

gefällte Gel und schließlich ebenso gut das Präparat von Kahlbaum verwenden kann. Natürlich überzeugt man sich durch einen blinden Versuch, daß die Kieseläsäure neutral ist und selbst keine Säure verbraucht.

Die Ausführung der Analyse kann in der Kälte oder unter schwacher Erwärmung erfolgen. Die Säure wird anfangs fast augenblicklich, gegen Schluß etwas langsamer verbraucht. Die nach meiner Methode erzielten Resultate wichen von der üblichen gravimetrischen Bestimmung unregelmäßig um etwa  $\pm \frac{1}{2}\%$  ab. Die Methode kann am einfachsten nachgeprüft werden, indem man z. B. Kaliumsilicofluorid in bekannter Weise nach



unter Verwendung von Phenolphthalein als Indikator titriert und im Anschluß daran gegen Methylrot mit Säure nach Gleichung (1) zurücktitriert. Der Verbrauch an Säure entspricht dem vorhergegangenen Verbrauch an Lauge.

Voraussetzung für die Brauchbarkeit der Methode ist, daß keine anderen Metallverbindungen als die der Alkalien bzw. des Ammoniums vorhanden sind. Bei Gegenwart von Calciumsalzen z. B. reagiert die Lösung infolge der Dissoziation des Calcium-silicofluorids viel früher sauer, bevor sämtliches Fluor durch Komplexbildung verbraucht ist. Die Erwartung, daß durch Zugabe eines Überschusses von Kaliumchlorid die Bildung von Calcium-silicofluorid zugunsten der von Kalium-silicofluorid genügend weit zurückgedrängt werden könnte, hat sich nicht erfüllt.

Natürlich sind ferner bei der Analyse die möglichen Verunreinigungen der Fluoride durch Alkalicarbonat, Bifluorid und Silicofluorid zu berücksichtigen. Reagiert eine Probe nach Zusatz von  $\text{CaCl}_2$  alkalisch, so kann außer Alkalicarbonat auch noch Kieseläsäure vorhanden sein, Silicofluoride dagegen nicht. Durch Titration in Gegenwart von Chlorcalcium gegen Phenolphthalein

erhält man den Gehalt an Alkalicarbonat. Ist Kieseläsäure zugegen, so ist bei einer zweiten Titration ohne Zusatz von Chlorcalcium und mit Methylrot als Indikator der Säureverbrauch größer. Aus der Differenz, die für die Bildung von Silicofluorid nach Gleichung (1) verbraucht worden ist, wird  $\text{SiO}_2$  berechnet, und zwar entspricht  $1 \text{ cm}^3 \text{ } \frac{1}{2}\text{-Säure} 0,0075 \text{ g SiO}_2$ . Reagiert dagegen das Fluorid sauer, so kann außer Bifluorid (wenn von der Gegenwart einer fremden Säure einmal abgesehen wird) noch Silicofluorid vorhanden sein, freie Kieseläsäure dagegen nicht. Man bestimmt in ein und derselben Probe unter Zusatz von Chlorcalcium zuerst gegen Methylrot den Gehalt an Bifluorid, dann gegen Phenolphthalein nach Gleichung (2) den Gehalt an Silicofluorid.

Wie aus dem weiter oben Gesagten schon hervorgeht, ist die Methode auch für die Bestimmung von Kieseläsäure anwendbar. Anstatt, wie beschrieben, für die acidimetrische Bestimmung von Fluoriden Kieseläsäure zuzusetzen, muß man nur für die acidimetrische Bestimmung der Kieseläsäure einen Zusatz von Alkalifluorid machen, dessen Gehalt an Kieseläsäure natürlich in Rechnung zu setzen ist. Bei der Analyse von Wasserglas z. B. kann man zu derselben Probe, in der man in bekannter Weise den Alkaligehalt bestimmt hat, Alkalifluorid zugeben und weiter mit Säure titrieren. Aus dem erneuten Verbrauch an Säure berechnet sich, wie oben angegeben, der Gehalt an  $\text{SiO}_2$ . Das Alkalifluorid muß in der oben beschriebenen Weise analysiert sein und in gewogener Menge zugegeben werden, damit die Verunreinigungen in Rechnung gesetzt werden können. Ob die Methode außer bei der Analyse von Wasserglas auch für andere Fälle der Kieseläsäurebestimmung anwendbar ist, kann nicht ohne weiteres gesagt werden. Es müßten zuvor die Fehlerquellen, die durch die Möglichkeit der Adsorption anderer Verbindungen als der Alkalien an der Kieseläsäure gegeben sind, erforscht werden.

[A. 123.]

## VERSAMMLUNGSBERICHTE

### 60. Jahresversammlung des Iron and Steel Institute.

London, 2. und 3. Mai 1929.

Vorsitzender: Prof. Henry Louis.

Prof. H. Louis: „Überblick über die Entwicklung der Eisenindustrie von frühesten Zeiten an.“

Die erste Verwendung des Eisens durch die Menschen ist niemals genau ermittelt worden, wahrscheinlich ist Eisen in nennenswerten Mengen zuerst im südlichen Gebiet des Kaukasus hergestellt worden, etwa 3000 v. Chr. Die Reduktion der Erze zu metallischem Eisen dürfte damals wohl den primitiven Metallurgen bekannt gewesen sein, aber von dieser einfachen Reduktion bis zu der Herstellung von Eisen in verwertbarer Form war ein weiter Weg. Eisenoxyd wird zu metallischem Eisen bei tiefen Temperaturen nicht über 500° reduziert, aber das so erhältene Eisen ist mehr oder weniger pulverig und für praktische Zwecke nicht verwendbar. Um Eisen als kohärente Masse, die einer weiteren Bearbeitung fähig ist, zu erhalten, braucht man beträchtlich höhere Temperaturen. Die ersten Nachrichten über die Erzeugung der notwendigen Wärme können wir ägyptischen Wandbildern entnehmen (etwa 2500 v. Chr.). Zu jener Zeit wurde Eisen als sehr wertvolle und seltene Substanz angesehen. An alten Stücken, die in Schweizer Seen und in Hallstatt in Österreich aufgefunden wurden, sieht man Bronzegegenstände mit Eiseneinlagen, die deutlich darauf hinweisen, daß das Eisen als das wertvollere Metall angesehen wurde. Das Alter der in Hallstatt aufgefundenen Gegenstände verlegt man in die Zeit von 1000 bis 875 v. Chr. Die ersten Nachrichten über

die Erzeugung eines scharfen Feuers durch mechanische Mittel führen in die Zeit von Thothmes III., etwa 1500 v. Chr., zurück. Jedenfalls müssen wir nach den Überlieferungen annehmen, daß selbst in den Zentren der höchsten Kultur jener Zeit die Eisenbearbeitung noch nicht den hohen Stand der Bronzebearbeitung erreicht hat. Andererseits steht fest, daß man in den Ländern am Mittelmeer, wo die Kenntnis der Metallbearbeitung älter und die Zivilisation weiter entwickelt war, imstande war, genügend hohe Temperaturen zu erzeugen, um Kohlenstoffe mit Eisen zu vereinigen; niedrigkohlter Stahl oder stahlartiges Eisen ist dort schon in sehr frühen Zeiten hergestellt worden, wie aus einzelnen Stellen der Odyssee hervorgeht. Die Verwendung großer Öfen und die Erzeugung hoher Wärme macht wohl die Herstellung eines Stahls möglich, und dies wäre sicherlich leichter erfolgt, wenn manganhaltige Erze an Stelle der gewöhnlichen Eisenerze verwendet worden wären. Horaz und Ovid erwähnen die hervorragenden Eigenschaften des Norischen Eisens (Steiermark und Kärnten). In England wurde in den südlichen Landesteilen Eisen sicherlich vor der Invasion Cäsars hergestellt. Die Funde der größten Menge römischen Eisens lagen bei Corbridge in Northumberland. Sie stammen wahrscheinlich aus der Zeit zwischen 350 und 380 v. Chr. Sicher ist die Art der Eisenerzeugung um diese Zeit herum überall die gleiche gewesen, wahrscheinlich direkte Reduktion durch Holzkohle in Öfen von wahrscheinlich nicht mehr als 3—4 Fuß Höhe, die durch Blasebälge angefeuert wurden. Die Temperatur war nur hoch genug, um weiches Eisen zu erzeugen oder in bestem Falle mit geeigneten Erzen ein stahlähnliches Eisen. Scheinbar hat diese Art der Eisenerzeugung in den nächsten 1000 Jahren sich unverändert erhalten. Die Entwicklung der Gußverfahren hat ihren Ursprung in Deutschland.

### 3. Ausschußbericht über die Heterogenität von Stahlblöcken.

Der vom Iron and Steel Institute eingesetzte Ausschuß zur Erforschung der Heterogenität in Stahlblöcken hat eine Reihe von Arbeiten durchgeführt. H. J. Andrew und D. Binnie, Glasgow, haben die Liquidus- und Solidus-Gebiete einiger Handelsstähle näher erforscht. Die Liquidus- und Solidus-Kurven der untersuchten Handelsstähle stimmen hinsichtlich Temperatur und Kohlenstoffgehalt mit dem Eisen-kohlenstoff-Diagramm überein, vorausgesetzt, daß der Mangan-gehalt unter 45% liegt. Nickelchrom- und Nickelschläle erstarrten bei tieferen Temperaturen als reine Kohlenstoffstähle. Die Schmelzpunkte liegen annähernd bei der gleichen Temperatur wie bei den einfachen Kohlenstoffstählen von gleichem Kohlenstoffgehalt. Nickelchromstähle mit Molybdän-gehalt unterscheiden sich von den molybdänfreien Nickelchromstählen dadurch, daß ihre Erstarrungspunkte durch kleine Mengen Molybdän nicht beeinflußt werden, ihre Schmelzpunkte aber durch Molybdän im Verhältnis der anwesenden Mengen beträchtlich erniedrigt werden. Nickel- und Nickel-chromstähle zeigen geringere Seigerung hinsichtlich des Kohlenstoffs. Nickelchromstähle mit Molybdän zeigen Seigerung von Molybdän-Carbid, da durch diese Verbindung das Liquidus-Solidus-Gebiet erweitert wird. Die Liquidus- und Solidus-Kurven der Kohlenstoffstähle entsprechen den von Carpenter und Keeling gefundenen. Die Untersuchungen über die Löslichkeit der Eisen- und Mangan-Sulfide im Stahl zeigten, daß Schwefel in einer Eisenschwefellegierung in Lösung gehalten werden kann durch rasches Abschrecken der Schmelze, und daß die Abscheidung von Eisensulfid beim Erhitzen der Legierung auf etwa 900° erfolgt. —

### 1. Bericht des Hochofenausschusses über Hochofenanlagen in der Praxis.

Die Entwicklung der Hochofenkonstruktionen in den letzten Jahren ging mehr zu einer Verbesserung von Einzelheiten als in der Richtung der Annahme neuer Verfahren. In den Vereinigten Staaten geht man zu immer größeren Öfen über und hat Fortschritte in der Wirtschaftlichkeit, im Brennstoffverbrauch und in der Senkung der Herstellungskosten erreicht. In Deutschland sucht man das gleiche Ziel zu erreichen durch Auswahl und Aufbereitung des Materials, durch Siebung oder Sinterung der Erze, des Kalkzuschlags und Kokses. Man ist so zu größeren Durchsätzen gekommen. Der Bericht beschäftigt sich mit den Verfahren der Gasreinigung durch Trockenfiltration, durch Waschen mit Wasser und durch elektrische Niederschlagung. Große Sorgfalt legt man jetzt auf die Meßverfahren. Vortr. verweist auf die Versuche in Deutschland, von einem Schaltraum aus entweder elektrisch oder hydraulisch alle Öfen zu regulieren.

G. R. Bolsover, Sheffield: „Sprödigkeit in weichem Stahl.“

Bei Gegenständen, die aus weichem Stahl guter Qualität hergestellt wurden, tritt immer dann Sprödigkeit auf, wenn die Gegenstände nach ihrer Formgebung auf eine kritische Temperatur erhitzt wurden, z. B. nach der Erhitzung von Preßstücken für die folgende Galvanisierung. Das Material als ganzes bleibt vollkommen dehnbar, aber jeder Versuch, gebogene Stellen wieder geradezuziehen, führt zum Bruch. Der Bruch ist dichtkörnig im Vergleich zu der normalen Faserstruktur des Bruches an anderen Stellen des gleichen Stahles, die nicht vor dem Erwärmen deformiert wurden. Weicher Stahl wird spröde, wenn er über gewisse Grenzen deformiert und auf annähernd 250° wieder erhitzt wird. Die undeformierten Teile des gleichen Stahles bleiben vollkommen dehnbar. Die Druckfestigkeitswerte an so kalt bearbeitetem und wieder erhitztem Stahl gehen von annähernd 90 Fuß je Pfund auf 10 zurück bei der Untersuchung bei Zimmertemperatur. Die Festigkeitswerte steigen mit steigender Untersuchungstemperatur. Weicher Stahl bleibt im gehärteten und getemperten Zustand dehnbar bei einer niederen Temperatur als der gleiche Stahl unter Normalbedingungen. Ursprünglich langsame Abkühlung verursacht die Sprödigkeit erst bei höherer Temperatur. Wird normaler Stahl nachher bearbeitet und wieder erhitzt, dann wird er bei einer höheren Temperatur spröde, als wenn er nur bearbeitet wurde, und zwar wieder bei einer höheren Temperatur, als die Sprödigkeit bei normalem

Material auftritt. Steigender Phosphorgehalt erhöht die Sprödigkeit unter den genannten Bedingungen, doch wurde dies nur bei Stählen beobachtet, die nach der Kaltbearbeitung wieder erhitzt wurden. Vortr. glaubt, daß die auftretende Sprödigkeit durch die starke Wirkung der Kaltbearbeitung erklärt werden kann. Die Zunahme der Härte durch Kaltbearbeitung kann man leicht erklären durch die allmäßliche Abnutzung der Flächen geringsten Gleitwiderstands, die zunehmende Zugspannungen für weitere Deformationen erfordern würde. Man nimmt jetzt an, daß eine Wiedererhitzungstemperatur von 250—300° genügt, um Rekristallisation längs der Flächen der größten Bewegung im deformierten Material herzuführen. Diese Rekristallisation längs dieser Flächen ohne Rekristallisation in der ganzen Masse führt zu inneren Spannungen im Stahl, und die beobachtete Sprödigkeit ist nach Ansicht des Vortr. auf diese inneren Spannungen zurückzuführen. —

R. H. Greaves, H. H. Abram und S. H. Rees, Woolwich: „Über die Erosion an Waffen.“

Infolge der starken Beanspruchung, denen die Seele, Kaliber, die Bohrungen der Feuerwaffen ausgesetzt sind, wird nach jedem Schuß etwas Metall von der Oberfläche entfernt. Die Bohrungen abgefeuerter Waffen zeigen eine harte martensitische Oberfläche infolge der Erwärmung der Oberflächenschicht und der darauf folgenden raschen Abkühlung durch Wärmeleitung. Sie zeigen weiter ein Netzwerk feiner Risse infolge der durch die abwechselnde Erwärmung und Abkühlung hervorgerufenen Spannungen. Diese Wirkungen scheinen jedoch nicht die maßgebenden Faktoren für die Erosion zu sein, diese ist vielmehr auf das Schmelzen und Wegwaschen einer dünnen Oberflächenschicht bei jedem Schuß durch den der Ladung folgenden hoherwärmten Gasstrom zurückzuführen. —

G. M. Hankins und G. W. Ford, Teddington: „Die mechanischen und metallurgischen Eigenschaften von Federstählen.“

In den gewöhnlichen käuflichen Federstahlblechen hat man gewöhnlich eine dünne Schicht entcarburierten Metalles an der Oberfläche, und diese Oberflächenschicht ist weicher als der Kern des Bleches. Der Ermüdungswiderstand des Federstahles schwankt mit seiner Härte, und die Ermüdungsgrenze der Oberflächenschicht ist kleiner als die des Innern der Platte. Die Biegemomente an Federstahlblechen bewirken große Spannung an der Oberfläche, und da diese Oberflächenschicht durch die decarbierte Haut Unregelmäßigkeiten zeigt, ist sie Ermüdungsrissen zugänglich bei Beanspruchungen; die unterhalb der Ermüdungsgrenze des Metalls liegen. Wenn an der Oberflächenhaut ein Riß auftritt, dann genügt die Zugbeanspruchung, um den Riß in das innere feste Material auszudehnen und so die Störungen herbeizuführen. Man muß daher die Entcarburierung auf ein Minimum beschränken. Polierung der Federstahlbleche nach der letzten Wärmebehandlung kann in manchen Fällen von Wert sein, auch Polieren der Bleche nach dem Walzen und vor der Wärmebehandlung dürfte von Vorteil sein. Dr. W. Rosenhain hebt die Bedeutung dieser Untersuchungen unter den jetzigen Verhältnissen bei der Herstellung von Federstahl hervor. Vortr. denkt insbesondere an die Federn für Motoren und Fahrzeuge verschiedenster Art. —

E. G. Herbert und P. Whitaker, Manchester: „Die Differentialmethode zur Messung der Dicke von gehärteten Schalen, ohne sie zu zerschneiden.“

Dartrey Lewis, Bridgeport: „Über die Umwandlung von Austenit in Martensit in einem Stahl mit 0,8% Kohlenstoff.“

Auf Grund seiner Untersuchungen kommt Vortr. zu dem Schluß, daß ein Stahl mit 0,8% Kohlenstoff in einem geschmolzenen Salzbad bei 232° ein verhältnismäßig stabiles Austenitgefüge zeigt, das beim Abkühlen in Martensit übergeht. Das Abkühlen kann langsam oder schnell erfolgen, ohne praktischen Einfluß auf die endgültige Härte, die etwa 650 Brinell-Härtegrade beträgt. Eine Härtung in zwei Stufen kann technisch Anwendung finden für die Härtung von Stählen mit bis zu 0,8% Kohlenstoff, weil diese Methode wissenschaftlich genau kontrolliert werden kann. Die Geschwindigkeit, mit der die Martensitumwandlung auftritt, kann sehr langsam gemacht werden, und in den Fällen, in denen der Stahl ohne Abkühlung

auf Zimmertemperatur genommen wird, kann die Menge des gebildeten Martensits genau bestimmt werden. Dieses Verfahren kann zur Vermeidung der Abschreckrisse und -sprünge beitragen. Die Tatsache, daß der Austenitzustand im Stahl bei 232° mindestens 5 Minuten lang stabil ist, eröffnet die Möglichkeit der Formverarbeitung bei dieser Temperatur. Die Teile könnten dann durch Abkühlen an der Luft gehärtet werden. Wenn der Austenit in einem Stahl mit 0,8% Kohlenstoff sich unterhalb 232° zersetzt, dann ist die Reaktion sehr schnell und das Produkt harter Martensit. Oberhalb dieser Temperatur, bis zu 316°, tritt die Umwandlung verhältnismäßig langsam auf, das Produkt hat martensitisches Aussehen, aber die Nadeln sind sehr groß und die Härte gering. —

E. H. Lewis, Wishaw: „Ergebnisse der sich über einen Zeitraum von 20 Minuten erstreckenden Beobachtungen an Hochöfen mit getrocknetem Wind.“

Die Verwendung von getrocknetem Wind, der mit Hilfe einer Silicagel-Entwässerungsanlage getrocknet war, führte vor allem zu Kohleersparnis. Je Tonne Eisen konnten 112 Pfund Kohle gespart werden. Der Siliciumgehalt des Eisens sank bei Verwendung des getrockneten Windes, und man konnte, wenn gute Kohle zur Verfügung stand, basisches Eisen herstellen mit weniger als 1% Silicium und weniger als 0,06% Schwefel. Der Kohleverbrauch je Tonne Eisen betrug 1622 Pfund. Die Nebenproduktengewinnung wurde verbessert, je Tonne Kohle stieg die Kreosotölausbeute um 0,718 Gallonen. Der Ammoniakverlust entsprach 1,13 Pfund Ammoniumsulfat je Tonne Kohle. Das Optimum der Trocknung lag bei 1 bis 1,5 g an Wasser je Kubikfuß Luft.

Im Anschluß an diese Angaben wünscht Prof. C. H. Desch einige Angaben über die Lebensdauer des Silicagels. Lewis erklärt, daß nach den Untersuchungen keine merklichen Änderungen des Gels nach 2 bis 3 monatiger Benutzung aufgetreten waren. Eine bestimmte Menge Teer geht sicherlich durch die Anlage, denn es sind beträchtliche Mengen Teer in den Gasen enthalten, und man kann sehr schwer die letzten Spuren beseitigen. Die auf dem Silicagel sich niederschlagenden Kohlenwasserstoffe bewirken eine geringe Verfärbung, können aber leicht durch Steigerung der Aktivierungs temperatur um 10 oder 15° entfernt werden. Nach dieser Behandlung war das Silicagel sogar noch wirksamer als vorher. —

A. L. Norbury, Birmingham: „Gefügediagramme für Gußeisen und abgeschreckte Stähle.“

Bei der Herstellung einer Reihe von Tiegelgüssen von grauem Eisen verschiedenen Kohlenstoff- und Siliciumgehalts aus Mischungen von schwedischem Weißeisen, Armco-Eisen, Ferrosilicium, Ferromangan und Ferrophosphor zeigte sich, daß die erhaltenen Eisen gleiche chemische Zusammensetzungen besaßen, die Gußstücke aber trotz gleicher Bedingungen im Gefüge sehr von einander abwichen, ebenso in ihren mechanischen Eigenschaften, in ihrem Gehalt an gebundenem Kohlenstoff und ihrer Neigung zum Erstarren. Es wurden die Gefügediagramme für eine Reihe von Verbindungen aufgenommen, so für Eisen-Kohlenstofflegierungen mit 0,2 und 4% Silicium. In diesen Diagrammen konnten für das Austenit-Graphit-Eutektikum und für das Austenit-Zementit-Eutektikum sowohl normale als unterkühlte Systeme festgestellt werden. Es wird angenommen, daß graues Eisen entsprechend dem normalen Graphit-Austenitsystem kristallisiert, wenn Graphitkeime in der Schmelze vorhanden sind. Diese Eisen enthalten dichte Graphitplättchen und neigen zu perlitischem Aussehen. Umgekehrt tritt, wenn Graphitkeime nicht vorhanden sind, Unterkühlung auf, und der Graphit wird in Form sehr kleiner Blättchen abgeschieden, die zu einer Vereinigung mit Ferrit neigen. Im Falle des weißen Eisens nimmt man an, daß die Graphitkerne die Ausscheidung geringer Mengen des Graphit-Eutektikums bedingen, welches wieder die Ausscheidung des weißen Eisen-Eutektikums bei möglichst höchster Temperatur und folgendes Zusammenwachsen (Koaleszenz) bedingt. In grauem Eisen hat man die Neigung des dichten Graphits zur Vereinigung mit Perlit und des feinen Graphits mit Ferrit erklärt unter Annahme, daß die den Graphitplättchen nächstliegende feste  $\gamma$ -Lösung Kohlenstoff in fester Lösung hält, entsprechend der geringeren festen Löslichkeit des Graphits, während die weiter von den Graphitplättchen entfernte  $\alpha$ -Lösung Kohlenstoff in fester Lösung hält,

entsprechend der höheren festen Löslichkeit von Zementit. Infolgedessen ist, je dichter und in geringeren Mengen die Graphitblättchen vorhanden sind, der Gehalt an Kohlenstoff in fester Lösung um so größer. Temperaturen und Zusammensetzungen in dem Diagramm mit 0,2 und 4% Silicium wurden bestimmt, und auch die Erniedrigung der Umwandlungspunkte in Stählen, infolge des Abschreckens, wurde in einem Gefügediagramm als Form der Unterkühlung dargelegt. —

Sir Charles Parsons und M. Duncan, Newcastle-upon-Tyne: „Ein neues Verfahren zur Herstellung von dichtem Stahl.“

Vortr. beschreiben ein neues Verfahren zur Vermeidung der Seigerungen und axialen Undichtheiten, das sich auf das Prinzip stützt, daß die Erstarrung von unten nach oben gehen soll und die Isothermen parallel dem Boden des Blocks laufen. Das Verfahren beruht in der Herstellung von Gußstahlblöcken in einer Form, deren Längsdimensionen größer sind als die Querdimensionen. Die Seitenwände der Form sind mit dickem, schwer schmelzendem Material bedeckt. Die Form wird auf hohe Temperaturen vorerhitzt, bevor der geschmolzene Stahl hineinfließt, die Oberfläche des geschmolzenen Metalls wird nach dem Gießen noch erwärmt, so daß die obere Schicht zuletzt erstarrt. In den ungeätzten Proben finden sich noch zahlreiche, meist sehr kleine Einschlüsse. Das neue Verfahren ist den alten Gußweisen mit Rücksicht auf die Seigerung vorzuziehen. Wichtig ist, daß man den Gußstahl zu annehmbaren Preisen herstellen kann. —

L. B. Pfeil, Swansea: „Die Oxydation von Eisen und Stahl bei hohen Temperaturen.“

Für die Erklärung des Mechanismus der Oxydation von Stahl und Eisen zieht Vortr. vier Hauptpunkte heran, 1. die Oberflächenschicht ist normalerweise dicht, fest und frei von Sprüngen und Rissen, trotz der Oxydation, die eine Ausdehnung bis zu 100% hervorruft. 2. Die Oberflächenschicht besteht aus drei voneinander deutlich unterscheidbaren Schichten, die in Aussehen, Struktur und Zusammensetzung verschieden sind. Mit sehr wenigen Ausnahmen sind die Nichteisen elemente, die vor der Oxydation im Eisen vorhanden waren, in der innersten dieser drei Schichten enthalten. 3. Fremde Stoffe, die in die Oberfläche des Eisens gebracht werden, werden durch diese Bildung der Oberflächenschicht nicht verdrängt, sondern bleiben unverändert erhalten und werden von dieser Schicht vollkommen eingehüllt. 4. Bei langsamer Oxydation tritt Bildung einer starken Kristallschicht auf mit glatten Kristallflächen. Die Oberfläche zeigt manchmal starke Er hebungen. Diese durch die Versuche gefundenen Tatsachen sind nicht vereinbar mit der allgemein angenommenen Ansicht, daß die Oberfläche der Außenhaut zu Beginn der Oxydation entsteht, und daß weitere Oxydation diese zunächst geformte Oberflächenschicht in das Innere verschiebt. Die äußere Schale des Häutchens wird zuletzt gebildet, die mittlere Schicht zuerst. Dies ist nur möglich, wenn eine flüchtige Eisenverbindung von kurzer Lebensdauer auftritt. Der einzige Mechanismus der Oxydation, der mit den beobachteten Tatsachen in Einklang gebracht werden kann, ist eine Diffusion unter Annahme, daß das Eisen nach außen, der Sauerstoff nach innen durch die Häutchenschicht diffundiert. Wichtig ist die Tatsache, daß die Oberflächenhaut normalerweise an Eisen ungesättigt ist, und daß metallisches Eisen sich mit dieser Oberflächenhaut verbinden wird, wenn die beiden beim Erhitzen miteinander in Berührung kommen.

G. W. Usherwood weist darauf hin, daß hinsichtlich der Reduktion von Ferrooxyd durch Kohlenmonoxyd bemerkenswerte Ergebnisse erhalten wurden. Bei der Röntgenanalyse wurde festgestellt, daß Magnetit nur 5% Ferrooxyd auflösen kann, während Ferrooxyd 39% Magnetit zu lösen vermag. Prof. Desch meint, die vorgebrachten Tatsachen werfen ein ganz neues Licht auf die Oxydationsvorgänge bei hohen Temperaturen, möglicherweise stehen sie auch in Zusammenhang mit der Oxydation bei tiefen Temperaturen. —

I. M. Robertson, London: „Über die Mikrostruktur von rasch abgekühlten Stählen.“

Vortr. untersucht die Struktur von kleinen Stahlstücken, die im geschmolzenen Zustand abgekühlt wurden bei Temperaturen zwischen 600 und 220°. Er untersucht insbesondere die Strukturen, die man erhält, wenn Austenit bei allmählich

sinkenden Temperaturen sich zersetzt. Die endgültige Zusammensetzung des Zersetzungspunkts von Austenit scheint in großem Maße zu schwanken mit der Erniedrigung der Temperatur. Wenn die Umwandlungen bei normaler Temperatur vor sich gehen, dann besteht das Produkt in der Hauptsache aus  $\alpha$ -Eisen und Zementit. Wird die Umwandlungstemperatur erniedrigt, dann wird mehr Kohlenstoff im  $\alpha$ -Eisen in Lösung gehalten und scheidet sich in geringerem Maße als Zementit ab. Die kristallographische Form des Zersetzungspunktes des Austenits hängt davon ab, ob die Zersetzung durch allotrope Umwandlung oder durch Zementitbildung eingeleitet wird. Die Umwandlung beim ersten Haltepunkt wird durch Zementit eingeleitet, die Umwandlungen beim zweiten Haltepunkt durch allotrope Umwandlungen. Die Beziehungen zwischen den Haltepunkten werden dadurch bestimmt, daß allotrope Umwandlung und Zementitbildung durch Änderung der Abkühlungsgeschwindigkeit in verschiedener Weise beeinflußt werden. Die Zementitbildung wird durch zunehmende Steigerung der Abkühlungsgeschwindigkeit etwas verlangsamt, darin unterbrochen und unterdrückt. Die allotrope Änderung wird mit zunehmender Abkühlungsgeschwindigkeit allmählich erniedrigt. In Stählen mit niedrigem Kohlenstoffgehalt geht die Struktur direkt aus Perlit und Ferrit in feste Lösungen über. Durch Zunahme der Abkühlungsgeschwindigkeit werden zwei Strukturserien erhalten. Innerhalb jeder sind die Änderungen in der Struktur allmählich; alle beim zweiten Haltepunkt erhaltenen Strukturen können getempert werden, und die getemperte Struktur steht zu der ursprünglichen Struktur, zu der Zeit und Temperatur des Temperns in enger Beziehung. Hinsichtlich der kristallographischen Form besteht keine Beziehung zwischen dem Abkühlen bei verschiedener Geschwindigkeit und dem Tempern bei verschiedenen Temperaturen. Man kann aber auf einem dieser beiden Wege zu dem gleichen Endgefüge kommen. Wird die feste  $\alpha$ -Lösung, die durch sehr rasches Abkühlen erhalten wird, wieder erhitzt, dann scheidet sich allmählich aus der Lösung Kohlenstoff ab und bildet Zementit. Durch Erwärmen auf verschiedene Temperaturen kann man alle Gefüge zwischen fester Lösung und Ferrit-Zementit-Aggregat erhalten. So kann die durch Tempern oberhalb 800° erhaltene Kornstruktur die gleiche Konstitution besitzen wie das färbige Gefüge, aber die kristallographische Form und die allgemeinen Eigenschaften dieser beiden Gefüge sind vollkommen voneinander verschieden. —

T. E. Rooney und G. Barr, Teddington: „Ein Verfahren zur Bestimmung des Wasserstoffs im Stahl.“

Die Untersuchungen wollen feststellen, ob ein Stahl, in Berührung mit Wasserstoff unter Druck bei erhöhter Temperatur längere Zeit gelassen, merkliche Mengen Wasserstoff enthält. In einer besonders ausgebildeten Apparatur konnte in weichen Stählen Wasserstoff mit einem Katharometer leicht und rasch ermittelt werden. Die Methode ist sehr empfindlich und gestattet noch den Nachweis von 0,5 Milliliter Wasserstoff. Bei Temperaturen von etwa 800° wird der Wasserstoff durch einstündiges Erhitzen in Freiheit gesetzt. Höhere Temperaturen, bis zu 900°, ergaben keine größeren Wasserstoffmengen, verursachten aber in geringen Mengen eine Zersetzung der vorhandenen Kohlenwasserstoffgase. —

W. E. Simons, Cardiff: „Die A. I. B.-Sinteranlagen in den Cardiff-Werken der Firma Guest Keen & Nettlefolds, Ltd.“

Die schlechten Wirkungen feinkörnigen Materials im Hochofen sind allgemein bekannt. Die Aufarbeitung des Materials vor dem Einbringen in den Hochofen ist das Merkmal der modernen amerikanischen und europäischen Verfahren. Willcox hat festgestellt, daß durch Brechen und Sieben des Erzes, Kokes und Kalkzuschlags man die Ausbeute der Öfen um 12% steigern kann. In vielen europäischen Anlagen bringt man in den Hochofen kein Material, das kleiner als ein Kubikzoll ist. Eine gute Sintermasse soll porös und frei von feinen Bestandteilen sein. In den Cardiff-Werken der Firma Guest Keen & Nettlefolds Ltd. wurde durch Einführung der Absiebung der feinen Erze und Sinterung eine erhöhte Wirtschaftlichkeit erzielt. Der Koksverbrauch konnte um einen Zentner verringert werden, die Sintermenge schwankt zwischen 16—25% der Erzcharge. Die in den Mischer gebrachten Materialien sind in der Regel trocken; sie werden im Mischer mit

einem feinen Wasserstrahl angefeuchtet, die Mischmasse soll etwa 15% Wasser enthalten. Die Materialien müssen frei von Kalk sein. Bei der Sinterung von Eisenerzen und Flugasche ist ein Kohlenstoffgehalt von etwa 7% erforderlich. —

H. Sutton, Farnborough: „Der Einfluß des Beizens auf die Eigenschaften des Stahles.“

Im allgemeinen wird Stahl durch Beizen nach gewöhnlicher Art in Schwefelsäure oder anderen Säurelösungen spröde. Der Grad der Sprödigkeit hängt von der Zusammensetzung und den Zustandsbedingungen des Stahls wie auch des Beizmittels ab. Die durch Beizen hervorgerufene Sprödigkeit des Stahls ist in der Regel am größten, wenn der Stahl in seinem härtesten Zustand ist, sie ist am geringsten, wenn der Stahl in seinem weichsten Zustand ist. 70 Minuten langes Eintauchen in kochendes Wasser beseitigt die durch das Beizen hervorgerufene Sprödigkeit und führt praktisch fast vollkommen zum ursprünglichen Zustand. Das gleiche Ergebnis wird erzielt, wenn man den gebeizten Stahl mehrere Tage bei Zimmertemperatur stehen läßt. Das Sprödwerden durch Beizen des Stahls kann mit einer Abnahme der Zugfestigkeit verbunden sein. Diese Festigkeitsabnahme wurde nur bei Stählen beobachtet, die imstande sind, durch Wärmebehandlung verhältnismäßig hart zu werden, und zwar wurde diese Erscheinung bei diesen Stählen nur beobachtet nach dem Härteln und Temperiern bei niedrigen oder mäßigen Temperaturen. Werden Stähle mit mittlerem oder hohem Kohlenstoffgehalt, die in einem bestimmten Temperaturgebiet gehärtet und getempert wurden, in diesem Zustand einer Deformation unterworfen, so neigen sie dazu, an den deformierten Stellen Sprünge zu zeigen. Es konnte gezeigt werden, daß diese Sprünge während des Beizens auftreten. Diese Beizsprünge wurden bei weichem Stahl oder den untersuchten Stahllegierungen nie beobachtet. Zusatz organischer Stoffe und Kolloide zum Beizbad vermindern die Sprödigkeit des Stahls nicht, Pyridin und Chinolin verringern die Sprödigkeit nach dem Beizen. Elektrolytische Beize in neutralen oder alkalischen Lösungsmitteln kann unter bestimmten Bedingungen ohne merkliche Sprödigkeit des Stahles durchgeführt werden. Anodisches Beizen ist weniger schädlich als kathodisches. Die Untersuchungen zeigen den schädlichen Einfluß des Wasserstoffes, der sich während des Beizvorganges an der Oberfläche des Stahles bildet.

Dr. Pfeil hebt als besonders interessant die Beobachtung über den Einfluß der Deformation auf die Beizsprödigkeit hervor. Möglicherweise kann das Eindringen von Wasserstoff in das Metall die Erscheinung klären. Dr. Hatfield meint, daß die Erscheinungen nicht so sehr als Spannungsrisse anzusehen sind, sondern auf verschiedene Löslichkeit zurückgeführt werden können. Sutton erklärt, daß die Versuche an geglühten Stahlblechen zeigten, daß bei Anwendung gewöhnlicher Säuren, wie z. B. 10%iger Schwefelsäure, als Beizmittel die Sprödigkeit nur in geringem Maß auftrat. In normalem Stahl war der Einfluß des Beizens auf die Sprödigkeit nur sehr gering, während gehärteter Kohlenstoffstahl während des Beizens sehr leicht Risse erhielt. —

## RUNDSCHEU

**Institut für physiko-chemische Medizin.** Ein Institut für physiko-chemische Medizin ist an der Universität Kiel eingeschrieben worden. Das Institut verdankt seine Schaffung vornehmlich Prof. Dr. Schade. Es hat sich u. a. die Begründung einer Molekular-Pathologie zum Ziel gesetzt. (Deutsche Allgemeine Zeitung, No. 363, vom 7. August.) (38)

**Ein Pflanzenschutzgesetz in Österreich** wurde im Bundesgesetzblatt vom 12. Juli 1929, unter Nr. 252, veröffentlicht. Es enthält u. a. grundsätzliche Bestimmungen bezüglich des Schutzes von Kulturpflanzen vor Krankheiten und Schädlingen. (38)

**Ergosterin in Mumien.** Im Gehirn einer ägyptischen Mumie koptischen Ursprungs, die aus Gräbern aus Antinoe, Oberägypten, stammt (etwa um 500 n. Chr.), ist von H. King, O. Rosenheim und T. A. Webster, die am National Institute for Medical Research in London arbeiten, Ergosterin, die Muttersubstanz des Vitamins D, festgestellt worden. Ergosterin hält sich nach diesen Forschern bemerkenswert gut in