

Der Einfluß von Silizium und Eisen auf die Eigenschaften des Aluminiums.

Von J. Czoehralski.

Forschungsarbeit des Ausschusses für Aluminium und Leichtlegierungen der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde. — Metallographische und mechanische Prüfung von Aluminiumsorten mit verschiedenen Gehalten an Eisen-Silizid und Silizium-Eutektikum. Ungleichmäßige Verteilung und oberflächliche Anreicherungen des Eutektikums. Walzbarkeit. Stellen verschiedener Härte der Barren und Bleche. Betriebstechnisches und Betriebsmaßnahmen. (Vorgetragen auf der Hauptversammlung der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde, Berlin 1923.)

Der Gehalt an Eisen- und Silizium-Eutektikum.

Es wird allgemein die Ansicht vertreten, daß die Anomalien beim Verwalzen des Aluminiums mit dem Gehalt an Eisen und Silizium-Eutektikum im Zusammenhange stehen. Man stellt sich den Vorgang etwa so vor, daß das Eisen-Eutektikum infolge seiner größeren Härte das Aluminium unhomogen mache und diese mechanischen Widerstandsunterschiede Sprödig-

Metallographische Prüfung.

Um diese Frage eindeutig zu beantworten, wurden Aluminiumsorten mit verschiedenen Gehalten an Eisensilizid und Silizium-Eutektikum einer metallographischen und mechanischen Prüfung unterzogen. Die Ergebnisse sind in der Zahlentafel 1 zusammengestellt worden.

Eine Übersicht der Schliffbilder mit steigendem Eisensilizid- und Siliziumgehalt ist in den Abb. 1 bis 6 wiedergegeben und zwar ent-

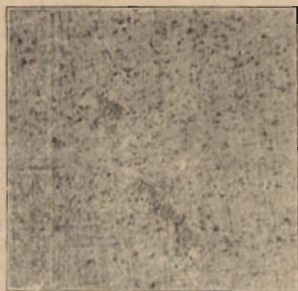


Abb. 1. Aluminium mit 0,6 vH Fe. Einschlüsse Al_3Fe ; Grundmasse Al. Ungeätzt. 900 \times vergr. (Im Original 1000.)

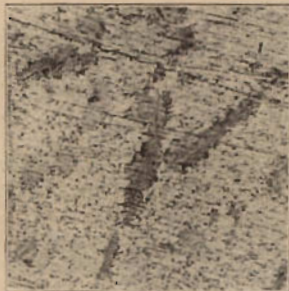


Abb. 2. Aluminium mit 4,6 vH Fe. Einschlüsse Al_3Fe ; Grundmasse Al. Ungeätzt. 900 \times vergr. (1000.)

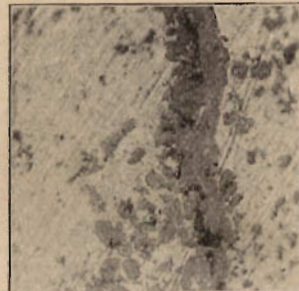


Abb. 3. Aluminium mit 10 vH Fe. Einschlüsse Al_3Fe ; Grundmasse Al. Ungeätzt. 900 \times vergr. (1000.)

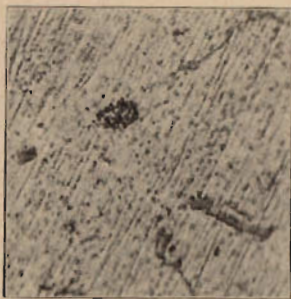


Abb. 4. Aluminium mit 0,5 vH Si. Si-Al-Eutektikum dunkel; Al-Grundmasse hell. Ungeätzt. 900 \times vergr. (1000.)

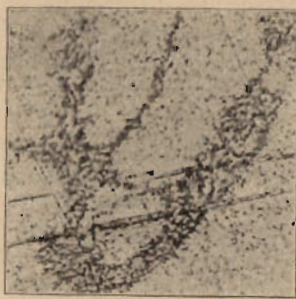


Abb. 5. Aluminium mit 3,1 vH Si. Si-Al-Eutektikum dunkel; Al-Grundmasse hell. Ungeätzt. 900 \times vergr. (1000.)

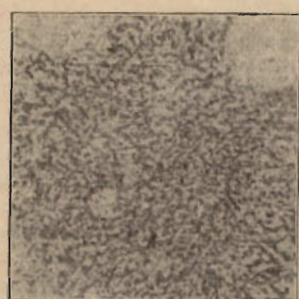


Abb. 6. Aluminium mit 8,0 vH Si. Si-Al-Eutektikum dunkel; Al-Grundmasse hell. Ungeätzt. 900 \times vergr. (1000.)

keiten und Kantenrisse verursachen. Ein Vergleich zweier Aluminiumsorten verschiedener Herkunft ergab einen Eisengehalt bei Aluminium I von 0,68 vH, bei Aluminium II von 1,35 vH, also etwa den doppelten Gehalt, während hinsichtlich des Siliziumgehaltes kein nennenswerter Unterschied bestand (0,64 zu 0,54 vH). Ein Walzversuch bei 420° C (2 st Vorwärmdauer) ergab auch, daß das Aluminium II spröder war. Beim vierten Stich wurden an den Barren große matte Flecken beobachtet. Beim Weiterwalzen wurden diese Stellen blasig und rissig.

sprechen Abb. 1 bis 3 einem Eisengehalt von rd. 0,5, 5 und 10 vH. Der Umrechnungsfaktor des prozentualen Flächenanteiles der Verbindung Al_3Fe auf Gewichthundertteile Eisen ist 0,46. Abb. 4 bis 6 entsprechen einem Siliziumgehalt steigend von rd. 0,5, 3 und 8 vH. Beim Silizium-Eutektikum ist der Umrechnungsfaktor auf Gewichthundertteile Silizium 0,14, dagegen der der freien Silizium-Kristalle 0,93. Die aus den Gefügebildern errechneten Gehalte an Eisen und Silizium stimmen mit den analytischen Befunden gut überein (vgl. Zahlentafel I, Versuch 1 bis 12).

Ein grundsätzlicher Unterschied zwischen dem Gefüge von Eisensilizid-Aluminium und Silizium-Aluminium besteht insofern, als das Silizium-Aluminium ein ausgesprochenes Eutektikum aufweist, während im Eisensilizid-Aluminium die Verbindung Al_3Fe meist in groben Kristallen auftritt. Bei 13 bis 14 vH Si wird der gesamte Querschnitt von Eutektikum ausgefüllt, vergl. Abb. 7, während bei noch höheren

In Abb. 10 ist das Gefügebild einer Probe wiedergegeben, die sowohl Eisen als auch Silizium in größeren Mengen enthält (Zahlentafel 1, Versuch 16). In dem dunklen Silizium-Aluminium-Eutektikum (a) liegen die Kristalle (b) der Verbindung Al_3Fe . Häufig sind diese Kristalle in groben Nadeln ausgeschieden. Offenbar bilden beide Bestandteile ein Doppelseutektikum, denn sie treten fast regelmäßig gemeinsam auf.

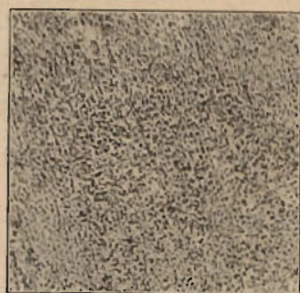


Abb. 7. Aluminium mit 14 vH Si. Im gesamten Querschnitt eutektisch. Ungeätzt. 225 \times vergr. (250).



Abb. 8. Aluminium mit 26,6 vH Si. Übereutektisch. a) Si-Kristalle, primär b) Al-Si-Eutektikum. Ungeätzt. 225 \times vergr. (250).

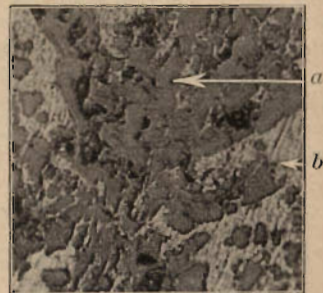


Abb. 9. Aluminium mit rd. 30 vH Fe. a) Al_3Fe -Kristalle b) Al-Kristalle. Ungeätzt. 900 \times vergr. (1000).

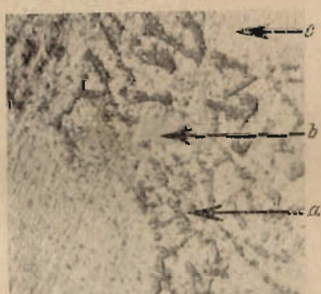


Abb. 10. Aluminium mit Eisen und Silizium. a) Al-Si-Eutektikum b) Al_3Fe -Kristalle c) Aluminium-Kristalle. Ungeätzt. 1020 \times vergr. (1130).



Abb. 11. Aluminium-Walzbarren. Eisenreiche Stelle aus der Kernzone. Einschlüsse Al_3Fe ; Grundmasse Al. Ungeätzt. 225 \times vergr. (250).



Abb. 12. Aluminium-Walzbarren. Siliziumreiche Stelle. Al-Si-Eutektikum dunkel; Al-Grundmasse hell. Ungeätzt. 225 \times vergr. (250).

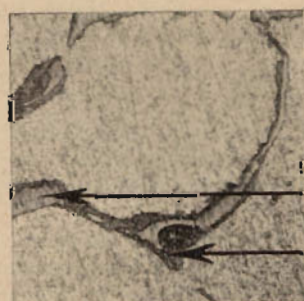
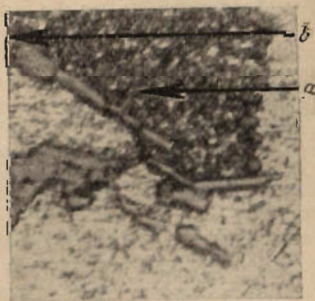


Abb. 13. Aluminium-Walzbarren. Eisen- und siliziumreiche Stelle. a) Al-Si-Eutektikum b) Al_3Fe -Kristalle. Ungeätzt. 605 \times vergr. (750).

Abb. 14. Aluminium-Walzbarren, wie Abb. 13, aber stark vergrößert. Ungeätzt. 1215 \times vergr. (1350).



Gehalten das Silizium in groben Kristallen primär angeschieden wird, vergl. Abb. 3. Das Schliffbild einer sehr eisenreichen Legierung ist in Abb. 9 wiedergegeben. Bei einem Eisengehalt von etwa 40 vH besteht die Legierung nur noch aus der Verbindung. Zahlentafel 1, Versuch 13 bis 15 enthält die näheren Zahlenangaben.

In den Konzentrationsgrenzen, in denen Silizium und Eisen im Handelsaluminium vorkommen, tritt das Doppelseutektikum dagegen nicht häufig auf. Das Eisensilizid-Eutektikum ist zu meist frei von Silizium, wie dies Abb. 11 veranschaulicht (Zahlentafel I, Versuch 17). Abb. 11 entspricht einer an Eisensilizid besonders einer an dieser Verbindung reichen Stelle.

Aber auch das Silizium-Eutektikum scheint in diesen Konzentrationsbereichen vielfach gesondert sich auszuscheiden, wie es Abb. 12 zeigt, die von der gleichen Probe stammt.

Diese Beobachtungen schließen aber das gemeinsame Auftreten der Eutektika nicht aus. Bei Proben, die aus den mittleren Zonen desselben Gußblockes stammten, also langsam abkühlten, kann das Doppeleutektikum in größerer Menge beobachtet werden, Abb. 13 und 14 veranschaulichen dies. Die Al_3Fe Kristalle (b) sind im Silizium-Eutektikum (a) eingebettet.

Eine besondere Ausscheidungsart des Eutektikums ist in den Abb. 15 und 16 wiedergegeben worden. Auch diese Abbildungen sind der gleichen Probe Zahlentafel I, Versuch 17, ent-

dem wäre noch die Bildung einer festen Lösung von Silizium in Eisen (rd. 20 vH Si) oder von Silizium in der Eisen-Aluminiumverbindung möglich.

Das Aluminium scheint zu den Metallen zu gehören, die eine größere Neigung zu Unterkühlungen besitzen; von Silizium kann dies mit Bestimmtheit behauptet werden. Für die Unterkühlungsfähigkeit des Aluminiums handelsüblicher Zusammensetzung scheint die Beobachtung zu sprechen, daß gelegentlich sowohl das Eisensilizid-, als auch das Silizium-Eutektikum in gewissen Ausscheidungsformen auftreten, die für eine spontane Kristallisation sprechen. Abb. 17 gibt diese Bildungsformen des Eisen-Eutektikums wieder. Die Nadeln von Al_3Fe

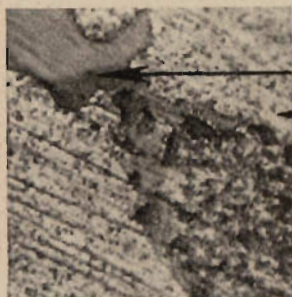


Abb. 15.
Aluminium-Walz-
barren. Eisen- und
siliziumreiche Stelle
mit „Schicht-
kristallen“.
a) „Schichtkristalle“
b) Aluminium-
Grundmasse.
Ungeätzt.
1215 \times vergr. (1350).

Abb. 16.
Aluminium-Walz-
barren. Eisen- und
siliziumreiche Stelle
mit „Schicht-
kristallen“.
a) „Schichtkristalle“
b) Aluminium-
Grundmasse.
Ungeätzt.
1215 \times vergr. (1350).
Andere Schlißstelle
vgl. Abb. 15.

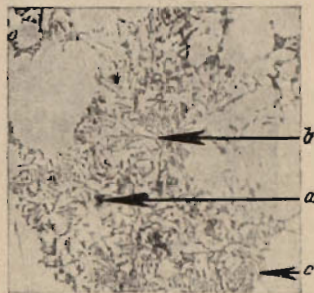
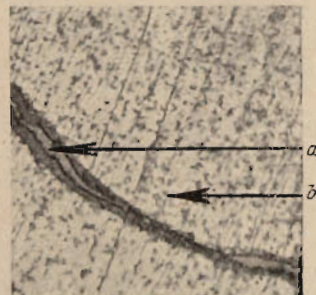


Abb. 17. Aluminium-Walzbarren.
Eisenreiche Stelle. Radial ange-
ordnete Al_3Fe -Kristalle.
a) Ausgangspunkte für die Kristallisation
b) Al_3Fe -Kristalle
c) Aluminium-Kristalle.
Ungeätzt. 36 \times vergr. (40).

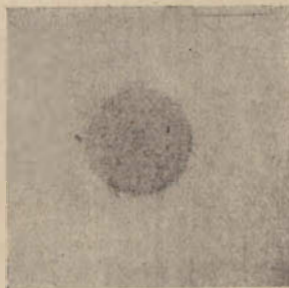


Abb. 18. Aluminium mit eisen-
reichem Einschuß.
Nur geschliffen. Ungeätzt.
 $\frac{9}{20}$ nat. Größe. ($\frac{1}{2}$).

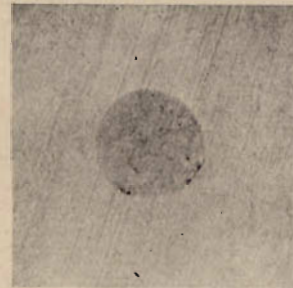


Abb. 19. Aluminium mit silizium-
reichem Einschluss.
Nur geschliffen. Ungeätzt.
 $\frac{9}{20}$ nat. Größe. ($\frac{1}{2}$).

nommen. Man kann beobachten, daß sich einzelne Kristalle des Eutektikums durch verschiedene Färbung auszeichnen. Offenbar sind die Eisenverbindung und das Silizium zu einem Schichtkristall verschmolzen. Vielleicht deutet die Erscheinung auch auf einen Umwandlungsvorgang hin, derart, daß sich das Eisen bei höherer Temperatur mit dem Silizium zu Ferrosilizium verbindet, und daß diese Verbindung sich bei niedrigeren Temperaturen umwandelt. Ebenso gut kann es sich um Doppelverbindungen handeln. Da über die Gegenwart und Beständigkeit dieser Verbindungen jedoch nichts bekannt ist und die Vorgänge thermisch äußerst schwer nachweisbar sind, kann etwas Bestimmtes darüber nicht gesagt werden. Außer-

zeigen meist radiale Anordnung. Die Kristallisation ist offenbar von den dunklen Einschlüssen (a), die als Kristallisationskerne dienten, ausgegangen.

Ehe auf den Einfluß dieser Beimengungen auf die mechanischen Eigenschaften eingegangen wird, soll noch gezeigt werden, in welcher Weise die Farbe des Aluminiums von dem Gehalt an Eisen und Silizium abhängig ist.

Es ist wiederholt beobachtet worden, daß die eisenreichen Aluminiumsorten grau, beinahe bleifarbig sind, während die reineren Aluminiumsorten sich durch eine mehr silberweiße Farbe auszeichnen. Diese Angaben konnten durch Rekonstruktion bestätigt werden (Zahlentafel I, Versuch 18). Die dunkle Mittelzone,

vergl. Abb. 18, entspricht einem Aluminium mit 5 vH Fe, während die hellen Teile Aluminium mit rd. 0,6 vH Fe wiedergeben. Demnach wird durch das Eisen die Farbe des Aluminiums ungünstig beeinflusst. Von der gleichen Wirkung ist das Silizium, vergl. Abb. 19 (Zahlentafel I, Versuch 19). Auch in diesem Falle ist ein,

wenn auch nicht so deutlicher Farbenunterschied festzustellen. Die dunklere Farbe dürfte sich indes wohl nur dort als nachteilig erweisen, wo auf dekorative Wirkung Wert gelegt wird. Bei Aluminium mit 1 bis 2 vH Fe oder Si ist der Unterschied übrigens nicht sehr erheblich.

Zahlentafel I. Gehalt an Eisen-Silizium-Eutektikum.

Nr.	Material	Dicke der Probe mm	Zustand der Probe	Probe-Entnahmestelle W = parallel zur Walzrichtung	Analyse in vH			Mechanische Prüfung						Metallographische Prüfung		Abb. Nr.
					Fe	Si	Al	F kg/mm²	D vH 11,3 V _q	K vH	T°	B	H kg/mm²	Gefüge Art	Fl vH	
Chemisch-Metallographisches																
1	Handels-Aluminium	40	Gußzustand	Querschnitt	0,6	0,5	Rest	nicht geprüft						Al ₃ Fe + Al	1 99	1
2	Aluminium mit steigendem Eisengehalt	40	dgl.	dgl.	1,1	0,5	"	dgl.						Al ₃ Fe + Al	2 98	—
3		40			2,1	0,5	"							Al ₃ Fe + Al	4 96	—
4		40			2,9	0,5	"							Al ₃ Fe + Al	6 94	—
5		40			4,6	0,5	"							Al ₃ Fe + Al	10 90	2
6		40			10,0	0,5	"							Al ₃ Fe + Al	20 80	3
7	Aluminium mit steigendem Siliziumgehalt	40	dgl.	dgl.	0,6	0,5	"	dgl.						Si-Eut. + Al	3,5 96,5	4
8		40			0,6	1,0	"							Si-Eut. + Al	7 93	—
9		40			0,6	2,1	"							Si-Eut. + Al	14 86	—
10		40			0,6	3,1	"							Si-Eut. + Al	21 79	5
11		40			0,6	6,3	"							Si-Eut. + Al	48 52	—
12		40			0,6	8,0	"							Si-Eut. + Al	56 44	6
13	Silizium-reiches Aluminium	40	dgl.	dgl.	0,6	14	"	dgl.						Si-Eut. + Al	100 —	7
14		40			2,4	26,6	"							Si-Krist. + Si-Eut.	20 80	8
15	Eisenreiches Aluminium	40	dgl.	dgl.	rd. 30	0,5	"	dgl.						Al ₃ Fe + Al	65 35	9
16	Eisen- u. siliziumreiches Aluminium	40	dgl.	dgl.	2,4	26,6	"	dgl.						Al ₃ Fe + Si-Krist. + Si-Eut.	5 0 95	10
17	Handels-Aluminium	Walzbarren	dgl.	Randzone				dgl.						Al ₃ Fe + Al	5 95	—
				Mittelzone										Al ₃ Fe + Al	10 90	11
				beliebiger Querschnitt										Si-Eut. + Al	8 92	12
				Mittelzone	—	—	—							Al ₃ Fe + Si-Eut. + Al	6 9 85	13 u. 14
				beliebiger Querschnitt										Schicht-Kristalle + Al + Eut.	8 92	15 u. 16
				Mittelzone										Al ₃ Fe + Al	15 85	17

Zahlentafel I (Fortsetzung).

Nr.	Material	Dicke der Probe mm	Zustand der Probe	Probe-Entnahmestelle W = parallel zur Walzrichtung	Analyse in vH			Mechanische Prüfung							Metallographische Prüfung		Abb. Nr.
					Fe	Si	Al	F kg/mm ²	D vH 11,3√q	K vH	T ^o	B	H kg/mm ²	Gefüge Art	Fl vH		
Farbenvergleich																	
18	Aluminium mit eisenreichen Einschlüssen	20	dgl.	Kern Einschuß	0,5 0,5	0,5 0,5	Rest "	Silberweiß Bleigrau							nicht ermittelt		18
19	Aluminium mit siliziumreichen Einschlüssen	20	dgl.	Kern Einschuß	0,5 0,5	0,5 0,5	" "	Silberweiß Grau							dgl.		19
Mechanische Eigenschaften																	
20	Aluminium I	9	Warmgewalzt Ausgeglüht bei 500 ^o	W	0,59	0,68	"	11,8 10,8	30+ 26,9	69 73	14 11	— 1,25	30 26,5	Al ₃ Fe + Al	1 99	—	
21	Aluminium II	18	Warmgewalzt Ausgeglüht bei 500	W	1,2	0,5	"	10,4 10,1	30 29	61 64	12,5 12,5	— 2,25	28,5 26,5	Al ₃ Fe + Al	2,5 97,5	—	
22	Aluminium I	10	Warmgewalzt Ausgeglüht bei 500 ^o	W	1,42	0,94	"	12 10,2	26 30	67 79	22 14	— 1,6	30 26,5	Al ₃ Fe + Al	3 97	—	
Walzbarkeit																	
23	Aluminium I	0,5	Warmgewalzt von rd. 120 auf 10 mm, dann kaltgewalzt auf 0,5 mm	W	0,59	0,68	"	23,8	3,8	Walzbarkeit gut, in beiden Fällen ohne Unterschied				Al ₃ Fe + Al	1 99	—	
24	Aluminium I	0,5	dgl.	W	1,42	0,94	"	22,8	3,8					Al ₃ Fe + Al	3 97	—	

+ Bruch am Ende der Meßlänge

Mechanische Prüfung.¹⁾

Wie aus den in Zahlentafel I, Versuch 20, 21 und 22 niedergelegten Werten der mechanischen Prüfung hervorgeht, kann dem erhöhten Eisengehalt kein übermäßig schädlicher Einfluß auf die Eigenschaften des Aluminiums zugeschrieben werden. Die Untersuchungen geschahen an warmgewalzten Proben von 9 mm bis 18 mm Dicke, sowie an Proben, die nachträglich bei 500^o ausgeglüht worden sind. Dabei ergaben sich, daß die mechanischen Eigenschaften¹⁾ eisenarmer und eisenreicher Proben Abweichungen zeigen, die fast durchweg in den Versuchsfehlergrenzen liegen und 10 vH nicht übersteigen. Nur hinsichtlich der Kontraktion und Torsion liegen die Abweichungen etwas über 10 bis 20 vH und zwar zu Gunsten des eisenreicheren Materials. Die Reihenfolge der Gütezißern der Proben ist steigend 22, 20 21,

¹⁾ Es bedeutet in den Zahlentafeln:

F = Festigkeit kg/mm² B = Biegung
D = Dehnung vH H = Härte kg/mm²
K = Kontraktion vH Fl. vH = Flächen vH
T = Torsion^o

also höchster, geringster, dann mittlerer Eisengehalt. Demnach kann dem Eisen in diesem Falle ein nachteiliger Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften nicht zugeschrieben werden.

Der Einfluß des Eisens macht sich erst bei wesentlich höheren Zusatzmengen bemerkbar, wie aus einer Untersuchung von Schirmeister¹⁾ hervorgeht. Aus seinen Schaubildern ergeben sich folgende Zahlen:

Eisen-Gehalt vH	Festigkeit kg/mm ²	Dehnung vH	Härte kg/mm ²
2	11,8	33	33
4	12,5	28	37
6	12,4	21	38
10	11,9	10	43

Die Festigkeit nimmt also bis 3 vH mit dem Eisengehalt etwa proportional zu und zwar so, daß 1 vH Fe etwa einer Festigkeitszunahme von 1 kg/mm² entspricht; ein weiterer Eisenzusatz

¹⁾ Ferrum Bd. 14 (1916/17), S. 28.

übt dann nur noch einen sehr geringen Einfluß aus. Die Dehnung wird dagegen in der Weise beeinflußt, daß sie durch 1 vH Fe um etwa 2 vH herabgesetzt wird. Etwa die gleiche Wirkung übt auch das Silizium aus, solange die im Aluminium praktisch vorkommenden Gehalte nicht nennenswert überschritten werden. Die beiden Beimengungen können daher bei Ermittlung der Festigkeitszahlen addiert werden.

Betriebstechnisches.

Betrachtet man in diesem Zusammenhange die Frage der Walzbarkeit, so ergibt sich bei einem Eisen- und Siliziumgehalt von 2 vH eine Erhöhung der Festigkeit um 1 kg/mm² und eine Erniedrigung der Dehnung um 2 vH. Die Annahme, daß diese geringfügigen Änderungen der mechanischen Eigenschaften die Walzbarkeit in dem Maße beeinflussen, daß eine In-

homogenität des Materials hervorgerufen wird, die zu Walzfehlern Veranlassung geben könnte, erscheint wenig wahrscheinlich. Die größere Festigkeit des Aluminiums könnte sich nur in der Weise äußern, daß das Metall beim Walzen einen größeren Kraftaufwand erfordern und ferner vielleicht leichter zur Rissebildung, besonders an den Kanten, neigen würde. Die Risse müßten sich aber gleichmäßig über den ganzen Querschnitt erstrecken. Auf keinen Fall kann ein höherer Gehalt an Eisensilizid- und Silizium-Eutektikum das Auftreten örtlicher Fehler erklären.

Würde der erhöhte Eisen- und Siliziumgehalt tatsächlich die Walzarbeit herabsetzen, so müßte es möglich sein, durch Änderung der Walztemperatur diesen Unterschied auszugleichen. Nach den Ergebnissen von Warm-Zerreißversuchen und dem Stande der Betriebs-

Zahlentafel 2. Verteilung des Eutektikums in Nestern und Zonen.

Nr.	Material	Dicke der Probe mm	Zustand der Probe	Probe-Entnahmestelle W = parallel zur Walzrichtung	Analyse in vH			Mechanische Prüfung				Metallographische Prüfung				Abb. Nr.
					Fe	Si	Al	F kg/mm ²	D vH	K vH	H kg/mm ²	Gefüge Art	Fl vH	Korngröße mm	Verteilung des Eutektikums	
1	Aluminium III	20	warmgewalzt	W	1,34	0,7	Rest	10,8	26,5	54,3	33,3	Al + Eut.	97 3	0,2 0,005	Nester von 0,2 × 1 mm nicht ermittelt	—
2	Aluminium I	10	warmgewalzt	W	1,42	0,94	"	12	26	67	30	Al +	97	0,07	gleichmäßig	20
3		0,5	kaltgewalzt					22,8	3,8	nicht ermittelt		Eut.	3	0,005	nicht ermittelt	—
4	Aluminium I	9	warmgewalzt	W	0,59	0,68	"	11,8	30	69	30	Al +	99	0,05	Nester von 0,3 × 1,5 mm	21
5		0,5	kaltgewalzt					23,8	3,8	nicht ermittelt		Eut.	1	0,005	nicht ermittelt	—
6	Aluminium IV	120	Gußzustand	Kern	0,68	0,55	"	7,8	6,0	13	28,2	Al + Eut.	99 1	1,5 0,005	viele Nester von 2 × 4 mm	22
7	Aluminium I	119	dgl.	Rand	1,44	0,72	"	11,3	16,7	35	34,2	Al + Eut.	97 3	2,6 0,01	gleichmäßig	—
				Kern	1,64	0,75	"	8,7	3,3	9	33,1	Al + Eut.	96,5 3,5	1,5 0,01	vereinzelte Nester von 0,6 × 0,4 mm	—
8	Aluminium III	20	warmgewalzt	Rand	1,34	0,73	"	10,8	26,5	54,3	33,3	Al +	97	0,2	gleichmäßig	23
				Kern	1,34	0,70	"					Eut.	3	0,005	Nester von 0,2 × 1 mm	24
9	Aluminium I	123	Gußzustand	Rand	0,47	0,51	"	9,5	20	37	30	Al + Eut.	99 1	1,5 0,01	gleichmäßig	—
				Kern	0,53	0,48	"	8,2	12,5	22	29,4	Al + Eut.	99 1	1,5 0,01	viele kleine Nester von 0,3 × 0,15 mm	25 26
10	Aluminium IV	120	dgl.	Rand	0,66	0,55	"	8,7	4,2	7	30,1	Al + Eut.	99 1	3,0 0,005	gleichmäßig	—
				Kern	0,68	0,55	"	7,8	6,0	13	28,2	Al + Eut.	99 1	1,5 0,005	viele Nester von 2 × 4 mm	—
11	Aluminium I	9	warmgewalzt	W	0,59	0,68	"	11,8	30	69	30	Al + Eut.	99 1	0,05 0,005	Nester von 0,3 × 1,5 mm	—
12	Aluminium I	10	dgl.	W	1,42	0,94	"	12	26	67	30	Al + Eut.	97 3	0,07 0,005	gleichmäßig	—

erfahrungen dürfte sich etwa folgende Abhängigkeit der Walztemperatur vom Eisen- und Siliziumgehalt ergeben:

Eisen- u. Silizium- Gehalt in vH	Walztemperatur °C
0,5	490
1,0	410
1,5	420
2,0	430
2,5	440
3,0	450

Bekanntlich enthält die Aluminium-Münzlegierung rd. 3 vH Eisen²⁾. Beanstandungen beim Walzen dieser Legierung sollen sich nicht ergeben haben, sofern nur die zugeordnete Walztemperatur eingehalten wird.

Durch Walzversuche an eisenarmem und eisenreichem Aluminium wurde diese Schlußfol-

Ungleichmäßige Verteilung des Eutektikums in Nestern und Zonen.

Wiederholt ist vermutet worden, daß durch das Eisensilizid- und Silizium-Eutektikum die Homogenität des Aluminiums beeinträchtigt wird; die Walzfehler sollen mit den damit bedingten mechanischen Widerstandsunterschieden im Zusammenhang stehen. Weiter wird vermutet, daß die Inhomogenität sich sogar in einer verschiedenen Zusammensetzung der Gußblöcke am Rande und im Kern äußern soll. Auf Grund chemischer Untersuchungen wird eine Anreicherung des Eiseneutektikums am Umfang angenommen. Überprüfungen der Versuche bestätigten jedoch diese Angaben nicht, es konnte sogar Gegenteiliges festgestellt werden.

Metallographische Prüfung.

Zahlreiche Proben wurden daher auf die Verteilung der Eutektika untersucht. Es wurde dabei festgestellt, daß in den meisten Fällen

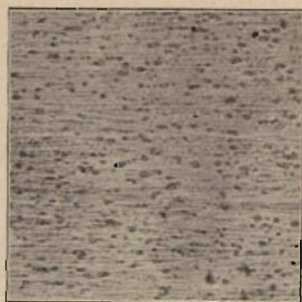


Abb. 20. Gewalztes Aluminium mit gleichmäßig verteiltem Eutektikum. Ungeätzt. 67,5 \times vergr. (75).

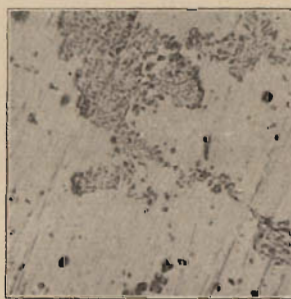


Abb. 21. Gewalztes Aluminium mit ungleichmäßig verteiltem Eutektikum. Ungeätzt. 67,5 \times vergr. (75).



Abb. 22. Aluminium-Walzbarren mit ungleichmäßig verteiltem Eutektikum. Ungeätzt. 40,5 \times vergr. (45).

gering bestätigt, wie aus den Versuchen 23 und 24 (Zahlentafel 1) hervorgeht. Die Versuche wurden hinsichtlich Temperatur und Querschnittabnahme unter gleichen Bedingungen durchgeführt; die Unterschiede in den Festigkeitszahlen betragen nur 5 vH und liegen somit in den Versuchsfehlergrenzen. Die Walzbarkeit der Blöcke war gut und in beiden Fällen nicht verschieden. Die Proben waren frei von jeglichen Bruchstellen und Kantentrissen.

Betriebsmaßnahmen.

Das Einhalten der in der Zahlentafel bezeichneten Temperaturen ist in zweierlei Hinsicht von Vorteil:

1. erfordert die Walzarbeit in diesen Temperaturbereichen den geringsten Kraftaufwand,
2. ist die Dehnbarkeit und Kontraktionsfähigkeit des Metalles ziemlich am größten, die Neigung des Metalles zu Bruch- und Rissebildung also am geringsten.

(Versuch 1 bis 6, Zahlentafel 2) die Verteilung der Eutektika nicht eine völlig gleichmäßige ist, sondern daß kleine an Eutektikum arme und reiche Stellen abwechseln. Die Zonen erstrecken sich auf etwa 0,2 bis 0,5 mm², gelegentlich können aber auch bis zu 8 mm² große Felder, insbesondere bei Gußblöcken, beobachtet werden. Abb. 20 gibt das Gefüge einer Probe wieder, die sich durch eine gleichmäßige Verteilung des Eutektikums auszeichnet (Versuch 2, Zahlentafel 2), während Abb. 21 und 22 Proben anderer Herkunft entstammen (Versuch 4 und 6, Zahlentafel 2), bei denen das Eutektikum ungleichmäßig verteilt ist. In Abb. 22 tritt die Erscheinung in besonders starkem Maße hervor.

Zur Nachprüfung der Annahme, daß ein Unterschied im Eisengehalt zwischen Rand und Kern bestehe, wurden Proben verschiedener Herkunft daraufhin untersucht (Versuch 7 bis 10, Zahlentafel 2). Es konnten im Eisengehalt zwischen Rand und Kern Abweichungen bis zu etwa 0,2 vH festgestellt werden, während hinsichtlich des Siliziumgehaltes sich praktisch keinerlei Unterschiede ergaben. Dieser geringe Unterschied kann aber nicht Ursache der Oberflächenfehler sein, dies um so weniger,

²⁾ Neuerdings wird für diesen Zweck auch Reinaluminium verwendet.

als die Eisensilizid-Anreicherungen sich nicht in den Rand-, sondern nur in den Kernzonen vorfinden. Schliffbilder von eisenärmeren Randzonen und eisenreicheren Kernzonen entsprechen etwa den Abb. 20 und 21 (Versuch 7, Zahlentafel 2). In den Randzonen ist das Eutektikum gleichmäßig verteilt als in den Kernzonen; der Mengenanteil an Eisensilizid ist der Analyse entsprechend in den Kernzonen etwas größer als in den Randzonen. Bei der planimetrischen Bestimmung muß auf die Verteilung des Eutektikums Rücksicht genommen werden. Abb. 23 und 24 entsprechen Proben von praktisch gleichem Eisen- und Siliziumgehalt (Versuch 8, Zahlentafel 2) infolge der ungleichmäßigen Verteilung erscheint die Probe der Abb. 24 eutektikumärmer, während bei sorgfältiger Prüfung unter Zuhilfenahme starker Auflösung

gewalzten Versuchsstücke wiedergegeben. Sie weisen ebenfalls keine nennenswerten Unterschiede auf. Die anscheinend abweichenden Werte bei Versuch 6 sind darin begründet, daß die Probe im Gußzustand geprüft wurde. Die Probe kann daher zu Vergleichszwecken nicht herangezogen werden. Den Versuchsergebnissen gemäß kann also der Verteilung des Eisen- und Silizium-Eutektikums ein merklicher Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften nicht zugeschrieben werden, sofern sich die Beanspruchung auf Bereiche erstreckt, die im Vergleich zu den Einschlußnestern verhältnismäßig groß sind.

Da die absolute Menge des Eutektikums, wie aus dem ersten Abschnitt hervorgeht, die mechanischen Werte nur in der Weise beeinflußt, daß die Festigkeit durch 1 vH Fe und Si um

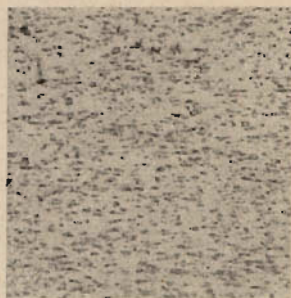


Abb. 23.

Gewalzt. Aluminium.
Randzone mit gleichmäßig verteiltem Eutektikum. Ungeätzt.
40,5 \times vergr. (45).

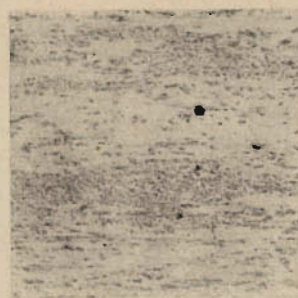


Abb. 24.

Gewalzt. Aluminium.
Kernzone mit ungleichmäßig verteiltem Eutektikum. Ungeätzt.
40,5 \times vergr. (45).

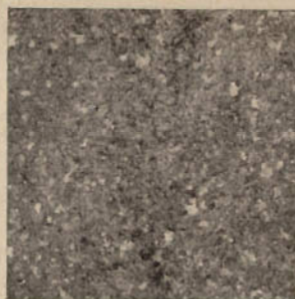
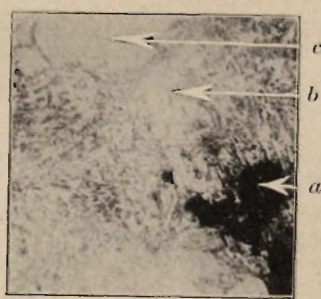


Abb. 25.

Aluminium-Walzbarren m. Lunkerstellen in der Kernzone. Geätzt m. 10 vH-haltiger Flußsäure u. konzent. Salzsäure³⁾.
7/10 nat. Größe. (3/4).

Abb. 26.
Aluminium-Walzbarren m. Lunkerstellen in der Kernzone (vgl. Abb. 25).
a) Hohlraum
b) Al_3Fe -Kristalle
c) Aluminium-Kristalle.
Ungeätzt. 36 \times vergr. (40).



übereinstimmende Eutektikumgehalte sich ergeben.

Mechanische Prüfung.

Eine mechanische Prüfung der Versuchsreihen (Zahlentafel 2, Versuch 1 bis 6) ergab nur Unterschiede in den mechanischen Eigenschaften, die innerhalb der Versuchsfehlergrenzen liegen. Nur bei der warmgereckten eisenarmen Probe (Versuch 4, Zahlentafel 2) liegt die Dehnung um etwa 10 vH höher als bei den eisenreichen Proben (Versuch 1 und 2, Zahlentafel 2). In Versuch 3 und 5 (Zahlentafel 2) sind die mechanischen Werte der kalt-

1 kg/mm² erhöht, die Dehnung um 2 vH erniedrigt wird, so dürften die geringen Abweichungen in dem Eisengehalt der Rand- und Kernzonen bei Versuch 9, Zahlentafel 2, bei dem der Unterschied zwischen Rand und Kern am größten ist und etwa 0,2 vH beträgt, in den mechanischen Eigenschaften nicht mehr zum Ausdruck kommen, da die Festigkeitszunahme nur rd. 0,2 kg/mm², die Dehnungsabnahme rd. 0,5 vH betragen würde. In Wirklichkeit finden sich aber zwischen Rand- und Kernzone sehr erhebliche Unterschiede hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften vor, und zwar liegt bei der Versuchsreihe 7 bis 9, Zahlentafel 2, die Festigkeit der Kernzone im Mittel um 18 vH tiefer, die Dehnung und Zusammenziehung um etwa 60 vH. Nur bei Versuch 10, Zahlentafel 2, liegen Dehnungs- und Kontraktionswerte im allgemeinen 30 bzw. 50 vH höher, als die der Randzonen. Im großen und ganzen sind aber

³⁾ J. Czochralski: Hauptarten der Ätzerscheinungen und der metallogr. Ätzverfahren. „Stahl u. Eisen“ Bd. 35 (1915) S. 1073.

Die Flußsäure wird zweckmäßig mit Alkohol verdünnt in dem Verhältnis: 10 bis 20 cm³ Flußsäure auf 100 cm³ absoluten Alkohol. Kurzes Nachätzen der Schlitze in konz. Salzsäure hat sich als sehr brauchbar erwiesen.

die Kernzonen mechanisch schwächer als die Randzonen.

Da bei der metallographischen Untersuchung keine Gefügeanomalien vorgefunden wurden, aus denen man auf das eigentümliche Verhalten des Metalles schließen könnte, müssen offenbar noch Mängel anderer Art vorliegen, auf die die mechanischen Schwächen der Kernzonen zurückgeführt werden können. In erster Linie dürften Gußfehler und Lunkerbildungen in Frage kommen. In der Tat konnten auch in den Kernzonen sehr häufig Lunkerräume in großer Zahl festgestellt werden. Abb. 25, die einer solchen Probe entstammt (Versuch 9, Zahlentafel 2), gibt eine Übersichtsaufnahme derartiger Lunkerbildungen wieder, Abb. 26 zeigt einen Ausschnitt aus dem Bild in stärkerer Vergrößerung. Es ist bemerkenswert, daß die Lunkerräume

Einige Feststellungen scheinen diese Annahme zu rechtfertigen.

Metallographische Prüfung.

An der Oberfläche der Gußblöcke sind häufig an einzelnen Stellen streußelkuchenartige Ausbildungen der Oberflächenschicht zu beobachten. In Abb. 27 (Versuch 1, Zahlentafel 3) ist diese Erscheinung in etwa $13\frac{1}{2}$ facher Vergrößerung wiedergegeben worden, gelegentlich können aber auch Körnchenbildungen bis zu etwa 3 mm Dmr. beobachtet werden. Diese Erscheinung tritt nun besonders an den Stellen auf, an denen der Guß nicht satt an der Formwandung anliegt, sondern ein freier Zwischenraum verbleibt. Offenbar werden die zuletzt erstarrenden Anteile der Schmelze aus dem Blockinnern an die Oberfläche herausgepreßt. Die Erstarrung des Aluminiums erfolgt unter starker Zusammen-



Abb. 27.
Aluminium mit
Warzen.
In schwach ge-
ätzttem Zustand
angeliefert.
 $13,5 \times$ vergr.
(15).

zumeist in der Nähe der eisenreicheren Stellen auftreten, was durchaus mit den Vorgängen beim Erstarren (Seigern) im Einklang steht.

Betriebstechnisches.

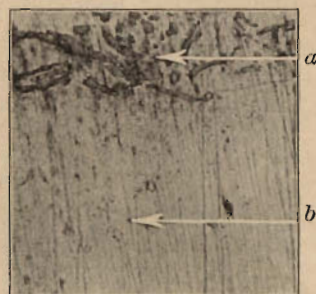
Es besteht nunmehr die Frage, ob die mechanischen Widerstandsunterschiede von Rand- und Kernzone einen Einfluß auf die Walzbarkeit der Gußbarren ausüben. Dem scheint zunächst die Erfahrung zu widersprechen, da fast alle Gußbarren diese Unterschiede zwischen Rand- und Kernzonen aufweisen und sich trotzdem keinerlei Anstände dieser Art bei normaler Betriebsführung ergeben. Walzversuche, die mit derartigen Proben und zwar sowohl mit eisenarmem wie mit eisenreichem Material durchgeführt wurden, ergaben keinerlei Unterschiede in der Qualität des Walzgutes (Versuch Nr. 11 und 12, Zahlentafel 2). Nur bei Versuch 12 ist die Dehnung entsprechend dem höheren Eisengehalt etwas geringer. Demnach sind auch die Unterschiede zwischen Kern- und Randzonen von keinem nennenswerten Einfluß auf die Walzbarkeit des Aluminiums, sowie auf die Eigenschaften des bearbeiteten Metalles, obwohl sich im Gußzustand deutliche Unterschiede bei der mechanischen Prüfung ergeben.

Oberflächliche Anreicherung des Eutektikums.

Es ist wiederholt behauptet worden, daß an der Oberfläche der Barren und Bleche häufig Stellen größerer Härte zu beobachten seien.

Abb. 28.

Aluminium mit
Warzen.
a) Warze, eutektikum-
reich,
b) Blockinneres,
eutektikumarm.
Ungeätzt.
 $225 \times$ vergr. (250).



ziehung; dagegen scheint die Erstarrung des Eutektikums unter beträchtlicher Ausdehnung zu erfolgen. Besonders bei eisenreichen Proben (Versuch 2, Zahlentafel 3) scheint dies in hohem Maße der Fall zu sein. Man kann dabei fast regelmäßig beobachten, daß die letzten Reste der Schmelze an die Oberfläche gepreßt werden und dort tropfenartig erstarren. In Abb. 29 sind einige Blöckchen mit dieser Oberflächenausbildung wiedergegeben.

Die mikroskopische Prüfung bestätigt diese Annahme insofern, als in den Warzen starke Anreicherungen an Eutektikum festgestellt werden können. In Abb. 28 (Versuch 1, Zahlentafel 3)

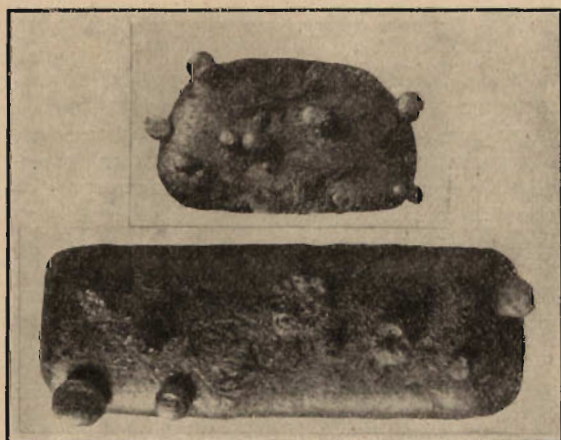


Abb. 29. Aluminium-Eisenlegierung mit Warzen.
Ungeätzt. $\frac{9}{10}$ nat. Größe (nat. Größe).

ist das Gefügebild eines Querschnittes wiedergegeben. Es kann daher wohl angenommen werden, daß das Eutektikum unter Volumenzunahme erstarrt. Die Eutektikum-Anreicherung beträgt stellenweise mehrere Flächenhunderteile. In welchem Betrage sich das Eisensilizid-

scheint, sind die Warzen in großen balkenartigen Kristallen offensichtlich nur von Eutektikum angefüllt.

Häufig treten noch andere Mängel an Aluminium-Walzbarren auf. Die Charakteristik dieser Oberflächenfehler besteht darin, daß sie

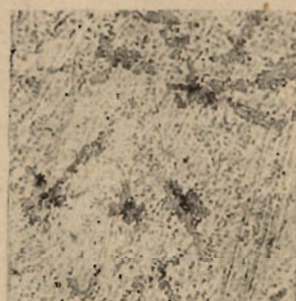


Abb. 30.
Aluminium-Eisen-
legierung mit Warzen.
Querschnitt
durch eine der
Warzen. Ungeätzt.
135 \times vergr. (150).

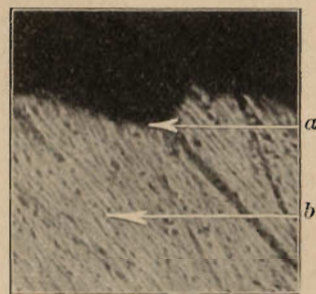


Abb. 31.
Aluminium mit An-
rissen.
a) Fehlerstelle
b) Rand.
Ungeätzt.
67,5 \times vergr. (75).

und das Silizium-Eutektikum an diesem Vorgange beteiligen, ist zunächst noch unbekannt.

Das Gefüge der sehr eisenreichen Warzen, vergl. Abb. 29 (Versuch 2, Zahlentafel 3) zeigt Abb. 30. Während in den Mittelzonen des Probestückes die Verbindung Al_3Fe primär er-

triangelartige Anrißstellen bis zu etwa 5 mm Kantenlänge bilden. Obgleich bei der geprüften Probe (Versuch 3, Zahlentafel 3) ein Unterschied im Eisengehalt zwischen Rand und Kern von rund 0,5 vH festgestellt wurde, konnten örtliche Eisenanreicherungen unmittelbar in der Nähe

Zahlentafel 3. Oberflächliche Anreicherung des Eutektikums.

Nr.	Material	Dicke der Probe mm	Zustand der Probe	Probe-Entnahme- stelle	Analyse in vH			Mechanische Prüfung				Metallographische Prüfung				Abb. Nr.
					Fe	Si	Al	F kg/ mm ²	D vH	K vH	H kg/ mm ²	Gefüge		Korn- größe mm	Verteilung des Eutektikums	
1	Alumi- nium II mit Warzen	nicht ermittelt	Guß- zustand	Fehler- stelle	0,73	0,28	Rest	Material unzureichend				Al + Eut.	— ca. 15	— 0,02	Warze Eut. Anreicherung	27 u. 28
				Kern								Al + Eut.	99 1	1,0 0,005	gleichmäßig	—
2	Eisen- reiches Alumi- nium mit Warzen	25	dgl.	Fehler- stellen	6,13	nicht ermittelt		dgl.				Al + Eut.	88 12	1,2 0,04	dgl.	29 u. 30
				Gußboden	9,83	dgl.						Al + Eut.	80 20	3,15 0,2	dgl.	—
3	Alumi- nium II mit Anrissen	18	warm- gewalzt	Fehler- stellen	1,7	dgl.		dgl.				Al + Eut.	97 3	0,1 0,005	dgl.	31
				Kern	1,2	0,51	Rest	10,4	36	61,5	28,5	Al + Eut.	97 3	0,1 0,005	Zeilen ohne Nester Zeilenabstand 0,09 mm	—
4	dgl.	18	dgl.	Fehler- stellen	Material unzureichend			Material unzureichend				Al +	98	0,2	gleichmäßig	—
				Kern								0,8	0,5	Rest	Eut.	
5	Handels- Alumi- nium	20	Guß- zustand	Einschlüsse	rd. 5,0	rd. 0,5	Rest	nicht ermittelt				Al + Eut.	88 12	0,5 0,02	gleichmäßig	32 bis 34
				Kern	0,5	0,5						Al + Eut.	99 1	0,7 0,005	dgl.	
		0,5	kalt- gewalzt	Ein- ab- schlüsse cd	rd. 5,0	rd. 0,5	Rest	24,1 23,5	2,0 5,3	nicht ermittelt dgl.		Al + Eut.	88 12	nicht be- stimmbar 0,02	dgl.	35 u. 37
				Kern	0,5	0,5		24,0	3,5			dgl.	Al + Eut.	99 1	nicht be- stimmbar 0,05	

der Fehlerstellen nicht nachgewiesen werden. Dies geht aus Abb. 31 hervor, die das Gefüge einer derartigen Stelle im Querschnitt wiedergibt. Die Menge und Verteilung des Eutektikums im metallischen Querschnitt ist normal.

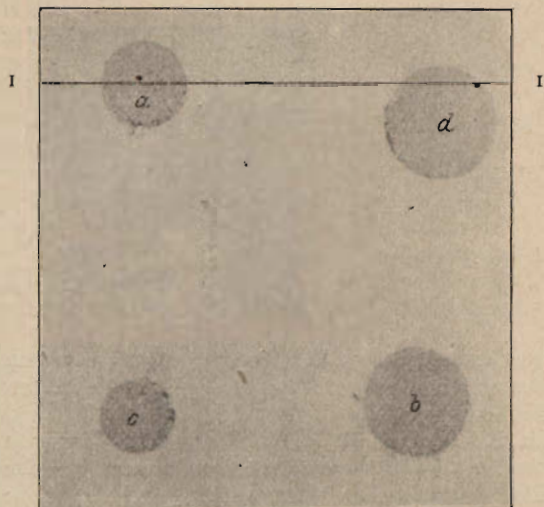


Abb. 32. Aluminium-Gußplatte mit eisenreichen Einschlüssen.

- a) Schlecht verschweißte Einschlüsse
- b) gut verschweißte Einschlüsse.
- c) gut verschweißte Einschlüsse.
- d) gut verschweißte Einschlüsse.

Nur geschliffen; ungeätzt. $\frac{9}{20}$ nat. Größe. ($\frac{1}{2}$).



Abb. 33. Aluminium-Gußplatte mit eisenreichen Einschlüssen. Querschnitt längs der Linie I—I der Abbildung 32.

- a) Gut verschweißte Stelle des Einschlusses d, vgl. Abb. 34.

Nur geschliffen; ungeätzt. $\frac{9}{20}$ nat. Größe. ($\frac{1}{2}$).

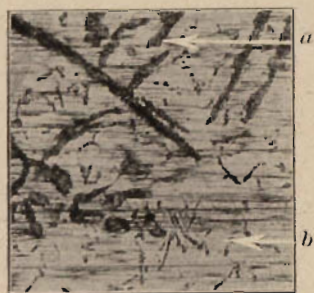


Abb. 34. Aluminium-Gußplatte mit eisenreichen Einschlüssen. Zone a aus der Abb. 33.

- a) Fe-reiche Zone des Einschlusses
- b) Al-Grundmasse.

Ungeätzt. $67,5 \times$ vergr. (75)

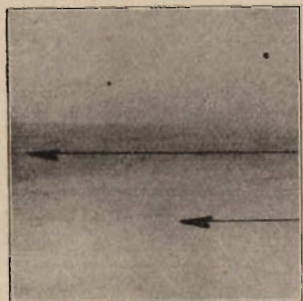


Abb. 35. Aluminium-Gußplatte mit eisenreichen Einschlüssen nach dem Auswalzen.

- a) Ausläufer des eisenreichen Einschlusses
- b) Al-Grundmasse.

Geätzt mit 10 vH-haltiger Flußsäure und konzentrierter Salzsäure. $\frac{1}{5}$ nat. Größe. ($\frac{3}{4}$).



Abb. 37. Aluminium-Gußplatte mit eisenreichen Einschlüssen nach dem Auswalzen. Querschnitt.

- a) Fe-reiche Zone des Einschlusses
- b) Al-Grundmasse.

Ungeätzt. $225 \times$ vergr. (250).

Die Umrisse der Fehlerstelle entsprechen der oberen Begrenzungslinie in der Abbildung. Auch die Prüfung der Probe (Versuch 4, Zahlentafel 3) führte zu gleichen Ergebnissen. Eine Anreicherung des Eutektikums kommt demnach in diesem Falle für die Erklärung der Oberflächenfehler nicht in Frage.

Um ganz sicher zu gehen wurden weitere Versuche in dieser Richtung angestellt. Zu diesem Zwecke wurde eine Aluminiumplatte von $20 \times 200 \times 200$ mm gegossen und während des Erstarrens mit kalottenartigen Einschlüssen einer eisenreicheren Aluminiumlegierung gemäß Abb. 32 versehen (Versuch 5, Zahlentafel 3). Der Eisengehalt der Einschlüsse betrug rd. 5 vH. Von der Platte wurde ein Streifen gemäß Abb. 32 Linie I—I senkrecht zur Oberfläche abgetrennt und metallographisch untersucht. In Abb. 33 ist die Schnittfläche wiedergegeben; die Einschlüsse sind infolge ihrer geometrisch ebenmäßigen Form besonders schön sichtbar. Das mikroskopische Schliffbild einer Übergangszone zwischen dem eisenreichen und dem eisenarmen Material ist in Abb. 34 wiedergegeben. Die großen Unterschiede im Flächenanteil der Verbindung Al_3Fe und das einwandfreie Verschweißen sind deutlich ersichtlich. Die eisenreiche Partie a entspricht den kalottenartigen Einschlüssen, die eisenarme b dem Block. Die Aufnahme entspricht der Schliffstelle a in Abb. 33.

Mechanische Prüfung.

Anschließend wurde das Stück bei etwa 400° ausgeglüht und dann kalt ausgewalzt. Beim ersten Stich fielen die weniger gut verschweißten Einschlüsse heraus, in der Abbildung mit a und b bezeichnet, während die mit c und d bezeichneten Einschlüsse sich einwandfrei bis zu einer Blechdicke von 0,5 mm ohne Aufgabe des metallischen Zusammenhanges strecken ließen. Die äußersten Ausläufer der Einschlüsse nach dem Auswalzen gibt Abb. 35 wieder. Der metallische Zusammenhang ist trotz der hohen Beanspruchung des Materials völlig erhalten geblieben. Eine Aufnahme des ganzen Bleches konnte

wegen der Länge (10 m) nicht erfolgen. Über die genauen Abmessungen und die örtliche Verteilung der Einschlüsse in dem ausgewalzten Blechstreifen gibt Abb. 36 Abschluß.

Daß die örtliche Eisensilizidanreicherung auch in dem ausgewalzten Blech noch vollständig erhalten ist, zeigt Abb. 37. Trotz der äußerst

starken Streckung unterscheiden sich die eisenreichen Zonen a von den eisenärmeren b noch sehr deutlich. Ein Vergleich der Festigkeits- und Dehnungswerte an den verschiedenen Stellen des ausgewalzten Bleches und zwar:

- an den einschlußfreien Stellen,
- an den mit Eisen angereicherten Stellen und
- an den Stellen, an denen die eisenreichen Einschlüsse herausfielen,

ergab keine nennenswerten Unterschiede. An den zuletzt genannten Stellen war die Wirkung

ersten Stich herausfielen, grobe Risse und Bruchstellen zeigt. Diese Feststellung ist von besonderer Bedeutung, wenn auch von vornherein zu erwarten war, daß Blasen oder Hohlräume jeglicher Art einen schädlichen Einfluß auf die Walzbarkeit ausüben. Durch die Hohlräume wird die Übertragung des Walzdruckes auf diese Teile des Querschnittes sehr beeinträchtigt oder völlig verhindert, so daß diese Teile, ähnlich wie beim Zerreißversuch, fast nur auf Zug beansprucht werden. Bei dieser Beanspruchungsart (freier Zug) beträgt die Dehnung nur etwa 20

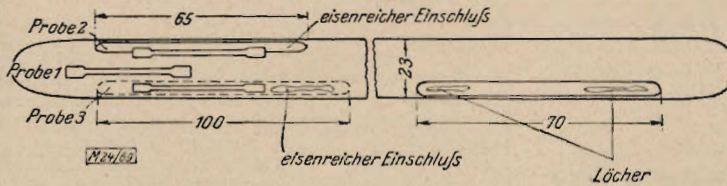


Abb. 36.

Abmessungen und örtliche Verteilung der Einschlüsse im ausgewalzten Blechstreifen.

des Walzens weniger durchgreifend. Die Festigkeit ist demnach etwas geringer, die Dehnung etwas höher als bei den anderen Proben, während die Dehnung der eisenreicheren Stellen wiederum etwas geringer ist als die der eisenarmen Partien. Die Unterschiede sind indes so gering, daß sie zu weitergehenden Schlußfolgerungen nicht berechtigen.

Betriebstechnisches.

Äußerst bemerkenswert ist der Umstand, daß das Versuchsstück beim Walzen an den Stellen, an denen die eisenreichen Einschlüsse bei dem

bis 40 vH. Bei Streckungen oberhalb dieser Grenzen wird also der metallische Zusammenhang völlig zerstört. Massive Querschnitte lassen hingegen wenigstens bei Aluminium Streckungen in fast unbegrenztem Maße zu.

Die Versuchsergebnisse erweisen also eindeutig, daß die Eisenanreicherungen allein keineswegs für das Auftreten von Rissen verantwortlich gemacht werden können. Dagegen liefern sie den eindeutigen Beweis, daß wohl die meisten Bruchbildungen mit ungenügender Dichte des Querschnittes (Blasen, Lunkerräume und dergl.) in Zusammenhang stehen dürften.

An den Vortrag schloß sich der nachstehende

Meinungsaustausch:

Prof. Fraenkel:

Die Warzenbildung ist bemerkenswert. Ich habe seinerzeit gefunden, daß Silizium einer der wenigen Stoffe ist, die unter Ausdehnung kristallisieren; bei Aluminium-Siliziumlegierungen wurde das Herauspressen des Eutektikums in Warzenform häufig beobachtet. Nun wundere ich mich, daß Hr. Czochralski sagt, es kommt nicht auf den Silizium- sondern auf den Eisengehalt an. Ich möchte fragen, ob das Warzen zeigende Metall siliziumfrei war und ob in den Warzen nur Eisen und kein Silizium gefunden worden ist?

Obering, Czochralski:

Soweit mir erinnerlich, trat die Erscheinung nur bei hohem Eisengehalt auf.

Dr.-Ing. Fuß:

Bei meinen Untersuchungen an der Technischen Hochschule, Charlottenburg, konnte ich einen Teil der Probleme des Systems Aluminium-Silizium-Eisen lösen. Die Erscheinung, daß gleichzeitig zwei binäre Eutektika und ein ternäres auftreten können, ist aufgeklärt worden.

Es liegen aus früherer Zeit Forschungen vor von amerikanischen Forschern, welche diese Erscheinung auf ein Eisensilizid im Aluminium zurückführen. Es hat sich aber gezeigt, daß ein Eisensilizid im Aluminium nicht bestehen kann. Nach dem Gürtlerschen Klärkrenzverfahren ist dies einwandfrei festgestellt worden. Es ist, wenn Eisensilizid im Aluminium im flüssigen Zustande vollständig aufgelöst wird, im Gefüge des erstarrten Regulus kein Silizid mehr, sondern nur freies Silizium zu finden.

In jedem einfachen ternären System können infolge von geringfügigen Konzentrationsunterschieden an verschiedenen Stellen der Schmelze, die räumlich sehr nahe beieinander liegen können, statt eines binären und des ternären Eutektikums, wie es für die Gesamtkonzentration theoretisch erforderlich wäre, zwei binäre Eutektika und daß ternäre entstehen. Bei der Erstarrung der Gesamtschmelze wird eben von der einen Konzentration ausgehend, das eine, von der benachbarten, gegen die erste etwas verschobenen, ausgehend, die andere Eutektikale erreicht.

So findet das Auftreten dreier Eutektika im System Aluminium-Eisen-Silizium, und zwar des binären Al_2FeAl , das binären $Al-Si$ und der ternären Al_3Fe_3Si-Al seine Erklärung darin, daß ein Aluminiumblock, auch wenn er noch so sorgfältig gegossen ist, niemals an allen Stellen genau übereinstimmende örtliche Zusammensetzung hat. An einer Stelle überwiegt das Eisen, an der anderen das Silizium, und es tritt dann an den betreffenden Stellen immer das entsprechende binäre Eutektikum mit Aluminium und an den Stellen, wo die drei Phasen zusammentreffen, das ternäre Eutektikum auf.

Unaufgeklärt ist die Erscheinung, daß zwei Phasen, die ein Eutektikum miteinander bilden sollen, sich stellenweise zu einem Kristall vereinigen, so daß Kristallite entstehen, die im Schliffbild in scharf getrennte, gut zu unterscheidende Flächen zerfallen. Nach Ansicht von Hrn. Czochralski handelt es sich um einen neuen Konstituenten, nach meiner Ansicht um eine einfache Aneinanderlagerung der beiden zum System gehörigen Kristallarten Al_2Fe und Si , eine Entartung gewissermaßen des ternären Eutektikums

dadurch, daß die weit überwiegenden primären Kristallmassen von Aluminium das ins Eutektikum gehörige Aluminium sich selbst angegliedert haben — ein häufig beobachteter Fall —, und daß Al_2Fe und Si sich in einem scheinbar einheitlichen Kristallgerippe aneinander gelagert haben. Ganz ähnliche Beobachtungen habe ich gemacht in allen solchen Systemen, in welchen neben Silizium Metalle vorkommen, die im periodischen System beim Eisen stehen, wie Nickel, Kobalt, Chrom, Mangan u. a.

Eine andere Beobachtung, von der Hr. Czochralski sprach, daß verschiedene Eisen-Aluminium-Siliziumlegierungen oft unter Ausdehnung erstarren, kann ich bestätigen. Im Laufe von Versuchen habe ich beispielsweise festgestellt, daß bei Eisen-, Nickel- oder sonst einem Schwermetallzusatz zum Aluminium zunächst noch eine Lunkerbildung auftritt. Je höher jedoch der Zusatz ist, desto geringer wird die Lunkerbildung, und es kommt ein Punkt, wo keine solche mehr auftritt, ja das Metall unter Ausdehnung erstarrt. Erst bei höheren Zusätzen tritt dann wieder eine Lunkerbildung in Erscheinung.

Dr. R. Sterner-Rainer:

Schirmeister hat in seiner bekannten Dissertation (Beiträge zur Kenntnis der binären Legierungen usw., Stahl und Eisen, Bd. 35 [1915] S. 649) erwähnt, daß ein geringer Eisengehalt des Aluminiums bereits das Lunkern vermindere. Schon bei 4 vH Fe sei kaum noch ein Nachsaugen, bei 7 vH Fe schon ein deutliches Treiben zu beobachten. Durch diese Volumvergrößerung werden die zurzeit der Erstarrung noch im flüssigen Zustand befindlichen Anteile der Legierung in mehr oder minder großer Tropfenform an der Oberfläche ausgepreßt. In Übereinstimmung damit steht (was ich im Aluminium-Fachauschuß ja schon erwähnt habe), daß hierfür geeignete Kerne aus einer eisenreichen Aluminiumlegierung, die man in der Gießerei anzuwenden versucht hat, um nicht alle Teile der Form nach jedem Guß zerstören zu müssen, nach einiger Zeit der Verwendung deutlich Warzenbildungen zeigten, die eisenreicher waren als ihre Umgebung. Das deckt sich mit der Erscheinung, die Hr. Czochralski erwähnt hat.

Prof. E. Wetzel:

Der hohe Eisengehalt von ungefähr 6 vH, den der Hr. Vortragende angibt, ist in höherem Grade auffällig.

Das Eutektikum liegt bei etwa 2,5 vH Fe; man könnte sich die Warzenbildung ungefähr so erklären, daß bei der Erstarrung zunächst die Aluminium-Kristalle erstarren und als flüssiger Rest das Eisen-Aluminium-Eutektikum mit 2,5 vH Fe. Ein höherer Eisengehalt ist auffällig.

Allen denen, die sich mit der Metallographie des Aluminiums beschäftigen, möchte ich empfehlen, bei der Herstellung von Schliifen große Sorgfalt aufzuwenden. Das freie Silizium im Aluminium und auch die Verbindung Al_2Fe sind sehr spröde. Beide kristallisieren in schönen großen Lamellen. Beim Schleifen brechen diese Lamellen leicht entzwei, und die Kristalltrümmer durchsetzen regellos das ganze Gesichtsfeld. Man muß deshalb häufig einen solchen Schliff noch ein zweites oder drittes Mal nachschleifen, um das eigentliche Gefüge fehlerfrei zu erhalten.

Dr. Müller:

Hr. Czochralski berichtete uns eben von einer Anreicherung des Eisens bei den Warzenerscheinungen. Ich habe vor einer Reihe von Jahren ungefähr 20 bis 25 vH-haltiges Ferroaluminium in größeren Mengen hergestellt und dabei dieselbe Beobachtung nicht machen können. Ich habe festgestellt, daß in den Warzen und im Block der Legierung fast übereinstimmend gleicher Eisengehalt war. Diese Erscheinung ist mir nicht ganz klar. Ich erinnere mich aber, daß durch eine große Reihe von Analysen diese Beobachtung bestätigt werden konnte. Gerade bei 25 vH-haltigem Ferroaluminium war die Warzenbildung außerordentlich stark. Die Warzen hatten immer den gleichen Eisengehalt wie der Block.

Prof. Dr. Guertler:

Die Stärke einer solchen Warzenbildung kann natürlich sehr wohl eine Funktion der Zusammensetzung sein, und dann ist ebenso der Unterschied der Zusammensetzung zwischen Warze und Hauptmasse natürlich auch eine Funktion der Zusammensetzung. Das hängt eng zusammen mit dem Erstarrungsschaubild. Die Bildung kann sehr wohl bei bestimmten Mengenverhältnissen durch einen Höchstwert gehen und nachher wieder abnehmen. Sie kann bei 7 vH sehr stark sein und bei 25 vH wieder sehr gering. Das Eisenaluminid ist an sich nicht allein deshalb so schädlich, weil es spröde ist (spröde ist auch das Silizium), sondern weil es unter normalen Umständen in Form von großen Platten auftritt.

Bücherschau¹⁾.

Leitfaden für Gießereilaboratorien. Von Dr.-Ing. eh. Bernhard Osann. Zweite, erweiterte Auflage. Julius Springer, Berlin 1924. 62 S. mit 12 Abb. Preis 2,70 G.-M.

Durch das Werkchen ist ein Leitfaden für das Betriebslaboratorium und für alle diejenigen Gießereiente, die keine hüttenmännische Ausbildung gehabt haben, geschaffen worden. Dem Verfasser ist es gelungen, in allgemeinverständlicher Weise eine Beschreibung der hauptsächlichsten in Betriebslaboratorien durchzuführenden Untersuchungen und Bestimmungen zu geben. Übersichtliche und deutliche Abbildungen vervollständigen die Beschreibung. Im ersten Teil der Schrift beschreibt der Verfasser den systematischen Gang der einzelnen Untersuchungen in kurzer, knapper Form, während er im zweiten Teil auf die Chemie eingeht und die chemischen Vorgänge der Analyse erläutert. Der dritte, kurz gehaltene Teil gibt einige allgemeine Anweisungen für die einzelnen chemischen Untersuchungen.

Das Buch kann für die Betriebslaboratorien von Gießereien als Leitfaden empfohlen werden. Es wird auch all denen eine Hilfe sein, die in die analytischen Untersuchungen im Gießereibetriebe einen Einblick nehmen wollen.

Friedrich.

Hilfsbuch für den Metalltechniker. Von Georg Buchner. 3. Aufl. Julius Springer, Berlin 1923. 397 S. mit 14 Abb. Preis geb. 10 G.-M.

Das Buch will eine Einführung in den heutigen Stand der Metall-Legierungskunde geben, die gerade in den letzten Jahren eine gewaltige Entwicklung durch die Forschungsergebnisse der wissenschaftlichen Metallkunde erfahren hat. Der 1. Teil, Allgemeines über die Metalle und Legierungen, führt in die Grundlagen der Metallkunde ein und bringt einige Beispiele von Zustandschaubildern. Etwas störend wirkt, daß bei einigen dieser Schaubilder, z. B. bei den Systemen Blei-Magnesium und Blei-Antimon, die eutektischen Wagerechten fortgelassen sind. Der 2. Teil führt die technisch wichtigen Metalle und Legierungen in alphabetischer Anordnung auf und gibt nähere Ausführungen über verschiedene der wichtigsten Legierungen, z. B. die leichten Aluminiumlegierungen, Bronzen, Lagermetalle, Stellite u. a. Der 3. Teil behandelt das Schmelzen, Legieren und Gießen einschließlich des Schweißens und Lötens, der 4. Teil die Vollendungs- und Verschönerungsarbeiten, wie z. B. die Herstellung von Metallüberzügen, die Metallfärbung usw.

Zweifelloos wird die neue Auflage des Buches mit ihrem vielseitigen Inhalt, der klar und übersichtlich angeordnet ist, dem Metalltechniker viel Belehrung und Anregung bringen können. K. L. Meißner.

¹⁾ Vgl. auch S. 192.