

Ausscheidungs- härten von Aluminium- legierungen



Herr Dr.-Ing. Olaf Keßler, geb. 1965, studierte Produktionstechnik an der Universität Bremen und ist seit 1989 am Institut für Werkstofftechnik, Bremen, im Bereich Wärmebehandlung und Beschichtung metallischer Werkstoffe tätig. Die Promotion erfolgte 1995. Seit 1996 baute er innerhalb des Instituts eine neue Gruppe „Wärmebehandlung von Leichtmetalllegierungen / Kombinationsverfahren“ auf, für deren Leitung er seitdem verantwortlich ist.

Teil 2
Dr.-Ing. O. Keßler
Stiftung Institut für Werkstofftechnik, Bremen

aus den in Teil 1 erwähnten Gründen wird die Aluminiumlegierung AlCu4 nach dem Lösungsglühen im zweiten Schritt des Ausscheidungshärtens nicht langsam abgekühlt, sondern schnell abgeschreckt. Dabei bleiben alle Kupferatome im Aluminiummischkristall zwangsgelöst; sie haben aufgrund der schnellen Abschreckung keine Zeit für die zur Ausscheidungsbildung notwendigen Diffusionsvorgänge. Dadurch liegt nach dem Abschrecken bei Raumtemperatur ein an Kupfer übersättigter Aluminiummischkristall (ÜMK) vor. Weiterhin wird die bei Lösungsglüh-temperatur vorliegende höhere Leerstellendichte des Aluminiummischkristalls bei Raumtemperatur eingefroren. Die beim Abschrecken ablaufenden Vorgänge können nicht mehr mit dem Zustandsdiagramm Al-Cu beschrieben werden, da sie nicht mehr im Gleichgewicht stattfinden. Der übersättigte Mischkristall ist

Precipitation Hardening of Aluminum Alloys

Part 2
by Dr.-Ing. O. Keßler
Stiftung Institut für Werkstofftechnik,
Bremen, Germany

For the reasons mentioned in part 1, the aluminum alloy AlCu4, after solution annealing, is not cooled down slowly but quenched quickly in the second step of the precipitation hardening process. When this is done, all copper atoms in the aluminum solid solution are forced to remain dissolved; due to the rapid quenching they have no time for the diffusion processes which would be necessary to form precipitations. As a result, after quenching, a copper-supersaturated aluminum solid solution (SSS) is obtained at room temperature. Further to that, the higher vacancy density of the aluminum solid solutions obtained at solution annealing temperature is maintained at room temperature. The processes occurring during quenching can no longer be described in the phase diagram Al-Cu, since they no longer take place in equilibrium. The supersaturated solid solution is a metastable phase. To determine how quickly the aluminum alloys must be quenched from the solution annealing temperature, the respective time-temperature-transformation (TTT) diagrams of the alloys could be consulted. Unfortunately, these TTT diagrams are only available for relatively few aluminum alloys, and were predominantly listed isothermal rather than continuous [ASM91]. Therefore, as shown in Figure 4 with the example of the alloy AlCu4, the required quenching rate can only be estimated roughly from the isothermal TTT diagram. In spite of that, it is quite clear that very high quenching rates of several 100 K/s are required in order to suppress the precipitation of Al₂Cu at the grain boundaries with the above-described consequential strength and corrosion problems. Quenching is mostly performed in watery baths or by spray cooling. For this purpose, care must be taken to assure rapid movement of the components from solution annealing to quenching.

This supersaturated aluminum solid solution is the initial state for the formation of strength-enhancing particles. By once again applying thermal energy in this metastable state of the alloy AlCu4 in the third step of precipitation hardening, referred to as aging, the structure tries to once again approach the equilibrium. However, in this process the stable precipitation θ (Al₂Cu) is not

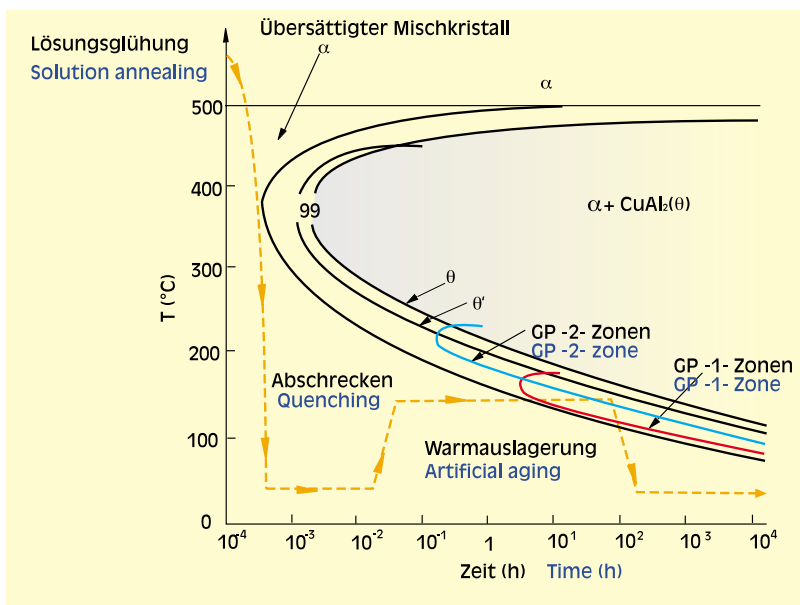


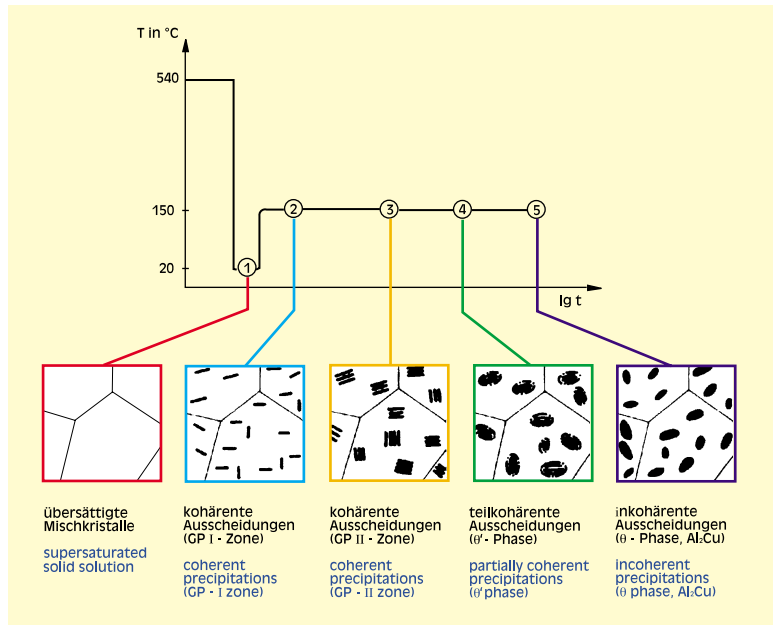
Bild 4: Isothermisches ZTU-Diagramm der Aluminiumlegierung AlCu4 [Ashb98, Zsch96]
Figure 4: Isothermal TTT diagram of aluminum alloy AlCu4 [Ashb98, Zsch96]

eine metastabile Phase. Wie schnell die Aluminiumlegierungen von Lösungsglüh-temperatur abgeschreckt werden müssen, könnte den jeweiligen Zeit-Temperatur-Umwandlungs- (ZTU-) Diagrammen der Legierungen entnommen werden. Leider liegen nur für relativ wenige Aluminiumlegierungen ZTU-Diagramme vor, die überwie-

gend auch nur isothermisch und nicht kontinuierlich aufgenommen wurden [ASM91]. Daher kann, wie in Bild 4 am Bsp. der Legierung AlCu4 dargestellt, die erforderliche Abkühlgeschwindigkeit nur grob aus dem isothermischen ZTU-Diagramm abgeschätzt werden. Dennoch wird deutlich, daß sehr hohe Abkühlgeschwindigkeiten von mehreren 100 K/s erforderlich sind, um die Ausscheidung von Al₂Cu auf den Korngrenzen mit den genannten Festigkeits- und Korrosionsproblemen zu unterdrücken. Die Abschreckung erfolgt meistens in wässrigen Bädern oder durch Sprühkühlung. Dabei ist auch auf ein rasches Umsetzen der Bauteile vom Lösungsglügen zum Abschrecken zu achten.

Dieser übersättigte Aluminiummischkristall ist der Ausgangszustand für die Bildung der festigkeitssteigernden Teilchen. Indem diesem metastabilen Zustand der Legierung AlCu4 beim dritten Schritt des Ausscheidungshärtens, dem Auslagern, erneut thermische Energie zugeführt wird, versucht das Gefüge, sich dem Gleichgewichtszustand wieder anzunähern. Dabei bildet sich allerdings nicht gleich die stabile Ausscheidung θ (Al₂Cu), sondern bei einer bestimmten Auslagerungstemperatur in Abhängigkeit von der Auslagerungsdauer eine sogenannte Ausscheidungssequenz verschiedener geordneter Bereiche bzw. metastabiler Ausscheidungen (Bild 5). Bei Al-Cu-Legierungen lautet diese Ausscheidungssequenz ÜMK \rightarrow GP I \rightarrow GP II \rightarrow θ' \rightarrow θ [Ashb98, Polm95, Zsch96]. Die zuerst gebildeten Guinier-Preston I-Zonen (GP I) bestehen aus einzelnen kupferreichen {100}-Ebenen im Al-Gitter. Sie sind plättchenförmig (\varnothing 2-10 x <1 nm) und kohärent mit dem Al-Gitter. Durch die im Vergleich zum Aluminium größeren Kupferatome verursachen die GP I-Zonen im umgebenden Al-Gitter Verzerrungen (Kohärenzspannungen). Als nächstes entstehen größere Guinier-Preston II-Zonen (GP II), die aus mehreren kupferreichen {100}-Ebenen im Al-Gitter bestehen. Sie sind ebenfalls plättchenförmig (\varnothing 10-50 x 3 nm) und kohärent mit dem Al-Gitter. Danach bilden sich Vorstufen der stabilen Ausscheidungen, die metastabilen Ausscheidungen θ' . Diese sind wiederum plättchenförmig, aber noch größer (\varnothing 200 x 5-20 nm) und nur noch teilkohärent mit dem Al-Gitter; die Mantelflächen inkohärent, die Stirnflächen kohärent. Schließlich entstehen die stabilen Ausscheidungen θ , die globular (\varnothing μ m) und inkohärent mit dem Al-Gitter sind. Im Gegensatz zu der oben beschriebenen langsamen Abkühlung laufen diese Ausscheidungssequenzen nicht nur an den Korngrenzen, sondern gleichmäßig verteilt im gesamten Kornvolumen ab.

Die Stärke der Festigkeitssteigerung durch das Ausscheidungshärten ergibt sich nun aus der Behinderung der Versetzungs-



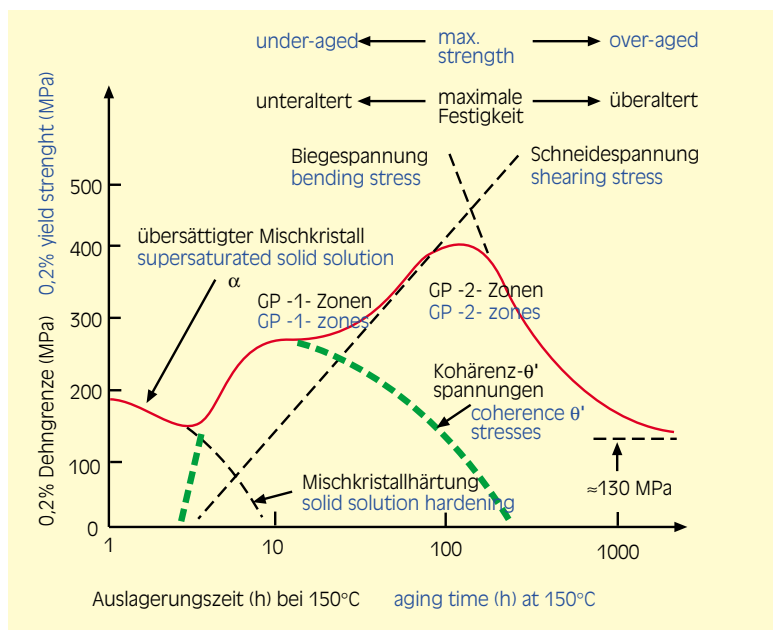
formed immediately, but, at a certain aging temperature, a so-called precipitation sequence of various metastable precipitations takes place, depending on the duration of aging (Figure 5). In case of Al-Cu alloys this precipitation sequence is referred to as SSS \rightarrow GP I \rightarrow GP II \rightarrow θ' \rightarrow θ [Ashb98, Polm95, Zsch96]. The initially formed Guinier-Preston I zones (GP I) consist of individual copper-rich {100} planes in the Al lattice. They are flaky (\varnothing 2-10 x <1 nm) and coherent with the Al lattice. Owing to the copper atoms, which are larger in comparison to aluminum, the GP I zones cause distortions in the surrounding Al lattice (coherency stresses). Next, larger Guinier-Preston II zones (GP II) are developing, consisting of several copper-rich {100} planes in the Al lattice. They are also flaky (\varnothing 10-50 x 3 nm) and coherent with the Al lattice. After that, preliminary stages of stable precipitation are forming, referred to as metastable precipitation θ' . These are again

Bild 5: Ausscheidungssequenz von Al-Cu-Legierungen [Mach85]

Figure 5: Precipitation sequence of Al-Cu alloys [Mach85]

Bild 6: Verfestigung beim Auslagern der Aluminiumlegierungen AlCu4 [Ashb98, Zsch96]

Figure 6: Hardening during aging of aluminium alloy AlCu4 [Ashb98, Zsch96]



bewegung durch die verschiedenen Stadien der Ausscheidungssequenz. Kleine kohärente Teilchen können von den Versetzungen durch Schneiden überwunden werden, große inkohärente Teilchen können von den Versetzungen durch Umgehen überwunden werden [Ashb98, Polm95, Zsch96]. Bild 6 zeigt am Bsp. der Legierung AlCu4, dass daher bei kurzen Auslagerungsdauern (GP I, kleine kohärente Teilchen), der sogenannten Unteralterung, nur eine geringe 0,2%-Dehngrenze auftritt. Ebenso ist die Dehngrenze bei langen Auslagerungsdauern (θ' bzw. θ , große teil- bzw. inkohärente Teilchen), der sogenannten Überalterung, gering. Eine maximale Dehngrenze tritt im Bereich der GP II-Zonen auf, die von ihrer Größe und ihren Kohärenzspannungen her sowohl dem Schneiden durch Versetzungen, als auch dem Umgehen durch Versetzungen einen maximalen Widerstand entgegensetzen. Dieser Zustand wird beim Ausscheidungshärten von Aluminiumlegierungen mit dem Ziel hoher Festigkeit in der Regel angestrebt. Bei der Legierung AlCu4 und einer Auslagerungstemperatur von 150°C beträgt die dazu erforderliche Auslagerungsdauer ca. 100 h.

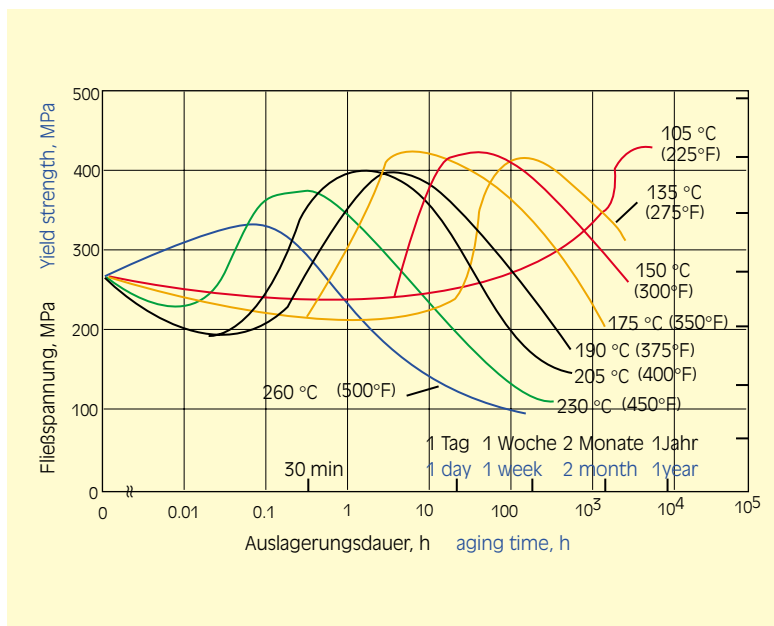


Bild 7: Auslagerungsverhalten der Aluminiumlegierung AlCu4SiMg(ASM911)
Figure 7: Aging behavior of aluminium alloy AlCu4SiMg(ASM911)

Diese Auslagerungsdauer ist aus fertigungstechnischer und wirtschaftlicher Sicht sehr lang. Bild 7 zeigt am Bsp. der Legierung AlCu4SiMg (2014), dass die Auslagerungsdauer bis zum Erreichen des Fließspannungsmaximums durch Erhöhung der Auslagerungstemperatur deutlich verkürzt werden kann, da die Diffusionsgeschwindigkeit der Legierungselemente mit der Temperatur zunimmt. Gleichzeitig sinkt aber dabei die maximal erreichbare Fließspannung, da ein Teil der Legierungselemente bei höherer Temperatur im Aluminiummischkristall gelöst bleibt und sich zusätzlich die Ausscheidungssequenzen verändern können. Je nach Aluminium-Legie-

flaky, but still larger (\varnothing 200 x 5-20 nm) and only partially coherent with the Al lattice; the facing areas are coherent, the lateral areas are incoherent. Finally, the stable precipitations θ are developing, which are globular (\varnothing μ m) and incoherent with the Al lattice. In contrast to the above described slow cooling process, these precipitation sequences do not only occur at the grain boundaries, but evenly distributed throughout the entire grain volume.

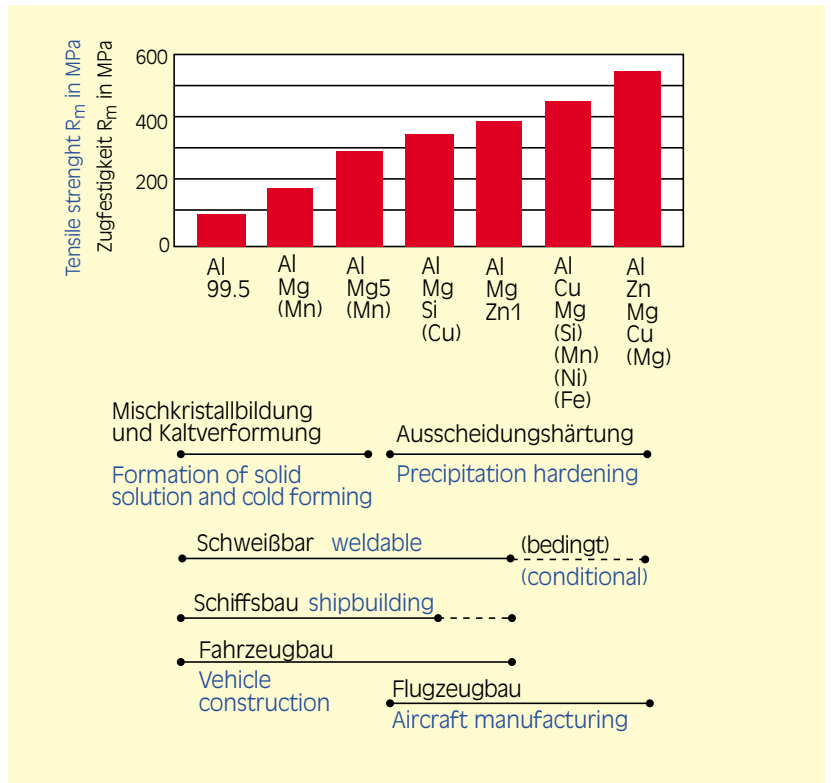
The level of strength increase by precipitation hardening now results from the impediment of the dislocation movement through the various different states of the precipitation sequence. Small, coherent particles can be overcome by the dislocations through cutting, larger incoherent particles can be overcome by the dislocations through evading [Ashb98, Polm95, Zsch96]. Figure 6 shows, with the example of the alloy AlCu4, that a low 0.2% yield strength occurs at short aging times (GP I, small coherent particles), so-called under-aging. Likewise, the yield strength at long aging times (θ' , respectively θ , large partially coherent or incoherent particles), so-called over-aging, is also low. A maximum yield strength occurs in the area of the GP II zones, which, owing to their size and their coherency stresses, offer maximum resistance against cutting as well as evasion through dislocations. As a rule, this state is strived for in precipitation hardening of aluminum alloys with the aim of high strength. In case of the alloy AlCu4 and the aging temperature of 150°C the required aging time is about 100 hours.

This aging time is very long with regard to production and economical considerations. Figure 7 shows, with the example of alloy AlCu4SiMg (2014), that it is possible to significantly reduce the aging time until the maximum yield strength is achieved by increasing the aging temperature, since the diffusion rate of the alloying elements increases with the temperature. However, the maximum achievable yield strength is reduced at the same time, since part of the alloying elements in the aluminum solid solution remain dissolved at higher temperatures and, in addition, the precipitation sequences may change, as well. Depending on the aluminum alloy system, aging may also take place as natural aging at room temperature, artificial aging at higher temperatures or staged aging in a sequence of various temperatures. The aging parameters of some commonly used aluminum alloys are for AlSi1MgMn (6082): 155-190°C 4-16 hours, AlCu4Mg1 (2024): room temperature 5-8 days and AlZn5,5MgCu (7075): 115-125°C 12-24 hours + 165-180°C 4-6 hours [Alum98, ASM911]. Artificial aging of aluminum alloys is predominantly performed in air or protective atmosphere furnaces.

The strengths of aluminum alloys achievable by means of precipitation hardening (particle hardening) in comparison to solid solution and dislocation hardening are shown in Figure 8. For example, it is possible to achieve

rungssystem kann das Auslagern als Kalt- auslagern bei Raumtemperatur, Warmauslagern bei erhöhter Temperatur oder Stufen- auslagern nacheinander bei verschiedenen Temperaturen erfolgen. Die Auslage- rungsparameter einiger gebräuchlicher Aluminiumlegierungen betragen für AlSi1MgMn (6082): 155-190°C 4-16 h, AlCu4Mg1 (2024): Raumtemperatur 5-8 h und AlZn5,5MgCu (7075): 115-125°C 12-24 h + 165-180°C 4-6 h [Alum98, ASM91]. Das Warmauslagern von Aluminiumlegierungen wird überwiegend in Luft- bzw. Schutzgas- umwälzöfen durchgeführt.

Die mittels Ausscheidungshärten (Teil- chenverfestigung) im Vergleich zur Mischkristall- und Versetzungsverfe- stigung erreichbaren Festigkeiten von Aluminiumlegierungen sind in Bild 8 darge- stellt. Durch Mischkristall- und Versetzungs- verfestigung können bspw. in Al-Mg-Legie- rungen Festigkeiten von ca. 300 N/mm² erzielt werden. Durch Ausscheidungshärten dagegen können in Abhängigkeit vom Legie- rungssystem deutlich höhere Festigkeiten von ca. 350 N/mm² (Al-Mg-Si), ca. 450 N/mm² (Al-Cu-Mg) bzw. ca. 550 N/mm² (Al-Zn-Mg) eingestellt werden. Diese im Vergleich zu anderen Werkstoffen moderaten Festigkei- ten sowie andere charakteristische Eigen- schaften von Aluminiumlegierungen, wie ihr relativ geringer Elastizitätsmodul von ca. 70.000 N/mm² oder ihre teilweise nur bedingte Schweißbarkeit, etc. müssen in Relation zu ihrer geringen Dichte gesehen werden. Für einen erfolgreichen Einsatz bspw. im Verkehrsmittelbau ist es daher not- wendig durch eine Zusammenarbeit von Konstruktion, Werkstofftechnik und Ferti- gungstechnik die jeweiligen Werkstoffe opti- mal auszunutzen.



strengths of approx. 300 N/mm² in Al-Mg alloys by means of solid solution and dislocation hardening. In comparison, significantly higher strengths of approx. 350 N/mm² (Al-Mg-Si), approx. 450 N/mm² (Al-Cu-Mg) or approx. 550 N/mm² (Al-Zn-Mg) can be achieved by means of precipitation hardening, depending on the alloy system. These moderate strengths compared to other materials, as well as other characteristic properties of aluminum alloys, such as their relatively low module of elasticity of approx. 70.000 N/mm² or their partially limited weldability, etc., must be viewed in relation to their low density. Therefore, for a successful utilization in, for instance, transportation applications, it is necessary to take maximum advantage of the respective materials through close co-operation of design, materials science and production engineering.

Bild 8: Charakteristische Eigenschaften von Aluminiumlegierungen [Alum98]

Figure 8: Characteristic properties of aluminium alloys [Alum98]

Alum98 *Aluminium-Taschenbuch, Band 1: Grundlagen und Werkstoffe, Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 1998*

Ashb98 *M.F. Ashby, D.R.H. Jones, Engineering Materials 2, Butterworth Heinemann, Oxford, 1998*

ASM91 *ASM Handbook, Volume 4: Heat Treating, ASM International, Materials Park, Ohio, USA, 1991*

Mach85 *E. Macherauch, Praktikum in Werkstoffkunde, Vieweg, Braunschweig, 1985*

Polm95 *I.J. Polmear, Light Alloys, Arnold, London, 1995*

Zsch96 *E. Zschech, Metallkundliche Prozesse aushärtbarer Aluminiumlegierungen, Härtereitechnische Mitteilungen 51 (1996) 3, 137-144*

Alum98 *Aluminum Handbook, Vol. 1: Principles and Materials, Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 1998*

Ashb98 *M.F. Ashby, D.R.H. Jones, Engineering Materials 2, Butterworth Heinemann, Oxford, 1998*

ASM91 *ASM Handbook, Volume 4: Heat Treating, ASM International, Materials Park, Ohio, USA, 1991*

Mach85 *E. Macherauch, laboratory in Materials Science, Vieweg, Braunschweig, 1985*

Polm95 *I.J. Polmear, Light Alloys, Arnold, London, 1995*

Zsch96 *E. Zschech, Metallurgical Processes in Heat Treatment of precipitation hardening Aluminum Alloys, Härtereitechnische Mitteilungen 51 (1996) 3, 137-144*

INFO: 311