreitung der Glühtemperatur über 600° erhöht den β -Anteil im Gefüge des geglühten Rohres und hat folglich dieselbe nachteilige Wirkung, wie ein niedrigerer Kupfergehalt der Legierung.

A. Wittneben, Berlin: „Über die Rekristallisation des α -Messings nach Warmverformung.“

Im praktischen Betriebe ist die sichere Beherrschung der Korngröße in den Erzeugnissen von grundsätzlicher Bedeutung. Abgesehen von der Sprödigkeit, die sich durch ein starkes Sinken der Kerbzähigkeit kennzeichnet, führt eine grobkörnige Gefügeausbildung leicht zu erheblichen Ausschußziffern infolge ungünstiger Oberflächenbeschaffenheit, die sich bei der Weiterverarbeitung durch Kaltziehen, Bördeln oder ähnliche Arbeitsgänge zu erkennen gibt. Die Oberfläche wird in solchen Fällen kripelig, narbig oder sogar rissig. Für Eisen, Stahl, Aluminium und Kupfer kann dieses Ziel dank der intensiven Forschungstätigkeit in den Nachkriegsjahren als erreicht betrachtet werden. Das Ergebnis dieser Arbeiten ist in den Rekristallisationsschaubildern festgelegt. Über die Rekristallisation von Legierungen sind dagegen bisher noch keine systematischen Untersuchungen bekannt geworden, obwohl es von Wichtigkeit ist, festzustellen, ob die für reine Metalle bekannten Erscheinungen auch für Legierungen gelten. Daher wurden gemeinsam mit Prof. Dr.-Ing. Hanemann Rekristallisationsversuche an homogenen Mischkristallen, nämlich an α -Messingen, ausgeführt. Die Hauptergebnisse dieser Untersuchungen können in folgenden Sätzen zusammengefaßt werden: Der Rekristallisationsverlauf der vier untersuchten Messingarten Ms 90, Ms 85, Ms 73 und Ms 68 hat bei allen Legierungen denselben Grundcharakter und gleicht dem Rekristallisationsvorgang bei Weicheisen und Kupfer. Es ergeben sich Schwellenwerte der Verformung, oberhalb deren Reckgrad und Korngröße bei den nämlichen Rekristallisationstemperaturen im umgekehrten Verhältnis zueinander stehen, und als Korngrößengeraden in erster Annäherung Hyperbeln. Als Unterschied ergibt sich, daß bei 850° die Bezugssachsen der Korngrößengeraden nicht mit den ursprünglichen Koordinationssystemen zusammenfallen, sondern daß die Abszissenachsen zu höheren Temperaturen parallel verschoben sind. Die niedrigste Rekristallisationstemperatur steigt mit wachsendem Zinkgehalt, obwohl der Schmelzpunkt gleichzeitig sinkt. Die unterste Rekristallisationstemperatur liegt für Ms 90 bei 265°, für Ms 85 bei 295°, bei Ms 73 bei 320° und für Ms 68 bei 330°. Die Korngröße, die sich bei Rekristallisation einstellt, ist unabhängig vom Ausgangskorn. Die Rekristallisationsgeschwindigkeit der Legierung Ms 90 ändert sich mit der Temperatur wie bei Weicheisen nach einer Exponentialkurve. Mit steigendem Zinkgehalt nimmt die Rekristallisationsgeschwindigkeit beträchtlich zu.

Aus Vereinen und Versamlungen.

Verein der Zellstoff- und Papier-Chemiker und Ingenieure.

Hauptversammlung

am Freitag, den 2., und Sonnabend, den 3. Dezember 1927, im Hause des Vereins Deutscher Ingenieure, Berlin NW.7, Friedrich-Ebert-Straße 27.

Programm:

Freitag, den 2. Dezember 1927, vorm. 9 Uhr: Gedächtnisrede von Prof. Dr. C. G. Schwalbe für den verstorbenen 1. Vorsitzenden Herrn Kommerzienrat Dr. Hans C l e m m. — Bericht des Vorstandes über das Geschäftsjahr 1927. Berichterstatter: Prof. Dr. C. G. Schwalbe und Dr. Erich O p f e r m a n n. — Bericht über die wirtschaftliche Lage des Vereins und Genehmigung des Voranschlags für das Jahr 1928. Berichterstatter: Direktor R. S c h a r k und Alexander W e n d l e r. — Bericht des Vorsitzenden, Prof. Dr. C. G. Schwalbe, über die Tätigkeit der Berliner Bezirksgruppe des Vereins im Jahre 1927. — Kassenprüfung und Entlastung des Säckelwirts. — Neuwahlen beim Vorstand und beim Fachausschuß. — Verschiedenes.

Vorträge:

Prof. Dr. H. P r i n g s h e i m, Berlin: „Über den Verteilungszustand der Acetylcellulose.“ — Dr. F. R ü h l e m a n n, Wolfgrün: „Kritische Betrachtungen über Pappfabrikation.“