

**Reine und angewandte Metallkunde
in Einzeldarstellungen**

8

**Metallographie
des Magnesiums
und seiner technischen Legierungen**

Von

Walter Bulian und Eberhard Fahrenhorst

Springer-Verlag Berlin Heidelberg GmbH

Reine und angewandte Metallkunde in Einzeldarstellungen

Herausgegeben von W. Köster

8

Metallographie des Magnesiums und seiner technischen Legierungen

Von

Walter Bulian und **Eberhard Fahrenhorst**

Dr. phil., Leiter des Metall-Laboratoriums
der Wintershall A.-G.

Dr. phil., Assistent des Metall-Laboratoriums
der Wintershall A.-G.

Mit 225 Abbildungen



Springer-Verlag Berlin Heidelberg GmbH

1942

ISBN 978-3-662-30649-9 ISBN 978-3-662-30718-2 (eBook)
DOI 10.1007/978-3-662-30718-2

**Alle Rechte, insbesondere das der Übersetzung
in fremde Sprachen, vorbehalten.**
Copyright 1942 by Springer-Verlag Berlin Heidelberg
Ursprünglich erschienen bei Springer-Verlag OHG. in Berlin 1942

Vorwort.

Aus einer Anzahl von rund 1000 Schliffbildern von Reinmagnesium und Magnesiumlegierungen, die die Verfasser im Laufe ihrer Tätigkeit am Metall-Laboratorium der Wintershall A.-G. sammeln konnten, ist etwa ein Viertel als Auslese im vorliegenden Buch als „Metallographie des Magnesiums und seiner technischen Legierungen“ zusammengefaßt und erläutert. Dabei ist der Versuch unternommen worden, eine Reihe von Problemen auf rein mikroskopischem Wege einer Lösung entgegenzu führen. Umgekehrt wurde alles vermieden, was nicht unmittelbar durch das mikroskopische Schliffbild erläutert werden konnte, zumal das gesamte Gebiet der Technologie des Magnesiums in dem bereits weit verbreiteten Werk „Magnesium und seine Legierungen“, herausgegeben von A. Beck, Springer-Verlag, 1939, eingehend dargestellt worden ist. Aus dem gleichen Grunde haben wir auch auf eine nochmalige Wiedergabe der Zustandsbilder des Magnesiums verzichtet, da diese sowohl in dem eben genannten Buch wie auch in dem Werk von M. Hansen „Der Aufbau der Zweistofflegierungen“, Springer-Verlag 1936, bereits eingehend und kritisch erläutert worden sind.

Für die Erlaubnis, das vorliegende Material in dieser Form veröffentlichten zu dürfen, sind wir der Leitung der Winterhall A.-G. Kassel, insbesondere Herrn Direktor Dr. F. Ratig, zu ganz besonderem Dank verpflichtet.

Heringen (Werra), im August 1941.

W. Bulian. E. Fahrenhorst.

Inhaltsverzeichnis.

	Seite
I. Einleitung	1
II. Schleif- und Ätztechnik	3
1. Probeentnahme	3
2. Einbettverfahren	4
3. Schleifen	4
4. Ätzen	7
III. Kristallarten	10
A. Magnesium	10
B. Technische Legierungsätze	14
1. Mangan	14
2. Aluminium	18
3. Zink	23
4. Zer und Kalzium	24
C. Technische Verunreinigungen	24
5. Silizium	24
6. Eisen	27
7. Weitere Elemente und Oxyde	31
IV. Reinnmagnesium und aluminiumfreie Legierungen	33
A. Reinnmagnesium	33
1. Technisches Reinnmagnesium und Reinstmagnesium	33
2. Basisstreifen	34
3. Magnesium, warm verformt	38
B. Die binäre Magnesium-Manganlegierung Mg-Mn	39
4. Die Erscheinungsformen des Mangans	39
5. Makro- und Mikrokorngrenzen, Dendriten	43
6. Zwillingsbildung im Guß	46
7. Warmverformung und Rekristallisation	46
8. Schweißen	53
C. Sonderlegierungen	54
D. Korrosion	55
V. Magnesiumlegierungen mit Aluminium und Zink	57
A. Kokillenguß, Bolzenguß	57
1. Normales Gefüge	57
2. Korngrenzen	60
3. Al_2Mg_3	62
4. Eutektoid	65
5. Mikrolunker, Gasblasen, Oxydhäute	68
B. Strangpreßmaterial	70
6. Allgemeines	70
7. Zellengefüge	71
8. Rekristallisation	77
9. Zwillingsbildung	79
10. Glühbehandlung	85

Inhaltsverzeichnis.

V

	Seite
11. Warm- und Kaltrisse	86
12. Oxydhäute	88
C. Bleche	89
D. Schmiedeteile	90
13. Allgemeines	90
14. Einfluß der Schmiedetemperatur auf das Gefüge	91
15. Zwillingsbildung	93
16. Einfluß der Homogenisierung auf die Ätzbarkeit	94
E. Sandguß	95
F. Spritzguß	99
VI. Makroätzung und Bruchgefüge	100
Namenverzeichnis	106
Sachverzeichnis	106

I. Einleitung.

Der Umfang, den Erzeugung und Verbrauch der technischen Magnesiumlegierungen im letzten Jahrzehnt angenommen haben, hat auch im Schrifttum nachgewirkt. Doch haftet den Magnesiumlegierungen vielfach der Ruf an, besonders hinsichtlich ihres Gefüges, etwas langweilig zu sein und wenig zu bieten, was dem Metallkundler in seiner wissenschaftlichen und technischen Arbeit weiter helfen kann. Man könnte fast sagen, daß der metallographische Ruf der Metalle mit abnehmendem spezifischen Gewicht absinkt.

In den folgenden Kapiteln wird an 225 Schliffbildern des Magnesiums und seiner technisch wichtigsten Legierungen gezeigt, welche beachtenswerten Aufschlüsse aus der mikroskopischen Untersuchung gewonnen werden können, und es wird erläutert, wie weit aus dem Gefügebefund auf die Art der Legierung, ihre Vorbehandlung, auf Fehler im Aufbau und in der Zusammensetzung geschlossen werden kann.

Da die Magnesiumlegierungen wie die Legierungen aller anderen technischen Metalle auch unter einer Reihe von Herstellungsnamen laufen, sollen hier jeweils nur die Legierungsbezeichnungen nach DIN 1717, und so weit diese nicht ausreichen, nach Fliegnorm gebraucht werden. In der folgenden Tabelle ist eine Übersicht gegeben über die wichtigsten Legierungsbezeichnungen der technischen Magnesiumlegierungen, wobei weder die Anzahl der Legierungen noch die der Firmenbezeichnungen Anspruch auf Vollständigkeit erheben.

Wie man aus der Aufstellung ersieht, kann man die technischen Magnesiumlegierungen im wesentlichen in zwei Gruppen teilen, in die der aluminiumfreien und die der aluminiumhaltigen Legierungen. Diese Teilung, die auch in den folgenden Kapiteln angewandt worden ist, ist nur insofern etwas einseitig, als die Zahl der technisch gebräuchlichen Magnesium-Aluminium-Legierungen die der aluminiumfreien bei weitem übertrifft. Die letztgenannte Gruppe besteht genau genommen immer noch aus einer einzigen Legierung, wenn auch Ansätze dafür vorhanden sind, sie zu erweitern. Da aber einige dem Metallkundler wie dem Techniker auffällige Unterschiede in den beiden Gruppen bestehen, sei diese Teilung auch hier beibehalten. Die Merkmale der Legierungsgruppen sollen durch die folgende kurze Aufstellung ihrer wichtigsten Eigenschaften verdeutlicht werden.

Tabelle 1. Bezeichnungen der gebräuchlichsten Magnesiumlegierungen.

Bezeichnung nach DIN 1717 und Din 1740	Fliegnorm	Mittlere Zusammensetzung in %	Wintershall* A.-G.	I. G. Farben-Industrie A.-G.	Dürener Metallwerke	Vereinigte Deutsche Metallw. Hedderheim	Leipziger Leichtmetallw. Rackwitz	Zustand
G Mg-Mn	3501.0	etwa 1,8 Mn	Magnewin 3501	Elektron A M 503	Magnedur W 380	Magnestal Mg-Mn	Emgan M 1	Sandguß Knetlegierg. gegüht
Mg-Mn	3501.1 3501.2	etwa 1,8 Mn 0,5 Ce	—	Elektron A M 537	—	—	Emgan M 2	Knetlegierg. gegüht und nachgerichtet —
—	—	2 Al 1 Zn	—	Elektron A Z 21	—	—	Emgan A 12	Knetlegierung
Mg-Al 3	—	3 Al 1 Zn 0,3 Mn	Magnewin 3512	Elektron A Z 31	Magnedur W 383	Magnestal Mg-Al 3	Emgan A 13	Knetlegierung
G Mg-Al 3-Zn	3504.0	3 Al 1 Zn 0,3 Mn	—	Elektron A Z 31	—	—	Emgan A 13	Sandguß
G Mg-Al 4-Zn	3506.0	4 Al 3 Zn 0,3 Mn	—	Elektron A Z F	—	—	—	Sandguß
Mg-Al 6	3510.1	6 Al 1 Zn 0,3 Mn	Magnewin 3510	Elektron A Z M	Magnedur W 386	Magnestal Mg-Al 6	Emgan A 10	Knetlegierung
G Mg-Al 6-Zn	3510.2 3505.0	6 Al 3 Zn 0,3 Mn	—	Elektron A Z G	—	—	—	Sandguß
Mg-Al 9	3515.0	8 Al 0,5 Zn 0,3 Mn	Magnewin 3515	Elektron A Z 855	Magnedur W 389	—	Emgan A 15	Knetlegierung
Sp G Mg-Al 9	3508.0	8 Al 0,5 Zn 0,3 Mn	Magnewin 3508	Elektron A 8	—	—	—	Spritz- u. Kokilleng.
G Mg-Al	3507.9	9 Al 0,5 Zn 0,3 Mn	—	Elektron A 9 (v, h)	—	—	—	Sandguß
G Mg-Si	—	1,5 Si	—	Elektron CMSi	—	—	—	Sandguß
Mg-Zn	—	4 Zn	Magnewin 40	Elektron Z 1 b	Magnedur W 384	—	—	Knetlegierung

*) Die Markenbezeichnung „Magnewin“ ist auch von den Firmen „Vereinigte Leichtmetallwerke Hannover“ und „Deutsche Zinkan-Gesellschaft“ übernommen worden.

Die Gruppe der aluminiumfreien Legierungen umfaßt, wie schon erwähnt, neben einigen Sonderlegierungen in der Hauptsache die binäre Magnesium-Mangan-Legierung Mg-Mn. Ihre Haupteigenschaften sind ihre Korrosionsbeständigkeit, ihre leichte Verformbarkeit in der Wärme sowie ihre hervorragende Schweißbarkeit. Demgegenüber weist die Gruppe der aluminiumhaltigen Legierungen, die fast ausschließlich aus ternären Magnesium-Aluminium-Zink-Legierungen bestehen, eine geringere Korrosionsbeständigkeit und Schweißbarkeit auf, außerdem sind sie mit zunehmender Menge der fremden Legierungsbestandteile in der Wärme schwieriger zu verformen. Ihrer hervorragenden Festigkeitseigenschaften wegen werden sie als Konstruktionslegierungen für tragende Bauteile verwendet, ferner bilden sie, und zwar in sehr großem Umfang ihrer vorzüglichen Gießeigenschaften wegen, den Ausgangswerkstoff für Kokillen-, Sand- und Spritzguß.

Man sieht aus dieser kurzen Gegenüberstellung, daß die obige Einteilung tatsächlich eine gewisse Berechtigung hat; die Hauptmerkmale der einen Legierungsgruppe treten bei der anderen in den Hintergrund.

Der Darstellung dieser beiden Legierungsgruppen, der die Hauptabschnitte des vorliegenden Buches gewidmet sind, ist einmal eine kurze Beschreibung der heute bei Magnesiumlegierungen üblichen Schleif- und Ätzverfahren vorausgeschickt. Weiter ist noch ein Kapitel vorangestellt, in dem die im Schlibbild erscheinenden kennzeichnenden Legierungsbestandteile und metallischen Verbindungen für sich erläutert werden. Diese Darstellung soll die auftretenden Phasen in ihrer Idealgestalt zeigen und dadurch das Verständnis vorbereiten für die in den Hauptabschnitten gezeigten, mehr oder weniger entarteten Erscheinungsformen. Als Schlußkapitel wurde eine kurze Beschreibung der makroskopischen Untersuchungsverfahren angeschlossen.

II. Schleif- und Ätztechnik.

1. Probeentnahme.

Die Herstellung von einwandfreien Schlibfproben aus Magnesium und Magnesiumlegierungen ist nicht schwieriger als die von Schwer- und Leichtmetallegerierungen, deren Schlibf- und Ätztechnik bereits in allen einschlägigen Lehrbüchern ausführlich besprochen sind. Wenn trotzdem auch geübte Fachleute, denen das Gebiet der Metallographie des Magnesiums noch Neuland ist, hierbei auf Schwierigkeiten stoßen, so liegt das einmal daran, daß Magnesium eine wesentlich geringere Härte, insbesondere Ritzhärte, besitzt als die genannten Legierungen, zum anderen an der sehr geringen Korrosionsbeständigkeit des Metalles gegen Wasser. Im folgenden sollen einige wenige Wege gezeigt werden,

die mit Sicherheit zu brauchbaren Magnesiumschliffen führen. Dabei soll auf eine Wiedergabe der Fülle der Verfahren, wie sie in den Werken von T. Berglund-A. Meyer¹, W. Guertler² und A. Schrader³ zusammengetragen sind, verzichtet werden; ihre Anwendung sei dem Metallographen anheimgestellt, der über die Anfangsgründe der Magnesiumschliffherstellung hinaus nach Abwechslung sucht. Mit den im folgenden genannten Verfahren wurde die überwiegende Mehrzahl der in diesem Buch wiedergegebenen Schliffe angefertigt.

Die Probeentnahme geschieht in der üblichen Weise durch Herausstrennen der zu untersuchenden Stelle, wobei wegen der leichten Zerspanbarkeit des Werkstoffes mit der Handsäge oder mit leichten Bandsägen gearbeitet werden kann. Die Vorbereitung der Schlieffläche kann dann bei massiven Stücken durch Abdrehen oder Abfräsen oder auch durch Feilen vorgenommen werden.

2. Einbettverfahren.

Sehr kleine Schlieffproben, Bleche usw., werden zur weiteren Bearbeitung in eine Klammer gefaßt, die am besten ebenfalls aus einer Magnesiumlegierung besteht. Die derart vorbereiteten Proben werden dann mit einer feinen Feile so weit geglättet, daß sie zum Vorschleifen geeignet sind. Außer dem Einfassen der Proben in eine Klammer können, wenn notwendig, auch zahlreiche andere Einbettverfahren angewandt werden, wie sie in den oben angegebenen Werken beschrieben sind. Wenn es darauf ankommt, vom Rand der Probestücke, etwa der Blechoberfläche eines Blechquerschliffes, saubere Anschliffe zu erhalten, hat sich das Einbetten in Woodschem Metall oder einer ähnlich niedrig schmelzenden Legierung als besonders einfacher Weg erwiesen. Dabei geht man zweckmäßig so vor, daß man die einzubettende Probe in einem Rohrschnitt, der möglichst ebenfalls aus einer Magnesiumlegierung besteht, klemmt und diesen dann mit dem Einbettmetall vollgießt. Das Ganze kann man dann leicht abdrehen und ebenso weiter bearbeiten wie eine massive Schlieffprobe.

3. Schleifen.

Das Schleifen der Proben erfolgt von Hand auf drei bis vier Schmirgelpapiersorten (z. B. von der Körnung 1 F, 0 und 0000), die auf einer Glasscheibe oder einer planen Stahlplatte aufliegen sollen, um möglichst ebene Schliefflächen zu erhalten. Geschliffen wird auf jeder Papiersorte so lange in einer Richtung, bis die Schleifspuren des vorangehenden

¹ Berglund, T., u. A. Meyer: Handbuch der metallogr. Schleif-, Polier- und Ätzverfahren. Berlin 1940.

² Guertler, W.: Metalltechnisches Taschenbuch. Leipzig 1940.

³ Schrader, A.: Ätzheft. Berlin 1941.

Schleifvorganges nicht mehr erkennbar sind. Hierzu genügt meist die Beobachtung mit dem bloßen Auge. Üblicherweise dreht man nach jedem Schleifen auf einer Papiersorte den Schliff um 90° , so daß die neue Schliffrichtung senkrecht zur alten steht. Der ganze Vorgang soll nur wenige Minuten andauern, lang andauerndes Schleifen bringt keinerlei Güteverbesserung beim fertigen Schliff gegenüber einer flott hergestellten Probe.

So vorbereitete Schriffe werden nun auf rotierenden Scheiben vorpoliert. Hierzu benutzt man tuchbespannte Scheiben, die etwa mit 200 bis 400 Umdrehungen laufen. Vorpholiert wird in zwei Stufen, zunächst poliert man mit einer wässrigen Aufschwemmung von Pariser Rot, wobei man wiederum unter ständiger Änderung der Schliffrichtung nur so lange poliert, bis die Schleifspuren des vorhergehenden Schleifvorganges verschwunden sind. Auch hier soll man sich davor hüten, den Poliervorgang zu lange auszudehnen; wenige Minuten genügen vollkommen. Nach dieser Vorpolitur müssen der Schliff und nicht nur dieser, sondern auch die Hände des Schliffherstellers sorgfältig unter fließendem Wasser, möglichst mit einer Bürste von jeder Spur Pariser Rot gereinigt werden, um dieses noch verhältnismäßig grobkörnige Schleifmittel nicht in die weiteren Bearbeitungsvorgänge hinein zu bringen. Der zweite Vorpoliervorgang, mit dem oft schon, je nach der Härte der Legierung, auch die Fertigpolitur erreicht ist, spielt sich ebenfalls auf einer tuchbespannten rotierenden Scheibe ab, die als Schleifmittel mit einer bei etwa 60° hergestellten Aufschwemmung von Magnesia usta (reinst, leicht nach DAB. 6) in Seifenlösung bestrichen ist. Hierbei muß der Schliff recht locker über die Scheibe geführt werden, das Abspritzen darf nun nur noch mit absolutem Alkohol (Weingeist oder Isopropylalkohol) erfolgen. Auch dieser Vorgang darf nicht zu lange währen, da sonst bei dem recht weichen Werkstoff leicht reliefpoliert wird. Will man jedoch eine Reliefpolitur auf der Schliffoberfläche erzeugen (siehe Abb. 126), so verwendet man unter dem Poliertuch eine weiche Unterlage, vorteilhaft aus Gummi, man erhält dann je nach der Härte der einzelnen Gefügebestandteile des Schliffes erhebliche Höhenunterschiede.

Die nun bei den weicheren, niedrig legierten Magnesiumlegierungen hierbei noch auftretenden feinsten Schliffkratzer werden schließlich durch Fertigpolieren beseitigt. Hierzu benutzt man eine Glasplatte, über die man Ziegenleder (Fensterleder) spannt. Das Leder muß vor dem Polieren stets sorgfältig in warmem Wasser gewaschen werden. Man bringt nun auf das Leder eine dicke Paste, die man sich aus Seifenlösung und Magnesia usta zusammenrührt. Mit dieser Paste poliert man von Hand etwa 2 Minuten in einer Richtung den Schliff fertig. Starkes Aufdrücken ist dabei zu vermeiden, das Abspülen muß wieder mit

absolutem Alkohol geschehen. Der Schliff wird anschließend mit einem Warmluftgerät getrocknet und ist zum Ätzen fertig.

Eingebettete Schriffe, und zwar sowohl solche, die eingegossen wie solche die in einer Klammer geschliffen wurden, müssen noch aus der Einbettung gelöst und für sich geätzt werden.

Es ist kaum möglich bei Magnesiumlegierungen durch den Schleif- und Poliervorgang außer Schliffkratzern wesentliche Schlifffehler zu erzeugen. Gelegentlich kann man jedoch eine wellenförmige Linie (Abb. 1) beobachten, die eventuell Korngrenzen oder eine zeilenförmige Anhäufung von Gefügebestandteilen vortäuschen kann. Sie wird her-

175×

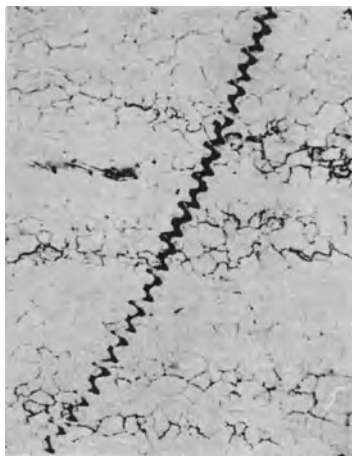


Abb. 1. Rollspur, verursacht durch harten Fremdkörper.

vorgerufen durch ein hartes Körnchen, etwa vom Schmirgelpapier stammend oder von einem aus dem Schliff herausgerissenen Kristall, der beim Polieren auf dem Schliff abgerollt ist.

Zum Schluß der Ausführungen über den Schleifvorgang noch ein paar Worte über den Einfluß des Schleifens und Polierens auf das zu untersuchende Gefüge selbst. Seitdem E. Schmid und W. Boas¹ durch röntgenographische Messungen an ein- und vielkristallinem Aluminium gezeigt haben, daß der Schleifvorgang eine Verformung des Werkstoffes bis zu 0,03 mm Tiefe hervorruft, bestehen im Schrifttum, besonders bei Schliffen an weichen Legierungen Bedenken über die Natur

des Schliffgefüges. Wir konnten an Röntgen-Rückstrahlaufnahmen mit stehender Probe ebenfalls feststellen, daß die Schlifffläche, und zwar bis zu einer Tiefe von 0,4 mm durch den Schleif- und Poliervorgang verformt wurde. Diese Verformung führt aber kaum zu einer Gefügeänderung, da einmal die Rekristallisationstemperatur aller Magnesiumlegierungen mehrere hundert Grad beträgt, bei Zimmertemperatur also sicher noch keine Rekristallisation eintritt, zum anderen aber die zu meist eingelagerten harten Gefügebestandteile der Verbindungen usw. an der Verformung sicher nicht teilnehmen, so daß das mikroskopische Bild, wenn auch mit Spannungen in der Schliffoberfläche behaftet, doch im wesentlichen den wahren Gefügestand der Legierung wiedergibt.

Die durch den Schleif- und Poliervorgang hervorgerufene Verformung der Oberfläche läßt sich aber auch noch durch bloße Schliffbeobachtung nachweisen. Wenn man ein grobkörniges Gußgefüge, z. B. der Legierung

¹ Schmid, E., u. W. Boas: Naturwiss. Bd. 20 (1932) S. 416.

Mg-Mn, nach dem Polieren bei 600° kurz glüht, entsteht ein feinkristallisiertes Gefüge auf der Schliffoberfläche (Abb. 2)¹. Durch Abschmirgeln und neues Polieren ist diese Rekristallisationszone noch nicht verschwunden, erst Abdrehen in der Größenordnung von 1 mm bringt das ursprüngliche Gefüge wieder hervor.

Es müssen also Schiffe, die einer Glühbehandlung unterzogen worden sind bei einer Temperatur, die bei oder über der Rekristallisationstemperatur liegt, immer wenigstens 1 mm abgearbeitet und neu geschliffen und poliert werden.

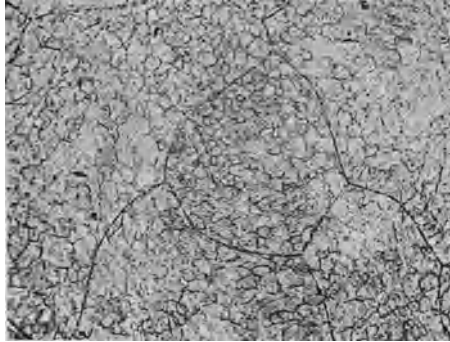


Abb. 2. Gußgefüge von Mg-Mn, nach dem Polieren bei 600° geglüht. Rekristallisation der Schliffoberfläche, hervorgerufen durch die Verformung beim Schleifen.

4. Ätzen.

In den auf S. 4 genannten Werken sind eine Fülle von Ätzlösungen (etwa 40) für Magnesiumlegierungen angegeben, die alle mehr oder weniger gut bei den einzelnen Legierungen ihren Zweck erfüllen. Auf ihre Wiedergabe kann hier verzichtet werden, es soll vielmehr nur eine kleine Auswahl solcher Ätzmittel vorgeschlagen werden, die auf jeden Fall einwandfreie Ätzbilder liefern. Diese Ätzmittel sind in der Tab. 2 wiedergegeben. Dabei sei betont, daß die angegebenen Ätzzeiten nur einen ersten Anhalt geben sollen. Veränderungen in den Gefügebildern, wie sie vor allem durch Wärmebehandlung hervorgerufen werden, können zu erheblichen Abweichungen führen. Die Reihenfolge der Ätzlösungen in der Tabelle soll auch von dem Metallographen, der sich mit den Magnesiumlegierungen zu beschäftigen beginnt, derart eingehalten werden, daß er zunächst mit den zuerst genannten arbeitet und erst später die weiteren anwendet².

Nach dem Ätzen müssen die Schiffe sofort gründlich in absolutem Alkohol gespült werden, was man am besten durch Eintauchen und nachträgliches Abspritzen erreicht. Die schnelle und gründliche Entfernung des Ätzmittels ist wichtig, da man sonst leicht zu Fehlätzungen kommen kann. Die Abb. 3 und 4 zeigen, wie solche Fehlätzungen ein Scheingefüge vortäuschen können. Ebenso wichtig ist es, eine Über-

¹ Vgl. zu diesem schon von Carpenter und Elam beobachteten Vorgang W. Fraenkel: Z. Metallkde. Bd. 13 (1921) S. 148.

² Über ein beachtenswertes elektrolytisches Ätzverfahren für Magnesiumlegierungen siehe auch R. Mechel: Z. Metallkde. Bd. 33 (1941) S. 34.

ätzung der Schriffe zu vermeiden. Es empfiehlt sich deshalb immer, zunächst in der in der Ätztafel angegebenen kurzen Zeitdauer zu

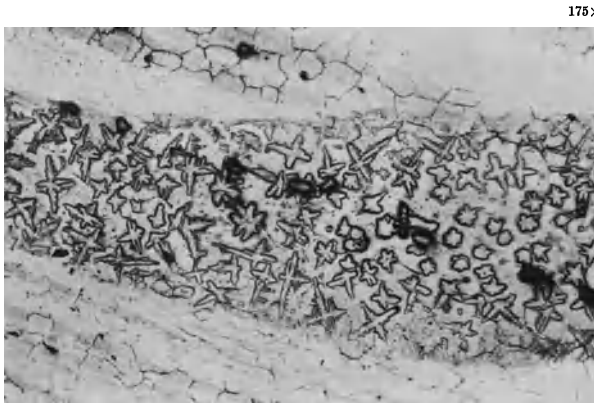


Abb. 3. Aufgetrocknetes Ätzmittel.

ätzen. Auf zu langes Ätzen sind z. B. die von F. Roll¹ gezeigten Fehlätzungen an zwei Magnesiumlegierungen zurückzuführen.

Nach dem Abspülen werden die Schriffe wieder im Warmluftstrom getrocknet und sind dann zur mikroskopischen Untersuchung fertig.

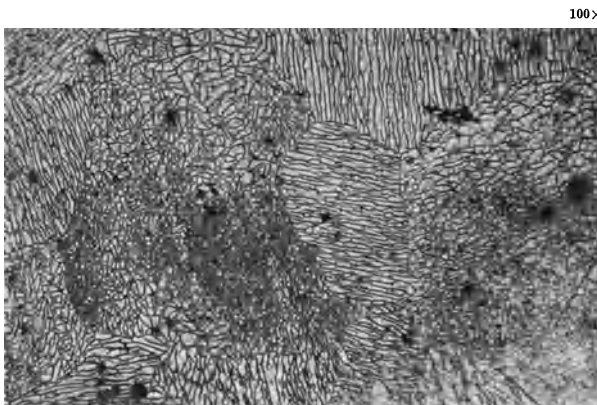


Abb. 4. Aufgetrocknetes Ätzmittel.

Wenn sich die Untersuchung über eine längere Zeitdauer erstrecken muß, müssen die Schriffe ihrer Empfindlichkeit gegen Luftfeuchtigkeit wegen im Exsikkator aufbewahrt werden, da man sonst durch Korrosion ebenfalls leicht zu gefügeähnlichen Bildern kommen kann (Abb. 5).

¹ Roll, F.: Gießerei 1936 S. 645.

Tabelle 2.

Werkstoff	Zustand	Ätzlösung	Ätzdauer sec
Mg-Mn	gegossen	8proz. alkoholische Salpetersäure	4—6
	gepreßt	8proz. alkoholische Salpetersäure	6—10
	geschmiedet	2proz. wässrige Oxalsäure	6—10
	gewalzt	8proz. alkoholische Salpetersäure	6—10
Mg-Al 3	gegossen	10proz. wässrige Essigsäure	3—4
	gepreßt		
	geschmiedet		
Mg-Al 6	gegossen	{ 5proz. wässrige Essigsäure oder 2proz. wässrige Weinsäure oder 13proz. Phosphorsäure in Glycerin	3—5
	gepreßt		6
	gewalzt		12
	geschmiedet		
Mg-Al 9	gegossen	5proz. wässrige Salpetersäure	1—3
	gepreßt	5proz. wässrige Essigsäure oder 2proz. wässrige Salzsäure	4—6 20—25
	geschmiedet	5proz. wässrige Salpetersäure	1—3

Zum Schluß dieses Kapitels noch einmal einen Hinweis auf die Zeitdauer des ganzen Schleif- und Ätzvorganges. Gerade bei Magnesiumschliffen verfällt der Anfänger leicht in den Fehler, alle Einzelvorgänge zu lange auszu-dehnen. Dabei liegt bei Magnesiumlegierungen hierzu weniger Grund vor als bei anderen Metallen, denn die Magnesiumlegierungen sind bekanntlich die Werkstoffe, die sich unter allen technischen Legierungen am leichtesten spanabhebend bearbeiten lassen. Um eine solche spanabhebende Bearbeitung handelt es sich im Grunde aber auch bei der Herstellung von Schliffproben bis einschließlich zum Poliervorgang, so daß, peinlich sauberes Arbeiten vorausgesetzt, die Herstellung solcher Schliffe besonders wenig Zeit in Anspruch nehmen muß.

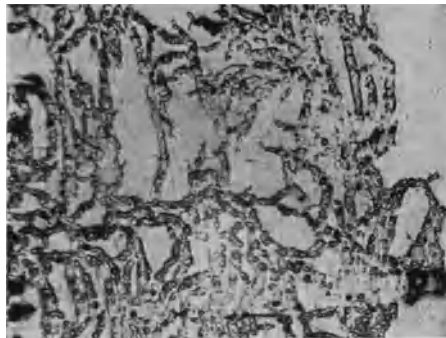


Abb. 5. Korrodierte Schliifoberfläche.

Als Anhalt sei dazu mitgeteilt, daß die Verfasser bei Versuchen, die sie in dieser Richtung unternahmen, in insgesamt 8 Minuten einwandfrei kratzerfreie Schliffe herstellten und ätzten. Bei einiger Übung sollte also jeder Fachmann mit der gesamten Schliffherstellung in 10 bis 15 Minuten fertig werden.

III. Kristallarten.

Man findet im allgemeinen weder das Magnesium selber noch seine Legierungsbestandteile, soweit sie besondere Kristallphasen bilden, in den technischen Schmelzen als regelmäßig und wohl ausgebildete Kristalle wieder. Für die Beurteilung der üblichen mehr oder weniger verstümmelten Erscheinungsformen der einzelnen Kristallarten in den technischen Legierungen ist aber die Kenntnis ihrer idealen Formen, wie sie oft nur in Sonderschmelzen oder nach besonderer Wärmebehandlung zu erhalten sind, von Nutzen.

A. Magnesium.

Die hexagonale Struktur des Magnesiums zeigt sich besonders schön an frei gewachsenen Einzelkristallen. Man kann solche leicht herstellen,

10x

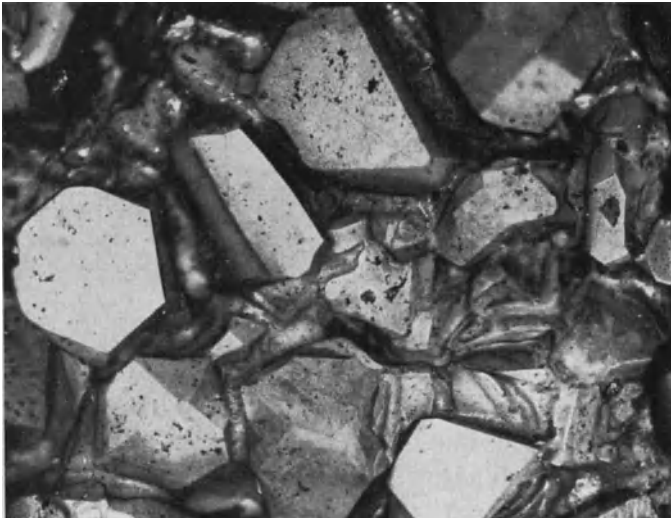


Abb. 6. Durch Sublimation erzeugte, frei gewachsene Magnesiumkristalle.

indem man Magnesium in einem geschlossenen eisernen Rohr bei Temperaturen zwischen 600° und seinem Schmelzpunkt glüht, wobei entlang dem Rohr ein geringes Temperaturgefälle herrschen soll. Das Magnesium sublimiert dann sehr leicht und schlägt sich an den kühleren Stellen des Rohres nieder, wobei es wohlausgebildete einzelne Kristalle bildet (Abb. 6). Man erkennt sechseckige Basisflächen, die Prismenflächen schließen sich dagegen nicht unmittelbar, sondern erst unter Einfügung von Pyramidenflächen an, weil ihr Auftreten nicht im Einklang steht mit den Hauptbindungsrichtungen, in denen der Kristall

am schnellsten wächst. Da das Wachstum senkrecht zu diesen Flächen sehr gering ist, wird verständlich, daß neben der Basis und den Prismenflächen die zweitdichtest besetzten Ebenen, nämlich die Pyramidenflächen $\{10\bar{1}1\}$, immer auch als Begrenzende an frei gewachsenen Kristallen auftreten. Die Verhältnisse wurden von J. N. Stranski und Mitarbeitern¹ berechnet und experimentell von M. Straumanis^{2,3} bestätigt.

In Schnitten, die man durch Gußbolzen legt, erkennt man bei Reinformmagnesium und binären Magnesium-Manganlegierungen kleine glänzende Stellen, die sich unter der Lupe als Primär-



Abb. 7. Primärdendriten von Magnesium, aus einer binären Mg-Mn-Legierung mit 2% Mn.

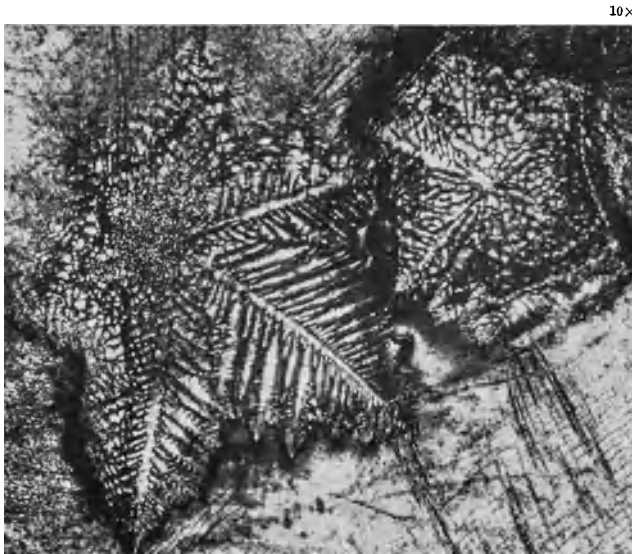


Abb. 8. Primärdendriten von Magnesium auf der Oberfläche einer Gußmasse.

¹ Stranski, J. N., R. Kaischew u. L. Krastanow: Z. Kristallogr. Bd. 88 (1934) S. 325.

² Straumanis, M.: Z. phys. Chem. Bd. 26 (1934) S. 246.

³ Straumanis, M.: Z. Kristallogr. Bd. 89 (1934) S. 488.

dendriten ausweisen und die mit der Basisebene in der Schnittfläche liegen (Abb. 7 und 8). Bei etwas stärkerer Vergrößerung ist das gleiche Gefüge auch im Feinschliff noch eindeutig zu erkennen (Abb. 9). Diese Kristalle

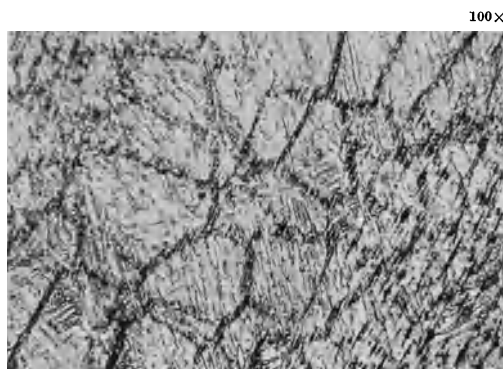


Abb. 9. Wie Abb. 7, stärker vergrößert.

haben im allgemeinen 3—5 mm Durchmesser, wurden aber auch in reichlich doppelter Größe beobachtet. Im Schliffbild technischer Legierungen entgehen sie bei ihrer Größe und relativen Seltenheit der Beobachtung.

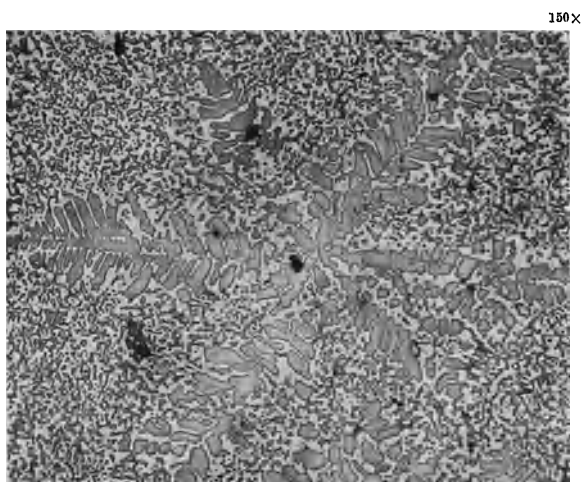


Abb. 10. Sechszählig ausgebildeter Magnesium-Mischkristalldendrit aus Versuchsschmelze.

Es wurde deshalb eine Versuchsschmelze von Magnesium mit 5% Aluminium und 5% Zink langsam gekühlt und auf diese Weise Dendriten erhalten, von denen ein sehr regelmäßig sechszählig ausgebildeter in Abb. 10 gezeigt wird.

Weitere Beobachtungen über die Kristallstruktur gestatten die Stengelkristalle aus Gußbolzen mit großem Querschnitt. Hier sind die

Kristalle so gelagert, daß die Basisflächen parallel zur Wachstumsrichtung liegen, und zwar nicht beliebig, sondern mit einer digonalen Achse erster Art $[11\bar{2}0]$ parallel zur Längs- bzw. Wachstumsrichtung^{1, 2, 3}. Es liegen also jeweils auch zwei Prismenflächen erster Art parallel zu ihr. Hat man nun im Schliiff einen solchen Stengelkristall parallel zur Wachstumsrichtung gerade so geschnitten, daß die Basisflächen in der Schliifffläche liegen, dann ergeben Nadelstiche auf ihnen einen sechsstrahligen Eindruck, wobei die wulstigen Strahlen nach den Mitten der Basiskanten zeigen (Abb. 11)⁴. Es entstehen Gleitlamellen parallel zu den Basiskanten. Die sechs nach den Basiskantenmitten zeigenden Wülste entstehen dadurch, daß die Gleitlamellen parallel zur Kante von den von beiden Seiten unter 120° auf sie auftreffenden Lamellen parallel der Nachbarkanten an weiterer Ausdehnung gehindert werden. Am deutlichsten ist die Erscheinung am frei gewachsenen Einkristall. Abb. 13 wurde an einem durch Sublimation bei 630° erzeugten

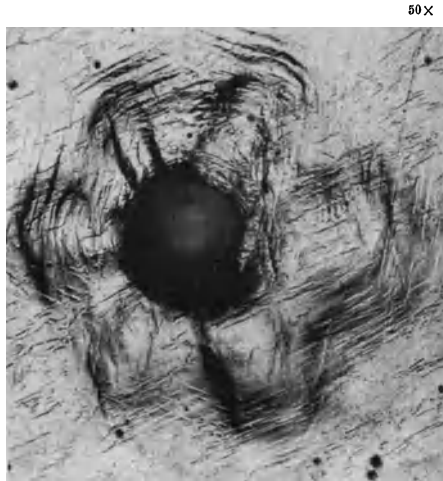


Abb. 11. Nadeleindruck auf Basisfläche, die annähernd in der Schliiffebene liegt.

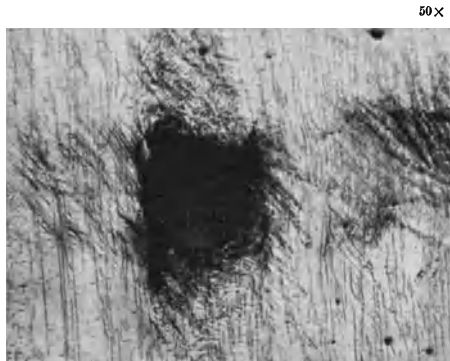


Abb. 12. Nadeleindruck auf Prismenfläche.

¹ Nix, F. C., u. E. Schmid: Z. Metallkde. Bd. 21 (1929) S. 291.

² Wassermann, G.: Texturen metallischer Werkstoffe. Berlin 1940 S. 48 und 126.

³ Die andere Richtungsangabe in der Zahlentafel bei Nix und Schmid a. a. O. ist richtiggestellt in E. Schmid u. W. Boas: Kristallplastizität. Berlin 1935 S. 307. — Die Differenz beider Lagen beträgt, worauf auch Wassermann (a. a. O. 128) in anderem Zusammenhang hinweist, maximal 30° .

⁴ Tammann, G., u. A. Müller: Z. Metallkde. Bd. 8 (1926) S. 74.

Kristall gewonnen. Bei stärkerem Druck treten noch die Gleitlinien durch die ganze Kristallfläche hinzu. Bei Manganzusatz wird die Erkennung da-

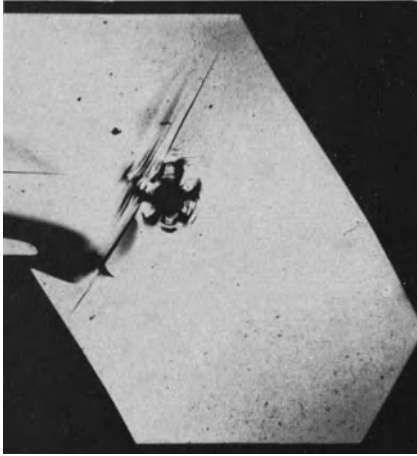


Abb. 13. Basisfläche eines Magnesiumeinkristalles mit sechszähligen Nadeleindruck.



Abb. 14. Verformte Basisfläche eines Magnesium-Einkristalles mit Translation und Zwillingsbildung.

durch sehr vereinfacht, daß im Querschliff die parallel zur Wachstumsrichtung der Stengelkristalle liegenden Basisebenen senkrecht geschnitten werden und dann das auf ihnen ausgeschiedene Mangan in Form von Zeilen zeigen. Nadelstiche, die bei idealer Lage der Kristallite Prismenflächen treffen, ergeben auf solchen Schliffen ein vierzähliges Druckbild (Abb. 12). Die Verformung erfolgt durch Zwillingsbildung $\{10\bar{1}2\}$, wobei die Zwillinge mit der durch die Manganausscheidung gekennzeichneten Basisrichtung Winkel

von etwa 46° bzw. 43° bilden (Abb. 12). Wesentlich seltener ist Zwillingsbildung nach $\{10\bar{1}1\}$ ¹. Abb. 14 zeigt die Basisfläche eines bei etwa 630° sublimierten Magnesiumkristalls nach Verformung. Man sieht die Gleitlamellenpakete der aufeinander abgeglittenen Basisflächen, die ihrerseits wieder von Zwillingen nach zwei Richtungen durchzogen sind.

B. Technische Legierungszusätze.

1. Mangan.

Als erster Legierungsbestandteil sei das Mangan besprochen, weil es fast allen technischen Legierungen zugegeben wird. Die Legierung der Gattung Mg-Mn enthält bis zu 2% Mn. Obwohl damit die Löslichkeitsgrenze noch keineswegs erreicht ist², findet man auch in abgeschreckten

¹ Schmid, E., u. G. Siebel: Z. Elektrochem. Bd. 37 (1931) S. 453.

² Schmid, E., u. G. Siebel: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 923—925.

Schmelzen Primärkristalle. Das Mangan wird meist als entwässertes Manganchlorür der Magnesiumschmelze zugegeben, und es entstehen wohl spontan größere Kristalle von Mangan, ohne überhaupt erst im Magnesium gelöst gewesen zu sein. Schmilzt man die Legierung um, so werden die Mangankristalle kleiner und seltener, gehen also weiter in Lösung. Im festen Zustand ist wohl alles Mangan ausgeschieden¹. Über die Erscheinungsform dieses fein ausgeschiedenen Mangans berichtet das nächste Kapitel. Die Primärkristalle erscheinen meist rundlich, formlos und liegen oft in Kleeblattform oder in regellosen Haufen beisammen (Abb. 15). Sie sind aus dem $MnCl_2$ unmittelbar entstanden, nicht im Magnesium gelöst gewesen und haben nie regelmäßige Form. Dagegen wird das gelöst gewesene Mangan bei langsamer Abkühlung in Form regelmäßiger Kristalle erhalten. Da die Primärkristalle viel härter sind als das Magnesium und sich daher rasch zum Relief polieren, läßt sich über ihre Kristallform nur etwas aussagen, wenn man sehr kurz poliert und ein völlig verkratztes Magnesium in Kauf nimmt. Man erkennt dann eine regelmäßige drei- bis sechseckige Form, je nachdem, wie der Kristall geschnitten ist. Von einer Wiedergabe wurde wegen der zerkratzten Magnesiumgrundmasse Abstand genommen. Im fertig polierten Schliff sind die Körner abgerundet. Bei langsamer Abkühlung und mehr noch nach langem Anlassen sind sie von reichen, punktförmigen Ausscheidungen gelöst gewesenen Mangans begleitet (Abb. 16). Bei Mangangehalten, die über die technisch üblichen zwei Prozent hinausgehen, erscheinen die Kristalle zerlöchert, verursacht durch die verschiedenen Wachstumsgeschwindigkeiten der Dendriten in verschiedener Richtung. Solche Kristalle kommen gelegentlich auch in technischen Legierungen vor. Über die Kristallstruktur dieser kubischen, von A. J. Bradley und



Abb. 15. Primärkristalle von Mangan.

Abb. 16. Primärkristalle von Mangan. Durch nachträgliches Anlassen werden punktförmige Ausscheidungen von Mn sichtbar. Die Kristalle sind abgerundet und zeigen eine regelmäßige Form. Die Ausscheidungen sind punktförmig und begleiten die Kristalle.

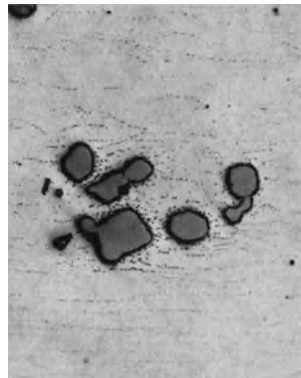


Abb. 16. Primärkristalle von Mangan. Durch nachträgliches Anlassen werden punktförmige Ausscheidungen von Mn sichtbar.

¹ Schmid, E., u. G. Siebel: a. a. O.

J. Thewlis¹ bestimmten Kristalle mit recht verwickelter Elementarzelle^{2, 3, 4} ist natürlich nach der vom Schnitt abhängigen Zähligkeit aus dem Schliffbild gar nichts auszusagen (Abb. 17).

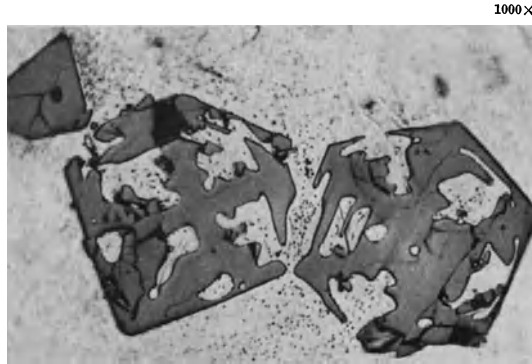


Abb. 17. Primärmangan aus einer Schmelze mit 4% Mn.

Wesentlich anders ist das Aussehen der Mangankristalle in Legierungen, die Aluminium enthalten. In ihnen tritt das Mangan außer als rundliches, reines Metall vorwiegend als Al_4Mn auf. Es bildet hohle Nadeln von sechseckigem Querschnitt, die hexagonal

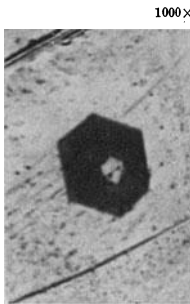


Abb. 18. Nadel von Al_4Mn , quer geschnitten.

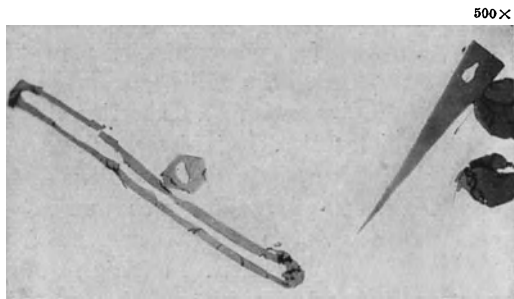


Abb. 19. Al_4Mn .

kristallisieren⁵. Im Schliff erscheinen sie, quer getroffen, als hohle Sechsecke (Abb. 18), längs getroffen als hohle, meist einseitig wie ein

¹ Bradley, A. J., u. J. Thewlis: Proc. roy. Soc., Lond. Bd. 115 (1927) S. 456.

² Glocker, R.: Materialprüfung mit Röntgenstrahlen. Berlin 1936 S. 239.

³ Dehlinger, U.: Chemische Physik der Metalle und Legierungen. Leipzig 1939 S. 51.

⁴ Rosenheim, W.: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 77.

⁵ Hofmann, W.: Aluminium, Bd. 20 (1938) S. 868.

Stiefelknecht offene Nadeln (Abb. 19). Es ist ungeklärt, ob Umsetzungen in der Schmelze oder ob peritektische Reaktion an diesen Kristallen stattfinden, gelegentlich lassen Kristalle im Schlibfbild darauf schließen. Da das Mangan den technischen aluminiumhaltigen Legierungen vielfach in Form einer Aluminium-Mangan-Vorlegierung beigegeben wird, die bei 10% Mangan vorwiegend Al_3Mn , peritektisch umgeben von Al_4Mn und Al_6Mn , enthält¹, ist die Möglichkeit ohne weiteres gegeben. Ein Beispiel gibt Abb. 20.

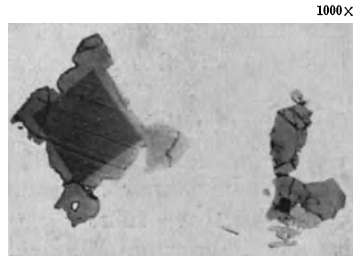


Abb. 20. Peritektischer Al-Mn-Kristall.

In diesen aluminiumhaltigen Legierungen ließ sich einige Male ein einigermaßen wohlausgebildetes Eutektikum von Magnesium und Mangan beobachten. Abb. 21 läßt primäre Mangannadeln erkennen, wohl von Al_4Mn , ferner binäres Eutektikum zwischen Magnesium und Mangan bzw. Al_4Mn , das wie meistens die Eutektika von Magnesium darin ent-



Abb. 21. Binäres und ternäres Eutektikum in einer Mg-Al-Mn-Legierung.

artet ist, daß sich das Magnesium mit den primären Magnesiummischkristallen vereinigt hat. Schließlich ist auch das entartete ternäre Eutektikum aus Magnesiummischkristall, Al_2Mg_3 und Mangan bzw. einer Mangan-Aluminiumverbindung neben dem Primärmangan zu erkennen. Wieder ist hier das Magnesium entartet, während das Mangan in Form feinsten Pünktchen im Al_2Mg_3 liegt.

¹ Leemann, W. G.: Das Dreistoffsystem Aluminium-Magnesium-Mangan. Aluminium-Arch. Bd. 9 (Berlin 1938).

Die im Reinformmagnesium auftretende Mangankristallart ist von G. Siebel¹ als reines Mangan bestimmt worden. E. F. Bachmetew und J. M. Golowchinow² stellten ein kubisches Gitter fest und vermuten β -Mangan. Bei eigenen Untersuchungen zeigte eine Debye-Scherrer-Aufnahme einer durch Absitzen an Mangan angereicherten Probe einer Legierung mit 2% Mn neben den Magnesiumlinien trotz ungünstiger

033
127

Strahlung deutlich die Reflexe $\begin{matrix} 033 \\ 114 \end{matrix}$ sowie 255 des α -Mangans, was durch $\begin{matrix} 127 \\ 336 \end{matrix}$

Vergleich mit einer Pulveraufnahme von α -Mangan gesichert wurde.

Voßkühler³ führt gegen die Behauptung Sawamotos⁴, daß in binären Magnesium-Manganlegierungen ein eutektischer Punkt bei 0,85% Mangan auftritt, die von E. Schmid und G. Siebel⁵ bestimmte maximale Löslichkeit an. Die weitere Feststellung der japanischen Arbeit, daß Mg_9Mn gebildet wird, konnte nicht nachgeprüft werden, da die Originalarbeit nicht zugänglich war. Das Referat spricht von einer neuen β -Phase, die eine feste Lösung von Mg_9Mn sei und peritektisch bei 726° gebildet werde. Ihr primäres Vorkommen wird auch in Magnesium-Aluminium-Manganlegierungen behauptet⁶. Vermutlich ist das gelöste Mangan gemeint, das sich punktförmig ausscheidet. Die Formel der röntgenographisch nicht untersuchten Verbindung, die etwa 20 Gewichts-% Mn bzw. 9,9 Atom-% Mn entspricht, ist aus dem thermisch und mikroskopisch untersuchten Zustandsbild erschlossen.

2. Aluminium.

Neben dem Mangan bildet das Aluminium den technisch wichtigsten Legierungsbestandteil in einer Reihe von Magnesiumlegierungen, denen es in Mengen von etwa 3 bis 10% zugegeben wird. Im Schlifffbild tritt es als Al_2Mg_3 auf, es erscheint weiß und wird von den für Magnesium üblichen Ätzmitteln nicht angegriffen. Es steht frei, die Verbindung auch als Al_3Mg_4 zu bezeichnen, da das Gebiet dieses intermediären Mischkristalls in seiner Breite beide Konzentrationen umfaßt (etwa 42,5 bzw. 46% Aluminium)⁷. Reguläre Kristalle erhält man leicht beim Vergießen in flacher Kokille. Die von F. Laves und Mitarbeitern fest-

¹ Beck, A.: Magnesium und seine Legierungen. Berlin 1939 S. 67.

² Bachmetew, E. F., u. J. M. Golochinow: Ref. J. Inst. Met. Metallurg. Abstraks Bd. 2 (1935) S. 577. — Das Referat gibt keine Auskunft, warum die Verfasser β -Mangan annehmen.

³ Beck, a. a. O., S. 68.

⁴ Sawamoto, H.: Ref. J. Inst. Met. Metallurg. Abstraks Bd. 2 (1935) S. 577.

⁵ Schmid, E., u. G. Siebel: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 923.

⁶ Jmaki, A.: On the Equilibrium Diagramm of the Mg-Al-Mn Alloy System. Ref. J. Inst. Met. Metallurg. Abstraks Bd. 6 (1935) S. 143.

⁷ Hansen, M.: Der Aufbau der Zweistofflegierungen. Berlin 1936 S. 124.

gestellte Struktur der rhombendodekaedrischen Kristalle entspricht der komplizierten kubischen Struktur des α -Mangans¹.

Bei seinem relativ niedrigen Schmelzpunkt von etwa 463° hat das Al_2Mg_3 in technischen Legierungen nie Gelegenheit, reguläre Kristalle



Abb. 22. Mg-Al-Versuchslegierung. Dendriten aus Al_2Mg_3 .

auszubilden, sondern ist stets in gewundener Form zwischen die Korngrenzen der primären Magnesiumkristalle gedrängt. Der in Abb. 22 gezeigte Dendrit entstammt einer schwach übereutektischen Versuchsschmelze. Die Ausscheidungsform des Al_2Mg_3 im Guß zeigt Abb. 23. Häufig findet es sich auch in Form eines entarteten Eutektikums, durchsetzt von Restinseln von primärem Magnesiummischkristall (Abb. 24). Daneben findet sich das Al_2Mg_3 in Form eines aus dem festen Zustand ausgeschiedenen „eutektoiden“ Gefüges, das häufig an lamellaren Perliterinnert.



Abb. 23. Al_2Mg_3 im Gußgefüge von Mg-Al 6.

Die Entstehung dieses Gefüges ist von J. L. Haughton und R. J. M. Payne untersucht worden², die sich vergeblich bemüht haben, eine

¹ Laves, F., K. Löhberg u. K. Rahlfs: Über die Isomorphie v. Mg_3Al_2 und α -Mangan. Nachr. Ges. Wiss. Göttingen, Math.-phys. Fachgruppe IV, n. F. Bd. I Nr. 7 (1934) S. 67—71. Ergänzende Bestimmungen von K. Riederer: Z. Metallkde. Bd. 28 (1936) S. 313.

² Haughton, J. L., u. R. J. M. Payne: J. Inst. Met. Bd. 57 (1935) S. 294.

definierte Bildungstemperatur und Wärmetönung zu finden. Sie halten daher dieses „eutektoidähnliche“ wohl mit dem von S. Ishida¹ beobachteten „troostitischen“ Gefüge identische Gefüge in seiner Entstehung lediglich für abhängig von den Ausscheidungsbedingungen. Diese Erfahrung wird man vor allem bei dem Versuch machen, die perlitähnlichen Ausscheidungen aus homogenisiertem Mischkristall wieder hervorzurufen. Nach der strengen Begriffsfestlegung eines Eutektoids kann nun in der Tat hier nicht von einem solchen gesprochen werden, weil eine eindeutige Temperatur fehlt, bei der die perlitähnliche Ausscheidung erfolgt, und weil zweitens kein Zerfall einer Phase in zwei andere vorliegt. Es ist nur eine Ausscheidung einer heterogenen Phase aus dem übersättigten Mischkristall, der bei diesem Vorgang bestehen



Abb. 24. Entartetes binäres Eutektikum aus Mg-Mischkristall und Al_2Mg_3 . Schräglicht.

bleibt und nur aluminiumärmer wird. Wegen der weitgehenden Analogie des Zerfalls mit echtem eutektoiden Zerfall und um einer kurzen Bezeichnung willen wurde trotz der bestehenden Unterschiede im vorliegenden Buche die Erscheinung „Eutektoid“ benannt.

Die einzelnen Lamellen dieses „Zerfallseutektoids“ erscheinen bei geringer Vergrößerung im Schliiff dunkel, was nicht etwa eine Ätzwirkung ist, wie gelegentlich behauptet wurde², sondern einen Beleuchtungseffekt darstellt. Sie bestehen, wie besonders im wechselnden Schräglicht eindeutig wird, aus weißem Al_2Mg_3 . Im Schräglicht steht das Al_2Mg_3 als härterer Bestandteil reliefartig heraus, etwas weniger hoch erscheint die an Aluminium übersättigte „eutektoid“ Zone, die ihrerseits gegen den Magnesiummischkristall scharf abgesetzt ist (Abb. 25). Dieses lamellare „Eutektoid“, von dem, wie von den übrigen Erscheinungsformen des Aluminiums, später noch ausführlich zu reden sein

¹ Ishida, S.: J. Mining Inst. Japan Bd. 46 (1930) S. 245.

² Beck, A.: Magnesium und seine Legierungen. Berlin 1939 S. 51.

wird, ist eine auch bei anderen Magnesiumlegierungen vorkommende Erscheinung¹.

Die Entstehung dieses „Eutektoids“ kann in Anlaßversuchen beobachtet werden. Zunächst treten punktförmige Ausscheidungen



Abb. 25. Al_2Mg_3 und „eutektoid“ Zone, diese links unten nochmals gegen den Mg-Mischkristall deutlich abgesetzt.

auf, sowohl an den Korngrenzen als auch im Inneren der Kristalle angehäuft. Es handelt sich wohl um Fehl- und Störungsstellen, denn auch

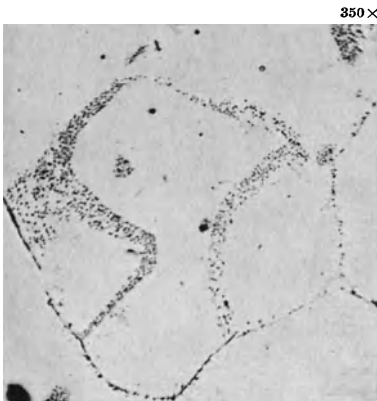


Abb. 26. Beginnende „eutektoid“ Ausscheidungen.



Abb. 27. Wie Abb. 26.

die Korngrenzen sind ja als solche zu betrachten. Diese punktförmigen Ausscheidungen sind Al_2Mg_3 und technische Verunreinigungen. Sie bilden häufig auch streifenförmige Zonen und geschlossene Ringe (Abb. 26 und 27). Bei weiterem Anlassen werden die Ausscheidungen

¹ Vogel, R.: Die heterogenen Gleichgewichte. In G. Masings Handbuch der Metallphysik. Bd. II (Leipzig 1937) S. 278, 280.

größer und wachsen schließlich zu Lamellen zusammen. Es wurde niemals beobachtet, daß die Lamellen sofort als erster Ausscheidungszustand sich bildeten¹.

Um die Frage zu klären, ob die einzelnen Lamellen des „Eutektoids“ in ihrer Ausrichtung eine kristallographische Richtung bevorzugen,

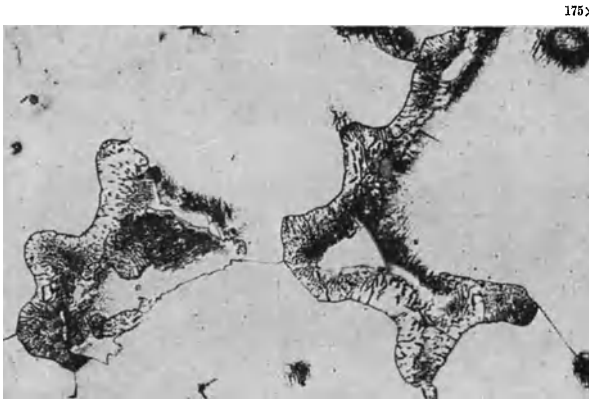


Abb. 28. „Eutektoid“ Ausscheidungen in einem Guß der Gattung Mg-Al 6.

wurde an Gußproben der Gattung Mg-Al 6 das „Eutektoid“ durch einstündiges Glühen bei 400° zur Lösung und durch langsames Erkalten

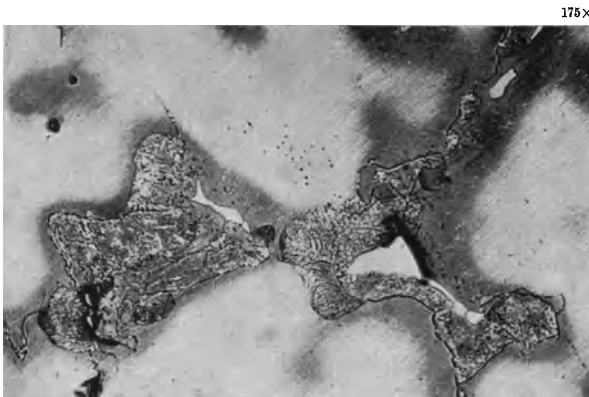


Abb. 29. Wie Abb. 28. 1 Stunde bei 400° homogenisiert und langsam erkaltet.

im Ofen erneut zur Ausscheidung gebracht (Abb. 28 und 29). Man sieht an den Bildern, daß die Richtung der Lamellen nicht wieder die gleiche ist. Sollte der „eutektoid“ Zerfall des Mischkristalls überhaupt in

¹ Zum Wesen des eutektoiden Zerfalls vgl. G. Wassermann: Z. Metallkde. Bd. 26 (1934) S. 256.

bestimmten kristallographischen Richtungen erfolgen, so wären entsprechend der hexagonalen Struktur sechs Richtungen in gleichem Maße ausgezeichnet. Nun hat es, wie besonders deutlich an grobkörnigem Guß zu beobachten ist, tatsächlich den Anschein, als ob die Lamellen doch unter bestimmten Winkeln zueinander stünden, die bei richtiger Lage des Kristalls in der Schliffebene 60 bzw. 120° betragen müßten (vgl. dazu Abb. 122). Vielleicht erfolgt die Ausscheidung auf den nächst der Basis zweitdichtest besetzten Pyramidenflächen $\{10\bar{1}1\}$. Im Falle solcher gerichteten Ausscheidung würde verständlich, daß die „eutektoiden“ Lamellen bei erneuter Ausscheidung zwar nicht die gleichen ursprünglichen, aber doch bestimmte Richtungen einnehmen müssen.

Reines Eutektikum aus Al_2Mg_3 und Magnesiummischkristallen entsteht im technischen Guß nie¹. Man erhält stets größere Kristalle von Al_2Mg_3 (zum Teil immerhin als entartetes Eutektikum). Dies hängt wohl damit zusammen, daß Magnesium leicht zur Bildung intermediärer Mischkristallphasen neigt². In Versuchslegierungen ist das Eutektikum äußerst fein bis an die Grenze mikroskopischer Auflösbarkeit (Abb. 30).



Abb. 30. Eutektikum Mg- Al_2Mg_3 .

3. Zink.

Den Magnesium-Aluminiumlegierungen wird durchweg auch Zink beigegeben, im allgemeinen 0,5—1%, bei Knetlegierungen und in Guß- und einigen Sonderlegierungen bis zu 4%. Im binären System ist es bis zu 8,4% löslich. Die Löslichkeit im ternären System Magnesium-Aluminium-Zink wird in den drei neuesten Untersuchungen^{3,4,5} verschieden angegeben. Die Untersuchung der Löslichkeit in der ternären Magnesiumecke wurde von E. Schmid und G. Siebel ausgeführt⁶. In jedem Falle erscheint die Löslichkeit so groß, daß eine gesonderte Magnesium-Zinkphase im Schlibfbild niemals beobachtet wird. Es ist

¹ Beck, A.: Magnesium und seine Legierungen. Berlin 1939 S. 50.

² Dehlinger, U.: Z. Elektrochem. Bd. 41 (1935) S. 21.

³ Köster, W., W. Dullenkopf, W. Wolf: Z. Metallkde. Bd. 28 (1936) S. 309.

⁴ Hamasumi, M.: Sci. Rep. Tôhoku Univ. Honda-Festschrift 1936 S. 748.

⁵ Fink, W. L., u. L. A. Willey: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engrs. Inst. Met. Div. Bd. 114 (1937) S. 78.

⁶ Beck, A.: Magnesium und seine Legierungen. Berlin 1939 S. 88.

anzunehmen, daß auch der Al_2Mg_3 -Mischkristall Zink in fester Lösung enthält. Die von W. Köster und W. Wolf festgestellte ternäre Phase $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ ¹ tritt jedoch ebenfalls nicht auf. Es ist nur in binären technischen Legierungen mit 4% Zink durch Ätzen eine Seigerungszone an den Korngrenzen zu erkennen. So konnte von einer Wiedergabe der spießigen hexagonalen Nadeln aus MgZn_2 Abstand genommen werden, die in Legierungen mit höherem Zinkgehalt leicht zu erhalten sind.

4. Zerk und Kalzium.

Neben den drei Elementen Mangan, Aluminium und Zink treten als technische Komponenten für gewisse Sonderlegierungen die hierfür angewendeten Zusatzmetalle Zerk und Kalzium durchaus zurück. Zerk wird der Legierung Mg-Mn zum Zwecke der Kornverfeinerung beigegeben. Eine Legierung mit 6% Zerk² wird wegen ihrer höheren Härte und vor allem Warmfestigkeit trotz verminderter Dehnung verwendet. Im Guß erscheint Mg_9Ce an den Korngrenzen als dichtes Netz weißlicher Kristalle. Nach der Verformung ist es in unregelmäßigen Stücken oder rundlich im Schliff verteilt.

Kalzium dient in einem Gehalt von etwa 0,2% ebenfalls zur Kornverfeinerung in Magnesium-Manganlegierungen³. Die weiße, auf den Korngrenzen bei höheren Gehalten erscheinende Kristallart ist Mg_2Ca . Das Eutektikum war bei Versuchsschmelzen wohl ausgebildet; die Primärdendriten bilden häufig ein Skelett aus einzelnen wirbelförmigen Kristallen.

C. Technische Verunreinigungen.

5. Silizium.

Man findet außer den besprochenen Kristallarten im Schliffbild technischer Legierungen noch weitere Phasen, die als Verunreinigungen

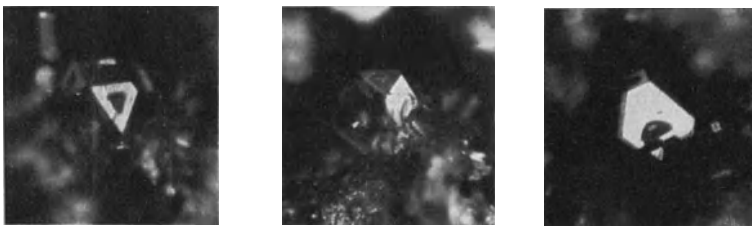


Abb. 31. Freigewachsene Mg_2Si -Kristalle.

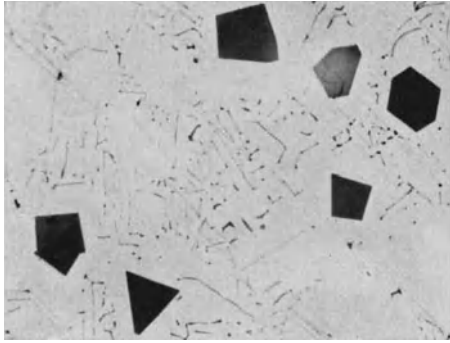
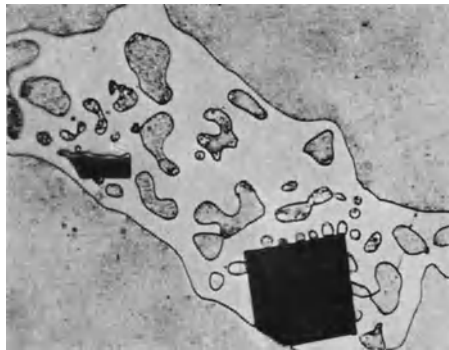
aus dem Herstellungsgang unvermeidlich sind. Am häufigsten tritt Silizium auf, und zwar stets als Mg_2Si , das an seiner blauen Farbe schon

¹ Köster, W., u. W. Wolf: Z. Metallkde. Bd. 28 (1936) S. 155.

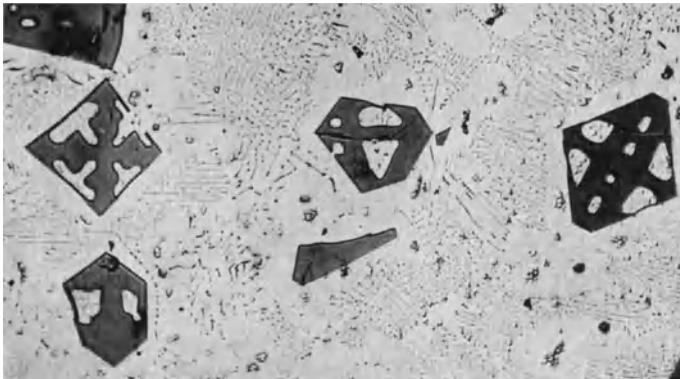
² Beck, A.: a. a. O., S. 135.

³ Bulian, W.: Z. Metallkde. Bd. 31 (1938) S. 302.

im ungeätzten Schliff unverkennbar ist. Die Kristalle sind selten regelmäßig, sondern zerklüftet und unvollständig. Schon die im Lunker freigewachsenen Kristalle von dunkelstahlblauer Farbe werden bei zunehmendem Wachstum bereits unterhalb 0,5 mm Größe löcherig. Sie sind sehr spröde und bei Berührung sofort spaltbar (Abb. 31). Dieselben hohlen Formen zeigen sie im Schliffbild. Die kubischen Kristalle zeigen sich je nach dem Schnitt drei- bis sechseckig, wie Abb. 32 erkennen läßt, wo sie im Eutektikum eingebettet sind. In langsam gekühlten technischen Schmelzen werden sie manchmal sehr regelmäßig erhalten (Abb. 33). Bei höheren Konzentrationen zeigt sich die zerklüftete Form (Abb. 34), die man als chine-

Abb. 32. Mg_2Si .Abb. 33. Mg_2Si in Al_2Mg_3 eingebettet.

400x

Abb. 34. Mg_2Si -Primärkristalle, im Eutektikum liegend.

sische Schriftzeichen anspricht (Abb. 35) und die auch große weitverzweigte Dendriten bildet. Schmilzt man eine solche Legierung um, so

entstehen die allerbizarrsten Formen, die sich fadenförmig in ein Eutektikum aus zarten Fäden erstrecken (Abb. 36). Wo keine Primärdendriten



Abb. 35. Mg_2Si -Kristall.

in der Nähe sind, besteht das Eutektikum aus feinsten Kügelchen, wie das Magnesium-Aluminiumeutektikum bis an die Grenze der Auflösbarkeit gehend und in der Schwarz-Weiß-Photographie nicht von ihm zu unterscheiden ist. Die geringen



Abb. 36. Mg_2Si -Primärkristall nach dem Umschmelzen.

800×
Mengen, in denen Mg_2Si auftritt, lassen es belanglos erscheinen. Immerhin ist es gelegentlich in verpreßtem Material zeilenförmig angehäuft. Hier erweisen die Kristalle ihre Sprödigkeit, indem sie beim Zugversuch frühzeitig, d. h. lange vor Erreichung der Streckgrenze der Legierung selbst, zerreißen, wobei im Mikroskop schwarze Spalten zwischen den einzelnen Kristallstücken sichtbar

werden. Durch diese extreme Sprödigkeit können sie nachteilig auf die Festigkeitswerte wirken.

Die Löslichkeit im festen Zustand ist von Klemm und Westlinning¹ zu $<0,1\%$ bestimmt worden, da bereits bei dieser Kon-

¹ Klemm, W., u. H. Westlinning: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 245 (1941) S. 378.

zentration im Röntgenbild die Linien von Mg_2Si auftreten. Nach eigenen Versuchen steigt der elektrische Widerstand mit zunehmendem Siliziumgehalt an, obwohl ungelöstes Mg_2Si vorhanden ist. Dieses bildet sich in Schmelzen sehr leicht und sein Auftreten beweist nicht, daß die volle Löslichkeit vorher verwirklicht ist. Das einmal vorhandene Mg_2Si geht durch Glühen bei 600° zwar sehr schwer, aber deutlich in Lösung, wobei sich die ausgesprochen kantigen Kristalle im Schlibbild völlig abrunden. Der Widerstand stieg bis zu 0,4% Silizium noch an. Da aber in Schmelzen mit über 0,2% Silizium auch nach wochenlangem Glühen primäres Mg_2Si erhalten bleibt, überschreitet die Löslichkeit wohl nicht 0,2%.

6. Eisen.

Eine Klärung über das Vorkommen des Eisens im Magnesium ist besonders erwünscht, weil das Eisen die Korrosionsgefahr beträchtlich erhöht. Die bisherige Forschung nahm eine Unlöslichkeit im festen Zustand an^{1, 2}. Die letztgenannte Arbeit bringt aber auch einen Eisendendriten, der als solcher angesprochen wird³. Siebel spricht von einer Löslichkeit von 0,05% im flüssigen Zustand⁴. Ebenso behauptet Camescasse eine beschränkte Löslichkeit im flüssigen sowie Unlöslichkeit im festen Zustand, in dem das Eisen außerordentlich fein ausgeschieden sei⁵, was auch Jones behauptet⁶. Versuche der Verfasser⁷ ergaben eine echte Löslichkeit von Eisen in flüssigem Magnesium, die von 0,025% beim Schmelzpunkt auf 0,84% bei 1200° anstieg. Wurden eisenreiche Schmelzen von hoher Temperatur auf eine niedrigere des flüssigen Bereiches gekühlt und abgeschreckt, so fiel das Eisen aus bis auf den der niedrigen Temperatur entsprechenden Gehalt. Es ist also eine echte Löslichkeit vorhanden. In der technischen Legierung mit 2% Mn war der Eisengehalt niedriger.

Die Form der Eisenkristalle war in den Legierungen mit Mangan dieselbe wie im Reineisen. Es kommt also wohl keine Eisen-Manganverbindung zustande. Das Eisen tritt in Form regelmäßiger Dendriten auf, die mit der Temperatur der Schmelze größer werden. Abb. 37 und 38 zeigen Dendriten aus einer bei 1200° im zugeschweißten Eisentiegel geglühten Schmelze. Auch hier wie bei Mangan läßt natürlich das Schlibbild keine Schlüsse auf die Kristallform zu. Bei langsam

¹ Hansen, M.: Der Aufbau der Zweistofflegierungen. Berlin 1939 S. 675.

² Beck, A.: Magnesium und seine Legierungen. Berlin 1939 S. 43, 62.

³ Beck, A.: a. a. O., S. 43.

⁴ Beck, A.: a. a. O., S. 49.

⁵ Camescasse, P.: In V. Engelhardt: Handbuch der technischen Elektrochemie Bd. 3 (Leipzig 1934) S. 187.

⁶ Jones, W. R.: Metallurgist Bd. II (1938) S. 157.

⁷ Fahrenhorst, E., u. W. Bulian: Z. Metallkde. Bd. 33 (1941) S. 31.

gekühlten Schmelzen tritt, am Boden abgesehen, anscheinend eine andere, nadlige Kristallart auf (Abb. 39). Diese wurde auch an der Tiegelwand erhalten, an der das Magnesium einzelne Eisenkristalle herausgelockert hat, während sich in der Schmelze ein Eisendendrit

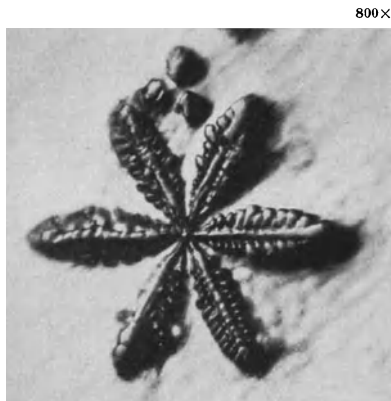


Abb. 37. Eisendendrit.



Abb. 38. Eisendendriten.

befindet, der zweifellos ganz in Magnesium gelöst gewesen ist (Abb. 40). Abb. 41 zeigt Eisen, wie es gelegentlich im Rohmagnesium aus der Elektrolyse vorkommt. Abb. 42 entstammt einer bei 800° geglühten und im Ofen erstarrten Probe. Es handelt sich beide Male möglicher-



Abb. 39. Eisenkristall aus langsam erstarrter Schmelze.

weise um eine Probe eutektischer Anordnung. Nachdem es bei weiteren noch unveröffentlichten Untersuchungen gelungen ist, die Eisenkristalle herauszulösen, konnten beide Arten röntgenographisch als Eisen bestimmt werden. Die Dendriten zeigen, von einem Mittelpunkt ausgehend, sechs Äste in Richtung auf die Seitenmitten [001] und acht Äste in Richtung auf die Ecken eines Würfels, also [111]. Die bei langsamer Abkühlung auftretenden nadelförmigen Kristalle im Schliff



Abb. 40. Eisenkristall aus Tiegelwand gelöst und wieder ausgeschieden.



Abb. 41. Eisen aus Rohmagnesium.



Abb. 42. Eisen in eutektischer Anordnung.

stellen Schnitte durch blattförmige Dendriten verschiedener Tracht dar, die bis zu mehreren Quadratmillimetern groß werden und ihrerseits



Abb. 43. Eisen auf Korngrenzen
abgeschieden.

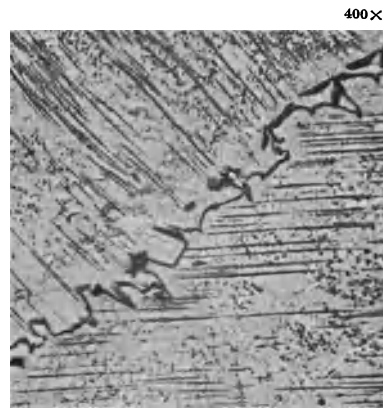


Abb. 44. Eisen auf Korngrenzen
ausgeschieden.

wieder hohlgekehrte Nadeln von ungewöhnlicher kristallographischer Orientierung tragen.

Da das Eisen nur Verunreinigung ist und am Schliffbild der technischen Legierungen kaum charakteristisch beteiligt ist, sei seine Erscheinungsform in diesen, der Geschlossenheit der Darstellung halber,



Abb. 45. Eisenanordnung im Magnesiumkristall.

schon hier gegeben. Bei den üblichen geringen Gehalten tritt das Eisen in Form kleiner Körnchen an den Korngrenzen auf. Nur bei sehr rascher Abkühlung sind die Körnchen wahllos in den Primärkristallen des Magnesiums verteilt. Abb. 43 und 44 zeigen solche Korngrenzenabscheidungen in Rohmagnesium. Bei stärkerer Vergrößerung tritt die Kristall-

form heraus. Zuweilen bildet das Eisen auch ringförmig geschlossene Gebilde im Magnesiumkristall (Abb. 45). Da das Eisen mit steigender Temperatur zunehmend löslich ist, findet es sich am häufigsten in den überhitzten technischen Sandgußlegierungen. Einen Einzeldendrit aus der Legierung G Mg-Al bringt Abb. 46. Schließlich läßt sich noch ein ternäres Eutektikum in Al-haltigen Legierungen beobachten, an dem möglicherweise Eisen beteiligt ist (Abb. 47). Es darf wohl angenommen werden, daß höher aluminiumhaltige Schmelzen eher Eisen aufnehmen als solche ohne Aluminium, weil sich sehr leicht Al_3Fe bildet^{1,2}. Das Bild dieser nadligen Verbindung ist aus Aluminiumlegierungen sehr wohl

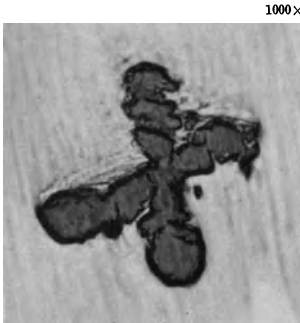


Abb. 46. Eisenkristall aus einer Sandgußlegierung.



Abb. 47. Ternäres Eutektikum, vielleicht mit Eisen.

bekannt. Ein wesentlicher Farbenunterschied ist jedoch zwischen diesen beiden sowie den Eisendendriten nicht festzustellen. Sie erscheinen alle mehr oder weniger lilarötlich und sprechen auf kein Ätzmittel an. Die von Möckel³ behauptete ternäre Kristallart aus Aluminium, Eisen und Mangan besteht nicht. Es handelt sich um Al_6Mn , das starke ternäre Mischkristallbildung zeigt und in Magnesiumlegierungen nicht auftritt⁴.

7. Weitere Elemente und Oxyde.

Was an weiteren Elementen gelegentlich im Magnesium vorkommt, entzieht sich wegen seiner geringen Menge der mikroskopischen Beobachtung. Es ist auch über ihre nachteilige Wirkung auf die Festigkeitseigenschaften und die Korrosionsbeständigkeit wenig bekannt.

¹ Bradley, A. J., und A. Taylor geben die Formel Al_7Fe_2 , wodurch sich die Lage der Verbindung, die in zwei Modifikationen vorkommt, um etwa 4 Gew. % zur Aluminiumseite verschiebt. Proc. roy. Soc. Lond. 1938 [A] 166, 353.

² Bradley, A. J., und H. J. Goldschmidt: J. Inst. Met. Bd. 6 (1939) S. 199.

³ Möckel, E.: Aluminium, 1937 S. 433—439.

⁴ Degischer, E.: Die Aluminiumecke des Dreistoffsystems Al-Fe-Mn. Aluminium-Arch. Bd. 18 (Berlin 1939).

Eine Empfindlichkeit, wie sie etwa das Zink für geringste Zusätze von Zinn oder Blei zeigt, ist für Magnesium noch nicht festgestellt worden.

Kupfer und Blei, die aus Umschmelzlegierungen auftreten können, sind in den hierbei vorkommenden sehr geringen Mengen ganz löslich.

Abb. 48. Mg_3P_2 .

Abb. 49. Nichtmetallischer Schlackeneinschluß.

Phosphor, der das kubische Mg_3P_2 bildet, zeigt im Schliff auch die vom Mg_2Si bekannten Formen (Abb. 48). Daß auch Sechsecke beobachtet werden, spricht nicht gegen das Vorhandensein dieser Verbindung, wie von Vosskühler angenommen wird¹, da ein Kubus leicht als Sechseck geschnitten werden kann, das ganz regulär ist, wenn

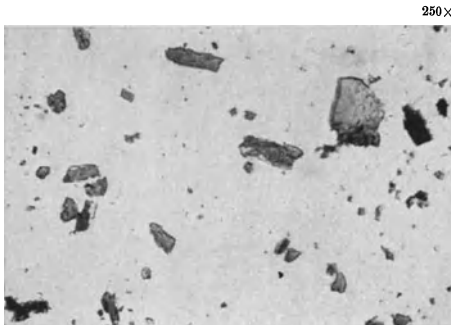


Abb. 50. Nichtmetallische Schlackeneinschlüsse.

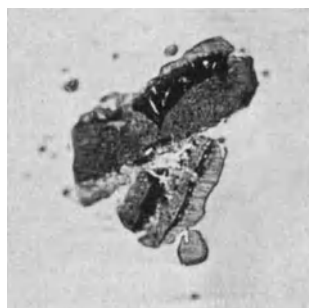


Abb. 51. Wie Abb. 50 stärker vergrößert.

der Schnitt sechs Kantenmitten trifft. Legierungen mit Phosphor haben keine Bedeutung erlangt.

Zuweilen findet man im Schliffbild reguläre Kristalle, die einen glasigen Charakter zeigen. Man könnte vermuten, daß es sich um Hohlräume handelt, an denen ein Mangankristall herausgerissen ist und die sich nachträglich beim Polieren etwa mit *Magnesia usta* gefüllt haben, doch ist einerseits die glasige Beschaffenheit zu eindeutig,

¹ Beck, A.: Magnesium und seine Legierungen. Berlin 1939 S. 45.

andererseits die formale Erscheinung doch wieder so anders als die der Mangankristalle, daß mit ziemlicher Sicherheit auf Schlackenbestandteile, etwa Silikate oder eine der vielen mineralischen Verbindungen des Magnesiums geschlossen werden kann (Abb. 49). Das gleiche gilt von blaßrosa Kristallen, die zuweilen im Wurm von Preßwerkstoff auftreten und vom Ätzmittel sehr leicht angegriffen werden. Sie erreichen zum Teil erhebliche Größe und enthalten noch weitere Bestandteile (Abb. 50 und 51). In ihrer Umgebung ist das Korn sehr fein, wohl weil viel verunreinigende, das Kornwachstum hemmende Korngrenzsubstanz anwesend ist (Abb. 52). Nach Homogenisierungsglühen ist alles Korn gleichmäßig groß. Vielleicht sind es spinellartige Doppeloxyde, etwa, wie die Farbe vermuten läßt, $MgO \cdot MnO$ (Periklas).

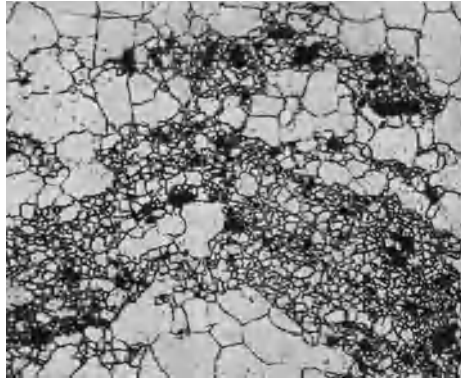


Abb. 52. Feines Korn, verursacht durch verunreinigende Einschlüsse.

IV. Reinmagnesium und aluminiumfreie Legierungen.

A. Reinmagnesium.

1. Technisches Reinmagnesium und Reinstmagnesium.

Technisches Reinmagnesium hat einen Reinheitsgrad von $> 99,9\%$. Die Verunreinigungen liegen in der Größenordnung von wenigen Hundertsteln bis zu Tausendsteln Prozent und verteilen sich auf die in untenstehender Tabelle angezeigten Elemente. Diese Beimengungen, die sich mikroskopisch natürlich nicht mehr unterscheiden lassen, liegen teils in den Kristallen eingebettet, zum größten Teil aber wohl entlang den Korngrenzen.

Tabelle 3.

Eisen	0,03 %
Silizium	0,01 %
Mangan	0,01 %
Kalzium	0,01 %
Aluminium	0,005 %
Kupfer	0,005 %
Natrium	0,005 %
Andere Verunreinigungen	0,005—0,025 %
Insgesamt	0,080 %

Abb. 53 zeigt ein Schliffbild von gegossenem Reinmagnesium mit dem oben angegebenen Reinheitsgrad, man erkennt vier Korngrenzen,

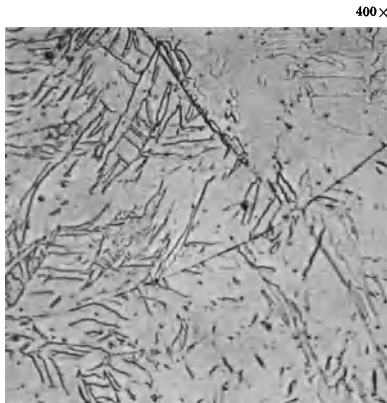


Abb. 53. Technisches Reinmagnesium mit einem Reinheitsgrad von 99,9%.



Abb. 54. Reinmagnesium mit Korngrenzenverunreinigungen, jedoch gleichem Reinheitsgrad wie Abb. 53.

die ziemlich deutlich ausgeprägt sind. Gelegentlich kommen die Verunreinigungen aber auch mehr punktförmig vor und zwar, sowohl auf den Korngrenzen als auch im Kristall selbst, wie Abb. 54 zeigt. Wird nun solches technisches Magnesium noch besonderen Reinigungsverfahren, üblicherweise einer oder mehr-

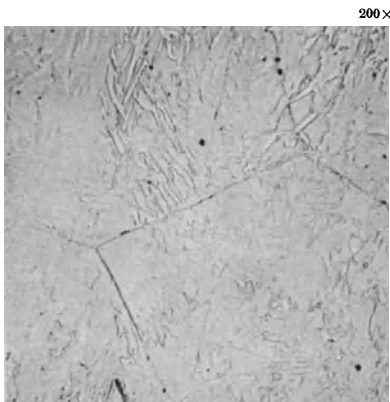


Abb. 55. Reinmagnesium mit einem Reinheitsgrad von 99,99%.

facher Destillation unterworfen, so verschwinden die Korngrenzen immer mehr und sind schließlich bei dem sehr hohen Reinheitsgrad von 99,99% nur noch durch sehr langes Ätzen eben sichtbar zu machen (Abb. 55).

2. Basisstreifen.

Die hexagonale Struktur des Magnesiums macht sich in den Schliffbildern des Reinmagnesiums sowie der aluminiumfreien Legierungen meist dadurch bemerkbar, daß eine kristallographische Hauptebene, nämlich die Basis (0001) sich bevorzugt herausätzen läßt. Schon an unangeschliffenen Magnesiumeinkristallen kann man bisweilen auf den Prismenflächen die Basisstreifen erkennen wie Abb. 56 zeigt. Diese Streifung an einem gewachsenen Einkristall erinnert sehr stark an die Streifung an unangeschliffenen Kupferkristallen von einer Gußober-

fläche, wie sie L. Graf¹ zeigt und als Mosaikkristalle deutet. Es wurden deshalb von einer Prismenfläche eines Magnesiumeinkristalles Aufnahmen bei sehr hoher Vergrößerung gemacht und es zeigte sich in der Tat, daß diese Streifung die Fläche bis an die Grenze des mikroskopisch Sichtbaren in parallele Lamellen unterteilt (Abb. 57). Diese Streifen sind außerdem in Querrichtung gezähnt und zeigen somit auch hier ein ähnliches Aussehen, wie es an den von L. Graf mikroskopisch gefundenen Mosaikkristallen zu beobachten ist. Es ist deshalb sehr wahrscheinlich, daß es sich tatsächlich um mikroskopisch sichtbare Mosaikkristalle im Sinne der Darwinschen² Auffassung handelt. Interessant ist hierbei, daß sich diese Mosaikstruktur an frei gewachsenen, durch Sublimation entstandenen Magnesiumeinkristallen findet, die also sicher keine Verformung erlitten hatten.

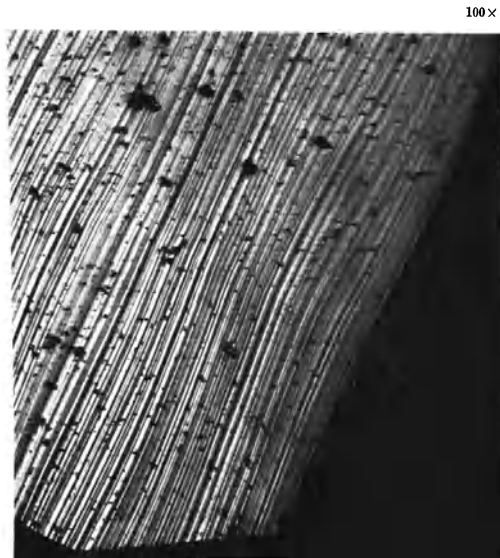


Abb. 56. Prismenflächen eines Magnesiumeinkristalles mit Basisstreifung.

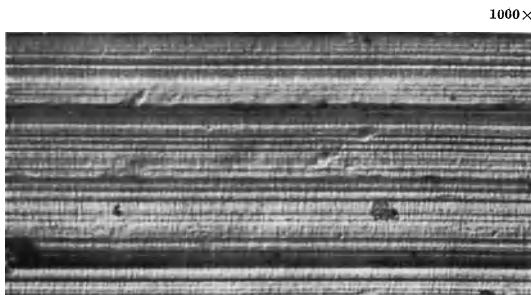


Abb. 57. Wie Abb. 56, stärker vergrößert.

M. Straumanis³ fand ebenfalls eine solche Streifung, und zwar an den Pyramidenflächen $\{10\bar{1}1\}$ von sublimierten Magnesiumkristallen,

¹ Vortrag auf der Arbeitstagung des K.W.J. für Metallkunde. Stuttgart, März 1941.

² Darwin, C. G.: Phil. Mag. Bd. 43 (1922) S. 800.

³ Straumanis, M.: Z. Kristallogr. Bd. 89 (1939) S. 487.

er hält sie dagegen für reine Gleitlinien, die durch leichte Deformation entstanden seien. Wodurch die Verformung bewirkt wurde, geht aus der angegebenen Arbeit nicht hervor. Auch an anderer Stelle¹ weist er darauf hin, daß die von ihm beobachtete Streifung auf Pyramiden- und Prismenflächen $\{10\bar{1}1\}$ und $\{10\bar{1}0\}$ von einer Deformation der Kristalle herrühre.

Im Schlibbild läßt sich die Basisfläche, wenn sie in einem nicht zu kleinen Winkel zur Schliboberfläche liegt, gut erkennen (Abb. 58). E. Schiebold und G. Siebel² fanden, daß die Basisebenen von Magnesium leicht durch Salzlösungen angegriffen werden können. Offenbar geht jede chemische Einwirkung und damit auch die Ätzung von Schliben bevorzugt entlang der Basisebene, worauf auch die zum

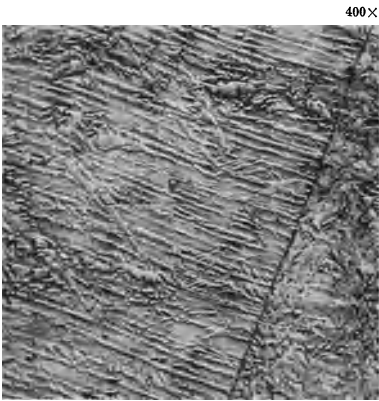


Abb. 58. Basisstreifung im Schlibbild.

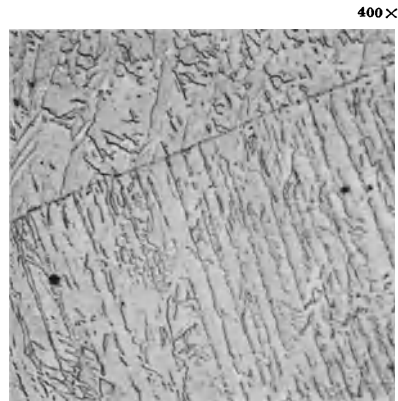


Abb. 59. Wie Abb. 58.

Schluß dieses Kapitels gezeigten Bilder von Korrosionsstellen hindeuten. Trifft man dagegen im Anschlib einen Magnesiumkristall derart, daß die Basisebene im flachen Winkel zur Schlibebene liegt, dann erhält man eine breitere Streifung (Abb. 59), die bei sehr flach liegenden Basisebenen, wie sie im gleichen Bild der eben noch sichtbare Kristall in der linken oberen Ecke aufweist, als solche fast nicht oder gar nicht mehr erkennbar ist, und zu unregelmäßigen Ätzfiguren zerfällt.

Außer der Basis ergeben natürlich auch die Gleitlamellen und Zwillinge Ätzfiguren. Das in der Kristallstruktur begründete Zustandekommen der Ätzfiguren läßt sich besonders gut an Kristallen beobachten, deren Oberfläche eine Verformungsstruktur aufweist. So findet man häufig im Guß, durch Abschreckspannungen hervorgerufen, einzelne Kristalle mit Ätzfiguren ziemlich regelmäßiger Form, deren einzelne

¹ Straumanis, M.: Z. phys. Chem. Bd. 26 (1934) S. 246.

² Schiebold, E., u. G. Siebel: Z. Phys. Bd. 69 (1931) S. 458.

Züge sich unter Winkeln von etwa 60 und 120° schneiden (Abb. 60). Hier handelt es sich wohl um Zwillinge oder Gleitlamellenpakete in der Basisfläche, die mehr oder weniger schräg getroffen sind und je nach

275×

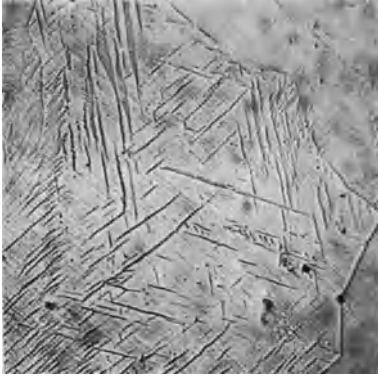


Abb. 60. Zwillinge in Magnesiumguß.

275×

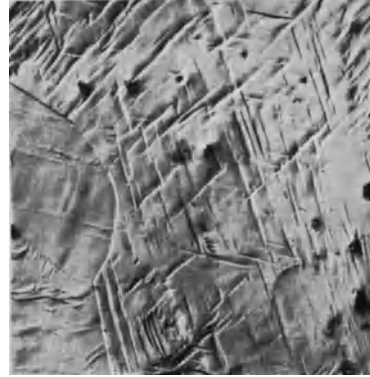


Abb. 61. Zwillinge im Schräglicht an Magnesiumguß.

der Breite verschiedene Ätzfiguren ergeben. Auf der im Schräglicht aufgenommenen Abb. 61 haben sich durch die Abschreckspannung Zwillinge oder Gleitlamellen nach allen sechs Richtungen der Basis ge-

100×



Abb. 62. Oberflächenkorrosion an einem mit der Basis in der Schlißfläche liegenden Korn.

bildet und so kommt auf dem aus der Schlißfläche herausstehenden Kristall ein fast reguläres Sechseck zustande. Diese Ätzfiguren gleichen genau denen, die H. B. Pulsifer an verformtem Reinformmagnesium erhalten hat¹. So bestätigt sich, daß auch im abgeschreckten Guß tatsächlich der Vorgang der Translation oder Zwillingsbildung die Ätz-

¹ Pulsifer, H. B.: Amer. Inst. Min. metallurg. Engrs. Techn. Publ. Nr. 42 (1927) Bild 13.

figuren hervorgerufen hat. Die regelmäßige Gestalt des Sechsecks weist darauf hin, daß der Kristall fast genau mit der Basis in der Schlißfläche



Abb. 63. Losgelöste und umgeklappte Ätzhaut.

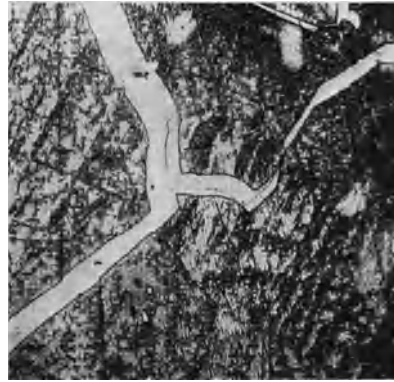


Abb. 64. Aufgeplatzte und verschobene Ätzhaut, die Korngrenzen freigeibt.

liegt. Das gleiche ist von dem mittleren Kristall auf Abb. 62 zu vermuten, der allein eine ausgeprägte Oberflächenkorrosion aufweist, die, wie oben erwähnt, bevorzugt die Basis erfaßt.

Die Ätzung bedeutet nicht nur einen Angriff an der Schlißoberfläche, sondern es entsteht dabei eine Ätzhaut, die nur im allgemeinen nicht als solche wahrgenommen wird, weil sie äußerst dünn ist. An überätzten und nachpolierten Schlißen löst sie sich, wo sie stärker ist,

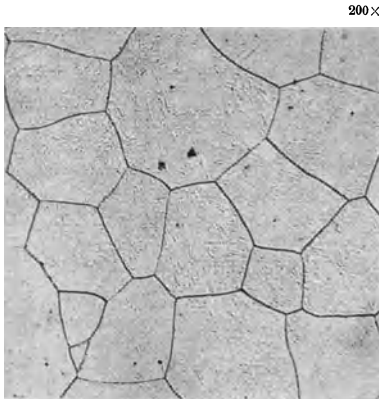


Abb. 65. Stranggepreßtes Reinmagnesium.

von der Schlißoberfläche ab, wobei einzelne Lappen umklappen (Abb. 63). Bei solcher Dicke reißt sie auch leicht auseinander und zeigt an den Rißstellen das darunterliegende Metall. So läßt Abb. 64 in den durch die Risse freigelegten Zonen die Korngrenzen des Metalls erkennen. Zugleich wird deutlich, daß die Ätzhaut sich genau der Oberfläche anpaßt und auch nach der Verschiebung die in ihrer Struktur begründeten Ätzfiguren aufweist.

3. Magnesium, warm verformt.

Warmverformtes Reinmagnesium, wie es durch Strangpressen oder Walzen entsteht, bietet mikroskopisch wenig Interessantes, es rekristallisiert leicht mit deutlich ausgeprägten Korngrenzen, die sehr

gerade verlaufen und dem Schliffbild das Aussehen von reinem α -Eisen verleihen (Abb. 65). Eine gewisse technische Bedeutung hat stranggepreßtes Reinmagnesium neuerdings in der Anwendung als Stromschienen erhalten. Außer der geringeren Korrosionsfestigkeit scheint ihre Verwendung keine Nachteile gegenüber der von Aluminiumstromschienen zu besitzen^{1, 2}.

B. Die binäre Magnesium-Manganlegierung Mg-Mn.

Die technisch bedeutsamste Magnesiumlegierung unter den aluminiumfreien Legierungen ist die binäre Magnesium-Manganlegierung mit 1,4 bis 2,0% Mangan.

Die technische Bedeutung der Legierung Mg-Mn liegt vor allem in ihrer leichten Verarbeitbarkeit, ihrer Korrosionsbeständigkeit und ihrer vorzüglichen Schweißbarkeit. Die leichte Verarbeitbarkeit in der Wärme macht sie für die schwierigsten Strangpreß- und Schmiedearbeiten geeignet, darüber hinaus läßt sie sich leicht verwalzen und ist mithin, besonders durch ihre Korrosionsbeständigkeit und Schweißbarkeit, die gebräuchlichste Blechlegierung unter den Magnesiumlegierungen. Die Korrosionsbeständigkeit dieser Legierung übertrifft sowohl die des Reinmagnesiums als auch, und zwar erheblich, die der aluminium- und zinkhaltigen Magnesiumlegierungen. Ihre Schweißbarkeit ist als unbegrenzt anzusprechen, es lassen sich beliebig lange Nähte, Profilverbindungen usw. auch beim Auftreten hoher Schweißspannungen rißfrei schweißen. Die Legierung bietet mikroskopisch viel Beachtenswertes und soll deshalb ausführlich behandelt werden.

4. Die Erscheinungsformen des Mangans.

Das Magnesium-Manganzustandsbild^{3, 4} besagt, daß das Mangan bis zu 3,4% im Magnesium in feste Lösung geht. Die Löslichkeit nimmt aber mit fallender Temperatur stark ab und erreicht schon bei 200° praktisch 0%.

Da bei einem durchschnittlichen Gehalt von 1,8% Mangan die Temperatur der beginnenden Löslichkeit für das Mangan bei 570° liegt, ist praktisch das Mangan in dieser Legierung fast immer ausgeschieden, zumal wenn es sich um warmverformten Werkstoff handelt. Die Warmverformung, also das Pressen, Walzen oder Schmieden wird immer bei Temperaturen bei und unter 400° — also im heterogenen Bereich des Zustandsbildes — vorgenommen. Trotzdem sieht man oft im Schliffbild kaum Mangan, da es sich äußerst fein, oft submikroskopisch

¹ Stein, W.: Metallwirtsch. Bd. 17 (1938) S. 37.

² Bulian, W.: Elektrotechn. Z. Bd. 59 (1938) S. 879.

³ Hansen, M.: Der Aufbau der Zweistofflegierungen. Berlin 1936 S. 858.

⁴ Schmid, E.: Z. Elektrochem. Bd. 37 (1931) S. 457.

900×

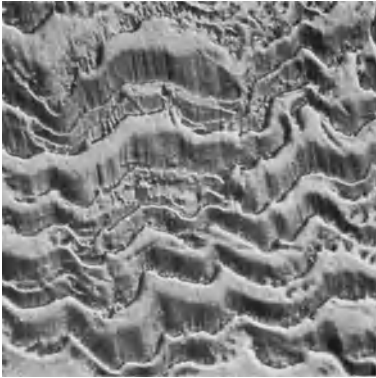


Abb. 66. Ausgeschiedenes Mangan in lamellarer Anordnung.

900×



Abb. 67. Flach angeschliffene lamellenförmige Ausscheidungen von Mangan.

900×



Abb. 68. Steil angeschliffene lamellenförmige Ausscheidungen von Mangan.

400×

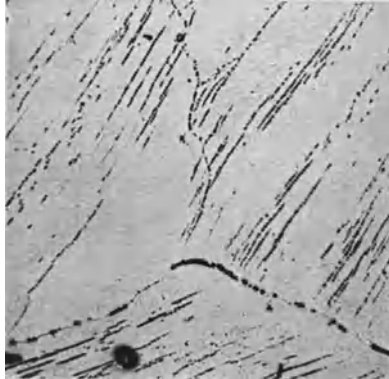


Abb. 70. Manganausscheidungen.

175×

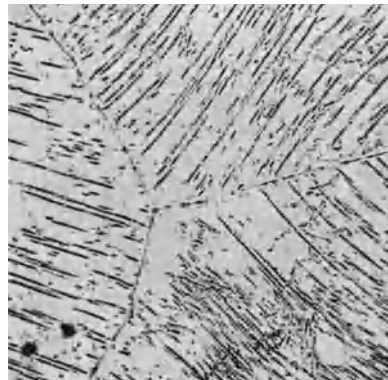


Abb. 69. Streifenförmige Manganausscheidungen nach der Basis.

75×

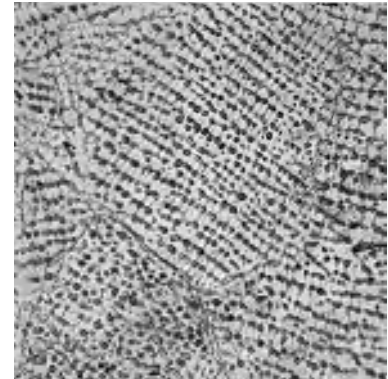


Abb. 71. Wabenförmige Manganeisgerungen.

ausscheidet. Bei langsam abgekühlten Schmelzen tritt es jedoch in lamellarer Anordnung auf und läßt sich dann sehr schön herauspolieren, wie Abb. 66 zeigt. Trifft man die Lamellen sehr flach, so ergibt sich das Aussehen von Abb. 67. Die Form der Lamellen, wie sie besonders die erste Abbildung zeigt, erklärt sich daraus, daß die Ausscheidungsebenen unter ganz flachem Winkel zur Schnittebene liegen. Durch das Polieren sowie das nicht ganz gleichmäßig einsetzende Abätzen ergibt sich der wellenförmige Rand der einzelnen Lamellen. Trifft man die Ausscheidungsebenen dagegen unter steilem Winkel, so zeigt sich das Gefügeaussehen der Abb. 68. Wie ein Vergleich mit Abb. 58 ergibt, liegen die Manganausscheidungen auf den Basisebenen des Magnesiumkristalls. Die Abb. 69 bis 71 zeigen weiter besonders charakteristisch ausgeschiedenes Mangan, das ebenfalls in jedem Kristall die Basisebenen als Ausscheidungsebenen bevorzugt hat. Nach den Beobachtungen von E. Schiebold und G. Siebel¹, die beim Ätzen von Magnesiumeinkristallen eine parallele Streifung senkrecht zu den Prismenflächen erster Art $\{10\bar{1}0\}$ fanden, kann angenommen werden, daß außer der bevorzugten Basisebene infolge des dendritischen Wachstums auch noch andere Ebenen, möglicherweise Prismen- und Pyramidenflächen zweiter Art, als Ausscheidungsebenen vorkommen. Ihre Bedeutung tritt aber sicher gegenüber der der Basisebene zurück.

Bei der Erstarrung der Schmelze werden auch oft Primärkristalle von Mangan erhalten, wie bereits früher auf S. 15 gesagt wurde. Diese zeigen in ihrer näheren Umgebung bisweilen eine Anreicherung von wieder ausgeschiedenen Mangankriställchen, die sich mitunter ebenfalls zeilenförmig zusammenfinden. Mikrohärteeindrücke in der Nähe von Manganprimärkristallen lassen erkennen, daß im Gebiet des übersättigten und wieder zerfallenen Magnesium-Manganmischkristalles in der Nähe der Manganprimärkristalle gegenüber der manganfreien Zone eine größere Härte besteht.

Bei längerer Anlaßbehandlung bekommt man dagegen auch Mangan-ausscheidungen, die in ihrer Anordnung zueinander keine kristallographische Richtung des Magnesiumkristalls mehr bevorzugen, sondern in diesem regellos eingelagert sind. Beispiele dafür bringen die Abb. 72 bis 75. Die auf fast allen Abbildungen, besonders aber in Abb. 75 erkennbare Korngrenzenseigerung tritt natürlich am gekneteten Material nicht auf, die Warmverformung hat die Inhomogenität der Mangan-konzentration in den einzelnen Körnern vielmehr völlig aufgehoben. Eine weitere Inhomogenität in bezug auf die Anordnung der Mangan-ausscheidungen erkennt man an Abb. 72. Hier hat sich das Mangan bevorzugt an den Grenzen von Zwillingen, über deren Entstehung im einzelnen weiter unten gesprochen wird, abgeschieden. Die Zwillings-

¹ Schiebold, E., u. G. Siebel: Z. Phys. Bd. 69 (1931) S. 458.

150×

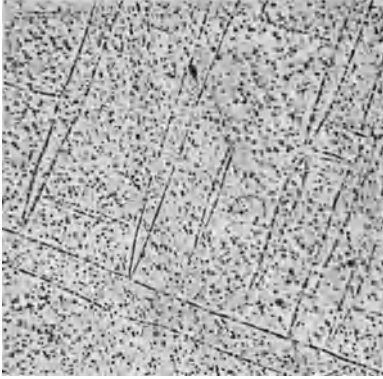


Abb. 72. Regellos angeordnete Manganausscheidungen, hervorgerufen durch eine Heterogenisierungsglühung von 20 Stunden bei 500°.

800×

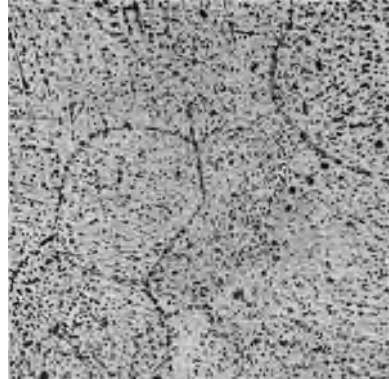


Abb. 73. Manganausscheidungen, hervorgerufen durch Heterogenisierungsglühung bei 400°.

650×

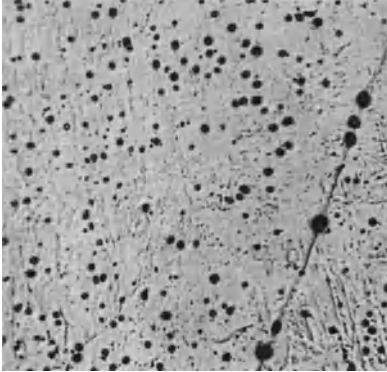


Abb. 74. Wie Abb. 73, aber 6 Stunden bei 500° geglüht.

650×

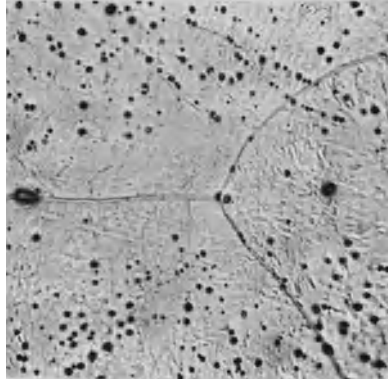


Abb. 75. Wie Abb. 74, aber 20 Stunden bei 500°.

650×

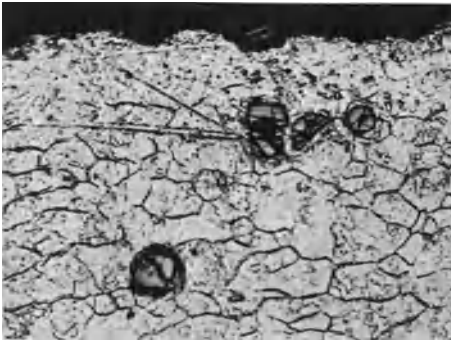


Abb. 76. Primäres Mangan in Blech.

grenzen als Flächen besonders hoher Gitterstörung begünstigen ähnlich wie die Korngrenzen und die Basis-ebenen die Manganausscheidung. Bei jenen ist die Begünstigung der Entmischung so ausgeprägt, daß es in ihrer unmittelbaren Umgebung zu einer ausgesprochenen Manganverarmung kommt. Die Manganausscheidungen auf den Korngrenzen selbst sind

dann ein Vielfaches größer als die in den Kristallen, wie man besonders an den Abb. 74 und 75 sieht.

Schließlich sei noch ein Beispiel für primäres Mangan gebracht (Abb. 76). Man sieht, daß das spröde Mangan in dem weichen Grundmetall selbst bei einer so erheblichen Verformung, wie sie das Walzen darstellt, nur wenig zertrümmert wurde. Meist bleiben sogar, wie auf der Abbildung an einem Beispiel zu sehen ist, die ganzen Kristalle erhalten.

5. Makro- und Mikrokorngrenzen, Dendriten.

Eine merkwürdige Erscheinung zeigen die Abb. 77 bis 79. Man erkennt hier eine nur bei der Magnesium-Manganlegierung, und zwar im

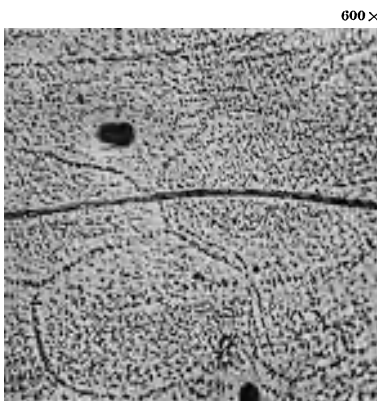


Abb. 77. Mikrokorngrenzen, dicht mit Mangan-ausscheidungen besetzt. In der Mitte eine Makrokorngrenze.

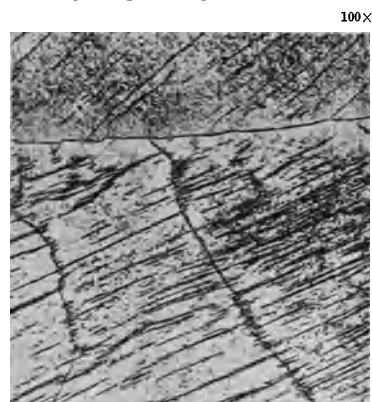


Abb. 78. Mikrokorngrenzen aus langsam gekühltem Guß.

Gußzustand auftretende Unterteilung der Körner durch eine zweite Art von Korngrenzen. Diese Korngrenzen sind ebenfalls dicht mit ausgedehntem Mangan besetzt (Abb. 77), sie unterteilen die makroskopisch sichtbaren oft zentimetergroßen Kristalle in mikroskopisch kleine, manchmal sind aber auch diese noch makroskopisch erkennbar. Wie man an Abb. 78 erkennen kann, unterteilen diese Mikrokorngrenzen den ursprünglich einheitlichen Kristall, ohne sich von dessen Struktur beeinflussen zu lassen. Während die zwei auf dem Bild erkennbaren und durch die quer laufende „Makrokorngrenze“ geschiedenen Kristalle eine verschiedene Kristallorientierung haben, wie man an den mit Mangan besetzten Basisstreifen erkennen kann, trennen die von der Makrokorngrenze ausgehenden „Mikrokorngrenzen“ den oberen Kristall in mehrere kleine mit unter sich gleicher Orientierung. Die Mikrokorngrenzen müssen demnach erst nach der Erstarrung entstanden sein und legen somit die Vermutung nahe, daß es sich um eine Rekristallisation bei der Abkühlung, hervorgerufen durch Schrumpfspannung, handelt.

Da diese Erscheinung weiterhin besonders deutlich in dicken Schweißnähten auftritt, scheint diese Vermutung, zumal solche besonders rasch erstarren und dazu mit erheblichen Schweißspannungen behaftet sind, mit einem hohen Grad von Wahrscheinlichkeit zuzutreffen. Dem steht aber entgegen, daß, wie Abb. 78 zeigt, auch sehr langsam gekühlter Guß, der also sicher nur sehr geringe innere Spannungen nach der Erstarrung besaß, deutlich die gleiche Erscheinung zeigt. Vielleicht handelt es sich vielmehr um Ausscheidung von Mangan in Korngrenzenart, ähnlich wie sie E. Schulz und G. Wassermann¹ bei der Untersuchung von Ausscheidungsvorgängen an Aluminium-Zink-Magnesiumlegierungen gefunden und mit teilweise äußerst ähnlichen Abbildungen (besonders a. a. O. Abb. 22 und hier Abb. 79) belegt haben. Der Vollständigkeit

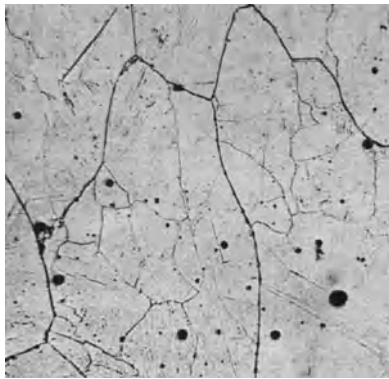


Abb. 79. Makro- und Mikrokorngrenzen.

100×

halber, wenn auch mit einem geringen Grad von Wahrscheinlichkeit behaftet, sei noch eine Deutung der gleichen Erscheinung wiedergegeben, die L. Northcott² an Versuchen mit Reinmagnesiumschmelzen gefunden hat. Er erklärt die korngrenzenartige Unterteilung der Kristalle, die bei seinen Untersuchungen teilweise im Aussehen genau mit der hier beschriebenen übereinstimmt (a. a. O. Tafel 10, Fig. 2 und wieder Abb. 79) durch netzartige Ausscheidungen von Oxyd aus dem festen Zustand, das vorher

in geringer Menge gelöst gewesen sein soll. An eigenen Versuchen, die in dieser Richtung mit Reinmagnesiumschmelzen angestellt wurden, konnte die Erscheinung nicht gefunden werden, wir erhielten vielmehr in einem normalen Gußgefüge Einschlüsse von sehr feinkörnigem Magnesiumoxyd, die teils im Magnesiumkorn, teils auf den Korngrenzen regellos verteilt waren und etwa das gleiche Aussehen hatten wie die Manganausscheidungen in Abb. 75.

Eine andere bedeutsame Erscheinung kann man noch bisweilen am Magnesium-Mangan-Gußgefüge feststellen, wenn der Guß sehr schnell erstarrt ist. Man erkennt dann deutlich, meist bereits makroskopisch, dendritische Ausscheidungen, die im mikroskopischen Bild wie in den Abb. 80 bis 83 erscheinen. Das Auftreten dieser Magnesiumdendriten scheint an eine hohe Erstarrungsgeschwindigkeit gebunden zu sein. An langsam erstarrtem Guß wurden sie von uns nie beobachtet.

¹ Schulz, E., u. G. Wassermann: Z. Metallkde. Bd. 32 (1940) S. 415.

² Northcott, L.: J. Inst. Met. Bd. 59 (1936) S. 226.

Zwischen langen Dendriten, die als Stengelkristalle zur Mitte wachsen (Abb. 80), sind rundliche zum Teil ebenfalls schon dendritisch ausgebildete Kristalle angelagert, deren hexagonale Achse mehr oder weniger

10×



Abb. 80. Magnesiumdendriten in rasch erstarrtem Mg-Mn-Guß.

100×

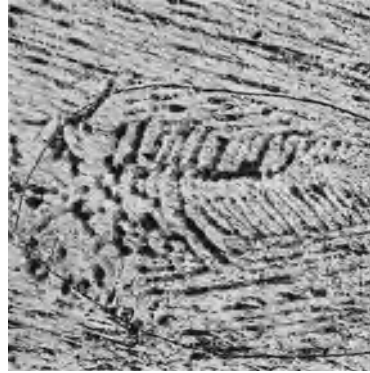


Abb. 81. Manganausscheidungen zwischen Magnesiumdendriten.

senkrecht zur Schnittebene liegen muß. Das Mangan ist ebenfalls in dendritischer Form, also zwischen den Verzweigungen der primären Magnesiumkristalle abgeschieden (Abb. 81 und 82)¹, teils auch waben-

100×

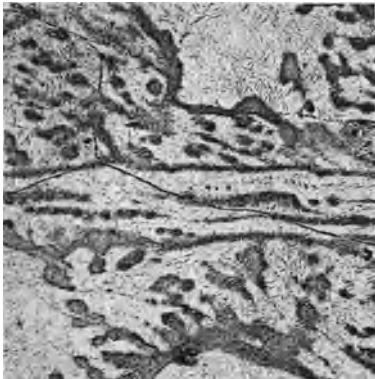


Abb. 82. Wie Abb. 81, der Korngrenzenverlauf ist unabhängig von der dendritischen Struktur.

70×

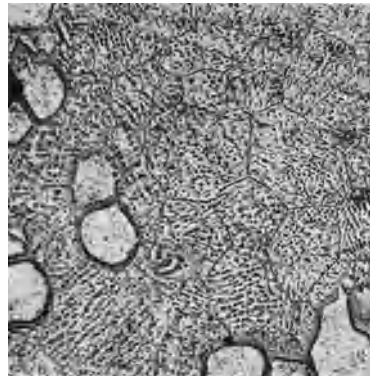


Abb. 83. Wie Abb. 82.

artig durch den ganzen Magnesiumkristall verteilt, wie es bei ebenfalls rasch erstarrten Schweißnähten zu beobachten ist (Abb. 100 und 101). Diese Kornseigerung zeigt die Inhomogenität des rasch erstarrten Misch-

¹ Die gleiche Beobachtung machten E. Schiebold und G. Siebel: Z. Phys. Bd. 69 (1931) S. 466.

kristalls an. Die endgültigen Korngrenzen haben sich offenbar erst ganz zum Schluß, unmittelbar vor der Erstarrung und unter Kornzerfall der primären Kristalle ausgebildet, denn sie verlaufen ohne Rücksicht auf die Struktur der primären Kristalle beliebig durch diese hindurch, wie man besonders an Abb. 77 erkennen kann. Das entstandene Korn ist dabei von recht einheitlicher Größe (Abb. 83).

6. Zwillingsbildung im Guß.

Auf den Einfluß von Schrumpfspannungen beim Erstarren der Schmelze ist sicher das Auftreten von Zwillingen im Guß von Magnesium-Mangan zurückzuführen. Die Zwillingsbildung ist beim Magnesium relativ selten, doch scheinen bei der Erstarrung und Abkühlung von Guß der Magnesium-Manganlegierung Verhältnisse aufzutreten, die die Zwillingsbildung begünstigen. Die Abb. 84 bis 86 zeigen solche Zwillinge, die sich teilweise sogar kreuzen. Abb. 84 zeigt sich kreuzende Zwillinge in Guß, die aber durch Quetschen der Gußprobe nachträglich erzeugt wurden und daher ungewöhnlich dick ausgefallen sind. Ebenso zeigt Abb. 87 Zwillinge aus einem besonders grobkörnigen Zerreißstab der Magnesium-Manganlegierung.

Bemerkenswert ist, daß sich die Zwillinge über die Korngrenzen hinweg in den Nachbarkristall hinein fortsetzen (Abb. 85). Auf diese Erscheinung wurde bereits von E. Schmid und W. Boas¹ hingewiesen, sie fanden dasselbe Verhalten an Deformationszwillingen im Zinkblech.

Sehr ausgeprägte Zwillingsbildung mit besonders häufig sich kreuzenden Zwillingen findet man in der Schweißnaht von Schweißschliffen. Die starken Schweißspannungen, die besonders bei langen Schweißnähten auftreten und leicht die Größenordnung der Streckgrenze erreichen, scheinen sich hier bevorzugt durch Zwillingsbildung abzubauen. Ein besonders bemerkenswertes Beispiel dafür bietet Abb. 86. Hier haben sich ebenfalls Zwillinge gekreuzt, wobei vermutlich die schmalen Zwillinge zuerst entstanden sind. Der später entstandene breite Zwillingskristall wurde durch den ersteren unterbrochen, brachte diesen darauf zum nochmaligen Umklappen und bildete sich dann etwas versetzt weiter aus. Über weitere Erscheinungen dieser Zwillingsbildung sowie über die theoretischen Fragen wird in Kapitel V, § 9 berichtet werden.

7. Warmverformung und Rekrystallisation.

Die bisher gebrachten mikroskopischen Bilder beschränkten sich im wesentlichen auf die Beschreibung von gegossenem Werkstoff, die weiteren Darstellungen und Erklärungen seien nun der warmverformten, gekneteten und gewalzten Legierung gewidmet, sie sollen in der Reihenfolge: Strangpressen, Schmieden und Walzen gebracht werden. Das

¹ Schmid, E., u. W. Boas: Kristallplastizität. Berlin 1935 S. 317.

Strangpressen ist insofern für die Legierung Mg-Mn ein besonders heftiger Eingriff in das mikroskopische Gefüge, als das Korn dabei äußerst stark verkleinert wird. Die gegossene Legierung hat beispiels-



Abb. 84. Zwillingsbildung in Mg-Mn-Guß durch nachträgliches Quetschen erzeugt.

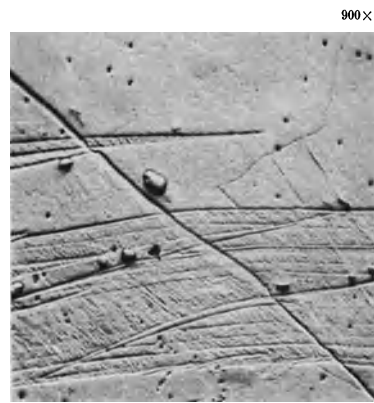


Abb. 85. Zwillinge, über die Korngrenzen hinauslaufend. Aus einer Schweißnaht.

weise am Rundbarren von 180 mm Durchmesser eine Korngröße, die, da sie sehr zu Stengelkristallisation neigt, bis zu mehreren Zentimetern in der Länge und 1 cm in der Dicke betragen kann (siehe Abb. 220). Wird ein solcher Rundbolzen auf der Strangpresse mit einem mittleren

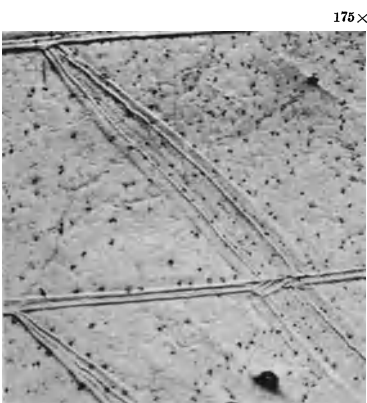


Abb. 86. Zwillinge aus einer Schweißnaht von Mg-Mn.

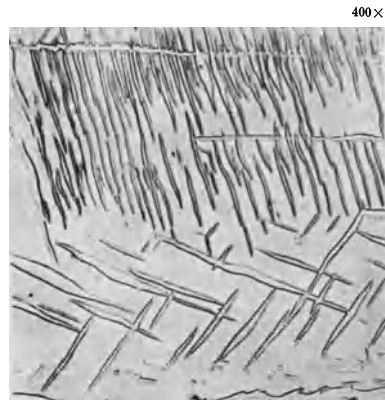


Abb. 87. Zwillinge aus einem Zerreißstab.

Verpressungsgrad von 1:24 zu einer Rundstange von 40 mm Durchmesser verpreßt, so erhält man ein Material mit einem durchschnittlichen Korndurchmesser von $\frac{1}{10}$ mm, der Strangpreßvorgang bewirkte also eine volumenmäßige Kornverfeinerung in der Größenordnung von 1:1000000 (Abb. 88).

Die Korngröße ist gerade bei dieser Legierung sehr stark abhängig vom Verformungsgrad, so zeigt Abb. 89 einen Querschliff durch eine 7 mm dicke Stange, der Korndurchmesser ist gegenüber dem von Abb. 88 durchschnittlich nochmals 4- bis 5fach kleiner, so daß das oben genannte Verhältnis sich für diesen Verpressungsgrad um weitere zwei Zehnerpotenzen vergrößert. Zusammen mit fallender Korngröße steigen natürlich die Festigkeitswerte bedeutend an.

Die mögliche Kornverfeinerung kann nun bei Mg-Mn durch Warmverformung noch sehr viel weiter getrieben werden; sie geht bei Blechen, wie weiter unten gezeigt wird, so weit, daß die Korngröße von gleich stark abgewalzten Blechen unterhalb einer gewissen Blechdicke, also oberhalb eines gewissen Verformungsgrades, die der vom Guß aus be-

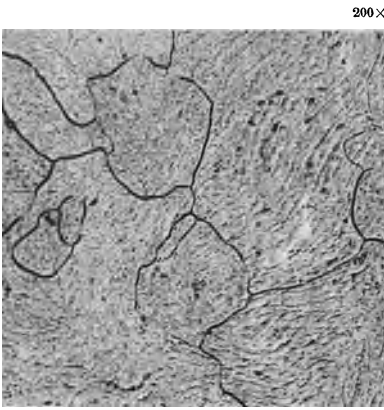


Abb. 88. Gefüge einer Rundstange von 40 mm Dmr., Querschliff.

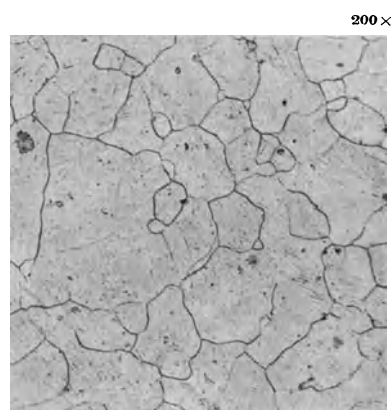


Abb. 89. Gefüge einer Preßstange von 7 mm Dmr., Querschliff.

deutend feinkörnigeren aluminiumhaltigen Magnesiumlegierung Mg-Al6 deutlich unterschreitet. Bei extrem starker Warmverformung erreicht man ein kleinstes, einwandfrei rekristallisiertes Korn von etwa 3—5 μ Durchmesser, womit die unterste Grenze der Korngröße erreicht zu sein scheint¹. Abb. 90 zeigt dafür ein besonderes Beispiel. Hier hatten sich Teile der Oberfläche eines Strangpreßprofils, verursacht durch starke Reibung in einer Matrize mit ungünstiger Formgebung, abgelöst. Die abgelösten Stellen, die in der Matrize also besonders „gequält“ worden sind, besitzen ein Korn in der Größe des oben angegebenen kleinstmöglichen Durchmessers.

Die Abb. 88 und 89 zeigen, daß die Legierung beim Strangpressen mit einer ziemlich einheitlichen Korngröße rekristallisiert. Es treten

¹ Graf, L.: Z. Metallkde. Bd. 30 (1938) S. 107 bezeichnet die Erscheinung, wonach auch bei höchster Verformung die Bearbeitungsrekristallisation eine Mindestkristallgröße nicht unterschreitet, mit „Sammelkristallisation“.

jedoch gelegentlich auch andere Gefüge auf, die eine nur teilweise Rekristallisation aufweisen. Abb. 91 zeigt im Längsschliff ein zeilig auftretendes, in der Größe stark unterschiedliches Korn. Im Querschliff sieht man zusammenhängende rekristallisierte Inseln. Die Zonen

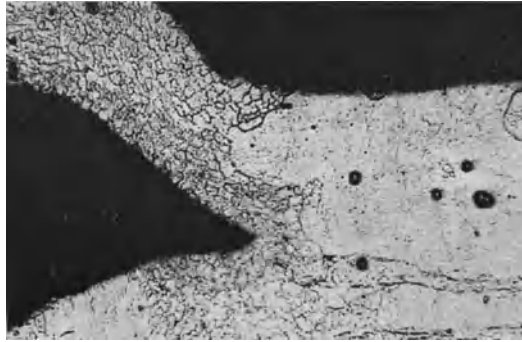


Abb. 90. Blase von der Oberfläche einer Preßstange mit besonders feinem Korn.

des sehr fein rekristallisierten Kornes brauchen aber durchaus nicht in Längsrichtung immer parallel zu liegen, man erhält oft auch Gefüge, wo sie den Richtungen stärkster Schubspannung folgen. Diese unterschiedliche Rekristallisation am selben Stück wird meist verursacht

durch einen zu niedrigen Verformungsgrad. Ausgangsstellen der Rekristallisation während der Warmverformung sind dabei offensichtlich die Korngrenzen des primären Gefüges, also des Gußgefüges. A. E. van Arkel und M. G. van Bruggen¹ stellten an Aluminium fest, daß die Korngrenzenzonen wegen des Zusammentreffens verschieden orientierter Kristalle an den Korngrenzen bei Deformation besonders starken Verformungen ausgesetzt sind, die zu einer erhöhten

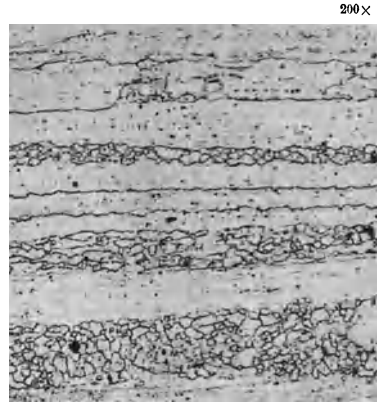


Abb. 91. Zeilige Rekristallisation in der Längsrichtung einer Preßstange.

Keimzahl und damit zu bevorzugter Rekristallisation führen. Die Korngrenzen des Gusses sind als Grenzen stark verschieden orientierter Kristalle bei Verformung, vor allem bei geringem Verpressungsgrad, zunächst einmal die alleinigen Zonen von Keimbildung und Rekristallisation und so erhält man dann Gefügeerscheinungen wie in Abb. 91.

¹ Arkel, E. A. van, u. M. G. van Bruggen: Z. Phys. Bd. 42 (1927) S. 795.

Bei höherem Verformungsgrad findet dagegen immer eine gleichmäßige Durchknetung des gesamten Materials und damit über den Querschnitt gleichmäßige Rekristallisation statt. Bei sehr niedriger

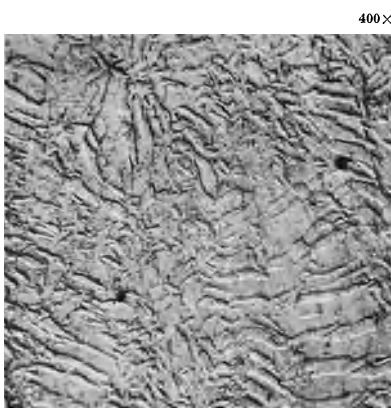


Abb. 92. Preßstange, bei zu niedriger Temperatur verformt, keine Rekristallisation.

Verformungstemperatur tritt dagegen überhaupt keine Bearbeitungsrekristallisation auf, und man erhält ein fast korngrenzenfreies Schlibbild (Abb. 92) mit reiner Verformungstextur der Primärkristalle, deren Korngrenzen aber völlig verschwunden sind.

Die durch die Warmverformung erzwungene Rekristallisation geht stufenweise vor sich, d. h. es bilden sich während und unmittelbar nach der Verformung spontan neue Rekristallisationszustände aus, von denen die folgenden, wie Abb. 93 zeigt, immer feinkörniger sind als

die vorherfolgenden. Die Abbildung stellt eine Art Zwischenzustand dar, in welchem die Rekristallisation bereits eingesetzt hat, die alten Korn-

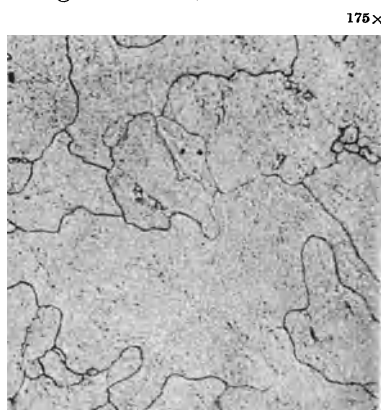
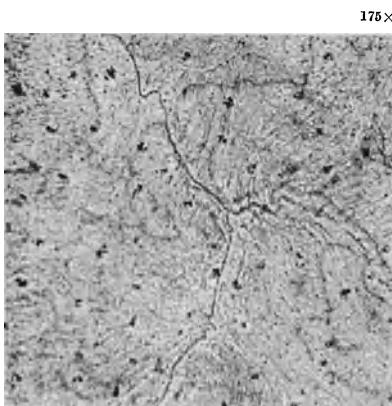


Abb. 93. Rekristallisation während der Warmverformung. Links alte, rechts neue Korngrenzen der gleichen Stelle.

grenzen aber noch teilweise sichtbar sind. Man erkennt hier, daß die neuen Korngrenzen sich unbeeinflusst von den alten gebildet haben¹.

Bei nicht sehr weit fortgeschrittener Rekristallisation, wie sie z. B. bei zu kaltem Pressen entstehen kann, zeigt das mikroskopische Bild oft

¹ Die photographische Sichtbarmachung ließ sich nur durch verschiedene Einstellung der Mikrometerschraube am Mikroskop ermöglichen, da die Korngrenzen in verschiedenen Höhen lagen.

neben kaum oder gerade angedeuteten Korngrenzen eine Gefügezeichnung von schlierenförmigem Aussehen (Abb. 94). Diese Schlieren sind die mit Mangan zeilig besetzten Basisebenen des ursprünglichen Guß-

175×



Abb. 94. Durch Strangpressen schlierenförmig verformte Basisstreifung.

175×

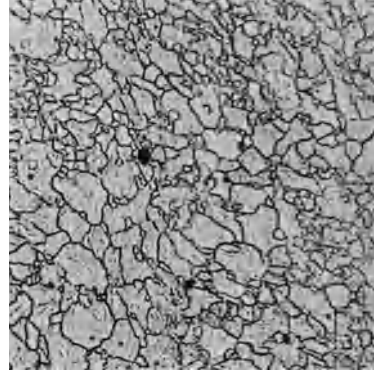


Abb. 95. Gefüge eines Schmiedestückes aus Mg-Al 6, luftabgekühlt.

gefüges, die durch die Verformung ihren kristallographischen Charakter als Basis des hexagonalen Magnesiumkristalles verloren haben, durch

175×

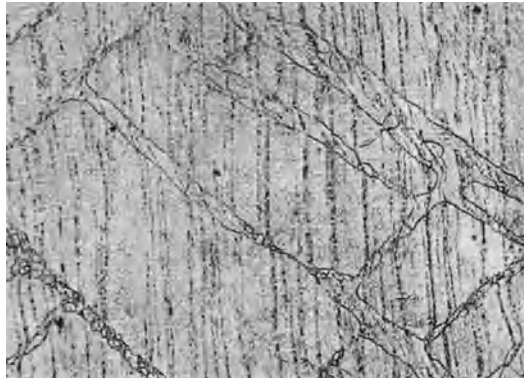


Abb. 96. Rekristallisation in Richtung der Hauptschubbeanspruchung.

die Manganausscheidungen aber noch als zusammenhängende, wenn auch stark verformte Linien erhalten geblieben sind.

Das Gefüge der geschmiedeten Magnesium-Manganlegierung bietet gegenüber dem des stranggepreßten Materials wenig Neues. Ausgegangen wird beim Schmieden von vorgepreßtem Material; die zusätzliche Verformung bringt, da meist keine sehr erheblichen Verformungsgrade angewendet werden (im Gegensatz zum Walzen, siehe den folgenden

Abschnitt), keine wesentliche Kornverfeinerung (Abb. 95). Unterbricht man die Rekristallisation durch sofortiges Abschrecken in Wasser nach dem Schmieden, so erhält man dasselbe unvollkommene Gefüge, wie es unvollkommen rekristallisierte Preßstangen zeigen. Schließlich findet man gelegentlich auch Gefüge, bei denen in Richtung der Hauptschubbeanspruchung, also unter 45° zur Schmiederichtung, die Körner unterbrochen sind und entlang dieser Gleitebenen teilweise zu feinem Korn rekristallisierten (Abb. 96). Auch diese Erscheinung ist aber weitgehend der beim Strangpressen auftretenden, im vorigen Abschnitt beschriebenen ähnlich und beruht wohl auch auf der gleichen Ursache wie hier.

Wie schon im Abschnitt „Pressen“ erwähnt (S. 48) bewirkt das Walzen von Mg-Mn eine starke Kornverfeinerung, die zu einer mitt-

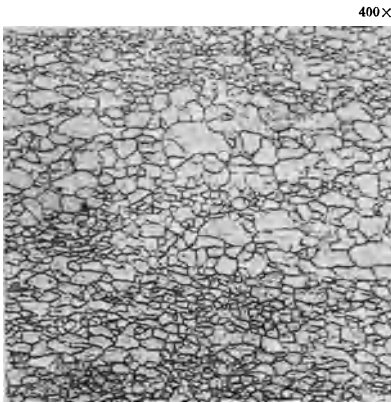


Abb. 97. Blech, 95% abgewalzt.

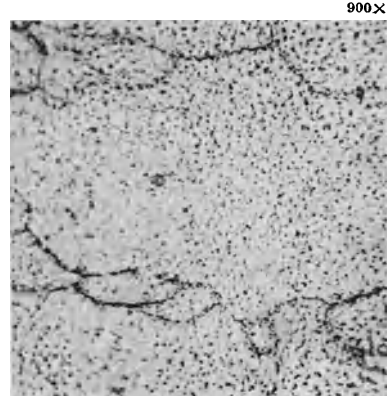


Abb. 98. Wie Abb. 97, stärker vergrößert, Sichtbarwerden der Manganausscheidungen.

leren Korngröße von $12\text{--}14\ \mu$ im Korndurchmesser bei über 95% Verformung (1,5 mm Blechdicke und darunter bei 60—100 mm dickem Ausgangsmaterial) führt (Abb. 97). Bei höherer Vergrößerung erkennt man wieder das ausgeschiedene Mangan (Abb. 98); die zur Verformung notwendige Temperatur von $300\text{--}400^\circ$ bewirkt eine ausgesprochene Heterogenisierung, die Homogenisierungstemperatur liegt mit über 570° so hoch, daß eine Warmverarbeitung dabei nicht in Frage kommt. Die Legierung ist eben in bezug auf ihr Zustandsbild mit dem Nachteil behaftet, daß jede Warmverarbeitung zu verstärkter Heterogenisierung führt, hierunter leidet vor allem die Bruchdehnung, die bei dieser Legierung selbst bei Blechmaterial ja nur wenige Prozent beträgt.

Die Walztextur ist im Schliffbild nur wenig zu erkennen, man findet eine geringfügige Längsstreckung der Körner parallel zur Blechoberfläche. Längs und quer zur Walzrichtung angeschliffen zeigt das Gefüge keine Unterschiede.

8. Schweißen.

Die besprochene Magnesiumlegierung verdankt ihre vielseitige technische Verwendbarkeit vor allem ihrer vorzüglichen Schweißbarkeit.

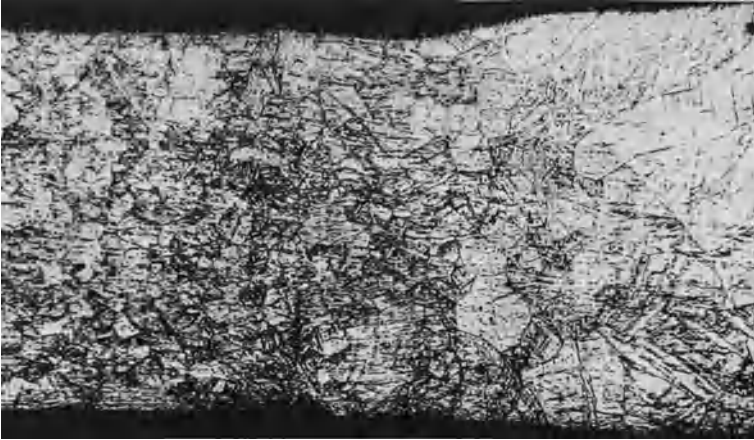


Abb. 99. Übersichtsaufnahme der Randzone einer Schweißung. Rechts die beginnende Schweißraupe.

Die Abb. 99 zeigt die Übersichtsaufnahme einer Blechschweißung an 1,5 mm dickem Blech. Die Schweißraupe selbst ist entsprechend ihrem

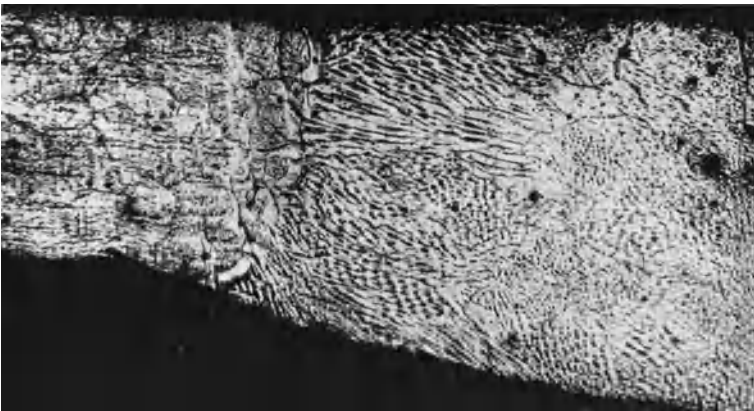


Abb. 100. Schweißraupe mit grätenförmiger Erstarrungsstruktur.

Gußgefüge sehr grobkörnig, sie weist darüber hinaus oft eine eigenartige Zeichnung auf (Abb. 100), die an die grätenartige Erstarrungsstruktur erinnert, wie sie W. Kaufmann und Th. Siedler¹ an

¹ Kaufmann, W., u. Th. Siedler: Z. Elektrochem. Bd. 37 (1931) S. 497.

Reinmagnesium fanden. Dieses Gefüge hängt wahrscheinlich zusammen mit den extremen Abkühlungsbedingungen, wie sie für den Schmelzfluß



Abb. 101. Grätenartiges Erstarrungsgefüge aus schnell erstarrtem Mg-Mn-Guß.

der Schweiße besonders am Rand der zu verschweißenden, sehr gut wärmeleitenden Bleche vorliegen. Man kann diese Struktur leicht erzeugen, indem man Magnesium-Manganschmelze sehr rasch erstarren läßt. Schliffbilder von erstarrtem Guß zeigen genau dieselbe Kornzeichnung wie Kaufmann und Siedler a. a. O. wiedergegeben haben (Abb. 101). An langsam erstarrtem Guß konnten wir sie dagegen nie beobachten. Für Schweißnähte dickerer Bleche, bei denen aus dem gleichen Grund erhebliche Schweißspannungen auftreten, ist das Auftreten von Zwillingen, wie sie im Abschnitt 3 beschrieben und gezeigt wurden, kennzeichnend.

C. Sonderlegierungen.

Die Magnesium-Manganlegierung mit 1,8% Mangan hat einen Nachteil, der schon im vorigen Abschnitt erwähnt wurde, sie ist im Guß-

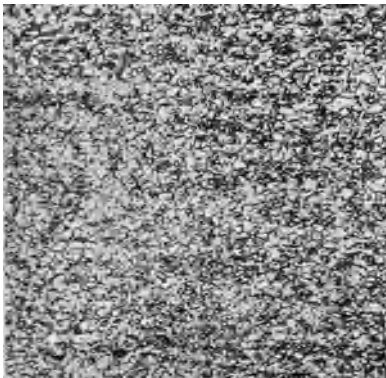


Abb. 102. Walzgefüge eines 1 mm starken Bleches einer Mg-Mn-Legierung mit 0,2% Ca.

zustand außerordentlich grobkörnig und bedarf zur Feinkornbildung einer Warmverformung mit beträchtlichem Verformungsgrad. Darüber hinaus liegt sie im verformten Zustand immer im heterogenen Bereich ihres Zustandsschaubildes, so daß ihre Festigkeitswerte relativ niedrig liegen. Es wurde nun versucht und auch mit Erfolg erreicht, diese Legierung dadurch weiter zu entwickeln, daß man sie durch Legierungszusätze feinkörnig machte und ihre technischen Eigenschaften verbesserte. In der Hauptsache sind in letzter Zeit zwei Legierungsbestandteile dafür genannt worden, und zwar das Kalzium¹ und das Zerk². Beide haben gemeinsam, schon im Guß der Magnesium-Manganlegierung

¹ Bulian, W.: Z. Metallkde. Bd. 31 (1939) S. 302.

² Beck, A.: Magnesium und seine Legierungen. Berlin 1939 S. 135.

in Zusätzen von wenigen zehntel Prozent, außerordentlich kornverfeinernd zu wirken. Dieser Effekt bleibt im warmverformten Zustand erhalten und bewirkt auch hier eine bemerkenswerte Kornfeinheit (Abb. 102). Die Korngröße beträgt z. B. bei 1 mm starkem Blech aus diesen Legierungen etwa 4μ Durchmesser.

D. Korrosion.

Wie schon im Kapitel IV, § 2 gezeigt wurde, liegt in chemischer Hinsicht eine bevorzugte Anfälligkeit des Magnesiumkristalles in Richtung

nat Gr.

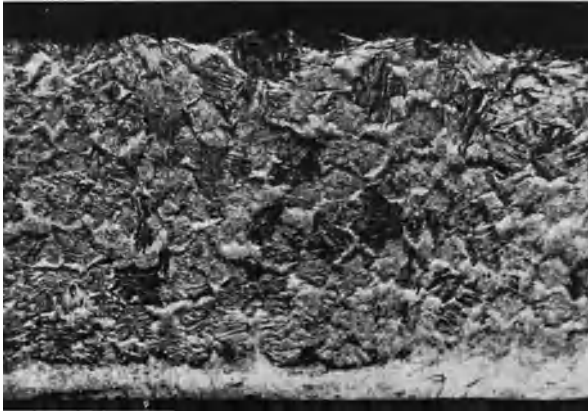


Abb. 103. Oberflächenkorrosion einer Gußmagnesiumlegierung. In einzelnen Körnern streifenförmige Korrosion längs der Basis.

der Basisebenen gegen chemische Agenzien vor, die sich im mikroskopischen Bild in einer leichten Ätzbarkeit in dieser Richtung äußert.

Derselbe Fall liegt nun auch bei der Korrosion vor. An den Abb. 103 bis 105 sind die bezeichnendsten Korrosionserscheinungen des Magnesiums und der bisher besprochenen Legierungen gezeigt. Abb. 103 zeigt die Oberfläche einer Reinelementmagnesium-Gußmagnesiumlegierung, man erkennt an einzelnen Körnern eine auffällige Streifung, die durch eine bevorzugte Auflösung durch das korrodierende Mittel, in diesem Fall die Luftfeuchtigkeit, längs der Basisebenen erzeugt wurde.



Abb. 104. Bevorzugte Korrosion längs der Basis bei Reinelementmagnesium.

Abb. 104 zeigt die gleiche Erscheinung im Querschliff,

diesmal an einer gepreßten Probe von Reinmagnesium. Die Korrosion ist teilweise schon sehr tief fortgeschritten, ohne in anderer als Basisrichtung in den einzelnen Kristallen wesentlichen Umfang angenommen zu haben.

Den Nachweis dafür, daß bei einem chemischen Angriff von allen kristallographischen Richtungen des Magnesiumkristalles bevorzugt allein die der Basisebene angegriffen wird, bringt die Abb. 105. Hier wurden wohlausgebildete Magnesiumeinkristalle der Einwirkung einer verdünnten Ammonium-Chloridlösung ausgesetzt. Man erkennt an mehreren Exemplaren, daß der Angriff eindeutig allein in der Basisrichtung in den Kristall hineinwirkte.

10×



Abb. 105. Ätzung auf Pyramiden- und Prismenflächen von Magnesiumkristallen parallel zur Basis.

Diese Kristalle sind durch Sublimation der Magnesium-Manganlegierung bei etwa 630° erhalten worden und haben noch einen Mangan-gehalt von 0,04%. Interessant ist, daß diese streifenförmige Ätzung parallel zur Basis bei sublimiertem Reinmagnesium nicht hervorgerufen werden konnte. Es scheint also, daß erst die geringe Menge Mangan diese Ätzung begünstigt. Demnach muß dieses Mangan bei der Sublimation sich ebenfalls allein auf den Basisflächen des strichweise wachsenden Kristalles abgesetzt haben.

Bei Korrosion von stärker verformtem Werkstoff tritt eine bevorzugte Richtung innerhalb der einzelnen Kristalle offensichtlich nicht mehr auf. Der Werkstoff wird vielmehr durch eine Art Lochfraß oder auch durch gleichmäßiges Abätzen der Oberfläche mehr oder weniger stark angegriffen.

V. Magnesiumlegierungen mit Aluminium und Zink.

Es wurde schon in der Einleitung erwähnt, daß die aluminium-zinkhaltigen Magnesiumlegierungen bei gegenüber der Magnesium-Manganlegierung verringerter Korrosionsbeständigkeit und Schweißbarkeit ihr Hauptmerkmal in verhältnismäßig hohen Festigkeitseigenschaften besitzen. Daneben bilden sie den größten Teil der Sand-, Kokillen- und Spritzgußlegierungen. Die Festigkeitseigenschaften, vor allem die Zug- und die Streckgrenze, steigen mit zunehmenden Legierungsbestandteilen an, die Bruchdehnung nimmt dabei nur wenig ab. Alle Mg-Al-Zn-Legierungen besitzen außerdem noch als weiteren Legierungsbestandteil das Mangan, das hier jedoch nur in wenigen Zehnteln Prozent zugesetzt wird, es soll vor allem die Korrosionsbeständigkeit der Legierungen erhöhen. Gefügemäßig bietet dieser Legierungsbestandteil schon seiner geringen Menge wegen wenig Beachtenswertes, so daß sich eine ausdrückliche Behandlung erübrigte.

Die im folgenden behandelten, sich vor allem im Aluminiumgehalt unterscheidenden Legierungen zeigen im großen und ganzen ein ähnliches Schlibbild. Es ist deshalb zur Vermeidung von Wiederholungen davon Abstand genommen worden, sie getrennt zu beschreiben, zumal ja die einzelnen Erscheinungen des Schlibbildes ohnedies im gegossenen und gekneteten Material eine mehrfache Darstellung und Deutung erfahren werden. So gelten denn also die allgemeinen Betrachtungen über Korngrenzen, Seigerungen usw. für jeden Aluminiumgehalt.

A. Kokillenguß, Bolzenguß.

1. Normales Gefüge.

In diesem Abschnitt wird der Kokillenguß behandelt, soweit er in Form von Gußbolzen das Vormaterial für die Strang- und Schmiedepresse und das Walzwerk liefert. Dagegen wird der Kokillenformguß an anderer Stelle erörtert werden. Bevor auf die einzelnen Gefüge-Erscheinungen eingegangen wird, soll durch die Abb. 106 bis 108 das normale Aussehen von Kokillenbolzenguß der Legierungen Mg-Al 3, Mg-Al 6 und Mg-Al 9 gezeigt werden. Erstere zeigt, bei ihrem geringen Al-Gehalt, im Mischkristall die von der Gattung Mg-Mn her bekannten zeilenförmigen Ausscheidungen gelöst gewesenen Mangans.

Die im allgemeinen 3—9% Al und bis 1% Zn enthaltenden Legierungen neigen im Gußblock zu Seigerungen des Aluminiums. Obwohl die Löslichkeit über 12% beträgt, zeigt jeder Guß das Aluminium in Form von Al_2Mg_3 in zunehmendem Maße nach der Blockmitte

ausgeschieden. Hier ist es wegen seines niedrigen Schmelzpunktes in der Restschmelze angereichert. Außerdem neigen die Legierungen zu starker umgekehrter Blockseigerung. Die Restschmelze tritt in Form von

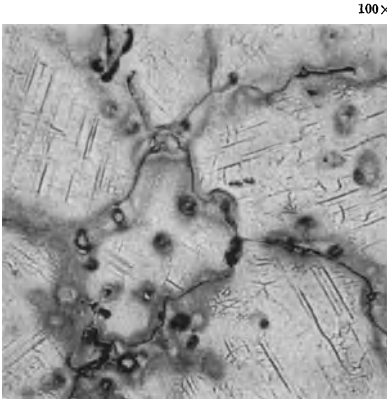


Abb. 106. Gußgefüge von Mg-Al 3.

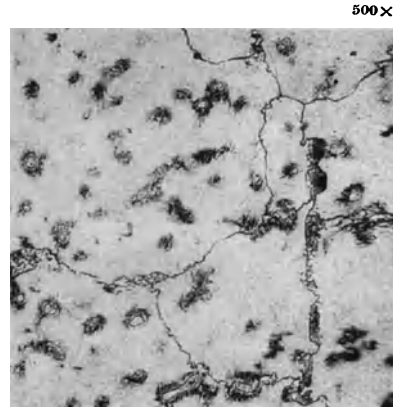


Abb. 107. Gußgefüge von Mg-Al 6.

Tränen aus, deren Zusammensetzung nach gelegentlicher Analyse 17,8 % Al und 2,42 % Zn beträgt. Praktisch ist diese Erscheinung ohne Belang, da die Gußhaut stets entfernt wird. Die Seigerungen erstrecken sich nur wenige Millimeter ins Blockinnere. Die noch ausgesprochen den-

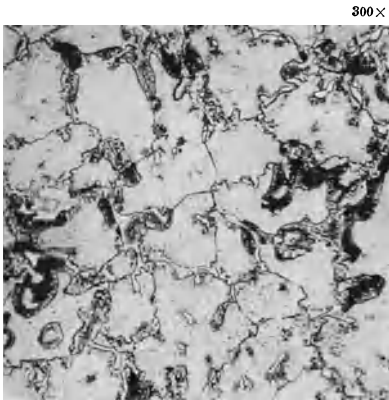


Abb. 108. Gußgefüge von Mg-Al 9.

ditische Struktur der Magnesium-Mischkristalle, zwischen die in der Randzone das Al_2Mg_3 herausgepreßt wurde, ist ein Zeichen dafür, wie frühzeitig vor beendeter Erstarrung dieser Vorgang sich vollzieht. Während die anschließende Zone des Gußblockes ein einigermaßen gleichmäßiges Gefüge mit starken Korngrenzen zeigt, treten weiter nach innen Inseln von Al_2Mg_3 in Form entarteten Eutektikums auf. Abb. 106 bis 108 zeigen typische Schlibfbilder von Guß, wobei in Abb. 108 das Al_2Mg_3 auch in Inseln im Misch-

kristall selber auftritt. Der Grund für das etwas unterschiedliche Aussehen von Blockmitte und Blockrand liegt in der rascheren Erstarrung an der Kokillenwand. Am Rand bleibt das Gefüge relativ homogen, das Aluminium wird in Form von Al_2Mg_3 nur an den Korngrenzen ausgeschieden. Bei stärkerer Vergrößerung werden die typischen Ablagerungen an den Korngrenzen sichtbar, vor allem Al_2Mg_3 , weiter das

unverwechselbar himmelblau, als Verunreinigung auftretende Mg_2Si und das später zu behandelnde, aus dem übersättigten Mischkristall ausgeschiedene, lamellare „Eutektoid“ (Abb. 109). In der Legierung Mg-Al 3



Abb. 109. Mg_3Si in Gußgefüge von Mg-Al 6.



Abb. 110. Zinkhaltige Al_2Mg_3 -Phase neben Al_4Mg_3 im Gußgefüge von Mg-Al 3.

findet sich neben dem Al_2Mg_3 ein ihm in der Form ähnlicher, sich schwach rötlich ätzender Bestandteil, der vermutlich ein zinkhaltiges Al_2Mg_3 dar-

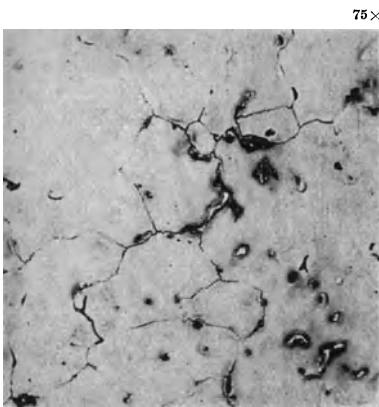


Abb. 111. Gußgefüge von Mg-Al 3.

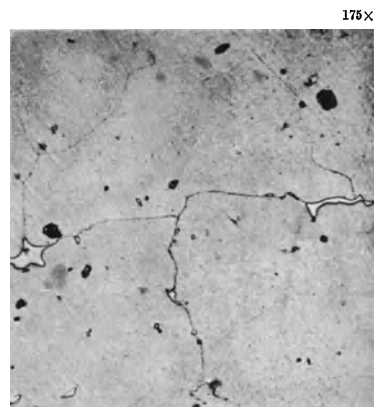


Abb. 112. Gußgefüge von Mg-Al 3 bei 400°
geglüht.

stellt (Abb. 110). Diese Legierung ist dadurch gekennzeichnet, daß die übersättigten Zonen, wohl wegen des relativ hohen Zinkgehaltes, beim Ätzen braun anlaufen. Wegen des geringen Aluminiumgehaltes sind die Korngrenzen nicht sehr ausgeprägt (Abb. 111).

Durch Glühbehandlung bei etwa 400° geht das Al_2Mg_3 nur sehr allmählich in Lösung, während die Korngrenzen rasch schwächer werden

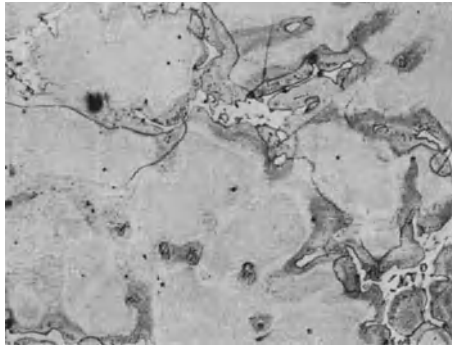


Abb. 113. Gußgefüge von Mg-Al6, Seigerungszone durch Ätzen hervorgerufen.

und ihre zackige Form verlieren (Abb. 112). Durch starkes Ätzen treten auch hier die übersättigten Seigerungszone dunkel hervor (Abb. 113).

2. Korngrenzen.

Kennzeichnend für alle diese Legierungen ist die zackige Form der Korngrenzen, die sich bei Schräglicht plastisch herausheben (Abb. 114). Bei stärkerer Vergrößerung lösen sich die Zacken in einzelne Lamellen bzw. Plättchen

von Al_2Mg_3 auf, die den gebrochenen Verlauf bedingen (Abb. 115). Diese Al_2Mg_3 -Kristallite sind sicher ausgeschieden worden. Eine Glühung von nur 5 Minuten bei 400° kann bei Guß und Sandguß die Korngrenzenkristalle so weit in Lösung bringen, daß nur noch die plättchenartigen Al_2Mg_3 -Kristalle einzeln stehen-

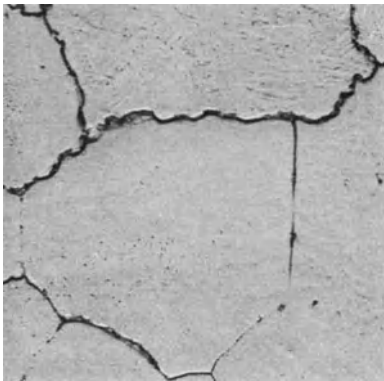


Abb. 114. Korngrenzen von Mg-Al6 gegossen, im Schräglicht.

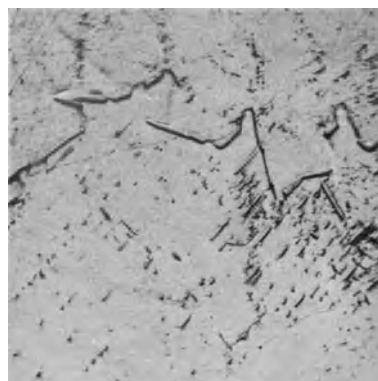


Abb. 115. Wie Abb. 114. Schräglicht.

bleiben. Zuweilen tritt das Al_2Mg_3 an den Korngrenzen aber auch in massiveren Kristallen auf, die dann auch bei schwächerer Vergrößerung deutlich zu sehen sind (Abb. 116). Die angrenzenden Zonen des Mischkristalls sind dabei an Aluminium übersättigt und werden bei kräftiger Ätzung dunkel wie die gleiche Abbildung zeigt. Im Schräglicht sind auch diese, durch den Aluminiumgehalt härteren übersättigten

175×

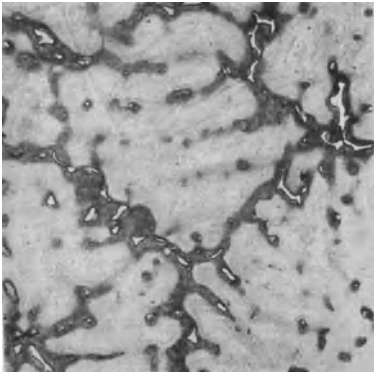


Abb. 116. Ausscheidungen von Al_2Mg_3 in Mg-Al6.

600×

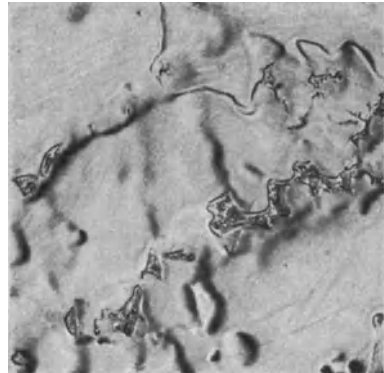


Abb. 117. Seigerungszone an den Korngrenzen im Schrägl. eht.

600×

Zonen ebenso wie die Korngrenzen plastisch herausgehoben (Abb. 117). Bei kräftiger Ätzung erscheinen sie aufgerauht. Man kann im Mikroskop verfolgen, wie sie durch Homogenisierungsglühung ihren hohen Aluminiumgehalt an die weniger übersättigten Zonen abgeben und dabei abflachen. Nach Glühung von etwa einer halben

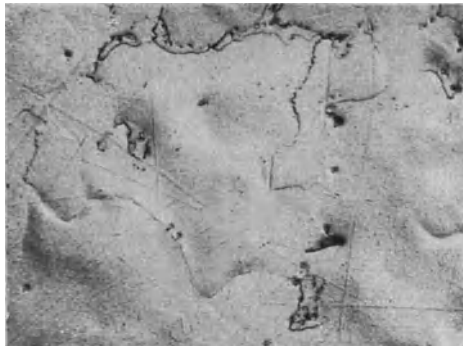


Abb. 118. Wie Abb. 113, $\frac{1}{2}$ Stunde bei 400° geglüht.

175×



Abb. 119. Gußgefüge von Mg-Al6, 24 Stunden bei 400° geglüht.

150×

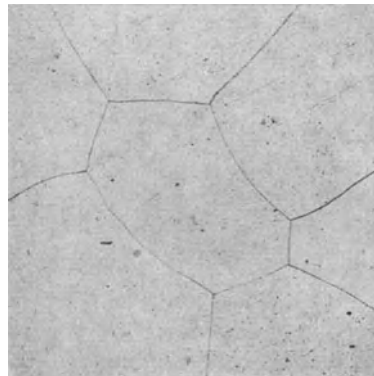


Abb. 120. Guß der Gattung Mg-Al6, 4 Tage bei 410° homogenisiert, abgeschreckt und 10 Min. bei 200° angelassen. Scharfe gerade Korngrenzen.

Stunde bei 400° sind diese Zonen völlig eingeebnet, nur die eigentlichen Korngrenzen stehen noch heraus (Abb. 118). Bei völliger Homogenisierung, d. h. wenn der Aluminiumgehalt über den ganzen Querschnitt des Mischkristalls gleich hoch geworden ist, verschwinden auch die im Schliff herausstehenden Al_2Mg_3 -Kristallite der Korngrenzen, wobei diese dann einen mehr geraden Verlauf nehmen (Abb. 119).

Will man die Korngrenzen, die sich in schwierigen Fällen durch ein starkes alkoholisches Gemisch aus Salpeter- und Essigsäure herausätzen lassen, in voller Schärfe sichtbar machen, so genügt häufig ein Anlassen von etwa 10 Minuten bei 200° . Man erhält dann ein Gefüge mit klaren Korngrenzen, das durchaus wie Reinmagnesium oder α -Eisen aussieht (Abb. 120).

3. Al_2Mg_3 .

Die größeren Kristalle von Al_2Mg_3 haben niemals eine reguläre Form, sie sind als ein entartetes Eutektikum mit dem Magnesiummischkristall



Abb. 121. Al_2Mg_3 , schräg ins Magnesium verlaufend.

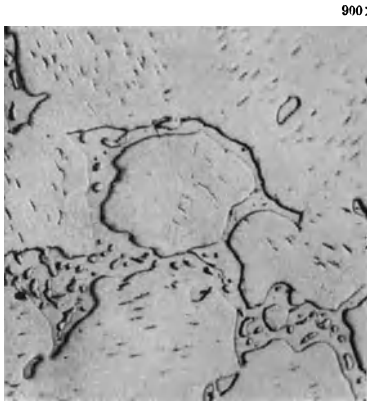
900×

aufzufassen. Dieses ist häufig noch daran zu erkennen, daß der Kristall von Inseln des Magnesiummischkristalls durchsetzt ist. Der Gefügebestandteil Al_2Mg_3 ist härter als der Magnesiummischkristall, weswegen er sich besonders bei Schräglichtbeleuchtung plastisch aus seiner Umgebung heraushebt. Er ist rein weiß und wird von den für Magnesiumlegierungen gebräuchlichen Ätzmitteln nicht angeätzt (Abb. 121 und 122). Abb. 123 zeigt die durch die verschiedenen Härte bedingten Höhenunterschiede von mehreren Gefügebestandteilen im Vergleich

zum Al_2Mg_3 wie sie sich durch normales Polieren der Schliffoberfläche — also nicht durch Reliefpolieren besonders hervorgehoben — bereits ausbilden. Man sieht einen sehr regulär sechseckig geschnittenen Kristall der Verbindung Al_4Mn als höchsten Gefügebestandteil herausragen. Nächst tiefer liegt die Fläche des Al_2Mg_3 , dann folgt die Fläche des Magnesiummischkristalls, während der dunkle Kristall, die Verbindung Mg_2Si , durch das Ätzen stark angegriffen und narbig geworden ist und dadurch vertieft im Magnesium liegt. Durch die sehr geringe Schärfentiefe des Objektivs, einer Ölimmersion mit 90facher Eigenvergrößerung, war es unmöglich, alle Ebenen gleichzeitig scharf abzubilden.

Sehr deutlich kommen diese Härteunterschiede bei Anwendung des Mikrohärteprüfers heraus. In Abb. 124, die einem langsam erkalteten

Gußgefüge einer binären Magnesium-Aluminiumlegierung mit etwa 10% Al entstammt, ist an der Länge der Diagonalen des durch den Prüfdiamanten erzeugten Eindruckes der große Härteunterschied zwischen der Verbindung Al_2Mg_3 und dem Magnesiummischkristall zu erkennen¹.

Abb. 122. Al_2Mg_3 .Abb. 123. $\text{Al}, \text{Mn}, \text{Al}_2\text{Mg}_3$ und Mg_3Si im Magnesiummischkristall.

Die zwischen diesen beiden liegenden Eindrücke im „Eutektoid“ zeigen die Abhängigkeit der Härte dieser Gefügeart von der Dichte, mit der sich die Lamellen ausgeschieden haben. Man erkennt deutlich, daß die



Abb. 124. Mikrohärteeindrücke an Gußgefüge von Mg-Al 6.

Zonen mit dichtem „Eutektoid“ eine größere Härte besitzen als jene, in denen die Ausscheidung mehr diskret erfolgte. Das einem Gußgefüge der Legierung Mg-Al 9 entnommene Schlibbild 125 zeigt noch weitere

¹ Die Mikrohärteeindrücke der obigen Abbildungen sowie die der Abb. 204 wurden bei Herrn Professor Dr. H. Hanemann im Institut für Metallkunde der T.H. Berlin angefertigt, wofür wir auch an dieser Stelle herzlich zu danken haben.

mit dem Mikrohärteprüfer hergestellte Eindrücke in zwei andere Gefügebestandteile, die zum Vergleich der Härten dieser Kristallarten mit der Verbindung Al_2Mg_3 dienen sollen. Man erkennt einmal einen Eindruck in einem Mg_2Si -Kristall, der die größere Härte dieses Gefügebestandteils gegenüber dem Al_2Mg_3 beweist. Außerdem sind zwei Prüfeindrücke in einem sich undeutlich abbildenden, außerordentlich harten Bestandteil vorhanden, der in seiner Ausbildungsform dem Al_2Mg_3 sehr ähnelt und immer mit diesem zusammen vorkommt. Er soll deshalb auch gleich in diesem Abschnitt mit behandelt werden. Bei subjektiver Beobachtung im Mikroskop ist diese Kristallart ganz schwach rötlich gefärbt, wodurch sie sich neben ihrer erheblich größeren Härte allein vom Al_2Mg_3

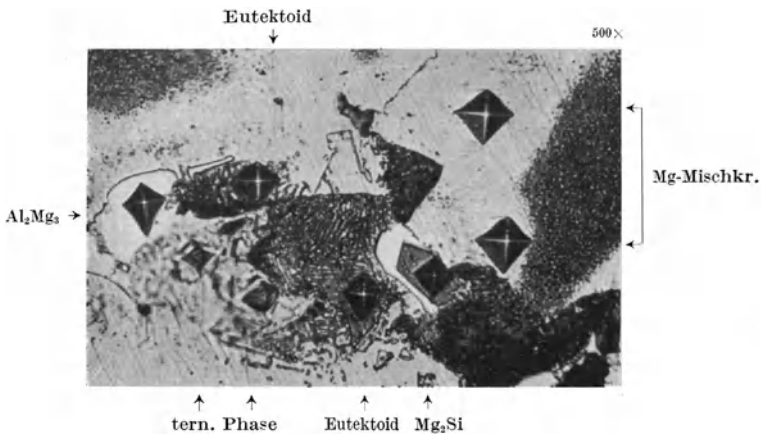


Abb. 125. Mikrohärteeindrücke in die Phasen Mg-Mischkristall, Al_2Mg_3 , Mg_2Si , „Eutektoid“ und eine unbekannte ternäre Phase.

unterscheidet. Sie erscheint meist homogen, nur selten sind bei stärkster Vergrößerung winzige, etwas stärker rötlich gefärbte Bestandteile in ihr zu erkennen. Die Eindrücke mit dem Mikrohärteprüfer werden nicht scharfkantig, sondern etwas verschmiert und stufig, was ebenfalls eher auf eine inhomogene Zusammensetzung deuten würde. Die Zusammensetzung dieser Phase konnte nicht festgestellt werden; zunächst wurde an einem ternären Mischkristall des Al_2Mg_3 mit Zink deshalb gedacht, weil dieser Bestandteil besonders häufig in den zinkreichen Gußlegierungen der Gattungen G Mg-Al 4-Zn und G Mg-Al 6-Zn zu finden ist. Hingegen lassen die Färbung sowie die wahrscheinlich inhomogene Beschaffenheit vermuten, daß hier verunreinigende Schwermetalle, und zwar weniger als ausgesprochener ternärer Mischkristall wie vielmehr in feinsten Form aus dem Al_2Mg_3 wieder ausgeschieden, diesen Gefügebestandteil erzeugen. So wurde diese Phase auch an einer Legierung mit 10% Aluminium und 0,6% Kupfer beobachtet.

Das harte Al_2Mg_3 läßt sich als Primärausscheidung wie als „Eutektoid“ durch seine gegenüber dem Magnesiummischkristall größere Härte auch ohne jede Ätzung sichtbar machen, wenn man den Schliff reliefpoliert. Das mikroskopische Bild eines solchen Schliffes im ungeätzten Zustand zeigt Abb. 126 in Schräglichtbeleuchtung. Um Al_2Mg_3 -Kristalle von der Größe des hier abgebildeten in Lösung zu bringen, ist eine mehrtägige Homogenisierungsglühung bei 400° erforderlich.

4. Eutektoid.

In jeder nicht abgeschreckten Magnesium-Aluminiumlegierung mit über 6% Al entsteht bei der Abkühlung durch Zerfall des übersättigten Mischkristalles das „Eutektoid“ als lamellare Ausscheidung von Al_2Mg_3 . Da es sich im festen Zustand ausscheidet, kann es nur bei einer Temperatur entstehen, bei der die zugehörige Löslichkeitsgrenze unterschritten wird. Doch kann das nicht genau genommen werden, da zwischen den Korngrenzen und den Kornmitten der Mischkristalle meist erhebliche Konzentrationsunterschiede bestehen. Im allgemeinen liegen die Bildungstemperaturen des „Eutektoids“ weiter unterhalb der Löslichkeitslinie. Eine Legierung der Gattung Mg-Al 6 erreicht die Löslichkeitsgrenze bei 320° . Nach orientierenden Versuchen an Strangpreßmaterial war jedoch bei 300° noch keine „Eutektoid“-Bildung zu erzwingen. Bei 295° zeigten sich die ersten Inseln, bei 250° waren sie nach 3 Minuten schon entschieden



Abb. 126. Guß von Mg-Al6, auf Gummi reliefpoliert, ungeätzt.



Abb. 127. Gußgefüge von Mg-Al 6 mit starker „Eutektoid“-Ausbildung.

ausgebildet, bei 200° zeigten sich erste Ansätze nach 5 Minuten. Diese „Eutektoid“-Bildung, die natürlich mit der Temperatur steigend rascher und auch gröber erfolgt, findet selbst noch bei 100°, allerdings erst nach vielstündigem Glühen, statt. Wie immer bei Ausscheidungen aus dem festen Zustand, ist das „Eutektoid“ um so feiner, je niedriger die Ausscheidungstemperatur liegt.

Im Gußgefüge begleitet das „Eutektoid“ die Korngrenzen und Primärkristalle von Al_2Mg_3 (Abb. 127). Beim Glühen geht es in der Weise in Lösung, daß sich die Lamellen in kurze Einzelstücke und schließlich in rundliche Körner auflösen (Abb. 128). Diese Form entsteht weder im Guß noch im verformten Material selber. Daher ist solches teilweise ausgebildetes „Eutektoid“ mit gröberen, koagulierten Körnern nicht unvollständig ausgeschieden, sondern ein sicherer Beweis für ungenügendes Homogenisierungsglühen (Abb. 129). Das „Eutektoid“ wächst in meistens rundlichen, durchweg aber ausgeprägten Zonen von den Korngrenzen ins Innere der Kristallite vor (Abb. 130). Wo in einem Korn zwei Bereiche von „Eutektoid“ gegeneinander vorwachsen, geschieht es sehr häufig in einer geraden Front (Abb. 131). Im Schräglicht heben sich die Al_2Mg_3 -Lamellen des „Eutektoids“ erhaben aus dem Schlifffbild heraus (Abb. 25). Daß es sich um Lamellen handelt, läßt sich dann sehr gut beobachten, wenn sie unter einem flachen Winkel zur Schliffebene liegen. Man sieht diesen Fall nicht allzu häufig, weil die Lamellen oder Plättchen dann leicht wegpoliert werden. Wo sie erhalten bleiben, ist ihre lamellare Natur eindeutig sichtbar, und zwar schon bei gewöhnlichem Auflicht, plastischer noch im Schräglicht (Abb. 132 und 133). Die Beobachtung im Schräglicht ergibt dadurch besondere Vorteile, daß die feineren Al_2Mg_3 -Lamellen genau wie die massiven Al_2Mg_3 -Primärkristalle erheblichen härter als der Mischkristall sind, in dem sie eingebettet sind. Sie werden deshalb immer reliefpoliert und treten aus der Schlifffläche deutlich heraus. Läßt man das Schräglicht von entgegengesetzten Richtungen auffallen, so erscheinen die schrägen Lamellen je nach der Einfallsrichtung leuchtend weiß oder tief dunkel (Abb. 160). Im Guß findet man bei langsamer Abkühlung noch eine dritte Form des Al_2Mg_3 neben den Primärkristallen und dem „Eutektoid“, die auch durch langes Glühen in der Nähe der Löslichkeitslinie hervorgerufen werden kann, nämlich eine Ausscheidung in Form kurzer gerichteter Stäbchen, deren unbezweifelbare Orientierung mit den Kristallrichtungen des Magnesiummischkristalles zusammenhängt und wohl auf den Basisebenen erfolgen dürfte. Während diese Art der Ausscheidung bei der normalen Erstarrung des Gusses nur in der Nähe von Al_2Mg_3 -Einschlüssen erfolgt (Abb. 134), läßt sie sich durch Glühen über den ganzen Mischkristall erzielen (Abb. 135, siehe auch Abb. 122). Man erkennt auch hier wieder

400×

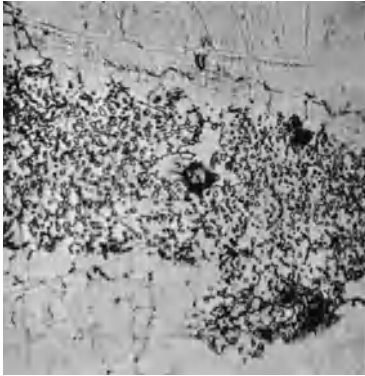


Abb. 128. „Eutektoid“, kurz bei 400° gegläht.

500×



Abb. 129. Wie Abb. 128.

600×

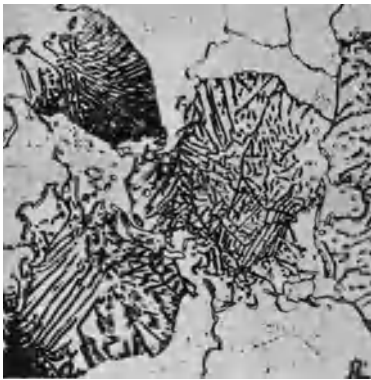


Abb. 130. Gefügebild von „Eutektoid“.

660×

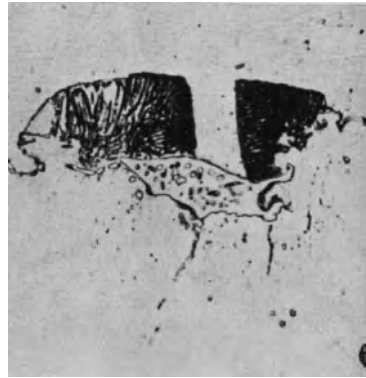


Abb. 131. Zwei Eutektoidzonen, gegeneinander wachsend.

900×



Abb. 132. Al_2Mg_3 -Lamellen von „Eutektoid“, sehr flach in der Schlißfläche liegend.

900×



Abb. 133. „Eutektoid“ im Schräglicht, Lamellen in der Schlißfläche liegend.

die bevorzugte Rolle, die die Basisebene des Magnesiumkristalls für Ausscheidungsvorgänge spielt. Nicht nur das schwer lösliche Mangan, wie früher gezeigt wurde, sondern auch das leicht lösliche Aluminium

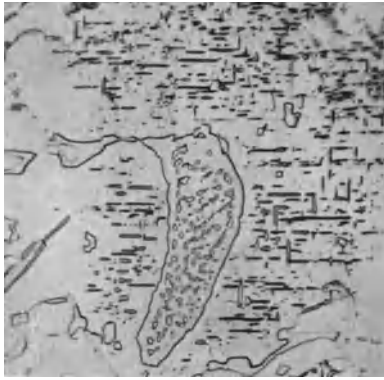


Abb. 134. Durch Anlassen ausgeschiedenes stäbchenförmiges Al_2Mg_3 .

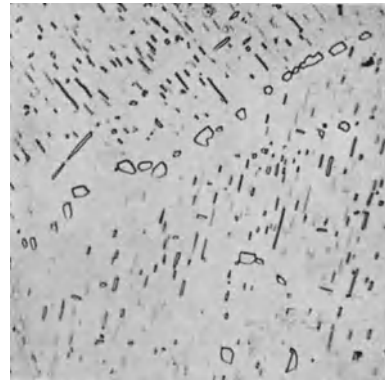


Abb. 135. Wie Abb. 134. 90 Stunden bei 250° angelassen.

bevorzugt, sogar aus dem festen Zustand, diese kristallographische Lage. Diese gerichteten Ausscheidungen wurden bei Mg zuerst von J. A. Gann beobachtet¹.

5. Mikrolunker, Gasblasen, Oxydhäute.

Sind die besprochenen Erscheinungen für jeden Guß normale, so müssen die nachfolgenden durchweg als Fehler gelten. Die Abbildungen

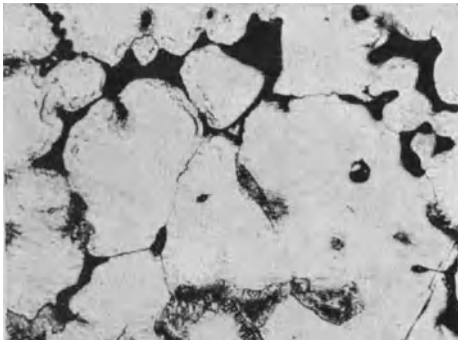


Abb. 136. Mikrolunker in Guß von Mg-Al 6.

sprechen für sich und bedürfen keiner ausführlichen Erläuterung. Wir zeigen in Abb. 136 Mikrolunker, wie sie vor allem im Kopf des Gußbolzens leicht an den Korngrenzen entstehen, zuweilen in das Korn weit hineinreichend. Ein ähnliches Bild bieten Gasblasen, wie sie bei der leichten Löslichkeit des flüssigen Magnesiums für Wasserstoff² und Schwefeldioxyd³ gelegentlich auftreten (Abb. 137). Ist

die Schmelze unvollkommen gereinigt oder tritt vom Tiegelboden die abgesetzte Schlacke in den Guß, so enthält das Material Anhäufungen von

¹ Gann, J. A.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engrs. Inst. Met. Div. Bd. 83 (1929) S. 309 Abb. 17. ² Winterhager, H.: Aluminium-Arch. Bd. 12 (1938).

³ Schneider, A., u. U. Esch: Z. Metallkde. Bd. 32 (1940) S. 177.

allen möglichen Verunreinigungen, die oft mit Manganprimärkristallen, mit gröberen Al_2Mg_3 -Kristallen, meist jedoch mit Oxyden und anderen nichtmetallischen Einschlüssen gemeinsam auftreten (Abb. 138). Auch Salzeinschlüsse kommen auf diese Weise vor (Abb. 139). Aus dem Gußtiegel selbst oder wenn der Oxydschlauch, durch

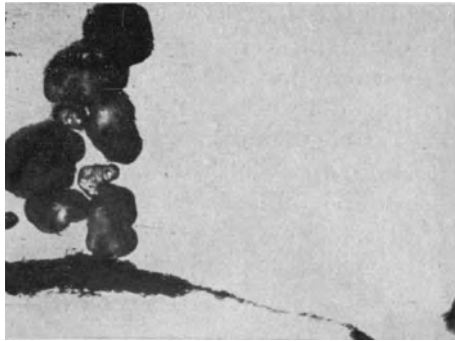


Abb. 137. Gasblasen im Kopf eines Gußbolzens.

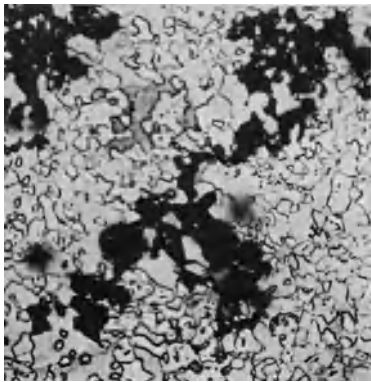


Abb. 138. Verunreinigungen im Gußboden eines Mg-Al 6-Gußbolzens.



Abb. 139. Salzeinschluß im Guß von Mg-Al 6.

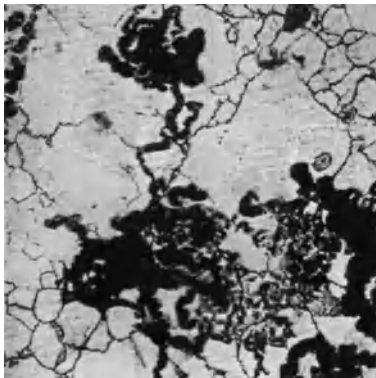


Abb. 140. Oxydhäute aus ungenügend gereinigter Schmelze.

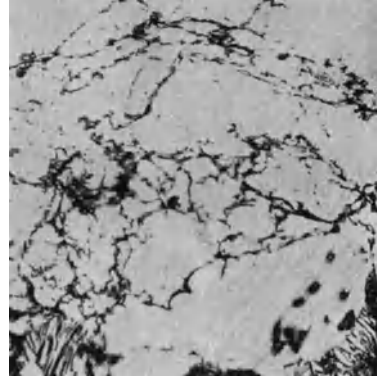


Abb. 141. Oxydhäute, durch Abreißen des Gießschlauchs beim Vergießen entstanden.

den das flüssige Metall beim Gießen in die Form fließt, abreißt, wird der Guß schließlich auch mit Oxydhäuten verunreinigt, die im ersteren Falle voluminös und meist von Mangananhäufungen begleitet sind, während der Gießschlauch dünne, weitgestreckte Oxydhäutchen ergibt. Diese erscheinen dann im Schlibfbild wie in Abb. 140 und 141 und sind oft stellenweise nicht markanter als Korngrenzen, von denen sie sich allein durch ihre Ausrichtung unterscheiden.

B. Strangpreßmaterial.

6. Allgemeines.

Stranggepreßte Stangen und Profile werden aus den Legierungen Mg-Al 3, Mg-Al 6 und Mg-Al 9 angefertigt. Aus richtig vorgeglühten,

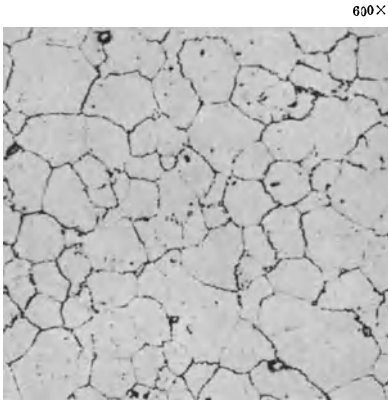


Abb. 142. Gefüge einer 40 mm starken stranggepreßten Rundstange aus Mg-Al 6. Querschliff.

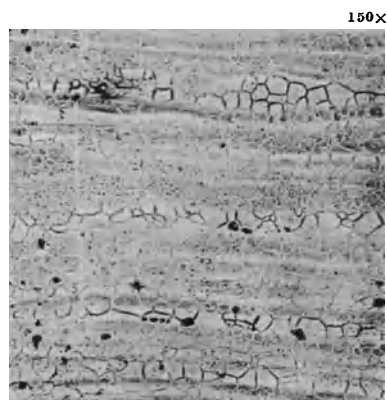


Abb. 143. Preßgefüge einer 16 mm-Rundstange aus Mg-Al 3. Längsschliff.

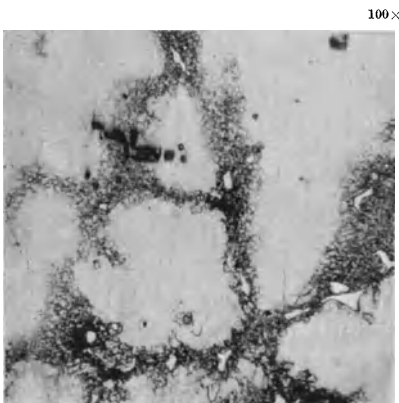


Abb. 144. Mit sehr geringem Verpressungsgrad verformter Guß aus Mg-Al 6.

d. h. homogenisierten Gußbolzen zeigen sie ebenfalls ein homogenes Gefüge mit deutlich ausgeprägten Korngrenzen. Zum Kern der Stangen hin können bei nicht genügender Homogenisierung noch Inseln von Eutektoid und von ungelösten Al_2Mg_3 -Kristallen auftreten. Die Korngröße von Stangen mit ausreichendem Verpressungsgrad schwankt über den Querschnitt nur unwesentlich. Abb. 142 gibt das Gefüge einer 40 mm-Rundstange wieder aus einer Legierung der

175×

Gattung Mg-Al 6. Bei der Legierung nach Gattung Mg-Al3 ergeben sich wegen des geringen Aluminiumgehaltes Schwierigkeiten beim Herausätzen des Gefüges. Die Korngrenzen sind hier nur sehr wenig ausgeprägt und der Schliff läuft leicht an. Bei stärkerer Vergrößerung sind die Korngrenzen meist unter der Anlaufschicht zu erkennen. Das Schliffbild einer solchen Legierung gibt Abb. 143 wieder.

Bei sehr geringen Verpressungsgraden erhält man ein nur unvollkommen rekristallisiertes Gefüge (Abb. 144). Die Primärkörner, also das Gußgefüge, bleiben weitgehend erhalten und nur in den Korngrenzenzonen wird das Material sehr fein rekristallisiert. Auf die Ursache dieser Gefügebildung wurde bereits bei der Besprechung von Preßstangen aus der Legierung Mg-Mn hingewiesen (s. S. 49f.).

7. Zeilengefüge.

Größere aus dem Guß stammende Primärausscheidungen von Al_2Mg_3 , die nur durch mindestens 24stündiges Glühen bei 400° in Lösung gebracht werden können, strecken sich, wenn sie nicht vorher aufgelöst werden, beim Pressen in der Preßrichtung und können dabei sehr lange Zeilen bilden (Abb. 145). Man muß annehmen, daß diese intermediäre Phase mit einem Schmelzpunkt von 463° ,

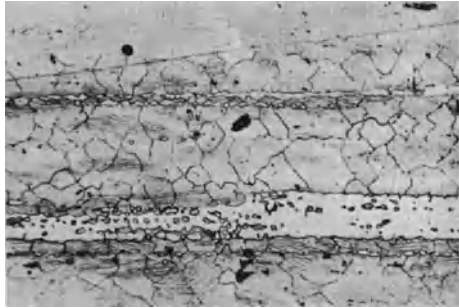


Abb. 145. Aus dem Guß stammende Anreicherung von Al_2Mg_3 zellig gepreßt, Längsschliff.

175×

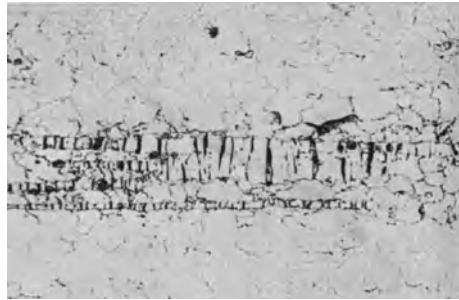


Abb. 146. Wie Abb. 145, aus einem Zerreißstab. Quersisse im Al_2Mg_3 -Kristall.

700×



Abb. 147. Wie Abb. 146, stärker vergrößert.

der durch zusätzliche Aufnahme von Magnesium noch weiter sinkt, bei den üblichen 400° und darüber liegenden Verformungstemperaturen



Abb. 148. Zelliges Al_2Mg_3 mit angelagerten Mg_2Si -Kristallen, beide Kristallarten im Zugversuch mehrfach gerissen.

schon bildsam weich ist und leicht dem Verformungsfluß folgt. Bei mechanischer Beanspruchung bei Zimmertemperatur zerreißt der spröde Kristall quer zur Krafrichtung, wie Abb. 146 zeigt, die einem Zerreißstab entnommen ist. Abb. 147 zeigt ein ähnliches Gefüge, bei dem die Al_2Mg_3 -Kristalle noch mit „Eutektoid“ umgeben sind. In diesen Zeilen von Al_2Mg_3 ,

das aus der Restschmelze stammt, finden sich häufig die übrigen heterogenen Bestandteile, also zumal Mangan und Mg_2Si , soweit dieses als Verunreinigung vorkommt, die von den in der Schmelze vorwachsenden Magnesiumkristallen hier-

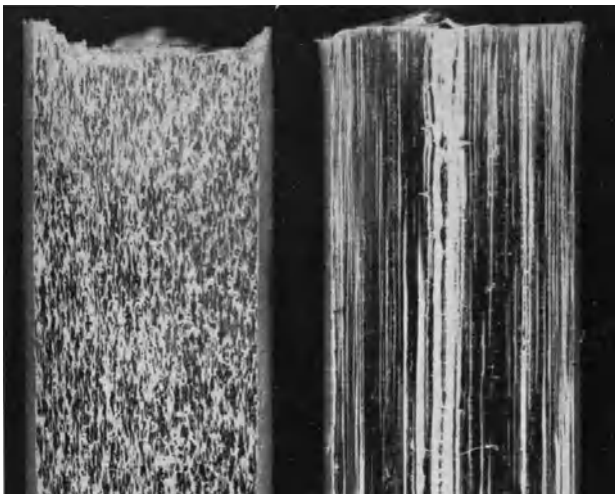


Abb. 149. Grobätzung von „Eutektoid“-Zeilen in einer Rund- und Flachstange.

hin geschoben werden. Abb. 148 gibt Mg_2Si in Al_2Mg_3 wieder, beide durch eine Zugbeanspruchung zerrissen.

Im geätzten Schliff sind Anreicherungen von Al_2Mg_3 leicht durch das meist begleitende, dunkel erscheinende „Eutektoid“ schon mit bloßem Auge zu erkennen (Abb. 149). Häufiger tritt das „Eutektoid“ an den

10×

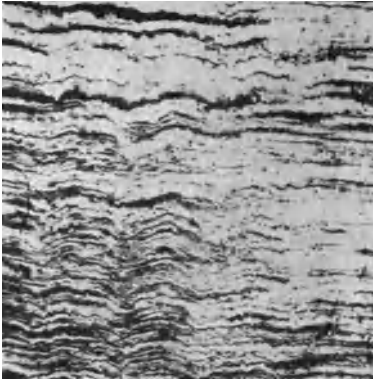


Abb. 150. Wellige Anordnung der „Eutektoid“-Zeilen in einer Preßstange. Längsschliff.

50×



Abb. 151. Wie Abb. 150, stärker vergrößert.

10×

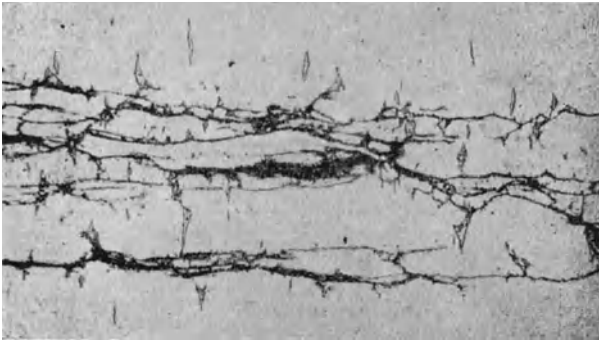


Abb. 152. Ungewöhnliche „Eutektoid“-Ausbildung mit eingelagerten Inseln von Al_2Mg .

375×

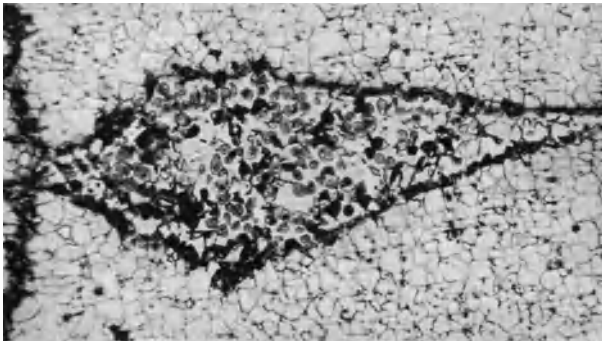


Abb. 153. Wie Abb. 152, stärker vergrößert.

übersättigten Stellen, sich ab 275° und darunter beim Abkühlen bildend, allein auf und setzt vor allem die Dehnung erheblich herab. Besonders in Rundstangen folgen solche an Aluminium angereicherten Zonen nicht

immer dem Materialfluß, zumal wenn einzelne Inseln von Al_2Mg_3 dazwischen liegen. Man erhält dann im Schliff wellige Zeilen (Abb. 150 und 151). In den Abb. 152 und 153 ist ein extremer Fall wiedergegeben bei zunehmender Vergrößerung, wobei die letzte deutlich eine von entartetem Eutektikum aus Magnesiummischkristall und Al_2Mg_3 gebildete Insel erkennen läßt, die gegen das Magnesium durch einen „Eutektoid“-

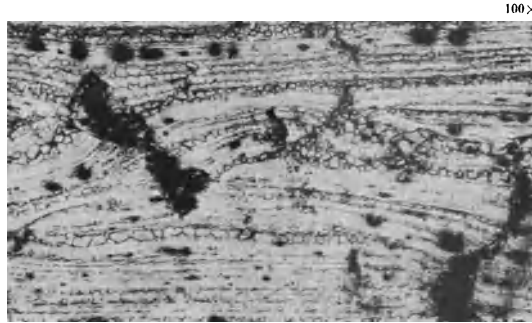


Abb. 154. Risse in „Eutektoid“-Zellen.

Saum abgegrenzt ist. In solchen übersättigten Zonen geht das Metall bevorzugt zu Bruch. Man wird die Risse immer wieder im „Eutektoid“ und Al_2Mg_3 finden (Abb. 154 und 155). Man sieht daran die in der hohen Sprödigkeit begründete Empfindlichkeit sowohl des „Eutek-

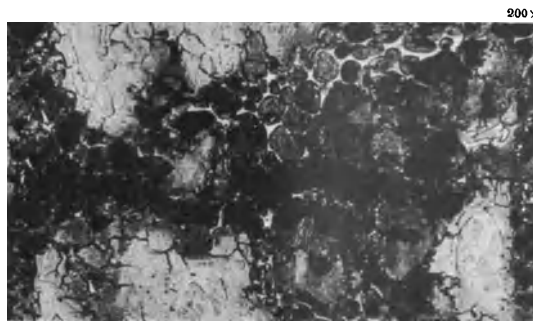


Abb. 155. Riß in „Eutektoid“-Zone. Aus einem Zerreißstab.

toids“ als des Al_2Mg_3 gegen jede plastische Verformung in der Kälte, wie sie besonders beim Zugversuch aufgezwungen wird. Hierdurch wird zumal die Bruchdehnung sehr beeinträchtigt, da durch das gleichzeitige Zubruchgehen dieser Zonen eine große Zahl von inneren Kerben entsteht. Es ist deshalb für den Verarbeiter unumgänglich notwendig, durch ausreichendes Homogenisierungsglühen der Gußbolzen derartige Zonen im Strangpreßmaterial zu vermeiden.

Beim Gewaltbruch können jedoch auch solche Stellen, die zwar mikroskopisch als gut homogenisiert erscheinen, aber noch eine gewisse Steigerung an den Stellen aufweisen, wo das Al_2Mg_3 in Lösung gegangen

nat. Gr.

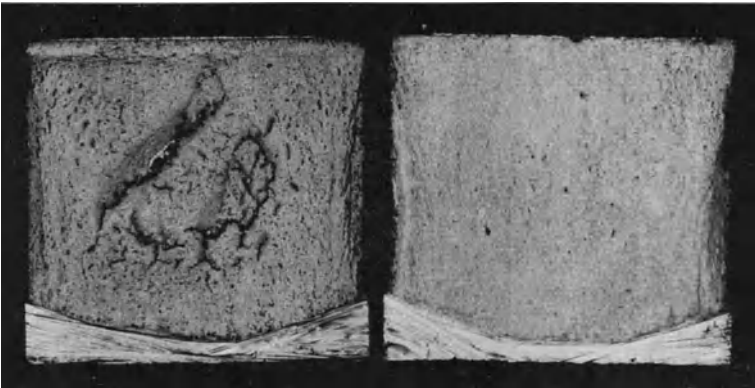


Abb. 156. Preßstange mit „Eutektoid“-Zellen, vor und nach dem Homogenisieren gebrochen.

ist, sich durch ausgeprägte Risse bemerkbar machen. Diese führen dann leicht zu dem Fehlschluß, daß hier starke Oxydhäute vorliegen. Abb. 156 zeigt eine Vierkantstange im Bruch mit solchen Rissen, die auch Holzfaserverbruch genannt werden, und einen Bruch der gleichen Stange nach nochmaliger Homogenisierung bei 400° . Im Schlibbild sind die zu diesen Rissen führenden Stellen nur durch zum Teil kleineres Korn und ausgeprägtere Korngrenzen zu erkennen, was beides auf eine höhere Aluminiumkonzentration in den Mischkristallen dieser Zonen hindeutet (Abb. 157 und 158).

175x

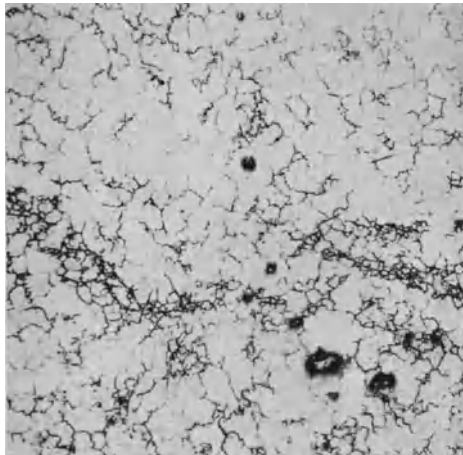


Abb. 157. Querschlibf der Preßstange Abb. 156 links.

Das „Eutektoid“ wächst wie im Guß so auch hier im verformten und rekristallisierten Werkstoff mit scharfen, glatten Grenzen in die Magnesiumkörner vor (Abb. 159). Daß es sich um Plättchen handelt, zeigt Abb. 160 bei normaler Beleuchtung und im um 180° wechselnden Schrägllicht. Ebenso wie im Guß ließ sich auch im Preßgefüge das

„Eutektoid“ leicht in Lösung bringen. Abb. 161 gibt ein „Eutektoid“-Gefüge wieder, dessen Al_2Mg_3 -Lamellen durch eine nur sehr kurze Homogenisierungsglühung ihren lamellaren Charakter schon teilweise verloren haben.

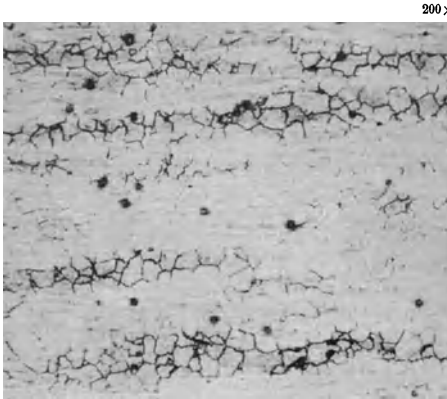


Abb. 158. Übersättigte Zonen mit starken Korngrenzausscheidungen.



Abb. 159. „Eutektoid“-Zonen innerhalb der Körner mit glatten Grenzen wachsend.

Ähnlich wie sich bei der Normalisierungsglühung von Stahl der streifige Perlit in kugeligen Zementit umwandelt, entstehen auch hier schließlich kleine kugelige Kristalle (Abb. 162), die bei weiterer Homogenisierungsglühung schließlich ganz verschwinden.

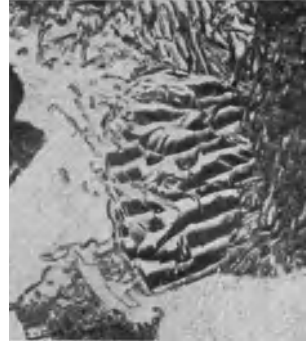


Abb. 160. „Eutektoid“ aus einer Preßstange, im normalen und im Schräglicht mit um 180° wechselnder Einfallsrichtung.

900×

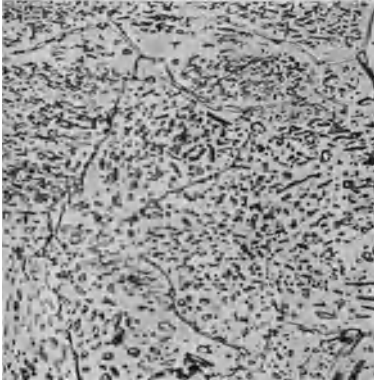


Abb. 161. „Eutektoid“-Gefüge, $\frac{1}{2}$ Stunde dicht über der Löslichkeitslinie gegläht.

175×

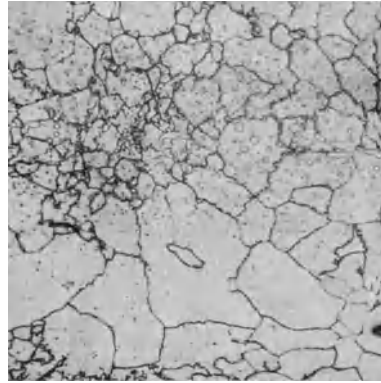


Abb. 162. Wie Abb. 161, länger homogenisiert. Die Lamellen von Al_2Mg_3 koagulieren vor der endgültigen Auflösung zu kugelligen Kristallen.

8. Rekristallisation.

Das verwickelte Problem der Rekristallisation soll hier nicht aufgerollt werden^{1,2}. Es sei jedoch an die technologisch in bezug auf die Festigkeitseigenschaften der Legierungen wichtige Tatsache erinnert, daß die Rekristallisationstextur, also die kristallographische Orientierung der Kristalle, sowohl bei Preß- wie bei Walzmaterial der Verformungstextur entspricht^{3, 4, 5, 6}.

Während wir bisher nur rekristallisiertes Gefüge im Bilde gezeigt haben, geben die folgenden Abbildungen einige Beispiele von ungenügend rekristallisiertem Gefüge wieder. Abb. 163 zeigt ein zu kalt gepreßtes Profil im

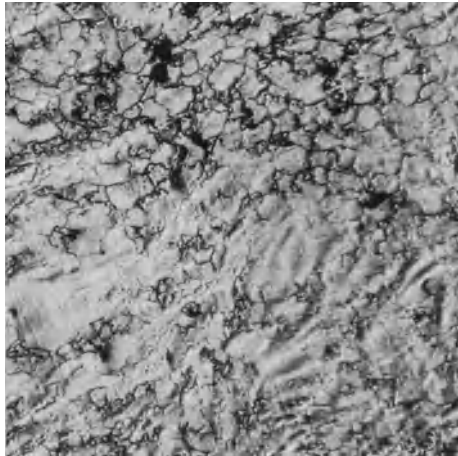


Abb. 163. Durch zu kalte Verarbeitung ungenügend rekristallisiertes Strangpreßprofil.

¹ Graf, L.: Z. Metallkde. Bd. 30 (1938) S. 103.

² Bungardt, W., K. Bungardt u. E. Schiedt: Metallwirtsch. Bd. 17 (1938) S. 1267.

³ Schiebold, E., u. G. Siebel: Z. Phys. Bd. 69 (1931) S. 476.

⁴ Cagliotti, V., u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 4.

⁵ Prytherch, W. E.: J. Inst. Met. Bd. 56 (1935) S. 139.

⁶ Schmid, E. u. W. Boas: Kristallplastizität. Berlin 1935, S. 230, 314.

Schräglicht aufgenommen. Es sind teilweise noch die stark verformten und gelängten Körner des Gusses zu erkennen, während dazwischen, an den aluminiumreichen Stellen, die Rekristallisation schon vor-

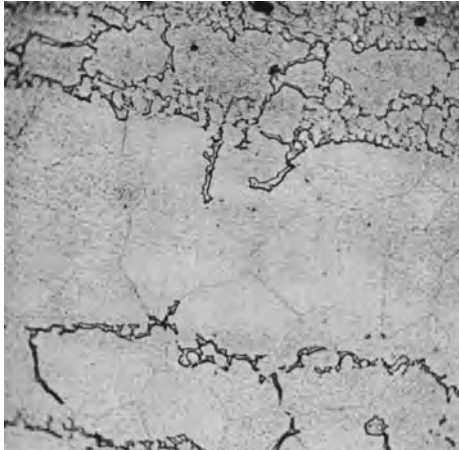


Abb. 164. Beginnende Rekristallisation.

geschritten ist. Auch geringere Grade der Rekristallisation sind deutlich erkennbar, und man sieht häufig in großen, ursprünglichen Primärkörnern die neuen Korngrenzen fein, aber deutlich ausgeprägt (Abb. 164). Bei aluminiumarmen Legierungen, also zumal bei der Legierung Mg-Al 3, ist die vollzogene Rekristallisation in ihren Anfängen oft schwer zu erkennen, weil wenig heterogene Bestandteile auf den Korngrenzen ausgeschieden werden können. Man erhält dann Schliffe wie Abb. 143 mit unregelmäßig dichten Korngrenzen und vor allem einem sehr kleinen Korn, dessen Grenzen leuchtend glasig erscheinen. Auch bei höheren

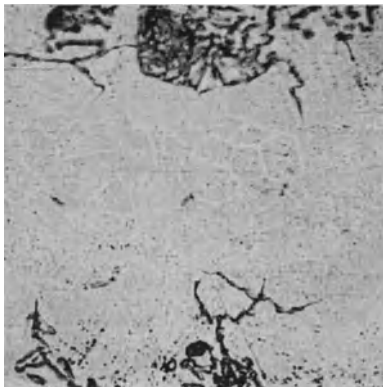


Abb. 165. Korngrenzen von rekristallisiertem Korn, noch ohne Korngrenzenausscheidungen.

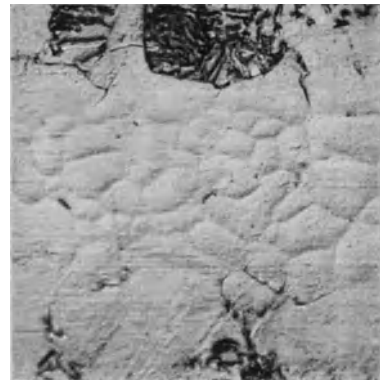


Abb. 166. Wie Abb. 165, im Schräglicht.

Aluminiumgehalten sind diese glasigen Korngrenzen stellenweise zu beobachten. So zeigen Abb. 165 und 166 die gleiche Stelle einmal im Schräglicht und im normalen Auflicht, aber bei verschiedenem Objekt-Abstand. Dabei ergibt sich der verschiedene optische Eindruck dieser

Korngrenzen, auf denen noch keinerlei Ausscheidungen zu erkennen sind. Bei fortschreitender Rekristallisation tritt auf einem Teil dieser Korngrenzen die normale Ausscheidung von Al_2Mg_3 auf, ein Teil der Körner wird aber von seinen Nachbarn aufgezehrt, so daß schließlich im ganzen die übliche Korngröße zustande kommt, die jene dieser kleinen Körner um ein Mehrfaches übertrifft. Auf Abb. 167, einer Aufnahme im Schräglicht, sind an mehreren Stellen deutlich die verschwindenden Korngrenzen einiger Körner zu sehen, die in größere Kristalle aufgehen.

900×

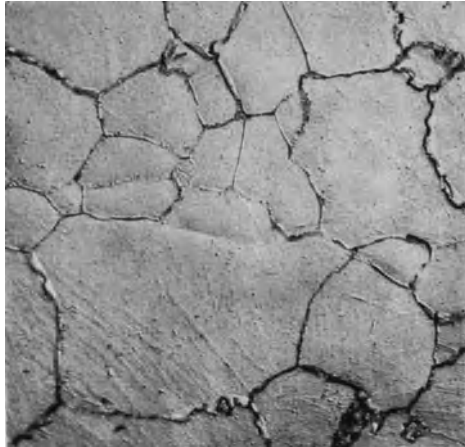


Abb. 167. Kornwachstum nach der Rekristallisation.

9. Zwillingsbildung.

Die aluminium-zinkhaltigen Magnesiumlegierungen neigen ebenso wie die binäre Mg-Mn-Legierung zu mechanischer Zwillingsbildung. Die ursprüngliche Annahme, daß es sich um einen mechanischen Vorgang des Umklappens handelt, ist weiterhin festgehalten worden¹. Das spitze Zulaufen der Nadeln ist auf Verfestigung zurückzuführen. Diese Spitzen sind zugleich die Stellen stärkster Spannung². Bei Magnesium enden die Zwillinge vielfach beim Auftreffen auf einen anderen Zwilling in einer solchen Spitze, weil hier starke Verfestigung stattfindet. Ebenso oft durchkreuzen sie sich aber auch.

Die Zwillinge entstehen vor allem bei Kaltverformung an gestauchtem oder kalt gezogenem Material. Da Magnesium bei normalen Temperaturen nur die eine Translationsmöglichkeit nach der Basis hat, liegt Zwillingsbildung als weitere Gleitmöglichkeit nahe. Zwillinge bilden sich aber auch im Verlauf der Rekristallisation. Entweder löst hier die umformende Rekristallisation die Verformungsspannung aus, was weniger wahrscheinlich ist, oder die anscheinend mit einer Volumenverminderung verbundene Rekristallisation³ führt selber spontan zu Zwillingsbildung. Da man sowohl bei der Zwillingsbildung durch Verformung wie bei der durch Rekristallisation entstandenen denselben mechanischen Umklappvorgang und dieselbe Ursache, nämlich zum

¹ Förster, F., u. E. Scheil: Z. Metallkde. Bd. 32 (1940) S. 165.

² Dehlinger, U.: Z. Metallkde. Bd. 32 (1940) S. 198.

³ Lowry, T. M., u. R. G. Parker: J. chem. Soc. Bd. 107 (1915) S. 1018.

Abbau drängende Spannungen annehmen muß, sind diese beiden Vorgänge nicht weiter untersucht worden, sondern werden nur gelegentlich als zwei Formen der Zwillingsbildung erwähnt^{1, 2}. Während man früher

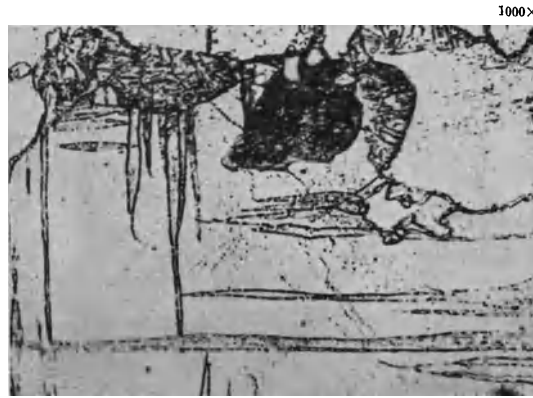


Abb. 168. Verformungszwillinge.

erstens annahm, daß nur kubische Kristalle Zwillinge bilden und daß sie ferner nur nach Kaltverformung samt anschließender Rekristalli-

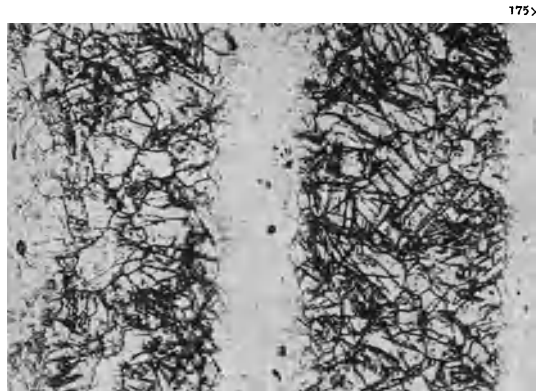


Abb. 169. Rekristallisationszwillinge in Strangpreßmaterial von Mg-Al 6.

sation entstehen³ oder nur Rekristallisationszwillinge erwähnte⁴, ist heute sicher, daß Magnesium bei bloßer mechanischer Verformung Zwillinge ausbildet, ebenso bei genügend starken Erstarrungsspannungen

¹ Glocker, R.: Materialprüfung mit Röntgenstrahlen. Berlin 1936, S. 339. Anm. 2.

² Dehlinger, U.: Handb. d. Werkstoffpr. Bd. 2 (Berlin 1939) S. 22.

³ Schrader, A., u. E. Wiess: Z. Metallkde. Bd. 15 (1923) S. 284.

⁴ Tammann, G.: Lehrbuch der Metallkunde 4. Aufl. (Leipzig 1932) S. 185.

bzw. Abschreckspannungen¹ — dieses auch im Guß² — sowie durch Rekristallisation.

Die Zwillingsbildung erfolgt bekanntlich nach den Pyramidenflächen erster Art, zweiter Ordnung $\{10\bar{1}2\}$ ³. Diese bilden mit den Basisflächen

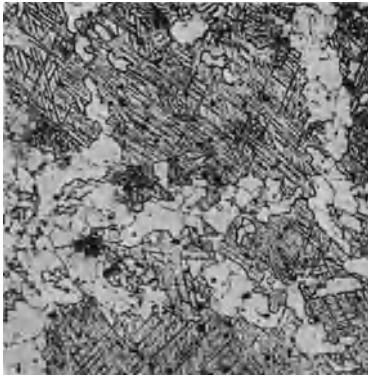


Abb. 170. Zwillinge aus gerichteter Preßstange, zur Sichtbarmachung angelassen.

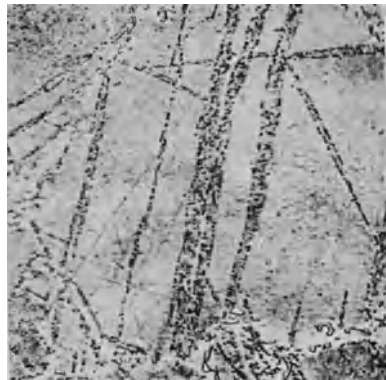


Abb. 171. Ausscheidungen auf Zwillingen.

die Winkel von $46^\circ 51'$ bzw. $43^\circ 9'$. Das Umklappen erfolgt um eine hierauf senkrecht stehende Ebene, die quer durch den Kristall von Kantenmitte zu Kantenmitte verläuft⁴. Die hierbei entstehende Verlängerung der ursprünglichen hexagonalen Achse, Verkürzung des Kristalles in Richtung der Basisachsen sowie Verkürzung in Richtung der neuen hexagonalen Achse⁵ sind der Grund dafür, daß die Zwillingsbildung beim Strangpreßvorgang sich nicht einstellen kann, obwohl der Druck in der Längsrichtung der Verkürzung bei der Zwillingsbildung entspricht^{6,7,8}. Offenbar steht

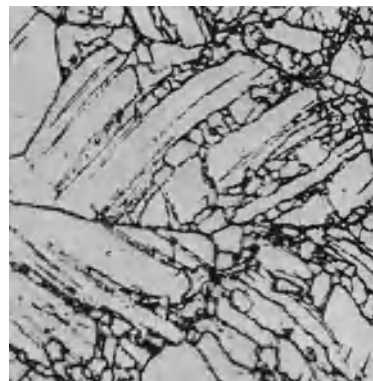


Abb. 172. Beginnende Rekristallisation auf Zwillingsstreifen.

¹ Berglund, T., u. A. Meyer: *Handbuch der Metallogr. Schleif-, Polier- und Ätzverfahren*. Berlin 1940 S. 255, 258.

² Philips, A. J.: *Proc. Amer. Inst. Min. Eng. Inst. Met. Div.* 1928 S. 482.

³ Mathewson, C. H., u. A. J. Philips: *Amer. Inst. Min. Met. Ing. Techn. Publ. Bd. 53* (1927). ⁴ Boehme, G.: *Diss. Hannover* 1934 S. 13.

⁵ Schmid, E., u. G. Wassermann: *Z. Physik Bd. 48* (1928) S. 370.

⁶ Schmidt, W.: *Z. Elektrochem. Bd. 37* (1931) S. 508.

⁷ Wassermann, G.: *Texturen metallischer Werkstoffe*. Berlin 1940, S. 130.

⁸ Schmidt, W.: *Z. Metallkde. Bd. 25* (1933) S. 230.

die Längung der Stange beim Strangpreßvorgang in Widerspruch mit der Längung der ursprünglichen hexagonalen Achse.

Während die durch Kaltverformung entstandenen Zwillinge meist deutlich zu sehen sind (Abb. 168), treten die Rekristallisationszwillinge

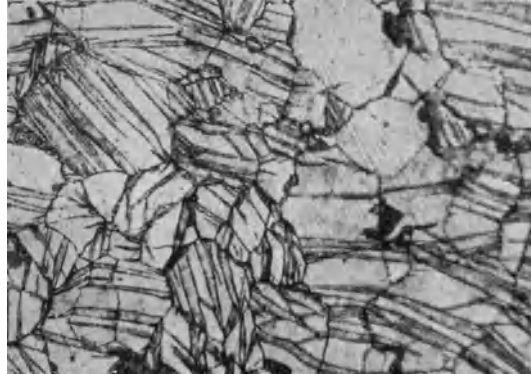


Abb. 173. Zwillinge, durch Gewaltbruch hervorgerufen.

erst durch Anlassen besonders klar hervor. Abb. 169 ist einer Rundstange entnommen, die 1 Stunde bei 300° angelassen wurde. Die Zwillinge

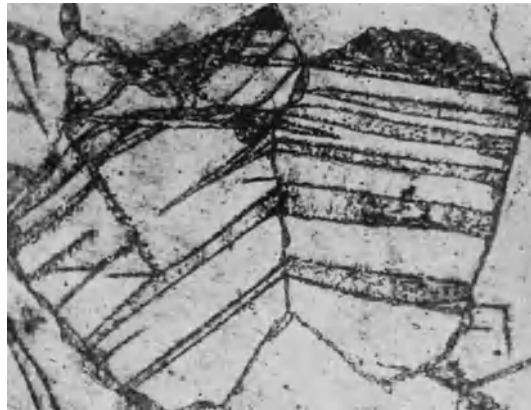


Abb. 174. Wie Abb. 173, stärker vergrößert.

linge sind sicher durch Rekristallisation entstanden, sie können, wie aus dem vorher Gesagten hervorgeht, durch den Preßvorgang nicht entstanden sein. Im allgemeinen wird es aber nicht immer möglich sein, zu entscheiden, ob die Zwillinge bei der Verformung entstanden, aber unsichtbar geblieben und erst bei der Rekristallisation, etwa durch Ausscheidungen, sichtbar geworden sind oder ob sie erst durch den

erzwungenen Spannungsabbau bei der Rekristallisation erzeugt wurden. In extremen Fällen, am Rande kaltgezogenen Materials, sind die Körner völlig von Verformungszwillingen durchzogen (Abb. 170). Bei stärkerer Vergrößerung zeigen sie sich nach dem Anlassen als dicht mit punktförmigen Ausscheidungen von Al_2Mg_3 besetzt (Abb. 171). Diese streifenförmigen Ausscheidungen wurden von G. Wassermann auch an Aluminiumlegierungen beobachtet. Diese Erscheinung wird von ihm auf Abschreckspannungen zurückgeführt, die gleitflächenbildende Verformung hervorrufen¹. Die ältere Arbeit entscheidet sich in der Frage, ob es sich um Translation oder Zwillingsbildung handelt, für letztere. Diese Deutung findet sich schon bei W. L. Fink und D. W. Smith (Literatur bei Was-

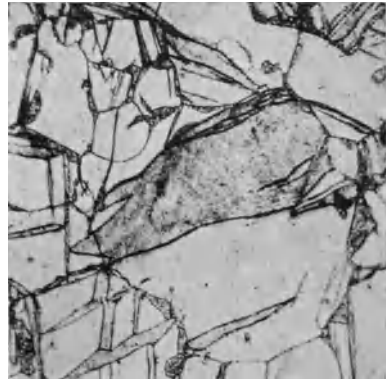


Abb. 175. Zwillingslamelle, flach in der Schliffebene liegend.



Abb. 176. Zwillinge, in der Schliffebene liegend und „Eutektoid“.

sermann, a. a. O.). Es ist verständlich, daß diese Zwillingsstreifen als die Zonen stärkster Spannungsanhäufung auch zuerst rekristallisieren. Auf Abb. 172 ist dieser Vorgang in verschiedenen Stadien zu erkennen.

Abb. 173 zeigt Zwillinge, die bei gewaltsamem Bruch entstanden sind. Die stärkere Vergrößerung läßt die punktförmigen Ausscheidungen

¹ Wassermann, G.: Z. Metallkde. Bd. 32 (1940) S. 415; Bd. 30 (1938) S. 62.

erkennen (Abb. 174). Während quer getroffene Zwillinglamellen sich sehr ausgeprägt und in der bekannten spießigen Form im Schliff erkennen lassen, entgehen sie bei flacher Lage zur Schlieffläche leicht



Abb. 177. Zwillingsbildung vor „Eutektoid“-Ausbildung.

der Beobachtung. Man sieht sie leichter, wenn durch eine Anlaßglühung Ausscheidungen auf ihnen hervorgerufen werden. Abb. 175 gibt Zwillinglamellen mit deutlichen Ausscheidungen wieder, die unter ganz flachem Winkel zur Oberfläche liegen müssen. Die punktförmigen

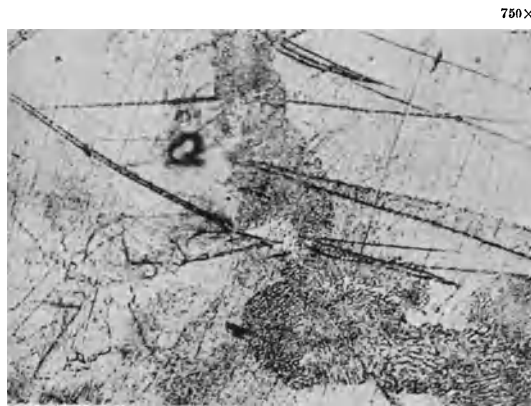


Abb. 178. Zwillingsbildung nach „Eutektoid“-Ausbildung.

Ausscheidungen sind deutlich von dem streifenförmigen „Eutektoid“ unterschieden (Abb. 176).

Wo Zwillinge und „Eutektoid“ gemeinsam auftreten, sind sie gewöhnlich streng nach Körnern getrennt, die entweder die eine oder die andere Erscheinung aufweisen. Ist das „Eutektoid“ nachträglich entstanden und wächst bis zu den Zwillingen vor, so werden diese zur

Grenze für das Weiterwachsen (Abb. 177). Umgekehrt gehen die Zwillinge nur selten in das feine Anlaß-, „Eutektoid“ des vergüteten Sandgusses der Gattung G Mg-Mn hinein. Man muß annehmen, daß solche durch mechanische Verformung des Randes gebildeten Zwillinge später als das „Eutektoid“ entstanden sind (Abb. 178).

10. Glühbehandlung.

Einige Erscheinungsformen wärmebehandelter Legierungen, wie Korn-

grenzen homogener Legierungen und Anlaßausscheidungen, haben wir schon an anderen Stellen gezeigt und besprochen. Beim Anlassen unterhalb der Lösungstemperatur des Al_2Mg_3 wird das „Eutektoid“ hervorgerufen. Setzt man das Anlassen sehr lange fort, so koaguliert das Al_2Mg_3 auf den Korngrenzen in größeren Kristallen, die nicht untereinander in Berührung sind, während im Inneren der Körner kurze, gerichtete Lamellen auftreten.

Abb. 179 ist einer Preßstange der Gattung Mg-Al 6 entnommen, die 70 Stunden bei 200° geglüht wurde. Beim Homogenisierungsglühen dagegen erhält das Gefüge ein sehr gleichförmiges Aussehen, weil sich bei dieser Legierungsgruppe die einzelnen Lamellen von Al_2Mg_3 , die, wie früher gezeigt wurde, den Korngrenzen das zackige Aussehen verleihen, ausgleichen. Man erhält dann glatte, gleichförmige Korngrenzen (Abb. 180). Nach sehr langem Homogenisieren sind die Korngrenzen so frei von Ausscheidungen, daß kaum eine Ätzung möglich ist, zumal solche Schliffe sich sofort beim Ätzen mit einer Oxydschicht überziehen, unter der jedoch bei starker Vergrößerung die Korngrenzen erkennbar werden. Die entstandene Ätzhaut bedeckt häufig einzelne Körner oder Körnergruppen, an deren Grenzen sie endet. Solche Körner heben sich dann deutlich im Schliff

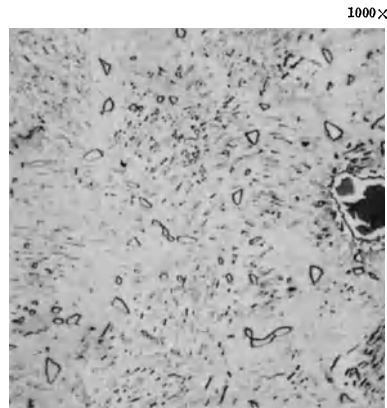


Abb. 179. Preßstange von Mg-Al 6, 70 Stunden bei 200° angelassen. Größere Ausscheidungen auf den Korngrenzen, gerichtete Ausscheidungen im Korninnern.

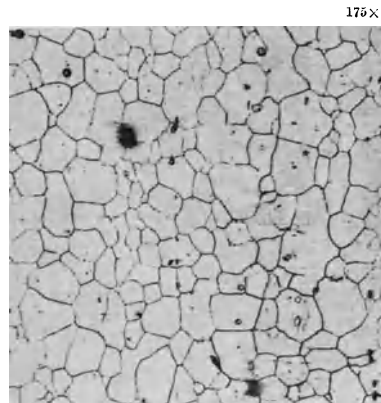


Abb. 180. Preßstange von Mg-Al 6, homogenisiert.

Ätzhaut bedeckt häufig einzelne Körner oder Körnergruppen, an deren Grenzen sie endet. Solche Körner heben sich dann deutlich im Schliff

ab. Die Korngrenzen der übrigen Körner sind weniger scharf sichtbar und lassen sich manchmal nur an feinsten heterogenen Ausscheidungen, vor allem von Mangan, verfolgen (Abb. 119). Überschreitet man beim Homogenisieren eine Temperatur von 400 bis 420°, so kommt es leicht zu Grobkornbildung durch Sekundärrekristallisation, wobei die Körner vielhundertfach größer werden können als das Ursprungsgefüge. Beim

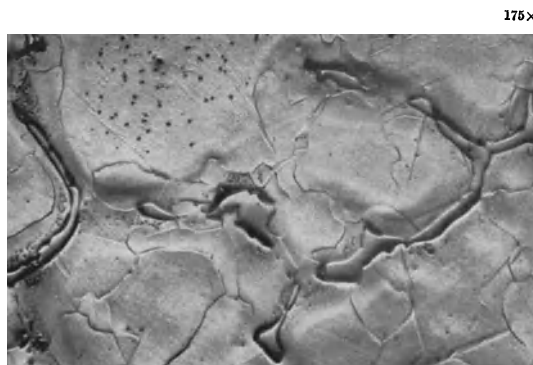


Abb. 181. Mg-Al6-Guß, 1 Stunde bei 400° geglüht. Nicht neu poliert. Reliefcharakter durch Rekristallisation der beim Polieren mit Verformungsspannungen durchgesetzten Oberfläche.

Glühen der Schiffe von Guß der hier besprochenen Legierungsgruppe rekristallisiert ebenso wie bei Reinformmagnesium und Mg-Mn leicht die polierte Oberfläche des Schliffes. Bei der dabei vor sich gehenden Umordnung der Kristalle werden die Spannungen aus dem Schleifprozeß abgebaut. Dabei kommt es auch zu Zwillingsbildung, einige der neu gebildeten Kristalle treten aus der Oberfläche heraus, wie Abb. 181 erkennen läßt.

11. Warm- und Kaltrisse.

Warm- und Kaltrisse sind nicht immer eindeutig am bloßen Reißaussehen darin zu unterscheiden, daß jene interkristallin und diese intrakristallin verlaufen, denn auch ausgesprochene Warmrisse verlaufen nicht immer nur interkristallin (Abb. 182). Doch unterscheiden sich Warmrisse im allgemeinen durch ihren verästelten, die Körner umschließenden Verlauf von den Kaltrissen, die vorwiegend geradlinig durch das Gefüge laufen. Einen extremen Fall von Kaltriß, oder vielmehr Gewaltbruch gibt Abb. 183. Es handelt sich um ein überwalztes Blech, bei dem das Gefüge weitgehend zertrümmert ist. Der Riß selber hat sich in Richtung der Hauptschubbeanspruchung, also unter 45° zur Blechoberfläche in zahlreiche Verwerfungen aufgespalten. Ein derart zerstörtes Gefüge ist auch an den Stellen, an denen es nicht zu mikroskopisch sichtbarer Trennung der Kristalle gekommen ist,

durch keine Glühbehandlung mehr durch Sammelrekristallisation zu größeren Korneinheiten zu verschmelzen.

175×

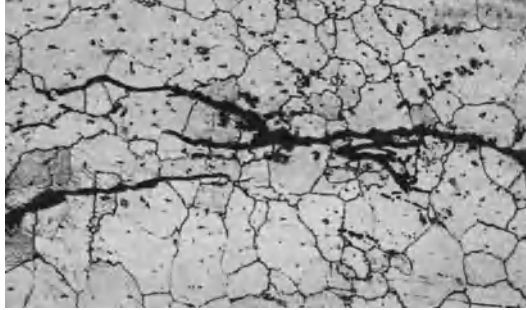


Abb. 182. Warmriß.

175×

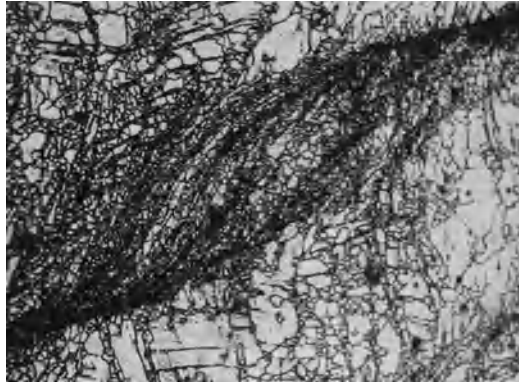


Abb. 183. Kaltriß durch Überwalzung in einem Blech.

375×

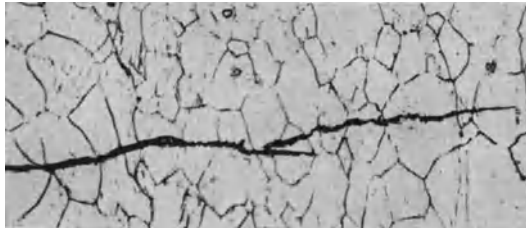


Abb. 184. Spannungskorrosionsriß.

Auch Spannungskorrosionsrisse zeigen kein anderes Bild, sie verlaufen senkrecht zur Zugrichtung, gleichgültig in welcher Richtung der Probeblechstreifen dem Blech entnommen ist. Es sind intrakristalline Gewaltbrüche (Abb. 184). In solchen Fällen hat auch ein ausgesprochen

zackiger Verlauf des Risses nichts mit dem Korngrenzenverlauf zu tun, sondern ist in der Orientierung der Kristalle begründet. Die Vermutung, daß solche Risse parallel den Zwillings Ebenen verlaufen¹, wird von L. Graf nicht bestätigt².

12. Oxydhäute.

Es kommt gerade bei Walzplatten vor, daß Risse erst bei erneutem Walzgang nach der Zwischenglühung sichtbar werden. In diesem Falle

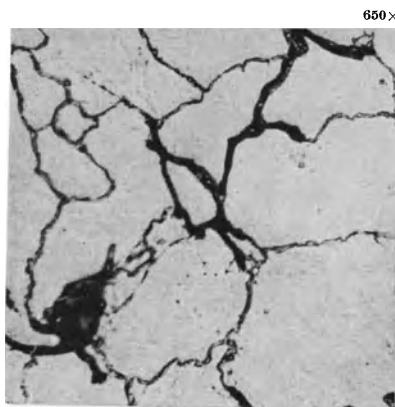


Abb. 185. Oxydhäute, durch nachträgliches Glühen in Warmrissen entstanden.

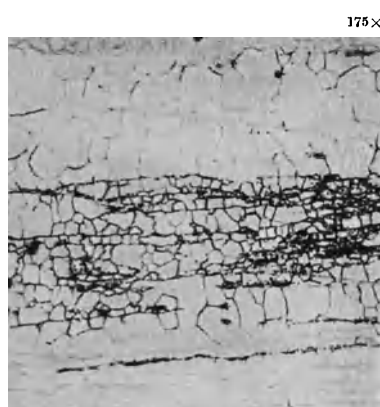


Abb. 186. Durch Oxydhäute verursachte feinkörnige Rekristallisation.

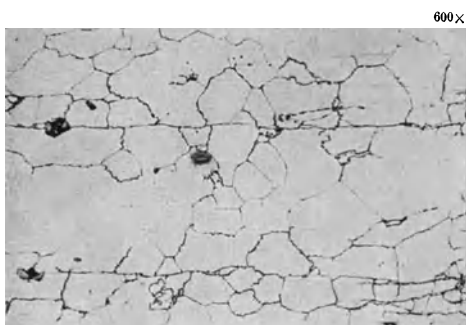


Abb. 187. Feinste Oxydhäute.

haben sich die Risse während der Zwischenglühung mit Oxyd gefüllt (Abb. 185). Diese Erscheinung darf nicht mit Oxydhäuten verwechselt werden, die aus dem Guß stammen. Letztere strecken sich bei der Verformung zeitig, wie alle Fremdeinschlüsse. Sie sind häufig Ursache bevorzugter Rekristallisation mit kleinem Korn, weil sie selber und die in der Regel in ihrem Gefolge auftretenden weiteren Verunreinigungen vermehrte Korngrenzsubstanz liefern (Abb. 186). Manchmal sind sie so fein und wie Korngrenzen erscheinend, daß man im Zweifel sein kann, ob man überhaupt Oxydhäute vor sich hat (Abb. 187; siehe auch S. 70). Diese feinen Oxydhäute passen sich beim Verpressen dem Fluß

¹ G. Siebel: Jb. dtsh. Luftfahrtforsch. 1937 S. 528.

² Graf, L.: Jb. dtsh. Luftfahrtforsch. 1939 S. 613.

des Metalls an und strecken sich. Bei der anschließenden Rekristallisation wirken sie wie bereits vorhandene Korngrenzen, an denen die rekristallisierenden Körner am weiteren Wachstum gehindert werden. So ist es oft sehr schwer, die Oxydhäute, die ebenso fein sind wie die mit Ausscheidungen von Al_2Mg_3 besetzten Korngrenzen, von diesen zu unterscheiden und überhaupt im Schliff zu erkennen. Bei starker Vergrößerung unterscheiden sie sich durch punktehenförmige Fremdbestandteile. Gerade solche dünnen, zeiligen Oxydhäutchen bedeuten Stellen, die bevorzugt zu Bruch gehen.

C. Bleche.

Bleche werden, soweit sie wegen der hohen Festigkeitswerte aus der Legierungsgruppe Mg-Al-Zn angefertigt werden, fast ausschließlich aus der Legierung Mg-Al 6 hergestellt, ihre Anwendung tritt jedoch gegenüber denen aus der Legierung Mg-Mn stark zurück. Der Grund dafür liegt wohl in der erhöhten Korrosionsanfälligkeit und vor allem Spannungskorrosionsempfindlichkeit, die sie z. B. als Beplankungsmaterial mehr oder weniger ungeeignet machen. Wo dagegen für ausreichenden Korrosionsschutz und seine Aufrechterhaltung Sorge getragen werden kann, bieten sie ihrer hervorragenden Festigkeitseigenschaften wegen ein wertvolles Konstruktionsmaterial.

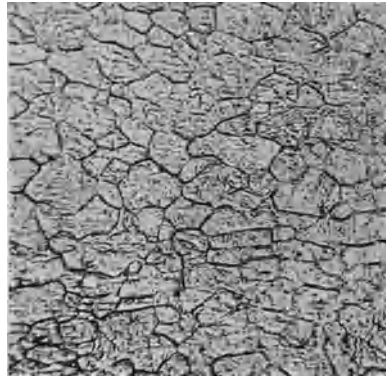


Abb. 188. Normales Walzgefüge der Legierung Mg-Al6. Blechstärke 1,5 mm.

Das Schliffbild (Abb. 188) von normal verarbeitetem Blech zeigt ein nahezu homogenes Gefüge. Bei gleichem Abwalzgrad ist dieses verglichen mit dem von Mg-Mn-Blechen deutlich gröber, der mittlere Korndurchmesser ist z. B. bei 1,5 mm starkem Bech mit 18—24 μ etwa doppelt so groß wie bei einem gleich starken Blech der Legierung Mg-Mn (vgl. mit Abb. 97). Man ersieht hieraus, daß die Korngröße allein noch kein Maßstab für Festigkeitseigenschaften ist; die im Korn gröberen Mg-Al 6-Bleche sind den feinkörnigeren Mg-Mn-Blechen sowohl in bezug auf Zugfestigkeit als auch Streckgrenze und selbst Bruchdehnung erheblich überlegen.

Die Abb. 189 und 190 zeigen ein vom normalen Blechgefüge abweichendes Aussehen. Das Gefüge ist inhomogen, und zwar ist es stark mit Al_2Mg_3 -Ausscheidungen durchsetzt. Diese Ausscheidungen haben aber nicht den eutektoidähnlichen Charakter, wie er in § 4 beschrieben

wurde, sie ähneln in ihrer kugeligen Form mehr dem Anlaßgefüge, das man beim Glühen dicht unter der Löslichkeitslinie erhält. Die Ausscheidungen bilden sich bevorzugt auf den Gleitlamellen, wie man

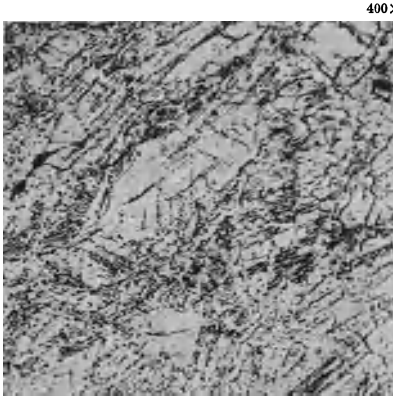


Abb. 189. Walzgefüge eines Mg-Al6-Blechtes mit Ausscheidungen auf Gleitlinien und Zwillingen. Korngrenzen schwer erkennbar, doch gleiche Korngröße wie Abb. 188.

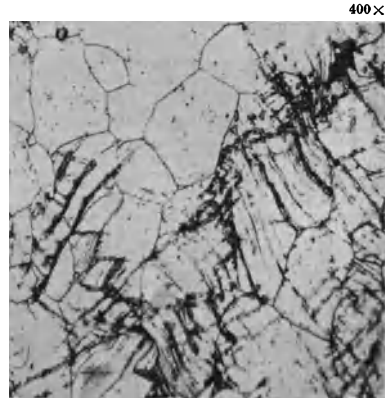


Abb. 190. Ausscheidungen im Mg-Al6-Blech auf den Gleitlamellen. Kornvergrößerung durch zu langes Nachglühen.

besonders an Abb.190 sieht. Verursacht werden sie, wenn die Schlußglühung, mit der die Bleche spannungsfrei geglüht werden sollen, bei zu niedriger Temperatur erfolgte.

D. Schmiedeteile.

13. Allgemeines.

In diesem Abschnitt soll nicht so sehr das normale Aussehen des Gefüges nochmals gezeigt als vielmehr manches von unerwünschten Gefügeständen besprochen werden, die sich aus fehlerhafter Verarbeitung, vor allem durch falsche Schmiedetemperaturen des Vormaterials und des Gesenkes ergeben. Es ist äußerst wichtig, daß die aus stranggepreßtem Werkstoff hergestellten Rohlinge genügend homogenisiert sind und mit richtiger Temperatur in das Gesenk kommen, das seinerseits ausreichend und vor allem gleichmäßig heiß sein muß. Bei Teilen, die unter Zwischenglühung mehrmals geschlagen werden müssen, muß bekanntlich die Temperatur jedesmal etwas niedriger sein als beim vorhergehenden Schlagen, weil sonst leicht spontane Grobkornbildung eintritt¹. Das mikroskopische Bild geschmiedeter Teile aus aluminiumhaltigen Magnesiumlegierungen unterscheidet sich natürlich grundsätzlich nicht von dem Bild gepreßten Materials. Gewisse Abweichungen ergeben sich nur daraus, daß hier bereits warmverformtes

¹ Schmidt, W.: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 229.

Metall nochmals warmverformt wird. Es wird bei richtiger Behandlung ein äußerst feines Korn erzielt, zumal bei der Legierung Mg-Al 9. Diese Legierung neigt aber, wenn das gegossene Vormaterial nicht sehr sorgfältig homogenisiert ist, leicht zu sehr starken Korngrenzen, hervorgerufen durch Korngrenzenausscheidungen (Abb. 191). Schmiedet man gegossenes Vormaterial im Gesenk, so findet bei der meist ungleichmäßigen Verformung eine sehr unterschiedliche Rekristallisation statt, wobei nur an den besonders beanspruchten Zonen wesentliche Kornverfeinerung bei starken Ausscheidungen eintritt. Normalerweise wird deshalb immer von stranggepreßtem als Vormaterial für Schmiedestücke ausgegangen. Die Gefügeerscheinungen an unvollkommen

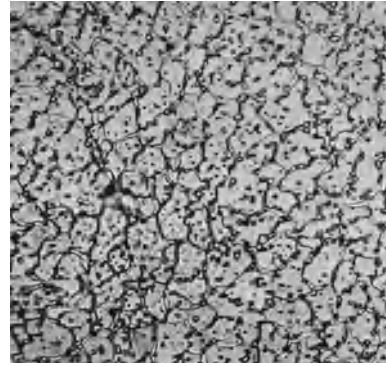


Abb. 191. Preßteil der Legierung Mg-Al 9 mit starken Korngrenzenausscheidungen.

homogenisierten Zonen sind die gleichen wie sie schon ausführlich bei Strangpreßmaterial dieser Legierungsgruppe erörtert wurden.

14. Einfluß der Schmiedetemperatur auf das Gefüge.

Bei zu niedriger Schmiedetemperatur unterbleibt die Rekristallisation, wie eine Debye-Aufnahme im durchfallenden Licht mit Mo-Strahlung einwandfrei ergibt, und das Mikrogefüge eines solchen Materials zeigt sich völlig durchsetzt mit zertrümmerten Zonen äußerst feiner Ausscheidungen von Al_2Mg_3 . Solche Teile haben eine geringe Bruchdehnung und geben sich gegenüber bei richtiger Temperatur verformten durch ihren helleren Klang zu erkennen. Am geätzten Schliff solcher Stücke sieht man häufig mit bloßem Auge die Verformung in den Richtungen stärkster Schubspannungen (Abb. 192). Bei höherer Vergrößerung werden die schwärzlich erscheinenden Ausscheidungen auf den Schublinien sichtbar, die bis zu richtigen Rissen führen können (Abb. 193). Es handelt sich hierbei, wie schon früher (siehe Abb. 183) gezeigt wurde, nicht um ein sehr feines Rekristallisationskorn, sondern vielmehr um sekundäre Ausscheidungen von Al_2Mg_3 , hervorgerufen an Stellen größter Schubbeanspruchung. Diese Ausscheidungen sowie wohl auch Mikrorisse erschweren eine Rekristallisation beträchtlich. Wie bei den Aluminiumlegierungen, so neigt eben auch hier der übersättigte Mischkristall bevorzugt an den Stellen zum Zerfall, an denen durch eine Verformung Störungen im Gitteraufbau vorhanden sind. Eine Rekristallisation tritt an diesen Stellen erst dann ein, wenn die

Ausscheidungen durch eine Glühung über der Löslichkeitslinie wieder zur Auflösung gebracht worden sind. Je nach der Verformung und der

3x

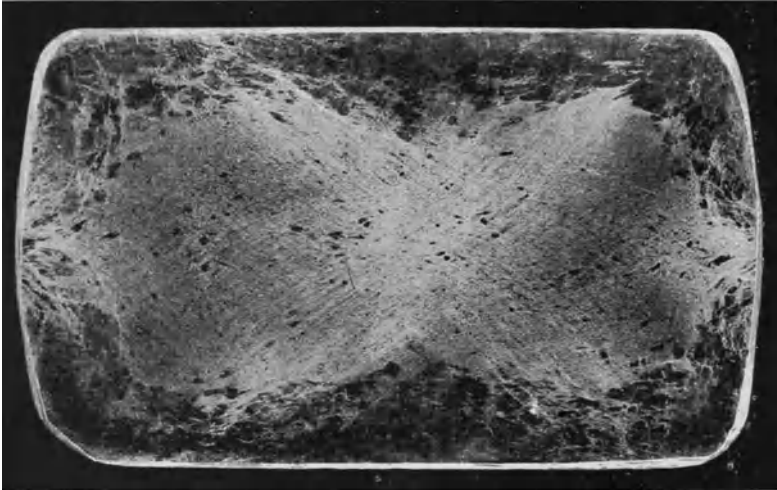


Abb. 192. Kalt geschmiedetes Preßteil mit starken Schublinien.

Lage der verformten Zonen, ob auf den Schublinien oder am Rande, und je nach der Schnittlage des Schliffes bekommt man im Mikrobild

100x

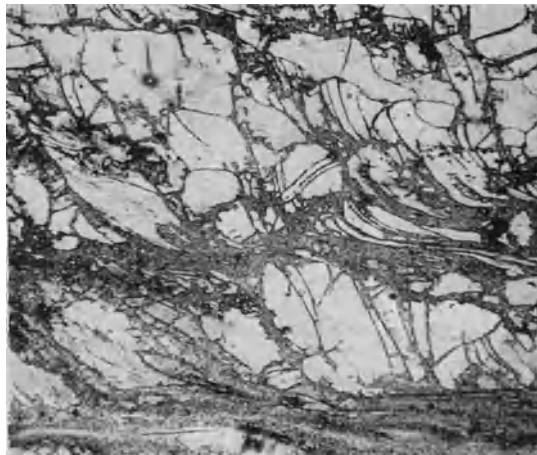


Abb. 193. Wie Abb. 192, stärker vergrößert.

Zeilen oder die ursprünglichen Körner sind völlig von Ausscheidungen durchsetzt (Abb. 194 und 195). Auf Abb. 196 sind in schwächerer

Vergrößerung wellenförmige Verformungen des Materials zu sehen, die den Widerstand erkennen lassen, den es auf Grund seiner zu niedrigen

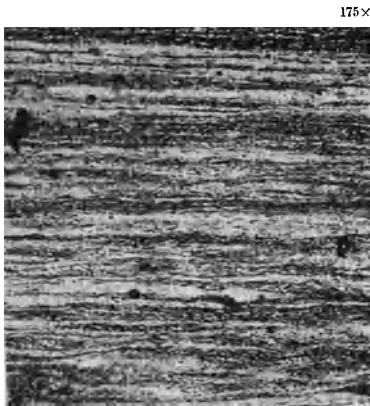


Abb. 194. Bild aus der Mitte eines zu kalt verformten Preßstücks.

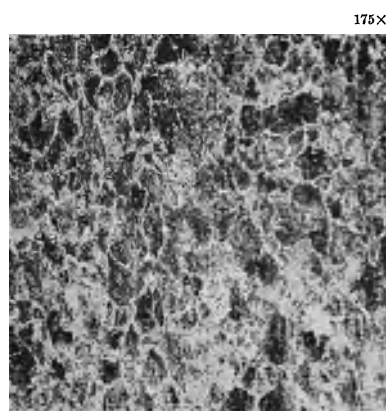


Abb. 195. Wie Abb. 194, Randpartie.

Temperatur der Verformung entgegengesetzte. Bei hoher Vergrößerung sind die Ausscheidungen eben noch auflösbar.

15. Zwillingsbildung.

In Schmiedeteilen entstehen häufig Zwillinge, sei es während der Verformung bei zu niedriger Temperatur oder sei es auch während der Abkühlung, die ja, zumal bei komplizierteren Teilen, an verschiedenen Stellen ungleich erfolgt und zu Spannungen Anlaß gibt. Solche Zwillinge, die durch An-

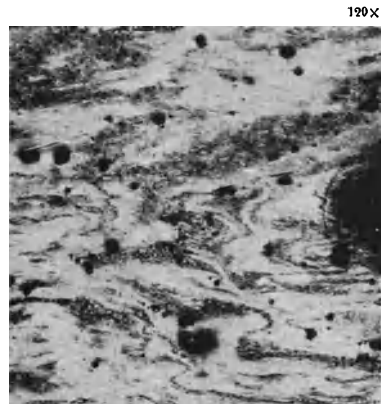


Abb. 196. Wie Abb. 194, wellenförmiger Verlauf der Ausscheidungen an einem Riß.

lassen besonders deutlich gemacht werden können, weil an ihnen eine bevorzugte Ausscheidung erfolgt (Abb. 197), verlaufen oft durch mehrere Körner, entweder, weil an der Stelle des Auftreffens auf eine Korngrenze die hier am Ende des Zwillings besonders starke Spannung den weiteren Verlauf ins Nachbarkorn erzwingt¹ oder weil das Nachbarkorn zu demselben primären Gußkorn gehörte, daher beim Rekristallisieren dieselbe kristallographische Orientierung behielt und so zusätzlich einem ungebrochenen Verlauf des Zwillings entgegenkommt

¹ Schmid, E., u. W. Boas: Kristallplastizität. Berlin 1935 S. 317.

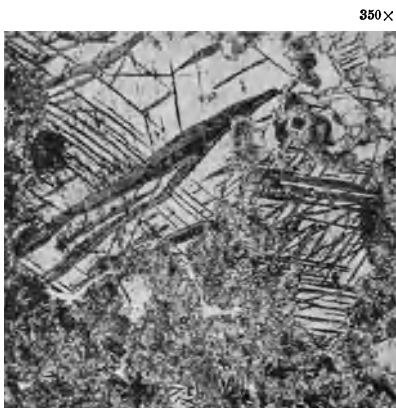


Abb. 197. Zwillinge im Schmiedeteil.

(Abb. 198)¹. Wo während der Abkühlung starke Spannungen auftreten, sind die Körner völlig von Zwillingen durchsetzt, die beim Anlassen sichtbar werden (Abb. 199).

16. Einfluß der Homogenisierung auf die Ätzbarkeit.

Ist das Vormaterial sehr homogen, so zeigen die Schmiedeteile die früher besprochenen geraden Korngrenzen ohne zackigen Verlauf, bei geringen Ausscheidungen



Abb. 198. Zwilling in der Legierung Mg-Al6, durch mehrere Körner gehend.



Abb. 199. Zwillinge aus Schmiedeteil, durch Anlaßbehandlung sichtbar gemacht.

(Abb. 200). Solche homogenisierten Stücke neigen dazu, sich beim Ätzen mit einer Oxydhaut zu überziehen, die eine sehr unterschiedliche Korngrenze vortäuscht. Dies rührt daher, daß die Haut mehrere Körner geschlossen überzieht, dabei aber in der Regel an den Korngrenzen endet. Kennt man aber dieses Verhalten der Häutchen im Prinzip, so läßt sich auch aus ihm die Korngröße sehr wohl beurteilen. Bei richtiger Ätzung treten die einzelnen Körner hervor.

¹ Vgl. Gann, J. A.: Trans. Amer. min. metallurg. Engrs. Inst. Met. Div. Bd. 83 (1929) S. 309 Abb. 1.

17. Oxydhäute.

In besonderem Maße bedenklich sind in Schmiedeteilen Oxydhäute, zumal bei geringen Querschnitten, dann aber auch, wenn sie in der neutralen Faser auftreten, wo die Teile ohnedies bei starker Anreicherung der heterogenen Bestandteile zu Rissen neigen. Die Oxydhäute sind wieder ausgesprochen zeilig. Sie führen meist noch allerlei Fremdbestandteile mit sich, die bei der mehrfachen Glühung sich teilweise lösen und fein auf den Korngrenzen verteilen. Die Oxydhäute selber, die in der Regel hauchdünn sind, werden zerteilt und wirken ihrerseits als hemmende Grenzen, an denen es zu bevorzugter Rekristallisation kommt. So sind die Oxydhäute mit ihren Begleitern vielfach als lange Zeilen kleinen Kornes in dem größeren Korn des normalen Gefüges zu erkennen (Abb. 201). In der neutralen Faser verlaufen sie weit in das Stück hinein, bis sie als ganz schmale Zone sehr feinen Kornes auslaufen und verschwinden (Abb. 202).

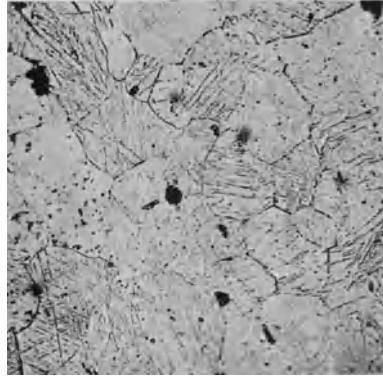


Abb. 200. Schmiedeteil aus homogenisiertem Mg-Al9 mit geradem Verlauf der Korngrenzen.

600×

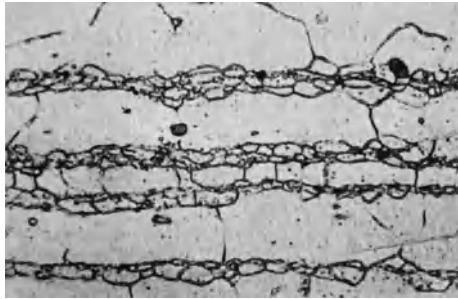


Abb. 201. Oxydzeilen, durch feinkörnige Rekristallisation der Nachbarzonen kenntlich geworden.

175×

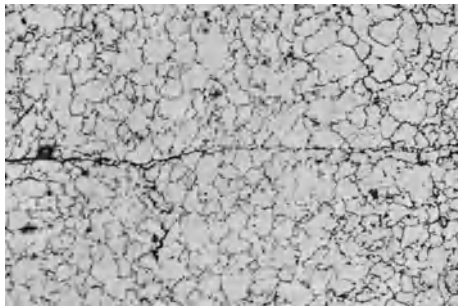


Abb. 202. Oxydzeile.

E. Sandguß.

Im großen und ganzen bietet der Sandguß für die mikroskopische Beurteilung im Vergleich zu den bisher besprochenen Legierungen nichts sonderlich Neues. Auch die verschiedenen Legierungen unterscheiden sich, bei gleichen, nur im Gehalt wechselnden Legierungskomponenten, nicht wesentlich voneinander. Der Gehalt an Aluminium

900×



Abb. 203. Sandguß G Mg-Al6-Zn. In Al_2Mg_3 Zonen einer ternären Phase.

schwankt in den technisch gebräuchlichen Sandgußlegierungen zwischen 3% und etwa 10%, Zink ist bis zu 3% vorhanden. Über die einzelnen Legierungen unterrichtet die Tab. I.

Man sieht im allgemeinen ein Schliffbild, wie es dem schon besprochenen Kokillenguß dieser Legierungsgruppe entspricht, wobei die Korngrenzen mit steigendem Aluminiumgehalt ausgeprägter werden. Das den Legierungen üblicherweise bis zu 0,3% zugegebene Mangan ist meist deutlich im Schliffbild

500×

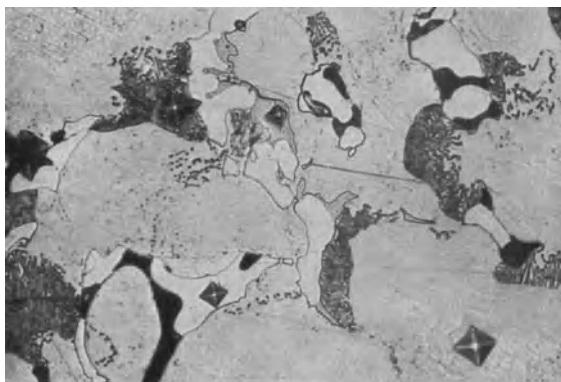
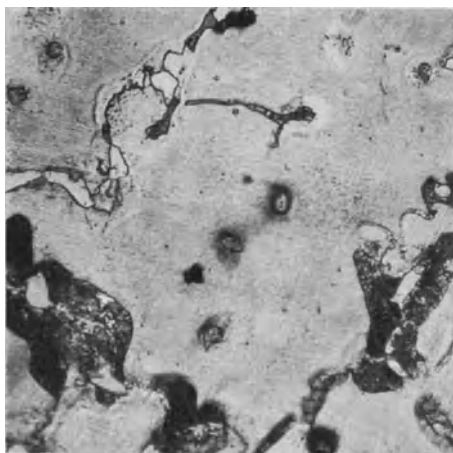


Abb. 204. Mikrohärteeindrücke in Gefügebestandteile des Sandgusses G Mg-Al6-Zn.

400×



zu erkennen, da seine Löslichkeit bei Anwesenheit von Aluminium nach eigenen Versuchen ganz gering und sicher unter 0,1% ist. In den Legierungen mit hohem Aluminiumgehalt treten infolge der zum Zwecke der Kornverfeinerung angewandten Überhitzung nicht selten Eisenkriställchen auf in der früher beschriebenen Form kleiner

Abb. 205. Typisches Gußbild einer zinkreichen Gußlegierung G Mg-Al6-Zn. Al_2Mg_3 , Mg₂Si und „Eutektoid“-Zonen.

300×

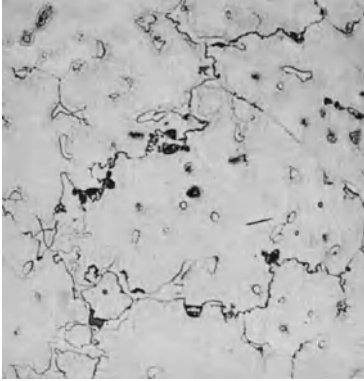


Abb. 206. Schliffbild vom Guß der Legierung Mg-Al 9.

200×

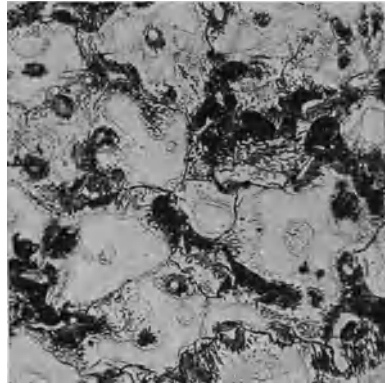


Abb. 207. Wie Abb. 206, langsamer abgekühlt.

175×

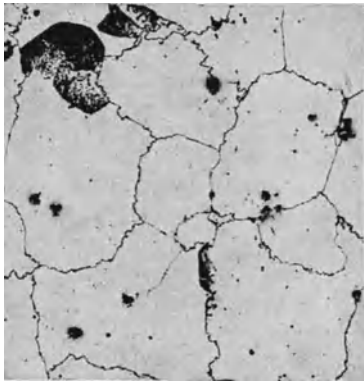


Abb. 208. Homogenisierter Sandguß der Gattung G Mg-Al.

600×

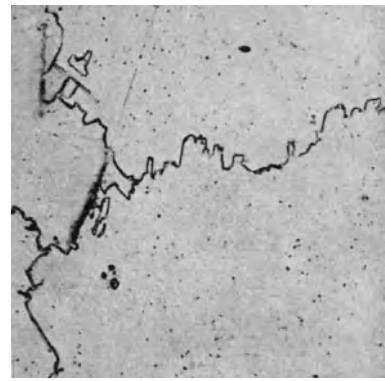


Abb. 209. Wie Abb. 208 mit für diese Legierung typischer Korngrenze.

175×

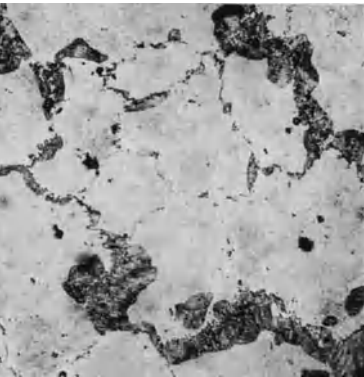


Abb. 210. Sandguß der Gattung G Mg-Al, bei 200° 10 Stunden angelassen.

Bulian u. Fahrenhorst, Magnesium.

900×

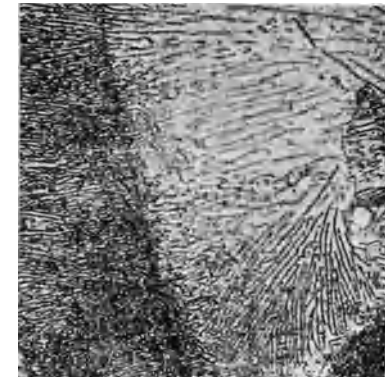


Abb. 211. Wie Abb. 210, stärker vergrößert. Anlaß-, Eutektoid“.

Sternchen (siehe Abb. 46). Besonders in Legierungen mit hohem Zinkgehalt läßt sich in den Primärkristallen von Al_2Mg_3 die bereits früher beschriebene härtere und schwach rosa erscheinende Kristallart beobachten, die sich rauß ätzt und zumal im Schräglicht hervortritt (Abb. 203). In Abb. 204 sind Mikrohärtteeindrücke in einem Sandguß der Gattung G Mg-Al 6-Zn wiedergegeben. Auch hier ist der Eindruck in die ternäre Phase merkwürdig unscharf, weil sie offenbar nicht homogen ist. Die Abbildung gestattet einen Härtevergleich aller vorkommenden Bestandteile. Sie enthält 5 Mikroindrücke, deren größter in einem der schwärzlich erscheinenden Mikrolunker Spaltenbildung senkrecht zu den Pyramidenseiten hervorgerufen hat. In den Sandgußlegierungen ist weiter als Fremdbestandteil Mg_2Si besonders

400 ×

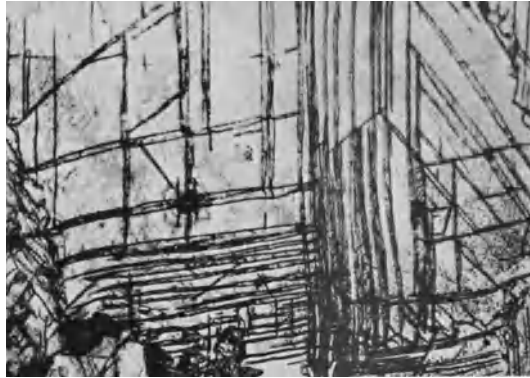


Abb. 212. Verformungszwillinge im Guß von G Mg-Al, verursacht durch eingeschlagene Nummer.

häufig enthalten, es ist in der unregelmäßigen Form zwischen den Körnern dem Al_2Mg_3 ähnelnd, jedoch durch seine blaue Farbe unverkennbar zu identifizieren. Abb. 205 gibt ein typisches Gußbild einer zinkreichen Legierung der Gattung G Mg-Al 6-Zn wieder. Auch die Legierungen mit 8—10 % Aluminium bieten außer reichen Korngrenzenausscheidungen von Al_2Mg_3 und je nach der Abkühlungsgeschwindigkeit auftretendem Eutektoid kein grundsätzlich neues Bild (Abb. 206 u. 207).

Bemerkenswerter ist in mikrographischer Hinsicht nur der Sandguß der Gattung G Mg-Al, weil er eine Wärmebehandlung erfährt und sowohl nur homogenisiert als auch weiterhin noch ausgehärtet verwendet wird. Durch das Homogenisieren geht das Al_2Mg_3 in Lösung, die Korngrenzen bleiben aber noch besonders ausgeprägt zackig (Abb. 208 und 209). Das Anlassen bei etwa 180° ruft ein sehr feines „Eutektoid“ hervor, wie es der relativ niedrigen Anlaßtemperatur entspricht (Abb. 210 und 211). Der homogenisierte Guß neigt sehr leicht zur Zwillingbildung. Abb. 212 gibt eine Stelle wieder, an der in den fertigen Guß

eine Nummer eingeschlagen wurde. Sandguß neigt zu Mikrolunkern, wie sie im Kokillenguß meist nur im Erstarrungstrichter vorkommen, wo sie mit dem verlorenen Kopf beseitigt werden. Abb. 213 zeigt einen extremen Fall, wo die Korngrenzen dicht mit solchen Lunkern besetzt sind.

Eine Magnesiumlegierung mit 8% Aluminium wird auch zu Kokillenguß verwendet. Ihr Schlibfbild ist dem von unbehandelten Sandguß gleich, nur ist es wegen der rascheren Erstarrung feinkörniger.

Anhangsweise sei noch die Sandgußlegierung mit dem eutektischen Gehalt von 1,4% Silizium wiedergegeben, obwohl sie wegen des fehlenden Aluminiums streng genommen nicht in dieses Kapitel gehört (Abb. 214). Man sieht neben Primärkristallen von Mg_2Si das stäbchen-

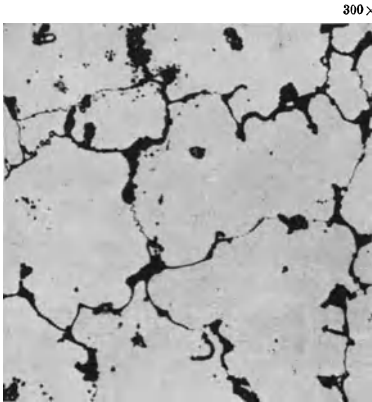


Abb. 213. Mikrolunker im Sandguß von G Mg-Al.

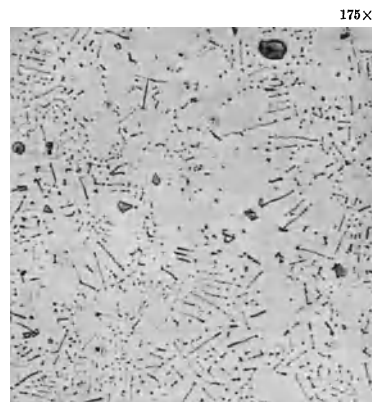


Abb. 214. Sandguß der Gattung G Mg-Si.

förmige Eutektikum. Erst beim Umschmelzen tritt dieses Eutektikum in der Form feinsten nebeneinander liegender Stäbchen auf, die im Schliff den Eindruck winziger Pünktchen oder Kügelchen machen.

F. Spritzguß.

Spritzguß bietet kaum metallographische Probleme. Infolge der raschen Erstarrung ist das Gefüge sehr feinkörnig und zeigt ein stark geseigertes Gemenge mit Al_2Mg_3 zwischen den Primärkörnern (Abb. 215). Bemerkenswert ist aber das nicht seltene Auftreten von rundlichen, sehr großen Primärmischkristallen. Ihre Entstehung ist wohl so zu denken, daß die Schmelze bei niedriger Temperatur zwischen Liquidus- und Soliduslinie verspritzt wurde, als schon diese Primärkristalle in ihr schwammen (Abb. 216). Die gleiche Erscheinung an Preßgußstücken aus der Aluminiumlegierung der Gattung Al-Mg 9 wurde von Nitsche beobachtet¹. Nach eigenen Versuchen treten solche Riesenmischkristalle

¹ Nitsche, E.: Aluminium, Bd. 20 (1938) S. 385.

nur bei einer bestimmten mittleren Gießtemperatur auf, denn bei hoher Temperatur sind Keimzahl und Kristallisationsgeschwindigkeit zu gering, um sie entstehen zu lassen. Ebensovienig werden sie aber bei tiefer Temperatur der Schmelzen entstehen können, weil hier eine

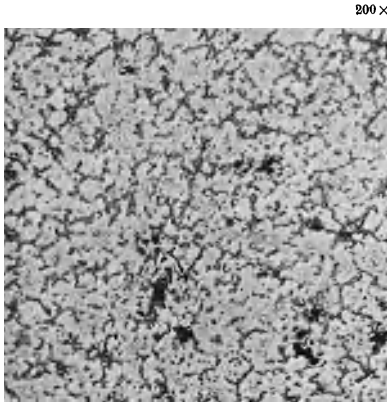


Abb. 215. Schliffbild von Spritzguß SpGMg-Al9.

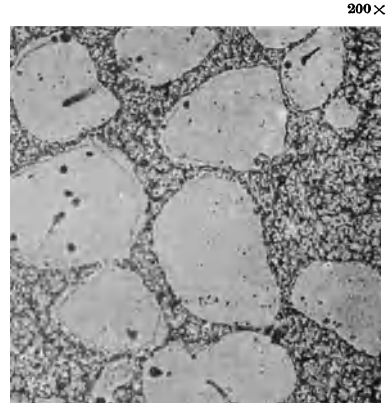


Abb. 216. Wie Abb. 215, mit großen Mischkristallen.

sehr hohe Keimzahl und hohe Kristallisationsgeschwindigkeit zusammen-treffen. Die kritische Temperatur für den Magnesiumspritzguß, bei der solche Riesenmischkristalle entstehen können, liegt etwa bei 640—665°.

VI. Makroätzung und Bruchgefüge.

Für eine Anzahl von Fragen, wie sie an den Metallographen oft herantreten, erübrigt sich die mikroskopische Untersuchung von Schliffen, es können vielmehr einfachere Verfahren angewendet werden. Die bequemsten und schnellsten Untersuchungsmethoden dafür sind die Makroätzung und die Beurteilung von Bruchgefügen. Es soll hier an einigen Beispielen gezeigt werden, wie diese Methoden zur Ergänzung der metallographischen Arbeit auch für Magnesium und seine Legierungen mit Erfolg herangezogen werden können.

Besonders häufig wird die Beurteilung des Faserverlaufes von Schmiedeteilen verlangt, da dieser maßgebend ist für einwandfreie Festigkeitseigenschaften in bestimmten Richtungen des Werkstückes. Hierzu werden in der gewünschten Richtung Schriffe angefertigt, an die jedoch in bezug auf ihre Oberflächenbeschaffenheit längst nicht die Anforderungen gestellt zu werden brauchen wie bei Mikroschliffen. Meist genügt zur Vorbereitung der zu ätzenden Fläche ein Abdrehen oder Abhobeln sowie ein einfaches Nachschleifen auf einem Schmirgel-papier mittlerer Körnung.

Die Ätzung solcher Teile geschieht, wenn sie aus den Legierungen Mg-Al 6 und Mg-Al 9 bestehen, mit Ätzflüssigkeiten wie sie z. B. im Kapitel II für Mikroschliffe angegeben wurden, nur muß hierbei die Ätzdauer wesentlich länger gewählt werden. Will man Makroätzungen photographieren, so verwendet man vorteilhaft ein bei uns entwickeltes

nat. Gr.



Abb. 217. Grobätzung an einem Schmiedeteil aus Mg-Al6 mit fehlerhaftem Faserverlauf.

Ätzmittel, das im Gegensatz zu den obengenannten die Faser der Teile besonders stark hervortreten läßt. Wir verwendeten dazu eine Ätzflüssigkeit folgender Zusammensetzung:

nat. Gr.

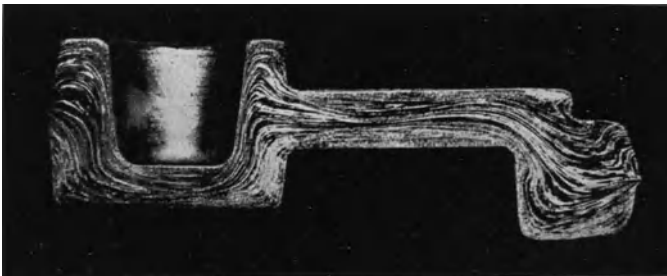


Abb. 218. Schmiedeteil aus Mg-Al6.

1 l Wasser
60 ccm Salzsäure konz.
40 ccm Essigsäure konz.
1—2 g Kupfer-Ammoniumchlorid

Die Ätzdauer beträgt 10—15 Sekunden, nach dem Ätzen muß schnell und gründlich in Wasser abgespült werden. Der Faserverlauf tritt dann, wie die Abb. 217 bis 219 zeigen, sehr klar und deutlich hervor.

Schwierig ist die Ätzung bei Schmiedeteilen aus der Legierung Mg-Mn. Hierfür verwendet man als Ätzflüssigkeit eine 10—20proz.

Salpetersäure. Diese Legierung ist dagegen im Gußzustand leicht zu ätzen. Abb. 220 zeigt einen Querschnitt durch einen Kokillengußbolzen

nat. Gr.

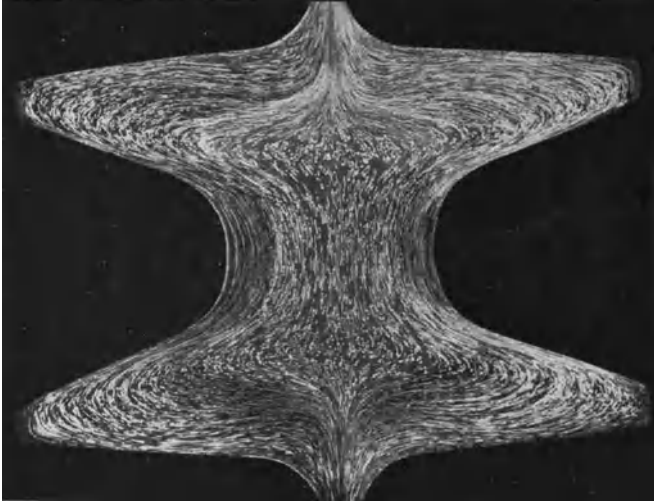


Abb. 219. Wie Abb. 218.

$2\frac{1}{2} \times$ verkl.

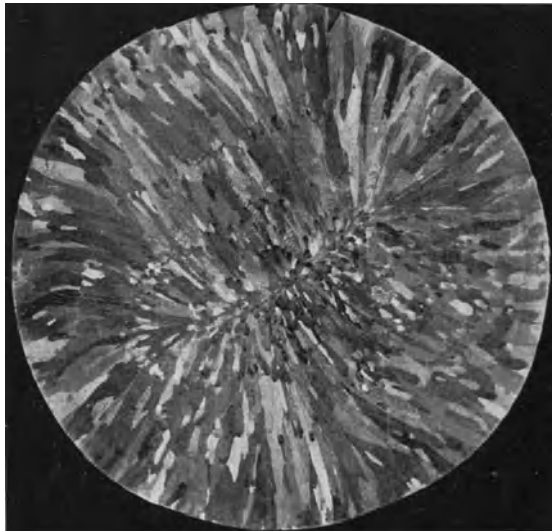


Abb. 220. Kokillengußbolzen aus Mg-Mn-Guß, 180 mm Dmr.

von 180 mm Durchmesser. Man erkennt die sehr grobkörnige Erstarrungsweise dieser Legierung, die stark zu Stengelkristallisation neigt. Demgegenüber zeigt Abb. 221 das dichte und feine Gußgefüge von

Mg-Al 6 in gleicher Herstellungsart. Bei ungünstigen Erstarrungsbedingungen bekommt man bei dieser Legierung dagegen leicht um-

$2\frac{1}{2}\times$ vergröß.

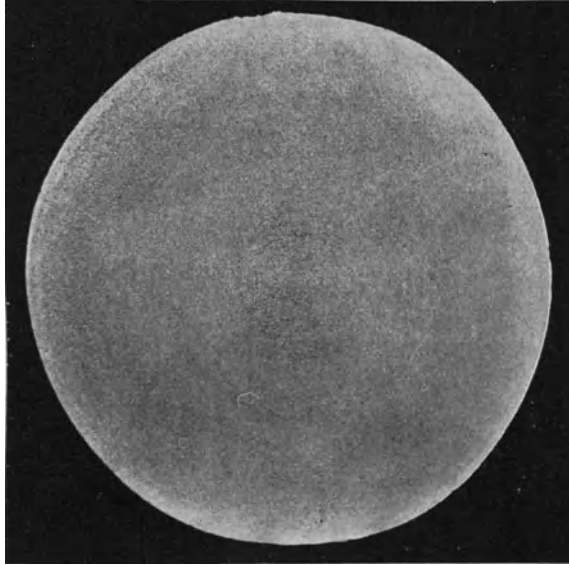


Abb. 221. Wie Abb. 220, aus Mg-Al 6.

nat. Gr.



Abb. 222. Umgekehrte Blockseigerung vom Rand eines Kokillengußbolzens aus Mg-Al 6.

gekehrte Blockseigerung, die sich im makroskopischen Ätzbild wie in Abb. 222 zu erkennen gibt.

Eine sehr bequeme Methode besonders zur Beurteilung von warmverformtem Material wie stranggepreßter Stangen und Schmiedeteile

stellt die Bruchprobe dar. Wie die Abb. 223 und 224 zeigen, ergibt die Bruchprobe zunächst einmal ein klares Bild von der Korngröße des

nat. Gr.

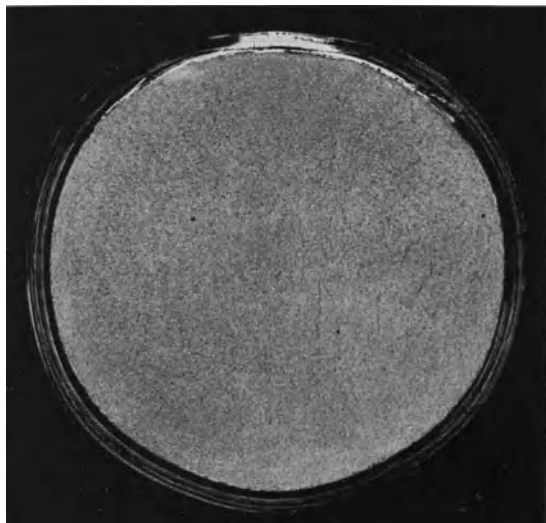


Abb. 223. Bruchgefüge einer Strangpreßstange aus Mg-Al6 von 70 mm Dmr.

nat. Gr.

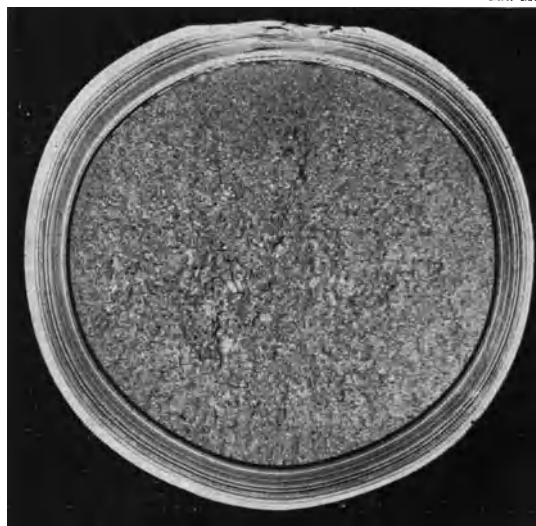


Abb. 224. Bruchgefüge einer Strangpreßstange aus Mg-Mn von 70 mm Dmr.

Materials. Da diese wesentlich von der Legierung abhängt, ist damit, gleiche Herstellungsart allerdings vorausgesetzt, die Unterscheidung der

Legierungen insbesondere der Mg-Al 6 und der Mg-Mn-Legierung möglich. Im einzelnen ist dazu noch folgendes zu sagen: Die Legierung Mg-Al 6 hat eine viel gleichmäßigere und feinere Korngröße von der Randmitte zum Inneren wie die Legierung Mg-Mn. Diese Gleichmäßigkeit kann durch herstellungstechnische Maßnahmen außerdem noch gesteigert werden¹. Außerdem ist die Korngröße bei weitem nicht so abhängig vom Verformungsgrad wie bei der Legierung Mg-Mn.

nat. Gr.



Abb. 225. Bruchgefüge einer 70 mm starken Rundstange aus Mg-Al6, nach dem Richten gegläht. Grobkornbildung (Bearbeitungsrekristallisation) durch Verformung beim Richten.

An derselben Stange zeigt die Bruchprobe am Stangenende bei allen Magnesiumlegierungen immer ein feineres Bruchgefüge als am Stangenanfang. Da mit der Feinkörnigkeit die Festigkeitseigenschaften parallel gehen, ist dem Werkstoffprüfer durch die Bruchprobe die Möglichkeit gegeben, bei besonderen Anforderungen an die Zugfestigkeit das beste Stück der Stange zu finden, ohne weitere Festigkeitsuntersuchungen anstellen zu müssen. Schließlich zeigt die Bruchprobe noch Gefügefehler in der Stange besonders deutlich an. Abb. 225 zeigt dafür als Beispiel eine Rundstange aus Mg-Al 6, die nach dem Pressen gerichtet und danach gegläht worden ist. Durch den in diesem Fall starken Druck der Richtrollen bildete sich eine Zone kritischer Verformung aus, die bei der Rekristallisation zu Grobkornbildung führte.

¹ Bulian, W.: Jb. dtsh. Luftfahrtforsch. 1939 S. 610.

Namenverzeichnis.

- | | | |
|--|-------------------------------|---|
| van Arkel, E. A. 49. | Hamasumi, M. 23. | Rahlfs, K. 19. |
| Bachmetew, E. F. 18. | Hansen, M. 18, 27, 39. | Riederer, K. 19. |
| Beck, A. 18, 20, 23, 24,
27, 32, 54. | Haughton, J. L. 19. | Roll, F. 8. |
| Berglund, T. 4, 81. | Hofmann, W. 16. | Rosenheim, W. 16. |
| Boas, W. 6, 13, 46, 77, 93. | Imaki, A. 18. | Sachs, G. 77. |
| Boehme, G. 81. | Ishida, S. 20. | Sawamoto, H. 18. |
| Bradley, A. J. 16, 31. | Jones, W. R. 27. | Scheil, E. 79. |
| van Bruggen, M. G. 49. | Kaischew, R. 11. | Schiebold, E. 36, 41, 45,
77. |
| Bulian, W. 24, 27, 39, 54,
105. | Kaufmann, W. 53. | Schiedt, E. 77. |
| Bungardt, K. 77. | Klemm, W. 26. | Schmid, E. 6, 13, 14, 15,
18, 39, 46, 77, 81, 93. |
| Bungardt, W. 77. | Köster, W. 23, 24. | Schmidt, W. 81, 90. |
| Cagliotti, V. 77. | Krastanow, L. 11. | Schneider, A. 68. |
| Camescasse, P. 27. | Laves, F. 19. | Schrader, A. 4, 80. |
| Darwin, C. G. 35. | Leemann, W. G. 17. | Schulz, E. 44. |
| Degischer, E. 31. | Löhberg, K. 19. | Siebel, G. 14, 15, 18, 36,
41, 45, 77, 88. |
| Dehlinger, U. 16, 23, 79,
80. | Lowry, T. M. 79. | Siedler, Th. 53. |
| Dullenkopf, W. 23. | Mathewson, C. H. 81. | Smith, D. W. 83. |
| Esch, U. 68. | Mechel, R. 7. | Stein, W. 39. |
| Fahrenhorst, E. 27. | Meyer, A. 4, 81. | Stranski, J. N. 11. |
| Fink, W. L. 23, 83. | Möckel, E. 31. | Straumanis, M. 11, 35, 36. |
| Förster, F. 79. | Müller, A. 13. | Tammann, G. 13, 80. |
| Fraenkel, W. 7. | Nitsche, E. 99. | Taylor, A. 31. |
| Gann, J. A. 68, 94. | Nix, F. C. 13. | Thewlis, T. 16. |
| Glocker, R. 16, 80. | Northcott, L. 44. | Vogel, R. 21. |
| Goldschmidt, H. J. 31. | Parker, R. G. 79. | Wassermann, G. 13, 22,
44, 81, 83. |
| Golochinow, J. M. 18. | Payne, R. J. M. 19. | Westlinning, H. 26. |
| Graf, L. 35, 48, 77, 88. | Philipps, A. J. 81. | Wiess, E. 80. |
| Guertler, W. 4. | Prytherch, W. E. 77. | Willey, L. A. 23. |
| | Pulsifer, H. B. 37. | Winterhager, H. 68. |
| | | Wolf, W. 23, 24. |

Sachverzeichnis.

(Die Kursivzahlen geben die Nummern der Abbildungen an.)

- | | |
|----------------------------------|--|
| Abschrecken 52. | Ätzlösungen 9. |
| Ätzbarkeit 94. | — für Schmiedeteile 101. |
| Ätzen 7. | Al 18ff. |
| Ätzfehler 8, 3, 4. | Al₃Fe 31. |
| Ätzfiguren 36f. | Al₂Mg₃ 17ff., 58, 60, 62ff., 23, 24,
121—123, 145—148. |
| Ätzhaut 38, 85f., 63, 64. | |

- $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ 24.
 Al_3Mg_4 18.
 Al_3Mn 17.
 Al_4Mn 16f., 18, 19.
 Al_6Mn 17.
 Al-Seigerungen 57.
 Anlaßbehandlung 41, 62, 85, 98, 134, 135, 179, 210, 211.
 Ausscheidungen, eutektoide 21.
 — auf Gleitlamellen 90ff., 189, 190, 192, 193.
 —, Mn 15, 40f., 56, 16, 66—75, 77, 98.
 — auf Zwillingen 42, 83, 72, 171.

 Basisflächen 10.
 —, Korrosion nach den 56, 62, 105.
 Basisstreifen 34, 56, 57.
 —, verformte 51.
 Bearbeitungsrekristallisation 48 Anm., 50.
 Bleche 52, 89f., 97, 98, 188—190.
 Blei 32.
 Blockseigerung, umgekehrte 58, 103, 222.
 Bruchprobe 104, 223—225.

 Dehnung 52, 73f.
 Dendriten 11f., 44ff., 7, 8, 80, 81.

 Einbetten 4.
 Eisenkristalle 27ff., 37—42.
 — auf Korngrenzen 30, 43, 45.
 — in Sandguß 96, 46.
 Eisenlöslichkeit 27.
 Elektron 2.
 Emgan 2.
 Entmischung, Mg-Mn 42.
 Erstarrungsspannungen 80.
 Eutektikum, binäres in Mg-Al 20, 23, 30.
 —, binäres in Mg-Al-Mn 17.
 —, entartetes 58, 62.
 —, Mg-Si 99, 34.
 —, ternäres, in Mg-Al-Mn 17, 21.
 Eutektoid 19ff., 59, 63, 65ff., 75f., 84, 25—27, 127—135, 149—153, 159 bis 162, 211.

 Faserverlauf 100, 217—219.
 Fe 27, 37—46.

 Gasblasen 68, 137.
 Gleitlamellen 13, 11—14.
 Gleitlinien 36.
 G Mg-Al 31, 98, 208—211.
- G Mg—Si 99, 214.
 Grobkornbildung 86, 105, 225.

Härte 3.
 — des Al_2Mg_3 65.
 Hauptbindungsrichtungen 10.
 Herstellungsamen 2.
 Heterogenisierung 52.
 Holzfaserbruch 75, 156—158.
 Homogenisierungsglühung 61f., 76, 85, 98, 112, 118—120, 161, 162, 180, 200, 208.
 Homogenisierungstemperatur, Mg-Mn 52.

Kaltriß 86, 183.
 Kalzium 54.
 Keimbildung 49.
 Kokillenformguß 99.
 Korngrenzen 50, 59ff., 78, 114, 115.
 Korngröße 47f., 52.
 —, Einfluß durch Ca 54, 102.
 —, Einfluß durch Ce 54.
 — in Blech 89.
 Kornverfeinerung 48, 52, 54.
 Korrosion 55, 103.
 — nach der Basisfläche 56, 104, 105.
 — der Schlißoberfläche 9, 5.
 Korrosionsbeständigkeit 3, 39.
 Kristallseigerung Al 60f., 117, 118.
 — Mn 41, 45, 60, 71.
 Kupfer 32.

Legierungsbezeichnungen 2.
 Lochfraß 56.
 Löslichkeit, Fe in Mg 27.
 —, Mn in Mg 39.

Magnedur 2.
Magnesal 2.
 Magnesiumeinkristalle, sublimierte 10, 6.
Magnewin 2.
 Makroätzung 100, 217—222.
 Makrokorngrenzen 43, 79.
Mangan 14f., 39ff., 72.
 —, α 19.
 Manganausscheidungen 15, 40f., 56, 16, 66—75, 77, 98.
 —, dendritische 44f., 81.
 Manganlöslichkeit 96.
 Manganprimärkristalle 15, 41, 15, 17, 76.
 Mg-Al 3 71f., 106, 111, 112.
 Mg-Al 6 19, 70, 107, 113.
 —, Bleche 89.

- Mg-Al** 70, 91, 108.
Mg₃Al₂ 17 ff., 58, 60, 62 ff., 23, 24,
 121—123, 145—148.
Mg₄Al₃ 18.
Mg₃Al₂Zn₃ 24.
Mg₂Ca 24.
Mg₉Ce 24.
Mg-Mn 39.
Mg₉Mn 18.
Mg₃P₂ 32, 48.
Mg₂Si 24, 59, 62, 64, 72, 98 f., 31—36,
 148.
MgZn₂ 24.
 Mikrohärteprüfung 41, 62 f., 98, 124,
 125, 204.
 Mikrokorn Grenzen 43, 77—79.
 Mikrolunker 68, 99, 136, 213.
 Mischkristallphasen, intermediäre 23.
 Mosaikkristalle 35, 57.
 Nadeleindrücke auf Einkristallen 13 f.,
 11, 13.
 Oberflächenkorrosion 38, 62, 103, 104.
 Oxydhäute 70, 75, 88, 95, 140, 141,
 185—187, 201, 202.
 Phosphor 32, 48.
 Preßgefüge, Mg-Al 6 70 ff., 142, 144.
 —, Mg-Mn 46 ff., 88—94.
 Prismenflächen 10.
 Probeentnahme 4.
 Pyramidenflächen 10.
 Reinheitsgrad 33 f.
 Reinmagnesium 33 f., 53—54, 65.
 Rekristallisation 77 ff., 91 f.
 —, an Oxydhäuten 88 f., 95, 186, 201.
 — durch Schleifverformung 6, 2, 181.
 — durch Schrumpfspannungen 43.
 —, unvollständige 49 f., 71, 92, 144.
 — bei Warmverformung 48 f., 93,
 163—167.
 —, zeilige 49, 91.
 Rekristallisationstextur 77.
 Rekristallisationszwillinge 79, 82, 169.
 Reliefpolieren 5, 65, 126.
 Ribbildung 74 f., 154, 155.
 Ritzhärte 3.
 Salzeinschlüsse 69, 139.
 Sammelrekristallisation 48 Anm.
- Sandguß 95, 203, 205—211.
 Schlackeneinschlüsse 32, 49—52.
 Schleifen 4.
 Schleiffehler 6, 1.
 Schleifvorgang, Dauer 9.
 Schliifoberfläche, Korrosion der 9, 5.
 —, Rekristallisation der 7, 86, 2, 181.
 Schmieden 51, 90, 95, 191.
 Schmiedetemperatur 90 ff.
 Schrumpfspannungen 43, 46.
 Schwefeldioxydlöslichkeit 68.
 Schweißbarkeit 3, 39, 53.
 Schweißbraupe 53, 99, 100.
 Schweißspannungen 44.
 Seigerung, Al 57, 75, 117, 118.
 Sekundärrekristallisation 86.
 Silikate 33.
 Silizium 24.
 Spannungskorrosion 87 ff., 184.
 Spritzguß 99, 215, 216.
 Stauchen 79.
 Strangpressen 38, 47, 70, 88, 89, 91, 92,
 94, 142, 143.
 Stromschienen 39.
 Sublimation 10 f.
 Translation 14, 37, 14.
 Verformungsgrad 48 ff.
 Verformungstemperatur 50.
 Verformungstextur 50, 77.
 Verpressungsgrad 49, 88, 89.
 Verunreinigungen 33, 69.
 Walzen 38.
 Walztextur 52.
 Warmverformung 3, 39, 48.
 Warmriß 86, 182.
 Wasserstofflöslichkeit 68.
 Zeilengefüge 71 ff., 145—151.
 Zer 54.
 Zerfallseutektoid 20.
 Zink 23.
 Zwillinge in Schweißnaht 54, 86.
 Zwillingsausscheidungen 41 f., 81, 72,
 171.
 Zwillingsbildung 14, 36 f., 46 f., 79 ff.,
 86, 93, 98, 14, 60, 61, 84—87,
 168—170, 173—178, 197—199,
 212.

Der Aufbau der Zweistofflegierungen. Eine kritische Zusammenfassung. Von Dr. phil. habil. **M. Hansen**, Düren (Rhld.). Mit 456 Textabbildungen. XV, 1100 Seiten. 1936. Ganzleinen RM 87.—

Metallographie des Aluminiums und seiner Legierungen. Von Dr.-Ing. **V. Fuß**. Mit 203 Textabbildungen und 4 Tafeln. VIII, 219 Seiten. 1934. RM 21.—

Metallographie der technischen Kupferlegierungen. Von Dipl.-Ing. **A. Schimmel**. Mit 199 Abbildungen im Text, einer mehrfarbigen Tafel und 5 Diagrammtafeln. VI, 134 Seiten und 4 Seiten Anhang. 1930. RM 17.10; Ganzleinen RM 18.45

E. Preuß, Die praktische Nutzenanwendung der Prüfung des Eisens durch Ätzverfahren und mit Hilfe des Mikroskopes. Für Ingenieure, insbesondere Betriebsbeamte. Dritte, vermehrte und verbesserte Auflage. Bearbeitet von Professor Dr. **G. Berndt**, Dresden, und Professor Dr.-Ing. **M. v. Schwarz**, München. Mit 204 Figuren im Text und auf einer Tafel. VIII, 198 Seiten. 1927. RM 7.02; Ganzleinen RM 8.28

Die ferromagnetischen Legierungen und ihre gewerbliche Verwendung. Von Dipl.-Ing. **W. S. Messkin**. Umgearbeitet und erweitert von Regierungsrat Dr. phil. **A. Kussmann**. Mit 292 Textabbildungen. VIII, 418 Seiten. 1932. Ganzleinen RM 44.50

Ferromagnetismus. Von Professor Dr. **R. Becker**, Göttingen, und Dr.-Ing. habil. **W. Döring**, Göttingen. Mit 319 Abbildungen. VII, 440 Seiten. 1939. RM 39.—; Ganzleinen RM 42.60

Probleme der technischen Magnetisierungskurve. Vorträge, gehalten in Göttingen im Oktober 1937 von zahlreichen Fachgenossen. Herausgegeben von Professor Dr. **R. Becker**, Göttingen. Mit 102 Abbildungen. V, 172 Seiten. 1938. RM 16.50

Materialprüfung mit Röntgenstrahlen unter besonderer Berücksichtigung der Röntgenmetallkunde. Von Professor Dr. **Richard Glocker**, Stuttgart. Zweite, umgearbeitete Auflage. Mit 315 Abbildungen. V, 386 Seiten. 1936. Ganzleinen RM 33.—

Zu beziehen durch jede Buchhandlung

Reine Metalle. Herstellung, Eigenschaften, Verwendung.
Bearbeitet von zahlreichen Fachgelehrten. Herausgegeben von Direktor
Professor Dr. A. E. van Arkel, Leiden. Mit 67 Abbildungen. VII, 574 Seiten.
1939. RM 48.—; Ganzleinen RM 49.80

Grundlagen der Metallkunde in anschaulicher Darstellung.
Von Professor Georg Masing, Göttingen. Zweite, ergänzte Auflage. Mit
131 Abbildungen. V, 138 Seiten. 1941. RM 8.70; Pappband RM 9.40
(Ganzleinen RM 9.60, z. Zt. nicht lieferbar)

**Lehrbuch der Metallkunde, des Eisens und der Nicht-
eisenmetalle.** Von Professor Dr. phil. Franz Sauerwald, Breslau. Mit
399 Textabbildungen. XVI, 462 Seiten. 1929. Ganzleinen RM 26.10

**C. J. Smithells, Beimengungen und Verunreinigungen
in Metallen.** Ihr Einfluß auf Gefüge und Eigenschaften.
Erweiterte deutsche Bearbeitung von Dr.-Ing. W. Hessenbruch, Heraeus
Vakuumschmelze A.-G., Hanau a. M. Mit 248 Textabbildungen. VII, 246 Seiten.
1931. Ganzleinen RM 29.—

**Korrosion, Passivität und Oberflächenschutz von
Metallen.** Von U. R. Evans, Cambridge. Ins Deutsche übertragen und
mit einigen Ergänzungen versehen von Dr. E. Pietsch, Berlin. Mit 94 Ab-
bildungen im Text. XXXIII, 742 Seiten. 1939.
RM 54.—; Ganzleinen RM 56.70

Technische Oberflächenkunde. Feingestalt und Eigen-
schaften von Grenzflächen technischer Körper, insbeson-
dere der Maschinenteile. Von Professor Dr.-Ing. Dr. med. h. c.
Gustav Schmaltz, Inhaber der Maschinenfabrik Gebr. Schmaltz, Offenbach a. M.
Mit 395 Abbildungen im Text und auf 32 Tafeln, einem Stereoskopbild und
einer Ausschlagtafel. XVI, 286 Seiten. 1936. RM 43.50; Ganzleinen RM 45.60

**Handbuch der metallographischen Schleif-, Polier-
und Ätzverfahren.** Von T. Berglund, Stockholm. Erweiterte
deutsche Bearbeitung von A. Meyer, Düsseldorf. Mit 44 Abbildungsgruppen
und 12 Einzelbildern im Text. XIV, 300 Seiten. 1940.
RM 27.—; Ganzleinen RM 28.80

Texturen metallischer Werkstoffe. Von Dr. phil. habil.
G. Wassermann. Mit 184 Abbildungen im Text. VI, 194 Seiten. 1939.
RM 18.—; Ganzleinen RM 19.80
