

rund 400 mg resorbiert worden sein. In 100 g des ausgelösten frischen Knochens wurden gefunden 0,0938 mg Arsen, in dem ganzen Knochengerüst (etwa 3600 g) 3,35 mg Arsen. Das Gewicht des frischen Knochens verhielt sich zu dem Gewicht der Knochenasche wie 100 : 40. Da in 100 g Knochenasche 0,1 mg Arsen gefunden wurde, so ergab sich, daß 17% des Arsengehaltes der frischen Knochen in der Asche vorhanden waren. Die Menge des resorbierten Arsens betrug also sicher mehrere 1000mal soviel, als noch in 100 g Knochenasche festgestellt werden konnte.

Ein dritter Hund von 18 kg Körpergewicht lieferte sowohl in dem frischen Schenkelknochen wie auch in der Knochenasche und in den pulvrischen Anteilen der Asche nur unmeßbare Spuren Arsen. Dieser Hund hatte keine Arsengabe erhalten, und durch die Veraschung im Krematorium war demnach Arsen nicht in die Asche gelangt.

Aus diesen Versuchen ist ersichtlich, daß die in der Knochenasche gefundenen Arsenmengen rund der sechsfachen Menge Arsen in den frischen Knochen und einer mehrere tausendmal so großen Menge des Arsengehalts des ganzen Körpers entspricht.

Überträgt man die Versuche an den Hunden auf den menschlichen Körper, was natürlich nur mit aller Vorsicht geschehen darf, so kann doch dahin geschlossen

werden, daß die in einer menschlichen Leichenasche gefundenen Arsenmenge mindestens der 1000fachen Menge des im Körper befindlichen Arsens entspricht.

Da in der Asche der Mutter des H. pro 100 g Knochenasche 0,075 mg Arsen gefunden wurden, so mußte der Körper eine Arsenmenge enthalten haben, welche nahezu der tödlichen Dosis entspricht.

Analoge Versuche sollten fernerhin noch mit Wismut, Blei, Chrom u. a. evtl. in Leichenaschen nachweisbaren anorganischen Giften durchgeführt werden, wobei natürlich zu berücksichtigen wäre, daß diese unter Umständen als Gifte aufgenommenen Metalle sich nicht wie Arsen in den Knochen verankern, also nur in den pulvrischen Anteilen der Leichenasche auftreten.

Bei dieser Gelegenheit sei noch mitgeteilt, daß bei der Veraschung des zuletzt erwähnten Hundes die Leber, welche in der Regel schwer verbrennt, noch als kohlige Masse vorhanden war, als die Knochen schon weißgebrannt erschienen. Der Hund hatte vor der Tötung eine Spritze Morphinlösung erhalten. In einem Auszug des kohligen Leberrückstandes konnten deutliche Reaktionen auf Morphin nachgewiesen werden. [A. 127.]

Beitrag zum Kohlendioxydnachweis.

Von Dr. G. ELTESTE, Zschornewitz.

(Eingeg. 3. Juli 1928.)

Anlässlich einer Prüfung von Kohlensäuredruckbehältern einer Brandschutzanlage auf Undichtigkeiten wurde folgendes Verfahren angewendet. Filtrierpapier wurde mit einer Lösung von $\frac{1}{10}$ -Bariumhydroxyd getränkt, die auf 10 ccm $\frac{1}{10}$ -Ba(OH)₂ 1 ccm Phenolphthalein 0,1%ig enthielt. Das noch feuchte, rosafarbene Papier entfärbte sich sofort, wenn es in die Nähe undichter Stellen des Behälters gehalten wurde. In freier Luft kehrte die rote Farbe zurück, so daß das Reagens mehrmals gebraucht werden konnte. Es kommt darauf an, daß das Papier feucht und frisch verwendet wird, trocknet es aus oder wird es einer Erwärmung ausgesetzt, so läßt es sich, wieder angefeuchtet, nur einmal verwenden.

Zum Nachweis von Kohlensäure in der qualitativen Analyse entwickelt man das Kohlendioxyd wie bisher im Reagensglas mit Salzsäure und bringt dann das Papier vorsichtig in einem hohlen Glaskröpfchen in die nachzuweisende Kohlendioxyd-Atmosphäre. Es wird entfärbt, wenn Kohlendioxyd vorhanden ist, und das Papier muß sich nach Entfernung aus dem Reagensglas wieder röten. Interessant ist das Wiederkehren der Rotfärbung, das auf einem Gleichgewichtszustand des Bariumbicarbonats mit dem Bariumcarbonat zu beruhen scheint. Letzteres bildet sich vermutlich an freier Luft zurück und erzeugt so wiederum durch seine schwach alkalische Reaktion eine Rotfärbung mit dem Phenolphthalein. [A. 148.]

VERSAMMLUNGSBERICHTE

Hauptversammlung der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde.

Dortmund, 23. bis 26. Juni 1928.

Prof. Dr. A. Sieverts, Jena: „Die Aufnahme von Gasen durch Metalle.“ (Physikalisch-chemische Grundlagen.)

Die bisher ausgeführten physikalisch-chemischen Untersuchungen über die Aufnahme von Gasen durch Metalle beschäftigen sich ganz vorwiegend mit den von einer bestimmten Metallmenge aufgenommenen Gasmengen in Abhängigkeit von Gasdruck (p) und von der Temperatur (T). Unter den gasförmigen Elementen steht der Wasserstoff weitaus an erster Stelle. Nur wenige Arbeiten sind dem Sauerstoff, dem Stickstoff und den Edelgasen gewidmet. Von den nichtelementaren Gasen wäre Kohlenoxyd sicher das wichtigste. Seine Aufnahme durch Metalle, insbesondere Kupfer, ist strittig. Mit Eisen reagiert es in recht verwickelter Weise, wobei in der Gasphase CO_2 austritt. Es handelt sich also nicht um einen einfachen Absorptionsvorgang. Übersichtlicher ist die bekannte Reaktion zwischen geschmolzenem Kupfer und Schwefeldioxyd.

a) Sauerstoff. Die reichliche Aufnahme von Sauerstoff durch flüssiges Silber wurde von Lucas (1819) als Ursache für das Spratzen des Silbers anerkannt. Die Löslichkeit ist $\sqrt{p_{\text{O}_2}}$ proportional und nimmt mit steigender T ab. Beim Erstarren wird fast der gesamte Sauerstoff abgegeben. Doch hat auch festes Silber ein geringes Lösungsvermögen für O_2 . —

Das Spratzen von erstarrendem Platin und Palladium wird vermutlich ebenfalls durch Sauerstoff verursacht.

b) Stickstoff. Die reversible Aufnahme von Stickstoff ist an Eisenpulver (Ferrum reductum) beim Überschreiten des β - γ -Umwandlungspunktes (900°) beobachtet worden. Beim Abkühlen wird der Stickstoff wieder abgegeben. Die im γ -Eisen aufgenommene Stickstoffmenge fällt mit steigender T, sie ist $\sqrt{p_{\text{N}_2}}$ proportional.

c) Schwefeldioxyd ist in geschmolzenem Kupfer stark löslich; die wahrscheinlich als $\text{Cu}_2\text{S} + 2\text{Cu}_2\text{O}$ aufgenommene Menge wächst rasch mit steigender T und ist $\sqrt{p_{\text{SO}_2}}$ proportional.

d) Wasserstoff. Eine Übersicht über die Hydride gibt die folgende Tafel.

salzartige	halb-metallische	metallische!	flüchtige
Li			Be B C N O F He
Na	metallische		Mg Al Si P S Cl Ne
K Ca	Sc Ti V Cr Mn Fe! Co! Ni! Cu! Zn Ga Ge As Se Br Au		
Rb Ba	Y Zr Nb Mo Ru Rh Pd Ag! Cd Jn Sn Sb Te J Kr		
Cs Sr	La Hf Ta W Re Os Jr Pt! Au Hg Tl Pb Bi Po X		
Ra	usw. Th U		Em

Die rechts stehende Gruppe der flüchtigen Hydride kann hier ebenso außer Betracht bleiben wie die links stehende Gruppe der salzartigen Hydride. Wenig Genaues wissen wir über die mittleren Gruppen des Magnesiums, Galliums und

Germaniums; einige der dahin gehörenden Metalle (Aluminium, Zinn) nehmen, wenn sie flüssig sind, Wasserstoff in geringen Mengen auf. Vollständiger untersucht sind die Metalle Eisen, Kobalt, Nickel, Kupfer, Silber und Platin. Sie alle lösen in festem Zustand Wasserstoff in geringer Menge auf, ohne ihren metallischen Charakter zu ändern (metallische Hydride). Die Löslichkeit steigt mit T , beim Schmelzpunkt nimmt sie sprunghaft zu und wächst dann weiter mit T . Sie ist überall $\sqrt[p]{p}$ proportional. Bei langsamem Abkühlen wird der Wasserstoff fast vollständig abgegeben; beim Abschrecken wird er von Eisen zurückgehalten, das dadurch brüchig wird (Wasserstoffkrankheit des Eisens).

Viel reichlicher wird Wasserstoff von Palladium gelöst. Hier nimmt die Löslichkeit mit steigender Temperatur (T) ab, fällt beim Schmelzpunkt sprunghaft und sinkt weiter bei steigender Temperatur (T). Bei höheren Temperaturen gilt zwar noch die Quadratwurzelbeziehung, bei tieferen aber ist die Absorption in gewissen Druckintervallen vom Gasdruck praktisch unabhängig. Die gleiche Art von Absorptionskurven findet sich bei den Metallen der seltenen Erden sowie der Titan- und Vanadigruppe wieder. Hier steigt das Absorptionsvermögen so hoch, daß der metallische Charakter dadurch beeinträchtigt wird (halbmetallische Hydride).

e) Gase und Legierungen. Bisher sind untersucht worden flüssige Legierungen von Silber und Gold (O_2), flüssige Legierungen des Kupfers mit Ag, Au, Sn, Al, Pt, Ni(H_2), feste Legierungen des Palladiums mit Ag, Au, Pt(H_2) und endlich feste Legierungen des Eisens und Vanadins (H_2).

f) Für Edelgase wurde kein lösendes Metall gefunden; sie eignen sich deshalb vorzüglich als Vergleichsgase.

Von den Eigenschaften der Hydride sind in neuerer Zeit insbesondere Dichten und Bildungswärmen untersucht worden.

Dr.-Ing. E. H. Schulz, Dortmund: „Die technologische Bedeutung der Gase in den Metallen.“

Die technologische Bedeutung der Gase in Metallen, d. h. die Auswirkung der Gase bei der Verarbeitung und Verwendung der Werkstoffe muß nach zwei Hauptrichtungen unterschieden werden; es handelt sich einmal um freie Gase, die Hohlräume bilden (Gasblasen), und zweitens um gebundene, gelöste Gase.

Die Bedeutung der in Hohlräumen frei vorliegenden Gase liegt technologisch zunächst weniger in der Art des Gases als in der Tatsache, daß eben Hohlräume vorhanden sind, die in gegossenen Werkstücken Schwächungen herbeiführen und die sich bei Verarbeitung durch Walzen usw. zwar teilweise schließen können, jedoch Anlaß geben zu Trennungen bzw. weniger fest zusammenhängenden Stellen im Werkstoff. Hierbei spielt dann allerdings auch die Art des eingeschlossenen Gases u. U. eine Rolle. Zum Beispiel enthalten Gasblasen im Stahl, die keine Verbindung mit der freien Atmosphäre haben, im wesentlichen Wasserstoff und Kohlenoxyd; beim Walzen und Schmieden kann eine Verschweißung der metallisch reinen Oberfläche eintreten, so daß die nachteilige Wirkung der vorher vorhandenen Blasen aufgehoben wird. Haben jedoch die Blasen Verbindung mit der freien Atmosphäre, so daß Sauerstoff hineingelangen kann, so oxydieren die Wandungen, und eine Verschweißung tritt nicht mehr ein. Gasblasen können ferner der Anlaß sein zu mittelbaren Erscheinungen: Gasblasenseigerungen.

Bei Nichteisenmetallen ist noch von besonderer Bedeutung das Spratzen.

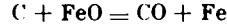
Bei der Betrachtung der Wirkung gebundener Gase in Metallen muß man sich zum Teil frei machen von der Vorstellung, daß hier etwas Besonderes vorliegt, und vielmehr daran denken, daß die Gase in solchen Fällen die Rolle von Legierungsbestandteilen spielen. Aus diesem Grunde kann durch gelöste Gase z. B. eine Härtung des Metalls eintreten, wie sie bei Bildung von Mischkristallen zwischen zwei Metallen bekannt ist. Zu unterscheiden wären hier zwei Fälle, die aber ebenfalls in normalen Legierungen ihre Parallele finden; die Gase können einmal als solche mit dem Metall legiert sein, sie können andererseits chemische Verbindungen bilden, die ihrerseits mit dem Metall legiert sind.

Praktisch bedeutsam als Legierung eines gasförmigen Elementes mit einem Metall ist z. B. die Legierung des Wasser-

stoffs mit Eisen, die sich beim Beizen bildet, ebenso die Aufnahme von Wasserstoff durch Kupfer bei hohen Temperaturen. Die Aufnahme von Wasserstoff durch Eisen führt zur Sprödigkeit, praktisch bezeichnet als Beizbrüchigkeit, außerdem aber gibt sowohl die Wasserstoffaufnahme durch Eisen wie die durch Kupfer Anlaß zu unangenehmen mittelbaren Erscheinungen. Der Wasserstoff im Eisen kann aus der Legierung wieder austreten und zur Bildung von Beizblasen führen. Der Wasserstoff im Kupfer kann mit dem Sauerstoff reagieren, und das entstehende Wasser kann zu Rissen im Kupfer Anlaß geben.

Eine sehr bemerkenswerte Rolle spielt nach neueren Arbeiten von Krupp wahrscheinlich der Sauerstoff im Eisen hinsichtlich der Alterungsneigung.

Gase in Metallen können bereits im flüssigen Metall Anlaß geben zu besonderen Reaktionen; so kann z. B. im Stahl die Reaktion



aufreten, die zur Bildung von CO und damit von Gasblasen führt.

Dr.-Ing. W. Hessenbruch, Bochum: „Neuzeitliche Verfahren zur Untersuchung der Gase in Metallen.“

Die Gleichgewichtsuntersuchungen zwischen Metallen und Gasen sind für die Praxis wertvoll, aber nicht immer allein maßgebend, da die Gleichgewichte nur selten erreicht werden. Die Bestimmung der im festen Metall nach der Erstarrung vorhandenen Gasmengen muß als Betriebskontrolle des Erzeugers erfolgen. Sie hat je nach Art der Bindung des Gases verschieden zu geschehen.

Das Zerspanen der Probe eines Metalls unter Wasser oder Öl wird wegen der dabei auftretenden Fehler kaum noch ausgeführt. Das Verfahren der Kaltumsetzung im Vakuum kommt gerade für die Bestimmung der wichtigsten Gase nicht in Frage. Die Reduktion der Oxyde im Wasserstoffstrom wird für die Metalle mit leicht reduzierbaren Oxyden verwandt. Nichtmetallische Begleitelemente beeinflussen diese Methode.

Die metallographische Untersuchung (Cu_2O in Cu) ist für den Betrieb hinreichend genau, aber wissenschaftlich nicht immer einwandfrei. Die Rückstandsmethoden sind für einzelne Verbindungen mit Vorteil verwendbar (SiO_2 , Al_2O_3 in Fe). Das

Bindung des Gases als	Art der Bestimmung				
Gasblasen	$\left\{ \begin{array}{l} \text{Zerspanen unter einer indifferenten Flüssigkeit} \\ \text{"Kaltumsetzung"} \end{array} \right.$				
Feste Lösung und Verbindung	<table border="0"> <tr> <td>a) leicht dissoziierbar</td><td> $\left\{ \begin{array}{l} \text{Vakumschmelzen} \\ \text{Schmelzen im indifferenten Gasstrom} \\ \text{Reduktion i. Wasserstoffstrom} \\ \text{Chemische Analyse (N}_2\text{ nach Kjeldahl)} \end{array} \right.$ </td></tr> <tr> <td>b) schwer dissoziierbar</td><td> $\left\{ \begin{array}{l} \text{Metallographische Untersuchung (Cu O)} \\ \text{Rückstandsmethoden} \\ \text{Reduktion im Vakuum mit Kohlenstoff} \end{array} \right.$ </td></tr> </table>	a) leicht dissoziierbar	$\left\{ \begin{array}{l} \text{Vakumschmelzen} \\ \text{Schmelzen im indifferenten Gasstrom} \\ \text{Reduktion i. Wasserstoffstrom} \\ \text{Chemische Analyse (N}_2\text{ nach Kjeldahl)} \end{array} \right.$	b) schwer dissoziierbar	$\left\{ \begin{array}{l} \text{Metallographische Untersuchung (Cu O)} \\ \text{Rückstandsmethoden} \\ \text{Reduktion im Vakuum mit Kohlenstoff} \end{array} \right.$
a) leicht dissoziierbar	$\left\{ \begin{array}{l} \text{Vakumschmelzen} \\ \text{Schmelzen im indifferenten Gasstrom} \\ \text{Reduktion i. Wasserstoffstrom} \\ \text{Chemische Analyse (N}_2\text{ nach Kjeldahl)} \end{array} \right.$				
b) schwer dissoziierbar	$\left\{ \begin{array}{l} \text{Metallographische Untersuchung (Cu O)} \\ \text{Rückstandsmethoden} \\ \text{Reduktion im Vakuum mit Kohlenstoff} \end{array} \right.$				

umfassendste Verfahren ist das Vakumschmelzen, wobei die Gase 1. durch Überführung in eine bekannte Verbindung und deren Analyse, 2. durch Absorption und Wägung oder 3. durch volumetrische Gasanalyse bestimmt werden können.

Die Richtlinien für den Bau einer Gasbestimmungsapparatur nach dem Vakuumverfahren werden gekennzeichnet. Die systematischen Versuche zeigten, daß die Benutzung einer Legierung zur Erniedrigung des Schmelzpunktes keine Gewähr für die Reduktion aller Oxyde gibt, obwohl Schmelzfluß vorhanden ist. Die Verwendung von feuerfesten Baustoffen als Tiegelmaterial ist für die Bestimmung des Sauerstoffgehaltes hochschnellzender, kohlenstoffhaltiger Metalle und Legierungen unbrauchbar.

Die unter Vakuum stehenden Räume sollen so klein wie eben möglich sein. Die Anwendung von feuerfesten Stoffen ist aufs Äußerste zu beschränken. Die vorteilhafteste Erhitzungsvorrichtung ist der Hochfrequenzofen. Die Einwage richtet sich nach der Natur des zu untersuchenden Metalls und ist bei Edelstählen und Nichteisenmetallen im allgemeinen größer als bei Stahl. Die Versuchsdauer ist nach Möglichkeit zu beschränken.

Besprechung der heute gebräuchlichen Apparatur zur Gasbestimmung und ihrer geschichtlichen Entwicklung.

Die Wahl der Gasbestimmungstemperatur ist von Fall zu Fall verschieden und richtet sich nach dem zu untersuchenden Metall. Es werden einige Ergebnisse von Untersuchungen an Eisen, Kupfer, Nickel, Aluminium, Zinn usw. mitgeteilt.

Es wird an einem Beispiel der Stand der internationalen Zusammenarbeit (Amerika, England, Schweden, Deutschland) über die Gasbestimmungsverfahren erläutert (vgl. Vorbericht Ztschr. Metallkunde 70, 208 [1928]).

Dr.-Ing. F. Rapatz, Büderich: „Über schädliche und nützliche Wirkungen der Gase im Stahl.“

Der Betrachtung sind nicht allein Fälle zugrunde gelegt, wo Sauerstoff, Stickstoff usw. in Gasform im Stahl erscheinen, sondern auch Fälle, wo sie chemisch gebunden sind und dann meist eine Legierungswirkung ausüben.

a) **Sauerstoff und Härtbarkeit.** Der Sauerstoff beeinflußt die Härtbarkeit des Stahles in zwei Richtungen, die einander zu widersprechen scheinen. Sauerstoffreiche Stähle verbreitern den Härterand, machen den Stahl also leichter härtbar, weil selbst langsamer abkühlende, gegen diesen zu liegende Teile martensitisch werden; gleichzeitig aber bemerkt man bei diesen Stählen häufig Weichfleckigkeit, die sauerstoffreineren Stählen abgeht. Weiche Flecken bestehen aus Troostit, es hat also teilweise die Abkühlungsgeschwindigkeit nicht genügt; demnach würde der Sauerstoff andererseits auch die Härtbarkeit verringern. Der Widerspruch wird dadurch zu erklären versucht, daß die Härtungsempfindlichkeit einer Legierungswirkung des gleichmäßig verteilten Sauerstoffs zugeschrieben wird und die Weichfleckigkeit Sauerstoffansammlungen an bestimmten Stellen. Eine nähere Erklärung dafür wird gegeben.

b) **Über Oberflächenhärtung im Stickstoff.** Da das alte Einsatzhärteverfahren umständlich und kostspielig ist, bemühen sich die neuzeitlichen Verfahren, auf eine einfache Weise Oberflächenhärtung hervorzurufen. Eine Zukunft scheint dem Verfahren beschieden zu sein, Kohlenstoff und Stickstoff gleichzeitig einzuführen. Die Vorgänge bei der gleichzeitigen Aufnahme von Kohlenstoff und Stickstoff werden beschrieben und die Menge des eintretenden Kohlenstoffs und Stickstoffs bei verschiedenen Temperaturen.

c) **Einfluß der Gase auf die Primärkristallisation.** Die während der Erstarrung entweichenden Gase haben einen großen Einfluß auf die Primärkristallisation. Leitner hat gefunden, daß sich bei einer mittleren Gießtemperatur die größten Primärkristalle bilden, bei höherer Temperatur dagegen wieder feinere. Aus den Tammanischen Kristallisationsgesetzen läßt sich dies nicht ohne weiteres ableiten, wohl aber, wenn man die sekundäre Wirkung der Gasentwicklung während der Erstarrung zur Erklärung heranzieht.

J. Czochralski, Frankfurt a. M.: „Sonderfragen auf dem Gebiete der Nichteisenmetalle.“ (Aluminiumlegierungen, Kupfer, Messing, Bronze, Blei.)

Häufig können bei der Erstarrung von Metallen Unregelmäßigkeiten beobachtet werden, derart, daß der metallische Querschnitt von Poren oder Blasen durchsetzt erscheint. Diese Bildungen stehen mit der Zusammenziehung des Metalls beim Erstarren im Zusammenhang. Häufig sind nun diese Porenräume bis zu einem gewissen Grade gasverdünnt, ebensogut können sie aber auch erhebliche Gasmengen einschließen, die unter hohem Überdruck stehen. Die Vakuumporen (Vakuolen) sind von den Gasblasen (Gasuolen) von vornherein zu unterscheiden. Beide Erscheinungen stehen mit dem örtlichen Verlauf der Erstarrung im engen Zusammenhang, derart, daß entweder ein Nachfließen der Schmelze verhindert wird, oder aber ein Entweichen der Gase aus der Schmelze nicht erfolgen kann.

Die Ausbildung von Vakuolen und Gasuolen ist im wesentlichen neben dem Gasgehalt von der Größe und der Anordnung der Steiger abhängig. Durch Beheizung des Gußtrichters wird ihr Ausbildungsmöglichkeit verringert. Wesentlich ist stets der ungehinderte Zufluß des flüssigen Metalls zum Blockinnern.

In der Regel weisen die Metalle schon im Anlieferungszustand einen gewissen Gasgehalt auf. Durch Umschmelzen kann der Gasgehalt je nach den Bedingungen verringert oder

vergrößert werden. Im Vakuum erstarrte Proben sind meist reicher an Gasporen, weil bei der Vakuumerstarrung auch die letzten gelösten Anteile der Gase zur Entbindung gelangen können. Wird dahingegen für ein ungehindertes Entweichen der Gasanteile gesorgt, so erweist sich das im Vakuum erstarrte Metall, von Lunkerbildungen abgesehen, als völlig dicht und porenfrei. Das Auftreten von Gasporen steht beim Sandguß mit dem Feuchtigkeitsgrad der Form in keinem direkten Zusammenhang. Allzu feuchter Sand kann indes zur Ausbildung großer Dampfblasen führen, die unter Umständen im Metall verbleiben können. Die in Silicium-Aluminium-Legierungen gelösten Gase bestehen in der Hauptsache aus Stickstoff, Wasserstoff und Sauerstoff. Stickstoff herrscht vor. Kohlenoxydgas ist nur selten vorzufinden. Die in den Blasenräumen herrschenden Drucke wurden von 0,2 Atm. Unterdruck bis 6 Atm. Überdruck festgestellt. Mit steigender Temperatur nimmt die Gasaufnahmefähigkeit beträchtlich zu. Die Löslichkeit steigt wie folgt: Kohlenoxydgas, Luft, Stickstoff, Sauerstoff, schweflige Säure, Kohlensäure, Leuchtgas, Wasserstoff.

Im großen und ganzen ist die Aufnahmefähigkeit bei Silicium-Aluminium-Legierungen etwa $\frac{1}{2}$ der des reinen Aluminiums. Als wesentliche Maßnahmen zur Bekämpfung des Übelstandes der Gasaufnahme ist jedwede Überhitzung der Metalle bei der Herstellung und beim Umschmelzen, ferner entsprechende Ausgestaltung der Steiger und sorgfältige Beachtung der übrigen Erstarrungsbedingungen zu bezeichnen.

Dr. W. Rohr, Hanau: „Technische Eigenschaften der im Vakuum geschmolzenen Metalle.“

Die ersten Vorschläge, Metalle für technische Zwecke einer Vakuumbehandlung zu unterziehen, bestanden darin, flüssiges Metall ohne weitere Wärmezufuhr kurzzeitig in eine Vakuumkammer zu bringen. Das Ergebnis war entgegengesetzt, als man erwartete, und führte zu blasigen Blöcken.

Das Schmelzen unter Vakuum in mangelhaft dichten Öfen ist eigentlich ein Frischverfahren.

Ursprünglich wollte man durch Vakuumbehandlung Lunker verkleinern und Gasblasen vermeiden.

Gase in Metallen sind selten physikalisch gelöst oder chemisch als Gase gebunden, sondern entstehen erst während der Vakuumbehandlung aus unter Atmosphärendruck steckengebliebenen und nicht vollständig abgelaufenen Reaktionen.

Unter Vakuum aus flüssigen Metallen abgegebene Gase enthalten Kohlenoxyd und Wasserstoff; Herkunft dieser Gase.

Das Vakumschmelzen erfordert saubere trockene Zulassung. Fortschritt, Zustellung aus trockenem, sandigen, feuerfesten Material während des Betriebes zu sintern.

Produkte, die heute schon im technischen Maßstab durch Schmelzen im Vakuum erzeugt werden, sind Legierungen der verschiedensten Zusammensetzungen für Thermoelemente für Messzwecke, gasfreie Metalle für funkentelegraphische Hochvakuumröhren, korrosionsfeste und oxydationsbeständige Legierungen, Legierungen von hoher Festigkeit bei Temperaturen bis 1000° und darüber; Heizwiderstände für elektrische Glühöfen.

Im Vakuum kann man Schmelzen beliebig lange abstehen lassen und erhält dadurch sehr saubere Korngrenzen und hohe Werte der Kerbzähigkeit.

Bisher sind Ofengrößen und Chargengewichte von 4000 kg erreicht worden; Jahreserzeugung an vakuumschmolzenen Metallen von 1917 bis 1928; im Jahre 1927 betrug die Schmelzleistung rd. 150 t.

Dr. E. Schmidt, Berlin-Dahlem: „Bedeutung der mechanischen Zwillingsbildung für Plastizität und Verfestigung.“

Von den beiden Mechanismen der plastischen Kristallverformung, Translation und mechanischer Zwillingsbildung, ist insbesondere die Translation in den letzten Jahren ausführlich an Metallkristallen untersucht worden. Die mechanische Zwillingsbildung, deren Bedeutung für Deformation auf den ersten Blick sehr hinter der der Translation zurückzustehen scheint, wird erst in allerjüngster Zeit, vor allem angeregt durch die Arbeiten von C. H. Mathewson, Gegenstand systematischer Untersuchungen an Metallkristallen.

Der Vortrag zeigt, daß zwar die durch mechanische Zwillingsbildung erzielbaren Verformungen klein sind, daß ihr aber mittelbar (durch Schaffung günstiger Bedingungen für Translation) eine große Bedeutung für die Verformbarkeit der

Kristalle zukommt. Die spärlichen bisherigen Beobachtungen über den Einfluß der mechanischen Zwillingsbildung auf die Kristallverfestigung scheinen zu zeigen, daß sie einen unstetigen, erheblichen Anstieg der Schubfestigkeit der Translationssysteme (die ja die Formfestigkeit des Kristalles bedingt) mit sich bringt.

Dr. G. Masing, Berlin-Siemensstadt: „Beobachtungen über die Gleitvorgänge im Zink und Cadmium beim Walzen.“

Der in der Längsrichtung gemessene Ausdehnungskoeffizient des Zinks und Cadmiums nimmt beim Walzen um 5 bis 10% sehr erheblich zu und dann langsam wieder ab. Bei Einkristallstäben, deren hexagonale Achse senkrecht zur Stabachse steht, nimmt der Ausdehnungskoeffizient hierbei beinahe bis auf den Wert, der einer Lage der hexagonalen Achse II zur Stabachse entspricht, ab. Es wird gezeigt, daß diese Änderung der Orientierung nicht auf eine nachträgliche Rekristallisation zurückgeführt werden kann, so daß eine Zwillingsbildung bei nahe durch die ganze Masse der Stäbe anzunehmen ist.

Prof. Dr. M. v. Schwarz, München: „Die Anwendung des Polarisations-Mikroskopes bei der Untersuchung von Kupferlegierungen.“

Im Laufe der letzten zwei Jahrzehnte wurde zwar wiederholt auf die Möglichkeit und die Vorteile der Verwendung des polarisierten Lichtes zur Untersuchung von Metallschliffen hingewiesen, doch scheint diese Arbeitsweise in der Praxis noch nicht genügend angewendet zu werden. Vorliegend soll nur an einigen Beispielen, besonders von Kupferlegierungen, die Nutzanwendung der Untersuchung im auffallenden polarisierten Licht gezeigt werden, ein Verfahren, daß sich voraussichtlich im Kupferhüttenbetrieb gut eignet, weil es große Vorteile bietet. So erscheinen z. B. die Einschlüsse von Kupfer-Oxydul, -Sulfür, -Selenür und -Tellurür in Kupferschliffen bei der Betrachtung mit dem gewöhnlichen Vertikalluminator alle bläulich, in der rötlichen eutektischen Kupfergrundmasse eingebettet. Bei der Betrachtung im auffallenden polarisierten Licht dagegen leuchtet das Kupferoxydul prachtvoll hellrot auf, während die anderen alle praktisch gleich dunkel bleiben! Dies ist zwar eigentlich keine unmittelbare Polarisationswirkung, sondern es kommt hier nur die innere Reflexion zum Vorschein, wodurch die rote Farbe des kantendurchscheinenden Kupferoxyduls sichtbar wird, weil die Hauptmenge der oberflächlich reflektierten Strahlen durch den Analysatornikol fast ganz vernichtet wird. Bei den nichtregulär kristallisierenden Einschlüssen und Kristallen, auch den Mischkristallen, tritt dagegen eine richtige Polarisationswirkung zutage, und man kann schon auf den nur polierten Anschliffen die einzelnen Kristallkörper als solche erkennen. Silicium-Kupferlegierungen z. B. bieten ein schönes Untersuchungsobjekt und ebenso die Phosphor-Kupferlegierungen. Wie L. C. Glaser gezeigt hat, ist dieses Untersuchungsverfahren auch für die Phosphorbronzen wertvoll. Die Einschlüsse von Kupfer- und Eisenalumid in den Aluminiumleichtlegierungen können ebenfalls mit Hilfe des Polarisationsmikroskopes bequem unterschieden werden, denn das Eisenalumid zeigt unter den gekreuzten Nikols eine kräftige Aufhellung. Wie in der Chalkographie, d. h. der Untersuchung der Erzanschliffe im polarisierten Licht, wird diese Untersuchungsmethode auch auf dem Gebiete der Metallkunde neue Anregungen und Fortschritte vermitteln.

Dr.-Ing. Max Haas, Aachen: „Neuere dilatometrische Untersuchungen.“

Der Verf. beschreibt seine neueren Versuche mit dem neuesten Chevenard-Dilatometer (mechanische Aufzeichnung auf beweglichen Tisch). An Hand von Eichkurven mit Elektrolyteisen und einer Eisenkohlenstofflegierung zeigt er die Empfindlichkeit und Genauigkeit sowie an Vergleichskurven von Silumin und Lautal die Eignung dieses Differentialdilatometers für praktische und wissenschaftliche Zwecke. Für Leichtmetalle kann man die Federspannung mit einer Mikrometerrückverschraubung regeln, um auch die höheren Temperaturgebiete ohne plastische Verformung zu erreichen. Die Dilatometerrohre sind aus durchsichtigem Quarz zu wählen. Die Proben müssen die bekannte Rundkopfform bei entsprechendem Durchmesser haben.

Von Leichtmetallen werden die Dilatometerkurven einer 14%igen Al-Cu-Kolbenlegierung nach thermischer Behandlung gezeigt. Im Vergleich zum deutschen Duralumin werden

die Dilatometerkurven der englischen Legierung Y gezeigt und auswertend besprochen. Aus dem Zweistoff-System Magnesium-Aluminium werden Dilatometerkurven von der Legierungsreihe des festen Löslichkeitsgebietes behandelt und zum Schluß Beispiele von Schwermetalllegierungen gegeben.

Das dilatometrische Verfahren soll eine wertvolle Ergänzung zu den bestehenden „klassischen“ Untersuchungsverfahren bilden.

Dr. phil. W. Köster, Dortmund: „Interkristalline Korrosion des Nickels.“

Bei der Verarbeitung von Nickel treten vielfach Risse auf, die auf eine oberflächliche Sprödigkeit des Metallcs zurückzuführen sind. Diese Sprödigkeit wird durch Glühen in schwefelhaltigen Gasen hervorgerufen. Der gefährliche Einfluß schwefeliger Säure auf Nickel beruht auf der Art und Weise ihres Angriffs, der längs den Korngrenzen erfolgt und den metallischen Zusammenhang der Körner zerstört. Einzelheiten dieses Korrosionsvorganges werden auf Grund von Schleifbildern besprochen. Auch andere Stoffe, wie z. B. Hammerschlag, wirken auf Nickel zerstörend ein. Es konnte jedoch gezeigt werden, daß stets ein Schwefelgehalt dieser Stoffe für die auftretende Sprödigkeit verantwortlich zu machen ist. Auf die Bedeutung dieser Erkenntnisse für die Praxis wird an Hand von mehreren Beispielen hingewiesen.

Prof. Dr. W. Guertler und W. Ackermann, Berlin-Charlottenburg: „Untersuchungen über die Säurebeständigkeit des Systems Chrom-Eisen-Nickel.“ (Vorgetragen von Prof. Dr. W. Guertler.)

Angesichts der außerordentlichen Bedeutung der Chrom-Eisen-Nickel-Legierungen als säurefeste Werkstoffe schien es lohnend, eine umfassende Untersuchung unter Verwendung möglichst reiner Metalle vorzunehmen. Die 74 untersuchten Legierungen wurden mit besonderer Sorgfalt im Vakuum hergestellt, um alle Unreinheiten, besonders Kohlenstoff und unmerkbare Verunreinigungen mit Sauerstoff und verunreinigenden Gasen, zu vermeiden. Vor der chemischen Untersuchung wurden sämtliche Proben durch genügend langes Glühen vollkommen homogenisiert, dann langsam abgekühlt.

Die erste Versuchsreihe wurde mit 1%iger Salpetersäure durchgeführt. Es ergab sich deutlich, daß das Nickel, soweit die Untersuchungen reichen, gegen 1%ige Salpetersäure bei Anwesenheit von Chrom keinen Schutz zu bieten vermag. Was den Chromzusatz anbetrifft, so erkennt man, daß dessen intensive Schutzwirkung unabhängig vom Nickelgehalt ist und ungefähr bei 20% beginnt. Der Angriff sinkt dann ziemlich scharf von geringen Werten auf völlig Null, wenn im Raumgitter mindestens ein Achtel aller Atome aus Chromatomen besteht. Mit 20%iger Salpetersäure wurden ähnliche Ergebnisse erhalten.

Gegenüber 1%iger Schwefelsäure liegen die Verhältnisse völlig anders. Entsprechend seiner eigenen Unbeständigkeit gegenüber dieser Säure vermag Chrom keinerlei Schutzwirkung auszuüben. Im Gegenteil steigt bei Abwesenheit von Nickel bei Chromzusatz der Angriff sehr bald auf durchschnittlich das Zehnfache. Auch Nickelzusätze in der Höhe von etwa 5 bis 6% können diese Erhöhung des Angriffs durch Chrom noch nicht aufheben. Mit Überschreiten der ersten $\frac{1}{2}$ -Mol-Grenze Nickel wird aber eine ziemlich deutliche Verbesserung durch den Einfluß des Nickels bemerkbar.

Verwendet man schließlich Salzsäure, so tritt die Bedeutung der Art der Grenze noch mehr zurück. Im Gegensatz zu den voraufgegangenen Versuchen wurden hier nicht quantitative, sondern mehr qualitative Versuche angestellt. Es ergab sich, daß das Chrom völlig versagt, daß aber umgekehrt schon wenige Prozent Ni eine wesentliche Besserung hervorrufen, die allerdings durch weitere Zusätze innerhalb des untersuchten Gebietes nicht mehr gesteigert werden kann.

Sehr bemerkenswert ist, daß sich bei Zusatz von Wasserstoffsuperoxyd zur Salzsäure das Bild vollkommen ändert. Nunmehr versagt das Nickel vollkommen, während Chrom offenbar wieder seine schützende Oxydhaut entwickeln kann.

Für Essigsäure ist fast wörtlich dasselbe zu sagen, wie bei dem Gemisch von Salzsäure und Wasserstoffsuperoxyd.

Als eines der wesentlichen Ergebnisse der Untersuchungen möchte ich hervorheben, daß sich in diesen untersuchten Dreistoff-Legierungen, die fast ausnahmslos als homogene Misch-

kristalle aufgefaßt sind, jeder Zusatz nach seiner spezifischen Eigenart bemerkbar macht. Insbesondere ist die Schutzwirkung des Chroms an die Möglichkeit der Bildung seines Oxydes gebunden, welches ja im Gegensatz zum Eisenoxyd und Nickeloxyd auch der Salzsäure widersteht.

Daß an der Bildung der Schutzhaut bei Gegenwart von Chrom sich auch das Eisen beteiligt, ist leicht verständlich zu machen durch die Existenz der säurebeständigen Verbindung $\text{Cr}_2\text{O}_3 \cdot \text{FeO}$, die ja als Chrom-Eisen-Spinne oder Chrom-Eisenstein genugsam bekannt ist. Diese vermag auch erhebliche Mengen der isomorphen Eisenverbindung $\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{FeO} = \text{Fe}_3\text{O}_4$ zu ebenfalls säurefestem Mischkristall zu binden. Es kann dann unter Führung des Chroms insgesamt so viel Eisen in die Mischkristalle eintreten, daß eine völlige Kontinuität der Schutzhaut erreicht wird.

Prof. Dr. F. Sauerwald, Breslau: „*Einige neue Versuche zur Herstellung synthetischer Körper aus Metallpulver.*“

In einem früheren Vortrage vor der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde wurde die Frage bereits gestreift, welche Vorteile bei der Herstellung synthetischer Metallkörper aus Pulvern dann zu erwarten sind, wenn die zur Herstellung notwendige Pressung nicht bei Raumtemperatur, sondern bei höheren Temperaturen vorgenommen wird. Es ist nur dann zu erwarten, daß sich bei der Pressung bei höheren Temperaturen ganz allgemein Vorteile ergeben, wenn die Preßdrücke auch bei hohen Temperaturen gegenüber denjenigen, die bei Raumtemperatur anzuwenden sind, nicht wesentlich herabgesetzt werden brauchen, und wenn eine geeignete Atmosphäre, in der das Pulver gepreßt werden soll, herstellbar ist, damit besonders Oxydationswirkungen mit Sicherheit ausgeschlossen werden können. Letzterer Punkt ist besonders wichtig, da in früheren Arbeiten bereits festgestellt wurde, daß die Adhäsionswirkung an den Oberflächen der Partikelchen bei einer Oxydation derselben sehr wesentlich herabgesetzt wird und daß die Festigkeit der hergestellten Körper unter dieser mangelhaften Adhäsion naturgemäß außerordentlich leidet.

Es ist möglich gewesen, eine Anordnung zu finden, welche den eben erwähnten Bedingungen genügt, und es hat sich nun gezeigt, daß die Festigkeit der so erhaltenen Körper ganz wesentlich über derjenigen liegt, die nach Pressung bei Raumtemperatur und einer einfachen Glühung nach derselben möglich sind. Ein weiterer Vorteil des Preßverfahrens bei höheren Temperaturen liegt darin, daß die Formung eines Körpers bestimmter Abmessungen auf diesem Wege bedeutend besser gewährleistet ist, als auf dem der Pressung mit nachfolgendem Glühen, weil während der Wirkung der Adhäsionskräfte, die im allgemeinen zu Schwindungen führt, der fortwährend weiterwirkende Druck trotzdem die Einschmelzung in die gewünschte Form verbürgt.

Dr. phil. E. Scheil, Dortmund: „*Beitrag zur Transkristallisation des Aluminiums.*“

Durch Untersuchung des Einflusses der Gießtemperatur auf die Transkristallisation des Aluminiums wurde gefunden, daß die transkristallisierte Zone mit steigender Gießtemperatur zunimmt. Bei gleicher Gießtemperatur von 900° und verschiedenen Kokillentemperaturen bleibt zunächst das Gefüge gleich, wenn man von kleinen Schwankungen absieht, von 400 bis 500° Kokillentemperatur ändert es sich jedoch grundlegend. An Stelle von langen Stengelkristallen treten ziemlich große, anscheinend völlig regellos orientierte Kristalle auf. Die Ergebnisse der Versuche bei 700° Gießtemperatur und die Versuche mit verschiedenen Kokillenwandstärken liegen zur Zeit noch nicht vor.

Prof. Dr. W. Guertler, Berlin. (Der Vortrag fällt aus.)

Dr.-Ing. G. Sachs, Berlin-Dahlem: „*Festigkeitseigenschaften von Kristallen einer vergütbaren Aluminiumlegierung.*“

Einzelne Kristalle einer Legierung mit 5% Cu lassen sich nämlich wie Aluminiumkristalle durch Dehnen um 1,5% und sechstägiges Glühen bis 515° herstellen. Eine Reihe solcher Kristalle wurde Zugversuchen unterworfen, und zwar besonders, nachdem sie durch Abschrecken von 525° und Anlassen auf 100° veredelt worden waren. Die Streckgrenze dieser Kristalle lag zwischen 18 und $34,4 \text{ kg/qmm}$. Wurde unter der Annahme, daß die Kristalle sich ebenso wie Aluminiumkristalle verhalten, die wirksame Schubspannung in der Gleit-

fläche berechnet, so war diese mit einer mittleren Abweichung von $\pm 8\%$ konstant = $0,3 \text{ kg/qmm}$. Auch die sehr verschiedenen Dehnungskurven der Kristalle rückten bei Umrechnung auf kristallographische Größen zusammen. Die Festigkeiten der Kristalle schwankten nur zwischen 33 bis $45,6 \text{ kg/qmm}$, da die festeren Kristalle im Durchschnitt eine geringere Dehnung (26 bis 7%) aufwiesen. Bei einigen unveredelten Kristallen waren die Verhältnisse ähnlich, die Streckgrenze lag jedoch mit etwa 2 kg/qmm sehr niedrig und zeigte keinen ausgesprochenen Gang mit der Orientierung. Die Zugfestigkeit betrug 17,5 bis $233,6 \text{ kg/qmm}$, die Dehnung 10 bis 17%. Der Bruch erfolgte bei den meisten Kristallen ziemlich plötzlich, wobei eine unter annähernd 45° geneigte Fläche auftrat. Dabei liegt aber bei den veredelten Kristallen diese Fläche in vielen Fällen unweit der angenommenen Gleitfläche.

Durch die Vergütung werden also besonders die Streckgrenze und auch die Zugfestigkeit der Kristalle sehr erhöht, ohne daß die Dehnung leidet. Es findet also tatsächlich eine Verbesserung der technisch wichtigen Eigenschaften statt, wie sie etwa durch Kaltverformung nicht erreicht werden kann. Weitere Versuche über die Rekristallisation der zerrissenen Kristallstäbe zeigten außerdem, daß die veredelten Kristalle ähnlich wie Aluminiumkristalle erst bei sehr hoher Temperatur rekristallisierten und daß dabei verhältnismäßig große Kristalle entstanden. Bei den ausgeglühten Kristallen bildete sich dagegen schon etwa 100° früher ein feinkörniges Gefüge. In bezug auf die Rekristallisation sind also die ausgeglühten Kristalle viel stärker „gestört“ als die veredelten, vermutlich infolge der Anwesenheit der ausgeschiedenen Verunreinigungen. Im veredelten Zustand ist aber danach die Wirksamkeit ausgeschiedener Bestandteile, auch in sehr fein verteilt Zustand, gering. Die Vergütungsfähigkeit müßte dann als eine Eigenschaft des Kristallgitters angesprochen werden, das durch das Ausscheidungsbestreben in einen besonders instabilen Zustand übergeführt wird.

Prof. Dr. W. Fraenkel und L. Marx, Frankfurt a. M.: „*Neue Untersuchungen an vergütbaren Aluminiumlegierungen.*“ (Vorgetragen von Prof. Dr. Fraenkel.)

Von fünf nach Möglichkeit aus gleichem Material und einfach zusammengesetzten Al-Legierungen ($\text{Al} + 4\% \text{ Cu}$, $\text{Al} + 4\% \text{ Cu} + 0,5\% \text{ Mg}$, $\text{Al} + 8\% \text{ Zn}$, $\text{Al} + 8\% \text{ Zn} + 0,5\% \text{ Mg}$, $\text{Al} + 8\% \text{ Zn} + 0,2\% \text{ Li}$) wurden vergleichende Untersuchungen der Zugfestigkeit, Härte und elektr. Leitfähigkeit bei Kalt-, Warm- und Kochvergütung ausgeführt. Namentlich die zuletzt angeführte Behandlungsweise, die darin besteht, daß die Legierung in kochendem Wasser abgeschreckt, mehr oder weniger lange bei 100° gehalten und erst dann kalt ausgelagert wird, und die bisher wenig beachtet worden ist, wurde in ihrer Auswirkung eingehend untersucht.

Von den Ergebnissen, soweit es sich nicht um die Bestätigung schon bekannter Tatsachen handelt, sei folgendes erwähnt:

Die Legierung mit 8% Zink zeigt von 400° abgeschreckt nur ganz geringe Vergütungseffekte, die aber bedeutend stärker werden, wenn die Abschrecktemperatur 600° ist. Hierbei tritt eine sehr geringe Widerstandsniedrigung auf, die auch bei reinem Aluminium gefunden wurde. Die nur Kupfer enthaltende Legierung vergütet bei Zimmertemperatur merklich, wenn auch schwach, hier aber steigt der Widerstand dabei sehr wenig an. Bei der lithiumhaltigen Legierung ist wie bei der nur zinkhaltigen eine sehr kleine Widerstandsabnahme bemerkbar, der aber eine erhebliche Steigerung von Zugfestigkeit und Härte parallel geht, die schneller verläuft als bei den magnesiumhaltigen Legierungen.

Bei der bei 50° , 100° und 150° durchgeführten Warmvergütung ist bemerkenswert, daß der kinetische Verlauf bei der nur Kupfer enthaltenden Legierung von den anderen abweicht. Bei den magnesiumhaltigen Legierungen läßt der Verlauf der elektr. Leitfähigkeit auf das Zusammenwirken zweier Vorgänge schließen.

Bei der Kochvergütung bestätigte sich der bei der elektr. Leitfähigkeit schon früher gefundene stark verzögerte Verlauf der Vergütung auch bei der Untersuchung von Härte und Zugfestigkeit. Die Kurven zeigen deutliche S-Form. Bei der Lithiumlegierung treten besonders verwickelte Verhältnisse auf.

Eine weitere Klärung der Vergütungsvorgänge wird durch Benutzung reinsten Aluminiums erwartet.

Dr.-Ing. C. Haase, Berlin-Siemensstadt. (Der Vortrag fällt aus.)

Dr. G. Masing, Berlin-Siemensstadt: „Röntgenometrische Verfolgung des Vergütungsvorganges in Beryllium-Kupferlegierungen.“ (Nach Versuchen von O. Dahl, E. Koch-Holm und G. Masing.)

Die kupferreichen α -Mischkristalle kristallisieren, wie das Kupfer, regulär flächenzentriert. Die Gitterkonstante ist anscheinend etwas kleiner als die des Kupfers. Die β -Kristalle sind hexagonal, die γ -Kristalle regulär raumzentriert. Bei der Vergütung der abgeschreckten α -Kristalle bei 350° treten bereits nach 10 min. Linien des γ -Gitters auf. Sie sind sofort scharf, und das α -Gitter bleibt auch unverändert scharf. Bei längerer Vergütungszeit bei dieser Temperatur tritt das γ -Gitter stärker hervor. Bei der Vergütung bei 150° ist außer dem unveränderten α -Gitter auch nach den längsten Vergütungszeiten röntgenometrisch nichts zu sehen. Bei 200° und bei 250° tritt bei der Vergütung zunächst eine Verbreiterung der Linien des α -Gitters auf, dann treten vereinzelt Linien des γ -Gitters, auch verbreitert, auf. Bei fortschreitender Vergütung werden anscheinend zuerst die γ -Linien und die Linien des Gitters der α -Kristalle wieder scharf. Die ersten Anzeichen der röntgenometrischen Gitteränderungen treten auf, wenn nach anderweitigen Feststellungen γ -Kristalle sich bereits in einer Menge über 5% ausgeschieden haben.

Wird ein Draht abgeschreckt und dann weiter gezogen, so erhält er die für Drähte mit flächenzentriertem Gitter normale Faserstruktur; die Oktaederachse liegt in der Drahtachse. Die Vergütung in solchem kaltgerockten Material erfolgt viel schneller als in dem unmittelbar vor dem Altern abgeschreckten. Die sich ausscheidenden γ -Kristalle zeigen gleichfalls eine Faserstruktur, und zwar liegt diesmal eine Würfelachse in der Drahtachse.

Dr. O. Dahl, Berlin-Siemensstadt: „Volumenänderungen beim Vergüten von Beryllium-Kupferlegierungen.“ (Nach gemeinsamen Versuchen von O. Dahl, C. Haase und G. Masing.)

Bei der Vergütung der Beryllium-Kupferlegierungen mit 2 bis 3% Be findet eine Zusammenziehung statt, die im ganzen eine Längenverminderung von rd. 0,2% herbeiführt. Wird die Vergütung bei 150° oder bei 200° durchgeführt, wobei die elektr. Leitfähigkeit zunächst sinkt statt zu zeigen, so tritt auch hier sofort eine Zusammenziehung ein. Eine Anomalie der Volumenänderungen beim Beginn der Vergütung wird nicht wahrgenommen. Ähnlich verhält sich der Torsionsmodul. Er steigt bei der Vergütung bis etwa um 25%. Auch bei 150 und 200° tritt eine normale Zunahme des Torsionsmoduls ein. Betrachtet man die Änderung des Volumens und des Torsionsmoduls als Maß der ausgeschiedenen Menge der γ -Kristalle, so ergibt sich, daß der ursprüngliche Wert der elektr. Leitfähigkeit des unvergüteten Mischkristalls, nachdem er etwa um 10% gesunken war, wieder etwa bei einer Ausscheidungsmenge von 5% der γ -Kristalle erreicht wird. Diese Menge ist also in einer derartigen Form ausgeschieden, daß sie noch einen abnormalen Einfluß auf die elektr. Leitfähigkeit hat. Auch röntgenometrisch sind die γ -Kristalle in diesem Stadium noch nicht wahrzunehmen.

Hauptversammlung des Deutschen Kältevereins.

Danzig, 22. bis 24. Juni 1928.

Vorsitzender: Geheimrat Prof. Dr. Dr.-Ing. H. Lorenz, Danzig.

Geheimrat Prof. Dr. Dr.-Ing. H. Lorenz, Danzig: „Rohrwiderrand und Wärmeübergang.“

Es hat für die Kältetechnik sicherlich große Bedeutung, die Gesetze der Bewegung und des Wärmeübergangs von Flüssigkeiten und Gasen in Rohren zu kennen. Der ältere Weg, den man zu diesem Zweck beschritt, war der, die für ideale Flüssigkeiten ermittelten Werte durch Koeffizienten zu korrigieren. Ein weiterer Weg bot sich dann dadurch, daß man die Gleichungen der theoretischen Hydrodynamik für zähe Flüssigkeiten transformierte, was jedoch nur für laminare Strömungen zum Ziele führte, aber bei turbulenten Strömungen versagte. Vortr. hat in seinen Arbeiten versucht, einen Zwischenweg einzutreten.

schlagen, indem er die Tatsachen feststellte und die Vorgänge rechnerisch formulierte, und es gelang ihm so, einige hydraulische Koeffizienten, die bisher unvermittelt dastanden, auf ihren Sinn zurückzuführen. —

Prof. Dr.-Ing. R. Plank, Karlsruhe: „Aus der amerikanischen Kältetechnik.“

Die Eisindustrie der Vereinigten Staaten von Nordamerika steht unter den Industrien dieses Landes an neunter Stelle, die Eiscremeindustrie an vierzehnter Stelle, und wenn man die Kühlhausindustrie und die Kühltransporte hinzurechnet, so dürfte sich ergeben, daß die Kälteindustrie in Amerika etwa die sechste oder siebente Stelle aller Industrien einnimmt. Die Gründe hierfür sind einerseits im Klima und in der Ausdehnung des Landes zu suchen, andererseits aber auch in der scharfen Trennung der Gebiete von Produktion und Konsum und in der Großzügigkeit, mit der man Eis und Tieftemperaturen anwendet. Im Jahre 1926 gab es in Amerika 6362 Eisfabriken, in Deutschland 160. Die amerikanische Elektroindustrie ist schnell den Anforderungen gefolgt und baut heute langsam laufende Maschinen in jeder Größe; 3 Meter pro Sekunde gilt etwa als die allerhöchste Grenze. Vielleicht wird auch bei uns die elektrische Industrie diese langsam laufenden Motoren liefern, deren Hauptvorteil in der Platzersparnis liegt. Auch in der Frage der Größe der Kompressoren ist die Jagd nach dem Rekord drüben nicht vorhanden, man hat nicht den Wunsch, ungeheure Maschinen in einer Einheit zu bauen. Man findet, daß es eine viel bequemere Anpassung an den Bedarf darstellt, viele kleine Einheiten zu besitzen. Vielfach ist man zur Mehrzylinderanordnung übergegangen. Zu den Apparaten der Kältemaschinen übergehend, erwähnt Vortr. die häufige Anwendung der Berieselungskondensatoren, wobei das Kondensat nicht durch die ganze Apparatur mitgeschleppt, sondern schon früher abgezapft werde. Weiter ist Vortr. aufgefallen, wie wenig Wert die Amerikaner auf die Unterkühlung legen, um die Arbeitsleistung der Maschine desto mehr zu steigern. Ein als Multiconomizer bezeichneter Apparat dient dazu, die Druckgase nebst Ölädäpfen vorzukühlen, so daß sie dann im Ölabscheider tatsächlich das ganze Öl abgeben. Bei den Eiszeugern ist festzustellen, daß der Platzbedarf hierfür drüben ein viel geringerer ist. Ganz phantastische Abmessungen zeigen drüben die Eisenbahn-Beeisungsanlagen. Eine solche Anlage liefert 1300 t Matteis pro Tag und könnte mit ihrer normalen Leistung in neun Tagen den Jahresbedarf von Deutschland decken. Während bei unseren Kühlhäusern ganz große Anlagen für die Belüftung eingebaut werden, findet man in amerikanischen Eierkühlhäusern oft einfach ein Loch in der Wand, durch das man den Wind durchbläst und aus einem anderen Loch absaugt, also ein ganz einfacher Vorgang, während unsere Einrichtung viel Geld und Platz kostet. In Boston ist die Fernkühlalanlage, die ein Analogon zu den Fernheizwerken darstellt, eine einzigartige Anlage. Wie die Gasrohre, so laufen hier in den Straßen die Kühlrohre und führen die Kälte allen Betrieben zu, die sie nötig haben. Die Fischgefrieranlagen an der Pazifischen Küste müssen darauf eingerichtet sein, die ziemlich großen Heilbutte und Lachse einzufrieren. Es geschieht dies in einer Drahttrommel, die in das Bad eingesetzt wird und in die dann die Sole durch Pumpen in scharfen Strahlen einspritzt. Diese Trommeln werden aus Wagonets beladen und machen etwa in der Minute eine Umdrehung. Neben diesem Verfahren ist auch das von Petersen im Gebrauch, wobei die Fische in Eiszellen gefüllt werden und, wenn sie gefroren sind, mit einem Holzhammer zusammengeklopft werden. Dieser Behandlung entspricht auch meist die Qualität. Im Osten ist ein Schnellgefrierverfahren für Fische in Anwendung, bei welchem Fischfilets in einer Salzlösung von -30° gefroren werden; die Fische haben die beste Qualität. Das Verfahren dürfte aber bei uns aus wirtschaftlichen Gründen nicht tragbar sein, denn drüben spielen eben die Stromkosten keine Rolle. —

Dipl.-Ing. Cattaneo, Hilversum (Holland): „Technik und Ökonomie des Edelen - Verfahrens zur Raffination von Mineralölen.“

Bei den früher üblichen rein chemischen Verfahren der Raffination von Erdöl durch Schwefelsäure bzw. Lauge gingen nicht nur die Nebenprodukte, sondern auch ein großer Teil der Schwefelsäure verloren. Im Gegensatz hierzu stellt das Verfahren von Edelen eine verlustfreie physikalische