

Herausgegeben von der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde im Verein deutscher Ingenieure

Schriftleitung: Professor Dr. W. Guertler und Dipl.-Ing. H. Groeck
Verlag des Vereines deutscher Ingenieure — Berlin SW 19
Für den Buchhandel: Verlagsbuchhandlung Gebr. Borntraeger, Berlin W 35

Fremdstoffeinschlüsse im Aluminium.

Von J. Czochralski.

Forschungsarbeit des Ausschusses für Aluminium und Leichtlegierungen der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde. — Oxydische, karbidische, phosphidische, sulfidische Einschlüsse und Einschlüsse von metallischem Natrium. Metallographische Kennzeichen. Bildungsweise. Einflüsse auf die mechanischen Eigenschaften. Betriebstechnische Maßnahmen.

Einleitung.

Allgemein wird die Ansicht vertreten, daß Fremdstoffeinschlüsse die Walzbarkeit und die sonstigen mechanischen Eigenschaften des Aluminiums ungünstig beeinflussen. Der Charakter der Fremdstoffeinschlüsse im Aluminium ist aber noch gänzlich unerforscht. Meist wird die Anwesenheit oxydischer Einschlüsse vermutet. Es ist bekannt, daß das Aluminium mechanisch um so schlechter wird, je öfter man es umschmilzt. Der Einfluß karbidischer, phosphidischer und sulfidischer Einschlüsse ist bis jetzt kaum erörtert worden. Die genauere Durchforschung der Natur und der Bildungsbedingungen der wichtigsten Fremdstoffeinschlüsse soll die Aufgabe der nachfolgenden Ausführungen sein. Die Arbeit ist im Anschluß an die gleichgerichteten Bestrebungen des Ausschusses für Aluminium und Leichtlegierungen in der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde durchgeführt worden. Die Ergebnisse der Arbeit wurden am 8. Dezember 1922 vorgetragen¹⁾.

Oxydische Einschlüsse.

Unterlagen.

Die Ansicht, daß oxydische Einschlüsse die Walzbarkeit fast sämtlicher Metalle schädlich beeinflussen, gilt ganz allgemein; genauere Untersuchungen liegen indes über Aluminium nicht vor. Von Vertretern der Praxis wird vermutet, daß durch oxydische Einschlüsse eine Ungleichmäßigkeit in der Beschaffenheit des Metalls verschuldet werden könne. Nach andern Angaben der Betriebe soll mehrfaches Umschmelzen den Guß hart und schwer bearbeitbar machen: „Die Metallqualität wird dadurch schlechter.“

Metallographische Prüfung.

Erfahrungsgemäß können Tonerde-Einschlüsse im Aluminium nur äußerst selten nachgewiesen

werden. Sie finden sich im Aluminium, das bei normaler Temperatur vergossen wird, fast nie vor. Dagegen sind bei stark überhitztem Aluminium (1000 bis 2000°C) gemäß den wiedergegebenen Schliffbildern im Gefüge des öfteren fadenartige Einschlüsse zu beobachten. Abb. 1 zeigt ein Gefügebild, das diese Einschlüsse aufweist. Neben Anteilen des Eisen- und Silizium-Eutektikums finden sich dunkle Fäden, die vielleicht als Tonerde gedeutet werden können.

Die Probe wurde in einem mit Tonerde ausgekleideten Tiegel bei 1400 bis 1500°C unter Luft-

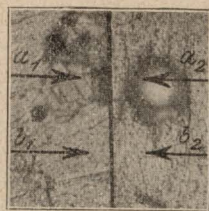
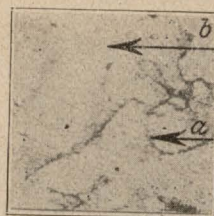


Abb. 1. Aluminium mit Tonerde-Anreicherungen.
a = Fäden von Al_2O_3 , b = Aluminium-Grundmasse.
Ungeätzt, 533× vergr. (im Original 800×).

Abb. 2. Aluminium mit Einschlüssen von Al_2O_3 .
Links: a_1 = Al_2O_3 -Kristall, b_1 = Aluminium-Grundmasse.
Ungeätzt, 533× vergr. (im Original 800×).

Rechts: a_2 = herausgebrochener Einschuß, b_2 = Aluminium-Grundmasse. Ungeätzt, 533× vergr. (im Original 800×).

zutritt geschmolzen (Versuch 1, Zahlentafel 1). In erhöhtem Maße beobachtet man diese Erscheinung bei Proben, die unter den gleichen Bedingungen im Kohletiegel geschmolzen, auch bei solchen, die im Sauerstoffgebläse sowie durch unmittelbares Einleiten von Sauerstoff in die Metallschmelze hergestellt wurden (Versuche 2 bis 4, Zahlentafel I). Gelegentlich können in diesen Proben auch Kristalle auftreten, die wohl als kristallisierte Tonerde anzusprechen sind. In Abb. 2 sind links solche Kristalle dargestellt. Infolge ihrer hohen Sprödigkeit bröckeln sie beim

¹⁾ Vergl. Sitzungsberichte vom 8. Dezember 1922, Z. f. Metallk. 1922 S. 479 sowie 1923 S. 58 u. 294.

Polieren häufig aus. Man kann an ihrer Stelle dann Hohlräume beobachten, gemäß Abb. 2 rechts. Diese Einschlüsse treten häufig in charakteristischen trigonalen Kristallen auf. Auch die Hohlräume behalten vielfach noch diese Form bei²⁾.

Zum bessern Vergleich sind noch in Abb. 3 Tonerdehäute in Aluminiumbronze mit 92 vH Cu und in Abb. 4 solche in Chrom-Nickelstahl wiedergegeben (Versuche 5 und 6, Zahlentafel 1).



Abb. 3. Aluminiumbronze mit Tonerde-Häuten. Ungeätzt, 33 \times vergr. (im Original 50 \times).

Besonders aus Abb. 3 ist zu ersehen, daß bei sehr großen Anreicherungen von Tonerde Bruch- und Rissebildung auftreten kann. Solche Proben ergeben infolge von Risse- und Blasenbildung beim Warmwalzen hohe Ausschußziffern.

Durch besondere Maßnahmen wurde versucht, auch im Aluminium die Tonerde stark anzureichern. Dies ist durch lang andauerndes Schmelzen unter Luftzutritt und öfterem Umrühren erreicht worden (Versuch 7, Zahlentafel 1). Das Gefüge einer an Tonerde sehr angereicherten Probe ist in Abb. 5 wiedergegeben.

Gelegentlich können auch in Schliffbildern Gebilde beobachtet werden, die sich durch kreisrunde Formen auszeichnen und die leicht zu Ver-

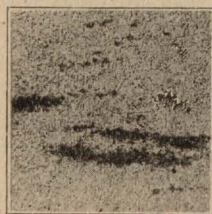


Abb. 4. Chrom-Nickelstahl mit Tonerde-Einschlüssen. Geätzt mit 2 vH-haltiger Salpetersäure. 100 \times vergr. (im Original 150 \times).



Abb. 5. Aluminium mit zahlreichen Tonerde-Häuten. Ungeätzt, 50 \times vergr. (im Original 75 \times).

wechslungen mit Tonerde-Einschlüssen führen können, Abb. 6 (Versuch 8, Zahlentafel 1). Die Deutung dieser Erscheinung bereitete zunächst Schwierigkeiten. Es konnte aber alsbald festgestellt werden, daß sie mit dem Vorhandensein von Hohlräumen im Metall im Zusammenhang steht. Beim Schneiden bildet sich an diesen Stel-

len ein Schneidgrad, der die Hohlräume zum Teil ausfüllt und gleichzeitig mit einem Deckel verschließt. Durch Feinschleifen und Polieren wird das in die Hohlräume eingedrungene Metall nicht wieder entfernt, sondern verbleibt auch in dem fertig polierten und geätzten Schliffe. Im Schliff sind sie dann als kreisförmige Markierungen sichtbar, wie dies Abb. 6 wiedergibt. Der Einschuß a erscheint massiv, während der Einschuß b einen Hohlraum aufweist. Nach dem Ent-

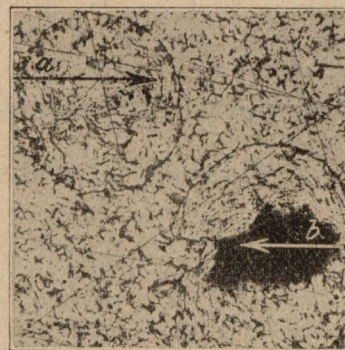


Abb. 6. Oxydhaltiges Aluminium mit Hohlräumen. a = durch Schleifen verklebter Hohlraum b = Hohlraum, teilweise verschlossen. Geätzt mit 10 vH haltiger Flußsäure und konzentrierter Salz-säure, 33 \times vergr. (im Original 50 \times).

fernen der Oberflächenschicht kann aber der darunterliegende Hohlraum sichtbar gemacht werden, wie dies bei der gleichen Probe, Abb. 7, geschehen ist. Diese Erscheinung hat wohl schon wiederholt zu irrtümlicher Deutung von Schliffbildern des Aluminiums, aber ebenso auch anderer Metalle Anlaß gegeben.

Bildungsweise.

Größere Mengen von oxydischen Einschlüssen können nur bei Proben beobachtet werden, die bei 1300 bis 1500 ° C geschmolzen wurden und bei

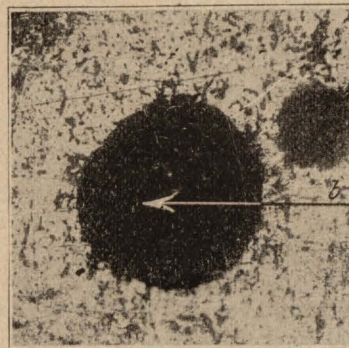


Abb. 7. Oxydhaltiges Aluminium mit Hohlräumen. b = Hohlraum, nach Entfernen des Feilgrates. Geätzt mit 10 vH-haltiger Flußsäure und konzentrierter Salzsäure, 33 \times vergr. (im Original 50 \times).

denen durch Einleiten von Luft oder Sauerstoff und öfteres Umrühren die Möglichkeit einer Oxydation in hohem Maße gegeben war. Da in den Betrieben nicht unter diesen Bedingungen gearbeitet und auch so hohe Temperaturen in der Regel nicht benutzt werden, so dürften Störungen dieser Art nur gelegentlich einmal bei äußerst stark überhitztem Aluminiumguß auftreten. Bei den üblichen tiefen Schmelztemperaturen spielen Oxydationserscheinungen nur eine sehr untergeordnete Rolle, soweit es sich um Bildung von Tonerde in Form

²⁾ Die Einschlüsse lassen sich in ihrer Art nur sehr schwer feststellen. Die Schlifffläche, die nach dem Benetzen mit Kobaltsalzlösung ausgeglüht wurde, ergab keine deutliche Tonerdereaktion. Die trigonale Form der Einschlüsse spricht indes für die Anwesenheit von Tonerdekristallen.

kompakter Kristalle oder Massen handelt. Es kann aber noch eine zweite Art der Bildung von Oxyden beobachtet werden, die bekanntlich auf der Entstehung sogenannter Oxydhäute beruht. Diese Oxydhäute bilden sich bereits bei sehr niedrigen Temperaturen. Sie zeichnen sich durch besonders starken Zusammenhalt aus und schützen, solange sie nicht mechanisch zerstört werden, das darunterliegende Metall wirksam vor weiteren Oxydationen. Werden sie zerstört, so bilden sich sehr schnell neue schützende Schichten aus. Gelangen die Oxydhäute auf irgend eine Weise, z. B. beim Gießen oder Rühren, in das Metall hinein, so scheinen sie nur schwer aus der Schmelze aufzusteigen.

Mechanische Prüfung.

Der Einfluß von Tonerde-Einschlüssen auf die mechanischen Eigenschaften war bei den untersuchten Proben nicht merklich. Die Festigkeit der kaltgestreckten Probe lag durchweg innerhalb der Sollgrenzen; die Dehnung konnte nicht bestimmt werden, weil das Material außerhalb der Meßlänge gebrochen war. Die Festigkeits- und Dehnungszahlen der 30 Min. bei 400°C ausgeglühten Bleche sind ebenfalls durchaus normal (Zahlentafel 1). Mechanische Einschlüsse pflegen in der Regel auch keinen wesentlichen Einfluß auf die physikalischen Eigenschaften auszuüben, sofern sie nicht an der Oberfläche auftreten. Die Gefahr solcher Einschlüsse beruht vor allem in ihrer Kerbwirkung. Sie können auf diese Weise unüberwachbare Schwächungen des Querschnittes herbeiführen. Eine künstliche Herbeiführung der Bedingungen ist schwierig, so daß ihr Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften zahlenmäßig kaum belegt werden kann¹⁾. Allenfalls dürften eingehende Kerbzähigkeitsversuche zur weiteren Klärung beitragen.

Kohlenstoff- und karbidische Einschlüsse.

Unterlagen.

Wiederholte Betriebsbeobachtungen machen es wahrscheinlich, daß gewisse Zusammenhänge chemisch-physikalischer Art zwischen Aluminium und Kohlenstoff bestehen. Die Ansicht der Betriebe, daß Graphittiegel beim Einschmelzen von Aluminium nicht empfehlenswert seien, verdankt wohl dieser Beobachtung ihr Entstehen.

Chemische und metallographische Prüfung.

Um einen Anhalt für den Kohlenstoffgehalt von normalem Handelsaluminium zu erhalten, wurden mehrere Proben verschiedener Herkunft untersucht. In Zahlentafel 1, Versuche 9 bis 12, sind die Versuchsergebnisse wiedergegeben. In keiner dieser Proben wurde ein Kohlenstoffgehalt über 0,04 vH gefunden. Er ist somit äußerst gering und bewegt sich in den

bei vielen anderen Metallen üblichen Grenzen (Mg, Zn). Auch in den angeblich karbidhaltigen Proben (Zahlentafel 1, Versuche 13 und 14) konnte nur höchstens 0,02 vH C nachgewiesen werden.

Um die Frage der Löslichkeit von Kohlenstoff in Aluminium grundsätzlich zu prüfen, wurden Legierungsversuche durchgeführt, und zwar zunächst unter Verwendung einer Decke von Retortenkohlengriß (Zahlentafel I, Versuch 15). Der Kohlenstoffgehalt am Kopfende der Probe war sehr beträchtlich, im Mittel etwa 0,2 vH. Eine mikroskopische Überprüfung der Schliffe bestätigte diesen Befund. Abb. 8 gibt das Gefüge dieser Probe wieder. Darin sind eigentümliche balkenartige Einschlüsse vorhanden. Eine nähere Prüfung ergibt übereinstimmend mit der chemischen Analyse, daß es sich um Aluminiumkarbid, wahrscheinlich von der Formel Al_4C_3 handelt. Diese Einschlüsse zeigen bei allen Beleuchtungsarten eine dunkelgraue Farbe und ähneln im großen und ganzen den Graphitplättchen, wie sie im grauen Gußeisen auftreten. Daß die Einschlüsse nicht aus der

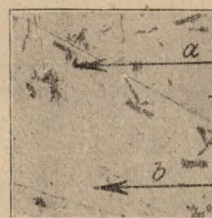
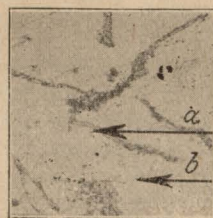


Abb. 8. Aluminium mit Aluminiumkarbid, Kopfende der Probe. a = Al_4C_3 , b = Aluminium-Grundmasse. Ungeätzt, $166\times$ vergr. (im Original $200\times$).

Abb. 9. Dasselbe wie in Abb. 8, aber unter CO geschmolzen, Kopfende der Probe. a = Al_4C_3 , b = Aluminium-Grundmasse. Ungeätzt, $166\times$ vergr. (im Original $200\times$).

Al_3Fe -Verbindung oder aus Silizium bestehen, ist durch ihre leichte Zersetzlichkeit nachgewiesen worden. Unter dem Mikroskop zeigen die Einschlüsse nach Befeuchten und Deformieren mit einer Präpariernadel starke Gasentwicklung. Beim Befeuchten allein ist die Gasentwicklung sehr träge infolge der bereits unmittelbar nach dem Schleifen und Polieren eintretenden oberflächlichen Zersetzung.

Um volle Sicherheit dafür zu haben, daß die Einschlüsse nicht mechanisch zurückgehaltene Kohleteilchen sind, wurden Versuche durchgeführt (Zahlentafel 1, Versuche 16 und 17), bei denen der Kohlenstoff in Form von gasförmigen Verbindungen dem Aluminium zugeführt wurde, und zwar einmal als Kohlenoxydgas, das andere Mal als Kohlensäure. Die Versuchsergebnisse waren die gleichen. Auch bei diesen Proben konnten die charakteristischen Karbideinschlüsse beobachtet werden. Abb. 9 und 10 zeigen das Gefüge von Proben, die vom Kopfende dieser Blöckchen entnommen wurden, und zwar Abb. 9 das Gefüge der in CO-Gas bei 1500°C , Abb. 10 das der in CO_2 -Gas bei 1300 bis 1500°C be-

³⁾ Neuerdings kamen auch Rosenhain und Grogan (Engineering 1922 S. 414) zu dem gleichen Ergebnis.

handelten Probe. Das Gefüge einer vom Fußende entnommenen Probe, unter CO_2 geschmolzen, zeigt Abb. 11. Die Probe enthält gemäß Analyse 0,04 vH Kohlenstoff. Anzeichen, aus denen man auf die Anwesenheit von Kohlenstoff schließen könnte, finden sich in der Abbildung nicht vor. Demnach muß angenommen werden, daß das Karbid bei dieser Konzentrationsgrenze vom Aluminium bereits in fester

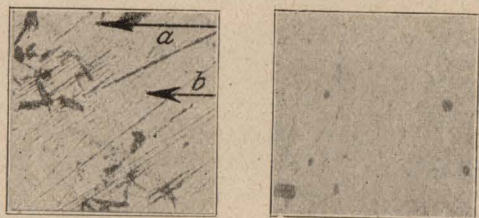


Abb. 10. Dasselbe wie in Abb. 8, aber unter CO_2 geschmolzen, Kopfende der Probe. $a = \text{Al}_4\text{C}_3$, $b = \text{Aluminium-Grundmasse}$. Ungeätzt, $166\times$ vergr. (im Original $250\times$).

Abb. 11. Aluminium mit Aluminiumkarbid-Einschlüssen, Fußende der Probe Abb. 10. Ungeätzt, $133\times$ vergr. (im Original $200\times$).

Lösung aufgenommen wird. Daß bei der chemischen Prüfung der Probe, Abb. 9 (Versuch 16, Zahlentafel 1), ein geringerer Kohlenstoffgehalt festgestellt wurde, als dem metallographischen Schliffbild entspricht, beruht darauf, daß die Aufnahme von einer kohlenstoffreicheren Stelle stammt. Um eine Aufnahme von Kohlenstoff aus den Tiegelwandungen zu verhindern, wurden die Tiegel mit Tonerde ausgekleidet.

Bei der Durchführung der Versuche wurden auch gleiche Ergebnisse erhalten bei Proben, die im Magnesittiegel geschmolzen wurden (Zahlentafel 1, Versuch 18). Das Gefüge dieser Probe



Abb. 12. Dasselbe wie in Abb. 11, aber unter Kohlen-gries geschmolzen, Kopfende der Probe. $a = \text{Al}_4\text{C}_3$, $b = \text{Aluminium-Grundmasse}$. Ungeätzt, $133\times$ vergr. (im Original $200\times$).

Abb. 13. Dasselbe wie in Abb. 11, Kopfende der Probe $a = \text{Al}_4\text{C}_3$, $b = \text{Aluminium-Grundmasse}$, $c = \text{Al}_3\text{Fe}$. Ungeätzt, $533\times$ vergr. (im Original $800\times$).

ist in Abb. 12 sowie bei stärkerer Auflösung in Abb. 13 wiedergegeben. Besonders in Abb. 13 kann man neben den Karbideinschlüssen auch noch deutlich die Einschlüsse des Silizium- und Eisen-Eutektikums beobachten. Bei Anwendung von Holzkohlen statt Retortenkohlengries gelangt man zu den gleichen Ergebnissen, wie dies aus Abb. 14 hervorgeht (Zahlentafel 1, Versuch 19). Auch bei dieser Probe stammt das Schliffbild aus

einer kohlenstoffreicheren Stelle, als die chemische Analyse sie kennzeichnet.

Nach den Versuchsergebnissen muß angenommen werden, daß der Kohlenstoff oder das Karbid in größeren Mengen vom Aluminium nicht gelöst werden, wohl aber in den Grenzen von einigen wenigen Zehntausendteilen. Diese Grenze dürfte nach den vorhandenen Ergebnissen bei weniger als 0,05 vH Kohlenstoff liegen. Oberhalb dieser Grenze kann freies Aluminiumkarbid im Gefüge beobachtet werden. Ein Gleichgewichtszustand zwischen Aluminium und Aluminiumkarbid besteht nach den Versuchsergebnissen also höchstens nur bis zu der angegebenen Konzentration von 0,05 vH Kohlenstoff. Die Einschlüsse des freien Aluminiumkarbids sind als mechanische Beimengungen zu betrachten. Bei hohen Temperaturen scheint indes die Löslichkeit etwas zu steigen; dafür spricht die Ansammlung der Karbide an der Oberfläche und am Kopfende der Gußstücke.

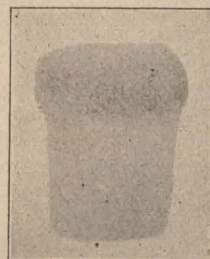
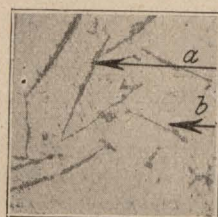


Abb. 14. Dasselbe wie in Abb. 11, aber unter Holzkohle geschmolzen, Kopfende der Probe. $a = \text{Al}_4\text{C}_3$, $b = \text{Aluminium-Grundmasse}$. Ungeätzt, $133\times$ vergr. (im Original $200\times$).

Abb. 15. Dasselbe wie in Abb. 11, aber unter Kohlen-gries geschmolzen. Kontaktabzug. $\frac{3}{4}$ nat. Gr.

Da der Kohlenstoff oder das Karbid in geringen Mengen vom Aluminium in fester Lösung aufgenommen wird, ist es auch nicht möglich, bei Gehalten unter 0,05 vH Kohlenstoff Karbide in den Schliffbildern zu beobachten und über ihre Verteilung irgendwelche Angaben zu machen. Das Karbid kann, wie bereits ausgeführt, erst mikroskopisch nachgewiesen werden, wenn der Kohlenstoff in so beträchtlichen Mengen auftritt, daß die festgestellte Grenze überschritten wird. Das ist beim Handelsaluminium fast nie der Fall. Versuche, ein einfaches Prüfungsverfahren zu finden, verliefen nicht ganz ohne Erfolg. Das Verfahren beruht im wesentlichen darauf, daß Gaslichtpapiere in nassem Zustand mit den Schliffproben in unmittelbare Berührung gebracht werden. Die günstigste Einwirkungs-dauer beträgt 10 Min. Da eine unmittelbare Reduktion der Silbersalze eintritt, brauchen die Proben nur durch Fixieren und Wässern haltbar gemacht zu werden. Entwickeln führt zu stark übertriebenen und daher unbrauchbaren Wirkungen. In Abb. 15 ist ein solcher Kontaktabzug dargestellt (Zahlentafel 1, Versuch 18). Die Einwirkung ist nur am oberen Ende zu

bemerken, wo das Karbid stark angereichert war. Demnach kann auch das Kontaktverfahren nur bei stärkern Karbidanreicherungen angewandt werden. Ist der Kohlenstoffgehalt so gering, daß die gesamte Menge noch in fester Lösung gehalten wird, so erweist sich das Verfahren bei diesen geringen Gehalten als nicht hinreichend empfindlich.

Das Verfahren ist ferner nur bei frisch hergestellten Schliften verwendbar; Schliffe, die längere Zeit der Luft ausgesetzt waren, geben keine Reaktion. Die geringe Empfindlichkeit ist darauf zurückzuführen, daß das Aluminiumkarbid nicht unter Azethylen-, sondern unter Methanbildung zersetzt wird und dieses keine Reduktion der Silbersalze herbeiführt. Daß trotzdem eine geringfügige Reaktion auftritt, hängt wohl damit zusammen, daß das Aluminiumkarbid nie völlig rein ist, sondern stets Spuren von Phosphor enthält. Der beim Befeuchten entstehende Phosphorwasserstoff übt auf Silbersalze eine stark reduzierende Wirkung aus, wie

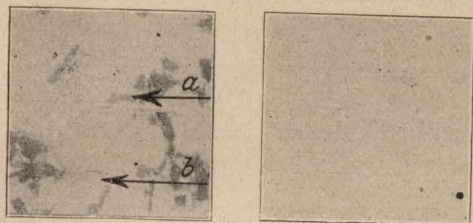


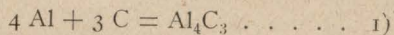
Abb. 16. Phosphorhaltiges Aluminium, Kopfe der Probe. a = Al_3P , b = Aluminium-Grundmasse. Ungeätzt, 166 \times vergr. (im Original 250 \times).

Abb. 17. Dasselbe wie in Abb. 16. Fußende der Probe. Ungeätzt, 166 \times vergr. (im Original 250 \times).

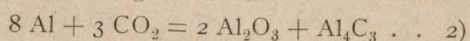
aus dem folgenden Abschnitt (Phosphor und Schwefel) hervorgeht.

Bildungsweise.

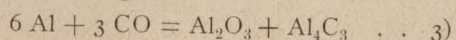
Da Karbideinschlüsse in größeren Mengen nur bei Proben beobachtet werden können, die bei höhern Temperaturen, etwa 1500° C, geschmolzen wurden, so dürften Störungen dieser Art nur bei stark überhitztem Aluminiumguß auftreten. Bei der Herstellung des Aluminiums werden aber solche Temperaturen nicht benutzt. Die feste Lösung von Kohlenstoff im Aluminium scheint dagegen schon bei beträchtlich niedrigeren Temperaturen zu entstehen. Dazu genügt offenbar schon die an den Elektroden und den Wänden der Schmelztiegel herrschende Temperatur. Besonders dürfte bei der Elektrolyse der infolge von Kurzschluß oft entstehende äußerst heiße Lichtbogen schon zur Entstehung geringer Mengen von Karbid führen. Die Reaktion verläuft etwa nach folgenden Gleichungen:



Bei Verwendung von CO_2 :



Bei Verwendung von CO:



Bei allen diesen Umsetzungen entsteht Aluminiumkarbid, bei den Reaktionen 2) und 3) außerdem noch Tonerde.

Mechanische Prüfung.

Die Untersuchung der unter Einleitung von CO hergestellten Probe (Zahlentafel 1, Versuch 16) ergab für die Festigkeit und Dehnung

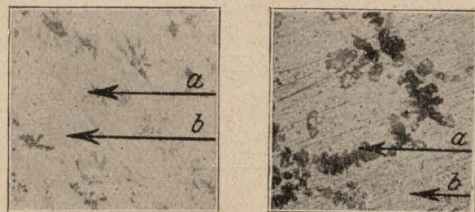


Abb. 18. Schwefelhaltiges Aluminium, Kopfe der Probe. a = Al_2S_3 , b = Aluminium-Grundmasse. Ungeätzt, 166 \times vergr. (im Original 250 \times).

Abb. 19. Dasselbe wie in Abb. 18, stärker vergrößert. Ungeätzt, 666 \times vergr. (im Original 1000 \times).

Werte, die sich von den normalen nur um wenige Hundertteile (höchstens 10 vH) unterscheiden. Dieser Unterschied ist aber zu gering, als daß hieraus auf einen schädlichen Einfluß dieser Einschlüsse geschlossen werden könnte.

Phosphor und Schwefel.

Unterlagen.

Bei einigen Aluminiumsorten wurden sehr deutliche Kontaktabzüge mit Gaslichtpapier erhalten. Da Karbide, wie oben bemerkt, diese Erscheinung in stärkerem Maße nicht hervorzurufen vermögen, lag die Annahme nahe, daß die Wirkungen durch Reaktionserzeugnisse, die reduzierend auf die Silbersalze einwirken, hervorgerufen werden. In erster Linie konnte die Anwesenheit zersetzlicher Phosphor- und Schwefelverbindungen vermutet werden.

Chemische und metallographische Prüfung.

Um die Frage der Löslichkeit von Phosphor und Schwefel in Aluminium grundsätzlich zu

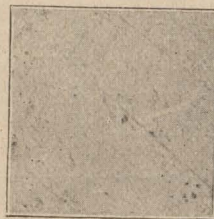


Abb. 20.
Dasselbe wie in Abb. 18.
Fußende der Probe.
Ungeätzt, 166 \times vergr.
(im Original 250 \times).

prüfen, wurden Legierungsversuche teils durch unmittelbaren Zusatz von Phosphor und Schwefel, teils durch Einleiten von SO_2 durchgeführt. Der Phosphor- und Schwefelgehalt am Kopfe der Proben (Zahlentafel 1, Versuch 22, 25 und 26) war recht beträchtlich und betrug bei Phosphor bis 1,4 vH, bei Schwefel bis 0,7 vH, während am Fußende der Blöckchen nur rd. 0,08 vH

Zahlentafel I. Fremdstoffeinschlüsse im Aluminium.

Nr.	Material	Fremdstoffe	Vorgang Geschmolzen	Schmelzbedingungen		Analyse vH					Mechanische Prüfung Gewalzt von 17 mm auf 0,5 mm		Metallogr. Prüfung Gefüge		Abb. Nr.	
				Schmelz- temperatur °C	Tiegel- baustoff	C	P	S	Na	ungeglüht Festig- keit kg/mm ² 0,0	Deh- nung 0,0	geglüht 1/2 St. bei 400 °C Festig- keit kg/mm ² 0,0	Deh- nung 0,0	Art		Flächen- anteil vH
1	Handsaluminium	Al ₂ O ₃	unter Luftzutritt	1400 bis 1500	Tonerde	—	—	—	—	—	—	—	Al + Eut. + Al ₂ O ₃	99 1	1	
2	desgl.		desgl.	1400 bis 1500	Kohle	—	—	—	—	—	—	nicht ermittelt	Al + Eut. + Al ₂ O ₃	98 2	2	
3	desgl.		im Sauerstoffgebläse	—	—	—	—	—	—	—	—	—	Al + Eut. + Al ₂ O ₃	97 3	—	
4	desgl.		unter Einleiten von Sauerstoff	1400 bis 1500	Kohle	—	—	—	—	—	21,7	* 12 30	Al + Eut. + Al ₂ O ₃	97 3	—	
5	Aluminiumbronze		—	—	—	92 Cu + 8 Al					nicht ermittelt	Al + Eut. + Al ₂ O ₃	92 8	3 4 5		
6	Chromnickelstahl		—	—	—	2,5 Ni + 1 Cr + 0,3 C										
7	Handsaluminium		unter lebhaftem Umrühren	900	Kohle	—	—	—	—	—					—	—
8	desgl.		unter Luftzutritt	1300 bis 1500	Tonerde	—	—	—	—	—					—	—
9	Aluminium I	C	unter normalen Betriebs- bedingungen	—	—	0,025	—	—	—	—	nicht ermittelt	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	100 —	100 —	—	
10	Aluminium II		desgl.	—	—	0,021	—	—	—	—						—
11	Aluminium III		desgl.	—	—	0,013	—	—	—	—						—
12	Aluminium IV		desgl.	—	—	0,03	—	—	—	—						—
13	Aluminium V		desgl.	—	—	0,02	—	—	—	—						—
14	desgl.		desgl.	—	—	0,01	—	—	—	—	—	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	100 —	100 —	—	
15	Aluminium-Kohlenstoff		unter Kohlegries	1500	Tonerde	0,18	—	—	—	—	—	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	99 1	99 1	8	
16	desgl. <div>oben desgl. <div>unten</div></div>		unter Einleiten von Kohlenoxyd	1500	Kohle	0,07	—	—	—	—	22	* 11 25	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	99 1	100 —	9
						0,02	—	—	—	—			Al + Eut. + Al ₄ C ₃			—

17	Aluminium-Kohlenstoff	C	oben	1300 bis 1500	Kohle	0,18	—	—	—	—	—	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	99 1	10
	desgl.		unten	1300 bis 1500	Kohle	0,04	—	—	—	—	—	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	100	11
18	desgl.		oben	1300 bis 1500	Magnesit	0,17	—	—	—	nicht ermittelt	nicht ermittelt	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	99	12, 13, 15
19	desgl.	S	oben	1300 bis 1500	desgl.	0,03	—	—	—	—	—	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	99	14
	desgl.		unten	1300 bis 1500	desgl.	0,02	—	—	—	—	—	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	100	—
20	Aluminium I		oben	—	—	—	0,0015	—	—	nicht ermittelt	nicht ermittelt	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	100	27, 32
21	Aluminium II	P	oben	—	—	—	0,0012	—	—	—	—	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	100	—
	Aluminium-Phosphor		unten	900	Kohle	1,38	—	—	—	26	11	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	94	16, 23
22	Aluminium-Schwefel		unten	1500	Kohle	0,08	—	—	—	—	—	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	100	17
23	Aluminium I	S	oben	—	—	—	—	0,0018	—	nicht ermittelt	nicht ermittelt	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	100	—
	Aluminium II		unten	—	—	—	—	0,0011	—	—	—	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	100	—
24	Aluminium-Schwefel		unten	1500	Kohle	—	—	0,69	—	22	12	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	98,5	18, 19, 24-26
25	desgl.	Na	unten	900	desgl.	—	—	0,08	—	—	—	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	100	20
	Aluminium-Gußsteiger		Mitte	—	—	—	—	0,12	—	—	—	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	99	—
26	desgl.		Rand	—	—	—	—	0,006	—	nicht ermittelt	nicht ermittelt	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	nicht ermittelt	—
27	Aluminium I	Na	oben	—	—	—	—	0,012	—	—	—	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	desgl.	—
	Aluminium II		unten	—	—	—	—	—	—	—	—	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	—	—
28	Aluminium I		unten	650	Tonerde	—	—	—	—	20	11,3	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	100	33
29	Aluminium II	Na	unten	—	—	—	—	—	—	—	—	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	100	—
	Aluminium IV		unten	—	—	—	—	—	—	—	—	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	100	—
30	Aluminium-Natrium		unten	—	—	—	—	—	—	—	—	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	100	—
31	Aluminium-Natrium	Na	unten	—	—	—	—	—	—	—	—	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	99,7	—
	Aluminium-Natrium		unten	—	—	—	—	—	—	—	—	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	0,3	—
	Aluminium-Natrium		unten	—	—	—	—	—	—	—	—	Al + Eut. + Al ₄ C ₃	—	—

* außerhalb der Meßlänge gebrochen.

Phosphor und Schwefel nachgewiesen werden konnte. Durch die mikroskopische Überprüfung wurden die Ergebnisse bestätigt. In Abb. 16 und 17 sind die Schliffbilder der phosphorreichen und phosphorarmen Zonen wiedergegeben (Zahlentafel 1, Versuch 22). Die schwefelhaltigen Proben zeigen im Kopfende des Blöckchens ein Gefüge nach Abb. 18 (Abb. 19 in stärkerer Vergrößerung), in ihrem Fußende dagegen ein Gefüge, wie es Abb. 20 wiedergibt (Zahlentafel 1, Versuch 25).

Die Schliffbilder der phosphor- und schwefelarmen Zonen gleichen im großen und ganzen denen des normalen Aluminiums, dagegen sind in den phosphor- und schwefelreichen Zonen eigentümliche Einschlüsse zu beobachten. Eine genaue Prüfung der Einschlüsse ergibt übereinstimmend mit der chemischen Analyse, daß es sich um Phosphide und Sulfide des Aluminiums, wahrscheinlich von der Formel Al_3P und Al_2S_3 handelt. Die Einschlüsse zeigen in der Regel sehr unscharfe Umrisse, was offenbar mit ihrer großen Zersetzlichkeit zusammenhängt. Hieraus erklärt sich auch, daß auf den Schliff-

trachtet werden. Ihre Anreicherung in den oberen Teilen der Gußblöckchen läßt auf eine erhöhte Löslichkeit bei sehr hohen Temperaturen schließen.

Wenn die Phosphide und Sulfide in so geringen Mengen vorhanden sind, daß sie vom Aluminium in fester Lösung aufgenommen werden, ist es nicht möglich, sie im Schliffbilde zu

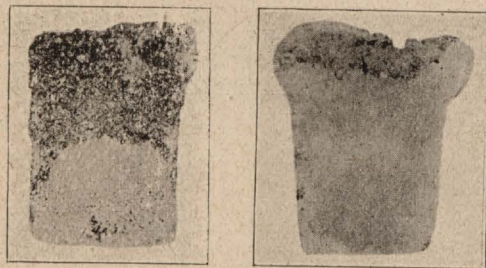


Abb. 23. Dasselbe wie in Abb. 21. Einwirkungsdauer 1 Min. Entwickelt, $\frac{3}{4}$ nat. Größe.

Abb. 24. Kontaktabzug einer schwefelhaltigen Probe. Einwirkungsdauer 1 Min. Unentwickelt, $\frac{3}{4}$ nat. Gr.

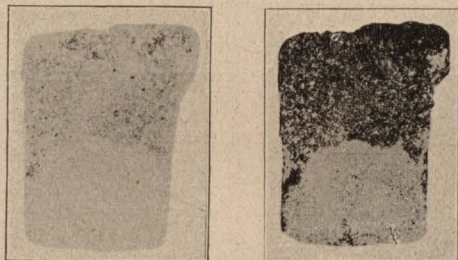


Abb. 21. Kontaktabzug einer phosphorhaltigen Probe. Einwirkungsdauer 1 Min. Unentwickelt, $\frac{3}{4}$ nat. Gr.

Abb. 22. Dasselbe wie in Abb. 21. Einwirkungsdauer 10 Min. Unentwickelt, $\frac{3}{4}$ nat. Gr.

flächen fast gleich nach ihrer Herstellung deutliche, häufig schon mit bloßem Auge sichtbare Ausblühungen zu beobachten sind. Bei der Betrachtung im binokularen Mikroskop ähneln diese Ausblühungen häufig denjenigen, welche beim Benetzen des Aluminiums mit Quecksilbersalzen entstehen und die Fäden von mehreren Zentimetern Länge ergeben. Da diese Einschlüsse nur teilweise im Fokus liegen, erscheinen sie im Lichtbild mehr oder weniger unscharf. Durch bloßes Benetzen mit Wasser werden sie schon zersetzt. Unter dem Mikroskop wird dabei lebhaft Gasentwicklung wahrgenommen.

Aus den Untersuchungsergebnissen muß geschlossen werden, daß Phosphor und Schwefel in den Grenzen von einigen Zehntausendteilen vom Aluminium in fester Lösung aufgenommen werden, so daß sie als freie Gefügebestandteile nicht auftreten. Erst beim Überschreiten dieser Grenzen, die bei höchstens 0,05 vH liegen, können sich freies Aluminiumphosphid und Aluminiumsulfid bilden. Demnach müssen auch diese Einschlüsse als mechanische Beimengungen be-

erkennen und über ihre Verteilung irgendwelche Angaben zu machen. Dieser Mangel wird durch das Kontaktverfahren beseitigt. Das Verfahren gestattet, noch ganz geringfügige Anreicherungen dieser Verunreinigungen leicht nachzuweisen. Es entspricht genau dem oben beschriebenen. Die günstigsten Versuchsergebnisse erhält man bei einer Einwirkungsdauer von 10 Min. Kürzere und längere Einwirkungsduer führten einerseits zu unzureichenden, andererseits zu übertriebenen Wirkungen. Insbesondere entstehen auch zu starke Übertreibungen durch Entwickeln, so daß man auf diese Weise keine scharfen Abzüge erhält.

In Abb. 21 bis 23 sind Kontaktabzüge einer phosphorhaltigen Probe wiedergegeben (Zahlen-

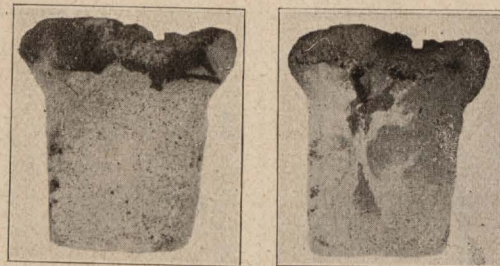


Abb. 25. Dasselbe wie in Abb. 24. Einwirkungsdauer 10 Min. Unentwickelt, $\frac{3}{4}$ nat. Gr.

Abb. 26. Dasselbe wie in Abb. 24. Einwirkungsdauer 1 Min. Entwickelt, $\frac{3}{4}$ nat. Gr.

tafel 1, Versuch 22); beim Kontaktabzug, Abb. 21 und 22, betrug die Einwirkungsduer 1 bzw. 10 Min. ohne nachfolgende Entwicklung, Abb. 23 gibt dagegen einen Kontaktabzug von derselben Probe nach einer Einwirkungsduer von 1 Min. wieder, die nachträglich entwickelt worden ist. Bei den schwefelhaltigen Proben (Zahlentafel 1, Versuch 25) wurden nach Abb. 24 bis 26 die

gleichen Ergebnisse erhalten. Aus den Abbildungen geht hervor, daß die Proben nach einer Einwirkung von 1 Min. Dauer noch nicht alle Gefügeeinheiten wiedergeben, während die entwickelten Proben zum Teil Flächen ohne Einzelheiten, zum Teil überentwickelte Stellen auf-

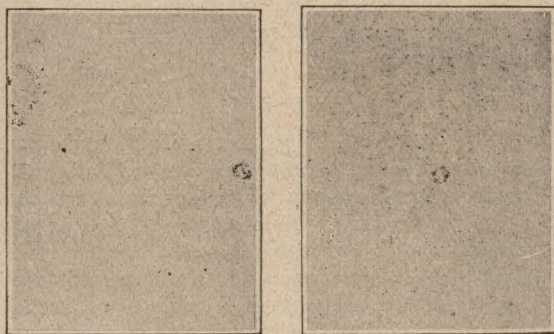


Abb. 27. Kontaktabzug einer Handelsaluminium-Probe. Einwirkungsdauer 10 Min. Unentwickelt, $\frac{45}{100}$ nat. Gr.

Abb. 28. Dasselbe wie in Abb. 27. Einwirkungsdauer 60 Min. Unentwickelt, $\frac{45}{100}$ nat. Gr.

weisen. Bei der entwickelten Probe treten häufig Flecken auf, die infolge von Blasenbildung zwischen dem Schliff und der Schicht des photographischen Papiers entstehen.

Ein Vergleich mit den Ergebnissen der mikroskopischen Untersuchung zeigt, daß Einwirkungen auch an denjenigen Schliffstellen sichtbar sind, wo bei der mikroskopischen Prüfung keine Einschlüsse nachweisbar waren. Die Reaktion scheint hiernach außerordentlich empfindlich zu sein, so daß leicht größere Phosphid- und Sulfidgehalte vorgetäuscht werden, als sie der Wirklichkeit entsprechen. Zur Überprüfung wurden auch einige Aluminiumproben

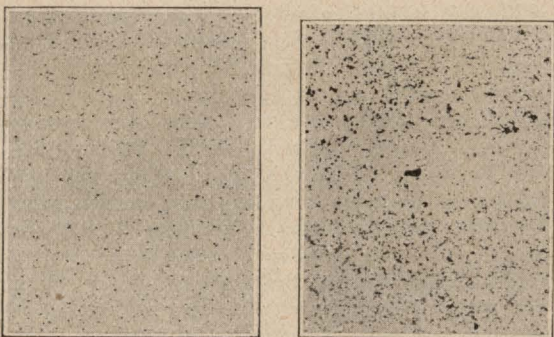


Abb. 29. Dasselbe wie in Abb. 27. Einwirkungsdauer 10 Min. Entwickelt, $\frac{45}{100}$ nat. Gr.

Abb. 30. Dasselbe wie in Abb. 27. Einwirkungsdauer 60 Min. Entwickelt, $\frac{45}{100}$ nat. Gr.

normaler Herstellung chemisch und zum Teil mit Hilfe des Kontaktverfahrens auf ihren Phosphor- und Schwefelgehalt geprüft. In Zahlentafel 1, Versuch 20, 21, 23 und 24 sind die Ergebnisse mitgeteilt. Der Gehalt an diesen nichtmetallischen Einschlüssen war sehr

gering, er erreichte im Höchstfall einen Wert von 0,002 vH. In den Schliffbildern ließen sich infolgedessen keine Phosphide und Sulfide nachweisen. Dagegen versprach das Kontaktverfahren infolge seiner höheren Empfindlichkeit einige Aussicht auf Erfolg.

Im Abb. 27 ist der Kontaktabzug einer Handelsaluminium-Probe (Zahlentafel 1, Versuch 20 und 23) nach 10 Min. Einwirkungs-dauer ohne nachträgliche Entwicklung wiedergegeben. Spuren, aus denen man auf die Anwesenheit von Phosphid- und Sulfideinschlüssen schließen könnte, finden sich in der Abbildung nicht vor. Erst nach einer Einwirkungs-dauer von 60 Min., Abb. 28, werden deutliche Wirkungen sichtbar. Offenbar liegen in der Abbildung bereits starke Übertreibungen vor, da bei einer so langen Einwirkungs-dauer chemisch kaum noch nachweisbare Mengen deutliche Wirkungen auf dem Gaslichtpapier hervorrufen. Zu noch größeren Übertreibungen führt, wie Abb. 29 und 30 zeigen, die Entwick-

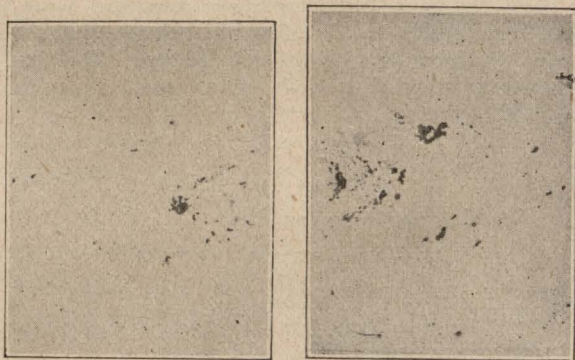


Abb. 31. Kontaktabzug einer Handelsaluminium-Probe mit Lunkerstellen. Einwirkungs-dauer 2 st. Entwickelt, $\frac{45}{100}$ nat. Gr.

Abb. 32. Dasselbe wie in Abb. 31. Einwirkungs-dauer 2 st. Entwickelt, $\frac{45}{100}$ nat. Gr.

lung. Wie gering die bei den entwickelten Kontakten zu erreichende Übereinstimmung ist, veranschaulichen Abb. 31 und 32 nach zweistündiger Einwirkungs-dauer. Die Bilder stimmen zwar im großen und ganzen in der Anordnung überein, im Hinblick auf die Einzelheiten herrscht aber große Verschiedenheit.

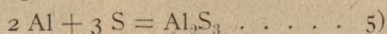
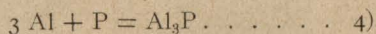
Die Kontaktabzüge, Abb. 31 und 32, stammen von der Lunkerseite des gleichen Blockes, der an seinen gesunden Stellen die Abzüge Abb. 27 bis 30 ergab. Darauf geht hervor, daß die Phosphide und Sulfide besonders an den Lunkerstellen angereichert sind. Darauf deutet schon der vermehrte Phosphor- und Schwefelgehalt in den oberen Teilen der untersuchten Gußblockchen. Eine chemische Überprüfung der Ergebnisse ist daher in jedem Fall anzuraten, da aus den Kontaktabzügen allein nicht ohne weiteres auf den tatsächlichen Phosphor- und Schwefelgehalt geschlossen werden kann.

Dem Phosphor- und Schwefelgehalt ist bis jetzt in den Betrieben sowie beim Prüfen des

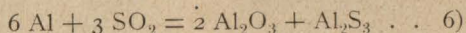
Aluminiums wenig Aufmerksamkeit geschenkt worden. Diese Beimengungen scheinen im Handelsaluminium nur in sehr geringen Mengen aufzutreten und nur selten Anlaß zu Störungen zu geben. Indes dürften diese Einschlüsse für die mechanische Widerstandsfähigkeit und Korrosibilität von nicht zu unterschätzender Bedeutung sein. Eine Probe von betriebsmäßig hergestelltem Aluminium ergab nach Zahlen-
 tafel 1, Versuch 27, in der Kernzone einen Schwefelgehalt von nur 0,006 vH, an den Fehlerstellen an der Oberfläche 0,012 vH. Er bewegt sich also in sehr niedrigen Grenzen.

Bildungsweise.

Die Bildungsbedingungen des Phosphides und Sulfides scheinen bei der üblichen Betriebstemperatur gegeben zu sein. Die Sulfidreaktion setzt bei etwa 800° C lebhaft ein, während die Bildungstemperatur des Phosphides offenbar noch tiefer liegt. Während der Schwefel beim Sinterverfahren aus dem Generatorgas leicht in die Tonerde gelangt, stammt der Phosphor bereits aus dem Roherz. Die Reaktionen vollziehen sich etwa nach folgenden Gleichungen:



Bei Verwendung von SO_2 :



Bei der Reaktion 6) tritt also außer der Sulfidbildung noch eine Oxydation des Aluminiums zu Tonerde auf.

Mechanische Prüfung.

Die mechanischen Eigenschaften werden wie bei den oxydischen und karbidischen Einschlüssen durch Phosphor und Schwefel nur sehr unwesentlich beeinflusst. Die Güteziffern der kaltgestreckten wie der ausgeglühten Proben sind normal (Zahlen-
 tafel 1, Versuch 22 u. 25); die Abweichungen liegen innerhalb der Versuchsfehlergrenzen.

Natriumeinschlüsse.

Unterlagen.

Wiederholt ist von seiten der Betriebe die Vermutung ausgesprochen worden, daß ein etwaiger Gehalt an Natrium die Eigenschaften des Aluminiums schädlich beeinflusse. Die Höhe des Natriumgehaltes wird viel umstritten. Die zur Verfügung gestellten Proben sollten einen Natriumgehalt von 0,5 vH aufweisen. Eine Nachprüfung der Proben bestätigte diese Angaben nicht. Der Natriumgehalt lag unterhalb 0,02 vH (Zahlen-
 tafel 1, Versuch 28 und 29). Ein höherer Natriumgehalt konnte dagegen im Aluminium anderer Herkunft festgestellt werden (Zahlen-
 tafel 1, Versuch 30, 0,06 vH). Der Umstand, daß von vielen Seiten bei frühern Untersuchungen vielfach höhere Natriumgehalte gefunden worden sind, beruht wohl zum größten Teil auf der grund-

sätzlichen Schwierigkeit der Natriumbestimmung. Durch Präzisionsanalysen war es nicht möglich, Natriumgehalte festzustellen, die sich auch nur annähernd in den mutmaßlichen Grenzen bewegten. Demnach dürften Natriumgehalte über einige Zehntausendteile im Aluminium nur in den allerseltensten Fällen vorhanden sein.

Metallographische Prüfung.

Um den Einfluß größerer Natriummengen auf das Gefüge und auf die mechanischen Eigenschaften kennen zu lernen, wurden Legierungen mit höchstem erreichbarem Natriumgehalt hergestellt und untersucht. Durch starkes Verrühren des Natriums mit dem Aluminium ist es schließlich gelungen, Legierungen mit einem Natriumgehalt von höchstens 0,1 bis 0,14 vH zu erhalten (Zahlen-
 tafel 1, Versuch 31). Diese Legierungen wurden beim Liegen an feuchter Luft bereits angegriffen, indem sie sich mit einer matten weißlichen Haut überzogen. Diese Oberflächenschichten zeigten stark alkalische Reaktion; tiefergehende Zersetzungserscheinungen sind bei den Proben nicht beobachtet worden.

Gefügebestandteile, aus denen man auf die Anwesenheit von Natrium in den Schliffbildern

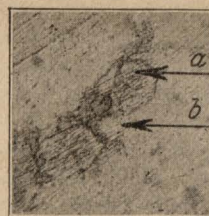


Abb. 33.

Natriumhaltiges Aluminium.
 a = Natrium-Einschlüsse,
 b = Aluminium-Grundmasse.
 Ungeätzt, 333× vergr.
 (im Original 500×).

schließen könnte, wurden bei der mikroskopischen Untersuchung nicht ermittelt. Erst nachdem die Schliffe längere Zeit der Luft ausgesetzt waren, zeigten sich Zonen in Form von rundlichen Höfen, die auf einen Zersetzungs-
 vorgang schließen lassen. In den Höfen ist in der Regel ein dunkler Kern zu sehen, der vielleicht als Natrium angesprochen werden kann. In Abb. 33 (Zahlen-
 tafel 1, Versuch 31) sind solche Höfe mit dunklen Kernen a veranschaulicht. Eine völlige Feststellung dieser Kerne als metallisches Natrium war vorerst nicht möglich. Ist das Natrium in so geringen Mengen vorhanden, daß es im Aluminium noch eben gelöst wird, so könnten diese Körner den zufällig ersten Angriffspunkten, von denen aus die Zersetzung eingeleitet wurde, entsprechen. Jedenfalls ist es nicht möglich, bei analytisch ermittelten Gehalten von rd. 0,1 vH die Anwesenheit von Natrium mikroskopisch einwandfrei festzustellen. Legierungen mit einem noch höhern Natriumgehalt lassen sich fast überhaupt nicht darstellen. Die Löslichkeitsgrenze dürfte auf keinen Fall 0,1 vH übersteigen. Auf Gaslichtpapier ist das natriumhaltige Aluminium ohne Einfluß.

Bildungsweise.

Da sich das Natrium nur sehr schwer mit dem Aluminium legiert, so dürfte beim normalen Betriebsgang kaum die Möglichkeit bestehen, durch irgendwelche selbst ganz unsachgemäße Behandlung größere Mengen Natrium in das Aluminium einzuführen. Das übliche Handelsaluminium ist praktisch fast frei von Natrium.

Mechanische Prüfung.

Wie alle bis jetzt behandelten mechanischen Einschlüsse, so beeinflusst auch das Natrium die Eigenschaften des Aluminiums nicht besonders nachteilig. Die Festigkeits- und Dehnungswerte der kaltgereckten und der ausgeglühten Proben liegen durchaus innerhalb der Sollgrenzen (Versuch 31).

Schlußfolgerungen und Betriebstechnisches.

Die Untersuchungen zeigen, daß Fremdstoffeinschlüsse im Aluminium nur in sehr geringen Mengen auftreten. Es ist zumeist sehr schwer, sie überhaupt nachzuweisen. Nur wenn solche Einschlüsse in sehr großen Mengen vorhanden sind, können sie von Einfluß auf die Walzbarkeit und die mechanischen Eigenschaften sein, und zwar auch nur dann, wenn sie in großen, makroskopisch gut erkennbaren Nestern auftreten. Doch zeigen selbst dann, wie aus der Prüfung der mechanischen Eigenschaften hervorgeht, die fremdstoffhaltigen Proben nur Abweichungen, die fast durchweg in den Versuchsfehlergrenzen liegen und die 10 vH nicht übersteigen. Zweifellos dürfte aber die Kerbzähigkeit leiden.

Das System Wolfram-Molybdän¹⁾.

Im Anschluß an eine Arbeit von F. A. Fahrwald²⁾, der an Mischungen von gepreßtem Wolfram- und Molybdänpulver durch Untersuchungen des Kleingefüges feststellte, daß wahrscheinlich eine ununterbrochene Reihe von Mischkristallen in diesem System vorliege, untersuchten W. Geiss und van Liempt³⁾ eingehend dieses Zweistoffsystem.

Für die Versuche wurden Wolfram und Molybdän, die als reines Pulver vorlagen, zu Stäbchen gepreßt und gesintert. Das Kleingefüge der Legierungen stellte außer Zweifel das Bestehen einer lückenlosen Reihe von Mischkristallen fest.

Um dieses Ergebnis zu bestätigen, wurde der Temperaturkoeffizient des elektrischen Widerstandes zwischen 20 und 100° C

$$\alpha = \frac{\Delta}{t} \cdot \frac{\Delta W}{\Delta t}$$

bestimmt. Die Versuchsergebnisse zeigt Zahlentafel 1.

Zahlentafel 1. Temperaturkoeffizienten der Wolfram-Molybdän-Legierungen.

Atom-hundertteile Mo	$\alpha \cdot 10^3$	Atom-hundertteile Mo	$\alpha \cdot 10^3$
0,00	4,82	26,8	3,04
0,745	4,56	44,2	2,91
1,51	4,43	66,5	3,14
5,24	4,01	88,5	3,75
17,6	3,26	100,0	4,57

1) Z. f. Metallk. Bd. 14 (1922) S. 176/77*.

2) Trans. Amer. Inst. Min. Eng. 1916 S. 145.

3) Z. f. an. u. allg. Chem. Bd. 128 (1923) S. 355/60*.

Sind diese Einschlüßnester frei von Lunkern und Blasen, so dürften sie kaum irgend einen Einfluß auf die Walzbarkeit ausüben. Nun pflegen aber in der Nähe solcher Einschlüsse vielfach Gasblasen aufzutreten (infolge der mechanischen Entbindung). Insofern dürften also die Fremdstoffe, wenn sie in beträchtlichen Mengen auftreten, immerhin eine gewisse Gefahr bedeuten. Starke Anreicherungen können von gleich schädlichem Einfluß sein wie Blasen und Hohlräume. So beträchtliche Anreicherungen treten aber in dem handelsüblichen Aluminium fast nie auf.

Trotzdem werden die Bestrebungen des Betriebes darauf hinausgehen müssen, der Anwesenheit von Fremdeinschlüssen nach Möglichkeit vorzubeugen. Zu diesem Zwecke überläßt man denn auch in manchen Betrieben das Metall vor dem Vergießen im Tiegel einer Klärung. Die Maßnahme verfolgt den Zweck, die im Bad verteilten Brennstoffteilchen zur Abscheidung zu bringen. Auch soll gleichzeitig der Guß auf diese Weise entgast werden. Die Ansichten über den Wert dieses Verfahrens sind aber ziemlich geteilt.

Nach den Versuchsergebnissen sind also die Fremdstoffeinschlüsse von keinem besonders schädigenden Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften und die Walzbarkeit, wohl aber dürften sie, wenn sie in Gemeinschaft mit Lunkern und Hohlräumen auftreten, zu Oberflächenfehlern führen. In allen diesen Fällen liegt aber nur dann eine Berechtigung vor, die Oberflächenfehler auf fremde Einschlüsse zurückzuführen, wenn diese auch metallographisch im Arbeitsgut nachgewiesen werden können.

Die zeichnerische Darstellung des Temperaturkoeffizienten als Abhängige der atomaren Zusammensetzung gibt das charakteristische Bild für eine lückenlose Reihe von Mischkristallen. Auffallend ist die verhältnismäßig kleine Zunahme des elektrischen Widerstandes im System Wolfram-Molybdän von noch nicht 60 vH gegenüber demjenigen des reinen Bestandteiles, während bei den Gold-Silberlegierungen die Zunahme etwa 500 vH, und bei den Gold-Kupfer-Legierungen mehr als 800 vH beträgt. Die Störungen des elektrischen Leitvermögens von Wolfram durch Zusatz von Molybdän sind mithin verhältnismäßig gering. Eine Erklärung hierfür glauben die Verfasser in der weitgehenden Übereinstimmung zwischen Wolfram und Molybdän zu finden, nämlich in ihrer Stellung im periodischen System, der weitgehenden Ähnlichkeit des Elektronensystems, der Gleichheit des atomaren Leitvermögens, der gleichen Gitterstruktur und der gleichen Gitterkonstanten. Daß die für die Messungen verwandten Proben von äußerster Reinheit waren, zeigen die außerordentlich hohen Temperaturkoeffizienten für α_{20}^{100} , welche noch größer sind als die (1919) von Holborn angegebenen, vergl. Zahlentafel 2.

Zahlentafel 2. Temperaturkoeffizienten von Wolfram und Molybdän.

	Wolfram	Molybdän
Geiss und van Liempt . .	$4,82 \cdot 10^{-3}$	$4,57 \cdot 10^{-3}$
Holborn	4,67	4,36

A. Schulze.