

Gleichzeitig wird die Bearbeitung der Kristalle in der Plus-Reihe der Behälter fortgesetzt bis zum Ausgang aus Kessel +3, wo sie gesammelt und danach in ein weiteres ähnlich gebautes Kristallisationssystem gebracht werden. Die Anreicherung der Kopfkristalle an Radium wird im ersten System auf 12 bis 16 gebracht, je nach Menge des in den Kesseln gefällten Chlorids.

Die im Verlauf der aufeinanderfolgenden Fällungen vereinten Lösungen, die den Kessel —3 erreichen, gelangen von da in den mit K bezeichneten Behälter. Derartiger Gefäße werden mehrere aufgestellt, je nach Intensität des Betriebes. Dies sind die Kontrollkessel. Ehe die Lösung das System verläßt, wird sie von hier entnommen und im Laboratorium auf Radiumgehalt geprüft.

Falls der Gehalt nicht das Verlangte übertrifft, gelangt die Lösung von hier nach Behälter Nr. 4. Andernfalls wird eine hinreichende Menge  $\text{CaCl}_2$ -Lösung beigemengt, die nachträglich  $\text{BaCl}_2$  ausfällt, um die Aktivität der restlichen Lösung auf den gewünschten Grad zu bringen. Die in diesem Falle sich ergebende Kristallfraktion kommt in Kessel —3, und die nochmals auf Bariumgehalt geprüfte Lösung in Kessel Nr. 4.

Die dem Kristallisationsgang entnommenen Lösungen, die sich im Kessel Nr. 4 ansammeln, werden hier bis  $35^{\circ}$  Bé eingedampft, dann bis Zimmertemperatur abgekühlt und in das Kühlgefäß Nr. 5 gebracht. Dabei kristallisiert das in Lösung gegangene restliche Bariumchlorid. Dieses wird auf dem Filter abgepreßt und, da es sehr arm an Radium ist, als nützliches Nebenprodukt auf Lager gebracht, um auf Bariumpräparate verarbeitet zu werden. Die Lösung dagegen, die fast nur  $\text{CaCl}_2$ , neben ganz bedeutungslosen Mengen  $\text{BaCl}_2$ ,

enthält, kommt in das  $\text{CaCl}_2$ -Gefäß und gelangt von hier aus wieder in den Kreislauf als Fällungsmittel.

Es war nicht nötig, die  $\text{CaCl}_2$ -Lösung durch frische Lösung zu ergänzen, da sie sich nur in geringer Menge durch die dem Betrieb entzogenen Kristalle von  $\text{BaCl}_2$  verkleinerte. Dieser Verlust wurde aber ausreichend ersetzt durch diejenige Lösung, die aus einer anderen Abteilung kam, wo das Radium-Barium-Chlorid nach der Reinigung konzentriert und kristallisiert wurde, ehe es zur Abteilung für fraktionierte Kristallisation gelangte.

Das Kristallisationssystem wurde auf unseren Werken während ihrer ganzen Betriebsdauer aufrechterhalten. Es funktionierte tadellos sowohl in bezug auf die Geschwindigkeit wie auf die Qualität der Arbeit. Dies letztere hat seine Ursachen darin, daß dank dem von uns angewandten Kontrollsysteem der „Schwanz-Lösungen“ und „Kopf-Kristalle“ die geringste Betriebsstörung ohne Verzug festgestellt werden konnte und durch Variierung der  $\text{CaCl}_2$ -Zusätze zur Verbesserung der ausgefällten  $\text{BaCl}_2$ -Menge sofort korrigiert werden konnte (laut Diagramm Nr. 2).

Trotzdem das Verfahren für die Bearbeitung von Mesothorium-Chloriden von uns nicht geprüft worden ist, besteht kein Zweifel, daß es in gleichem Maße auch für dieses Material verwendungsfähig ist<sup>1)</sup>. [A. 123.]

<sup>1)</sup> Das Verfahren ist in Belgien, Frankreich und England patentiert und in Deutschland und Amerika zum Patent angemeldet.

### Berichtigung.

In der Mitteilung von O. Loew über „Organische Stoffe der Urzeit“ ist in der Anmerkung 12 auf S. 1549 zu lesen: Über labiles Eiweiß, statt: Über labiles Fleisch.

### Versammlungsberichte.

#### Herbstversammlung des Institute of Metals

Derby, 6. bis 9. September 1927.

Vorsitzender: Sir John Deewrance.

Dr. L. Aitchison, Birmingham: „Über die Nichteisenmetalle im modernen Verkehr.“

Die Nichteisenmetalle werden dann herangezogen, wenn sie chemische und physikalische Eigenschaften aufweisen, die von Eisen und Stahl nicht erfüllt werden. Die große Verwendung der Nichteisenmetalle und ihrer Legierungen ist besonders auf die hohe Widerstandsfähigkeit gegen Korrosion, die gute Wärme- und elektrische Leitfähigkeit und das niedrige spezifische Gewicht zurückzuführen. Hierzu kommt noch die gute Möglichkeit der Kaltbearbeitung und die Einfachheit der Gießverfahren. Die Verwendung der Nichteisenmetalle mit Rücksicht auf die große Wärmeleitfähigkeit oder elektrische Leitfähigkeit wird am deutlichsten durch die Verwendung des Kupfers in elektrischen Anlagen klar. Die Wärmeleitfähigkeit des Kupfers wird in Verdampferrohren ausgenutzt. Die gute Beständigkeit gegen Korrosion ist eine besonders hervorzuhebende Eigenschaft des Nickels und seiner Legierungen. Kupfer-Nickel-Verbindungen eignen sich für Kondensorrohre. Kupferlegierungen zeichnen sich durch Korrosionsbeständigkeit aus. Dieses Metall wird daher mit Vorliebe für Kondensorrohre und Turbinenschaufeln verwendet. Vortr. verweist weiter auf die Verwendung des Kupfers für Geschützmetalle, sowie auf die Phosphorbronze-Gußstücke, die im Schiffbau starke Verwendung finden. Die Ausnutzung von Metallen mit viel geringerem spezifischen Gewicht als Stahl und Eisen bei gleichen mechanischen Eigenschaften wie die Eisenmetalle ist für den modernen Verkehr von großer Bedeutung. Aluminiumlegierungen werden in größerem Maße verwendet als die Magnesiumlegierungen und zwar sowohl als Guß- wie Walzmaterial. Es werden wohl zahlreiche Aluminiumgußlegierungen verschiedener Art, die sich auch mehr oder weniger ersetzen

können, verwendet, die Mehrzahl der gewalzten Werkstoffe wird aus Duraluminium hergestellt. Vortr. zeigt, wie durch Verwendung der Leichtlegierungen große Gewichtserspartnisse erzielt werden können bei den Eisenbahnwagen, den Lebensmittelbehältern, weiter bei Straßenbahnwagen, Automobilen und Autoomnibussen. Aluminiumlegierungen werden auch für eine große Anzahl der Gußteile an den Automobilmotoren verwendet; im gewalzten Zustande dienen die Legierungen gleichfalls für viele Motorenteile sowie für Teile des Wagens. Ein anderes Gebiet, auf dem die Nichteisenmetalle jetzt immer mehr Verwendung finden, stellen die Lagermetalle dar. Diese sind verschiedener Zusammensetzung und haben als Grundlage Zinn, oder Blei, oder Kupfer. Hier können die Stahl- und Eisenlegierungen nicht mit den Nichteisen-Legierungen in Wettbewerb treten.

R. D. Jones, Cardiff: „Kupfer-Magnesium-Legierungen.“

Vortr. berichtet über eine gemeinsam mit dem inzwischen tödlich verunglückten Dr. W. T. Cook durchgeführte Untersuchung über das Verhalten von geschmiedeten Kupfer-Magnesium-Legierungen bei verschiedener Wärmebehandlung; die Arbeit schließt sich an eine frühere über das Verhalten der Kupfer-Magnesium-Gußlegierungen an. Die Untersuchungen wurden an Legierungen durchgeführt, die 99,87 bis 88,97% Magnesium und 0,03 bis 10,93% Kupfer enthielten. Der Siliciumgehalt schwankte zwischen 0,04 bis 0,07%, der Eisengehalt zwischen 0,03 bis 0,07%. Das einzige Schmiedeverfahren, das zur Anwendung kommen konnte, bestand in der Verwendung eines 5 Zentner schweren Dampfhammers. Kupferfreies Magnesium konnte mit dem Dampfhammer nicht kalt geschmiedet werden. Zum Anwärmen wurde eine große gasgefeuerte Muffel verwendet. Die Untersuchungen zeigen die Wichtigkeit der Einhaltung einer genauen Schmiedetemperatur, besonders für den Einfluß auf die Dehnung und Querschnittsverminderung. Schmieden bei zu tiefen Temperaturen erfordert schwerere Hammergewichte, längere Zeit und öfteres Erhitzen. Ist die Anfangstemperatur zu hoch, so tritt leicht Verbrennen ein. Zeigt eine Legierung die Neigung zum Verbrennen, daun

bewirkt der geringste Zug ein Reißen. Die Dehnung der Legierung hängt in erster Linie von der Schmiedetemperatur ab. Ist diese sehr erniedrigt, so wird die Dehnungs- und Querschnittsverminderung schädlich beeinflußt und kann durch folgende Wärmebehandlung nicht wieder verbessert werden. Die mechanischen Eigenschaften der Kupfer-Magnesium-Legierungen mit bis zu 11% Kupfer werden durch einfache Wärmebehandlung nicht verbessert, im allgemeinen werden dadurch die mechanischen Werte erniedrigt. Der Zusatz von Kupfer zu Magnesium ist bis zu 2% von Vorteil.

Dr. William Hume-Rothery, Oxford: „Die Reaktion zwischen festem Magnesium und flüssigem Zinn.“

Das System Magnesium-Zinn ist schon vorher von Kurakow sowie von Grubé untersucht worden, und diese wie auch Votr. nehmen übereinstimmend die Bildung einer Verbindung  $Mg_3Sn$  (wahrscheinlich  $Mg_4Sn_3$ ) an, die keine festen Lösungen bildet. Wenn Magnesium mit einer begrenzten Menge geschmolzenem Zinn in Berührung steht, dann geht das Magnesium in Lösung, bis die Flüssigkeit die bei der bestimmten Temperatur gültige Gleichgewichtszusammensetzung erreicht. Das überschüssige Magnesium sucht mit der Flüssigkeit, unter Bildung von festem Magnesiumstannid, zu reagieren. Wenn sich genügend Magnesium gelöst hat, um der Flüssigkeit die Gleichgewichtszusammensetzung zu geben, wird jede weitere direkte Reaktion durch Bildung einer dünnen Magnesiumstannidschicht verhindert. Diese Schicht hat sich selbst nach drei Wochen bei den für die Versuche angewandten Temperaturen nicht merklich verdickt, zuweilen bildeten sich einige große Kristalle von Magnesiumstannid. Ihr Entstehen ist durch bloßes Kristallwachstum infolge Oberflächenspannungswirkungen zu erklären.

Dr. K. L. Meißner, Berlin: „Versuche über die Altershärtung von Elektronlegierungen.“

Sechs verschiedene Elektronlegierungen, die von der I. G. Farbenindustrie A.-G., Bitterfeld, hergestellt waren, wurden im Metallhüttenmännischen Institut der Technischen Hochschule Berlin hinsichtlich des Verhaltens bei Alterung bei Zimmertemperatur sowie erhöhten Temperaturen bis zu 200° bei Alterungsdauern von 8 bis 40 Stunden untersucht. In der Versuchsanstalt der I. G. Farbenindustrie A.-G. in Bitterfeld durchgeführte Versuche haben gezeigt, daß Zink und Aluminium in festem Magnesium mit sinkender Temperatur eine abnehmende Löslichkeit zeigen. Aus dem von W. Schmidt und P. Spitaler aufgestellten Diagramm für das System Aluminium-Magnesium und dem von W. Schmidt und M. Hansen aufgestellten Diagramm für das System Magnesium-Zink erkennt man, daß die Altershärtung in diesen Systemen von der Anwesenheit einer festen Lösung und der mit fallender Temperatur abnehmenden Löslichkeit abhängt. Nach R. S. Archer ist die Möglichkeit der Alterungshärtung besonders dann gegeben, wenn bei abnehmender Löslichkeit sich nicht ein reines Metall, sondern eine harte intermetallische Verbindung aus der übersättigten festen Lösung beim Altern ausscheidet. In den beiden Systemen Magnesium-Aluminium und Magnesium-Zink fallen solche intermetallischen Verbindungen aus. Im System Magnesium-Zink entspricht die Verbindung der Formel  $MgZn_2$ . Die bei verschiedenen Temperaturen nach verschiedener Wärmebehandlung und Alterungsdauer festgestellten Härtewerte zeigen, daß durch Glühen bei höheren Temperaturen, Abschrecken in Wasser und mehrere Tage langes Altern bei Zimmertemperatur Elektronlegierungen nicht merklich gehärtet werden können. Nur die Magnesium-Aluminium-Legierung mit 10,6% Aluminium zeigte eine geringe Härtezunahme bei dieser Alterung. Eine merkliche Härtung kann durch künstliche Alterung erreicht werden.

A. R. Raper, Cambridge: „Das Gleichgewichtsdiagramm von Kupfer-Zinn-Legierungen mit 10—25 Atomprozent Zinn.“ Zur Untersuchung gelangten Legierungen aus reinem Zinn und Elektrolytkupfer, das nur eine Spur von Blei enthielt. Die Legierungen wurden in Asbesttiegeln in einer Gasatmosphäre hergestellt, wobei nur geringe Oxydationen auftraten. Der eutektische Punkt wurde bei 16,5% Zinn ermittelt, die Umwandlungs temperatur bei 520°. Die Umwandlungskurve wurde durch thermische Analyse bestimmt, die Ergebnisse zeigen Übereinstimmung mit den Angaben von Roberts-Austen und Stansfield.

Dr. Marie L. V. Gayler, Teddington: „Über die Unterkühlung einiger Aluminiumlegierungen.“

Durch thermische Analyse der sehr rasch abgekühlten Legierungen wurde versucht, den Verlauf der Übersättigungskurven zu ermitteln. Die Ergebnisse führen zu der Annahme, daß die Kristallisation bei Temperaturen unterhalb der hyper-eutektischen Temperatur auftrat. Die Untersuchung der Struktur der Legierungen zeigt, daß, entgegen den Erwartungen, an den Ecken, die rascher abgekühlt wurden, ein dichteres Gefüge auftrat. Nach Tammann ist diese dichte Struktur wahrscheinlich auf zwei während der Kristallisation wirkende Faktoren zurückzuführen, die spontane Kristallisation und die lineare Kristallisationsgeschwindigkeit. Diese beiden Faktoren sind vom Grad der Überhitzung abhängig. Durch Impfung ist es möglich, Lamellen des Eutektikums zu erhalten, die aus dünnen Kristallkörnern der beiden Komponenten bestehen. Die Größe der Lamellen oder die Dicke der kleinen Kristalle nehmen rasch mit zunehmender Unterkühlung oder steigender Kristallisationsgeschwindigkeit ab. Die Untersuchungen zeigten, daß in reinen Silicium-Aluminium-Legierungen deutlich Unterkühlung auftritt, daß man aber durch dieses rasche Abkühlen keine geänderte Struktur erhalten kann, wenn auch das Kristallgefüge feiner war als beim Gießen in kalte Formen. Wenn Natrium die Kristallisation von Silicium oder Aluminium oder von beiden verzögert, dann muß man erwarten, daß durch sehr starkes Abschrecken einer modifizierten Legierung eine viel stärkere Unterkühlung hervorgerufen wird, als man bei gleichen Bedingungen in den normalen Legierungen erreicht. Die Untersuchung zeigte, daß die modifizierten Silicium-Aluminium-Legierungen nicht systematisch unterkühlt werden konnten, und daß die Löslichkeitskurven der modifizierten Verbindungen den Übersättigungskurven der normalen Legierungen sehr nahe kommen. Es wurde dann der Einfluß wechselnder Mengen von Eisen auf die Unterkühlung einer 10% Silicium enthaltenden Aluminiumlegierung sowie der Einfluß der Unterkühlung bei einigen Kupfer-Aluminium-Legierungen untersucht. Eisen beeinflußt die Kristallisation sowohl des primären als des eutektischen Siliciums, und zwar verursacht es eine raschere Kristallisation; die Unterkühlung tritt sogar auf, wenn Legierungen mit nicht über 0,1% Eisen sehr langsam abgekühlt werden. Der eisenreiche Bestandteil in Aluminium-Kupfer-Guß-Legierungen verliert oft seine charakteristische Kristallisationsform. Kupfer-Aluminium-Legierungen können unterkühlt werden, und zwar bei einer bestimmten Abkühlungsgeschwindigkeit um etwa 12°. Durch Zusatz von 0,2 bzw. 0,4, 0,6 und 0,8% Eisen zu einer 7% Kupfer enthaltenen Aluminiumlegierung konnte Unterkühlung bis zu 60° erreicht werden.

Dr. A. G. C. Gwyer und H. W. L. Phillips, Warrington: „Die Konstitution der Aluminiumlegierungen mit Eisen und Silicium.“

Votr. fanden im Betrieb der British Aluminium Co. von Zeit zu Zeit anormale Eigenschaften bei der Bearbeitung von Aluminium durchschnittlicher Handelsqualität, und dies führte sie zu der Schlussfolgerung, daß das gegossene und bearbeitete Aluminium sich nicht im Strukturgleichgewicht befindet. Sie untersuchten deshalb die Konstitution der binären Legierungen von Aluminium mit Eisen und Aluminium mit Silicium. Die eutektische Natur des Aluminium-Silicium-Systems konnte bestätigt werden. Insbesondere weisen die Arbeiten auf die Löslichkeit des Siliciums im festen Aluminium hin. Die mikroskopische Untersuchung läßt noch einige Zweifel über das Verhalten der sehr feinen Siliciumteilchen, von denen einige sicher kolloidal sind. Legierungen mit bis zu 1,25% Silicium gaben nach Glühen bei 550° und Abschrecken bei Angriff mit Säuren einen Rückstand von rein weißer Farbe, der vollständig aus  $SiO_2$  bestand. Beim Wiedererhitzen auf 100° ging nur soviel in Lösung, um den Rückstand schwach zu färben. Bei Erhitzen auf 200° war nach 24 Stunden ein deutlicher Niederschlag sichtbar. Bei Temperaturen von etwa 300° entwickelte sich schnell ein Siliciumniederschlag; das Gleichgewicht war in 24 Stunden erreicht. Bei Temperaturen über 300° kann das Gleichgewicht nur nach längerer Zeit erreicht werden, bei 400° etwa nach 100 Stunden. Die Untersuchungen im System Aluminium-Eisen führten zur Bestimmung des eutektischen Punkts  $Al - FeAl_2$ . Es wurden dann die ternären Legierungen Aluminium-Silicium-Eisen sowohl im Gleichgewichts- wie im

metastabilen Zustand untersucht. Gerade der metastabile Zustand ist für die Praxis von Wichtigkeit, weil er sich nicht nur in den technischen Legierungen, sondern auch in dem reinen Handelsaluminium findet. Im System Aluminium-Silicium konnte die Lage des Eutektikums mit 11,70% Silicium bei 577 bis 578° festgestellt werden. Aluminium kann bei der eutektischen Temperatur etwa 1,25% Silicium lösen, die Löslichkeit nimmt mit tieferer Temperatur ab. Silicium kann etwa 2% Aluminium in fester Lösung aufnehmen. Aluminium bildet mit FeAl<sub>3</sub> eine eutektische Reihe; das Eutektikum enthält 1,89% Eisen und erstarrt bei 653°. Eisen und Aluminium bilden wahrscheinlich noch eine zweite Verbindung Fe<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>, die mit FeAl<sub>3</sub> ein eutektisches System mit begrenzter Löslichkeit bildet.

F. Hargreaves, Ashford: „Über den Einfluß der Bearbeitung und des Glühens auf das Blei-Zinn-Eutektikum.“

Nachdem bei Bearbeitung eines Blei-Zinn-Eutektikums bei Zimmertemperatur sich ein Weicherwerden zeigte, wurden Untersuchungen angestellt, um die Beziehung zwischen der Bearbeitung und dem Grad des Erweichens festzustellen. In der Regel wird bei Bearbeitung von Metallen und Legierungen bei Zimmertemperatur eine Härtung beobachtet; das Weicherwerden infolge der Bearbeitung ist wohl von einigen Beobachtern angegeben worden, doch scheint dies keine feststehende Tatsache zu sein. Versuche mit Blei-Zinn-Legierungen zeigten, daß durch Hämmern bei einer Dickenabnahme von 78% die Brinellhärte von 14 auf 4,2 zurückging, wenn die Untersuchung unmittelbar nach dem Hämmern vorgenommen wurde. Läßt man die Probe nach dem Hämmern 24 Stunden bei Zimmertemperatur stehen, so kann man beobachten, daß die Änderung der Härte zurückgegangen ist. Die Proben wurden dann auf 100° erhitzt und abermals auf ihre Brinellhärte untersucht. Alle untersuchten Proben wiesen sofort nach der Kaltverformung eine Abnahme der Härte auf; diese ist unabhängig von der ursprünglichen Härte; es gibt einen kritischen Wert, der bei etwa 30% Dickenabnahme liegt. Geht man über diesen kritischen Wert, dann liegen die Werte der erhaltenen Härte auf einer absteigenden Kurve, und bei 78% Querschnittsreduktion ist die Härte geringer als die der einzelnen Bestandteile in reinem Zustand, unterhalb des kritischen Wertes ist die Härteabnahme viel geringer. Läßt man nach der Kaltbearbeitung die Proben bei Zimmertemperatur stehen, so nimmt die Härte wieder zu bei den Proben, die über 30% Dickenverminderung erlitten haben. Erhitzt man auf 100°, so tritt zunächst eine Zunahme der Härte auf, der aber wieder ein Abfall folgt. Glüht man bei 175°, dann nimmt bei den Proben mit 45% Dickenverminderung und mehr die Härte zu, zeigt aber keine Beziehung mehr zu der Härte der gegossenen Proben. In den Legierungen mit einer Dickenverminderung von 26,5% und weniger erreicht die Härte wieder den Wert wie im gegossenen Zustand.

Dr. William Hume-Rothery und Sydney William Rowell, Oxford: „Das System Magnesium-Cadmium.“

Vortr. hat für seine Versuche Legierungen aus den reinst erhältlichen Metallen Cadmium und Magnesium hergestellt. Durch Zusammenschmelzen der beiden Metalle wurden die für die Ermittlung der Abkühlungskurven verwendeten Legierungen hergestellt. Die Untersuchungen zeigten, daß das System eine feste Lösung α von Cadmium enthält, eine definierte intermetallische Verbindung MgCd, sowie eine feste Lösung β von Magnesium. Die feste Lösung α erstreckt sich von 0 bis etwa 24 Atomprozent Magnesium. Die Verbindung MgCd, bildet keine feste Lösung; die zweite feste Lösung β erstreckt sich von 40—100 Atomprozent Magnesium. Die feste Lösung von 40—100 Atomprozent Magnesium erleidet bei etwa 200—250° eine Umwandlung; die Maximaltemperatur dieser Umwandlung tritt bei 54 Atomprozent auf. Es ist anzunehmen, daß die Umwandlung von der gleichen Art ist, wie die bei β-Messing auftretende. Um ein Gleichgewicht in den festen Legierungen in der Gegend der Verbindung MgCd, zu erhalten, muß man längere Zeit glühen. Vom praktischen Standpunkt aus ist wichtig, daß alle Legierungen von 0—24 oder 40—100 Atomprozent Magnesium aus einer einzigen festen Lösung bestehen, sowohl im gegossenen als im wieder erhitzen Zustand, und daß diese Legierungen beim Lagern bei Zimmertemperatur nicht verändert werden. Vom theoretischen Standpunkt ist hervorzuheben, daß die thermischen Diagramme keinen Hin-

weis für die Existenz der angenommenen Verbindung MgCd geben. Die maximale Härte, die von verschiedenen Beobachtern bei der äquiatomaren Zusammensetzung gefunden wurde, ist wahrscheinlich die bei äquatomarer Zusammensetzung einer einfachen festen Lösung gefundene Wirkung.

H. Sutton und A. J. Sidery, Farnborough: „Schutz des Aluminiums und seiner Legierungen gegen Korrosion.“

Man führt die Korrosionsbeständigkeit des Aluminiums bei normalen Atmosphärenverhältnissen in der Regel auf das Vorhandensein einer Schutzschicht von Aluminiumoxyd oder Aluminiumhydroxyd zurück, sowie auf die Fähigkeit des Metalls zur Bildung dieser Schutzschicht an frisch geschnittenen oder geätzten Flächen. Das von G. D. Bengough und J. M. Stuart ausgearbeitete Verfahren, Aluminium durch anodische Oxydation korrosionsbeständig zu machen, besteht darin, das Aluminium oder die Legierung als Anode in einer 3%igen wäßrigen Lösung von Chromsäure bei einer Temperatur von 40° zu verwenden. Während einer Stunde erhöht man den Strom von 0 auf 50 Volt. Es bildet sich dann eine dichte Oxydschicht auf der Oberfläche. Durch Anwendung einer Fett- oder Farbschicht erhöht man noch die Schutzwirkung der Oxydschicht. Durch die anodische Oxydation und darauffolgenden Überstrich mit Fett wird die Widerstandsfähigkeit von Aluminium, Duraluminium und anderen Aluminiumlegierungen gegen Seewasser beträchtlich erhöht. Eine andere Methode, um Aluminium mit einem Rostschutz zu versehen, besteht in der elektrischen Erzeugung einer Schicht Zink, Cadmium oder Nickel. Für die Verzinkung des Aluminiums eignet sich entweder ein Cyanidbad mit 75 g Zinkcyanid, 37,4 g Natriumcyanid, 25 g Ätznatron und 1000 ccm Wasser, oder ein Sulfatbad mit 200 g Zinksulfat (ZnSO<sub>4</sub> · 7H<sub>2</sub>O) auf ein Liter Wasser unter Zusatz von 0,1 g β-Naphthol. Die elektrolytische Abscheidung von Nickel auf Aluminium erfolgt aus den verschiedensten Lösungen, die auch für die Vernickelung anderer Metalle verwendet werden. Auf durch Sandstrahl gereinigten Stücken von Aluminium, Duraluminium und Gußaluminiumlegierungen erhält man gute Nickelniederschläge. Verzinktes Aluminium mit einer 0,0005 Zoll dicken Zinkschicht war korrosionsbeständiger als Aluminium mit einer gleichdicken Cadmiumschicht; bei Aluminiumlegierungen verhielten sich die Zinkschichten und Cadmiumschichten gleich. Die Vernickelung ergab unbefriedigende Ergebnisse. Anodische Oxydation von Aluminium und Duraluminium mit nachfolgender Verwendung einer Fetschicht bietet einen guten Rostschutz gegenüber Seewasser. Die Gewichtszunahme bei der anodischen Behandlung und nachfolgendem Überziehen mit einer Lanolinschicht ist gegenüber der Gewichtszunahme bei der Plattierung sehr gering. Teile, die mit Eisen, Stahl, Kupfer, Messing oder anderen Kupferlegierungen in Berührung sind, können nicht durch anodische Oxydation vor Korrosion geschützt werden; die Behandlung des Aluminiums oder der Aluminiumteile muß durchgeführt werden, bevor das Aluminium mit den anderen Metallen verbunden wird. Zink und Cadmium können auf Aluminium und allen untersuchten Aluminiumlegierungen niedergeschlagen werden; in einer Dicke von 0,0005 Zoll erzielt man dadurch einen guten Rostschutz. Eine Ausnahme bildet nur Cadmium auf reinem Aluminium. Teile, die mit Stahl oder anderen Metallen in Berührung sind, können ohne weiteres auch plattiert werden.

H. Sutton und J. W. Willstrop, Farnborough: „Über die Natur der durch anodische Oxydation von Aluminium sich bildenden Schutzschicht.“

Vortr. beschreiben zunächst ein Verfahren zur Isolierung der durch anodische Oxydation des Aluminiums gebildeten Schutzschicht. Das metallische Aluminium wird in einem Strom von trockenem Chlorwasserstoff verflüchtigt. Die so erhaltenen Aluminiumchloridschichten wurden auf ihre Eigenschaften untersucht, die Dicke der unter den verschiedensten Bedingungen erhaltenen Schichten konnte berechnet werden. Aus Handsaluminium erhielt man in der Regel graue Schichten, die Färbung ist auf Spuren von Kohlenstoff zurückzuführen, die bei der Sublimierung des Aluminiums in der Verbindung bleiben. Die aus Handsaluminium erhaltenen Schichten enthalten außerdem elementares Silicium. In der Regel erhält man Schichten von 1 μ Dicke, es konnten aber solche von 0,033 μ bis 2 μ Dicke erreicht werden. Aus der bei

der Erhitzung im Vakuum bei  $1200^{\circ}$  entwickelten Gasmenge konnte nachgewiesen werden, daß die Schicht aus Aluminiumoxyd und nicht aus Hydroxyd besteht.

Dr. Cyril S. Smith, Cambridge (U. S. A.): „Kathodenzerstäubung als Mittel zum Alzten metallographischer Proben.“

Vortr. hat die scheinbare Verflüchtigung einiger Metalle untersucht, wenn sie als Kathode in einer Gasentladungsrohre verwendet werden. Der sich bildende Metalldampf diffundiert durch das Gas in der Röhre und kondensiert sich an den Rohrwandungen. Diese Erscheinung wird auch zum Versilbern von Spiegeln oder Teilen wissenschaftlicher Instrumente verwendet. Von den gewöhnlichen Metallen sind bei niedrigen Drucken in Wasserstoff Zink, Gold, Cadmium und Silber am leichtesten zerstäubbar. Blei, Platin und Kupfer zeigen diese Fähigkeit in geringerem Maße; noch weniger Eisen, Aluminium und Magnesium. Die Untersuchung der verschiedensten Metalle und Legierungen ergab, daß besonders leicht Silber-Kupferlegierungen durch die kathodische Zersetzung geätzt werden können. Der kupferreiche Bestand wird gefärbt, das Silber entfernt. Das neue Verfahren ist nur anwendbar bei Legierungen, deren Bestandteile, sich weitgehend durch die Leichtigkeit ihrer Zerstäubung unterscheiden.

C. H. M. Jenkins, Teddington: „Die Konstitution und die physikalischen Eigenschaften einiger Legierungen von Kupfer, Zink und Cadmium.“

Vortr. hat die Konstitution der Kupfer-Zink-Cadmiumlegierungen untersucht und die physikalischen Eigenschaften der beiden bekanntesten Messinge, die einen geringen Zusatz von Cadmium enthielten, untersucht. Die Ergebnisse der Untersuchung zeigen eine komplexe Konstitution im Gebiete des ternären Systems, wenn der Kupfergehalt 45% übersteigt und der Cadmiumgehalt geringer als 10% ist. Die Löslichkeit des Cadmiums in festem  $\alpha$ -Messing nimmt mit steigenden Mengen Zink von Maximalwert 2,7% ab. Cadmium, das oberhalb der genannten Mengenverhältnisse in fester Lösung zurückgehalten wird, tritt als binärer Bestandteil  $Cu_2Cd$  auf. Die Legierungen, die aus  $\alpha$ -Messing und mehr als Spuren von  $Cu_2Cd$  bestehen, beginnen bei verhältnismäßig niedriger Temperatur zwischen 549 und  $614^{\circ}$  zu schmelzen. Spuren von freiem  $Cu_2Cd$  lösen sich beim Erhitzen in der  $\alpha$ -Phase ohne Schmelzen, infolge der etwas erhöhten Löslichkeit der Verbindung im Messing bei höheren Temperaturen. Bei  $614^{\circ}$  tritt eine peritektische Reaktion auf, in der die  $\beta$ -Phase des Kupfer-Zinksystems mit der flüssigen Masse unter Bildung der  $\alpha$ -Phase und  $Cu_2Cd$  reagiert und die Eigenschaften der Legierung sehr stark beeinflußt. Der Einfluß des Cadmiums auf  $\beta$ -Messing ist von anderer Art. Diese Phase zeigt eine viel größere Fähigkeit, Cadmium in fester Lösung mit steigender Temperatur aufzunehmen und erreicht das Maximum der Löslichkeit bei 8%. Bei niedrigerer Temperatur scheint der  $\gamma$ -Bestandteil viel stärker als die  $\beta$ -Phase Cadmium in fester Lösung zurückzuhalten. Der größere Teil des im Zink enthaltenen Cadmiums wird im Messing zurückgehalten und geht nicht durch Oxydation oder Verflüchtigung während des Schmelzens verloren. Die Anwesenheit von weniger als 0,2% Cadmium scheint die Heißwalzbarkeit von 70 : 30 Messing mit Cadmium zu verhindern, durch mehr als 0,5% Cadmium wird die Neigung des Gußmaterials zur Undichtheit erhöht. Die Verwendung eines cadmiumhaltigen Zinks ruft keine merkliche Änderung in den physikalischen Eigenschaften des Messings hervor. Zusätze von Cadmium bis zu 1 Gewichtsprozent bewirken eine Erhöhung der Zugfestigkeit, mit der in der Regel eine Verringerung der Dehnung verbunden ist. Dieser Einfluß zeigt sich deutlich in Gußmessing 70 : 30, weniger ausgesprochen in dem weiter verarbeiteten Material. Die Konstitution der Kupfer-Zink-Cadmiumlegierungen mit Kupfergehalten zwischen 100 und 44% und Cadmiumgehalten zwischen 0 und 10% wurde durch mikroskopische Untersuchung der gegläuteten Legierungen untersucht. Der wichtigste Einfluß besteht in der Erniedrigung der Soliduslinie in  $\alpha$ -Messing unterhalb  $600^{\circ}$  durch verhältnismäßig geringen Zusatz von Cadmium und infolgedessen in der Vergrößerung des Erstarrungsintervales dieser Legierungen. Dies führt zu einer größeren Undichtheit der Legierungen. Die Untersuchung der Löslichkeit des Cadmiums in festem  $\alpha$ - und  $\beta$ -Messing zeigt, daß  $\beta$ -Messing mit zunehmender Temperatur eine größere Lösungsfähigkeit für Cadmium zeigt; bei Zimmer-

temperatur wird bei sehr langsamer Abkühlung der Legierung etwas Cadmium in fester Lösung in allen drei Phasen zurückgehalten. Bei  $500^{\circ}$  kann  $\alpha$ -Messing geringe Mengen von Cadmium lösen;  $\beta$ - und  $\gamma$ -Messing lösen etwas größere Mengen.

C. J. Smithells, W. R. Pitkin und J. W. Avery, Wembley: „Kornwachstum in komprimierten Metallpulvern.“

Die in den Forschungslaboratorien der General Electric Co. durchgeföhrten Untersuchungen erstreckten sich auf die Änderungen, die einige Eigenschaften von aus komprimierten Wolframpulver hergestellter Stäbe bei zunehmender Temperatur aufweisen. Bisher sind die Strukturänderungen, die beim Erwärmen komprimierter Metallpulver auftreten, noch wenig untersucht worden. Die Frage ist nur für einige seltene Metalle, wie Wolfram und Molybdän von technischem Interesse, ist aber allgemein interessant mit Rücksicht auf die Erscheinung der Rekristallisation und des Kornwachstums in deformierten Metallen. Die vorliegenden Untersuchungen erstreckten sich auf die Änderung von Wolfram beim Erwärmen. Wolframpulver wurde in Stäbe von 6 : 0,25 : 0,25 Zoll gepreßt und dann auf verschiedene Temperaturen erhitzt. Zur Temperaturmessung wurde ein Fadenpyrometer verwendet. Im Gebiet von  $1000$ — $1800^{\circ}$ , welches hauptsächlich interessierte, sind die erhaltenen Temperaturlösungen innerhalb  $\pm 10^{\circ}$  richtig. Die durch die allmäßliche Temperatursteigerung erhaltenen Änderungen in der Länge der Wolframstäbe sind auf das Kornwachstum zurückzuführen, das bei einer Temperatur beginnt, die durch die Korngröße des Pulvers und den bei der Herstellung des Stabes benutzten Druck beeinflußt wird. Bei Pulvern, deren mittlere Teilchengröße von  $0,6$  bis  $3,5 \mu$  und der zur Herstellung der Stäbe verwandte Druck zwischen 8—32 t je Quadratzoll schwankte, schwankten die Temperaturen bei denen zuerst ein Kornwachstum beobachtet werden konnte, zwischen  $1100$ — $1500^{\circ}$ , es sind dies die Temperaturgebiete, die in der Regel bei der technischen Herstellung des Wolframs verwendet werden. Die Ergebnisse stehen im Einklang mit den bekannten Erscheinungen des Kornwachstums und der Rekristallisation bei der Bearbeitung von Metallen. Man weiß, daß die im Gleichgewicht vorhandene Korngröße um so größer ist, je höher die Temperatur des Glühens war. Ein größeres Pulver erforderte nach den Versuchsergebnissen eine höhere Temperatur zur Hervorbringung des Kornwachstums als ein feines Pulver. Die Rekristallisationsstemperatur im bearbeiteten Metall ist um so niedriger, je stärker der Grad der Deformation ist. Bei den vorliegenden Versuchen wurde in allen Pulvern das Kornwachstum bei umso niedrigerer Temperatur gefunden, je stärker der Druck bei der Herstellung der Stäbe war.

### Herbstversammlung des Iron and Steel Institute.

Glasgow, 22.—23. September 1927.

Vorsitzender: Frank W. Harbord.

T. W. Robinson: „Die Entwicklung der amerikanischen Stahl- und Eisenindustrie.“

Bis zum Jahre 1860 war die Eisenindustrie Amerikas in verhältnismäßig kleinen Betrieben in der Nähe des Atlantischen Ozeans ansässig. Erst mit der Einführung des pneumatischen Verfahrens der Stahlerzeugung begann die große Entwicklung der amerikanischen Industrie. Durch die Herstellung der Bessemer-Schienen wurde der ferne Westen erobert, Nord und Süd nacheinander verbunden. Der erste Bessemerblock in der neuen Welt wurde in einer Versuchsanlage in Wyandotte, Michigan, 1864 hergestellt, aber erst 15 Jahre später begann der Ersatz des Eisens durch Stahl eine Rolle zu spielen. Vortr. verweist auf die Gründung der Illinois Steel Co. 1889 und der Federal Steel Co. 1898, die Erz, Koks, Eisen, Stahl und Transport in einem Konzern zusammenfaßte, in einem Ausmaß, das nur von der Carnegie Steel Co. erreicht wurde. Das 20. Jahrhundert brachte die große Entwicklung der amerikanischen Eisenindustrie. 1901 wurden in den Vereinigten Staaten 13 500 000 t, d. h. 44% der Weltproduktion an Stahl hergestellt, 1926 war die Menge auf über 48 Millionen Tonnen Stahl, d. h. mehr als 51% der Gesamtproduktion gestiegen. Während zu Beginn des 20. Jahrhunderts über 66% des Stahls nach dem sauren Bessemer-Verfahren hergestellt wurden, werden heute 84% des Stahls im basischen Verfahren hergestellt. Die Anforderungen an die Qualität des Stahls sind sehr gestiegen. Eine Folge der hohen Qualitätsansprüche ist