

der Erhitzung im Vakuum bei 1200° 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 α -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 α -Messing und mehr als Spuren von Cu_2Cd bestehen, beginnen bei verhältnismäßig niedriger Temperatur zwischen 549 und 614° zu schmelzen. Spuren von freiem Cu_2Cd lösen sich beim Erhitzen in der α -Phase ohne Schmelzen, infolge der etwas erhöhten Löslichkeit der Verbindung im Messing bei höheren Temperaturen. Bei 614° tritt eine peritektische Reaktion auf, in der die β -Phase des Kupfer-Zinksystems mit der flüssigen Masse unter Bildung der α -Phase und Cu_2Cd reagiert und die Eigenschaften der Legierung sehr stark beeinflußt. Der Einfluß des Cadmiums auf β -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 γ -Bestandteil viel stärker als die β -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 geglätteten Legierungen untersucht. Der wichtigste Einfluß besteht in der Erniedrigung der Soliduslinie in α -Messing unterhalb 600° 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 α - und β -Messing zeigt, daß β -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° kann α -Messing geringe Mengen von Cadmium lösen; β - und γ -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 Wolfram-pulver 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. Wolfram-pulver 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° , welches hauptsächlich interessierte, sind die erhaltenen Temperaturlösungen innerhalb $\pm 10^{\circ}$ richtig. Die durch die allmähliche 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° , 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 Bessemer-block 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 Gesamt-welterzeugung 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

die Einführung der elektrischen Stahlraffinierung. Wie sich eine Änderung im Bedarf an Stahlerzeugnissen entwickelt hat, erkennt man deutlich aus folgenden Zahlen: Zu Beginn dieses Jahrhunderts entfielen auf die Schienenerzeugung 25% der gesamten Stahlproduktion, heute nimmt die Schienenerzeugung nur 9% der Stahlproduktion auf, dagegen ist die Automobilindustrie ein immer größerer Abnehmer der Stahlwerke, im letzten Jahr nahm die Automobilindustrie 15% der amerikanischen Stahlerzeugung auf.

Dr. Rosenhain u. Prof. Dr. D. Hanson: „Über das Verhalten von weichem Stahl bei dauernder Beanspruchung bei 300°.“ (Vorgetragen von Prof. Hanson.)

Die Untersuchungen wollten die Ursachen der zuweilen auftretenden Risse in weichem Stahl, der hohen Temperaturen ausgesetzt war, ermitteln, insbesondere sollte das Reißen von Stahlkesselblechen untersucht werden. Zu diesem Zweck wurden Kesselbleche bei Belastungen von $\frac{1}{4}$ bis $\frac{3}{4}$ der normalen Kessellendspannung längere Zeit bei Temperaturen von 300°, die fünf Jahre konstant gehalten wurden, der Einwirkung der Luft ausgesetzt. Die Probestücke wurden nach verschiedenen Wärmebehandlungen untersucht. Es zeigte sich, daß in keinem einzigen Fall Risse im Stahlblech auftraten, nur in einem besonders stark belasteten Probeblech trat merkliche Reckung auf. Brinellhärte des Stahls nahm an den unter Spannung stehenden Stücken merklich zu. Dies ist bemerkenswert mit Rücksicht auf die geringe Deformation, denen diese Stücke unterlagen. Die Versuche ergaben, daß weicher Stahl nach verschiedener Wärmebehandlung imstande ist, große Beanspruchungen bis zu $\frac{3}{4}$ der normalen Bruchspannung längere Zeit bei Temperaturen bis zu 300° auszuhalten. Die größte Zahl der Risse wurde an Stahlblechen festgestellt, bei denen Zementit zwischen den Ferritkristallen sich abgeschieden hatte. In anderen Fällen wurde auch eine Perlitstruktur festgestellt. In einem Fall war Zementit in feinen Körnchen zwischen den Ferritkristallen verteilt. Die mikroskopische Untersuchung zeigte, daß durch die Einwirkung von Spannung und Temperatur keine Änderung in der Mikrostruktur nachweisbar war.

Edward G. Herbert, Manchester: „Härtung von Stahl durch Abnutzung.“

Vortr. beschreibt Untersuchungen über die durch starke Abnutzung an Lokomotivrädern und Radkränzen, sowie an gehärteten Stahlgetrieben und Hebestangen von Automobilen auftretende Härtung. Die durch die Abnutzung auftretende Härtung wird mit der „maximalen induzierten Härte“ verglichen, die durch eine jüngst entwickelte Methode mit dem Pendelhärteprüfer gemessen wird. In Metallgegenständen, die im Betrieb einer starken Abnutzung ausgesetzt sind, bildet sich eine Oberflächenschicht, in der die Härte viel größer ist als in dem ursprünglichen Metall. Diese zunehmende Härte wird nicht nur an Gegenständen aus weichem Stahl beobachtet, wie z. B. Eisenbahnradkränzen und Eisenbahnräder, sondern auch an Gegenständen von gehärtetem Stahl, wie Automobilgetriebe und dgl., die entweder durch und durch oder nur schalengehärtet sind. Die durch die Abnutzung erzeugte Härte strebt einem Maximum zu, das in den verschiedenen Metallen sehr verschieden ist und auch in den verschiedenen Arten des gleichen Metalls schwankt. Gehärtete oder schalengehärtete Stahllegierungen, die hinsichtlich ihrer Fähigkeit zur Überhärtung sehr voneinander abweichen, können in der Regel einen höhereu Grad der induzierten Härte erreichen als einfache Kohlenstoffstähle der gleichen ursprünglichen Härte. Die Verschleißfestigkeit eines Metalls hängt, soweit sie mit der Härte zusammenhängt, von der durch die Abnutzung induzierten Härte ab und nicht von der ursprünglichen Härte. Die in einem Metall durch Abnutzung induzierbare maximale Härte entspricht in der Regel der maximalen induzierten Härte bei der Pendelhärteprüfung. Die ursprüngliche Härte des Metalls gibt keinen Hinweis auf die spätere Härte der abgenutzten Oberfläche. Die ursprüngliche Härte eines starker Abnutzung ausgesetzten Metalls hat keinen Einfluß auf die Verschleißfestigkeit, denn das Metall existiert ja nicht mehr in der abgenutzten Oberfläche. Augenscheinlich tritt die Härtung durch Abnutzung oder die Überhärtung nur auf, wenn die Abnutzungsbedingungen so scharf sind, um in dem Metall unterhalb der beanspruchten Oberfläche einen

plastischen Fluß zu verursachen. Derartige plastische Fließvorgänge können auch in sehr hartem Stahl auftreten.

Prof. Dr. F. Wüst, Düsseldorf: „Über die Theorie des Hochofenprozesses.“

Es wird allgemein angenommen, daß die Reduktion von Manganoxyd, Kieselsäure und Phosphorsäure erst nach vollkommenem Schmelzen des karburierten Eisens eintritt. Nach den meisten Forschern wird die Reduktion dieser Oxyde durch elementaren Kohlenstoff, d. h. durch direkte Reduktion bewirkt. Nur bei Manganoxyd nahmen Jüptner, Wedding und Simmersbach an, daß die Reduktion auch durch Kohlenmonoxid, also durch indirekte Reduktion erfolgen kann. Vortr. hat die Vorgänge ausführlich untersucht und kommt auf Grund eingehender, durch die Nogemeinschaft der deutschen Wissenschaft unterstützter Arbeiten, die im Eisenforschungsinstitut in Düsseldorf durch Dr. H. H. Meyer durchgeführt wurden, zu einer Hochofentheorie. Bei den Versuchen wurden als Reduktionsmittel Wasserstoff, Kohlenmonoxid und elementarer Kohlenstoff bei Temperaturen von 800—1200° benutzt. Bei Verwendung von Kohlenmonoxid als Reduktionsmittel muß man darauf achten, die Abscheidung von Kohlenstoff, die unterhalb 1000° auftritt, zu vermeiden. Manganoxyd ist auch durch Kohlenmonoxid reduzierbar, scheinbar auch Phosphorsäure. Die Verwendung von festem Kohlenstoff führt zur Reduktion aller 3 Oxyde und zwar wurde Manganoxyd bei 900°, Phosphorsäure bei 1050° und Kieselsäure bei 1100° reduziert, d. h. die Reduktion dieser Oxyde trat bei einer Temperatur unterhalb des Schmelzpunktes des Roheisens auf und nicht, wie man allgemein annimmt, nachdem dieses schon verflüssigt ist. Die Ergebnisse der Untersuchungen zeigten, daß in der oxydierenden Gasphase die Oxydation des Eisens auftritt, wobei die Schlacke sich mit Eisenoxyd belädt. Es kann keine Reduktion des Manganoxys, der Kieselsäure und Phosphorsäure durch die Schlacke eintreten, denn Silicium, Phosphor und Mangan würden sofort durch das Eisenoxyd wieder oxydiert werden. Die Reduktion des Eisenoxys muß daher oberhalb des Herdbodens erfolgen. Analysen von gewaschenem Eisen aus 5 Holzkohlenhochöfen und einem Kokshochofen beweisen dies. Untersuchungen mit Kieselsäure, Phosphorsäure und Manganoxyd führen zu einer Reduktion dieser Oxyde durch elementaren Kohlenstoff in Gegenwart von Eisen. Silicium, Mangan und Phosphor diffundieren in das Eisen vor dem Schmelzen in gleicher Weise wie Kohlenstoff. Wasserstoff und Kohlenmonoxid reduzieren nur Manganoxyd. Für die Reduktion im Hochofen ist das Hauptagenz der gebildete Kohlenstoff nach der Gleichung $2\text{CO} = \text{CO}_2 + \text{C}$; der Kohlenstoff dringt in die Poren des Erzes und führt so zur Einleitung der Reduktion.

Dr. Arthur B. Everest, T. Henry Turner und Prof. D. Hanson, Birmingham: „Über den Einfluß von Nickel und Silicium auf Eisen-Kohlenstoff-Legierungen.“

Es scheint, daß der Einfluß einer bestimmten Menge Nickel von Fall zu Fall sehr schwankt, die Zusammensetzung des Eisens, die Art des Nickelzusatzes und das Gießverfahren spielen hierbei eine große Rolle. Der Einfluß des Nickels und Siliciums auf die Eisen-Kohlenstoff-Legierung wurde im Gebiet von 0—40% Nickel und 0—3,6% Silicium untersucht. Während die ursprüngliche Eisen-Kohlenstoff-Legierung weiß und undicht war, wurde sie durch Zusatz von Nickel dicht und grau. Die Wirkung kleiner Nickelmengen kam der von Silicium gleich, doch war zur Erzielung eines bestimmten Grads der Graphitierung viermal so viel Nickel wie Silicium erforderlich. Nickel und Silicium zeigen sowohl jedes für sich als zusammen die Neigung, etwa 50—60% des Kohlenstoffs in etwa 1 Zoll dicken Sandgußstücken in Graphit überzuführen. Der durch die Einwirkung des Nickels erzeugte Graphit war in der Regel feiner als der durch die Wirkung des Siliciums entstehende Graphit. Nickelzusatz zu siliciumhaltigem Eisen führt zu einer Verfeinerung des Graphits, der Nickelzusatz bewirkt auch die Erzeugung eines feineren Perlits oder seine Überführung in Sorbit. Bei einem Zusatz von etwa 5% Nickel werden die Legierungen hart und unarbeitbar infolge Bildung von Martensit. Dieser Zustand bleibt bis zu etwa 18% Nickel erhalten, von da ab wird die Legierung austenitisch, weich und unmagnetisch, die letzte Eigenschaft

ist besonders ausgeprägt bei etwa 20% Nickel und 1,3% Silicium. Oberhalb 20% Nickel bleibt die Legierung zwar weich, aber sie wird wieder stark magnetisch. Bei Anwesenheit von viel Silicium ist mehr Nickel erforderlich, um die Umänderung der Grundmasse über Sorbit und Martensit herbeizuführen, Silicium scheint also die Wirkung des Nickels zu maskieren. Die Härtkurven der Legierungen entsprechen der Mikrostruktur, sie zeigen ein Weicherwerden während der Graphitierung, ein Härtwerden im Sorbit- und Martensitgebiet und endlich wieder ein Weicherwerden im austenitischen Zustand. Die Dichte der Legierungen war bei den grauen Eisen sehr hoch, liegt aber innerhalb der normalen Grenzen für Weiß- und Graugußeisen. Glühen bei geeigneten Temperaturen macht die unarbeitbaren Legierungen leichter bearbeitbar, infolge der Temperung des Martensits. Die Nickel-Silicium-Legierungen werden beim Erwärmen instabil, aber nicht in dem Maße als gewöhnliche siliciumhaltige Gußeisen. In Legierungen mit hohem Nickelgehalt wurde aus dem Austenit Graphit abgeschieden, der Austenit zeigt die Neigung, martensitisch zu werden, bleibt aber bearbeitbar. Versuche über die Korrosionsbeständigkeit der Legierungen in Schwefelsäure zeigten, daß durch geringe Zusätze von Nickel die Legierungen rascher angegriffen wurden als normales Gußeisen. Durch hohen Zusatz von Nickel wurden die Legierungen austenitisch und zeigten große Korrosionsbeständigkeit.

Edwin H. Lewis, Wishaw: „Über die Verwendung von Silicagel zum Trocknen des Gebläsewinds.“

Man hat vielfach versucht, einen in der Zusammensetzung konstanten Gebläsewind zu erhalten, entweder durch Ausfrieren oder durch Absorption der Feuchtigkeit mit Hilfe chemischer Mittel. Die Absorption hat sich in der Praxis als undurchführbar erwiesen, das Ausfrieren ist im Betriebe zu teuer im Vergleich zu den erhaltenen Ergebnissen. In allen Fällen zeigte es sich, daß man bessere Ergebnisse durch eine Erhöhung der Windtemperatur erzielen kann. In Wishaw beträgt die Gebläsewindtemperatur 788—816°. Die Wirtschaftlichkeit der Hochöfen könnte verbessert werden, wenn man trockenen Wind zu angemessenen Preisen erhalten könnte. Vor wenigen Jahren wurde für diesen Zweck Silicagel vorgeschlagen, das in großen Mengen und gleichmäßiger Beschaffenheit auf dem Markt ist und eine besonders hohe Absorptionsfähigkeit für Wasser zeigt. Vom Standpunkt des Hochofenbetriebs beruht der wesentlichste Vorteil des Silicags darin, daß es bei Zimmertemperatur mindestens 20% seines Gewichts an Wasser aufnehmen kann und daß durch Temperaturerhöhung das Wasser wieder entfernt werden kann, wobei man ein für die Wiederverwendung regeneriertes Gel erhält. In der Praxis empfiehlt es sich, für je ein Kubikfuß Luft ein Pfund Silicagel zu verwenden. In den Wishaw-Werken der Glasgow-Iron & Steel Co. ist eine Anlage im Betrieb, die in der Minute 35 000 Kubikfuß Luft trocknet. Die Anlage besteht aus sechs Absorbern; jede dieser Einheiten umfaßt eine große Stahlkammer, in der Tiegel mit granuliertem Silicagel aufgestellt sind. Diese Tiegel sind am Boden durchlöchert, die Luft streicht parallel über die Tiegel. An einer Seite der Kammer sind Ventile vorhanden, die mit der Luft oder den reagierenden Gasen in Verbindung stehen, auf der anderen Seite sind Austrittsventile, durch die die Luft oder die Gase und Wasserdampf entweichen. Fünf dieser Kammern arbeiten in der Regel für die Absorption, eine für die Reaktivierung. Die in der Luft industrieller Gebiete immer enthaltenen Staubbewölken werden durch „Visco“filter entfernt, um nicht das Silicagel zu verunreinigen und unwirksam zu machen. Die für die Reaktivierung erforderliche Wärme wird von den Hochofenabgasen geliefert. Die Aktivierung erfordert in der Regel 1½ Stunden. Mit derartigen Anlagen sind gute Ergebnisse erzielt worden. Zur Kontrolle der Entwässerung des Windes werden Hygrometer verwendet, Vortr. vermisst selbst registrierende Hygrometer, die für den Betrieb große Vorteile bringen würden.

Prof. D. Hanson, Birmingham: „Über die Konstitution der Silicium-Kohlenstoff-Eisen-Legierungen und eine neue Theorie des Gußeisens.“

Vortr. hat die ternären Legierungen des Eisens mit 0—2% Silicium und 0—4% Kohlenstoff untersucht und 3 Diagramme

aufgestellt, die die Konstitution von Legierungen mit konstantem Siliciumgehalt darstellen. In den ternären Legierungen können Graphit und Zementit als stabile Phasen auftreten und zwar sowohl nebeneinander als jedes dieser Bestandteile allein. Die Temperaturgebiete und Zusammensetzung der existenzfähigen Verbindungen wurden genau bestimmt. Das vom Vortr. aufgestellte Diagramm konnte durch zahlreiche Untersuchungsergebnisse bestätigt werden. Zum Schluß entwickelt Vortr. eine Theorie des Gußeisens, gestützt auf das von ihm entwickelte ternäre Gleichgewicht der Silicium-Kohlenstoff-Eisen-Legierungen, die die hauptsächlichsten Eigenschaften der technischen Eisen-Kohlenstoff-Legierungen zu erklären vermag. Die Theorie nimmt die Anwesenheit von Graphit in stabiler Form in den hochkohlenstoffhaltigen Legierungen an, während in den niedrig gekohlten Legierungen nur Zementit gefunden wird. Die Stabilität des Graphits in Gußeisen ist oft als Beweis für die Instabilität des Eisencarbids angeführt worden, jedoch ist das Eisencarbid in Stählen stabil und kann auch leicht in karburierenden Medien synthetisiert werden bei Temperaturen, bei denen man es sonst für instabil ansieht. Vortr. nimmt die Stabilität des Eisencarbids im Gebiete der gewöhnlichen Stähle an, und sein Gleichgewichtsdiagramm erfordert keine prinzipielle Änderung gegenüber der normalen angegebenen Zusammensetzung. Die Zwischenstufen, Legierungen, in denen beide Kohlenstoffverbindungen stabil sind, kommen in den technischen Legierungen sehr selten vor. Das Diagramm des Vortr. berücksichtigt zum ersten Male die Existenz des Graphits in stabiler Form in Gußeisen und des Eisencarbids in Stahl. Durch das vom Vortr. aufgestellte Diagramm können das Verhalten der verschiedenen Gußeisen und -stähle und die Graphitierung von weißem Eisen leicht erklärt werden. Es ist bekannt, daß einige Elemente, wie Mangan und Chrom, die Stabilität des Carbids steigern, während andere Elemente, wie z. B. Nickel und Aluminium, die Graphitbildung begünstigen. Zusatz eines anderen Elements zu einem derartigen System müßte zu einer Änderung der Umwandlungstemperaturen führen. Bei Gußeisen muß dieser Einfluß unterhalb der kritischen Temperatur merklicher auftreten, als oberhalb derselben, d. h. das perlitische Carbid müßte rascher stabil werden als das proeutaktische Carbid, da das Gebiet der Carbidstabilität unterhalb der kritischen Temperatur größer ist als oberhalb derselben. In der Tat tritt im technischen Gußeisen in der Regel Perlit auf, und nur selten wird das proeutaktische Zementit gefunden. Es wird nicht genügend berücksichtigt, daß der Charakter von Gußeisen ebenso sehr von dem Gehalt an Kohlenstoff als vom Gehalt an Silicium abhängt, und hoher Kohlenstoffgehalt begünstigt die Graphitbildung in gleicher Weise wie hoher Siliciumgehalt. Kohlenstoff und Silicium können sich in dieser Hinsicht ersetzen, wenn auch nicht unbedingt in gleichen Mengen. Weißes Eisen kann mit hohem Kohlenstoffgehalt hergestellt werden, wenn der Siliciumgehalt niedrig ist, oder mit hohem Siliciumgehalt bei niedrigem Kohlenstoffgehalt. In gleicher Weise kann Graphit in Eisen mit geringem Siliciumgehalt in der stabilen Form vorhanden sein, wenn der Kohlenstoffgehalt hoch ist oder in Legierungen mit geringem Kohlenstoffgehalt, wenn der Siliciumgehalt hoch ist. Die Theorie des Vortr. ist besser auf die Probleme des schmiedbaren Eisens als des Graugußeisens anzuwenden, weil die erstgenannten Legierungen meist im Strukturgleichgewicht sind und reiner sind als das Graueisen. In der Regel ist Grauguß in metastabilem Zustand, da es zu rasch abgekühlt ist, um das Gleichgewicht zwischen den einzelnen Bestandteilen zu erreichen.

Prof. C. A. Edwards und Prof. K. Kudada, Swansea: „Über den Einfluß des Kaltwalzens und der folgenden Glühung über die Härte von weichem Stahl.“

Der Einfluß des verschiedenen Grads der Kaltbearbeitung in Form des Kaltwalzens auf die Zunahme der Härte von weichem Stahl wurde untersucht, sowie die Temperaturen ermittelt, bei denen diese zusätzliche Härte wieder beseitigt wird. Die auf den Blechen nach dem Warmwalzen anhaftende Walzhaut wurde durch Waschen in verdünnter Schwefelsäure entfernt, hierauf wurden die Bleche zwei Stunden lang im elektrischen Ofen auf 950° erhitzt. Um die Oxydation an der

Oberfläche während des Erwärmens und der folgenden Abkühlung zu verhindern, wurden die zu untersuchenden Bleche in dünne Stahlbleche eingeschlagen, bevor sie in den Glühöfen kamen, nach dem Glühen wurden diese Pakete in einem gasgefüllten Metallschrank abgekühlt. Die Probebleche wurden dann in kleinen Handwalzen auf verschiedene Dicken heruntergewalzt. Die herabgewalzten Stücke wurden dann 30 Minuten auf Temperaturen von 500—750°, je um 50° steigend, erwärmt und langsam abgekühlt. Vor und nach dieser Wärmebehandlung wurde die Brinellhärte festgestellt. Im Temperaturgebiet von 0—640° beobachtete man keine Neigung zur Verringerung der Härte, in manchen Fällen tritt sogar eine Härtezunahme auf. Die obere Grenze dieses Temperaturgebiets schwankt zwischen 500 und 600°, je nachdem, ob eine starke oder geringere Kaltbearbeitung erfolgte. Das zweite Temperaturgebiet, in dem die durch die Kaltbearbeitung erzielte Härte wieder rasch beseitigt werden kann, reicht von 500—600° bei starker Kaltverformung und 600—650° bei geringerer Kaltverformung. Das dritte Temperaturgebiet ist das, in dem die durch Kaltbearbeitung hervorgerufene Härte beseitigt werden kann, und noch eine geringe Änderung durch Erhöhung der Temperatur auf 750° eintritt. Die ermittelten Kurven zeigen, daß die mit der Beseitigung der durch Kaltbearbeitung erzielten Härte auftretende Neigung der Kurve zunimmt, und daß das Minimum der Kurven mit dem Grade der Kaltbearbeitung nach links rückt. Die Ergebnisse lassen sich dahin zusammenfassen, daß die Temperatur, bei der die durch Kaltverformung auftretende Härte wieder beseitigt werden kann, in dem Maße sinkt, wie der Grad der Kaltverformung zunimmt, und daß die Geschwindigkeit, mit der die Härte je Temperatureinheit abnimmt, gleichfalls mit dem Grad der Kaltverformung rasch zunimmt. Die durch Kaltbearbeitung hervorgerufene Härte nimmt durch Glühen bei etwa 500° zu. Das wirksamste Temperaturgebiet zur Beseitigung der Wirkungen der Kaltbearbeitung liegt zwischen 550 und 650°, das Gebiet erniedrigt sich, je größer der Grad der Kaltverformung ist. Interessant ist, daß durch Glühen bei 650° oder bis zu 750° bei den Probestücken, die einer allmählichen Kaltverformung unterworfen waren, d. h. die zwischen 11,6 und 19,5% Dickenverminderung erlitten, die Härte abnimmt und zwar zu einem Wert, der unterhalb der Härte des Materials im umgewalzten Zustand liegt und auch unterhalb der Härte des Metalls in leicht oder stark gewalztem Zustand, wenn diese Materialien im gleichen Temperaturgebiet geglüht wurden. Die mikroskopische Untersuchung zeigte, daß der Einfluß der Kaltverformung sich in dreierlei Weise äußert: 1. In einer geringen Deformation, die nur eine verhältnismäßig kleine interatomistische Störung hervorruft, die durch Glühen bei geeigneter Temperatur ohne Kornwachstum oder Rekristallisation beseitigt werden kann. 2. Eine stärkere Deformation, die von stärkeren interatomistischen Störungen begleitet ist und zu einer Rotation um die Kristallachse führt, die das Anfangsstadium zur Bildung sehr großer Kristalle darstellt, welche durch das folgende Glühen entwickelt werden. 3. Eine noch stärkere Deformation, bei der die atomistischen Störungen so groß werden, daß die Achsenverlängerung unterbrochen wird und beim Glühen die Atome leicht rekristallisieren und ganz neue Kristalle bilden.

D. F. Campbell, London: „Hochfrequenz-Induktions-Schmelzen.“

Vortr. verweist auf die Konstruktion der Niederfrequenz-Induktionsöfen und der eisenlosen Induktionsöfen normaler Frequenz. Die wirklich industrielle Ausnutzung der Induktionsöfen konnte erst erfolgen, als man Anlagen für Hochfrequenzstrom in genügender Größe zu vernünftigen Preisen herstellen konnte. Die Öfen sind sehr einfach konstruiert, das Erwärmen und Schmelzen erfolgt in diesen Öfen sehr rasch. Man kann heute in den Hochfrequenz-Induktionsöfen auch korrosionswiderstandsfähige Eisen ohne Absorption von Kohlenstoff oder Schwefel schmelzen. Die Schmelzkosten im Hochfrequenzofen entsprechen ungefähr den Kosten eines kleinen Héroult-Lichtbogenofens, denn der Kraftverbrauch ist etwa der gleiche, die Kosten der Tiegel entsprechen ungefähr denen der Elektroden. Der Vorteil besteht darin, daß der

Stahl als Tiegelstahl hergestellt wird, vollkommen homogen ist, daß eine innige Mischung und eine Schmelztemperatur erzielt wird, die nur durch das feuerfeste Futter begrenzt ist. Vortr. gibt dann einige Ergebnisse an, die mit einem Ajax-Northrup-Hochfrequenzofen erzielt wurden, so konnte ohne Schwierigkeit aus einem kohlenstofffreien Ferro-Chrom und schwedischem Eisen ein Chromstahl mit sehr niedrigem Kohlenstoffgehalt hergestellt werden, man erhält eine Legierung mit 13,5% Chrom und 0,03% Kohlenstoff.

Dr. H. A. Dickie, Glasgow: „Magnetische und andere Änderungen bei der Temperierung von Nickel-Chrom-Stählen.“

Vortr. hat durch zahlreiche Versuche ermittelt, wie sich die magnetischen Eigenschaften, der spezifische elektrische Widerstand, das spezifische Volumen und die Härte von sehr magnetischen Nickel-Chrom-Stählen durch verschiedene Temperaturbehandlung ändern. Aus den Versuchsergebnissen geht hervor, daß hinsichtlich der magnetischen Eigenschaften und des elektrischen Widerstandes sich nicht der gleiche Einfluß zeigte wie bei spezifischem Volumen und Härte. Die magnetischen Eigenschaften werden durch langsames Abkühlen der Stähle von der Tempertemperatur verändert. Die magnetischen Eigenschaften der Zwischenstufe sind ähnlich denen im spröden Zustand. Dies führt zu der Annahme, daß die Tempersprödigkeit mit der Lösung und Wiederabscheidung von Carbid zusammenhängt. Die Remanenzsteigerung, die von einer Steigerung der maximalen Permeabilität und einer geringen Abnahme der Koerzitivkraft und des Hystereseverlustes begleitet ist, ist eine Eigenschaft, die man bei der Abscheidung aus fester Lösung beim langsamen Abkühlen erwarten kann. Auch die Abnahme des Widerstandes kann so erklärt werden. Bei der Tempertemperatur wird etwas Carbid im Ferrit in Lösung gehalten und beim Abschrecken von dieser Temperatur noch zurückgehalten, beim langsamen Abkühlen scheidet es sich jedoch aus. Die beim Tempern auftretende Sprödigkeit kann in folgender Weise erklärt werden: Wird ein Stahl, der zur Tempersprödigkeit neigt, langsam von einer hohen Tempertemperatur abgekühlt, dann scheidet ein Teil des Carbids, das bei dieser Temperatur im Ferrit des Stahles sich in fester Lösung befindet, aus, und führt so zu Änderungen der magnetischen Eigenschaften und des spezifischen Widerstandes. Dies führt bei mäßiger Abkühlungsgeschwindigkeit zu einer Kontraktion und einem Weicherwerden, was sich in der Härteprüfung und dem spezifischen Volumen äußert. Ist die Abkühlungsgeschwindigkeit sehr langsam, dann dehnt sich der Stahl wieder aus und wird härter. Dies ist augenscheinlich auf die Bildung eines Netzwerkes von Carbid in der Grundmasse zurückzuführen, wobei durch den Einfluß auf den Kontraktionskoeffizienten und den großen Widerstand gegen die Durchdringung eine Zunahme des spezifischen Volumens und der Härte erfolgt. Die Abscheidung des Carbids aus der festen Lösung führt an und für sich nicht zur Sprödigkeit des Stahles. Diese tritt nur auf, wenn die Abkühlungsgeschwindigkeit so langsam ist, daß das Carbid aus der Grundmasse abgeschieden werden kann.

C. S. Gill, Consett: „Der Einfluß des Aschegehaltes des Kokses auf den Hochofenbetrieb.“

In den letzten Jahren ist in England und Amerika eine Reihe von Untersuchungen durchgeführt worden, um festzustellen, welche Eigenschaften des Kokses die besten Ergebnisse im Hochofen sichern. Trotz des entscheidenden Einflusses des Kokses auf die Hochofenarbeit sind nur wenig Angaben aus dem praktischen Betrieb vorhanden, während eine Reihe von wissenschaftlichen Untersuchungen über die Einflüsse der Eigenschaften des Kokses auf den Hochofengang vorliegen. Es ist nicht leicht anzugeben, welche Eigenschaft des Kokses am wichtigsten ist. Hoher Asche- oder Schwefelgehalt ist sicherlich von Nachteil, aber ein konstanter hoher Aschegehalt ist einem schwankenden Aschegehalt noch vorzuziehen; Vortr. gibt auf Grund von Betriebsergebnissen Angaben über den Einfluß des Aschegehaltes des Kokses auf die Leistung des Hochofens. Durch Verringerung des Aschegehaltes konnte ein erhöhtes Ausbringen an Roheisen und eine Verringerung des Koksvolumens erzielt werden. Die hierdurch sich ergebenden Ersparnisse sind recht beträchtlich.

Kotaro Honda und Kinnosuke Takahashi, Japan: „Über die quantitative Bestimmung der Schneidefähigkeit von Schneidwerkzeugen.“

Bis vor kurzem hat man die Schneidkraft oder Schärfe von Messerschneiden nur qualitativ bestimmt. Vor kurzem haben Heikichi Aoyama und Siro Ishida die Schärfe japanischer Schwerter mit Hilfe einer Maschine vom Izodtyp untersucht. Vortr. haben ein einfaches Instrument konstruiert, mit dem sie die Schärfe verschiedener alter japanischer Schwerter sowie anderer Schneidewerkzeuge untersucht haben. Die Schärfe N und die Zahl der mit einem Instrument durchgeführten Schnitte stehen in einer logarithmischen Beziehung. Stähle mit verschiedenem Kohlenstoffgehalt geben verschiedene Schärfen, die besten Ergebnisse erzielt man bei einem Stahl mit 1,3% Kohlenstoff; durch Zusatz von 1% Chrom oder Wolfram oder 0,5% Molybdän zu Kohlenstoffstahl steigt sowohl die Härte als die Lebensdauer der Schneide.

Tokujiro Matsushita und Kiyoshi Nagasawa, Japan: „Über den Mechanismus des Temperns von Stählen.“

Bei der Untersuchung der physikalischen Eigenschaften abgeschreckter Stähle fanden Vortr. einige unerwartete Erscheinungen, die zur Aufklärung des Tempervorgangs beitragen konnten. Der Grad der Temperung abgeschreckter Stähle oder der Zersetzung des Martensits kann genau durch die Messung des elektrischen Widerstands oder der Magnetisierungsintensität während des Erhitzen verfolgt werden. In der Regel ist der Zerfall einer festen Lösung in ihre Komponenten von einer Abnahme des elektrischen Widerstandes oder Zunahme der Magnetisierbarkeit begleitet. Dies beobachtet man auch beim Zerfall des Martensits, der eine feste Lösung von Kohlenstoff im Eisen ist. Die Untersuchungsergebnisse zeigten, daß, wenn man abgeschreckte Stähle mit normaler Geschwindigkeit erhitzt, der α -Martensit bei 100—170°, der β -Martensit bei 170—300° getempert wird. Das Zerfallsprodukt des Martensits ist freier Kohlenstoff und nicht, wie man allgemein annimmt, Zementit. Dieser ausgeschiedene freie Kohlenstoff verbindet sich mit dem Eisen im Temperaturgebiet von 300—400° unter Bildung von Zementit.

Verein für Innere Medizin.

Berlin, 12. Dezember 1927.

Vorsitzender: Geheimrat Schwalbe.

Prof. Dr. Fleischmann: „Zur Frage der Gefährlichkeit kleiner Quecksilbermengen.“

Ausgangspunkt der Untersuchungen des Vortr. bildeten die Ausführungen von Prof. Stock in der Zeitschrift für angewandte Chemie. Stock hat sich bekanntlich auf Grund eigener Beobachtungen dahin geäußert, daß die Gefahren des Umgangs mit Quecksilber in vielen Berufskreisen unterschätzt werden. Gleichzeitig hat sich Stock auch gegen die Verwendung von Quecksilber bei Zahnpfützungen gewandt. Durch diesen Alarmruf wurde von neuem ein schon alter Streit angefacht. Witzel, der klassischste Autor auf diesem Gebiete, hat schon im Jahre 1899 die Verwendung von Kupferamalgam als möglicherweise zu Schädigungen führend hingestellt, jedoch konnte er nur einen Fall von Quecksilbervergiftung aus der Literatur als kritischer Prüfung standhaftend anführen. Inzwischen ist durch Stock ein weiterer Fall, der eines bekannten Marburger Professors, bekanntgeworden, bei dem nach Entfernung 18 alter Silberfüllungen ein Umschwung in seinem seit Jahren sich hinziehenden körperlichen und geistigen Schlechtfinden eintrat. Den Angaben Stocks wurde nicht genügende klinische Beweiskraft zugeschrieben. Inzwischen ist eine Bestätigung der Stockschen Experimente auch unter physiologischeren Verhältnissen aus dem Frankfurter Zahnärztlichen Institut und hier von Prof. Schönbeck, und zwar sowohl für Kupferamalgam wie auch für Silberamalgam erfolgt. Soweit es sich um medizinisch-klinische Probleme handelt, erfolgte allseitig in Abhandlungen und auf Kongressen eine Ablehnung der Stock'schen Gedankengänge, wobei man sich auf die Kleinheit der hier in Betracht kommenden Quecksilbermenge berief, selbst wenn man unter besonderen Verhältnissen eine Abgabe aus älteren Füllungen zuzugeben geneigt war. Da die Ablehnungen mehr allgemeinen Erwägungen als speziellen Nachprüfungen und Untersuchungen

entsprangen, wurde auf Initiative von Geheimrat His in Verbindung mit Prof. Dieck die Quecksilberuntersuchungsstelle der Ersten Medizinischen Klinik gegründet, über deren Erfahrungen Vortr. berichten will. Logischerweise erfolgte eine Trennung des Gesamtmaterials in zwei Kategorien, solche, die berufsmäßig oder medikamentös oder sonstwie Quecksilber in den Organismus einführen, im weiteren kurz „Berufsfälle“ genannt, und solche Persönlichkeiten, bei denen in den Ausscheidungen sich findendes Quecksilber lediglich auf Aufnahme aus Zahnpfützmaterial zurückgeführt werden konnte, kurz „Zahnfälle“ genannt. Für die so wichtige Frage der eventuellen Schädigung durch Füllungen mußte zunächst festgestellt werden, ob, in welchem Ausmaße und unter welchen Bedingungen sich ein Übergang von Quecksilber aus Füllungen in den Organismus ergibt. In der Beziehung mußte eine sehr sorgfältige Auswahl getroffen werden, um sicher sein zu können, daß Quecksilber bei diesen Patienten nicht auf andere Weise in den Organismus gelangt. Bei den untersuchten Zahnfällen handelt es sich um 51 Fälle, von denen bei 37 neben Edelamalgamfüllungen auch Kupferfüllungen vorhanden waren, und bei 14 sich lediglich Edelamalgamfüllungen finden. Unter den 37 Personen mit Kupferfüllungen ergab sich in 30 Fällen ein positiver Nachweis von Quecksilber in Urin, Speichel oder Stuhl, 7 Fälle waren negativ. Unter den 14 Edelamalgamfüllungen war nur ein positiver Fall, in welchem die Füllungen als besonders brüchig angesehen wurden, 13 Fälle waren negativ. Es ergibt sich also, daß bei vier Fünfteln aller Kupferamalgaträger Quecksilber in den Organismus übergeht. Die Mengen, in denen sich das Quecksilber in den Ausscheidungen findet, sind naturgemäß außerordentlich klein, es handelt sich um Quantitäten von $1/10000$ mg bis $4/1000$ mg. Die gegebenen Zahlen beziehen sich auf ein Liter Urin, so daß für die tägliche Menge eine entsprechende Korrektur anzubringen ist. Ferner ist zu beachten, daß im Stuhlgang die doppelte bis dreifache Menge Quecksilber ausgeschieden wird wie im Urin. Wenn man die im Urin gefundenen Zahlen mit 5 multipliziert, so wird man ein richtiges Bild über die tatsächlich erfolgte Aufnahme erhalten. Bei der Untersuchung der Berufsfälle ergab sich, daß so gut wie ausnahmslos alle irgendwie mit Quecksilber in Berührung kommenden Personen Quecksilber auch in größeren oder kleineren Mengen ausscheiden. Das gilt also ebenso für Arbeiter der Gleichrichter-, der Filzhut-, der Thermometerindustrie wie für Physiker und Lehrer der Physik, für Chemiker, für Ärzte, sei es, daß sie mit Quecksilbergleichrichtern zu tun haben, sei es, daß sie mit Sublimat die Hände zu desinfizieren gewohnt sind; es gilt für Schwestern, die mit Quecksilbereinreibungen zu tun haben oder sich in Räumen aufzuhalten, wo solche öfter vorgenommen werden, und es gilt selbstverständlich vor allem für Zahnärzte, soweit sie mit Füllungen beschäftigt sind. Daraus ergibt sich leider ein für die Diagnostik der Quecksilberschädigung sehr unangenehmes Resultat. Der Quecksilbernachweis in den Ausscheidungen als Kriterium einer Vergiftung fällt weg. Quecksilbernachweis kann höchstens zeigen, daß die Möglichkeit einer Vergiftung gegeben ist. Eher ist ein negativer oder wiederholter negativer Befund zu verwerten in dem Sinne, daß man in solchen Fällen die Voraussetzungen einer Schädigung nicht als gegeben ansehen kann. Für Silberfüllungen haben die Untersuchungen an Menschen ergeben, daß im Gegensatz zu den mitgeteilten experimentellen Ergebnissen die Ausscheidung von Quecksilber mehr als ein ungewöhnliches Ereignis angesehen werden muß. Die Frage, ob diese kleinen Mengen Quecksilber, die sich bei Berufstätigen, und die noch kleineren, die sich bei Amalgaträgern finden, Veranlassung zu klinischen Schädigungen geben können, bejaht Vortr. auf Grund therapeutischer Einflüsse nach Entfernung der Füllungen und prophylaktischer Maßnahmen in bezug auf Quecksilberaufnahme. So hatte ein Kollege des Vortr. jahrelang mit ihm unerklärlichen Kopfschmerzen und rasch eintretender Müdigkeit zu tun, besonders dann, wenn er sich auch nur kurze Zeit in seinem Arbeitszimmer in der Klinik aufgehalten hatte. Die Untersuchung des Urins ergab einen positiven Befund. In seinem Arbeitszimmer befanden sich eine Unzahl von Quecksilberkügelchen, die von der Nachfüllung des Riva-Roccischen Blutdruckbestimmungsapparats herrührten und bei ihrer guten Löslichkeit in Fetten bei der Ölung des Linoleums in Lösung gingen. Die Unter-