

1

Aluminium und Aluminiumlegierungen

Aluminium ist ein silbrig-weißes Leichtmetall. Mit einem Gehalt von circa 8,2 % ist es das in der Erdkruste am häufigsten vorkommende metallische Element. Allerdings kommt Aluminium aufgrund seines unedlen Charakters in der Natur nicht gediegen, sondern ausschließlich in gebundener Form vor. Die Herstellung von metallischem Aluminium ist daher sehr aufwändig. Hinzu kommt, dass die Gewinnung von Aluminium in einem großtechnischen Maßstab an die Verfügbarkeit von elektrischer Energie geknüpft ist. Die wirtschaftliche Verarbeitung des Aluminiums geschah deshalb erst ab dem Ende des 19. Jahrhunderts, als elektrische Energie in ausreichender Menge zur Verfügung stand und der sogenannte Hall-Héroult-Prozess zur elektrolytischen Reduktion von Al_2O_3 zu flüssigem Metall bereitstand. Zuvor war Aluminium ein Symbol von Macht und Reichtum.^{1,2} Heute sind die Anwendungsmöglichkeiten vielfältig und reichen von Getränkedosen, Haushaltsgegenständen bis hin zu Fahrzeugkomponenten und Anlagen für die chemische Industrie. Der Großteil der Aluminiumlegierungen wird im Verkehrssektor verarbeitet, s. Abb. 1.1.

Die Tab. 1.1 gibt einen Überblick über die wichtigsten Eigenschaften von Aluminium und ordnet die Kennwerte in

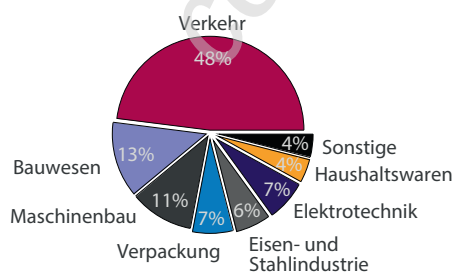
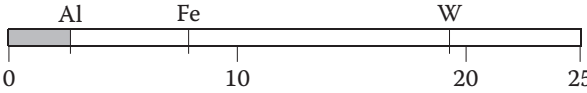
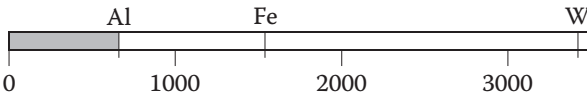
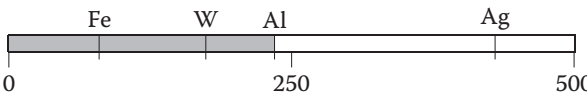
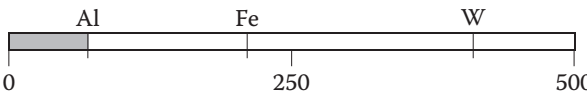
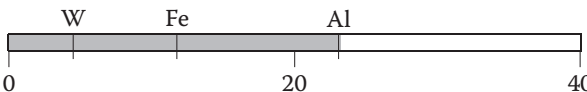
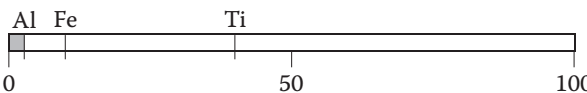
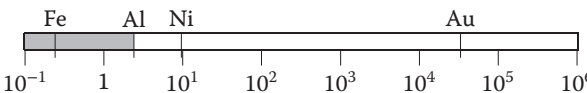


Abb. 1.1 Hauptanwendungsgebiete des Aluminiums für das Jahr 2015 in Deutschland. Nach: Gesamtverband der Aluminiumindustrie e.V., 2017. URL: www.aluinfo.de/absatzmaerkte.html (letzter Zugriff: 12/2018).

¹ Napoleon III. folgte den Trends seiner Zeit, die als Zeitalter des Fortschritts gilt. Mitte des 19. Jahrhunderts war Aluminium ein seltenes und unglaublich teures Metall. Deshalb bekamen die höchsten Gäste Napoleons Gerichte von Aluminiumgeschirr serviert. Sonstige Gäste mussten sich mit Tellern aus Silber und Gold begnügen.

² Das Washington Monument (Washington, D.C., USA) ist ein 169,3 m hoher Marmorturm, welcher im Jahr 1884 fertiggestellt wurde und bis heute das höchste Steinbauwerk der Welt ist. Die als Teil des Blitzableitersystems ausgebildete 22 cm hohe Spitze des Monuments besteht aus 2,835 kg (100 oz) reinem Aluminium; einfach weil man es konnte.

Tab. 1.1 Ausgewählte Kennwerte des Aluminiums. Nach: A.M. Russell und K.L. Lee. *Structure-property relations in nonferrous metals*. Wiley VCH, 2005.

| Aluminium (Al) | |
|-------------------------------------|---|
| Valenz: +3 | Kristallstruktur: fcc ^{a)} (Raumgruppe: Fm $\bar{3}$ m) $a = 0,4047 \text{ nm}$ |
| Dichte: | 2,7 g/cm ³  |
| Schmelztemperatur: | 660 °C  |
| thermische Leitfähigkeit: | 237 W/m K  |
| Elastizitätsmodul: | 70 GPa  |
| thermischer Ausdehnungskoeffizient: | 23,1 µm/m K  |
| elektrischer Widerstand: | 2,65 µΩ cm  |
| Preis: | 1,86 €/kg  |

a) engl. fcc = face centred cubic, deutsch kfz = kubisch flächenzentriert.

das Spektrum ausgewählter Metalle ein. Aluminium verfügt demzufolge über eine sehr geringe Dichte von nur 2,7 g/cm³, wodurch es insbesondere als Basis von Werkstoffen für den strukturellen Leichtbau gerne verwendet wird, allerdings ist dabei der vergleichsweise geringe Elastizitätsmodul zu berücksichtigen. Ebenso beachtenswert ist die Schmelztemperatur von Aluminium. Diese beträgt 660 °C, wodurch deutlich wird, dass Aluminium und Aluminiumlegierungen wohl eher nicht bei hohen Temperaturen zum Einsatz kommen. Trotz dieser unzureichenden Eigenschaften sind Aluminium und Aluminiumlegierungen gegenwärtig die wichtigsten Nichteisenmetalle. Dies liegt neben der geringen Dichte an der guten

Tab. 1.2 Bedeutung der Eigenschaften der Aluminiumlegierungen für die verschiedenen Anwendungsfelder. Hierin bedeuten: * : sehr wichtig, o : erwünscht. Nach: C. Kammer. *Aluminium Taschenbuch: Band 1: Grundlagen und Werkstoffe*. Beuth, 2011.

| | Dichte | Mech. Eigenschaften | El. Leitfähigkeit | Wärmeleitfähigkeit | Chem. Beständigkeit | Umformbar | Gießbar | Spanbar | Schweiß- und lötlbar | Reflexionsvermögen | Gesundheitlich unbedenklich | Rezyklierbar |
|----------------|--------|---------------------|-------------------|--------------------|---------------------|-----------|---------|---------|----------------------|--------------------|-----------------------------|--------------|
| Verkehr | * | * | | * | * | * | * | * | * | * | | * |
| Bauwesen | * | o | | | * | * | o | o | o | * | | * |
| Maschinenbau | * | * | | o | * | * | o | * | * | o | o | * |
| Verpackung | * | o | | * | * | * | | | | | * | * |
| Elektrotechnik | * | o | * | * | * | * | o | o | o | | | * |

Leitfähigkeit und chemischen Beständigkeit; zudem ist Aluminium sehr gut umformbar. Die Tab. 1.2 listet die verschiedenen Eigenschaften von Aluminium auf und klassifiziert grob ihre Bedeutung für die verschiedenen Anwendungsfelder.

Die Dichte von Al beträgt 2,7 g/cm³ (dies entspricht etwa einem Drittel der Dichte von Stahl). Obwohl im Vergleich zu Stahl die Zugfestigkeit gering ausfällt, ist die auf die Dichte bezogene Festigkeit, die spezifische Festigkeit, hoch. Daher rührt auch die häufige Anwendung von Aluminiumlegierungen im strukturellen Leichtbau. Betrachtet man ein Stahlkabel mit Durchmesser $D = 12,5\text{ mm}$, $R_{p0,2} = 315\text{ MPa}$ und $\rho = 7,9\text{ g/cm}^3$, so kann dieses eine maximale Last von

$$F = R_{p0,2}A = 38,6\text{ kN} \tag{1.1}$$

aushalten, bevor es sich signifikant plastisch verformt. Das Metergewicht des Kabels berechnet sich wie folgt:

$$\frac{\pi}{4}D^2\rho = 0,969\text{ kg/m} \tag{1.2}$$

Im Vergleich dazu wird eine mischkristall- und ausscheidungsgehärtete Aluminiumlegierung im angelassenen Zustand betrachtet (AA-6061-T6). Diese zeigt eine Dichte von $\rho = 2,7\text{ g/cm}^3$ und weist eine Streckgrenze von $R_{p0,2} = 310\text{ MPa}$ auf. Damit sie die gleiche Last tragen kann, gilt für den Quer-

Tab. 1.3 Herausragende positive und negative Eigenschaften von Aluminium und seinen Legierungen.

| |
|--------------------------------|
| + |
| geringe Dichte |
| hohe Duktilität |
| gute Leitfähigkeit |
| gute Umformbarkeit |
| schützende Oxidschicht |
| – |
| geringe Härte |
| geringe Dauerschwingfestigkeit |
| niedriger E-Modul |

schnitt:

$$A = \frac{F}{R_{p0,2}} = 124,6 \text{ mm}^2 \tag{1.3}$$

Dieser Draht hat also einen Durchmesser von $D = 12,6 \text{ mm}$. Das Metergewicht hingegen beträgt lediglich $0,336 \text{ kg/m}$.

Würde man diesen Vergleich mit einer mischkristallverfestigten Aluminiumlegierung (z. B. AA2024-O) im lösungsgeglühten Zustand ($R_{p0,2} = 100 \text{ MPa}$) ziehen, ergäbe sich ein mit $1,04 \text{ kg/m}$ dem Stahl vergleichbares Metergewicht.

Natürlich gibt es sowohl Stähle als auch Aluminiumlegierungen mit höheren Streckgrenzen. Dieses Beispiel veranschaulicht nur die Verhältnisse der spezifischen Festigkeiten zueinander.

Aluminium lässt sich gut verfestigen, wobei prinzipiell alle Verfestigungsmechanismen zur Verfügung stehen:

- Mischkristallverfestigung
über die Fremdatomkonzentration mit $\tau \propto \sqrt{x}$;
- Umformverfestigung
über die Versetzungsdichte mit $\tau \propto \sqrt{\rho}$;
- Phasengrenzhärtung
über die Kornfeinung mit $\tau \propto \frac{1}{D}$ (mit D = Korngröße);
- Ausscheidungs- und Dispersionsverfestigung
über die Phasengrenzen mit $\tau \propto \sqrt{r}$ oder $\tau \propto \frac{1}{r}$ (mit r = Teilchenradius).

In Folge der optimalen Ausschöpfung dieser Härtungsmechanismen ergeben sich für einige Aluminiumlegierungen Festigkeitswerte, die um eine Größenordnung höher liegen als die des reinen Aluminiums. In Tab. 1.4 sind die mechanischen Kennwerte von Aluminium den Kennwerten einer mischkristallverfestigten Legierung im lösungsgeglühten Zustand (AA2024-O) sowie einer künstlich gealterten, ausscheidungsverfestigten Legierung (AA7075-T75) vergleichend gegenübergestellt.

Tab. 1.4 Eigenschaften von Aluminium und ausgewählten Aluminiumlegierungen (Reinaluminium mit einer Reinheit von 99,8 % und Reinstaluminium mit 99,98 %).

| Werkstoff | Zugfestigkeit | Streckgrenze | Bruchdehnung |
|------------------|---------------|--------------|--------------|
| Reinstaluminium | 40 MPa | 12 MPa | 60 % |
| reines Aluminium | 90 MPa | 34 MPa | 45 % |
| AA2024-O | 185 MPa | 100 MPa | 18 % |
| AA7075-T75 | 580 MPa | 500 MPa | 12 % |

1.1 Darstellung von Aluminium

Zur Gewinnung von reinem Aluminium wird nahezu ausschließlich Bauxit ($\text{AlO}(\text{OH})$) verwendet. Dieses wird im ersten Schritt, dem Bayer-Verfahren, in Al_2O_3 überführt. Im zweiten Schritt wird mittels Schmelzflusselektrolyse, dem Hall-Héroult-Verfahren, reines Aluminium gewonnen. Bauxit ist weltweit verfügbar, sodass die Aluminiumproduktion keine regionalen Schwerpunkte hervorbringt, sondern in allen industrialisierten Regionen anzutreffen ist.³

³ Die große Menge von in Island produziertem Al wird durch billigen Strom aus Wasserkraft ermöglicht; Bauxit wird importiert und Al exportiert.

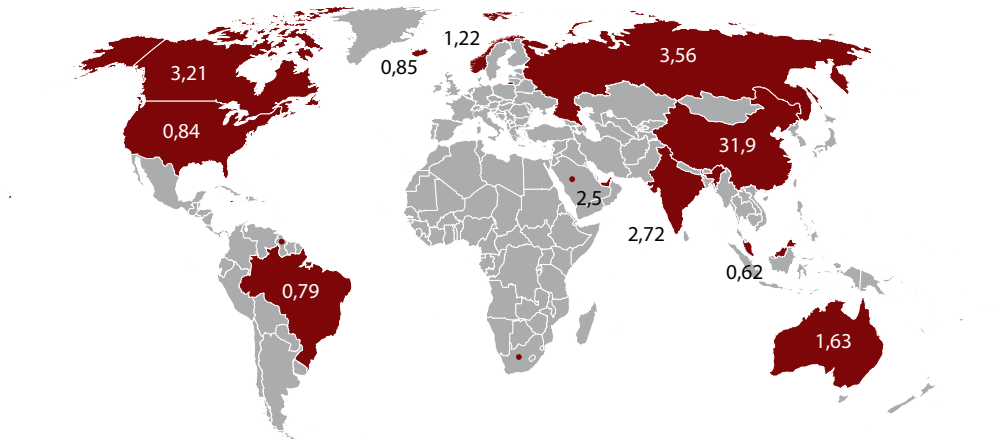


Abb. 1.2 Weltweite Verteilung von Bauxitabbaugebieten und Hauptförderländer. Die Zahlenwerte geben die Minenproduktion der jeweiligen Länder in Megatonnen für das Jahr 2016 wieder. Daten entnommen aus: *Mineral commodity summaries 2018*. Techn. Ber., U.S. Geological Survey, 2018.

1.1.1 Das Bayer-Verfahren

Das Bayer-Verfahren⁴ stellt einen wesentlichen Verfahrensschritt in der Gewinnung von Aluminium dar. Mit diesem Verfahren wird allerdings noch kein metallisches Aluminium gewonnen, sondern ein Zwischenprodukt: reines Aluminiumoxid.

Zunächst wird Bauxit⁵, welches zu 35 bis 65 % aus Aluminiumoxid, zu <28 % aus Eisenoxid, zu <7 % aus Siliziumoxid, zu <4 % aus Titanoxid sowie zu 12 bis 30 % aus Wasser besteht, von den begleitenden Eisenoxiden und den Nebenbestandteilen, dies sind vor allem Titanoxid, Silikate und Spuren von Schwermetallen, getrennt. Das Verfahren nutzt aus, dass sich die Aluminiumhydroxide des fein gemahlene Bauxits in Natronlauge bei höherer Temperatur lösen lassen. Das fein gemahlene Erz wird mit konzentrierter Natronlauge bei

⁴ Benannt nach Carl Josef Bayer, der es 1887 patentieren ließ.

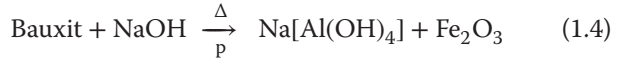
⁵ Der Name von Bauxit erinnert an den ersten Fundort von Bauxit: Les Baux-de-Provence in Südfrankreich.



Abb. 1.3 Bauxit. Fundort: Recou bei Carnoules, Frankreich; Mineralogische Sammlung der TU Bergakademie Freiberg, 2018.

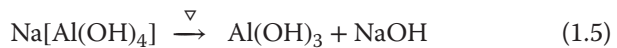
⁶ Am 4. Oktober 2010 brach der Damm eines Rückhaltebeckens für Rotschlamm in der Nähe von Kolontar (Ungarn). In Folge dieses Unfalls überschwemmte eine Million Kubikmeter Rotschlamm das Land, wobei 40 km² kontaminiert wurden.

circa 7 bar und etwa 180 °C versetzt.

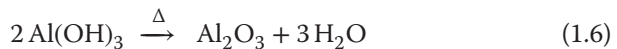


Der nicht gelöste Rückstand enthält hauptsächlich Eisenverbindungen und wird aufgrund seiner roten Farbe Rotschlamm genannt. Dieser Rotschlamm wird oft in Deponien gelagert, wobei nicht die Eisenverbindungen, sondern die Begleitelemente wie die Schwermetalle Arsen, Blei, Cadmium, Chrom, Vanadium oder Quecksilber sowie die noch enthaltene Natronlauge ein großes Problem für die Umwelt darstellen.⁶

Das noch in der verdünnten Aluminatlauge enthaltene Aluminium wird durch Abkühlen in Form eines reinen Aluminiumhydroxids gefällt. Im weiteren Verlauf werden das Filtrat mit Natronlauge weiter verdünnt, der Druck auf Normaldruck reduziert und die Temperatur auf etwa 80 °C abgesenkt. Dieser Lauge werden nun Kristallisationskeime aus festem Aluminiumhydroxid zugegeben, wodurch das in der Lauge in übersättigter Form enthaltene Aluminiumhydroxid ausfällt.



Das Aluminiumhydroxid wird in Drehrohröfen bei einer Temperatur von 1200 bis 1300 °C gebrannt. Es entsteht Aluminiumoxid.



Das so gewonnene Aluminiumoxid wird im nächsten Verfahrensschritt zum Metall reduziert.

1.1.2 Das Hall-Héroult-Verfahren

Al₂O₃ schmilzt bei 2045 °C. Alleine aus diesem Grund ist eine Elektrolyse aus der Schmelze nicht praktikabel. Es gelingt jedoch, die Schmelztemperatur durch die Zugabe von Kryolith (Na₃AlF₆) deutlich zu senken.⁷ Da Kryolith in Aluminiumoxid faktisch nicht löslich ist, wird es auch bei der anstehenden Elektrolyse nicht mit abgeschieden. Die Abb. 1.4 zeigt das Phasendiagramm zwischen Kryolith und Aluminiumoxid.

Hierbei handelt es sich um ein einfach eutektisches Phasendiagramm mit vernachlässigbarer Löslichkeit der Komponenten ineinander. Das für die Elektrolyse verwendete Gemisch besteht zu 6 bis 10 m.% aus Kryolith; die Schmelztemperatur wird dadurch auf etwa 950 °C gesenkt. Die Arbeitstemperatur wird aufgrund des elektrischen Widerstands

⁷ Dieses Verfahren wurde nach seinen Entdeckern Charles Martin Hall und Paul Louis-Toussaint Héroult benannt, die es 1886 unabhängig voneinander entwickelten.

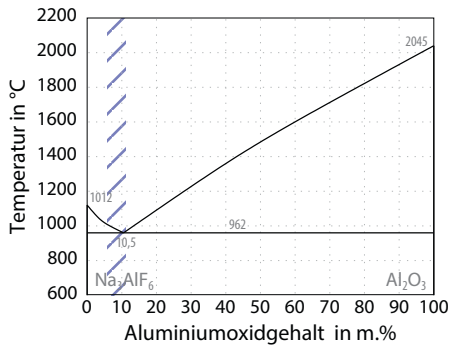


Abb. 1.4 Phasendiagramm zwischen Kryolith und Aluminiumoxid. Die Konzentration für den optimalen Arbeitsbereich der Elektrolyse ist schraffiert gekennzeichnet. Nach: C. Kammer. *Aluminium Taschenbuch: Band 1: Grundlagen und Werkstoffe*. Beuth, 2011.

der Schmelze aufrechterhalten, da diese wie eine Widerstandsheizung arbeitet und die für den Prozess notwendige Energie liefert.

Die Zusammensetzung der Schmelze wird hypoeutektisch eingestellt; in der Regel beträgt der Gehalt an Al_2O_3 6 %. Die Reduktion von Al_2O_3 erfolgt durch Elektrolyse. Hierbei fließen Ströme mit einer Stromstärke von bis zu 300 kA (das entspricht etwa 1 A/cm^2), wobei die anliegende Spannung einige Volt (typisch 5,5 bis 7 V) nicht übersteigt.⁸

Die Elektrolysezelle besteht aus einer Wanne, die mit Graphit ausgekleidet ist. Diese Auskleidung ist kontaktiert und dient als Kathode der Zelle. In der Wanne befindet sich die Schmelze (Elektrolyt), in welche wiederum Graphitblöcke als Anode eintauchen. Ein Schema einer solchen Elektrolysezelle ist in Abb. 1.5 abgebildet.

⁸ Hieraus wird auch ersichtlich, wie energieaufwändig die Produktion von Aluminium ist. Dies hat zur Folge, dass die Aluminiumproduktion an Standorten angesiedelt wird, wo elektrische Energie günstig vorhanden ist. Zudem ist die Recyclingrate von Aluminium sehr hoch.

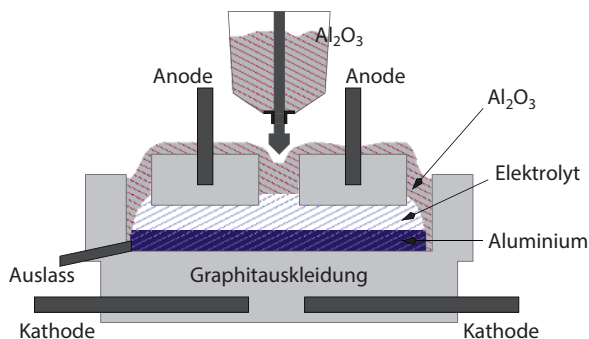


Abb. 1.5 Schematische Darstellung einer Zelle für die Elektrolyse von Aluminium. Derartige Zellen sind häufig etwa 10 m lang, 4 m breit und 1,2 m hoch.

Durch die anliegende Spannung wird das Al_2O_3 zerlegt:



Die in der Schmelze befindlichen positiven Al^{3+} -Ionen wandern zur Kathode, nehmen dort Elektronen auf und werden so zu Aluminiumatomen reduziert. Aluminium ist bei der Prozesstemperatur ($>950^\circ\text{C}$) noch flüssig ($T_S(\text{Al}) = 660^\circ\text{C}$), und da Aluminium eine höhere Dichte als der Elektrolyt besitzt, verbleibt es am Boden der Wanne. Von dort aus kann es abgesogen werden (etwa einmal pro Tag). Die negativen Sauerstoffionen wandern zur Anode, geben ihre überschüssigen Elektronen ab und reagieren zu O_2 . Die Sauerstoffmoleküle reagieren mit dem Kohlenstoff zu CO_2 , welches als Gas entweicht. Während des Prozesses wird Aluminium dem Elektrolyten entzogen. Um die Verarmung der Schmelze auszugleichen, wird kontinuierlich Al_2O_3 dem Prozess zugeführt. Hierzu muss unter Umständen eine Kruste aus Al_2O_3 bzw. Tonerde durchstoßen werden.

Die Schmelzflusselektrolyse ist damit ein kontinuierlich betriebener Prozess, wobei die Anlagen in der Regel bis zu fünf Jahre betrieben werden. Um 1 kg Aluminium zu gewinnen wird eine elektrische Leistung von etwa 12 kWh aufgebracht. Dies entspricht nahezu der doppelten Menge an Energie, die benötigt wird um 1 kg Edelstahl herzustellen.

Das dem Hall-Héroult-Verfahren entnommene Aluminium enthält noch H, Na, Ca, Fe, Si, Ti und andere Verunreinigungen (mit einem Gesamtgehalt von 0,1 bis 1 %). Diese werden durch Filtration, Behandlung mit Flussmitteln oder mittels eines Ar-Cl_2 -Gases ausgebracht. Die Gehalte an Na und Ca können so auf 1 bis 2 ppm gebracht werden.

Das so gewonnene Aluminium wird in drei Reinheitsgrade unterteilt:⁹

- 1) Hüttenaluminium (99,5 % Al 99,5H)
- 2) Reinaluminium (99,8 % Al 99,8)
- 3) Reinstaluminium (99,98 % Al 99,98R)

Die Weltjahresproduktion von Aluminium erreichte im Jahr 2016 58,9 Mt, s. Abb. 1.6. Damit bewegt sich die Weltjahresproduktion von Aluminium in der Größenordnung der Produktion von Rohstahl alleine in Deutschland im selben Zeitraum (41,9 Mt).

Durch die hohe Verfügbarkeit von Bauxit sowie die damit verbundene kontinuierliche Belieferung des Marktes¹⁰ ist der Preis von Aluminium trotz zunehmender Produktion stabil.

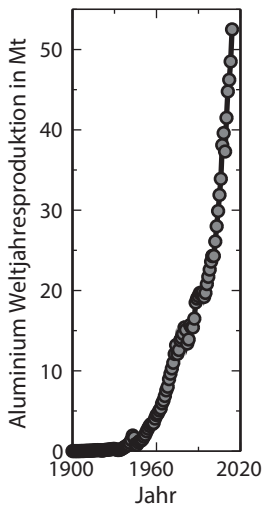


Abb. 1.6 Weltjahresproduktion von Aluminium. Nach: U.S. Geological Survey, 2015. URL: www.usgs.gov (letzter Zugriff: 04/2018).

⁹ Es gibt neben diesen gebräuchlichen Graden ultra-reines Aluminium (99,9999 %; 6N), welches über einen mehrstufigen Prozess der Elektrolyse hergestellt wird.

¹⁰ Der Abbau ist nahezu unabhängig von der Explorationstätigkeit neuer Abbaubetriebe.

1.2 Physikalische Eigenschaften von Aluminium

Mechanische Eigenschaften

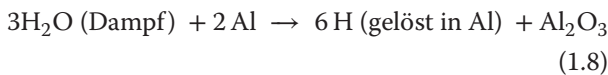
Ultrareines Aluminium (6N) besitzt eine Streckgrenze von 12 MPa. Dieser Wert ist äußerst gering für Metalle und kann eher mit den Festigkeitswerten von Polymeren verglichen werden. Handelsübliches Aluminium (2N) hat eine Streckgrenze von 34 MPa und eine Bruchdehnung unter Zugbeanspruchung von bis zu 45 %.

Korrosionsverhalten

An Luft bildet Aluminium eine etwa 5 nm dicke Oxidschicht aus. Diese Oxidschicht begründet die gute Korrosionsbeständigkeit von Aluminium und seinen Legierungen. Je reiner das Aluminium ist, umso besser ist die Korrosionsbeständigkeit, da in verunreinigtem Aluminium die Oxidschicht unterschiedlich stark ausgeprägt ist. Zudem können Fremdphasen eine galvanische Zelle bilden, die die Korrosion beschleunigt. Aluminium zeigt eine gute Korrosionsbeständigkeit in Wasser, Meerwasser, Ammoniak, im Kontakt mit Speisen und Getränken, in vielen organischen Säuren und sogar in Salpetersäure.¹¹ Aluminium ist jedoch sehr korrosionsanfällig in Säuren, wie HCl, HF, HBr oder H₂SO₄, und im Kontakt mit Salzen. Zu den Medien in denen Aluminium korrosionsanfällig ist, zählen auch Laugen, wie NaOH oder KOH.

Löslichkeit von Wasserstoff

Die meisten Gase zeigen keine nennenswerte Löslichkeit in Aluminium. Nicht aber Wasserstoff! Insbesondere in der Aluminiumschmelze kann ein erheblicher Anteil von Wasserstoff gelöst werden, Abb. 1.7. Dabei wird im Wesentlichen Wasserstoff aus der umgebenden Luft – vielmehr der Luftfeuchtigkeit – entnommen.



Der gelöste Wasserstoff bildet Gasbläschen, wenn das Metall erstarrt. Diese führen zu einer geringeren Festigkeit und können sogar die Dichtigkeit von Gefäßen gefährden.

Aus diesem Grund muss die Schmelze vor dem Abguss entgast werden. Dies erfolgt mit Gießhilfsmitteln, die in die Schmelze eingebracht werden und dabei neutrale Gase abgeben, oder indem Inertgas durch die Schmelze geleitet wird und so die Gasbeladung reduziert. Al₂O₃ wird mithilfe von salzartigen Schlacken entfernt.

¹¹ HNO₃ ist selber oxidierend und greift daher die Oxidschicht von Al faktisch nicht an.

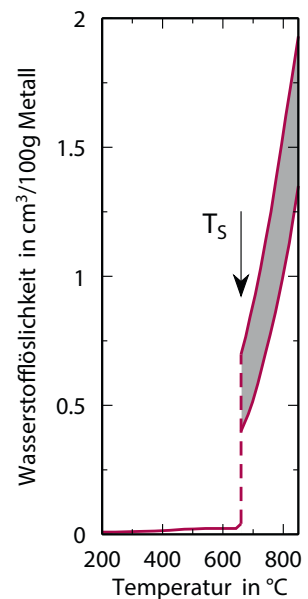


Abb. 1.7 Löslichkeit von Wasserstoff in Aluminium, gemessen unter einem Druck von 1 bar. Die Datenlage für die Wasserstofflöslichkeit in der Aluminiumschmelze ist diffus, daher wird hier nur eine Bandbreite angegeben. Nach: A.M. Russell und K.L. Lee. *Structure-property relations in nonferrous metals*. Wiley VCH, 2005.

¹² Handlungsanweisung: Wenn Al verflüssigt wird, dann weg von Feuchtigkeit!

Mittels Druckguss hergestellte Formteile sind aufgrund der schnellen Abkühlung weniger anfällig für dieses Problem als Formteile, die mittels Kokillen- oder Sandgussverfahren hergestellt wurden. Durch das schnelle Abkühlen verbleibt der Wasserstoff in übersättigter Lösung im Metall. Aus diesem Grund sind Druckgussbauteile in der Regel schlecht schweißbar, da beim Erwärmen der Wasserstoff schlagartig frei würde.¹² Dies würde zu völlig unbrauchbaren und extrem porigen Schweißnähten führen.

Dichte

Aluminium zeigt eine deutliche Änderung des Volumens in Abhängigkeit von der Temperatur. Dies wirkt sich auf die Dichte des Werkstoffs aus, die in Abb. 1.8 als Funktion der Temperatur dargestellt ist.

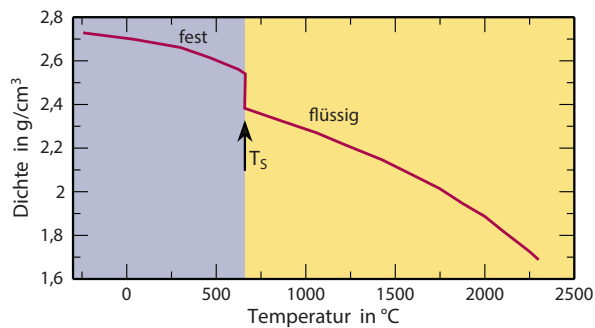


Abb. 1.8 Dichte von Aluminium in Abhängigkeit von der Temperatur. Nach: C. Kammer. *Aluminium Taschenbuch: Band 1: Grundlagen und Werkstoffe*. Beuth, 2011.

Am Schmelzpunkt kommt es zu einem deutlichen Sprung des Volumens bzw. der Dichte. Die Dichte springt beim Abkühlen aus der Schmelze von $\rho = 2,37 \text{ g/cm}^3$ auf $2,55 \text{ g/cm}^3$.

Dieser Sprung hat wesentliche Auswirkungen auf Gussstücke aus Aluminium und Aluminiumlegierungen. Die Schrumpfung muss vor allem bei der Auslegung der Gussformen berücksichtigt werden. Dies bedeutet, dass Kavitäten, die aufgrund der Schrumpfung entstehen können, vermieden werden müssen. Anderenfalls kann die gewünschte Form des Bauteils nicht eingehalten werden.

Die Änderung der Dichte als Funktion der Temperatur ist gleichbedeutend mit einem sehr hohen Ausdehnungskoeffizienten. Im Bereich des Festkörpers wird ein Ausdehnungskoeffizient von $23,6 \text{ } \mu\text{m}/(\text{m K})$ gemessen.¹³

¹³ Zum Vergleich: Ferritisch-perlitischer Stahl hat einen Ausdehnungskoeffizienten von 11 bis $12 \text{ } \mu\text{m}/(\text{m K})$.

Elektrische Eigenschaften

Die Volumenänderung spiegelt sich ebenfalls in Werkstoffeigenschaften, wie dem spezifischen elektrischen Widerstand, wider. Dies ist besonders deutlich bei der Schmelztemperatur zu sehen: Die Volumenzunahme führt zu einem sprunghaften Anstieg des Widerstands, Abb. 1.9. Ansonsten nimmt der Widerstand mit der Temperatur zu, wie das für jedes Metall infolge der zunehmenden Elektron-Phonon-Wechselwirkung der Fall ist.

Die elektrische Leitfähigkeit von Aluminium beträgt nur 63 % im Vergleich zu der von Kupfer. Damit liegt sie unter den Metallen aber immer noch weit vorne. Nur Ag, Cu und Au haben eine höhere Leitfähigkeit, wie es aus Tab. 1.5 ersichtlich ist.

Tab. 1.5 Elektrische Kennwerte ausgewählter Metalle.

| Element | Spez. el. Widerstand | El. Leitfähigkeit |
|---------|--|--------------------------------|
| Ag | $1,60 \cdot 10^{-8} \Omega \text{ m}$ | $62,50 \cdot 10^6 \text{ S/m}$ |
| Cu | $1,72 \cdot 10^{-8} \Omega \text{ m}$ | $58,14 \cdot 10^6 \text{ S/m}$ |
| Au | $2,20 \cdot 10^{-8} \Omega \text{ m}$ | $45,45 \cdot 10^6 \text{ S/m}$ |
| Al | $2,65 \cdot 10^{-8} \Omega \text{ m}$ | $37,74 \cdot 10^6 \text{ S/m}$ |
| Pt | $9,85 \cdot 10^{-8} \Omega \text{ m}$ | $10,15 \cdot 10^6 \text{ S/m}$ |
| Fe | $10,00 \cdot 10^{-8} \Omega \text{ m}$ | $10,00 \cdot 10^6 \text{ S/m}$ |
| Hg | $96,00 \cdot 10^{-8} \Omega \text{ m}$ | $1,04 \cdot 10^6 \text{ S/m}$ |

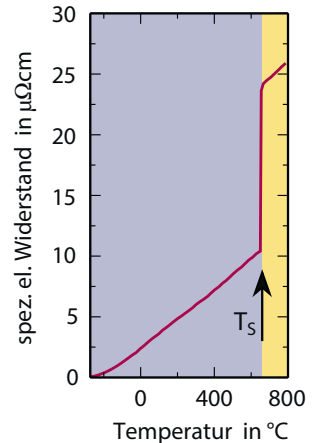


Abb. 1.9 Verlauf des spezifischen elektrischen Widerstands von Aluminium in Abhängigkeit von der Temperatur.

Der elektrische Widerstand von Aluminium nimmt mit der Anzahl von Gitterdefekten im Allgemeinen und der Fremdatomkonzentration im Besonderen zu. Entsprechend nimmt die Leitfähigkeit ab. Den Einfluss einiger ausgewählter Legierungselemente auf den spezifischen elektrischen Widerstand und die elektrische Leitfähigkeit ist in Abb. 1.10 dargestellt.

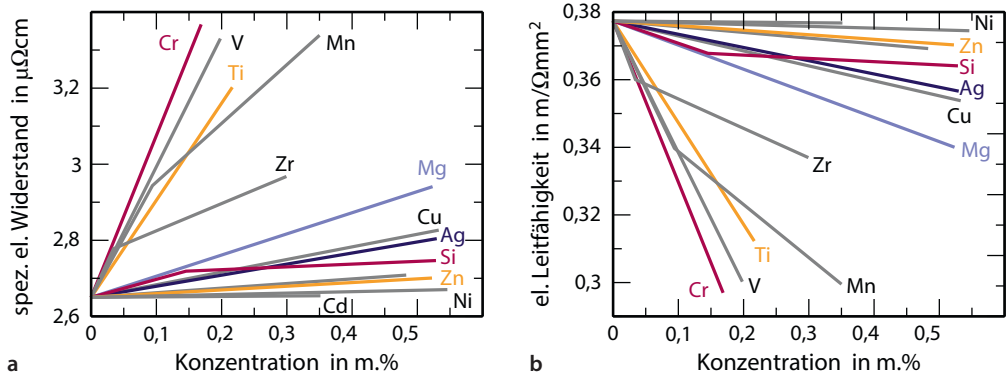


Abb. 1.10 Einfluss von Legierungselementen auf a) den spezifischen elektrischen Widerstand sowie b) die elektrische Leitfähigkeit von Aluminium. Nach: H.-J. Ullrich und K. Nitzsche, Hrsg. *Funktionswerkstoffe der Elektrotechnik und Elektronik*. Dt. Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1993.

1.3 Legierungssysteme des Aluminiums

Ein wesentlicher Nachteil für den Einsatz von Aluminium als Strukturbauteil ist seine geringe Festigkeit und die schon bei Raumtemperatur auftretende Neigung zum Kriechen. Durch die Verbesserung der mechanischen Eigenschaften durch Legierungsbildung wurden vielfältige Anwendungsfelder erschlossen.

Die wichtigsten Legierungselemente für Aluminiumlegierungen sind Kupfer, Magnesium, Mangan, Silizium und Zink. Für Aluminiumleiterwerkstoffe der Elektrotechnik liegt das Augenmerk bei der Auswahl der Legierungselemente zudem auf einem möglichst geringen Verlust an elektrischer Leitfähigkeit bei gleichwohl maximaler Festigkeitssteigerung. In diesem Zusammenhang wählt man Legierungselemente aus, die in Aluminium eine möglichst geringe Löslichkeit haben, um die Leitfähigkeit des Mischkristalls nur wenig zu senken. Bevorzugte Legierungselemente für Anwendungen in der Elektrotechnik sind Eisen, Magnesium, Kobalt, Kupfer und Silizium.¹⁴

¹⁴ Siehe auch: H.-J. Ullrich und K. Nitzsche, Hrsg. *Funktionswerkstoffe der Elektrotechnik und Elektronik*. Dt. Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1993.

1.3.1 Klassifikation der Aluminiumlegierungen

Aluminiumlegierungen werden grob in Guss- und Knetlegierungen eingeteilt. **Gusslegierungen** weisen ein hohes Formfüllungsvermögen und eine gute Gießbarkeit auf. Sie zeichnen sich durch hohe Gehalte von Legierungselementen (circa 10 bis 12 %) aus. Durch Nutzung niedrigschmelzender Eutektika kann die Gießbarkeit verbessert werden. **Knetlegierungen** weisen eine gute Umformbarkeit auf. Die Gehalte der Legierungselemente sind meist im Bereich von 1 bis 2 %. In seltenen Fällen werden auch bis zu 6 % Legierungselemente in Aluminiumknetlegierungen verwendet.

Beide Typen von Legierungen basieren auf denselben Elementen, nämlich wie bereits erwähnt vor allem Cu, Mg, Mn, Si und Zn. Somit sind die Legierungen per se nicht anhand der beteiligten Elemente alleine unterscheidbar, sondern anhand der Gehalte, was die Angelegenheit unübersichtlich macht. Lediglich in Al–Mn-Systemen gibt es keine Gusslegierungen.

Die genannten Legierungselemente werden sowohl als Haupt- als auch als Nebenlegierungselement eingesetzt. Es folgt dann eine weitere Einteilung der Legierungen in **aushärtbare** und **nicht aushärtbare** Legierungen, Abb. 1.11, je nachdem ob eine Verfestigung durch eine Ausscheidungsreaktion erreicht werden kann oder nicht.

In der Fachliteratur und in vielen weiteren Bereichen haben sich die US-amerikanischen Bezeichnungen für die Aluminiumlegierungen durchgesetzt. Knetlegierungen haben eine

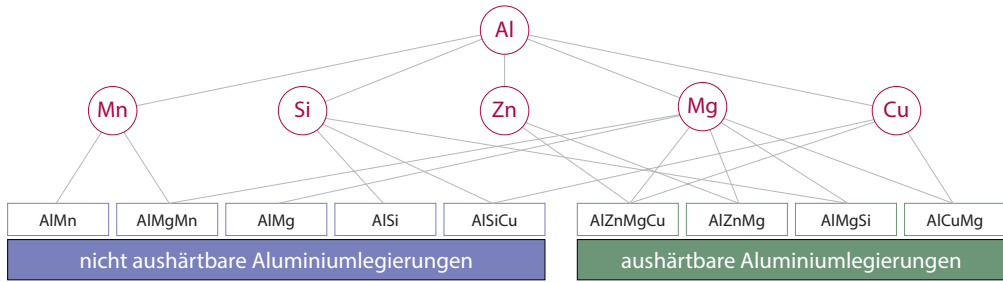


Abb. 1.11 Aluminiumlegierungen basieren im Wesentlichen auf fünf Hauptlegierungselementen. Auf dieser Grundlage werden sowohl aushärtbare als auch nicht aushärtbare Aluminiumlegierungen hergestellt. Nach: Gesamtverband der Aluminiumindustrie e.V., 2017. URL: www.aluinfo.de/download.html?did=32 (letzter Zugriff: 12/2018).

4-stellige und Gusslegierungen haben eine 3+2-stellige Kennzeichnung. Die erste Zahl gibt dabei an, welches Hauptlegierungselement in der Legierung beigemengt wurde.

Ein Merkmal aller Aluminiumlegierungen sind grobe intermetallische Phasen, die aus Elementen bestehen, die im festen Aluminium nicht oder nur begrenzt löslich sind. Diese verbleiben am Ende des Erstarrungsvorgangs auf den Korngrenzen. Die Fremdphasen enthalten typische Verunreinigungen, die herstellungsbedingt im Aluminium enthalten sind (Fe, Si, ...). Die Fremdphasen sind nachteilig für die Werkstoffeigenschaften, da sie in der Regel spröde sind, beim Umformen zerkleinert und zeilenförmig angeordnet werden und letzten Endes durch diese Änderungen die Zähigkeit verringert wird.

Für mittlere Anforderungen bezüglich der Festigkeit werden häufig AlMg-Legierungen oder AlMgSi-Legierungen eingesetzt. Mg ist der geeignetste Mischkristallhärter in Aluminium, da es hier aufgrund der unterschiedlichen Atomradien zu einem deutlichen Effekt kommt und zudem die Löslichkeit von Mg in Al hoch ist (15,35 m.%). Die Tab. 1.6 präsentiert einen Überblick über die verschiedenen Gruppen von Al-Knetlegierungen.

Die wichtigsten Aluminiumgusslegierungen basieren auf dem System Al–Si¹⁵ und haben eine Zusammensetzung in der Nähe des Eutektikums (bei 12 at.% Si). Die Löslichkeit von Si in Al und umgekehrt ist bei Raumtemperatur faktisch nicht gegeben. Dies hat zur Folge, dass in den AlSi-Legierungen fast reines Al und Si im Gefüge nebeneinander vorliegen. Da Silizium hart und spröde ist, wird in der Regel mit weiteren Zusätzen¹⁶ gearbeitet. Hierdurch wird die Versprödung des Werkstoffs etwas verringert, indem durch eine Beeinflussung des Keimbildungsprozesses der Phasenanteil des Si möglichst fein verteilt im Gefüge vorliegt. Zusätze von Mg oder Ca ermöglichen ein Aushärten. Dies spielt in der Praxis jedoch

¹⁵ Die am häufigsten eingesetzte Al-Gusslegierung ist AlSi9Cu3 (z. B. für Getriebegehäuse und Zylinderköpfe).

¹⁶ Zur Veredelung werden vorrangig Sr oder Na eingesetzt.

Tab. 1.6 Legierungsgruppen der Aluminiumknetlegierungen. x steht stellvertretend für eine Zahl in der Bezeichnung der Al-Legierung. Nach: A.M. Russell und K.L. Lee. *Structure-property relations in nonferrous metals*. Wiley VCH, 2005.

| Gruppe | Legierungs- element | Eigenschaften und beispielhafte Anwendung |
|--------|------------------------|--|
| 1xxx | unlegiert Al > 99 % | gute Korrosionsbeständigkeit, gute Umformbarkeit, hohe Leitfähigkeit, geringe Festigkeit; z. B. für Wärmetauscher, Stromkabel, chemische Anlagen |
| 2xxx | Cu | hohe Festigkeit, gute Bearbeitbarkeit, ausscheidungshärtbar, niedrigere Korrosionsbeständigkeit; z. B. für Lastrahmen |
| 3xxx | Mn | mittlere Festigkeit, gute Formbarkeit; z. B. für Tanks, Fensterrahmen |
| 4xxx | Si | niedrige Schmelztemperatur, niedrigerer thermischer Ausdehnungskoeffizient; z. B. als Schweißzusatz |
| 5xxx | Mg | gute Festigkeit, gute Schweißbarkeit und Korrosionsbeständigkeit in Meerwasserumgebung; z. B. für Schiffsbau, Tieftemperaturbehälter |
| 6xxx | Mg, Si | gute Umformbarkeit und Schweißbarkeit, ausscheidungshärtbar, hohe Korrosionsbeständigkeit; z. B. für Strangpressprofile, Verkehrswesen, Bauwesen |
| 7xxx | Zn | ausscheidungshärtbar, hohe spezifische Festigkeit; z. B. für Luftfahrt |
| 8xxx | andere | z. B. Al–Li, Al–Sn und andere |

Tab. 1.7 Legierungsgruppen der Aluminiumgusslegierungen. x steht stellvertretend für eine Zahl in der Bezeichnung der Al-Legierung. Nach: A.M. Russell und K.L. Lee. *Structure-property relations in nonferrous metals*. Wiley VCH, 2005.

| Gruppe | Legierungs- element | Eigenschaften und beispielhafte Anwendung |
|--------|--------------------------|---|
| 1xx.x | unlegiert Al > 99 % | gute Korrosionsbeständigkeit, hohe Leitfähigkeit und Duktilität, geringe Festigkeit; z. B. für Stromkabel |
| 2xx.x | Cu | hohe Festigkeit, wärmebehandelbar, mittlere Korrosionsbeständigkeit; z. B. für Zylinderköpfe |
| 3xx.x | Si mit Cu und/oder Mg | die am weitesten verbreitete Al-Gusslegierung gute Gießbarkeit, höhere Festigkeit als 4xx.x, wärmebehandelbar; z. B. Maschinenteile, Flugzeugräder |
| 4xx.x | Si | höchste Gießbarkeit, nicht wärmebehandelbar, gute Korrosionsbeständigkeit, z. B. für Gehäuse |
| 5xx.x | Mg | mittlere Festigkeit, nicht wärmebehandelbar, gute Korrosionsbeständigkeit; z. B. für Schiffsbauteile |
| 6xx.x | ungenutzt | |
| 7xx.x | Zn | gute Korrosionsbeständigkeit, natürlich aushärtbar, nicht einfach zu gießen |
| 8xx.x | Sn | besondere Werkstoffe; z. B. für Lager und Laufbuchsen |
| 9xx.x | andere | |

keine Rolle, da die meisten Bauteile im Druckgussverfahren hergestellt werden, was wegen möglicherweise übersättigt gelöster Gase eine weitere Wärmebehandlung verbietet. Die Tab. 1.7 präsentiert einen Überblick über die verschiedenen Gruppen von Aluminiumgusslegierungen.

1.3.2 Das System Aluminium–Kupfer als ein Modell für die Ausscheidungshärtung

Bereits im Jahr 1906, also nur wenige Jahre nach der Bereitstellung von Aluminium wurde die erste Aluminiumknetlegierung entwickelt. Mit geringen Zusätzen an Legierungselementen wurde zunächst versucht, die im Bereich der Stahlherstellung üblichen Verfahrensweisen anzuwenden. Dabei wurde eher zufällig entdeckt, dass Proben¹⁷, die nach dem Abschrecken noch einige Tage gelagert wurden, in dieser Zeit einen Härtezuwachs zeigten. In diesen Legierungen ist Kupfer das Hauptlegierungselement; die grundlegenden metallkundlichen Abläufe in den Legierungen werden auch in binären Al–Cu–Legierungen beobachtet. Die Abb. 1.12 zeigt das binäre Aluminium–Kupfer-Phasendiagramm.

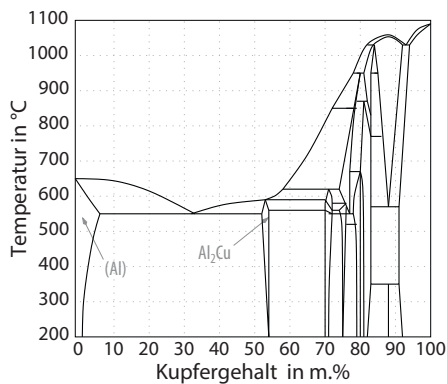
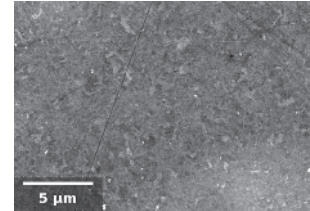


Abb. 1.12 Phasendiagramm von Al–Cu. Nach: The Landolt-Börnstein Database. URL: <http://materials.springer.com>.

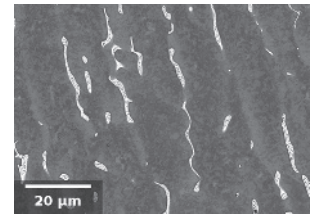
Die daraus resultierenden Gefüge erstarrter und nicht weiter behandelter Legierungen sind in Abb. 1.13 dargestellt. Während die AlCu₃-Legierung noch als nahezu homogener Mischkristall erstarrt, sind in der AlCu₄-Legierung bereits zwei Phasen zu erkennen – und das obwohl die maximale Löslichkeit von Kupfer in Aluminium mit 5,7 m.% noch nicht erreicht wurde. In AlCu₂₄ sind die primär erstarrten Phasenanteile des Aluminiummischkristalls und die der eutektischen Gefügebestandteile zu erkennen. Damit folgen die Gefügeformen den konstitutionellen Vorgaben des Phasendiagramms.

Für die jetzigen Betrachtungen ist nur die aluminiumreiche Seite des Phasendiagramms interessant. Ab einem Kupfergehalt von 54 m.% (bzw. 33 at.%) tritt die intermetallische Phase Al₂Cu auf. Diese Phase ist hart und spröde und daher in technischen Werkstoffen unerwünscht. In allen Legierungen, de-

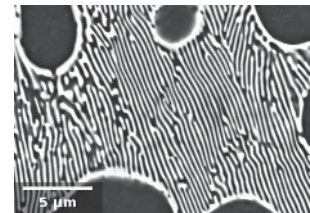
¹⁷ Seit 1909 wurde eine Aluminiumlegierung mit 3,5 bis 5,5 m.% Cu, 0,5 bis 0,8 m.% Mg, 0,6 m.% Mn, bis zu 1 m.% Si und bis zu 1,2 m.% Fe von den Dürener Metallwerken hergestellt. Diese Legierung ist als Duraluminium bekannt.



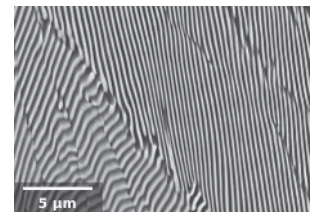
a AlCu₃.



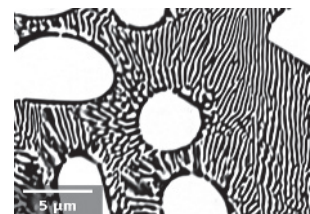
b AlCu₄.



c AlCu₂₄.



d AlCu₃₃.



e AlCu₃₈.

Abb. 1.13 Gefüge von binären Aluminium–Kupfer-Legierungen.

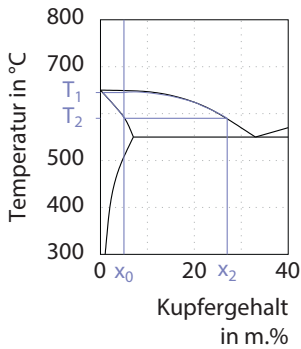


Abb. 1.14 Aluminiumreiche Seite des Al–Cu-Phasendiagramms. Während der Erstarrung kommt es zu einer großen Änderung der Konzentration in einem engen Temperaturintervall.

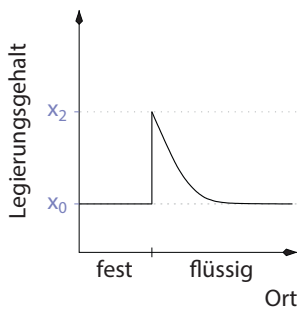


Abb. 1.15 Konzentrationsprofil während der Erstarrung von x_0 (s. Abb. 1.14).

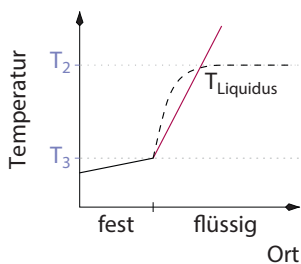


Abb. 1.16 Temperaturprofil während der Nichtgleichgewichtserstarrung von x_0 mit $T_E < T_3 < T_2$ (s. Abb. 1.14).

ren Kupfergehalt 5,7 m.% übersteigt, muss man mit dem Auftreten der Al₂Cu-Phase im Gefüge rechnen (zumindest als Bestandteil des Eutektikums).

Da die Al₂Cu-Phase so schlechte Eigenschaften verursacht, gibt es in der Folge keine Gusslegierungen mit guten Fließeigenschaften und eutektischer Zusammensetzung im System Al–Cu. Bei allen Knetlegierungen wird das Auftreten der thermodynamisch stabilen Al₂Cu-Phase aus Festigkeitsgründen vermieden.

Aufgrund des breiten Erstarrungsintervalls kommt es in diesen Legierungen auch zur konstitutionellen Unterkühlung. In diesem Fall muss ein Konzentrationsausgleich über einen weiten Bereich erfolgen, wie es aus dem Phasendiagramm ersichtlich ist. Abbildung 1.14 zeigt den hierfür relevanten Ausschnitt aus dem Al–Cu-Phasendiagramm. Bei schnellem Abkühlen oder langsamer Diffusion kann dies mitunter nicht erfolgen. Die Zusammensetzung der Schmelze ändert sich in einem schmalen Bereich vor der Erstarrungsfront und wird reicher an Cu-Atomen (siehe Abb. 1.15). Eine Al-reiche Phase wird aus der Schmelze erstarrt, wodurch die Schmelze reicher an Cu wird. Aufgrund des großen Konzentrationsunterschiedes ist es schwer, einen vollständigen Konzentrationsausgleich im ganzen Volumen der Schmelze zu erreichen. Damit ändert sich auch die Liquidustemperatur im Vergleich zu der Gleichgewichtsbedingung, genauer gesagt, die Liquidustemperatur ist nun ortsabhängig. In dem schmalen Bereich hinter der Kristallisationsfront steigt die Kupferkonzentration in der Schmelze über die Gleichgewichtskonzentration, die der Phasenzustandspunkt der Schmelze am Ende des Kristallisationsvorgangs aufweist (x_2), hinaus an. Entsprechend den Gleichgewichtsbedingungen (siehe Abb. 1.14) wird in diesem Volumen ein Abfall der Liquidustemperatur beobachtet, wie es in Abb. 1.16 dargestellt ist. Wenn der Anstieg der Liquidustemperatur höher als der tatsächliche Temperaturgradient in der Schmelze (durchgezogene, rote Linie) ist, dann ist die Temperatur kurz hinter der Erstarrungsfront niedriger, als die Liquiduslinie mit der vorliegenden Zusammensetzung. In diesem Fall spricht man von konstitutioneller Unterkühlung, weil sie durch den zusammensetzungsabhängigen Zustand einer Legierung verursacht wird. In diesem Fall erstarrt das System „vor der Erstarrungsfront“.

Da die Gleichgewichtskonzentration nicht eingestellt werden kann, wird der Kupfergehalt in der Schmelze angehoben, und die Zusammensetzung des Eutektikums kann erreicht werden. Dies stellt ein weiteres Problem dar, da nun die unerwünschte Al₂Cu-Phase kristallisieren kann. In der Praxis

bleibt die Kupferkonzentration in den Legierungen mit rund 4,5 m.% deutlich unter der maximalen Löslichkeit, um genau diesem Problem aus dem Wege zu gehen.

Unterhalb der eutektischen Temperatur nimmt die Löslichkeit von Cu im (Al)-Mischkristall stark ab. Dies bietet eine gute Möglichkeit die Legierung durch die Bildung von Ausscheidungen zu verfestigen.

1.3.3 Aushärtung

Durch Aushärtung kann die Festigkeit von Aluminium deutlich gesteigert werden (siehe auch Tab. 1.4, S. 18). Ohne die Möglichkeit der Festigkeitssteigerung durch Aushärtung wäre Aluminium ein für Konstruktionszwecke praktisch wertloses Metall.

Das Prinzip der Aushärtung durch die Bildung von Ausscheidungen beruht auf einer abnehmenden Löslichkeit eines Elementes im Mischkristall. Bei der Auslagerung wird eine zweite Phase ausgeschieden, was zu einer Steigerung der Festigkeit führt.

Das am weitesten im Hinblick auf die Aushärtung untersuchte System ist Al–Cu. Die Abb. 1.17 zeigt die prinzipielle Vorgehensweise. Die Legierung wird dabei zunächst im Bereich des Mischkristalls homogenisiert, wobei die Temperatur unterhalb der eutektischen Temperatur (548 °C) liegen sollte, damit eventuell vorhandene Inhomogenitäten („Seigerungen“ sind durch den vorherigen Schmelz- und Erstarrungsprozess entstandene lokale chemische Variationen der Legierungszusammensetzung) nicht zu einem partiellen Schmelzen der Legierung führen können. Der typischerweise im Bereich um 520 °C für 30 bis 35 min homogenisierte Zustand wird anschließend auf Raumtemperatur abgeschreckt. Dieser Vorgang soll möglichst schnell ablaufen, damit der homogenisierte Mischkristall im übersättigten Zustand eingefroren wird. Bei Raumtemperatur ist die Diffusion so stark unterdrückt, dass es Monate dauern würde, um die Phasenseparation in (Al) und Al_2Cu zu realisieren. Das Gleichgewicht zu erreichen würde mehrere Jahre in Anspruch nehmen. Im letzten Schritt wird die Legierung bei moderater Temperatur (etwa 130 bis 190 °C, in einzelnen Fällen sogar schon ab 80 °C) im Zweiphasengebiet wärmebehandelt. Während dieser Wärmebehandlung bilden sich die Ausscheidungen aus dem übersättigten Mischkristall.

Allerdings wird bei der Ausscheidungsreaktion nicht sofort die Gleichgewichtsphase Al_2Cu gebildet, sondern Nichtgleichgewichtsstrukturen, die sogenannten Guinier-Preston-Zonen^{18, 19}.

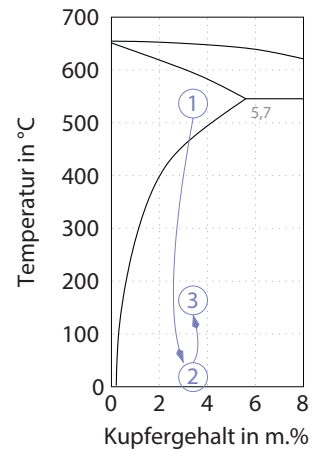


Abb. 1.17 Vorgehensweise bei der Ausscheidungshärtung: Die Legierung wird im Bereich des Mischkristalls homogenisiert (1) und danach abgeschreckt (2). Eine anschließende Wärmebehandlung im Zweiphasengebiet (3) führt zur Bildung der Ausscheidungen.

¹⁸ Benannt nach dem französischen Physiker Andre Guinier und dem britischen Physiker George Dawson Preston, die das Ausscheidungsverhalten in Al–Cu-Legierungen im Jahr 1938 unabhängig voneinander beschrieben.

¹⁹ Bei der Ausscheidungsreaktion von Aluminium–Kupfer-Legierungen werden zum Teil kohärente Zwischenstufen erster und zweiter Art beobachtet, die gegenüber der stabilen Al_2Cu -Phase eine geringere Grenzflächenenergie aufweisen.

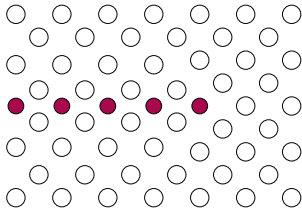


Abb. 1.19 Schematische Darstellung der GP1-Zone anhand eines Schnitts durch die 001-Ebene. Cu-Atome sind farbig unterlegt.

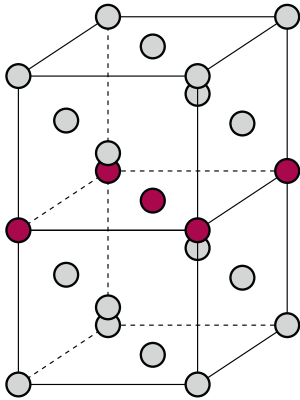


Abb. 1.20 Struktur der GP1-Zone. Cu-Atome sind farbig unterlegt.

²⁰ Gitterparameter:
 $a(\text{Al}) = 0,404\,95\text{ nm}$
 $a(\text{Cu}) = 0,361\,49\text{ nm}$.

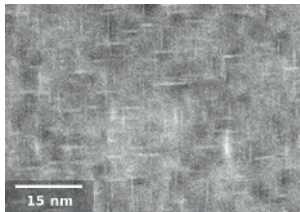
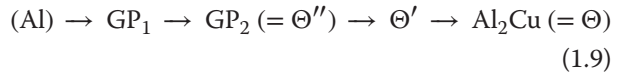


Abb. 1.21 TEM-Hellfeldaufnahme von GP1-Zonen in Al-Cu-Li-(Mg). Nach: Z. Gao, u. a. „Complex Precipitation Sequences of Al-Cu-Li-(Mg) Alloys Characterized in Relation to Thermal Ageing Processes“. In: *Acta Metallurgica Sinica* 29 (2016), S. 94–103.

Auch wenn nicht alle Strukturen bei jeder Temperatur auftreten, kann der Ausscheidungsprozess wie folgt zusammengefasst werden:



Hierin werden die Guinier-Preston-Zonen mit GP1 bzw. GP2 bezeichnet. Die Abb. 1.18 zeigt die aluminiumreiche Seite des Al-Cu-Phasendiagramms unter Einbeziehung der Nichtgleichgewichtsphasen (Guinier-Preston-Zonen).

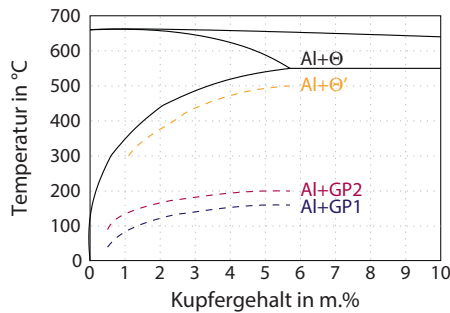


Abb. 1.18 Aluminiumreiche Seite des Al-Cu-Phasendiagramms mit Löslichkeitslinien für die jeweiligen Phasenkoexistenzen (schematisch). Nach: D.A. Porter und K.E. Easterling, *Phase Transformations in Metals and Alloys*. Taylor & Francis, 1992.

GP1-Zonen

GP1-Zonen haben weder die Zusammensetzung, noch die Kristallstruktur der Al_2Cu -Gleichgewichtsphase. Die GP1-Zonen bilden im Aluminiumgitter einatomige Lagen von Cu-Atomen auf 001-Ebenen des Aluminiummischkristalls. Diese Plättchen führen zu einer Stauchung des Gitters entlang der [001]-Richtung, da die Cu-Atome eine kleinere Bindungslänge als die Al-Atome aufweisen.²⁰ Diese Verzerrung des Kristallgitters ist schematisch anhand der 001-Ebene in Abb. 1.19 dargestellt; Abb. 1.20 stellt die Anordnung in der kubisch flächenzentrierten Einheitszelle dreidimensional dar.

Die GP1-Zonen zeigen eine vollständig kohärente Phasengrenzfläche zur Matrix. Aufgrund ihrer Größe können GP1-Zonen nur parallel zu der 001-Ebene abgebildet werden. Wie dies im Fall einer Al-Cu-Li-(Mg)-Legierung in einer transmissionselektronenmikroskopischen Aufnahme aussehen kann, ist in Abb. 1.21 dargestellt. Im Temperaturbereich von 100 bis 130 °C wachsen GP1-Zonen. Diese GP1-Zonen sind nur einige Atomlagen dick (typisch: 0,4 bis 0,6 nm). Der Durchmesser dieser Zonen kann bis zu 10 nm betragen.

GP2-Zonen

Mit zunehmendem Wachstum der Guinier-Preston-Zonen nimmt auch der Kupfergehalt in der ausgeschiedenen Phase zu, als logische Konsequenz des Übergangs in das thermodynamische Gleichgewicht. Bei niedrigen Temperaturen bilden einige der GP1-Zonen die auch als Θ'' bezeichneten GP2 Zonen. Die anderen GP1-Zonen lösen sich auf und übertragen durch Diffusion das Kupfer zur GP2-Zone. Am einfachsten kann man die GP2-Zonen als Anhäufung von parallelen Cu-Schichten längs der 001-Ebenen beschreiben. Die Struktur der GP2-Zonen ist in Abb. 1.22 dargestellt. Wie dies im Fall einer Al–Mg–Si-Legierung in einer transmissionselektronenmikroskopischen Aufnahme aussehen kann ist in Abb. 1.23 dargestellt.

Aufgrund der verschiedenen Bindungslängen von Al und Cu führt das nun zu einer tetragonalen Verzerrung des Kristallgitters²¹. Die Stirnfläche der Phasengrenze zwischen den GP2-Zonen und der Matrix ist wie im Fall der GP1-Zonen kohärent. Die Ränder sind auch kohärent, aber unterliegen einer Fehlpassung, die durch eine Dehnung des Gitters in der Nähe der GP2-Zonen ausgeglichen wird. Die GP2-Zonen verzerren das Gitter damit stärker als die GP1-Zonen. Folglich sind die GP2-Zonen effektiver in Bezug auf eine Steigerung der Härte mittels Ausscheidungshärtung. Bei längeren Glühdauern kommt es zu einer Vergrößerung der GP2-Zonen und damit auch zu einer Vergrößerung der Abstände zwischen den einzelnen Ausscheidungen. Dies führt wiederum zu einem Abfall der Härte. Bei etwas höherer Temperatur (>130 °C) werden die GP2-Zonen direkt gebildet und gehen nicht aus GP1-Zonen hervor. In diesem Fall werden GP1-Zonen nicht beobachtet.

Θ'

Bei Wärmebehandlungen oberhalb von 190 °C oder langen Glühdauern bei niedrigeren Temperaturen bildet sich eine weitere Phase. Diese nukleiert heterogen und wächst nicht aus den Guinier-Preston-Zonen heraus. Die Kristallstruktur ist ebenfalls tetragonal und in Abb. 1.24 dargestellt.²² Die Θ' -Teilchen haben eine semikohärente Grenzfläche zur Matrix. Während der Gitterparameter a kohärent zur Matrix ist, führt der viel größere Gitterparameter c zu einer inkohärenten Phasengrenzfläche.

Die Θ' -Teilchen sind zudem größer als die Guinier-Preston-Zonen. Diese haben eine Dicke von typischerweise 10 bis 15 nm und einen Durchmesser von 10 bis 600 nm. Aus diesem Grund sind die Θ' -Teilchen weniger effektiv für eine

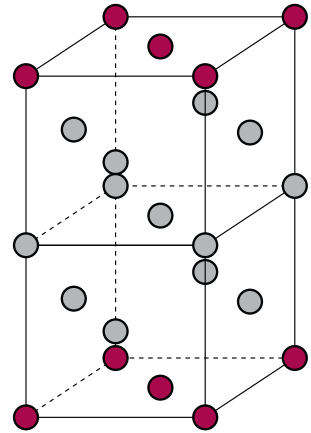


Abb. 1.22 Struktur der GP2-Zone. Cu-Atome sind farbig unterlegt.

²¹ Gitterparameter:
 $a = 0,404 \text{ nm}$,
 $c = 0,384 \text{ nm}$.

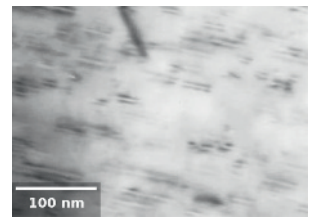


Abb. 1.23 TEM-Hellfeldaufnahme von GP2-Zonen in Al–Mg–Si. Nach: M.S. Silva, u. a. „Effect of Chemical Composition Variation on Microstructure and Mechanical Properties of a 6060 Aluminum Alloy“. In: *Journal of Materials Engineering and Performance* 13 (2004), S. 129–134.

²² Gitterparameter:
 $a = 0,404 \text{ nm}$,
 $c = 0,580 \text{ nm}$.

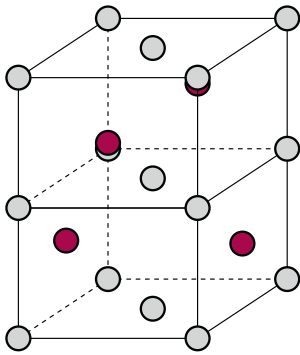


Abb. 1.24 Struktur der Θ' -Phase. Cu-Atome sind farblich unterlegt.

²³ Gitterparameter:
 $a = 0,607 \text{ nm}$,
 $c = 0,487 \text{ nm}$.

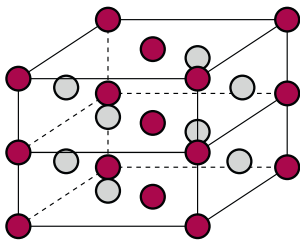


Abb. 1.25 Struktur der $\Theta_2\text{Cu}$ -Phase. Cu-Atome sind farblich unterlegt.

Steigerung der Härte als die Guinier-Preston-Zonen. Eine Al–Cu-Legierung, die nur Θ' -Ausscheidungen enthält, aber keine Guinier-Preston-Zonen, wird als überaltert bezeichnet.

Θ (Al_2Cu)

Bei hohen Wärmebehandlungstemperaturen ($>190^\circ\text{C}$) bzw. bei sehr langen Glühdauern (Wochen bis Monate) wird die Gleichgewichtsphase Θ gebildet. Diese kann aus den Θ' -Ausscheidungen heraus wachsen. Findet man diese „grobe“ Phase, deren tetragonale Struktur²³ in Abb. 1.25 dargestellt ist, im Gefüge, so ist die Härte der Legierung gering, und der Zustand gilt als hoffnungslos überaltert.

Das optimale Gefüge

Sobald die Guinier-Preston-Zonen gebildet werden, hat dies Auswirkungen auf die Festigkeit des Werkstoffs. Diese wird durch die Beweglichkeit der Versetzungen bestimmt. In der Umgebung der Guinier-Preston-Zonen ist das Gleiten von Versetzungen behindert, was auf die langreichweitigen Gitterverzerrungen zurückzuführen ist. Diese sind im Fall der teil- oder inkohärenten Phasen weniger bzw. nicht vorhanden. Folglich sind diese Phasen weniger effektiv im Hinblick auf die Steigerung der Festigkeit.

Kohärente oder teilkohärente Phasengrenzen sind derart aufgebaut, dass Versetzungen sich durch sie hindurchbewegen können, da sich die kristallografischen Ebenen mit leichter Verzerrung über die Phasengrenze hinweg fortsetzen. Hierfür müssen Haltekräfte der Ausscheidungen, die auf die Versetzung wirken, überwunden werden. Dabei sind zunächst die parelastischen und dielastischen Wechselwirkungen zu berücksichtigen. Die parelastische Wechselwirkung nimmt mit steigender Größe der Ausscheidungen (Radius r) zu. Es gilt:

$$F_{\max}^p = Gb|\delta|r \quad (1.10)$$

$|\delta| = d\ln a/dx$ beschreibt die Auswirkung der Änderung des Gitterparameters a in Abhängigkeit vom Legierungsgehalt x auf die Verfestigung und wurde für die Mischkristallverfestigung beschrieben. Bewegt sich eine Versetzung durch eine kohärente Ausscheidung, so wird das Teilchen abgescher, weil die Versetzung die Atome auf der einen Seite der Gleitebene verschiebt. Durch das Abscheren entstehen zusätzliche Phasengrenzflächen, deren Energie beim Schneiden des Teilchens durch die angelegte Spannung aufgebracht werden muss, s. die rot markierte Fläche

in Abb. 1.26. Die entsprechende Kraft auf die Versetzung ist mit der spezifischen Grenzflächenenergie γ_p gekoppelt durch

$$F^S = \gamma_p r \quad (1.11)$$

wobei hier ein Geometriefaktor vernachlässigt wurde.

Ist das Teilchen geordnet, so wird beim Schneiden innerhalb des Teilchens längs der Gleitebene die Ordnung zerstört; es entsteht eine Antiphasengrenze. Damit muss zum Abscheren des Teilchens zusätzlich die Energie der Antiphasengrenze γ_{APG} aufgebracht werden:

$$F^{APG} = \gamma_{APG} r \quad (1.12)$$

Darüber hinaus könnte das Teilchen eine andere Stapelfehlerenergie als die Matrix aufweisen, wodurch die Kraft auf die Versetzung abermals beeinflusst wird.

Da alle wesentlichen Kräfte proportional zu r sind, kann man die kritische Scherspannung beim Schneiden von Teilchen wie folgt bestimmen:

$$\Delta F_{\max} = \tilde{\gamma} \cdot r \quad (1.13)$$

Andererseits kann diese Kraft auch gemäß der Peach-Koehler-Gleichung beschrieben werden:

$$\Delta F_{\max} = \Delta \tau_c b l_F \quad (1.14)$$

Hier ist l_F die Fridel Länge. Aus den Gl. 1.13 und 1.14 ergibt sich:

$$\Delta \tau_c = \frac{\Delta F_{\max}}{b l_F} = \frac{\tilde{\gamma} r}{b l_F} = \frac{\tilde{\gamma}^{\frac{3}{2}}}{b} \frac{\sqrt{r f}}{\sqrt{6 E_{el}^{\frac{1}{2}}}} = \frac{\tilde{\gamma}^{\frac{3}{2}}}{b^2} \sqrt{\frac{r f}{3 G}} \quad (1.15)$$

Die Spannung $\Delta \tau_c$ zum Durchschneiden der Teilchen nimmt also mit $\sqrt{f r}$ zu (f ist der Volumenanteil der Teilchen). Sie kann jedoch nicht größer als die Orowan-Spannung werden, denn dann kann die Versetzung das Hindernis leichter umgehen als schneiden.

Es ist daher leicht einzusehen, dass es eine Teilchengröße r_0 gibt, bei der eine maximale Festigkeit erzielt werden kann, nämlich

$$\Delta \tau_c = \tau_{OR} \quad (1.16)$$

Durch Vergleich von $\Delta \tau_c = \frac{\tilde{\gamma}^{\frac{3}{2}}}{b^2} \sqrt{\frac{r f}{3 G}}$ und $\tau_{OR} = \frac{G b \sqrt{f}}{r}$ erhält man

$$r_0 = \frac{G b^2}{\tilde{\gamma}} \sqrt[3]{3} \quad (1.17)$$

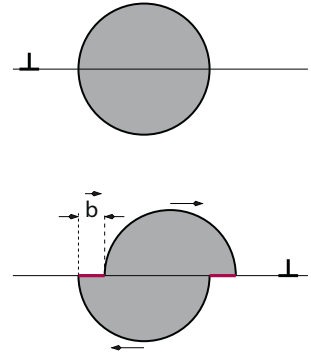
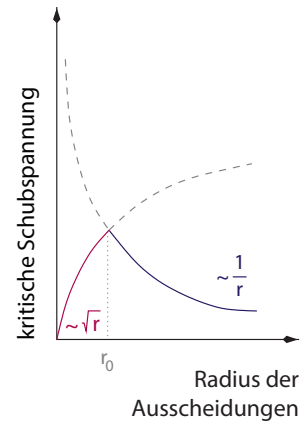


Abb. 1.26 Schematische Darstellung eines Teilchens, welches durch die Bewegung einer Versetzung um den Betrag des Burgers-Vektors b gesichert wird. Infolge der Scherung entsteht zusätzliche Grenzfläche zwischen Teilchen und Matrix (rot gekennzeichnet).



Veränderung der Festigkeit in Abhängigkeit von der Partikelgröße.

Die Einstellung der Teilchengröße r_0 ist das Ziel der Aushärtung. Eine optimale Verfestigung wird erreicht, wenn Ausscheidungen genau die Größe aufweisen, bei der die Versetzung eine Ausscheidung nicht mehr schneiden kann, sondern umgehen muss. Es bleibt anzumerken, dass r_0 nicht vom prozentualen Anteil der ausgeschiedenen Phase, also dem Volumenanteil f abhängt.

Im Fall der Al–Cu-Legierungen wird solch ein ideales Gefüge eingestellt, indem Guinier-Preston-Zonen gebildet werden. Das Gefüge, das mit einer maximalen Festigkeit verbunden ist, besteht dann aus einer Aluminiummatrix sowie Θ'' (GP2-Zonen) als auch Θ' -Ausscheidungen. Für die Maximierung der Härte ist es wesentlich, dass die GP2-Zonen aus den GP1-Zonen gebildet werden. Der Verlauf der Härte in Abhängigkeit von der Wärmebehandlungszeit ist für zwei verschiedene Temperaturen in Abb. 1.27 dargestellt.

Die bei niedrigerer Temperatur (130 °C) wärmebehandelte Probe zeigt im Gefüge zunächst fein verteilte GP1-Zonen. Da der Cu-Gehalt in den GP1-Zonen niedriger als in den GP2-Zonen ist, ist es leicht einzusehen, dass bei gleichem Grad der Ausscheidung mehr GP1-Zonen gebildet werden. Diese sind zudem homogen im Gefüge verteilt. Dies wirkt sich unmittelbar auf die Bildung der GP2-Zonen aus, die im Fall, dass sie aus den GP1-Zonen durch Nukleation hervorgehen, ebenfalls homogen verteilt sind und im Vergleich zu einer hohen Wärmebehandlungstemperatur kleiner sind. Dies führt

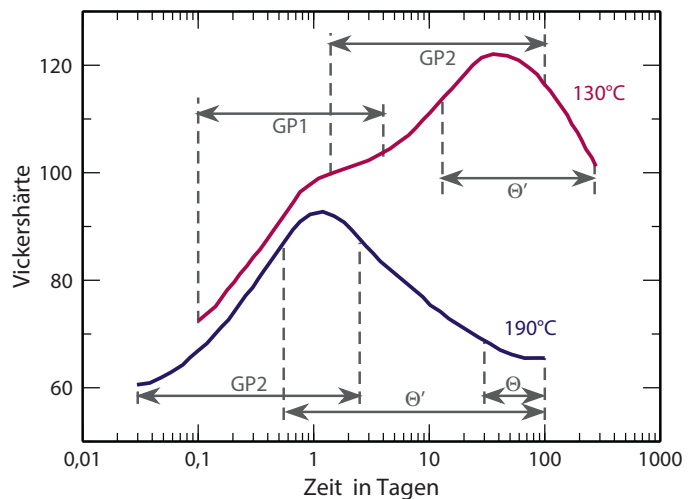


Abb. 1.27 Härte als Funktion der Wärmebehandlungsdauer für zwei Temperaturen. Nach: A.M. Russell und K.L. Lee. *Structure-property relations in nonferrous metals*. Wiley VCH, 2005.

letzten Endes zu einer höheren Ausscheidungsverfestigung. Wie auch im Fall der hohen Glühtemperatur wird das Härtemaximum beobachtet, wenn neben den GP2-Zonen auch Θ' -Phasenanteile im Gefüge entstanden sind. In diesem Zustand werden GP1-Zonen im Gefüge nicht mehr beobachtet.

Bei zu hoher Wärmebehandlungstemperatur bilden sich sofort gröbere GP2-Zonen, s. die blaue Kurve in Abb. 1.27.

1.4 Aluminiumknetlegierungen

1.4.1 Die 2000er-Aluminiumlegierungen

Die meisten 2000er-Aluminiumlegierungen enthalten vier oder mehr Elemente. Diese sind neben dem Kupfer als Hauptlegierungselement vor allem Mg, Mn, Si oder Ni. Die grundlegenden Mechanismen zur Aushärtung sind dieselben.

Magnesium als Legierungselement beschleunigt den Aushärtevorgang und vergrößert die Festigkeit im optimal angelassenen Zustand. Das in der Legierung enthaltene Magnesium führt dazu, dass Ausscheidungen der Phase Al_2CuMg gebildet werden. Die Ausscheidung erfolgt hierbei heterogen an Versetzungen. Es ist daher vorteilhaft, die Legierung nach dem Gießen zunächst umzuformen, um eine hohe Versetzungsdichte zu erhalten, die wiederum zu einer hohen Keimdichte für die Bildung von Ausscheidungen führt.

Mangan erhöht die Rekristallisationstemperatur und Silizium dient als Kornfeiner und Ausscheidungsbildner.

1.4.2 Das System Aluminium–Silizium

Aluminium und Silizium bilden ein einfaches eutektisches Phasendiagramm. Die eutektische Zusammensetzung liegt bei einem Gehalt von 11,7 m.% Si, und die eutektische Temperatur beträgt 577 °C. Das Al–Si-Phasendiagramm ist in Abb. 1.28 dargestellt.

Die konstitutionellen Bedingungen sind günstige Voraussetzungen für Gusslegierungen, da mit der eutektischen Temperatur eine niedrige Schmelztemperatur besteht; die eutektische Zusammensetzung besitzt ein gutes Formfüllungsvermögen, und es ergibt sich ein feinkörniges Gefüge. Darüber hinaus hat die eutektische Legierung einen Aluminiumgehalt von etwa 90 % und aufgrund der geringen Löslichkeiten damit einen Phasenanteil von circa 90 % im Gefüge. Die Eigenschaften der Legierung werden also vorwiegend von dem zähen Al bestimmt und weniger von dem spröden Si.

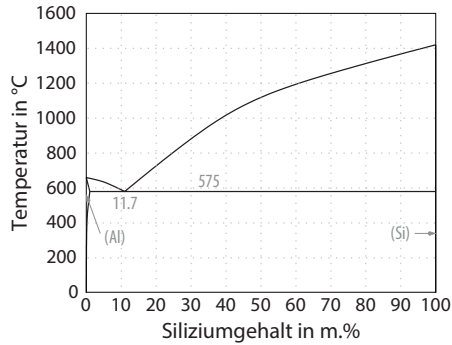


Abb. 1.28 Phasendiagramm von Al–Si. Nach: The Landolt-Börnstein Database. URL: <http://materials.springer.com>.

1.4.3 Die 4000er-Aluminiumlegierungen

Die Al–Si-Knetlegierungen werden vorzugsweise für Schweißdraht bzw. zum Hartlöten verwendet. Auch für diese Anwendungen stehen die niedrige Schmelztemperatur und die guten Fließeigenschaften im Vordergrund und weniger die Umformbarkeit oder die dadurch erreichbaren Festigkeitssteigerungen. Die 4000er-Aluminiumlegierungen können weitere Beimengungen enthalten; die häufigsten sind: <2 m.% Si, <0,8 m.% Fe, <0,2 m.% Cu und <1,5 m.% Mn. Im ppm-Bereich werden zudem Mg, Cr, Ni, Zn und Ti als Legierungselement verwendet.

1.4.4 Das System Aluminium–Magnesium

Magnesium ist eines der wenigen Elemente, die eine große maximale Löslichkeit in Aluminium zeigen. Diese beträgt 15,35 m.% und liegt bei 450 °C. Das Phasendiagramm von Al–Mg ist in Abb. 1.29 dargestellt.

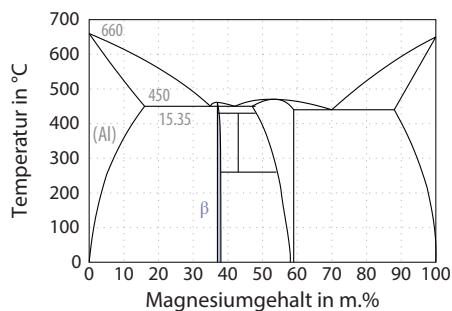


Abb. 1.29 Phasendiagramm von Al–Mg. Nach: The Landolt-Börnstein Database. URL: <http://materials.springer.com>.

Das Phasendiagramm ist durch drei binäre eutektische Phasenreaktionen gekennzeichnet. Aus der Aluminiumphase kann die Phase Al_3Mg_2 (β) ausgeschieden werden. Die β -Phase bestimmt maßgeblich die Anwendbarkeit der Al–Mg-Legierungen; diese Phase ist hart und spröde und daher in technischen Legierungen unerwünscht. Zudem geht die β -Phase aufgrund ihres hohen Magnesiumgehaltes unter korrosiven Bedingungen bevorzugt in Lösung. Dies ist auch der wesentliche Grund, warum Al–Mg-Legierungen Mg-Gehalte deutlich unterhalb von 15 m.% aufweisen.

Obwohl die Löslichkeit von Mg in Al mit abnehmender Temperatur abnimmt und damit eine Härtung durch die Bildung von Ausscheidungen möglich wäre, ist dieser Effekt sehr gering. Folglich ist der wesentliche Härtungsmechanismus in diesen Legierungen die Mischkristallverfestigung.

Die β -Phase wird grobkristallin ausgeschieden, und zwar bevorzugt an Korngrenzen. Damit Legierungen mit mehr als 3 m.% Mg keine Korngrenzsäume von β ausbilden, sondern die Ausscheidungen sich kontinuierlich verteilen, müssen die Legierungen bei niedrigen Temperaturen ausgelagert werden. Nur so behandelt sind die Legierungen nicht mehr anfällig für interkristalline Korrosion. Alternativ kann man die β -Phase durch Homogenisierung auflösen. Schreckt man diesen Zustand ab, so kann ebenfalls eine Steigerung der Korrosionsbeständigkeit gegenüber dem Zustand mit Korngrenzsäumen erreicht werden.

1.4.5 Die 5000er-Aluminiumlegierungen

Die geläufigen Aluminiumlegierungen der 5000er-Gruppe enthalten 1 bis 5 m.% Mg im Mischkristall sowie geringe Zusätze (0,12 bis 0,25 m.%) von Cr und/oder Mn. Diese Legierungen sind nicht wärmebehandelbar. Folglich werden die 5000er-Aluminiumlegierungen selten im Zustand H1 genutzt, vielmehr im Zustand H3. Hier gibt es kontinuierliche Ausscheidungen und kaum welche an den Korngrenzen (wodurch die Legierungen weniger korrosionsanfällig sind).

Die 5000er-Aluminiumlegierungen sind in der Regel sehr gut umformbar. Allerdings werden in Zugversuchen Fließfiguren beobachtet (siehe Abb. 1.30), was z. B. bei den 6000er-Aluminiumlegierungen nicht der Fall ist.

Chrom diffundiert in den Aluminiumlegierungen langsam und führt zu einem feinen Korn, da Cr als fein verteilte Dispersion vorliegt, was die Keimbildung begünstigt und das Kornwachstum verlangsamt.

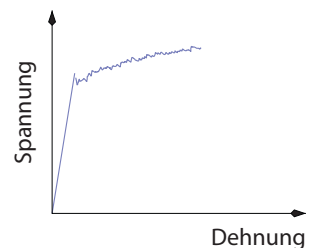


Abb. 1.30 Typische Erscheinung von Fließfiguren in 5000er-Aluminiumlegierungen, schematisch.

1.4.6 Das System Aluminium–Magnesium–Silizium

Nachdem die Aluminiumlegierungen mit den Hauptlegierungselementen Si (4000er-Legierungen) und Mg (5000er-Legierungen) als zwei Klassen von nicht aushärtbaren Aluminiumknetlegierungen vorgestellt wurden, stellt sich die Frage, wie ein zusätzlicher, durch Aushärten hervorgerufener Härtingsbeitrag auch in diesen Legierungen realisiert werden kann.

Magnesium ist in Aluminium ein sehr effektiver Mischkristallhärter, Silizium erzeugt ebenfalls einen hohen Härtezuwachs im Mischkristall, ist jedoch nur in sehr geringem Maße in Aluminium löslich. Das binäre Mg–Si-Phasendiagramm zeigt eine intermetallische Phase (Mg_2Si) und zwei angrenzende eutektische Reaktionen, wie aus Abb. 1.31 ersichtlich ist.

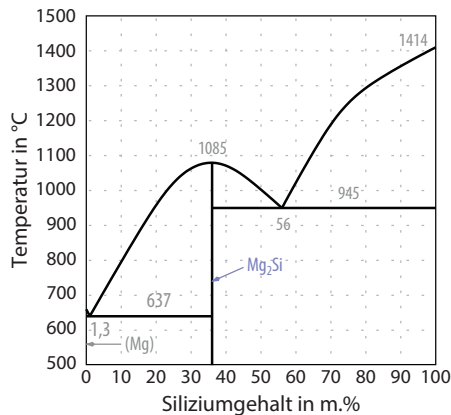


Abb. 1.31 Mg–Si-Phasendiagramm. Nach: The Landolt-Börnstein Database. URL: <http://materials.springer.com>.

Das Legierungssystem Al–Mg–Si bietet nun genau die gewünschte Möglichkeit die Festigkeit durch eine Ausscheidungsreaktion zu steigern. Aus ternären Al–Mg–Si-Legierungen, deren Legierungszustandspunkt in der Nähe des isoplethen Schnittpunktes zwischen Mg_2Si und Al liegt, kann aus einem Al-reichen Mischkristall eben diese Phase (Mg_2Si) ausgeschieden werden.

Die Abb. 1.32 zeigt die Schmelzflächenprojektion im ternären System Al–Si–Mg. Darin enthalten ist der genannte isoplethe Schnitt. Die binären Phasendiagramme der Randsysteme sind in den Abb. 1.28, 1.29 und 1.31 zu finden.

Legierungszustandspunkte auf dem isoplethen Schnitt erstarrten eutektisch in Mg_2Si und (Al). Typische Al-Legierungen enthalten nur geringe Gehalte von Magnesium und Sili-

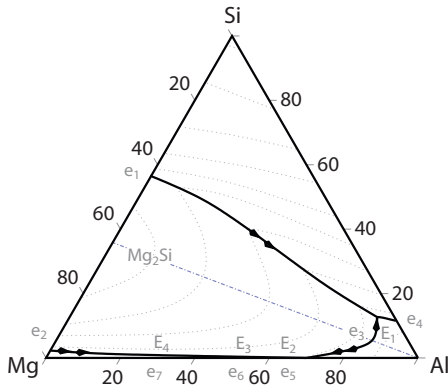


Abb. 1.32 Projektion der Liquidusfläche im System Al–Si–Mg. Entgegen der in diesem Buch üblichen Darstellung von Phasendiagrammen erfolgt diese Darstellung anhand der atomaren Gehalte. Nach: The Landolt-Börnstein Database. URL: <http://materials.springer.com>.

zium,²⁴ sodass ihre Legierungszustandspunkte auf der Al-reichen Seite in Bezug auf den Sattelpunkt e_3 liegen. Das Temperatur-Konzentrations-Profil des isoplethen Schnittes ist für die Al-reiche Seite in Abb. 1.33 dargestellt.

Das Temperatur-Konzentrations-Schaubild zeigt den Bereich des Al-Mischkristalls mit seiner begrenzten Löslichkeit und den Schnitt durch die eutektische Rinne bei e_3 . Aufgrund der abnehmenden Löslichkeit von Mg und Si in Al ist die Bildung von Mg_2Si -Ausscheidungen möglich. Auch aus diesem Grund kann der Schnitt in Abhängigkeit vom Mg_2Si -Gehalt aufgetragen werden. Dem Schaubild kann zudem die Ver-

²⁴ Die 6000er-Legierungen enthalten 0,6 bis 1,2 m.% Mg und 0,4 bis 1,3 m.% Si.

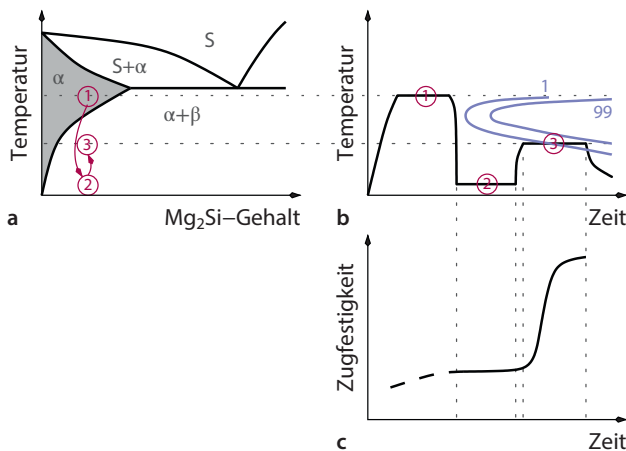


Abb. 1.33 Schematische Darstellung der Bildung von Ausscheidungen: a) Ausschnitt aus dem Phasendiagramm, b) bezogenes Temperatur-Zeit-Profil zur Ausscheidungs-bildung und c) daraus abgeleiteter Verlauf der Härteentwicklung.

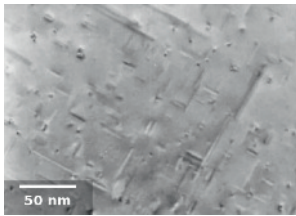


Abb. 1.34 Guinier-Preston-Zonen und β' - Mg_2Si -Ausscheidungen in $\text{AlMg}_{0,62}\text{Si}_{0,37}$. Die nadel-förmigen Ausscheidungen liegen parallel zu den (100)-Richtungen der Aluminiummatrix. Nach: A.M. Russell und K.L. Lee. *Structure-property relations in nonferrous metals*. Wiley VCH, 2005.

fahrensweise zur Bildung von Ausscheidungen entnommen werden. Zunächst wird die Legierung im Bereich des homogenen Mischkristalls lösungsgeglüht (1), und anschließend wird dieser Zustand durch Abschrecken eingefroren (2). Im dritten Schritt wird die Legierung bei Temperaturen unterhalb der Solvuslinie wärmebehandelt, um die Bildung von Ausscheidungen hervorzurufen. Das entsprechende Temperatur-Zeit-Profil ist in Abb. 1.33b angegeben. Von zentraler Bedeutung sind in diesem Bild die Linien, die den ausgeschiedenen Phasenanteil angeben. Bei der Abschreckung nach der Homogenisierung muss der Temperaturabfall so steil sein, dass die Ausscheidungsreaktion kinetisch gehemmt ist und nicht stattfindet – die Nase im Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm darf nicht berührt werden. Die zweite Wärmebehandlung zur Bildung der Ausscheidungen hingegen muss in den Bereich der Umwandlung hineinreichen (3). Die mit der Ausscheidung verbundene Festigkeitssteigerung ist in Abb. 1.33c dargestellt.

Der Härteanstieg während der Ausscheidungswärmebehandlung (3) folgt dabei der Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorow-Gleichung:

$$f = 1 - \exp[-k \cdot t^n] \quad (1.18)$$

Hierin sind k und n Anpassungsparameter; n wird auch Avrami-Exponent genannt und liegt zwischen 1 und 4.

Die Ausscheidungsreaktion führt auch in diesem Fall den übersättigten Mischkristall nicht gleich in die Gleichgewichtsphasen über, sondern nimmt den Weg über die Bildung von Guinier-Preston-Zonen. Abbildung 1.34 zeigt das Gefüge einer $\text{AlMg}_{0,62}\text{Si}_{0,37}$ -Legierung mit darin enthaltenen Guinier-Preston-Zonen und β' - Mg_2Si -Ausscheidungen.

1.4.7 Die 6000er-Aluminiumlegierungen

Die 6000er-Aluminiumlegierungen enthalten wie bereits erwähnt 0,6 bis 1,2 m.% Mg und 0,4 bis 1,3 m.% Si (dies ergibt die gewünschten Mg_2Si -Ausscheidungen). Darüber hinaus können die 6000er-Aluminiumlegierungen 0,2 bis 0,8 m.% Mn, Cr oder Cu enthalten. Letztere dienen vor allem der Kontrolle der Korngröße, wobei auch ein zusätzlicher Beitrag zur Mischkristallverfestigung mit einhergeht.

Die 6000er-Aluminiumlegierungen sind korrosionsbeständig und gut für eine Warmumformung geeignet.²⁵ Sie sind bedingt schweißgeeignet; obwohl Zusätze erforderlich sind, sind diese Legierungen dennoch beliebt, wenn Schweißen erforderlich ist. Die Legierungen können sehr gut wärmebehandelt werden, weisen jedoch nicht ganz so hohe Fes-

²⁵ Die typische Anwendung von AA6061: Strangpressprofile.

tigkeiten auf, wie z. B. die 2000er-Aluminiumlegierungen. Das Potenzial der Wärmebehandlungen ist in Tab. 1.8 anhand der mechanischen Kennwerte der Aluminiumlegierung AA6061²⁶ dargestellt.

Tab. 1.8 Eigenschaften der Aluminiumlegierung AA6061 in ausgewählten Zuständen. Nach: A.M. Russell und K.L. Lee. *Structure-property relations in nonferrous metals*. Wiley VCH, 2005.

| Zustand | Streckgrenze | Zugfestigkeit | Bruchdehnung |
|-----------|--------------|---------------|--------------|
| 6061-O | 55 MPa | 125 MPa | 25 % |
| 6061-T4 | 145 MPa | 240 MPa | 22 % |
| 6061-T6 | 275 MPa | 310 MPa | 12 % |
| 6061-T81 | 360 MPa | 380 MPa | 15 % |
| 6061-T913 | 455 MPa | 460 MPa | 10 % |

²⁶ Zusammensetzung:

Al Rest

Mg 0,8 bis 1,2 m. %

Si 0,4 bis 0,8 m. %

Fe <0,7 m. %

Cu 0,15 bis 0,40 m. %

Zn <0,25 m. %

Ti <0,15 m. %

Mn <0,15 m. %

Cr 0,04 bis 0,35 m. %.

Eine typische 2000er-Aluminiumlegierung hat im lösungsgeglühten Zustand (O) eine Streckgrenze von etwa 100 MPa; wird diese zusätzlich gealtert steigt die Streckgrenze auf ca. 290 MPa (natürlich gealtert, T4) bzw. 420 MPa (künstlich gealtert, T6). Daran lässt sich der Aufwand erkennen, der betrieben werden muss, um mit einer 6000er-Aluminiumlegierung das Festigkeitsniveau zu erreichen, welches im Fall der 2000er-Legierungen mit einer einfachen Wärmebehandlung erreicht werden kann. Tabelle 1.9 fasst die mechanischen Eigenschaften der verschiedenen Gruppen von Aluminiumlegierungen zusammen. Die 6000er-Aluminiumlegierungen werden gegenüber den 2000er-Aluminiumlegierungen aber auch aufgrund ihrer etwas geringeren Dichte bevorzugt.

Tab. 1.9 Mechanische Eigenschaften verschiedener Gruppen von Aluminiumlegierungen. Nach: C. Kammer. *Aluminium Taschenbuch: Band 1: Grundlagen und Werkstoffe*. Beuth, 2011.

| Zustand | Streckgrenze | Zugfestigkeit | Bruchdehnung |
|------------|--------------|---------------|--------------|
| 2000er-O | 100 MPa | 185 MPa | 18 % |
| 2000er-T4 | 290 MPa | 425 MPa | 20 % |
| 2000er-T6 | 420 MPa | 485 MPa | 13 % |
| 5000er-H38 | 340 MPa | 400 MPa | 15 % |
| 7000er-T75 | 500 MPa | 580 MPa | 12 % |

Aus Tab. 1.9 ist ebenfalls ersichtlich, dass die Härtesteigerung aufgrund von Ausscheidungen sehr effektiv ist. Die Streckgrenze einer 2000er-Legierung kann durch Ausscheidungsbildung vervierfacht werden. Natürlich müssen

²⁷ Zusammensetzung:

Al Rest
Si 0,7 bis 1,3 m.%
Fe 0,0 bis 0,5 m.%
Cu 0,0 bis 0,1 m.%
Mn 0,4 bis 1,0 m.%
Mg 0,6 bis 1,2 m.%
Zn 0,0 bis 0,2 m.%
Ti 0,0 bis 0,1 m.%
Cr 0,0 bis 0,25 m.%.

Auslagerungszeit und -temperatur gegebenenfalls optimiert werden und aufeinander abgestimmt sein. Die Bildung von Ausscheidungen erfolgt auch im System Al–Mg–Si über Guinier-Preston-Zonen. Niedrigere Wärmebehandlungstemperaturen führen dabei zu einer langsameren Kinetik der Reaktion, dafür aber zur Bildung von GP1-Zonen, die später in GP2-Zonen übergehen. Zudem werden in diesen Legierungen eine höhere Festigkeit und höhere Bruchdehnung beobachtet, wenn die Legierungen bei tieferen Temperaturen und entsprechend längeren Zeiten ausgelagert werden. Dieser Sachverhalt ist in Abb. 1.35 anhand der Aluminiumlegierung AA6082²⁷ dargestellt. Augenfällig ist, dass zwar die Zugfestigkeit infolge der Auslagerung deutlich gesteigert wird, der Anstieg der Streckgrenze jedoch weniger ausgeprägt ist.

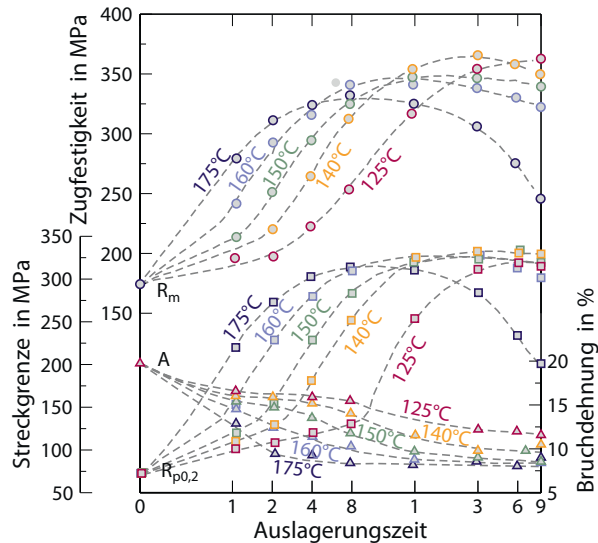


Abb. 1.35 Mechanische Kennwerte einer AlSiMg-Legierung in Abhängigkeit von Temperatur und Zeit während der Ausscheidungsreaktion. Nach: C. Kammer. *Aluminium Taschenbuch: Band 1: Grundlagen und Werkstoffe*. Beuth, 2011.

1.4.8 Das System Aluminium–Zink

Eine weitere Alternative aushärtbare Aluminiumlegierungen herzustellen basiert auf dem System Al–Zn. Das binäre Phasendiagramm zwischen Al und Zn ist in Abb. 1.36 dargestellt und zeigt eine eutektische und eine monotektoidale Phasenumwandlung. Beide Reaktionen betreffen Legierungen mit vergleichsweise hohen Zinkgehalten und sind

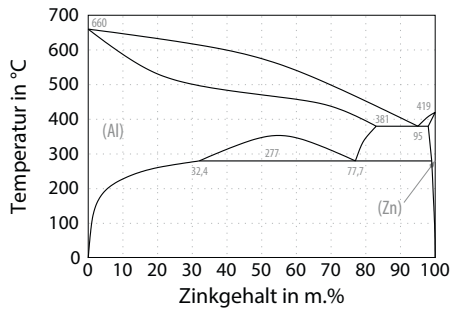


Abb. 1.36 Al–Zn-Phasendiagramm. Nach: The Landolt-Börnstein Database. URL: <http://materials.springer.com>.

daher für die gängigen Aluminiumlegierungen mit 0,8 bis 12 m.% Zn nicht relevant.²⁸

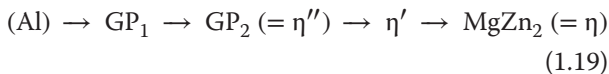
Die abnehmende Löslichkeit von Zn in (Al) begründet die Bildung von Ausscheidungen. Al–Zn-Legierungen werden mit weiteren Legierungselementen vergütet. Binäre Al–Zn-Legierungen sind in der Anwendung die Ausnahme.

²⁸ Al–Zn-Legierungen mit einem Legierungszustandspunkt in der Nähe des eutektoiden Punktes zeigen oberhalb von 300 °C superplastisches Verhalten. Dieser Werkstoff wurde daher früher zur Fertigung von Zahnpastatuben verwendet.

1.4.9 Die 7000er-Aluminiumlegierungen

Unter allen Aluminiumlegierungen zeigen die Al–Zn–Mg-Legierungen die größte Ausscheidungsverfestigung. Diese Legierungen haben zudem eine geringere Dichte als die 2000er-Aluminiumlegierungen.

Die Ausscheidungsreaktion läuft wiederum über die Bildung von Guinier-Preston-Zonen ab. Der Ablauf des Ausscheidungsprozesses kann wie folgt zusammengefasst werden:



Im Vergleich zu den 2000er-Legierungen sind die GP1-Zonen mit einem Durchmesser von 3 nm deutlich kleiner.²⁹ Die Phasengrenzfläche ist ebenfalls kohärent. Aus den GP1-Zonen nukleieren die GP2-Zonen, aus denen wiederum die semikohärente η' -Phase entsteht. Die inkohärente η -Phase bildet sich an den η' -Phasenbestandteilen und an Korngrenzen. Im Fall der Al–Mg–Zn-Legierungen bewegen sich die Phasenzustandspunkte während der Ausscheidung nicht auf einem Schnitt zwischen $MgZn_2$ und (Al). Die in Abb. 1.37 eingezeichnete Linie kennzeichnet also lediglich die Lage eines isoplethen Schnittes.

Abbildung 1.37 zeigt die Liquidusprojektion im System Al–Mg–Zn. Auch wenn es nicht ganz eindeutig zu erkennen

²⁹ Zur Erinnerung: Die GP1-Zonen der 2000er-Legierungen haben einen Durchmesser von etwa 10 nm.

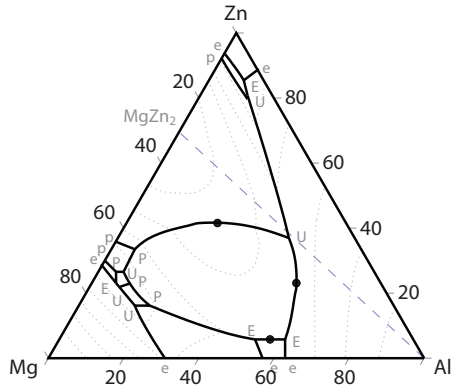


Abb. 1.37 Schmelzflächenprojektion im System Al–Mg–Zn. Diese Darstellung erfolgt auf Grundlage der atomaren Gehalte. Auf die Darstellung der Richtungspfeile auf den Kanten doppelter Sättigung wurde aufgrund der Übersichtlichkeit verzichtet. Nach: The Landolt-Börnstein Database. URL: <http://materials.springer.com>.

ist, der isoplethe Schnitt zwischen Al und der ausgeschiedenen MgZn_2 -Phase schneidet nur eine Kante doppelter Sättigung knapp neben der ternären Übergangsreaktion.

Um die Ausscheidungen in 7000er-Aluminiumlegierungen zu bilden, werden häufig zweistufige Wärmebehandlungen eingesetzt. Die erste Stufe, die bei Raumtemperatur für vier bis fünf Tage durchgeführt wird, führt zur Bildung sehr kleiner GP1-Zonen mit einer hohen Dichte. Die zweite Stufe der Wärmebehandlung wird bei 120 °C für zwei Tage durchgeführt, um eine optimale Größenverteilung der Ausscheidungen zu erreichen und somit eine optimale Festigkeit zu gewährleisten.

1.4.10 Die 8000er-Aluminiumlegierungen

Bei dieser Klasse von Aluminiumknetlegierungen ist das Hauptlegierungselement nicht spezifiziert. Im Grunde genommen kann dies also nahezu alles sein. Aus technologischer Sicht sind vor allem die Al–Li-Legierungen interessant. Da diese etwa drei- bis fünfmal so teuer sind wie andere Aluminiumknetlegierungen, werden sie verhältnismäßig wenig eingesetzt.

Die Abb. 1.38 zeigt das binäre Phasendiagramm von Al–Li. Im Vergleich zu reinem Aluminium bewirkt das Legieren mit Lithium eine signifikante Steigerung des Elastizitätsmoduls.³⁰ Diese beträgt etwa 6 % bei einem Li-Gehalt von 1 m.%. Des Weiteren wird durch das Legieren die Dichte gesenkt –³¹ ein Li-Gehalt von 1 m.% bewirkt eine deutliche Reduktion der

³⁰ Und das obwohl der E-Modul von Li wesentlich geringer ist, hier ein grober Vergleich der mittleren Werte:
 $E(\text{Al}) = 70 \text{ GPa}$
 $E(\text{Li}) = 4,9 \text{ GPa}$.

³¹ Zum Vergleich:
 $\rho(\text{Al}) = 2,7 \text{ g/cm}^3$
 $\rho(\text{Li}) = 0,53 \text{ g/cm}^3$.

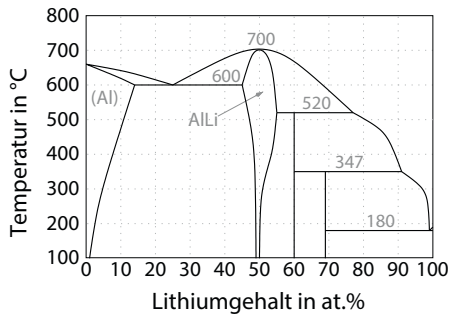


Abb. 1.38 Al–Li-Phasendiagramm. Nach: The Landolt-Börnstein Database. URL: <http://materials.springer.com>.

Dichte um 3 %. Von technologischer Bedeutung sind Al–Li-Legierungen mit einem Lithiumgehalt von bis zu 2,45 m.% (8,9 at.%).

Die Al–Li-Legierungen können neben der effektiven Mischkristallverfestigung auch über die Bildung von Ausscheidungen verfestigt werden. Diese werden allerdings nicht in Form von Guinier-Preston-Zonen gebildet, sondern als Gleichgewichtsphase ausgeschieden. Die Al–Li-Phase hat eine kubisch raumzentrierte Struktur und liegt bei tiefen Temperaturen geordnet vor (Strukturbericht B2). Da die Ausscheidungen scherbare sind, führt das Schneiden der Ausscheidung durch eine Versetzung zur Bildung von Antiphasengrenzen. Dies stellt einen zusätzlichen Härtingsbeitrag dar, da auch in diesem Fall wieder zum Abscheren des geordneten Teilchens zusätzlich die Energie der Antiphasengrenze γ_{APG} aufgebracht werden muss.

Al–Li-Legierungen werden vorrangig eingesetzt, wo eine hohe Steifigkeit und eine hohe Festigkeit bei gleichzeitig geringer Dichte gefordert sind.

Mit einer Al–Li–Mg–Cu-Legierung können eine Streckgrenze von 500 MPa und eine Zugfestigkeit von 565 MPa erreicht werden. Allerdings ist die hierfür erforderliche thermische und mechanische Behandlung aufwändig. Das durch diese Behandlungen eingestellte Gefüge ist in Abb. 1.39 dargestellt. Deutlich sind Al_2CuLi - und Al_2Cu -Ausscheidungen zu erkennen.

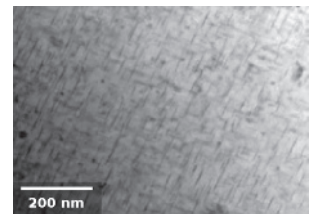


Abb. 1.39 Gefüge einer Al–Li–Mg–Cu-Legierung, die bei 520 °C für 30 min angelassen wurde. Nach: Y. Cheng, Y.D. Feng, und Y.X. Xiang, „Solution Treatment on Mechanical Properties and Microstructures of Al–Li–Cu Alloy“. In: *J. Material. Sci. Eng.* 1 (2012), S. 106.

1.4.11 Vergleich der Aluminiumknetlegierungen

Die Abb. 1.40 und 1.41 stellen die verschiedenen Aluminiumknetlegierungen anhand ihrer Zugfestigkeit einander gegenüber. Die höchsten Werte werden in den ausscheidungshärtenden Aluminiumlegierungen beobachtet.

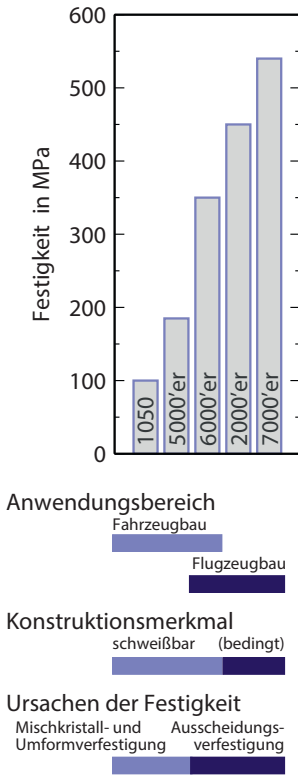


Abb. 1.41 Festigkeit und Charakteristika der Klassen von Aluminiumknetlegierungen. Nach: C. Kammer. *Aluminium Taschenbuch: Band 1: Grundlagen und Werkstoffe*. Beuth, 2011.

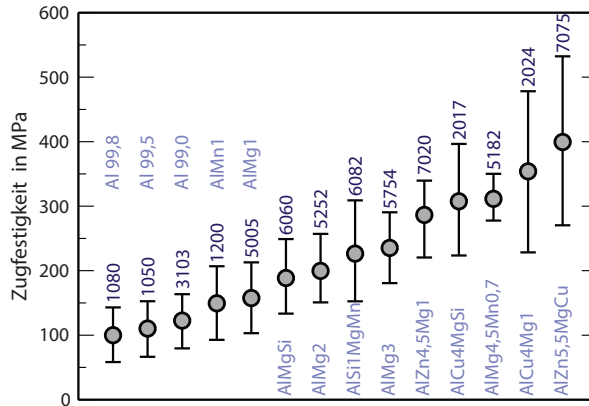


Abb. 1.40 Zugfestigkeit ausgewählter Aluminiumknetlegierungen im Vergleich. Nach: C. Kammer. *Aluminium Taschenbuch: Band 1: Grundlagen und Werkstoffe*. Beuth, 2011.

Die weniger festen Aluminiumlegierungen werden im Schiff-, Fahrzeug- und Pionierbau eingesetzt. Sie sind einfache Legierungen, die über die Mischkristall- und gegebenenfalls Umformverfestigung verfestigt werden und schweißbar sind. Die härtesten Legierungen sind nur noch bedingt schweißbar, da das Schweißen ein optimal ausgeschiedenes Gefüge nachhaltig verändert. Dennoch haben diese Legierungen aufgrund ihrer hohen Ausscheidungsverfestigung ihre Berechtigung und werden z. B. im Flugzeugbau eingesetzt.

1.5 Aluminiumgusslegierungen

1.5.1 Die 400er-Aluminiumlegierungen

Die wichtigsten und am weitesten verbreiteten Aluminiumgusslegierungen basieren auf dem System Al–Si. Wie es für Gusslegierungen typisch ist, haben auch die Al–Si-Gusslegierungen eine Zusammensetzung in der Nähe des Eutektikums. Die eutektischen Al–Si-Legierungen werden bevorzugt dann eingesetzt, wenn es besonders auf das gute Fließverhalten ankommt. Als Beispiel seien an dieser Stelle dünnwandige, druck- und flüssigkeitsdichte Gussstücke für den Maschinen- und Gerätebau genannt. Die 400er-Aluminiumlegierungen enthalten typischerweise 5 bis 12 m.% Si. Die Abb. 1.42 zeigt die für die jeweiligen Zusammensetzungen bevorzugt eingesetzten Gießverfahren. Hypereutektische Al–Si-Gusslegierungen werden vorzugsweise als Kolbenwerkstoffe in Automotoren angewendet.

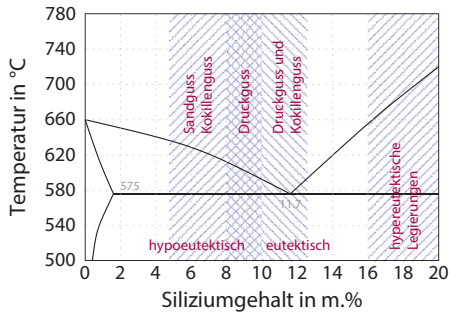


Abb. 1.42 Anwendungsbereich der Gießverfahren in Bezug auf die Legierungszusammensetzung von Al–Si-Gusslegierungen.

Gießverfahren – allgemeine Eigenschaften der Gussteile

Sandguss

- Durch langsames Abkühlen entsteht grobes Korn;
- mechanische Eigenschaften sind wanddickenabhängig;
- getrennt gegossene Stücke haben höhere Festigkeit;
- raue Oberflächen (bedingt größere Bearbeitungszugaben);
- Mindestwanddicke 3 mm;
- für große Teile mit geringer Stückzahl.

Kokillenguss

- Größere Abkühlgeschwindigkeit, dadurch feineres Korn;
- höhere Maßgenauigkeit und bessere Oberfläche als beim Sandguss;
- Mindestwanddicke 2 mm;
- Warmrissgefahr beim Abkühlen wegen unnachgiebiger Form.

Druckguss

- Rasche Abkühlung, dadurch feines Korn;
- hohe Maßgenauigkeit (geringste Bearbeitungszugaben);
- höchste Produktivität;
- Mindestwanddicke 1 mm;
- Schmelze reagiert beim Einspritzen mit Luft (Bildung von Oxiden und Lufteinschlüssen³²);
- nicht wärmebehandelbar oder schweißbar.

³² Dies kann durch Druckguss im Vakuum unterbunden werden, ist aber aufwändig.

Neben den guten Fließeigenschaften verfügen die Legierungen über eine gute Festigkeit. Sie sind schweißbar, korrosions- und verschleißbeständig. Allerdings bewirken die Si-Phasenbestandteile im Gefüge, dass die Legierungen schlecht spanend bearbeitet werden können. Auch verfügen diese Gusslegierungen nur über eine mäßige Duktilität, die durch Zusätze oder schnelle Abkühlbedingungen verbessert werden kann.

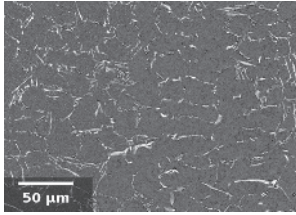


Abb. 1.43 Gefüge von AlSi7 im Gusszustand. Neben einigen primär erstarrten Al-Gefügebestandteilen dominieren die eutektischen Gefügebestandteile.

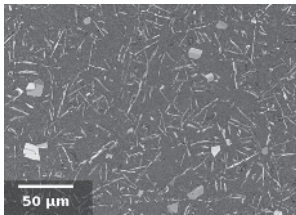


Abb. 1.44 Gefüge von AlSi13 im Gusszustand. Deutlich ist das hier hell abgebildete Si als primär erstarrte Phasen im Gefüge zu erkennen.

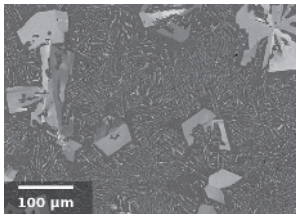


Abb. 1.45 Gefüge von AlSi20 im Gusszustand.

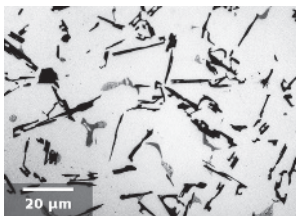


Abb. 1.46 Gefüge von AlSi9Cu3 im Gusszustand (unveredelt).

Je nach Zusammensetzung der Legierung besteht das erstarrte Gefüge aus primär erstarrtem Mischkristall und Resteutektikum. Im Fall der sandgegossenen Al–Si-Legierungen ist das Auftreten eines entarteten Eutektikums möglich. Anstelle des gewünschten fein verteilten Eutektikums bildet sich ein Gefüge, das durch größere platten- und nadelförmige Siliziumkristalle charakterisiert ist. Als Ursache für dieses Verhalten gelten kleine Mengen an Phosphor, die als AlP vorliegen und die Primärkristallisation von Si einleiten. Dies kann durch Zusätze von Ti oder Ti-Borid verhindert werden. Die Abb. 1.43–1.45 zeigen das Gefüge binärer Al–Si-Legierungen mit einem Siliziumgehalt von 7 m.%, 13 m.% und 20 m.%.

Sobald die Legierungen eine hypereutektische Zusammensetzung aufweisen, sind im Gefüge die primär erstarrten Si-Phasenbestandteile zu erkennen. Da diese eine weitere mechanische Bearbeitung nahezu unmöglich machen, werden hypereutektische Legierungen nur als Gussstück eingesetzt. Hypoeutektische Legierungen können bis zu einem gewissen Grad mechanisch bearbeitet werden, was z. B. für die Herstellung von Schweißdrähten von Bedeutung ist.

Wenn Al–Si-Legierungen schnell abgekühlt werden oder wenn die Legierungen durch Zusätze veredelt werden, dann ist das Eutektikum durch ein feines Gefüge gekennzeichnet. Al–Si-Legierungen kann zur Veredelung Natrium, Antimon oder Strontium zulegiert werden. Die Abb. 1.46 zeigt das Gefüge einer AlSi9Cu3-Legierung im Gusszustand. Im Vergleich dazu ist das Gefüge einer veredelten Legierung in Abb. 1.47 dargestellt.

Der Zusatz von z. B. Natrium bewirkt, dass eine Unterkühlung der Schmelze unter die eutektische Temperatur ermöglicht wird. Dies hat zur Folge, dass bei verzögertem Erstarrungsbeginn überproportional mehr Kristallisationskeime in der Schmelze entstehen, die dann zu einer schnellen Erstarrung auf kurzer Längenskala führen. Das Gefüge ist feiner. Dass die Erstarrung verzögert wird, bedeutet gleichzeitig, dass das Phasendiagramm nicht mehr exakt gültig ist und leichte Abweichungen vom Gleichgewichtszustand beobachtet werden. Die Verzögerung bewirkt faktisch eine Verschiebung des Eutektikums zu höheren Siliziumgehalten. Dies ist auch der Grund dafür, dass eutektische Sandgusslegierungen etwa 1 m.% mehr Silizium enthalten als Legierungen, die in eine Kokille gegossen werden, wenn in beiden Fällen ein rein eutektisches Gefüge angestrebt wird. Im veredelten Zustand ist das Eutektikum nicht mehr entartet, und es bilden sich keine groben Si-Kristallite. Das feinere Eutektikum bewirkt eine simultane Verbesserung von Festigkeit, Duktilität und Bruchzähigkeit.

1.5.2 Die anderen Aluminiumgusslegierungen

Die 200er-Aluminiumlegierungen

Die auf dem System Al–Cu beruhenden Gusslegierungen besitzen unter den Al-Gusslegierungen die höchste Festigkeit³³. Allerdings sind diese Legierungen aufgrund der Schrumpfung in der Kokille beim Abkühlen und den damit einhergehenden Warmlissen schwer zu handhaben. In der Regel werden die 200er-Aluminiumlegierungen mit Zusätzen wie Mg, Ni oder Ag legiert, um diesem Problem entgegenzutreten. Ti wird den Al–Cu-Legierungen zugegeben, um ein feinkörniges Gefüge zu erreichen, was die Voraussetzung für hohe Festigkeit und Zähigkeit ist. Der Kupfergehalt in diesen Legierungen beträgt 4 bis 5 m.%, der Gehalt von Titan beträgt 0,1 bis 0,3 m.%. Auch der Gehalt anderer Zusätze bewegt sich unter 1 m.%.

Die 500er-Aluminiumlegierungen

Die auf Al–Mg basierenden Gusslegierungen werden dort eingesetzt, wo das Gussstück eine gute Korrosionsbeständigkeit besitzen muss und/oder das Gussstück eine geringe Dichte aufweisen soll. Diese Legierungen sind nicht aushärtbar und lediglich über die Mischkristallhärtung verfestigt. Im Gegensatz zu anderen Gusslegierungen weisen die 500er-Aluminiumlegierungen keine nah-eutektische Zusammensetzung auf, vielmehr bewegt sich der Magnesiumgehalt in den Legierungen unter 12 m.%, was deutlich unter der maximalen Löslichkeit von Mg in (Al) liegt (siehe Abb. 1.48). Al–Mg-Gusslegierungen haben somit einen Magnesiumgehalt von 3 bis 12 m.%. Ab einem Mg-Gehalt von etwa 7 m.% ist eine Wärmebehandlung zur Homogenisierung des Gefüges erforderlich, damit die Mischkristallverfestigung maximal ausgenutzt werden kann. Bis zu einem Mg-Gehalt von 5 m.% kann der Legierung Silizium mit bis zu 1 m.% zulegiert werden, um so die Gießeigenschaften zu verbessern. Der Zusatz von Silizium bedingt die Möglichkeit Mg_2Si -Ausscheidungen zu bilden, um hierdurch die Festigkeit zu erhöhen. Im nicht ausgehärteten Zustand steigt die Streckgrenze infolge der Legierung mit Si ebenfalls an. Die Zugfestigkeit nimmt jedoch etwas ab, wie auch die Bruchdehnung. Letztere kann durch die Bildung von Ausscheidungen wieder verbessert werden. Allerdings nimmt die Wirkung der Ausscheidungen mit steigendem Mg-Gehalt stark ab, wodurch von dieser Möglichkeit kaum Gebrauch gemacht wird.

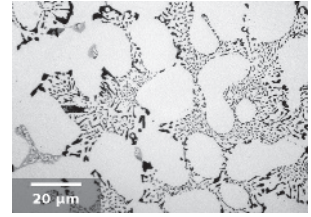


Abb. 1.47 Gefüge von veredeltem AlSi9Cu3 im Gusszustand. Im Vergleich zu Abb. 1.46 ist das Eutektikum feiner.

³³ $R_m \leq 550 \text{ MPa}$.

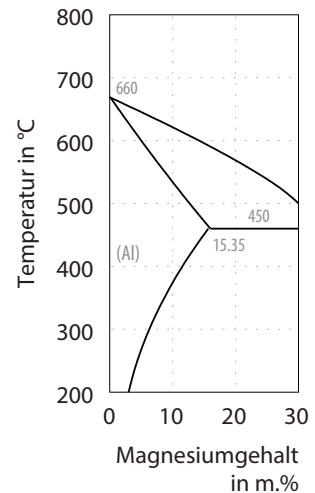


Abb. 1.48 Ausschnitt aus dem Al–Mg-Phasendiagramm. Nach: The Landolt-Börnstein Database. URL: <http://materials.springer.com>.

Die 700er-Aluminiumlegierungen

Diese Klasse von Aluminiumlegierungen basiert auf dem Dreistoffsystem Al–Mg–Zn. Die Eigenschaften dieser Legierungen gelten als ausgewogen. Zwar verfügen diese Legierungen nur über eine moderate Festigkeit im Gusszustand, sie sind aber aushärtbar, wodurch die Festigkeit gesteigert werden kann. Die 700er-Legierungen sind schon im Gusszustand sowohl kalt- als auch warm-aushärtbar,³⁴ also insbesondere auch ohne vorausgegangene Lösungsglühung. Typische Vertreter dieser Klasse von Legierungen enthalten 4 bis 7 m.% Zn und 0,3 bis 0,7 m.% Mg. Die 700er-Aluminiumlegierungen sind aufgrund ihrer guten Bearbeitbarkeit bei Anwendern beliebt. Zudem verfügen diese Legierungen über eine gute Korrosionsbeständigkeit.

³⁴ Dies kann als kennzeichnendes Merkmal dieser Klasse von Aluminiumlegierungen angesehen werden.

1.6 Festigkeitseigenschaften von Aluminiumlegierungen bei erhöhter/tiefer Temperatur

1.6.1 Hohe Temperatur

In Bezug auf metallische Werkstoffe bedeutet eine hohe Temperatur, dass die aktuelle Umgebungstemperatur eines Werkstoffs wenigstens 30 % seiner Schmelztemperatur³⁵ beträgt. Zugfestigkeit, Dehngrenze und Härte nehmen in der Regel mit steigender Temperatur ab. Das spezielle Verhalten eines Werkstoffs wird von der Zusammensetzung und seinem Zustand (Gefüge) bestimmt.

Die Zeit, die der Werkstoff einer hohen Temperatur ausgesetzt ist, spielt eine wesentliche Rolle bei der Ermittlung der mechanischen Kennwerte bei hoher Temperatur, da sowohl Kriechvorgänge als auch Zustandsänderungen bzw. Phasenübergänge auftreten können.

Unter dem Einfluss der Temperatur können kaltverfestigte oder ausscheidungsgehärtete Werkstoffe eine bleibende Veränderung ihres Gefüges erfahren; diese ist im Allgemeinen irreversibel. Diese zieht damit auch eine irreversible Änderung der mechanischen Eigenschaften nach sich. Damit ist z. B. die Festigkeit von der Temperatur und der Dauer einer (vorausgegangenen) Wärmebehandlung abhängig. Die Prüfung kann in-situ, das heißt während oder am Ende einer Wärmebehandlung, oder nach einer Wärmebehandlung bei Raumtemperatur erfolgen. Hierdurch erhält man Aufschluss über die Wirkung einer irreversiblen Zustandsänderung.³⁶ Für Aluminiumlegierungen kann die Auswirkung einer Wärmebehandlung wie folgt klassifiziert werden:

³⁵ Hierbei werden die Temperaturen in Kelvin gemessen; $T > 0,3 \cdot T_S$.

³⁶ Dies ist bedeutend für die Beurteilung der Schweißeignung von Werkstoffen.

- 1) Knetlegierungen im weichen Zustand und nicht aushärtbare Gusslegierungen im gegossenen Zustand, die thermisch stabil sind;
- 2) kaltverfestigte Knetlegierungen, bei denen die durch die Umformung verursachte Festigkeitssteigerung mit steigender Temperatur und Zeit abgebaut wird;
- 3) warmausgelagerte Legierungen, die bis in die Nähe der Wärmebehandlungstemperatur nicht bleibend verändert werden. Darüber läuft der Aushärtungsvorgang von der Stelle ab, an der er ursprünglich abgebrochen wurde. In der Regel führt dies zu einer Überalterung.
- 4) Kaltausgehärtete Legierungen, die meist bei Erwärmung zunächst einen Anstieg der Festigkeit infolge der Wärmebehandlung zeigen. Bei höherer Temperatur entspricht das Verhalten dem der warmausgelagerten Legierungen.

Die Veränderung der bei hoher Temperatur in-situ gemessenen Eigenschaft lässt sich aus der Anlassbeständigkeit nur bedingt ableiten. Werkstoffe sind als thermisch stabil einzuordnen, wenn eine vorübergehende Erwärmung keine irreversiblen Änderungen ihrer Eigenschaften verursacht. Im Allgemeinen ist diese Stabilität auf einen bestimmten Bereich von Temperatur und Erwärmungsdauer begrenzt. Die Abb. 1.49 zeigt das Werkstoffverhalten ausgewählter Aluminiumlegierungen bei hoher Temperatur anhand der Zugfestigkeit.

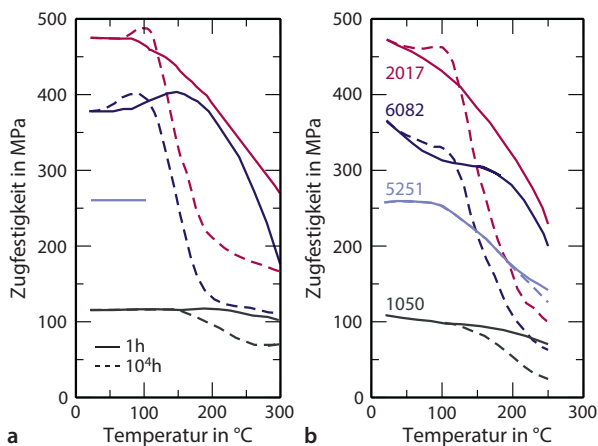


Abb. 1.49 a) Zugfestigkeit bei 20 °C nach einer Wärmebehandlung und b) Zugfestigkeit bei hoher Temperatur, jeweils für zwei verschiedene Wärmebehandlungsdauern. Nach: C. Kammer. *Aluminium Taschenbuch: Band 1: Grundlagen und Werkstoffe*. Beuth, 2011.

Die mechanische Prüfung bei Raumtemperatur nach einer Wärmebehandlung (Abb. 1.49a) gibt Aufschluss über das Auftreten und die Auswirkungen einer irreversiblen Änderung des Gefüges und des Zustandes. Werkstoffe, die sich ohnehin schon im weichen Zustand befinden (1050) verlieren nach einer kurzen Wärmebehandlung kaum an Festigkeit, und auch eine längere Glühdauer führt nur zu moderaten Verlusten, da das Gefüge infolge des Kornwachstums vergrößert, aber sonst keinen Veränderungen unterlegen ist. Knetwerkstoffe im unverformten Zustand (5251) und nicht aushärtbare Gusswerkstoffe sind thermisch praktisch stabil und zeigen keine Änderung der Festigkeit bei Raumtemperatur nach einer Wärmebehandlung. Warmausgelagerte Legierungen (6082) zeigen ebenso keine Veränderung der Festigkeit bis zu einer Temperatur in der Nähe der Auslagerungstemperatur. Darüber kann es jedoch zu einem weiteren Anstieg der Festigkeit kommen, da die Bildung von Ausscheidungen von nun an weiter abläuft und vorher nicht notwendigerweise im optimalen Moment unterbrochen wurde.³⁷ Ein weiterer Anstieg der Temperatur führt zu Überalterung und dem Abfall der Festigkeit. Bei kaltausgelagerten Legierungen (2017) kommt es zunächst zu einer Warmaushärtung, und im weiteren Verlauf fällt die Festigkeit wieder ab. Dieser Effekt der Warmaushärtung ist bei langen Glühdauern deutlicher ausgeprägt, ebenso der Festigkeitsabfall bei höherer Temperatur.

³⁷ Aushärtbare Werkstoffe sollten nur unter der Warmauslagerungstemperatur eingesetzt werden. Bei niedriger Temperatur sind bei nicht aushärtbaren Werkstoffen die verfestigten Zustände günstiger, bei hoher Temperatur sind es die höherlegierten Werkstoffe im weichen Zustand.

Werden die Festigkeiten in-situ, also bei der Auslagerungstemperatur bestimmt (siehe Abb. 1.49b), so ändert sich an diesem Bild wenig. Die Festigkeit nimmt mit steigender Temperatur ab, wobei eventuell ablaufende Ausscheidungsreaktionen zu einem Anstieg der Festigkeit führen. Dieser geht jedoch mit steigender Glühdauer schnell wieder verloren, und die Festigkeiten nach einer langen Wärmebehandlung im Bereich oberhalb der Auslagerungstemperatur liegen unter den Werten, die nach kurzen Glühdauern beobachtet werden. Für geringere Temperaturen wird der umgekehrte Fall beobachtet, da die weiter ablaufende Ausscheidungsreaktion den Werkstoff verfestigt.

Die mechanischen Kennwerte der Aluminiumgusslegierungen AlMg5 und AlMg5Si sind in Abb. 1.50 dargestellt. Die AlMg5Si-Legierung kann ausgehärtet werden und zeigt etwas höhere Festigkeiten bei hoher Temperatur aufgrund der möglichen Warmauslagerung. Aufgrund der Ausscheidungsbildung geht die Bruchdehnung leicht zurück, während die alleinig mischkristallverfestigte Legierung einen Anstieg der Bruchdehnung bei hoher Temperatur zeigt.

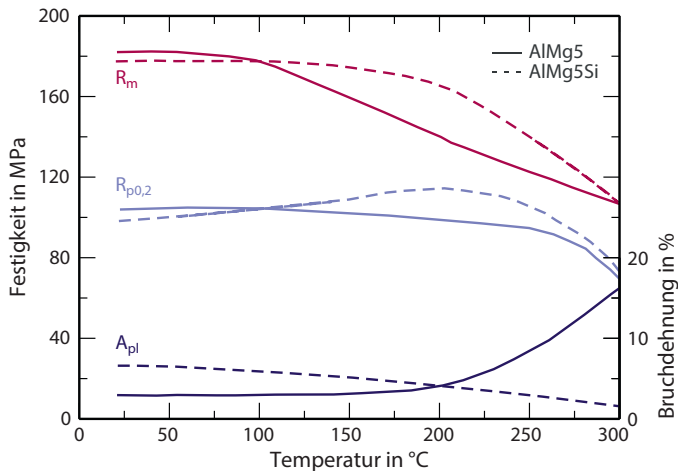


Abb. 1.50 Mechanische Kennwerte der Gusslegierungen AlMg5 und AlMg5Si. Nach: C. Kammer. *Aluminium Taschenbuch: Band 1: Grundlagen und Werkstoffe*. Beuth, 2011.

Kriechen von Al-Legierungen

Bei hoher Temperatur verformt sich ein Werkstoff langsam unter konstanter Beanspruchung σ . Die Formänderungsgeschwindigkeit $d\varepsilon/dt$ nimmt dabei mit steigender Temperatur und/oder steigender Last zu, wie es in Abb. 1.51 schematisch dargestellt ist. Zwei Darstellungen sind dabei in der Literatur üblich, (i) die Dehnungs-Zeit-Kurve (in Abb. 1.51a) sowie (ii) die Auftragung der Dehnrates über der Dehnung (Abb. 1.51b). In beiden Fällen kann eine Dreiteilung der Kurven unterschieden werden: Im Bereich I findet Verfestigung durch Versetzungsmultiplikation statt, weshalb die Kriechrate (d. h. die Steigung in der $\varepsilon(t)$ -Kurve) abnimmt. Im Fall des stationären Kriechens – in Abb. 1.51 durch eine konstante Dehnrates $\dot{\varepsilon}$ gekennzeichnet (Bereich II) – halten sich Verfestigungs- und Erholungsvorgänge die Waage:

$$\left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}\right) \cdot d\varepsilon = -\left(\frac{\partial \sigma}{\partial t}\right) \cdot dt \quad (1.20)$$

Stationäres Verhalten tritt also dann ein, wenn die Zunahme des Formänderungswiderstandes infolge der Verfestigung $(\partial \sigma / \partial \varepsilon) d\varepsilon$ und seine Abnahme aufgrund der Erholung $(\partial \sigma / \partial t) dt$ gleich groß sind. Die stationäre Dehnrates $(\partial \varepsilon / \partial t) = \dot{\varepsilon}$ unterliegt dabei folgender Veränderung:

$$\dot{\varepsilon}(\sigma, T) = A \dot{\varepsilon}_0 \sigma^n \exp \left[-\frac{Q}{k_B T} \right] \quad (1.21)$$

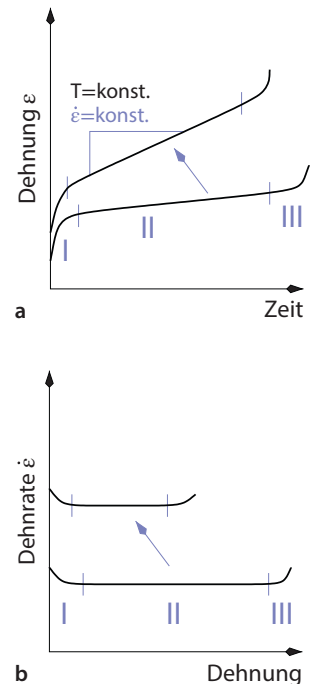


Abb. 1.51 Schematische Darstellung von a) Dehnung und b) Dehnrates während eines Kriechversuchs. Die Pfeile kennzeichnen die Veränderung durch steigende Temperatur bzw. steigende Spannung.

³⁸ Dieses Gesetz wurde nach Frederick Harwood Norton benannt, der es 1929 veröffentlichte. F. H. Norton. *Creep of steel at high temperatures*. McGraw-Hill Book Co., 1929.

Der rechte Teil von Gl. 1.21 zeigt, dass der Vorgang des Kriechens thermisch aktiviert ist. Nur wenn die thermische Energie $k_B T$ im Vergleich zur Aktivierungsenergie Q hinreichend groß ist, kommt es zum Kriechen. Dies hängt damit zusammen, dass die Erholung durch Diffusionsvorgänge ermöglicht wird.

Bezüglich der Spannungsabhängigkeit der Kriechrate gilt ein Potenzgesetz³⁸, wobei der Spannungsexponent für Versetzkriechen meist $n = 3$ bis 5 beträgt (vgl. Abb. 1.52).

Bei Temperaturen ab etwa $0,3 T_S$ ist mit dem Kriechen der Werkstoffe zu rechnen. Für Aluminiumlegierungen erlangt das Kriechen damit bereits bei leicht erhöhter Temperatur an Bedeutung, nämlich bei etwa 100°C . Das Verhalten der Werkstoffe oberhalb dieses Temperaturbereiches unter konstanter Beanspruchung wird durch den Kriechversuch beschrieben.

Schließlich findet im Bereich III der Kriechkurven ein Anstieg der Kriechrate statt, die mit fortschreitender Schädigung durch diffusionskontrollierte Poren- und Rissbildung einhergeht. Am Ende des Kriechversuchs bricht die Probe (im Zugmodus). Abbildung 1.52a zeigt das Kriechverhalten von AlMg3 bei 300°C unter verschiedenen Spannungen im Druckversuch.

Die aus derartigen Versuchen gewonnenen minimalen Kriechraten sind für Al, AlMg1 und AlMg3 in Abb. 1.52b für

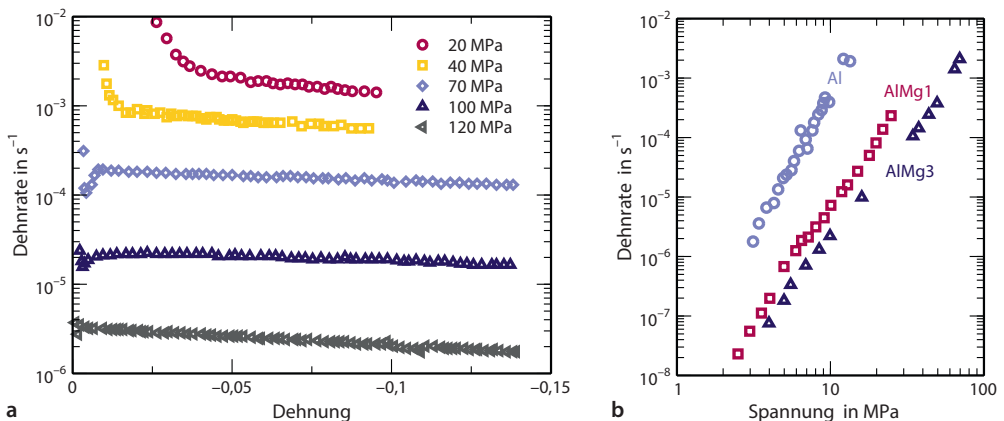


Abb. 1.52 a) Kriechverhalten von AlMg3 sowie b) die Spannungsabhängigkeit der minimalen Dehnrate von Al, AlMg1 und AlMg3, jeweils bei etwa 300°C . Nach: J. Olbricht, u. a. „Mechanical and microstructural observations during compression creep of a short fiber reinforced AlMg metal matrix composite“. In: *Mat. Sci. Eng. A* 510 (2009), S. 407 und R. Fernandez und G. Gonzalez-Doncel. „A unified description of solid solution creep strengthening in Al-Mg alloys“. In: *Mater. Sci. Eng. A* 550 (2012), S. 320.

eine Temperatur von 327 °C dargestellt. In diesem Teilbild ist das über weite Bereiche gültige Nortonsche Kriechgesetz erkennbar. Die Steigungen (Nortonscher Spannungsexponent) liegen dabei knapp unter 4.

Mit zunehmender Dauer der Beanspruchung nimmt die Bruchfestigkeit ab. Dies ist in Abb. 1.53 dargestellt. Während der Norton-Plot (Abb. 1.52b) die Abhängigkeit der stationären oder minimalen Kriechrate von der angelegten Spannung beschreibt, die sich aus den jeweiligen Kriechkurven ergibt (Abb. 1.52a), ist für die Anwendung wohl die Relation zwischen angelegter Kriechspannung und Lebensdauer (bis zum Bruch, Abb. 1.53b, oder bis zu einer bestimmten plastischen Dehnung) relevanter. Darstellungen wie in Abb. 1.53b nennt man Zeitstandkurven. Sie dienen in vielen Fällen zur Auslegung von Bauteilen in der Anwendung unter Berücksichtigung gewisser Sicherheitsbeiwerte. Alternativ werden auch Diagramme, wie in Abb. 1.53a gezeigt, verwendet. Sie werden aus Zeitstandkurven generiert und haben den Vorteil, dass man die Zeitstandfestigkeiten für beliebige Anwendungstemperaturen entnehmen kann.

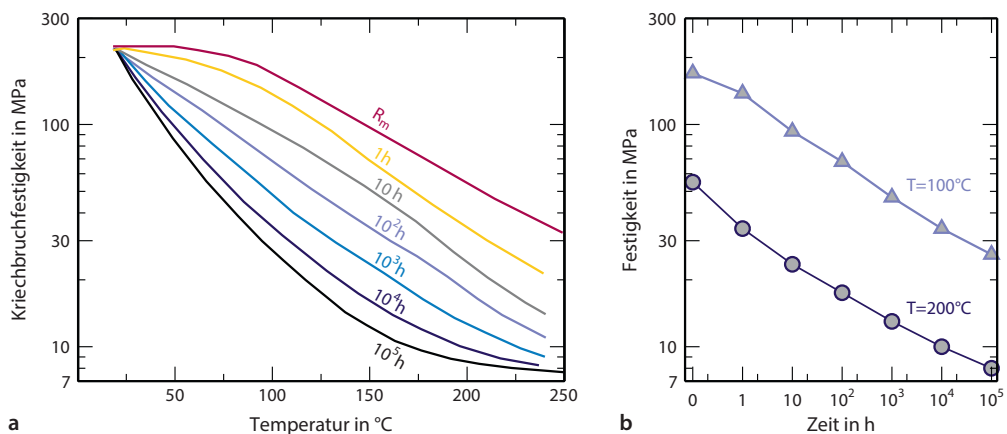


Abb. 1.53 Kriechverhalten von AlMg5. Zur Orientierung ist die in-situ gemessene Warmfestigkeit des Werkstoffs mit angegeben. In b) sind die bei 100 und 200 °C bestimmten Zeitbruchfestigkeitswerte einander gegenübergestellt. Nach: C. Kammer. *Aluminium Taschenbuch: Band 1: Grundlagen und Werkstoffe*. Beuth, 2011.

1.6.2 Tiefe Temperatur

Aluminium hat ein kubisch flächenzentriertes Gitter. Die bei kubisch raumzentrierten Metallen bekannten Komplikationen bei tiefen Temperaturen wie der steile Abfall der Kerbschlagzähigkeit (= Tieftemperaturversprödung) treten

bei Aluminiumlegierungen grundsätzlich nicht auf. Die Zugfestigkeit und die Bruchdehnung nehmen bei tiefen Temperaturen deutlich zu. Der Zuwachs der Streckgrenze ist nicht so ausgeprägt wie der Zuwachs an Zugfestigkeit. Infolgedessen nimmt das Dehngrenzenverhältnis $R_{p0,2}/R_m$ mit sinkender Temperatur ab. Die mechanischen Kennwerte von Aluminium in verschiedenen Zuständen sind in Abb. 1.54 dargestellt.

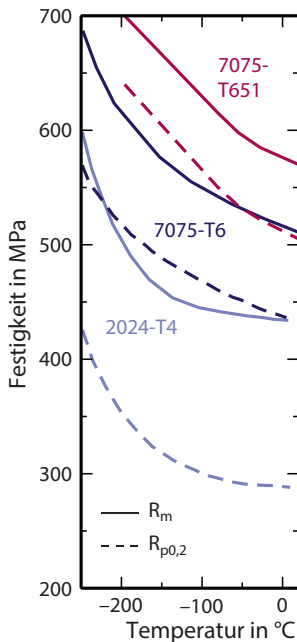


Abb. 1.55 Zugfestigkeit und Streckgrenze ausgewählter ausgehärteter Aluminiumknetlegierungen. Nach: C. Kammer. *Aluminium Taschenbuch: Band 1: Grundlagen und Werkstoffe*. Beuth, 2011.

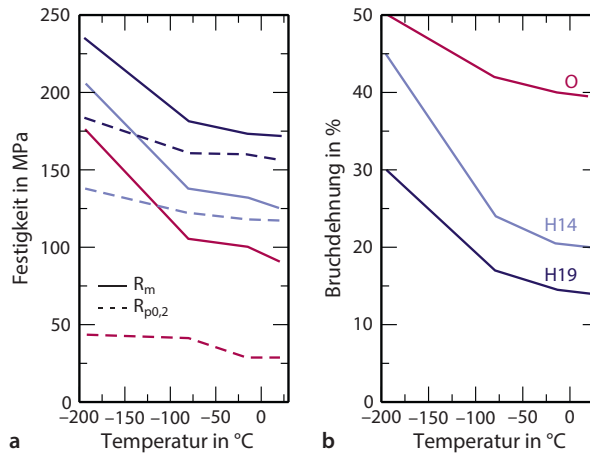


Abb. 1.54 a) Zugfestigkeit, Streckgrenze und b) Bruchdehnung von Aluminium (AA1100, Reinheit 99 m.%) im weichgeglühten Zustand und in zwei verschiedenen kaltverfestigten Zuständen. Nach: C. Kammer. *Aluminium Taschenbuch: Band 1: Grundlagen und Werkstoffe*. Beuth, 2011.

Die Zunahme der Bruchdehnung wird in Aluminium nahezu unabhängig vom Zustand beobachtet. Bei ausgehärteten Legierungen erfährt die Streckgrenze eine Zunahme zu tiefen Temperaturen in derselben Größenordnung, wie auch die Zugfestigkeit zunimmt. Dieser Sachverhalt ist in Abb. 1.55 anhand einiger Aluminiumknetlegierungen dargestellt. Die mechanischen Kennwerte einiger ausgewählter Aluminiumlegierungen sind in Tab. 1.10 für verschiedene tiefe Temperaturen zusammengefasst.

1.7 Werkstoffverhalten von Aluminiumlegierungen unter wechselnder Beanspruchung

Mit steigender Last wird der Ausfall eines Bauteils unter wechselnder Beanspruchung nach einer geringeren Zahl von Lastwechseln eintreffen. Die Dauerfestigkeit eines Werkstoffs ist dabei festgelegt als der um eine Mittelspannung schwingende größte Spannungsausschlag, der unendlich oft von einer Probe ausgehalten wird, ohne dass die Probe bricht oder verformt wird. Ein sich unendlich wiederholender Lastwechsel ist versuchstechnisch nicht realisierbar, daher wird als typische Grenzschwingspielzahl 10^8 festgelegt. Das Experiment bedingt eine hohe Anzahl von Versuchen, um die in Abb. 1.56 gezeigte Überlebenswahrscheinlichkeit mit hinreichend hoher Sicherheit bestimmen zu können. Trägt man die Bruchwahrscheinlichkeit bei der entsprechenden Last in dem linken Diagramm auf, so ergibt sich eine typische Kurve für die Schwingfestigkeit als Funktion der Lastschwingspielzahl.

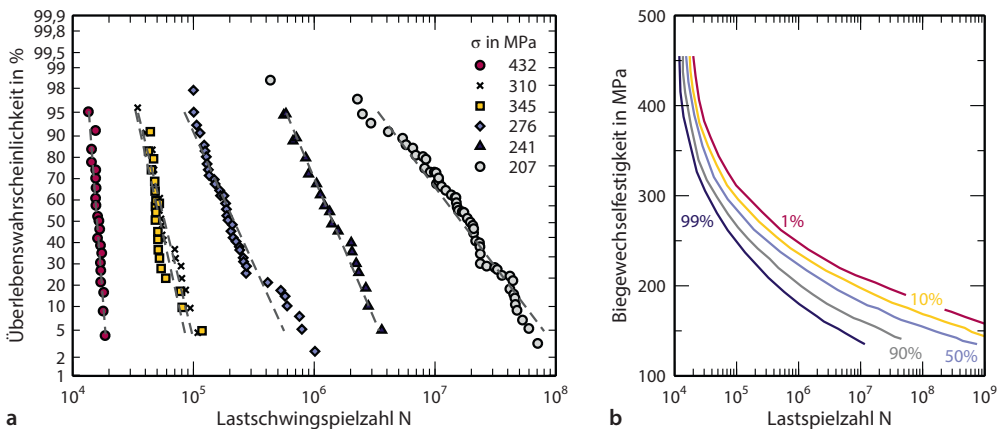


Abb. 1.56 a) Überlebenswahrscheinlichkeit und b) daraus abgeleitet die Dauerschwingfestigkeit von 7075 ($R_{p0,2} = 500$ MPa). Nach: C. Kammer. *Aluminium Taschenbuch: Band 1: Grundlagen und Werkstoffe*. Beuth, 2011.

Häufig werden hier auch die Spannungsamplitude in Abhängigkeit von der Lastschwingspielzahl aufgetragen und die entsprechenden Werte eingezeichnet, bei denen der Bruch eintritt.

Ermüdung von Al-Legierungen

Die Mittelspannung eines Ermüdungsversuchs ist festgelegt als

$$\sigma_M = \frac{1}{2}(\sigma_{\max} + \sigma_{\min}) \quad (1.22)$$

und für die Spannungsamplitude gilt entsprechend:

$$\sigma_A = \frac{1}{2}(\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) \quad (1.23)$$

Zum Kennzeichnen der Lage der Mittelspannung wird meist das Lastverhältnis R angegeben:

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (1.24)$$

Hierin bedeutet $R = -1$ eine Wechselbeanspruchung mit $|\sigma_{\max}| = |\sigma_{\min}|$ und $R = 0$ kennzeichnet eine reine Zug-Schwellbeanspruchung. Die Dauerfestigkeit wird neben der Art und Häufigkeit der Beanspruchung von einer Reihe von werkstoffspezifischen Größen beeinflusst – so z. B. von der Zusammensetzung, dem Werkstoffzustand, der Herstellungsart und von der Gestaltung des Bauteils (welche den Kraftverlauf und Spannungsspitzen bestimmt).

Einfluss des Werkstoffzustandes

Mischkristallbildung bewirkt eine Verfestigung des Werkstoffs, genau wie die Kaltumformung. Infolge dieser Verfestigungsmechanismen wird die Dauerfestigkeit gegenüber dem umgeformten Basismetall gesteigert. Partiiell gilt dies auch für ausgehärtete Werkstoffe, wobei der Einfluss auf die Dauerfestigkeit von der Art, Morphologie und Größe der Ausscheidungen abhängt. Kaltumformung und Aushärten wirken sich jedoch bei Weitem nicht so effektiv auf die Steigerung der Dauerfestigkeit aus wie die Mischkristallbildung.³⁹ Ein feines Korn wirkt sich zudem positiv auf die Dauerfestigkeit aus, grobe Körner bedingen hingegen keine Steigerung der Dauerfestigkeit.

Bei Aluminiumknetlegierungen besteht ein deutlicher Unterschied zwischen aushärtbaren und nicht aushärtbaren Legierungen, wie aus Abb. 1.57 hervorgeht.

Nicht aushärtbare Aluminiumlegierungen wie z. B. 5019 (AlMg5) zeigen niedrigere Festigkeiten als aushärtbare Legierungen, was nicht weiter verwunderlich sein sollte. Damit liegt auch die Wechselfestigkeit auf niedrigerem Niveau. Die

³⁹ Aushärtbare Legierungen haben ein geringeres Dauerfestigkeitsverhältnis $\sigma_D : R_m$ als nicht aushärtbare Legierungen.

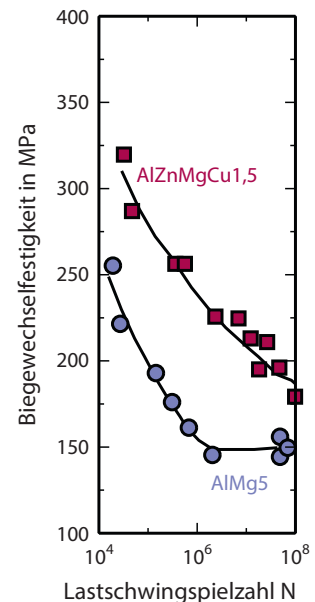


Abb. 1.57 Typischer Verlauf der Wöhler-Kurven bei zyklischer Biegewechselbeanspruchung am Beispiel einer aushärtbaren (7075; AlZn5,5MgCu) und einer nicht aushärtbaren (5019, AlMg5) Aluminiumlegierung. Nach: C. Kammer. *Aluminium Taschenbuch: Band 1: Grundlagen und Werkstoffe*. Beuth, 2011.

Wöhler-Kurve zeigt ab einer Lastschwingspielzahl von 10^6 einen nahezu horizontalen Verlauf, welcher die Dauerfestigkeit kennzeichnet. Die aushärtbare 7075 (AlZn5,5MgCu) zeigt ebenfalls ein Abflachen der Wöhler-Kurve, die Dauerfestigkeit ist jedoch selbst bei ca 10^8 Schwingspielen noch nicht erreicht.

Wie bereits erwähnt, spielen die Spannungsverhältnisse in den Prüfkörpern eine entscheidende Rolle für die Interpretation der Dauerschwingfestigkeit, siehe Abb. 1.58.

Unter reiner Zugbeanspruchung ($R \geq 0$) muss die höchste Oberspannung ertragen werden. Bei $R = -1$ halten sich Zug- und Druckspannung die Waage. Werte unter $R < -1$ werden durch eine höhere Druckspannung verursacht und bedeuten geringere Oberspannungen, die es auszuhalten gilt. Die resultierende Dauerfestigkeit liegt daher für $R \geq 0$ auf dem niedrigsten Niveau, während eine Beanspruchung mit Druckkomponente die Dauerfestigkeit erhöht.

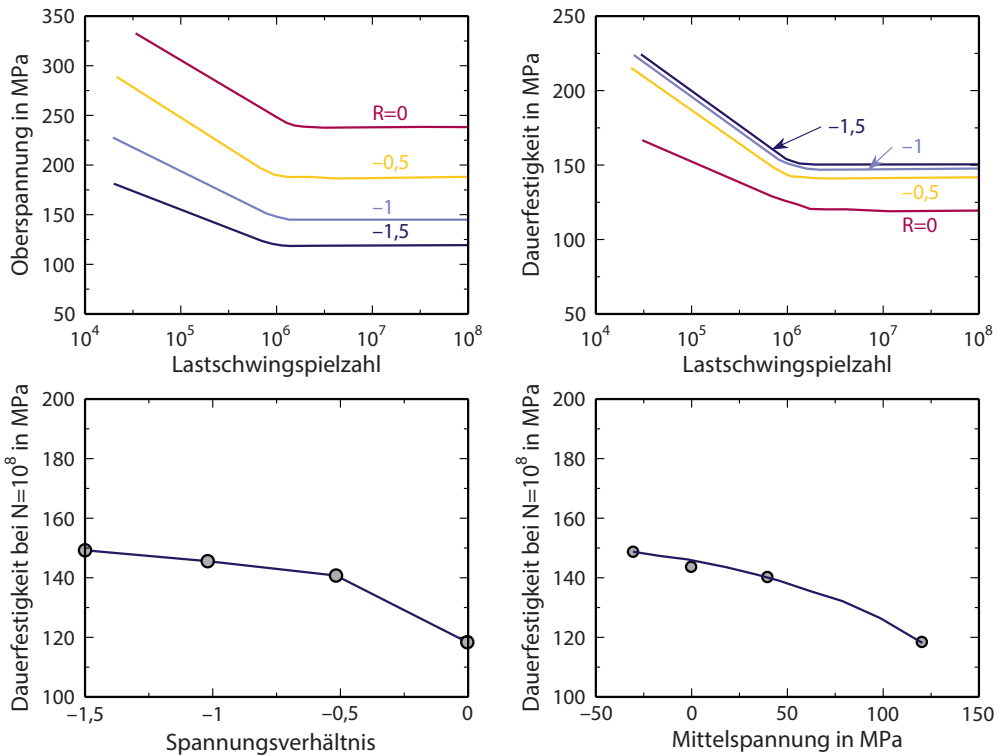


Abb. 1.58 Dauerfestigkeit einer kaltumgeformten AlMg4-Legierung (5086) bei verschiedenen Spannungsverhältnissen. Nach: C. Kammer. *Aluminium Taschenbuch: Band 1: Grundlagen und Werkstoffe*. Beuth, 2011.

Lernkontrollfragen

- 1) **Eigenschaftsprofil von Aluminium:** Aluminium besitzt eine Dichte von $2,7 \text{ g/cm}^3$, eine Schmelztemperatur von 660°C und eine kubisch flächenzentrierte Elementarzelle. Welche Konsequenzen lassen sich daraus ableiten?
- 2) **Dichte von Aluminium:** Zeichne den prinzipiellen Verlauf der Dichte von Aluminium in Abhängigkeit von der Temperatur im Bereich zwischen 0 und 1000°C . Welche Konsequenz ergibt sich hieraus?
- 3) **Kennzeichnung von Al-Legierungen:** Was sagt folgende Bezeichnung über die Legierung aus: EN-AW-Al4SiMg-T6?
- 4) **Auslagerung:** Skizziere die Härteentwicklung von Al-Cu-Legierungen bei isothermer Wärmebehandlung bei niedriger (130°C) und hoher Temperatur (190°C), und kennzeichne die Bereiche, in denen die darzulegenden Gefügebestandteile auftreten.
- 5) **Optimale Härte von Al-Cu-Legierungen:** Wie sehen die Gefügemerkmale einer optimal gehärteten Al-Cu-Legierung aus, und welche grundlegenden Mechanismen zur Behinderung der Versetzungsbewegung sind hierbei zu berücksichtigen? Stelle zur Verdeutlichung der Mechanismen die Erhöhung der kritischen Schubspannung anhand der wesentlichen Proportionalitäten grafisch dar.
- 6) **Festigkeit von Al:** Mit welchen Legierungszusätzen kann Aluminium verfestigt werden?
- 7) **Gießbarkeit von Al:** Wie kann die Gießbarkeit von Aluminium verbessert werden?
- 8) **Aluminiumknetlegierungen:** Welche sind die jeweiligen Hauptlegierungselemente der folgenden Gruppen von Aluminiumknetlegierungen. 2xxx, 3xxx, 5xxx, 6xxx und 7xxx. Welche dieser Legierungen sind aushärtbar und warum?

