

24 Kohlenstoffatome, enthielt. Er zog den entscheidenden Schluß, daß nach dem Röntgendiagramm entweder unendlich lange Hauptvalenzketten oder kleine Gebilde, nämlich solche mit zwei oder vier Zuckerresten in der Cellulose vorliegen müßten³⁾. Weissenberg hat dann einige Jahre später seine wichtige Entdeckung der Bauprinzipien auf die Cellulose angewandt und die Existenz einer digonalen Schraubenachse darin dargetan. Es scheint nicht, daß er dieses Resultat in einer Abhandlung niedergelegt hat, aber er hat es hier in diesem Colloquium in so eindrucksvoller Weise ausgeführt, daß ich es als sein Ergebnis in einen Vortrag aufgenommen habe, der in den „Naturwissenschaften“ veröffentlicht ist⁴⁾. Mit diesem Weissenbergschen Fortschritt war die Erkenntnis so weit geführt, daß nur noch die unendlich langen Hauptvalenzketten als eine Möglichkeit und Gruppen von ein oder zwei Zuckerresten, die nach anderweitiger organisch-chemischer Feststellung nur Glucosane oder Cellobiosane sein konnten, als die andere Möglichkeit übrigblieben.

Immerhin war nach diesen Resultaten, die in der Geschichte unserer Wissenschaft eine bleibende Stelle bewahren werden, noch eine deutliche Unsicherheit. Die mitgeteilten experimentellen Daten hatten nämlich nur ein mäßiges Maß von Exaktheit und, wie wir heute von Mark gehört haben, fehlte ihm und ebenso den anderen Beteiligten die Überzeugung, daß sich eine fortgesetzte Bemühung durch exaktere Daten belohnen würde. Das Objekt erschien unscharf bestimmt. In dieser Lage hat sich nach dem Übertritte von Mark in den Kreis der I. G. Farbenindustrie A.-G., jedenfalls unter dem großen Impuls von K. H. Meyer, eine bedeutsame Veränderung vollzogen. Die Herren in Ludwigshafen entschlossen sich, die gewaltige Mühe in die Röntgenaufnahme der Cellulose hineinzustecken, die zu einer vollen Durcharbeitung erforderlich war. Sie haben damit ein Resultat erreicht, das wir heute hier gehört haben, und das gegenüber den vor ihren Mitteilungen publizierten Resultaten aus dem Faserstoff-Institut als ein sehr wichtiger Fortschritt gekennzeichnet werden muß. Sie haben zu der ersten Annäherung damit die zweite hinzugefügt. Ich lege dabei besonderes Gewicht auf die Ausmessung der relativen und der absoluten Intensitäten.

Die Sache steht nun in der Hauptsache so: Meyer und Mark haben gezeigt, daß eine Verfolgung der Röntgenstruktur bis in die letzten, zur Zeit zugänglichen Feinheiten ein Ergebnis liefert, das sich mit der Vorstellung der unendlich langen Ketten ohne Widerspruch vereinigen läßt. Daß sich diese röntgenmäßigen Feststellungen in ihrer Gesamtheit nur mit dieser Vorstellung vereinigen lassen und auf keine Weise mit einem Aufbau aus einzelnen nebenvalenzmäßig verknüpften Cellobiosanmolekülen zu vereinigen seien, hat Mark nicht mit Bestimmtheit behauptet, aber als sehr wahrscheinlich bezeichnet. In der Tat läßt sich eine volle Widerlegung der Verträglichkeit kleiner Moleküle mit den Röntgendaten nur auf dem Wege erbringen, daß man sämtliche Möglichkeiten durchrechnet, was eine ganz außerordentliche Arbeit zu bedeuten scheint, und es darf füglich der Gegenseite überlassen bleiben, ihrerseits zu zeigen, daß diese Daten über die Röntgenstruktur mit der spezialisierten Vorstellung, die sich der einzelne Anhänger der kleinen Moleküle jeweils bildet, verträglich sind.

Der wesentliche Einwand gegen die langen Ketten schreibt sich von präparativen Befunden her, die einerseits Bergmann, andererseits Heß erhalten haben, und von Debye-Scherrer-Aufnahmen dieser neuen Präparate. Die organisch-chemischen Befunde von Heß hat Mark ausdrücklich bestritten, aus denen von Bergmann wollen Meyer und Mark wegen der geringen Ausbeute keine bündigen Schlüsse über die Cellulose gezogen haben. Diese Differenz wird durch neue Feststellungen organisch-chemischer Natur geklärt werden müssen. Wir müssen über die Konstitution dieser Cellulose-Abbauprodukte einig sein, um zu beurteilen, ob wir mit Bergmann das Vorkommen kleinerer Strukturelemente in der Cellulose in Erwägung ziehen wollen und wie weit wir Heß in dem Schluß folgen können, daß sich die Entstehung der vorgenannten Abbauprodukte nur aus der nebenvalenzmäßig aus Glucosan- bzw. Cellobiosanmolekülen zusammengesetzten Cellulose verstehen läßt. Die Debye-Scherrer-

Diagramme aber, die für diese neuen zweifellos niedrig molekularen Gebilde die Cellulosestruktur erweisen sollen, können dafür nach dem heutigen Stand nicht mehr als ausreichend gelten. Mark und Meyer haben zur weiteren Stütze ihres Standpunktes eine Anzahl anderer physikalisch-chemischer Gesichtspunkte in eindrucksvoller Weise zur Geltung gebracht. Jedoch sind dieselben mehr plausibel als zwingend. Persönlich habe ich vor den Darlegungen von Meyer und Mark unter dem Eindrucke gestanden, daß die kurzen Ketten die größere Wahrscheinlichkeit hätten. Die neuen Darlegungen lassen für mich die Waage zur Zeit wieder stärker nach der Seite der langen Ketten ausschlagen. Eine endgültige Erledigung erscheint mir noch nicht möglich.

Colloquium im Kaiser Wilhelm-Institut für Metallforschung. Berlin, 16. November 1928.

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. e. h. O. Bauer.

Fhr. von Göler: „*Untersuchungen an Messingkristallen.*“

Die Versuche erstreckten sich auf die elastischen und plastischen Eigenschaften von Kristallen aus Kupfer und den homogenen Lösungen des Zinks in Kupfer: den α -Messingen. Bemerkenswert ist die große elastische Anisotropie und der starke Bauschinger Effekt bei den Kristallen mit dem höchsten Zinkgehalt. Die Zerreißkurven von Kristallen lassen sich bekanntlich auf eine von der Orientierung unabhängige Fließkurve umrechnen. Der Verlauf dieser Fließkurve hängt in charakteristischer Weise vom Zinkgehalt ab. Bei allen Kristallen ist eine ausgesprochene Streckgrenze da, die vom Kupfer auf etwa den $2\frac{1}{2}$ -fachen Wert bei 72er Messing steigt. Dagegen wird die Kurve im weiteren Verlauf um so flacher, je höher der Zinkgehalt ist, so daß sich die Kurven bald nach Überschreitung der Streckgrenze überschneiden und die Messingkurven unter die Kupferkurve zu liegen kommen. Die Zinkatome im Kristallgitter wirken also irgendwie entfestigend. Auf Grund einer Modellvorstellung über die Wirkung des Zinks läßt sich die Möglichkeit eines Alterungseffektes voraussagen. Tatsächlich konnte der Widerstand gegen Weiterdehnen eines gedehnten Kristalls aus 72er Messing durch Anlassen bei 350° um mehr als 10% erhöht werden.

Dr. M. Hansen: „*Altern von Kupfer-Zink-Legierungen.*“

Um in den Vorgang der beginnenden hochdispersen Entmischung übersättigter Mischkristalle tiefer einzudringen, wurden Alterungsversuche mit Kupfer-Zink-Legierungen des ($\alpha + \beta$)-Gebietes, die bei hohen Temperaturen aus β -Mischkristallen bestehen, bei Temperaturen zwischen 100° und 400° ausgeführt. Die Härtingsversuche erstreckten sich auf eine größere Anzahl Legierungen mit 60,5 bis 56,1% Kupfer und ergaben eine Bestätigung der über den Verlauf der Härte-Zeitkurven bei steigender Übersättigung und Alterungstemperatur bestehenden Gesetzmäßigkeiten im Sinne der Ausscheidungstheorie. Die Verfolgung der Widerstandsänderung während der Alterung ergab ein völlig anderes Verhalten der Kupfer-Zink-Legierungen gegenüber dem Duralumin und anderen vergütbaren Legierungen. Während bei der Alterung des Duralumins normalerweise ein Widerstandsabfall erfolgen müßte, der nach einem anfänglichen anormalen Widerstandsanstieg nach längeren Alterungszeiten auch tatsächlich eintritt, ist bei den Kupfer-Zink-Legierungen ein Widerstandsanstieg zu erwarten. Tatsächlich wird ein solcher auch bei allen Legierungen und Alterungstemperaturen beobachtet. Die Widerstandszunahme verläuft jedoch in zwei deutlich voneinander zu unterscheidenden Schritten. Der erste Teil der Widerstandszunahme ist bereits nach sehr kurzer Zeit beendet und ist offenbar von der Alterungstemperatur wenig abhängig. Die zweite Widerstandszunahme, deren Größe, Beginn und Ende von der Übersättigung und der Alterungstemperatur abhängt, verläuft bedeutend langsamer und macht nach Erreichung des Höchstwertes einer anormalen Widerstandsabnahme Platz, so daß der Endwert des Widerstandes bedeutend unterhalb des für Gleichgewicht geltenden liegt. Nach dem ersten sprunghaften Anstieg bleibt der Widerstand in der Regel eine mit Zusammensetzung und Temperatur wechselnde Zeit konstant. Die gesamte Widerstandszunahme ist erstens bei gleicher Alterungstemperatur um so größer, je übersättigter der Mischkristall, und

³⁾ Naturwiss. 9, 288 [1921].

⁴⁾ Naturwiss. 14, 849 [1926].

zweitens bei gleicher Zusammensetzung um so größer, je höher die Alterungstemperatur (sofern sie unter 300° liegt) ist. Die (anormale) Widerstandsabnahme tritt um so früher ein, je übersättigter der Mischkristall (bei gleicher Temperatur) und je höher die Alterungstemperatur (bei gleicher Zusammensetzung) ist. Bei Temperaturen oberhalb 350° treten keine anormalen Widerstandsänderungen mehr auf: der Widerstand steigt allmählich auf den Wert der vollkommen entmischten Legierung. Die Ursache des eigenartigen Verhaltens des Widerstandes beim Altern von Kupfer-Zink-Legierungen ist wohl darin zu suchen, daß hier die lösende β -Kristallart eine intermediäre Kristallart ist, die sich durch eine besonders geordnete Anordnung der Atome im Raumgitter auszeichnet, im Gegensatz zu allen bisher untersuchten vergütbaren Legierungen, bei denen die lösende Kristallart zum α -Typus gehört. Während der erste sprunghafte Widerstandsanstieg auf eine Gitteränderung zurückzuführen sein wird, hängt der zweite Anstieg offenbar mit der beginnenden Ausscheidung zusammen, zumal er im großen und ganzen mit dem Härteanstieg parallel läuft, doch bleibt der darauf folgende Widerstandsabfall zunächst noch ungeklärt.

Dr. Wassermann: „Versuche zum Duraluminproblem.“

Die inneren Vorgänge, welche man als Ursache der Vergütung des Duralumins anzusehen hat, sind noch nicht völlig erkannt. Wenn man auch heute ziemlich allgemein die Ausscheidungshypothese als richtig annimmt, so ist die Frage, ob die Verbindung CuAl , oder Mg_2Si als Träger der Vergütung anzusehen ist, zumindest für die Kaltvergütung noch umstritten. Um den Einfluß der einzelnen Legierungsbestandteile gesondert feststellen zu können, wurde eine Reihe von Legierungen aus reinstem amerikanischen Aluminium hergestellt, die Kupfer, Magnesium, Silicium, z. T. auch Eisen einzeln oder miteinander kombiniert enthielten. Der Verlauf der Veredelung wurde an Hand der Steigerung der Zerreißfestigkeit an 1 mm starken Drähten verfolgt. Bei einer Alterungstemperatur von 150° ergaben alle kupferhaltigen Legierungen beträchtliche Veredelungseffekte. Charakteristisch ist dabei der steile anfängliche Anstieg der Festigkeits-Zeitkurven. Die Festigkeit einer Mg_2Si -haltigen Legierung steigt nur allmählich an; diese Legierung verhält sich somit typisch anders. Siliciumzusatz ist ohne Einfluß auf die Wirkung des Kupfers, dagegen scheint Eisen schädlich zu wirken. Bei Magnesium-Silicium-Kupferlegierungen findet eine Addition der Wirkungen statt. Duralumin 681 b verhält sich aber mehr wie reines Aluminium-Kupfer. Auch bei der Kaltvergütung sprechen die Versuche mehr für das Kupfer. Die Mg_2Si -haltige kupferfreie Legierung zeigt absolut und relativ den geringsten Effekt. Die Veredelungsfähigkeit der reinen Aluminiumkupferlegierung ist auch bei Zimmertemperatur erheblich, wird aber durch Zusatz von Magnesium oder Mg_2Si noch beträchtlich gesteigert, vielleicht infolge einer Erhöhung der Diffusionsfähigkeit des Gitters durch mischkristallbildende Zusätze. Wenn bei der Vergütung eine Ausscheidung neuer Kristallarten erfolgt, muß es möglich sein, die Linien der ausgeschiedenen Substanz neben den Aluminiumlinien im Debye-Scherrer-Diagramm festzustellen. Röntgenographische Versuche ergaben, daß sich in der Tat die beiden stärksten CuAl_2 -Linien im Diagramm feststellen lassen, wenn man das Duralumin bei 200 oder 150° veredelt. Kaltvergütete Drähte zeigen keine neuen Linien. Über das Mg_2Si läßt sich eine Aussage nicht machen, da die für die Identifizierung in Betracht kommende Linie mit einer Aluminiumlinie zusammenfällt. Zusammenfassend zeigen die Untersuchungen, daß bei Warmvergütung in Übereinstimmung mit der Mehrzahl der Autoren das CuAl , als wirksamer Bestandteil anzusehen ist. Man hat Grund, anzunehmen, daß auch bei gewöhnlicher Temperatur CuAl , die verantwortliche Substanz ist.

G. Sachs: „Einige Rekristallisationsmerkwürdigkeiten bei Aluminium.“

Wird zwischen zwei Dehnungsstufen eines Aluminiumstabes eine Zwischenglühung eingeschaltet, die so niedrig ist, daß sie noch keine Rekristallisation, wenn auch schon beträchtliche Entfestigung bewirkt, so ist ihr Einfluß auf Rekristallisationstemperatur und Korngröße bei der Endglühung kaum merklich. Trat dagegen bei der Zwischenglühung Rekristallisation ein, so ist bei der Endglühung die Rekristallisations-

temperatur so hoch, als ob Zwischenglühung alle vorhergegangene Dehnung ausgelöscht hätte. Dagegen ist in der Korngröße der Einfluß der Vordehnungen noch merkbar, und zwar wird das Korn um so feiner, je niedriger die Temperatur der Zwischenglühung im Verhältnis zu der der Endglühung lag. — Durch Stauchen gedehnter Proben wird die Rekristallisationstemperatur erhöht, das Korn aber verfeinert. Werden gedehnte Proben ohne Rekristallisation warm verformt oder während der Rekristallisation belastet, so steigt ihre Rekristallisationstemperatur und die Korngröße nimmt zu. — Rekristallisationstemperatur und Korngröße werden also offenbar von Veränderungen der Versuchsbedingungen in ganz verschiedener Weise beeinflusst. —

Dr. K. Weissenberg: „Formänderungswiderstand bei Flüssigkeiten, Gelen und festen Körpern.“

Die Festigkeitseigenschaften der technologisch wichtigen Werkstoffe sind theoretisch sehr schwer zugänglich. Vortr. ist von der Frage ausgegangen, ob und wie die materiellen Objekte in Gruppen zusammengefaßt werden können, derart, daß man von jeder Gruppe die Festigkeitseigenschaften nur einer Modellschubstanz studieren muß, um daraus die aller Substanzen der Gruppen theoretisch vorausberechnen zu können. Die einfachste Gruppierung dieser Art — die Unterscheidung der drei Aggregatzustände — gibt zwar einige Anhaltspunkte, hat aber viele Mängel. Streng theoretisch läßt sich die Gruppierung auf einen Ähnlichkeitssatz begründen, der eine Verallgemeinerung des Reynoldsschen Ähnlichkeitsgesetzes darstellt. Beschränkt man sich auf die Betrachtung des Formänderungswiderstandes bei stationär lamellaren Strömungen des Materials, so ergibt sich: Die Gesamtenergie des strömenden Materials (bezogen auf die Energie des ruhenden als Null-Lage) setzt sich prinzipiell aus drei Energien zusammen, und zwar a) der kinetischen Energie, b) der Arbeit der Reibungskräfte (Wärme), c) der elastischen Energie. Dividiert man a, b und c durch die Gesamtenergie, so erhält man drei unbenannte Zahlen α , β und γ , welche die Fluidität, Viscosität und die Elastizität des strömenden Materials bestimmen. Die Energiespaltung läßt sich am einfachsten mit Dreieckskoordinaten, wie bei einem ternären System, darstellen. Die Eckpunkte des Dreiecks kennzeichnen die Strömungen von drei idealen Substanzen, der idealen reibungslosen Flüssigkeit ($\alpha = 1$), der unelastischen unendlich viscosen Flüssigkeit ($\beta = 1$) und des idealen elastischen Körpers ($\gamma = 1$). Die Gase und die gewöhnlichen Flüssigkeiten sind nahezu unelastisch und werden daher bei allen lamellaren Strömungen durch Punkte auf der Dreiecksseite zwischen der idealen reibungslosen und der unendlich viscosen Flüssigkeit dargestellt. Gele, Gallerten und Festkörper zeigen neben Viscosität eine mehr oder minder große Elastizität und werden demnach durch Punkte im Innern des Dreiecks zu kennzeichnen sein. Für unelastische Flüssigkeiten und Gase gilt der Reynoldssche Ähnlichkeitssatz, welcher gestattet, 1. die Erfahrungen der Hydrodynamik in die Aerodynamik zu übertragen und 2. die Strömungen sowie den Formänderungswiderstand bei Bewegung von großen Objekten (etwa bei Schiffen) aus Modellversuchen an ähnlich geformten kleinen zu berechnen. Nach Reynolds sind zwei unelastische Strömungen mechanisch ähnlich, wenn die Begrenzungen geometrisch ähnlich sind und die Energieaufspaltung identisch ist, also die beiden Systeme in unserer Darstellung durch denselben Punkt der Linie zwischen $\alpha = 1$ und $\beta = 1$ dargestellt werden. Dieser Ähnlichkeitssatz läßt sich nun unter Berücksichtigung der bei Gelen, Gallerten und Festkörpern merkbaren elastischen Energie verallgemeinern und besagt, daß auch hier mechanische Ähnlichkeiten bestehen, wenn bei geometrisch ähnlicher Begrenzungsform die beiden Systeme durch denselben Punkt im Dreieck gekennzeichnet werden. Nimmt man an, daß für die lamellaren stationären Strömungen mit einer kreisrunden Capillare das Geschwindigkeitsgefälle eindeutig durch die Schubspannung bestimmt ist, so läßt sich z. B. aus der gemessenen Druckabhängigkeit der ausgepreßten Menge die Abhängigkeit von Länge und Querschnitt der Capillare streng berechnen. Experimente von B. Rabinowitsch an einigen Lacken und Gummilösungen bestätigten die Theorie.

Das Studium des Formänderungswiderstandes der amorphen Phasen und der Kolloide wird neben dem der Ein-

kristalle für die Aufklärung der Festigkeitseigenschaften der technologischen Werkstoffe von Bedeutung sein, insbesondere da durch die Ähnlichkeitsgesetze die Erforschung von Modellsubstanzen besonders fruchtbar erscheint.

Prof. O. Bauer: „*Wachsen des Gußeisens.*“

Das in der Praxis so gefürchtete „Wachsen“ des Gußeisens (Volumenzunahme unter dem Einfluß der Temperatur) beruht primär bei Temperaturen unterhalb des Perlitpunktes (unterhalb etwa 700°) auf der Aufspaltung des freien bzw. des im Perlit enthaltenen Zementits, bei Temperaturen oberhalb 700° auf der Ausscheidung von Kohlenstoff aus der festen Lösung.

Theoretisch strebt jede Eisen-Kohlenstoff-Legierung dem stabilen Endzustand (Ferrit-Graphit) zu. Nächst der Temperatur spielt hierbei jedoch auch die Zeitdauer der Erhitzung eine maßgebende Rolle. Je höher die Temperatur, um so kürzer ist die erforderliche Zeit; je tiefer die Temperatur, um so längere Zeitdauern sind erforderlich, um den Prozeß einzuleiten bzw. zu Ende zu führen.

Bei gewöhnlicher Temperatur (etwa 20°) ist das Gußeisen scheinbar stabil, da hier der Faktor Zeit bereits eine so große Rolle spielt, daß er mit menschlichen Zeitmessern nicht mehr zu erfassen ist.

Die Aufstellung einer eindeutigen, für alle Gußeisensorten geltenden Zeit-Temperatur-Kurve ist jedoch selbst für höhere Temperaturen, bei denen der primäre Vorgang der Aufspaltung des Carbid bzw. der Ausscheidung von Kohlenstoff verhältnismäßig schnell vor sich geht, unmöglich, da neben der Zeit und Temperatur noch die chemische Zusammensetzung des Gußeisens sowie der durch die Zusammensetzung und durch die Erstarrungsverhältnisse bedingte Gefügebau der Ausgangsstoffe eine wesentliche Rolle spielen.

Bezüglich des Einflusses der untersuchten wichtigsten Bestandteile des Gußeisens, des Siliciums, Mangans und Kohlenstoffs auf den primären Wachstumsvorgang ist folgendes zu sagen:

- a) Silicium begünstigt in hohem Maße das „Wachsen“.
- b) Mangan wirkt dem das „Wachsen“ begünstigenden Einfluß des Siliciums stark entgegen.
- c) Der Einfluß des Kohlenstoffs tritt gegenüber dem Einfluß des Siliciums und Mangans zurück. Bei hohem Silicium- und niedrigem Mangangehalt scheint er zwar die Wirkung des Siliciums zu verstärken; ist jedoch der Mangangehalt hoch, so kommt er selbst bei hohem Siliciumgehalt nicht deutlich zur Geltung.

Bezüglich des Einflusses des Gefügebau der Ausgangsproben ist folgendes zu bemerken:

- a) Besteht die Grundmasse vorwiegend aus Perlit, so tritt bei Temperaturen unterhalb des Perlitpunktes zunächst meist eine Zusammenballung des Perlits ein; er wird körnig, und erst dann setzt die Zerlegung des Carbid ein.
- b) Ist bereits freier Ferrit vorhanden, so kristallisiert der durch die Zerlegung des Carbid freiwerdende Ferrit an den bereits vorhandenen an, während sich die ausscheidende Kohle an die bereits vorhandenen Graphitblätter anlagert, sie dadurch dicker und voluminöser machend.

Ferrit und Graphit wirken demnach wie Keime. Die Bildung neuer Graphitblätter oder rundlicher Ausscheidungen von Temperkohle, wie sie z. B. beim Glühen von weißem Roheisen beobachtet werden, konnte nicht festgestellt werden.

- c) Beim Glühen oberhalb des Perlitpunktes (oberhalb 700°) wird das Gefüge der Grundmasse völlig verändert; der Perlit geht in die feste Lösung (Austenit) über; die Anordnung des Graphitnetzes wird jedoch zunächst dadurch nicht in Mitleidenschaft gezogen. Beim Einsetzen der Kohlenstoffausscheidung aus der festen Lösung setzt sich jedoch auch hier der ausscheidende Kohlenstoff vorwiegend an die bereits vorhandenen Graphitblätter an, ohne zu neuen Graphit- oder Temperkohleausscheidungen zu führen.

d) Maßgebend ist ferner die Dichtigkeit des Gusses. Das Wachsen (Zerlegung des Carbid bzw. Ausscheidung des Kohlenstoffs aus der festen Lösung) geht stets von den Stellen des geringsten Widerstandes aus, also in erster Linie vom äußeren Umfang der Proben. Ist das Kerngefüge weniger dicht, so kann der Vorgang gleichzeitig im Kern einsetzen; er führt dann zu eigenartigen Zonenbildungen und verschieden schnellem „Wachsen“ innerhalb des Querschnittes des Gußstückes.

Die durch dieses primäre Wachsen bedingte Volumenzunahme ist nicht sehr erheblich; sie bedingt aber eine wesentliche Auflockerung des Gefüges und öffnet dadurch dem sekundären Wachsen, durch von außen einwirkende korrodierende und oxydierende Einflüsse, den Weg.

Die Praxis wird daher in erster Linie bestrebt sein müssen, ein Gußeisen zu erzeugen, das gegenüber der primären Aufspaltung des Zementits bzw. der Ausscheidung des Kohlenstoffs aus der festen Lösung möglichst widerstandsfähig ist. Der Siliciumgehalt soll demnach so niedrig und der Mangangehalt so hoch wie möglich gehalten werden. Der Gesamtkohlenstoffgehalt ist zweckmäßig ebenfalls möglichst niedrig zu halten, da die Graphitblätter bei der Erstarrung in der Regel um so gröber ausfallen, je höher der Gesamtkohlenstoffgehalt ist. Auf den primären Vorgang der Carbidzerlegung ist der Gesamtkohlenstoffgehalt, bei gleichzeitig hohem Mangan- und niedrigem Siliciumgehalt, zwar ohne wesentliche Bedeutung, grobe Graphitblätter begünstigen jedoch das sekundäre Wachsen infolge von Oxydation, Korrosion usw. Je weniger porös schließlich der Guß ist, um so weniger Angriffsflächen wird er sowohl für das primäre wie auch für das sekundäre Wachsen bieten.

Zum Schluß dankt Prof. Bauer allen denen, die ihn bei der Durchführung der Arbeit in selbstloser Weise tatkräftig unterstützt haben.

In erster Linie gebührt Dank der Leitung der Firma „Heinrich Lanz A.-G., Mannheim“, in deren Gießerei die Versuche durchgeführt wurden; ferner den „Hommelwerken G. m. b. H., Mannheim“, die die Glühungen der Proben der I. Glühstufe durch Bereitstellung von Öfen ermöglichten, und schließlich Dr. F. Roll, der sich bei der Durchführung des ganzen Arbeitsprogramms in weitgehender Weise verdient gemacht hat; hängt doch die Möglichkeit der theoretischen Auswertung solcher Versuche von der gewissenhaften Ausführung und dem Verantwortlichkeitsgefühl des die praktische Arbeit Leistenden in erster Linie ab.

Dr. G. Sachs: „*Innere Spannungen in Kolbenstangen aus geschmiedetem Stahl.*“

Bei großen Dieselmotoren waren kurz nacheinander einige Kolbenstangen gebrochen. Während die rechnerische äußere Beanspruchung nur 3 kg/mm² betrug, ergaben sich Eigenspannungen von der zehnfachen Größe. Die Messungen gestalteten sich infolge der Größe der Stücke sehr schwierig. Schließlich wurde ein Probestück von 1100 mm Länge stufenweise ausgebohrt und jeweils die Längen- und Dickenänderungen einer in der Mitte liegenden Meßstrecke gemessen. Daraus lassen sich dann die Längs- und Radialspannungen berechnen. Die hohen gefundenen Spannungen sind vermutlich auf das Fehlen einer Vergütung oder zu schnelle Abkühlung zurückzuführen. Es ergibt sich also die Notwendigkeit, den Werkstoff für wichtige Konstruktionsteile auf das Vorhandensein innerer Spannungen zu prüfen, oder sich durch geeignete Wärmebehandlung gegen ihr Auftreten zu sichern.

Gemeinsame Sitzung der Physikalischen Gesellschaft zu Berlin und der deutschen Gesellschaft für technische Physik.

Berlin, 14. Dezember 1928.

Vorsitzender: Prof. Dr. Gehlhoff, Berlin.

Dipl.-Ing. Böhm, Dessau: „*Entwicklung des Wellluftverkehrs.*“

Die neue Phase der deutschen Flugtechnik und damit der Wellluftfahrttechnik überhaupt wird gekennzeichnet durch die Namen der Konstrukteure: Dornier, Junkers und