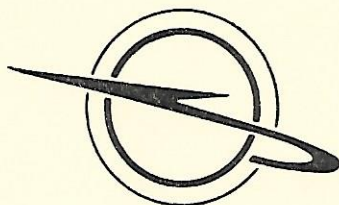


FORSCHUNGSZENTRUM DER LUFTFAHRTINDUSTRIE

Lehrschriften für die Berufsausbildung und Qualifizierung



Dipl.-Ing. Joachim Weller

ALUMINIUM

und seine Legierungen

UNTEREIGNUNG
Gesellschaft für internationale Flugverkehr m. b. H.
Bau- und Maschinenbau
Inv.-Verz.-Nr. *Doc. 259*

Als Manuskript gedruckt

Mit der Herausgabe beauftragt:

ZENTRALSTELLE FÜR LITERATUR UND LEHRMITTEL
Dresden 1961

Bearbeiter: Dipl.-Gwl. Walter Förster

Bestell-Nr. 7206

Als Manuskript gedruckt
1961

Nachdruck, Reproduktion und Nachbildung – auch auszugsweise –
nur mit Genehmigung des Verfassers und
der Zentralstelle für Literatur und Lehrmittel
im Forschungszentrum der Luftfahrtindustrie
Dresden N 2 – Postschließfach 40

Inhaltsverzeichnis

	Seite
1. Erzeugung von Hüttenaluminium	1
1.1. Geschichtliche Betrachtung der Aluminiumgewinnung	1
1.2. Vorkommen der Ausgangsstoffe	3
1.3. Das wichtigste Verfahren der Aluminiumgewinnung	3
1.3.1. Tonerdegewinnung	3
1.3.2. Reduktion der Tonerde zu Aluminium	3
2. Technisches Aluminium und Aluminiumlegierungen	6
2.1. Reinaluminium der Qualität Al99,5	6
2.1.1. Physikalische Eigenschaften	6
2.1.2. Festigkeitseigenschaften	7
2.2. Aluminiumlegierungen	8
2.2.1. Geschichtliche Betrachtung	8
2.2.2. Legierungstheorie	8
2.2.3. Standardisierte Aluminium-Luftfahrtwerkstoffe	14
2.2.4. Aluminiumwerkstoffe aus deutschen Normen und Standards	16
2.2.5. Zukünftige Aluminiumlegierungen für die Luftfahrtindustrie	16
2.2.6. Wichtige Legierungsbestandteile in den Aluminium-Luftfahrtwerkstoffen	16
2.3. Aluminium-Luftfahrtwerkstoffe	23
2.3.1. Allgemeine chemische und Festigkeitseigenschaften	23
2.3.2. Physikalische Eigenschaften	24
2.3.3. Festigkeitseigenschaften	25
3. Formguß- und Halbzeugherstellung	26
3.1. Formguß	26
3.2. Barrenguß	29
3.3. Blechherstellung	31
3.4. Stranggepreßte Halbzeuge	31
3.5. Drahtherstellung	33
3.6. Schmiedeteile	33
3.7. Standardisierte Abmessungen für Halbzeuge aus Aluminium-Luftfahrtwerkstoffen	34
4. Wärmebehandlung	35
4.1. Aushärten	35
4.2. Weichglühen	38

5. Festigkeitsbetrachtungen	40
5.1. Abnahmewerte und typische Werte	40
5.2. Häufigkeitsverteilung der statischen Festigkeit	41
5.2.1. Gußwerkstoffe	41
5.2.2. Knetwerkstoffe	42
5.3. Festigkeitsverhalten unter ruhender Dauerbeanspruchung	42
5.4. Dynamische Festigkeit	44
6. Werkstoffbedingte Belange bei der Bearbeitung der Halbzeuge	50
6.1. Behandlung bei Transport, Lagerung und Bearbeitung	50
6.2. Spanlose Kaltformung	52
6.3. Spanende Formung	53
6.4. Chemisches Abtragen	55
6.5. Verbindungsverfahren	55
6.5.1. Niet- und Schraubverbindungen	55
6.5.2. Schweißen und Löten	56
Begriffserklärungen	60
Literaturverzeichnis	61
Bildnachweis	62
Sachwörterverzeichnis	63
Veröffentlichungen der ZLL	

V o r w o r t

Die erste Auflage der Lehrschrift "Aluminium und seine Legierungen" wurde von einem Autorenkollektiv mit den Herren Ing. Hückel, Ing. Kalmring und Diplom-Gewerbelehrer Küster erarbeitet und erschien in Lose-Blatt-Form bereits 1958. Die Schrift hat guten Anklang gefunden und war in relativ kurzer Zeit vergriffen. Damit konnte die gestellte Aufgabe, erste Informationen über den Einsatz von Aluminium und seinen Legierungen in der Luftfahrtindustrie zu vermitteln, erfüllt werden.

Um die schnelle Entwicklung auch auf dem Gebiet der Leichtmetalle zu berücksichtigen, haben wir von einem Nachdruck der ersten Auflage abgesehen und Herrn Dipl.-Ing. Weller, Institut für Werkstoffe, gebeten, die Lehrschrift weitgehend zu überarbeiten. Die Neubearbeitung berücksichtigt den derzeitigen Stand der Erkenntnisse über Aluminium und Aluminiumlegierungen.

Dresden, im April 1961

Zentralstelle für Literatur
und Lehrmittel

1. Erzeugung von Hüttenaluminium

1.1. Geschichtliche Betrachtung der Aluminiumgewinnung

Während für die wichtigsten Schwermetalle einschließlich des Eisens eine Jahrtausendalte Entwicklung nachweisbar ist, wurde das Aluminium erst zu Beginn des 19. Jahrhunderts entdeckt und im Laufe der folgenden Jahrzehnte für die Verwendung in der Technik nutzbar gemacht. In manchen Darstellungen wird angedeutet, daß es schon im Altertum gelungen sei, das Metall (Silber aus Lehm) herzustellen. Dem damaligen Stand der Metalltechnik entsprechend dürfte jedoch die Reduktion des Aluminiums in dieser Zeit nicht möglich gewesen sein. Etwa seit Mitte des 18. Jahrhunderts wird die Tonerde als basischer Bestandteil des Alauns (alumen) erwähnt. Aus der lateinischen Bezeichnung für Tonerde - a l u m e n - wurde auch der Name des Metalls abgeleitet.

Am Anfang des 19. Jahrhunderts führten die Laboratoriumsversuche mehrerer bedeutender Chemiker zu ersten Ergebnissen. Infolge der großen Affinität des Aluminiums zum Sauerstoff bereitete die Reduktion außerordentliche Schwierigkeiten (Aluminium und Sauerstoff bilden eine innige, feste Verbindung). In der folgenden Zeittafel werden einige wesentliche Stationen auf dem Weg zur heutigen Aluminiumerzeugung zusammengestellt.

- 1807 D a v y , der in der Tonerde ein an Sauerstoff gebundenes Metall vermutete, versuchte vergeblich, dieses Metall (Aluminium) aus Tonerde durch Elektrolyse abzuscheiden.
- 1825 O e r s t e d t berichtete über seine Darstellung metallischen Aluminiums durch Umsetzung von wasserfreiem Aluminiumchlorid mit Kaliumamalgam.
- 1827 W ö h l e r gewann in Berlin reines Aluminium in Form eines grauen Pulvers durch Umsetzen des Aluminiumchlorids mit Kalium an Stelle von Kaliumamalgam. Das Oerstedt-Wöhlersche-Verfahren war zur industriellen Herstellung ungeeignet (Kalium ist als Reduktionsmittel zu gefährlich und zu teuer).

1854 S a i n t e - C l a i r e D e v i l l e verwendete statt Kalium das billige Natrium als Reduktionsmittel und statt des hygroskopischen Aluminiumchlorids das beständige Doppelsalz Natrium-Aluminium-Chlorid. Damit wurde die Möglichkeit geschaffen, im technischen Maßstab Aluminium verhältnismäßig billig zu erzeugen.

Nach diesem Verfahren arbeiteten mehrere Werke in Frankreich und England, so daß man seit dieser Zeit von einer Aluminiumproduktion, allerdings noch ohne große wirtschaftliche Bedeutung, sprechen kann.

1854 B u n s e n und S a i n t e - C l a i r e D e v i l l e erforschten unabhängig voneinander die Möglichkeit der Schmelzelektrolyse von Natrium-Aluminium-Chlorid. Die Laboratoriumsversuche hatten jedoch keine wirtschaftliche Bedeutung, da es an billigen Stromquellen fehlte. Bunsen benutzte z.B. eine Batterie aus zehn Kohle-Zink-Elementen. Erst als 1866 die Dynamomaschine durch S i e m e n s erfunden wurde, war die Voraussetzung für die Gewinnung des Aluminium in großem Stil geschaffen.

1886 H é r o u l t und H a l l meldeten unabhängig voneinander Patente an, die für die heute noch gebräuchlichen elektrolytischen Herstellungsverfahren des Aluminiums grundlegend waren. Nach diesen Verfahren wird Tonerde (Al_2O_3 , Aluminiumoxyd) in geschmolzenem Kryolith ($3\text{NaF} \cdot \text{AlF}_3$, Natrium-Aluminium-Fluorid) bei ungefähr 950°C aufgelöst und der elektrochemischen Reduktion unterworfen.

1888 K i l i a n i gelang es, mit der Einführung von Kohleelektroden wesentliche Schwierigkeiten der Schmelzelektrolyse zu beseitigen. Im ersten Werk für elektrolytische Erzeugung von Aluminium in Neuhausen (Schweiz) kamen Héroult und Kiliani zusammen und bauten das Verfahren weiter aus. Damit begann der Siegeszug des Aluminiums über die ganze Welt, die Aluminiumindustrie war ins Leben gerufen. Ihre Entwicklung kommt in den Bildern 1.1 und 1.2 deutlich zum Ausdruck.

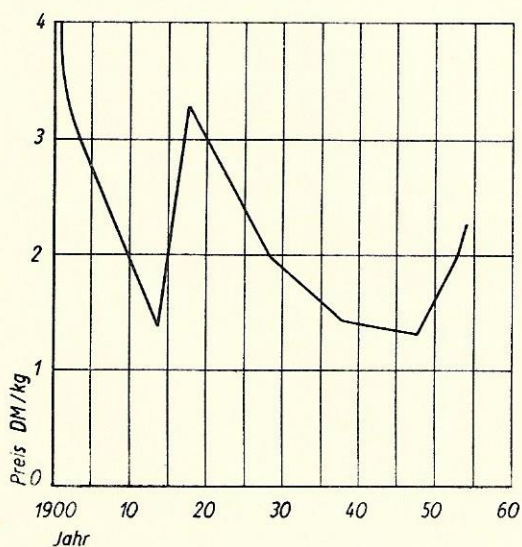


Bild 1.1 Entwicklung der Preise für Aluminium

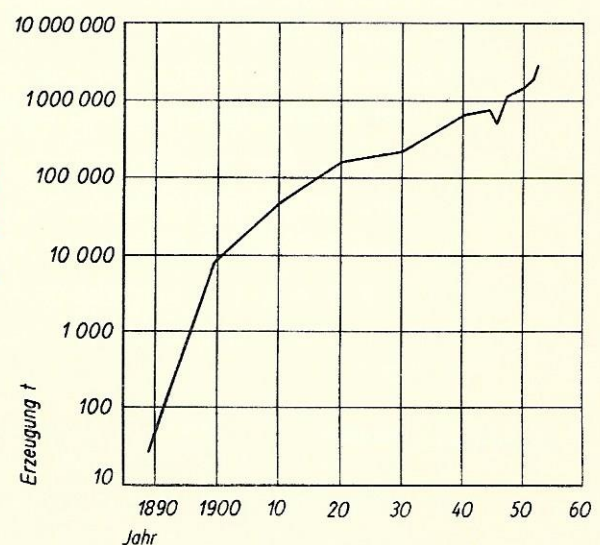


Bild 1.2 Entwicklung der Weltproduktion des Aluminiums

1.2. Vorkommen der Ausgangsstoffe

Aluminium hat mit 7,5 Prozent von allen Metallen den größten Anteil am Aufbau der Erdrinde, es folgen Eisen mit 4,7, Magnesium mit 1,9 und Titan mit 0,6 Prozent. Wenn es auch sehr viele aluminiumhaltige Mineralien gibt, so können doch nur sehr wenige als eigentliche Aluminiumerze abgesprochen werden. Die Aluminiumerzeugung baut sich im wesentlichen auf dem Bauxit auf, dessen Name von dem ersten bekanntgewordenen Fundort bei Les Baux (Südfrankreich) stammt.

Es werden zwei Arten Bauxit unterschieden, Kalkbauxite und Laterite. Die Hauptfundstätten für Bauxit liegen in Südfrankreich, Ungarn, Jugoslawien, USA (Arkansas), UdSSR, Indonesien, Italien, Guayana und Westafrika. In Deutschland sind nur geringe Vorkommen am Vogelsberg in Hessen vorhanden. Die deutschen Tone enthalten zuviel Siliziumdioxid, das die Aufschließung erschwert. Die Zusammensetzung der für die Tonerdegewinnung bevorzugten Bauxitsorten ist im Bild 1.3 zu erkennen.

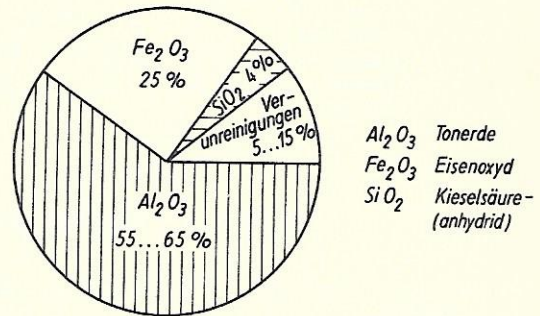


Bild 1.3 Bestandteile des Bauxits

1.3. Das wichtigste Verfahren der Aluminiumgewinnung

Infolge der starken Neigung des Aluminiums, sich mit Sauerstoff zu verbinden, ist die übliche Reduktion hochoverhitzter Erze durch Kohlenstoff, wie es z.B. bei der Roheisengewinnung angewandt wird, bei Bauxit nicht möglich. Die chemischen Reduktionsverfahren, bei denen metallisches Kalium verwendet wurde, haben keine Bedeutung mehr. Die Erzeugung des Aluminiums gliedert sich heute in drei Hauptprozesse:

1. Gewinnung einer möglichst reinen Tonerde, einer Aluminium-Sauerstoff-Verbindung (Al_2O_3),
2. Reduktion der Tonerde zu metallischem Aluminium durch Elektrolyse,
3. Umschmelzen des Hüttenaluminiums (Raffinieren).

1.3.1. Tonerdegewinnung

Der überwiegende Teil der Tonerde zur Aluminiumgewinnung wird heute nach dem Bayer-Verfahren hergestellt. Bild 1.4 (Seite 4) zeigt eine schematische Übersicht der Tonerdegewinnung nach dem Bayer-Verfahren.

1.3.2. Reduktion der Tonerde zu Aluminium

Die Tonerde hat mit 2050 °C einen sehr hohen Schmelzpunkt. Um diese hohe Schmelztemperatur zu erniedrigen, wird die Tonerde vor der Reduktion bei etwa 950 °C in Kryolith ($3NaF \cdot AlF_3$) gelöst. Da es nur in Grönland und in der UdSSR abbauwürdige Vorkommen an Kryolith gibt und die Förderung bei weitem nicht den Verbrauch deckt, wird Kryolith künstlich hergestellt. Man benutzt für die Schmelze

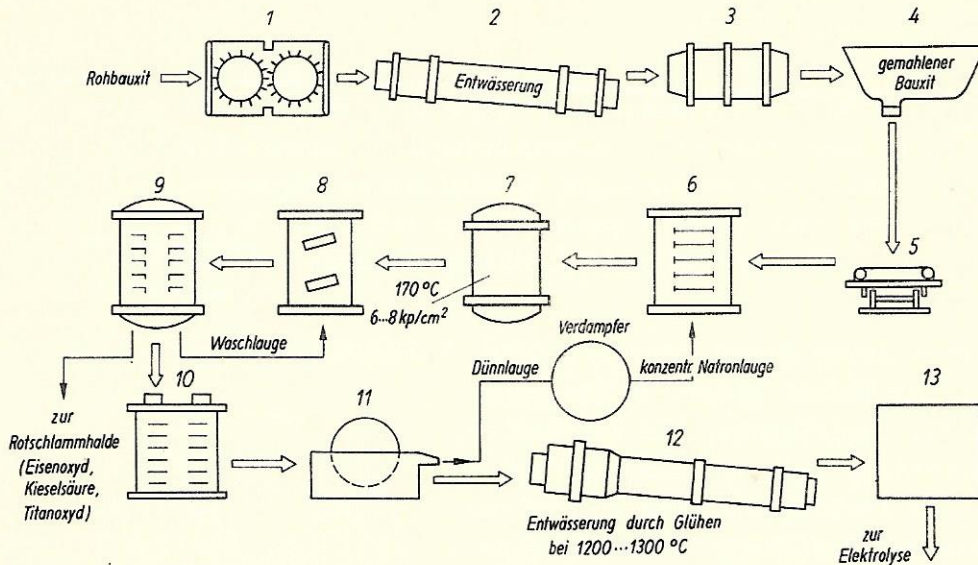


Bild 1.4 Tonerdegewinnung nach dem Bayer-Verfahren

- 1 Rohbauxit wird im Brecher zerkleinert.
- 2 Der gebrochene Bauxit wird im Drehrohrofen erhitzt, um ihn zu entwässern, die Feinzerkleinerung zu erleichtern und organische Bestandteile zu zerstören.
- 3 Der gebrochene und getrocknete Bauxit wird in der Kugelmühle fein zermahlen.
- 4 Der feingemahlene Bauxit kommt in ein Vorratssilo, aus dem er in genau berechneten Mengen
- 5 über eine Waage entnommen wird.
- 6 Der gemahl. Bauxit wird im Mischer der aus dem Betrieb zurückkehrenden konzentrierten Löselauge (Natronlauge, NaOH) zugesetzt.
- 7 Das Gemisch wird im Autoklaven bei 170 °C und einem Druck von 6 bis 8 kp/cm² aufgeschlossen. Das Aluminiumoxyd geht als Natriumaluminat in Lösung, die sonstigen Beimengungen des Bauxits (Eisenoxyd, Kieselsäure, Titanoxyd) bleiben ungelöst als sogenannter Rotschlamm zurück.
- 8 Die Aufschlußlauge geht in den Verdünnner und wird mit der Waschlauge vermischt, die aus dem Kreislauf zurückkehrt.
- 9 In der Filterpresse wird der Rotschlamm von der Aluminatlauge getrennt und abgeschieden. Die Lauge wird bis zur völligen Klärung nachfiltriert.
- 10 Die geklärte Aluminatlauge wird durch Kühler in den Ausruhrer geleitet, wo sich die im Überschuss gelöste Tonerde in Form von Aluminium-Trihydrat ausscheidet. Gleichzeitig wird Natronlauge (Dünnlauge) frei.
- 11 Die Dünnlauge wird durch ein Saugzellenfilter (Trommelfilter) vom Hydrat getrennt.
- 12 Das ausgewaschene Tonerdehydrat ist blendend weiß. Für die Elektrolyse muß das Hydratwasser restlos entfernt werden. Es wird deshalb das Tonerdehydrat bei 1200 bis 1300 °C im Kalzinierofen geglüht. Die Tonerde wird bei dieser Kalzinierung totgebrannt (nimmt keine Feuchtigkeit mehr auf).
- 13 Die fertige Tonerde wird in Silos aufgenommen und von dort zur Elektrolyse in die Aluminiumhütte abgeführt.

eine Mischung von Natrium- und Aluminiumfluorid. Diese künstlichen Gemische sind reiner als die natürlichen.

Werden 24 Prozent Tonerde und 76 Prozent Kryolith gemischt, so liegt der Schmelzpunkt dieses Salzgemischs bei 940 °C. Bei einer Zersetzungsspannung von 1,7 bis 1,8 V werden nur die Tonerdeanteile zersetzt und nicht die Fluoride, deren Zersetzungsspannung höher liegt.

Bedingt durch den hohen Badwiderstand und die große Stromdichte läuft beim Stromfluß (Gleichspannung) nicht nur der elektrochemische Prozeß ab, sondern das Bad wird dadurch auch auf die gewünschte Schmelztemperatur gebracht.

Das abgeschiedene Rohaluminium sammelt sich unter der spezifisch leichteren

Badschmelze auf dem Boden der Wanne an. Der freiwerdende Sauerstoff verbrennt an der Anodenkohle zu Kohlendioxyd. Der notwendige Rohstoff- und Energieaufwand zur Gewinnung von einer Tonne Aluminium wird im Bild 1.5 dargestellt.

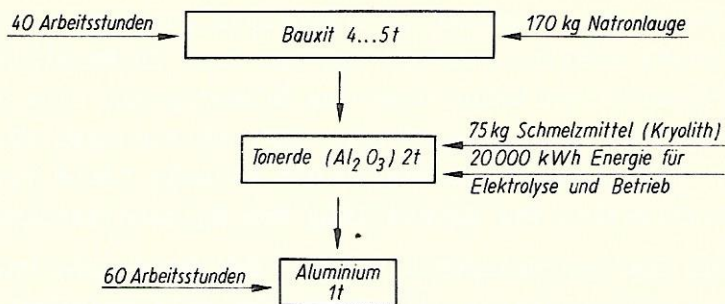


Bild 1.5 Rohstoff- und Energieaufwand für die Aluminiumgewinnung

Der Elektrolyse-Ofen (Bild 1.6) besteht aus einer mit Kohle ausgestampften Wanne aus Stahl.

Der stromleitende Kohleboden, auf dem sich das abgeschiedene flüssige Aluminium sammelt, dient als Kathode; die aus aschefreiem Koks unter Verwendung von Teer als Bindemittel hergestellten Elektroden sind die Anoden.

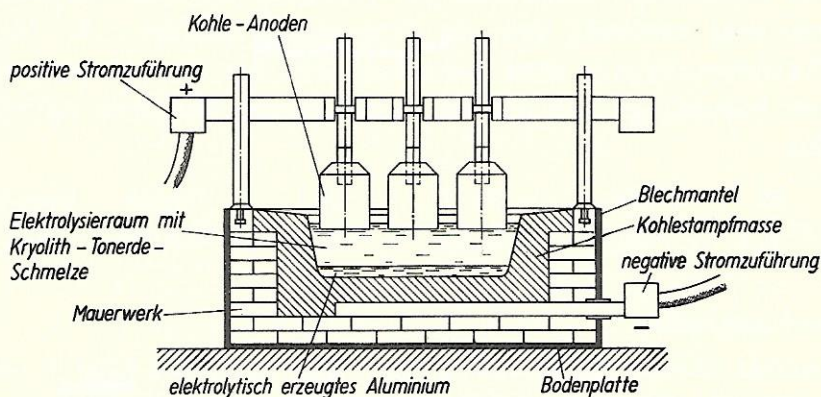


Bild 1.6 Elektrolyse-Zelle für die Aluminiumgewinnung

Die Elektrolyse-Zellen wurden in ihrer Konstruktion stetig verbessert. Ununterbrochene Vergrößerungen der Zellen brachten eine Steigerung der verwendeten Stromstärken von 4000 bis 5000 A für die ersten Zellen um 1860 auf 50 000 bis 60 000 A und sogar bis auf 100 000 A für heutige Anlagen mit sich. Ständig wurde aber auch die Ausnutzung der Elektroenergie gesteigert, und zwar von

42 kWh/kg Aluminium bei den ersten, unvollkommenen Zellen
bis auf

17,5 kWh/kg Aluminium bei den neuzeitlichen Zellen.

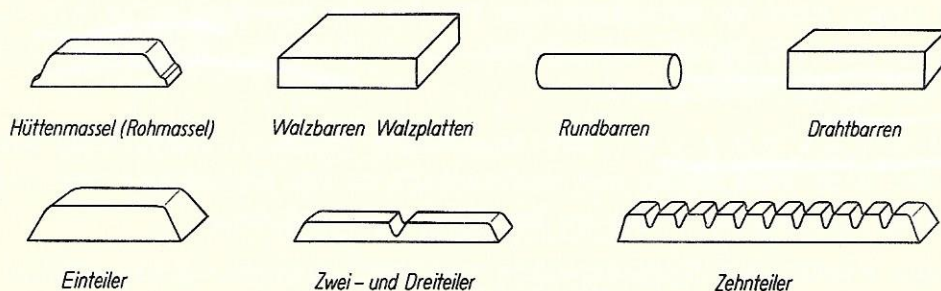


Bild 1.7 Lieferformen von Aluminium

Das in der Schmelzflußelektrolyse gewonnene Reinaluminium wird durch Heber in Sammelbehälter gesaugt und von dort in Warmhalteöfen gebracht. Hier soll bei Temperaturen knapp über dem Schmelzpunkt eine Entgasung stattfinden. Ferner scheiden sich mitgerissene Verunreinigungen ab. Aus diesen Öfen wird es dann zu handelsüblichen Barren und Masseln (Bild 1.7, Seite 5) gegossen oder der Raffination zur Herstellung von Reinstaluminium zugeführt.

Das Hüttenaluminium mit einem Reinheitsgrad von 99,0 bis 99,8 Prozent wird an die Halbzeugwerke geliefert oder zu Aluminiumlegierungen umgeschmolzen.

2. Technisches Aluminium und Aluminiumlegierungen

2.1. Reinaluminium der Qualität Al 99,5

Es gelingt heute mit besonderen Elektrolyse-Verfahren und mehrfachem Zonenschmelzen, ein hochreines Aluminium zu erzeugen, das für wissenschaftliche Untersuchungen sehr wertvoll ist. Im Flugzeugbau genügt z.Z. für die Verwendung als Luftfahrtwerkstoff eine Qualität, bei der der Aluminiumgehalt mit $\geq 99,5$ Prozent festgelegt ist und an Beimengungen folgende Anteile in Prozent zulässig sind:

Si	Fe	Ti	Cu	Cu+Zn	Sonstige
$\leq 0,3$	$\leq 0,4$	$\leq 0,03$	$\leq 0,05$	$\leq 0,12$	$\leq 0,03$

2.1.1. Physikalische Eigenschaften

Die Eigenschaften dieses Werkstoffs, der allgemein mit Al99,5 bezeichnet wird und der nach TNL als LW 3001 standardisiert ist, werden durch die Art und Menge der Verunreinigungen beeinflusst. Viele physikalische Eigenschaften weichen jedoch nicht wesentlich von denen des reinen Aluminiums bisher bekannten Reinheitsgrads ab. Deshalb werden anschließend nur von Al99,5 die physikalischen Eigenschaften angeführt.

Die Dichte von Al99,5 beträgt $2,70 \text{ kg/dm}^3$. Da in den z.Z. üblichen Aluminiumlegierungen Aluminium als Basiswerkstoff den Hauptbestandteil bildet, wird auch die Dichte der Legierungen weitgehend durch das Aluminium bestimmt.

Mit dieser geringen Dichte von $2,7 \text{ kg/dm}^3$ ist die besondere Bedeutung des Aluminiums als Leichtbauwerkstoff verbunden. In der Reihe der Leichtmetalle, die heute als Basismetall für Luftfahrtwerkstoffe im internationalen Maßstab gebräuchlich sind, wird es bezüglich der Dichte nur von Magnesium mit $1,7$ und von Beryllium mit $1,9 \text{ kg/dm}^3$ unterboten. Als schwerstes Leichtmetall wird das Titan mit $4,5 \text{ kg/dm}^3$ bezeichnet.

Der Schmelzpunkt des Aluminiums (Al99,5) liegt etwa bei 658°C . Daraus lassen sich eine Reihe von Eigenschaften des Aluminiums und seiner Legierungen beim Einsatz im erhöhten Wärmebereich erklären.

Zum Vergleich werden die Schmelzpunkte der drei anderen Leichtmetalle angeführt:

Magnesium	$\approx 650^\circ\text{C}$,
Beryllium	$\approx 1280^\circ\text{C}$,
Titan	$\approx 1668^\circ\text{C}$.

Aluminium hat eine sehr gute elektrische Leitfähigkeit, die u.a. vom vorliegenden Werkstoffzustand abhängig ist. Die elektrische Leitfähigkeit von Al99,5 wird zusammen mit der Wärmeleitfähigkeit, dem Längenausdehnungskoeffizienten und der spezifischen Wärme im Bild 2.1 aufgeführt.

elektrische Leitfähigkeit bei 20 °C

Zustand	weichgeglüht bei 300 °C	weichgeglüht bei 500 °C	hart
$\frac{\kappa}{\text{m}/\Omega \cdot \text{mm}^2}$	36...36,5	34...35	35...35,5

Wärmeleitfähigkeit λ

Temperatur °C	0	100	200
$\frac{\lambda}{\text{cal}/\text{cm} \cdot \text{s} \cdot ^\circ\text{C}}$	0,5	0,51	0,52

Längenausdehnungskoeffizient α

Temperaturbereich °C	20...100	20...200	20...300	20...400	20...500	20...600
$\frac{\alpha}{1/^\circ\text{C}}$	$24,0 \cdot 10^{-6}$	$24,9 \cdot 10^{-6}$	$25,8 \cdot 10^{-6}$	$26,8 \cdot 10^{-6}$	$27,9 \cdot 10^{-6}$	$28,5 \cdot 10^{-6}$

spezifische Wärme c :

Temperatur °C	20	100	300	500
$\frac{c}{\text{cal}/\text{g} \cdot ^\circ\text{C}}$	0,214	0,223	0,245	0,266

Bild 2.1 Einige physikalische Eigenschaften von Al99,5

2.1.2. Festigkeitseigenschaften

Die Festigkeitswerte von Reinaluminium sind gering, deshalb wird es auch im Flugzeugbau nicht als Werkstoff für Bauteile eingesetzt, an die besondere Festigkeitsanforderungen gestellt werden. Mitunter werden jedoch Ausrüstungsteile benötigt, bei denen entweder das günstige Verhalten von Reinaluminium unter korrodierenden Bedingungen oder bestimmte physikalische Eigenschaften die Anwendung von Al99,5 erfordern.

Reinaluminium wird bei Kaltformung verfestigt. Die Festigkeitswerte sind bei gezogenem Material stark von der Dicke des Halbzeugs abhängig. So können z.B. für Stangen folgende Richtwerte für die 0,2-Grenze ($\sigma_{0,2}$) angenommen werden:

bis 10 mm Ø	bis 10 kp/mm ²
>10 bis 18 mm Ø	bis 7 kp/mm ²
>18 bis 25 mm Ø	bis 4 kp/mm ²

Nach dem Weichglühen kann nur noch mit einem $\sigma_{0,2}$ von 3 kp/mm² gerechnet werden. Über die statische Festigkeit (Kurzversuch) in Abhängigkeit von der Prüftemperatur gibt Bild 2.2 Auskunft.

Die Scherfestigkeit von Al99,5 beträgt etwa 6 kp/mm². Die Abhängigkeit des Elastizitäts-

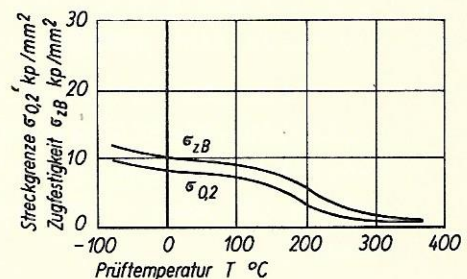


Bild 2.2 Statische Festigkeit von Al99,5 in Abhängigkeit von der Prüftemperatur bei 10 000-stündiger Vorwärmung

Meßtemperatur °C	-170	-100	0	+100	+200	+300	+400
E kp/mm ²	7750	7550	7250	6950	6600	6150	5650

moduls von der Temperatur erläutert die Aufstellung im Bild 2.3.

Bild 2.3 Elastizitätsmodul von Al99,5 in Abhängigkeit von der Temperatur.

2.2. Aluminiumlegierungen

2.2.1. Geschichtliche Betrachtung

Alfred Wilm war es 1909 gelungen, die erste aushärtbare Aluminiumlegierung, das Duralumin, herzustellen. In den folgenden Jahren führten die Versuche, die mechanischen Eigenschaften des Aluminiums zu verbessern, zu den verschiedensten Legierungen mit anderen Metallen. Mit dem von Wilm erzeugten Duralumin (zuerst von den Dürener Metallwerken hergestellt), das mit 40 kp/mm² Festigkeit bei etwa 15 Prozent Bruchdehnung alle bis dahin bekannten Leichtmetalle weit überragte, war die Grundlage für die Entwicklung hochfester Leichtmetalle geschaffen. Aluminium-Knetwerkstoffe und -Gußwerkstoffe gewannen als Konstruktionswerkstoff besonders dort Bedeutung, wo es bei gleicher Festigkeit auf eine Gewichtsverminderung ankam (Leichtbau).

Die typischen Vertreter des Leichtbaus, der Luftschiff- und später der Flugzeugbau, waren deshalb am Anfang auch Hauptträger der Entwicklung von Aluminiumlegierungen. Bereits 1915 wurden alle Zeppelin-Luftschiffe aus Duralumin hergestellt. Auch das erste Ganzmetallflugzeug, die Junkers J 1, wurde von der Erstaussführung in Stahlblech gegen Ende des ersten Weltkriegs auf Leichtmetall umkonstruiert. Heute nehmen die Aluminiumlegierungen nicht nur im Flugzeugbau, sondern in der gesamten Industrie eine wichtige Stellung ein, und ihre Anwendungsgebiete dürften sich in den nächsten Jahrzehnten noch wesentlich erweitern.

2.2.2. Legierungstheorie

Festigkeitssteigerung durch Legierung

Sehr viele technisch verwertete Metalle bisher bekannter Reihheitsgrade haben nur eine relativ geringe Festigkeit. Solche Metalle sind z.B. Kupfer, Eisen und auch Aluminium. Die Verbesserung der Festigkeitseigenschaften ist ein Grund, weshalb man dem reinen Metall andere Elemente zulegiert.

Die gewünschte Festigkeitssteigerung wird entweder durch Bildung von Mischkristallen oder bei geeigneten Legierungssystemen noch zusätzlich durch eine Aushärtung erzielt.

Oft werden in sehr kleinen Mengen Legierungselemente zugesetzt, die bei der Kristallisation einer Legierung zur Ausbildung eines sehr feinen Kornes führen. Auch damit ist die Möglichkeit einer Festigkeitssteigerung gegeben, denn im allgemeinen ist eine abnehmende Korngröße mit einer Steigerung der Festigkeit verbunden.

Aluminium kann nur in beschränktem Umfang Mischkristalle mit anderen Elementen bilden. Einer Festigkeitssteigerung durch Mischkristallbildung sind dadurch Grenzen gesetzt, deshalb haben bei Aluminium Legierungssysteme mit Aushärtungsmöglichkeit eine ganz besondere Bedeutung. Zum besseren Verständnis der Vor-

gänge bei der Aushärtung von Aluminiumlegierungen sind einige Ausführungen über die Löslichkeit der Legierungselemente im Aluminium und die Neigung zur Verbindungsbildung erforderlich.

Löslichkeit und Verbindungsbildung

In größerem Umfang kann Aluminium nur Kupfer, Silber, Magnesium, Zink und Lithium lösen. Davon haben in technischen Legierungen Kupfer, Magnesium und Zink eine besondere Bedeutung erlangt. Die z.Z. in der Luftfahrtindustrie der DDR verwendeten Aluminiumlegierungen enthalten ferner als Legierungskomponenten Silizium, Mangan, Eisen, Nickel und Chrom. Natrium oder Titan werden bei manchen Legierungen zur Modifizierung (Veränderung, Beeinflussung) des Gußgefüges der Schmelze zugefügt.

Mit den meisten der genannten Legierungselemente bildet Aluminium intermetallische Verbindungen. Selbst wenn die Elemente mit kleinem Anteil in Aluminiumlegierungen vernachlässigt werden, so gibt es doch nur wenige Legierungen, die nur aus zwei Komponenten bestehen (Zweistofflegierungen). Festigkeits- und technologische Forderungen führten zur Bildung von Drei- und Mehrstofflegierungen. Es ist daher auch die Bildung von ternären und quarternären Metalliden möglich. Außerdem können die Legierungsbestandteile der Aluminiumlegierungen auch untereinander binäre Metallide, z.B. Mg_2Si und $MgZn_2$, bilden. Die Metallide können wie reine Metalle mit Aluminium Zweistoff-Legierungssysteme eingehen, die als quasibinäre (gleichsam Zweistoff-) Legierungen bezeichnet werden.

Über die Löslichkeit und die Bildung binärer Metallide bei Aluminiumlegierungen gibt Bild 2.4 Auskunft.

Element	Löslichkeit im festen Aluminium in Masse-Prozent		binäre Metallide
	bei eutektischer Temperatur	bei Raum- temperatur	
Kupfer	5,65	< 0,5	Al_2Cu
Magnesium	17,4	1,9	Al_8Mg_5 (Al_3Mg_2)
Zink	≈ 70,0	2,7	$Al_2Zn_3^*$
Silizium	1,65	≈ 0,05	keine
Mangan	1,8	0	Al_6Mn , Al_4Mn
Eisen	0,02	0	Al_3Fe
Nickel	0,05	0	Al_3Ni
Chrom	0,77	0	Al_7Cr , $Al_{11}Cr_2$
Natrium	≈ 0,02	0	keine
Titan	≈ 0,2	≈ 0,2	Al_3Ti

* in technisch angewendeten Aluminiumlegierungen praktisch nicht vorhanden.

Bild 2.4 Löslichkeit und Verbindungsbildung der wichtigsten Legierungsbestandteile von Aluminiumlegierungen

Aus der Aufstellung im Bild 2.4 ist zu entnehmen, daß die Löslichkeit bei Raumtemperatur meist beträchtlich geringer ist als bei eutektischer Tempera-

tur (vgl. z.B. Zink). Einen Überblick über die Löslichkeit von wesentlichen Legierungszusätzen in Abhängigkeit von der Temperatur gibt das Diagramm im Bild 2.5.

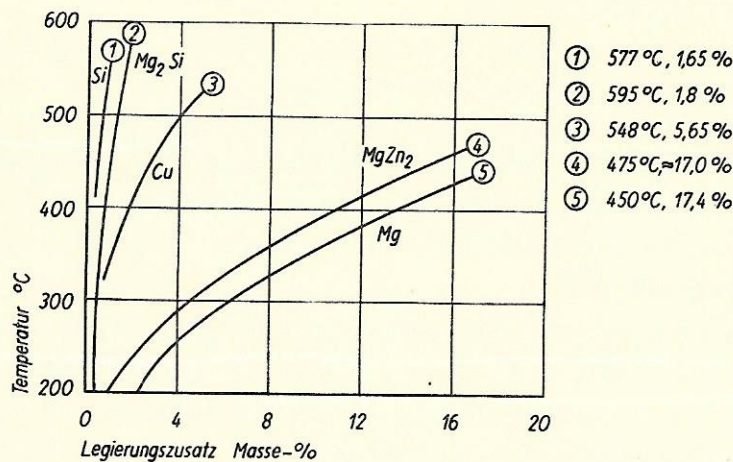


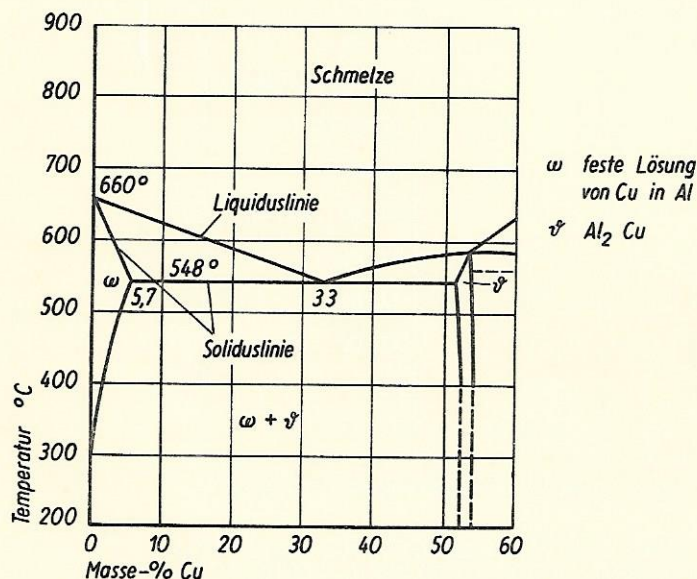
Bild 2.5 Löslichkeit von Legierungszusätzen in Abhängigkeit von der Temperatur

Zustandsschaubild Aluminium-Kupfer

Einen erweiterten Einblick in das Legierungsverhalten bei Zwei- und Dreistoffsystemen gewähren für den Gleichgewichtsfall (langsames Erwärmen und Abkühlen, keine Zwangszustände) die Zustandsschaubilder. Als klassisches Beispiel der Aluminium-Knetlegierungen wird das Zustandsschaubild des Zweistoffsystems Aluminium - Kupfer erläutert. Im Sinne der Leichtmetalllegierung genügt die Betrachtung der aluminiumreichen Ecke des Schaubilds (Null Masseprozent Kupfer entsprechen 100 Prozent Aluminium). Das Teildiagramm (Bild 2.6) wird durch

die intermetallische Verbindung Al_2Cu abgeschlossen.

Zwischen Aluminium und Al_2Cu besteht ein einfaches eutektisches Teildiagramm, das Eutektikum liegt bei 33 Prozent Kupfer.



Der im Bild 2.6 mit ω bezeichnete Bereich ist das Gebiet der festen Lösung von Kupfer in Aluminium. Die maximale Löslichkeit wird bei 5,65 Prozent Kupfer und der eutektischen Temperatur von 548 °C erreicht. Bei Raumtemperatur sinkt jedoch die Löslichkeit bis unter 0,5 Prozent Kupfer. Dieses Verhalten des gelösten

Bild 2.6 Zustandsschaubild Al-Cu, Teildiagramm

Kupfers im Aluminium geht sehr deutlich aus Bild 2.7, einer vergrößerten Darstellung von Bild 2.6, hervor. Zur weiteren Erläuterung des Begriffs *f e - s t e L ö s u n g* soll der Vergleich mit dem gelösten Salz im Wasser dienen, wobei sich Salz aus warmgesättigter Lösung bei Abkühlung in kristalliner Form ausscheidet, wenn die Löslichkeit mit sinkender Temperatur kleiner wird. Im Bild 2.8 wird deshalb die Löslichkeit von Borax in Wasser in Abhängigkeit von der Temperatur dargestellt.

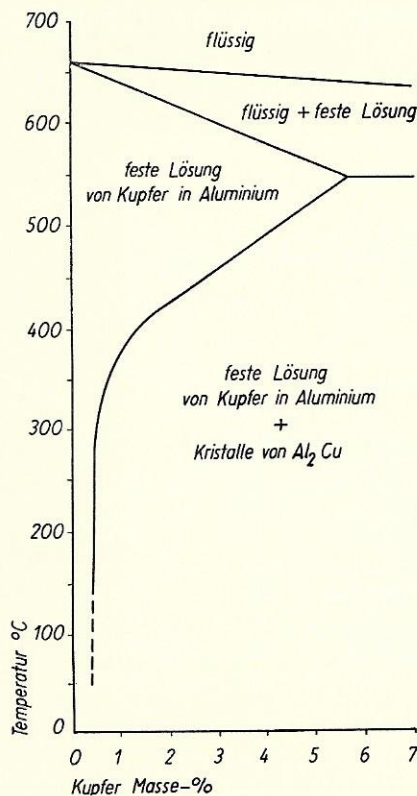


Bild 2.7 Löslichkeit von Kupfer in Aluminium

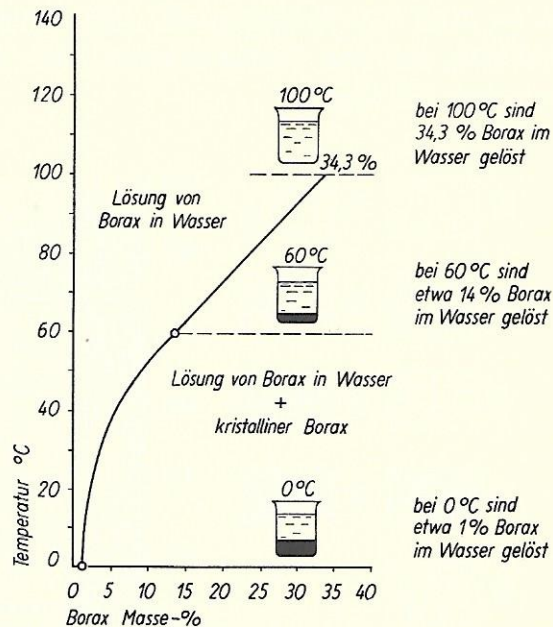


Bild 2.8 Löslichkeit von Borax in Wasser

Grundlagen der Wärmebehandlung

Die Abnahme der Löslichkeit bestimmter Legierungselemente in Aluminium mit sinkender Temperatur ist eine Bedingung für die Aushärtbarkeit verschiedener Aluminiumlegierungen. Am Beispiel der Legierung AlCu soll der Vorgang der Aushärtung kurz beschrieben werden.

Die Legierung wird bis zu einer Temperatur erwärmt, bei der sich ein möglichst großer Anteil an Kupfer im Aluminium löst (Lösungsglüh-temperatur). In Abhängigkeit von der Glühdauer besteht die Legierung dann weitgehend aus homogenen Mischkristallen (Gebiet der festen Lösung). Wird diese Legierung langsam wieder abgekühlt, dann scheidet sich bei der Temperatur, bei der die Löslichkeitsgrenze erreicht wird, die intermetallische Phase Al_2Cu aus und eine laufende Konzentrationsänderung der Mischkristalle ist die Folge.

Diesen Ausscheidungs-vorgang kann man jedoch durch eine rasche Abkühlung unterdrücken. Man schreckt meist die Legierungen unmittelbar nach dem Lösungsglühen in Wasser ab. Das Kupfer verbleibt durch diese Unterkühlung in fester Lösung im Aluminium-Raumgitter. Da diese Lösung jedoch an Kupfer stark übersättigt ist, liegt ein relativ instabiler Zustand vor. Dieser Ungleichgewichts-

zustand wird bei der Aushärtung ausgenutzt, um besonders günstige Werkstoffeigenschaften zu erzielen. Durch Auslagerung des übersättigten Mischkristalls bei Raum- oder erhöhter Temperatur ist eine Steigerung der Härte und der Festigkeit möglich. Dabei erreicht der übersättigte Mischkristall im Laufe der Lagerung Zustände mit besonderer Gitterverspannung oder Gleitbehinderung.

Die Vorgänge, die beim Erwärmen bzw. beim Abkühlen von zwei Aluminiumlegierungen mit 4 bzw. 8,5 Prozent Kupfer im Gefüge zu erkennen sind, werden schematisch im Bild 2.9 dargestellt. Die schematischen Gefügebilder unterstützen die Vorstellung von den Veränderungen, die bei der Wärmebehandlung von Aluminiumlegierungen erfolgen.

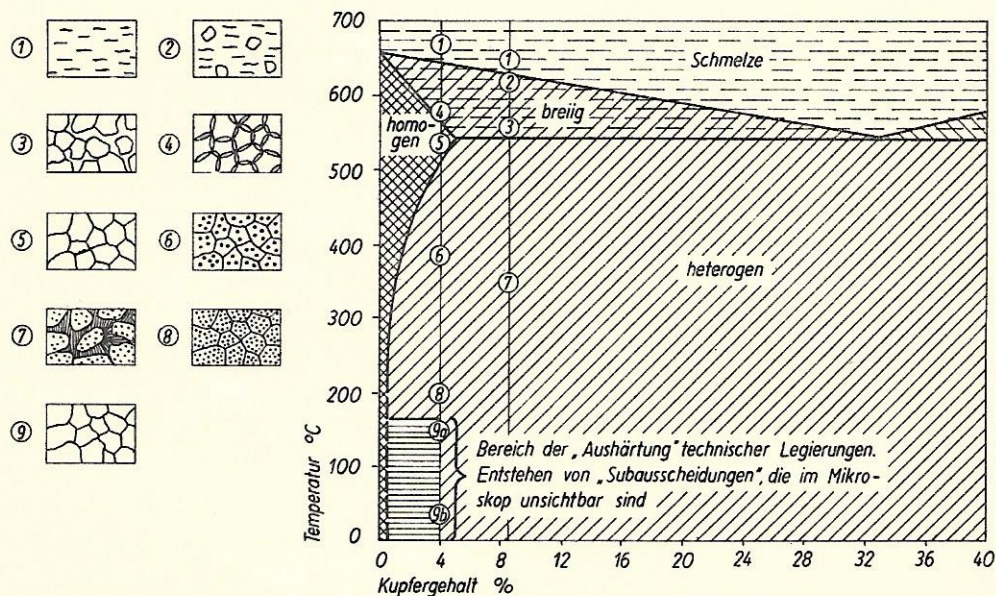


Bild 2.9 Zusammenhang zwischen Zustandsschaubild und Gefügebild beim System Al-Cu nach D. Altenpohl

1. Alles Metall ist flüssig.
2. Es beginnt die Kristallisation (Primärkristalle neben Restschmelze).
3. Die Kristallisation ist noch nicht ganz beendet. Die Restschmelze hat annähernd eutektische Zusammensetzung.
4. Zwischen den Primärkörnern ist etwas Schmelze eingelagert. Diesen Gefügestand erhält man auch, wenn durch Fehler bei der Wärmebehandlung die Temperatur über die Soliduslinie steigt und Anschmelzungen entstehen.
5. Homogenes Gefüge. Dieser Zustand wird erreicht, wenn der Werkstoff langsam ohne Kornseigerung erstarrt oder wenn ein Lösungsglühen bei etwa 520 °C durchgeführt wird. Bereich der festen Lösung von Kupfer in Aluminium.
6. Dieser Gefügestand entsteht durch Glühen aus dem homogenen Gefüge bei etwa 400 °C. Es bilden sich relativ grobe Ausscheidungen von Al_2Cu , es entsteht der maximal weichgeglühte Zustand.
7. Typisch heterogenes Gefüge. Diese Legierung mit 8,5 Prozent Kupfer kann auch durch langes Glühen bei etwa 500 °C nicht homogen werden, weil die Löslichkeitsgrenze für Kupfer bei 5,65 Prozent Kupfer liegt. Zwischen den Primärkristallen befindet sich Eutektikum, in den Primärkristallen bilden sich durch Glühen bei etwa 350 °C ebenfalls heterogene Al_2Cu -Ausscheidungen.
8. Gefüge nach einer Temperatureinwirkung bei etwa 200 °C oder zu langer Einwirkung auch etwas niedrigeren Temperaturen (Überalterung). Dabei entstehen grobe Ausscheidungen von Al_2Cu . Unerwünschtes Gefüge - schlechtere Korrosionsbeständigkeit und geringere Festigkeit als im maximal ausgehärtetem Zustand; aber als weichgeglühter Zustand zu hart.

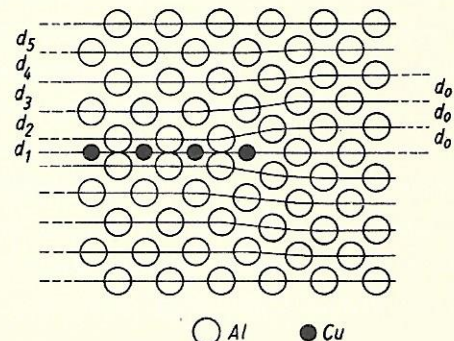
9. Gefügezustand der ausgehärteten Legierung. Zuerst wird durch Lösungsglühen homogenes Gefüge erzeugt (Gefüge 5). Danach wird möglichst rasch in Wasser abgeschreckt. Geschieht das Abschrecken zu langsam, so treten bereits sichtbare Ausscheidungen auf, d.h., das unerwünschte Gefüge 8 entsteht. Ordnungsgemäß abgeschrecktes Gefüge läßt nach der Auslagerung keine sichtbaren Ausscheidungen erkennen, unabhängig davon, ob innerhalb des für Warmauslagerung vorgeschriebenen Temperaturbereichs (9a) oder bei Raumtemperatur (9b) ausgelagert wird.

Man spricht von **K a l t -** und **W a r m a u s h ä r t u n g** und meint damit Auslagerung bei Raum- und erhöhten Temperaturen. Da der Werkstoffzustand, der mit Raumtemperaturlagerung erreicht wird, auch mit mäßig erhöhten Auslagerungstemperaturen erreicht werden kann und nicht vergleichbar ist mit dem Werkstoffzustand, der sich nach Überschreiten einer bestimmten Temperatur und Zeit einstellt, können die Begriffe Kaltaushärtung und Warmaushärtung nicht mit dem Unterschied der Temperaturen erklärt werden, bei denen ausgelagert wird. Röntgenographische sowie licht- und elektronenmikroskopische Untersuchungen haben übereinstimmend ergeben, daß bei verschiedenartigen Auslagerungsbehandlungen im Werkstoff mehrere deutlich voneinander unterscheidbare Strukturen auftreten, die als Träger der einzelnen Aushärtungserscheinungen aufzufassen sind.

Die Bezeichnung **W a r m a u s h ä r t u n g** wird einem Werkstoffzustand zugeordnet, bei dem sich neben anderen Vorgängen eine zweite Phase aus dem übersättigten Mischkristall ausgeschieden hat, die jedoch nicht der Gleichgewichtsphase entspricht und auch als metastabile Phase (Zwischenphase) bezeichnet wird. Erst bei höheren Auslagerungstemperaturen tritt die Gleichgewichtsphase auf. Bei technischen Aluminiumlegierungen kann man die Warmaushärtung als **A u s s c h e i d u n g s h ä r t u n g** bezeichnen.

Bei der **K a l t a u s h ä r t u n g** wird dagegen ein Zustand angestrebt, bei dem sich keine zweiphasige Entmischung einstellt. Auf Grund verschiedener Untersuchungen wird der Kaltaushärtungseffekt mit einer Verzerrung einzelner Atomschichten (Netzebenen) gedeutet. Nach einer vereinfachten Darstellung wird dies folgendermaßen erklärt: Die im übersättigten Mischkristall zunächst wahllos (statistisch) verteilten Kupferatome ordnen sich während der Kaltaushärtung in flächenhaften Ansammlungen auf bestimmten kristallographischen Ebenen. Für diese auch mit Zonen bezeichneten Kupferanordnungen wird eine Flächenausdehnung von etwa $50 \text{ bis } 100 \cdot 10^{-8} \text{ cm}$ angegeben. Da die Kupferatome kleiner sind als die Aluminiumatome, entstehen zwischen der Kupferschicht und den benachbarten Aluminiumschichten Verzerrungen, von denen nicht nur die direkt benachbarten Aluminiumschichten betroffen werden. Im Bild 2.10 wird ein qualitativer Schnitt durch eine solche Zone dargestellt.

Der Abstand d_1 ist um 10 Prozent kleiner als der Netzebenenabstand d_0 im ungestörten Gitter. Die Abstände d_2 , d_3 usw. sind dann nur ein geringeres größer als d_1 , bis nach etwa 15 Schichten der Abstand d_0 wieder erreicht und die Gitterstörung beendet ist. In einem



Die Zone ist nach links fortgesetzt zu denken.

Bild 2.10 Schnitt durch das Kugelmodell einer Kalthärtungszone nach Gerold

Mischkristall befinden sich nach der Kaltaushärtung sehr viele solcher Zonen, ihre Bildung kann nicht als Ausscheidung bezeichnet werden, da an keiner Stelle Phasengrenzen auftreten.

Zustandsschaubild Aluminium-Silizium

Als klassisches Beispiel für die Aluminium-Gußlegierungen wird meist das System Al-Si genannt, wobei die Betrachtung des Teildiagramms bis ≈ 30 Prozent Siliziumgehalt ausreichend ist (Bild 2.11).

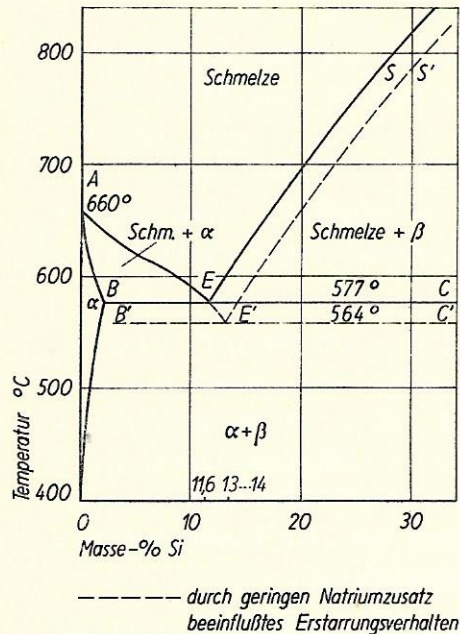


Bild 2.11 Zustandsschaubild Al-Si, Teildiagramm

Auch hier liegt ein eutektisches System mit beschränkter Mischbarkeit vor. Die Löslichkeit des Siliziums im Aluminium nimmt mit fallender Temperatur ab. Um ein feinkristallines Gefüge bei der Kristallisation zu erzielen, wird Natrium in metallischer Form oder als Salz zu eutektischen und untereutektischen AlSi-Legierungen zugefügt. Ganz geringe Natriummengen beeinflussen dabei das Erstarrungsverhalten in der Art, wie es im Bild 2.11 eingezeichnet wurde.

Ungleichgewicht und Zustandsschaubild

Es darf bei der Betrachtung derartiger Zustandsschaubilder jedoch nicht vergessen werden, daß diese die Verhältnisse für den Gleichgewichtsfall ausweisen sollen. Bei praxisnahen Abkühlungsbedingungen verschieben sich die Umwandlungspunkte oft beträchtlich (Ungleichgewicht). Die Kenntnis der in der Praxis vorkommenden Verhältnisse ist beson-

ders für das Vermeiden von Fehlern im Gefüge der Gußstücke und Schweißnähte von Bedeutung.

Bei mischkristallbildenden Legierungen ist die Folge rascher Abkühlung eine ausgeprägte Kornseigerung, d.h., die in Lösung befindlichen Legierungsmetalle sind über den Querschnitt eines Kornes unterschiedlich verteilt (Mikroseigerung). Dabei ist der Gehalt an zulegierten Metallen im Inneren des Kornes niedriger und in Nähe der Korngrenzen höher als es dem Durchschnittswert entspricht. Die Kornseigerung ist unerwünscht. Sie ist jedoch bei keinem technischen Gießverfahren ganz vermeidbar und tritt mehr oder weniger stark im Gußgefüge auf. Da Lösungsglühungen, durch die Kornseigerungen beseitigt werden können, in vielen Fällen zu zeitraubend sind, weisen Halbzeuge durch Kornseigerungen oftmals andere Verhältnisse auf (Ungleichgewicht), als sie nach dem Zustandsschaubild zu erwarten wären.

2.2.3. Standardisierte Aluminium-Luftfahrtwerkstoffe

Luftfahrtwerkstoffe werden mit einer LW-Kennzahl bezeichnet. Für die Aluminiumwerkstoffe gelten folgende Kennzahlen-Bereiche (Bild 2.12).

Über die chemische Zusammensetzung der Aluminium-Luftfahrtwerkstoffe geben die Bilder 2.13 und 2.14 Auskunft.

LW-Kenn- zahlenbereiche	Werkstoffart
3000 bis 3099	Reinaluminiumqualitäten
3100 bis 3199	Legierungen auf Aluminium-Kupfer-Basis
3200 bis 3249	Legierungen auf Aluminium-Silizium-Basis
3250 bis 3299	z.Z. keine
3300 bis 3399	Legierungen auf Aluminium-Magnesium-Basis
3400 bis 3499	sonstige Aluminiumlegierungen

Bild 2.12 LW-Kennzahlen-Bereiche für Aluminiumwerkstoffe

LW-Nr. Leg. Typ	Cu %	Mg %	Mn %	Si %	Ni %	Fe %	Zn %	Cr %	Ti %	Bemerk.	Sonst. % einz.	ges.
3112 AlCu	3,6 4,2	0,2 0,35	0,2 0,5	≤0,25	-	≤0,25	≤0,1	-	-	-	≤0,1	≤0,65
3115 AlCuMg1	3,5 4,7	0,4 1,0	0,3 1,0	0,2 0,8	-	≤0,7	≤0,5	≤0,1	0,2*	-	≤0,05	≤0,20
	3,8 4,8	0,4 0,8	0,4 0,8	≤0,7	≤0,1	≤0,7	≤0,3	-	-	Fe + Ni ≤0,7	-	≤0,1
3125 AlCuMg2	3,8 4,9	1,2 1,8	0,3 1,1	≤0,5	-	≤0,5	≤0,5	≤0,1	≤0,2*	-	≤0,05	≤0,20
	3,8 4,9	1,2 1,8	0,3 0,9	≤0,5	≤0,1	≤0,5	≤0,3	-	-	Fe + Ni 0,5 (bei Blech)	-	≤0,1
3134 AlCuMgNi	1,9 2,5	1,4 1,8	≤0,2	0,5 1,2	1,1 1,6	1,0 1,5	≤0,3	-	-	-	-	≤0,1
3135 AlCuMgNi	1,9 2,5	1,4 1,8	≤0,2	≤0,35	1,0 1,5	1,0 1,5	≤0,3	-	0,02 0,1	-	-	≤0,1
3302 AlMg3 dek	≤0,05	2,6 3,3	0 0,4	≤0,5	-	≤0,4	≤0,2	≤0,05	≤0,2*	-	≤0,05	≤0,15
3303 AlMg3,5	≤0,05	3,2 3,8	0,3 0,6	0,5 0,8	-	≤0,5	≤0,2	-	-	-	-	≤0,1
3305 AlMg5	≤0,05	4,3 5,5	0** 0,6	≤0,5	-	≤0,4	≤0,2	0** 0,3	≤0,2*	-	≤0,05	≤0,15
3355 AlMgSi	≤0,05	0,6 1,4	0,2 1,0	0,6 1,6	-	≤0,5	≤0,2	0 0,3	≤0,2*	-	≤0,05	≤0,15
3357 AlMgSi(Cu)	0,2 0,6	0,45 0,9	0,15*** 0,35	0,5 1,2	-	≤0,5	≤0,2	-	-	-	-	≤0,1
3425 AlZnMgCu0,5	0,4 1,0	2,4 3,8	0,1 0,6	≤0,5	-	≤0,5	3,8 5,2	0,1 0,3	≤0,1*	-	≤0,05	≤0,15
3435 AlZnMgCu	0,3 0,6	2,5 3,2	0,15 0,25	≤0,25	-	≤0,40	5,5 6,5	0,08 0,12	≤0,08	-	-	-
3455 AlZnMgCu1,5	1,4 2,0	1,8 2,8	0,2 0,6	≤0,5	-	≤0,5	5,0 7,0	0,1 0,25	-	-	-	≤0,1

* Statt Ti können ganz oder teilweise andere kornverfeinernde Zusätze enthalten sein

** Von den beiden Legierungsbestandteilen Mn und Cr muß wenigstens einer vorhanden sein, und zwar Mn mit ≤0,2 % oder Cr mit ≤0,1 %

*** oder Cr in gleicher Menge

Plattierwerkstoffe:

Für LW 3116 und 3126 wird LW 3001 Al 99,5 und
für LW 3456 Al 99,5 + 1 % Zn verwendet.

Bild 2.13 Legierungsbestandteile (außer Al) und zulässige Beimengungen von Aluminium-Luftfahrtwerkstoffen (Knetlegierungen)

LW-Nr. Leg. Typ	Cu %	Mg %	Mn %	Si %	Ni %	Fe %	Zn %	Cr %	Ti %	Bemerk.	Sonstige % einz. ges.
Gußwerkstoffe											
3205 G-AlSi10Mg	≅0,05	0,2 0,4	0,0*** 0,5	9,0 11,0	-	≅0,6***	≅0,10	-	≅0,15	-	≅0,05 ≅0,15
3214 G-AlSi5Cu	1,0 1,5	0,3 0,6	0,0*** 0,5	5,0 6,0	≅0,3	≅0,7***	≅0,5	-	≅0,15	Sn Pb ≅0,1≅0,2	≅0,05 ≅0,15
3320 G-AlMg5	≅0,05	4,0 5,5	0 0,5	0,5 1,5	-	≅0,5	≅0,1	-	0 0,2	-	≅0,05 ≅0,15
Schweißzusatzwerkstoffe											
3011 S-Al99,5Ti	≅0,05	-	-	≅0,30*	-	≅0,40*	≅0,07	-	0,1 0,2	Al + Ti ≅99,5	≅0,03 -
3202 S-AlSi5	≅0,05	≅0,1	0 0,5	4,5 5,5	-	≅0,4	≅0,2	-	0** 0,2	-	≅0,05 ≅0,15
3315 S-AlMg5(Si)	≅0,05	4,3 4,9	0,2 0,5	0,6 1,1	-	≅0,4	≅0,2	0 0,3	0** 0,2	-	≅0,05 ≅0,15

* Si % ≅ Fe %

** Ti kann ganz oder teilweise durch andere kornverfeinernde Zusätze ersetzt werden

*** Wenn Fe > 0,4 %, dann Mn > 0,25 %

Bild 2.14 Legierungsbestandteile (außer Al) und zulässige Beimengungen von Aluminium-Luftfahrtwerkstoffen (Gußlegierungen, Schweißzusatzwerkstoffe)

2.2.4. Aluminiumwerkstoffe aus deutschen Normen und Standards

In den nachfolgenden Bildern 2.15 bis 2.18 (Seite 17 und 18) werden Aluminiumlegierungen aufgeführt, die nicht als Luftfahrtwerkstoffe standardisiert sind. Alle Legierungen, die in ähnlicher Zusammensetzung bereits in den Bildern 2.13 oder 2.14 erwähnt werden, sind weggelassen worden.

2.2.5. Zukünftige Aluminiumlegierungen für die Luftfahrtindustrie

Folgende Legierungen können für die Luftfahrtindustrie in Zukunft Bedeutung erlangen (Bild 2.19, Seite 18). Es werden die voraussichtlichen Anteile der Legierungselemente in Prozent genannt.

2.2.6. Wichtige Legierungsbestandteile in den Aluminium-Luftfahrtwerkstoffen

Kupfer

Kupfer ist neben Magnesium wichtiger Legierungsbestandteil in den hochfesten AlCuMg-Legierungen (LW 3115 und 3125) und wichtiger Bestandteil in dem dauer-schlagbaren AlCu-Nietwerkstoff LW 3112. Ferner ist Kupfer neben Nickel Bestandteil in den warmfesten AlCuNi-Legierungen, von denen zwei als LW 3134 und 3135 standardisiert sind. In den letzten Jahren fand eine AlSiCu-Guße-

Leg. Typ	Cu %	Mg %	Mn %	Si %	Fe %	Zn %	Cr %	Ti %	Bemerkungen	Sonstige % einz. ges.	
AlMn	≤ 0,10	0 0,3	0,8 1,5	≤ 0,5	≤ 0,5	≤ 0,2	-	≤ 0,2*	-	≤ 0,05	≤ 0,15
AlMg1	≤ 0,05	0,6 1,2	0 0,3	≤ 0,5	≤ 0,4	≤ 0,2	0 0,30	≤ 0,2*	-	≤ 0,05	≤ 0,15
AlMg2	≤ 0,05	1,7 2,4	0 0,4	≤ 0,5	≤ 0,4	≤ 0,2	0 0,30	≤ 0,2*	-	≤ 0,05	≤ 0,15
AlMg7	≤ 0,05	6,0 7,2	0** 0,6	≤ 0,5	≤ 0,4	≤ 0,2	0** 0,30	≤ 0,2*	-	≤ 0,05	≤ 0,15
AlMgMn	≤ 0,10	1,6 2,5	0,5 1,5	≤ 0,5	≤ 0,5	≤ 0,2	0 0,30	≤ 0,2*	-	≤ 0,05	≤ 0,15
AlMg3Si	≤ 0,10	2,3 3,5	0,3 0,8	0,5 0,8	≤ 0,5	≤ 0,2	0 0,30	≤ 0,2*	-	≤ 0,05	≤ 0,15
AlMgSi0,5 dek	≤ 0,05	0,4 0,9	≤ 0,3	0,3 0,7	≤ 0,4	≤ 0,2	≤ 0,05	≤ 0,2*	-	≤ 0,05	≤ 0,15
E-AlMgSi	≤ 0,02	0,3 0,5	-	0,5 0,6	≤ 0,3	≤ 0,1	-	-	Cr + Mn + Ti + V ≤ 0,03	≤ 0,03	≤ 0,10
AlMgSiPb	≤ 0,10	0,6 1,4	0,6 1,0	0,6 1,6	≤ 0,5	≤ 0,5	0 0,3	≤ 0,2*	Pb + Sn + Cd + Bi + Sb 1,0...3,0	≤ 0,05	≤ 0,15
AlCuMg0,5	2,0 3,0	0,2 0,5	≤ 0,2	≤ 0,8	≤ 1,0	≤ 0,25	≤ 0,10	-	Si + Fe ≤ 1,0	≤ 0,05	≤ 0,15
AlCuMgPb	3,5 5,0	0,4 1,8	0,5 1,0	≤ 1,0	≤ 1,0	≤ 1,0	-	≤ 0,2*	Pb + Sn + Bi + Cd + Sb 1,0...3,0	≤ 0,10	≤ 0,30
AlZnMg3	≤ 0,10	2,0 3,5	0,1 0,6	≤ 0,7	≤ 0,7	4,2 5,3	0,1 0,3	≤ 0,2*	-	≤ 0,05	≤ 0,20

*Ti kann ganz oder teilweise durch andere kornverfeinernde Zusätze ersetzt werden

**Von den beiden Legierungsbestandteilen Mn und Cr muß wenigstens einer, und zwar Mn ≥ 0,2 % oder Cr ≥ 0,1 % vorhanden sein.

Die Legierungen AlMg3, AlMg5, AlMgSi1, AlCuMg1, AlCuMg2, AlZnMgCu0,5, AlZnMgCu1,5, vgl. Bild 2,13.

Bild 2.15 Legierungsbestandteile (außer Al) und zulässige Beimengungen von Aluminium-Knetlegierungen nach DIN 1725 Bl. 1, Mai 1958

Leg. Typ	Cu %	Mg %	Mn %	Si %	Fe %	Zn %	Ti %	Bemerkungen	Sonstige % einz. ges.	
G-AlSi12*	≤ 0,05	≤ 0,05	0** 0,5	11,0 13,5	≤ 0,6	≤ 0,10	≤ 0,15	-	≤ 0,05	≤ 0,15
G-AlSi5Mg*	≤ 0,05	0,5 0,8	0** 0,5	4,5 6,0	≤ 0,5	≤ 0,10	0 0,20	-	≤ 0,05	≤ 0,15
G-AlSi5Cu1Zn*	1,2 2,0	0,4 0,8	0,2 0,5	5,5 7,0	≤ 0,8	≤ 1,5	≤ 0,15	Ni ≤ 0,3 Pb + Sn ≤ 0,3	≤ 0,05	≤ 0,15
G-AlSi7Cu1*	1,0 1,5	0,3 0,6	0** 0,5	7,0 8,0	≤ 0,8	≤ 0,7	≤ 0,15	Ni ≤ 0,4 Pb ≤ 0,2 Sn ≤ 0,2	≤ 0,05	≤ 0,15
G-AlMg3*	≤ 0,05	2,0 4,0	0 0,5	0 1,3	≤ 0,5	≤ 0,10	0 0,20	-	≤ 0,05	≤ 0,15
G-AlMg5Cu*	0,4 0,6	4,0 5,5	0 0,5	0,5 1,5	≤ 0,5	≤ 0,10	0 0,20	-	≤ 0,05	≤ 0,15
GD-AlSi12	≤ 0,05	≤ 0,05	0** 0,5	11,0 13,5	≤ 0,6	≤ 0,10	≤ 0,15	-	≤ 0,05	≤ 0,15
GD-AlSi10Mg	≤ 0,05	0,2 0,4	0** 0,5	9,0 11,0	≤ 0,6	≤ 0,10	≤ 0,15	-	≤ 0,05	≤ 0,15
GD-AlSi5Cu1Zn	1,2 2,0	0,4 0,8	0,2 0,5	5,5 7,0	≤ 1,0	≤ 1,5	-	Ni ≤ 0,3 Pb + Sn ≤ 0,3	≤ 0,05	≤ 0,15
GD-AlSi7Cu1	1,0 1,5	0,3 0,6	0,2 0,5	7,0 8,0	≤ 1,0	≤ 0,7	≤ 0,15	Ni ≤ 0,4 Pb ≤ 0,2 Sn ≤ 0,2	≤ 0,05	≤ 0,15
GD-AlSi10(Cu)	≤ 0,4	0 0,5	0** 0,5	6,0 10,0	≤ 1,2	≤ 0,40	≤ 0,20	Ni ≤ 0,3 Pb ≤ 0,2 Sn ≤ 0,1	≤ 0,05	≤ 0,15
GD-AlMg9	≤ 0,05	7,0 10,0	0,2 0,5	0 1,0	≤ 0,6	≤ 0,1	≤ 0,15	-	≤ 0,05	≤ 0,15
GD-AlSi5Cu1	1,0 1,5	0,3 0,6	0** 0,5	5,0 6,0	≤ 0,9	≤ 0,5	≤ 0,15	Ni ≤ 0,3 Pb ≤ 0,2 Sn ≤ 0,1	≤ 0,05	≤ 0,15

*auch für Kokillenguß (GK)

Die Legierungen G-AlSi10Mg, G-AlSi5Cu1 und G-AlMg5 vgl. Bild 2.14

**wenn Fe > 0,4 %, dann Mn > 0,25 %

Bild 2.16 Legierungsbestandteile (außer Al) und zulässige Beimengungen von Aluminium-Gußlegierungen nach TGL 6556, Juli 1960

Leg.-Typ	Cu %	Mg %	Mn %	Si %	Fe %	Zn %	Cr %	Ti %	Ni %	Sonstige %	
										einzel.	ges.
G-AlSi12CuNi	1,0 1,5	1,0 1,5	0,3 0,5	11,5 13,5	≤ 0,8	≤ 0,3	-	0,05 0,20	0,8 1,1	≤ 0,05	≤ 0,15
G-AlSi20CuNi	1,1 1,6	0,6 0,9	0,1* 0,3	20,0 23,0	≤ 0,5	≤ 0,3	-	≤ 0,20	0,8 1,1	≤ 0,05	≤ 0,15
G-AlSi26CuNi	0,8 1,1	0,6 0,9	0,1* 0,3	24,5 27,5	≤ 0,5	≤ 0,3	0,4 0,6	≤ 0,20	0,8 1,1	≤ 0,05	≤ 0,15

* wenn Fe 0,4 %, dann Mn 0,25 %

Bild 2.17 Legierungsbestandteile (außer Al) und zulässige Beimengungen von Aluminium-Kolbenlegierungen nach TGL 4886, Dezember 1958

Leg. Typ	Cu %	Mg %	Mn %	Si %	Fe %	Zn %	Cr %	Ti %	Sonstige %	
									einzel.	ges.
S-AlMn	≤ 0,10	0 0,3	0,8 1,5	≤ 0,5	≤ 0,5	≤ 0,2	-	≤ 0,2*	≤ 0,05	≤ 0,15
S-AlMgMn	≤ 0,05	1,6 2,5	0,5 1,5	≤ 0,5	≤ 0,4	≤ 0,2	0 0,30	≤ 0,2*	≤ 0,05	≤ 0,15
S-AlMg3	≤ 0,05	2,6 3,3	0** 0,4	≤ 0,5	≤ 0,4	≤ 0,2	0** 0,30	≤ 0,2*	≤ 0,05	≤ 0,15
S-AlMg3Si	≤ 0,1	2,3 3,5	0,3 0,8	0,5 0,8	≤ 0,5	≤ 0,2	0 0,30	≤ 0,2*	≤ 0,05	≤ 0,15
S-AlMg5	≤ 0,05	4,3 5,5	0** 0,6	≤ 0,5	≤ 0,4	≤ 0,2	0** 0,30	≤ 0,2*	≤ 0,05	≤ 0,15
S-AlSi12	≤ 0,03	≤ 0,05	0 0,5	11,0 13,5	≤ 0,4	≤ 0,10	-	≤ 0,15*	≤ 0,05	≤ 0,15

Die Legierung S-AlSi5 vgl. Bild 2.14

* Ti kann ganz oder teilweise durch andere kornverfeinernde Zusätze ersetzt werden

** Von den beiden Legierungsbestandteilen Mn und Cr muß wenigstens einer vorhanden sein, und zwar Mn mit mindestens 0,2 % oder Cr mit mindestens 0,1 %

Bild 2.18 Legierungsbestandteile (außer Al) und zulässige Beimengungen von Aluminium-Schweißzusatzlegierungen nach DIN 1732 Bl. 1, Entwurf Sept. 1960

Art des Werkstoffs	Cu %	Mg %	Zn %	Ni %	Mn %	Si %	Ti %	Cr %	Fe %	Anwendungsbereiche
hochfester Nietwerkstoff	1,8 2,4	1,2 1,6	6,0 6,7	-	-	-	0,02 0,08	-	-	
warmfester Knetwerkstoff	2,6 3,2	2,0 2,4	-	-	0,45 0,70	-	-	-	-	200 bis 300 °C
	6,0 7,0	-	-	-	0,4 0,8	-	0,1 0,2	-	-	250 bis 350 °C
	6,0 7,0	0,25 0,45	-	-	0,4 0,8	-	0,10 0,20	-	-	225 bis 250 °C
Schmiedewerkstoff	1,8 2,6	0,4 0,8	-	-	0,4 0,8	0,7 1,2	-	-	-	
	3,9 4,8	0,4 0,8	-	-	0,4 1,0	0,6 1,2	-	-	-	
warmfester Gußwerkstoff	4,6 6,0	0,8 1,5	-	2,6 3,6	0,18 0,3	-	-	0,1 0,25	-	300 bis 350 °C
	3,5 4,5	0,7 1,2	-	-	0,15 0,3	1,5 2,0	0,05 0,1	0,15 0,25	1,2 1,7	250 bis 300 °C
	4,5 5,3	-	-	-	0,6 1,0	-	0,25 0,45	-	-	175 bis 300 °C

Bild 2.19 Wesentliche Legierungsbestandteile (außer Al) von zukünftigen Aluminiumlegierungen

gierung (LW 3214), die neben etwa 5,5 Prozent Silizium etwa 1,3 Prozent Kupfer aufweist, ein breites Anwendungsgebiet. In allen Fällen ist Kupfer entscheidend beim Aushärtungsprozeß und der damit möglichen Festigkeitssteigerung beteiligt. Im Bild 2.20 werden 18 verschiedene Varianten von Dreistofflegierungen des Systems AlCuSi gezeigt. Die Darstellung gibt die aluminiumreiche Ecke des Dreistoffsystems wieder. Die Versuche wurden an magnesiumfreien Proben durchgeführt, die in Sand als Formstoff vergossen wurden. Die Versuchsergebnisse (Streckgrenze $\hat{=}$ 0,2-Grenze, Bruchfestigkeit, Bruchdehnung) sind in einem Kreis für das jeweilige Konzentrationsverhältnis eingetragen worden.

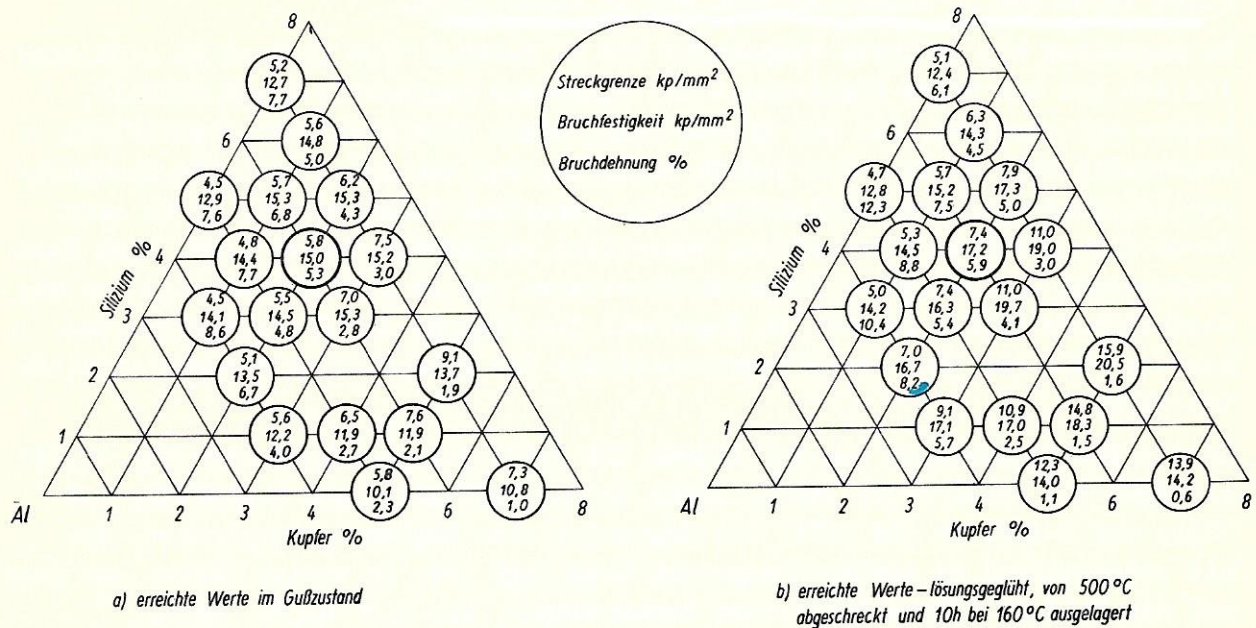


Bild 2.20 Festigkeitswerte von reinen AlCuSi-Legierungen im Gußzustand und warmausgehärtet

Bei einer Zusammensetzung von 2 Prozent Kupfer und 4 Prozent Silizium können z.B. folgende Werte abgelesen werden:

		Gußzustand	warmausgehärtet
Streckgrenze	kp/mm ²	5,8	7,4
Bruchfestigkeit	kp/mm ²	15,0	18,2
Dehnung	%	5,3	5,9

Aus den Werten in den Bildern 2.20a und b geht hervor, daß die Warmaushärtbarkeit lösungsgeglühter Proben von magnesiumfreien AlCuSi-Legierungen des untersuchten Konzentrationsbereichs fast ausschließlich durch den Kupfergehalt bedingt wurde.

Liegt Kupfer als Al₂Cu im Gefüge der Aluminiumlegierungen vor, dann werden die Korrosionseigenschaften besonders stark negativ beeinflusst. Je mehr durch ein Lösungsglühen dieses Kupfer im Aluminium gelöst wird, um so mehr wird dieser negative Einfluß gemildert.

In Legierungen, für die eine besondere Korrosionsbeständigkeit gefordert wird, ist der Kupfergehalt mit $\leq 0,05$ Prozent festgelegt. Durch Zusätze von etwa

0,5 Prozent Kupfer wird die Neigung zur Spannungsrißkorrosion von AlZnMg-Legierungen gemildert, und Kupfergehalte von 0,3 bis 2,0 Prozent in den hochfesten AlZnMgCu-Legierungen ergeben in kombinatorischer Wirkung mit Mangan und Chrom einen stabilisierenden Einfluß gegen Spannungsrißkorrosion, wenn der Gehalt an Magnesium und Zink nicht zu hoch gewählt wird.

Magnesium

Die Legierungskombination von Magnesium als Hauptlegierungsbestandteil mit Aluminium als Basis ergibt eine Reihe technisch interessanter Legierungen, wie z.B. AlMg₃ (LW 3302 und 3303) und AlMg₅ (LW 3305), die sich durch sehr gutes Verhalten in korrodierenden Medien auszeichnen.

Da Magnesium bei erhöhter Temperatur bis zu maximal 17,4 Prozent im Aluminium löslich ist und diese Löslichkeit mit sinkender Temperatur stark abfällt, könnte man annehmen, daß bei diesen Legierungen eine Aushärtungsbehandlung zweckmäßig sei. Es hat sich jedoch erwiesen, daß der durch die AlMg-Mischkristallbildung erzielte Festigkeitsgewinn gegenüber Reinaluminium nicht noch durch eine Aushärtungsbehandlung wesentlich beeinflußt werden kann. Eine Warmauslagerung in bestimmten Temperaturbereichen und in Abhängigkeit von der Magnesiumkonzentration fördert im Gegenteil die Neigung zur Spannungsrißkorrosion, so daß auf eine Aushärtungsbehandlung bei AlMg-Knetlegierungen verzichtet wird.

In den Knetlegierungen vom Typ AlCuMg (LW 3115, 3125), AlMgSi (LW 3355, 3357), AlZnMgCu (LW 3425, 3435, 3455), sowie in den Gußlegierungen G-AlSi10Mg (LW 3205) und G-AlSi5Cu (LW 3214) ist Magnesium eine Legierungskomponente, die mit entscheidend am Aushärtungsprozeß beteiligt ist. In vielen Fällen ist dies auf die Bildung intermetallischer Verbindungen, wie z.B. Mg₂Si, MgZn₂, Al₂Mg₃Zn₃ oder Al₃Mg₇Zn₆ zurückzuführen, die mit Aluminium eine ähnliche Lös-

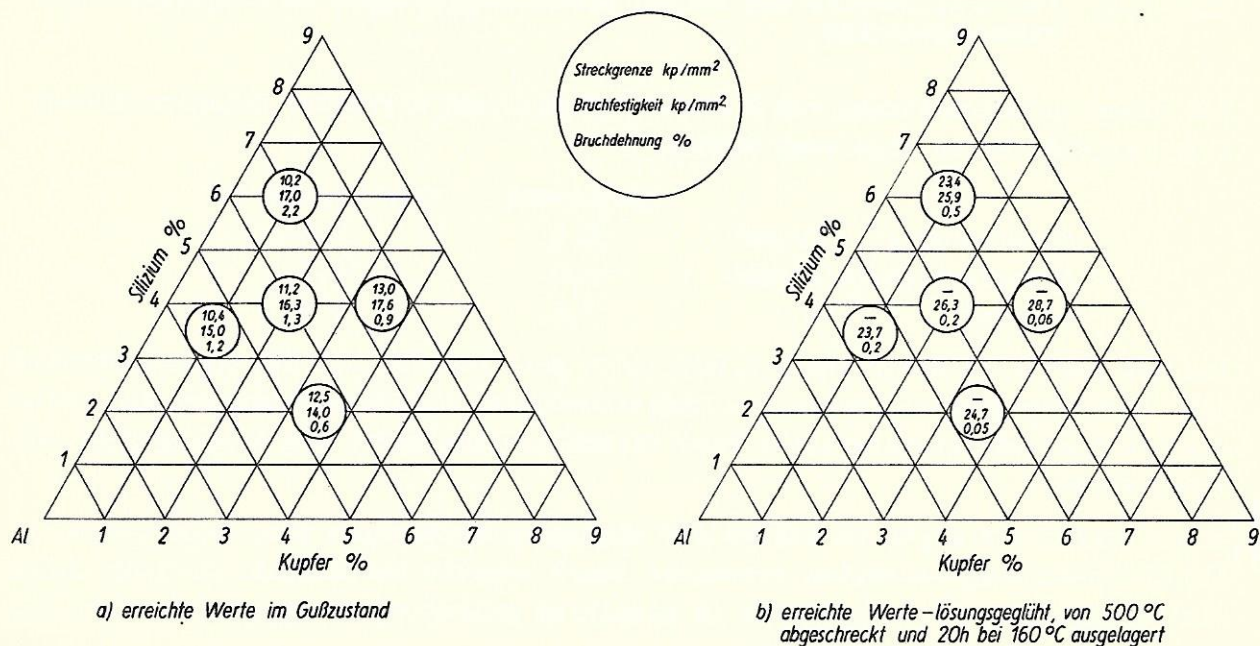


Bild 2.21 Festigkeitswerte von AlCuSi-Legierungen mit Magnesiumzusatz im Bereich von 0,35 bis 0,47 Prozent

lichkeitscharakteristik aufweisen wie Kupfer. Mitunter hat auch die Anwesenheit von Magnesium einen aktiven Einfluß auf die Aushärtungskinetik eines anderen Systems. So steigt z.B. die Härte bei der Auslagerung von AlCu-Legierungen in Anwesenheit von Magnesium wesentlich schneller in der Zeiteinheit. Soll das Formänderungsvermögen nach einer Lösungsglühung möglichst erhalten bleiben, wie z.B. bei Nietwerkstoffen, hält man in einer AlCu-Legierung wie bei LW 3112 den Magnesiumgehalt ganz niedrig. Den Einfluß eines Magnesiumgehalts im Bereich von 0,35 bis 0,47 Prozent auf verschiedene Varianten von AlCuSi-Legierungen im Gußzustand und nach einer Wärmebehandlung zeigt Bild 2.21.

Bei einem Vergleich mit den magnesiumfreien Legierungsvarianten in Bild 2.20 ist zu erkennen, daß dieser relativ geringe Magnesiumgehalt zu einer erheblichen Steigerung der Streckgrenze und Bruchfestigkeit beitragen kann, bei allerdings sehr starker Reduzierung der Bruchdehnung. Ein noch höherer Magnesiumgehalt würde jedoch eine nicht mehr vertretbare Versprödung in solchen Legierungen herbeiführen.

Zink

In der Auswahl der Aluminiumlegierungen für die Luftfahrtindustrie der DDR ist Zink nur Legierungskomponente in AlZnMgCu-Halbzeugen. Einfluß und Wirkung des Zinks ist deshalb besonders im Zusammenhang mit Magnesium zu betrachten. Aus Bild 2.22 kann die Abhängigkeit der Zugfestigkeit vom Zinkgehalt in Wechselwirkung mit dem Magnesiumgehalt abgelesen werden.

Es läßt sich also z.B. mit 4 Prozent Zink und 3 Prozent Magnesium annähernd die gleiche Festigkeit erreichen wie mit 8 Prozent Zink und 0,5 Prozent Magnesium. Der im Bild 2.22 zu erkennenden Steigerungsmöglichkeit der Zugfestigkeit durch hohe Zink- und Magnesiumkonzentrationen ist keine entsprechende Steigerung der Wechselfestigkeit proportional, und bei sehr hohen Konzentrationen ist eine starke Kerbempfindlichkeit bei dynamischen Beanspruchungen zu verzeichnen.

Werden als Parameter die 0,2-Grenzen-Werte festgelegt, dann ergibt sich im Dreistoffsystem AlZnMg ein Kurvenverlauf in Abhängigkeit von der Zink- und Magnesiumkonzentration, wie ihn Bild 2.23 (Seite 22) wiedergibt.

Aus Bild 2.23 ist z.B. zu erkennen, welche Zink- und Magnesiumkonzentrationen im System AlZnMg einen $\sigma_{0,2}$ -Wert von 20 kp/mm² ergeben.

Reine AlZnMg-Legierungen neigen zur Spannungsrißkorrosion. Diese wird beeinflußt durch die Lage der Legierung im ternären Zustandsdreieck, durch Zusätze von weiteren Legierungselementen und durch die Herstellungs- und Verarbeitungsbedingungen, insbesondere die Wärmebehandlung.

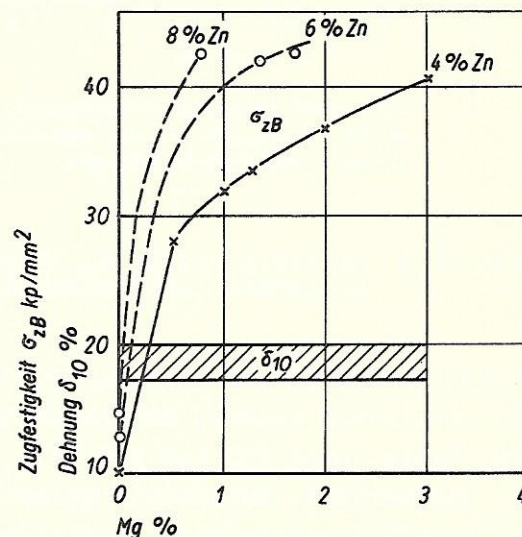
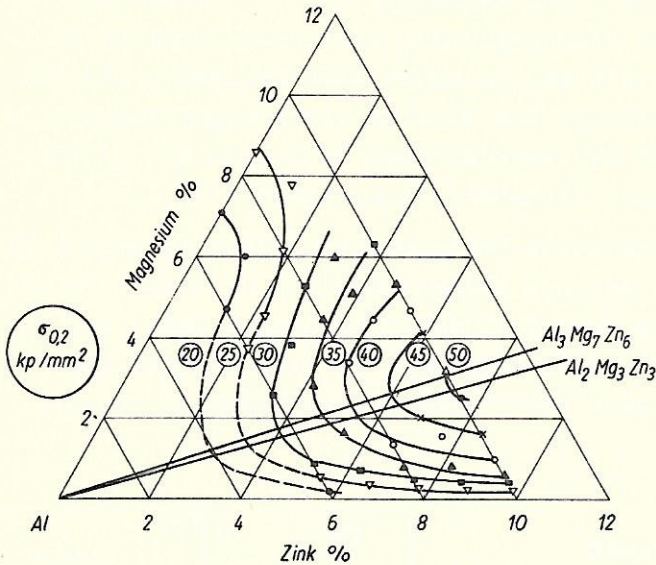


Bild 2.22 Zugfestigkeit von AlZn-Legierungen mit 1 Prozent Mangan in Abhängigkeit vom Magnesiumgehalt (bei 20° C ausgehärtet) nach Wassermann

Als allgemeine Faustregel kann angenommen werden, daß die Neigung zur Spannungsrißkorrosion besonders gering ist bei möglichst niedriger Einzelkonzentration der Zink- und Magnesiumgehalte.



*Draht, 8mm ϕ , stranggepreßt, Wärmebehandlung:
bei 475°C lösungsgeglüht, in Wasser abgeschreckt,
20 Tage bei Raumtemperatur ausgelagert*

Bild 2.23 Kurven gleicher $\sigma_{0,2}$ -Werte im Konzentrationsdreieck AlZnMg

Eine Kombination von Kupfer-, Mangan- und Chromzusätzen wirkt dieser Neigung entgegen. Die AlZnMgCu-Legierungen werden praktisch immer warm ausgelagert. Die Aushärtungskinetik ist komplexer Natur und stark von der Wahl der Auslagerungstemperatur abhängig.

Silizium

Silizium führt in magnesiumhaltigen Legierungen zur Bildung von Mg_2Si , dessen Bedeutung bereits bei der Behandlung des Magnesiums erwähnt wurde.

In den Gußlegierungen ist Silizium in wesentlich größerem Überschuß vorhanden als zur Bildung des Mg_2Si erforderlich wäre. Silizium ist bis 1,6 Prozent im

Aluminium bei 577 °C löslich. Mit etwa 10 Prozent Silizium (IW 3205) ist eine AlSi-Legierung schwach untereutektisch. Damit ist das Erstarrungsintervall sehr klein (etwa 600 bis 570 °C). Silizium verbessert in Aluminiumlegierungen die Gießbarkeit. Reinaluminium hat ein gutes Fließvermögen aber ein schlechtes Formfüllungsvermögen. Legierungen mit einem Siliziumgehalt von 5 bis 6 Prozent zeigen nur ein mäßiges Fließvermögen, jedoch füllen sie den Formhohlraum besser aus als Reinaluminium.

Eutektische AlSi-Legierungen haben ein besonders gutes Formfüllungsvermögen, dagegen liegt ihr Fließvermögen zwischen dem des Reinaluminiums und dem der 5 bis 6 Prozent Silizium enthaltenden Legierungen. Das Maximum des Fließvermögens liegt bei ≈ 20 Prozent Silizium, jedoch haben solche Legierungen kein so gutes Formfüllungsvermögen wie die eutektischen AlSi-Legierungen.

Kleine Siliziumzusätze in der Gußlegierung G-AlMg5 (IW 3320) und in dem Schweißzusatzwerkstoff S-AlMg5(Si) (IW 3315) wirken einer Mikrolunker- und Warmrißneigung entgegen, weil damit die Zusammensetzung und Menge der Restschmelze beim Erstarrungsvorgang günstig beeinflußt werden.

Mangan

Fast alle Aluminiumlegierungen enthalten einen mehr oder weniger großen Zusatz von Mangan. Von den zahlreichen günstigen Auswirkungen des Mangans sollen nur einige aufgezählt werden.

Bereits geringe Mengen Eisen und Silizium bilden im Aluminiumguß die ternäre Verbindung $\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}$, die nadelartig im Gefüge auftritt und unerwünscht ist. In Gegenwart von Mangan bildet sich dagegen eine Vierstoff-Kristallart (AlSiFeMn), die nicht diese schädliche nadelartige Form aufweist.

In AlCuMg-Legierungen wird die Rekristallisationsschwelle durch Manganzusätze zu höheren Temperaturen verschoben und damit die Neigung zur Grobkornbildung beim Lösungsglühen von stranggepreßtem Halbzeug eingeschränkt.

Die Bedeutung von Mangan im Zusammenhang mit der Einengung der Spannungskorrosionsneigung wurde bereits bei den Legierungszusätzen Kupfer und Zink erläutert.

Nickel

In Aluminiumlegierungen, die bei Betriebstemperaturen bis etwa 300 °C eingesetzt werden können, ist oft Nickel eine Legierungskomponente.

In LW 3134 und 3135 beträgt der Nickelgehalt etwa 1,3 Prozent. Beide Legierungen werden jedoch bezüglich der Warmfestigkeit von neueren Legierungsentwicklungen im Bereich von 250 bis 300 °C übertroffen (vgl. Bild 2.19). Allgemein beträgt der Nickelanteil über 0,9 Prozent. Übersteigt der Nickelgehalt 1,5 Prozent, dann werden diese Legierungen sehr spröde. Es gibt zwar Legierungen, die neben relativ hohen Kupfergehalten auch etwa zwei Prozent Nickel aufweisen, sie können aber nur dort verwendet werden, wo eine gewisse Sprödigkeit zulässig ist.

2.3. Aluminium-Luftfahrtwerkstoffe

2.3.1. Allgemeine chemische und Festigkeitseigenschaften

LW 3001 (Al99,5) wird auf Grund seiner geringen Festigkeit nur dort verwendet, wo man eine gute chemische Beständigkeit wünscht, denn dieser Werkstoff ist außer gegen Alkalien und Chlor gegenüber Korrosionseinflüssen sehr widerstandsfähig. Werden außer guter Korrosionsbeständigkeit höhere Festigkeitseigenschaften gefordert, als sie LW 3001 bietet, dann kommen die Legierungen LW 3302, 3303 und 3305 (AlMg3 und AlMg5) in Frage. Beim Einsatz von LW 3305 sind bei der mechanischen und thermischen Behandlung besondere Bedingungen einzuhalten, um auftretende Spannungskorrosionsempfindlichkeit zu vermeiden. Recht korrosionsbeständig ist auch LW 3355 (AlMgSi). Die Eigenschaften dieser Legierung entsprechen annähernd denen von Reinaluminium der Qualität Al99,5, d.h., die Beständigkeit von LW 3355 ist fast so gut wie von LW 3001. Da LW 3355 jedoch aushärtbar ist, erreicht dieser Werkstoff bessere Festigkeitswerte als die vorstehend genannten Werkstoffe.

Für hochbeanspruchte Bauteile werden LW 3115, 3116, 3125, 3126, 3425, 3435, 3455 und 3456 (AlMgCu- und AlZnMgCu-Legierungen) verwendet. Die kupferhaltigen Legierungen ohne Plattierschicht sind gegen Korrosionsangriffe nicht so widerstandsfähig wie LW 3001 oder einige andere kupferfreie Legierungen. Bei unmittelbarer Einwirkung von Säuren, Laugen und scharfen Salzlösungen dürfen sie deshalb nicht verwendet werden. Gegen Angriffe von Seewasser und Seeluft sind Schutzanstriche vorzusehen. Bei den AlCuMg-Legierungen ist die Korrosionsbeständigkeit am günstigsten im kalt ausgehärteten Zustand.

Die Plattierung dient vorwiegend dazu, die Korrosionsbeständigkeit zu erhöhen. Durch die sogenannte Fernschutzwirkung, die auf dem Potentialunterschied zwischen Deckschicht und Kernmetall beruht, nehmen auch schmale freiliegende Stellen, wie Schnittkanten, Bohrungen, Nietköpfe, Verletzungen durch Kratzer usw. an der Schutzwirkung der Plattierung teil. Diese Fernschutzwirkung tritt jedoch nur bei ausgehärteten Werkstoffen auf.

Bei mäßig erhöhten Temperaturen, besonders im Triebwerksbau, kann LW 3115 verwendet werden. Für den Einsatz bei Betriebstemperaturen bis knapp über 200 °C stehen z.Z. LW 3134 und 3135 (AlCuMgNi) zur Verfügung. In absehbarer Zeit werden Aluminiumwerkstoffe bereitstehen, deren Einsatz auch bei höheren Temperaturen möglich ist.

Von den AlZnMgCu-Legierungen ist besonders LW 3425 als Werkstoff für Schmiedestücke geeignet. LW 3435 ist ein Werkstoff, der vor allem zur Herstellung großer Platten verwendet wird, die nach dem Lösungsglühen gereckt werden können. Die Anwendung von LW 3455 und 3456 verlangt spezielle Werkstoffkenntnisse. In den folgenden Abschnitten wird hierauf noch näher eingegangen.

LW 3112 (AlCu) wurde als Nietwerkstoff ausgewählt, weil diese Legierung nach dem Lösungsglühen dauernd schlagbar ist.

Von den Gußwerkstoffen ist LW 3320 (G-AlMg5) gegen Seewasser und schwach alkalische Lösungen gut beständig. Für höher beanspruchte Teile stehen LW 3205 und 3214 (G-AlSi10Mg und G-AlSi5Cu1) zur Verfügung. Diese Legierungen sind für komplizierte und dünnwandige Gußteile geeignet. LW 3205 zeigt eine bessere chemische Beständigkeit als LW 3214 und bei sorgfältiger Einhaltung der Technologie können damit dichte Gußstücke erzielt werden.

2.3.2. Physikalische Eigenschaften

Im Bild 2.24 wird die Dichte, im Bild 2.25 die Wärmeleitfähigkeit bei 20 °C und im Bild 2.26 werden die Längenausdehnungskoeffizienten der Aluminium-Luftfahrtwerkstoffe dargestellt.

Werkstoff (LW)	3001	3112 3115 3125 3134 3135	3205 3214 3355 3357	3302 3303 3305 3320	3425 3435	3455
Typ	Al99,5	AlCu AlCuMg AlCuMgNi	G-AlSi10Mg G-AlSi5Cu1 AlMgSi	AlMg3 AlMg5 G-AlMg5	AlZnMgCu	AlZnMgCu1,5
ρ kg/dm ³	2,70	≈ 2,8	≈ 2,7	≈ 2,6	≈ 2,8	2,8...2,9

Bild 2.24 Dichte der Aluminium-Luftfahrtwerkstoffe

Die Wärmeleitfähigkeit ist unter anderem ganz besonders vom Werkstoffzustand abhängig. So gilt z.B. für LW 3355 (AlMgSi)

weich	= 0,49 cal/cm·s·°C
kalt ausgehärtet	= 0,36 cal/cm·s·°C
warm ausgehärtet	= 0,41 cal/cm·s·°C

Werkstoff (LW)	3001	3115 3125 3134 3135	3205 3214 3302 3303 3320	3305	3355	3455
Typ	Al 99,5	Al Cu Mg Al Cu Mg Ni	G-Al Si 10 Mg G-Al Si 5 Cu 1 Al Mg 3 G-Al Mg 5	Al Mg 5	Al Mg Si	Al Zn Mg Cu 1,5
λ cal/cm·s·°C	0,5	0,3...0,4		0,26...0,3	0,4...0,5	0,27...0,32

Bild 2.25 Wärmeleitfähigkeit der Aluminium-Luftfahrtwerkstoffe bei 20 °C

2.3.3. Festigkeitseigenschaften

Die Festigkeitswerte sind sehr stark abhängig von der Halbzeugart und -abmessung. Darum ist es sehr schwer, in einem Schaubild die Festigkeitswerte für alle Aluminium-Werkstoffe gegenüberzustellen, da sehr verschiedene Halbzeugformen aus den einzelnen Werkstoffen üblich sind. Bild 2.27 gestattet eine grobe Orientierung über die Mindestfestigkeitswerte einiger Aluminium-Knetwerkstoffe. Eingehende vergleichende Festigkeitsbetrachtungen werden im Abschnitt 5 behandelt.

LW-Nr.	Leg. Typ	Temperaturbereich °C		
		20...100	20...200	20...300
3001	Al 99,5	24,0	24,9	25,8
3115 3125	Al Cu Mg	22,8	23,4	
3134		22,0	23,1	24,0
3205	G-Al Si 10 Mg	21,7	22,5	23,5
3214	G-Al Si 5 Cu 1	23,1	23,9	25,2
3305	Al Mg 5	24,3	25,4	26,2
3320	G-Al Mg 5	20,0	24,0	27,0
3355	Al Mg Si	23,6	24,3	25,4
3455	Al Zn Mg Cu 1,5	23,6	24,1	25,9



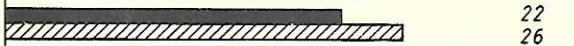
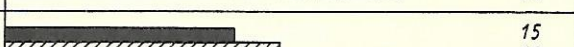
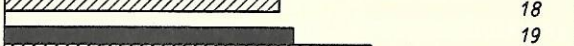
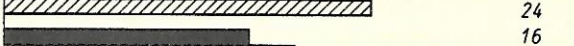

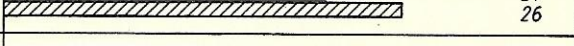

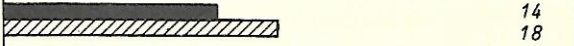
Bild 2.26 Längenausdehnungskoeffizient α der Aluminium-Luftfahrtwerkstoffe

LW-Nr.	Typ	Halbzeug	Zustand	Mindest - Abnahmewerte σ_{zB} kp/mm ²						
				10	20	30	40	50	60	
3001	Al 99,5	Stangen Blech	preßhart							7
			halbhart							10
3115	Al Cu Mg 1	Stangen	kalt ausgehärtet							38
3116	Al Cu Mg 1 pl	Blech	kalt ausgehärtet							37
3125	Al Cu Mg 2	Stangen Blech	kalt ausgehärtet							43
			kalt ausgehärtet							45
3126	Al Cu Mg 2 pl	Blech	kalt ausgehärtet							42
3134 / 35	Al Cu Mg Ni	Stangen	warm ausgehärtet							36
3302	Al Mg 3	Blech	weich							18
3305	Al Mg 5	Blech	weich							24
3355	Al Mg Si	Stangen Blech	warm ausgehärtet							28
			warm ausgehärtet							32
3435	Al Zn Mg Cu	Blech gereckt	warm ausgehärtet							52
3455	Al Zn Mg Cu 15	Stangen Blech	warm ausgehärtet							50
			warm ausgehärtet							52
3456	Al Zn Mg Cu 15 pl	Blech	warm ausgehärtet							49

Bild 2.27 Zugfestigkeit einiger Aluminium-Luftfahrtwerkstoffe (Knetwerkstoffe)

Im Bild 2.27 sind für preßharte, halbharte, kalt und warm ausgehärtete Werkstoffe die Mindestwerte lt. Abnahmebedingungen der Luftfahrtindustrie von den Halbzeugabmessungen eingetragen worden, für die die niedrigsten Werte festgelegt sind. Bei weichem Material sind die Werte DIN 1745 entnommen, da nach TNL 139 26 für weiche Bleche keine Mindestwerte festgelegt worden sind.

Die Mindestfestigkeitswerte von Aluminium-Gußlegierungen sind im Bild 2.28 zusammengestellt worden.

LW-Nr.	Typ	Gußart	Zustand	Mindest-Abnahmewerte σ_{zB} kp/mm ²					
				5	10	15	20	25	30
3205	G-Al Si 10 Mg	Sandguß	warm ausgehärtet						
			ohne Wärmebehandl.						
		Kokillenguß	ohne Wärmebehandl.						
			warm ausgehärtet						
3214	G-Al Si 5 Cu 1	Sandguß	ohne Wärmebehandl.						
			warm ausgehärtet						
		Kokillenguß	ohne Wärmebehandl.						
			warm ausgehärtet						
3320	G-Al Mg 5	Sandguß	ohne Wärmebehandl.						
		Kokillenguß	ohne Wärmebehandl.						


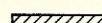
 Mindestwerte von Probestäben aus dem Gußstück
 Mindestwerte von gesondert gegossenen Probestäben

Bild 2.28 Zugfestigkeit von Aluminium-Luftfahrtwerkstoffen (Gußlegierungen) nach TNL 139 13

3. Formguß- und Halbzeugherstellung

3.1. Formguß

Eine ganze Reihe von Aluminiumlegierungen eignet sich besonders gut zur Herstellung von Formguß. Es werden folgende Formgußverfahren unterschieden:

1. Sandguß
 2. Kokillenguß
 3. Druckguß
 4. Schleuderguß
- } Schwerkraftguß

Die letzten beiden Verfahren sind besonders vorteilhaft für die Massenfertigung, sie sollen jedoch hier nicht besonders erörtert werden. Die beim Schwerkraftguß vorgenommene Trennung in Sand- und Kokillenguß wird durch die Wahl des Materials bestimmt, das die Form-Hohlräume umschließt, in denen das flüssige Metall erstarrt und damit die gewünschte Gestalt bekommt.

Das Metall wird in Öfen geschmolzen, die entweder mit Gas, Öl, Koks oder elektrisch geheizt werden. Je nach Menge, Art der Legierungen oder Schmelzbehandlungsverfahren werden verschiedene Aggregate vom kleinen Tiegelofen bis zum Großraumwannenofen verwendet. Besonders bei Kokillenguß wird die Schmelze zu-

nächst in Warmhalteöfen überführt und erst von dort aus vergossen.

Das Einsatzmaterial wird von der Hütte an die Gießerei fast ausschließlich fertiglegiert geliefert. In der Gießerei sind vor allem noch Modifizierungsverfahren durchzuführen, wie z.B. die Veredlung mit Natrium bei eutektischen und schwach untereutektischen AlSi-Legierungen. Diese Verfahren sollen unter anderem die Gefügebildung im erstarrten Gußstück günstig beeinflussen und damit die Werkstoffeigenschaften verbessern.

Eine nicht einwandfrei durchgeführte Schmelzbehandlung kann die Ursache von Werkstoffehlern im Gußstück sein. Ein auf diese Ursache zurückgehender Fehler ist z.B. die Gasporosität. Im Bild 3.1 (Seite 57) werden drei Abzüge von Röntgenaufnahmen gezeigt, die über die Gasporositätsneigung Auskunft geben. Besonders Bild 3.1c weist darauf hin, daß der Werkstoff durch eine stark gashaltige Schmelze vollkommen porös geworden ist.

Das in die Formen gegossene flüssige Metall hat im festen Zustand ein kleineres Volumen als im flüssigen Zustand. Dadurch läuft während der Erstarrung ein Schwindungs- und Schrumpfungsprozeß ab. Um ein Gußstück mit festgelegten Abmessungen zu erreichen, muß der Formhohlraum deshalb um das sogenannte Schwindmaß größer sein. Das Schwindmaß, ermittelt an unbehindert schwindenden Stäben, liegt für Aluminiumlegierungen etwa zwischen 1,25 und 1,40 Prozent, für Reinaluminium etwa bei 1,75 Prozent. Bei den praktisch ausgeführten Gußteilen ist die Schwindung infolge Behinderung durch Ballen und Kerne mitunter geringer.

Eine Schwindungsbehinderung kann zu Rißbildungen führen. Dabei ist zwischen Warm- und Kaltrissen zu unterscheiden. Einige Aluminiumlegierungen neigen zur Warmrißbildung. Damit ist die Werkstofftrennung gemeint, die sich während des Erstarrungsprozesses bei Temperaturen innerhalb des Erstarrungsintervalls (zwischen Liquidus und Solidus) vollzieht. Dieser Fehler kann vermieden werden durch

sinnvolle Beeinflussung der Erstarrungszeit,
sinnvolle Gestaltung des Gußteils,
geeignete Auswahl des Formstoffs,
geeignete Auswahl des Anschnitt- und Steigersystems,
entsprechende Legierungsauswahl und
geeignete Ausbildung der Kornform und -größe im Gußgefüge.

Ein weiterer Werkstofffehler bei Aluminiumguß, der nicht durch einfache Betrachtung des Gußteils festgestellt werden kann, ist die Ausbildung von Mikrolunkerkernen. Dabei handelt es sich um kleine Hohlräume im Werkstoffgefüge, die als Folge der Volumenverringerung während des Erstarrungsvorgangs entstehen. Die Ausbildung eines Mikrolunkers wird durch die Art des Wachstums der Primärkristalle beim Erstarrungsvorgang erklärt. Wachsen z.B. die Primärkristalle bei einer Legierung mit eutektischer Restschmelze vom Rand in die Schmelze hinein, so können sich insbesondere bei dendritischem Wachstum die Äste so verfilzen, daß zwischen ihnen geschlossene Räume entstehen und ein Nachsaugen von Schmelze bei der weiteren Erstarrung nicht mehr möglich ist. Es entsteht ein Mikrolunker.

Der Konstrukteur kann durch eine sinnvolle Gußteilmgestaltung viel dazu beitragen, daß Gußfehler vermieden werden.

Werkstoffanhäufungen sind möglichst zu vermeiden, weil an diesen Stellen das erstarrende Metall zur Lunkerung, Seigerung und Porosität neigt oder sich infolge langsamer Abkühlung ein ungünstiges Gefüge ausbildet (Bild 3.2),

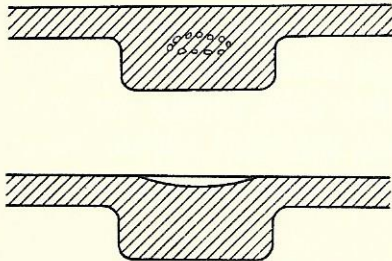
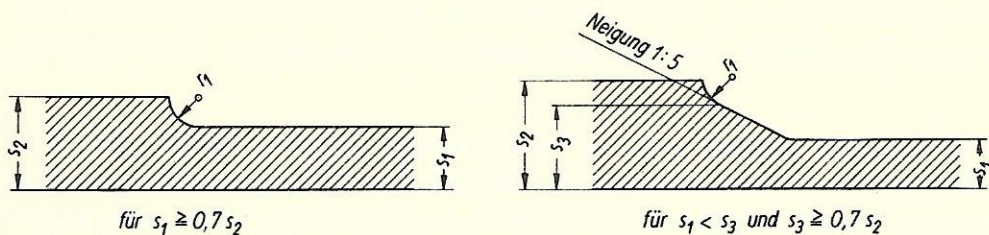


Bild 3.2 Werkstoffanhäufungen - poröse Gefüge oder Neigung zu Außenlunkern

Die Wanddicken eines Gußstücks sind möglichst gleich auszuführen. Unterschiedliche Wanddicken von Gußstücken können Innenlunker und Warmrisse verursachen.

Schroffe Querschnittsübergänge sind zu vermeiden. Sie hindern den Metallfluß in der Form und fördern die Bildung von Lunkern, kritischen Spannungskonzentrationen und Warmrissen. Dünne Querschnitte sind in dicke Querschnitte allmählich einzuleiten (Bild 3.3). Es ist besonders dafür zu sorgen, daß Kraftangriffszentren mit günstigen Übergängen zu den übrigen Gußpartien versehen werden.



s_1 mm	>3...5	>5...8	>8...12	>12...20	>20
r_1 mm	≥2,5	≥4	≥6	≥8	≥10

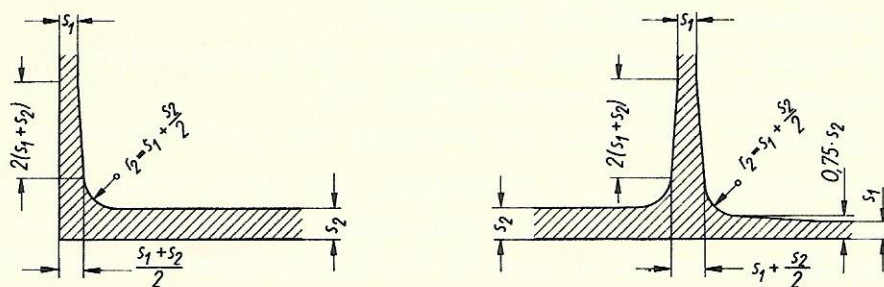


Bild 3.3 Gestaltung der Querschnittsübergänge bei Aluminium-Formgußteilen

Sollen aus Gründen der Steifigkeit Mittelrippen vorgesehen werden, so sind diese höchstens halb so hoch wie die Außenstege auszuführen. Sie müssen so angeordnet werden, daß sich die beim Schwinden des Gußwerkstoffs entstehenden Spannungen ausgleichen können (Bild 3.4).

Aus vorstehend angeführten Gründen werden ebene verbindende Flächen vorteilhaft schräg angeordnet (Bild 3.5).

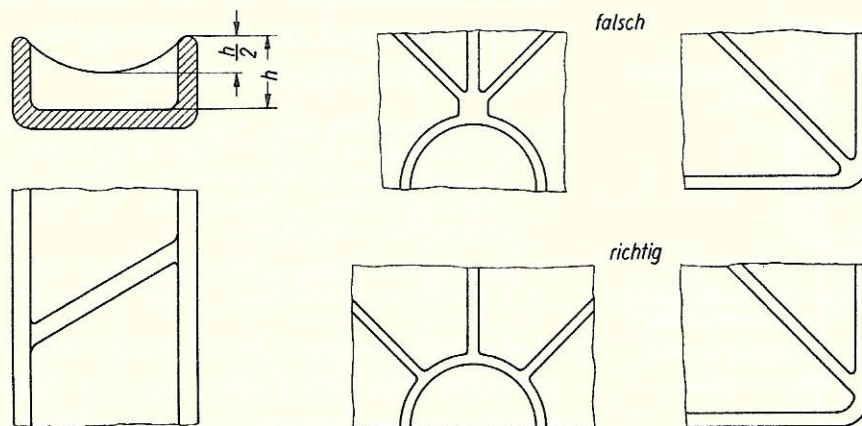


Bild 3.4 Anordnung von Rippen bei Aluminium-Formgußteilen

Bei der Entscheidung, ob man Gußstücke in Sand- oder in Kokillenguß ausführt, gelten folgende Gesichtspunkte:

S a n d g u ß wird für niedrige Stückzahlen,

für schwere und große Teile oder solche mit komplizierten Hohlräumen und unvermeidbaren Hinterschneidungen und

für Teile mit geringer Maßhaltigkeit verwendet.

K o k i l l e n g u ß ist für große Stückzahlen mittlerer und kleiner Abmessungen,

für Teile, deren Beanspruchungen erhöhte Forderungen an die statischen Festigkeitseigenschaften bei Raumtemperatur und an die Dichtheit stellen und

für Teile mit guter Oberflächenbeschaffenheit und erhöhter Maßhaltigkeit geeignet.

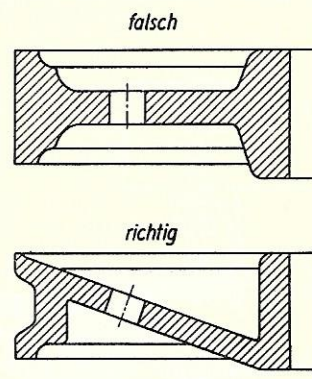


Bild 3.5 Anordnung ebener verbindender Flächen

3.2. Barrenguß

Ausgangsprodukte für die Halbzeugherstellung durch Pressen, Walzen und Schmieden sind entweder runde Gußbarren, auch als Gußblöcke oder -bolzen bezeichnet, oder angenähert rechteckige Gußbarren, auch Walzbarren genannt.

Die wirtschaftlichste Lösung zur Herstellung derartiger Barren aus Aluminium und seinen Legierungen ist heute das **S t r a n g g i e ß v e r f a h r e n**, nur noch für einige Sonderfälle wird das Tütengießverfahren verwendet.

Das Einsatzmaterial (von der Aluminiumhütte angelieferte Masseln, Rücklauf- und Fremdschrott und die Legierungselemente in reiner Form oder als Vorlegierungen) wird hauptsächlich in Gas- oder Induktionsöfen geschmolzen. Dabei hat

in den letzten Jahren für die höher magnesiumhaltigen Legierungen der Induktionsofen besondere Vorteile gezeigt. Oft wird die Schmelze aus den Schmelz-

öfen in Warmhalteöfen übergeführt und erst aus diesen erfolgt der Guß in die Kokille. An ein Leichtmetallbarrengießverfahren werden folgende Forderungen gestellt:

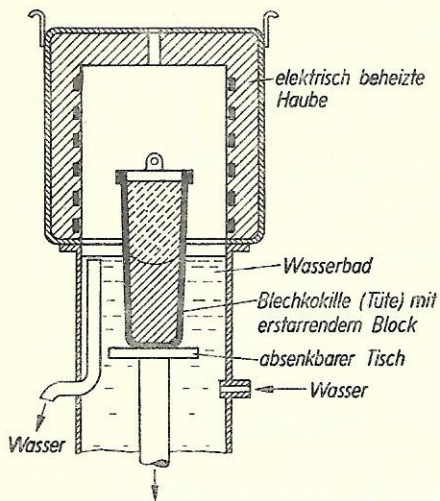


Bild 3.6 Tütengießverfahren

1. Die Schmelze muß bei tiefer Temperatur unmittelbar aus dem Ofen auf kürzestem Weg, langsam und gleichmäßig, möglichst ohne freifallenden Gießstrahl in die Gießform eingeführt werden.
2. Die Erstarrung muß möglichst rasch in Richtung von unten nach oben gelenkt werden.

Diese Forderungen lassen sich beim Strangguß weitestgehend erfüllen. Es gibt dabei eine Vielfalt von Variationen, ein Beispiel zeigt Bild 3.7.

Die Schmelze fließt aus dem Ofen über eine möglichst kurze Rinne und einen Verteiler ohne freifallenden Strahl in die Kokille, die mit Wasser gekühlt wird. Der Barren wird entsprechend der zugeführten Menge flüssiger Schmelze (Gießleistung) abwärts bewegt. Nach Austritt aus der Kokille findet eine weitere Kühlung - je nach Art der Legierung - entweder durch Druckluft oder angesprühtes Wasser statt, ehe der Block direkt in Wasser taucht.

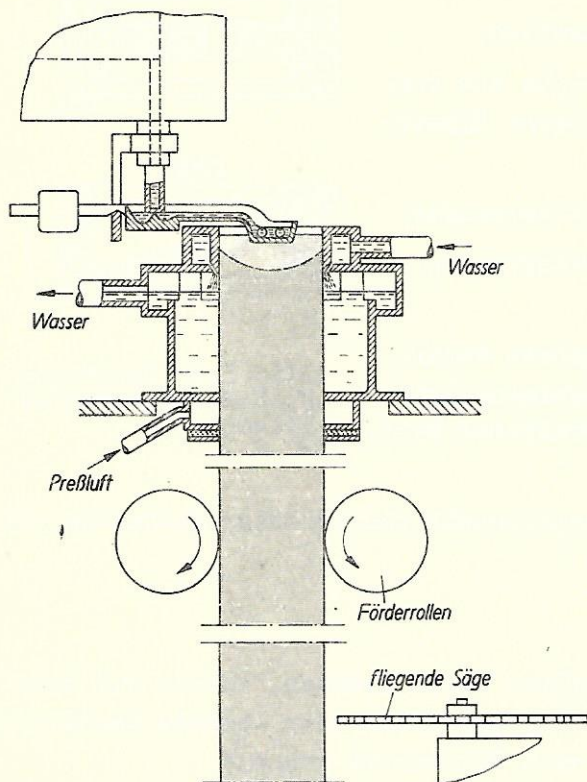


Bild 3.7 Vollkontinuierlicher Strangguß

Die Tiefe von der schmelzflüssigen Oberfläche bis zur festen Erstarrungsfront nennt man Sumpftiefe. Die konstante Einhaltung einer optimalen Sumpftiefe (abhängig von der Legierungsart) ist sehr wichtig für die Blockqualität und damit auch für die Qualität des daraus zu fertigenden Halbzeugs. Die Sumpftiefe ist regelbar durch Veränderung der Absenkgeschwindigkeit (Gießleistung) und der Kühlintensität. Beim Abguß wird besonderer Wert auf ein möglichst feinkörniges und dichtes Gefüge gelegt. Die Verteilung der Le-

gierungselemente soll weitgehend gleichmäßig sein. Je besser diese Bedingung erfüllt wird, um so weniger braucht der Gußbarren durch Drehen oder Fräsen vor der Weiterverwendung bearbeitet zu werden.

3.3. Blechherstellung

Als Ausgangsmaterial für die Blechherstellung werden entweder gegossene Rundbarren oder flache Walzbarren verwendet. Dabei sind verschiedene Technologien möglich. Es sollen hier nur zwei beschrieben werden, die sich besonders bei der Herstellung von plattiertem Blech (AlZnMgCu1,5 pl) bewährt haben.

Die Gußbarren (Walz- und Rundbarren) müssen vor Beginn der Blechherstellung im Temperaturbereich von 420 bis 450 °C mindestens 18 Stunden (Haltezeit) homogenisiert werden.

1. Möglichkeit

Walzbarren von 150 mm Dicke werden bei einer Barrentemp. von 420 bis 440 °C in einer ersten Walztour zu Platinen von 120 mm Dicke gewalzt. Anschließend werden die Platinen bei einem Werkstoffverlust von etwa 7 bis 10 Prozent beiderseitig gefräst. Nach einem dreistündigen Anwärmen auf 420 bis 440 °C wird in einer zweiten Walztour die Plattierauflage aufgewalzt. Diese Platinen werden warm bis auf eine Blechdicke von etwa 6 mm heruntergewalzt. Die Plattierschichtdicke beträgt rund 3,5 bis 5 Prozent der Blechdicke.

2. Möglichkeit

Bei der Verwendung von Rundbarren werden diese entweder auf großen Schmiedepressen zu Walzbarren umgeformt oder aber mittels einer Strangpresse zu einer Preßschiene gepreßt. So können z.B. Rundbarren 350 mm Ø, bei denen die Gußhaut bis zu einer Tiefe von 7,5 mm abgedreht worden ist (nicht immer Bedingung), nach der Homogenisierung auf großen Strangpressen (rd. 3500 Mp) zu Schienen mit einer Abmessung von 100 x 300 mm gepreßt werden. Preßtemperatur und Preßgeschwindigkeit sind von der Art der Legierung abhängig. Nachdem Abschnitte aus derartigen Preßschienen durch Beizen und Bürsten behandelt worden sind, werden sie in Plattiermaterial eingepackt und auf Walztemperatur angewärmt. Anschließend wird bis zu einer Blechdicke von etwa 5 mm warmgewalzt.

Nach dem Warmwalzen werden die Bleche beschnitten, und es wird zwischengeglüht, um beim folgenden Kaltwalzen ein Ausgangsmaterial zu haben, das sich möglichst gut kalt formen läßt. Je nach der Neigung zur Kaltverfestigung müssen während des Walzprozesses Zwischenglühungen durchgeführt werden. Dabei ist die Technologie von der Art der Legierung und vom dafür zulässigen Kaltwalzgrad abhängig.

Bei Blechen aus aushärtbaren Legierungen, die auf Enddicke gewalzt worden sind und die vom Verbraucher im ausgehärteten Zustand verarbeitet werden, wird eine Wärmebehandlung im Herstellerwerk durchgeführt. Zu dieser Wärmebehandlung gehören die Arbeitsgänge Lösungsglühen, Abschrecken und Auslagern. Nach dem Abschrecken wird noch ein Richten durchgeführt, bevor der Auslagerungsprozeß beginnt. Je nach der verlangten Oberflächengüte werden in diesen Ablauf noch Beiz- oder Bürstarbeiten zwischengeschaltet.

3.4. Stranggepreßte Halbzeuge

Das Strangpressen ist ein Umformverfahren zur Herstellung von Stangen, Rohren und Profilen, das heute fast nur noch in Form des direkten Pressens in liegenden oder stehenden Pressen angewendet wird. Dabei wird ein Rundbarren zu

einem Strang oder mehreren Strängen umgeformt, deren Querschnitte und Abmessungen durch die Form der Matrizenöffnung bestimmt sind.

Für das Strangpressen werden Gußbarren verwendet, die je nach Art des Werkstoffs vorher durch eine Glühbehandlung homogenisiert werden müssen und bei denen die Randzone meist abgedreht wird. Verschiedene Preßverfahren sind vor allem für das Pressen von Rohren und Hohlprofilen entwickelt worden. Bild 3.8 zeigt die grundsätzliche Anordnung beim Strangpressen am Beispiel der Herstellung von Hohlprofilen.

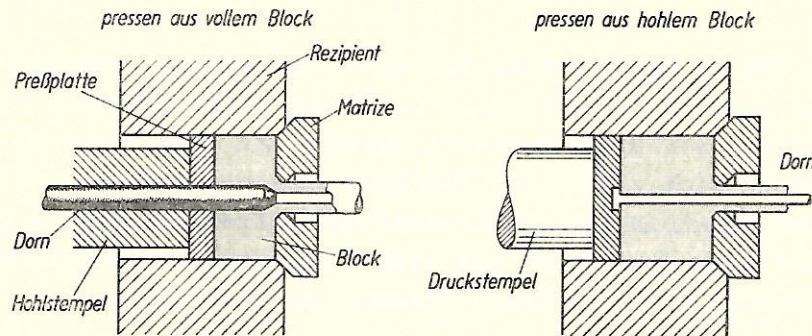


Bild 3.8 Strangpressen - Herstellung von Rohren

Der auf Preßtemperatur vorgewärmte Rundbarren wird in den Rezipienten eingeführt. Dieser ist auf der einen Seite mit der Matrize abgeschlossen, während die andere Seite durch die Preßplatte verschlossen wird. Gegen diese Platte drückt ein meist hydraulisch angetriebener Stempel und damit wird das Material durch die Matrize gedrückt.

Für die Bearbeitung von stranggepreßten Halbzeugen ist es besonders wichtig zu wissen, daß nach einem solchen Verfahren hergestellte Erzeugnisse mitunter keine ausreichende gleichmäßige Werkstoffqualität aufweisen können. Während des Strangpreßvorgangs bildet sich durch die Fließvorgänge im Rezipienten in der Randzone des Querschnitts der ausgepreßten Stange eine stark verformte Zone aus. Diese Zone erscheint von einem bestimmten Auspressungsgrad ab und nimmt zum Preßende hin in ihrer Dicke zu. Besonders bei AlCuMg-Legierungen neigt bei dem für die Aushärtung erforderlichen Lösungsglühen eine solche Zone zur Rekristallisation. Die dadurch entstehende weitgehend regellose Kristallitanordnung beseitigt den u.a. bei den AlCuMg-Legierungen bekannten Preßeffekt. Die statischen Festigkeitswerte eines Werkstoffs mit Preßeffekt sind gegenüber dem gleichen Werkstoff im rekristallisierten Zustand bis zu 20 Prozent höher. Die statische Festigkeit des Gesamtquerschnitts verringert sich also mit der Dicke der rekristallisierten Schicht. Im Bild 3.9 (Seite 57) werden je ein Stangenquerschnitt mit einer schwach und einer stark rekristallisierten Zone gezeigt.

Bei Untersuchungen des Einflusses dieser Zonen auf die Wechselfestigkeit ergeben sich stark streuende Werte. Die Rekristallisation derartiger Zonen beim Lösungsglühen kann man durch Zugabe rekristallisationshemmender Legierungselemente verhindern. Ferner kann die Zonenbildung durch eine besondere Steuerung der Fließvorgänge beeinflusst werden.

3.5. Drahtherstellung

Folgende Aluminium-Luftfahrtwerkstoffe werden als Draht verwendet:

LW 3001	S-Al99,5	} Drähte als Schweißzusatzwerkstoffe
LW 3011	S-Al99,5Ti	
LW 3202	S-AlSi5	
LW 3315	S-AlMg5(Si)	
LW 3001	Al99,5	} Nietdrähte
LW 3112	AlCu	
LW 3305	AlMg5	

Besonders schwierig ist die Herstellung von Draht aus LW 3112 in solcher Qualität, daß beim Anfertigen von Nieten keine Schwierigkeiten auftreten. Es wird deshalb die Bedingung gestellt, daß der Draht nach dem Lösungsglühen ein feines Rekristallisationskorn (Korngröße $\leq 500 \mu\text{m}^2$) aufweisen soll. Voraussetzung hierfür ist die sorgfältige Einhaltung der festgelegten Technologie, die den vorhandenen Einrichtungen des Werks angepaßt ist.

Als Ausgangsmaterial für die Drahtherstellung werden gegossene Rundbarren verwendet. Mittels Ultraschallprüfung ist eine strenge Auslese vorzunehmen, da nur völlig lunkerfreie Barren geeignet sind. Nach einem Homogenisierungsglühen, das nicht zu kurz sein darf, werden die Rundbarren, bei denen bis maximal 5 mm von außen abgeschält wurde, auf Strangpressen zwei- oder vieradrig zu Vorpreßdraht gepreßt. Wenn der Durchmesser des Nietdrahts kleiner als 8 mm ist, wird als Vorpreßdrahtdurchmesser meist 10 mm gewählt. Der Vorpreßdraht wird bei 380 °C weichgeglüht und auf Ziehmaschinen in mehreren Stufen gezogen. Wenn das Kaltformänderungsvermögen dabei erschöpft wird, ist zwischendurch weichzuglügen. Der Endzustand (Lieferzustand) des Drahts ist ziehhart.

3.6. Schmiedeteile

Nach der Auswahlreihe TNL 130 03 Bl. 3 sind für Schmiedestücke folgende Aluminium-Luftfahrtwerkstoffe vorgesehen:

LW 3115	AlCuMg1
LW 3134	AlCuNiMg
LW 3135	AlCuNiMg
LW 3355	AlMgSi
LW 3357	AlMgSi(Cu)
LW 3425	AlZnMgCu0,5
LW 3455	AlZnMgCu1,5

Das Ausgangsmaterial (meist in Stangenform) wird im preßharten Zustand angeliefert. Die zum Schmieden bestimmten Stangenabschnitte (Rohlinge) werden in Öfen auf Schmiedetemperatur - bei LW 3134 z.B. auf 460 bis 420 °C - gleichmäßig erwärmt. Beim Gesenkschmieden im geschlossenen Gesenk werden die erwärmten Rohlinge in das Untergesenk eingelegt und durch den niedergehenden Bär mit dem Obergesenk in die Form gepreßt, wobei der überschüssige Werkstoff in den Schmiedegradat übergeht. Im Bild 3.10 werden zwei Gesenkformen und die zugehörigen Ausgangs- und Endformen des Werkstücks gezeigt.

Die Gestaltung eines Gesenkschmiedeteils aus Leichtmetall muß den Werkstoffeigenschaften angepaßt sein. Für die Luftfahrtindustrie ist deshalb TNL 114 15 (September 1959) aufgestellt worden. Darin ist u.a. angeführt, daß scharfe

Kanten, Ecken, schroffe Querschnittsübergänge, erhebliche Querschnittsunterschiede und Werkstoffanhäufungen zu vermeiden sind.

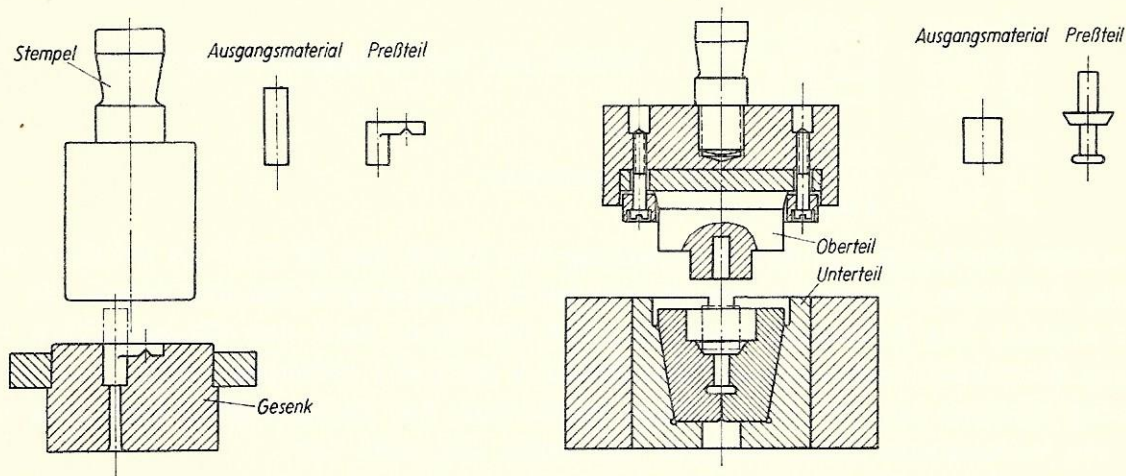


Bild 3.10 Beispiele für Gesenkformen

Gesekschmiedestücke werden dann verwendet, wenn eine der Beanspruchung entsprechende Struktur gefordert wird, wenn eine große Anzahl gleicher Teile gebraucht wird und wenn es unzweckmäßig ist, die Teile aus formtechnischen oder anderen Gründen z.B. aus Blechen, Stangen oder gepreßten Profilen herzustellen oder zu gießen (Bild 3.11).

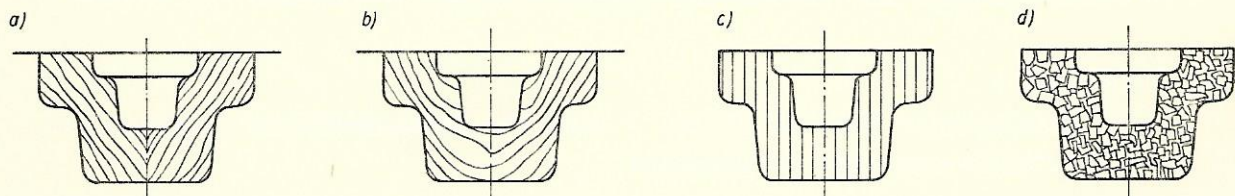


Bild 3.11 Struktur eines Teils bei Herstellung durch Schmieden, Zerspanen und Gießen

- a) im Gesenk von der Stange geschmiedet, günstiger Faserverlauf
- b) im Gesenk vom Vorschmiedestück geschmiedet, günstigster Faserverlauf
- c) aus der Stange bearbeitet, ungünstiger Faserverlauf
- d) Gußteil, ohne Faserverlauf

Über die Gestaltung von Schrägen, Bodendicken, Seitenwanddicken, Rippen, Rundungen, Übergängen, Verstärkungen bei Durchbrüchen und Querschnitten, ferner über die Anordnung von Einpressungen, die Lage der Gratnaht und die Bearbeitungszugaben gibt TNL 114 15 (Sept. 1959) Auskunft.

3.7. Standardisierte Abmessungen für Halbzeuge aus Aluminium-Luftfahrtwerkstoffen

Die wichtigsten Standards über die Abmessungen der Halbzeuge und die zulässigen Abweichungen sind im Bild 3.12 zusammengestellt.

Halbzeug	Werkstoff LW-Nr.	Leg. Typ	Standard	Halbzeug	Werkstoff LW-Nr.	Leg. Typ	Standard
Bleche (bis 5 mm Dicke)	3001	Al99,5	DIN 1753	Sechskantstangen, gepreßt,	3125	AlCuMg2	DIN 59 701
Bleche	3302 3305 3355	AlMg3 AlMg5 AlMgSi	DIN 1783	Sechskantstangen, gezogen	3125	AlCuMg2	DIN 1797
Rundstangen, gepreßt	3001 3115 3305 3355	Al99,5 AlCuMg1 AlMg5 AlMgSi	DIN 1799	Drähte für Niete	3001 3112 3305	Al99,5 AlCu AlMg5	TNL 130 04
Rundstangen, gezogen	3001 3115 3125 3305 3355	Al99,5 AlCuMg1 AlCuMg2 AlMg5 AlMgSi	DIN 1798	Schweißdrähte	3001 3011 3202 3315	S-Al99,5 S-Al99,5Ti S-AlSi5 S-AlMg5(Si)	TNL 139 25

Bild 3.12 Wichtige standardisierte Halbzeugabmessungen

4. Wärmebehandlung

Ein Verfahren oder die Verbindung mehrerer Verfahren zur Behandlung eines Halbzeugs oder Werkstücks mit dem Ziel, durch Änderung der Temperatur oder des Temperaturverlaufs bestimmte Werkstoffeigenschaften wie Zugfestigkeit, Streckgrenze, Bruchdehnung, Brucheinschnürung, Formänderungswiderstand und Formänderungsvermögen zu beeinflussen, werden als Wärmebehandlung bezeichnet. Die wichtigsten Wärmebehandlungsverfahren bei Aluminium sind Aushärten und Weichglühen.

4.1. Aushärten

Die theoretischen Grundlagen für das Verständnis des Aushärtprozesses wurden bereits am Beispiel von AlCu-Legierungen im Abschnitt 2.2.2. erläutert. Aushärtbare Typen von Aluminiumlegierungen sind AlCu, AlCuMg, AlCuMgNi, AlMgSi, AlZnMgCu, G-AlSiMg, G-AlSiCu.

Die Aushärtung besteht bei diesen Legierungen aus einem Lösungsglühen mit anschließendem Abschrecken in Wasser, um bei Raumtemperatur eine Übersättigung der Mischkristalle zu erhalten. Es schließt sich eine Auslagerung an, wobei die Auslagerungszeit und -temperatur von der Legierungszusammensetzung und den angestrebten Werkstoffeigenschaften abhängen. Im Bild 4.1 (Seite 36) wird der Aushärtvorgang in Abhängigkeit von Zeit und Temperatur schematisch dargestellt.

Die Lösungsglühdauer hängt von der Art des Werkstoffs, vom Gefügestand und von den Halbzeug- sowie Gußstückabmessungen ab. Die erforderliche Zeit, in der die Legierungskomponenten sich im Aluminium (im festen Zustand) lösen, wird u.a. vom Konzentrationsgefälle, von der Höhe der Glüh Temperatur und von der Verteilung der Komponenten (Länge der Diffusionswege) bestimmt. Deshalb muß der gleiche Werkstoff im Gußzustand (mit grobem Korn) wesentlich länger geglüht werden als im stark verformten Zustand (mit feinem Korn). Ferner ist die Gefahr einer Überhitzung (Anschmelzungen) bei einem Werkstoff im Gußzustand wesentlich größer als bei geknetetem Werkstoff (bezogen auf gleiche

Glühtemperatur), da vor dem Knetprozeß meist schon lösungsgeglüht worden ist und auch die Diffusionswege kürzer sind.

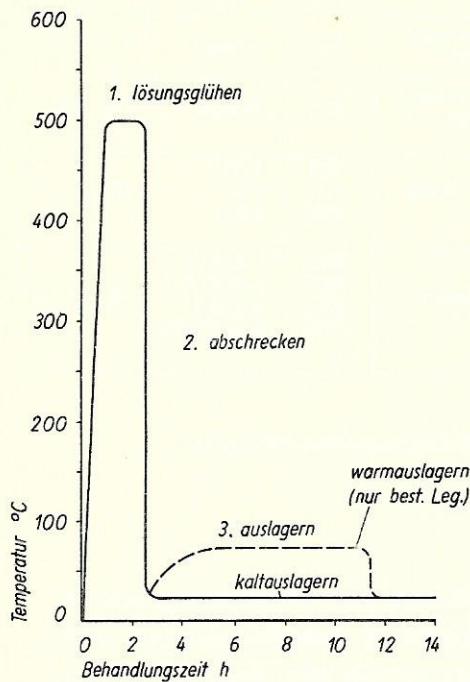


Bild 4.1 Schema der Aushärtungsbehandlung

Wenn Halbzeuge einen bestimmten Kaltverformungsgrad aufweisen oder ein Preßeffekt vorhanden ist, dann kann bei einigen Legierungen beim Lösungsglühen auch eine unerwünschte Rekristallisation eintreten (siehe Abschnitt 3.4.), d.h., die Rekristallisationstemperatur ist in einem solchen Fall niedriger oder gleich der Lösungsglüh-temperatur. Bei AlCuMg-Legierungen ist die Höhe der Rekristallisationstemperatur u.a. stark von der Höhe des Mangangehalts abhängig. Rekristallisationshemmende Elemente für Aluminiumlegierungen sind auch Zirkon und Chrom. Die Rekristallisation tritt oft erst nach einer längeren Lösungsglühdauer auf, und die Größe des entstehenden Rekristallisationskorns ist besonders vom Verformungsgrad und von der Erwärmungsgeschwindigkeit abhängig. Wenn sich eine Rekristallisation nicht vermeiden läßt, ist ein möglichst feinkörniges Rekristallisationskorn anzustreben. Deshalb müssen kritische (meistens geringe) Verformungsgrade vermieden werden,

und die Erwärmung auf Lösungsglüh-temperatur soll möglichst schnell erfolgen. Die Lösungsglühdauer ist nicht länger auszudehnen, als für die Aushärtungsbehandlung erforderlich ist.

Auch bei der Lösungsglühbehandlung plattierter Bleche sind die Glühzeiten möglichst kurz zu halten, da Legierungselemente des Grundwerkstoffs in die Plattierschicht diffundieren und die Menge sowie die Eindringtiefe (zurückgelegter Diffusionsweg) mit der Lösungsglühdauer zunehmen. Dabei wird der Wert der Plattierschicht gemindert, d.h., die Korrosionsbeständigkeit wird verringert.

LW-Nr.	Legierungstyp	Lösungsglüh-temperaturbereich °C
3112	AlCu	505 ... 515
3115	AlCuMg1	495 ... 505
3116	AlCuMg1 pl	495 ... 505
3125	AlCuMg2	490 ... 500
3126	AlCuMg2 pl	490 ... 500
3134	AlCuMgNi	525 ... 540
3135		
3205	G-AlSi10Mg	530 ... 540
3214	G-AlSi5Cu1	520 ... 530
3355	AlMgSi	520 ... 550
3455	AlZnMgCu1,5	465 ... 480
3456	AlZnMgCu1,5 pl	465 ... 480

Bild 4.2 Lösungsglüh-temperaturen von Aluminiumlegierungen (LW)

Die Höhe der Glüh-temperatur wird nach oben begrenzt durch die Temperatur, bei der Gefügebestandteile zu schmelzen beginnen. Zwischen dieser Schmelztemperatur und der zulässigen maximalen Lösungsglüh-temperatur liegt in den technologischen Vorschriften aus Sicherheitsgründen noch eine Temperaturspanne. Bild 4.2 enthält die in den Luftfahrt-Werkstoffblättern für die Aluminiumlegierungen angegebenen Lösungsglüh-temperaturen.

Die Haltedauer bei Lösungsglüh-temperatur richtet sich nach den Halbzeugarten und -dicken

sowie nach den Erwärmungsbedingungen (Salzbad oder Luftumwälzofen). Die Halte-
dauer für die einzelnen Halbzeugarten und die für das Arbeiten mit den Glüh-
einrichtungen notwendigen Arbeits- und Arbeitsschutzbestimmungen, deren Kennt-
nis für die Durchführung einer Glühung unbedingt erforderlich ist, sind in be-
sonderen technologischen Vorschriften und Instruktionen festgelegt. Ob die
Glühung im Salzbad oder Luftumwälzofen vorteilhafter ist, darüber entscheiden
Halbzeugart und Werkstückform.

Nach dem Lösungsglühen werden die z.Z. angewendeten aushärtbaren Aluminium-
Luftfahrtwerkstoffe in Wasser abgeschreckt. Es gilt allgemein die Vorschrift,
daß die Zeit von der Entnahme aus dem Ofen bis zum Eintauchen in das Wasser
15 Sekunden nicht übersteigen soll. Für LW 3112, 3115, 3116, 3125, 3126, 3134,
3135, 3355, 3357, 3455 und 3456 wird die Wassertemperatur zwischen 10 und 30 °C
gehalten. Nach dem Eintauchen des Glühguts soll sie 40 °C nicht übersteigen.
In Ausnahmefällen sind höhere Wassertemperaturen üblich, und bei den Gußwerk-
stoffen LW 3205 und 3214 sind etwa 50 bis 100 °C vorgeschrieben.

Nach dem Abschrecken sind die Halbzeuge über eine Zeitspanne sehr gut formbar.
Diese Zeit ist von der jeweiligen Legierungszusammensetzung abhängig. Der zu-
lässige Verformungsgrad ist in technischen Vorschriften festgelegt. Als Zeit-
spanne nach dem Abschrecken sind angegeben:

für LW 3125 und 3126 allgemein bis 1,5 Stunden,
für LW 3115, 3116, 3134 und 3135 etwa 2 bis 3 Stunden und
für LW 3455 und 3456 bis zu 6 Stunden.

Der Nietwerkstoff LW 3112 ist nach dem Lösungsglühen und Abschrecken unbe-
grenzte Zeit schlagbar.

Der nach dem Abschrecken folgende Auslagerungsprozeß wird durch die Wahl der
Auslagerungstemperatur und -zeit gesteuert und der jeweiligen Legierung ange-
paßt. Bild 4.3 enthält die in den Luftfahrt-Werkstoffblättern für die Alumi-
niumlegierungen angegebenen Auslagerungsbehandlungen.

LW-Nr.	Legierungstyp	Auslagerungs- temperatur °C	Auslagerungszeit
3112	AlCu	Raum-Temp. oder 60 ... 80	mind. 5 Tage 24 Stunden
3115	AlCuMg1 (in Sonderfällen)	Raum-Temp. 160	mind. 5 Tage mind. 20 Stunden
3116	AlCuMg1 pl	Raum-Temp.	mind. 5 Tage
3125	AlCuMg2	Raum-Temp.	mind. 5 Tage
3126	AlCuMg2 pl	Raum-Temp.	mind. 5 Tage
3134	AlCuMgNi	165 ... 175	16 Stunden
3135	AlCuMgNi	180 ... 190	10 Stunden
3205	G-AlSi10Mg	170 ... 180	15 Stunden
3214	G-AlSi5Cu	175 ... 185	5 Stunden
3355	AlMgSi	Raum-Temp. oder 155 ... 160	mind. 5 Tage 8 ... 24 Stunden
3455	AlZnMgCu1,5	135 ... 140	16 Stunden
3456	AlZnMgCu1,5 pl	120 ... 125	24 Stunden

Bild 4.3 Auslagerungstemperaturen und -zeiten
von Aluminiumlegierungen (LW)

Eine zu hoch gewählte Auslagerungstemperatur oder eine zu lange Auslagerungszeit bei höheren Temperaturen kann zu einer sogenannten Überalterung führen, so daß nicht mehr optimale Werkstoffeigenschaften gewährleistet sind. Im Bild 4.4 werden der Einfluß der Kaltauslagerungstemperatur und -zeit auf Zugfestigkeit, Streckgrenze und Brinellhärte für Legierungen vom Typ AlCuMg dargestellt.

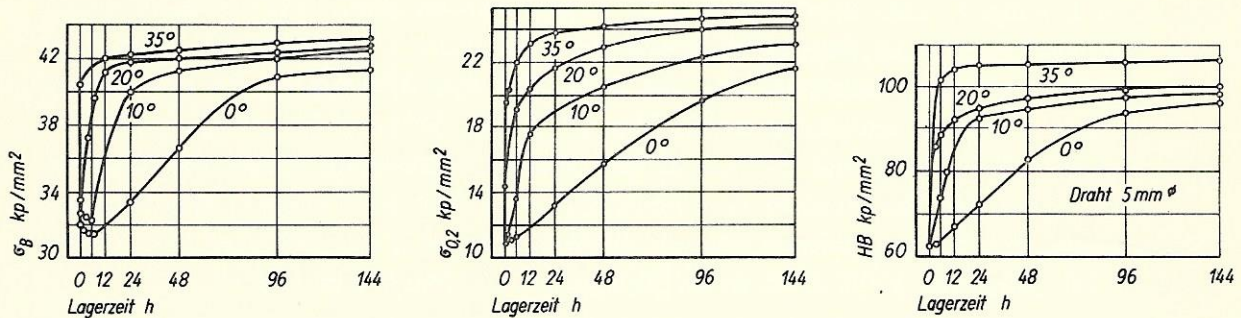


Bild 4.4 Einfluß der Kaltauslagerungstemperatur und -zeit bei der Aushärtung von AlCuMg

4.2. Weichglühen

Das Weichglühen wird sowohl beim Hersteller von Aluminiumhalbzeugen als auch beim Verbraucher zwischen einzelnen Arbeitsgängen bei der Formgebung erforderlich. Weichgeglüht wird

1. um die Kaltverfestigung bei kaltverformtem Werkstoff zu beseitigen (Wiedererlangen des Kaltformänderungsvermögens), oder
2. um die Aushärtung bei ausgehärtetem Werkstoff wieder aufzuheben.

In diesem Abschnitt soll nur über Weichglühprozesse berichtet werden, die bei der Bearbeitung von Aluminiumhalbzeugen erforderlich werden. Die Technologie des Weichglühens wird besonders von der Werkstoffgruppe - aushärtbare oder nicht aushärtbare Aluminiumwerkstoffe - beeinflusst.

Weichglühen nicht aushärtbarer Aluminiumwerkstoffe

Die nicht aushärtbaren Knetwerkstoffe können nach der Auswahlreihe für Leichtmetalle, TNL 130 03 Bl. 3 (März 1960) in folgenden Zuständen bezogen werden:

LW 3001	Al99,5	weich, halbhart und preßhart
LW 3302	AlMg3	weich
LW 3303	AlMg3	weich
LW 3305	AlMg5	weich, halbhart und preßhart (AlMg5 ist bedingt aushärtbar, aber nicht üblich)

Es ist immer zu empfehlen, Halbzeuge, an denen größere Kaltformungen vorgenommen werden sollen, im weichen Zustand zu beziehen. Dann entfällt im Verbraucherwerk das Weichglühen vor dem ersten Kaltformungs-Arbeitsgang.

Beim Weichglühen von LW 3001, 3302 und 3303 übt die Abkühlungsgeschwindigkeit von Glüh- auf Raumtemperatur keinen wesentlichen Einfluß auf die Eigenschaften des Werkstoffs aus. LW 3305 muß langsam abgekühlt werden, da hier unter bestimmten Bedingungen eine Aushärtung auftreten kann, auf deren Nachteile

bereits im Abschnitt 2.2.6. - Magnesium - hingewiesen wurde. Die Glühzeiten richten sich nach der Dicke des betreffenden Werkstücks und sind in besonderen Arbeitsrichtlinien festgelegt. Über die Höhe der anzuwendenden Glühtemperaturen kann man in den Taschenbüchern und Werkstoff-Handbüchern oft recht unterschiedliche Angaben finden. Die Höhe der Glühtemperatur ist u.a. von der gewählten Haltezeit abhängig (lange Haltezeit - niedrige Glühtemperatur - und umgekehrt). Ganz besonders ist die Wahl der Glühtemperatur vom Kaltverformungsgrad des zu glühenden Halbzeugs abhängig. Um ein feines Korn zu erzielen, soll der vorausgegangene Kaltverformungsgrad 50 Prozent übersteigen (siehe Abschnitt 6.2.). Al99,5 (LW 3001) wird meist im Bereich von 350 bis 410 °C weichgeglüht. In der deutschen Literatur liegt der angeführte Glühtemperaturbereich für AlMg3 (LW 3302) und AlMg5 (LW 3305) mit 360 bis 400 °C angenähert in der gleichen Höhe. Dagegen ist es nach sowjetischen Unterlagen bei AlMg3 (LW 3303) üblich, Zwischenglühungen im Bereich von 270 bis 280 °C durchzuführen. Genaue Festlegungen der Weichglühtemperatur sind von der Vorgeschichte des Werkstoffs abhängig und können nicht als allgemeine Regel aufgestellt werden.

Weichglühen aushärtbarer Aluminiumwerkstoffe

Das Weichglühen der aushärtbaren Knetwerkstoffe wird beim Verbraucher meist bei Blech, Blechteilen, Rohren und manchmal bei Profilen erforderlich. Es ist auch hier zu empfehlen, die Halbzeuge, bei denen größere Kaltformungen vorgenommen werden sollen, im weichen Zustand zu beziehen.

Nach der Auswahlreihe TNL 130 03 Bl. 3 können Bleche aus folgenden Werkstoffen im weichen Zustand bezogen werden:

LW 3126	AlCuMg2 pl,
LW 3355	AlMgSi,
LW 3357	AlMgSi(Cu),
LW 3456	AlZnMgCu1,5 pl.

Aus betrieblichen Erwägungen ist es jedoch mitunter erforderlich, auch bereits ausgehärtet vorliegenden Werkstoff weichzuglühen. Es sind deshalb bei den aushärtbaren Werkstoffen zwei Arten der Glühungen zu unterscheiden:

1. Glühung von ausgehärtetem Werkstoff zur Aufhebung des Aushärtungseffekts,
2. Glühung von Werkstoff, der im weichen Zustand kaltverformt und dabei kaltverfestigt wurde.

LW-Nr.	Legierungstyp	Glühtemperaturbereich °C
3115	AlCuMg1	390 ... 430
3116	AlCuMg1 pl	390 ... 430
3125	AlCuMg2	390 ... 430
3126	AlCuMg2 pl	390 ... 430
3355	AlMgSi	350 ... 400
3357	AlMgSi(Cu)	350 ... 370
3455	AlZnMgCu	420 ... 440
3456	AlZnMgCu pl	420 ... 440

Bild 4.5 Weichglühen von ausgehärtetem Werkstoff

LW-Nr.	Legierungstyp	Glühtemperaturbereich °C
3115	AlCuMg1	350 ... 370
3116	AlCuMg1 pl	
3125	AlCuMg2	
3126	AlCuMg2 pl	
3355	AlMgSi	390 ... 430
3357	AlMgSi(Cu)	
3455	AlZnMgCu	
3456	AlZnMgCu pl	

Bild 4.6 Weichglühen von kaltverfestigtem Werkstoff

Nach Beendigung des Glühprozesses gilt bei aushärtbaren Legierungen die allgemeine Regel, daß langsam abzukühlen ist. Die Abkühlungsgeschwindigkeit soll nicht über 30 °C/h betragen. Diese Regel ist bei AlCuMg-Legierungen bis zu einer Abkühlung auf 250 °C und bei AlZnMgCu-Legierungen bis 150 °C zu beachten.

Die einzuhaltenden Temperaturbereiche bei Glühungen zur Beseitigung des Aushärtungseffekts und bei Glühungen zur Verbesserung der Formungseigenschaften nach Kaltverfestigung werden in den Bildern 4.5 und 4.6 (Seite 39) aufgeführt.

Die Haltezeiten sind von der Werkstoffdicke und von den Glühaggregaten abhängig (Salzbad oder Luftumwälzofen).

5. Festigkeitsbetrachtungen

5.1. Abnahmewerte und typische Werte

Um eine rationelle Materialbeschaffung und Lagerung zu gewährleisten, ist für den Bereich der Luftfahrtindustrie die Auswahlreihe für Leichtmetalle in TNL 130 03, Bl. 3, standardisiert worden. Diese Auswahlreihe enthält nur Werkstoffe, die sich bewährt haben und deren Eigenschaften genügend bekannt sind.

Für jeden Luftfahrtwerkstoff ist ein Leistungsblatt geschaffen worden, das u.a. über die chemische Zusammensetzung (Abschn. 2.2.3.) und über Abnahmewerte für die Festigkeit, unterteilt nach Halbzeugarten und Abmessungsbereichen, Auskunft gibt. Die Abnahmewerte sind mit ganz geringen Ausnahmen (wie z.B. bei weichem Werkstoff) Minimalwerte.

Die Festigkeitswerte der Werkstoffe können eingeteilt werden in

Mindestwerte (Minimalwerte),
Zwischenwerte und
typische Werte.

Die M i n d e s t w e r t e (meist Abnahmewerte) werden annähernd von 99 von 100 untersuchten Proben überboten.

Die Z w i s c h e n w e r t e , die besonders im Ultraleichtbau eine Rolle spielen, liegen etwa 5 Prozent über den Mindestwerten. Bei etwa 90 Prozent einer Lieferung werden solche Zwischenwerte erreicht oder überschritten.

Die t y p i s c h e n W e r t e sind annähernd um 15 Prozent besser als die Mindestwerte. Sie werden u.a. dort angegeben, wo noch kein ausreichendes Zahlenmaterial vorliegt, Zwischenwerte oder Minimalwerte exakt festzulegen. Die in den Luftfahrt-Werkstoff-Blättern für Leichtmetalle (Ausgabe 1958) unter der Bezeichnung W e r k s t o f f r i c h t w e r t e gebrachten Angaben sind meist solche typischen Werte.

Die Abnahmewerte sind auch in den Technischen Lieferbedingungen festgelegt. Für einen Bezug aus dem Inland sind für Aluminiumwerkstoffe folgende Standards gültig:

TNL 139 04	Drähte für Niete
TNL 139 24	Stangen gezogen
TNL 139 25	Schweißdrähte, Schweißstäbe
TNL 139 26	Bleche
TNL 139 29	Stangen gepreßt
TNL 139 13	Gußstücke

Werden Halbzeuge importiert, so können auch von Fall zu Fall Lieferbedingungen ausländischer Standards als verbindlich erklärt werden. Hier ist vor allem die sowjetische Lieferbedingung für stranggepreßte Profile, AMTU 258-55, zu nennen.

5.2. Häufigkeitsverteilung der statischen Festigkeit

5.2.1. Gußwerkstoffe

Die Festigkeitseigenschaften eines Gußstücks hängen von sehr vielen Faktoren ab und sind auch innerhalb des Gußstücks nicht an allen Stellen gleich. Es ist deshalb mit einer beachtlichen Streuung der Festigkeitswerte zu rechnen. Einen Überblick gibt die Häufigkeitsverteilung zu einer Summe von Einzeluntersuchungen.

Die Festigkeits-Abnahmewerte (Mindestwerte) werden bei Gußstücken in zwei Gruppen eingeteilt. Die Werte der einen Gruppe werden an gesondert gegossenen Probestäben, die der anderen Gruppe an aus dem Gußstück herausgeschnittenen Proben ermittelt. Der gesondert gegossene Probestab gibt in erster Linie Aufschluß über die Eigenschaften des zur Herstellung des Gußstücks benützten flüssigen Metalls zum Zeitpunkt des Gusses. Er gewährt nur beschränkte Anhaltspunkte über die Festigkeitseigenschaften an den verschiedenen Stellen des Gußstücks. Dabei wird vorausgesetzt, daß die getrennt gegossenen Probestäbe zur gleichen Zeit, mit derselben Gießtemperatur und bei Sandguß im gleichen Formstoff bzw. bei Kokillenguß in gleich warmen Kokillen abgegossen werden und mit den Gußstücken zusammen auch die Wärmebehandlung durchgeführt wird. Im TGL 6556 (Juli 1960) wird für die gesondert gegossenen Proben ein Querschnitt von etwa 100 mm zugrunde gelegt und für die Festigkeitswerte ein Streubereich angegeben.

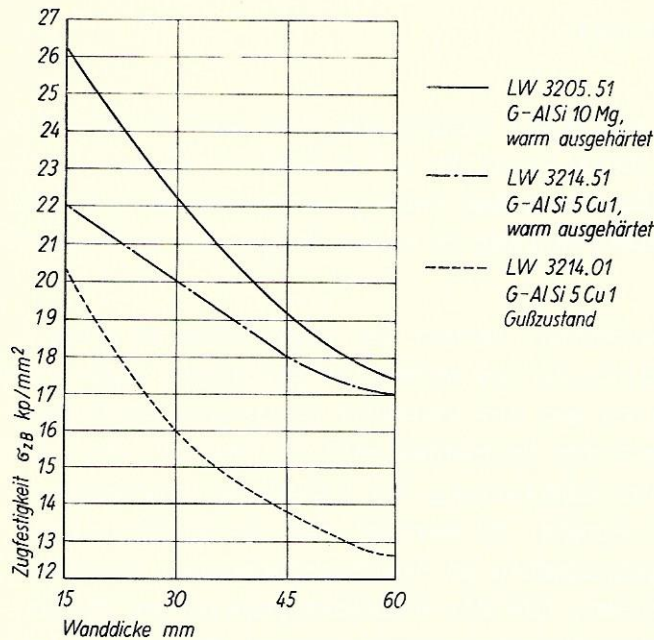
Da die mechanischen Eigenschaften jedoch von den g i e ß t e c h n i - s c h e n Gegebenheiten sowie von der Gestalt und W a n d d i c k e der Gußstücke abhängen, kann man bei stark beanspruchten Teilen nicht darauf verzichten, Proben aus einem Gußstück jeweils nach einer bestimmten Anzahl Abgüsse zur Kontrolle herauszuschneiden.

Gießtechnische Gegebenheiten

Unter normalen Bedingungen werden die Festigkeitseigenschaften des Aluminiumgusses mit zunehmender Feinkörnigkeit verbessert. Die Korngröße wird maßgebend durch die Größe des Gußquerschnitts, durch das Verhältnis Volumen zu Oberfläche des Gußstücks und durch die Beeinflussung der Wärmeableitung bei der Erstarrung (Art des Formstoffs, Formtemperatur) bestimmt. Die Kühlwirkung beim Kokillenguß ist größer als beim Sandguß, so daß die allgemeine Regel gilt, daß Kokillenguß bessere Festigkeitseigenschaften hat als Sandguß. Auch die Gießtemperatur beeinflusst die Erstarrungsgeschwindigkeit. Sie hat aber noch andere und zum Teil recht komplexe Einflüsse, so daß keine allgemeine Regel abgeleitet werden kann. Es spielen dabei besonders die Lunkerbildung und das Auftreten von Gasporosität eine Rolle.

Wanddicke

Im Bild 5.1 wird für die Gußlegierungen LW 3205 und 3214 die Abhängigkeit der Zugfestigkeit von der Wanddicke dargestellt. Aus Bild 5.1 kann für ein Gußstück aus LW 3214.51 bei 60 mm



Wanddicke eine Zugfestigkeit von 17 kp/mm² abgelesen werden.

Aus den 60 mm dicken Wandpartien eines Großgußteils wurden etwa 50 Probestäbe herausgeschnitten und geprüft. Die sich ergebende Häufigkeitsverteilung der Zugfestigkeit zeigt Bild 5.2.

Im Bild 5.2 ist zu erkennen, daß die Zugfestigkeitsangabe für 60 mm Wanddicke mit ≈ 17 kp/mm² von 80 Prozent der Proben erreicht und überboten wird. Etwa 20 Prozent der Proben weisen aber niedrigere Festigkeitswerte auf, wobei sogar Proben gefunden werden können, deren Zugfestigkeit weniger als 13 kp/mm² beträgt.

Bild 5.1 Zugfestigkeit in Abhängigkeit von der Wanddicke des Gußstücks

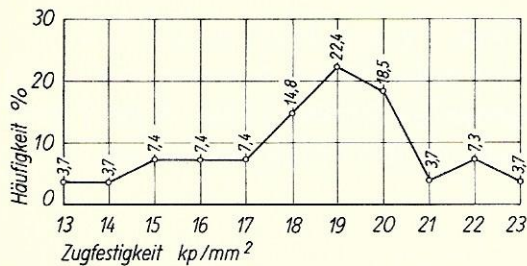


Bild 5.2 Häufigkeitsverteilung der Zugfestigkeit, ermittelt an etwa 50 Probestäben aus einem Großgußteil mit Wanddicken von ungefähr 60 mm

5.2.2. Knetwerkstoffe

Auch in Knetwerkstoffen kann eine beachtliche Streuung der Festigkeitswerte bei gleichem Werkstoff sowie gleicher Halbzeugart und -abmessung festgestellt werden. Die Gründe sind z.B. bei den stranggepreßten Halbzeugen die Veränderung durch den Verformungsgrad und die Fließvorgänge, so daß erhebliche Unterschiede bei Stangen zwischen Preßanfang und Preßende sowie auch zwischen Rand und Kern bestehen können (vergleiche Abschn. 3.4.).

Im Bild 5.3 wird die Häufigkeitsverteilung der 0,2-Grenzen-Werte bei Profilen aus LW 3125.33 (AlCuMg2) und LW 3455.53 (AlZnMgCu1,5) bei Wanddicken zwischen 10 und 20 mm verglichen.

5.3. Festigkeitsverhalten unter ruhender Dauerbeanspruchung

Die für die Abnahme von Halbzeugen aus Aluminiumlegierungen vorgeschriebenen Festigkeitswerte (Mindestwerte) werden mit dem Kurzzeit-Zugversuch nach DIN 50 145 ermittelt. Dabei darf die Beanspruchungszunahme je Sekunde bis zur

Streckgrenze 1 kp/mm^2 nicht überschreiten. Trotz dieser Festlegung kann z.B. ein $\sigma_{0,2}$ -Wert ermittelt werden, der erheblich von dem Wert abweicht, den man bei längerer Einwirkung der Kraft auf den Werkstoff erhält.

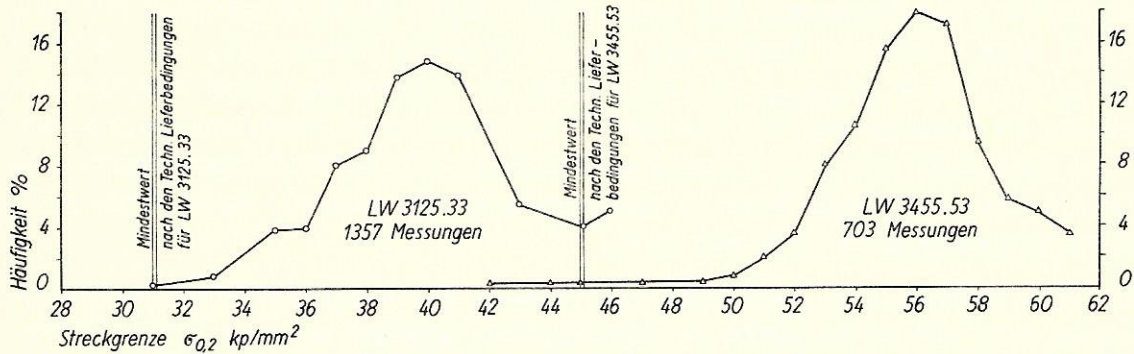


Bild 5.3 Häufigkeitsverteilung der 0,2-Grenzen-Werte in Strangpreßprofilen aus zwei verschiedenen Werkstoffen

Es ist beim Einsatz eines Werkstoffs unter ruhender Dauerbeanspruchung deshalb noch das Kriechverhalten zu berücksichtigen. Unter Kriechen versteht man dabei die plastische Deformation und unter der Kriechgeschwindigkeit die Längung in der Zeiteinheit. Versuchsdurchführungen und Begriffe sind in DIN 50 117, 50 118 und 50 119 festgelegt.

Das Ausmaß des Kriechens ist von Werkstoffart und -zustand, von der Versuchstemperatur und der Beanspruchungshöhe abhängig. Bei einem bestimmten Werkstoff und einer gegebenen Spannung ist die Kriechgeschwindigkeit um so größer, je höher die Prüftemperatur ist. Allgemein gilt die Regel, daß die Kriechgeschwindigkeit bei einer bestimmten Temperatur und Beanspruchung relativ niedrig ist, wenn der Schmelzpunkt des betreffenden Werkstoffs recht hoch liegt. Da die Aluminiumlegierungen einen verhältnismäßig niedrigen Schmelzpunkt aufweisen, kann erwartet werden, daß bereits bei Belastungen unter Raumtemperatur-Verhältnissen eine größere Kriechneigung meßbar ist. So konnte bei ruhender Dauerbeanspruchung für das Spannungs-Dehnungsverhalten nach Untersuchungen im Institut für Werkstoffe für LW 3125 (AlCuMg2) und LW 3455 (AlZnMgCu1,5) das im Bild 5.4 gezeigte Diagramm aufgenommen werden.

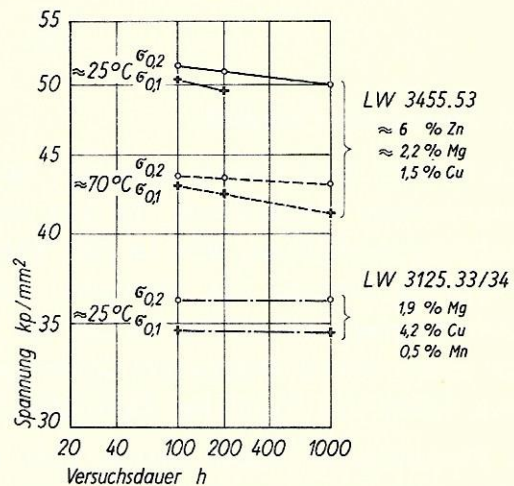


Bild 5.4 Spannungs-Dehnungsverhalten von hochfesten Aluminiumlegierungen bei Dauerbeanspruchung zwischen 100 und 1000 Std.

Das Untersuchungsergebnis im Bild 5.4 zeigt, daß bei LW 3455.53 die Spannung, die bei Raumtemperatur ($\approx 25^\circ \text{C}$) nach 1000 Stunden Belastungsdauer eine blei-

bende Verformung von 0,2 % bewirkt, niedriger ist als die bei nur 100 Stunden Beanspruchungsdauer. D.h., daß bereits bei Raumtemperatur eine praktisch meßbare Kriechneigung bei diesen Beanspruchungsgrößen vorhanden ist. Bei den Werkstoffen LW 3125.33/34 konnte diese Veränderung der $\sigma_{0,2}$ -Werte in Abhängigkeit von der Beanspruchungsdauer nicht festgestellt werden.

Es ist üblich, die Spannung, die nach 100stündiger Einwirkungsdauer auf den Werkstoff eine bleibende Verformung von 0,2 Prozent hervorruft, als *Zeitdehngränze* $\sigma_{0,2/100}$ zu bezeichnen. Die Zeitdehngrenzen für Aluminiumwerkstoffe im Bereich von 150 bis 350 °C interessieren besonders im Triebwerksbau. Zur Zeit sind nur zwei Aluminiumwerkstoffe als Luftfahrtwerkstoffe standardisiert, die in diesem Bereich eingesetzt werden können. Es sind dies die AlCuMgNi-Legierungen LW 3134 und 3135.

Für LW 3134 (sowjetische Legierung AK4) können für Strangpreßprofile der Abmessungen 30 x 125 mm folgende Zeitdehngrenzen genannt werden:

Prüfttemperatur °C	$\sigma_{0,2/100}$ kp/mm ²
200	15,0
230	5,7
250	6,5
270	4,0
300	3,5
320	2,5

Für LW 3135 (sowjet. Legierung AK 4-1) können für Stangen, 28 mm Durchmesser, folgende Zeitdehngrenzen angegeben werden:

Prüfttemperatur °C	$\sigma_{0,2/100}$ kp/mm ²
250	6,5
300	2,5

5.4. Dynamische Festigkeit

Mit dieser Bezeichnung wird oft das Werkstoffverhalten unter wechselnder Beanspruchung beschrieben. Es ist ein Sammelbegriff für eine Gruppe von Werkstoffeigenschaften, die in der Werkstoffprüfung u.a. in Dauerschwingversuchen ermittelt werden. Die Begriffe, Zeichen, Durchführung und Auswertung von Dauerschwingversuchen sind in DIN 50 100 (Jan. 53) festgelegt. Danach versteht man unter einer Dauerschwingbeanspruchung die Einwirkung einer sich dauernd nach Größe und Richtung ändernden Kraft.

Im Flugzeug-Zellenbau setzen sich die Beanspruchungen meist aus einer statischen Zug- oder Druckspannung und einer überlagerten Schwingung zusammen. Eine Ursache häufiger Lastwechsel sind z.B. Böen. Wenn man bei einer Berechnung alle Böen einbezieht, die eine Böengeschwindigkeit $\geq 0,6$ m/s haben, dann kann man mit etwa 5 Böen je Kilometer (5 Aufwärts- und 5 Abwärtsböen) rechnen. Bei einer Reisegeschwindigkeit von 800 km/h sind also etwa 400 Böen/h zu erwarten. Wird für ein Flugzeug eine Lebensdauer von 30 000 Flugstunden zugrunde gelegt, dann ist daraus zu folgern, daß das Wechselfestigkeitsverhalten bis zu Lastspielzahlen von etwa 30 000 4 000 = $120 \cdot 10^6$ interessant ist. Eine große Anzahl wechselnder Beanspruchungen treten jedoch in weit ge-

ringerer Häufigkeit auf, z.B. nur beim Starten und Landen oder bei Ruderbewegungen, so daß auch der Lastspielbereich von $5 \cdot 10^3$ bis $500 \cdot 10^3$ zu beachten ist.

Im Triebwerksbau ist die Kenntnis der Dauerschwingfestigkeit vor allem bei erhöhten Temperaturen wichtig.

Bei Stahl ändert sich die bis zum Bruch ertragene Schwingungszahl in Abhängigkeit von der Beanspruchung meistens so, daß bei einer unteren Grenzspannung eine unendlich große Lastspielzahl ertragen werden kann, die sich in einer recht guten Näherung bei endlicher Lastspielzahl ermitteln läßt.

Bei Aluminium und seinen Legierungen zeigen die aus den Versuchsergebnissen erhaltenen Kurven oft bei $1000 \cdot 10^6$ Lastspielen in der logarithmischen Darstellung eines Wöhlerschaubilds noch keinen Verlauf parallel zur Abszissenachse. Man findet deshalb für die Aluminiumlegierungen Zahlenwerte in den Tabellen, die entweder auf 20, 50, 100 oder $500 \cdot 10^6$ Lastspiele bezogen sind. Ein Vergleich dieser Zahlenangaben untereinander ohne die Kenntnis des Verlaufs der Wöhlerkurve ist nicht möglich. Deshalb sind in den Luftfahrt-Werkstoff-Blättern (Ausgabe 1958) für Leichtmetalle eine ganze Reihe von Wöhlerschaubildern angeführt. Es muß aber darauf hingewiesen werden, daß derartige Wöhlerkurven immer mit Prüfverfahren im Labormaßstab ermittelt werden. Die damit gewonnenen Werkstoffkenngrößen dienen in erster Linie zu Vergleichszwecken der Werkstoffe untereinander und zum Aufzeigen von Tendenzen des Werkstoffverhaltens bei einer Veränderung der Beanspruchungsart.

Dauerwechselfestigkeit von Aluminiumlegierungen

Das Verhalten von Aluminiumlegierungen bei wechselnder Beanspruchung soll anhand eines Vergleichs zwischen den zwei Legierungstypen

LW 3125 (AlCuMg2) und
LW 3455 (AlZnMgCu1,5)

erläutert werden. Der AlZnMgCu-Typ wird dabei im Zustand warm ausgehärtet, der AlCuMg-Typ im Zustand kalt ausgehärtet betrachtet. In diesen Zuständen werden beide Werkstoffe üblicherweise auch technisch eingesetzt.

Die Werte für $\sigma_{0,2}$ des AlZnMgCu-Typs (warm ausgehärtet) betragen etwa das Anderthalbfache des hochfesten AlCuMg-Typs (kalt ausgehärtet). Bei wechselnden Beanspruchungen, wie sie zur Ermittlung der Wöhlerkurven angewendet werden, erhält man jedoch nicht das gleiche Verhältnis als Ergebnis. Es ergeben sich Streubänder für beide Legierungen, die sich über weite Bereiche decken.

Die Dauerwechselfestigkeit von Aluminiumlegierungen wird von vielen Faktoren beeinflusst. Neben einer besonderen Bedeutung des Makrogefüges bei hochfesten Legierungen sind noch die Einflüsse durch Kerben, durch die Oberflächengüte, durch verschiedene Schutzschichten und durch die Temperaturen zu nennen.

Um den Kerbeinfluß zu prüfen, wurden im Institut für Werkstoffe (IfW) Proben aus Stangenmaterial von LW 3455 und LW 3125 ausgewählt und der Wöhlerkurvenverlauf bei Umlaufbiegebeanspruchungen ermittelt (Bild 5.5, Seite 46).

Das Bild 5.5 zeigt, daß die Kerbempfindlichkeit bei der gewählten runden Kerbform dieser Proben aus AlZnMgCu im Bereich kleiner Lastspielzahlen größer ist als die der Proben aus AlCuMg.

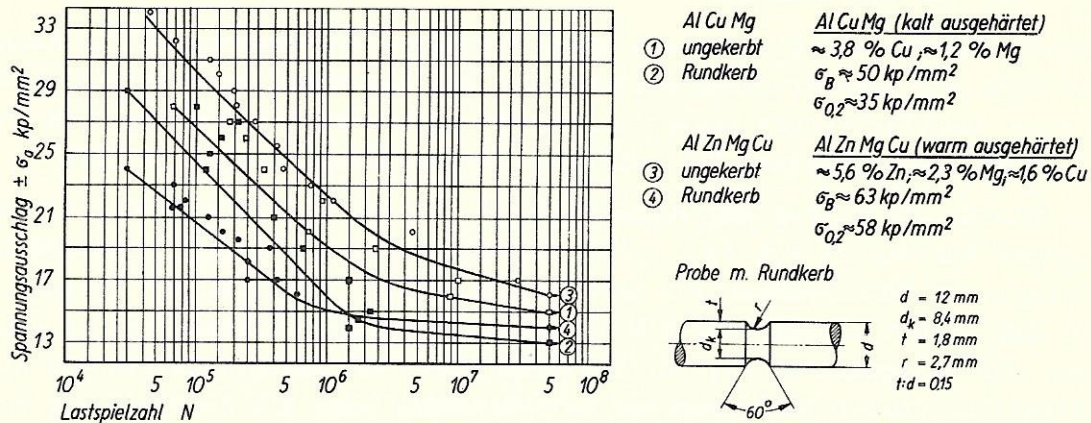


Bild 5.5 Umlaufbiegefestigkeit von gekerbten und ungekerbten Proben aus LW 3455 und 3125

Bei der gleichen Kerbform und Zug-Druck-Beanspruchung ist die Kerbempfindlichkeit so groß, daß die Kurve für AlZnMgCu insgesamt unter der für AlCuMg verläuft (Bild 5.6).

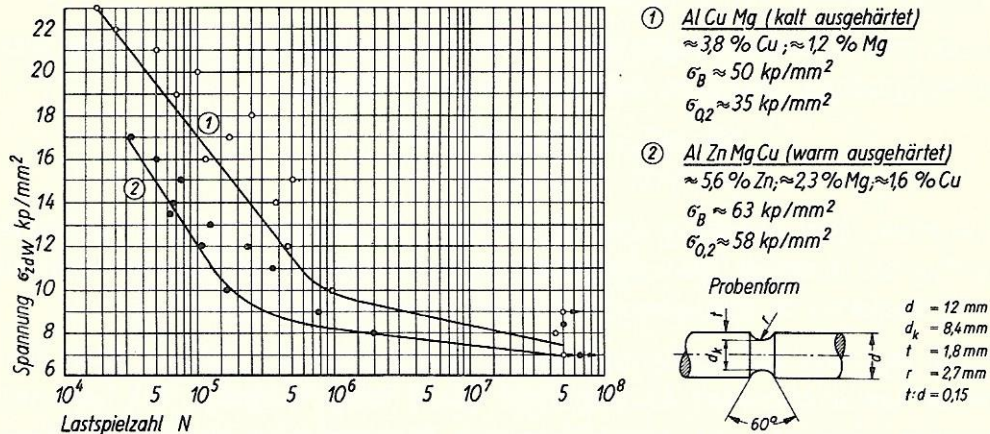


Bild 5.6 Zug-Druck-Wechselfestigkeit von gekerbten Proben aus LW 3455 und 3125

Die Vorteile der hohen statischen Festigkeitswerte von LW 3455 werden also nur dann ausgenützt, wenn die gewählte Bauteilgestaltung bei bekannter Beanspruchungsart den Eigenschaften dieses Werkstoffs angepaßt wird. Das bedeutet in erster Linie, kerbfreie Bauelemente zu schaffen.

Der Einfluß der Oberflächenbeschaffenheit auf die Dauer-Wechselfestigkeit ist in den meisten Fällen ein Einfluß der Oberflächenrauigkeit. Durch verschiedene Bearbeitungsverfahren oder technologische

Vorbehandlungen entstehen nach Art und Größe verschiedene Oberflächenformen, deren negativen Einflüsse auf die Dauerwechselfestigkeit mit Kerbeinflüssen vergleichbar sind.

Besonderen Einfluß auf die Dauerwechselfestigkeit hat die *K o r r o s i o n*. Um die Auswirkungen von Korrosionsangriffen auf Bauteile, die dynamisch beansprucht werden, einschätzen zu können, sind zu unterscheiden:

1. allgemeiner Oberflächenangriff,
2. starker örtlicher Angriff,
3. bevorzugter Angriff entlang der Gleitlinien.

Besonders die letztgenannte Art des Angriffs ist meist die Bruchursache. Es zeigt sich oft, daß die Dauerbrüche an diesen Gleitlinien beginnen und sich dann im Nachbarkristall ohne Rücksicht auf die Korngrenzen in den Schnittlinien fortsetzen.

Durch Luftzutritt und Einwirkung von Meerwasser konnte bereits festgestellt werden, daß die Dauerfestigkeit für etwa 10 Millionen Lastspiele um rund 50% reduziert wird. Sogenannte seewasserbeständige Legierungen sollen dabei keine Ausnahme machen. Auch das Beizen ist infolge der Verwendung von korrodierend wirkenden Mitteln als Korrosionsvorgang zu bezeichnen. Dadurch werden mikroskopisch feine Kerben geschaffen, durch die die Dauerfestigkeit herabgesetzt werden kann.

In einer Gemeinschaftsarbeit innerhalb der Luftfahrtindustrie konnte festgestellt werden, daß im Bereich der Zeitschwingfestigkeit folgender Oberflächeneinfluß, bedingt durch verschiedene Bearbeitungstechnologie, vorhanden war (Bild 5.7).

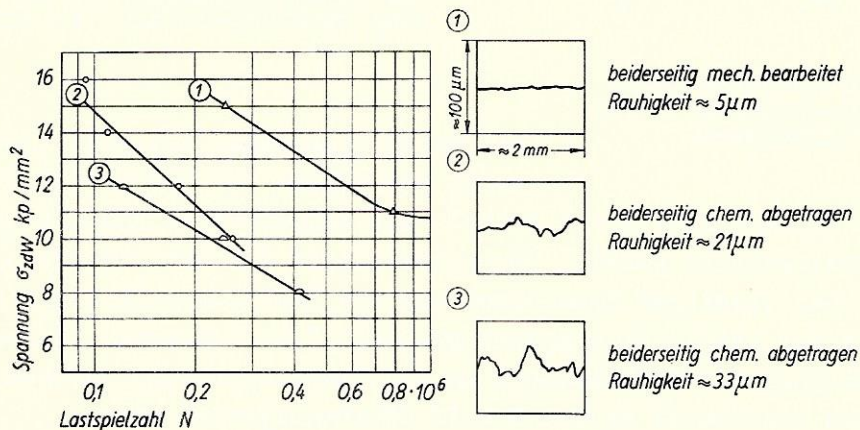
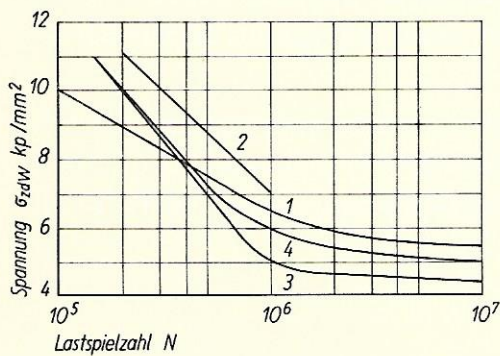


Bild 5.7 Zug-Druck-Wechselfestigkeit von Blechproben (≈ 5 mm dick) mit verschiedener Oberflächengüte

Mit diesen Angaben wird keine Aussage über den Wert des chemischen Abtragens gemacht, da bei einwandfreier Beherrschung der dafür notwendigen Technologie ohne weiteres geringere Oberflächenrauigkeiten erzielt werden können. Ferner ist zu berücksichtigen, daß außer Rauigkeitseinflüssen noch andere Einflüsse vorhanden sein können.

Auf Leichtmetallwerkstoffen werden oft wegen Korrosions- oder Erosionsgefahr Schutzschichten aufgebracht. Diese können einen beachtlichen Einfluß auf die Wechselfestigkeit ausüben. Es wird oft darauf hingewiesen, daß eine Plattierschicht in der Art, wie sie z.Z. angewendet wird, die Dauerfestigkeit des plattierten Halbzeugs im Vergleich zur Dauerfestigkeit des Grundwerkstoffs herabsetzt. So wurde bereits festgestellt, daß die Rißanfälligkeit von plattiertem AlCuMg bei Wechselbeanspruchung je nach der Höhe der Beanspruchung sehr stark schwankt. Es war ein Unterschied festzustellen zwischen geringen, mittleren und großen Blechdicken. Bei dauerbeanspruchten plattierten dicken Blechen trat eine Oberflächenkräuselung auf. Dagegen war bei mittlerem und dünnerem Material eine Gleitlinienbildung zu verzeichnen.

Der Bruchvorgang bei mittlerer Beanspruchung vollzieht sich deutlich in zwei Stufen. Erst erfolgt eine Anriß- und Rißbildung in der Plattierung, dann setzt ein tiefes transkristallines Einreißen des Kernmaterials ein mit nachfolgendem Bruch. Der Zeitpunkt des beginnenden Einreißen in den Kernwerkstoff ist abhängig von der Beanspruchungsstufe und Blechdicke.



- Kurve 1 Plattiertes Blech 5 mm dick, Plattierschicht 250 μ m nach Untersuchungen des IfW Pirna
- Kurve 2 Plattiertes Blech, Kurve nach Angaben in einer amerikanischen Zeitschrift
- Kurve 3 Plattiertes Blech 7,85 mm dick, Plattierschicht 330 μ m, Oberflächenrauigkeit 3,0 μ m, nach Untersuchungen des IfW Pirna
- Kurve 4 Plattiertes Blech 7,65 mm dick, Plattierschicht 300 μ m, Oberflächenrauigkeit 3,0 bis 6,0 μ m, Probenachse quer zur Walzrichtung, nach Untersuchungen des IfW Pirna

Bild 5.8 Zug-Druck-Wechselfestigkeit für verschiedene Blech- und Plattierschichtdicken

Bei hohen Spannungen ist eine lange Periode der Anriß- und Rißbildung in der Plattierschicht und nur eine kurze Periode mit ausgeprägter Rißbildung im Kernwerkstoff festgestellt worden. Charakteristisch für mittelstarkes und dünnes Material bei niedrigen Spannungen war die Rißbildung im Plattiermaterial in Richtung der beiden Hauptspannungsebenen (Scherebenen). Zusammenfassend kann der Einfluß auf Rißbildungen in der Plattierschicht gesehen werden, die gegenüber dem hochfesten Kernwerkstoff überbeansprucht wird.

Im Bild 5.8 werden die Wöhlerkurven für verschiedene Blech- und Plattierschichtdicken gezeigt. Bei diesem Versuch ist LW 3456 (AlZnMgCu1,5 pl) oder ähnlicher Werkstoff untersucht worden.

Unterschiedliche Plattierwerkstoffe mit unterschiedlichen Dauerfestigkeitseigenschaften zeigen, daß auch ihr Einfluß auf den Grundwerkstoff bei wechselnden Beanspruchungen verschieden ist. Mit zunehmenden Zugvorspannungen, d.h. Wechselbeanspruchungen, die sich immer mehr dem Zug-Schwellbereich nähern, verringert sich der negative Einfluß der Plattierschicht.

Mitunter wird auf Aluminiumlegierungen eine Hartchromschicht aufgebracht. In einer Untersuchung des IfW konnte auch hier festgestellt werden, daß diese Behandlung zu einer Minderung der Dauerwechselfestigkeit führte (Bild 5.9).

Es ist allerdings noch nicht geklärt, ob die Minderung der Dauerwechselfestigkeit auf die Hartchromschicht oder auf die Vorbehandlung (besonders Vorbeizung in NaOH) zurückzuführen ist.

Auch bei anodisch aufgetragenen Oxydschichten ist mitunter negativer Einfluß festzustellen. Während man bei den normalen, im Gleichstrom-Schwefelsäure-Bad hergestellten Aluminiumoxydschichten kaum einen Einfluß auf die

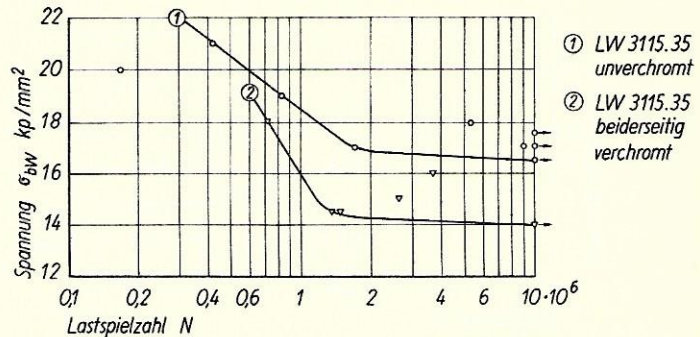


Bild 5.9 Dauerwechselfestigkeitsminderung (Flachbiegewechselfestigkeit) durch eine etwa 5,5 µm dicke Hartchromschicht

Dauerwechselfestigkeit feststellen konnte, wurde bei Schichten, die nach den Verfahren des Hartanodisierens hergestellt werden, eine Reduzierung der Dauerwechselfestigkeit beobachtet. Die Ergebnisse der Untersuchungen an einem dem LW 3134 entsprechenden Werkstoff (sowjet. Legierung AK 4), der mit Harteloxalschichten versehen wurde, enthält Bild 5.10. Dabei wurde gleichzeitig der Einfluß einer Prüftemperatur von 200 °C auf die Umlaufbiegewechselfestigkeit ermittelt.

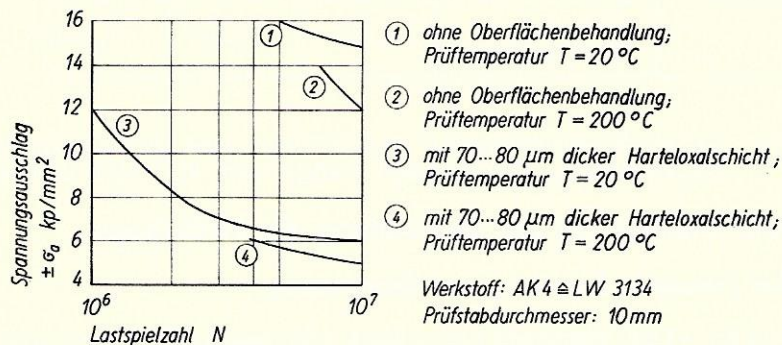


Bild 5.10 Einfluß einer Harteloxalschicht auf die Umlaufbiegewechselfestigkeit

In den meisten Fällen sind jedoch die Wirkungen nicht konstruktionsbedingter Spannungserhöhungen auf die Gestaltfestigkeit von Bauteilen aus Aluminiumlegierungen weniger schädlich als die konstruktionsbedingten Spannungserhöhungen, wie sie z.B. bei Niet-, Schweiß- und Klebeverbindungen auftreten.

Über die Zug-Druck-Wechselfestigkeit einer Legierung, die fast dem LW 3134 entspricht, bei Temperaturen von 20, 150, 200, 250 und 300 °C gibt Bild 5.11, Seite 50 Auskunft.

Zum Schluß sei noch auf einen nicht unbedeutenden Einfluß der Anisotropie auf die Zeitschwingfestigkeit von Proben aus stranggepreßten Halbzeugen hingewie-

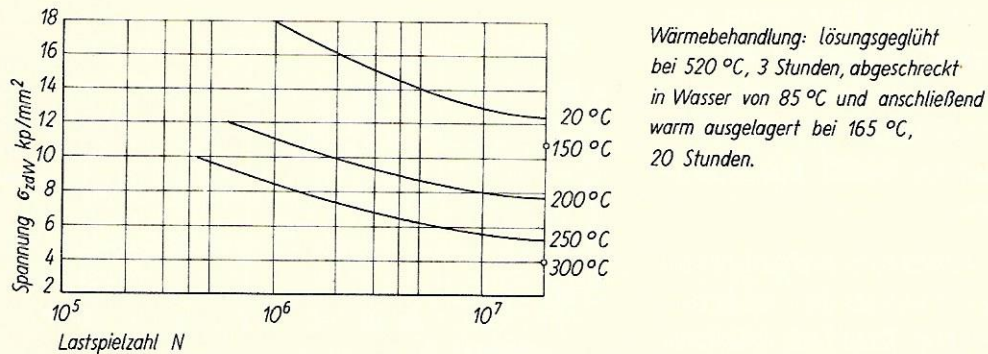


Bild 5.11 Zug-Druck-Wechselspannungsfestigkeit von AlCuMgNi in Abhängigkeit von der Prüftemperatur

sen. Bei Vergleichen der Lebensdauer unter Schwingungsbeanspruchung (Umlaufbiegung) wurde folgendes Ergebnis erzielt (Bild 5.12):

Legierungstyp		AlCuMg1	AlCuMg2	AlZnMgCu1,5
Spannungsausschlag σ_a kp/mm²		± 19	± 20	± 22
Probenlage	Lastspiele N bis zum Bruch			
	längs zur Preßrichtung	12 · 10 ⁶	19 · 10 ⁶	3,7 · 10 ⁶
	45° zur Preßrichtung	3 · 10 ⁶	3 · 10 ⁶	1,8 · 10 ⁶

Bild 5.12 Umlaufbiegeversuche mit Proben aus stranggepreßten Halbzeugen, Probenlage längs und 45° zur Preßrichtung

6. Werkstoffbedingte Belange bei der Bearbeitung der Halbzeuge

6.1. Behandlung bei Transport, Lagerung und Bearbeitung

Aluminiumwerkstoffe sind empfindlich gegen mechanische Einwirkungen, da sie eine verhältnismäßig geringe Oberflächenhärte haben. Sie müssen deshalb schon beim Transport vom Hersteller zum Besteller, bei der Lagerung und beim Transport innerhalb des bearbeitenden Betriebs besonders sorgfältig behandelt werden.

Verpackung

Bleche sind von der Lieferfirma durch ein chemisch neutrales, nachträglich leicht zu entfernendes Mittel vor Korrosion zu schützen. Um Transportschäden zu verhüten, müssen sie in trockenen Kisten oder Verschlügen staubfrei so verpackt werden, daß ein Verschieben gegeneinander nicht möglich ist, und daß bei sachgemäßer Verladung keine Beschädigungen oder Verformungen der Bleche auftreten können. Zwischen die einzelnen Bleche ist chemisch neutrales

und holzfreies Papier zu legen. Als äußere Stapelumhüllung ist eine doppelte Lage von wasserdichtem Papier zu verwenden. Der Versand muß in geschlossenen Waggons oder überdeckten Fahrzeugen erfolgen.

Bei den übrigen Halbzeugformen gelten die Angaben für Bleche sinngemäß. Stangen bis 30 mm Dicke (Durchmesser, Kantenlänge, Schlüsselweite oder Dicke) sollen fest gebündelt und mit neutralem Papier umwickelt werden. Wenn die Stangen entsprechend besonderer Vereinbarungen zwischen Hersteller und Besteller nicht in Kisten transportiert werden, dann müssen die Bunde außerdem mit wasserdichtem Papier so umwickelt sein, daß ein ausreichender Schutz bei sachgemäßem Transport gewährleistet ist. Stangenbunde und Stangen über 30 mm Dicke (Durchmesser, Kantenlänge, Schlüsselweite oder Dicke) werden in trockenen Kisten mit Zwischenlagen so verpackt, daß ein Verschieben gegeneinander nicht möglich ist. Die Kisten sind mit einer doppelten Lage von wasserdichtem Papier auszulegen. Bei großen Durchmessern kann zwischen Hersteller und Besteller vereinbart werden, daß die Stangen einzeln nur mit wasserdichtem Papier fest verpackt geliefert werden.

Kennzeichnung der Halbzeuge

Die Leichtmetall-Halbzeuge sind nach TNL 139 03 (Januar 1960) zu kennzeichnen. In dieser TNL ist angeführt, daß die bei den verschiedenen Halbzeugen anzuwendende Art der Kennzeichnung zwischen Besteller und Hersteller zu vereinbaren ist, soweit sie nicht in den entsprechenden Technischen Lieferbedingungen bereits festgelegt wurde.

Halbzeuge für die Luftfahrtindustrie werden meist mit Rollstempel und Farbe so gekennzeichnet, daß die LW-Kennzahl und der Hersteller ausgewiesen werden. Dabei ist die Kennzeichnung über die gesamte Länge des Halbzeugs in fetter Breitschrift nach DIN 1451 anzubringen. Die verwendete Farbe ist kontrastreich zur Metalloberfläche zu wählen. Sie muß gegenüber dem Konservierungsmittel der Halbzeuge bis 40 °C beständig sein und darf keine korrodierende Wirkung ausüben.

Stangen und Rohre werden mit Schlagstempel an der Stirnfläche gekennzeichnet. Bei zu kleinen Abmessungen ist die Kennzeichnung an einem Ende auf der Mantelfläche anzubringen. Diese Festlegung gilt auch für Bänder. Bei Blechen ist außer der Kennzeichnung mit Farbe auf derselben Blechseite in einer Ecke, $F \leq 50 \text{ cm}^2$, auch ein Kennzeichen mit Schlagstempel anzubringen.

Halbzeuge, die in Bündeln, Paketen, Ringen oder Rollen geliefert werden, sind durch Anhängeschilder aus Blech zu kennzeichnen. Bei Gußstücken, Preßteilen sowie Freiform- und Gesenkschmiedestücken ist vorgeschrieben, daß die LW-Kennzahl, ein Kurzzeichen des Herstellers und eine Sachnummer bereits bei der Herstellung der Modelle, Gesenke oder Preßformen in fetter Mittelschrift nach DIN 1451 so an diesen anzubringen sind, daß sie auf dem Rohteil als erhabene Schrift erscheinen. Nur in Ausnahmefällen kann eine andere Kennzeichnung hierfür vereinbart werden.

Lagerung der Halbzeuge

Für die Lagerung und den Versand ist die APL 240 (November 1957) im Flugzeugbau gültig. Alle Leichtmetallhalbzeuge (Stangen, Rohre, Bleche, Bänder,

Drähte, Guß-, Preß- und Schmiedeteile) müssen auf trockener Holzunterlage gelagert werden. Eine Berührung mit Beton, Eternit (Kunststeinart), Steinholz, Mauerwerk, Asbestkarton und Fremdmetallen ist peinlich zu vermeiden.

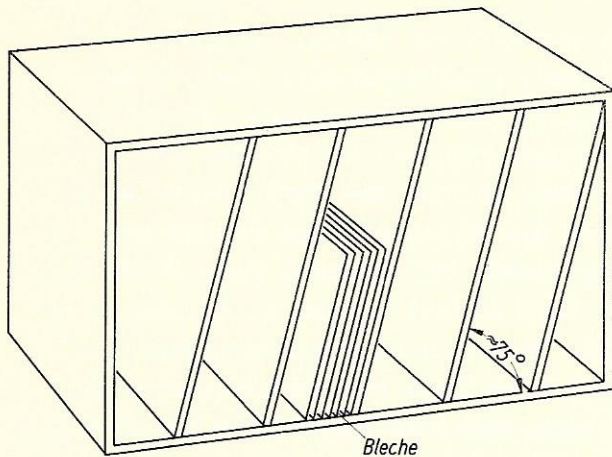


Bild 6.1 Lagergestell für Leichtmetallbleche

Für die Lagerung von Blechen sind besonders Gestelle aus trockenem Holz vorteilhaft, aus denen ein Herausnehmen einzelner Bleche ohne Beschädigung möglich ist (Bild 6.1). Stahlgestelle sind ungeeignet, da immer die Gefahr einer Kontaktkorrosion besteht.

Stangen, Profile und Rohre werden stehend gelagert, nur besonders leicht ausknickende Stäbe werden waagrecht in entsprechenden Holzgestellen untergebracht.

Halbzeugarten aus verschiedenen

Legierungen sind getrennt zu lagern. Auch sollen die Abfälle zur besseren Schrottverwertung getrennt gesammelt werden.

Vorsichtsmaßnahmen bei der Bearbeitung

Werkstätten für die Bearbeitung von Leichtmetallhalbzeugen sollten von Werkstätten, in denen Schwermetalle bearbeitet werden, unbedingt getrennt werden. Auf alle Fälle ist zu vermeiden, daß sich kleine und kleinste Fremdmetallteilchen in die Oberfläche der Aluminiumwerkstoffe eindrücken können, da sonst bei hinzutretender Feuchtigkeit Kontaktelemente entstehen, die dann die Ausgangspunkte größerer Korrosionsherde bilden.

Bei der Bearbeitung von Aluminiumhalbzeugen werden als Unterlagen Filzplatten empfohlen. Die Spannzeuge müssen mit Beilagen aus Holz, Kunststoff oder Zink versehen werden. Kupfer- oder Bleiplatten sind nicht geeignet.

6.2. Spanlose Kaltformung

Bei Auswahl von Aluminiumwerkstoffen für Flugzeugbauteile müssen Festigkeit, Korrosionsschutz und Formbarkeit der Werkstoffe berücksichtigt werden. Bei Kaltformung erhöht sich infolge Kaltverfestigung die Streckgrenze und damit auch der Kalt-Formänderungswiderstand, dabei geht gleichzeitig die Bruchdehnung und damit auch das Formänderungsvermögen zurück.

L W 3 0 0 1 (Al99,5) läßt sich gut spanlos formen. Die zu wählende Ausgangshärte des Halbzeugs hängt davon ab, wie stark kaltgeformt werden soll. Bei stark kaltzuformenden Teilen, z.B. Ziehteilen, wird zweckmäßig ein weiches Halbzeug gewählt. Bei geringen Verformungsgraden kann auch halbhartes Halbzeug verwendet werden.

Sind Zwischenglühungen erforderlich, so ist darauf zu achten, daß der vorausgegangene Kaltformungsgrad wenigstens 50 Prozent betragen hat, da sonst Grobkornbildung eintreten kann. Eine ledernarbige Oberfläche ist dann die Folge.

Beim Erwärmen ist besonders darauf zu achten, daß die Rekristallisationsschwelle (230 bis 300 °C) schnell durchschritten wird.

Die Legierungen L W 3 1 1 5 (AlCuMg1), L W 3 1 2 5 (AlCuMg2), L W 3 3 5 5 und L W 3 3 5 7 (AlMgSi) können im ausgehärteten Zustand nur geringfügig kaltgeformt werden. Sind größere Kaltformungen erforderlich, so sind diese Legierungen weichzuglügen. Nach der Formgebung kann dann ausgehärtet werden. Unmittelbar nach dem Abschrecken von Lösungsglühtemperatur sind diese Werkstoffe ebenfalls weich. Mit Rücksicht darauf, daß die Festigkeit bei Raumtemperaturlagerung sehr schnell ansteigt, ist eine größere Kaltformung von LW 3115 und 3125 möglichst innerhalb von 2 Stunden nach dem Lösungsglühen vorzunehmen. Bei LW 3355 und 3357 ist die Kaltformung sofort nach dem Abschrecken von Lösungsglühtemperatur durchzuführen. Bei beabsichtigter anschließender Warmauslagerung geht ein längeres Verweilen bei Raumtemperatur nach dem Abschrecken auf Kosten der erreichbaren Festigkeitswerte nach der Warmauslagerung. Im weichen Zustand läßt sich LW 3355, ähnlich wie LW 3001, treiben, drücken und tiefziehen. Zwischenglühungen zur Aufhebung der Kaltverfestigung sind bei 330 bis 360 °C vorzunehmen mit anschließender sehr langsamer Abkühlung.

Die Kaltformbarkeit ausgehärteter plattierter Bleche (Werkstoff für Plattierungen Al99,5) bei LW 3116 und 3126 ist etwas günstiger als bei LW 3115 bzw. 3125. Sind jedoch größere Kaltformungsarbeiten erforderlich, so sind diese ebenfalls im weichgeglühten Zustand auszuführen.

Bei größeren Kaltformungsarbeiten von L W 3 3 0 2 (AlMg3), L W 3 3 0 3 (etwa AlMg3) und L W 3 3 0 5 (AlMg5), die zu einer starken Kaltverfestigung führen, sind mitunter Zwischenglühungen im Bereich von 270 bis 400 °C erforderlich (s. Abschn. 4.2.).

Bei L W 3 4 5 5 (AlZnMgCu1,5) sollen im warm ausgehärteten Zustand Kaltformungen vermieden werden. Diese werden im weichgeglühten oder nach dem Lösungsglühen im frisch abgeschreckten Zustand durchgeführt. Dabei ist Abkanten, Richten und Biegen innerhalb der ersten 6 Stunden nach dem Abschrecken von Lösungsglühtemperatur möglich. Die beste Kaltformbarkeit besitzt dieser Werkstoff jedoch während der ersten beiden Stunden nach dem Abschrecken. Diese Zeit, während der sich die Formänderungseigenschaften praktisch nicht ändern, wird auch als *I n k u b a t i o n s z e i t* bezeichnet. Sie kann durch Lagern des Werkstoffs bei niedrigen Temperaturen vergrößert werden; und zwar bei 0° um 24 Stunden und bei -18 °C um eine Woche.

Sehr geringe Formungen können bedingt im ausgehärteten Zustand durchgeführt werden. Dabei sind jedoch die Werkzeuge und die Halbzeuge auf etwa 130 °C anzuwärmen.

6.3. Spanende Formung

Die Aluminium-Luftfahrtwerkstoffe lassen sich durchweg gut spanend bearbeiten. Sie zeigen jedoch gewisse Unterschiede in ihrer Bearbeitbarkeit. Es ist deshalb üblich, die Werkstoffe z.B. nach Brinellhärtebereichen in vier Klassen einzustufen (Bild 6.2, Seite 54). Für diese vier Klassen sind in besonderen Arbeitsvorschriften Angaben für die zu wählende Schneidengeometrie, für

die Schnittgeschwindigkeit, den Vorschub usw. festgelegt. So werden z.B. bei Verwendung eines Walzenstirnfräasers bei Fräsarbeiten folgende Schnittgeschwindigkeitsbereiche für die im Bild 6.2 genannte Klassifikation angeführt:

LW-Nr.	Leg. Typ	Zustand
a) HB bis etwa 50 kp/mm ²		
3001.03 3001.74 3001.75	Al99,5 Al99,5	preßhart halbhart
b) HB zwischen 50 und 80 kp/mm ²		
3126.25 3302.25 3303.24 3305.03 3305.24 3305.25	AlCuMg2 pl AlMg3 ≈ AlMg3 AlMg5 AlMg5	weich weich weich preßhart weich
3320.02 3355.03 3355.25 3357.03 3357.05 3357.25 3357.34 3456.25	G-AlMg5 AlMgSi AlMgSi AlMgSi(Cu) AlMgSi(Cu) AlMgSi(Cu) AlMgSi(Cu) AlZnMgCu1,5	Gußzustand preßhart weich preßhart walzhart weich kalt ausgeh. weich
c) HB zwischen 80 und 110 kp/mm ²		
3115.31 3115.32 3115.33 3115.34 3116.35 3125.33 3125.34 3125.35 3126.35 3134.51 3134.52 3135.51 3135.52 3355.52 3355.53 3355.54 3355.55 3357.52 3357.55	AlCuMg1 AlCuMg1 pl AlCuMg2 AlCuMg2 pl AlCuNiMg AlMgSi AlMgSi(Cu)	kalt ausgeh. kalt ausgeh. kalt ausgeh. kalt ausgeh. warm ausgeh. warm ausgeh. warm ausgeh.
d) HB über 110 kp/mm ² o. hoher Si-Gehalt		
3205.02 3205.51 3205.52 3214.01 3214.02 3214.51 3214.52 3435.65 3455.51 3455.52 3455.53 3455.55	G-AlSi10Mg G-AlSi10Mg G-AlSi5Cu1 G-AlSi5Cu1 G-AlSi5Cu1 AlZnMgCu AlZnMgCu1,5	Gußzustand warm ausgeh. Gußzustand warm ausgeh. gereckt, warm ausgeh. warm ausgeh.

Bild 6.2 Einstufung der Aluminium-Luftfahrtwerkstoffe in Brinellhärtebereiche

Klasse a 500 bis 600 m/min,
Klasse b 400 bis 500 m/min,
Klasse c 370 bis 450 m/min,
Klasse d 300 bis 400 m/min.

Technologische Hinweise für die spanende Bearbeitung

Um besonders wirtschaftlich zu arbeiten, sind Sonderwerkzeuge erforderlich, deren Gestaltung den technologischen Eigenschaften der Aluminiumwerkstoffe angepaßt ist.

Es sind hohe Schnittgeschwindigkeiten üblich. Damit der Span gut abfließen kann, werden breite Spiralnuten z.B. bei Bohrern und Fräsern empfohlen. Glatte Spanführungsflächen (polierte Schneidenbrust) verhindern das Ankleben und Festsetzen der Späne. LW 3001, LW 3303 und 3305 neigen im weichen Zustand zum Schmieren. Sie bilden sehr lange, zähe Späne und sind deshalb für Arbeiten auf Drehautomaten wenig geeignet.

Im ausgehärteten Zustand lassen sich LW 3115, 3125, 3355, 3357 und 3455 sehr gut spanen. Sie bilden jedoch ebenfalls lange Späne. Gußlegierungen mit hohem Siliziumgehalt verlangen starke Werkzeuge und nicht zu hohe Schnittgeschwindigkeiten.

Gute Schmierung und gleichzeitige Kühlung verbessern die Standzeit des Werkzeugs und die Oberflächengüte der Werkstücke und sind für die gute Abführung der Späne notwendig. Besonders wichtig ist die Kühlung bei der spanenden Bearbeitung von LW 3115, 3125, 3425, 3435 und 3455 (AlCuMg und AlZnMgCu) im ausgehärteten Zustand. Bei LW 3425, 3435 und 3455 darf das Werkstück nicht über 100 °C erwärmt werden. Nach der spangebenden Bearbeitung sind die Teile zu spülen und zu trocknen, um die Korrosionsgefahr durch Emulsions- oder Wasserreste zu beseitigen.

Bei der spanenden Bearbeitung ist zu beachten, daß sich bei gleicher Kraftwirkung auf ein Werkstück die Aluminiumwerkstoffe dreimal stärker durchbiegen

als Stahl (Bild 6.3). Dies ist bei der Wahl des Vorschubs, der Spantiefe und besonders des Einstellwinkels zu berücksichtigen.

6.4. Chemisches Abtragen

Das chemische Abtragen ist ein Ätzverfahren, durch das u.a. von Werkstücken aus Aluminiumwerkstoffen bestimmte Werkstoffmengen in vorher festgelegter Form entfernt werden können. Man verwendet dazu Natronlauge von bestimmter Konzentration und Temperatur. Die dabei zu erreichende Oberflächenrauigkeit liegt in der Größenordnung von 20 bis 40 μm . Bei der Verwendung von Natronlauge wird das Aluminium nach folgender Reaktion als Natriumaluminat gelöst:



Liegt ein Reinaluminium mit feinkörnigem Gefüge vor, so verläuft der Abtragungsvorgang relativ gleichmäßig. Bei den aushärtbaren hochfesten Aluminiumlegierungen im heterogenen Zustand (weichgeglüht) ist der Werkstoff dagegen im starken Maße von Ausscheidungen durchsetzt. Dadurch wird der Auf- bzw. Ablösungsvorgang so beeinflusst, daß eine ungleichmäßige Abtragung erfolgt. Deshalb sollen solche Legierungen nur nach einer Lösungsglühbehandlung chemisch abgetragen werden, da dann der Werkstoff weitgehend homogen ist. Aber auch in diesem Zustand werden noch unterschiedliche Oberflächengüten erreicht, die von der Art der Legierungszusammensetzung abhängig sind. Dabei spielen u.a. Fragen der Korngröße und -orientierung, ferner das Konzentrationsgefälle im Mischkristall sowie der Anteil nicht in Lösung (feste Lösung im Mischkristall) gegangener Metallide eine Rolle. Nach Feststellungen der Technologen werden z.Z. bei LW 3455 wesentlich geringere Oberflächengüten als bei LW 3125 erreicht.

Aus den vorangegangenen Ausführungen geht hervor, daß die Abtragung eines mit Al99,5 plattierten Halbzeugs anders verlaufen wird als bei nicht plattierten Halbzeugen.

Der Einfluß des Werkstoffzustands auf die Oberflächengüte ist deutlich im Bild 6.4 (Seite 57) zu erkennen.

6.5. Verbindungsverfahren

6.5.1. Niet- und Schraubverbindungen

Für die Verbindung von Aluminiumwerkstoffen gilt, daß nach Möglichkeit die zu verbindenden Werkstücke und die Verbindungselemente aus artähnlichen Werkstoffen bestehen sollen. Der meistverwandte Nietwerkstoff ist LW 3112 (AlCu).

Wird ein Aluminiumhalbzeug mit fremden Metallen verbunden, so ist auf gute Isolierung zu achten. Werden Schrauben oder Nieten aus Stahl verwendet, dann sind sie zu verkadmen oder zu verzinken. Es ist zu empfehlen, die Verbindungselemente mit Farbe angefeuchtet einzubauen und die Köpfe nach Abschluß

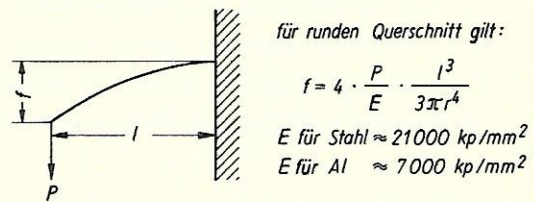


Bild 6.3 Durchbiegung bei Stahl und Aluminium

der Verbindungsarbeit nachzustreichen. Besondere Sorgfalt ist in dieser Hinsicht beim Nieten von LW 3435, 3455 und 3456 anzuwenden. Es wird normalerweise mit einer Presse genietet, wenn es die Zugänglichkeit der Bauteile gestattet. Bei Hammernietungen sind Prellschläge zu vermeiden. Es ist vorgeschrieben, daß Senkungen für Senkniete im kalten Zustand nicht in die Bleche gedrückt werden dürfen, weil dabei Risse entstehen können. Die Nietlöcher dürfen auch nicht gestanzt, sondern müssen gebohrt werden, weil dadurch die Möglichkeit einer Rißbildung reduziert wird.

6.5.2. Schweißen und Löten

Aluminium und eine große Anzahl seiner Legierungen lassen sich gut schweißen. Dabei sind jedoch die Eigenschaften dieser Werkstoffe zu berücksichtigen. In der nachstehenden Tabelle (Bild 6.5) sind die für das Schweißen von Aluminium wichtigen physikalischen Eigenschaften im Vergleich zu Stahl zusammengestellt.

Eigenschaften	Dimensionen	Al	St
Schmelzpunkt	°C	570...658	≈ 1500
Wärmeleitfähigkeit	cal/cm·s·°C	0,3...0,5	0,11
lineare Wärmeausdehnung	cm/cm·°C	24...28·10 ⁻⁶	12...15·10 ⁻⁶
mittlere spez. Wärme	cal/g	0,25	0,10
latente Schmelzwärme	cal/g	92,4	49
Gesamtwärmezufuhr bis zum Schmelzen	cal/g	≈ 250	≈ 210
Schwindung	%	4...7	2,6
elektr. Leitfähigkeit	m/Ω·mm ²	15...37	2...10
Schmelzpunkt der Aluminiumoxydhaut	°C	2050	-
Dichte des Aluminiumoxyds	g/cm ³	3,96	-

Bild 6.5 Für das Schweißen wichtige physikalische Eigenschaften von Aluminium im Vergleich zu Stahl

Aus Bild 6.5 ist zu entnehmen, daß der Schmelzpunkt des Aluminiumoxyds mit 2050 °C sehr hoch liegt. Es ist deshalb beim Gasschmelzschweißen von Aluminiumwerkstoffen üblich, den Oxydfilm durch Flußmittel aufzulösen. Je nach Art der Legierung sind die Flußmittel verschieden zusammengesetzt. Da die Flußmittelreste meist stark hygroskopisch sind und durch ihre ätzende Wirkung eine Werkstoffzerstörung auslösen, ist auf die einwandfreie Säuberung der Schweißnaht im Anschluß an den Schweißvorgang größter Wert zu legen.

Kennzeichnend für die Leichtmetallschweißung sind u.a. auch die hohe Wärmeleitfähigkeit des Aluminiums, die hohe spezifische Wärme und Schmelzwärme. Der beträchtliche Wärmeabfluß aus der Schweißzone kann, je nach Abmessungen des Werkstücks, durch gutes Vorwärmen gehemmt werden. Ferner ist beim Schweißen die große Schwindung zu beachten. Dies gilt besonders für rißanfällige Legierungen, wie z.B. LW 3355 (AlMgSi).

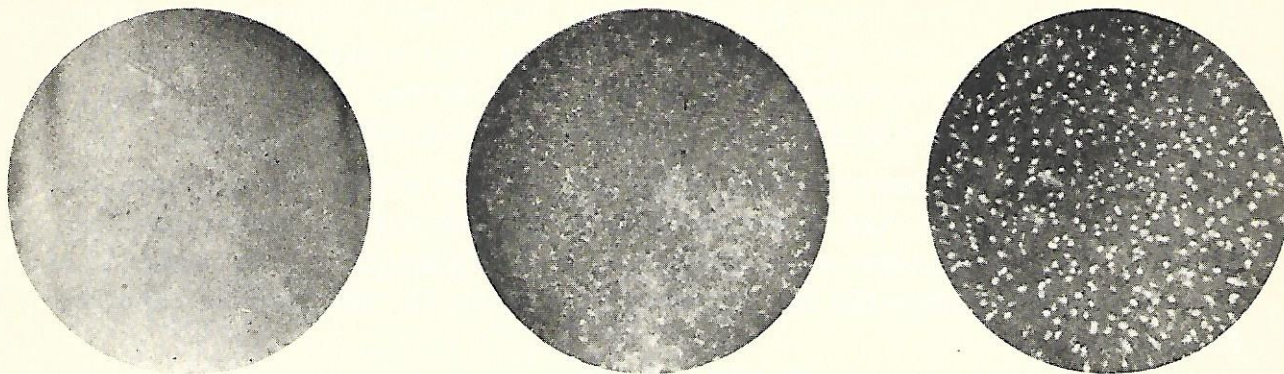


Bild 3.1 Abzüge von Röntgenaufnahmen zur Ermittlung der Porositätsneigung bei Aluminiumlegierungen

Links: keine Gasporosität

Mitte: mittlere Gasporosität

Rechts: starke Gasporosität

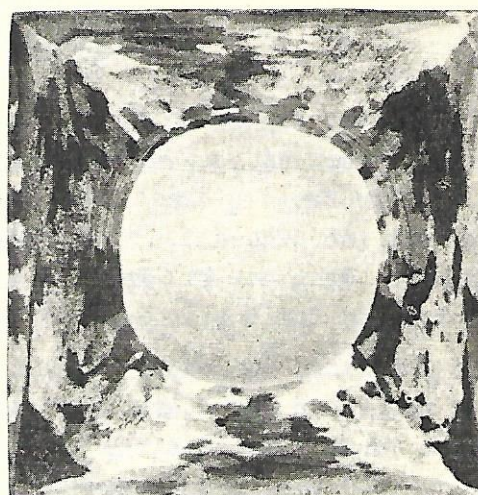
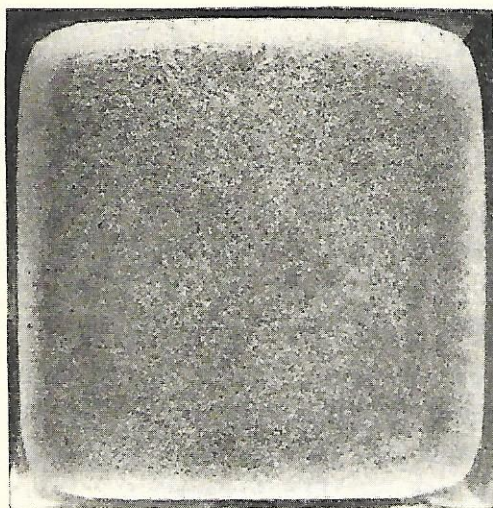


Bild 3.9 Rekristallisierte Zonen im Querschnitt einer stranggepreßten Stange

Links: schwach rekristallisierte Randzone

Rechts: stark rekristallisierte Zone

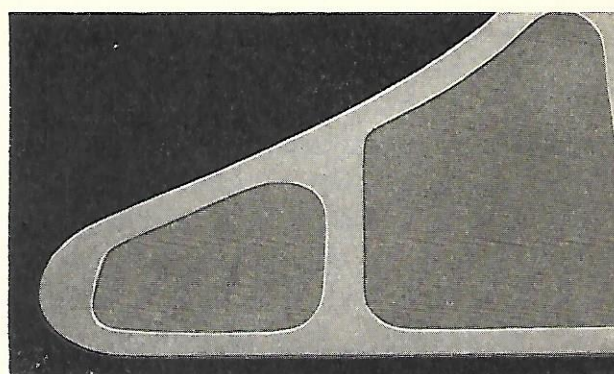
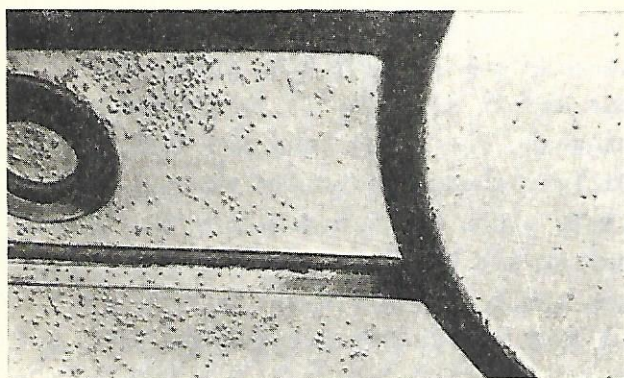


Bild 6.4 Oberflächengüte chemisch abgetragener Teile

Links: im weichgeglühten Zustand chemisch abgetragen

Rechts: im ausgehärteten Zustand chemisch abgetragen

In den letzten Jahren traten auf dem Gebiet der Aluminiumschweißung wesentliche Verbesserungen ein. Durch Anwendung der Schutzgasschweißung (Argonarc-Schweißen) kann auf oxydlösende Salze verzichtet werden, und es ist eine größere Schweißleistung möglich durch die Lokalisierung hoher Energien.

Beim Schweißen von Aluminium und seinen Legierungen strebt man den Grundsatz an, Gleiches mit Gleichem zu verschweißen. Trotzdem gibt es eine Reihe von Gründen, von dieser Regel abzuweichen. In der Luftfahrtindustrie sind von der Auswahl der Knetwerkstoffe nur folgende Werkstoffe für das Schmelzschweißen freigegeben:

LW 3001	Al99,5,
LW 3302	AlMg3,
LW 3303	etwa AlMg3,
LW 3305	AlMg5,
LW 3355	AlMgSi.

Als Zusatzwerkstoffe für diese LW sind vorgesehen:

LW 3001	S-Al99,5,
LW 3011	S-Al99,5Ti,
LW 3202	S-AlSi5,
LW 3315	S-AlMg5(Si).

Zum Schweißen von LW 3001 (Al99,5) wird man den gleichen Werkstoff als Zusatzwerkstoff verwenden, wenn physikalische oder dekorative Gründe eine Rolle spielen. Bei größeren Blechdicken und der damit verbundenen langsameren Erstarrungszeit ist jedoch die Verwendung des titanhaltigen LW 3011 (S-Al99,5Ti) zu empfehlen, denn der Titangehalt führt zu einer feinkörnigen Erstarrung der Schmelze und damit sind bessere Festigkeitswerte gewährleistet.

Viele Schweißer verwenden beim Gasschmelzschweißen von LW 3355 (AlMgSi) auch heute noch gern den stark siliziumhaltigen Zusatzwerkstoff LW 3202 (S-AlSi5). Für das Schweißen von AlMg3 und AlMg5 wird nach DIN 1732 Bl. 1 (Entwurf September 1960) u.a. die Verwendung von S-AlMg3 und S-AlMg5 angegeben.

In der Luftfahrtindustrie ist für das Schweißen von LW 3302, 3303 und 3305 z.Z. LW 3315 vorgesehen. Dieser Schweißzusatzwerkstoff enthält zum Unterschied von S-AlMg5 neben 4,5 Prozent Magnesium auch 0,5 bis 1,0 Prozent Silizium. Dieser Festlegung liegen folgende Überlegungen zugrunde: Man kann in gewissem Sinne Schweißzusatzwerkstoffe mit Gußwerkstoffen vergleichen. So weisen die Schweißnähte u.a. auch ein Gefüge auf, dessen Struktur der des Kokillengusses ähnlich ist. Deshalb wurde bei der Festlegung von LW 3315 eine Anlehnung an G-AlMg5 nach TGL 6556 getroffen. Im Gußwerkstoff soll der Siliziumgehalt die Gieß- und Erstarrungseigenschaften verbessern. Vor allem kann die Warmrißneigung in AlMg5-Legierungen durch einen Siliziumzusatz reduziert werden. Durch praktische Versuche konnte die Nützlichkeit eines Siliziumgehalts von 0,5 bis 1,0 Prozent in AlMg-Schweißzusatzwerkstoffen bis 6 Prozent Magnesiumgehalt in bezug auf den Rückgang der Warmrißneigung nachgewiesen werden. Aus Bild 6.6 ist zu erkennen, daß kein Unterschied im Dauerwechselfestigkeitsverhalten geschweißter Proben aus LW 3305 (AlMg5) zu verzeichnen ist, wenn als Zusatzwerkstoff LW 3315 (S-AlMg5(Si)) oder S-AlMg5 verwendet wird.

Die vorangegangenen Ausführungen bezogen sich auf das Schweißen von weichgeglühtem Werkstoff. Beim Schweißen von kaltverfestigtem Material ist zu beachten, daß mit dem Schweißen eine Erwärmung verbunden ist, die sich je nach

Schweißverfahren und Schweißgeschwindigkeit nicht nur auf die Schweißstelle beschränkt. Durch die Erwärmung wird eine Rekristallisation in der Übergangs-

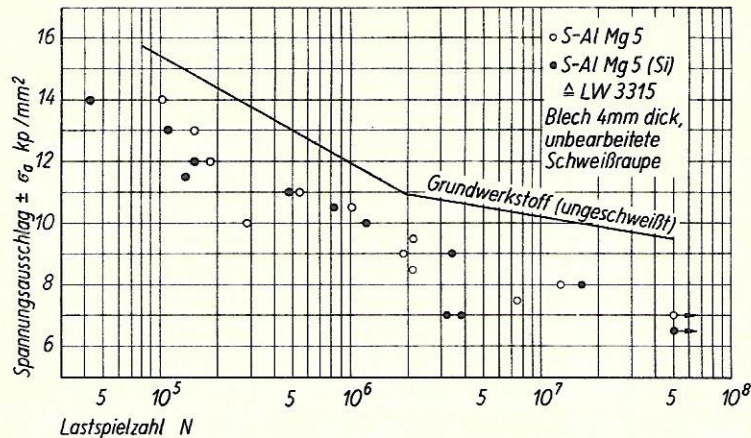


Bild 6.6 Biegewechselfestigkeit von ungeschweißtem und gasgeschweißtem LW 3305.25

zone zwischen Schweißnaht und Grundwerkstoff ausgelöst, die zu einem Festigkeitsabfall führt. Deshalb ist auch nicht jede aushärtbare Legierung mit Schmelzschweißverfahren schweißbar, da sich hier in der Übergangszone die übersättigten Mischkristalle durch die Erwärmung entmischen und damit entfernen. Eine Wiederholung der Wärmebehandlung ist nicht in jedem Fall sinnvoll oder möglich.

Für das Schweißen der hochfesten und meist ausgehärteten Aluminiumlegierungen im Flugzeugbau wählt man meist solche Verfahren, die mit kurzen Erwärmungszeiten auskommen. Dann ist die Erwärmung örtlich begrenzt und der Festigkeitsabfall - bezogen auf das gesamte Bauteil - eingeeengt. Zu diesen Verfahren gehört u.a. das elektrische Widerstands-Punktschweißen. In letzter Zeit wird auch von Ultraschall-Schweißverfahren berichtet, die gute Ergebnisse bringen sollen.

Für Verbindungsarbeiten von Bauteilen aus Aluminium-Werkstoffen können auch Lötverfahren angewendet werden. Es wird z.Z. ein DIN-Blatt vorbereitet, in dem geeignete Lote aufgeführt werden sollen. Es kann angenommen werden, daß dabei folgende Legierungen zum Löten von Aluminiumwerkstoffen aufgenommen werden (Bild 6.7, Seite 60).

Kurzzeichen	Zusammensetzung %	Arbeitstemperatur °C	Anwendungsbeispiele
Hartlote			
L-AlSi7	Si 6,8...8,2 Al Rest	580...615	lotplattierte Bläche
L-AlSi12	Al mind. 87 Si mind. 12*	575...580	Al-Werkstoffe, außer AlMg, G-AlSi12, G-AlSi10Mg
L-AlSi10Cu4	Si 9,8...10,7 Cu 3,3...4,7 Al Rest	530...590	
L-Al80A	Al+Si mind. 80 Cu+Ni bis 4 Sn+Cd bis 12	≈ 540	Kornlot oder Gußstab für Al-Werkstoffe außer G-AlSi12 und G-AlSi10Mg
L-Al80B	Al mind. 80 Cu+Ni bis 4 Sn+Cd bis 12	620	als Gußstab oder Blechstreifen für kurze Nähte
L-AlZn20	Zn 20 Al Rest	570...625	Al, AlMn und AlMg1
L-AlAg20	Ag 20 Al Rest	500...630	Al, AlMn und AlMg1
L-AlAg70	Ag 70 Al Rest	500...565	Al, AlMn, AlMg1, AlMg3, AlMgSi, AlZnMg
Weichlote			
L-Zn60Sn	Zn mind. 50 Sn Rest	320	Reibelötung für Kabel
L-Zn50SnCd	Zn 50...70 Sn 15...40 Cd bis 20	130...160	Reibelot mit Abrasionswirkung
L-Zn56Cd	Zn mind. 56 Al bis 4 Cd Rest	320	Modellierlot
L-Sn90Zn	Sn bis 90 Zn mind. 10		Reibelot für Al-Kabel
L-Sn60Zn	Sn mind. 60 Zn mind. 39	260	Kolbenlötung

* eventuell Gallium als Benetzungsmittel

Bild 6.7 Zusatzwerkstoffe zum Löten von Aluminiumwerkstoffen

Begriffserklärungen

Autoklav, der: luft- und dampfdicht verschließbares dickwandiges Gefäß, in dem Vorgänge bei erhöhtem Druck und erhöhten Temperaturen ablaufen können.

Dendriten, die: Kristallbildungen von fiederförmigem Aussehen, die meist infolge sehr rascher Kristallisation entstehen (bevorzugtes Ecken- und Kantenwachstum).

Erosion, die: mechanische Oberflächenabtragung durch feste Bestandteile enthaltende strömende Gase, Dämpfe oder Flüssigkeiten.

Eutektikum, das: Bezeichnung für ein Gemenge aus zwei oder mehr Stoffen (Phasen), das bei einer bestimmten - der eutektischen - Temperatur erstarrt, wenn es aus dem flüssigen in den festen Zustand übergeführt wird. Es hat also wie ein reiner Stoff **e i n e n** Erstarrungspunkt und dementsprechend **e i n e n** Schmelzpunkt. Ein Eutektikum liegt nur bei einem be-

stimmten - dem eutektischen - Mischungsverhältnis vor. Bei einer anderen als der eutektischen Zusammensetzung erstarrt bei Abkühlung entweder nur eine der reinen Komponenten zuerst oder es bilden sich Mischkristalle, deren Zusammensetzung sich von der Schmelze unterscheidet.

Metallide, die: Verbindung von Metallen untereinander, auch als *i n t e r - m e t a l l i s c h e V e r b i n d u n g e n* bezeichnet. Verbindungen von zwei Metallen heißen binäre, von drei Metallen ternäre, von vier Metallen quaternäre Metallide.

Mischkristall, der: homogener kristalliner Körper stetig veränderlicher Zusammensetzung. Mischkristalle verhalten sich ähnlich wie flüssige Lösungen, sie werden deshalb auch als *f e s t e L ö s u n g* bezeichnet. Bei den Aluminiumlegierungen bilden gelöste Legierungsmetalle grundsätzlich Substitutions-Mischkristalle, d.h., es ist im Gitter ein Teil der Aluminiumatome durch fremde Atome ersetzt (substituiert).

Parameter, der: unterscheidende Konstante in einer Kurven- bzw. Funktionen-schar. Durch Veränderung der Konstanten entstehen die einzelnen Kurven bzw. Funktionen der Schar.

Spannungsrißkorrosion, die: Rißbildung bei metallischen Werkstoffen infolge mehrstufig ablaufender elektrochemischer Vorgänge bei gleichzeitigem Einwirken von Spannungen.

Wöhlerschaubild, das: Darstellung der im Dauerschwingversuch ermittelten Wertepaare Dauerbeanspruchung - Bruchlastspielzahl mit logarithmisch geteilter Abszisse (Lastspielzahl) und arithmetisch (metrisch) geteilter Ordinate (Dauerbeanspruchung). Es ergibt sich, wenn die Punkte nicht streuen, die sogenannte Wöhlerkurve.

Zonenschmelzen, das: Die Wirksamkeit des Verfahrens besteht hauptsächlich darin, daß beim Erstarren einer Schmelze die Konzentration an Fremdatomen im Kristall geringer ist als in der Schmelze. Man bewegt eine schmale geschmolzene Zone langsam von einem Ende eines in einem Tiegel befindlichen Barrens zum anderen Ende. In der Schmelze reichern sich alle Verunreinigungen an, deren Löslichkeit in der Schmelze größer ist als in der daraus erstarrenden festen Phase.

Literaturverzeichnis

- [1] Franz, H.: Über die Aushärtung von Aluminium-Kupfer-Legierungen. Düsseldorf, Aluminium-Verlag GmbH 1957
- [2] Masing, G.: Lehrbuch der allgemeinen Metallkunde. Springer-Verlag 1950.
- [3] Lukaszyk, R. und Rogoß, H.: Gußfehler bei Nichteisenmetallen. Lehrwerk für das Ing.-Fernstudium, Ing.-Schule für Gießereitechnik Leipzig, Gießereitechnik H. 10

- [4] Peter, A.: Das Pressen und Gesenkschmieden der Nichteisenmetalle. Springer-Verlag 1955
- [5] Hertel, H.: Leichtbau. Springer-Verlag 1960
- [6] Altenpohl, D.: Aluminium von innen betrachtet. Düsseldorf, Aluminium-Verlag GmbH 1957
- [7] Zeerleder, A. von: Technologie des Aluminiums und seiner Leichtlegierungen. 5. Aufl., Leipzig, Akademische Verlagsgesellschaft Geest u. Portig K.-G. 1947
- [8] Irmann, R.: Aluminiumguß in Sand und Kokille. 5. neubearb. Aufl., Düsseldorf, Verlag der Aluminium-Zentrale 1952
- [9] Buray, Z.: Aluminiumverbindungen. Bd. 1 Das Schweißen von Aluminium. Halle/Saale, Marhold-Verlag 1956
- [10] Aluminium-Taschenbuch. 11. Aufl., Düsseldorf, Aluminium-Verlag GmbH 1955
- [11] DIN- und TNL-Normenwerk

Bildnachweis

2.1 bis 2.3, 2.24 bis 2.26, 5.1, 5.8, 5.10, 5.11, 4.2, 4.3	Luftfahrt-Werkstoff-Blätter, Institut für Werkstoffe, Dezember 1958
2.23, 3.1, 3.9, 5.3 bis 5.7, 5.9, 6.6	Werkstoffberichte, Institut für Werkstoffe
2.12 bis 2.14, 3.2 bis 3.5, 3.11	TNL-Normenwerk
2.8, 4.1, 4.4	Aluminium-Taschenbuch, 11. Aufl., Düsseldorf 1955
1.6, 2.6, 2.11	Zeerleder, A. von: Technologie des Aluminiums und seiner Leichtlegierun- gen. 5. Aufl., Leipzig 1947
3.6, 3.7	Roth, W.: Ztschr. Gießerei 1959, H. 22, S. 725
2.20, 2.21	Bollenralh, F. und Gröber, H.: Metallforschung Bd. 1 (1946), H. 4/5, S. 111 bis 116
2.9	Altenpohl, D.: Aluminium von innen betrachtet, Düsseldorf 1957

- 2.10 Gerold, V.: Ztschr. Metallkunde 1954, S. 593 bis 607
- 2.22 Wassermann, G.: Ztschr. Metallkunde 1940, S. 295 bis 298
- 2.23 Vosskühler, H.: Ztschr. Metall 1948, H. 15 bis 18, S. 251 bis 258 und S. 288 bis 291
- 3.10 Peter, A.: Das Pressen und Gesenkschmieden der Nichteisenmetalle, Springer-Verlag 1955

Sachwörterverzeichnis

- | | | |
|------------------------------|----------------------------|-----------------------------|
| Alumen 1 | Guß | Metallide 9,61 |
| Aluminium | -teilgestaltung 28 | binäre - 9 |
| -Gußlegierungen 16,17,26,41 | Barren- 29f. | ternäre - 9 |
| -Knetlegierungen 15,17,25,42 | Form- 26ff. | quaternäre - 9 |
| -Kolbenlegierungen 18 | Kokillen- 26ff. | quasibinäre - 9 |
| -Schweißzusatzleg. 16,18 | Sand- 26ff. | Mikrolunker 27 |
| Aluminiumgewinnung | Gleichgewichtsfall 10 | Mischkristalle 8ff.,61 |
| Geschichte der - 1 | | homogene - 11 |
| Verfahren der - 3ff. | Halbzeugbearbeitung 50ff. | |
| Aushärtung 11ff.,35ff. | chemisches Abtragen 55 | Plattierung 24 |
| Kalt- 13 | spanende Formung 53f. | Preßeffekt 32 |
| Warm- 13 | spanlose Formung 52f. | |
| Auslagerung 12,35ff. | Verbindungsverfahren 55ff. | Reinaluminium 6ff. |
| | Halbzeuge | |
| Bauxit 3ff. | Abmessungen der - 35 | Schmelzelektrolyse 2 |
| Bayer-Verfahren 31 | Kennzeichnung der - 51 | Schmiedeteile 33ff. |
| | Lagerung der - 51 | Schwindmaß 27 |
| Dauerwechselfestigkeit 45ff. | Transport der - 50f. | Spannungsrißkorrosion 20,61 |
| Dendriten 27,60 | Verpackung der - 50f. | Stranggießverfahren 29f. |
| Drahtherstellung 33 | | Strangpressen 31f. |
| Duralumin 8 | Kerbempfindlichkeit 45ff. | Sumpftiefe 30 |
| | Kornseigerung 14 | |
| Elektrolyse-Ofen 5 | Kriechverhalten 43f. | Tonerde 2ff. |
| Eutektikum 10,60 | Kryolith 3f. | Tütengießverfahren 29f. |
| | | |
| Feste Lösung 11,61 | Legierungselemente | Wärmebehandlung 35ff. |
| Festigkeitswerte 40ff. | Kupfer 16,19f. | Weichglühen 39ff. |
| Abnahmewerte 40 | Magnesium 20f. | Wöhlerschaubild 45ff.,61 |
| Mindestwerte 40 | Mangan 22f. | |
| Zwischenwerte 40 | Nickel 23 | Zeitdehngrenze 44 |
| typische Werte 40 | Silizium 22 | Zonenschmelzen 6,61 |
| Fließvermögen 22 | Zink 21f. | Zustandsschaubild 10 |
| Formfüllungsvermögen 22 | Lösungsglüh-en 11ff.,35ff. | Al-Cu 10ff. |
| | -dauer 35ff. | Al-Si 14 |
| Gasporosität 27 | -temperatur 36 | |
| Gesenkschmieden 33f. | | |

Lehrschriften für die Berufsausbildung,
die zur Pflichtliteratur für den Fachunterricht
in den Betriebsberufs- und Betriebsschulen erklärt wurden

- | | | |
|--|---|-------------|
| 1. Ing. Hückel,
Dipl.-Gwl. Förster: | Stahl und Eisen unter besonderer Berücksichtigung des Flugzeugbaus
Bestell-Nr. 7202 | DM 2,50 |
| 2. Dipl.-Ing. Hoffmann: | Aufbau des Tragflügels
Bestell-Nr. 7208 | DM 1,50 |
| 3. Dipl.-Ing. Hoffmann: | Aufbau des Rumpfes, Aufbau des Leitwerks, Aufbau der Steuerung
Bestell-Nr. 7245 | ca. DM 2,25 |
| 4. Dipl.-Ing. Hoffmann: | Aufbau des Fahrwerks, Innenausstattung des Flugzeugs
Bestell-Nr. 7246 | ca. DM 2,00 |
| 5. Ing. Römer: | Korrosion und Korrosionsschutz unter besonderer Berücksichtigung des Flugzeugbaus
Bestell-Nr. 7213 | DM 2,00 |
| 6. J. Lehmann: | Normalnieten
Bestell-Nr. 7304 | DM 1,00 |
| 7. A. Haak: | Bördeln
Bestell-Nr. 7306 | DM 1,00 |

Weitere Veröffentlichungen
der Zentralstelle für Literatur und Lehrmittel

Lehrschriften für die Berufsausbildung und Qualifizierung

- | | | |
|---|---|---------|
| 1. Dipl.-Ing. oec. Hehl,
Dipl.-Ing. oec. Wintruff: | Bedeutung des Flugzeugs und Flugzeugbaus in unserer Zeit
Bestell-Nr. 7201 | DM 1,50 |
| 2. Dipl.-Gwl. Günther: | Einteilung und vergleichende Übersicht der Flugtriebwerke
Bestell-Nr. 7212 | DM 1,00 |
| 3. Dipl.-Ing. Berthold,
Dipl.-Gwl. Günther: | Physikalische Grundlagen der Flugzeugantriebe
Bestell-Nr. 7219 | DM 1,00 |
| 4. Dipl.-Ing. Kleiber: | Elektrische Ausrüstung im Flugzeug
Bestell-Nr. 7229 | DM 2,50 |
| 5. Dipl.-Ing. Richter: | Grundlagen der elektrischen Bordgeräte
Bestell-Nr. 7227 | DM 2,25 |
| 6. Ing. George: | Metallschweißen im Flugzeugbau
Bestell-Nr. 7226 | DM 2,50 |

Vorträge und Abhandlungen

- | | | |
|---|---|---------|
| 1. Obering. Strobel: | Neuzeitliche Konstruktionen und Bauweisen
Bestell-Nr. 7001 | DM 1,25 |
| 2. Prof. Dr. phil. Cordes: | Das Strahltriebwerk als Flugzeugantrieb
Bestell-Nr. 7002 | DM 1,30 |
| 3. Prof. Dr.-Ing. Backhaus: | Einführung in Probleme der aerodynamischen Flugzeuggestaltung
Bestell-Nr. 7003 | DM 1,30 |
| 4. Dipl.-Ing. Schmitt: | Schwingungsprobleme im Flugzeugbau
Bestell-Nr. 7006 | DM 1,25 |
| 5. Dr.-Ing. Strauss: | Windkanäle als Arbeitsmittel für die Flugzeugentwicklung
Bestell-Nr. 7007 | DM 1,75 |
| 6. Obering. Griebisch: | Die Perspektiven der Flugzeugfertigung
Bestell-Nr. 7008 | DM 1,50 |
| 7. Dipl.-Ing. Günther: | Festigkeitsprobleme des modernen Flugzeugbaus
Bestell-Nr. 7009 | DM 1,50 |
| 8. Dr.-Ing. Lehmann: | Einige aerodynamische und flugmechanische Probleme des Verkehrsflugzeugbaus
Bestell-Nr. 7010 | DM 1,25 |
| 9. Dr. rer. nat. Grochalski: | Ausnutzungsmöglichkeiten der Atomenergie für den Antrieb von Flugzeugen
Bestell-Nr. 7011 | DM 1,50 |
| 10. Dipl.-Ing. Jürgens: | Diesseits und jenseits der Schallmauer - Aerodynamische Vorgänge bei Unter- und Überschallgeschwindigkeit
Bestell-Nr. 7012 | DM 1,00 |
| 11. Ing. Hauthal: | Die technische Gamma-Durchstrahlung und die Perspektiven ihrer Anwendung in der Luftfahrtindustrie
Bestell-Nr. 7013 | DM 1,00 |
| 12. Prof. Dr.-Ing. Claussnitzer: | Flugzeuggeräte und elektrische Ausrüstung von Flugzeugen (ein Überblick)
Bestell-Nr. 7015 | DM 1,50 |
| 13. Obering. Haseloff,
Ing. Kokoschke: | Druckkabinen und Klimaanlage
Bestell-Nr. 7016 | DM 1,25 |
| 14. Ing. Paasch: | Einführung in das Gebiet Festigkeitsvorschriften für Flugzeuge
Bestell-Nr. 7017 | DM 1,00 |
| 15. Dr.-Ing. Mansfeld: | Organisation und Technik der Flugsicherung
Bestell-Nr. 7019 | DM 1,50 |
| 16. Dipl.-Ing. Sternkopf | Aluminium-Sinterwerkstoffe
Bestell-Nr. 7050 | |

Bestellungen, möglichst Sammelbestellungen, nehmen für die Mitarbeiter der Luftfahrtindustrie die Technischen Kabinette in den Werken oder andere dafür bestimmte Abteilungen entgegen. Alle anderen Interessenten geben ihre Bestellungen bei der Zentralstelle für Literatur und Lehrmittel, Abteilung Bestell- und Lieferwesen, Dresden N 2, Postfach 40, auf.