

Wolle bei der Verarbeitung, Anwendung der Wolle als elektrischer Isolator u. a. —

Dr. W. S. Denham und E. Dickinson: „*Die Quellung von Seide.*“

Die Quellung von entbasteter Seide in Pufferlösungen vom pH 1—9 zeigt Minima bei pH 1,4, 2,8, 3,8 (geringste Quellung) und 4,7. Ferner wurde die Quellung in Abhängigkeit von der relativen Feuchtigkeit der Atmosphäre bestimmt. —

Dr. W. S. Denham und Dr. T. Lonsdale: „*Die Festigkeitseigenschaften von Seidenfäden*“ (vorgetr. von Lonsdale).

Aufnahme der Belastungsdehnungskurven von Seidenfäden. Berechnung des Youngschen Moduls. Untersuchung des Einflusses der relativen Feuchtigkeit und der Belastungsgeschwindigkeit. Verhalten bei der cyclischen Belastung und Entlastung. Untersuchung der bleibenden Dehnung. —

Dr. W. S. Denham und A. L. Allen: „*Die hygroskopischen Eigenschaften von Seide.*“

Der Wassergehalt von Maulbeerseide verschiedenen Ursprungs ist bei gegebener relativer Feuchtigkeit nicht merklich verschieden, aber geringer als derjenige von Tussahseide. Bei der Desorption ist für gleiche relative Feuchtigkeit der Wassergehalt stets größer als bei der Wasseraufnahme. —

### 3. Sitzungstag.

S. M. Neale, Manchester: „*Die Veränderung nativer Baumwollcellulose durch Quellung und Abbau.*“

Die beiden Richtungen, in denen die Eigenschaften gereiniger Baumwolle verändert werden können: 1. Quellung, 2. Abbau, werden besprochen. Die durch Quellungsmittel bewirkte „Aktivierung“ ist je nach der Reaktion, durch die die Aktivität gemessen wird, verschieden groß. Die Veränderung durch Säuren scheint unabhängig von den Behandlungsbedingungen einen bestimmten Verlauf zu nehmen; die Oxydation ist ein sehr komplizierter Vorgang. Der Unterschied zwischen den durch Quellung und Abbau bewirkten Veränderungen wird am besten durch die Annahme verständlich, daß die native Baumwolle aus mehr oder minder kontinuierlichen Längen durch Hauptvalenzen verbundener Einheiten und nicht aus diskreten „ziegelartigen“ Einheiten oder Micellen aufgebaut ist. Im aktivierte Material sind die OH-Gruppen leichter in transversaler Richtung zugänglich oder weniger gegenseitig kondensiert, im abgebauten Material sind glucosidische O-Bindungen in axialer Richtung gelöst. —

Dr. S. G. Barker, Leeds: „*Die physikalische Bedeutung von Kräuselung oder Welligkeit in Wolle.*“

Die Kräuselbildung ist eine periodische Funktion der Zeit, unabhängig von der in dieser Zeit erzeugten Faserlänge. Die mathematische Wiedergabe der Faserformen und die möglichen physikalischen oder chemischen Ursachen der Kräuselung werden behandelt. —

Prof. O. Roehrich, Paris: „*Beitrag zur Untersuchung der Baumwollreifung.*“

Vortr. bestimmt einerseits den Faserdurchmesser durch Mercerisation und rechnet die Werte auf die bandförmige Faser um<sup>14)</sup>; andererseits wird das Gewicht P von 10 m Faser ermittelt und daraus durch Division mit der Dichte (1,5) die Oberfläche S der Cellulosewand ermittelt und aus dem Durchmesser des Bandes die Fläche S' des Kreises, der seinen Durchmesser umschließt, abgeleitet. Das Verhältnis (S. 100)/S', der sogen. „Reifekeffizient“, wird als wohldefinierter Index des Reifungsgrades vorgeschlagen. Mikrographische und dynamometrische Untersuchung der Verteilungsart der unreifen Fasern. — Krais beschreibt die Nachahmung der Struktur des Baumwollhaars durch getrocknete, gehärtete Gelatineschläuche. —

C. R. Nodder, Lambeg: „*Einige Gesichtspunkte des chemischen Abbaus von Leinencellulose.*“

Die bei der Bestimmung der „Löslichkeitszahl“<sup>15)</sup> gelöste Cellulose stammt aus allen Schichten der Zellwand und besteht nicht nur aus stärker abgebautem Material der äußeren Schichten. Die Löslichkeitszahl hängt von der Menge der Celluloseteilchen ab, die klein genug sind, um unter den Be-

dingungen der Methode durch die Faserwand herauszutreten. Für die Beziehung zwischen Löslichkeitszahl und Viscosität bei 1. durch Hypochloritoxydation, 2. durch Säure abgebauter Leinencellulose werden Gleichungen angegeben. Die beobachteten Beziehungen zwischen Viscosität, Löslichkeitszahl, Kupferzahl und Festigkeit lassen sich erklären, wenn der Angriff auf bestimmte Stellen der Kettenmoleküle lokalisiert ist, die im allgemeinen nicht in Ebenen senkrecht zu den Fibrillen angeordnet sind, und einige weitere Annahmen über die Verteilung der modifizierten Bereiche, die Größe der bei der Bestimmung der Löslichkeitszahl gelösten Fragmente u. a. gemacht werden. —

Prof. E. Elöd, Karlsruhe: „*Über die Theorie des Färbe-processes. Der Einfluß von Säurefarbstoffen auf tierische Fasern.*“

Die Untersuchungen des Vortr. über die Farbstoffaufnahme aus sauren Bädern durch Wolle in Abhängigkeit von verschiedenen Faktoren lassen sich auf der Grundlage von Membrangleichgewichten<sup>16)</sup> deuten. Die Theorie von Bancroft vermag das Auftreten eines Maximums der Farbstoffaufnahme (und der Verbindungsgeschwindigkeit) in Abhängigkeit vom pH nicht zu erklären. —

Prof. P. Krais, Dresden: „*Einige Schwierigkeiten bei der Mercerisation von Baumwollgarn.*“

Folgende Möglichkeiten für die Ursachen ungleichmäßiger Färbungen bei mercerisiertem Baumwollgarn im rohen Zustande werden erörtert: Verschiedenheit der Trocknungsbedingungen; Spuren von Mineralsäuren; Veränderungen durch Licht und Luft. Abhilfe kann durch gutes Abkochen der Baumwolle geschaffen werden. —

Dr. J. B. Speakman, Leeds: „*Die Emulgierung von gemischten Flüssigkeiten von hohem Molekulargewicht.*“

Die Schwierigkeit der Entfernung von Mineralöl aus Wolle beim Bäuchprozeß beruht 1. auf Adhäsionserscheinungen, 2. auf der hohen Grenzflächenspannung. Bei steigendem Zusatz von Oleylalkohol nimmt zunächst die Entfernbarekeit des Mineralöls entsprechend dem scharfen Abfall der Grenzflächenspannung stark zu, bei steigendem Gehalt an Oleylalkohol wird jedoch die Emulgierbarkeit infolge der durch den polaren Charakter des Oleylalkohols bewirkten Zunahme der Adhäsion zwischen Öl und Wolle schlechter. Reiner Oleylalkohol ist infolge Bildung einer Wasser-in-Öl-Emulsion aus Wolle leichter entfernbare als die 85% Oleylalkohol enthaltende Mischung mit Mineralöl. Außerdem von der Grenzflächenspannung und der Bildung eines stabilen adsorbierten Filmes an den Grenzflächen hängt die Emulgierbarkeit bei Ölen und verwandten Verbindungen mit hohem Molekulargewicht vom cytobaktischen Zustand der zu dispergierenden Flüssigkeit ab. —

### Iron and Steel Institute und Institute of Metals. Gemeinsame Herbsttagung, London, 12. bis 15. September 1932.

A. B. Winterbottom und J. P. Reed, Birmingham: „*Über Entzunderung durch Beizen.*“

Vor der Kaltbearbeitung von Eisenbarren wird der beim Walzen oder Anlassen entstandene Zunder durch Beizen mit Säuren von der Oberfläche entfernt. Unterhalb 575° entstandener Zunder besteht aus  $\text{Fe}_2\text{O}_4$  und  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ , während oberhalb 575° entstandener Zunder außerdem noch wesentliche Mengen  $\text{FeO}$  enthält, das besonders die dem Eisen unmittelbar anliegende Zunderschicht bildet. Mit steigender Temperatur steigt der  $\text{FeO}$ -Gehalt des Zunders.  $\text{FeO}$ -reicher Zunder lässt sich leichter abbeizen als  $\text{FeO}$ -freier, weil  $\text{FeO}$  in Säuren leicht löslich ist und dadurch auch der mechanische Zusammenhang zwischen Zunder und Eisen gelockert wird. Für Salzsäure und Schwefelsäure werden die Beizezeiten bei verschiedenen Konzentrationen und Temperaturen bestimmt. Die Reaktionsgeschwindigkeit lässt sich nach der Diffusionstheorie von Noyes und Whitney quantitativ erklären. 10° Temperaturerhöhung erhöht die Reaktionsgeschwindigkeit auf das 1,3- bis 2,1fache. Es werden Arbeitsvorschriften für das Beizen mit Salzsäure und mit Schwefelsäure und einfache Verfahren zur Bestimmung der Erschöpfung der Säuren angegeben. Zum

<sup>14)</sup> Vgl. Calvert u. Summers, Journ. Textile Inst. 16, T. 233 [1925].

<sup>15)</sup> Vgl. Nodder, ebenda 22, T. 416, 464 [1931].

<sup>16)</sup> Vgl. Elöd u. Silva, Ztschr. physikal. Chem. 137, A. 157 [1928].

Schlüß empfiehlt T. W. Lewis für die Herstellung von Schliffen Einbetten des Zunders in Bakelit. —

S. C. Britton, T. P. Hoar und U. R. Evans, University Chemical Laboratory, Cambridge: „Die Wirkung von Schwefelwasserstoff auf die Korrosion von Eisen in Salzlösungen.“

$H_2S$  kann nach Morris und Bryan schon in sehr geringen Mengen die Korrosion von Eisen stark beschleunigen. In der vorliegenden Arbeit wird die Wirkung von Sulfiden auf die Korrosion von Eisen in KCl-Lösungen untersucht. Bei nur teilweise in KCl-Lösungen eingetauchten Plättchen bleibt unter Einhaltung bestimmter Vorsichtsmaßnahmen ein großer Teil der Eisenfläche (besonders kurz unterhalb der „Wasserlinie“) monatelang unangegriffen. Gegenwart geringer Mengen  $Na_2S$  in KCl-Lösungen bewirkt, daß der Angriff sich rasch auf den größten Teil der Eisenoberfläche ausdehnt. Dadurch wird der Gesamtangriff auf das Eisen in der gewählten Versuchszeit (48 h) größer, wegen der größeren Fläche bleibt die Intensität des Angriffs aber etwa ebenso stark wie in den  $Na_2S$ -freien Lösungen. Bei höherem  $Na_2S$ -Gehalt wird der Angriff auf das Eisen wieder geringer, da dann die hydrolytisch entstehende Alkalität beträchtlich wird.

Durch Potential- und Stromstärkemessungen wird festgestellt, daß die Verstärkung der Korrosion auf Beschleunigung der anodischen Reaktion zurückzuführen ist. Bei Gegenwart von  $Na_2S$  sinkt nämlich an der Anode das anfangs ziemlich edle Eisenpotential rasch auf unedle Werte; infolge Polarisation sinkt zwar auch das kathodische Potential verhältnismäßig rasch, die Potentialdifferenz bleibt aber doch immer erheblich größer als in sulfidfreier KCl-Lösung nach gleicher Zeit. Infolgedessen ist die Stromstärke und damit die Korrosionsgeschwindigkeit des Eisens in  $Na_2S$ -haltigen KCl-Lösungen größer als in reinen KCl-Lösungen. —

T. P. Hoar und U. R. Evans, University Chemical Laboratory, Cambridge: „Zeit/Potential-Kurven bei Eisen und Stahl und ihre Bedeutung.“

Der Widerstand von Eisen und Stahl gegen Korrosion hängt weitgehend von der Bildung einer schützenden Oxydhaut ab. Eine wenig haltbare Oxydhaut bildet sich schon beim Liegen des Eisens an der Luft. Bei Einwirkung von Elektrolytlösungen auf das Eisen wird die Oxydhaut zerstört oder verstärkt. An der Veränderung des Eisen-Potentials mit der Zeit kann man diese Vorgänge verfolgen. Wird das Potential edler, so verstärkt sich die Haut oder „heilt“ an Stellen, an denen sie schadhaft war, während Verunedlung des Potentials „Niederbruch“ der Oxydhaut anzeigt. Versuche hierüber wurden mit verschiedenen Elektrolytlösungen an Elektrolyteisen, Weich-eisen und Stahl angestellt. Hierbei wurde ein mit der Elektrolytlösung getränkter Docht aus Filterpapier mit einem Ende sanft an das Eisen gedrückt und das entstehende Potential gegen eine  $\text{n}/_{10}$  Kalomelelektrode gemessen. Aus 350 Potential/Zeit-Kurven ergab sich: 0,1 molarer KCl-Lösung und 0,1 molarer  $K_2SO_4$ -Lösung bewirkten Verunedlung des Potentials und somit Niederbruch der Oxydhaut. In 0,1 molarer  $Na_2HPO_4$ -Lösung und in (0,1 molarer  $K_2SO_4$  + 0,1 molarer  $K_2CrO_4$ )-Lösung veredelte sich das Potential, d. h. die Schutzhaut verstärkte sich. Bei verschiedener Vorbehandlung der Eisenoberfläche (Walzen, Schmiegeln, Polieren, Kratzen, Vorbehandlung mit  $K_2CrO_4$ -Lösung) traten grundsätzlich die gleichen Erscheinungen auf. Gehalt des Eisens an Kohlenstoff und Ungleichmäßigkeit der Eisenoberfläche begünstigten die Geschwindigkeit der Verunedlung. Austenitische Chrom-Nickel-Stähle zeigen ein etwas verwickelteres Verhalten. —

E. J. Daniels, British Non-Ferrous Metals Research Association, London: „Einige Reaktionen bei der Herstellung metallischer Überzüge nach Heißtauchverfahren.“

Bei Feuerverzinken bildet sich auf der Eisenoberfläche eine festhaftende Eisen-Zink-Legierung (im wesentlichen  $FeZn_7$ ), die gegen geschmolzenes Zink beständig ist. Die unmittelbare Reaktion zwischen den beiden Metallen kann nicht die Ursache für die Entstehung von „Hartzink“, des Bodensatzes im flüssigen Zink, sein. Wie durch Versuche gezeigt wird, ist die Hartzinkbildung auf Reaktionen des flüssigen Zinks mit Eisensalzen zurückzuführen, die sich durch Einwirkung der Flußmittel auf das Eisen bilden und aus den Flußmitteln in das Zink gelangen. Die Zinkschicht haftet auf

dem Eisen nur dann, wenn dieses vorher mit Flußmitteln behandelt ist, weil sich dabei auf dem Eisen festhaftendes Eisen-salz bildet, das durch das flüssige Zink zersetzt wird. Hierauf kann das Zink mit der nunmehr reinen Eisenoberfläche reagieren. Beim Eintauchen von abgeschmiedetem Eisen in flüssiges Zink wird hingegen kein festhaftender Zinküberzug erhalten, da das Zink nicht imstande ist, die Oxydhaut zu zerstören, die sich nach dem Schmiegeln auf dem Eisen durch bloßes Verweilen an der Luft bildet. Allgemein wird an 34 Beispielen gezeigt, daß immer nur dann eine festhaftende Metallschicht entsteht, wenn das flüssige Metall mit den Salzen reagieren kann, die sich beim Behandeln des zu überziehenden Metalls mit dem Flußmittel bilden, was z. B. bei Verwendung von  $KHSO_4$  als Flußmittel beim Verzinken nicht der Fall ist.

Beim Vercadmieren und Verbleien von Eisen nach Heißtauchverfahren können ähnliche Vorgänge wie beim Verzinken auftreten. Die hierbei entstehenden Legierungen sind  $FeCd_3$  und  $FePb_2$ , die leichter als flüssiges Cd bzw. Pb sind und daher an die Oberfläche steigen.

Bei Einwirkung von geschmolzenem Zink auf Aluminiumbronzen (8% Al) treten unabhängig vom Flußmittel besondere Erscheinungen auf. —

H. W. Brownsdon, I. C. I. Metals, Ltd., Birmingham, und L. C. Bannister, I. C. I. Metals, Ltd., London: „Ein neues Gerät zur Untersuchung der Unterwasserkorrosion durch bewegte Luftblasen (Impingement-Corrosion).“

Das Gerät von R. May hat gewisse Nachteile. Es wird daher ein neues Gerät hergestellt, bei dem Luft durch eine Röhre mit feiner Spitze auf eine Metallplatte geblasen wird, die schräg unter der Lösung ruht. Das Gerät wird ausführlich beschrieben. Untersucht werden Meerwasser und folgende Legierungen: 70 : 30 Kupfer/Nickel, „Admiralitätslegierung“ (zinnhaltiges Messing), 70 : 30 Messing und Aluminium-Messing. Die Angriffe waren verschiedenartig. Bei Kupfer/Nickel bildete sich eine flache Mulde, bei Aluminium-Messing entstanden unregelmäßige tiefe Einfressungen. Admiralitätslegierung und Messing korrodierten in Übergangsformen. Die Form der Korrosion hängt wahrscheinlich von der Bildung schützender Oxydüberzüge und deren Zerstörung ab. —

W. H. J. Vernon, Chemical Research Laboratory, Department of Scientific and Industrial Research, Teddington: „Die atmosphärische Korrosion von Kupfer. Teil III. Künstliche Herstellung von grüner Patina.“

Der Hauptbestandteil der grünen Patina ist das basische Kupfersulfat  $CuSO_4 \cdot 3Cu(OH)_2$ . An Meeresküsten enthält die Patina beträchtliche Mengen basisches Kupferchlorid. Die natürliche Patina bildet eine wirksame Schutzschicht auf dem Kupfer. In der Stadt bildet sie sich im Laufe von zehn bis zwanzig Jahren, in Gegenden, die fern von Städten und vom Meere sind, bildet sich keine Patina auf dem Kupfer. Bei Versuchen zur künstlichen Herstellung von Patina hatte Behandlung des Kupfers mit 10%iger Ammonsulfatlösung Erfolg. Die entstandene Patina war zunächst auch witterungsbeständig, blätterte bei starkem Frost aber ab. Eine in jeder Beziehung befriedigende Patina bildet sich bei anodischer Behandlung (Stromdichte 4 Amp./dm<sup>2</sup>) von As-haltigem Kupfer in einer Lösung von 10%  $MgSO_4$ , 2%  $Mg(OH)_2$ , 2%  $KBrO_3$  in Wasser bei 95° nach 15 Minuten. Diese Patina hat etwa die Zusammensetzung  $CuSO_4 \cdot Cu(OH)_2$ . Bei Lagern an der Luft wird die Patina immer  $Cu(OH)_2$ -reicher. Sie ist sehr witterungsbeständig. Bei Besprühen mit NaCl-Lösung wird sie im Laufe der Monate dunkler. —

K. L. Meißner, Dürener Metallwerke A.-G., Düren: „Korrosionsversuche von zwei Jahren Dauer mit Duralplat in der Nordsee.“

Duralplat ist Duraluminium, das mit einer Mg- und Mn-haltigen Aluminiumlegierung überzogen ist. Gegenüber dem in Amerika hergestellten Alclad, das mit Al überzogenes Material ist, hat Duralplat den Vorzug einer festeren Oberfläche und einer einfacheren Wärmebehandlung. Die Korrosionsversuche wurden mit Platten, genieteten Platten und Profilen ausgeführt. Bei einer Versuchsreihe befanden sich die Platten je nach Ebbe oder Flut im Wasser oder an der Luft, in einer zweiten Versuchsreihe waren die Platten dauernd unter Wasser. Bei den meisten Versuchen wurde fast nur die Belagschicht angegriffen, die sich augenscheinlich elektrisch unedler

verhält. Interkristalline Korrosion wurde nicht beobachtet. Die Zugfestigkeit und die Dehnung der Platten hatten sich daher durch die Korrosion kaum verringert. Zwischen den beiden Versuchsreihen traten keine wesentlichen Unterschiede auf. Bei den genieteten Platten korrodierte die Belagschicht besonders stark unter den Nietköpfen, ohne daß diese jedoch dadurch locker geworden waren. —

H. J. Gough: „Korrosionsermüdung der Metalle.“ (Einleitender Hauptvortrag der Herbstversammlung des Inst. Met., London.)

Unter der Korrosionsermüdung ist das Verhalten der Werkstoffe bei Wechselbeanspruchung in oxydierenden Medien zu verstehen. Die Korrosionsermüdung unter Einwirkung von Wasserdampf ist bis zu einem gewissen Grade geklärt, ebenso die allgemeine Wirkung von Agenzien, die die Korrosion fördern oder verzögern. Im Augenblick ist die Frage, inwiefern die bisherigen Ergebnisse von Ermüdungsversuchen in freier Atmosphäre mit Rücksicht auf die Wirkung des Sauerstoffs brauchbare Bezugswerte darstellen, von großer Bedeutung. Wichtige Erkenntnisse sind von weiteren mikroskopischen Untersuchungen zu erwarten. Besondere Aufmerksamkeit muß dem mechanischen Verhalten von Schutzschichten bei der Wechselbeanspruchung geschenkt werden. —

N. P. Allen, Universität Birmingham: „Der Einfluß des Drucks auf das Freiwerden von Gasen aus Metallen (mit besonderer Berücksichtigung von Silber und Sauerstoff).“

Die Bedingungen für das Entstehen von Gasporen beim Erstarren von Metallen sind im allgemeinen noch ungeklärt, da man die Partialdrücke der Gase in der Gießatmosphäre nicht kennt. In Erstarrungsversuchen unter definierten Druckverhältnissen wurde zunächst das Temperatur-Druck-Konzentrationsdiagramm der Silberseite des Systems Ag—O<sub>2</sub> aufgestellt, die Erstarrungsvorgänge der Legierungen näher studiert und dabei das Freiwerden des Sauerstoffs unter Druck verfolgt. Mit abnehmender Temperatur nimmt die Löslichkeit des Sauerstoffs in der Silberschmelze bei Atmosphärendruck etwas zu, und zwar bis auf etwa 2000 Vol.-%. Während der Erstarrung nimmt der innere Gasdruck erst langsam, dann schneller (bis auf mehrere 100 at) zu. Im Augenblick des Gleichgewichts zwischen äußerem, hydrostatischem und innerem Druck beginnt die Bildung von Blasen. Vorher tritt wenig oder gar kein Sauerstoff aus der halbfüssigen Legierung aus. Einigermaßen porenfreie Gässe lassen sich erst bei einem Druck von etwa 50 oder mehr Atmosphären erzielen (Dichtemessungen). Dabei bildet sich zwischen 500 und 600° ein heterogenes Gefüge mit einem Silber-Silberoxyd-Eutektikum aus, wenn der hydrostatische Druck so groß ist, daß die völlige Dissoziation des Oxyds verhindert wird. Für den hydrostatischen Mindestdruck zur Verhinderung von Gasabgabe gegen Ende der Erstarrung z. B. im Falle sauerstoff- und oxydhaltigen Reinkupfers berechnen sich entsprechend den inneren Gasdrücken in der Schmelze rund 90 at. —

H. I. Gough und D. G. Sopwith, National Physical Laboratory, Teddington: „Einfluß der Atmosphäre auf die Ermüdung von Metallen.“

Die Ermüdungsgrenze liegt bei Prüfung in freier Atmosphäre häufig niedriger als bei Prüfung in korrodierenden Flüssigkeiten, die den Zutritt der Atmosphäre an die Probe verhindern. Somit ergeben die gewöhnlichen Ermüdungsversuche keine verlässliche Basis für die Beurteilung zusätzlicher Korrosionswirkung. Fettüberzüge u. dgl. erwiesen sich meistens als wirkungslos. Erst bei Dauer-Zug-Druck-Versuchen im Vakuum fanden Vorr. eine wesentliche Steigerung der Ermüdungsgrenze gegenüber Versuchen in Luft; z. B. bei warm gewalzttem Stahl (0.13% C) um 5%, bei geglühtem Reinkupfer um 13%, bei geglühtem Messing (70/30) sogar um 26%. Nur eine Cu-Ni-Legierung (80% Cu) zeigte keinen Unterschied. Diese aufsehenerregenden Ergebnisse müssen zunächst noch gesichert und erweitert werden; immerhin ist vorläufig eine bessere Vergleichsbasis für Korrosionsermüdungsversuche gefunden. —

R. J. M. Payne und J. L. Haughton, Teddington: „Einige Versuche zur Herstellung von Beryllium-Magnesium-Legierungen.“

In keinem Falle ergab sich eine merkliche Löslichkeit des Berylliums im Magnesium. Dies wurde u. a. röntgenographisch

bestätigt. Auch in Pastillen aus Beryllium- und Magnesiumpulver, die unter Wasserstoff gepreßt waren, konnte keinerlei Diffusion festgestellt werden. Versuche zur elektrolytischen Abscheidung von Beryllium an einer Kathode aus geschmolzenem Magnesium mißlangen ebenfalls. (Möglicherweise hängen die Legierungsschwierigkeiten mit der Anwesenheit von BeO zusammen. Vgl. den Vortrag von Sloman.) —

J. D. Grogan und T. H. Schofield, Teddington: „Über die Entgasung von Aluminiumlegierungen durch Gemische von Stickstoff und flüchtigen Chloriden.“

Die Wirksamkeit dieses vor zwei Jahren von Rosenhain angegebenen Entgasungsverfahrens wurde unter verschiedenen Bedingungen an einigen technischen, veredelbaren Gußlegierungen erprobt (Dichte der erkalten Proben, mechanische Eigenschaften nach normaler Wärmebehandlung). Eine besondere Reinigung des Stickstoffs ist nicht erforderlich. Der Verbrauch an Chloriden (CCl<sub>4</sub> oder TiCl<sub>4</sub>) wird zu etwa 1 cm<sup>3</sup> je Kilogramm der Versuchsschmelzen angegeben. Die mechanischen Eigenschaften der aus entgasten Schmelzen hergestellten Gußproben werden als sehr gut angesehen. —

H. A. Sloman, Teddington: „Untersuchungen an Beryllium.“

Jahrelange Bemühungen um die Herstellung sehr reinen Berylliums hatten ergeben, daß mit abnehmender Menge der metallischen Beimengungen die Sprödigkeit des Berylliums zunächst bestehen blieb. Dann aber stellte es sich heraus, daß diese Sprödigkeit auf ein Eutektikum aus Beryllium und Berylliumoxyd zurückzuführen ist, das die Kristallite umgibt. Versuche zur Herstellung oxydfreien Berylliums in verschiedenen elektrolytischen Verfahren gelangen bisher nicht, ebensowenig eine Reduktion der Oxyde durch Schmelzen im Wasserstoffstrom usw. Bei geeigneter Versuchsanordnung konnten durch Sublimation im Vakuum geringe Mengen einigermaßen oxydfreien Berylliums dargestellt werden, das in seinen mechanischen Eigenschaften dem metallischen Beryllium offenbar schon recht nahe steht. Die gesamten Verunreinigungen betrugen weniger als 0,1%. Anscheinend ist das sauerstofffreie Reinberyllium ziemlich duktil, hat große Festigkeit und eine Brinellhärte von rd. 55 bis 60 kg/mm<sup>2</sup>. Weiter wird eine Methode angegeben, Metalle, die mit Beryllium Mischkristalle bilden, bei Temperaturen von 600° und darüber elektrolytisch mit einem festhaftenden Berylliumüberzug zu versehen. Das Verfahren beruht darauf, daß während der Elektrolyse eine Diffusion des Berylliums in das Grundmetall stattfindet, und scheint insbesondere für Kupfer von Bedeutung zu sein<sup>1)</sup>.

### Jahresversammlung der Deutschen Sektion des Internationalen Vereins der Lederindustrie-Chemiker.

Darmstadt, 23. und 24. September 1932.

Vorsitzender: Prof. Dr. O. Gengroß, Berlin.

Prof. Dr. M. Bergmann, Dresden: „Neue Beobachtungen an proteolytischen Enzymen unter Berücksichtigung gerbereichemischer Fragen.“ (Nach Versuchen mit L. Zervas, F. Föhr, G. Pojarkiew und H. Schleicher.)

Für den Verlauf der Eiweißverdauung durch Fermente in seiner Abhängigkeit von Zeit und Fermentkonzentration ist es dem Vorr. zusammen mit F. Föhr bei Versuchen an Gelatineoberflächen gelungen, einfache mathematische Beziehungen zu ermitteln. Ferner wird nachgewiesen, daß das wirksame Ferment eine Verbindung mit der Gelatine nach bestimmten Mengenverhältnissen eingeht, die von der Größe der Oberfläche, aber nicht von der Fermentkonzentration abhängen. Die physiko-chemischen Eigenschaften der Gelatine-Ferment-Verbindung weichen deutlich von denen der reinen Gelatine ab. Für das Verhalten von Kollagen gegen Fermente scheinen nach Versuchen mit G. Pojarkiew ähnliche Gesetze zu bestehen. Die gegenwärtig übliche Einteilung proteolytischer Fermente in Proteinosen, Polypeptidasen und Dipeptidasen wird an einer Reihe neuer Substrate geprüft, die mit einem vom Vorr. und

<sup>1)</sup> Vgl. H. Fischer, Wissenschl. Veröffentl. Siemens-Konzern 8, H. 1, S. 83/87 [1929].