

Versamlungsberichte.

Hauptversammlung des Institute of Metals.

London, 7. und 8. März 1928.

Die 20. Hauptversammlung des Institute of Metals wurde von Sir John Dewrance mit einer Begrüßung der Mitglieder und Gäste, insbesondere der ausländischen Teilnehmer, eröffnet. Dr. Masing, Berlin, überbrachte die Grüße der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde und des Vereins Deutscher Ingenieure.

Aus dem Bericht des Vorstandes ist zu entnehmen, daß die Zahl der Mitglieder auf 1903 gestiegen ist, hiervon sind 700 ausländische Mitglieder aus 41 Ländern. Aus den Forschungsarbeiten seien die Untersuchungen mit dem neuen Apparat für die Korrosionsuntersuchung hervorgehoben. Insbesondere zeigten sich die verschiedenen korrodierenden Eigenschaften des verwandten Seewassers. Augenscheinlich hatte das im Herbst entnommene Seewasser eine beträchtlich geringere korrodierende Wirkung als das im Frühjahr oder Frühsommer entnommene Wasser. In der Entwicklung einer neuen elektrischen Methode zur Untersuchung der Bildung und des Abreißens der Schutzschichten, die sich an den Oberflächen von Kondensatorröhren bilden, welche in Berührung mit bewegtem Seewasser sind, wurden beträchtliche Fortschritte gemacht.

Nach dem Bericht des Schatzmeisters übergab Sir John Dewrance den Vorsitz dem neugewählten Vorsitzenden Dr. W. Rosenhain, Teddington. In seiner presidential address behandelte sodann Dr. Rosenhain die

Gleichgewichtsdiagramme von Legierungen.

Die Untersuchung der Mikrostruktur der Legierungen zeigt, daß eine innige Beziehung zwischen der Mikrostruktur und allen physikalischen Eigenschaften besteht. Die Frage nach den Mikrobestandteilen und der Art ihrer Bildung kann durch das Gleichgewichtsdiagramm beantwortet werden. Bestandteile jeder Legierung bilden sich entweder direkt aus der erstarrenden Legierung oder nachher während des Abkühlens durch die Wechselwirkung der Stoffe, die bereits in der Legierung vorhanden sind. Die Erstarrungsgeschwindigkeit und Abkühlungsgeschwindigkeit, die folgende Erwärmung und Bearbeitung kann weitere Änderungen herbeiführen. Der Endzustand, dem jede Legierung beim Abkühlen zustrebt, ist der „Gleichgewichtszustand“. Dieser Gleichgewichtszustand kann sich zwischen der festen und flüssigen Phase, aber auch zwischen der festen und der Dampfphase einstellen. Andere Gleichgewichtsverhältnisse treten zwischen zwei oder drei verschiedenen festen Bestandteilen auf, zwischen verschiedenen Kristallarten, und diese Gleichgewichte ändern sich mit der Temperatur, was, wie z. B. beim Fall der Stahlhärtung oder bei Aluminium, von großer praktischer Bedeutung ist. Wenn wir daher das Verhalten einer Legierung und die Art der verschiedenen Bestandteile, die das Mikroskop uns anzeigt, genau verstehen wollen, müssen wir die Gleichgewichtsbedingungen kennen. Zur Aufstellung der Gleichgewichtsdiagramme hat man im allgemeinen die thermische Analyse und das Studium der Mikrostruktur angewandt. Für die erstere werden die Abkühlungs- und Erwärmungskurven aufgenommen und die Änderungen der Legierungen in den Haltepunkten und den Knickpunkten angegeben. Vortr. verweist insbesondere auf die Arbeiten von Heycock und Neville. Neben diesen klassischen Verfahren der Gleichgewichtsuntersuchung sind in neuerer Zeit die dilatometrischen Verfahren und die Messung des elektrischen Widerstandes der Legierungen bei verschiedenen Temperaturen ausgebildet worden. Bei dem dilatometrischen Verfahren bestimmt man durch sehr feine Meßmethoden die Volumänderungen oder Längenänderungen von Legierungen bei sehr langsamem Erhitzen oder Abkühlen, ein Verfahren, das in Frankreich von Chevenard, in Deutschland von Oberhoffer und Haas, in England von Griffith und Haughton entwickelt wurde. Vortr. zeigt dann an einigen Beispielen, von welcher großen Bedeutung die Möglichkeit größter erreichbarer Genauigkeit der Diagramme für die Industrie und Technik ist. Die Industrie kann zwar nicht mit so reinen Metallen arbeiten, wie sie im Laboratorium für die Untersuchung verwendet

werden, aber die genaue Kenntnis des Einflusses jeder Verunreinigung ist von größter Bedeutung. Vortr. beschäftigte sich dann mit den festen Lösungen. Bei hoher Temperatur kann man eine feste Lösung erhalten, die viel größere Mengen des gelösten Metalls enthält, als bei tiefen Temperaturen in Lösung gehalten werden können. Diese Verhältnisse sind am besten bei Aluminiumlegierungen untersucht worden. Vortr. bespricht den Mechanismus bei der bekannten Altershärtung von Duraluminium und ähnlichen Legierungen. Läßt man Duraluminium bei Zimmertemperatur altern, dann ist seine Härte in der Hauptsache auf die Ausscheidung von Magnesium-Silicid aus der übersättigten festen Lösung zurückzuführen, während beim Altern bei erhöhten Temperaturen die Härtung auf die Ausscheidung der Aluminium-Kupfer-Legierung CuAl₂ zurückzuführen ist. Durch die Erklärung des Verhaltens derartiger Legierungen konnte man eine ganze Reihe von Legierungen herstellen, die eine übersättigte feste Lösung nach dem Abschrecken darstellen, und in denen man durch folgendes Altern entweder bei Zimmertemperatur oder bei höherer Temperatur die Härte erhöhen kann. Auf diese Weise ist eine Reihe von Legierungen hergestellt worden, insbesondere von Kupfer mit Nickel und Silicium. Diese durch Altern härtbaren Kupferlegierungen sind noch nicht vollkommen aufgeklärt, aber sie stellen eine neue wichtige Entwicklung auf dem Gebiete der Nichteisenlegierungen dar. Vortr. verweist auch auf die in Deutschland jüngst hergestellten Legierungen mit Beryllium, die das Ergebnis der Anwendung dieses Verfahrens der Altershärtung nach dem Abschrecken darstellen. Messing und Bronze verdanken ihre Stellung der Überlegenheit, die sie für manche Zwecke gegenüber Eisen und Stahl besitzen. Diese Stellung ist aber durch die Herstellung der rostbeständigen Stahl- und Eisenlegierungen sehr bedrängt. Durch das Auftreten der altershärtbaren Legierungen, welche große Korrosionsbeständigkeit mit dem Stahl und Eisen ähnlichen physikalischen Eigenschaften verbinden, oder sogar noch Stahl in seinen physikalischen Eigenschaften übertreffen können, wird die Sonderstellung von Messing und Bronze noch mehr erschüttert. —

S. Beckinsale und H. Waterhouse, Woolwich: „Zerstörung von Bleikabelmänteln durch Dauerbrüche und ihre Verhütung.“ (Vorgetragen von Waterhouse.)

Die Erscheinung des Auftretens von Dauerbrüchen in Bleikabelmänteln ist bis vor kurzem von den Metallurgen wenig beachtet worden und wurde nur als Begleiterscheinung anderer Formen des interkristallinen Bruches betrachtet. Eine der Hauptschwierigkeiten für die Erklärung der Brüche in Blei dürfte darin bestehen, daß man im Laboratorium diese Art des Bruches nicht reproduzieren konnte. Vortr. gelang es, bei der vorliegenden Untersuchung dies zu erreichen und quantitative Angaben über die Neigung von Blei und Bleilegierungen zu derartigen Brüchen bei der Behandlung in der Haighmaschine zu erzielen. Townsend hat gezeigt, daß Blei-Antimon-Legierungen gegenüber reinem Blei eine größere Widerstandsfähigkeit gegen Bruch bei kleinen wechselnden Zugbeanspruchungen besitzen. Vortr. verweist auf die Angaben von Haehnel über das Verhalten von Kabeln mit reinen Blei- oder Bleizinnmänteln, wonach die Mäntel aus der Legierung gegenüber Vibrationen eine größere Lebensdauer aufweisen als die reinen Bleimäntel. Rawdon hat einige Fälle von interkristallinen Brüchen in Bleikabelmänteln beschrieben; er konnte zwar keine ausreichende Erklärung hierfür geben, aber die Versuche scheinen gegen die Annahme zu sprechen, daß das sog. Spröderwerden des Bleis in gewissen Lösungen auf allotrope Veränderungen im Metall zurückzuführen ist. Lösungen, die Bleiacetat enthalten, verursachten interkristallinen chemischen Angriff. Vortr. berichtet über die Untersuchung von über vierzig Kabelmänteln, die Sprünge aufweisen. Er berücksichtigt hierbei die Lage der auftretenden Störungen und untersuchte das Verhalten des Bleis bei wechselnder Zugbeanspruchung, das ihn zu der Ansicht führte, daß es sich bei den auftretenden Brüchen hauptsächlich um eine Ermüdungserscheinung handelt, die durch geringe wechselnde Zugbeanspruchung hervorgerufen wird. Als Ursache der auftretenden Störungen können in Frage kommen: 1. schädliche Verunreinigungen, 2. Überhitzen des Metalls beim Walzen oder Röhrenziehen, 3. Kornwachstum oder abnorme Korngröße, 4. Sprödigkeit durch allotrope Umwandlung, 5. interkristalline Korrosion, 6. andauernde Zugspannungen,

7. Vibration. Die Analyse der vom Votr. untersuchten Bleikabelmäntel zeigte die hohe Reinheit des verwandten Materials. Um zu untersuchen, ob Blei von dem verwandten Reinheitsgrad durch die Bearbeitung zu Rissen neigen kann, wurde das Blei bei verschiedenen Temperaturen gewalzt. Die Versuchsergebnisse zeigten, daß reines Blei bei allen Temperaturen bis wenige Grade unterhalb des Schmelzpunktes bearbeitet werden kann, ohne Veranlassung zu interkristallinen Brüchen zu geben. Verunreinigungen, wie Silber und Wismut, können zu interkristallinen Brüchen führen, wenn das Walzen wenige Grade unterhalb des Schmelzpunktes durchgeführt wird; es sind hierzu aber größere Mengen dieser Zusätze erforderlich, als in dem verwandten Blei festgestellt wurden. Zwischen Kristallgröße und Bruch besteht keine Beziehung, und es fand sich kein Anhalt für das Auftreten der Risse infolge allotroper Umwandlungen. Die Kabel zeigten mit Ausnahme örtlicher Korrosion keine Anzeichen einer interkristallinen Korrosion. Die weiteren Versuche erstreckten sich auf die gleichzeitige Einwirkung korrodierender Lösungen und Dauerbeanspruchungen durch Zug. Zur Verwendung gelangten Bleiacetat, eine Mischung von Salpetersäure und Bleiacetat, Salzsäure, Schwefelsäure, Essigsäure und Atzkali. Die der Einwirkung von Salpetersäure, Schwefelsäure und Salzsäure sowie Kalilauge unterworfenen Probestücke zeigten keine Brüche. Gegenwart von 0,05% Silber scheint die Widerstandsfähigkeit des Bleis gegen den Angriff der Essigsäure herabzusetzen. 0,03% Kupfer, 0,102% Wismut und 0,04% Nickel zeigen ähnliche, aber schwächere Wirkung. Arsen und Kadmium steigern die Widerstandsfähigkeit, Zinn und Antimon geben die besten Resultate; so ist eine Legierung mit 3% Zinn sehr widerstandsfähig gegen Essigsäure. Gerade Essigsäure und andere organische Säuren scheinen bei den durch Korrosion auftretenden Störungen an Bleiplatten und Bleikabelmänteln, die in Berührung mit Holz sind, eine Rolle zu spielen. Das für die Imprägnierung des Holzes, mit dem die Kabel in Berührung kommen können, verwandte Kreosot hat, wenn es frei von Essigsäure ist, nur geringen Einfluß auf das Blei. Die Untersuchungen über den Einfluß dauernder Zugbeanspruchung zeigten, daß Brüche nach 190 bis 480 Tagen auftreten, wenn die Bleikabel durch ein Gewicht von 70 Pfund dauernd auf Zug beansprucht werden. Bei Vibrationen trat der Bruch schon in kürzester Zeit auf. Die Untersuchungen deuten darauf hin, daß die Entwicklung interkristalliner Brüche an reinem Blei bei dauernder Zugbeanspruchung selten auftritt; wenn dies der Fall ist, dann tritt eine Deformation der umgebenden Kristalle ein. Für die Ermüdungsprüfung durch Vibration erwies sich die Anwendung der Wöhler-Maschine nicht vorteilhaft, bessere Ergebnisse ergab die Haigh-Maschine. Der Einfluß der Korngröße auf die Ermüdungsgrenze und infolgedessen auch wahrscheinlich auf die Neigung zu interkristallinem Bruch ist sehr gering und praktisch ohne Bedeutung; da aber Blei während der Herstellung oder im Gebrauch oft wechselnden Zugbeanspruchungen bei hoher Temperatur ausgesetzt wird, war es wünschenswert, den Einfluß der Temperatur auf die Ermüdungsgrenze festzustellen. Durch Temperatursteigerung wird die Ermüdungsgrenze des Bleis erniedrigt. Da nun die auftretenden Risse im Bleikabelmantel eine Ermüdungserscheinung waren, so wurde versucht, die Widerstandsfähigkeit des Bleis gegen wechselnde Zugbeanspruchung zu steigern. Vorversuche mit Kadmium deuteten darauf hin, daß dadurch die Härte des Bleis in größerem Maße gesteigert wird als bei Zusatz von Antimon oder Zinn, den beiden Metallen, die zuweilen mit Blei für Bleikabelmäntel legiert werden. Das Kadmium wurde in Form der kadmiumreichen Legierung der eutektischen Zusammensetzung 17,4% Kadmium zugeführt. Diese Legierungen ergaben gute Resultate. Auch Silber und Wismut, die oft als unerwünschte Verunreinigungen angesehen werden, haben einen günstigen Einfluß auf die Erhöhung der Ermüdungsgrenze. Am günstigsten erwiesen sich binäre oder ternäre Legierungen von Blei mit Zinn, Antimon oder Kadmium. 0,5% Kadmium erhöht die Ermüdungsgrenze auf das Dreifache der des reinen Bleis. Ähnliche Steigerungen kann man durch ternäre Legierungen mit Kadmium und Zinn oder Kadmium und Antimon erhalten. Diese ternären Legierungen zeigen nicht nur eine hohe Ermüdungsgrenze, sondern auch während des Schmelzens eine gleichmäßige Zusammensetzung und sind

den binären Legierungen hinsichtlich Widerstand gegen Oxydation bei hohen Temperaturen überlegen. Sie besitzen auch gute Widerstandsfähigkeit gegen Korrosion. Derartige ternäre Legierungen sind Gegenstand des Britischen Patents Nr. 272 320.

Dr. Max Haas, Aachen: „Dilatometrische Untersuchung von Leichtmetallen.“

Die Untersuchungen wurden mit dem photographisch registrierenden Differenzialdilatometer von Chevenard und dem modifizierten Chevenard-Dilatometer von Oberhoffer und Esser durchgeführt. Für die Untersuchungen muß die Ausdehnung des Probestabs annähernd der des Vergleichstabs sein; für die Untersuchung aluminiumreicher Legierungen empfiehlt sich reines Aluminium zum Vergleich, da es sich sehr gleichmäßig ausdehnt. Wird als Standard reines Kupfer verwendet, so muß seine Oberfläche sehr sorgfältig mit Äther gereinigt werden, um unregelmäßige und störende Oxydation zu vermeiden; man braucht dann nicht in Stickstoffatmosphäre zu arbeiten. Votr. gibt dann die Versuchsergebnisse bei reinem Aluminium, Silumin, Aluminium-Kupfer-Legierungen und Duralumin an. Die Frage, ob, wie Gürtler und seine Mitarbeiter lange glaubten, Allotropie des Aluminiums anzunehmen ist, konnte durch die Untersuchungen dahin beantwortet werden, daß sich keine Anzeichen für allotrope Umwandlungen finden. Die von Saburo Umino bei etwa 620° in reinem Aluminium gefundenen thermischen Umwandlungen wurden weder vom Votr. noch von Müller im Kaiser Wilhelm-Institut für Eisenforschung in Düsseldorf bestätigt. Die Untersuchungen an Silumin zeigten bei etwa 400° eine merkliche Deformation infolge Festigkeitsabnahme beim Erhitzen. Die vergütete und in Kokillen gegossene Legierung zeigt bei 250° einen deutlichen dilatometrischen Effekt infolge Ausscheidung fein verteilter Siliciumkristalle aus der übersättigten festen Lösung, wonach eine Wiederauflösung in der festen Lösung folgt. Silumine mit einer geeigneten 3. Komponente zeigten eine erhöhte Löslichkeit des Siliciums in der festen Lösung. Hidnert hat bei der Messung der Wärmeausdehnung einer Legierung von Aluminium mit 12,55% Silicium, 0,56% Eisen und 0,08% Kupfer bei etwa 250° einen merklichen Einfluß gefunden, der beim nochmaligen Erhitzen weniger deutlich wurde. Bei der Untersuchung der vergüteten, mit metallischem Natrium raffinierten Legierungen konnte er diesen Effekt nicht mehr feststellen. Nach Ansicht des Votr. ist diese Wirkung in allen abgeschreckten Siluminen vorhanden. Die Größe des dilatometrischen Effekts hängt von der Siliciummenge ab, die sich aus der festen Lösung abscheidet. Bei gegossenen Aluminium-Kupfer-Legierungen zeigten sich nur geringe dilatometrische Wirkungen, große bei den geschmiedeten Legierungen infolge der raffinierenden Wirkung der Warmbearbeitung. Die erhaltenen Ergebnisse stehen in Einklang mit den von anderen Forschern auf mikroskopischem Wege erhaltenen. Bei etwa 300° scheidet sich aus der übersättigten festen Lösung das fein verteilte CuAl_2 aus, bei 445° zeigt die Kurve eine Richtungsänderung bei der Legierung mit 2,501% Kupfer. Dies deutet darauf hin, daß die Löslichkeitsgrenze der festen Lösung erreicht ist; bis zu 500° zeigt die Legierung mit 4,822% Kupfer keine derartige Änderung, d. h. die Löslichkeitsgrenze ist noch nicht erreicht. Die Untersuchungen an Silumin zeigen, daß bei 250° die Abscheidung des überschüssigen Mg_2Si beginnt. Ähnliche Ergebnisse erhielt Höcker an alters gehärteten Legierungen. —

Ezer Griffiths und F. H. Schofield, Teddington: „Thermische und elektrische Leitfähigkeit einiger Aluminiumlegierungen und Bronzen.“ (Vorgetragen von Griffiths.)

Die Votr. untersuchten zwei Gruppen von Legierungen, erstens solche, die reich an Aluminium waren und als zweiten oder dritten Bestandteil Nickel, Magnesium, Eisen, Zink, Mangan oder Silber enthielten, und zweitens Legierungen, die reich an Kupfer waren, und daneben Zinn, Zink, Blei, Mangan oder Aluminium enthielten. Die Aluminiumlegierungen zeigten eine Wärmeleitfähigkeit von rund 70 bis 80% derjenigen des reinen Aluminiums, während die Wärmeleitfähigkeit der Bronzen nur etwa $\frac{1}{3}$ bis $\frac{1}{10}$ der von Kupfer betrug. Bei der vorliegenden Untersuchung wurden die Wärme- und elektrischen Leitfähigkeiten bei verschiedenen Temperaturen innerhalb des Gebietes von 80 bis 300° ermittelt. Mit ein oder zwei Ausnahmen, besonders bei den hochsiliciumhaltigen Legie-

rungen, gilt das Lorenzsche Gesetz, wonach das Verhältnis von Wärmeleitfähigkeit zu elektrischer Leitfähigkeit mal absoluter Temperatur konstant ist. Dieses Gesetz gilt für die technisch reinen Metalle. Die vorliegende Untersuchung zeigt, daß bei Legierungen, deren Hauptbestandteil Aluminium und Kupfer ist, die Lorenzsche Konstante annähernd den Wert der reinen Metalle erreicht, während man in der Literatur sehr häufig die Angabe findet, daß das Lorenzsche Gesetz nicht für Legierungen anwendbar ist. Diese Verallgemeinerung ist nicht richtig, wahrscheinlich waren die thermischen Leitfähigkeitswerte, auf die sich diese Feststellung bezieht, nicht genau. Im Gegensatz zu den reinen Metallen zeigen die Legierungen eine steigende Wärmeleitfähigkeit mit zunehmender Temperatur. Ein Vergleich zweier Bronzen mit gleicher Zusammensetzung, abgesehen von geringen Mengen Phosphor, zeigte, daß Phosphoranwesenheit die Wärmeleitfähigkeit beträchtlich herabsetzt. Zusatz von 10% Aluminium setzt die Leitfähigkeit des Kupfers in gleicher Weise herab wie Zusatz von 10% Zinn. Von den untersuchten Aluminiumlegierungen zeigten diejenigen mit 8% bzw. 4,5% Kupfer die größte Wärmeleitfähigkeit; sie erreichte ungefähr 82% der Leitfähigkeit von reinem Aluminium. Die geringste Wärmeleitfähigkeit zeigte eine Legierung mit 13% Zink und 3% Kupfer, die 64% der Leitfähigkeit von Aluminium aufwies. Die elektrische Leitfähigkeit der Metalle wurde bestimmt, um ihre Beziehung zur Wärmeleitfähigkeit festzustellen. Nach den Untersuchungen der Vortr. zeigten die sieben untersuchten Bronzen bei Zimmertemperatur Wärmeleitfähigkeiten von $\frac{1}{8}$ bis $\frac{1}{10}$ des Kupfers, und im Gegensatz zu Kupfer und anderen reinen Metallen stieg die Wärmeleitfähigkeit dieser Legierungen mit der Temperatur. Alle Legierungen folgten dem Lorenz'schen Gesetz über die Beziehung zwischen thermischer und elektrischer Leitfähigkeit und absoluter Temperatur. Bei den Aluminiumlegierungen erhielt man die niedrigsten Wärmeleitfähigkeiten in Legierungen mit 13% Zink und 3% Kupfer. Vergleicht man den Einfluß geringer Mengen von Nickel, Eisen und Mangan auf Aluminiumlegierungen mit 8% Kupfer, so zeigt 1% Nickel den gleichen Einfluß wie 1% Eisen, während 1% Mangan einen größeren Einfluß als 3% Nickel ausübt. Für die Aluminiumlegierungen ist der Lorenzsche Koeffizient beträchtlich niedriger als für die Kupferlegierungen. Wie vorausszusehen, ändern sich die Werte für die einzelnen Legierungen nicht sehr mit der Temperatur. —

Hugh O'Neill, Manchester: „Über die durch Kaltbearbeitung bewirkten Dichtigkeitsänderungen in Metallen.“

In den Memoiren der Literarischen und Philosophischen Gesellschaft von Manchester 1861 findet sich eine Arbeit von Charles O'Neill über die Änderungen der Dichte beim Hämmern und Glühen von gewalztem Kupfer, und es wird hierbei festgestellt, daß das Kalthämmern von warmgewalztem, technischem Kupfer eine beträchtliche Abnahme der Dichte zur Folge hat. Durch nachfolgendes Glühen bei Rotglut kann man die Dichte des Ursprungszustandes wieder erreichen, durch Hämmern und Glühen wird die Gleichmäßigkeit des Metalls erhöht. Die Dichteabnahme kann nicht auf die durch das Hämmern bewirkte Wärmeausdehnung zurückgeführt werden, doch „scheint die teilweise Sprödigkeit des gehämmerten Kupfers darauf zu deuten, daß die Moleküle in einem ganz anderen Zustand als im geglühten Kupfer sich befinden“. Wenn auch Berzelius (1844) und A. Kupffer (1860) ähnliche Beobachtungen andeuten, so hat doch zum erstenmal Charles O'Neill (1861) die durch Kaltbearbeitung der Metalle auftretende Volumzunahme genau beschrieben. —

J. Newton Friend und W. E. Thorneycroft, Birmingham: „Probe eines römischen Kupfer-Löt- und Schweißstücks aus Uriconium.“

Im Herbst 1925 wurde den Vortr. ein Stück eines bei Ausgrabungen bei Uriconium gefundenen Eisenringes zur Untersuchung übergeben. Schon die oberflächliche Prüfung zeigte, daß es sich um ein sehr interessantes Stück handelte, denn es deutete darauf hin, daß die Römer schon verstanden, Eisen zu schweißen. Außerdem ist es der erste authentische Beweis dafür, daß auch das Zusammenlöten zweier Stücke Eisen mit Kupfer bekannt war, also der Vorläufer der modernen Hartlöttechnik. —

F. S. Grimston, Simla, Indien: „Auftreten von Sprüngen in Patronenhülsen während der Fabrikation.“ (Vorgetragen von Moore.)

Im Jahre 1924 wurden in der Geschützfabrik zu Kirkee Untersuchungen begonnen. Diese zeigten, daß die bei der Prüfung der Handfeuerwaffen auftretenden Sprünge in den Patronenhülsen auf gewisse Bedingungen während der Herstellung zurückzuführen sind, hauptsächlich auf das Auftreten innerer Spannungen durch Verwendung ungeeigneter Werkzeuge. Wenn diese Spannungen auf ein Mindestmaß herabgesetzt werden können, dann ist die Gefahr eines Angriffs durch die für die Reinigung und dann für die Schmierung verwendeten Substanzen geringer. Das Hauptaugenmerk in der Metallurgie der Nichteisenmetalle muß daher darauf gerichtet sein, in kalt bearbeiteten Stücken große innere Spannungen zu vermeiden. Bei Stücken, die im Zustand starker innerer Spannungen sind, können dann durch die Einwirkung der für das Reinigen verwendeten Schwefelsäure Sprünge eintreten. Diese starken inneren Spannungen, die oft bis an die Elastizitätsgrenze des Materials hinaufreichen, werden durch starke Beanspruchung der Wandungen beim Ziehen hervorgerufen. Auch durch ungeeignete Form der verwendeten Werkzeuge können die inneren Spannungen erhöht werden. Es konnte nachgewiesen werden, daß bei der Herstellung von Messingröhren durch hohe Spannungen an der Oberflächenschicht des Metalls leicht die beobachteten Störungen und Risse auftreten. Die Geschwindigkeit, mit der die Röhren gezogen werden, scheint die Ergebnisse zu beeinflussen, die Glühtemperaturen innerhalb der Grenzen 450–600° scheinen die Ergebnisse nicht zu beeinflussen, ebenso scheinen die bei den Ziehwerkzeugen verwandten Schmiermittel keinen Einfluß auszuüben. Stücke mit großer innerer Spannung neigen zur Ribbildung bei längerer Berührung mit verdünnter Schwefelsäure oder einer Mischung von Seifenlauge und verdünnter Schwefelsäure, sobald die Schwefelsäure über 1% beträgt. Wenn auch viele chemische Substanzen die Korrosion von Messing bewirken, so wirken doch nur wenige als Beschleuniger der Ribbildung. Vortr. verweist hier auf die Untersuchungen von Moore, Beckinsale und Mallinson, nach welchen nur Ammoniak, Ammoniumnitrat und Quecksilber die Ribbildung begünstigen. Die Wirkung der verdünnten Schwefelsäure als Beschleuniger bei unter hoher Spannung stehenden Patronenhülsen war daher unerwartet.

F. Hargreaves, Ashford: „Die Kugelhärte und Kaltbearbeitung weicher Metalle und Eutektika.“

In einer früheren Arbeit hat Vortr. den Einfluß der Kaltbearbeitung auf einige Eutektika gezeigt, wobei sich eine Erniedrigung der Härte bemerkbar machte. Bei diesen Untersuchungen war die Brinellmethode angewandt worden, die durch dieses Verfahren ermittelten Härtewerte sind jedoch nicht einwandfrei. Es wurden deshalb erneute Versuche unter Anwendung der Kugelhärtebestimmung durchgeführt. Aus den Untersuchungen des Vortr. an Metallen und Metallegierungen in verschiedenem Bearbeitungszustand, kaltbearbeitet oder nach Glühbehandlung, ergibt sich die Beziehung zwischen Belastungszeit und Durchmesser des erzeugten Eindrucks in Form einer einfachen Gleichung. Den bisherigen Untersuchern war der Einfluß der Temperatur entgangen; es konnte gezeigt werden, daß die Prüftemperatur die Ergebnisse merklich beeinflusst, und daß man daher die Prüfmethode genau angeben muß. Vortr. benutzte Metalle und Legierungen von niedrigem Schmelzpunkt, die in einer Stahlform gegossen wurden. Die Probestücke wurden an der Oberfläche mit Schmirgel behandelt und dann für metallographische Untersuchung poliert. Die Kugelhärteprüfung wurde mit einer Hebelmaschine durchgeführt, die von 5 kg bis 100 kg belastet werden konnte. Es wurden Kugeln verwendet vom Durchmesser 3,17 mm, 4,74 mm, 6,35 mm und 10 mm. Im allgemeinen wurde die Belastung so gewählt, daß die Beziehung $P/D^2 = 1$ erhalten blieb, wobei P die Belastung in Kilogramm, D den Durchmesser der Kugel in Millimeter bedeutet. Es wurde das Blei-Zinn-Eutektikum vom Schmelzpunkt 183° untersucht. Die Legierung enthält 37% Blei. Im festen Zinn ist das Blei fast gar nicht löslich, aber aller Wahrscheinlichkeit nach hält das Blei eine bestimmte Menge Zinn in fester Lösung bis zur Zimmertemperatur. Nimmt man eine einfache Mischung der

beiden Metalle an, so würde das Eutektikum etwa 73 Volumprozent reines Zinn enthalten. Die Versuche wurden dann auf reines Zinn ausgedehnt, weiter auf eine Zinn-Blei-Legierung mit 0,65% Zinn, auf reines Blei und auf das Eutektikum. Bei kleinen Kugeln traten keine Schwierigkeiten auf, um an dem gleichen Zinnstück eine große Anzahl von Kugelhärteproben auszuführen. Die Bestimmung der Brinellhärte bei verschiedenen Temperaturen ergab große Unterschiede. Dies zeigt, daß man die Temperatur bei der Probe genau einhalten muß. Die nach verschiedenen Zeiten an ein und demselben Probestück durchgeführten Bestimmungen der Brinellhärte zeigen, daß nach 24stündigem Stehen die Härte abnahm. Die gleiche Beobachtung über die Änderung der Härte mit der Temperatur wurde an reinem Blei gemacht. Bei eutektischen Legierungen weiß man, daß die Härte sich mit der Abkühlungsgeschwindigkeit ändert. Es wurde ein Blei-Zinn-eutektikum untersucht, das einmal in Kokillen gegossen, das andere Mal sehr langsam abgekühlt war. Der Einfluß der Bearbeitung zeigte sich bei dem Blei-Zinn-Eutektikum in der Weise, daß mit zunehmender Bearbeitung die Brinellhärte fällt. Der kritische Wert liegt bei etwa 30% der Querschnittsverminderung. Versuche mit einem Blei mit 0,86% Zinn zeigen, daß die zur Erzielung einer spontanen Enthärtung erforderliche Arbeit bei etwa 50% der Querschnittsverminderung liegt. Die Härteprüfung an 99,8%igem Cadmium zeigt, daß bei etwas über 30% Querschnittsverminderung sich eine rasche spontane Enthärtung einstellt. Elektrolytisches Zink, Handelswismut, Aluminium und Kupfer sowie Zinn-Cadmium-Eutektikum vom Schmelzpunkt 177° mit einem Zinngehalt von 68,7% und Zinn-Zink-Eutektikum vom Schmelzpunkt 179° mit 90,5% Zinn zeigten unter dem Einfluß der Kaltbearbeitung eine anfängliche Zunahme der Brinellhärte. Das Cadmium-Zink-Eutektikum mit 82,5% Cadmium, Schmelzpunkt 270°, zeigt eine starke Abnahme der Brinellhärte bei Kaltbearbeitung, aber nach 75% Querschnittsverminderung tritt bei Stehen an der Luft wieder die vollkommene Härtung ein. Die ternäre Blei-Zinn-Wismut-Legierung zeigt merkliche Abnahme der Härte durch Kaltbearbeitung. Bei den Cadmiumlegierungen muß man die Allotropie der Metalle berücksichtigen. Die Umwandlung des rhombischen Zinns in weißes Zinn bei 203° tritt oberhalb des Schmelzpunktes der Blei-Zinn-, Zinn-Cadmium- und Zinn-Zink-Eutektika auf. Die Allotropie spielt also hier keine merkliche Rolle. Die bekannten allotropen Umwandlungen des Zinks bei 174° und 322° können das Verhalten der untersuchten zinkhaltigen Eutektika beeinflussen. Losana fand, daß 1% Zinn die Umwandlung des α - in β -Zink bei 174° hemmte. Von Interesse ist, daß nach dem gleichen Beobachter Cadmium die Temperatur der α - β -Umwandlung erhöhte. Infolge des niedrigen Schmelzpunktes des Cadmium-Zink-Eutektikums (270°) spielt die andere Umwandlung des Zinks keine Rolle. Die Ergebnisse der Untersuchungen deuten auf die Möglichkeit, daß allotrope Änderungen das Verhalten der Legierungen sehr beeinflussen.

W. L. Kent, Birmingham: „Das Verhalten von Metallen und Legierungen während des Wärmeschmiedens.“ (Vorgetragen von Prof. Hanson.)

Die Untersuchungen sollten die Schmiedeeigenschaften von Metallen und Legierungen feststellen, um die Anwendbarkeit der Schmiedeprobe als Maß für die Schmiedbarkeit bei hohen Temperaturen festzustellen. Man hat des öfteren versucht, durch gewöhnliche mechanische Prüfungen diese Eigenschaft zu ermitteln, bisher ohne Erfolg. Die Schmiedbarkeit eines Metalls kann nur durch Walzen, Ziehen oder andere unter technischen Bedingungen durchgeführte Bearbeitung festgestellt werden. Vortr. konnte zeigen, daß man in manchen Fällen wertvolle Hinweise über die Änderung der Bearbeitbarkeit eines Materials mit zunehmender Temperatur erhalten kann. Für die Untersuchungen wurden kleine zylindrische Probestücke von reinen Metallen und einigen Messingen mit einer Kraft von 50 Pfund je Fuß bei Temperaturen bis zum Schmelzpunkt geschmiedet. Der Mechanismus des Wärmeschmiedens wurde durch Messungen der erzeugten Kompression und Vergleiche der erhaltenen Brinellhärte untersucht. Zur Untersuchung gelangten Zinn, Blei, Zink, Aluminium, Kupfer, Messing 70 : 30 und 60 : 40. Bei dem Zinn, das mindestens 99,9% Reinheitsgrad aufwies, nahm mit steigender Temperatur

von 180° bis zum Schmelzpunkt die Deformation rasch zu. Bei Blei nahm die Deformation mit der Temperatur nicht rasch zu, nur in der Nähe des Schmelzpunktes. Bei Zink ergaben sich bei Temperaturen unterhalb 150° ähnliche Erscheinungen, wie sie Bingham bei den Elongationsversuchen fand. Bei Aluminium zeigten die bei 600–650° geschmiedeten Proben eine größere Härte als das ursprüngliche Material. Die Schmiedbarkeit des Kupfers scheint mit zunehmender Temperatur bis 100° langsam zu steigen, bleibt dann bis 200° etwa konstant und nimmt bis 950° wieder zu. 70 : 30 Messing zeigt mit der Schmiedetemperatur bis zu 400° eine geringe Zunahme der Deformation. Diese bleibt dann bis 500° konstant und nimmt bis 550° oder 600° langsam zu, um dann wieder abzufallen, bevor bei weiterer Steigerung auf 700° das Maximum erreicht wird. 60 : 40 Messing zeigt bis zu 400° konstante Schmiedbarkeit, die dann ziemlich rasch bis zu 650° zunimmt, um sodann sehr schnell zu wachsen. Blei beeinflußt die Form der Kurve nur sehr wenig. Die Untersuchungen zeigen, daß, wenn die Bearbeitbarkeit eines Metalls oder einer Legierung durch gewöhnliche mechanische Prüfungen überhaupt feststellbar ist, die kombinierten Versuche über die Schmiedbarkeit und die Kerbfestigkeitsprüfung die beste Annäherung an die Wirklichkeit geben. Wird ein Metall bei erhöhten Temperaturen bearbeitet, dann nimmt die Härtung in gleicher Weise zu wie bei gewöhnlicher Temperatur, aber nicht in gleichem Maße; so nimmt die Härte des Kupfers allmählich aber langsam bis zu 550° zu. Die Rekristallisation beginnt bei 600° und ist bei 650° beendet. Das fortgesetzte Wärmeschmieden ist in vielen Fällen durch die sehr rasche Rekristallisation und die damit verbundene Härteabnahme des Materials möglich, wie zum Beispiel beim Kupfer. In manchen Fällen wird das Wärmeschmieden durch die vorhandene geringe Härte des Materials bei erhöhten Temperaturen begünstigt, wie z. B. beim Aluminium, wo keine rasche Rekristallisation eintritt und selbst nach Schmieden bei 650° noch eine Härte vorhanden ist. Die steigende, bei Kupfer beobachtete Abnahme der Härtung ist wahrscheinlich bei Aluminium größer. Die Schmiedbarkeit von 70 : 30 Messing nimmt bis 750° nur wenig zu, während die von 60 : 40 Messing zwischen 400° und 660° allmählich ansteigt und von da bis zum Schmelzpunkt sehr rasch wächst. Die Gegenwart von Blei verursacht von 350° aufwärts leichte Sprünge, die aber in 60 : 40 Messing bei 700° wieder verschwinden; das bleihaltige Material läßt sich besser schmieden als die reine Legierung. —

R. Chadwick, Cambridge: „Die Konstitution von Magnesium-Zink-Legierungen.“

Das Gleichgewichtsdiagramm des Systems Magnesium-Zink (Grube) zeigt ein einfaches Maximum in der Liquiduslinie, das der Verbindung $MgZn_2$ entspricht, die sowohl mit Magnesium als mit Zink Eutektika bildet. In dem Diagramm zeigen sich keine Gebiete einer festen Lösung. In jüngster Zeit haben Bradley, Stoughton und Miyake die Härte und Mikrostruktur einiger magnesiumreicher fester Lösungen untersucht, haben aber die Phasengrenzen nicht genau bestimmt. Vortr. hat deshalb die Grenzlinien der festen Lösung zu bestimmen versucht mit Rücksicht auf die Bedeutung für die Theorie der intermetallischen Verbindungen. Es wurde nach der thermischen und mikrophotographischen Methode das Gleichgewichtsdiagramm des Magnesium-Zink-Systems untersucht. Ausgangsmaterialien waren das reinste Mond-Zink und Magnesium mit weniger als 0,1% Silicium und ohne merkliche Mengen von Eisen oder Aluminium. Die Legierungen mit weniger als 30 Atomprozent Magnesium wurden durch Zusammenschmelzen der beiden Metalle in einem feuerfesten Tiegel in Wasserstoffatmosphäre hergestellt. Die geschmolzene Legierung wurde in Stabkokillen gegossen. Bei größeren Magnesiumkonzentrationen wurde ein Flußmittel von der annähernden Zusammensetzung $MgCl_2$, KCl verwendet. Das Magnesium wurde unter dem Flußmittel in einem Eisentiegel geschmolzen, das Zink dann im Magnesium gelöst. Das Zink wurde in den Blöcken durch Titration mit Ferrocyanid, das Magnesium gravimetrisch nach einer Phosphatmethode bestimmt. Das Magnesium wurde in allen zinkreichen und einigen magnesiumreichen Legierungen bestimmt, das Zink nur in den magnesiumreichen Legierungen. Die meisten Legierungen zeigten eine gleichmäßige Zusammensetzung, der Unterschied zwischen Kopf und Fuß des Gußblocks überstieg selten

0,1%. Die Legierungen wurden auf Eisen und Silicium untersucht, bei mehr als 0,1% Eisen oder Silicium wurden die Proben nicht für die mikrographische Untersuchung verwendet. Die Legierungen wurden bei allen Zusammensetzungen und bei Temperaturen bis 200° herunter untersucht. Der Bruch der Legierungen zeigte merkliche Änderungen in der Struktur; die in Kokillen gegossenen Blöcke mit bis zu 30 Atomprozent Magnesium zeigten einen dichten körnigen kristallinen Bruch, beim Glühen wurde der Bruch aber bei den Proben mit 15–30 Atomprozent Magnesium glatt und schneckenlinig. Die Gußstücke mit 30–80 Atomprozent Magnesium sind äußerst spröde, werden aber beim Glühen unterhalb 340° beträchtlich weicher, oberhalb 80 Atomprozent Magnesium zeigen die Legierungen nahezu die Eigenschaften von Magnesium. Nach der Untersuchung bildet das Magnesiumzinksystem zwei intermetallische Verbindungen, $MgZn_2$ und $MgZn_{13}$, und alle vier festen Phasen, Mg , $MgZn_2$, $MgZn_{13}$ und Zn , bilden feste Lösungen. Bei bestimmten Zusammensetzungen wird der Bruch hell, so besonders bei den Verbindungen $MgZn_2$ und $MgZn_{13}$, und beim γ - δ -Eutektikum. Die Bestimmung des Magnesiums als Pyrophosphat kann für die quantitative Fällung des Magnesiums aus zinkhaltigen Lösungen benutzt werden; die vorherige Ausfällung des Zinks als Sulfid ist hierbei nicht nötig. Man löst die Legierungen in einem beträchtlichen Überschuß von Salzsäure, neutralisiert nahezu mit Ammoniak und fügt einen Überschuß an Natriumphosphat zu. Man erhitzt nahezu zum Kochen, fügt das gleiche Volumen 10%iger Ammoniaklösung zu; es bildet sich dann sofort ein Niederschlag von Zinkphosphat, der sich im Überschuß von Ammoniak wieder löst, während Magnesium langsam ausfällt. Man läßt die Lösung zwei Stunden lang bei etwa 60° und dann über Nacht stehen; der Niederschlag nimmt kompakte kristallinische Form an. Die Trennung ist fast vollständig, trotzdem wurde immer noch eine zweite Fällung vorgenommen. Der Niederschlag wird in einem Gooch-Tiegel gesammelt, mit 5% Ammoniak gewaschen, getrocknet und geglüht. Zink wird im Filtrat nach einer ähnlichen Methode bestimmt; man erhitzt das Filtrat, um Ammoniak zu vertreiben, und säuert dann mit Essigsäure sorgfältig an. Für die Fällung sind 3 bis 4 Tage erforderlich; der Niederschlag, der im Vergleich zum Magnesiumphosphat sehr kompakt ist, wird dann mit kaltem Wasser gewaschen und geglüht. —

William A. Cowan, Brooklyn: „Kleine Schwindungshohlräume in Gußlegierungen von heterogener Struktur.“

Vortr. beschreibt das Auftreten kleiner Schrumpfhohlräume in heterogenen Legierungen als Folge des Schrumpfens und der Volumänderungen innerhalb der festen und flüssigen Phase. Das Schrumpfen der Metalle (T. Turner, 1921) besteht in der Kontraktion des Gusses beim Abkühlen von der Temperatur, bei der die Erstarrung beginnt, bis zur Zimmertemperatur. Dadurch werden Volumdifferenzen beim Übergang der flüssigen in die feste Phase hervorgerufen, gleichzeitig auch Volumkontraktionen im festen Zustand innerhalb des Temperaturintervalls zwischen der Erstarrung und der Zimmertemperatur. Die erste Volumdifferenz wird durch die Unterschiede des spezifischen Gewichts des flüssigen und festen Metalls bewirkt, denn das spezifische Gewicht des festen Metalls ist meistens höher als im flüssigen Zustand, mit Ausnahme des Wismuts. Beim Übergang der flüssigen in die feste Phase tritt daher eine Schrumpfung auf. Die zweite Volumkontraktion wird durch den kubischen Ausdehnungskoeffizienten des betreffenden festen Metalls innerhalb der gegebenen Temperaturgrenzen gemessen. Vortr. beschäftigt sich hier nur mit der Schwindung, die beim Übergang des flüssigen Metalls in den festen Zustand auftritt. Diese Änderung tritt bei reinen Metallen, metallischen Verbindungen und bei den Eutektika bei einer bestimmten Temperatur auf. Die meisten Legierungen sind aber heterogen, so daß die Erstarrung in einem Temperaturintervall vor sich geht, das von den Erstarrungspunkten der einzelnen Komponenten und ihrer Löslichkeit ineinander abhängt. Bei den reinen Metallen oder den wenigen Legierungen, die nur eine einzige Komponente enthalten, ist die Schwinderscheinung viel einfacher als bei den heterogenen Legierungen, zu denen die meisten technischen Legierungen gehören. Es treten dann bei der Erstarrung sehr häufig Hohlräume oder schwammige Strukturen auf. Bei manchen hetero-

genen Legierungen führt das Schwinden zu der Bildung sehr kleiner Hohlräume, und zwar hauptsächlich bei solchen Legierungen, die nur einen verhältnismäßig geringen Anteil der eutektischen Komponente enthalten, die flüssig bleibt, während die übrigen Bestandteile, die die Hauptmasse der Legierung ausmachen, bereits erstarrt sind. So enthalten Zinnlegierungen mit Kupfer und Antimon häufig kleine Schrumpfhohlräume, wenn geringe Mengen Blei anwesend sind. Bei Abwesenheit von Blei sind diese Zinnlegierungen auch frei von diesen Hohlräumen. Die Hauptkomponente dieser Legierungen besteht aus einer festen Lösung von Antimon in Zinn, die bei 237° erstarrt, während die in geringen Mengen vorhandene eutektische Mischung mit Blei bei einer tieferen Temperatur, erst bei 183°, erstarrt und so die sehr kleinen Hohlräume hervorruft. Die Untersuchung der Mikrostruktur der Legierungen mit etwas Blei zeigt, daß die Hohlräume alle im eutektischen Gebiet liegen, wahrscheinlich zwischen den kristallinen Körnern. Ähnliche Legierungen ohne Bleigehalt weisen diese Hohlräume nicht auf. Die in den Gußmetallen gebildeten Hohlräume sind auf verschiedene Ursachen zurückzuführen. Ihr Auftreten sollte immer genau nach der Ursache angegeben und die Schrumpfung als solche bezeichnet werden. In manchen Fällen zeigen sich an den polierten Querschnitten der Metalle die Störungen je nach der Art des Polierens durch Entfernung kleiner harter kristallinischer Körner aus der umgebenden weichen Grundmasse, in die diese eingebettet sind. Man beobachtet dann mikroskopisch kleine Hohlräume. In vielen Fällen ist die wirkliche Ursache der auftretenden Hohlräume oder Fehler, die sich bei der mikroskopischen Untersuchung der Metallschliffe zeigen, nicht klar erkennbar. Sehr häufig werden diese Hohlräume als Blasen, Poren, schwammige Struktur u. dgl. angegeben, ohne genauen Hinweis auf ihre Ursache. In manchen Fällen ist das Entweichen absorbierten Gase Ursache der auftretenden Hohlräume. —

William A. Cowan, Brooklyn: „Über die Zusammensetzung von altem römischem Blei.“

Das untersuchte Bleirohr wurde im Juli 1907 in Rom ausgegraben und scheint ein Wasserleitungsrohr zu sein, das unter der Regierung von Augustus Vespasian in der Zeit 69–79 v. Chr. gelegt wurde. Interessant ist die Art, wie die Römer die Bleiröhren herstellten. Es wurden zunächst Bleibleche hergestellt, diese zu Rohren zusammengelegt und die Nähte miteinander verschweißt. Die nach der Standardmethode der amerikanischen Gesellschaft für die Materialprüfungen der Technik durchgeführte Analyse ergab bei diesem Blei 0,00785% Silber, 0,0328% Wismut, 0,006% Kupfer, 0,0004% Eisen, Spuren von Antimon. Das Blei war frei von Arsen, Zinn und Cadmium. —

G. L. Bailey, Woolwich: „Der Einfluß gelöster Gase auf die Dichte von Messinggußblöcken 70 : 30.“

Die meisten Metalle können beträchtliche Mengen Gase lösen; im allgemeinen ist die Löslichkeit im flüssigen Zustand größer als im festen, und das Gas wird daher während der Erstarrung in Freiheit gesetzt. In vielen Fällen bleibt ein Teil der entweichenden Gase im Gußstück, es bilden sich Hohlräume, und dadurch ist es schwer, die Dichte und die guten mechanischen Eigenschaften von Gußstücken aus Bronze oder Aluminiumlegierungen zu gewährleisten. Bei in Sand gegossenen Stücken begünstigt die verhältnismäßig geringe Abkühlungsgeschwindigkeit die Gasentbindung und infolgedessen die Hohlräumbildung. Bei Kokillenguß findet man weniger Hohlräume, das Gas wird nicht in Freiheit gesetzt, sondern in fester Lösung im Metall zurückgehalten. Die bei der Untersuchung von 70 : 30 Messing festgestellten verschiedenen Arten der Hohlräume hat man immer auf andere Ursachen als auf die Gasentbindung zurückgeführt, und man war der Meinung, daß, falls überhaupt gelöste Gase noch enthalten sind, sie auf die Dichte der Messinggußstücke nur einen geringen Einfluß ausüben. Vortr. hat nun untersucht, ob man Messingguß durch Behandlung des geschmolzenen Metalls mit verschiedenen Gasen vor dem Gießen undicht machen kann. Es wurden hierzu Wasserstoff und Schwefeldioxyd verwendet, die nach früheren Untersuchungen meist in Messing vorhanden sind, sowie Stickstoff, der höchst wahrscheinlich gegen Kupfer und seine Legierungen inert ist. Man ließ die Gase im Tiegel durch das geschmolzene Metall hindurchziehen und goß dann aus der gleichen Schmelze verschiedene Gußstücke in Formen,

die verschiedene Erstarrungsgeschwindigkeiten geben. Der Grad der Undichte wurde durch Dichtemessungen bestimmt; um einen Unterschied zwischen der durch Gasbildung hervorgerufenen Undichte und der Undichte durch Schwindhohlräume zu machen, wurde die für die ersten Versuche benutzte Gußform vom Kopf zum Fuß stark verjüngt, um Schrumpfhohlräume zu vermeiden und eine fortschreitende Erstarrung vom Fuß des Gußblocks ab zu bewirken. Frühere Versuche mit Bronze, einer Legierung, von der man weiß, daß sie gegen Gaseinflüsse sehr empfindlich ist, zeigten, daß bei Behandlung mit Stickstoff die Gußstücke praktisch frei von auf Gaswirkung zurückzuführenden Undichtigkeiten waren. Die dann mit dem Messing durchgeführten Untersuchungen zeigen, daß weder bei Behandlung mit Wasserstoff, noch mit Schwefelsäure, noch mit Stickstoff Undichtigkeiten durch Gasentwicklung während der Erstarrung hervorgerufen werden können. Für die Untersuchung der Einwirkung von Stickstoff wurde ein im elektrischen Ofen geschmolzenes Messing verwendet. Das geschmolzene Metall wurde unter verschiedenen Bedingungen mit Stickstoff behandelt, und zwar einmal bei 1100°, wobei dann bei der gleichen Temperatur gegossen wurde, das zweitemal bei 1050°, Gießtemperatur 1000°, und das drittemal wurde der Stickstoff auch bei 1050° einwirken gelassen, die Schmelze aber vor dem Gießen bei 1000° auf 1140° erhitzt. Die Güsse wurden alle mit der gleichen Geschwindigkeit abgekühlt, die Dichte wurde nur wenig beeinflusst. Die Gußstücke zeigten alle die gleichen Dichtewerte, die Undichtigkeiten, die auftraten, sind wahrscheinlich auf Schrumpfhohlräume zurückzuführen. Ähnliche Ergebnisse erhält man bei der Behandlung von in einem Tiegel in einem Injektorofen geschmolzenem Messing mit Wasserstoff. Bei der Behandlung des Messings mit Schwefeldioxyd trat eine Schwierigkeit auf, da das Gas mit dem Metall unter Bildung einer Sulfid-Oxyd-Mischung reagierte, wodurch der glatte Durchgang des Gases verhindert wurde. Diese Schwierigkeiten wurden durch ständiges Rühren beseitigt. Gegenüber den mit Wasserstoff und Stickstoff behandelten Messinggußstücken zeigte sich hier bei den rascher erstarrenden Blöcken eine größere Undichte, die aber nicht auf Gasentwicklung zurückzuführen ist, denn bei den in Sandformen gegossenen Blöcken, bei denen ja die Gasentwicklung den größten Einfluß auf die Dichte haben müßte, wurde keine größere Undichtigkeit beobachtet als bei den mit Stickstoff behandelten Schmelzen. Nach C. A. Edwards ist das im flüssigen Kupfer gelöste Schwefeldioxyd fast vollkommen dissoziiert, unter Bildung von Kupferoxyd und Kupfersulfid, die sich im Metall lösen und bei der Erstarrung wieder Schwefeldioxyd bilden. Bei Messing scheinen die gebildeten Oxyde und Sulfide in der flüssigen Legierung unlöslich zu sein und auf der Oberfläche zu schwimmen. Die größere Affinität des Zinks zu Sauerstoff und die Unlöslichkeit des Zinkoxyds im Messing würden eine vollkommene Entfernung des Sauerstoffs aus dem Metall sichern. Die Analyse zeigte, daß Schwefel nur in sehr geringen Mengen anwesend war. Dies steht im Einklang mit den Untersuchungen von Genders und Haughton, welche fanden, daß dem Messing zugesetztes Zinksulfid vollkommen in die Schlacke übergeht. Die Versuche zeigen, daß unter allen Gußbedingungen 70 : 30 Messing nicht durch Gaseinwirkung undicht wird. Die Hohlräume verschiedener Größe und unregelmäßiger Verteilung, die häufig in Messingguß gefunden werden, sind auf mechanische Einschlüsse des Gases in der Gießform zurückzuführen. Diese Ansicht findet eine Stütze durch die Tatsache, daß bei Anwendung niedriger Gießtemperaturen die Zahl der Hohlräume zunimmt, und daß man bei sehr tiefen Gießtemperaturen große Hohlräume von Luft einschlüssen erzeugen kann. Diese Schlussfolgerungen stehen im Widerspruch mit den Angaben von Bamford und Ballard, die die schlechten Eigenschaften von Messingguß, der 40° über Liquidus gegossen wurde, auf gelöste Gase zurückführen. Es konnte jedoch festgestellt werden, daß Messing durch geeignete Verfahren schon bei 30° über Liquidus vergossen werden kann. Die Ansicht von Bamford und Ballard stützt sich auf Untersuchungen von Messinggrüssen, die in mit Graphit und Vaseline ausgeschmierten Formen gegossen waren. Die von ihnen beobachteten Hohlräume sind wahrscheinlich auf Luft einschlüsse oder Gaseinschlüsse aus dem flüchtigen Auskleidungsmittel der Form zurückzuführen. —

A. L. Norbury, Birmingham: „Der Einfluß des Abschreckens und Temperns auf die mechanischen Eigenschaften von Standardsilber.“

Standardsilber mit 92,5% Silber und 7,5% Kupfer enthält im gewöhnlich geglühten Zustande eine beträchtliche Menge Kupfer, in welchem noch etwas Silber gelöst ist und das in Form kleiner Teilchen in der festen Silberlösung verteilt ist. Durch Erhitzen und Abschrecken kann man diese Kupferpartikel lösen und in der übersättigten festen Silberlösung zurückhalten. Bei der mikroskopischen Untersuchung von Silberlegierungen mit verschiedenem, steigendem Gehalt an Kupfer zeigte sich hauptsächlich α -Struktur, aber mit steigendem Kupfergehalt zeigten sich Stellen, die der Struktur nach dem Troostit und Perlit ähnelten. Durch Abschrecken von etwa 700° verschwanden diese Flächen, und es entstand eine homogene α -Legierung. Wurden die abgeschreckten Proben aber wieder erwärmt, so trat wieder die troostitische Struktur auf. Die Härteprüfung zeigte eine Abnahme der Härte beim Abschrecken und eine beträchtliche Wiederzunahme beim folgenden Glühen. Die gleichen Beobachtungen wurden am Standardsilber gemacht. Die Untersuchungen zeigten, daß diese Erscheinungen darauf zurückzuführen sind, daß das Silber bei hohen Temperaturen mehr Kupfer in fester Lösung enthalten kann als bei tiefen Temperaturen. Bei der großen technischen Bedeutung der Standardsilberlegierungen wurden die folgenden Untersuchungen nur mit diesem durchgeführt. Vortr. verweist auf frühere Untersuchungen von Smith und Turner und von Sir T. Kirke Rose, dessen Angaben über Dichte und Härte sehr gut mit den Ergebnissen der vorliegenden Arbeit übereinstimmen. Beim Glühen der abgeschreckten Proben, deren feste α -Lösung eine austenitische Struktur zeigt, trat wieder martensit-, troostit- und perlitähnliche Struktur auf; die martensitische Struktur ist die härteste und am wenigsten dehnbare. Im abgeschreckten Zustand ist die Legierung etwa 30% weicher und 20–30% dehnbarer als im gewöhnlichen geglühten Zustand. Durch etwa einhalbstündiges Erhitzen der abgeschreckten Legierung auf 300° nimmt die Brinellhärte um etwa 300% zu, die Zugfestigkeit um etwa 50%. Diese Wirkung ist auf den Zerfall der übersättigten festen Lösung von Kupfer in Silber zurückzuführen. Das Härterwerden beim Glühen ist von einer Volumabnahme begleitet, die durch das Erhitzen erzielbare Härte ist gleichmäßig und übersteigt die Härte, die durch Walzen, Hämmern oder ähnliche Vorgänge erzielt wird, bei denen die Härte aber nicht gleichmäßig ist und zu Spannungen in der Legierung führt. Man kann die abgeschreckte Legierung zunächst durch Kaltbearbeitung härten und dann durch geeignetes Erhitzen noch weiter härten. Kaltbearbeitete Proben, die bei verschiedenen Temperaturen geglüht waren und infolgedessen eine merklich größere Härte aufweisen, zeigen die Neigung, bei zunehmender Deformation gleichen Härtewerten zuzustreben. Die Legierung ist im abgeschreckten und geglühten Zustand widerstandsfähiger gegen Oxydation und gegen Anlaufen als im gewöhnlich geglühten Zustande. Die Versuche zeigen, daß die Standardsilberlegierung praktisch von Ammoniumsulfidlösungen bei Abwesenheit von Sauerstoff nicht angegriffen werden. Aus den Versuchen geht hervor, daß, je größer die Oxydierbarkeit der Legierung ist, um so größer ihre Neigung ist, in Gegenwart von Sauerstoff in Sulfidlösungen oder an der Luft anzulauen. Die zum Ätzen verwendete Chromsäurelösung ätzt die Legierung zunächst infolge ihrer oxydierenden Eigenschaften, wie auch eine Ammoniumpersulfatlösung in Ammoniak in ähnlicher Weise die Legierung durch Oxydationswirkung ätzt. Die abgeschreckten Legierungen sind schwer ätzbar, infolgedessen widerstandsfähig gegen Oxydation und Anlaufen, die getemperten Legierungen zeigen diese Eigenschaft in geringerem Maße, noch weniger die gewöhnlich geglühten Legierungen. Bei dem großen Einfluß des Sauerstoffs auf das Anlaufen von Silberlegierungen in Sulfidlösungen liegt die Frage nahe, ob die in jüngster Zeit empfohlenen Legierungen von Silber mit Cadmium, Zink, Zinn usw. ihre Widerstandsfähigkeit gegen das Anlaufen der Gegenwart dieser Zusatzelemente verdanken. Möglicherweise kann der desoxydierende Einfluß dieser Elemente mitspielen. —

J. Newton Friend, Birmingham: „Die relative Korrolierbarkeit von Eisen- und Nichteisenmetallen und Legierungen. Teil I: Ergebnis der sich über 4 Jahre erstreckenden Versuche im Bristol-Kanal.“

Vortr. berichtet über Ergebnisse von Untersuchungen, die vor zehn Jahren bereits begonnen wurden. Die Versuche unterschieden sich von früheren durch die lange Dauer und wurden mindestens immer auf vier Jahre ausgedehnt. Die verschiedenen Eisen- und Nichteisenmetalle und Legierungen wurden hinsichtlich ihrer Widerstandsfähigkeit gegen die verschiedenen Arten der Korrosion untersucht und direkt verglichen, es wurden die Gewichtsverluste, die Tiefe des Angriffs, die Verringerung der Festigkeit durch die Korrosion ermittelt. Die Untersuchungen beschränkten sich auf die Einwirkung von Seewasser, um den Bedingungen möglichst nahe zu kommen, denen die Metalle an Schiffsteilen, Bojen und Caissons und dgl. ausgesetzt sind. Insgesamt wurden 50 Probestäbe aus Eisen- und Nichteisenmetallen für vier Jahre in den Bristolkanal versenkt. Der Zusammensetzung nach handelte es sich um kupferhaltige Stücke, um Aluminium, weiches Blei, Nickel, Zinn und Zink und Eisen. Die kupferhaltigen Probestücke waren heiß gewalzt und dann kalt bearbeitet, die Aluminiumprobestücke waren warm gewalzt, zum Teil auch kalt gewalzt. Die Probestücke aus weichem Blei waren aus dem gewöhnlichen Handelsblei hergestellt, das für die Herstellung von Bleiplatten und Bleiröhren verwendet wird. Sowohl die Probestücke aus weichem Blei wie aus antimonhaltigem Blei waren aus dem festen Metallblock herausgeschnitten. Die Nickelstäbe waren aus heiß gewalztem Mondnickel hergestellt; die Zinnstäbe wurden speziell für diesen Versuch gegossen und ohne weitere mechanische und Wärmebehandlung verwendet. Die Zinkstäbe wurden aus dem gewöhnlichen Handelsmetall hergestellt, wie es für die Marine und den Schiffbau geliefert wird. Seine größte Verunreinigung besteht im Blei, das direkt bestimmt wurde, außerdem enthielten diese Zinkstäbe etwa je 0,05% Eisen und Cadmium, sowie Spuren von Arsen und Aluminium. Nachdem diese Stücke vier Jahre der Einwirkung des Seewassers ausgesetzt waren, wurden sie herausgenommen und je nach der Art des Metalls gereinigt. Nach dem Reinigen wurden die Probestücke wieder gewogen. An den Probestücken wurde dann die Tiefe des Korrosionsangriffs festgestellt, weiter die Querschnittsverminderung und die Abnahme der Zugfestigkeit. Aus den Versuchsergebnissen geht hervor, daß Nickel, Zinn und Blei eine gute Korrosionsfestigkeit zeigten. Von den Messingstäben erwies sich Schraubenmetall mit 1,37% Blei am besten, dann folgte eine Nickelkupferlegierung mit 1,75% Nickel. Verzinktes Eisen zeigte geringere Gewichtsverluste als Eisen oder Zink allein. Die Aluminiumstäbe waren ziemlich tief angegriffen. Bei der Betrachtung der Korrosion hat Vortr. des öfteren darauf hingewiesen, daß der bloße Gewichtsverlust noch nicht ein Maß für die Schwere der Korrosion ist, man muß noch andere Faktoren hierbei berücksichtigen, wie lokale Korrosion und Narbenbildung. Beim Aluminium weiß man schon lange, daß es gegen Seewasser wenig widerstandsfähig ist. Schon Seeluft wirkt nach Beobachtungen von Foster zerstörend auf Aluminiumröhren. Deswegen werden Aluminium und seine Legierungen in der Marinetechnik wenig angewandt. Die Ergebnisse der vorliegenden Untersuchung beanspruchen erhöhtes Interesse im Hinblick auf die Untersuchungen der deutschen Marine, die ihre Aufmerksamkeit wieder der Möglichkeit der Verwendung von Aluminium zugewandt hat. Auch in Amerika sind Versuche durchgeführt worden, die einen Erfolg für den Schutz mancher Aluminiumlegierungen gegen die korrodierende Wirkung von Seewasser versprechen. Die mikroskopische Untersuchung der Aluminiumstäbe deutet auf keine Unregelmäßigkeit oder sichtbare innere Ursache für das Auftreten der typischen Anfressungen. Dies ist eine Stütze für die Schlußfolgerung von Seligman und Williams, daß die normalen Verunreinigungen in Aluminium entweder gelöst oder sonst gleichmäßig im Metall verteilt und die Anfressungen wahrscheinlich nicht auf das Auftreten lokaler Unterschiede zurückzuführen sind, sondern auf Diskontinuitäten in der Schutzhaut. Die Anwesenheit von Silicium ist nach Borchers, Bengough und Hudson günstig. Die vorliegende Arbeit gibt hierzu keinen Aufschluß,

da nur ein Aluminium mit 0,25% Silicium verwendet wurde. Jedenfalls ist dieser Frage Aufmerksamkeit zuzuwenden, denn, wenn die Anfressungen hintangehalten werden könnten, wird Aluminium für die Marine ein wertvoller Werkstoff werden. Der Angriff von Kupfer durch Seewasser ist seit Jahren Gegenstand eingehender Untersuchungen. Nach den vorliegenden Ergebnissen erwies sich Kupfer schlechter als seine Legierungen mit Nickel. Arsengehalt beeinflusst die Ergebnisse nur wenig. Gegenüber Nergandinmessing (70,05% Kupfer, 27,93% Zink, 2,02% Blei), Marinemessing (62,03% Kupfer, 36,73% Zink, 0,23% Blei, 1,01% Zinn) und Muntzmetall (60,80% Kupfer, 38,75% Zink, 0,35% Blei und 0,1% Zinn) war Kupfer besser. Bemerkenswert ist das Fehlen von örtlichen Anfressungen. Arsenhaltiges Kupfer war nach dem Gewichtsverlust gegenüber gewöhnlichem Kupfer etwas widerstandsfähiger gegen die Einwirkung von Seewasser. Dieser Vorteil wird aber durch den größeren Verlust an Zugfestigkeit wieder aufgehoben. Zusatz von 1,75% Nickel zu Kupfer verringerte die Korrolierbarkeit, gemessen am Gewichtsverlust. Ein höherer Nickelgehalt dürfte wahrscheinlich eine weitere Steigerung der Korrosionsfestigkeit herbeiführen; in letzter Zeit ist von Goos auch Zusatz von 15% Nickel für Kondensatorröhren aus Kupfer empfohlen worden. Die Korrosion von Messing durch Seewasser wird von dem Korrosionsausschuß des Institute of Metals seit Jahren verfolgt. Die für die vorliegende Untersuchung verwendeten Messinge kann man in zwei Gruppen einteilen, solche, die nur einen Hauptbestandteil enthalten, z. B. Nergandinmessing, der hauptsächlich aus α -Messing besteht, und solche, die, wie Muntzmetall, Marinemessing, Schraubenmetall, aus zwei Hauptbestandteilen, α - und β -Messing, bestehen. Nergandinmessing korrodierte sehr gleichmäßig. Die Abnahme der Zugfestigkeit ist ziemlich gering. Das Metall enthielt rund 2% Blei, was nach den elektrochemischen Untersuchungen von Desch zu der Bildung einer Schutzschicht basischer Salze führt, in diesem Fall α -Messing, wodurch die Korrosion sehr verzögert wird. Die relative Korrolierbarkeit von Muntzmetall, Schiffsmessing und Admiralitätsmessing wird durch drei wichtige Faktoren beeinflusst, durch die Bedingungen, denen das Metall ausgesetzt wird, durch den Zinngehalt und durch die physikalische Beschaffenheit des Metalls. Das weiche Blei des Handels zeigte eine sehr gute Widerstandsfähigkeit gegen Seewasser und steht hier dem Zinn nur wenig nach. Bisher sind Blei und Zinn fast nie direkt miteinander verglichen worden. Zusatz von Antimon verringerte die Korrolierbarkeit, aber es steht noch nicht fest, inwieweit dieser Einfluß rein mechanisch ist. Die arsenhaltige Legierung ist merklich härter als das reine weiche Blei. Über die Korrosion von Zinn liegen in der Literatur wenig einheitliche Ergebnisse vor. 1902 wies Cohen darauf hin, daß metallisches Zinn unter der gleichzeitigen Einwirkung von Luft und Seewasser korrodiert, aber diese Einwirkung ist überaus langsam. 1926 analysierte Bannister die Korrosionsniederschläge auf einer wahrscheinlich aus der Römerzeit stammenden Zinnscheide und fand, daß der 2,5 mm dicke Niederschlag in der Hauptsache aus Stannioxyd und wasserhaltigem Stannooxyd bestand. Evans nahm an, daß als erstes Korrosionsprodukt Stannosulfat auftrat, das bei der Hydrolyse Stannooxydhydrat gab, welches dann durch Oxydation und Dehydrierung in Stannioxyd übergeht. Bei der vorliegenden Untersuchung des Vortr. war die Menge des Korrosionsniederschlages an dem Zinnblock so gering, daß keine Analyse durchgeführt werden konnte. Es ist jedoch nicht von der Hand zu weisen, daß der Mechanismus der Korrosion in der angegebenen Weise auch in diesem Fall vor sich geht unter primärer Bildung eines löslichen Chlorids, das dann in Stannooxydhydrat übergeht, welches allmählich in Stannioxyd übergeführt wird. Die verwendeten Zinkprobestäbe zeigten trotz der großen chemischen Aktivität des Zinks eine bessere Korrosionsfestigkeit als Nergandin oder Schiffsmessing. Die Tiefe der angegriffenen Stellen ist ungefähr wie bei weichem Stahl oder Eisen. Wahrscheinlich ist das erste Produkt der Einwirkung von Seewasser auf Zink Zinkchlorid und Natriumhydroxyd, woraus sich dann Zinkhydroxyd bildet, das mehr oder weniger mit basischem Chlorid versetzt ist. Verzinktes Armco-Eisen zeigt einen viel geringeren Gewichtsverlust und war örtlich viel weniger angegriffen als der

Zinkstab selbst oder die verwendeten Eisen- und Stahlprobestäbe. —

T. E. Allibone und C. Sykes, Cambridge: „Über Zirkonlegierungen.“

Der Einfluß des Zirkoniums auf die Eigenschaften der Metalle ist seit Jahren Gegenstand lebhaftesten Interesses. Wenig Ergebnisse sind bis jetzt überzeugend, viele widersprechen sich; dies ist auf die großen Schwierigkeiten bei der Darstellung der Zirkoniumlegierungen zurückzuführen. Zirkonium hat einen überaus hohen Schmelzpunkt (1700°) und große Affinität zu Sauerstoff, Kohlenstoff, Stickstoff, so daß man die Legierungen nur im Vakuum herstellen kann. Durch die Anwendung des Vakuuminduktionsofens und Verwendung von reinem, metallischem Zirkonium konnte man erst an eine nähere Untersuchung gehen. Alle Legierungen wurden durch Zusammenschmelzen der reinen Metalle im Induktionsofen im Vakuum hergestellt. Vortr. berichtet über die Untersuchung von Kupfer-Zirkonium-Legierungen mit 35% Zirkonium, Nickel-Zirkonium-Legierungen mit 55% Zirkonium und Eisen-Zirkonium-Legierungen mit 30% Zirkon. Alle Legierungen bilden Eutektika und intermetallische Verbindungen. Cooper gibt an, daß Kupfer durch Zirkonium härter wird, in der Literatur finden wir aber keine weiteren Angaben über diese Legierungen. Vortr. haben reines Elektrolytkupfer mit gesintertem Zirkon zusammengesmolzen und Legierungen bis zu 30% Zirkonium hergestellt. Über 30% Zirkonium konnten die Legierungen nicht mehr poliert werden. Im System Kupfer-Zirkonium wurde die Verbindung Cu_2Zr gefunden. Im System Nickel-Zirkonium war bisher keine binäre Legierung beschrieben. Vortr. haben gereinigtes Mond-Nickel im Vakuum mit gesintertem Zirkonium zusammengesmolzen. Es wurden Legierungen mit bis zu 55% Zirkonium hergestellt. Es konnten zwei Verbindungen festgestellt werden, denen wahrscheinlich die Zusammensetzung Ni_2Zr und Ni_3Zr zukommt. Eisen-Zirkonium-Legierungen sind zuerst von Brown (Amerikanisches Patent 1 151 160) und dann von Grenagle (Amerikanisches Patent 1 248 648) hergestellt worden. Bei der vorliegenden Untersuchung wurde reines Elektrolyteisen mit Zirkon zusammengesmolzen, und die Legierungen mit bis zu 30% Zirkonium wurden untersucht. Die feste Löslichkeit des Zirkoniums in den reinen Metallen Kupfer, Nickel und Eisen ist nur sehr gering, meist unter 0,5%. Alle gut hergestellten Zirkonlegierungen wurden auf Härte, Zugfestigkeit und Dehnung untersucht. Die Kupfer-Zirkonium-Legierungen zeigen für das Eutektikum einen dreimal so hohen Härtewert als Kupfer; bei der Nickel-Zirkonium-Legierung ist die Brinellhärte des Eutektikums viernmal so hoch wie beim reinen Nickel. Die Eisen-Zirkon-Legierungen zeigen einen fünfmal so hohen Härtewert als Eisen. Im Vergleich zu den früher angewandten Verfahren zur Herstellung von Zirkonlegierungen gestattet das Schmelzen im Vakuum bessere Schlüsse, die Legierungen zeigen eine genauer definierbare Zusammensetzung, sind dicht und frei von Seigerungen. Die beobachteten physikalischen Unterschiede können auf den wechselnden Zirkongehalt zurückgeführt werden. Durch konstruktive Änderungen des verwandten Ofens wird man die Versuche in größerem Maßstab durchführen können und die Legierungen in Mengen erhalten können, die für eine weitere Untersuchung erforderlich sind. —

Tsotomu Matsuda, Osaka (Japan): „Über das Abschrecken und Tempern von Messing, Bronze und Aluminiumbronze.“

Vortr. verweist auf die früheren Versuche von Irresberger, Homerberg und Shaw, Ellis und Schemnitz, sowie Tanabe, wonach eine aus α - und β -Messing bestehende Legierung beim Abschrecken aus dem β -Zustand und nachfolgenden Tempern eine Zunahme in der Härte und Zugfestigkeit zeigt. Vortr. fand ähnliche Erscheinungen auch in Bronzen, die aus α -Messing und dem Eutektikum ($\alpha + \delta$) bestanden. Nach eingehender Besprechung des Gleichgewichtsdiagramms von Messing, Aluminiumbronze und Bronze erörtert Vortr. den Einfluß des Abschreckens auf die mechanischen Eigenschaften von α - und β -Messing unter Berücksichtigung auch der Ergebnisse früherer Forscher. Alle Untersuchungen deuten darauf hin, daß diese Kupferlegierungen mit einer genügenden Menge des zweiten Metallbestandteils durch geeignete

Wärmebehandlung gehärtet werden können. Es wurde bei Messing, Bronze und Aluminiumbronze der Einfluß des Abschreckens und Temperns auf die Mikrostruktur, die elektrische Leitfähigkeit, die Härte und andere mechanische Eigenschaften untersucht. Bei α - und β -Messing nahm die Härte zu, der elektrische Widerstand nahm ab beim Abschrecken von höheren Temperaturen, aber es konnte keine abnormale Änderung, die der β -Umwandlung entsprach, gefunden werden. Härte und elektrischer Widerstand der Aluminiumbronze mit 10–12% Aluminium zeigten eine merkliche Abnahme als Folge der bei 560° auftretenden eutektischen Umwandlung. Durch Abschrecken von höheren Temperaturen nahmen Härte und elektrischer Widerstand langsam zu, es ist dies auf die Wiederauflösung von α - in β -Messing zurückzuführen. Die in Bronze mit 18 bis 25% Zinn auftretenden Änderungen der Härte sind denen bei Aluminiumbronze sehr ähnlich. Bei der Härte beobachtete man jedoch als Folge der eutektischen Umwandlung bei 590° noch eine zweite merkliche Abnahme. Die Abkühlungsgeschwindigkeit von hohen Temperaturen beeinflusst die Härte und Mikrostruktur der Legierungen sehr stark. Auch die Temperhärtung von Messing, Bronze und Aluminiumbronze wurde untersucht und hierbei bestätigt gefunden, daß diese Kupferlegierungen bei genügender Menge des zweiten Legierungsbestandteils durch geeignete Wärmebehandlung gehärtet werden können. Die Natur dieser Temperhärtung wurde durch mikroskopische und dilatometrische Untersuchungen, sowie durch Messungen des elektrischen Widerstands untersucht. Dies führte zu dem Schluß, daß die Härtung von einer Ausscheidung von α - aus β - oder γ - oder von einer Zersetzung von β - oder γ -Messing in Eutektoid oder von diesen beiden Umwandlungen begleitet ist und daß dies wahrscheinlich zurückzuführen ist auf die durch Strukturänderungen hervorgerufenen Änderungen im Raumgitter. Der Einfluß des Abschreckens und Temperns auf Zugfestigkeit und Stoßfestigkeit von Messing und Aluminiumbronze wurde gleichfalls untersucht. —

Dr. Rosenhain schloß die Sitzung mit einem Dank an den Vorstand des Institution of Mechanical Engineers für die gewährte Gastfreundschaft.

Einem Vorschlag des Vorstands entsprechend, dem die Versammlung zustimmte, sollen häufiger als bisher die Versammlungen des Institute of Metals auch im Ausland abgehalten werden. Für die nächste derartige Versammlung ist Deutschland in Aussicht genommen. 1932 soll eine Tagung des Institute of Metals in Amerika stattfinden.

Stuttgarter Chemische Gesellschaft.

Sitzung am 24. Februar 1928 im Laboratorium für organische und pharmazeutische Chemie, Keplerstr. 7.

1. Küster: „Die Konstitution des Hämoglobins.“

W. Küster gibt eine gedrängte Übersicht neuester Arbeiten seiner Schüler Oesterlin, Heß, Schlayer, Bosch, Fleischmann, Stierle, Grosse und v. Degenfeld über „Hämine“, von Kimmich und Hörth über den „Blutfarbstoff“. Die Untersuchungen erstrecken sich auf die Charakterisierung der nach verschiedenen Methoden erhaltenen Hämine, auf die Porphyrinspaltung vor und nach der Addition von Halogen und die Aboxydation der erhaltenen Porphyrine, wobei neben Hämatinsäure Methyläthylmaleinimide gewonnen werden, die im „Äthyl“ substituiert sind. Aus dem Auftreten der Gruppe $-\text{CH} : \text{CHOCH}_2$ in Häminen und Porphyrinen, die durch Zinkacetat in $\text{CH} : \text{CHO} \frac{\text{Zn}}{2}$ überführt wird, wird gefolgert, daß ein Oxyvinyl $-\text{CH} : \text{CHOH}$ auch im Hämoglobin vorhanden ist und die Stabilität desselben durch Bindung an ein Amin des Globins bedingt. Im Methämoglobin ist diese Bindung bereits gelöst. Die prosthetische Gruppe des Hämoglobins weist das Eisen in der Ferroform auf, daneben ein Radikal; sobald das Eisen in die Ferriform übergegangen ist, findet Zusammenschluß an der Radikalstelle zu einem Doppelmolekül statt, das im Methämoglobin und den Häminen vorhanden ist. Bei der Porphyrinbildung findet eine Reduktion des Radikals statt, auch die komplexen Zink- und Kupfersalze der Porphyrine enthalten das Radikal nicht. Herr Hörth konnte feststellen, daß im Rinderblut neben Cholesterin Ergosterin vorkommt. Aus 18 l Blut wurden 0,028 g gewonnen. Es