

rettung des auf Grund dieser Quellen viel verlästerten, zum verlaufenen Apothekergesellen, Trug- alchemisten und Trunkenbold herabgewürdigten Mannes Anerkennung nicht versagen können. Auf das große, meines Erachtens bündig für Böttger sprechende Beweismaterial des näheren einzugehen, ist an dieser Stelle unmöglich. Man muß es in dem vortrefflich geschriebenen Werk des objektiv, Schritt vor Schritt dem vielen noch vorhandenen archivalischen Material (manches ist seit Engelhardt spurlos verschwunden) und, was fast die Hauptsache scheint, den reichlich überkommenen greifbaren, scheinbar von den früheren Biographen völlig vergessenen Arbeiten aus der Meißner Fabrik nachspürenden und aus beiden seine Schlüsse ziehenden, nach der technischen wie nach der theoretischen Seite seiner Aufgabe gewachsenen Forschers nachlesen. In einem ersten Abschnitt berichtet er über Erfindungsversuche in Venedig, am Hofe in Pesaro, Toskana, in Paris, Rouen, St. Cloud, die von Kunckel und schließlich von Tschirnhausen (wie wohl nicht ganz richtig geschrieben wird). 1699 soll dieser sich mit Arbeiten abgegeben haben, die auf Porzellandarstellung abzielten, 1701 soll er, zum vierten Male in Paris, Homberg davon erzählt haben; 1703 war er nicht instande, seinem König irgend welchen Bericht über bezügliche Arbeiten, geschweige Erfolge zu erstatten. Nie war später mehr von solchen die Rede. Im andern Abschnitt ist die Erfindung selbst behandelt. Zielbewußt unterrichtet sich Böttger, der von vornherein der Aufgabe viel besser vorgebildet entgegentritt als Tschirnhaus, mit dem vereint er Versuche unter Verwendung der berühmten Hohlspiegel und Linsen vornimmt, nach der technischen Seite hin über die ihn beschäftigten Fragen. In dem ihm erbauten Laboratorium macht er seine Proben, und unermüdlich setzt er sie in größerem Maßstabe in den nach eigenen Angaben erbauten Brennöfen fort, bis ihm schrittweise nach vielen verunglückten Versuchen gelingt, was Tschirnhaus offenbar gar nicht mehr erstrebte, vielleicht weil er erkannt hatte, daß Böttger, dem er sich wohlgeneigt zeigte, der Aufgabe besser gewachsen war als er selbst. Als Tschirnhaus am 11./10. 1708 plötzlich starb, war Böttger aufs äußerste bestürzt, weil er einen wirklichen Freund und uneigennütigen Fürsprecher beim König verloren zu haben sich bewußt war. Unverdrossen aber blieb er seiner Arbeit treu, und erst im folgenden Jahre glaubte er, es wagen zu dürfen, dem Könige vorzutragen, was er alles meinte für die zu gründende Manufaktur bewerkstelligen zu können. Tatsache ist, daß man von Tschirnhausens Arbeiten nichts gehört hat, daß Böttger in allen bezüglichen Nachrichten aus jener Zeit im Mittelpunkt steht. Von ihm erwartet man alles, auf ihn richten sich vertrauend aller Augen. Als man schließlich Proben seiner festen durchscheinenden Maße sieht, da gilt er als alleiniger „Inventor“, und erst nach seinem Tode, als er sich nicht wehren kann, da redet man von seinen ersten mißglückten Versuchen und von Tschirnhausens Anteil, schließlich von seiner Erfindung. Die weiteren Abschnitte: Die Meißner Fabrik als Steinzeugfabrik, das Böttger-Porzellan, Fortsetzung des Böttgerschen Erbes

führen sozusagen die Zeichen vor Augen, an denen man den Erfinder erkennen kann. Eine unendliche Zahl von Anmerkungen und Beilagen geben weitere Stützen und Belege für das Gesagte und zeigen, daß Böttger sicherlich ein hervorragend unterrichteter, äußerst strebsamer und unermüdlich tätiger Arbeiter war, daß die ungünstigen Urteile, die über ihn gefällt worden sind, in milderem Lichte erscheinen, ja Entschuldigung verdienen, wenn man sich in den Geist seiner Zeit versetzt, wenn man sein Leben und Wirken zu verstehen sucht. Es bleibt nur noch zu bemerken, daß die Ausstattung des Werkes eine geradezu prächtige, künstlerisch hervorragende ist und dem Inhalt vollauf gerecht wird.

Hermann Schelenz, Kassel. [BB. 71.]

Aus anderen Vereinen und Versammlungen.

Der 25. deutsche Weinbankongreß, verbunden mit einer Ausstellung, wird vom 10.—13./9. in Colmar i. E. abgehalten.

Jahresversammlung des Iron and Steel Institute, London. 4.—5. Mai 1910.

(Schluß von S. 1684).

In der Diskussion ist T. Westgarth der Ansicht, daß eine allgemeine Regel, wie man den Abdampf am besten verwenden könnte, nicht aufgestellt werden könne, wenn auch die Verwendung zur Erzeugung von Elektrizität in vielen Fällen sich als wirtschaftlich erweisen wird. Was nun die Zahl betrifft, die Votr. für die durchschnittlichen Gesteungskosten der Einheit der elektrischen Kraft angibt, so ist C. H. Merz der Ansicht, daß diese etwas zu niedrig angegeben sind, während W. C. Mountain den angegebenen Preis von ca. 2 Pf für angemessen hält, da er Betriebe kennt, wo noch niedrigere Zahlen erhalten wurden.

A. A. Read: „Die chemischen und mechanischen Beziehungen zwischen Eisen, Mangan und Kohlenstoff.“ Bereits vor einigen Jahren hat Votr. in einer mit J. O. Arnold gemeinsam durchgeführten Arbeit über die chemischen Beziehungen von Kohlenstoff und Eisen gezeigt, daß Mangan einen Teil des Eisens vertreten kann, und daß das Doppelcarbid von Eisen und Mangan weniger beständig ist, als das Eisencarbid allein. Ferner konnte gezeigt werden, daß die Manganstähle bei der Bestimmung des Kohlenstoffs auf calorimetrischem Wege einen geringeren Wert geben, daß das Doppelcarbid von Mangan und Eisen eine weniger intensive Färbung gibt als das Eisencarbid allein. Es wurde nun eine Reihe von Versuchen unternommen, um die Zusammensetzung der Carbide festzustellen, welche aus einer Reihe ausgeglühter Stähle mit verschiedenem Prozentgehalt an Mangan aber praktisch gleichem Kohlenstoffgehalt isoliert wurden. Der Kohlenstoffgehalt wurde einerseits durch die Farbenreaktion bestimmt, wobei als Standardprobe ein manganfreier Stahl genommen wurde, und wurde andererseits auch durch Verbrennung bestimmt. Die Untersuchungen erstreckten sich ferner auf Festigkeitsermittlung und auf die mikroskopische

Struktur. Moissan gibt die Existenz einer Verbindung Mn_3C an, welches Carbide erhalten wird, wenn man reines Manganantetroxyd im elektrischen Ofen mit Zuckerkohle erhitzt. Wie er ferner angibt, greifen verd. Säuren das Mangancarbide leicht an, unter Bildung von flüssigen Kohlenwasserstoffen, und diese Reaktion ist analog der von Cleoz bei Gußeisen beobachteten Erscheinungen. Stead erhielt aus einem Stahl mit 1,77% Kohlenstoff und 12,18% Mangan ein Carbide mit 17,19% Mangan. Carnot und Goutal erhielten bei der Behandlung von Ferromangan mit Essigsäure in der Kälte folgende Doppelcarbide: zwischen 60 und 74% Mangan $Fe_3C \cdot 2Mn_3C$, zwischen 30 und 60% Mangan $2Fe_3C \cdot Mn_3C$ und bei der Behandlung mit kochendem Ammoniumacetat eine Ferromanganverbindung mit 74% Mangan $Fe_3C \cdot 4Mn_3C$. Auch Mylius Foerster und Schöne haben ein manganhaltiges Carbide erhalten. Vortr. stellte nun Legierungen dar, welche ca. 0,9% Kohlenstoff bei steigendem Mangangehalt enthielten. Bis ca. 4% Mangan wurde dieses Element in Form von 80%igem Eisenmangan zugesetzt, für höhere Prozentgehalte wurde das Metall (Thermitmangan) in einem Tiegel von elektrisch geschmolzener Magnesia geschmolzen, und dieser Tiegel in einen äußeren Tiegel von Graphit gestellt. Der Inhalt der beiden Tiegel wurde miteinander gemischt, es wurden Blöcke von 2 Zoll Querschnitt daraus hergestellt, diese leicht gehämmert und dann zu runden Stangen von 1 Zoll Querschnitt gewalzt. Sie wurden 36 Stunden dann auf Rotglut erhitzt, worauf man langsam durch 3 Tage abkühlen ließ. Hierdurch wurde den Verbindungen Gelegenheit gegeben zu kristallisieren oder sich zu den Carbiden zusammenzusetzen. Für die mechanische Untersuchung auf Zug- und Druckfestigkeit wurden Vergleiche angestellt zwischen kohlenstofffreien Manganstählen und denen, die Kohlenstoff enthielten. Der Einfluß des Kohlenstoffs ist zwar beträchtlich, doch ist dieser nicht der dominierende Faktor, sondern dies ist zweifellos das Mangan. Die Bestimmung der Doppelcarbide geschah auf elektrolytischem Wege, in den Stromkreis wurde ein Widerstand eingeführt, um den Strom konstant zu erhalten. Die Carbide der Stähle mit hohem Mangangehalt zeigten die Eigenschaft, sich schnell zu oxydieren, wenn sie mit Äther gewaschen und dann fast trocken sind. Um diese Oxydation zu verhindern, wurden die Carbide in einer Stickstoffatmosphäre getrocknet. Die Farbe der Carbide wechselt vom hellen Silbergrau in dem Stahl mit geringstem Mangangehalt bis zu Schwarzgrau in den mit hohem Mangangehalt. Der Kohlenstoff wurde durch direkte Verbrennung bestimmt, die zurückbleibenden Eisen- und Manganoxys wurden in Salzsäure gelöst und auf bestimmtes Volumen aufgefüllt. In einem Teil der Lösung wurde dann das Eisen, in dem anderen Teile das Mangan bestimmt. Aus den Resultaten geht hervor, daß der Gehalt an Kohlenstoff in den Carbiden meist etwas höher ist als dem theoretischen Werte 6,7 entspricht, und ferner, daß die Gesamtmenge des Kohlenstoffs im Stahl nicht in der Form des Carbids erhalten wird. Dies kann man nur erwarten bei einer Substanz wie das Mangancarbide, das sich, wie Moissan zeigte, sehr leicht zersetzt, unter Bildung flüchtiger Kohlenwasserstoffe, speziell bei der Behandlung mit verd.

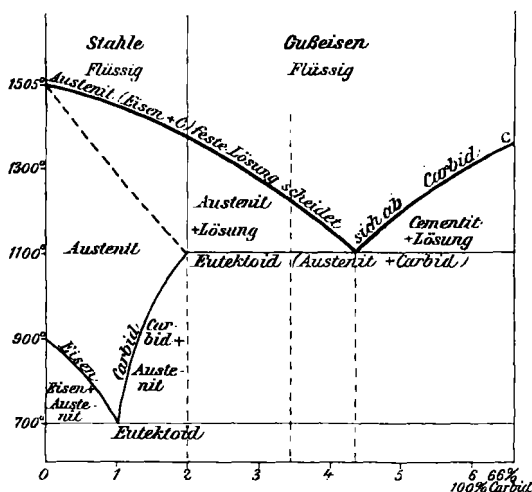
Säuren, und welches bei gewöhnlicher Temperatur Wasser zersetzt unter Bildung eines Gemisches von Methan und Wasserstoff. Zur Prüfung der Ansicht, daß der Überschuß von Kohlenstoff auf eine Zersetzung zurückzuführen ist, wurden die inneren und äußeren Schichten des Carbids getrennt untersucht. Es zeigte sich, daß mit steigendem Mangangehalt im Stahl auch die Menge des im Carbide durch Mangan ersetzten Eisens wächst, bis ein Gehalt von 4,98% Mangan erreicht ist. Von da an bleibt der Mangangehalt im Carbide konstant bis zu einem Stahl mit 15,38% Mangan. Bei einem Stahl mit 15% Mangan beginnt der Mangangehalt im Carbide wieder zu steigen, und zwar tritt bei einem 20% manganhaltigen Stahl ein weiterer Ersatz des Eisens durch Mangan ein. Es ist nun schwer zu entscheiden, ob diese doppelten Carbide wahre Verbindungen oder nur Gemische von Eisen und Mangancarbiden sind. Nach den Analysen für den Gesamtkohlenstoffgehalt, bestimmt auf colorimetrischem Wege, scheint es, daß die Carbide aus Stählen bis zu 4,98% Mangan nur Mischungen sind, in den Stählen mit 11,21% und 13,38% Mangan ist möglicherweise ein wahres Doppelcarbide $3Fe_3C \cdot Mn_3C$ enthalten. In Stählen mit 15 und mehr Prozent Mangan kann ein Doppelcarbide mit höherem Mangangehalt enthalten sein, z. B. $2Fe_3C \cdot Mn_3C$ oder auch eine Mischung der Carbide, bis ein Punkt erreicht ist, bei dem die Bildung eines anderen Doppelcarbids erfolgt. Es scheint dies ziemlich wahrscheinlich, da Carnot und Goutal folgende Doppelcarbide erhielten:

$2Fe_3C \cdot Mn_3C$ (Stähle mit 30—60% Mangan),
 $Fe_3C \cdot 2Mn_3C$ (Stähle mit 60—74% Mangan),
 $Fe_3C \cdot 4Mn_3C$ (Stähle mit 74% Mangan).

Die Versuche zeigen, daß ein Gemenge von Eisen und Mangancarbide oder ein Doppelcarbide von Eisen und Mangan bei der colorimetrischen Bestimmung einen geringeren Kohlenstoffgehalt gibt als das Eisencarbide allein. Bei Stählen bis zu 10,07% Mangangehalt stimmt der Gehalt an Gesamtkohlenstoff fast genau mit der Menge des im Carbide enthaltenen Eisencarbids, was zeigt, daß Mangancarbide mit Salpetersäure vom spez. Gew. 1,20 keine Färbung gibt. Das Ansteigen des Gesamtkohlenstoffs nach der Farbenprobe bei Stählen mit 11, 21 und 13,38% Mangan scheint auf die Bildung einer Verbindung hinzuweisen, welche imstande ist, eine etwas intensivere Färbung zu geben. Die Mikrostruktur der untersuchten Verbindungen wirft kein Licht auf ihre Konstitution und stimmt auch nicht gut überein mit den mechanischen Untersuchungen. Vortr. ist jetzt mit der Untersuchung des Doppelcarbids von Eisen und Chrom beschäftigt.

Donald N. Lewy, Birmingham: „Über die Konstitution von Gußeisen und Kohlenstoffstählen vom praktischen Standpunkte.“ Die Untersuchungen des Vortr. hatten zum Zweck, eine einfache Erklärung der Beziehungen zwischen Eisen und Kohlenstoff in Gußeisen und Kohlenstoffstählen aufzustellen, um auch eine einfache Erklärung zu geben über die Art und Weise, wie ein jeder Bestandteil, wie Schwefel, Silicium, Mangan, sowohl allein als auch zusammen, die Beziehungen von Kohlenstoff und Eisen in Gußeisen beeinflussen. Auf diesem Wege kann man dann auch zu einem Verständnis der Beziehungen kommen, welche zwischen der Wärmebehandlung der Zusammensetzung und den

Eigenschaften dieser Verbindungen bestehen. Das gegenwärtige Gleichgewichtsdiagramm kann nicht als befriedigend angesehen werden und gibt kein genaues Bild über die Beziehungen von Eisen und Kohlenstoff, es führte dazu, die Frage zu sehr nach den physikalischen Beziehungen der Elemente zueinander zu berücksichtigen, und die chemische Seite des Problems ist nicht genügend gewürdigt worden. Vortr. weist auf die Wichtigkeit der metastabilen chemischen Verbindung Eisencarbid hin und zeigt den Einfluß auf die Konstitution des Stahls und Eisens. Bereits früher konnte der Vortr. feststellen, daß die Eisen-Kohlenstofflegierungen am besten als ein System von Eisen-Eisencarbid angesehen werden könne und im geschmolzenen Zustande als Lösungen von Eisencarbid in Eisen. Das graphitische System ist nur sekundär und rührt von der Zersetzung der oben genannten Bestandteile her, Graphit wird nicht als solcher aus der Lösung in Eisen abgeschieden, sondern rührt her von der Zersetzung des vorher abgeschiedenen Carbids (eine direkte Abscheidung eines graphitischen Eutektikums bei 1130° ist nicht wahrscheinlich). Kohlenstoff löst sich im Eisen als Carbid und scheidet sich aus den Lösungen als solches aus. Diese Ansicht ist auch von Goerens bestätigt worden. Viele Gründe führten zu diesem Schlusse. Im allgemeinen besteht, wenn ein geschmolzenes Metall mit einem Nichtmetall in Berührung ist, die Tendenz zur Bildung einer Verbindung zwischen beiden, und die Verbindung geht dann im Metall in die Lösung. Geschmolzenes Eisen geht an der Luft in Eisenoxyd über, welches dann im flüssigen Metall sich löst. Schwefel bildet in Berührung mit geschmolzenem Eisen Eisensulfid, und dieses Sulfid löst sich. Phosphor bildet dann das lösliche Phosphid, Silicium das Silicid. Kohlenstoff in Berührung mit geschmolzenem Eisen bildet ein Carbid, und dieses Carbid löst sich in geschmolzenem Eisen. Beim Abkühlen scheidet sich zuerst das Carbid aus. Gußeisen und Kohlenstoffstahle können als Legierungen von Eisen und Eisencarbid angesehen werden, und dies kann durch ein Diagramm dargestellt werden.



Das Diagramm zeigt, was sich beim Abkühlen und Erstarren ausscheidet. Im allgemeinen entspricht dieses Diagramm dem Gleichgewichtsdiagramm von Eisen-Kohlenstofflegierungen, doch berück-

sichtigt es auch die Löslichkeit von Eisencarbid in Eisen und gibt auch an, bei welcher Temperatur es sich aus der Lösung ausscheidet. Man sieht heute Legierungen in geschmolzenem Zustande als ganz analog den gewöhnlich flüssigen Lösungen an. Es ist bekannt, daß bei flüssigen Lösungen der Gefrierpunkt der Lösung tiefer wird, je mehr von einer Substanz in dem Lösungsmittel gelöst ist. In dem Falle der Eisen-Kohlenstofflegierungen ist bei steigendem Kohlenstoffgehalt der Schmelzpunkt oder Erstarrungspunkt niedriger. Reines Eisen schmilzt bei 1500°C ; wenn die Menge des Kohlenstoffs bis zu 4,2% ansteigt, so liegt der Schmelzpunkt bei ca. 1130° , dies ist der tiefste Schmelzpunkt und bekannt als der eutektische Punkt. Beim Abkühlen einer Salzlösung scheidet sich zuerst der Überschuß an Wasser aus (als Eis), die Lösung selbst wird immer konzentrierter; bei Legierungen mit großem Eisen-Kohlenstoffgehalt scheidet sich zuerst der Überschuß an Eisen aus, der größte Teil des Kohlenstoffs bleibt als Carbid zurück, und an diesem wird die Flüssigkeit immer konzentrierter, bis sie bei 1130° ebenfalls erstarrt. Doch besteht ein wichtiger Unterschied zwischen den Eisen-Kohlenstofflegierungen und den Salzlösungen. Im letzteren Falle scheidet sich zunächst reines Eis aus, während das Salz noch gelöst bleibt, im ersten Falle ist das sich ausscheidende Eisen nicht rein. Das Eisen hat nämlich die Eigenschaft, einen Teil des Kohlenstoffs, der in ihm gelöst ist, festzuhalten, und zwar bis zu einer Menge von 1,7% Kohlenstoff. Bis zu diesem Prozentgehalt erstarrt daher die Masse zu einem homogenen Gebilde von Krystallen von Eisen, welche Kohlenstoff in fester Lösung enthalten, und kein Carbid bleibt zurück, an welchem sich die Mutterlauge anreichern könnte, da das gesamte Carbid in dem Eisen, das erstarrt, gelöst ist. Diese feste Lösung führt den Namen Austenit. Über den Gehalt von 1,7% Kohlenstoff bleibt etwas Carbid in der Lösung, und dieses scheidet sich dann aus. Die Kohlenstoffstahle umfassen diejenigen Legierungen, in welchen das Eisen erstarrt mit dem in ihm in fester Lösung enthaltenen Carbid. Da nun dieses Carbid in dem festen Stahl gelöst ist, kann ein sehr hartes Material erhalten werden, und die Härtung der Kohlenstoffstahle durch Anlassen ist nichts weiter als eine so schnelle Abkühlung des Metalls, daß das Carbid keine Zeit hat, sich aus der Lösung abzuscheiden. Es ist genau bekannt, daß reines Eisen in allotropen Formen vorkommt, welche verschiedene Eigenschaften zeigen. Das γ -Eisen kann Kohlenstoff lösen, das α -Eisen hat diese Fähigkeit nicht. Bei der Abkühlung eines Kohlenstoffstahles kann nun eine Temperatur erreicht werden, bei welcher Eisencarbid enthalten ist neben Eisen, und wo diese beiden sich nicht ineinander lösen. Es wird sich daher bei der Abkühlung dieses α -Eisen oder Ferrit oder das Carbid (Cementit) aus der ursprünglichen festen Lösung (Austenit) abscheiden. Ein Stahl mit ca. 0,24% Kohlenstoff erstarrt bei $1492-1448^{\circ}$ als homogene Masse von Austenit-Eisenkrystallen mit gelöstem Carbid. Bei 890° beginnt sich aus der Lösung α -Eisen abzuscheiden. Sinkt die Temperatur noch weiter, so scheidet sich immer mehr α -Eisen ab, der Kohlenstoff reichert sich in der zurückbleibenden Lösung an, bis die Temperatur 690° erreicht hat, bei welcher

die Lösung in die Bestandteile α -Eisen und Carbid zerfällt und das Perlit bildet. Das Perlit enthält der Analyse nach 0,9% Kohlenstoff und ist ein Gemenge von 13,5% Eisencarbid und 86,5% Eisen. Durch Variation der Abkühlungsmethode kann eine partielle Ausscheidung aus der festen Lösung stattfinden. Auf diese Weise erhält man dann Sorbit und Troostit, welch letzteres eine feste kolloidale Lösung von Cementit im Eisen ist oder, anders ausgedrückt, ein Perlit mit ultramikroskopischen Teilchen von Cementit. Die Art und Weise der Wärmebehandlung beeinflusst nicht nur die Art und das Ausmaß der aus der festen Lösung sich abscheidenden Carbide, sondern auch die Eigenschaften der Endprodukte. Bei den Stählen, wo die Anwesenheit von ineinander unlöslichem Carbid und α -Eisen den Fall der möglichen Stabilität bedeuten, erstarrt der Stahl zunächst als feste Lösung in der metastabilen Form. Bei Gußeisen, wo Graphit und Eisen ev. stabil sind, besteht die Tendenz zuerst auch in der metastabilen Form, nämlich als Eisencarbid und Eisen, zu erstarren. Die Bedingungen, welche die Umwandlung der metastabilen festen Lösung in die stabile Form beschleunigen oder hemmen, zu studieren ist wichtig, um die Eigenschaften dieses Materials zu kennen und das Produkt für bestimmte Zwecke brauchbar zu machen. Es zeigt sich, daß im allgemeinen die Bedingungen, welche die Umwandlung der primären metastabilen Form in die sekundäre stabile Form beschleunigen oder verlangsamen, für Gußeisen und Stähle gleich sind. Das Gleichgewicht wird hergestellt durch langsames Abkühlen, wodurch der Umwandlung Zeit gegeben wird, ferner durch Erniedrigung des Druckes und Änderung der chemischen Zusammensetzung. Die Einstellung des Gleichgewichts wird verhindert, d. h., die Substanzen in der instabilen Form gehalten durch rasches Abkühlen, durch Drucksteigerung oder Änderung der chemischen Zusammensetzung in der Weise, daß die Löslichkeit erhöht oder die Zersetzung der ursprünglich in der metastabilen Form enthaltenen chemischen Verbindungen verhindert wird. Bei Gußeisen, welches als Legierung von Eisen und Eisencarbid angesehen wird, kann letzteres sich zersetzen während der oder nach der Erstarrung, wodurch Graphit und eine entsprechende Menge von freiem Eisen entsteht. Die Bildung von grauem Eisen durch langsames Abkühlen, sowie die Bildung von schwarzen Güssen wird dadurch leicht verständlich. Nimmt man z. B. ein Metall mit 3,5% Gesamtkohlenstoff, so besteht es, wenn man es als Eisen-Eisencarbidverbindung ansieht, vor oder im Moment der Erstarrung aus

$$\frac{3,5 \times \text{Fe}_3\text{C}}{\text{C}} = \frac{3,5 \times (3 \times 56 + 12)}{12} = \frac{3,5 \times 180}{12} \\ = 3,5 \times 15 = 52,5\% \text{ Eisencarbid,}$$

d. h. im Gußeisen darf der gebundene Kohlenstoff — wenn man seinen Einfluß auf das Metall betrachtet — nicht als so viel Prozent gebundener Kohlenstoff, sondern als der 15. Teil des Eisencarbidgehaltes angesehen werden. Gußeisen mit dem gewöhnlichen Kohlenstoffgehalt von 3,5% scheidet bei der Temperatur von 1230° Austenit aus in der dendritischen Form. Bei weiterem Abkühlen wachsen die Dendriten, je mehr Austenit sich abscheidet,

während das überschüssige Carbid zurückbleibt und sich in der Mutterlauge mehr und mehr anreichert. Bei 1136° kann die rückbleibende Flüssigkeit zwischen den Dendriten erstarren in der Form eines Eutektoids von Austenit und Eisencarbid, welches 65,5% des letzteren enthält (= 4,3% Kohlenstoff); die gesamte Masse ist nun fest. Bei weiterem Abkühlen scheidet der austenitische Teil, welcher 13,5% Carbid in fester Lösung enthält, nach und nach seinen Überschuß an Zementit ab, bis bei 690° nur mehr 0,9% Kohlenstoff in der festen Lösung bleiben. Bei dieser Temperatur findet dann die Perlitumwandlung statt. Ein Gußeisen mit 4,3% Kohlenstoff zeigt die Neigung, bei 1130° vollständig zu erstarren als Austenit-Zementit-Eutektoid. Aus Gußeisen mit mehr als 4,3% Kohlenstoff müßte zuerst das Eisencarbid ausscheiden, welches in größerer Menge, als der Zusammensetzung des Eutektoids entspricht, enthalten ist, dann scheidet sich bei 1136° das Austenit-Zementit-Eutektoid aus, worauf die bereits angedeutete Umwandlung statthat. Unter den gewöhnlichen Abkühlungsbedingungen erhält man jedoch nicht diese Resultate, sondern graphitisches Eisen, was auf einer Zersetzung des Carbids bei höheren Temperaturen zurückzuführen ist. Die Neigung zur Zersetzung bei einem Metall mit 55 bis 65% des instabilen Carbids ist leicht erklärlich. Sobald nun einmal der metastabile Zustand durchbrochen ist, folgt die Einstellung des Gleichgewichts sehr rasch, und sobald die Bildung von Graphit begonnen hat, entstehen rasch größere Mengen. Das Eisencarbid hat eine Dichte, die derjenigen des geschmolzenen Metalles sehr nahe liegt, während der Graphit viel leichter ist und daher an die Oberfläche zu steigen strebt. Andererseits ist der Graphit von Eisen umgeben, wodurch Tendenz besteht, das Material zurückzuhalten. Einen wichtigen Einfluß auf die Zusammensetzung des Gußeisens hat die Temperatur, aber auch die Anwesenheit anderer Elemente. Die Beziehung zwischen Kohlenstoff und Eisen wird durch die Gegenwart von Mangan, Silicium, Schwefel und Phosphor, welche gewöhnlich im Gußeisen vorhanden sind, sehr beeinflusst. Schwefel, Silicium und Phosphor sind nicht als solche im Gußeisen enthalten, sondern der Schwefel verbindet sich mit dem freien Eisen zu Eisensulfid, das Silicium ist in der Regel als Fe_2Si enthalten, der Phosphor als Phosphit. Silicium beschleunigt die Umwandlung des metastabilen Carbids in den stabilen Graphit, die Einstellung des Gleichgewichts wird verzögert durch Schwefel und Mangan, wenn diese allein sind, unbeeinflusst bleibt die Umwandlung durch die Gegenwart von Phosphor und von Mangan und Schwefel nebeneinander, wenn diese in dem Verhältnis enthalten sind, daß sie der Zusammensetzung MnS entsprechen. Silicium verringert (wahrscheinlich als Fe_2Si) die Lösungsfähigkeit des Eisens für Eisencarbid und zersetzt das Carbid wahrscheinlich entsprechend der folgenden Gleichung: $\text{Fe}_3\text{C} + \text{Si} \rightarrow \text{Fe}_2\text{Si} + \text{Fe} + \text{C}$. Schwefel und Mangan jedes extra halten den Kohlenstoff in der gebundenen Form und verhüten die Umwandlung in Graphit. Schwefel wirkt als Eisensulfid mechanisch und physikalisch so, daß es die Bedingungen für eine Zersetzung des Eisencarbids, durch welche Graphit entstehen kann, aufhebt. Mangan hat die Neigung zu stabiler Carbidbildung, und wäh-

rend Eisencarbide durch Hitze sehr rasch in Graphit und freies Eisen umgewandelt werden, bleiben Mangancarbide unverändert, so daß der Kohlenstoff in der gebundenen Form bleibt. Dies ist für praktische Zwecke sehr wichtig.

G. Tagayeff, Petersburg: „Über die Homogenität der Metalle.“ Die mechanischen Eigenschaften einer Legierung stellen die Resultante aller Eigenschaften seiner Bestandteile dar. Außer der qualitativen Zusammensetzung und der quantitativen Beziehung, die durch das physikalisch-chemische Gleichgewicht gegeben ist, werden die mechanischen Eigenschaften auch noch durch die Struktur bedingt, d. h., von den relativen Dimensionen, der Form, der Anordnung und Verteilung der Metallkonstituenten. Diese Faktoren sind bestimmt durch das Strukturgleichgewicht, welches abhängt von den Bedingungen der Umwandlung einer gegebenen Phasenkombination, und zwar innerhalb der Grenzen der eigenen Wirkungssphäre und in den angrenzenden Teilchen. Die Beziehung zwischen der Struktur des Metalles und seinen mechanischen Eigenschaften ist bereits öfters untersucht. Vortr. bestimmte nun durch mechanische Proben die absolute Zähigkeit, die Elastizität, die Ausdehnung, Härte, die Sprödigkeit, die Widerstandsfähigkeit bei wiederholtem Zug und Druck, die Spannungskraft, die Biegeunfähigkeit und die Stoßfestigkeit. Die bekannten Werte aus den mechanischen Prüfungen verschiedener Stahl- und Eisenproben zeigen eine gute Harmonie, und die Kurven der verschiedenen Eigenschaften verlaufen einander parallel. Dies ermöglicht es, den Charakter eines Metalles auch nach einer Probe zu beurteilen, z. B. durch die Ermittlung der Zugfestigkeit. Dieses Vorgehen gibt jedoch nur dann gute Resultate, wenn die Behandlung und die Homogenität der Proben die gleiche ist. Ausnahmen und Anomalien in den Kurven werden erklärt durch verschiedene Behandlung oder Homogenitätsunterschiede. Diese Tatsache wird jedoch nicht genügend gewürdigt. Verschiedene Behandlung und verschiedene Homogenität zeigt sich bei den verschiedenen mechanischen Untersuchungen in verschiedener Art die Resultate beeinflussend. Die Bestimmung vieler mechanischer Eigenschaften kann durch die Ermittlung der Struktur ersetzt werden, und die Untersuchungen können zur Aufstellung einer Beziehung zwischen der Struktur des Metalles und seinem Verhalten in der Praxis führen. Man kann erwarten, daß die Unregelmäßigkeiten in den Kurven ihre Erklärung in unregelmäßiger Struktur finden werden, welche auf abnormale Behandlung oder Inhomogenität deuten. Der Begriff der Homogenität ist durch die Theorie der Elastizität eingeführt worden, welche Körper betrachtet, welche in paralleler Richtung homogen sind, zugleich aber durch und durch fest (Diskontinuität der Masse). In dem allgemeinsten Falle eines homogenen Körpers enthalten die sechs Gleichungen für die Kräfte 21 Koeffizienten, und die Bestimmung der Kräfte ist nicht möglich. Um die Lösung des Problems zu erleichtern und sich mehr dem wirklichen Zustande der Körper zu nähern, kann die Zahl der Koeffizienten verringert werden unter der Annahme der Symmetrie in der Struktur der Elemente des Körpers. Die Zahl der Koeffizienten kann auf 2 reduziert werden in dem speziellen Falle eines Körpers, der nach allen

Richtungen in der Struktur homogen ist (Isotropie), und dies allein ist von technischem Interesse. Alle Körper bestehen aus Aggregaten einzelner Körper, die amorph oder krystallinisch, verschieden gerichtet sind; die Isotropie der einzelnen Bestandteile ist außer Zweifel. Doch die Übertragung dieser Eigenschaften auf einen zusammengesetzten Körper ist praktisch nicht möglich, da die verschiedenen Elemente von zuweilen ganz verschiedener Natur und verschiedenen Eigenschaften, wie z. B. Ferrit und Perlit in gehärtetem Stahl, die Homogenität zerstören. Der Einfluß der Nichthomogenität hängt ab von den Beziehungen der Dimensionen der Elemente, sowie von der Deformation, die nach der Theorie der Elastizität gegeben ist. Für den Fall, daß die Elemente sehr klein sind, und die Richtung dieselbe ist, besitzt die Struktur parallele Homogenität, wenn jedoch die Elemente groß sind, dann haben sie einen Einfluß auf die parallele Homogenität. Um nun zu bestimmen, wie ungerecht es ist, Metalle mit homogenen und isotropen Körpern zu identifizieren, ist es notwendig, die unter Zugrundelegung der Isotropie der Körper abgeleiteten theoretischen Werte mit den praktisch gefundenen zu vergleichen. Die Unhomogenität der Metalle scheint auf die elastischen Eigenschaften keinen großen Einfluß zu haben. Vortr. untersuchte dann den Einfluß der Nichthomogenität auf den Bruch. Dieser ist begleitet durch die beiden folgenden Erscheinungen: Die Einwirkung des Zuges und das Auftreten einer schwachen Zone, längs welcher der Bruch statthat. Wenn ein Metall absolut homogen wäre, und in jedem Punkte den gleichen Elastizitätsmodulus zeigte, dann müßte ein Metall, das einem wachsenden Zug ausgesetzt ist, sich gleichmäßig ausdehnen. Zwei Punkte, die in einer bestimmten Entfernung voneinander sind, würden sich voneinander entfernen zunächst in Übereinstimmung mit dem Gesetze der Proportionalität, dann nach einem anderen Gesetze, und es kann sogar der Fall eintreten, daß kein Bruch auftritt, wenn keine Ursache hierfür vorhanden ist. Bruch findet nur dann statt, wenn an irgend einem Punkte die Kontinuität aufhört und in einem gegebenen Metalle bei einem Punkte zwei Körper mit verschiedenem Elastizitätsmodul auftreten, so daß verschiedene Ausdehnung statthat. Die Funktion der Entfernung hört auf, kontinuierlich zu sein, und dies muß zu einer Zerstörung führen, da der Punkt B nicht gleichzeitig zwei Entfernungen von A haben kann. In der Praxis ist es sehr häufig, daß das Metall mehr oder weniger homogen in bezug auf Elastizität ist, d. h., daß es einen mehr oder weniger identischen Elastizitätsmodul hat, so daß bis zu einer gewissen Grenze die Ausdehnung an allen Punkten des untersuchten Metalles gleichförmig vor sich geht. In solchen Fällen ist der Bruch hauptsächlich durch die Elastizitätsgrenze bestimmt. Über diese Grenze steigt die Elongation ganz beträchtlich bei abnehmendem Elastizitätsmodul. In den meisten Fällen wird der Bruch durch Inhomogenität der Masse und durch die Anwesenheit von Verunreinigungen bewirkt. Die steigende Nachfrage nach Metallen hat natürlich auf die Fortschritte in der Herstellung großen Einfluß gehabt. Das reinste Material wird den geringsten Bruch zeigen, und es ist klar, daß aus Gründen der Wirtschaftlichkeit die Herstellung bei

dem Punkt der Reinheit haltmachen wird, der den Ansprüchen der Käufer genügt. Ein weniger brüchiger Stahl erfordert reinere Rohmaterialien und eine sorgfältigere Behandlung, wodurch natürlich die Kosten der Herstellung steigen.

Prof. Le Chatelier hat bei technischen Stählen den Begriff der Grenzbrüchigkeit eingeführt, welche verschieden ist von der natürlichen Brüchigkeit, welche abhängig ist von den Eigenschaften des Metalles, seiner chemischen Zusammensetzung, Struktur und Behandlung, während die Bruchgrenze von äußeren Bedingungen abhängt, wie z. B. von der Natur der Stöße, der umgebenden Temperatur, der Anwesenheit von Kerben und von deren Form. Es ist bekannt, daß Kerbe das Auftreten von Brüchigkeit begünstigen. Bei Einkerbungen ist der Querschnitt ein kleinerer und die Wirkung der Belastung noch stärker. Diese Erscheinungen spielen praktisch eine Rolle bei dem Bruch von Eisenbahnschienen.

A. Mc William und Ernest Barnes: „Über einige physikalische Eigenschaften von 2%igen Chromstählen.“ Im Anschluß an eine Untersuchung über den Einfluß der Wärmebehandlung auf Bessemerstähle, bei welcher Stähle von 0,1—0,86% Kohlenstoffgehalt und 0,6—1% Mangan untersucht wurden, wurden jetzt Stähle mit 2% Chrom erforscht. Die Stähle wurden in der metallurgischen Abteilung der Universität Sheffield im Tiegel hergestellt, dann in Stücke von 3 Zoll Querschnitt gegossen und in runde Blöcke von 1 Zoll Durchmesser gehämmert. Diese wurden dann 11 Zoll lang gemacht und lieferten das Material für die Zugproben. Die Stücke wurden in eine Fletcher'sche Gasumföhl gebracht, die Temperatur wurde innerhalb einer Stunde von 700 auf 950° gebracht, nach weiteren 30 Minuten wurden die Stücke herausgenommen und an der Luft abgekühlt. Sodann wurden die Stücke in einen gasgeheizten Salzbadofen erwärmt, sobald das Bad die Temperatur von 800° erreicht hatte, wurden die Stücke eingetaucht, die Temperatur ließ man dann bis 850° steigen, langsam wieder auf 800° sinken, hierauf wurden die Stücke schnell herausgezogen und in reines Wasser von 15—20° getaucht. Es wurden Stähle verwendet, deren Siliciumgehalt unterhalb 0,1% lag, der Schwefelgehalt war ziemlich konstant, ca. 0,025% und Phosphor ca. 0,02%. Der Kohlenstoffgehalt variierte von 0,00—0,85%, Chrom von 1,08—2,07%, Mangan von 0,12—0,24%. Die physikalische Untersuchung zeigt, daß die Ausdehnung der Chromstähle bei gleichem Kohlenstoffgehalt etwas geringer ist als die der entsprechenden Bessemerstähle, die Bruchfläche bei den Chromstählen ist kleiner. Es wurde auch der Einfluß wiederholter Wärmebehandlung untersucht. Das bemerkenswerteste Resultat ist, daß bei einem gegebenen Maximum des Zuges die Flächenverringernng in der Regel mindestens 10% größer ist als bei Bessemerstählen oder Stählen mit 1% Mangan. Es wurden auch Erwärmungs- und Abkühlungskurven bestimmt, und die Mikrostruktur untersucht. Die thermische Analyse zeigt, daß die Sättigung zwischen 0,68% und 0,55% Kohlenstoff liegt. Die Mikrostruktur zeigt, daß im letzteren Falle freier Zementit enthalten ist. Die Probe mit 0,55% Kohlenstoff ist nahe an dem Sättigungspunkt.

Harold Moore: „Über den Punkt A_2 in Chromstahl.“ Die Untersuchungen zeigen, daß die Lage des Punktes A_1 durch Zusatz von Chrom zu Stahl steigt, und daß, wenn genügend Chrom vorhanden ist (3%), ein anderer kritischer Punkt bei ca. 777° durch die Erwärmungskurve angedeutet wird. Das Zusammenfallen dieses niedrigeren kritischen Punktes mit der Änderung der magnetischen Eigenschaften beweist, daß es der Punkt A_2 ist. Die Tatsache, daß dieser Punkt A_2 tiefer liegt als der Punkt A_1 , stützt die Annahme, daß Fe_3C in β -Eisen unlöslich ist.

Eduard G. Herbert, Manchester: „Über die Schneidfähigkeit von Werkzeugstahl.“ Als Werkzeugstahl definiert Vortr. diejenigen Stahllarten, die hart genug gemacht werden können, um Metalle zu schneiden. Die Fähigkeit einer Substanz, eine andere zu schneiden, ist abhängig von der Differenz der Härte. Beim Vergleich der Schneidfähigkeit der verschiedenen Stahlsorten scheint es im ersten Augenblick ausreichend, sie nach ihrer steigenden Härte in eine Reihe zu ordnen. Doch würde dies nur ein unvollständiges und nicht immer richtiges Bild der Schneidfähigkeit geben, da die härtesten Stähle nicht immer die geeignetsten zum Schneiden sein müssen. Denn es ist vor allem wichtig, daß der Stahl nicht nur schneiden kann, sondern daß er diese Eigenschaften lange hindurch behält, ohne stumpf zu werden. Wenn wir nun eine Definition für diese Stumpfheit aufstellen wollen oder, da die Stumpfheit eine variable Größe ist, ein Maß der Stumpfheit, so müssen wir die Werkzeugstähle in eine Reihe ordnen bezüglich der Zeitdauer, welche hindurch sie ein gegebenes Material unter bestimmten Bedingungen schneiden können, bevor sie einen bestimmten Grad der Stumpfheit erlangt haben. und diese Anordnung wird eine richtigere Vorstellung über den Wert der Stahlsorten bezüglich ihrer Verwendung als Schneidmaterial geben. Um dies zu erreichen, müssen wir bestimmte Bedingungen festsetzen, so die Form des Schneidwerkzeuges, die Dicke und Breite und die Schnelligkeit, mit welcher das Werkzeug durch das zu schneidende Material durchgeht. Sind diese Bedingungen genau festgehalten, und ist ein Standardmaß für sie gefunden, dann wird es möglich sein, die Qualität irgend eines Werkzeugstahls durch eine Zahl auszudrücken, welche angibt, wieviel Minuten es fortgesetzt unter den Standardbedingungen schneiden kann, ohne stumpf zu werden. Genau so wie die Festigkeit durch eine Zahl ausgedrückt werden kann, welche angibt, wie viele Tonnen Belastung pro Quadratmetereinheit des Querschnittes notwendig sind, daß Bruch eintritt. Es tritt nun die Frage auf, ob die relative Dauerhaftigkeit der verschiedenen Stahlsorten unabhängig von den Schneidebedingungen sind. Wenn ein Stahl A doppelt solange seine Fähigkeit behält, Eisen zu schneiden, als ein Stahl B, wird er dann auch doppelt solange Messing schneiden können? Aller Wahrscheinlichkeit nach nicht. Eine zweite wichtige Frage ist die, ob und in welchem Ausmaße die relative Dauerhaftigkeit von Werkzeugstahl von der Schneidegeschwindigkeit abhängt. Um dies festzusetzen, müssen mit jedem Stahl Schneideversuche bei verschiedenen Geschwindigkeiten gemacht werden. Um diese Versuche zu ermöglichen, ist eine Werkzeugstahlprüfmaschine

konstruiert worden mit selbsttätiger Registrierung, welche es gestattet, bei der Untersuchung alle Bedingungen zu regulieren und konstant zu halten. Erwähnt sei, daß bei geringen Geschwindigkeiten die kohlenstoffhaltigen Stähle dauerhafter sind als die Schnelldrehstähle, bei großen Geschwindigkeiten weniger. Das überraschendste und unerwartete Resultat der Kurven ist das, daß die Dauerhaftigkeit aller Stahlsorten ohne Ausnahme bei geringer Geschwindigkeit gering ist, und bei wachsender Geschwindigkeit zunimmt. Wenn wir gefunden hätten, daß bei höherer Geschwindigkeit die Dauerhaftigkeit des Schneidmessers abnimmt, so hätten wir dies in der Weise beantworten können, daß die Erscheinung abhängig ist von der Reibung der beiden Metalle, und da die Reibung bei größerer Geschwindigkeit stärker ist, so könnte dies eine schnellere Abnutzung bewirken. Da wir nun aber finden, daß mit Zunehmen der Schneidegeschwindigkeit gewöhnlich eine Zunahme der Dauerhaftigkeit des Schneidwerkzeuges verbunden ist, daß diese Dauerhaftigkeit bei einer gewissen Geschwindigkeit ihr Maximum erreicht, welches abhängig ist von der verschiedenen chemischen Zusammensetzung der verschiedenen Stähle, und daß die Dauerhaftigkeit dann mit weiterer steigender Geschwindigkeit fällt, so können wir dies nicht mehr durch die einfache Reibung der Metalle erklären. Doch kann die Erscheinung zusammenhängen mit den Folgen der Reibung, nämlich der Wärmeentwicklung und infolgedessen der steigenden Temperatur der Schneide, welche bei wachsender Geschwindigkeit zunehmen. Wir finden, daß die Dauerhaftigkeit der Werkzeugstähle bei gewöhnlichen Temperaturen ziemlich gering ist, mit steigender Temperatur zunimmt, ein Maximum durchschreitet und sodann bei wachsender Temperatur wieder abnimmt. Ist die Ansicht richtig, daß nämlich die beobachteten Veränderungen in der Dauerhaftigkeit der Schneidestähle ausschließlich von den Temperaturänderungen der Schneide abhängen, so könnten wir bei gleichbleibender Geschwindigkeit durch Änderung der Temperatur Änderungen in der Dauerhaftigkeit hervorbringen. Die hierüber angestellten Versuche unterstützen zwar diese Theorie, können sie jedoch nicht eindeutig erklären. Die Versuche erstreckten sich nun darauf, festzustellen, wie das Tempern der Stähle die Dauerhaftigkeit der Schneidefähigkeit beeinflusst. Es zeigt sich, daß die größte Dauerhaftigkeit bei großer Geschwindigkeit erhalten wurde, wenn der Stahl bei der niedrigsten Temperatur getempert wurde. Die Resultate berechtigten zu dem Schluß, daß Vergleiche zwischen den von verschiedenen Klassen der Stähle oder Stähle derselben Klasse, die verschieden behandelt wurden, gelieferten Kurven einen Aufschluß über die Natur der Molekularänderungen geben können, welche in Stählen, die verschiedenen Schneidetemperaturen unterworfen sind, statthaben.

Eine plausible Hypothese zur Erklärung der Änderungen in der Dauerhaftigkeit der Stähle kann noch nicht aufgestellt werden. Härte allein kann nicht maßgebend sein, da die Härte mit steigender Temperatur nicht zunimmt, während ein Ansteigen der Dauerhaftigkeit zu bemerken ist. Viel wahrscheinlicher ist es, daß ein anfängliches Steigen der Dauerhaftigkeit auf eine Abnahme der Sprödigkeit

zurückzuführen ist, auf eine stärkere Kohärenz der Moleküle bei zunehmender Temperatur. [K. 980.]

Das Amer. Institute of Chemical Engineers hielt seine 2. halbjährl. Versammlung in Niagara Falls (Canada) vom 22.—25./6. ab. Den Vorsitz führte der Präsident Ch. F. M'Kenna. Es wurde beschlossen, alljährlich eine Medaille für die beste dem Institut vorgelegte Arbeit zu vergeben; zum ersten Male soll sie auf der nächsten halbjährl. Versammlung zuerkannt werden. Von den gehaltenen Vorträgen sei erwähnt: E. R. Taylor wies in einem Vortrage über: „Die durch die Elektrizität verursachten Veränderungen in der chemischen Industrie“ auf die mannigfache Verwertung hin, welche die elektrische Kraft im städtischen Dienste, z. B. bei der Luft- und Wasserreinigung und der Behandlung der Abfälle, sowie in vielen rein chemischen Industriezweigen in gewinnbringender Weise zu finden vermag. G. W. Thompson hatte eine Arbeit über „Die Korrosion von Eisen und Stahl und ihre Verhinderung“ eingesandt, in welcher die bisher auf diesem Gebiete gemachten Erfahrungen einzeln aufgeführt waren: im allgemeinen geht die Ansicht dahin, daß die Korrosion nicht von der Reinheit des Stahles abhängt, so daß die Verwendung von kostspieligem reinen Material kein unbedingtes Erfordernis für die Vermeidung von Korrosion bildet. F. G. Wiechman verlas einen Aufsatz über: „Protal, ein neues Produkt für technische Verwendung“, ein aus vegetab. Albumin hergestelltes Kautschuksurrogat, das u. a. in Verbindung mit Bakelit (Protalbakelit) einen wasserdichten, durch kaltes oder heißes Wasser unbeeinflussten Stoff bildet. Präsident McKenna hob in seinem Vortrage „Die Untersuchung von Materialien als Gegenstand eines Kursus im chem. Ingenieurwesen“ die große Bedeutung dieses Unterrichtszweiges hervor, indem er die Grundsätze für die Prüfung von Materialien unter praktischen Verhältnissen erörterte. J. A. DeCew schilderte: „Das Wachstum der chemischen Industrien in Canada“, worunter hauptsächlich die Zuckerindustrie und die Holzdestillation nebst der Verwertung der Nebenprodukte zu erwähnen sind. O. Snider sprach über: „Die Darstellung und technische Verwertung von Ozon, u. a. für Luft- und Wasserreinigung, Sterilisierung von Nahrungsmitteln und als chemisches Oxydationsmittel. J. T. Baker erörterte: „Einige Probleme der chemischen Industrie“, und R. E. Meyer besprach die technische Behandlung von schwer schmelzbaren Elementen für Glühlampen (Wolfram, Molybdän). A. Bement berichtete über: „Veränderungen von Kohle bei der Lagerung“, und Schuyler Frazier sprach über: „Salpeter- und Mischsäuren“. — Der von F. W. Frerichs erstattete Bericht des „Committee on Chemical Engineering Education“ erklärte den in dem Lehrplan der amerikanischen Universitäten und Technischen Hochschulen vorgesehenen vierjährigen Unterrichtskursus für zu kurz und empfahl, ihn auf mindestens fünf Jahre zu verlängern. Nach Ansicht des Komitees ist der auf den europäischen technischen Schulen erteilte Unterricht ein besserer als derjenige auf den amerikanischen Schulen, deren Lehrpersonal häufig von zu geringer Zahl und ungenügender praktischer Erfahrung ist. — Von industriellen Anlagen wurden

u. a. besucht: die elektr. Kraftanlagen der Canad. Niagara Power Co. und Ontario Power Co., ferner die International Paper Co., Lackawanna Steel Co., Linde Air Products Co., Acheson Graphite Co. und Larkin Co. — Die nächste Jahresversammlung wird Anfang Dezember in Neu-York abgehalten werden.
D. [K. 1035.]

Das Amer. Iron and Steel Institute wird seine erste Jahresversammlung im Oktober in Neu-York abhalten; die Dauer ist auf zwei Tage festgesetzt. Präsident des Instituts ist E. H. Gary, Sekretär W. J. Filbert.
[K. 1037.]

Patentanmeldungen.

Klasse: Reichsanzeiger vom 29./8. 1910.

- 12b. F. 27 362. Verhinderung des Zusammenbackens oder sonstiger, mechanischer oder chemischer Veränderungen heißen **Ofengutes** unter Gewinnung eines kalten zerkleinerten Produktes. [By]. 25./3. 1909.
- 12o. Sch. 32 258. Fettsäureester des **Isoborneols**. J. R. Schindelmeyer, Dorpat, Livland. 3./3. 1909.
- 12p. F. 28 952. Formylverbindungen der **Morphiumalkaloide**; Zus. z. Anm. F. 27 761. [By]. 13./12. 1909.
- 18a. M. 39 795. Möglichst vollkommene Ausnutzung der Abhitze von Cowper-Winderhitzern. W. Mathesius, Charlottenburg. 8./12. 1909.
- 21b. P. 23 488. Feste poröse **Metallelektroden** für Sekundär- und Primärelemente. E. Achenbach, Hamburg. 31./7. 1909.
- 21c. F. 27 400. **Isolierkörper** aus einer festen Isoliermasse mit hoher Dielektrizitätskonstante. Felten & Guillaume-Lahmeyerwerke A.-G., Frankfurt a. M. 30./3. 1909.
- 22b. A. 18 333. Schwefelhaltige **Küpenfarbstoffe** der Anthracenreihe. [A]. 5./2. 1910.
- 22b. F. 28 777. Halogenisierung von **Indanthren** bzw. dessen Derivaten. [By]. 15./11. 1909.
- 22d. A. 17 917. Braune **Schwefelfarbstoffe**; Zus. z. Pat. 221 493. [A]. 5./11. 1909.
- 22e. F. 26 919 u. 26 958. Penta- und hexahalogen-substituierte **Indigos**; Zus. z. Anm. F. 25 631. [M]. 21. u. 28./1. 1909.
- 30h. S. 28 884. Behandlung von **Sauerstoff**, z. B. für Bäder. L. Elkan Erben G. m. b. H., Berlin. 26./4. 1909.
- 40c. F. 28 478. Verf. und Einr. zur Reduktion von **Erzen** auf elektrischem Wege. O. Frick, Sheffield, Engl. 28./9. 1909.

Reichsanzeiger vom 1./9. 1910.

- 8m. F. 29 414. **Indigo** und indigoide Farbstoffe aufzufärben. [M]. 28./2. 1910.
- 12h. B. 54 699. Beständige lange Lichtbogen und deren Verwendung zu Gasreaktionen; Zus. z. Pat. 201 279. [B]. 25./6. 1909.
- 12p. B. 54 690. **Diglykolsäurechininester**. C. F. Boehringer & Söhne, Waldhof b. Mannheim. 25./6. 1909.
- 12p. B. 55 150. Halogenderivate der **Dehydroindigosalze**, deren Kernhomologen, Substitutionsprodukten, sowie der entsprechenden Dehydroderivate von indigoiden Farbstoffen mit nur einem Indoxylrest. [B]. 5./8. 1909.
- 12g. A. 17 428. **Arylsulfodiazoliminoverbindungen**. [A]. 7./7. 1909.
- 39b. B. 50 757. Elastische Massen aus Nitro- oder

Klasse:

- Acetylcellulose**. L. Berend, Aachen. 15./7. 1908.
- 48d. L. 27 862. Das Rosten verhütender Überzug auf **Eisen**, Stahl u. dgl. unter der Einwirkung von Phosphorsäurelösung in der Siedehitze. A. Dagobert Libeski, Luxemburg. 8./4. 1909.

Patentliste des Auslandes.

- Amerika: Veröffentl. 9./8. 1910.
- Belgien: Ert. 14./5. 1910.
- England: Veröffentl. 1./9. 1910.
- Frankreich: Ert. 4.—10./8. 1910.
- Reinigungsapp. für **Abwässer**. Adams. Engl. 13 488/1909.
- Alizarinpräparate** zum Färben und Drucken. Chemische Fabrik Grünau Landshoff u. Meyer A.-G. Engl. 18 461/1909.
- Alkohol** und ein konz. Nährmittel für Tiere aus Kartoffeln. Steffen, Wien. Belg. 225 128.
- Farbstoffe der **Anthracenreihe** und ein Zwischenprodukt. [Basel]. Engl. 9284/1910.
- Lachsfarbener Küpenfarbstoff der **Anthrachinonreihe**. [M]. 15 523/1910.
- β -**Anthrachinonnylharnstoff**. [M]. Engl. 12 129, 1910.
- Antitoxine** und ihre Anwendung im Boden. Coates, Baltimore. Belg. 225 172.
- Azofarbstoff**. Jäger & Carl. Engl. 1781/1910.
- Azofarbstoffe**. [By]. Belg. 225 450. Frankr. 416 472.
- Gewebe für **Ballons** undurchlässig zu machen. Soc. Michelin & Cie. Engl. 13 898/1910.
- Schützen von **Ballons** gegen Feuer. Von Mach. Engl. 18 375/1909.
- Kohlenstoffhaltige **Briketts** und Bindemittel hierfür. Th. Davis. Übertr. Standard Fuel Co., Montgomery, Ala. Amer. 966 803, 966 804.
- Verf. u. App. zur Herst. einer Masse für die **Brikettfabrikation**. Steven. Frankr. 416 428.
- Calciumcarbid**. H. L. Hartenstein, Continental Investment Co. Duluth, Minn. Amer. 966 542.
- Carbidkammer** für Acetylenentwickler. Harster, Ziegelhausen. Belg. 225 223.
- Unendzündliches **Celluloid**. Clement, Paris. Belg. 225 222.
- Behandlung künstlicher Fäden, Films oder anderer Produkte aus gelöster **Cellulose**. Follet u. Ditzler, Verviers. Belg. 225 346.
- Cellulose**. A. Deiss, St. Barnabé, Marseille. Amer. 967 001.
- Unschädliche Herst. und Anwendung von Sauerstoffverb. des Chlors und kolloidalen Silbers für die **Desinfektion** und Sterilisation. Bergé. Belg. 225 253.
- Düngemittel**. Coates, Baltimore. Belg. 225 107 u. 225 149.
- App. u. Verf. zur Herst. von künstlichem **Eis**. Berrymann. Engl. 18 846/1909.
- Eisen** und Stahl. Talbot. Engl. 22 201/1909.
- Behandlung pulveriger **Eisenminerale**. Soc. anonyme des Ciments Portland, Haren bei Brüssel. Belg. 225 148.
- Lösen von **Eiweißstoffen** und ihre technischen Anwendungen. Chavassieu. Frankr. Zusatz 12 620, 395 402.
- Negative **Elektrodenplatte**. Salom. Frankr. 416 491.
- Erzkonzentrator**. G. W. Burnhart, Ward, Colo. Amer. 966 521.
- Apparat zur Bestimmung der Intensität von **Farben**. Lovibond, Lake bei Salisbury. Belg. 225 410.