

Brennstoffs umzuschmelzen und in einen gut vergießbaren Zustand zu bringen. Die Schmelzleistung sowie der thermische Wirkungsgrad des Kupolofens sind am größten, wenn die Verbrennung möglichst schnell und vollkommen erfolgt, und die dabei entwickelte Wärme ohne größere Verluste dem Eisen zugeführt werden kann. Umstände, die in der Natur des Ofens sowie in den jeweiligen Betriebsverhältnissen liegen, wirken in vielen Fällen auf den Ofengang mehr oder weniger nachteilig ein. Empfindliche Wärmeverluste treten namentlich dadurch ein, daß der Kohlenstoff des aufgegebenen Kokes anstatt zu Kohlenoxyd nur zu Kohlenoxyd verbrennt, oder daß die im Ofen aufsteigende Kohlenoxyd unter Mitwirkung des niedergehenden Kokes sich in Kohlenoxyd umwandelt.

Es ist die Aufgabe der Kohlenstaubsatzfeuerung (Erfindung von Dr.-Ing. A. Kaiser, Obering. der Deutschen Babcock- u. Wilcox-Dampfkessel A.-G., Oberhausen, Rhld.), diese Nachteile zu vermindern, sowie auch durch Beschleunigung des Schmelzvorganges die allgemeinen Wärmeverluste durch Strahlung und Leitung herabzusetzen. Durch das Einblasen eines Teiles des Brennstoffes in Form von Kohlenstaub etwas oberhalb der Winddüsen in den Ofen wird in der Schmelzzone eine örtlich sehr starke Wärmeentwicklung und damit auch eine Temperaturerhöhung erreicht. Er ist anzunehmen, daß dadurch gleichzeitig auch eine bessere Verbrennung des Kokes herbeigeführt wird. Die vollkommene Ausnutzung des Kokes sowie der Ersatz eines Teiles desselben durch den Staub läßt eine weitgehende Verkleinerung der Koksätze zu, so daß also weniger Koks mit den aufsteigenden Gasen in Berührung kommt und die Verluste durch Kohlenoxydbildung aus der Kohlenoxyd verringert werden. Der Kohlenstaub wird mittels Preßluft von 2,5–3,0 atm. Überdruck durch drei besondere Düsen in die Verbrennungszone des Ofens eingeblasen. Die Menge beträgt ungefähr 1 % vom Gewicht des Eiseneinsatzes. Das Anheizen erfolgt ebenfalls durch Staub. An einem Ofen mit 900 mm lichter Weite wurde durch zwei Vergleichsversuche der Schmelzverlauf mit und ohne Zusatzfeuerung bei einem Durchsatz von jedesmal 30 t untersucht. Die Ergebnisse dienen zur Aufstellung genauer Stoff- und Wärmebilanzen. Die wichtigsten Ergebnisse sind im folgenden wiedergegeben. Der Schmelzkoksverbrauch wurde beim ersten Versuch von 10,70 auf 6,8% und beim zweiten von 10,88 auf 6,80% ermäßigt, bei einem Aufwand an Kohlenstoff von 0,93 bzw. 0,79%. Die gesamte Ersparnis an Brennstoff einschließlich Füll- und Anheizkoks betrug 28,84 bzw. 31,41 %. Das Schmelzeisen hatte ohne Staub beim ersten Versuch 1350° und beim zweiten 1400° und mit Staub beim ersten Versuch 1365° und beim zweiten 1395°. Die stündliche Schmelzleistung wurde durch die Zusatzfeuerung von 5267 auf 6889 kg, also um 30,8 % bzw. von 6203 auf 7629 kg, also um 23,2% erhöht. Der theoretische Wirkungsgrad, das ist das Verhältnis des Wärmeinhalts des Schmelzeisens zu der Wärmemenge, die sich bei vollständiger Verbrennung des aufgewandten Brennstoffs zu Kohlenoxyd ergeben haben würde, stieg beim ersten Versuch von 37,00 % auf 50,74 % (Steigerung 37,14 %) und beim zweiten von 34,76 % auf 47,77 % (Steigerung 37,43 %). In der Gichtgasanalyse kommt die bessere Brennstoffausnutzung unter dem Einfluß der Zusatzfeuerung durch eine Verminderung des Kohlenoxydgehalts um 45,5 bzw. 38,5 % zum Ausdruck. Ein höherer Abbrand an Eisen konnte nicht festgestellt werden, er betrug in beiden Fällen im Mittel nur rund 0,3%. Der Schwefelgehalt nimmt nach den Mittelwerten aus 300–400 Betriebsanalysen entsprechend dem geringeren Koksverbrauch durch die Zusatzfeuerung von 0,107 auf 0,087 %, also um rund 19 % ab. Die Schlackenmenge wurde in den beiden Fällen durch die Zusatzfeuerung um 8,22 % bzw. 18,94 % ermäßigt. Eine Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften durch das neue Verfahren erfolgt nach den Ergebnissen der vorliegenden Untersuchung, sowie nach sehr zahlreichen Betriebsversuchen nicht. Es ist möglich, das Schmelzverfahren mit Zusatzfeuerung so zu leiten, daß sich im Kupolofen ein hochwertiges Gußeisen mit einer Biegefestigkeit von 46–58 kg/mm² bei 10–13 mm Durchbiegung und einer Zugfestigkeit von 28–35 kg/mm² im laufenden Betrieb mit Sicherheit herstellen läßt. Das neue Verfahren, das bezüglich der Brennstoff- und Zeitersparnis sehr beachtenswerte Vorteile bietet, wird dadurch noch erheblich wertvoller. —

Jahresversammlung des Iron and Steel Institute.

London, 5.—8. Mai 1927.

Vorsitzender: F. W. Harbord, London.

Aus dem Vorstandsbericht für das Jahr 1926 geht hervor, daß die Zahl der Mitglieder wieder zugenommen hat; sie beträgt jetzt 2015. Im vergangenen Jahre wurden zwei Ehrenmitglieder ernannt, Dr. Emil Schrödter, Düsseldorf, und Jonas C. Kjellberg, Stockholm. — Die goldene Bessemer-Medaille wurde an Prof. Dr. Karl Benedicks, Stockholm, und Direktor Axel F. Wahlberg, Stockholm, verliehen.

Aus der Ansprache von F. W. Harbord: Seit der Einführung des basischen Thomas-Gilchrist-Prozesses ist keine wichtige Erfindung erfolgt, die die gesamte Stahlindustrie in gleicher Weise beeinflußt hätte. Soweit man heute übersehen kann, deutet nichts darauf hin, daß irgendein neues Verfahren in der Stahl- und Eisenindustrie bevorsteht, durch welches unsere jetzigen Herstellungsmethoden vollständig umgeworfen werden könnten. Trotz der gewaltigen Entwicklung der modernen Industrie und der ständig wachsenden Produktion in den Jahren 1890–1912 haben die Weltverkaufspreise nur um 25% zugenommen; hierbei sind auch die Fabrikate und Lebensmittel mit einbegriffen. Hätte man die Lebensmittel und Naturprodukte, mit Ausnahme der Erze, bei der Betrachtung nicht mit einbegriffen, so wäre die Steigerung der Preise der Fabrikate viel größer gewesen als 25%. Roheisen stieg in dem genannten Zeitraum um etwa 30%, Kupfer um 52%, Zinn um 132%. Vergleicht man die durchschnittlichen Preise für Roheisen und für Stahlschienen in Europa und Amerika in den Zeiträumen 1891–1895 und 1908–1912, so sieht man, daß die Durchschnittspreise für amerikanische und deutsche Stahlschienen in den fünf Jahren 1891–1895 etwa den Durchschnittspreisen der englischen Schienen in den Jahren 1908–1912 entsprechen. In Amerika und Deutschland hat sich die Stahl- und Eisenindustrie erst zu Ende der achtziger und Anfang der neunziger Jahre des vorigen Jahrhunderts auf modernen Grundlinien entwickelt. Beide Länder konnten durch Errichtung moderner Anlagen und Einführung von Verbesserungen, die zum großen Teil auf englischen Erfahrungen fußen, sowie durch die Entwicklung der Eisenerz- und Kohlenförderung ihre Gesteinskosten so erniedrigen, daß sie in den Jahren 1908 bis 1912, trotz der allgemeinen Steigerung der Rohstoffe, Stahlschienen zu einem Preis erzeugen konnten, der nur wenig über dem Preis der Jahre 1891–1895 stand. Der Kapitalaufwand pro Tonne Fertigerzeugnis ist nach Darlegungen des Vortr. in England zu hoch. Nach Ansicht des Vortr. wäre das beste, eine Anzahl von Werken zu kombinieren, von denen jedes auf die Erzeugung eines Produktes spezialisiert ist.

H. B. Betterton als Vertreter des Arbeitsministeriums wies in seiner Begrüßungsansprache auf die Schwierigkeiten hin, die die Eisen- und Stahlindustrie Englands zurzeit zu überwinden habe. In den ersten drei Monaten des Jahres 1926 betrug die Menge eingeführten Stahls etwa 708 000 t, im letzten Vierteljahr 1926 hat sich diese Zahl nahezu verdoppelt auf 1 338 000 t. Während im April vorigen Jahres 147 Hochöfen in Betrieb waren, sank diese Zahl im Mai auf 23, im Juni auf 11 und Ende September auf 5. Die Produktion fiel von 781 000 t im März auf 32 000 t im Juli. Diese Zahlen zeigen schon, welche Schwierigkeiten die Industrie durchzumachen hat; eine kleine Besserung ist zu verzeichnen, und im März dieses Jahres waren schon wieder 27 Hochöfen mehr in Betrieb als vor dem Generalstreik, und die Stahlerzeugung im März 1927 hat 949 000 t erreicht. Es ist dies eine Produktion, die an die Spitzenproduktion in der Kriegszeit heranreicht. Redner teilt nicht den Pessimismus vieler Leute, die meinen, Englands Industrie bewege sich abwärts.

Die Herbstversammlung soll vom 20. bis 23. September in Glasgow stattfinden. Für die Herbstversammlung 1928 ist Bilbao in Spanien in Aussicht genommen.

Prof. J. H. Andrew und H. A. Dickie, Glasgow: „Das Ac_1 -Gebiet in Spezialstählen.“ (Vorgetragen von Dickie.)

Schon frühere Beobachter haben festgestellt, daß in gewissen Spezialstählen durch Tempern bei Temperaturen, die beträchtlich unter dem normalen Ac_1 -Maximum liegen, eine teilweise Härtung erreicht werden kann. Vortragende haben diese Verhältnisse näher untersucht. Es wurden fünf Stähle hierzu verwendet, ein Manganstahl und vier Nickel-Mangan-

Stähle. An diesen wurde der Einfluß der Wärmebehandlung auf das spezifische Volumen untersucht. Weiter wurden die Festigkeitseigenschaften festgestellt, die Dehnung, Zugfestigkeit, Biegefestigkeit, Brinellhärte. Sodann wurden die Erwärmungs- und Abkühlungskurven aufgenommen. Die Ergebnisse zeigen, daß für den Umwandlungspunkt A_{c1} die Verteilung der verschiedenen Elemente in der festen Lösung maßgebend ist. Die Ermittlung des spezifischen Volumens und der Härte zeigte, daß eine Änderung des Kohlenstoffgehalts in Nickelstählen weder die Temperatur noch das Ausmaß der Umwandlung A_{c1} beeinflusst. Mit steigendem Kohlenstoffgehalt ist die Umwandlung nur ausgeprägter. Aus der thermischen Analyse von Nickel- und Nickel-Chrom-Stählen ging hervor, daß die Temperatur, bei der das A_{c1} -Gebiet beginnt, vom Nickelgehalt der Stähle abhängig ist. Die Temperatur, bei der Lösung in γ -Eisen beginnt, wird durch Zunahme des Nickelgehalts rasch erniedrigt. Die Verteilung im γ -Eisen hängt auch ab von der ursprünglich im Ferrit in fester Lösung vorhandenen Nickelmenge. In dem untersuchten Chromstahl zeigte sich bei der thermischen Methode kein Einfluß des Chroms, aber das in fester Lösung vorhandene Mangan scheint die gleiche Wirkung zu haben wie das Nickel. Das Temperaturgebiet A_{c1} ist im Chromstahl sehr klein und ist wahrscheinlich nur auf das vorhandene Mangan zurückzuführen. Möglicherweise besteht in Stählen mit niedrigem Chromgehalt eine selektive Lösung der Carbide, wie dies Jones angenommen hatte. In dem untersuchten Stahl können zwei Carbide angenommen werden, Fe_3C und $Fe_3C \cdot Cr_3C_2$, und diese können bei der A_{c1} -Umwandlung der selektiven Lösung unterworfen sein. Scott fand, daß in Stählen mit über 3,5% Nickel eine Zunahme des Nickels um je 1% das Maximum des A_{c1} -Punktes um 10,5° erniedrigt, und er berechnete, daß die Kohlenstoffkonzentration des Eutektikums für je 1% Nickel um 0,042% sich verringerte. Die bei der Umwandlung A_{c1} auftretenden Reaktionen sind umgekehrt wie die, die bei A_{c1} auftreten. Nach dem Erhitzen auf höhere Anfangstemperaturen werden die kritischen Punkte vieler Spezialstähle erniedrigt. Die Ursachen dieser Erscheinung sind noch nicht aufgeklärt, aber man kann sie in Verbindung bringen mit der Zerstörung der Gefügekerne bei zunehmender Temperatur. Damit wird auch die Lage des A_{c1} -Gebietes verändert, und es wird dadurch erklärlich, daß in vielen Spezialstählen das A_{c1} -Gebiet einen sehr weiten Raum einnimmt.

Prof. J. H. Andrew, M. S. Fisher und I. M. Robertson, (Glasgow): „Die Eigenschaften einiger Nickel-Chrom-Molybdän-Stähle.“

Die Eigenschaften von zwei Reihen Nickel-Chrom-Molybdän-Stählen wurden untersucht; in beiden Reihen wurde der Gehalt an Chrom und Molybdän konstant gehalten, der Nickelgehalt schwankte von 2 bis 5%. In der ersten Reihe war der Kohlenstoffgehalt annähernd 0,4%, in der zweiten Reihe 0,8%. An diesen Stählen wurden thermische Untersuchungen durchgeführt und die mechanischen Eigenschaften untersucht. Die Brinellhärte der Stähle nach Abschrecken von 800–1000° C und halbstündigem Erhitzen bei steigender Temperatur sowie nach langsamem Abkühlen wurde für die beiden Reihen der Stähle ermittelt. Stahl mit 5% Nickel und 0,87% Kohlenstoff zeigte zwischen 400 und 500° C eine merkliche zweite Härtung, die auf die Anwesenheit von Austenit in der abgeschreckten Probe zurückzuführen ist. Alle anderen Stähle zeigten diese Erscheinung in viel weniger ausgeprägtem Maße, aber stets war im Gebiet von 400–500° entweder eine leichte Zunahme der Härte oder eine Verringerung der Geschwindigkeit des vorhergehenden Weicherwerdens zu beobachten. Nach dem Tempern im kritischen Gebiet von 700–725° C zeigten sich die an der Luft abgekühlten Proben etwas härter als die langsam erkalteten. Die Ergebnisse der Untersuchungen der Brinellhärte deuten darauf hin, daß die Methode des Weichmachens der Stähle für die Bearbeitung am besten in einer Erwärmung auf 700–725° bestehen sollte mit folgender sehr langsamer Abkühlung. Nach dieser Behandlung sollten alle Legierungen mit 0,4% Kohlenstoff eine Brinellhärte unter 300, die hochkohlenstoffhaltigen eine Brinellhärte unter 350 aufweisen. Die Untersuchungen über die Zugfestigkeit zeigten, daß in den Stählen mit dem angewandten Chrom- und Molybdängehalt durch eine Steigerung des Nickels über 2% oder des Kohlenstoffs über 0,4% kein Gewinn hinsichtlich der mechanischen

Eigenschaften zu erzielen ist. Zunahme von Nickel in den Stählen mit geringem Kohlenstoffgehalt verbessert wohl die Zugfestigkeit und die Dehnung um ein geringes, aber die Izodwerte nehmen ab. Steigerung des Kohlenstoffgehalts erhöht wohl die Zugfestigkeit, verringert aber die Dehnung und Schlagfestigkeit. Im allgemeinen kann man durch die Änderung der Abkühlungsgeschwindigkeit von der Temper-Temperatur die mechanischen Eigenschaften nicht merklich beeinflussen. Die besten mechanischen Eigenschaften in den untersuchten Nickel-Chrom-Molybdän-Stählen wurden erhalten in den Stählen mit 0,4% Kohlenstoff, die drei Stunden lang bei 625° getempert wurden. In den Stählen mit geringem Kohlenstoffgehalt, die bei 625° getempert wurden, verringerte eine Zunahme an Nickel die Izodwerte nicht in dem Maße, wie bei den 650° getemperten Stählen. Dies deutet darauf hin, daß die Temperatur von 650° einen kritischen Punkt der Legierungen mit hohem Nickelgehalt darstellt. Ein Vergleich der Untersuchungen mit anderen Stahllegierungen deutet darauf hin, daß Molybdän keinen großen Einfluß auf die Tiefenwirkung der Härtung ausübt. Die Wirksamkeit eines Elementes als Tiefenhärter steht in engem Zusammenhang mit seiner Wirkung hinsichtlich der Erniedrigung des kritischen Punktes. Möglicherweise dürfen die Ergebnisse an großen Mengen Molybdänstahl und anderen Stahllegierungen günstiger für den ersteren ausfallen.

E. A. Atkins, Warrington: „Das Ziehen von Stahldraht und die Abhängigkeit von den Stahlqualitäten.“

Eine Untersuchung über die Natur der Einschlüsse, die die großen Störungen beim Drahtziehen hervorrufen, wurde durchgeführt, um den Meinungsverschiedenheiten zwischen Stahlerzeugern und Drahterzeugern ein Ende zu machen. Zunächst wurde ein harter Stahl mit 0,65% Kohlenstoff untersucht. Dieser Stahl ließ sich sehr schlecht zu Draht ziehen. Es wurde dann versucht, diesem Stahl einen Zusatz von Aluminium zu geben. In den Fällen, wo man Aluminium als Desoxydationsmittel benutzte, machen sich störende Einflüsse beim Ziehen des Drahtes bemerkbar. Die Entfernung der nicht metallischen Einschlüsse in weichem Stahl ist leichter als bei Stählen mit mittlerem und hohem Kohlenstoffgehalt, da weicher Stahl sich besser für eine längere Wärmebehandlung im Ofen mit Mangan eignet und so den Einschlüssen Gelegenheit gibt, an die Oberfläche zu steigen. Ist die Desoxydation weit genug getrieben und wird kein weiterer Zusatz von Ferrosilicium oder Aluminium in die Pfanne oder Kokille gegeben, so können sich keine nichtmetallischen Einschlüsse bilden. Bei Stählen mit höherem Kohlenstoffgehalt wird der Zusatz von Ferromangan und Ferrosilicium in der Pfanne zur Bildung von Silicaten führen, die nicht genügend Zeit haben, um vor dem Eingießen in die Formen aus dem Stahl an die Oberfläche zu steigen. Eines der schwierigsten Probleme bei der Stahlerzeugung ist der Einfluß des Eisenoxids, das im Stahl gelöst ist. Auf das gelöste Eisenoxid sind wahrscheinlich die Störungen beim Biegen von Stahldrähten zurückzuführen. Für Stahl, der auf Draht verarbeitet werden soll, muß der Nickelgehalt unter 0,1% gehalten werden. Beim Glühen soll die Temperatur von 750° möglichst nicht überschritten werden. Cementit in geglühtem weichen Stahl ist sehr ungünstig für das Ziehen von feinen Drähten. Häufig ist das Reißen von Drähten weniger auf eine schlechte Stahlqualität als auf unsachgemäße Behandlung der Drähte zurückzuführen.

Prof. C. Bennedicks und H. Löfquist, Stockholm: „Theorie über das Wachstum von Gußeisen nach wiederholter Erhitzung.“ (Vorgetragen von Bennedicks.)

Graugußstücke, die wiederholt auf höhere Temperaturen erhitzt wurden, zeigen die Neigung zur Volumzunahme und damit verbunden eine Zunahme der Sprödigkeit. Die Vortr. stellten eine Theorie dieser verwickelten Erscheinung auf, um daraus einige praktische Schlußfolgerungen zu ziehen. Die Gefügebestandteile von Graueisen sind 1. eine Grundmasse von Eisen, die in der Regel beträchtliche Mengen von Silicium als Silicoferrit in Lösung enthält mit zuweilen etwas Mangan. 2. Graphit, der zum Teil in der Form von großen, während der Erstarrung ausgeschiedenen Lamellen vorkommt, zum Teil in kleinen Teilchen, die als Temperkohle ausgeschieden sind. Die Gesamtmenge des Kohlenstoffs beträgt in der Regel 3%. 3. enthält das Gefüge eine bestimmte Menge gebundenen Kohlenstoff, der in der Regel als Perlit auftritt. Ist der Mangan-

gehalt hoch und der Siliciumgehalt niedrig, dann kann der Kohlenstoff auch in der Form von freiem Cementit vorhanden sein. Außer diesen Gefügebestandteilen finden sich noch Verunreinigungen wie Phosphor und Schwefel. Die charakteristische Eigenschaft des Gußeisens ist seine hohe Heterogenität infolge der weichen Graphitlamellen, deren große Menge eine geringe Zugfestigkeit, Sprünge und Risse verursacht. Weiter zeigt das Material gewisse, deutlich ausgeprägte anomale Längenänderungen, die die allotrope Umwandlung des α - in γ -Eisen begleiten. Bei einer bestimmten Temperatur zerfällt der perlitische Cementit in Graphit und Eisen. Je höher der Siliciumgehalt ist, desto leichter tritt dieser Zerfall ein, er wird gehemmt durch einen höheren Mangangehalt. Der Zerfall ist mit einer Volumzunahme verbunden. Damit anomale Volumänderungen auftreten, muß die Ausdehnungsgeschwindigkeit sehr hoch sein. Bei der Umwandlung von α - in γ -Eisen tritt Kontraktion auf. Die Oxydation beeinflußt das Gußeisen in verschiedener Richtung. Zunächst erfolgt Volumzunahme. Die Oxydation beeinflußt auch das Silicium und den Kohlenstoff, die ja leichter oxydierbar sind als Eisen. Unter gewöhnlichen Umständen sollte eine normal gebildete Schicht von Siliciumoxyd eine Schutzwirkung gegen weitere Oxydation bedeuten, aber infolge des Reißens dieser Oxydschicht durch die Ausdehnung wird diese Schutzwirkung nicht zur Geltung kommen. Die Abnahme des Siliciumgehalts durch die Oxydation beeinflußt die Lage des Umwandlungspunktes. Es wird außerdem die Zugfestigkeit und Wärmeleitfähigkeit verringert. Röntgenographische Untersuchungen zeigten, daß die Oxydation des Graphits von der äußeren Schicht nach dem Innern zu fort-schreitet und dann von einer Oxydation des Eisens gefolgt wird, die gleichfalls gegen das Innere zunimmt. Wenn der Kern mit Oxyden angefüllt ist, tritt kein weiteres Wachstum mehr ein. Es wird keine beträchtliche Volumzunahme von Graugußeisen auftreten, wenn das Eisen nicht wiederholt innerhalb der kritischen Temperaturen erhitzt wird. In der Praxis wird die Kontraktion sehr bald unmerklich infolge des Auftretens von Rissen im Material, dessen Zugfestigkeit durch den anwesenden Graphitgehalt gering ist. Da während der weiteren Erhitzungen die Kontraktion immer geringer ist als die Ausdehnung, so resultiert eine ständige Längenzunahme. Durch die ständigen inneren Risse im Metall ist den oxydierenden Gasen der Zugang erleichtert, die sich bildenden Oxyde geben Anlaß zu weiteren Wachstumserscheinungen. Jeder Faktor, der die Intensität der kritischen Umwandlungen verringert, führt auch zu einer Verringerung des Wachstums. Es werden dann die Möglichkeiten zur Vermeidung des Wachstums erörtert. Bei weißem Gußeisen genügt es, Graphitierung zu verhüten durch Zusätze, die den Cementit im stabilen Zustande erhalten. Um den Cementit zu stabilisieren, sind geringer Kohlenstoffgehalt, möglichst niedriger Siliciumgehalt und genügend hoher Mangangehalt erforderlich. So blieb ein Gußeisen mit 2,66% Kohlenstoff, 0,587% Silicium und 1,68% Mangan unbeeinflusst nach 151 Erhitzungen, trotzdem dieses Material sehr leicht oxydierbar ist. In vielen Fällen dürfte die Stabilisierung durch einen Zusatz von 3–4% Chrom angezeigt sein. Ein geringer Zusatz von Titan dürfte wertvoll sein. Möglichst soll Oxydation vermieden werden. Durch die genaue Untersuchung der Volumänderungen wurde festgestellt, daß Volumzunahme hervorgerufen wird durch die Differenz in der Ausdehnung benachbarter Schichten infolge plötzlicher Temperaturänderungen. Die erste Ursache des Wachstums von Grauguß liegt darin, daß die anomale Kontraktion im Haltepunkt Ac viel rascher abnimmt als die anomale Ausdehnung bei Ar. Infolge der inneren Risse tritt leicht Oxydation ein, die wieder zu einem Wachstum führt.

Prof. W. A. Bone, Dr. L. Reeve und Dr. H. L. Saunders, London: „Experimentelle Untersuchung über die Reaktionen zwischen Gasen und Erzen im Hochofen.“ (Vorgetragen von Bone.)

Die experimentellen Untersuchungen gingen von dem Gedanken aus, daß man die Bedingungen festsetzen wollte, die die Reaktion zwischen den Kohlenoxyden, wenn sie mit Stickstoff in dem Verhältnis wie in den Hochofengasen verdünnt sind, und den Eisenoxiden usw. bei Temperaturen zwischen 380 und 650° beeinflussen. Zu diesem Zweck wurden Gasmischungen verwandt, die 34% Kohlenoxyd und 66% Stickstoff enthalten und als „Hochofengas“ bezeichnet wurden. Weiter wurden

zwei Erze verwendet, ein Hämatit mit 62,36% Eisenoxyd und ein spanisches Erz mit 75,41% Eisenoxyd. Als Untersuchungsmethode wurde das von Bone bei seinen Untersuchungen über die Oberflächenverbrennung verwendete Zirkulationsverfahren angewandt; die Mengen Gas und Erz, die für einen Versuch genommen wurden, waren so gewählt, daß durch das Endgleichgewicht in der Gasphase nicht mehr als höchstens 10% des gesamten im Erz verfügbaren Sauerstoffs entfernt wurden. Die Hochofengasmischungen wurden über Chlorcalcium getrocknet. Es wurde dann die Einwirkung des trocknen Hochofengasgemisches auf die beiden genannten Erze bei den Temperaturen 380°, 450°, 550° und 650° untersucht. Innerhalb dieses Temperaturgebietes kann das Kohlenoxyd mit dem Eisenoxyd in folgender Weise reagieren: Es kann das Erz desoxydiert werden nach der nicht umkehrbaren Gleichung $3\text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{CO} = 2\text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{CO}_2$ und den beiden umkehrbaren Gleichungen $\text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{CO} \rightleftharpoons 3\text{FeO} + \text{CO}_2$ und $\text{FeO} + \text{CO} \rightleftharpoons \text{Fe} + \text{CO}_2$, oder es kann Kohlenstoffablagerung auftreten nach der Formel $2\text{CO} \rightleftharpoons \text{CO}_2 + \text{C}$. Mit den getrockneten Gasen wurde festgestellt, daß bei jeder Temperatur die Desoxydation des Erzes im ersten Stadium der Erzreduktion vorherrscht und die Kohlenstoffabscheidung nur dann auftritt, wenn eine bestimmte Menge Sauerstoff, je nach der Temperatur, entfernt ist. Wenn die Kohlenstoffabscheidung einmal begonnen hat, dann nimmt sie mit wachsender Geschwindigkeit zu, wenn der Sauerstoff allmählich dem Erz entzogen wird, während die Geschwindigkeit der Erzreduktion sich verlangsamt, bis unter Umständen ein Reduktionszustand erreicht ist, bei welchem praktisch das gesamte verfügbare Kohlenoxyd zur Kohlenstoffablagerung und nicht mehr zur Erzreduktion verwendet wird. Bei der Temperatur 380° sind 90% des gesamten ursprünglich vorhandenen Kohlenoxyds für die Erzreduktion verbraucht worden, und nur 10% für die Kohlenstoffabscheidung. Dieser Zustand hält an, bis etwa 10–12% des im Erz verfügbaren Sauerstoffs entfernt sind. Ist dieses Stadium überschritten, so nimmt die Erzreduktion allmählich ab. Das verfügbare Kohlenoxyd wird zur Kohlenstoffabscheidung verbraucht, bis ein Gleichgewicht von $\text{CO} : \text{CO}_2 = 0,3$ erreicht ist. Bei der Temperatur von 450° sind 90% des Kohlenoxyds zur Erzreduktion verbraucht worden, solange, bis 8% des Sauerstoffs des Erzes entfernt waren. Bei 13,7% Desoxydation des Erzes wird das gesamte vorhandene Kohlenoxyd zur Kohlenstoffablagerung benutzt, das Gleichgewicht $\text{CO} : \text{CO}_2$ liegt bei 0,4. Auch bei der Temperatur von 550° werden zunächst mehr als 90% des Kohlenoxyds für die Erzreduktion verwendet, bis etwa 10% desoxydiert sind. Das Gleichgewichtsverhältnis $\text{CO} : \text{CO}_2$ ist 0,9. Bei der Temperatur 650° zeigte es sich, daß, nachdem das Erz zu 10% desoxydiert war, wohl die Erzreduktion sich verlangsamt, aber keine Kohlenstoffabscheidung eintrat, vielmehr konnte das Kohlenoxyd den gesamten Sauerstoff des Eisenoxyds entziehen. Das gesamte Kohlenoxyd kann für die Erzreduktion verwendet werden, bis etwa 10% des im Erz enthaltenen Sauerstoffs entfernt sind. Es liegt dies an der Nicht-Umkehrbarkeit der Reaktion $3\text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{CO} = 2\text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{CO}_2$. Wenn dieses Stadium überschritten ist, treten die umkehrbaren Erscheinungen auf. Bei allen Temperaturen bis 650° überwiegt, nach der 10%igen Reduktion des Erzes, die Kohlenstoffabscheidung; bei 650° tritt $\text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{CO} \rightleftharpoons 3\text{FeO} + \text{CO}_2$ ist das Gleichgewichtsverhältnis etwa diese Kohlenstoffabscheidung nicht ein. Für das System 0,7 und für das System $\text{FeO} + \text{CO} \rightleftharpoons \text{Fe} + \text{CO}_2$ etwa 1,7. Die Temperatur von 650° scheint die obere Grenze für das Auftreten einer merklichen Kohlenstoffabscheidung zu sein. Nun ist in den Hochofengasen aber nicht getrocknetes Gas, sondern es sind immer auch Wasserdampf und Wasserstoff anwesend. Bezüglich des Einflusses von Wasserdampf in Systemen, die eine Oberflächenwirkung zwischen Gasen und festen Stoffen ermöglichen, konnte gezeigt werden, daß in vielen Fällen ein hoher Grad der Trocknung, wie er wohl im Laboratorium, aber niemals unter Betriebsbedingungen erreicht wird, das System verhältnismäßig inert macht. Um den Einfluß des Dampfes bei der Einwirkung des Hochofengases auf die Erze zu untersuchen, wurde das Hochofengas einen Monat lang mit Phosphorsäureanhydrid getrocknet. Es wurde dadurch die Reaktionsfähigkeit bei 550° auf etwa ein Drittel des ursprünglichen Wertes herabgesetzt. In einer anderen Versuchsreihe wurden dem Hochofengasgemisch 2% Wasserstoff zugesetzt und dann

dieses Gemisch bei 550° auf das spanische Erz einwirken gelassen. Das Ergebnis war, daß die ursprüngliche Kohlenoxydmenge für die Erzreduktion anstieg und die für die Kohlenstoffabscheidung erforderliche Kohlenoxydmenge abnahm. Es wurden noch Versuche durchgeführt, um den Einfluß der Berührungszeit festzustellen. Die Geschwindigkeit, mit der die Gase durch das System hindurchgehen, dürfte das chemische Gleichgewicht bei verschiedenen Temperaturen kaum beeinflussen. Die mit einer besonders ausgearbeiteten Apparatur durchgeführten Untersuchungen gestatten die Berechnung der folgenden Größen: 1. Das Verhältnis von Kohlenoxyd zu Kohlensäure in den Endgasen, 2. die Geschwindigkeit der Erreichung dieses Gleichgewichts, 3. den Prozentsatz des in der ursprünglichen Hochofengasmischung enthaltenen Kohlenoxyds, der bei beiden Hauptreaktionen, d. h. der Eisenerzreduktion und der Kohlenstoffabscheidung verbraucht wird. Durch diese Untersuchungen hofft Votr. das grundlegende Material für die Wirkung zwischen Hochofengasen und Ofencharge bei allen Temperaturen zwischen 380° und den beim Versuch höchst erreichbaren Temperaturen zu gewinnen.

Prof. C. A. Edwards und J. C. Jones, Swansea: „Der Einfluß der Glüh-temperatur auf die Eigenschaften von weichen Stahlblechen.“

Bei der Herstellung und Verwendung von weichen Stahlblechen, wie sie in großem Ausmaß für die Verzinnung, die Schwarzblecherzeugung und die galvanisierten Bleche verwendet werden, treten häufig abnorme Eigenschaften auf, die das Material für gewisse Zwecke unbrauchbar machen. Es zeigte sich bei den Untersuchungen des Einflusses der Glüh-temperatur auf die Erichsen-Werte, daß der größte Teil der in den Blechen nach dem Walzen noch enthaltenen Spannungen durch Glühen bei Temperaturen von 625–650° entfernt werden konnte. Innerhalb der Temperaturen von 650–920° bleiben die Werte konstant. In manchen Fällen waren jedoch Andeutungen vorhanden, daß man bei 700° etwas bessere Werte erhält als bei höheren Temperaturen bis zu 900°. Dies trifft sicherlich zu für die Bleche von 0,5 mm Dicke, und die Verschlechterung der Werte bei der Erhöhung der Glüh-temperatur über 700° ist wahrscheinlich auf eine Vergrößerung der Ferritkristalle zurückzuführen. Es müßte möglich sein, die Glühzeit auf etwa 700° zu halten, um auf diese Weise kleine, gleichachsige Kristalle im Stahl zu erzielen, dies ist nach der Ansicht der Votr. aber nur möglich in denjenigen Fällen, wo der Ferrit vollständig bei tiefen Temperaturen rekristallisiert ist. Perlit und Eisencarbid beeinflussen die Verhältnisse sehr. Bei höherem Gehalt an Phosphor und Schwefel kann man gute Erichsen-Werte erhalten, wenn man bei etwa 1000° glüht. Dies ist wahrscheinlich darauf zurückzuführen, daß der Stahl noch homogener wird infolge der Diffusion von Phosphor und Zusammenballung von Mangansulfid. Nach dem Glühen auf etwa 700° war die Dehnung der 0,4 mm dicken Proben in der Walzrichtung beträchtlich höher als in der Richtung senkrecht zur Walzrichtung. Diese Unterschiede wurden geringer nach dem Glühen auf 900°. Bei den 1,25 mm starken Blechen waren die Zugfestigkeiten regelmäßig senkrecht zur Walzrichtung als längs der Walzrichtung. Außerordentlich niedrige Dehnungswerte wurden beobachtet, wenn man längs der Walzrichtung nach dem Glühen auf 900° untersucht. Interessant ist, daß der erste merkliche Knick in den Erichsen-Werten zwischen 625 und 650° auftritt, während bei den Zugfestigkeitsprüfungen sich der entsprechende Knickpunkt bei etwa 600° zeigte.

Sir Robert Hadfield, Sheffield: „Über das Metall Mangan, seine Eigenschaften und die Herstellung von Ferromangan.“

Nach einer Schätzung von P. M. Tyler wird in den nächsten Jahren die durchschnittliche Stahlerzeugung der Welt jährlich 100 000 000 t betragen, hierzu wären 750 000 t Ferromangan erforderlich und unter Zugrundelegung eines 50 %igen Erzes und Berücksichtigung der bei der Verarbeitung auftretenden Verluste, die durch elektrische Methoden verringert werden können, wären hierzu 1 600 000 t Manganerze erforderlich. Die Berechnungen stützen sich auf einen Verlust von nur 25 % bei der Verarbeitung der Erze. Vor dem Kriege betrug die Manganerzförderung der Welt 2 200 000 t, wovon die Hauptmenge, 1 200 000 t, von Rußland geliefert wurde, der Rest kam hauptsächlich aus Indien und Brasilien. Die Frage der

Erschöpfung der Manganerzlager, wenn sie auch nicht für die allernächste Zukunft droht, ist eine große Sorge für die Metallurgen. Für die Eisenindustrie hat das Metall Mangan eine überaus große Bedeutung. Der gewöhnliche Handelsstahl kann in befriedigenden Qualitäten nur hergestellt werden mit einem Gehalt von etwa 0,4–1 % Mangan. So erfordert jede Million Tonnen Stahl etwa 9–12 000 t Ferromangan mit einem Gehalt von 80 % metallischem Mangan. Wenn man bedenkt, daß Amerika allein jetzt jährlich 45 000 000 t Stahl herstellt, so erkennt man, daß die Nachfrage nach metallischem Mangan sehr hoch sein muß. Als Deutschland während des Krieges nicht genügend Manganerze erhalten konnte, wurden dort viele Versuche gemacht, um einen anderen wirksamen Zusatz als Desoxydationsmittel für den Stahl zu finden. Unter diesen Mitteln wurden Aluminium- und Siliciumlegierungen versucht. Auch Calcium, Vanadium, Uran und Borlegierungen wurden verwendet, doch waren sie sehr teuer, der erzeugte Stahl nicht von guter Qualität, in vielen Fällen sogar wertlos. Die größten Hoffnungen setzte man auf das Calciumcarbid, aber die Großversuche waren erfolglos. Es ist kaum zu erwarten, daß man das Mangan bei der Stahlerzeugung verdrängen können, es sei denn, daß irgendeine umwälzende neue Entdeckung oder Erfindung gemacht wird. Nach einer eingehenden Beschreibung der verschiedenen Manganerze und ihrer Verbreitung geht Votr. auf die Anwendung der Manganerze des näheren ein.

Sir Robert Hadfield, Sheffield: „Legierungen von Eisen und Mangan mit niedrigem Kohlenstoffgehalt.“

Votr. stellte eine Reihe von Eisenmanganlegierungen mit einem sehr niedrig gehaltenen Kohlenstoffgehalt her und verglich die Eigenschaften dieser Legierungen mit solchen, die einen Kohlenstoffgehalt von 0,5–1,2% hatten. Diese sowohl als die Legierungen mit gar keinem oder nur sehr geringem Kohlenstoffgehalt (0,08–0,2%) wurden praktisch frei von anderen Verunreinigungen hergestellt. Die verschiedenen Legierungen wurden dann sowohl als Guß- wie als Schmiedematerial hergestellt. In jedem Fall wurden die Eigenschaften bestimmt in unbehandeltem Zustand, d. h. als Guß- und als Schmiedeeisen; dann wurden die Eigenschaften ermittelt nach Erhitzen auf 860–890° und sehr langsamen Abkühlen und nachdem sie von hohen Temperaturen im Wasser abgeschreckt wurden. Die Untersuchungen zeigten, daß bei einem Mangangehalt unter 4% die Legierungen verhältnismäßig weich sind; die Härte nimmt zu mit steigendem Mangangehalt. Bei einem Mangangehalt von 4–10% zeichnen sich die Legierungen durch verhältnismäßig hohe Brinellhärte aus; bei 10–15% Mangan nimmt die Dehnbarkeit zu; die Härte nimmt mit steigendem Mangangehalt wieder ab. Bei 15–39% Mangan zeigen die Legierungen in gewisser Hinsicht die Eigenschaften von Manganstählen, d. h. verhältnismäßig geringe Brinellhärte, beträchtliche Elastizität und gute Bearbeitbarkeit. Bei etwa 83% Mangan wurden die Legierungen sehr hart und spröde; die Eigenschaften der Legierungen mit niedrigem Kohlenstoffgehalt können zum Teil durch Abschrecken von 950° oder darüber beeinflußt werden, und zwar zeigt sich ein Weicherwerden, während die nichtmagnetischen Eigenschaften unbeeinflußt bleiben. Kühlt man von den gleichen Temperaturen langsam ab, dann bleibt die Härte erhalten und es tritt geringer Magnetismus auf. Nach den Ergebnissen der magnetischen und elektrischen Untersuchungen der erhaltenen Manganstähle mit geringem Kohlenstoffgehalt ist das Metall Mangan ohne besonderen Wert für elektrische Zwecke. Manganstahl mit etwa 13% Mangan und 1,25% Kohlenstoff ist praktisch unmagnetisch. Die Ergebnisse des Votr. über den Mangangehalt, der erforderlich ist, um in Abwesenheit von Kohlenstoff dem Eisen nichtmagnetische Eigenschaften zu erteilen, stimmen überein mit den Ergebnissen früherer Untersuchungen anderer Forscher, so auch mit den Angaben von T. Kasé, der feststellte, daß die magnetischen Eigenschaften bei etwa 15–20 % Mangan verschwinden. An Proben, die 60 Stunden lang auf 500° erhitzt wurden, zeigte sich, daß in jedem Fall der spezifische Magnetismus praktisch der gleiche bleibt wie im ursprünglichen in Wasser abgeschreckten Zustande. Die Untersuchungen zeigen, daß die Eisen-Manganlegierungen zum Unterschied von den Manganstählen in ihrem spezifischen Magnetismus durch diese Wärmebehandlung nicht beeinflußt werden. Das Verhalten der Manganstähle scheint

daher auf den Kohlenstoffgehalt zurückzuführen zu sein. Die Frage der magnetischen und nichtmagnetischen Eigenschaften von Eisen und seinen Manganlegierungen ist überaus wichtig, weil einige Theorien behaupten, daß bei Abkühlung auf genügend niedrige Temperaturen die Legierung magnetisch wird. Die Untersuchung des Vortr. wie auch die von Kamerlingh Onnes und Woltjer bis zu -252 und -269° zeigen jedoch, daß diese Ansicht nicht stichhaltig ist. Der elektrische Widerstand steigt mit Zusatz von Mangan anfangs höher als bei stärkerem Zusatz. Keine der untersuchten Legierungen war korrosionsfest. Legierungen mit etwa 14% Mangan sind gegenüber den Einwirkungen der Atmosphäre in Industriegegenden nur ein Drittel so widerstandsfähig wie gewöhnliche weiche Kohlenstoffstähle, aber etwa dreimal so widerstandsfähig wie rostfreies Eisen oder Stahl mit normalem Chromgehalt. Insgesamt zeigen die Untersuchungen der Eisenmanganlegierungen, daß keine derselben nennenswerte wertvolle Eigenschaften für praktische Zwecke zeigten. Die charakteristische Eigenschaft der Manganstähle, nämlich ihr Nichtmagnetismus, ist auf die Verbindung von Eisen und Mangan zurückzuführen. Kohlenstoff ist in dieser Hinsicht nicht vollkommen wirkungslos, denn bei praktischer Abwesenheit von Kohlenstoff konnte bei einem Gehalt von 12–15% Mangan gegenüber einigen Eisen ein spezifischer Magnetismus von 12% Kohlenstoff festgestellt werden. Kohlenstoff ermöglicht es, die nichtmagnetischen Eigenschaften bei einem geringeren Mangangehalt zu erreichen. Die Untersuchungen deuten weiter darauf hin, daß die mechanischen Eigenschaften der Manganstähle jedenfalls ihren Grund in der Eisen-Mangan-Verbindung haben, wenn auch Eisen-Mangan-Legierungen diese Eigenschaften nicht in gleichem Maße entfalten wie die Manganstähle und einen höheren Gehalt an Mangan erfordern. Die wertvollen mechanischen Eigenschaften der Manganstähle, die vom Vortragenden 1882 entdeckt wurden, wären wahrscheinlich nicht zutage getreten, wenn Ferromangan mit niedrigem Kohlenstoffgehalt vorgelegt hätte. 80%iges Ferromangan enthält in der Regel 6–7% Kohlenstoff. Die Untersuchungen zeigen deutlich, daß Manganlegierungen ohne Kohlenstoff praktisch ohne Wert sind, wenn sie auch für manche Zwecke vielleicht Anwendung finden könnten. Da Ferromangan in der Regel ein Zwölftel Kohlenstoff enthält, bezogen auf Mangan, so finden sich in den Manganstählen immer etwa 1–1,25% Kohlenstoff, und diesem Element sind die wertvollen Eigenschaften der Manganstähle zuzuschreiben.

Dr. W. H. Hatfield, Sheffield: „Hitzebeständige Stähle.“

Reines Eisen, Chrom, Nickel, Kobalt, Kupfer, Wolfram, weicher Kohlenstoffstahl, Nickelstahl mit 3% und 36% Nickel, Chromstahl, Chromnickelstahl, Chromsiliciumstahl, Chromnickelwolframstahl, Nichrom, Gußeisen, 15%iges Siliciumeisen und Monelmetall wurden der Einwirkung der Luft, Luft mit schwefeliger Säure, Luft mit Kohlensäure, Luft mit Wasserdampf und Luft mit Wasserdampf und schwefeliger Säure oder Wasserdampf und Kohlensäure ausgesetzt. Typisch weicher Kohlenstoffstahl wird stark angegriffen in Gegenwart von schwefeliger Säure, Kohlensäure und Wasserdampf. Rostfreier Chromnickelstahl verliert die Widerstandsfähigkeit bei 900° , aber ist widerstandsfähiger als gewöhnlicher weicher Stahl. Die Widerstandsfähigkeit gegen Abgase verschiedener Art wird durch Zusatz von Chrom und Nickel vermehrt. Reines Eisen und die verschiedenen als Legierungsbestandteile verwandten Elemente wurden dem Einfluß von Gasen bei steigenden Temperaturen unterworfen. Es zeigte sich bei dem Angriff von Sauerstoff, Wasserdampf oder Kohlensäure immer Chrom am widerstandsfähigsten; dann folgten Nickel, Kobalt, Kupfer, Eisen und Wolfram. Die geringe Widerstandsfähigkeit des Wolframs ist deshalb von besonderem Interesse, weil der Wert des Wolframs in hitzebeständigen Stählen allgemein bekannt ist. Von schwefeliger Säure wird der Kobalt bei allen Temperaturen stark angegriffen; der Angriff von Nickel ist bei 800° ziemlich bedeutend, nimmt aber mit steigenden Temperaturen ab und kann bei 1000° außer Acht gelassen werden. In der Regel, aber nicht ausnahmslos, steigt der Angriff mit zunehmender Temperatur. Beim Nickel nimmt die Angreifbarkeit mit der Temperatur ab. In den industriellen Abgasen zeigt Nickelstahl mit 3% und 36% Nickel bessere Ergebnisse, während bei

niedrigeren Temperaturen der 3%ige Nickelstahl sich schlechter verhält als gewöhnlicher Stahl in Sauerstoff und Dampf und viel schlechter noch in Schwefeldioxyd. Silicium-Chromstahl ist bei den untersuchten Temperaturen widerstandsfähig. Chromstähle zeigen eine hohe Widerstandsfähigkeit, und zwar ist die Widerstandsfähigkeit mit höherem Chromgehalt größer. Ein Vergleich von drei Stählen mit Chrom und Nickel in verschiedenen Mengen zeigte, daß es eine bestimmte Zusammensetzung für diese Elemente gibt, um die beste Widerstandsfähigkeit gegenüber den einwirkenden Gasen zu erreichen. Nichrom verhält sich in Sauerstoff, Wasserdampf und Kohlensäure gut, versagt aber gegenüber Schwefeldioxyd bei höheren Temperaturen. Bemerkenswert ist die beträchtliche Widerstandsfähigkeit von 15%igem Siliciumeisen gegenüber Schwefeldioxyd bei Temperaturen bis zu 900° . Jedenfalls zeigten die Untersuchungen, daß man durch Zusatzelemente Stähle erzeugen kann, die bei höheren Temperaturen widerstandsfähig sind, und zwar eignen sich besonders Verbindungen mit Chrom, Siliciumchrom, Chromnickel, Chromnickelsilicium und Chromnickelwolfram. Einige dieser Stähle zeigen außerordentlich gute Widerstandsfähigkeit gegen korrodierende Medien und sind geeignet, in viel größerem Maße in der Technik Anwendung zu finden, als das bisher der Fall war.

(Fortsetzung im nächsten Heft.)

Aus Vereinen und Versammlungen.

Tagung der Südwestdeutschen Chemiedozenten.

Die Herbsttagung der Südwestdeutschen Chemiedozenten findet Anfang Oktober im Anschluß an die Versammlung der Deutschen Physiologischen Gesellschaft (27.–30. September) und die auswärtige Sitzung der Deutschen Chemischen Gesellschaft (1. Oktober) in Frankfurt a. M. statt. Für den 30. September abends ist für alle drei Vereinigungen eine große Veranstaltung in Aussicht genommen. Anmeldungen beim Sekretariat der Universität, Robert-Mayer-Straße 7/9.

Rundschau.

Aufruf von Bewerbern um ein Stipendium aus der „Van 't Hoff-Stiftung“ zur Unterstützung von Forschern auf dem Gebiete der reinen oder angewandten Chemie.

Im Zusammenhang mit den Vorschriften der „Van 't Hoff-Stiftung“, gegründet 28. Juni 1913, wird folgendes zur Kenntnis der Interessenten gebracht:

Die Stiftung, welche in Amsterdam ihren Sitz hat, und deren Verwaltung bei der Königlichen Akademie der Wissenschaften liegt, hat den Zweck, jedes Jahr vor dem 1. März aus den Zinsen des Kapitals an Forscher auf dem Gebiete der reinen oder angewandten Chemie Unterstützung zu gewähren. Reflektanten haben sich vor dem, dem oben erwähnten Datum vorangehenden 15. November anzumelden bei der Kommission, welche mit der Beurteilung der eingelaufenen Anfragen sowie mit der Festsetzung der Beträge beauftragt ist.

Diese Kommission ist zurzeit folgendermaßen zusammengesetzt: A. F. Holleman, Vorsitzender; F. M. Jaeger, A. Smits, J. P. Wibaut, Schriftführer. Die Kommission hat die Befugnis, noch andere Mitglieder zur Mitbeurteilung der Anfragen zu ernennen, jedesmal für höchstens ein Jahr.

Die Namen derjenigen, welchen Unterstützung gewährt worden ist, werden öffentlich bekanntgemacht. Die Betreffenden werden gebeten, einige Exemplare ihrer diesbezüglichen Arbeiten der Kommission zuzustellen. Sie sind übrigens völlig frei in der Wahl der Form oder des Organs, worin sie die Resultate ihrer Forschungen zu veröffentlichen wünschen, wenn nur dabei mitgeteilt wird, daß die betreffenden Untersuchungen mit Unterstützung der „Van 't Hoff-Stiftung“ ausgeführt worden sind.

Die für das Jahr 1928 verfügbaren Gelder belaufen sich auf ungefähr 1200 holl. Gulden. Bewerbungen sind eingeschrieben per Post mit detaillierter Angabe des Zweckes, zu welchem die Gelder (deren Betrag ausdrücklich anzugeben