

**Entwicklung von sprühkompaktierten  
AlCuMgAg-Legierungen mit hoher  
Warmfestigkeit und Zähigkeit**

ABHANDLUNG  
zur Erlangung des Titels  
DOKTOR DER TECHNISCHEN WISSENSCHAFTEN  
der  
EIDGENÖSSISCHEN TECHNISCHEN HOCHSCHULE  
ZÜRICH

vorgelegt von

**Lukas Eschbach**

Dipl. Werkstoff-Ing. ETH  
geboren am 14. Dezember 1968  
von Basel (BS)



CatE

Angenommen auf Antrag von  
Prof. Dr. Dr. h.c. Markus O. Speidel, Referent  
Prof. Dr. Gernot Kostorz, Korreferent  
Prof. Dr. Peter J. Uggowitzer, Korreferent

*Meiner Familie*

## Vorwort

Die vorliegende Arbeit wurde am Institut für Metallforschung und Metallurgie der Eidgenössischen Technischen Hochschule Zürich (ETH) unter der Leitung von Prof. Dr. Dr. h.c. M. O. Speidel durchgeführt. Zu ihrem Entstehen haben viele Personen beigetragen. Ihnen allen gilt mein herzlichster Dank.

Herrn Prof. Dr. Markus O. Speidel danke ich für die Möglichkeit, eine interessante und abwechslungsreiche Arbeit an seinem Institut durchzuführen. Die grosse Freiheit bei der Gestaltung der Forschungstätigkeit war für mich ein Zeichen seines Vertrauens und hat mich zu einer selbständigen Arbeitsweise angespornt. Daneben bedanke ich mich für die meist gute Atmosphäre am Institut und die Gelegenheit, neben dem fachlichen Wissen und Können gleichzeitig auch viele andere Fähigkeiten zu erwerben.

Bei Herrn Prof. Dr. G. Kostorz vom Institut für Angewandte Physik der ETH Zürich bedanke ich mich für die Übernahme des Korreferates. Seine genaue und kritische Durchsicht des Manuskripts haben mir einige Ungenauigkeiten und Unstimmigkeiten im Text rechtzeitig bewusst gemacht.

Herrn Prof. Dr. Peter J. Uggowitzer danke ich für seine ständige Bereitschaft für metallkundliche Diskussionen. Sein metallphysikalisches Feingefühl hat mir aus vielen Gesprächen heraus weitergeholfen. Für die Übernahme des zweiten Korreferates, die eine Folge dieser guten Zusammenarbeit ist, sei an dieser Stelle herzlich gedankt.

Für die vielen Anregungen zu meiner Arbeit danke ich auch Herrn Dr. René Mächler. Dadurch dass er selbst während langer Zeit an der Entwicklung von Aluminiumlegierungen gearbeitet hat, konnten in diesem Rahmen viele fruchtbare Gespräche geführt werden. Die Bürogemeinschaft mit ihm und mit Herrn Christian Kunz habe ich dabei als angenehm und förderlich empfunden.

Herrn Dr. Christian Solenthaler danke ich für die Unterstützung meiner Arbeit am Transmissionselektronenmikroskop.

Den Mitarbeitern in der Werkstatt, besonders Herrn Christian Roth, sei für die grosse Anzahl der hergestellten Proben zur mechanischen Prüfung gedankt.

Allen hier nicht namentlich erwähnten Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern des Instituts für Metallforschung danke ich für die Hilfsbereitschaft beim Mikroskopieren, Fotografieren, Bedienen der Prüfapparaturen, Herstellen von Zeichnungen und Dias, Analysieren usw.

Die Arbeit wurde im Rahmen des Forschungsprojekts "Herstellung von Leichtbauwerkstoffen für erhöhte mechanische und thermische Beanspruchungen durch Sprühkompaktieren" in Zusammenarbeit mit der Firma PEAK Werkstoff GmbH in Velbert, Deutschland, durchgeführt. Für die finanzielle Unterstützung und Förderung der Arbeit bedanke ich mich bei Herrn Ehrlich vom Bundesministerium für Forschung und Technologie (BMFT).

Für die Herstellung der Legierungen und die Unterstützung jeglicher Art bedanke ich mich bei Herrn K. Hummert und den Mitarbeitern von PEAK. Zum kommerziellen Durchbruch mit den sprühkompaktierten AlSi-Legierungen, der während der Laufzeit dieser Arbeit gelang, gratuliere ich ihnen herzlich.

Zum Schluss danke ich meiner lieben Frau Renate, die immer viel Verständnis für meine Arbeit gezeigt hat. Sie hat mich damit stark unterstützt und mir viel Rückhalt gegeben.

## Zusammenfassung

Die vorliegende Arbeit umfasst die Entwicklung von warmfesten Aluminiumlegierungen des Systems AlCuMgAg mit kleineren Mengen der Elemente Ti, Mn, Zr und Zn. Die untersuchten Legierungen wurden im Sprühkompaktierverfahren (Ospreyprozess) hergestellt und durch Strangpressen zu Flachprofilen verarbeitet. Sie zeigen sowohl hohe Streckgrenzen und Bruchzähigkeiten bei Raumtemperatur als auch eine gute Stabilität der Eigenschaften bei Temperaturen bis zu 180°C.

Es hat sich gezeigt, dass drei wichtige Voraussetzungen erfüllt sein müssen, um optimale mechanische Eigenschaften in sprühkompaktierten AlCuMgAg-Legierungen zu erreichen. Eine ideale Legierung ist unrekristallisiert (feinkörnig), frei von groben versprödenen Primärausscheidungen und durch eine feine und dichte Verteilung von Ausscheidungen verschiedener Phasen gehärtet.

Die **Feinkörnigkeit** scheint das wichtigste Kriterium zu sein. Insbesondere die hohen Festigkeiten, aber auch die Zähigkeitseigenschaften können nur in feinkörnigen, unrekristallisierten Zuständen erreicht werden. Dies wird mit der dichteren Korn-, Subkorn- und Versetzungsstruktur in den unrekristallisierten Zuständen begründet. Durch eine genaue Kontrolle der Zusammensetzung, besonders der Gehalte an dispersoidbildenden Elementen Zr und Mn, kann das feinkörnige Extrusionsgefüge in den sprühkompaktierten Legierungen stabilisiert werden, so dass es während der Wärmebehandlung erhalten bleibt.

Um maximale Bruchzähigkeit und Schadenstoleranz zu erreichen, ist es wichtig, dass die Legierungen einen möglichst tiefen Gehalt an **groben Primärausscheidungen** enthalten. Dies wird erreicht durch die Verwendung von reinen Ausgangsstoffen und eine Reduktion der Gehalte der Elemente Cu und Zr, die hauptsächlich verantwortlich sind für die Bildung dieser Phasen.

Die chemische Zusammensetzung und die Wärmebehandlung bzw. thermomechanische Behandlung bestimmen die **Art, Dichte und Verteilung der Ausscheidungen der Härtungsphasen**. So ist es möglich, durch geeignete Wahl der Legierungsgehalte und Behandlung einer Legierung eine gewünschte Kombination von Festigkeit und Bruchzähigkeit gezielt zu erzeugen.

In dieser Arbeit wurde die Wirkungsweise der verschiedenen Legierungselemente untersucht. Dadurch wurde es möglich, Legierungen mit sehr guten Eigenschaftskombinationen reproduzierbar herzustellen. Diese Legierungen haben die Zusammensetzung (in Gew.-%) Al-4.0Cu-0.30Mg-0.34Ag-

0.35Ti-0.28Zr-0.21Mn. Über die Wärmebehandlung können beliebige Eigenschaftskombinationen zwischen dem T4-Zustand mit 350 MPa Streckgrenze und 100 MPam<sup>0.5</sup> Bruchzähigkeit und dem T8-6-Zustand mit 530 MPa Streckgrenze und immer noch hervorragenden 40 MPam<sup>0.5</sup> Bruchzähigkeit eingestellt werden.

Verglichen mit kommerziellen, schmelzmetallurgisch hergestellten AlCu(MgAg)-Legierungen, konnten in diesen sprühkompaktierten Legierungen die höchsten bisher bekannten Kombinationen von Streckgrenze und Bruchzähigkeit erreicht werden.

Gleichzeitig zeigen diese Legierungen eine sehr gute Stabilität der Eigenschaften bei erhöhter Temperatur. Dies beruht auf der Härtung durch die thermisch relativ stabile Ausscheidungsphase  $\Omega$ . Nach 1000 Stunden Auslagerung bei 180°C haben die besten sprühkompaktierten Legierungen noch eine Streckgrenze, die 70 - 80% des Ausgangszustandes beträgt.

Die Ermüdungseigenschaften wurden ebenfalls untersucht. Verglichen mit klassischen warmfesten und schadenstoleranten Legierungen, liegen die Dauerfestigkeiten bei 10<sup>7</sup> Lastwechseln in den sprühkompaktierten Legierungen jeweils um ungefähr 30% höher.

Die Spannungsrisskorrosionsneigung in den sprühkompaktierten AlCu-MgAg-Legierungen ist vergleichbar mit der in üblichen AlCu-Legierungen. Die Plateaurisswachstumsgeschwindigkeiten liegen im Bereich von 10<sup>-8</sup> m/s. Die unteren Grenzwerte der Spannungsrisskorrosion liegen bei etwa 10 MPam<sup>0.5</sup>.

## Abstract

New AlCuMgAg-alloys containing minor additions of Ti, Mn, Zr and Zn have been developed for elevated temperature applications. These alloys are produced by spray-forming (Osprey-Process) and subsequent extrusion. They show high combinations of yield strength and fracture toughness at ambient temperature as well as a good stability at temperatures up to 180°C.

Three main conditions for optimum mechanical properties in spray-formed AlCuMgAg-alloys have been found: best alloys show an unrecrystallized and fine-grained microstructure, low contents of coarse constituents and a fine and dense distribution of different precipitate phases.

The **fine-grained microstructure** seems to be the most important requirement for high strength and toughness. This is related to the finer grain-structure and the higher concentration of subgrains and dislocations in unrecrystallized conditions. By controlling the contents of the dispersoid-forming elements Zr and Mn, recrystallization can be prevented and the fine-grained extruded microstructure can be preserved during heat treatment.

Maximum toughness and damage tolerance are achieved in alloys with **low contents of coarse constituents**. This is reached by the use of high purity alloying elements and by a reduction of Cu and Zr contents. These elements have been found to be responsible for the formation of coarse constituents. Chemical composition and thermal or thermomechanical treatment influence the **type, amount and distribution of precipitates**. In this way, desired combinations of strength and toughness can be adjusted by changing composition and treatment.

The alloy Al-4.0Cu-0.30Mg-0.34Ag-0.35Ti-0.28Zr-0.21Mn has been found to have an optimum combination of strength and toughness. By appropriate treatment, this alloy shows properties between a yield strength of 350 MPa with a fracture toughness of 100 MPam<sup>0.5</sup> in the T4-temper and 530 MPa with a toughness of still 40 MPam<sup>0.5</sup> in T8-6-temper.

Compared to commercial ingot-metallurgy alloys, these spray-formed alloys reach the highest combinations of yield strength and fracture toughness presently known.

The stability of these alloys at elevated temperature is based on strengthening by precipitates of the  $\Omega$  phase. After 1000 hours exposure at 180°C the yield strength still amounts to between 70 and 80% of the initial value. Compared to the commercial heat resistant alloy 2618-T61, spray-formed alloys display higher strength and toughness at temperatures up to 180°C.

# Inhalt

<b>1</b>	<b>EINLEITUNG</b>	<b>1</b>
1.1	Aluminium und Al-Legierungen	1
1.2	Die Geschichte der aushärtbaren AlCu-Legierungen	3
1.2.1	Schadenstolerante Legierungen	3
1.2.2	Warmfeste Legierungen	5
1.3	Entwicklungsstand der Osprey-AlCuMgAg-Legierungen	6
1.4	Zielsetzung dieser Arbeit	8
<b>2</b>	<b>GRUNDLAGEN UND LEGIERUNGSENTWICKLUNG</b>	<b>9</b>
2.1	Legierungsdesign	10
2.2	Der Sprühkompaktierprozess (Ospreyprozess)	14
2.2.1	Die Geschichte des Ospreyprozesses	14
2.2.2	Die Technik des Sprühkompaktierens von runden Bolzen	17
2.2.3	Vorteile und Nachteile des Verfahrens	20
2.3	Grundlagen der Aushärtung	23
2.3.1	Der Aushärtungsmechanismus	23
2.3.2	Aushärtungsphasen im AlCuMgAg-Legierungssystem	27
2.4	Legierungsherstellung	29
2.4.1	Das Sprühen und Verpressen der Bolzen	29
2.4.2	Der Einfluss der Sprühparameter	30
2.4.3	Die Wärmebehandlungen	32
2.4.4	Bolzeninhomogenitäten	35
2.5	Mikrostruktur der sprühkompaktierten Legierungen	40
2.5.1	Das Sprühgefüge	40
2.5.2	Die Mikrostruktur im Extrusionszustand	41
2.5.3	Die Mikrostruktur nach der Wärmebehandlung	42
<b>3</b>	<b>ERZIELTE EIGENSCHAFTEN</b>	<b>45</b>
3.1	Grundlegende Versuche zum Aushärtungsverhalten	45
3.1.1	Bruchzähigkeit und Streckgrenze	46
3.1.2	Einflüsse auf die Bruchzähigkeit	47
3.1.3	Entwicklung der mechanischen Kennwerte über die Auslagerungszeit	52
3.1.4	Härte und Streckgrenze	55
3.1.5	Modellrechnungen für die Bruchzähigkeit	56



<b>3.2 Festigkeit und Bruchzähigkeit</b>	<b>60</b>
3.2.1 Resultate bei Raumtemperatur	60
3.2.2 Die Isotropie der Eigenschaften	65
3.2.3 Der Einfluss der Primärausscheidungen	66
3.2.4 Höchste Streckgrenze durch thermomechanische Behandlungen	71
3.2.5 Näherungsrechnungen für $R_p$ und $K_{Ic}$	74
<b>3.3 Temperaturbeständigkeit</b>	<b>79</b>
3.3.1 Einführung	79
3.3.2 Der Einfluss des Magnesiumgehalts auf die Temperaturstabilität	80
3.3.3 Die Warmstreckgrenzen der untersuchten Legierungen	84
<b>3.4 Ermüdungsfestigkeit</b>	<b>88</b>
3.4.1 Literaturübersicht	88
3.4.2 Ermüdungsversuche	90
3.4.3 Resultate	90
<b>3.5 Spannungsrisskorrosion (SRK)</b>	<b>93</b>
3.5.1 Grundlagen	93
3.5.2 SRK-Versuche	96
3.5.3 Ergebnisse	97
<b>4 REKRISTALLISATION UND GROBKORNBILDUNG</b>	<b>101</b>
<b>4.1 Erholung und Rekristallisation</b>	<b>102</b>
<b>4.2 Beschreibung der Grobkornbildung</b>	<b>103</b>
<b>4.3 Die Wirkung des Grobkorns</b>	<b>106</b>
4.3.1 Der Einfluss der Korngrösse auf die Festigkeit	107
4.3.2 Der Einfluss der Korngrösse auf das Bruchverhalten	110
<b>4.4 Einfluss der Zusammensetzung</b>	<b>114</b>
4.4.1 Zusammenhänge	114
4.4.2 Die Wirkung von Zirkonium in Al-Legierungen	115
<b>4.5 Erklärung der Rekristallisation durch bestehende Modelle</b>	<b>118</b>
4.5.1 Der Einfluss der groben Teilchen	118
4.5.2 Der Einfluss der feinen Dispersoide	119
4.5.3 Das Zusammenwirken von groben Teilchen und Dispersoiden	120
4.5.4 Vergleich des Modells mit dem beobachteten Verhalten	122

<b>5 ANWENDUNG: TURBOLADERVERDICHTERRAD</b>	<b>125</b>
<b>5.1 Die untersuchten Schmiederohlinge</b>	<b>125</b>
<b>5.2 Mechanische Eigenschaften</b>	<b>127</b>
5.2.1 Zugeigenschaften	127
5.2.2 Zähigkeit	128
5.2.3 Ermüdungseigenschaften	130
5.2.4 Zeitstandeigenschaften	131
<b>5.3 Schlussfolgerungen</b>	<b>134</b>
<b>6 SCHLUSSFOLGERUNGEN, AUSBLICK</b>	<b>135</b>
<b>6.1 Voraussetzungen für optimale mechanische Eigenschaften</b>	<b>135</b>
<b>6.2 Erzielte Eigenschaften</b>	<b>136</b>
<b>6.3 Der Einfluss der Legierungselemente</b>	<b>137</b>
6.3.1 Kupfer	138
6.3.2 Magnesium	138
6.3.3 Silber	139
6.3.4 Zirkonium	139
6.3.5 Titan	140
6.3.6 Mangan	140
6.3.7 Vanadium	140
6.3.8 Chrom	140
6.3.9 Zink	141
6.3.10 Silizium und Eisen	141
<b>6.4 Ausblick</b>	<b>144</b>
<b>LITERATUR</b>	<b>145</b>
<b>ANHANG</b>	<b>152</b>
Anhang I: Resultate der grundlegenden Untersuchungen zum Aushärtungsverhalten (Kap. 3.1)	152
Anhang II: Verwendete Daten für die Näherungsrechnungen in Kapitel 3.2.5	153
Anhang III: Resultate der Zugversuche zur Untersuchung der Temperaturstabilität	154
<b>LEBENS LAUF</b>	<b>157</b>

---

# 1

## EINLEITUNG

---

### 1.1 Aluminium und Al-Legierungen

In der ersten Hälfte der 90er Jahre betrug die weltweite jährliche Produktion an Primäraluminium um die 20 Millionen Tonnen, Tendenz leicht steigend. Damit ist Aluminium das am zweithäufigsten verwendete Metall, nach Eisen, das nach wie vor über 90% des gesamten Metallverbrauchs oder rund 700 Millionen Tonnen ausmacht [1]. Der Grund für diese weite Verbreitung von Aluminium liegt sicher in erster Linie in seiner geringen Dichte. Sie liegt mit  $2.7 \text{ g/cm}^3$  bei etwa einem Drittel der Dichte von Stahl und bei rund zwei Dritteln der Dichte von Titan. Daneben bieten aber auch die guten mechanischen Eigenschaften und die Korrosionsbeständigkeit, die durch einen natürlichen Passivfilm zustande kommt, attraktive Voraussetzungen für einen breiten Einsatz in der modernen Technik.

Die wichtigsten Anwendungsgebiete für Al-Legierungen sind heute das Bauwesen, die Verpackungsindustrie und das Transportwesen mit jeweils über 20% am gesamten Endverbrauch an Aluminium. Der Einsatz im Maschinen- und Apparatebau und als elektrische Leiter sind weitere, weniger bedeutende Anwendungsbereiche [2]. Durch die Verwendung von Leichtmetallen z.B. in Fahr- und Flugzeugen, aber auch für andere bewegte oder stark beschleunigte (z.B. rotierende) Teile, werden oftmals bessere Wirkungsgrade erzielt und damit wertvolle Ressourcen geschont.

Im Gegensatz zu vielen anderen Gebrauchsmetallen gehören die Al-Legierungen zu den jungen Materialien. Obwohl Aluminium mit 8% Gewichtsanteil das dritthäufigste Element (Sauerstoff: 45%, Silizium: 27%) der Erdkruste ist und damit sicher nicht zu den seltenen Metallen gehört, umfasst die Geschichte der industriellen Aluminiumproduktion erst gute 100 Jahre. Wegen seiner grossen Sauerstoffaffinität kommt Aluminium in der Natur nur in Form von stabilen Oxidverbindungen vor, und eine Reduktion mit Kohle, wie sie z.B. beim Eisen gemacht wird, ist hier nicht möglich. Ein sehr grosser Energiebedarf ist notwendig zur Reduktion von Alumini-

umoxiden zu metallischem Aluminium. Darum war eine rationelle Produktion lange Zeit unmöglich und Geräte aus Aluminium galten noch im 19. Jahrhundert als seltene und fast unerschwingliche Kostbarkeiten.

Erst durch die Anwendung der Schmelzflusselektrolyse, die um 1886 gleichzeitig und unabhängig voneinander von Paul T. Héroult in Frankreich und Charles M. Hall in den Vereinigten Staaten von Amerika entwickelt wurde, konnte die wirtschaftliche Gewinnung von Aluminium einsetzen. Die Bereitstellung der für die Elektrolyse notwendigen grossen Mengen an elektrischer Energie war zu dieser Zeit kein Problem mehr, nachdem Werner von Siemens 1866 die Dynamomaschine erfunden hatte. Es fehlte daher nur noch eine Methode, um aus dem Aluminiumerz Bauxit das Aluminiumoxid als Ausgangsprodukt für die Elektrolyse zu gewinnen. Der Österreicher Karl Josef Bayer entwickelte hierzu 1892 ein wirtschaftliches Verfahren, den Aufschluss von Bauxit mit Natronlauge, das als Bayer-Verfahren bekannt ist [2].

In der Folge dieser Entwicklungen nahm die Aluminiumproduktion rasant zu. Zwischen 1900 und 1950 war der Zuwachs an stärksten, wobei die produzierte Menge sich auf das 250fache erhöhte.

Noch heute wird Aluminium weltweit in einem zweistufigen Prozess (Bayer-Verfahren und Elektrolyse) erzeugt. Aus 4 - 5 t Bauxit können im Bayer-Verfahren unter Verbrauch von bis zu 200 kg  $\text{Na}_2\text{O}$  und 50 GJ thermischer Energie 2 t Aluminiumoxid gewonnen werden. Die anschliessende Elektrolyse in der Aluminiumhütte verbraucht 0.5 t Petrolkoks und die gewaltige Menge von 13 - 15 MWh an elektrischer Energie zum Erzeugen von 1 t Rohaluminium. Zu Recht spricht man daher bei den Aluminium produzierenden und exportierenden Staaten auch von energieausführenden Ländern.

Für einen tieferen Einblick in die Verfahren der Erzeugung von Aluminium sei auf die Fachliteratur [1 - 3] verwiesen.

## 1.2 Die Geschichte der aushärtbaren AlCu-Legierungen

Die Entdeckung der ersten aushärtbaren Al-Legierung erfolgte in Deutschland im Jahre 1906 durch Alfred Wilm und war einem Zufall zu verdanken: Wilm hatte einen Laboranten beauftragt, die Festigkeitseigenschaften verschiedener AlCuMg-Legierungen zu prüfen. Da das Wochenende herannahte, liess der Laborant die Proben vor der Prüfung bis zum Montag liegen. Am Montag fand man aber eine ungewöhnlich hohe Festigkeit vor, die sich beim Lagern der Proben bei Raumtemperatur innerhalb von zwei Tagen von alleine eingestellt hatte. Bereits zwei Jahre nach dieser Entdeckung wurde die von Wilm formulierte Legierung Al-4Cu-0.5Mg-0.5Mn unter dem Markennamen "Duralumin" produziert und als Konstruktionswerkstoff eingesetzt. 1911 veröffentlichte Wilm seine Beobachtungen, konnte aber keine Erklärung für das Phänomen der Aushärtung abgeben, weil er im Lichtmikroskop keinerlei Veränderungen sehen konnte. Erst mit der Entwicklung von leistungsfähigeren Untersuchungsmethoden der Mikrostruktur konnten die winzigen Teilchen der Aushärtungsphase sichtbar gemacht werden und damit die Aushärtung erklärt werden.

Obwohl für das Aushärtungsphänomen längere Zeit keine Erklärung gefunden werden konnte, wurde das von Wilm formulierte Duralumin von den Ingenieuren umgehend als Konstruktionswerkstoff eingesetzt. Eine der ersten Anwendungen waren die Gerippe für die Zeppelin-Luftschiffe, von denen im ersten Weltkrieg 97 Stück gebaut wurden. Diese frühe Anwendung zeigt bereits, wie schnell die damals aufkommende Luftfahrt zum wichtigsten Einsatzgebiet für die aushärtbaren Aluminiumlegierungen wurde. Dank hohen spezifischen Festigkeiten war mit diesen Legierungen eine gewichtssparende Konstruktion möglich, die sehr rasch die damals üblichen Holz/Textilgewebe-Konstruktionen im Flugzeugbau ablösten.

### 1.2.1 Schadenstolerante Legierungen

In den zwanziger und dreissiger Jahren waren die aushärtbaren AlCuMg-Legierungen 2017-T4 (Al-4.0Cu-0.6Mg-0.7Mn-0.5Si) und 2024-T3 (Al-4.4Cu-1.5Mg-0.6Mn) die bevorzugten Werkstoffe im Flugzeugbau. Diese Legierungen wurden meist in den weniger harten kaltausgehärteten Zuständen eingesetzt, weil eine Warmlagerung zu grosse Einbussen in der Duktilität und Zähigkeit zur Folge hatte. Hingegen wurde die zusätzliche Verfestigung durch 1.5 bis 3% Recken nach dem Abschrecken von Blechen und Profilen

aus 2024 ausgenutzt (T3-Zustand). 2024 wurde als plattiertes Blech mit einer für die Korrosionseigenschaften vorteilhaften Deckschicht aus Reinaluminium angeboten (Alclad-Bleche). Die damals extrem erfolgreiche DC-3 wurde praktisch ausschliesslich aus den Alclad 2024-T3 Blechen hergestellt. Legierung 2024 und Varianten davon werden noch heute in hohem Masse für schadenstolerante Anwendungen in der Luftfahrt eingesetzt.

Ende der siebziger Jahre wurden bei Boeing die Flugzeugtypen 757 und 767 entworfen. Für die schadenstoleranten Anwendungen an der Flügelunterseite sollte eine höherfeste Legierung als 2024-T3 in Form von Platten und Extrusionen gefunden werden. Ausgehend von 2024 wurde bei den Platten die Versetzungsdichte durch Kaltwalzen erhöht. Bei den extrudierten Teilen wurde darauf geachtet, dass die dynamisch beim Strangpressen entstandene Mikrostruktur stabil genug war, um bei der anschliessenden Wärmebehandlung nicht zu rekristallisieren. Die Bruchzähigkeit wurde erhöht durch die Reduktion des Volumengehalts an groben intermetallischen Ausscheidungen. Die Limitierung der Gehalte an Eisen und Silizium reduzierte die Menge der  $Al_7Cu_2Fe$ - und  $Mg_2Si$ -Phase und die Anpassung der Kupfer- und Magnesiumgehalte minimierte das Auftreten der  $Al_2Cu$ - und  $Al_2CuMg$ -Phase. Die neuen Materialien wurden mit 2324-T39 (Platten) und 2224-T3 (extrudierte Profile) bezeichnet [4].

Für die Boeing 777 wurde eine neue schadenstolerante Legierung für die Aussenhaut ausgewählt [5]. Eine gegenüber 2024 verbesserte Bruchzähigkeit und Ermüdungsfestigkeit waren die Hauptmerkmale dieser 2XXX-T3 Legierung. Damit konnte das Gewicht der Rumpfstruktur um 180 kg reduziert werden [5]. Die Bezeichnung dieser von Alcoa hergestellten Legierung war C188; sie wurde in Form von Alclad-Blechen auf den Markt gebracht [6]. 1996 wurde diese Legierung dann als 2524 registriert.

Lange Zeit gab es für schadenstolerante Anwendungen in der Luftfahrt nur die Legierungen der 2X24-Familie. Einerseits, weil ihre Eigenschaften wirklich sehr gut waren und in den weiterentwickelten und reineren Legierungen noch verbessert wurden. Andererseits auch, weil bei den strengen Zulassungsvorschriften der Luftfahrt kaum neue Legierungen zur Anwendung kamen. Die schadenstoleranten 2XXX-Legierungen kommen aber in neuester Zeit in der Luftfahrt unter immer stärkeren Konkurrenzdruck. In der Absicht die Herstellkosten zu senken, wird momentan vor allem nach neuen Verfahren in der Verbindungstechnik gesucht. Mit der schweiszbaren Legierung 6013 (Al-1.0Mg-0.8Si-0.8Cu-0.6Mn) sind gute Voraussetzungen da, um die heutige Niettechnik kosteneffizient durch Laserstrahlschweissen

oder Löten zu ersetzen [7]. Daneben ist 6013-T6 gegenüber 2024-T3 um 3% leichter und zeigt bessere Korrosionseigenschaften.

Lithiumhaltige Legierungen eignen sich wegen ihrer geringeren Dichte bei gleichzeitig gesteigerter Steifigkeit hervorragend für einen Einsatz in der Luftfahrt. Seit den fünfziger Jahren wurden AlCuLi-Legierungen entwickelt. Der Einsatz von Li-haltigen Legierungen stösst aber bis heute auf grosse Probleme. Einerseits bestehen technische Probleme bei der Herstellung und indem das Bruchverhalten dieser Legierungen aufgrund von Korngrenzenausscheidungen nicht kontrollierbar ist. Andererseits bestehen grosse kommerzielle Hindernisse. Selbst mit der neusten Generation der russischen AlMgLi-Legierungen [8] konnten diese Nachteile noch nicht behoben werden [7]. Daher fanden bis heute praktisch keine Li-haltigen Legierungen Eingang in die Produkte der zivilen Luftfahrt.

## 1.2.2 Warmfeste Legierungen

Die Wurzeln der warmfesten Al-Legierungen liegen in Grossbritannien. Bereits in den zwanziger Jahren wurden dort Legierungen mit Ni-Zusätzen auf ihre Eigenschaften bei erhöhter Temperatur hin untersucht. Die Legierung 2618-T61 (Al-2.3Cu-1.6Mg-1.0Ni-1.1Fe) wurde 1932 in den USA eingeführt. Es wurde erkannt, dass Eisen und Nickel in gleichen Teilen die Bildung einer stabilen  $Al_9(Fe, Ni)$ -Phase ermöglichen. Die guten Kriecheigenschaften von 2618-T61 führten dazu, dass diese Legierung als Hauptkonstruktionswerkstoff in der Concorde, dem ersten Überschallverkehrsflugzeug, verwendet wurde [4].

Eine zweite warmfeste Legierung, 2219 (Al-6.1Cu-0.3Mn-0.15Zr-0.1V), wurde 1954 eingeführt. Ihre Festigkeit bei Raumtemperatur ist zwar tiefer als die von 2618-T61. Doch bei Temperaturen oberhalb 230°C zeigt sie höhere Streckgrenzen als alle anderen schmelzmetallurgischen Legierungen. Mn, Zr und V bilden Dispersoide, welche die Festigkeit auch bei hoher Temperatur erhalten. Zudem ist 2219 schweisssbar und zeigt auch eine gute Korrosionsbeständigkeit. Mit 2419 und 2519 kamen später eine reinere und eine Mg-haltige Variante höherer Festigkeit dazu [4].

In jüngster Zeit wurde eine neue warmfeste Legierung mit der Bezeichnung 2650 (Al-2.5Cu-1.5Mg-Mn-Fe-Ni) eingeführt [9]. Sie basiert auf der Legierung 2618. Diese Legierung soll eine bessere Kriechbeständigkeit bei langen Zeiten haben und sich daher für den Einsatz in einem künftigen Überschallverkehrsflugzeug eignen. Auch die dürftige Schadenstoleranz von 2618 soll in 2650 verbessert worden sein. Leider ist bis heute noch sehr wenig über diese Legierung publiziert worden.

### 1.3 Entwicklungsstand der Osprey-AlCuMgAg-Legierungen

In einer früheren Dissertation [10] an der ETH Zürich wurden die Möglichkeiten und Grenzen des Sprühkompaktierverfahrens zur Herstellung warmfester Al-Legierungen untersucht. Dabei hat sich gezeigt, dass

1. das Sprühkompaktieren auf Grund von verfahrenstechnisch bedingten, zu langsamen Erstarrungsgeschwindigkeiten generell nicht dazu geeignet ist, Legierungen mit hohen Gehalten an quasi unlöslichen Übergangsmetallen herzustellen, wie dies in der Pulvermetallurgie üblich ist. Die Legierungszusammensetzungen müssen vielmehr innerhalb der Grenzen der Gleichgewichtslöslichkeiten bleiben, da es sonst zur Bildung grober, versprödender Primärausscheidungen kommt;
2. sprühkompaktierte aushärtbare Aluminiumlegierungen auf AlCuMgAg-Basis nicht für den Einsatz bei Temperaturen oberhalb von 180°C geeignet sind, da ihre Mikrostruktur bei diesen Temperaturen auf die Dauer nicht stabil ist und zum Überaltern neigt. Eine zusätzliche Dispersionsausscheidung kann dieses Manko nicht ausgleichen. Für den Einsatz bei Temperaturen von 180 bis 300°C kommen nur rein dispersionsgehärtete Al-Legierungen in Frage (z.B. AlFe-Legierungen). Da die Herstellung solcher Legierungen jedoch auf dem Prinzip der raschen Erstarrung beruht, ist das Sprühkompaktieren keine Alternative zur Herstellung dieser Legierungen;
3. sich das Sprühkompaktierverfahren hervorragend zur Herstellung von AlCuMgAg-Legierungen für Einsatztemperaturen bis 180°C eignet. Durch Zugabe von Zr und Mn kann eine hohe Dichte von feinen und homogen verteilten Dispersoiden erreicht werden. Diese schränken das Kornwachstum beim Rekristallisieren erheblich ein, so dass extrem feine und stabile, schmelzmetallurgisch nicht erzielbare Kornsubstrukturen resultieren.

Aus dieser Untersuchung sind zwei neue Legierungen hervorgegangen. Diese zeigen bisher unerreichte Eigenschaftskombinationen aus Festigkeit, Bruchzähigkeit und Warmfestigkeit (Bild 1): Legierung N213 (Al-5.0Cu-0.4Mg-AgTiMnZr) übertrifft bezüglich Bruchzähigkeit und Warmfestigkeit die schmelzmetallurgisch hergestellte Referenzlegierung 2618-T6 bis zu Temperaturen von 180°C deutlich. Legierung N232 (Al-4.0Cu-0.8Mg-AgZrMn) hingegen zeigt bisher unerreichte Höchstwerte im Produkt aus Festigkeit und Bruchzähigkeit, sowohl im T4- als auch im T6-Zustand.



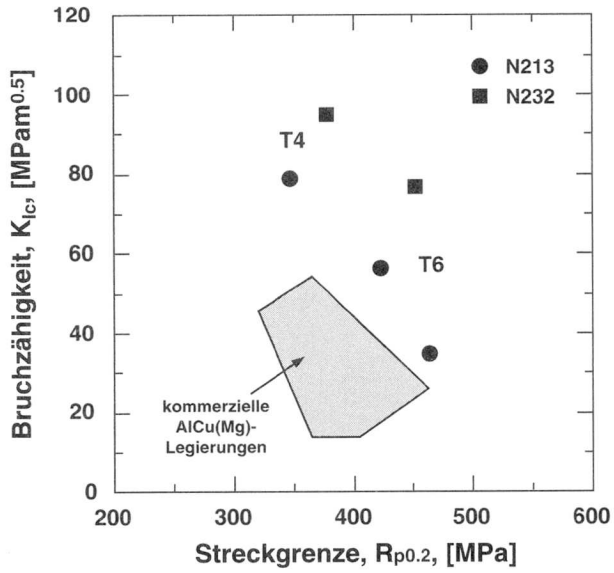


Bild 1: Stand der Entwicklung von sprühkompaktierten AlCuMgAg-Legierungen zu Beginn dieser Arbeit

## 1.4 Zielsetzung dieser Arbeit

Viele moderne Anwendungen in Verkehr, Maschinen- und Fahrzeugbau erfordern heute leichte Werkstoffe mit hoher Leistungsfähigkeit. Durch den Einsatz von Materialien mit geringer Dichte und verbesserten spezifischen Eigenschaften werden oftmals bessere Wirkungsgrade erzielt und damit wertvolle Ressourcen geschont.

Sprühkompaktierte AlCuMgAg-Legierungen weisen hervorragende Eigenschaftskombinationen aus Dichte, Festigkeit, Zähigkeit und Temperaturbeständigkeit auf und eignen sich deshalb sehr gut für anspruchsvolle Einsatzgebiete.

Da viele der heute bekannten Al-Legierungen nur eine sehr begrenzte Temperaturbeständigkeit aufweisen und die wenigen warmfesten Al-Legierungen meist zu tiefe Zähigkeitswerte zeigen, scheint heute ein bedeutender Bedarf für Al-Legierungen zu bestehen, die gleichzeitig hochzäh und warmfest sind. Gerade bei Anwendungen in Maschinen und im Motorenbereich wird häufig neben geringer Dichte und hoher Zähigkeit die Einsatzfähigkeit bei erhöhter Temperatur gefordert. Auch im Flugzeugbau werden mit der Entwicklung von Überschallverkehrsflugzeugen in Zukunft feste, schadenstolerante und gleichzeitig thermisch stabile Konstruktionswerkstoffe gebraucht.

Ziel dieser Arbeit ist die

- Entwicklung von sprühkompaktierten AlCuMgAg-Legierungen mit verbesserten Eigenschaften durch gezielte Legierungsmodifikation und Veränderung der Wärmebehandlungen. Dabei soll insbesondere die Temperaturbeständigkeit untersucht und optimiert werden.
- Untersuchung der Einflüsse von Legierungszusammensetzung und Behandlung auf spezifische Eigenschaften wie Festigkeit, Temperaturbeständigkeit, Bruchzähigkeit und Korrosionsbeständigkeit. Daraus sollen Schlüsse gezogen werden, wie einzelne Eigenschaften oder Eigenschaftskombinationen gezielt verbessert werden können.
- Untersuchung der Eignung der sprühkompaktierten Werkstoffe für den Einsatz als extrudierte oder geschmiedete Bauteile. Prüfung von Rohmaterial und Prototypen für Anwendungen im Maschinen- und Fahrzeugbau.

---

# 2

## GRUNDLAGEN UND LEGIERUNGSENTWICKLUNG

---

In diesem Kapitel werden die Grundlagen der vorliegenden Legierungsentwicklung besprochen. Es soll eine Hilfe sein für das Verständnis und die Beurteilung der nachfolgenden Resultate.

In Abschnitt 2.1 werden die Überlegungen dargestellt, die der Legierungsentwicklung zugrunde liegen. Es wird gezeigt, welche grundsätzlichen Stossrichtungen zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften verfolgt wurden.

Die untersuchten Legierungen wurden alle im Sprühkompaktierverfahren hergestellt. In Abschnitt 2.2 wird dieser Herstellprozess erläutert. Es wird ein Überblick gegeben über die geschichtliche Entwicklung des Verfahrens und die vorhandene Literatur; anschliessend wird der Prozess erklärt und mit anderen Herstellverfahren verglichen.

Das hier besprochene AlCuMgAg-Legierungssystem ist aushärtbar. Über den Mechanismus der Ausscheidungshärtung können die Festigkeitseigenschaften verändert werden. In Kapitel 2.3 werden die Grundprinzipien der Ausscheidungshärtung und die auftretenden Härtungsphasen besprochen.

Darauf folgt ein Abschnitt über die Herstellung der Legierungen (Kap. 2.4). Darin wird auch über Probleme bei der Produktion dieser Legierungen gesprochen, besonders über das Auftreten von Konzentrationsschwankungen innerhalb der Sprühbolzen.

Zum Schluss des Kapitels, in Abschnitt 2.5, wird ein Überblick über die Mikrostruktur dieser sprühkompaktierten Legierungen gegeben.

## 2.1 Legierungsdesign

Die vorliegende Legierungsentwicklung basiert vollständig auf dem Legierungssystem Aluminium-Kupfer-Magnesium-Silber. Kupfer ist das Hauptlegierungselement und wird zur Ausscheidungshärtung verwendet. Die Elemente Magnesium und Silber beeinflussen ebenfalls die Aushärtbarkeit, indem sie die Bildung der Härtungsphase  $\Omega$  ermöglichen (Details dazu in Kap. 2.3). Als weitere Elemente enthalten diese Legierungen die Übergangsmetalle Titan, Zirkonium, Mangan und Vanadium. Bei genügend schneller Abkühlung der Schmelze bei der Erstarrung können diese Legierungselemente in fester Lösung im Mischkristall gehalten werden. Anschließend werden sie in Form von feinen, thermisch stabilen Dispersoiden wieder ausgeschieden. Diese Dispersoide wirken festigkeitssteigernd, einerseits durch direkte Wechselwirkung mit den Versetzungen und andererseits, indem sie die Rekristallisation verhindern und damit zu einer feineren Kornstruktur führen.

Als Ausgangsbasis für die Untersuchungen dienen die Legierungen N213 und N232, die im Rahmen einer Dissertation [10] am Institut für Metallforschung der ETH Zürich entwickelt worden sind. Sie wurden bei Alusuisse-Lonza in Neuhausen/Rheinfall im Sprühkompaktierverfahren hergestellt. Die Legierungen N213 und N232 zeigen bereits sehr gute Eigenschaftskombinationen aus Festigkeit, Zähigkeit und Temperaturbeständigkeit. Im Rahmen dieser neuen Forschungszusammenarbeit wurden daher Legierungen der gleichen Zusammensetzung bei der Firma PEAK Werkstoff GmbH in Velbert, Deutschland, hergestellt. Diese Werkstoffe tragen in der Folge die Bezeichnungen P213 und P232. Von ihnen geht die weitere Entwicklungsarbeit aus.

Der Schwerpunkt dieser Legierungsentwicklung liegt bei der Feinabstimmung der Legierungsgehalte. Dabei soll der Einfluss der einzelnen chemischen Elemente innerhalb von relativ engen Grenzen untersucht und möglichst genau beschrieben werden.

In Bild 2 sind die Zusammenhänge der Legierungsentwicklung grafisch dargestellt:

Die horizontale Einteilung ist von chronologischer Natur; Ausgehend von den Basiszusammensetzungen wurden innerhalb dieser Arbeit drei Serien von Legierungen hergestellt. Die vierte Serie konnte nicht mehr hergestellt werden. Sie ist ein Vorschlag für weiter verbesserte Legierungszusammensetzungen, basierend auf den Resultaten der vorliegenden Arbeit. Sie dient somit als Ausblick und wird in 6.4 im Detail besprochen.

Die vertikale Einteilung in Bild 2 folgt den verschiedenen Ideen und Stossrichtungen der Legierungsentwicklung. Drei verschiedene Felder lassen sich hierbei unterscheiden:

- Bei den Legierungen P213A und P246A bis P246D in der ersten Spalte bestehen keine grossen Veränderungen in der Zusammensetzung gegenüber P213. Mit diesen Legierungen soll die Reproduzierbarkeit der bereits erzielten Eigenschaften und der Einfluss der Herstellparameter untersucht werden.

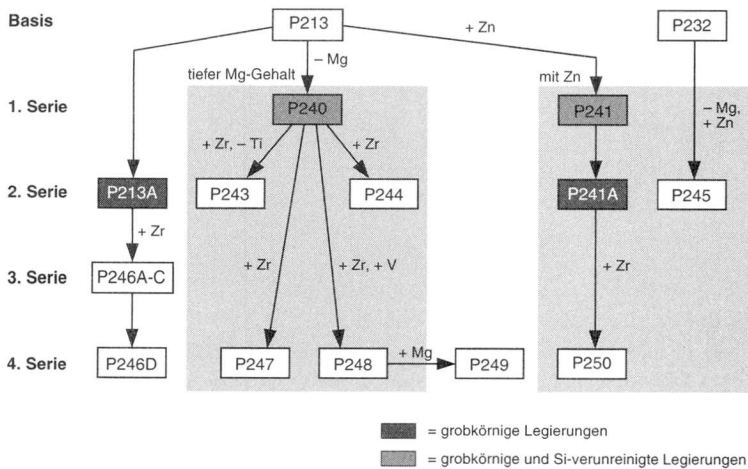


Bild 2: Übersicht über die Legierungsentwicklung der AlCuMgAg-Legierungen

- Im Feld daneben ist die Gruppe der Legierungen mit reduziertem Magnesiumgehalt dargestellt. Bei dieser grundsätzlichen Zusammensetzungsänderung wird das Ziel verfolgt, die Gefügestabilität bei erhöhter Temperatur zu verbessern. Eine Untersuchung der Langzeitwarmfestigkeit der Legierungen N213 und N232 [11, 12] hat ergeben, dass ein höherer Mg-Gehalt bei Temperaturen oberhalb 150°C die Ausscheidung einer magnesiumreichen intermetallischen Phase auf Kosten der gewünschten Aushärtungsphasen  $\Omega$  und  $\Theta'$  begünstigt und sich daher nachteilig auf die Warmfestigkeit auswirkt. Mg ist aber als Legierungselement nötig zur Bildung der  $\Omega$ -Phase. Das Auftreten der  $\Omega$ -Phase wurde in anderen Arbeiten bei Kupfergehalten zwischen 3.9 und 4.8% und vergleichbaren Silbergehalten beschrieben. In diesen Legierungen lagen die Mg-Gehalte bei 0.23 [13], 0.26 [14], 0.27 [15] oder 0.30% [16, 17]. Basierend auf diesen Erkenntnissen ist in den Legierungen P240, P243, P244, P247 und P248 ein Mg-Gehalt von 0.25% gewählt worden. Auf die Untersuchungen der Warmfestigkeit

und Temperaturbeständigkeit wird in Kapitel 3.3 ausführlich eingegangen.

- Die nächste Gruppe umfasst Legierungen, welche ausgehend von den Zusammensetzungen der Legierungen P213 und P232, einen Zusatz von 0.5% Zink enthalten. Beobachtungen an AlCuLi-Legierungen [18] haben gezeigt, dass durch einen Zn-Zusatz eine veränderte Ausscheidungskinetik und dadurch höhere Festigkeiten erreicht werden können. Mit den Legierungen P241, P241A, P245 und P250 soll untersucht werden, ob Zink in den AlCuMgAg-Legierungen den gleichen positiven Effekt hat (Abschnitt 6.3.9).

Die Legierung P245 hat zusätzlich einen reduzierten Mg-Gehalt. Wie bei der Gruppe der tief magnesiumhaltigen Legierungen soll damit die Temperaturbeständigkeit erhöht werden.

Eine weitere grundsätzliche Legierungsmodifikation betrifft die Zugabe von Vanadium bei den Legierungen P248 und P249. Aufgrund von systematischen Beobachtungen und Berechnungen unter Einbezug von früher hergestellten vanadiumhaltigen Legierungen [10] ist der Schluss gezogen worden, dass kleine Zugaben von Vanadium zu höheren Festigkeiten bei nur geringen Einbußen in der Bruchzähigkeit führen können. Diese Näherungsrechnungen werden in Kapitel 3.2.5 erläutert.

Tabelle I: Zielzusammensetzungen der AlCuMgAg-Legierungen P2XX;  
Alle Angaben in Gewichtsprozent, Rest: Al99.9

	<b>Cu</b>	<b>Mg</b>	<b>Mn</b>	<b>Ti</b>	<b>Zr</b>	<b>Zn</b>	<b>Ag</b>	<b>V</b>
<b>P213/A</b>	5.15	0.40	0.25	0.375	0.175	-	0.40	-
<b>P232</b>	3.90	0.80	0.40	-	0.50	-	0.40	-
<b>P240</b>	5.30	0.25	0.20	0.40	0.15	-	0.40	-
<b>P241/A</b>	5.30	0.40	0.20	0.40	0.15	0.50	0.40	-
<b>P243</b>	5.20	0.25	0.20	-	0.40	-	0.40	-
<b>P244</b>	5.20	0.25	0.20	0.20	0.30	-	0.40	-
<b>P245</b>	3.90	0.30	0.40	-	0.50	0.50	0.40	-
<b>P246A-C</b>	4.90	0.35	0.20	0.40	0.25	-	0.40	-
<b>P246D</b>	4.90	0.35	0.20	0.38	0.20	-	0.40	-
<b>P247</b>	5.00	0.25	0.20	0.42	0.20	-	0.40	-
<b>P248</b>	5.00	0.25	0.20	0.42	0.20	-	0.40	0.20
<b>P249</b>	5.20	0.60	0.20	0.42	0.20	-	0.40	0.20
<b>P250</b>	5.00	0.40	0.20	0.38	0.23	0.50	0.40	-

Innerhalb der Legierungsgruppen variieren meist die Gehalte der Übergangsmetalle Titan und Zirkonium (Tabelle I). Dabei soll in erster Linie der Einfluss dieser Elemente untersucht werden und ein ideales Verhältnis Ti/Zr gefunden werden. Im Laufe der Arbeit ist erkannt worden, dass die Ausbildung einer feinen Kornstruktur nur bei genügend hohem Zr-Gehalt gewährleistet ist. Daher enthalten alle Legierungen ab der dritten Serie mindestens 0.20% Zr. Über den Zusammenhang des Zr-Gehalts mit der Bildung einer groben Kornstruktur in den Legierungen P213A, P240, P241 und P241A wird in Kapitel 4 im Detail berichtet.

In den Legierungen P240 und P241 sind überdurchschnittlich hohe Gehalte an Silizium gemessen worden. Gegenüber den anderen Legierungen, die aufgrund der hochreinen Ausgangsstoffe nur 0.03 bis 0.05% Si enthalten, sind diese Gehalte um ein mehrfaches höher ausgefallen (P240: 0.30%, P241: 0.25%). Diese Verunreinigungen stammten aus Siliziumrückständen, die nach dem Erschmelzen von hochsiliziumhaltigen Legierungen im Tiegel zurückgeblieben waren. Durch das Einschalten von Reinigungsschmelzen zwischen der Verarbeitung von übereutektischen AlSi-Legierungen und den AlCuMgAg-Legierungen konnte der Schmelztiegel soweit gesäubert werden, dass der Siliziumgehalt in den nachfolgenden Schmelzen unterhalb der tolerierbaren Grenze zu liegen kommt.

Bei der Legierung P232 wurde nur Aluminium von geringerer Reinheit verwendet (Al99.5). Diese Legierung hat deshalb höhere Gehalt der Verunreinigungselemente Eisen und Silizium (Vgl. auch Tabelle III, Seite 30).

## 2.2 Der Sprühkompaktierprozess (Ospreyprozess)

### 2.2.1 Die Geschichte des Ospreyprozesses

Die Geschichte und Entstehung des Ospreyprozesses soll hier nur kurz zusammengefasst werden. Ausführlichere Darstellungen, von den Anfängen bis etwa 1993, sind in den zwei sehr guten Übersichtsartikeln [19] und [20] und auch in [21] zu finden.

#### 2.2.1.1 Die Anfänge

Das Sprühen von Metallen ist ein Prozess, bei dem flüssige metallische Partikel auf ein Substrat geschleudert werden und dabei eine Schicht aufbauen. Es ist heute generell akzeptiert, dass dieser Prozess im Jahr 1910 von Dr. M. U. Schoop in der Schweiz erfunden wurde. In Schoops erstem Experiment wurde metallisches Pulver bis zum Schmelzen erhitzt und anschliessend versprüht. Auf diese Arbeit folgten verschiedene Entwicklungen von Einrichtungen zum Versprühen von Metallen. Alle diese Prozesse hatten aber einen grossen Unterschied zum heutigen Ospreyprozess: Sie basierten auf der raschen Erhitzung und Aufschmelzung des zu versprühenden Metalls (Drähte oder Pulver) in der Sprühanone und erlaubten daher nur sehr geringe Abscheidungsraten (5 - 20 kg/h).

In den vierziger bis sechziger Jahren wurden dann Methoden entwickelt, um flüssige Metallschmelzen durch eine Düse zu versprühen. Zum Atomisieren wurde Inertgas unter Druck verwendet. Als Substrat dienten meist gekühlte, rotierende Bänder oder Trommeln. Damit entstanden rasch erstarrte, dünne Bänder, die unter Druck zu grösseren Festkörpern verdichtet werden konnten.

#### 2.2.1.2 Die Entwicklung des Ospreyprozesses

Der Ospreyprozess wurde anfangs der siebziger Jahre erdacht. Die Firma Osprey Metals Ltd. wurde 1974 in Neath (GB) gegründet, mit dem Ziel, den neuen Prozess weiterzuentwickeln und zu kommerzialisieren. Das Originalkonzept bestand darin, durch gezielte Rotation und Translation des Substrates eine Vorform zu sprühen, die dann direkt durch Schmieden im Gesenk weiterverarbeitet werden konnte. Solche Vorformen zeichneten sich aus durch eine feine regelmässige Kornstruktur, die Abwesenheit einer durchgehenden Porenstruktur, sehr tiefe Sauerstoffgehalte und praktisch keine Makroseigerungen. In den siebziger Jahren wurde der Ospreyprozess



auf verschiedene Materialien angewandt: Baustähle, rostfreie Stähle, Werkzeugstähle und Superlegierungen. In diesem Versuchsstadium konnten aber erst Chargen in der Grösse von 1 - 3 kg hergestellt werden.

Die achtziger Jahre waren geprägt vom "upscaling" des Prozesses. Von ursprünglich 3 kg in den Versuchsanlagen konnte die Kapazität schrittweise auf 300 bis 1000 kg gesteigert werden. Dies war die Voraussetzung für eine weitere Verbreitung. Verschiedene Produktformen wie Rohre und Rundbolzen wurden mit Erfolg ausprobiert. Als maximale Bolzengrösse für Anlagen mit einem einzelnen Sprühsystem galt ein Durchmesser von 0.3 m und eine Höhe von 2.5 m.

Mitte der achtziger Jahre wurde der Ospreyprozess erstmals auf Aluminiumlegierungen angewandt. Dies erforderte neue Sicherheitskonzepte und konstruktiv veränderte Anlagen, wegen der potentiellen Gefahr einer Aluminiumpulverexplosion. Die erzielten Resultate an Al-Legierungen waren aber so vielversprechend, dass die neue Technologie schnell an Bedeutung gewann. Besonders für Speziallegierungen und Verbundwerkstoffe (MMCs), die sonst nur sehr aufwendig über pulvermetallurgische (P/M) Wege hergestellt werden konnten, bot der Ospreyprozess eine vorteilhafte Alternative.

### *2.2.1.3 Aufstieg und Stagnation*

Zwischen 1986 und 1990 wurden sechs Ospreyanlagen bei Aluminiumherstellern in Betrieb genommen. Fünf davon in Europa, eine in Japan. Diese Tatsache verdeutlicht das grosse Interesse am neuen Prozess.

In der gleichen Zeit wuchs auch das Interesse der Universitäten und Hochschulen am Ospreyprozess. Namentlich an der Drexel University in Philadelphia wurde der Prozess erforscht und modelliert [21]. Diese wissenschaftliche Unterstützung verlieh der Technologie weiteren Aufschwung.

Die Herstellung im Ospreyprozess wurde in der Folge für viele Legierungssysteme und MMCs untersucht. Eine Literaturübersicht über die untersuchten Legierungen ist in [22] zu finden.

Um 1990 herum war ein erster Höhepunkt der Ospreytechnologie erreicht. Die meisten Publikationen über den Sprühkompaktierprozess datieren daher aus dieser Zeit [21 - 33]. Viele Autoren trugen die ersten Resultate ihrer Voruntersuchungen auf verschiedenen Konferenzen und Fachtagungen vor und verstärkten so das Interesse und die Nachfrage nach der neuen Technologie. Allgemein war die Euphorie gross. Die Vorstellung, mit einfachen Mitteln sehr gute Materialeigenschaften erzielen zu können, faszinierte die meisten Aluminiumhersteller.

Auf diese Euphorie folgte eine Durststrecke. Die Grundstimmung war zwar 1993 noch relativ positiv [20]. Aber viele Firmen konnten mit der Ospreytechnologie nicht die gewünschten Absätze in der zur Verfügung stehenden Zeit erzielen. Die Preise für die Legierungen dieser oft noch im Versuchsstadium stehenden Anlagen waren zu hoch für eine Markteinführung. Es gab praktisch keine kommerziellen Produkte aus sprühkompaktierten Al-Legierungen. Zusätzlich bekamen einige Hersteller die Rezession zu spüren. Die Ospreylegierungen hatten zwar bessere Eigenschaften, verglichen mit dem höheren Preis waren die Eigenschaften aber nicht gut genug. Das führte dazu, dass einige Aluminiumhersteller, die eine Osprey-Versuchsanlage gekauft hatten, deren Betrieb einstellten oder die Anlagen sogar wieder verkauften. Die Zahl der Osprey-Aluminiumhersteller sank damit im Jahr 1994 etwa auf die Hälfte.

#### 2.2.1.4 Erste kommerzielle Erfolge

Die Firma PEAK Werkstoff GmbH im deutschen Velbert, ein auf pulvermetallurgische Erzeugnisse spezialisierter Aluminiumhersteller, kaufte 1990 eine Ospreyanlage [23, 34]. Die Entwicklungsfachleute bei PEAK konzentrierten sich schon bald auf die Herstellung von übereutektischen AlSi-Legierungen. Der grosse Vorteil der Ospreytechnologie lag dabei in der Bildung von viel feineren Si-Primärausscheidungen in diesen Legierungen, verglichen mit den schmelzmetallurgisch hergestellten Legierungen. Mit Produkten für die Automobilindustrie (Zylinderlaufbuchsen) gelang der Firma PEAK im Jahr 1996 der Durchbruch in die Serienproduktion. Durch die massiv besseren physikalischen und mechanischen Eigenschaften und die dank hohen Stückzahlen reduzierten Produktionskosten wurden die sprühkompaktierten Bauteile selbst für die sehr preisbewusste Automobilindustrie zu einem lohnenden Geschäft.

Durch diese ersten kommerziellen Ospreybauteile ist heute das Interesse am Sprühkompaktieren wieder grösser als vor wenigen Jahren. Der Beweis ist erbracht, dass mit dieser Technologie qualitativ hochstehende und preislich konkurrenzfähige Produkte hergestellt werden können.

Es bleibt nun abzuwarten, ob der Ospreyprozess sich in der kommenden Zeit auch auf weiteren Gebieten durchsetzen kann. Dies wäre notwendig für den vollständigen Durchbruch des Verfahrens. Nach einer Phase der Stagnation und des Rückgangs in der Mitte der neunziger Jahre wird sich in den nächsten Jahren wohl entscheiden, ob der Ospreyprozess weiterhin ein exotisches Spezialverfahren darstellt oder ob er sich zu einem gängigen Herstellverfahren insbesondere für Al-Legierungen entwickeln kann.

## 2.2.2 Die Technik des Sprühkompaktierens von runden Bolzen

Das Sprühkompaktierverfahren ist ein Herstellprozess für hochwertige Legierungen. Es ist zwischen der klassischen Schmelzmetallurgie und der Pulvermetallurgie anzusiedeln. Diese Mittelstellung bezieht sich auf viele verschiedene Aspekte: Preis, Herstellaufwand, Abkühlgeschwindigkeit, Möglichkeit der Übersättigung mit Legierungselementen und Charakteristik des Mikrogefüges.

In Bild 3 ist der schematische Ablauf des Sprühkompaktierprozesses dargestellt: Aus einem induktionsbeheizten Vorratsbehälter tritt ein homogener Schmelzestrahler unter konstantem Druck in eine keramische Düse. Dort wird die Schmelze durch ein Inertgas (meist Stickstoff, seltener Argon) mit nahezu Schallgeschwindigkeit zu feinsten Tröpfchen mit einem mittleren Durchmesser im Bereich von 40  $\mu\text{m}$  versprüht. Die Metalltröpfchen werden durch den Kontakt mit dem Gas rasch abgekühlt und erstarren bereits im Flug zu 60 bis 90%. Mit hoher Geschwindigkeit treffen sie auf einen gekühlten, rotierenden Teller (Substrat), wo sie zu einem Bolzen verschweißen. Die nicht abgefangenen Tröpfchen erstarren noch im Flug oder beim Aufprall an der Wand und werden als Überschusspulver (Overspray-Pulver) abgeführt. Gleichzeitig wie der Bolzen aufgebaut wird, muss das Substrat abgesenkt werden. Die Steuerung basiert auf der Messung der Bolzengröße mit einer Videokamera in der Sprühkammer.

Als Produkt aus dem Sprühkompaktierprozess liegt ein runder Bolzen vor. Er hat bereits über 95% der theoretischen Dichte und wird anschliessend an das Sprühen durch Schmieden oder Strangpressen umgeformt und vollständig verdichtet.

Zur Erzielung einer hohen Ausbeute und qualitativ hochwertiger Sprühbolzen, d.h. Bolzen mit einer verschwindenden Porosität, mit isotropem und feinem Gefüge und unter Einhaltung der angestrebten Form, gilt es, die verschiedenen Sprühparameter optimal aufeinander abzustimmen. Diese wurden mit Computerunterstützung und anhand von praktischen Experimenten erarbeitet. Im Detail wird in [24] über die Einflüsse der einzelnen Sprühparameter berichtet.

Es zeigte sich, dass eine geringe Porosität des Sprühbolzens dann erreicht wird, wenn an dessen Oberfläche ein im Vergleich zur Größe der auftreffenden Tröpfchen dünner Schmelzfilm aufrecht erhalten bleibt. Die Rotationsgeschwindigkeit des Bolzens, die Fluggeschwindigkeit der Tropfen (10 - 100 m/s) und die Dichte des Sprühkegels müssen so aufeinander abge-

stimmt werden, dass ein aufgefangener und verschweisster Tropfen fast vollständig erstarrt ist, bevor der nächste auftrifft.

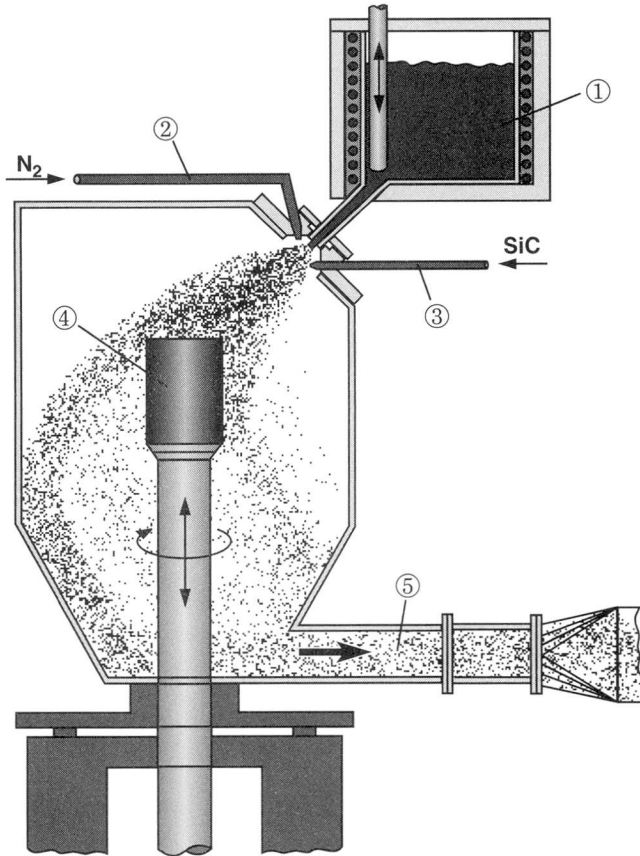


Bild 3: Schematische Darstellung des Sprühkompaktierverfahrens

- ① Induktionsbeheizter Schmelztiegel, ② Verdüsungsgaszufuhr  
 ③ Partikelzufuhr (wahlweise), ④ Sprühbolzen, ⑤ Überschusspulverabzug

Die Abkühlgeschwindigkeit der Metalltropfen wird über das Verhältnis von Sprühgas zu Metallmelze (im allgemeinen  $1 - 4 \text{ m}^3/\text{kg}$  [25]), über die Sprühdistanz sowie durch die Sprühgastemperatur und -geschwindigkeit so eingestellt und kontrolliert, dass deren Temperatur beim Auftreffen am Bolzen knapp oberhalb der Solidustemperatur liegt. Die Sprühdüse hat dabei die wichtige Aufgabe, den flüssigen Metallstrom mit Hilfe des Ver-

düsungsgases in einen Sprühkegel zu verwandeln und dessen Geometrie und Dichteverteilung zu kontrollieren. Es ist wichtig, dass möglichst viele Tröpfchen den angestrebten Durchmesser erreichen. Zu kleine Tröpfchen sind beim Auftreffen bereits vollständig erstarrt. Besteht der Sprühstrahl nur aus solchen kleineren Tröpfchen, dann wird kein Bolzen aufgebaut und es fällt nur Überschusspulver an. Größere Tropfen sind beim Auftreffen noch zu flüssig, so dass das resultierende Gefüge charakteristische Merkmale eines Gussgefüges aufweisen wird. Durch falsches Einstellen der Sprühparameter kann also eine Ospreyanlage auch zur Herstellung von rasch erstarrten Pulvern oder eines Gussgefüges "missbraucht" werden [24].

Im Idealfall werden die in den Tropfen und an der Bolzenoberfläche gebildeten Dendriten beim Aufprall zerbrochen und fein verteilt. Daraus resultiert ein feines, isotropes Gefüge, dessen Charakteristik zwischen derjenigen eines schmelzmetallurgischen (I/M) und eines pulvermetallurgischen (P/M) Gefüges liegt.

Die Abkühlgeschwindigkeit der Schmelzetröpfchen im Flug beträgt  $10^3$  bis  $10^4$  K/s. Diese Geschwindigkeit grenzt an diejenigen, die in der Pulvermetallurgie erreicht werden. Am Bolzen erstarrt die Restschmelze teils durch Konvektion nach aussen an das Verdüsungsgas und teils durch Wärmeabfuhr durch den Bolzen über das gekühlte Substrat. Die Abkühlgeschwindigkeit am Bolzen ist sehr viel langsamer und liegt unterhalb 10 K/s.

Die Pulvermetallurgie erlaubt die Herstellung von Legierungszusammensetzungen, die schmelzmetallurgisch nicht herstellbar sind. Durch die rasche Erstarrung bei P/M-Verfahren kann der Löslichkeitsbereich, insbesondere für nahezu unlösliche Übergangsmetalle wie Fe, Mn, Cr, V, Ni und Ti, stark erweitert werden. Diese Elemente werden in diesem Fall nicht wie in der Schmelzmetallurgie als grobe Primärteilchen aus der Schmelze ausgeschieden. Vielmehr wird die Matrix bei der Erstarrung stärker übersättigt, und aus diesem Mischkristall scheiden sich feine Dispersoide aus. Diese Dispersoide stabilisieren das Gefüge und tragen zusätzlich zur Festigkeit bei. Frühere Untersuchungen [10] haben ergeben, dass sich übliche P/M-Legierungszusammensetzungen nicht automatisch zur Herstellung im Sprühkompaktierverfahren eignen. Da die Abkühlgeschwindigkeiten hier allgemein tiefer liegen als in der P/M-Technologie, wo Werte von  $10^6$  K/s erreicht werden können, kann der Mischkristall nicht so stark übersättigt werden. Dies hat zur Folge, dass die Übergangsmetalle als grobe Primärteilchen aus der Schmelze ausgeschieden werden und die mechanischen Eigenschaften, insbesondere die Bruchzähigkeit, stark beeinträchtigen. Andererseits ist es auch nicht angebracht, die üblichen I/M-Legierungen im Ospreyverfahren herzustellen. Es resultieren dabei zwar leicht bessere Ei-

genschaften, der Preis des Verfahrens ist aber deutlich höher, so dass solche Produkte kaum konkurrenzfähig sind.

Es ist daher sinnvoll, eine Legierungsentwicklung speziell auf den Sprühkompaktierprozess hin durchzuführen. Wegen der rascheren Abkühlung kann dabei der Gehalt an Legierungselementen gegenüber der Schmelzmetallurgie erhöht werden. Die Gehalte dürfen aber nicht so hoch gewählt werden wie in der Pulvermetallurgie. Optimale Ospreylegierungen werden also auch von ihrer Zusammensetzung her zwischen denen der Schmelzmetallurgie und der Pulvermetallurgie liegen.

## 2.2.3 Vorteile und Nachteile des Verfahrens

### 2.2.3.1 Die Vorteile des Sprühkompaktierverfahrens

- Das Sprühkompaktierverfahren ist gegenüber der Pulvermetallurgie ein viel einfacheres und direkteres Herstellverfahren (Bild 4). In einer mit Stickstoff durchfluteten Sprühkammer wird in einem Schritt durch Verdüsen des flüssigen Metalls und Verschweissen der Tropfen auf einem Substrat ein Bolzen hergestellt, welcher direkt weiterverarbeitet werden kann. Somit entfallen alle mit der Handhabung und Verdichtung des Pulvers verbundenen Schwierigkeiten und Aufwände. Namentlich erwähnt seien hier die Oxidation und Verunreinigung des Pulvers an der Oberfläche, die gefährliche Handhabung der reaktiven Pulver und die vielen aufwendigen Prozessschritte bis zur endgültigen Formgebung.
- Unter idealen Sprühbedingungen existieren die Sprühtropfen nur für eine Zeit von wenigen Millisekunden [25]. In dieser kurzen Zeit sind kaum Reaktionen mit Gasen der Umgebung möglich. Wasserstoff- und Sauerstoffgehalt der gesprühten Legierungen liegen deshalb um Faktoren tiefer als in P/M-Legierungen [35].
- Sehr hohe Werte der Bruchzähigkeit sind im Sprühkompaktierverfahren erreichbar. Gegenüber den P/M-Verfahren liegen sie höher wegen der Abwesenheit von Oxidfilmen, gegenüber den I/M-Verfahren, weil die versprödhenden Primärausscheidungen feiner ausgebildet sind oder komplett unterdrückt werden können [26].
- Durch das Mitsprühen von Keramikpartikeln, wie z.B.  $\text{Al}_2\text{O}_3$  oder SiC, lassen sich hochwertige Metallmatrixverbundwerkstoffe auf Aluminiumbasis herstellen, welche neben dem erhöhten Elastizitätsmodul eine deutlich verbesserte Verschleissbeständigkeit zeigen.
- Die Metallabscheidungsraten am Bolzen liegen im Bereich von 0.25 bis 2.5 kg/s. Damit können in wenigen Minuten Bolzen bis 300 mm Durchmesser und max. 3 m Höhe gesprüht werden. Durch den Einsatz von Systemen mit mehreren Sprühdüsen sollten auch grössere Durchmesser

sprühbar sein. Somit können im Sprühkompaktierverfahren auf effiziente Art und Weise grössere Legierungsmengen verarbeitet werden als in der Pulvermetallurgie.

- Das Ospreyverfahren ist ein vielseitiger Prozess; Eine breite Palette an verschiedenen Legierungen und Produktformen wie Scheiben, Bolzen, Rohre und Bänder lassen sich sprühen.

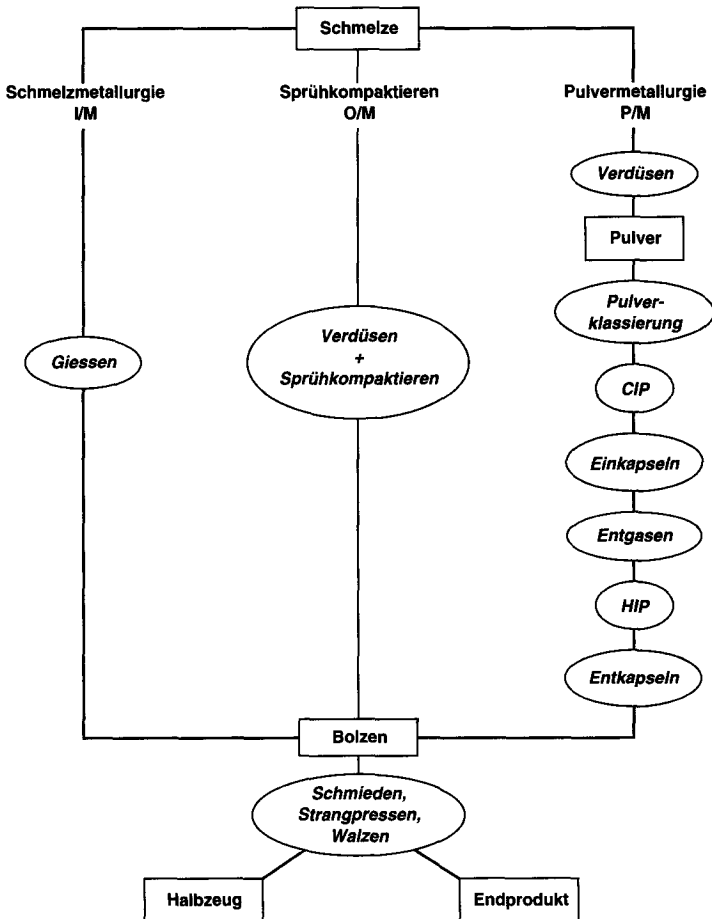


Bild 4: Herstellungsablauf in der Schmelzmetallurgie, beim Sprühkompaktieren und in der Pulvermetallurgie

### 2.2.3.2 Die Nachteile des Sprühkompaktierverfahrens

- Da die Abkühlgeschwindigkeiten im Ospreyprozess zwischen denen in der Schmelzmetallurgie und denen in der Pulvermetallurgie liegen, sollten keine herkömmlichen Legierungen zum Versprühen verwendet werden. Idealerweise werden speziell auf das Verfahren angepasste Legierungen entwickelt.
- Unmittelbar nach der Erstarrung bleibt der sprühkompaktierte Rohling relativ lange auf Temperaturen knapp unterhalb der Solidustemperatur. Diffusionsvorgänge laufen bei diesen Temperaturen rasch ab und können das Wachsen von Ausscheidungen, Kornvergrößerung oder Seigerungen zur Folge haben.
- Aluminiumlegierungen sind anfällig auf Wasserstoff-Porosität; da die Sprührohlinge nicht mehr entgast werden, ist sorgfältiges und sauberes Arbeiten unerlässlich. Jede Kontamination mit Sauerstoff oder Wasserstoff ist zu vermeiden. Dazu muss die Sprühkammer gründlich durchgespült werden.
- Der Verbrauch an hochreinem Stickstoff als Verdüsungsgas erhöht die Herstellungskosten massiv. Das Verdüsungsgas lässt sich nicht mehr zurückgewinnen.
- Nur maximal 70 - 80% des verdüsten Metalls wird am Bolzen abgeschieden. Der Rest fällt als "Overspray" an. Dieses Pulver ist hochreaktiv und muss mit einigem Aufwand anderen Zwecken zugeführt werden.
- Obwohl das Sprühkompaktieren gegenüber der aufwendigeren Pulvermetallurgie ein Einsparungspotential zeigt, kann es diesbezüglich nicht mit der klassischen Schmelzmetallurgie konkurrieren. Das Sprühkompaktieren wird vielmehr massgeschneiderten Legierungen vorbehalten bleiben. Diese sind aufgrund eines zu breiten Erstarrungsintervalls, das Warmrisse zur Folge hätte, oder wegen einer Übersättigung der Legierungselemente, die als grobe Primärteilchen direkt aus der Schmelze ausscheiden würden, nicht in gleicher Qualität konventionell herstellbar.



## 2.3 Grundlagen der Aushärtung

### 2.3.1 Der Aushärtungsmechanismus

Die Ausscheidungshärtung ist der wichtigste Härtingsmechanismus in Al-Legierungen. Seit der Entdeckung der Aushärtung zu Beginn des 20. Jahrhunderts wurden viele aushärtbare Al-Legierungssysteme gefunden und weiterentwickelt. Die Wichtigkeit der Aushärtung zeigt sich auch darin, dass es üblich ist, Legierungen nach diesem Gesichtspunkt in aushärtbare und nicht aushärtbare Systeme einzuteilen. Die bedeutendsten aushärtbaren Legierungssysteme, jeweils mit der zugehörigen IADS-Nummernklasse, sind AlCu und AlCuMg (2XXX), AlMgSi (6XXX) und AlZnMg (7XXX).

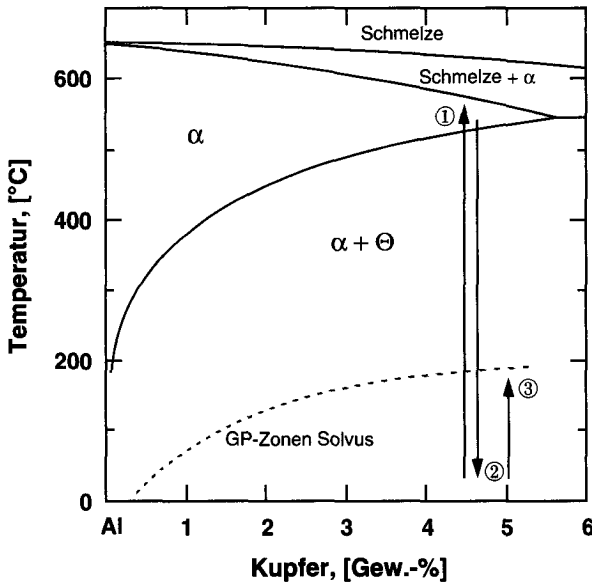


Bild 5: Ausschnitt aus dem Gleichgewichtsdiagramm des AlCu-Zweistoffsystems  
Aushärtungsprozess: ① Lösungsglühen, ② Abschrecken, ③ Auslagern

Am Beispiel einer binären AlCu-Legierung (Bild 5) soll hier kurz das Prinzip der Ausscheidungshärtung dargestellt werden. Damit eine Legierung auf Ausscheidungshärtung anspricht, müssen zwei Bedingungen erfüllt sein:

1. Bei erhöhter Temperatur muss die Legierung ganz oder teilweise aus einem Mischkristall bestehen.
2. Die Löslichkeit für die zweite Komponente im Mischkristall muss mit abnehmender Temperatur kleiner werden.

Im AlCu-System sind diese Bedingungen erfüllt: Die maximale Löslichkeit von Cu im Al-Kristallgitter beträgt 5.65 Gew.-% bei 548°C. Mit abnehmender Temperatur sinkt die Löslichkeit und ist bei Raumtemperatur verschwindend klein. Bei Cu-Gehalten oberhalb 5.65 Gew.-% zerfällt die Schmelze bei 548°C eutektisch in  $\alpha$ -Mischkristall und die intermetallische Phase  $\Theta$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ).

Der Aushärtungsprozess besteht aus den drei Schritten Lösungsglühen, Abschrecken und Auslagern.

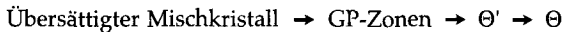
Beim **Lösungsglühen** wird durch eine Homogenisierungsglühung im Temperaturbereich des Einphasengebiets von  $\alpha$  (Bereich ① in Bild 5) möglichst die ganze zweite Komponente (Kupfer) in der Matrix  $\alpha$  in Lösung gebracht. Ein Überhitzen durch Überschreiten der Solidustemperatur, oder je nach der Zusammensetzung bereits bei der eutektischen Temperatur, muss in jedem Fall verhindert werden. Aufschmelzungen einzelner Phasen oder der Korngrenzregionen führen zu drastischen Verschlechterungen der mechanischen Eigenschaften, besonders der Duktilität. Die Lösungsglühtemperatur darf aber auch nicht zu tief gewählt werden, da sonst keine vollständige Auflösung und Homogenisierung erreicht wird. Das Temperaturintervall, bei dem eine optimale Glühung erreicht wird, umfasst oft nur 5 bis 10 Grad. Bei verformten Werkstoffen ist im besonderen auf eine möglichst kurze Glühung zu achten, um ein unerwünschtes Kornwachstum zu verhindern.

Nach dem Lösungsglühen folgt das **Abschrecken** ②. Bei diesem Vorgang wird durch sehr schnelles Abkühlen auf Raumtemperatur der Zustand "eingefroren". Die Diffusion der Kupferatome im Mischkristall wird praktisch gestoppt und dadurch die Bildung von groben Ausscheidungen verhindert. Kupfer ist dann im  $\alpha$ -Mischkristall übersättigt und bildet eine Zwangslösung. Die Legierung befindet sich daher in einem Ungleichgewichtszustand.

Da eine möglichst grosse Übersättigung erreicht werden soll, wird meist in kaltem Wasser abgeschreckt. Dieses Abschreckmedium bewirkt die grösste Abschreckrate. Kleinere Abschreckraten werden durch die Wahl von heissem Wasser, Öl oder Emulsionen erreicht. Sie werden gewählt, wenn die Gefahr von Eigenspannungen besteht und Bauteile dadurch beschädigt werden könnten, und bei abschreckempfindlichen Legierungen.

Beim **Auslagern** ③ scheiden sich fein verteilte Teilchen aus dem übersättigten Mischkristall aus. Von Kaltauslagern spricht man, wenn dies bei Raumtemperatur erfolgt; Warmauslagerungen werden üblicherweise zwischen 100 und 200°C durchgeführt. Es werden Zeiten von ein paar bis etwa 24 Stunden angewandt. Auch mehrstufige Auslagerungen werden durchgeführt. Diese wirken sich vor allem positiv auf die Beständigkeit gegen Spannungsrisskorrosion aus [1].

Die Umwandlung des übersättigten Mischkristalls in den Gleichgewichtszustand erfolgt häufig über einen komplexen mehrstufigen Prozess. In AlCu-Legierungen erfolgt die Entmischung über verschiedene Zwischenstufen bis zur Bildung der stabilen  $\Theta$ -Phase ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) gemäss:



Die Guinier-Preston-Zonen (GP-Zonen) sind kohärente, wenige Atomlagen dicke, scheibenförmige Ausscheidungen einer kupferreichen Phase. Zu ihrer Entstehung sind nur kurze Diffusionswege nötig, so dass sie sehr fein verteilt und mit hoher Dichte vorkommt. Die GP-Zonen bilden sich in den  $\{100\}$  Al-Matrixebenen. Ihr Durchmesser beträgt in der Regel 30 - 50 Å. Die GP-Zonen Solvuslinie (Bild 5) markiert die obere Temperaturlimite für die Stabilität dieser Phase.

Bei höheren Temperaturen wird die metastabile Übergangsphase  $\Theta'$  gebildet. Sie besteht aus grösseren, plättchenförmigen  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -Teilchen mit einer tetragonalen Gitterstruktur und scheidet sich wie die GP-Zonen auf  $\{100\}$ -Ebenen aus. Die  $\Theta'$ -Teilchen sind teilkohärent und werden oft heterogen, vor allem entlang von Versetzungslinien, ausgeschieden. Die Keimbildung ist dort erleichtert, da die Grenzflächenspannungen zwischen Ausscheidungen und Matrix abgebaut werden können. Eine homogene Verteilung von  $\Theta'$  und damit auch eine höhere Festigkeit erhält man durch eine Kaltverformung (Einbringen einer dichten Versetzungsstruktur) zwischen dem Lösungsglühen und dem Warmaushärten.

Die  $\Theta$ -Gleichgewichtsphase hat die gleiche chemische Zusammensetzung wie die  $\Theta'$ -Phase, ist aber völlig inkohärent mit der Matrix und hat eine tetragonal raumzentrierte Gitterstruktur.

Der eigentliche Härtungsmechanismus bei der Teilchenhärtung besteht in der Wechselwirkung der Versetzungen mit den Ausscheidungen. Je grösser der Widerstand ist, welcher der Versetzungsbewegung entgegentritt, desto grösser sind Härte und Festigkeit des Materials. In Bild 6 ist die kritische Schubspannung gegen die Teilchengrösse aufgetragen. Kleine und kohärente Ausscheidungen werden von den Versetzungen geschnitten. Dabei wird

der Wirkungsquerschnitt der Teilchen verkleinert, was zu einer Ansammlung von Versetzungen in der gleichen Gleitebene (planaren Gleitung) führt. Ab einem kritischen Radius  $r_{krit}$  werden die durch Vergrößerung inzwischen teil- oder inkohärent gewordenen Ausscheidungen von Versetzungen umgangen, wobei sich die Versetzungslinie um das Teilchen herum durchbiegt und nach dem Durchgang eine geschlossene Versetzungslinie rund um das Teilchen übrigbleibt (Bild 6). Dies führt zu einer homogenen Gleitverteilung. Das Vergrößern der Teilchen durch Ostwaldreifung bei fortschreitender Alterung führt zur Vergrößerung der Abstände, so dass die erforderliche Scherspannung abnimmt.

Beim kritischen Teilchenradius  $r_{krit}$  bei dem der Wechselwirkungsmechanismus ändert, liegt die höchste Festigkeit. Dieses Verhalten wird auch experimentell gefunden, indem die Härte und die Streckgrenze bei der Auslagerung bis zu einem Maximalwert zunehmen und dann bei weiterer Auslagerung wieder abnehmen. Auslagerungen bei höherer Temperatur haben ein schnelleres Erreichen der Maximalhärte zur Folge; dafür liegt die erreichte Härte meistens weniger hoch.

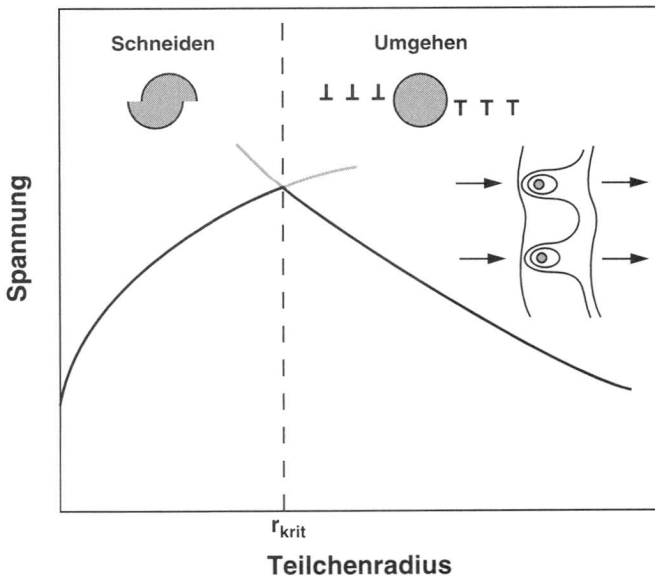


Bild 6: Abhängigkeit der kritischen Schubspannung vom Teilchenradius beim Schneiden und Umgehen der Teilchen von Versetzungen

### 2.3.2 Aushärtungsphasen im AlCuMgAg-Legierungssystem

Magnesium und Silber sind in Aluminium bis zu hohen Gehalten hin löslich. Diese Elemente tendieren also nicht dazu, durch Entmischung ausgeschieden zu werden, sondern bilden auch in fester Lösung einen stabilen Zustand. Im Festkörper gelöst, können Mg und Ag die Eigenschaften der Matrix verändern (z.B. wird die Stapelfehlerenergie gesenkt) und auch den Aushärtungstyp bestimmen.

Magnesiumzusätze im AlCu-System erhöhen sowohl das Ausmass der Kaltaushärtung als auch die Geschwindigkeit des Ausscheidungsprozesses. Das erhöhte Kaltaushärtungspotential ist vermutlich auf eine Wechselwirkung zwischen Leerstellen und den gelösten Elementen Cu und Mg zurückzuführen. Die Mg-Atome binden beim Lösungsglühen und Abschrecken eine höhere Leerstellenkonzentration ab. Diese wird in der Matrix eingefroren, womit die Härtungsvorgänge erheblich beschleunigt werden. Im AlCuMg-System bildet sich neben der  $\Theta'$ -Phase auch die  $S'$ -Phase ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ). Bei hohen Magnesiumgehalten ( $\text{Cu/Mg} \approx 1$ ) wird schliesslich nur noch die  $S'$ -Phase gebildet.

Geringe Zusätze von Silber (0.3 - 0.5 Gew.-%) in AlCuMg-Legierungen mit hohem Cu/Mg-Verhältnis führen zur Ausscheidung der  $\Omega$ -Phase in Form von dünnen, sechseckigen Plättchen in den  $\{111\}$ -Matrixebenen. Die Dicke der Plättchen beträgt nur ca. 3 nm, wobei der Durchmesser über 50 nm betragen kann. Senkrecht zu den Platten besteht eine starke Gitterverzerrung gegenüber der Matrix. In den  $\{111\}$ -Ebenen hingegen sind die Platten völlig inkohärent mit der Matrix [36]. Dies fördert das Wachstum in der Ebene und ermöglicht die Bildung der relativ grossen, sehr dünnen Platten.

Die Struktur der  $\Omega$ -Phase war lange Zeit Gegenstand heftiger Kontroversen, und in der Literatur sind dazu bereits zahlreiche Artikel erschienen. Die  $\Omega$ -Phase wurde schon als monoklin [15, 37, 38] oder hexagonal [13, 39] bezeichnet. Neuere Publikationen ab Ende der achtziger Jahre bestätigen aber eigentlich durchgängig die orthorhombische Struktur [11, 16, 36, 40, 41]. Die Grösse der orthorhombischen Einheitszelle beträgt  $a = 0.496$  nm,  $b = 0.859$  nm und  $c = 0.848$  nm. Diese Struktur kann auch als eine leichte Verzerrung der tetragonalen  $\Theta$ -Gleichgewichtsphase betrachtet werden.

Über die Zusammensetzung und Bildung der  $\Omega$ -Phase herrscht ebenfalls Unklarheit. Kleinere Anteile an Mg und Ag in  $\Omega$  wurden zum Teil nachgewiesen [14, 16]. Es gibt auch Hinweise darauf, dass das Silber an die Grenzfläche zur Matrix segregiert [36]. Sicherlich liegt die Stöchiometrie der  $\Omega$ -Phase aber sehr nahe bei  $\text{Al}_2\text{Cu}$ .

Die Mehrzahl der Autoren ist der Meinung, dass die entscheidende Wirkung von Mg und Ag bei der Keimbildung der  $\Omega$ -Phase liegt. Eine  $Mg_3Ag$ -Vorauscheidung auf den  $\{111\}$ -Ebenen könnte als Keim dienen [15]. Oder auch einfach Ansammlungen (Cluster) von Mg und Ag-Atomen [42]. Ein anderer Vorschlag ist der, dass Mg und Ag über eine Reduktion der Stapelfehlerenergie die Keimbildung auf den  $\{111\}$ -Ebenen ermöglichen [13]. Es gibt auch vereinzelte Beobachtungen, dass die  $\Omega$ -Phase auch in Legierungen ohne Silber vorkommen soll, allerdings in viel kleinerer Menge [40].

Die neuere Geschichte der Entwicklung von Legierungen auf der Basis der  $\Omega$ -Phase geht auf eine ausführliche Arbeit von Polmear über neue temperaturbeständige Legierungen zurück [43]. Die Bezeichnung  $\Omega$  wurde dieser Phase übrigens ebenfalls von Chester und Polmear gegeben [44]. Die  $\Omega$ -Phase ist deshalb eine bevorzugte Härtingsphase in warmfesten Al-Legierungen, weil sie sich relativ temperaturstabil verhält [45, 46]. Anfänglich wurde sogar die Meinung vertreten, es handle sich bei ihr um eine stabile Gleichgewichtsphase [13]. Neuere Untersuchungen gehen aber davon aus, dass  $\Omega$  zwar verglichen mit  $\Theta'$  oder  $S'$  eine relativ stabile Phase ist, aber keine Gleichgewichtsphase. Nach langen Auslagerungszeiten bei hohen Temperaturen soll sich die  $\Omega$ -Phase in die Gleichgewichtsphase  $\Theta$  umwandeln [17, 47, 48].

Welche Aushärtungsphasen in AlCuMgAg-Legierungen gebildet werden, hängt im wesentlichen von der chemischen Zusammensetzung und der Wärmebehandlung ab. Es kommt auch häufig vor, dass verschiedene Phasen nebeneinander koexistieren. In Tabelle II sind die wichtigsten Aushärtungsphasen in 2XXX-Legierungen zusammengefasst.

Tabelle II: Die wichtigsten Aushärtungsphasen in AlCuX-Legierungen [1]

Phase	Struktur	Habitus	Zusammensetzung
$\Omega$	orthorhombisch a=0.496 nm, b=0.859 nm, c=0.848 nm	dünne Platten auf $\{111\}_\alpha$	$\approx Al_2Cu$
$\Theta'$	tetragonal a=0.404 nm, c=0.580 nm	Platten auf $\{100\}_\alpha$	$Al_2Cu$
$S'$	orthorhombisch a=0.404 nm, b=0.925 nm, c=0.718 nm	Latten auf $\{210\}_\alpha$	$Al_2CuMg$
T	kubisch flächenzentriert [13]	rechteckige Platten auf $\{100\}_\alpha$	$Al_6CuMg_4$

## 2.4 Legierungsherstellung

### 2.4.1 Das Sprühen und Verpressen der Bolzen

Die Legierungen wurden von der Firma PEAK Werkstoff GmbH im Sprühkompaktierverfahren (Ospreyverfahren) zu zylindrischen Bolzen mit einem Durchmesser von ca. 250 mm und einer Höhe von 1 m gesprüht (Bild 7). Anschliessend wurden die Bolzen je nach Zusammensetzung bei Temperaturen zwischen 480 und 510°C während 6 Stunden homogenisiert. Zusammen mit der Aufheizzeit ergab dies eine Ofenzeit von 9 Stunden.

Im Presswerk der Firma Erbslöh wurden die Legierungen auf 400 bis 410°C erwärmt und zu Flachprofilen der Grösse 88 × 32 mm verpresst. Das Verpressungsverhältnis betrug ca. 18,8 : 1, die Pressgeschwindigkeit lag bei allen Legierungen zwischen 0,65 und 2,0 m/min.

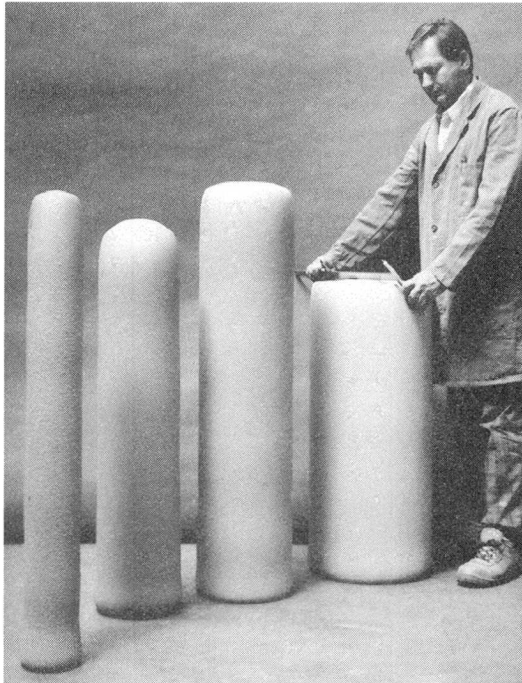


Bild 7: Sprühkompaktierte Bolzen bei der Firma PEAK

Aus den Profilen im Extrusionszustand wurden Proben entnommen und chemisch analysiert. Die Resultate dieser Untersuchungen sind in Tabelle III zusammengestellt.

Tabelle III: Effektive Zusammensetzungen der AlCuMgAg-Legierungen P2XX  
Alle Angaben in Gewichtsprozenten

	<b>Cu</b>	<b>Mg</b>	<b>Mn</b>	<b>Ti</b>	<b>Zr</b>	<b>Zn</b>	<b>Ag</b>	<b>Fe</b>	<b>Si</b>
<b>P213</b> (36/94)	4.6	0.38	0.27	0.32	0.16	0.02	0.37	0.05	0.03
<b>P213A</b> (260/95)	4.7	0.40	0.24	0.32	0.09	0.02	0.39	0.04	0.03
<b>P232</b> (110/93)	3.8	0.85	0.41	<0.01	0.56	0.03	0.44	0.18	0.37
<b>P240</b> (1/95)	4.9	0.27	0.21	0.32	0.13	0.02	0.40	0.04	0.30
<b>P241</b> (4/95)	4.9	0.41	0.21	0.32	0.13	0.56	0.39	0.04	0.25
<b>P241A</b> (256/95)	4.7	0.45	0.20	0.33	0.10	0.58	0.36	0.04	0.10
<b>P243</b> (257/95)	4.9	0.29	0.21	0.01	0.37	0.04	0.37	0.04	0.05
<b>P244</b> (258/95)	4.9	0.27	0.22	0.17	0.29	0.02	0.37	0.03	0.04
<b>P245</b> (259/95)	3.7	0.33	0.39	<0.01	0.47	0.51	0.38	0.03	0.04
<b>P246A</b> (505/95)	3.8	0.29	0.21	0.36	~ 0.27	0.04	0.33	0.03	0.03
<b>P246B</b> (506/95)	4.0	0.29	0.21	0.35	~ 0.28	0.04	0.34	0.03	0.04
<b>P246C</b> (507/95)	4.2	0.30	0.21	0.34	~ 0.27	0.03	0.35	0.04	0.03

## 2.4.2 Der Einfluss der Sprühparameter

In Kapitel 2.2.2 wurde der Einfluss der Sprühparameter auf die Eigenschaften der sprühkompaktierten Legierungen besprochen. Damit überhaupt ein brauchbarer Sprühbolzen entsteht, müssen die Abkühlbedingungen der Schmelzetropfen im Flug in einem eng begrenzten Bereich liegen. Die Abkühlgeschwindigkeit wird vor allem durch die Sprühhöhe und das Gas/Metall-Verhältnis bestimmt. An diesen Parametern kann daher nicht viel verändert werden, ohne zu riskieren, dass kein optimaler Sprühbolzen mehr entsteht.

Der Metallmassenstrom ist in gewissen Grenzen wählbar. Er wird eingestellt durch die Wahl der Bohrung in der keramischen Sprühdüse.

Am meisten Freiheit bleibt bei den Parametern der eingesetzten Schmelze; Schmelztemperatur, Überhitzungstemperatur und -zeit können variiert werden.

Mit dem Ziel, den Einfluss dieser Parameter zu untersuchen, wurden drei Versuchsbolzen der Legierung P246 hergestellt. Insbesondere die Überhit-



zungszeit wurde dabei in den Legierungen P246B und P246C auf 120 und 90 Minuten verlängert (Tabelle IV).

Tabelle IV: Sprühparameter der Legierungen P246A - C

<b>Sprühparameter</b>	<b>P 246 A</b>	<b>P 246 B</b>	<b>P 246 C</b>
<b>Metallmassenstrom [kg/min]</b>	8.77	9.05	8.8
<b>Gas/Metall [Nm<sup>3</sup>/kg]</b>	1.4	1.6	1.6
<b>Schmelzetemperatur [°C]</b>	815	840	840
<b>Sprühhöhe [mm]</b>	710	710	710
<b>Überhitzungstemperatur [°C]</b>	860	860	860
<b>Überhitzungszeit [min]</b>		120	90

Die Überhitzung der Legierung vor dem Versprühen dient der Auflösung von hochschmelzenden Phasen. Insbesondere die Titan- und Zirkonverbindungen haben eine höhere Liquidustemperatur als die Restmatrix. Sie sollten vor dem Versprühen vollständig aufgelöst werden. Gelingt dies nicht, so sind diese Titan- und Zirkonverbindungen als grobe und rissauslösende, d.h. versprödennde Teilchen in den Werkstoffen zu finden.

Die Untersuchung der Mikrostruktur der drei Legierungen P246 ergab keine wesentlichen Unterschiede. Weder in der Ausprägung der Primärausscheidungen, noch in der resultierenden Korngrösse konnten Differenzen gefunden werden. Alle drei Legierungen zeigten eine leichte Tendenz zur Bildung von Wasserstoffporosität. Solch Poren traten in der Legierung P246B eher häufiger auf als in den anderen zwei Legierungen.

Die mechanischen Eigenschaften wurden in den drei Wärmebehandlungszuständen T4, T6X und T6 verglichen. Hier konnten praktisch keine Unterschiede gemessen werden. Insbesondere liessen sich keine Tendenzen bezüglich eines Einflusses der Überhitzungszeit ableiten.

Die Schmelze- und Sprühparameter eignen sich nicht zur gezielten Veränderung von Eigenschaften der sprühkompaktierten Legierungen. Eine Verlängerung der Überhitzungszeit hat praktisch keinen Einfluss auf die Eigenschaften und fördert eher die Bildung von Porosität. Die Sprühparameter müssen so eingestellt werden, dass ein optimaler Bolzen entsteht (konstanter Durchmesser, gleichmässige Oberfläche). Sie können nicht beliebig verändert werden.

### 2.4.3 Die Wärmebehandlungen

Die Wärmebehandlungen wurden gezielt auf die jeweiligen Legierungszusammensetzungen abgestimmt. Um die höchste zulässige Lösungsglühtemperatur zu ermitteln, wurden kleine Stücke der Legierungen bei verschiedenen Temperaturen oberhalb 500°C während 2 Stunden geglüht, in Wasser abgeschreckt und anschliessend auf Heissrisse und Aufschmelzungen hin lichtmikroskopisch untersucht. Die Lösungsglühtemperatur wurde dann jeweils 5 bis 10°C unterhalb der Temperatur gewählt, bei der erste Aufschmelzungen auftraten. Die Lösungsglühzeit betrug 1 bis 2 Stunden. Anschliessend wurde in Wasser bei Raumtemperatur abgeschreckt.

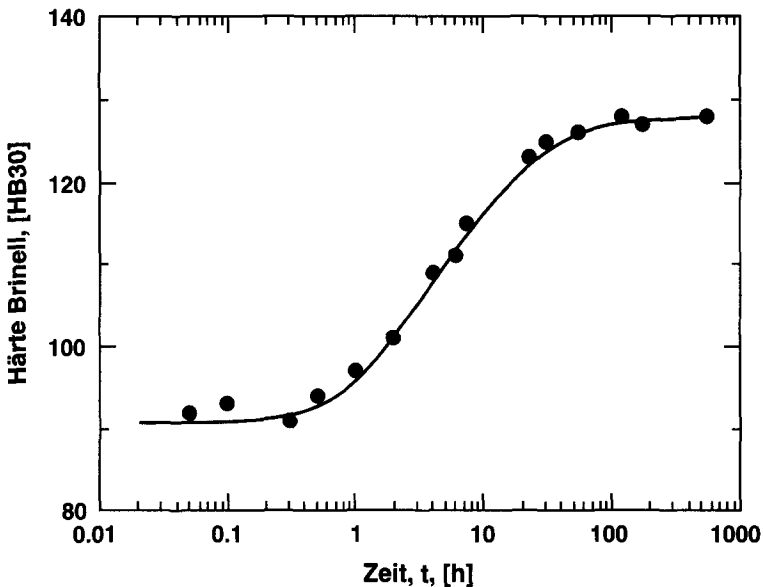


Bild 8: Aushärtungskurve der Legierung P240 bei Raumtemperatur

Nach dem Lösungsglühen und Abschrecken wurden die Legierungen bei Raumtemperatur ausgehärtet, bis stabile T4-Zustände erreicht waren. Bei dieser Aushärtung werden vor allem die weiter oben beschriebenen GP-Zonen als Härtungsphase gebildet. In Bild 8 ist als Beispiel die Aushärtung der Legierung P240 bei Raumtemperatur dargestellt. Etwa eine Stunde nach dem Abschrecken beginnt die Härte anzusteigen. Mit der logarithmischen Zeitachse verläuft der Härteanstieg während einigen Stunden linear. Ab etwa 100 Stunden ist kein deutlicher Härtegewinn mehr zu finden und bei 1000 Stunden Aushärtung ist ein stabiler T4-Zustand erreicht. Für alle un-

tersuchten Legierungen konnte ein ähnlicher Verlauf der Raumtemperaturaushärtung gemessen werden. Die Härtewerte lagen in den T4-Zuständen für alle Legierungen zwischen 123 und 140 HB30.

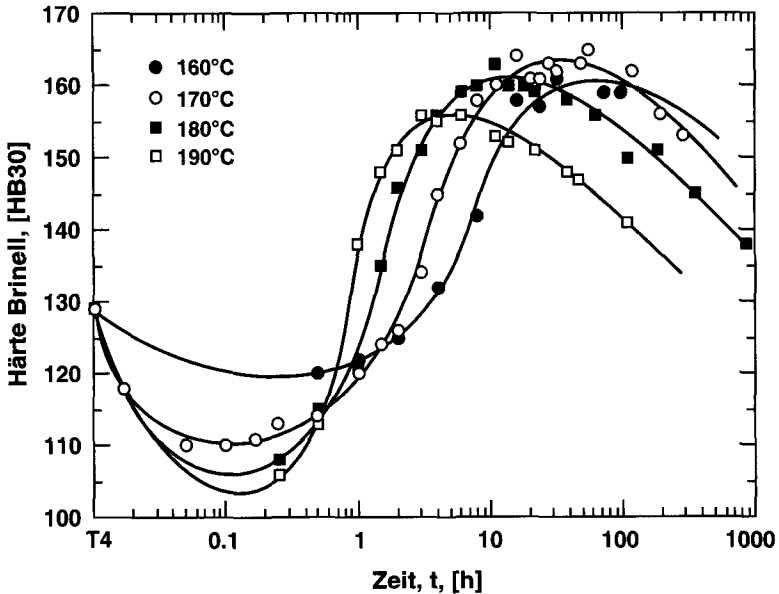


Bild 9: Warmaushärtungskurven der Legierung P240 bei verschiedenen Temperaturen

Anschliessend an die Aushärtung bei Raumtemperatur wurden bei allen Legierungen auch Warmauslagerungen durchgeführt. Für die Warmaushärtungen wurde von T4-Zuständen ausgegangen, da in diesen Zuständen die Keimbildung durch die bereits bestehenden Aushärtungsphasen erleichtert ist. Bei einer solchen Warmauslagerung durchläuft die Härte zuerst ein Minimum (Bild 9). Man spricht dabei von einer Rückbildung oder Reversion. Sie kommt daher, dass bei einer Auslagerungstemperatur oberhalb der GP-Solvuslinie die beim Raumtemperaturaushärten gebildeten Ausscheidungen (GP-Zonen) zum Teil wieder aufgelöst werden, bevor neue Härtingungsphasen gebildet werden. Nach der Rückbildung steigt die Härte steil an und erreicht ein Maximum. Der Zustand maximaler Härte und Festigkeit wird T6-Zustand genannt. Bei weiterer Warmauslagerung überaltert die Legierung. Die Aushärtungsteilchen werden gröber und weniger wirksam. Daher sinken Härte und Festigkeit ab und man spricht dann von T7-Zuständen. Diese Zustände werden zum Teil wegen ihrer besseren Korrosionsbeständigkeit den T6-Zuständen vorgezogen.

Aus Bild 9 ist weiter ersichtlich, dass mit steigender Aushärtungstemperatur die Alterungsvorgänge schneller ablaufen. Das erreichbare Härtemaximum hängt ebenfalls von der Auslagerungstemperatur ab. Die höchste Härte wurde in der Legierung P240 bei 170°C erreicht. Sowohl höhere als auch tiefere Auslagerungstemperaturen führen zu tieferen Maximalhärten. Bei den untersuchten Legierungen liegen die maximalen Härtewerte etwa im Bereich von 145 bis 165 HB30.

Zwei verschiedene künstlich gealterte Zustände wurden hergestellt: Der T6-Zustand ist ein bei 175 - 180°C ausgelagerter, auf maximale Festigkeit gehärteter Zustand. Der T6X-Zustand dagegen ist leicht unteraltert. Dies wird durch eine Auslagerung bei tieferer Temperatur (160°C) während längeren Zeiten erreicht. Der unteralterte Zustand T6X hat jeweils leicht tiefere Festigkeiten als der T6-Zustand, dafür aber eine deutlich höhere Bruchzähigkeit und damit für einige Anwendungen eine idealere Kombination der mechanischen Eigenschaften. Tabelle V fasst alle Wärmebehandlungsparameter der besprochenen Legierungen zusammen.

Tabelle V: Wärmebehandlungsparameter der AlCuMgAg-Legierungen P2XX

	<b>Lösungsglühen</b>	<b>T 4</b>	<b>T6X</b>	<b>T 6</b>
<b>P213</b>	525°C/1-2 h	RT/≥1000 h	T4 + 160°C/24 h	T4 + 180°C/12 h
<b>P213A</b>	525°C/1.5 h	RT/≥1000 h	T4 + 160°C/24 h	–
<b>P232</b>	500°C/2 h	RT/≥1000 h	–	T4 + 165°C/20 h
<b>P240</b>	525°C/1.5 h	RT/≥1000 h	T4 + 160°C/24 h	T4 + 175°C/14 h
<b>P241</b>	515°C/1.5 h	RT/≥1000 h	T4 + 160°C/24 h	T4 + 175°C/14 h
<b>P241A</b>	515°C/1.5 h	RT/≥1000 h	T4 + 160°C/24 h	T4 + 175°C/14 h
<b>P243</b>	525°C/1.5 h	RT/≥1000 h	T4 + 160°C/24 h	–
<b>P244</b>	525°C/1.5 h	RT/≥1000 h	T4 + 160°C/24 h	–
<b>P245</b>	525°C/1.5 h	RT/≥1000 h	T4 + 170°C/20 h	–
<b>P246A-C</b>	525°C/1.5 h	RT/≥1000 h	T4 + 160°C/24 h	T4 + 175°C/14 h

Eine grundlegende Untersuchung an den sprühkompaktierten Legierungen betraf die Stabilität der verschiedenen Wärmebehandlungszustände bei Raumtemperatur (Bild 10). Verschiedene Probestättchen der Legierung P246B wurden aus einem T4-Zustand während unterschiedlich langen Zeiten bei 180°C ausgelagert. Anschliessend an diese Warmaushärtung wurde bei Raumtemperatur die Härteentwicklung verfolgt. Es zeigte sich, dass bei den Zuständen, die durch Warmaushärten bis in das Härteminimum gebracht wurden, bei Raumtemperatur eine Nachaushärtung stattfindet. Allerdings setzt der Härteanstieg erst nach über 100 Stunden ein und dauert

sehr lange Zeit. Es ist zwar eine treibende Kraft zur Entmischung und Bildung von Ausscheidungen (GP-Zonen) da, aber diese Vorgänge sind stark gehindert. Dies ist darauf zurückzuführen, dass bei der kurzen Warmaushärtung bei 180°C ein grosser Teil der Gitterbaufehler (Leerstellen) ausheilen. Die Diffusion der Fremdatome ist daher verlangsamt und es kommt nur nach sehr langen Zeiten zu einer Entmischung und Bildung von Härtingsphasen. Bei der Probe, die mit einer halben Stunde bei 180°C genau bis zum Minimum der Rückbildung erweicht wurde, ist die Nachaushärtung bei Raumtemperatur selbst nach 10'000 Stunden noch nicht abgeschlossen.

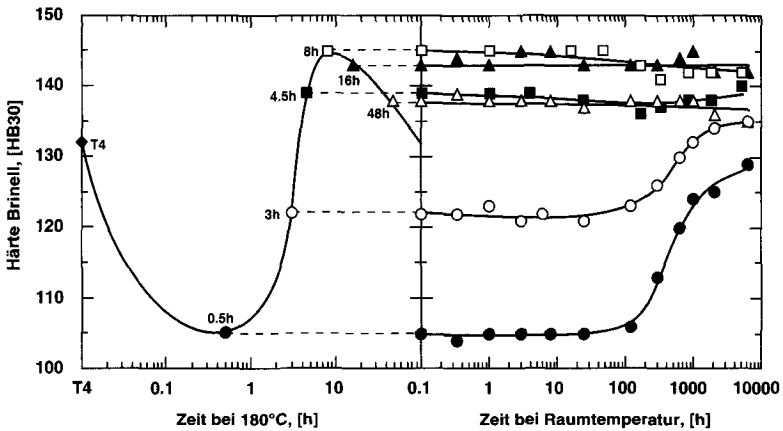


Bild 10: Stabilität der Aushärtungszustände der Legierung P246B bei Raumtemperatur

Alle Proben, die über die Reversion hinaus zu höheren Härtewerten ausgelagert werden, zeigen keine Nachaushärtung. Bei Raumtemperatur ist ihr Zustand stabil, und es kann über längere Zeiten hinweg weder eine Zunoch eine Abnahme der Härte beobachtet werden (Bild 10).

## 2.4.4 Bolzeninhomogenitäten

Aus einigen der sprühkompaktierten Bolzen wurden aus dem Kopf-, Fuss- und Mittelbereich sowie in verschiedenen Abständen von der Drehachse Proben entnommen und auf ihre chemische Zusammensetzung hin analysiert. Bei allen acht auf diese Art untersuchten Bolzen konnten deutliche Schwankungen in den Gehalten der einzelnen Legierungselemente beobachtet werden. Die Zusammensetzung sowohl vom Bolzenfuss zum Bolzenkopf (in vertikaler Richtung) als auch vom Bolzenzentrum zum Bolzenrand (in horizontaler Richtung) ist systematischen Variationen unterworfen. Im weiteren wurde gefunden, dass das Ausmass dieser Inhomoge-

nitäten in horizontaler Richtung im Fussteil gering ist und zum Bolzenkopf hin stark zunimmt. Der Gehalt des Hauptlegierungselements Kupfer zeigt dabei die grössten Schwankungen. In Bild 11 ist die Cu-Verteilung im Sprühbolzen der Legierung P246A dargestellt.

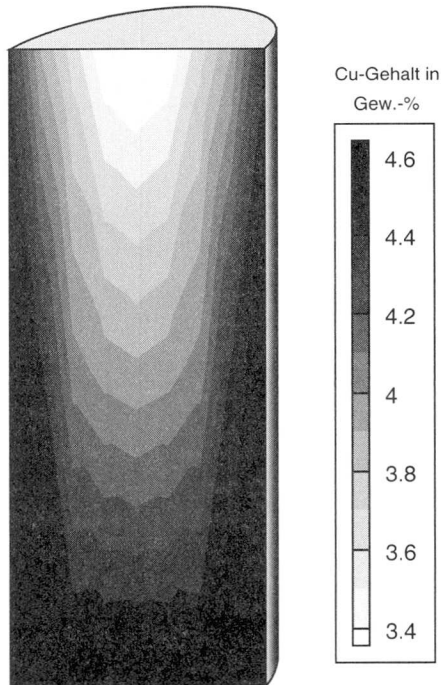


Bild 11: Cu-Verteilung im Sprühbolzen der Legierung P246A

Es zeigte sich weiter, dass sich die Elemente Magnesium und Silber gleich verhalten wie Cu, das heisst sich ebenfalls am Bolzenrand und im Fussbereich anreichern. Im Gegensatz dazu sind die Elemente Titan und Zirkonium im Kopfbereich und im Zentrum angereichert. Bild 12 gibt einen Überblick über die Konzentrationsverteilung der verschiedenen Elemente im Mittelbereich des Sprühbolzens der Legierung P213A. Ähnliche Untersuchungen wurden auch an übereutektischen AlSi-Legierungen durchgeführt. In diesen Legierungen konnten aber praktisch keine lokalen Veränderungen der Zusammensetzung gefunden werden [49].

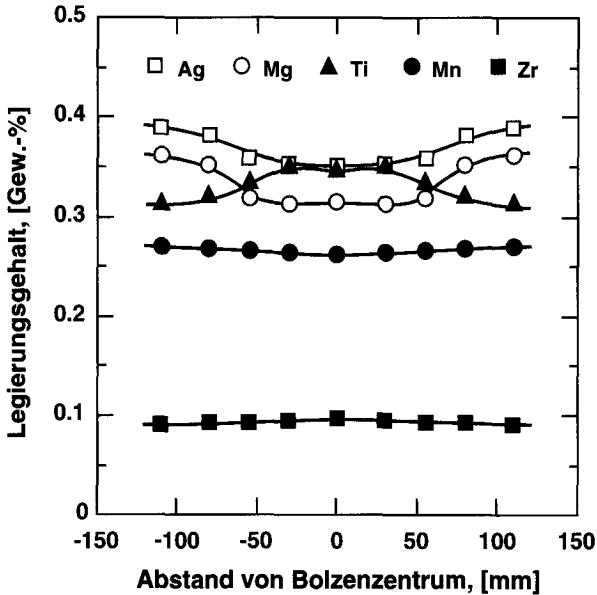


Bild 12: Legierungsgehalte in der Mitte des Sprühbolzens P213A

Die genauen Mechanismen, die zum Auftreten dieser Konzentrationsunterschiede führen, konnten noch nicht mit Sicherheit bestimmt werden. Es scheint aber sinnvoll, für die Besprechung von möglichen Erklärungsmodellen die horizontalen und vertikalen Inhomogenitäten einzeln zu betrachten.

### 1. Die vertikalen Inhomogenitäten:

Beim Sprühkompaktieren eines runden Bolzens entsteht während dem Prozess zuerst der Bolzenfuss. Einige Minuten später erst wird der Bolzenkopf abgeschieden und der Bolzen beendet. Es kann davon ausgegangen werden, dass zum Zeitpunkt wo der Bolzenkopf gesprüht wird, die unteren Bolzenbereiche bereits vollständig erstarrt sind. Es kommen daher keine Seigerungsphänomene in der flüssigen Phase des gesprühten Bolzens als Erklärung für die vertikalen Inhomogenitäten in Betracht. Während dem Sprühprozess sind Bolzenkopf und -fuss nie gleichzeitig flüssig oder haben flüssige Anteile.

Andererseits können die Konzentrationsunterschiede zwischen Kopf- und Fussbereich auch nicht durch Diffusion im Festkörper entstanden sein. Die gemessenen Konzentrationsunterschiede sind so gross, dass im Festkörper eine treibende Kraft zum Konzentrationsausgleich durch Diffusion besteht. Diese Kraft ist deutlich grösser als eine allfällige Gravitations- und Zentrifugalkraft, die auf die schwereren Legierungselemente

wirkt. Von der Thermodynamik her würden sich daher viel kleinere Konzentrationsgradienten einstellen. Dies ist aber offenbar kinetisch nicht möglich.

Die einzige plausible Erklärung für die vertikalen Konzentrationsunterschiede ist, dass die Schmelze bereits vor dem Versprühen inhomogen ist. Die Zusammensetzung der zu versprühenden Schmelze muss zu Beginn des Prozesses eine andere sein als am Ende. Offenbar besteht hier ein Problem, die Schmelze homogen zu halten, trotz Verwendung eines Induktionsofens, der eine Durchmischung gewährleisten sollte.

## 2. Die horizontalen Inhomogenitäten:

Eine denkbare Erklärung für die Konzentrationsunterschiede in der horizontalen Richtung wäre, dass der Sprühstrahl inhomogen ist. Schwere, z.B. Cu und Ag enthaltende Tröpfchen müssten dann im Sprühstrahl so verteilt sein, dass sie am Rand des Sprühbolzens auftreffen, während die leichteren Tröpfchen den Bolzen in der Mitte aufbauen.

Eine andere Erklärung wäre die Tatsache, dass der Bolzen während dem Sprühprozess nur sehr langsam abkühlt. An der Oberfläche besteht dann während dem Prozess ein teilerstarrender Bereich. Legierungselemente, die stabile, hochschmelzende Verbindungen bilden (Ti, Zr), erstarren zuerst und werden damit der Schmelze entzogen. Die Legierungselemente mit hoher Löslichkeit in Aluminium (Cu, Mg, Ag) werden dabei in der schmelzflüssigen Phase angereichert. Wenn man davon ausgeht, dass die flüssige Phase ein durchgehendes Netzwerk bildet, so kann angenommen werden, dass die angereicherte Restschmelze jeweils durch die Zentrifugalkraft der Bolzenrotation nach aussen gedrückt wird, wobei von oben her neue, nicht angereicherte Schmelze ins Netzwerk nachläuft. Damit könnte erklärt werden, warum unabhängig von der Dichte der einzelnen Legierungselemente die Elemente, die mit Aluminium hochschmelzende, peritektische Verbindungen eingehen, sich im Bolzenzentrum anreichern, während die anderen Elemente sich am Bolzenrand anreichern.

Die horizontalen Konzentrationsunterschiede wären also durch die Fliehkraft hervorgerufen. Ihre Grösse ist linear abhängig vom Abstand von der Bolzenachse und beträgt am Bolzenrand bei einer Drehgeschwindigkeit von 160 U/min nahezu das vierfache der Gravitationskraft.

Trotz diesen Erklärungsversuchen bleiben einige Fragen unbeantwortet und Widersprüche bestehen:

- Warum ist die Schmelze zu Beginn des Sprühens sowohl mit Elementen höherer Dichte (Cu, Ag) als auch mit Elementen geringerer Dichte als die Matrix (Mg) angereichert? Warum folgen am Schluss die schweren Elemente Ti und Zr? Diese haben sowohl in der reinen Form als auch als intermetallische Phasen eine höhere Dichte als die Matrix. Reine Schwere-



seigerungen im Schmelzriegel würden aber erwarten lassen, dass alle schweren Elemente sich unten anreichern.

- Warum sind im Bolzenfuss praktisch keine Konzentrationsunterschiede in der horizontalen Richtung zu finden? Ausgehend von einem inhomogenen Schmelzestrahle müssten im Bolzenfuss und -kopf die gleichen Konzentrationsgradienten in horizontaler Richtung bestehen.

Nach dem Sprühen wurden die Bolzen jeweils in der Mitte halbiert und im Anschluss an eine Homogenisierungsglühung von der Mitte des ursprünglichen Bolzens her verpresst. Die Konzentrationsunterschiede in den Bolzen haben dann zur Folge, dass nie genau die gewünschte Zusammensetzung in den extrudierten Profilen vorliegt. Profile aus dem Fussteil sind in den wichtigen Legierungselementen Kupfer und Magnesium höher legiert als Profile aus dem Kopfteil. Damit sind entscheidende mechanische Eigenschaften, wie die Festigkeit oder die Duktilität, nicht konstant über die Länge der Profile.

Die gemessenen effektiven Zusammensetzungen weichen aber noch weiter von den nominellen ab (Tabelle I und Tabelle III). Auch Profile aus dem Fussteil haben z.B. einen tieferen Cu-Gehalt als nominell in die Schmelze eingewogen wurde. Das kommt daher, dass beim Verpressen die Bereiche mit der höchsten Cu-Konzentration am Bolzenrand und im Bolzenfuss grösstenteils im Pressresten verbleiben. Damit ist der Cu-Gehalt im Profil jeweils grundsätzlich tiefer als erwartet.

Um die Inhomogenitäten besser zu verstehen und weiter zu untersuchen, werden folgende Massnahmen vorgeschlagen:

- Es müssten während dem ganzen Sprühprozess Proben aus der zu versprühenden Schmelze entnommen und chemisch analysiert werden, um zu bestätigen, dass die Zusammensetzung sich während dem Sprühen ändert.
- Durch ein Herabsetzen der Rotationsgeschwindigkeit der Bolzen könnte die Fliehkraft gesenkt werden. Damit sollte es möglich sein herauszufinden, ob die horizontalen Konzentrationsunterschiede auf Seigerungen in der teilerstarteten Sprühschicht zurückzuführen sind, oder von einer inhomogenen Verteilung im Schmelzestrahle herrühren.

## 2.5 Mikrostruktur der sprühkompaktierten Legierungen

In diesem Abschnitt wird die Mikrostruktur der sprühkompaktierten AlCuMgAg-Legierungen besprochen. Dazu dienen lichtmikroskopische Bilder der Legierung P243 in verschiedenen Zuständen. Diese Legierung wurde ausgewählt, weil sie von ihren Eigenschaften her im mittleren Bereich der untersuchten Werkstoffe liegt und ihre Mikrostruktur daher auch für die meisten anderen Legierungen repräsentativ ist.

Die Schlitze wurden nach den üblichen metallografischen Methoden hergestellt. Für das Sichtbarmachen von gröberen Primärausscheidungen wurde eine Oxidpolitur auf der Basis von  $\text{SiO}_2$  verwendet. Die Korngrenzen konnten mit einer Ätzlösung aus 0.5 ml  $\text{HNO}_3$  (konz.) und 0.3 ml HF (konz.) in 100 ml Wasser sichtbar gemacht werden. Die meisten Bilder wurden mit Interferenzkontrast aufgenommen. Bei dieser Abbildungsart treten kleine Niveauunterschiede, die durch das Polieren oder Ätzen erzeugt worden sind, verstärkt hervor.

### 2.5.1 Das Sprühgefüge

Im Sprühgefüge der untersuchten Legierungen sind die ursprünglichen Schmelzetropfen noch leicht zu erkennen (Bild 13a). Die Grösse der Sprühkörner liegt bei 40 bis 50  $\mu\text{m}$  und somit im idealen Bereich. Es haben sich bei der Erstarrung primäre Ausscheidungen an den Oberflächen der Sprühkörner und in den Zwickeln gebildet. Diese Phase enthält das Hauptlegierungselement Kupfer. In Bild 13 ist sie etwas dunkler grau dargestellt als die Matrix. Über die Verteilung dieser Phase kann die Grösse der Sprühkörner erkannt werden. Im Sprühzustand ist das Material noch nicht vollständig verdichtet. Einzelne Poren sind als dunkle Löcher im Schlitzbild sichtbar. In der Mitte des Rundbolzens sind nur wenige Poren sichtbar. Gegen den Rand hin nimmt die Anzahl der Poren zu.

Durch eine leichte Ätzung konnte in den Sprühkörnern eine weitere Phase sichtbar gemacht werden (Bild 13b). Sie ist plattenförmig ausgebildet und nimmt bezüglich der Matrix bestimmte Orientierungen ein. In jedem Korn sind jeweils drei Ausrichtungen dieser Phase erkennbar. Es ist daher denkbar, dass diese Phase sich auf den  $\{100\}$ -Ebenen der Matrix ausbildet.

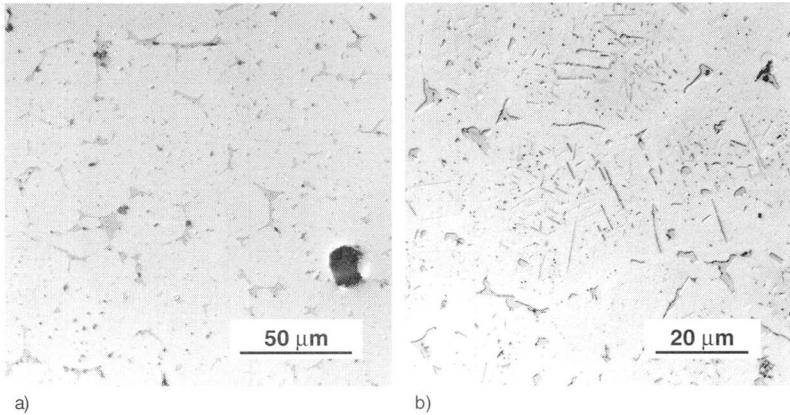


Bild 13: Sprühgefüge der Legierung P243 ("as sprayed" Zustand)  
 a) ungeätzt; b) leicht angeätzt

## 2.5.2 Die Mikrostruktur im Extrusionszustand

Das Strangpressen ist eine Warmumformung, in unserem Fall bei Temperaturen um 400°C herum. Die aus diesem Prozess resultierenden Profile kühlen langsam auf Raumtemperatur ab. Es ist deshalb nicht zu erwarten, dass eine grössere Menge an Legierungselementen aufgelöst und in fester Lösung gehalten werden kann. Vielmehr ist das Hauptlegierungselement Kupfer auch nach dem Strangpressen in Form von groben Primärausscheidungen im Werkstoff zu finden. Diese vom unteren Mikrometerbereich bis etwa 15 µm grossen Teilchen sind in Bild 14a zu sehen. Sie sind kantig und unregelmässig geformt. Mittels EDX-Analysen im Rasterelektronenmikroskop (REM) konnte die Zusammensetzung dieser Teilchen als  $\text{CuAl}_2$  nachgewiesen werden. Je nach Zusammensetzung der Legierung können in diesem Zustand auch grobe, unlösliche Ausscheidungen von Übergangsmetallen wie Titan, Zirkonium und Mangan, sowie von Verunreinigungselementen gefunden werden. Auf den Einfluss dieser Phasen, insbesondere auf die Bruchzähigkeit, wird in Abschnitt 3.2.3 im Detail eingegangen.

Der Extrusionszustand (auch F-Zustand genannt) ist relativ resistent gegenüber chemischem Angriff. Es ist deshalb nur durch eine starke Ätzung möglich, die Korngrenzen sichtbar zu machen (Bild 14b). In der Querrichtung ist dabei ein sehr feines Korn zu beobachten. Die mittleren Korngrössen betragen 10 bis 20 µm. Dieses Gefüge ist durch dynamische Rekristallisation während dem Extrudieren entstanden. Die Körner werden dabei in der Extrusionsrichtung langgestreckt.

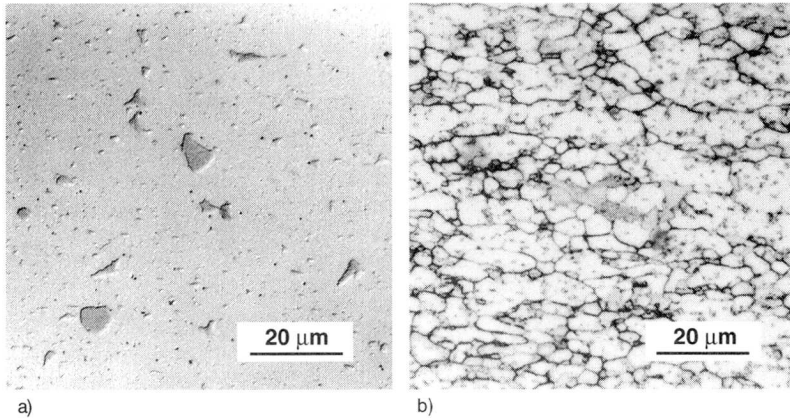


Bild 14: Extrusionszustand der Legierung P243; Querschliff  
 a) Primärausscheidungen  $\text{CuAl}_2$ ; b) Kornstruktur

### 2.5.3 Die Mikrostruktur nach der Wärmebehandlung

Bei der Lösungsglühung wird versucht, das Kupfer in feste Lösung zu bringen und beim anschliessenden Abschrecken als übersättigten Mischkristall einzufrieren. Dass dies oft nicht vollständig gelingt, zeigt Bild 15a. Die feinen Teilchen (kleiner als etwa 2 - 3  $\mu\text{m}$ ) des F-Zustandes sind zwar beim Lösungsglühen praktisch alle aufgelöst worden. Doch von den groben  $\text{CuAl}_2$ -Primärausscheidungen ist der grösste Teil übriggeblieben. Diese Teilchen wurden nur teilweise angelöst. Dies ist an der rundlichen Form zu erkennen. Kanten und Ecken wurden aufgelöst, aber die Grösse der Partikel hat kaum abgenommen. Im Längsschliff in Bild 15b ist zu sehen, dass diese Primärausscheidungen bevorzugt zeilenförmig in der Extrusionsrichtung angeordnet sind.

Diese nicht aufgelöste Primärphase ist im allgemeinen unerwünscht. Einerseits, weil das in groben Teilchen abgebundene Kupfer nicht für die Aushärtung zur Verfügung steht, und andererseits, weil die Bruchzähigkeit negativ beeinflusst wird, da diese Primärausscheidungen bruchauslösend wirken können. Die Bildung von groben, nicht mehr vollständig auflösbaren Teilchen kann verhindert werden durch eine Reduktion des Kupfergehalts. Dabei muss aber zwangsläufig eine Einbusse in der erreichbaren Festigkeit hingenommen werden.

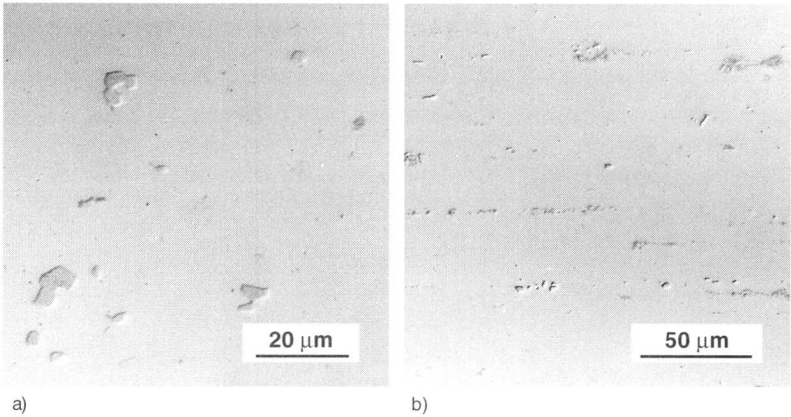


Bild 15: Nicht aufgelöste Primärausscheidungen in Legierung P243-T4  
a) Querschliff; b) Längsschliff

In Bild 16 ist die Kornstruktur im T4-Zustand zu sehen. Durch das Ätzen konnten einige Körner durch flächigen Abtrag sichtbar gemacht werden. Allerdings sind nicht alle Korngrenzen sichtbar. Vielmehr wurden die Kornflächen von verschiedenen Körnern mit ähnlicher Orientierung gleich stark abgetragen, so dass die Korngrenze dazwischen nicht hervortritt. So scheint das Gefüge grobkörniger zu sein, als es effektiv ist, da viele benachbarte Körner nicht voneinander unterschieden werden können.

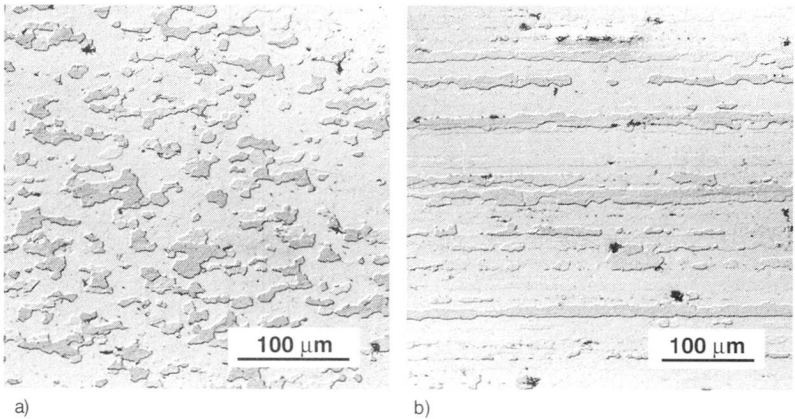


Bild 16: Kornstruktur der Legierung P243-T4; a) Querschliff; b) Längsschliff

Tatsache ist, und dies wird in Kapitel 4 ausführlich beschrieben, dass im Idealfall bei der Wärmebehandlung keine Veränderungen der Korngrenzen stattfinden. Es findet also weder eine Rekristallisation noch ein Kornwachstum statt. Vielmehr ist die Kornstruktur im T4-Zustand (Bild 16a) genau die gleiche wie im F-Zustand (Bild 14b). Bild 16b zeigt deutlich, dass die Körner stark in der Extrusionsrichtung gestreckt sind. Einzelne davon haben eine Länge von mehreren Millimetern.

Bei einigen Legierungen konnte beobachtet werden, dass in den Randbereichen des Extrusionsprofils eine Rekristallisation stattfindet. Das resultierende Korn ist dabei viel größer als das ursprüngliche (Bild 17). In der Legierung P243 hat die Grobkornzone eine Dicke von 2 - 3 mm. In den meisten anderen Legierungen ist diese Zone viel dünner ausgebildet. Bei der Serie P246A-C zum Beispiel beträgt die Schichtdicke zwischen 0.15 und 0.6 mm.

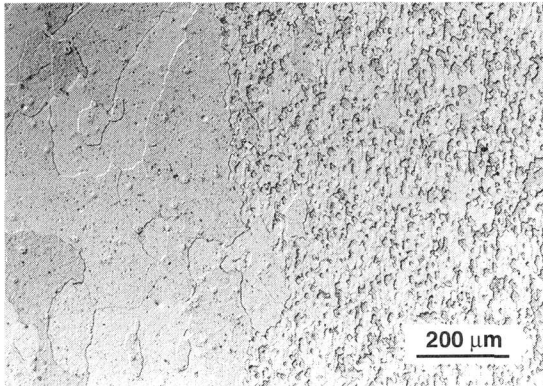


Bild 17: Grobkornbildung am Rand des Extrusionsprofils der Legierung P243-T4

In lichtmikroskopischen Schlifften können die Auswirkungen einer Warm-aushärtung nicht gesehen werden. Die entstehenden Härtingsphasen sind vielmehr so fein, dass sie nur bei viel stärkerer Vergrößerung im Transmissionselektronenmikroskop (TEM) nachgewiesen werden können. Daher werden hier keine weiteren Bilder der T6X- oder T6-Zustände wiedergegeben. Diese würden den Bildern der T4-Zustände entsprechen.

## ERZIELTE EIGENSCHAFTEN

---

Dieses Kapitel fasst die Resultate der Legierungsentwicklung zusammen. Als erstes folgt eine Abhandlung über Versuche zum Verlauf der mechanischen Eigenschaften während der Warmaushärtung (Abschnitt 3.1). Diese systematischen Untersuchungen bilden die Grundlage dafür, dass die Eigenschaften in einer gegebenen Legierung durch thermische und thermomechanische Behandlungen gezielt eingestellt werden können.

Die folgenden Abschnitte behandeln dann jeweils einen Aspekt der erzielten Eigenschaften im Detail: Festigkeit und Bruchzähigkeit (3.2), die Temperaturbeständigkeit (3.3), die Ermüdungseigenschaften (3.4) und zum Schluss des Kapitels die Spannungsrisskorrosionseigenschaften (3.5).

### 3.1 Grundlegende Versuche zum Aushärtungsverhalten

Um das Aushärtungsverhalten von sprühkompaktierten AlCuMgAg-Legierungen grundsätzlich besser zu verstehen, wurde eine Reihe von systematischen Versuchen durchgeführt. Für alle diese Experimente wurde dieselbe Legierung mit der Zusammensetzung Al-5.2Cu-0.36Mg-0.40Ag-0.20Mn-0.45Zr verwendet. In [10] trägt diese Legierung die Bezeichnung N211.

Nach dem Lösungsglühen (525°C/2 h) und Abschrecken in Wasser (23°C) wurden alle Proben bei Raumtemperatur während mehr als 1000 Stunden in einen stabilen T4-Zustand kaltausgehärtet. Anschliessend wurde der Verlauf der Aushärtung während der Warmauslagerung für zwei verschiedene Temperaturen untersucht:

- T4 + 160°C / 8 h, 14 h, 24 h, 48 h, 96 h, 192 h, 480 h und 1008 h
- T4 + 180°C / 2 h, 4 h, 8 h, 14 h, 32 h, 96 h, 288 h und 1008 h

Zusätzlich wurden weitere Proben, ausgehend vom T4-Zustand, durch Kaltwalzen (Dickenreduktion von 8%) in den Zustand T3 gebracht. Auch aus dem T3-Zustand wurde der Aushärtungsverlauf bei 160°C untersucht:

- T3 + 160°C / 4 h, 8 h, 14 h, 32 h, 72 h, 192 h, 480 h und 1008 h

In allen diesen Zuständen wurden Zugversuche durchgeführt. In den meisten auch Messungen der Bruchzähigkeit und der Härte. So entstand eine umfassende Sammlung von mechanischen Eigenschaften einer einzelnen Legierung in vielen verschiedenen Zuständen. Eine Zusammenfassung aller Resultate dieser Versuchsreihe ist in Anhang I zu finden.

### 3.1.1 Bruchzähigkeit und Streckgrenze

Trägt man die Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  gegen die Streckgrenze  $R_{p0.2}$  für jeden dieser Zustände auf, so entsteht das Diagramm in Bild 18. Höchste Bruchzähigkeit ist im T4-Zustand zu finden. Mit zunehmender Warmaushärtung nimmt parallel die Streckgrenze zu und die Bruchzähigkeit ab. Bei höchsten Werten der Streckgrenze ist der T6-Zustand erreicht. Weiteres Aushärten führt zur Abnahme der Festigkeit, die Legierung wird überaltert. Die Bruchzähigkeit durchläuft dabei ein Minimum und steigt bei starker Überalterung wieder leicht an. So entsteht ein charakteristischer Verlauf der mechanischen Eigenschaften, vergleichbar mit einer Nase. Der Unterschied zwischen der Auslagerung bei 160 und 180°C ist nur minim. Abgesehen davon, dass die Überalterung bei der höheren Temperatur bereits viel früher einsetzt, liegt die 180°C-Kurve leicht verschoben innerhalb der 160°C-Kurve.

Durch die Kaltverformung wird generell die Festigkeit massiv erhöht, während die Bruchzähigkeit entsprechend abnimmt. Dies ist aus dem Vergleich von Zustand T4 und T3 ersichtlich. Durch anschliessendes Warmauslagern entsteht eine weitere "Nase", die entsprechend nach rechts unten verschoben ist.



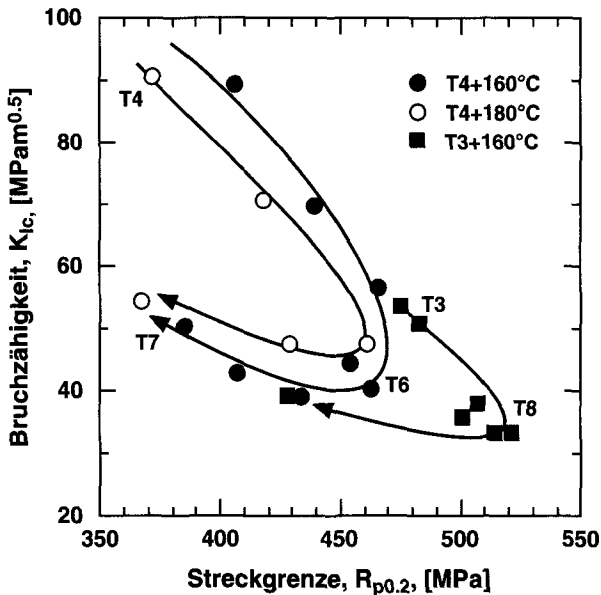


Bild 18: Bruchzähigkeit und Streckgrenze nach Warmaushärtung der T4- und T3-Zustände

### 3.1.2 Einflüsse auf die Bruchzähigkeit

Das Verhalten der Festigkeit bei der Alterung wurde bereits in Abschnitt 2.3.1 erläutert (Bild 6). Der Verlauf der Bruchzähigkeit hingegen soll hier noch erklärt werden.

Auf die Bruchzähigkeit von Aluminiumlegierungen haben drei verschiedene Teilchenarten einen Einfluss:

1. Grobe intermetallische Verbindungen (Primärausscheidungen) aus Verunreinigungselementen mit geringer Löslichkeit und aus überschüssigen Legierungselementen, die nicht in Lösung gebracht wurden. Ihre typische Grösse beträgt 0.5 - 30  $\mu\text{m}$ .
2. Feine, unlösliche und temperaturstabile Dispersoide, auf der Basis von Übergangsmetallen wie Zr und Mn, die zur Beeinflussung des Rekristallisationsverhaltens zulegiert wurden. Typische Grösse: 0.05 - 0.5  $\mu\text{m}$ .
3. Feinverteilt ausgeschiedene Härtingsphasen. Die Art, Grösse und Verteilung dieser Teilchen hängt von der Zusammensetzung und dem Wärmebehandlungszustand der Legierung ab.

Alle kommerziellen hochfesten Legierungen enthalten kleinere oder grössere Mengen der Verunreinigungselemente Eisen und Silizium. Diese Elemente scheiden sich bei der Erstarrung der Schmelze aus und bilden Primärteilchen mit einer Grösse von bis zu 30  $\mu\text{m}$ . Bekannte Zusammensetzungen sind dabei  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ ,  $(\text{Fe}, \text{Mn})\text{Al}_6$  und  $\text{Mg}_2\text{Si}$ . Diese Ausscheidungen sind unlöslich. Sie können zwar durch mechanische Behandlungen aufgebrochen und verkleinert, aber nicht mehr aufgelöst werden.

Daneben sind in den meisten aushärtbaren Legierungen lösliche oder zumindest teilweise löslichen Teilchen von gleicher Grössenordnung zu finden. Es sind ebenfalls primär gebildete Verbindungen der Hauptlegierungselemente mit Aluminium (z.B.  $\text{Al}_2\text{Cu}$ ,  $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ). In gewissen Legierungen können diese Phasen bei der Verarbeitung nicht vollständig aufgelöst werden, weil zuvor ein Aufschmelzen stattfinden würde.

Die Bruchbildung in hochfesten Al-Legierungen war bereits Thema von umfangreichen Untersuchungen [50]. Im allgemeinen wird davon ausgegangen, dass ein Risswachstum über die drei Schritte Porenbildung, Porenwachstum und Porenvereinigung (Koaleszenz) abläuft. Die Porenbildung erfolgt dabei an intermetallischen Primärausscheidungen, entweder durch Aufbrechen der harten und spröden Teilchen oder durch Ablösen von der Matrix. Bei fortschreitender plastischer Verformung wachsen diese Poren. Schliesslich reissen die Werkstoffbrücken zwischen den Poren unter Bildung von kleinen Grübchen auf (Porenkoaleszenz, Bildung von "void sheets"). Für diesen Ligamentbruch sind die früher erwähnten Dispersoide und die Aushärtungsphasen verantwortlich (Bild 19).

Die Bruchzähigkeit wird daher bestimmt durch die Grösse und den Volumenanteil der bruchauslösenden Teilchen, die Grösse und den Volumenanteil der Dispersoide, von der Grenzflächenfestigkeit zwischen Matrix und Einlagerungspartikel und auch von der Art der Gleitprozesse.

Die Modelle der Bruchbildung gehen davon aus, dass der Riss wächst, wenn durch Porenwachstum und -vereinigung die ursprüngliche Risspitze bis zum nächsten vor der Risspitze liegenden Teilchen verschoben wird. In dieser Prozesszone zwischen Risspitze und gebrochenem Teilchen muss dazu eine kritische Dehnung aufgebracht werden. Die äussere angelegte Spannungsintensität entspricht dann gerade der Bruchzähigkeit. Für die Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  ergibt sich dann ein Zusammenhang der Form

$$K_{Ic} \approx \left[ 2R_{p0.2} E \left( \frac{\pi}{6} \right)^{1/3} D \right]^{1/2} V_f^{-1/6} \quad (1)$$

mit der Streckgrenze  $R_{p0.2}$ , dem Elastizitätsmodul  $E$  und dem Volumenanteil der bruchauslösenden Teilchen  $V_f$ . Bei konstantem Durchmesser  $D$  der bruchauslösenden Teilchen resultiert eine Proportionalität [51, 52]:

$$K_{Ic} \propto V_f^{-1/6} . \quad (2)$$

Ein deutlicher Zähigkeitsgewinn ist demnach nur durch eine drastische Reduktion der bruchauslösenden Teilchen zu realisieren.

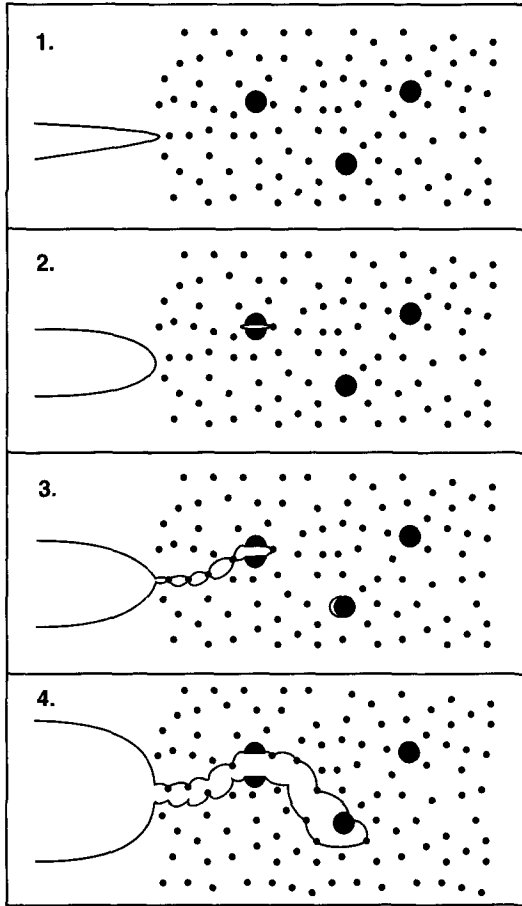


Bild 19: Risswachstumsmechanismus in hochfesten Al-Legierungen durch Porenbildung, -wachstum und -vereinigung [1]

Technisch einfach machbar ist dies bei den Elementen Fe und Si. Durch die Verwendung von hochreinen Ausgangsmaterialien konnten tiefere Gehalte an Primärausscheidungen und daher höhere Bruchzähigkeiten erreicht werden. Kommerziell wurde dies bei vielen Legierungen schon in den siebziger Jahren durchgeführt: 2124 und 2048 sind reinere Formen von 2024;

2419 von 2219, 2214 von 2014 und 7475 und 7175 sind höherzähe Versionen von 7075 [53]. In den reinen Legierungen ist der Summengehalt Fe + Si begrenzt auf Werte unterhalb 0.5%, während er sonst üblicherweise oberhalb 1.0% liegt.

Die Primärausscheidungen der Härtungselemente Cu und Mg sind für die Bruchzähigkeit ebenso schädlich. Die Dichte dieser Teilchen kann reduziert werden durch das Senken der Gehalte dieser Elemente bis unter die Löslichkeitsgrenze. Dies wurde mit Erfolg an AlCuMgAg-Legierungen durchgeführt [54]. Allerdings wird damit auch die erreichbare Festigkeit reduziert.

Wie wir gesehen haben, kommt den Dispersoiden bei der Porenvereinigung eine entscheidende Rolle zu. Bei hohen Dichten und grossen Durchmessern dieser Dispersoide wird die Porenvereinigung und damit das Risswachstum durch Grübchenbildung beschleunigt. Die Dispersoide können aber nicht einfach weggelassen werden, da sie bei der Verhinderung der Rekristallisation eine entscheidende Rolle einnehmen. Einzelne Untersuchungen deuten aber darauf hin, dass Dispersoide verschiedener Elemente sich unterschiedlich bezüglich ihrer versprödenden Wirkung verhalten. Insbesondere Cr-haltige Dispersoide sollen dabei schlechter für die Zähigkeit sein als Zr-haltige, während Mn-haltige gegenüber den Cr-haltigen ungünstiger sind [50]. Eine mögliche Erklärung dafür ist in der Tatsache zu finden, dass Cr und Mn sich, im Unterschied zu Zr, in bestehenden groben Verunreinigungsteilchen ansammeln und diese dadurch grösser und schädlicher machen [55].

Da hier bei diesen Vorversuchen nur mit einer einzigen Legierungszusammensetzung gearbeitet wurde, und zudem der Lösungsglühprozess immer derselbe war, kann davon ausgegangen werden, dass keine Unterschiede in den Primärausscheidungen und in den Dispersoiden bestehen. Der Verlauf der Bruchzähigkeit über die Aushärtungszeit muss daher mit der Veränderung von Grösse und Art der Härtungsausscheidungen erklärt werden. Dabei gilt es, zwei verschiedene Einflüsse auf die Bruchzähigkeit zu unterscheiden:

1. Die **Art der Gleitung** bei plastischer Verformung hat einen grossen Einfluss auf die mögliche Verfestigung und damit auch auf die Bruchzähigkeit. In den unteralterten Zuständen basiert die Festigkeit auf der Härtung durch submikroskopisch feine GP-Zonen. Diese kohärenten Ausscheidungen werden von den Versetzungen bevorzugt geschnitten und ihr Wirkungsquerschnitt wird dadurch immer kleiner. Dies führt zu einer **planaren Gleitung** in wenigen Gleitebenen und zum Aufstau einer grösseren Zahl von Versetzungen an den groben Teilchen. Damit wird die

Risseimbildung erleichtert und es resultiert ein tiefer Beitrag zur Bruchzähigkeit im T4-Zustand, wie in Bild 20 schematisch gezeigt.

Bei fortschreitender Alterung werden die GP-Zonen durch immer grössere Härtungsausscheidungen vom Typ  $\Omega$  und  $\Theta'$  ersetzt. Sobald die Härtungsteilchen nicht mehr kohärent mit der Matrix sind, müssen sie von den Versetzungen umgangen werden. Dies führt zur Abnahme der Festigkeit bei der Überalterung. Die Teil- oder Inkohärenz der Härtungsteilchen hat aber noch einen weiteren Einfluss: Da diese Teilchen nicht mehr geschnitten werden können, wird die Gleitung auf viele verschiedene Gleitebenen verteilt. Man spricht dann von einer **homogenen Gleitung**. Damit ist die Bruchbildung erschwert und der Beitrag der Gleitart zur Bruchzähigkeit ist in den überalterten Zuständen am grössten.

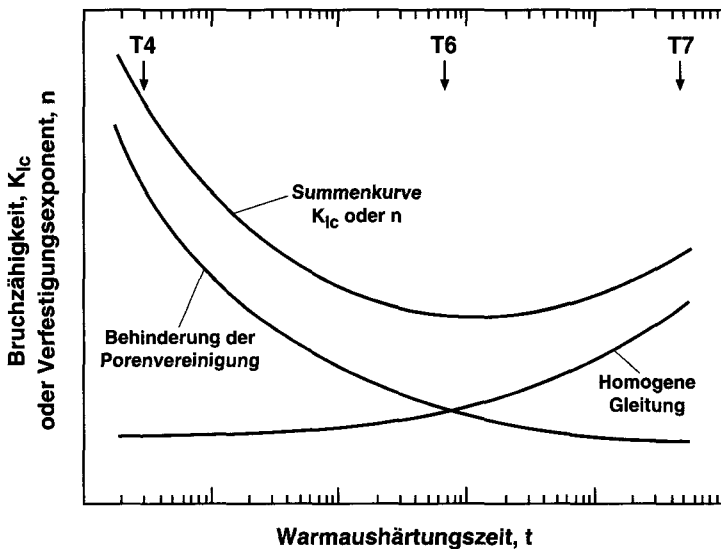


Bild 20: Schematische Darstellung der Einflüsse auf die Bruchzähigkeit und Verfestigung über die Warmaushärtungszeit

2. Für das **Zusammenwachsen von Poren**, die sich um gebrochene grobe Primärteilchen gebildet haben, sind die Dispersoide und Aushärtungsphasen verantwortlich. Diese feinen Teilchen helfen dabei bei der **Porenvereinigung** mit. Je grösser diese Teilchen sind und je dichter sie in der Matrix angeordnet sind, desto leichter geht die Porenkoaleszenz. In unteralterten Zuständen ist daher die Porenvereinigung stark behindert. Die GP-Zonen sind noch so klein und fein (wenige Atomlagen dick), dass sie nicht bruchbeschleunigend wirken können. Dies liefert einen grossen

Beitrag zur Bruchzähigkeit (Bild 20). Bei fortschreitender Überalterung werden die Härtungsausscheidungen immer grösser und ermöglichen somit ein energiearmes Risswachstum über die Bildung von Mikroporen zwischen den grossen Poren der Primärausscheidungen [50, 52]. In diesen Zuständen ist der Beitrag der Behinderung der Porenvereinigung an der resultierenden Bruchzähigkeit am geringsten (Bild 20).

Die Summenkurve für Bruchzähigkeit oder Verfestigung liegt im T4-Zustand am höchsten, hat dann im T6-Zustand ein Minimum und steigt bei der Überalterung wieder an. Im T7-Zustand werden aber nicht mehr die hohen Werte des T4-Zustands erreicht. Dies ist die Folge davon, dass der Beitrag der homogenen Gleitung im T7-Zustand kleiner ist als der Beitrag der Behinderung der Porenkoaleszenz im T4-Zustand. Der zähigkeitsvermindernde Effekt der grösseren Aushärtungsteilchen ist stärker als der zähigkeitssteigernde Effekt der homogeneren Gleitverteilung. Daher haben die überalterten Zustände jeweils bei gleichen Werten der Streckgrenze tiefere Bruchzähigkeiten als die unteralterten.

Das Verhalten der AlCuMgAg-Legierungen bei Überalterung kann grundsätzlich als gutmütig bezeichnet werden. Die Bruchzähigkeit sinkt bei fortschreitender Wärmebehandlung nicht weiter ab, sondern steigt wieder an. Es sind daneben auch Legierungssysteme bekannt, die bei starker Überalterung keine Erholung der Bruchzähigkeit zeigen, sondern, im Gegenteil, immer spröder werden. Ein Beispiel für solche Werkstoffe ist die Gruppe der AlLi-Legierungen [56]. Der Grund hierfür liegt bei der Bildung von Ausscheidungen der Härtungselemente an den Korngrenzen, was zu spröden interkristallinen Brüchen führt [57].

### **3.1.3 Entwicklung der mechanischen Kennwerte über die Auslagerungszeit**

Verschiedene mechanische Kennwerte aus dem Zugversuch (Streckgrenze, Bruchdehnung und Verfestigungsexponent), sowie die Härte und die Bruchzähigkeit wurden als Funktion der Auslagerungszeit bei 160°C aufgetragen (Bild 21). Zur besseren Vergleichbarkeit der Kurven sind dabei die Achsen von  $K_{IC}$ ,  $A_5$  und  $n$  umgedreht worden. Somit zeigen alle Kurven einen Anstieg bis zum Maximalwert und anschliessend einen Abfall bei der Überalterung.

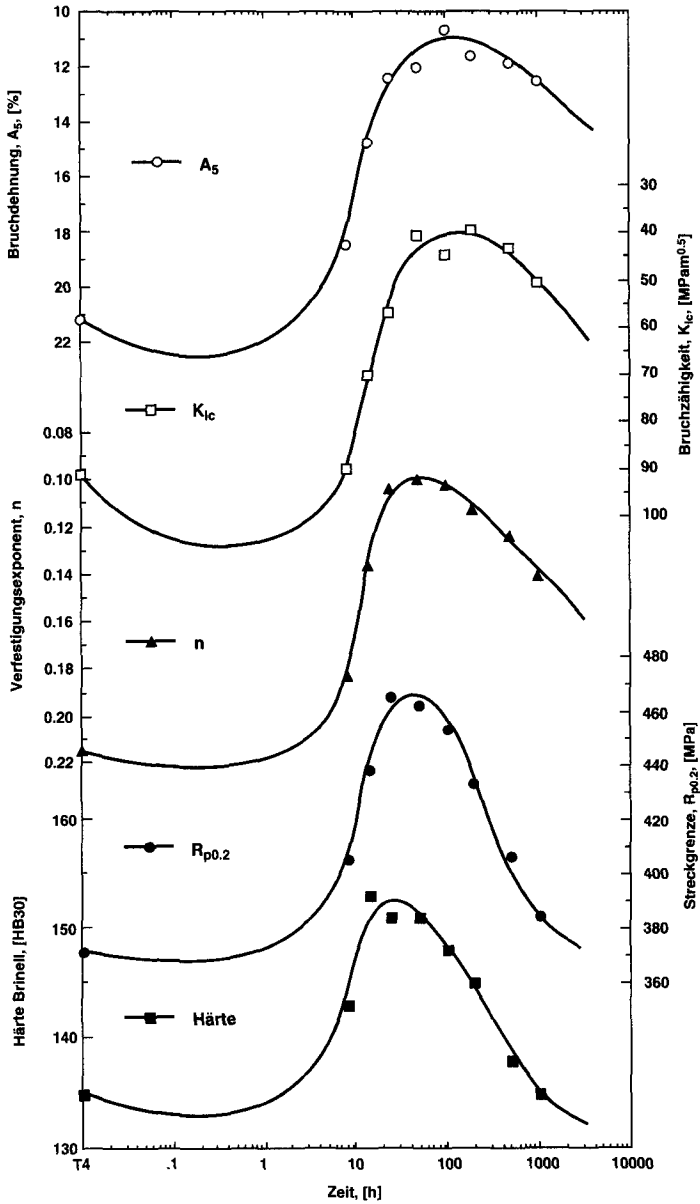


Bild 21: Verlauf der mechanischen Kennwerte über die Auslagerungszeit bei 160°C, Legierung N211

Aus dem Vergleich der Kurven zeigt sich, dass die Extremalwerte der verschiedenen Messgrößen nicht gleichzeitig auftreten. Vielmehr erreicht die Härte zuerst, bei etwa 20 Stunden Auslagerungszeit bei 160°C, das Maximum. Darauf folgt bei etwa 40 Stunden das Maximum der Streckgrenze gleichzeitig mit dem Minimum des Verfestigungskoeffizienten. Zum Schluss, bei über 100 Stunden, folgen die Minima von Bruchdehnung und Bruchzähigkeit.

Zusätzlich sind die Buckel der einzelnen Kurven verschieden breit. Die Härte zeigt den schnellsten Abfall bei der Überalterung. Die Bruchdehnung hingegen erholt sich nur relativ langsam und ist nach 1000 Stunden Auslagerung noch fast auf dem Niveau des Minimalwerts.

Weitere Untersuchungen haben gezeigt, dass sich z.B. die Kurven für Härte und Streckgrenze sehr gut decken, wenn bei der Härte die Auslagerungszeit jeweils mit dem Faktor 1.5 multipliziert wird. Die  $K_{IC}$ - und die  $n$ -Kurve hingegen decken sich, wenn bei  $n$  die Auslagerungszeit hoch 1.2 gerechnet wird. Offenbar beruhen die beiden Messgrößen auf jeweils ähnlichen physikalischen Größen. Daher der ähnliche Verlauf der Kurven. Aber die Abhängigkeit von der Zeit ist verschieden, so dass keine genaue Deckung möglich ist, ausser über eine Verschiebung oder Spreizung der einen Kurve.

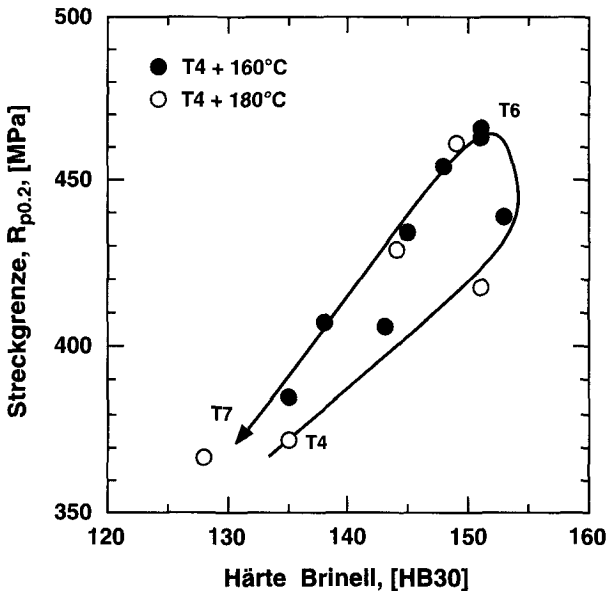


Bild 22: Streckgrenze und Härte der Legierung N211



### 3.1.4 Härte und Streckgrenze

Es ist allgemein bekannt, dass die Härte mit den Festigkeitseigenschaften in Beziehung steht. Für Stähle gilt ein linearer Zusammenhang zwischen der Härte und der Zugfestigkeit in der Form  $R_m = 3.38 \cdot HV$  [58]. Für Nichteisenmetalle bestehen keine solchen allgemeingültigen Beziehungen.

Wie wir bereits in Bild 21 gesehen haben, lassen sich die Kurven von  $R_{p0.2}$  und der Härte nicht zur Deckung bringen, da eine Zeitverschiebung zwischen den beiden Grössen besteht. Auch mit der Zugfestigkeit  $R_m$  korreliert die Härte nicht direkt. Die Zugfestigkeit erreicht das Maximum bereits noch früher als die Härte.

Wenn wir trotzdem die Streckgrenze gegen die Härte auftragen, erhalten wir das Diagramm in Bild 22. Die Linie markiert den Verlauf der Aushärtung vom T4-Zustand zum Zustand mit der maximalen Streckgrenze (T6) und weiter zu den überalterten Zuständen (T7). Es zeigt sich in dieser Darstellung, dass insbesondere wenn wir nur die Zustände ab dem T6-Zustand berücksichtigen, sich eine sehr gute Linearität ergibt. Für diese überalterten Zustände kann also eine Proportionalität zwischen Streckgrenze und Härte angegeben werden, die für verschiedene Aushärtungstemperaturen Gültigkeit hat.

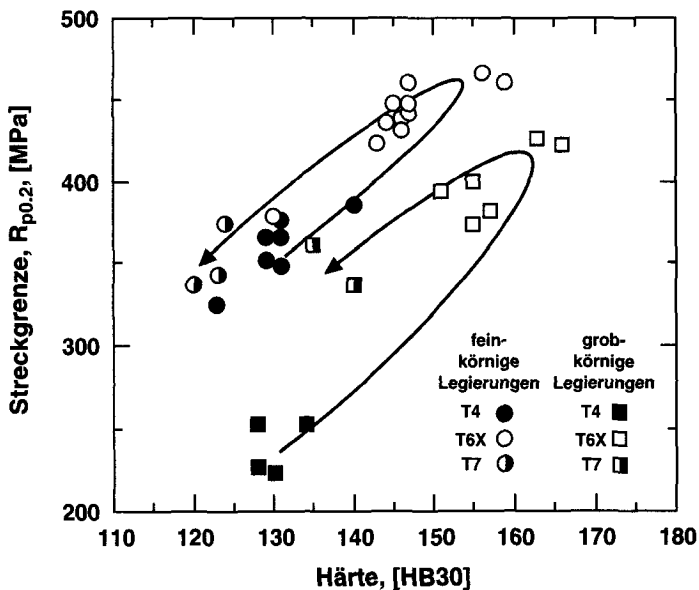


Bild 23: Streckgrenze und Härte der sprühkompaktierten Legierungen P2XX

In Bild 23 ist die gleiche Darstellung für eine grössere Anzahl von sprühkompaktierten Legierungen aus dieser Arbeit zu sehen. Verschiedene Legierungen des gleichen Systems verhalten sich offenbar ähnlich, so dass auch hier eine Linie durch die Punkte gelegt werden kann, vom T4- über die T6- zu den T7-Zuständen. Allerdings ist aus dieser Aufzeichnung auch der Effekt der Korngrösse zu sehen. Feinkörnige, unrekristallisierte Legierungen bilden die obere Kurve. Die vier untersuchten Legierungen, die beim Lösungsglühen rekristallisierten und danach grobkörnig waren, bilden eine zweite Kurve. Die Streckgrenzenwerte dieser Legierungen liegen bei gleicher Härte deutlich tiefer. Daraus wird geschlossen, dass für dieses Legierungssystem ein allgemeiner Zusammenhang zwischen Härte und Streckgrenze nur unter Einbezug der Korngrösse gemacht werden kann.

### 3.1.5 Modellrechnungen für die Bruchzähigkeit

Die Festigkeitseigenschaften eines Materials lassen sich relativ einfach mit Zugversuchen messen. Zur Messung der Bruchzähigkeit hingegen sind kompliziertere Probengeometrien und aufwendigere Mess- und Auswerteverfahren erforderlich. Das hat dazu geführt, dass bereits vielfach versucht wurde, aus den Messergebnissen eines Zugversuchs einen Wert für die Bruchzähigkeit abzuschätzen. Im folgenden sollen die Modelle aus der Literatur studiert und mit den Messergebnissen dieser Arbeit verglichen werden.

Alle bekannten Bruchzähigkeitsmodelle [51, 59 - 61] basieren darauf, dass ein Riss wächst, wenn in der "Prozesszone" der Länge  $L^*$  direkt vor der Risspitze eine kritische Dehnung  $\varepsilon^*$  überschritten wird. Daraus kann die Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  berechnet werden als [62]

$$K_{Ic} \approx \sqrt{2 E R_{p0.2} L^* \varepsilon^*} . \quad (3)$$

Der Unterschied zwischen den einzelnen Modellen besteht darin, wie die Grössen  $L^*$  und  $\varepsilon^*$  definiert werden. Bei Jata und Starke [60] wird  $L^*$  in Bezug zum Verfestigungsexponent  $n$  gesetzt mit

$$L^* \propto n^2 . \quad (4)$$

Der Verfestigungsexponent  $n$  berechnet sich dabei aus der Formel von Ludwick mit der wahren Spannung  $\sigma_{eff}$  und der wahren Dehnung  $\varepsilon_{eff}$  im Bereich zwischen der Streckgrenze und der Zugfestigkeit aus dem Zugversuch gemäss

$$\sigma_{eff} = K \varepsilon_{eff}^n \quad (5)$$

mit 
$$\sigma_{eff} = \sigma(1 + \varepsilon) \quad \text{und} \quad \varepsilon_{eff} = \ln\left(1 + \frac{\Delta l}{l_o}\right) . \quad (6)$$

$\sigma$  = Spannung

$\varepsilon$  = Dehnung

$l_o$  = Ausgangslänge der Probe

$\Delta l$  = Verlängerung der Probe

Hahn und Rosenfield [61] schlugen weiter vor, für die kritische Dehnung den Wert der wahren Dehnung beim Bruch im Zugversuch einzusetzen. Unter Einbezug dieser Beziehungen kamen Garrett und Knott [51] für ihre Untersuchungen an AlCu-Legierungen zu folgendem Zusammenhang:

$$K_{Ic} = \sqrt{\frac{E \varepsilon^* R_{p0.2} n^2}{20(1 - \nu^2)}} \quad (7)$$

$\nu$  = Querkontraktionszahl (Poissonkonstante).

Für eine konstante Verteilung von bruchauslösenden Einschlüssen kann diese Gleichung vereinfacht werden zu

$$K_{Ic} = B n \sqrt{R_{p0.2}} , \quad (8)$$

wobei B eine materialspezifische Konstante ist.

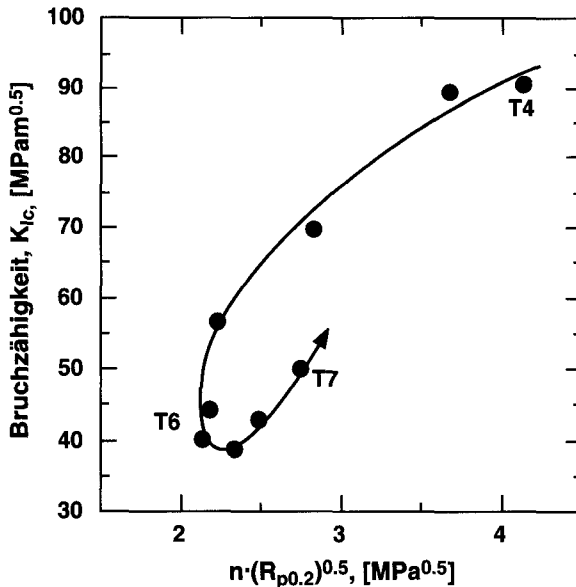


Bild 24: Bruchzähigkeit als Funktion von  $n \cdot R_{p0.2}^{0.5}$  (Modell von Garrett/Knott), Legierung N211, Aushärtung bei 160°C

Werden die Resultate der Legierung N211 gemäss dem Modell von Garrett und Knott aufgetragen, so entstehen die Kurven von Bild 24 und Bild 25. Eine Linearität ist also in diesem Fall nicht zu beobachten. Dazu sind aber folgende zwei Punkte zu beachten:

- In der Arbeit von Garrett und Knott [51] werden ähnliche Diagramme von  $K_{Ic}$  vs.  $n$  für kommerzielle und reine AlCu-Legierungen gezeigt. Dort ist ein analoger nasenförmiger Verlauf wie in Bild 25 zu sehen. Die Kurve beginnt bei den unteralterten Zuständen und verläuft über die maximal gehärteten zu den überalterten Zuständen. Diese Kurve wird aber von den Autoren nicht so eingezeichnet, sondern es wird ein breites Streuband über beide Äste der Kurve gelegt.
- Bei McKeighan/Hillberry [62] wird ein entsprechendes Diagramm für Al-LiZr-Legierungen gezeigt. In dieser Arbeit werden aber nur unteralterte und bis knapp ans Maximum gehärtete Legierungen verglichen. Somit befinden wir uns immer nur auf dem einen Ast der Kurve. Es scheint einleuchtend, dass in diesem Fall eine Gerade gut in die Messpunkte hineinpasst. Würde man in Bild 24 jeweils nur unter- oder überalterte Zustände einzeln betrachten, so liesse sich dort ebenfalls eine lineare Abhängigkeit ablesen.

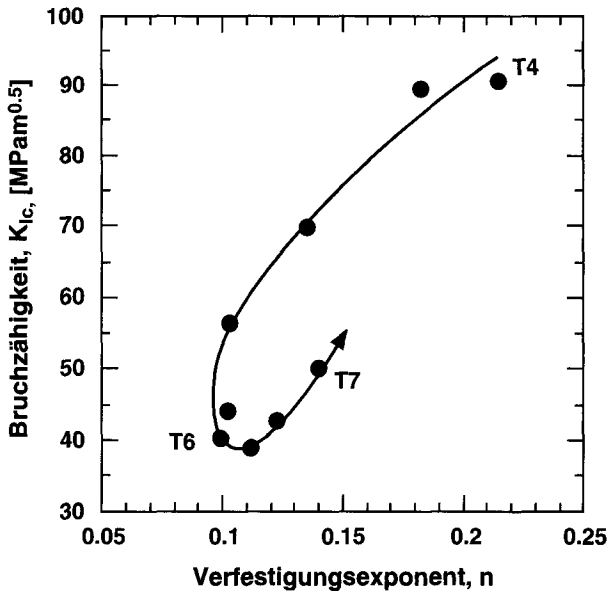


Bild 25: Bruchzähigkeit als Funktion des Verfestigungsexponenten, Legierung N211, Aushärtung bei 160°C

Insgesamt kann gesagt werden, dass die gängigen Modelle zur Abschätzung der Bruchzähigkeit aus den Kennwerten des Zugversuchs sich nur bedingt für Vorhersagen eignen. Der lineare Zusammenhang zwischen der Bruchzähigkeit und dem Produkt aus Verfestigungsexponent und Wurzel der Streckgrenze konnte klar widerlegt werden. Die systematischen Untersuchungen dieser Arbeit ergaben, dass der Zusammenhang dieser zwei Größen vielmehr in Form einer nasenförmigen Kurve besteht. Der Ursprung dieser "Nase" liegt in der zeitlichen Verschiebung der Kurven von  $K_{Ic}$  und  $n$  begründet (Abschnitt 3.1.3). Linearität kann aber näherungsweise für die beiden Äste der Kurve angenommen werden. Werden also z.B. nur unteralterte oder nur überalterte Zustände betrachtet, so scheint eine Proportionalität plausibel.

Es muss weiter beachtet werden, dass die Härtungsmechanismen in unter- und überalterten Legierungen verschieden sind. Im Bereich der maximalen Härtung findet daher ein Wechsel im Härtungsmechanismus statt. Damit scheint auch eine Erklärung gefunden zu sein dafür, dass die Proportionalitätsgeraden von unter- und überalterten Zuständen gegeneinander verschoben sind.

## 3.2 Festigkeit und Bruchzähigkeit

### 3.2.1 Resultate bei Raumtemperatur

Die mechanischen Eigenschaften im T4-, T6- und T6X-Zustand wurden zuerst anhand von Zugversuchen an runden 5er Proportionalproben ( $B6 \times 30$  mm nach DIN 50125) in der longitudinalen (L-) Richtung und bei Raumtemperatur ermittelt. Die konstante Traversengeschwindigkeit betrug in diesen Versuchen 2 mm/min, was einer Dehngeschwindigkeit  $d\epsilon/dt$  von rund  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  entspricht.

In einem zweiten Schritt wurden die Zähigkeitswerte der Legierungen gemessen. Der Kerbschlagbiegeversuch diente dabei zur Charakterisierung der Zähigkeit eines gekerbten Materials bei schlagartiger Belastung. Er wurde nach DIN 50115 an ISO-V-Proben durchgeführt. Damit wurden die Kerbschlagarbeiten  $A_v$  der verschiedenen Zustände ermittelt.

Die Bruchzähigkeit  $K_{Jc}$  ist eine Werkstoffkenngrösse, die den Widerstand von rissbehafteten und unter Spannung stehenden Bauteilen gegen stabile oder instabile Rissausbreitung kennzeichnet. Die Bruchzähigkeiten wurden an vorermüdeten 0.4 CT-Proben im  $K_{Jc}$ -Versuch nach ASTM E 399-90 für tiefe Werte und im J-Integral-Versuch nach ASTM E 813-89 für höhere Zähigkeiten gemessen. Bei den Zuständen mit sehr hoher Bruchzähigkeit mussten die J-Integral-Versuche an grösseren Proben (0.6 oder 1 CT-Proben) durchgeführt werden, da für die 0.4 CT-Proben das Dickenkriterium nicht mehr erfüllt war.

Die Ergebnisse der J-Integral-Versuche wurden auf  $K_{Jc}$ -Werte umgerechnet nach der Gleichung

$$K_{Jc} = \sqrt{\frac{E J_{Ic}}{1 - \nu^2}} \quad (9)$$

Bei den Ergebnissen der  $K_{Jc}$ -Versuche handelt es sich um  $K_Q$ -Werte, da in allen Fällen das Dickenkriterium für die 0.4 CT-Proben und in einigen Fällen auch die Bedingung für  $P_{\max}/P_Q$  nicht erfüllt waren.

Alle Versuche wurden bei Raumtemperatur durchgeführt. Die Resultate sind in Tabelle VI dargestellt.

Tabelle VI: Mechanische Eigenschaften der Legierungen P2XX bei Raumtemperatur, Longitudinalrichtung bzw. L-T Orientierung

	$R_{p0.2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$A_g$ [%]	$A_5$ [%]	Z [%]	$A_V$ [J]	$K_{Jc}$ [MPam <sup>0.5</sup> ]
<b>P213-T4</b>	385	543	17.9	20.5	19.1	68	109
<b>P213-T6</b>	460	523	5.2	10.7	44.9	45	52
<b>P213-T6X</b>	466	536	6.9	12.7	40.1	72	85
<b>P213A-T4</b>	252	393	22.5	27.6	46.4	52	95
<b>P213A-T6X</b>	394	438	7.4	13.2	47.4	43	70
<b>P232-T4</b>	359	530	16.2	18.7	23.2	30	70
<b>P232-T6</b>	482	540	7.2	12.3	33.7	18	33*
<b>P240-T4</b>	227	385	23.4	26.7	37.5	-	83
<b>P240-T6</b>	424	455	6.7	7.2	17.1	-	41*
<b>P240-T6X</b>	382	422	5.1	6.7	20.8	29	59
<b>P241-T4</b>	223	374	27.8	29.6	35.0	-	73
<b>P241-T6</b>	427	459	5.91	8.13	22.3	-	36*
<b>P241-T6X</b>	399	444	7.11	10.8	31.1	14	42*
<b>P241A-T4</b>	252	393	21.9	26.8	39.1	38	88
<b>P241A-T6</b>	419	451	4.6	8.3	26.4	25	44
<b>P241A-T6X</b>	374	431	8.5	14.0	39.2	23	62
<b>P243-T4</b>	351	503	17.8	19.8	23.9	42	81
<b>P243-T6X</b>	442	533	9.7	14.2	37	29	54
<b>P244-T4</b>	365	516	17.2	18.6	20.2	40	79
<b>P244-T6X</b>	438	531	9.0	12.9	33.7	32	54
<b>P245-T4</b>	325	476	17.5	20.2	22.6	55	92
<b>P245-T6X</b>	379	451	6.1	12.8	51.0	43	66
<b>P246A-T4</b>	348	499	18.1	21.8	23.8	61	102
<b>P246A-T6</b>	460	523	5.4	12.3	50	42	62
<b>P246A-T6X</b>	448	519	7.4	13.9	48.4	52	74
<b>P246B-T4</b>	376	523	17.0	20.2	23.2	59	105
<b>P246B-T6</b>	448	515	5.5	12.5	49.1	51	62
<b>P246B-T6X</b>	423	503	8.6	15.1	46.8	50	78
<b>P246C-T4</b>	366	515	17.7	20.9	22.7	60	100
<b>P246C-T6</b>	431	494	6.0	12.9	47.8	52	66
<b>P246C-T6X</b>	436	512	7.1	13.5	46.4	47	78

\*  $K_{Jc}$ -Werte nach ASTM E399-90

Zur Darstellung und zum Vergleich der mechanischen Eigenschaftskombination von Legierungen eignet sich im speziellen die Auftragung der Bruchzähigkeit gegen die Streckgrenze. Diese Art von Diagramm wird im folgenden verwendet, um die hier entwickelten sprühkompaktierten Legierungen untereinander und mit kommerziell erhältlichen Legierungen der Klassen AlCu, AlCuMg und AlCuMgAg zu vergleichen. Bild 26 zeigt zwei Eigenschaftsbereiche von Legierungen. Der Bereich bei tieferen Streckgrenzen umfasst die bekanntesten kommerziellen Legierungen des Systems AlCu(Mg). Darin enthalten sind zum Beispiel die klassischen schadenstoleranten Legierungen 2X24 oder die warmfesten Legierungen 2618-T61 und 2X19. Alle diese Legierungen liegen in einem Eigenschaftsbereich, der durch das eingezeichnete Fünfeck umschlossen wird.

Im zweiten Feld, bei höheren Werten der Streckgrenze, sind die heute bekannten, schmelzmetallurgisch hergestellten aber noch nicht kommerziell erhältlichen AlCuMgAg-Legierungen zu finden. Diese Resultate stammen aus der Literatur [54, 63]. Von der Zusammensetzung her liegen einige dieser Legierungen sehr nahe bei den hier untersuchten. Der Hauptunterschied ist dabei die verschiedenartige Herstellung.

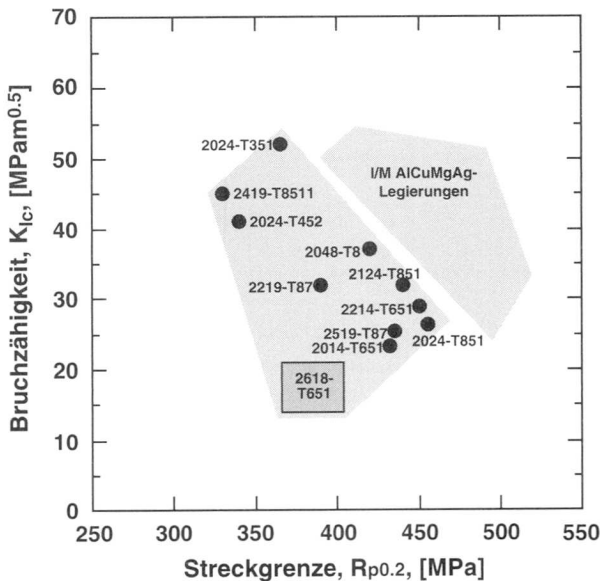


Bild 26: Bruchzähigkeit und Streckgrenze kommerzieller AlCu(Mg) und schmelzmetallurgisch hergestellter AlCuMgAg-Legierungen



In Bild 27 werden nun diese zwei Bereiche mit den Ergebnissen der sprühkompaktierten Legierungen in den verschiedenen Wärmebehandlungszuständen verglichen. Dabei fällt auf, dass die sprühkompaktierten Legierungen in den Zuständen T4 und T6X generell deutlich höhere Bruchzähigkeiten aufweisen als alle sonst bekannten 2XXX-Legierungen. Verglichen mit den kommerziellen I/M-Legierungen sind bei vergleichbaren Werten der Streckgrenze mindestens doppelt so hohe Werte der Bruchzähigkeit zu erreichen. Die hohen Bruchzähigkeiten scheinen ein Merkmal der sprühkompaktierten Legierungen zu sein, da auch die von der Zusammensetzung her ähnlichen, aber über I/M-Verfahren hergestellten Legierungen weniger zäh sind. Auf die Zusammenhänge der Bruchzähigkeit mit der sprühkompaktierten Mikrostruktur wird in Abschnitt 3.2.3 detailliert eingegangen.

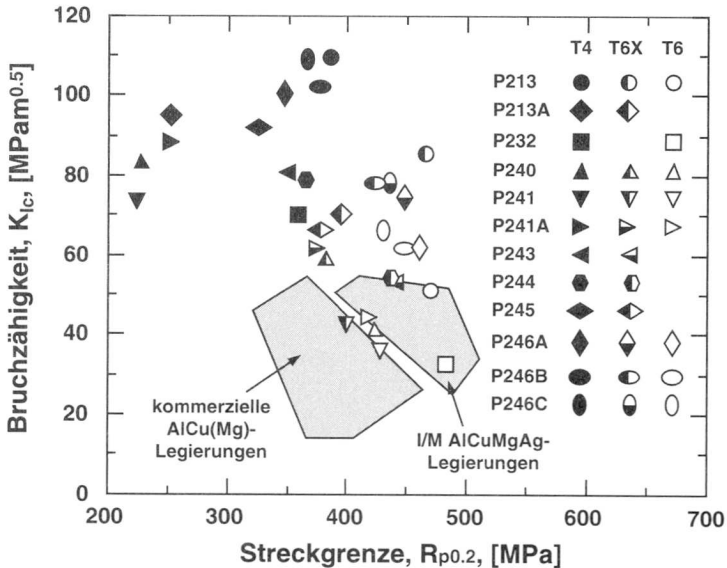


Bild 27: Bruchzähigkeit und Streckgrenze der sprühkompaktierten AlCuMgAg-Legierungen

Bei der **Streckgrenze** konnte mit den T6-Zuständen der Sprühkompaktierten Legierungen nicht ganz die gleich hohen Werte erreicht werden wie in den vergleichbaren I/M-Legierungen. Das hat folgende Gründe:

- Die Legierungen mit Streckgrenzen im Bereich von 500 MPa haben höhere Kupfergehalte als die hier untersuchten Legierungen. Kupfer ist aber zusammen mit Magnesium eines der wichtigsten Elemente zur Festig-

keitssteigerung. Mit höheren Gehalten an Kupfer sind auch in sprühkompaktierten Legierungen bereits Streckgrenzen im Bereich von 500 MPa erreicht worden [10]. Dabei lag aber die Bruchzähigkeit bei Werten zwischen 20 und 30 MPam<sup>0.5</sup>.

- Im Feld der I/M AlCuMgAg-Legierungen sind auch Legierungen in den verformten T8-Zuständen berücksichtigt. Diese Zustände zeigen allgemein höhere Streckgrenzen. Auch an den hier untersuchten Legierungen wurden thermomechanische Behandlungen durchgeführt und dabei Streckgrenzen oberhalb 500 MPa erreicht. Die Resultate dieser Messungen werden in Abschnitt 3.2.4 besprochen.

Besonders bei den T4-Zuständen der gesprühten Legierungen, aber auch bei den warmausgehärteten Zuständen, sind zwei Festigkeitsgruppen leicht zu unterscheiden. Die Legierungen P213A, P240, und P241/A gehören dabei zu der Gruppe mit deutlich tieferer Streckgrenze bei ebenfalls leicht tieferer Bruchzähigkeit. *Umfangreiche Untersuchungen haben bestätigt, dass diese Legierungen während der Wärmebehandlung grobkörnig rekristallisieren.* In Kapitel 4 wird dieses wichtige Phänomen ausführlich behandelt. Hohe Festigkeiten können in den sprühkompaktierten AlCuMgAg-Legierungen nur in unrekristallisierten und feinkörnigen Strukturen erreicht werden. Innerhalb der Gruppe der feinkörnigen Legierungen gibt es nur geringe Unterschiede in der Festigkeit. Dies ist darauf zurückzuführen, dass alle diese Legierungen ähnliche Cu- und Mg-Gehalte haben und praktisch gleich wärmebehandelt wurden. Einzig die Legierung P245 hat eine tiefere Streckgrenze als die anderen feinkörnigen Legierungen. Dies ist eine Folge davon, dass diese Legierung den tiefsten Cu-Gehalt und gleichzeitig nur wenig Magnesium enthält. Somit konnte nur eine geringe Dichte an Härtungsteilchen erzeugt werden. Daher liegt die Streckgrenze dieser Legierung, insbesondere im warmausgehärteten Zustand, im Festigkeitsbereich der grobkörnigen Legierungen, obwohl sie unrekristallisiert und feinkörnig ist.

Verfolgt man die Entwicklung der Legierungen über die verschiedenen Legierungsserien hinweg, so wird deutlich, dass eine Verbesserung hin zu der sicheren Reproduzierbarkeit der sehr guten Raumtemperatureigenschaften der Ausgangslegierung P213-T6X erreicht wurde. Anhand der neuesten Legierungen der Serie P246 zeigt sich auch, dass heute mit sprühkompaktierten Werkstoffen dieser Klasse Eigenschaftskombinationen von 350 MPa (Streckgrenze) / 100 MPam<sup>0.5</sup> (Bruchzähigkeit) im T4-Zustand und 420 MPa / 75 MPam<sup>0.5</sup> im Zustand T6X reproduzierbar erreicht werden können.

### 3.2.2 Die Isotropie der Eigenschaften

In gewalzten und extrudierten Produkten sind die mechanischen Eigenschaften abhängig davon, in welche Richtung sie gemessen werden. Dies ist die Folge davon, dass bei diesen Herstellverfahren ein Korngefüge aus stangen- oder bandförmig langgezogenen Körnern entsteht. Die besten Eigenschaften werden meist in der Längsrichtung gemessen. Für Anwendungen, bei denen ein Bauteil auch quer zur Laufrichtung des Gefüges belastet wird, ist es wichtig, die Festigkeiten und Duktilitäten auch in den Querrichtungen zu kennen.

Zur Untersuchung der Isotropie der mechanischen Eigenschaften wurden in verschiedenen Legierungen Zug- und Kerbschlagbiegeversuche in der langen Querrichtung (T-Orientierung) durchgeführt (Tabelle VII). Die kurze Querrichtung war von der Dimension der extrudierten Profile her zu klein, um normale Zug- oder Kerbschlagproben herzustellen. In dieser Richtung wurden daher nur die Bruchzähigkeiten gemessen (Tabelle VIII).

Tabelle VII: Vergleich der mechanischen Eigenschaften in Längs- und Querrichtung

	$R_{p0.2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$A_g$ [%]	$A_5$ [%]	Z [%]	$A_V$ [J]	$K_{Jc}$ [MPam <sup>0.5</sup> ]
<b>P240-T4 L</b>	227	385	23.4	26.7	37.5	–	83
<b>P240-T4 T</b>	234	369	17.2	18.0	19.8	–	–
<b>P240-T6X L</b>	382	422	5.1	6.7	20.8	29	59
<b>P240-T6X T</b>	413	444	2.7	2.9	3.1	8.5	36*
<b>P243-T4 L</b>	351	503	17.8	19.8	23.9	42	81
<b>P243-T4 T</b>	303	449	17.5	20.4	29.0	20	50
<b>P243-T6X L</b>	442	533	9.7	14.2	37.0	29	54
<b>P243-T6X T</b>	382	469	9.2	12.4	26.1	10	34
<b>P246C-T4 L</b>	366	515	17.7	20.9	22.7	60	100
<b>P246C-T4 T</b>	320	465	18.1	22.0	30.4	35	76
<b>P246C-T6X L</b>	436	512	7.1	13.5	46.4	47	78
<b>P246C-T6X T</b>	405	468	7.7	13.1	41.3	23	–

\*  $K_{Jc}$ -Wert nach ASTM E399-90

Tabelle VII stellt eine repräsentative Auswahl der Resultate in Längs- und Querrichtung dar. Die Zähigkeitswerte wurden an Proben mit L-T-Orientierung für die Längsrichtung und mit T-L-Orientierung für die Quer-

richtung gemessen. Der Vergleich der mechanischen Eigenschaften liefert folgende Ergebnisse:

- **P240** ist eine grobkörnig rekristallisierte Legierung. Ihre Eigenschaften entsprechen daher nicht dem Idealfall. Die Festigkeitswerte in P240 sind in der T-Orientierung meist höher als in der Längsrichtung. Besonders in den warmausgehärteten Zuständen dieser Legierung trat im Zugversuch ein grosser Anteil an interkristallinem Spröbruch auf. Bedingt durch die Kornorientierung, war dieser senkrecht zur Zugrichtung auftretende Spröbruch vor allem in den Versuchen in Längsrichtung zu beobachten. In der Querrichtung war die Bruchfläche dann eher treppenstufenförmig ausgebildet. Dies erklärt die höheren Festigkeiten in den Richtungen, in denen ein kleinerer Anteil an Spröbruch auftritt.

Die Duktilitäten und Zähigkeiten liegen in der Querrichtung durchwegs tiefer als in der Längsrichtung. Am wenigsten Verformung kann im T6X-Zustand in der Querrichtung aufgenommen werden. Hier sind sowohl die Dehnungen als auch die Einschnürung minimal.
- Die Legierungen **P243** und **P246C** sind feinkörnig und zeigen ein vergleichbares Verhalten. Die Streckgrenzen und Zugfestigkeiten in Querrichtung betragen zwischen 86 und 93% der Werte in Längsrichtung. Damit ist die lange Querrichtung nur geringfügig weniger fest als die Hauptrichtung. Die Dehnungen und Einschnürungen liegen in beiden Orientierungen sehr nahe beieinander.

In der Kerbschlagarbeit sind die grössten Einbussen zu verzeichnen. Die Werte der Querrichtung liegen hier bei nur 35 - 60% der Werte in der Hauptrichtung. Bei der Bruchzähigkeit werden immerhin 60 - 76% erreicht. Damit sind die Zähigkeitswerte in der Querrichtung deutlich tiefer als in der Längsrichtung. Die erzielten Werte sind in den Legierungen P243 und P246C aber immer noch relativ hoch, verglichen mit vielen kommerziellen Legierungen.

### 3.2.3 Der Einfluss der Primärausscheidungen

Bereits in Abschnitt 3.1.2 wurde über die Einflüsse auf die Bruchzähigkeit berichtet. Die Zähigkeit wird bestimmt durch drei verschiedene Arten von Teilchen: grobe Primärausscheidungen, feine temperaturstabile Dispersoide und die feinen Teilchen der Härtungsphasen. Über den generellen Einfluss der Härtungsphasen und Primärausscheidungen wurde weiter oben detailliert berichtet anhand von Zähigkeitsuntersuchungen in verschiedenen Aushärtungsstadien. In diesem Abschnitt werden nun die groben intermetallischen Primärausscheidungen besprochen, die in den untersuchten Legierungen vorkommen.

In den sprühkompaktierten Legierungen können verschiedene Typen von Primärteilchen gefunden werden. Da für die Legierungsherstellung hochreines Aluminium (Al99.9) verwendet wird, sind im allgemeinen hier keine Ausscheidungen der Elemente Fe und Si zu finden. Das Hauptproblem bilden die groben Teilchen von nicht aufgelösten Legierungselementen. Am häufigsten tritt die  $\text{CuAl}_2$ -Phase auf. Wie bereits in Abschnitt 2.5.3 gezeigt, werden diese Primärausscheidungen bei der Wärmebehandlung nicht vollständig aufgelöst, sondern ab einer bestimmten Grösse nur noch an den Ecken und Kanten angelöst. Diese Teilchen sind im Anwendungszustand der Legierung rundlich geformt, hart und spröde. Bereits bei kleinen Verformungen der Matrix wird die grobe  $\text{CuAl}_2$ -Ausscheidung zerbrochen, da sie die Verformung nicht mitmachen kann (Bild 28a). Die gebrochenen Teilchen wirken dann bruchauslösend. Sie können auf der Bruchfläche leicht gefunden werden. Meist sind sie umringt von einer wabenförmigen Vertiefung der Matrix, die aufzeigt, dass sich dort nach dem Bruch des Teilchens eine Pore gebildet hat (Bild 28b).

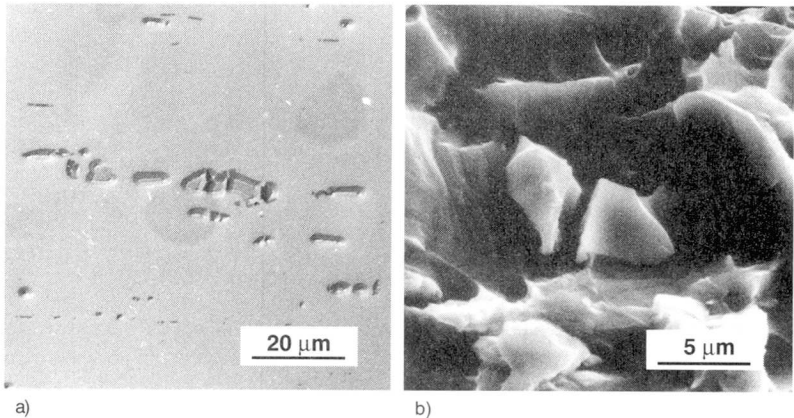


Bild 28:  $\text{CuAl}_2$ -Primärausscheidungen

- a) gebrochene Teilchen im noch intakten Teil einer zerrissenen Zugprobe; P240-T6X, Längs  
 b) bruchauslösende Ausscheidungen auf der Bruchfläche von P243-T4

Die zweite Art von Primärausscheidungen ist unlöslich und enthält die Elemente Ti und Zr. Es konnte beobachtet werden, dass die Form dieser Teilchen vom Verhältnis dieser beiden Elemente abhängig ist. In den Legierungen mit mehr Zr als Ti bzw. ganz ohne Ti, bilden diese Ausscheidungen sternförmige Gebilde bestehend aus verschiedenen Platten (Bild 29). Solche Anordnungen sind auch aus der Literatur bekannt und werden als propellerförmig bezeichnet [64].

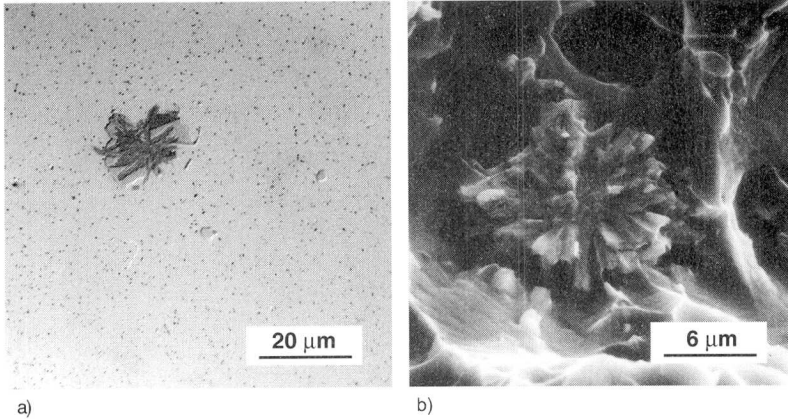


Bild 29:  $\text{Al}_3(\text{Ti}, \text{Zr})$ -Primärphase; a) Querschliff, P244-T4; b) Bruchfläche, P243-T4

Diese Ausscheidungen haben die Zusammensetzung  $\text{Al}_3\text{Zr}$  in Legierungen ohne Titan. Bei Anwesenheit von Titan, kann Zr substituiert werden und die Stöchiometrie wird zu  $\text{Al}_3(\text{Ti}, \text{Zr})$ .

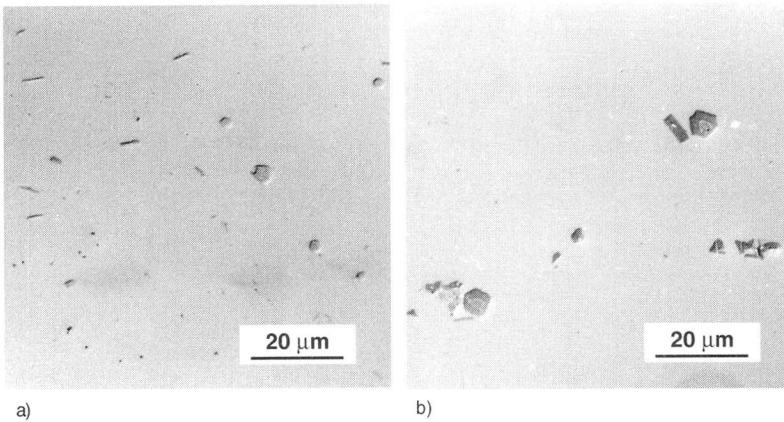


Bild 30:  $\text{Al}_3(\text{Ti}, \text{Zr})$ -Primärphase; a) Querschliff, P241A-T4; b) Längsschliff, P240-T6X

Die sternförmigen Teilchen können auch mit der Cu-haltigen Phase verwachsen sein (Bild 29a). Solche Teilchenzusammenlagerungen kommen relativ häufig vor. Wie die groben  $\text{CuAl}_2$ -Ausscheidungen sind auch die Zr-haltigen Teilchen in hohem Masse bruchauslösend und werden häufig auf der Bruchfläche gefunden (Bild 29b).

In den Legierungen mit mehr Ti als Zr wird ebenfalls eine Phase mit der Zusammensetzung  $Al_3(Ti, Zr)$  gefunden. Sie scheidet sich in Form von bis zu  $10\ \mu m$  grossen Platten aus. Die Platten haben eine Vorzugsorientierung in der L-T-Ebene (Bild 30a).

Ein Schliff senkrecht zu der L-T-Orientierung zeigt, dass diese Platten z.T. regelmässige Formen wie Rechtecke und Sechsecke bilden (Bild 30b).

Bruchzähigkeitsvergleiche haben ergeben, dass die plattenförmige Phase weniger schädlich ist als die sternförmige. Interessanterweise kommt es dabei nicht auf die Orientierung an. Obwohl die plattenförmigen Primärteilchen bevorzugt in der L-T-Ebene liegen, ist die Bruchzähigkeit in der entsprechenden S-L-Orientierung, also senkrecht zu den Platten, nicht prinzipiell tiefer als in der T-L-, der anderen Querorientierung (Tabelle VIII).

Tabelle VIII: Bruchzähigkeiten der Legierungen P243 und P246B in drei Orientierungen

	$K_{Jc}$ (L-T Richtung) [MPam <sup>0.5</sup> ]	$K_{Jc}$ (T-L Richtung) [MPam <sup>0.5</sup> ]	$K_{Jc}$ (S-L Richtung) [MPam <sup>0.5</sup> ]
<b>P243-T4</b>	81	50	52
<b>P243-T6X</b>	54	26*	34
<b>P246B-T4</b>	105	74	73
<b>P246B-T6X</b>	78	50	50

\*  $K_{Jc}$ -Wert nach ASTM E399-90

Es scheint daher sinnvoll, für höchste Zähigkeit den Zr-Gehalt unterhalb des Ti-Gehalts festzulegen. Bei den Legierungen P213 und P246 ist dies der Fall. In diesen Legierungen werden die höchsten Bruchzähigkeiten gemessen. Im Vergleich dazu zeigen die Legierungen P243 und P244 deutlich tiefere Bruchzähigkeiten (Bild 31). Diese Legierungen enthalten sowohl höhere Gehalte an Cu als auch an Zr. In der Streckgrenze ist jedoch praktisch kein Unterschied zu messen. Dies ist darauf zurückzuführen, dass der höhere Ti-Gehalt den Effekt des tieferen Cu-Gehalts in der Legierung P246 kompensiert.

Neben den Cu-, Ti- und Zr-haltigen Primärphasen konnte in einzelnen Legierungen auch eine Mn-haltige Primärausscheidung gefunden werden. Diese Phase ist aber vergleichsweise selten anzutreffen. Sie könnte gemäss unseren Analysen eine Zusammensetzung von der Art  $(Fe, Mn)_3(Si, Cu)_2Al_{15}$  haben. Diese Stöchiometrie ist auch bei [64] beschrieben. Die Teilchen dieser Phase sind isomorph und eher kantig ausgebildet.

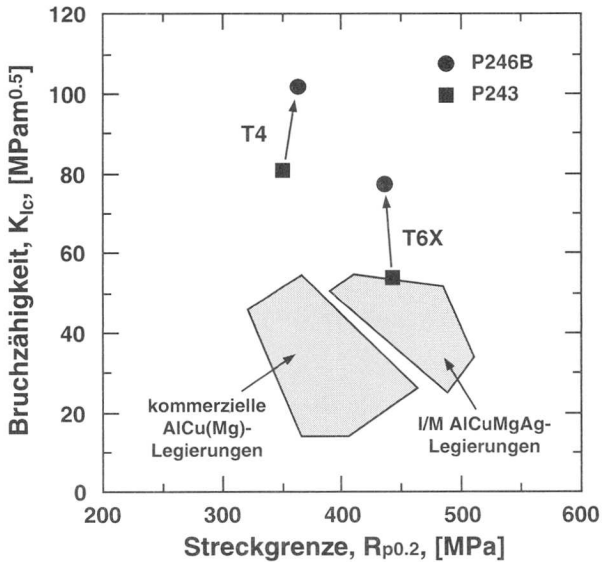


Bild 31: Bruchzähigkeit und Streckgrenze zweier Legierungen mit verschiedenen Gehalten an Primärphasen: P246B (4.0% Cu, 0.28% Zr, 0.35% Ti), P243 (4.9% Cu, 0.37% Zr, kein Ti)

Grundsätzlich können über das Sprühkompaktierverfahren gegenüber der Herstellung im schmelzmetallurgischen Verfahren deutliche Verbesserungen in der Bruchzähigkeit erzielt werden. Dies beruht in erster Linie darauf, dass beim Ospreyverfahren eine raschere Erstarrung stattfindet und daher die Primärausscheidungen feiner ausgebildet sind. Trotzdem sind beim Sprühkompaktieren nicht beliebig hohe Gehalte an Legierungselementen möglich, da sonst wie bei den I/M-Verfahren verspröde Primärausscheidungen gebildet werden. Diese Untersuchungen haben gezeigt, dass insbesondere die Gehalte an Kupfer und Zirkonium möglichst tief gehalten werden müssen, um die Bildung von grossen Primärausscheidungen zu unterdrücken und damit eine hohe Bruchzähigkeit zu erreichen.



### 3.2.4 Höchste Streckgrenze durch thermomechanische Behandlungen

In AlCuMgMn-Legierungen, wie z.B. der Legierung 2024, führt eine Verformung nach dem Abschrecken zu einer höheren Dichte von Versetzungen im kaltausgehärteten T3-Zustand und zu einer feineren Ausbildung der härtenden Phase S' (Al<sub>2</sub>CuMg), die während einer anschliessenden Warmaushärtung gebildet wird [65]. Dadurch wird die Streckgrenze deutlich erhöht [50, 66].

Die Frage, ob auch in AlCuMgAg-Legierungen durch Verformung und thermomechanische Behandlungen die Festigkeitswerte erhöht werden können, wird in der Literatur nicht einstimmig beantwortet. Eine der wichtigsten Arbeiten zum Thema der Kaltverformung von AlCuMgAg-Legierungen wurde von S. P. Ringer, B. C. Muddle und I. J. Polmear [67] verfasst. Die Autoren vertreten darin die folgenden Überzeugungen:

- Eine Kaltverformung von 6% vor der Warmauslagerung erhöht die Härtebarkeit in AlCuMg-, AlCuLiMgAg-, und insbesondere in AlCuLi-Legierungen. In den Li-haltigen Legierungen wird dieser Effekt auf die erhöhte Versetzungsdichte zurückgeführt, die mehr Keimstellen für die Bildung der T<sub>1</sub>-Phase und damit eine höhere Dichte an feineren Ausscheidungsteilchen zur Folge hat.
- Die Warmaushärtbarkeit von AlCuMgAg-Legierungen wird durch eine vor der Auslagerung eingebrachte Verformung reduziert. Sie vermindert sowohl die Dichte als auch die Grösse der Ω-Plättchen, wobei gleichzeitig die Dichte der Θ'-Phase erhöht wird. Da die Festigkeit dabei erniedrigt wird, wird angenommen, dass die Θ'-Phase für die Festigkeitssteigerung weniger effizient ist als die Ω-Phase.
- Es wird vermutet, dass die eingebrachten Versetzungen die Keimbildung der Ω-Phase behindern und im Gegensatz dazu die der Θ'-Phase fördern.
- Obwohl die Phasen T<sub>1</sub> und Ω von ihrer Morphologie und Kristallographie her sehr ähnlich sind, reagieren sie offenbar gerade gegenteilig auf eine Kaltverformung vor der Warmauslagerung.

W. A. Cassada kommt in einer anderen Publikation [54] ebenfalls zum Schluss, dass Ag-haltige Legierungen durch eine Kaltverformung vor dem Aushärten keine Festigkeitssteigerung erfahren, ganz im Gegensatz zu Ag-freien Legierungen.

Auch an unserem Institut wurde eine Arbeit zur Wirkung von Kaltverformungen in sprühkompaktierten AlCuMgAg-Legierungen durchgeführt [68]. Dabei zeigte sich, dass eine deutliche Festigkeitssteigerung erzielt werden

kann durch Kaltwalzen mit einer Dickenreduktion von 8%. Die Festigkeitssteigerung war dabei unabhängig davon, ob die Verformung direkt nach dem Abschrecken, zwischen Kalt- und Warmaushärtung oder zwischen den zwei Stufen einer mehrstufigen Warmaushärtung stattfand.

Dies lässt darauf schliessen, dass in erster Linie die eingebrachten Versetzungen für die Festigkeitssteigerung verantwortlich sind. Es spielt für die erreichbare Streckgrenze daher keine Rolle, zu welchem Zeitpunkt die Verformung eingebracht wird.

Bei der Bruchzähigkeit hingegen konnten deutliche Unterschiede gemessen werden. Die höchsten Zähigkeiten wurden erreicht bei Verformung des stabilen T4-Zustandes, wenn also die Struktur bereits durch feine GP-Zonen gehärtet war. Eine tiefere Bruchzähigkeit resultierte bei Verformung direkt nach dem Abschrecken und die tiefsten Werte wurden gemessen, wenn der bereits teilweise warmausgelagerte Werkstoff verformt wurde.

TEM-Untersuchungen haben bestätigt, dass mit der Kaltverformung des T4-Zustandes und mit anschliessender Warmauslagerung zum T8-3-Zustand eine optimale Ausscheidungsstruktur erreicht wird [12, 69]. Sie besteht aus einer sehr dichten und feinen, anteilsgleichen Mischung der Phasen  $\Omega$  und  $\Theta'$ . Die Dichte der Ausscheidungen begründet dabei die hohe erreichte Festigkeit und die Mischung und Feinheit der Teilchen führen zu einer homogenen Gleitverteilung und damit zu einer hohen Bruchzähigkeit. Eine Abnahme der Dichte der Teilchen der  $\Omega$ -Phase, wie das von Ringer et al. beobachtet wurde, konnte nicht bestätigt werden.

Um die durch thermomechanische Behandlungen erreichbaren mechanischen Eigenschaften zu ermitteln, wurden für die Legierung P246B verschiedene neue Zustände definiert:

T3-3 = T4 + Kaltwalzen (Dickenreduktion 8%)

T8-3 = T4 + Kaltwalzen (Dickenreduktion 8%) + 160°C / 18 h

T3-6 = T4 + Kaltwalzen (Dickenreduktion 20%)

T8-6 = T4 + Kaltwalzen (Dickenreduktion 20%) + 160°C / 18 h

Mit Zug-, Kerbschlag- und J-Integral-Versuchen wurden die Eigenschaften dieser Zustände ermittelt. Sie sind Tabelle IX zu entnehmen.

Diese Resultate zeigen deutlich, dass sowohl die Kaltverformung, als auch die Warmaushärtung zu einer Erhöhung der Streckgrenze bei gleichzeitiger Reduzierung der Bruchzähigkeit beitragen. Aus dem T4-Zustand kann durch Verformung die Festigkeit ohne weitere Wärmebehandlung gesteigert werden. Je stärker diese Verformung ist, desto weiter verschieben sich die Eigenschaften zu höheren Festigkeiten und tieferen Zähigkeiten (Bild 32). Der T3-3-Zustand ist von der Festigkeit her mit dem T6-Zustand zu vergleichen. Der T3-6-Zustand hingegen hat bereits eine Streckgrenze von über

520 MPa. Durch anschließende Warmaushärtung kann ein weiterer Festigkeitsgewinn erzielt werden. Die Zunahme während der Warmauslagerung ist zwar geringer als vom T4- in den T6-Zustand, aber trotzdem werden in den T8-Zuständen die höchsten Festigkeiten erreicht.

Tabelle IX: Mechanische Eigenschaften von P246B in verschiedenen thermomechanisch behandelten Zuständen

	$R_{p0.2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$A_g$ [%]	$A_5$ [%]	Z [%]	$A_V$ [J]	$K_{Jc}$ [MPam <sup>0.5</sup> ]
P246B-T3-3	454	535	10.8	13.9	15.7	55	69
P246B-T8-3	501	528	6.0	13.4	48.9	35	48
P246B-T3-6	524	574	6.6	8.2	10.7	35	49
P246B-T8-6	536	552	5.3	12.3	47.6	24	41

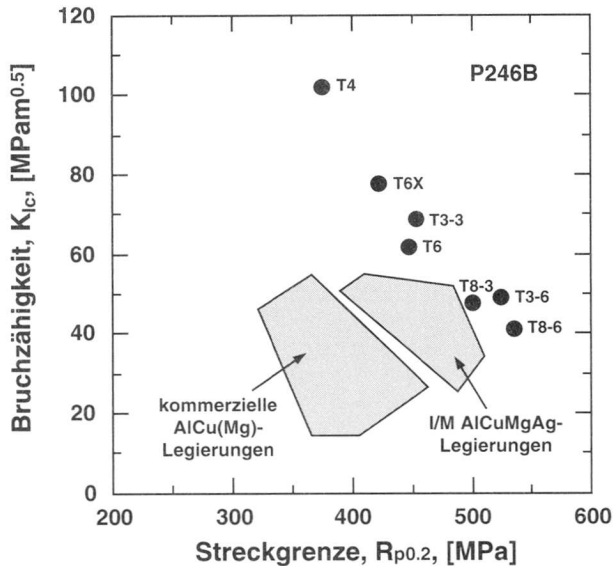


Bild 32: Bruchzähigkeit und Streckgrenze der Legierung P246B in verschiedenen T3-, T4-, T6- und T8-Zuständen

Die nur noch geringe Zunahme der Streckgrenze vom T3-6- in den T8-6- Zustand sind möglicherweise darauf zurückzuführen, dass bei der Warmauslagerung bereits ein Teil der eingebrachten Verformung wieder aus-

heilen kann. Daneben ist auch davon auszugehen, dass die festigkeitssteigernden Effekte von Verformungs- und Ausscheidungshärtung nicht rein additiv sind.

Verglichen mit den beiden Bereichen der I/M-Legierungen bildet die Legierung P246B somit ein Band von möglichen Eigenschaftskombinationen, das sich von sehr hohen Bruchzähigkeiten im T4-Zustand zu sehr hohen Streckgrenzen im T8-6-Zustand hinzieht. Die erreichbaren Eigenschaftskombinationen aus Streckgrenze und Bruchzähigkeit sind somit höher als die aller sonst bekannten 2XXX-Legierungen.

### 3.2.5 Näherungsrechnungen für $R_p$ und $K_{Ic}$

Die mechanischen Eigenschaften von Al-Legierungen hängen einerseits von ihrer chemischen Zusammensetzung und andererseits von den Herstellparametern ab. Bei gleichbleibenden Herstellbedingungen und Wärmebehandlungen ist es denkbar, dass für kleine Abweichungen in der chemischen Zusammensetzung eine Näherungsrechnung für die resultierenden mechanischen Eigenschaften aufgestellt werden kann. Es ist üblich, die Wirkung der einzelnen Elemente auf eine bestimmte Eigenschaft in Form einer Wirksumme darzustellen. Jedes Element wird dabei mit einem Faktor gewichtet und trägt so verschieden stark zu einer Summe bei, die in einem einfachen, z.B. linearen Zusammenhang zu der untersuchten Eigenschaft steht.

Im folgenden sollen nun zwei Näherungsrechnungen für die Streckgrenze und die Bruchzähigkeit von sprühkompaktierten AlCuMgAg-Legierungen vorgestellt werden. Um eine grössere Anzahl von Messpunkten bei verschiedenen Zusammensetzungen zu erhalten, wurden neben den Legierungen aus dieser Arbeit auch noch diejenigen aus früheren Untersuchungen [10] des gleichen Legierungssystems berücksichtigt. Diese Legierungen enthalten teilweise zusätzlich auch die Elemente Cr und V. Daher sind auch diese Elemente in die Näherungen einbezogen worden. Alle für die Näherungsrechnungen verwendeten Legierungen sind in Anhang II zusammengefasst.

#### 3.2.5.1 Näherungsrechnung für die Streckgrenze im T6-Zustand

Für die empirische Beschreibung der Streckgrenze wurde der warmausgehärtete T6-Zustand gewählt. Hier treten die höchsten Streckgrenzen auf und der Einfluss der Härtungsphasen bildenden Elemente ist am grössten. Bei den Legierungen, die nicht im T6-Zustand untersucht worden sind, wurde statt dessen der T6X-Zustand gewählt. Dieser liegt bezüglich der Streckgrenze nur leicht, i.a. weniger als 10%, unterhalb des T6-Zustandes. Zusätzlich wurden für diese Näherung nur Legierungen berücksichtigt, die im unre-

kristallisierten, feinkörnigen Zustand vorlagen. Dies kann damit begründet werden, dass die grobkörnig rekristallisierten Legierungen sich grundsätzlich verschieden verhalten. Bei sehr ähnlichen Zusammensetzungen sind in den grobkörnigen Strukturen nur deutlich tiefere Streckgrenzen erreichbar.

Für die Näherungsrechnung wurde eine Wirksumme aus allen enthaltenen Legierungselementen aufgestellt. Durch eine rechnergestützte Modellierung wurden die Faktoren der einzelnen Elemente so verändert, dass eine möglichst gut korrelierende Linearität zwischen der Wirksumme und der Streckgrenze entstand (Bild 33). Dabei ergab sich für den Einfluss auf die Streckgrenze die folgende Wirksumme

$$\text{Wirksumme} = \%Cu + 7\%Mg + 7\%Ti + \%Mn + \%V \quad (10)$$

und als Zusammenhang zwischen der chemischen Zusammensetzung und der Streckgrenze in MPa, die Beziehung

$$R_{p0.2} = 13.7 (\text{Wirksumme}) + 323 \quad (11)$$

Die Vorfaktoren der einzelnen Elemente wurden auf den Einfluss von Kupfer, dem Hauptlegierungselement normiert. Vorfaktoren grösser als eins kennzeichnen die Elemente, die bezogen auf ihren gewichtsmässigen Anteil eine höhere Festigkeitssteigerung zeigen als Kupfer.

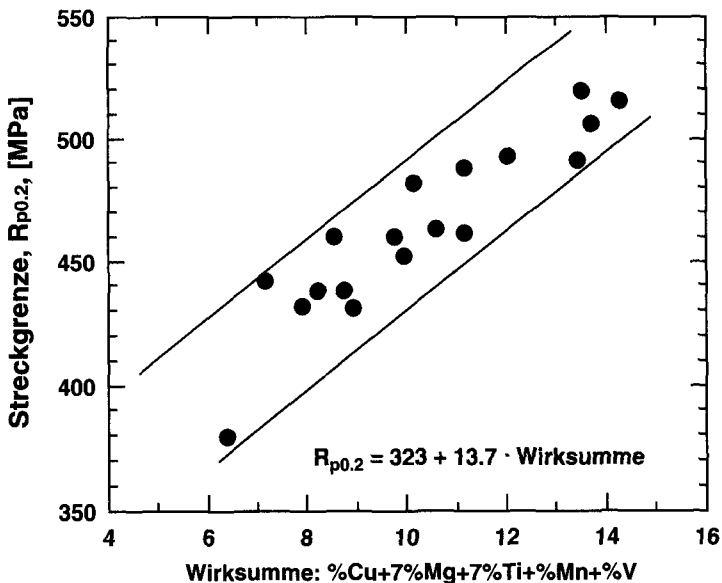


Bild 33: Streckgrenze im T6-Zustand als Funktion der Wirksumme der Zusammensetzung

Wie bereits früher beobachtet, haben die Elemente Kupfer und Magnesium den grössten Einfluss auf die erreichbare Streckgrenze. Magnesium ist dabei um den Faktor 7 effizienter in der Streckgrenzenerhöhung als Kupfer. Etwa die gleich starke Wirkung auf die Festigkeit kommt auch vom Element Titan. Nur kleinere Festigkeitssteigerung erfolgt bei Zugabe von Mn und V. Diese Elemente erscheinen mit dem Vorfaktor eins in der Wirksumme. Sie sind also etwa gleich wirksam wie Kupfer, kommen aber nur in viel kleineren Mengen vor, so dass ihr Beitrag zur Gesamtstreckgrenze nur gering ist. Die Elemente Cr und Zr wurden ebenfalls in die Rechnungen einbezogen. Die resultierenden Faktoren der Wirksumme waren aber so klein, dass sie vernachlässigt werden konnten. Es kann also davon ausgegangen werden, dass diese Elemente sich nicht für eine effiziente Festigkeitssteigerung eignen.

Es konnten keine Elemente mit negativer Wirkung auf die Streckgrenze gefunden werden. Dies erscheint verständlich, da die Legierungselemente sowohl in Form von Dispersoiden und Ausscheidungsphasen als auch als grobe Primärteilchen festigkeitssteigernd wirken können.

Die vorliegende Näherungsrechnung umfasst feinkörnige AlCuMgAg-Legierungen mit einem Kupfergehalt zwischen 3.7 und 6.5 Gew.-%. Diese erreichen im maximal ausgehärteten Zustand Streckgrenzen zwischen 380 und 520 MPa. Mit dieser Näherung scheint es möglich zu sein, innerhalb dieser Grenzen des Legierungssystems, die Streckgrenze mit einer Genauigkeit von  $\pm 30$  MPa vorauszusagen.

### 3.2.5.2 Näherungsrechnung für die Bruchzähigkeit im T4-Zustand

Analog zu der Näherungsrechnung für die Streckgrenze, wurde eine Gleichung zur Abschätzung der Bruchzähigkeit aus der chemischen Zusammensetzung erarbeitet. Hier wurde nicht der T6-Zustand gewählt, da im Bereich der maximalen Aushärtung ein starker Abfall der Bruchzähigkeit während kurzen Auslagerungszeiten auftritt. Es bestehen daher in der Bruchzähigkeit grosse Unterschiede zwischen dem leicht unteralterten T6X-Zustand und dem T6-Zustand. Die Bruchzähigkeit im T4-Zustand eignet sich hierfür viel besser, da die Wärmebehandlung zu diesem Zustand für alle Legierungen identisch ist. Zudem kann davon ausgegangen werden, dass die Legierungen mit hoher Bruchzähigkeit im T4-Zustand auch in den warmausgehärteten Zuständen eine hohe Zähigkeit zeigen.

In dieser Abschätzung wurden sowohl unrekristallisierte feinkörnige als auch grobkörnig rekristallisierte Legierungen einbezogen. Die Unterschiede in der Bruchzähigkeit sind geringer als in der Streckgrenze, so dass dieses Vorgehen vertretbar scheint. Zusätzlich zu den bereits in der Näherung für die Streckgrenze berücksichtigten Elementen wurde Silizium in die Wirksumme mit einbezogen. Silizium kam als Verunreinigungselement in

einzelnen Legierungen vor und ist bekannt als versprödendes Element (Abschnitt 6.3.10).

Für den Einfluss auf die Bruchzähigkeit ergab sich eine Wirksumme

$$\text{Wirksumme} = \%Cu - \%Mg + 1.5\%Ti + 4\%Zr + \%Mn + \%Cr - 9\%V + 4\%Si \quad (12)$$

und als Zusammenhang zwischen der chemischen Zusammensetzung und der Bruchzähigkeit in  $\text{MPam}^{0.5}$ , die Beziehung

$$K_{Ic} = -17.4 (\text{Wirksumme}) + 195 \quad (13)$$

In dieser Wirksumme haben alle Elemente mit positivem Vorfaktor eine versprödende Wirkung. Besonders schädlich sind demnach die Elemente Zr, Cr und Si. Ti und Mn sind nur in geringem Mass versprödend und Mg und V haben sogar einen positiven Einfluss auf die Bruchzähigkeit.

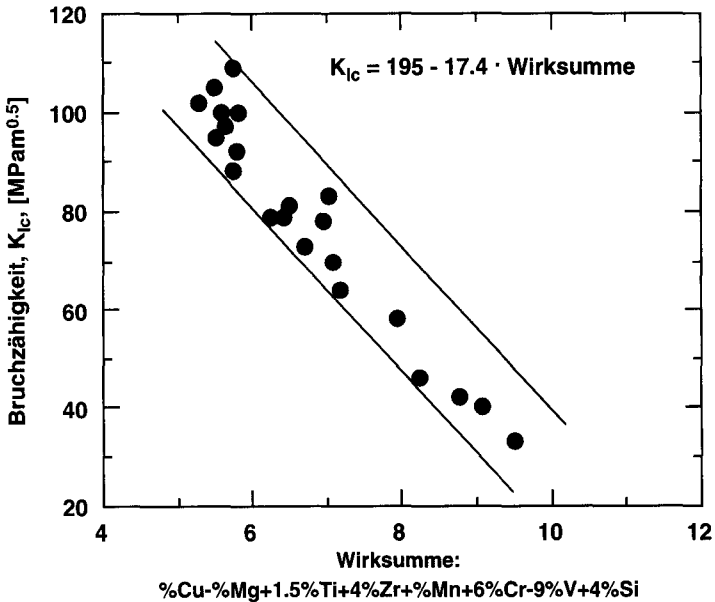


Bild 34: Bruchzähigkeit im T4-Zustand als Funktion der Wirksumme der Zusammensetzung

Der zähigkeitssteigernde Effekt von Mg ist bereits früher beobachtet worden [11]. Gleichzeitig mit der höheren Bruchzähigkeit konnte bei hohem Mg-Gehalt auch eine stärkere Verfestigung beobachtet werden (höhere Werte von  $n$ ). Dies entspricht dem Zusammenhang, der von Garrett und Knott für diese zwei Größen formuliert wurde [51]. Es ist weiter bekannt, dass in der

Matrix gelöstes Magnesium die Stapelfehlerenergie senkt. Es besteht jedoch Unklarheit über die genauen Zusammenhänge und Wirkungsweisen, die zur Erhöhung der Bruchzähigkeit führen.

Der Effekt von Vanadium ist noch nicht bestätigt. Der hohe negative Vorfaktor in dieser Wirksumme basiert auf nur wenigen V-haltigen Legierungen aus einer früheren Arbeit [10]. Zusätzlich enthalten diese Legierungen gleichzeitig immer auch Chrom. Daher ist es schwierig, die Wirkungen dieser zwei Elemente auseinanderzuhalten.

Für Legierungen, die sich innerhalb der untersuchten Zusammensetzungsgrenzen befinden, scheint es möglich, die Bruchzähigkeit mit einer Genauigkeit von  $\pm 15 \text{ MPam}^{0.5}$  aus der chemischen Zusammensetzung abzuschätzen (Bild 34).

Der Vergleich der beiden Näherungsrechnungen gibt wertvolle Informationen über günstige Strategien bei der Legierungsentwicklung. Elemente, die einen möglichst hohen Beitrag zur Streckgrenze mit kleinen Einbussen in der Bruchzähigkeit verbinden, sind idealerweise einzusetzen. Dazu gehören Mg, Ti und V. Bei Vanadium besteht allerdings noch eine gewisse Unsicherheit von der Verlässlichkeit der Näherungsrechnung her. Dieser Effekt muss zuerst noch verifiziert werden.

Daneben gibt es auch Elemente, die stark versprödeend wirken, ohne dabei einen grossen Beitrag zur Festigkeit zu leisten. Zu dieser Gruppe gehören die Elemente Cr, Zr und Si. Diese Elemente müssen in ihrem Gehalt soweit möglich reduziert werden. Beim Chrom ist ein Weglassen ohne weiteres möglich und wurde bei allen neueren Legierungen auch durchgeführt. Der Zirkoniumgehalt darf hingegen nicht beliebig gesenkt werden, da sonst eine unerwünschte Rekristallisation auftritt (Kapitel 4). Hier muss ein optimaler Wert gefunden werden. Der Si-Gehalt kann mit einfachen Mitteln unter Kontrolle gehalten werden. Da dies ein Verunreinigungselement ohne positive Wirkung ist, kann hier ohne weiteres ein möglichst tiefer Wert angestrebt werden.



## 3.3 Temperaturbeständigkeit

### 3.3.1 Einführung

Aluminiumlegierungen werden vorwiegend dort eingesetzt, wo eine hohe Festigkeit bei geringer Dichte gefordert ist. Dies ist insbesondere in der Luftfahrt und im Transportwesen der Fall, aber auch im Maschinenbau bei stark beschleunigten, z.B. rotierenden Bauteilen. Al-Legierungen sind bekannt dafür, dass sie, verglichen mit anderen Konstruktionswerkstoffen, nur eine sehr begrenzte Temperaturbeständigkeit haben. Doch gerade diese Eigenschaft wird je länger je mehr zu einer wichtigen Materialeigenschaft. Bei Anwendungen im Maschinen- und Motorenbereich wird häufig neben sehr guten Raumtemperatureigenschaften auch die Einsatzfähigkeit bei erhöhter Temperatur gefordert. Durch die Erhöhung der Einsatztemperatur kann hier oft ein grösserer Wirkungsgrad erreicht werden. Auch im Flugzeugbau, wo heute noch vorwiegend Leichtmetalle zum Einsatz kommen, werden mit der Entwicklung von Überschallverkehrsflugzeugen in Zukunft neue, leichte und thermisch stabile Konstruktionswerkstoffe gebraucht [70, 71]. Bei den in einer nächsten Generation von Flugzeugen geplanten Reisegeschwindigkeiten, die im Bereich der doppelten Schallgeschwindigkeit liegt, ist an der Flugzeugaussenhaut mit Temperaturen im Bereich 90 - 130°C zu rechnen [72]. Wird die Geschwindigkeit gar auf Mach 2.4 erhöht, so treten Temperaturen zwischen 160 und 220°C auf. Zudem soll die Betriebsdauer eines solchen Flugzeugs 60'000 bis 80'000 Flugstunden betragen. Solch hohe Anforderungen, bei zugleich tiefer Dichte, werden von keinem heute kommerziell erhältlichen Werkstoff erfüllt.

Um den Forderungen nach höherer Wärmebeständigkeit nachzukommen, gibt es verschiedene Wege:

Einerseits können andere Leichtmetalle mit höherer Temperaturbeständigkeit wie z.B. Titanlegierungen eingesetzt werden. Dies bringt aber die Nachteile sowohl einer höheren Dichte als auch eines höheren Preises mit sich. Zudem sind die thermischen Eigenschaften von Ti-Legierungen in einigen Fällen besser als für den entsprechenden Einsatz notwendig, so dass sich eine Werkstoffsubstitution nicht lohnt. Bereits geringe Verbesserungen in der Temperaturstabilität gegenüber herkömmlichen Aluminiumlegierungen würden zum gewünschten Ziel führen.

Andererseits kann durch eine gezielte Legierungsentwicklung die Beständigkeit von Aluminiumlegierungen gegen Überalterung bei erhöhter Temperatur verbessert werden. Dieser Weg wurde in der vorliegenden Arbeit gewählt. Als Basis für die Legierungsentwicklung wurde das durch die temperaturstabile  $\Omega$ -Phase gehärtete AlCuMgAg-System gewählt (Kap. 2.3.2).

### 3.3.2 Der Einfluss des Magnesiumgehalts auf die Temperaturstabilität

Bereits in einer früheren Arbeit [10] wurde erkannt, dass der Magnesiumgehalt in den AlCuMgAg-Legierungen eine entscheidende Rolle spielt. Die Festigkeit bei Raumtemperatur wird durch einen höheren Mg-Gehalt erhöht, wie eine Zusammenfassung der Streckgrenzenwerte dieser Arbeit und aus [10] zeigt (Bild 35). In dieser Darstellung wurden Legierungen mit Mg-Gehalten bis gegen 0.9% einbezogen. Es wurden aber nur die Streckgrenzen der feinkörnigen Legierungen berücksichtigt, da die grobkörnigen sich generell auf einem tieferen Festigkeitsniveau befinden und sich somit nicht vergleichen lassen. Die Legierungen befinden sich im Ausgangszustand T6, oder wo kein solcher hergestellt wurde im Zustand T6X.

Auf die Streckgrenze nach einer künstlichen Überalterung von 1000 Stunden bei 180°C hat Magnesium jedoch einen gegenteiligen Einfluss: Je höher der Mg-Gehalt gewählt wird, desto tiefer fällt die Raumtemperaturstreckgrenze nach dieser Überalterung aus (Bild 35). Dies zeigt deutlich, dass durch einen höheren Magnesiumgehalt eine schlechtere Beständigkeit der Mikrostruktur bei erhöhten Temperaturen hervorgerufen wird.

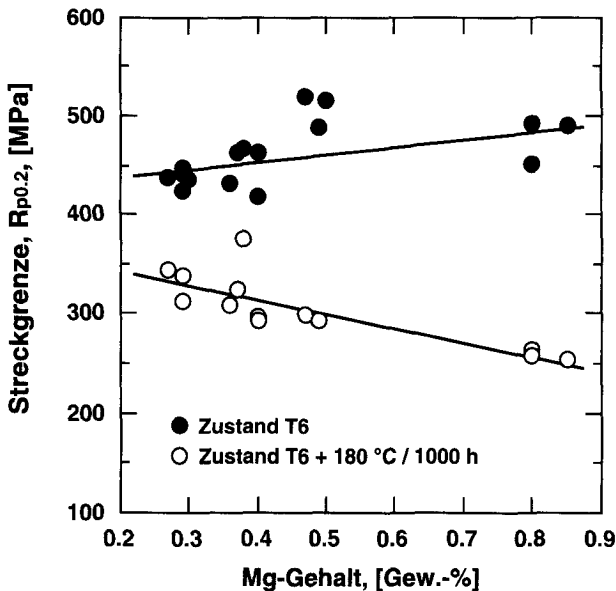


Bild 35: Einfluss des Mg-Gehalts auf die Streckgrenze vor und nach Überalterung

Eine relative, auf die Ausgangsstreckgrenze bezogene Restfestigkeit nach Auslagerung von 1000 Stunden bei 180°C kann nun definiert werden und berechnet sich als Quotient aus der Streckgrenze nach der Überalterung und der Ausgangsstreckgrenze. Wenn man diese Restfestigkeit gegen den Mg-Gehalt aufträgt, dann kann der besprochene Trend noch deutlicher erkannt werden (Bild 36). Eine stabile Mikrostruktur bei 180°C wird bei möglichst tiefen Mg-Gehalten erreicht. Aufgrund von Bild 35 muss man sich allerdings die Frage stellen, wie weit eine Reduktion des Mg-Gehalts zugunsten einer besseren Gefügestabilität tragbar ist, weil dadurch gleichzeitig die Ausgangsstreckgrenze reduziert wird.

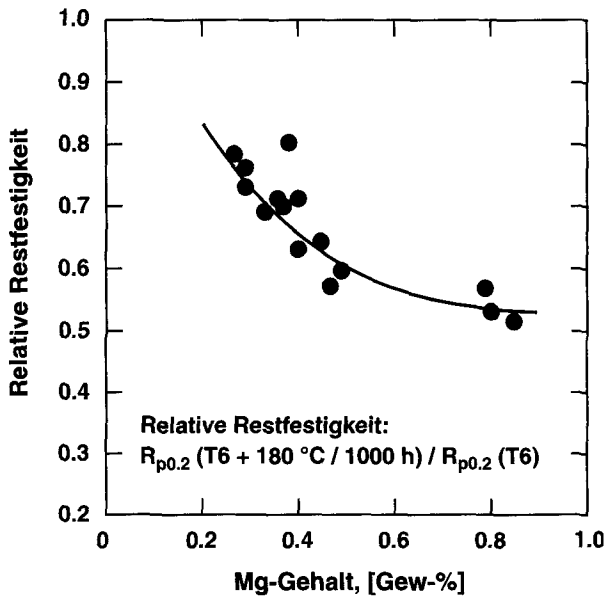


Bild 36: Relative Restfestigkeit in Abhängigkeit des Mg-Gehalts

Eine Erklärung für den Zusammenhang zwischen Mg-Gehalt und Temperaturbeständigkeit kann durch die Untersuchung der Mikrostruktur mittels Transmissionselektronenmikroskop (TEM) gefunden werden [11, 12].

Ein idealer Ausscheidungszustand, wie er in den optimal warmausgehärteten Zuständen vorkommt, ist in Bild 37 gezeigt. Dieser Zustand besteht aus einer dichten und feinen Anordnung der beiden Aushärtungsphasen  $\Omega$  und  $\Theta'$  in ähnlichen Mengen. In Bild 37 sind die  $\Omega$ -Teilchen als Plättchen in zwei diagonalen Richtungen sichtbar, während eine Orientierung der  $\Theta'$ -Phase in der Winkelhalbierenden dazu, in der Abbildung praktisch horizontal liegt.

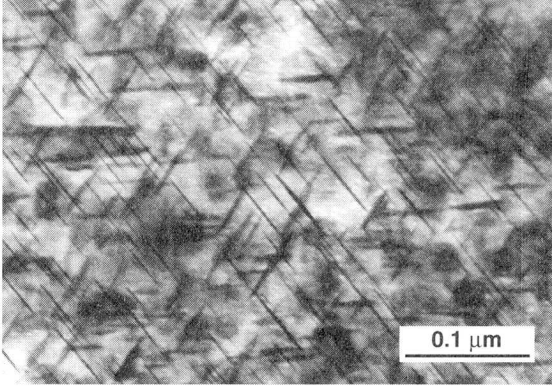


Bild 37: TEM-Aufnahme der Aushärtungsteilchen der Phasen  $\Omega$  und  $\Theta'$ , Primärstrahlrichtung [011]

Bild 38a zeigt die Mikrostruktur einer AlCuMgAg-Legierung mit 0.4% Mg nach der Langzeitauslagerung von 1000 Stunden bei 180°C. Der ursprüngliche Ausscheidungszustand aus  $\Omega$ - und  $\Theta'$ -Phasen ist weitgehend erhalten geblieben. Die Grösse der Ausscheidungen hat leicht zugenommen, während die Dichte der  $\Theta'$ -Teilchen leicht abgenommen hat. In der Mitte des Bildes sind einzelne rechteckige Plättchen einer neuen Phase, der T-Phase ( $\text{Al}_6\text{CuMg}_4$ ) sichtbar. Diese Phase wurde während der Langzeitauslagerung auf Kosten von  $\Theta'$  gebildet.

Im Gegensatz dazu ist in Bild 38b die Mikrostruktur einer Legierung mit 0.8% Mg, ebenfalls nach einer Langzeitauslagerung, dargestellt. Hier ist der ursprüngliche Ausscheidungszustand von  $\Omega$ - und  $\Theta'$ -Teilchen stark verändert worden. Dominierend sind nun die Ausscheidungen der S-Phase ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ), die sich an den  $\Omega$ - und  $\Theta'$ -Teilchen angelagert haben. Die Dichte sowohl der  $\Omega$ - als auch der  $\Theta'$ -Plättchen hat deutlich abgenommen. Diese Beobachtungen konnten anhand von Beugungsbildern bestätigt werden [12].

Aus diesen Mikrostrukturuntersuchungen folgt, dass durch das Vorhandensein einer grösseren Magnesiummenge die Bildung der Mg-reichen S-Phase begünstigt wird, auf Kosten der  $\Omega$ - und  $\Theta'$ -Phasen. Dies ist aber insofern ungünstig, dass die S-Phase gröber ist als die ursprünglichen Aushärtungsphasen und sie daher die Festigkeit weniger wirksam steigern kann.

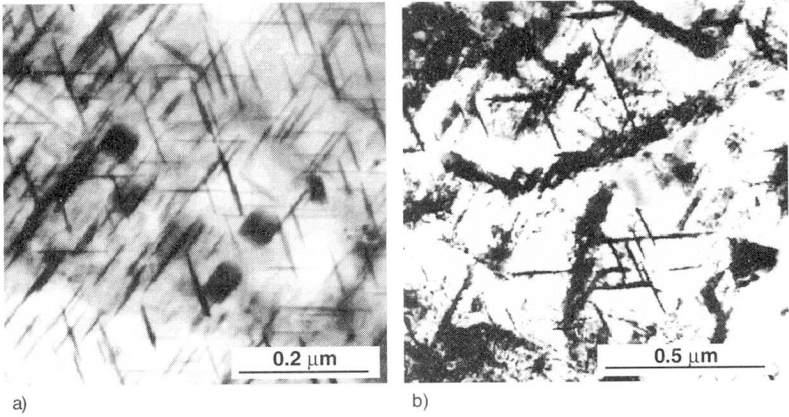


Bild 38: Mikrostruktur nach einer Auslagerung von 1000 Stunden bei 180°C,  
Primärstrahlrichtung [011]  
a) Legierung mit 0.4% Mg; b) Legierung mit 0.8% Mg

### 3.3.3 Die Warmstreckgrenzen der untersuchten Legierungen

Mit dem Ziel, die Temperaturbeständigkeit zu verbessern, wurden im Rahmen dieser Werkstoffentwicklung verschiedene Legierungen mit reduziertem Mg-Gehalt hergestellt. Es sind dies die Legierungen P240, P243 und P244 mit einem Zielgehalt von 0.25% Magnesium (Kapitel 2.1). An diesen und anderen Legierungen mit Mg-Gehalten zwischen 0.27 und 0.45 Gew.-% wurde die Überalterungsbeständigkeit speziell untersucht. Die verschiedenen Legierungen wurden zu diesem Zweck anschliessend an die Wärmebehandlung zum T6X-Zustand zusätzlich während 1000 Stunden auf verschiedenen Temperaturen zwischen 120 und 250°C ausgelagert. Die somit erreichten Zustände wurden dann im Warmzugversuch in L-Richtung bei der jeweiligen Auslagerungstemperatur geprüft. Die vollständigen Resultate dieser Messungen können Anhang III entnommen werden.

Es zeigte sich bei diesen Messungen, dass ein grundsätzlicher Unterschied zwischen den grobkörnigen und den feinkörnigen Legierungen besteht. Darum werden diese beiden Arten in den folgenden Ausführungen getrennt behandelt.

In Bild 39 sind die Warmstreckgrenzen der feinkörnigen Legierungen bei verschiedenen Temperaturen dargestellt. Bis 120°C sind erst kleine Einbussen in der Festigkeit zu verzeichnen. Ab 150°C fallen die Messwerte rapid ab, um zwischen 200 und 250°C erneut in einen Bereich kleinerer Festigkeitsabnahme einzulaufen.

Für die einzelnen Legierungen wurden nicht separate Kurven gezogen, sondern es wurde ein Streuband um die Schar der Messpunkte herum gelegt. Es ist nicht leicht, aus diesen Resultaten heraus eine Aussage darüber zu machen, welche dieser Legierungen sich nun bei erhöhter Temperatur am stabilsten verhält. Die Rangfolge der Legierungen sieht praktisch bei jeder gemessenen Temperatur wieder anders aus. Die beiden Legierungen P243 und P244, die einen leicht tieferen Mg-Gehalt haben als die restlichen Legierungen, scheinen dabei auch nicht grundsätzlich eine höhere Beständigkeit zu zeigen. Die Legierung P245 ist über den ganzen Temperaturbereich hinweg am unteren Ende des Streubandes zu finden. Da diese Legierung im Kupfergehalt sehr tief liegt, hat sie bereits im Ausgangszustand die tiefsten Festigkeitswerte. Bei der Überalterung läuft dann die Streckgrenze auf tieferem Niveau parallel zu den anderen Legierungen nach unten.

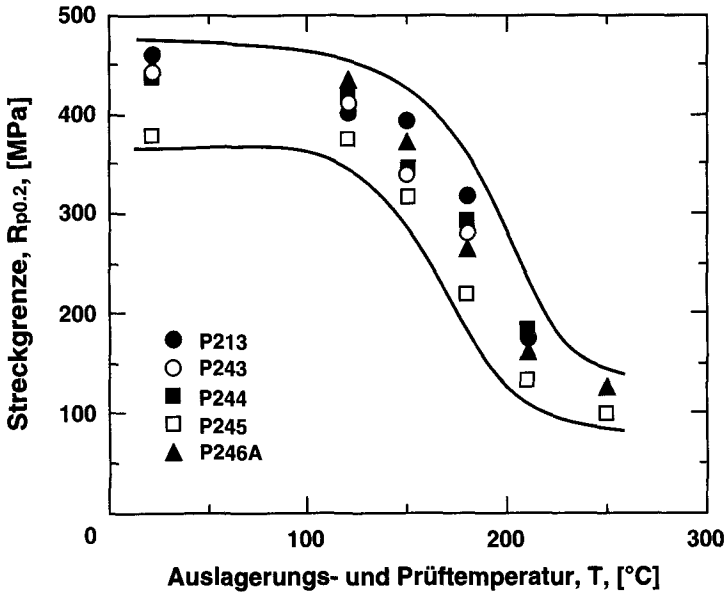


Bild 39: Warmstreckgrenze nach 1000 Stunden Auslagerung auf Prüftemperatur, feinkörnige AlCuMgAg-Legierungen

Die gleiche Auftragung der Warmstreckgrenze wurde auch für die grobkörnig rekristallisierten Legierungen gemacht (Bild 40). Hier liegen die Streckgrenzen im Ausgangszustand (T6X-Zustand bei Raumtemperatur gemessen) grundsätzlich tiefer. Bei 120°C kann ein leichter Festigkeitsanstieg beobachtet werden. Offenbar findet in diesem Temperaturbereich noch eine Nachaushärtung statt, über die Festigkeit des T6X-Zustandes hinaus. Es ist denkbar, dass die grobkörnigen Legierungen nach gleicher Wärmebehandlung noch unteraltert sind, während die feinkörnigen bereits das Festigkeitsmaximum überschritten haben.

Dann folgen wie bei den feinkörnigen Legierungen die Bereiche des starken und gemässigten Streckgrenzenabfalls. Auch hier kann nicht eindeutig eine stabilste Legierung bestimmt werden. Die Messkurven überschneiden sich mehrmals und bei verschiedenen Temperaturen sind jeweils unterschiedliche Legierungen zuoberst in der Streckgrenze. Es können daher keine für den gesamten Temperaturbereich gültigen Aussagen über die thermische Stabilität gemacht werden.

Ein generelles Problem bei der Interpretation dieser Messungen liegt darin, dass sich von Legierung zu Legierung oft zahlreiche Parameter ändern, die später anhand der verursachten Effekte nicht mehr separiert werden können. Bei den feinkörnigen Legierungen treten z. B. Variationen nicht nur

im Mg-Gehalt auf, sondern auch in weiteren Legierungselementen wie Ti, Zr, Cu und Zn. Bei den groben Legierungen ändern die Gehalte an Si, Mg und Zn. Auch damit ist dann bei nur vier Messkurven eine Separation der Effekte nicht möglich.

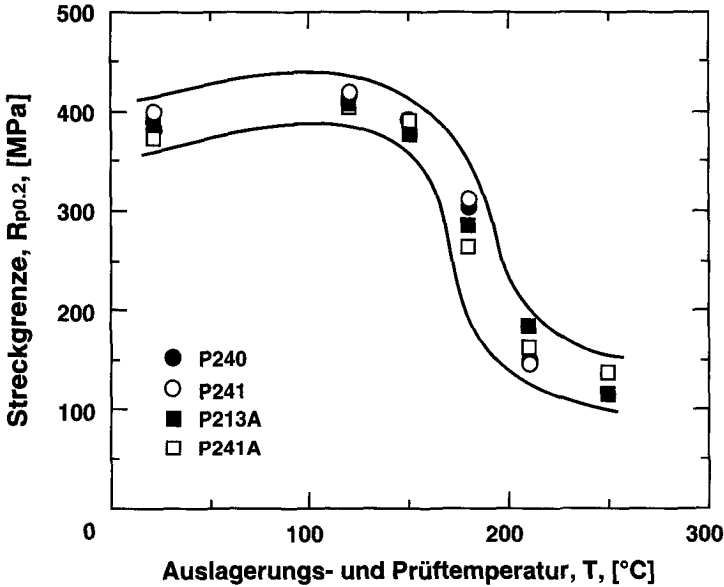


Bild 40: Warmstreckgrenze nach 1000 Stunden Auslagerung auf Prüftemperatur, grobkörnige AlCuMgAg-Legierungen

Zudem sind bei den Warmzugversuchen mit Vorauslagerung zwei verschiedene Faktoren involviert, die beide zur Erniedrigung der Streckgrenze beitragen. Die Überalterung während der Vorauslagerung und die Messung bei erhöhter Temperatur bewirken gegenüber den Raumtemperatureigenschaften eine Abnahme der Festigkeit. So klare Zusammenhänge mit dem Mg-Gehalt wie in Bild 36, wo nur Raumtemperaturmesswerte verwendet und nur bei einer Temperatur überaltert wurde, können bei diesen Messungen also nicht erwartet werden.

Ein Vergleich der sprühkompaktierten Legierungen mit der heute in der Technik am häufigsten eingesetzten warmfesten Al-Legierung 2618 wurde durchgeführt. Dazu wurde die O/M-Legierung P246A ausgewählt. Sie liegt im mittleren Bereich der thermischen Stabilität der untersuchten Legierungen. Der direkte Vergleich zeigt, dass bei Temperaturen bis 150°C die sprüh-



kompaktierte Legierung deutlich höhere Warmstreckgrenzen aufweist (Bild 41). Allerdings erfolgt der Beginn des Steilabfalls bei P246A früher als bei 2618. Im Bereich zwischen 180 und 220°C verlaufen die Kurven weitgehend deckungsgleich. Die sprühkompaktierte Legierung biegt dann aber früher in die Abflachung der Kurve ein. Insgesamt kann gesagt werden, dass die O/M-Legierung über den ganzen Temperaturbereich deutlich bessere bis praktisch gleiche Warmstreckgrenzen nach 1000 h Vorauslagerung zeigt.

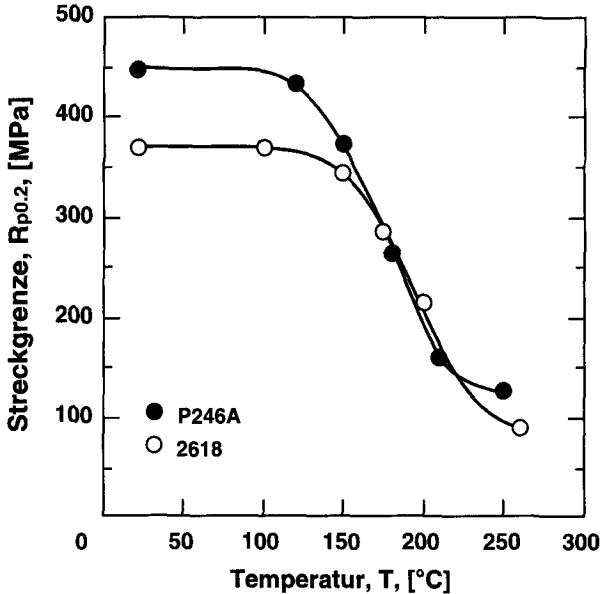


Bild 41: Warmstreckgrenze nach 1000 Stunden Auslagerung auf Prüftemperatur, O/M-Legierung P246A und kommerzielle Legierung 2618 aus [73]

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass aushärtbare Al-Legierungen sich nicht für einen Einsatz oberhalb von 180°C eignen. Sowohl die untersuchten sprühkompaktierten Legierungen, als auch die kommerziellen warmfesten Legierungen neigen bei Temperaturen über 150°C zum Überaltern und zeigen damit massive Einbußen in den Festigkeitseigenschaften. Als Al-Legierungen für den Einsatz im Temperaturbereich von 180°C bis 300°C kommen nur rein dispersionsgehärtete Systeme in Frage. Die Herstellung solcher Legierungen ist jedoch nur mit pulvermetallurgischen Methoden möglich.

### 3.4 Ermüdungsfestigkeit

Die Ermüdungsfestigkeit und die Bruchzähigkeit sind die wichtigsten Eigenschaften, welche die Schadenstoleranz eines Werkstoffs charakterisieren. Beide beschreiben das Risswachstum in einem Material, wobei aber verschiedene Rahmenbedingungen herrschen. Bei der Bruchzähigkeit wird das Wachstum eines Risses unter statischer Last in einem bereits mit einem Anriss versehenen Bauteil untersucht. Bei der Ermüdung sind zyklisch wechselnde Lasten im Spiel. Da bei den Untersuchungen der Ermüdungsfestigkeit oftmals keine künstlichen Anrisse in die Probenoberfläche eingebracht werden, umfasst diese Prüfung neben dem Risswachstum auch die Rissinitiierung. Diese findet meist an der Oberfläche statt, an z.T. mikroskopisch feinen mechanischen Kerben, Korrosionsvertiefungen oder durch planare Gleitung hervorgerufenen Intrusionen und Extrusionen [1].

#### 3.4.1 Literaturübersicht

Zu Beginn dieses Kapitels soll eine kurze Literaturübersicht einen Eindruck geben über die bekannten Einflussfaktoren auf die Ermüdungseigenschaften von Al-Legierungen.

In vielen Belangen ist die Ermüdungsfestigkeit von denselben Faktoren abhängig wie die Bruchzähigkeit. Es kann daher in den meisten Fällen davon ausgegangen werden, dass eine Legierung mit hoher Bruchzähigkeit auch eine gute Beständigkeit gegen Ermüdungsrisswachstum zeigt. Doch es gibt auch Abweichungen von dieser Parallelität. Insbesondere in den Fällen, wo nicht das Risswachstum, sondern die Rissinitiierung die kritische Grösse für den Ermüdungsbruch darstellt.

Für die Berechnung der Ermüdungsrisswachstumsgeschwindigkeit von Al-Legierungen wurde von Speidel [53] eine Näherung formuliert, die mit den gemessenen Werten sehr gut übereinstimmt. Darin ist die Risswachstumsgeschwindigkeit  $\Delta a/\Delta N$  abhängig von der zyklischen Spannungsintensität  $\Delta K$ , vom Elastizitätsmodul  $E$  und von der Bruchzähigkeit  $K_c$  in der Form

$$\frac{\Delta a}{\Delta N} = 6 \left( \frac{\Delta K}{E} - 2.7 \cdot 10^{-5} \right)^2 \frac{K_c}{K_c - \Delta K} . \quad (14)$$

Diese Näherung ergibt von  $K_c$  unabhängige Risswachstumsgeschwindigkeiten für sehr kleine  $\Delta K$ -Werte. Bei grossen  $\Delta K$  besteht eine Abhängigkeit von der Bruchzähigkeit, wobei die kleinsten Geschwindigkeiten bei den Legierungen mit der höchsten Bruchzähigkeit zu finden sind.

Im allgemeinen sind die Ermüdungseigenschaften viel stärker von der Mikrostruktur abhängig als von der chemischen Zusammensetzung. Insbesondere alle strukturellen Einflüsse, die eine Lokalisierung der plastischen Deformation in Gleitbändern (planare Gleitung) bewirken, sind schädlich. Die planare Gleitung führt zur Rissbildung an inneren Hindernissen wie Phasengrenzen, aber auch an der Oberfläche durch die Bildung von Intrusionen und Extrusionen.

Die mikrostrukturellen Einflüsse auf die Ermüdungsfestigkeit können wie folgt zusammengefasst werden:

- Analog zu ihrem stark negativen Einfluss auf die Bruchzähigkeit, sind die **groben Primärteilchen** auch schädlich für die Ermüdungseigenschaften. Bei kleinen Deformationen brechen diese Teilchen auf oder lösen sich von der Matrix und bilden so bevorzugte Fortpflanzungswege für den Riss. Dadurch wird das Risswachstum erleichtert. In einzelnen Fällen konnte auch eine risswachstumshemmende Wirkung der Primärteilchen beobachtet werden. Dies ist dann der Fall, wenn die zerbrochenen Partikel zu Rissverzweigung führen [65].
- Den **feinen Dispersoiden** werden zwei verschiedene Einflüsse auf die Rissfortbildung zugeschrieben. Wie bei der Bruchzähigkeit fördert eine dichte Anordnung von Dispersoiden die Rissvereinigung und beschleunigt damit das Risswachstum [65]. Andererseits können die inkohärenten Dispersoide zu einer homogeneren Gleitung führen, da sie von den Versetzungen nicht geschnitten werden können. Dieser Effekt führt zu besseren Ermüdungseigenschaften in den Legierungen mit hohem Gehalt an Dispersoiden und wurde in hochfesten Al-Legierungen beobachtet [74].
- Die **Härtungsphasen** haben ebenfalls einen Einfluss auf den Bruchmodus. In unteralterten Zuständen ist die Struktur durch schneidbare GP-Zonen gehärtet. Dies ist insofern ungünstig für die Ermüdungsbeständigkeit, als sich dabei eine inhomogene Gleitung bildet und die Risskeimbildung erleichtert wird. Die Risswachstumsgeschwindigkeiten sind aber, aufgrund der feinen Ausscheidungen, am tiefsten in den unteralterten Zuständen. In den überalterten Zuständen ist die Gleitung viel homogener. Dies führt zu einer erschwerten Risskeimbildung an der Oberfläche. Allerdings werden hier höhere Werte der Risswachstumsgeschwindigkeit gemessen. Im Zusammenhang mit der Aushärtung muss auch die unterschiedliche Korrosionsbeständigkeit der verschiedenen Zustände berücksichtigt werden. In den überalterten und damit beständigeren Zuständen ist die Risskeimbildung an durch korrosiven Angriff bewirkten Oberflächendefekten seltener [65].
- Bei **thermomechanischen Behandlungen** werden Versetzungen in den Festkörper eingebracht. Auch diese führen zu einer homogeneren Gleitverteilung und verbessern damit die Ermüdungseigenschaften. Dieser

Einfluss konnte aber nur bei ungekerbten Proben beobachtet werden [1, 74].

- Eine kleinere **Korngrösse** bewirkt in Aluminiumlegierungen mit schneidbaren Härtungsausscheidungen eine Verzögerung der Ermüdungsrisskeimbildung. In kleineren Körnern können weniger Versetzungen im gleichen Gleitsystem untergebracht werden. Dies führt zur Aktivierung einer grösseren Menge von Gleitsystemen, wobei die an der Oberfläche auftretenden Gleitstufen und die Spannungskonzentration an Korngrenzen kleiner werden [74].

### 3.4.2 Ermüdungsversuche

Die Ermüdungseigenschaften der sprühkompaktierten Legierungen P243 und P246 und weiterer kommerzieller Legierungen wurden in Längsrichtung bei Raumtemperatur und Laborumgebung gemessen. Dabei wurden die Versuche im Bereich der reinen Wechselbeanspruchung ( $R = -1$ ) gefahren. Es wurden einerseits ungekerbte Proben ( $K_t = 1$ ) untersucht, wobei diese vor dem Versuch an der Oberfläche mechanisch poliert wurden. Daneben wurden auch gekerbte Proben verwendet. Diese hatten einen Kerbfaktor  $K_t = 2.3$ . Der Kerbfaktor stellt das Verhältnis dar zwischen der grössten im Querschnitt der gekerbten Probe auftretenden Spannung und der Nominalspannung in einer ungekerbten Probe gleichen Nettoquerschnitts.

### 3.4.3 Resultate

Insgesamt zeigen die sprühkompaktierten Legierungen durchwegs bessere Ermüdungseigenschaften als die kommerziellen Werkstoffe. Die Legierung P246-T4 wurde mit der kommerziellen schadenstoleranten Legierung 2024-T351 verglichen (Bild 42). Dabei zeigte sich, dass die sprühkompaktierte Legierung bei gleicher Streckgrenze (Bild 26) deutlich höhere Zeit- und Dauerfestigkeitswerte aufweist. Die Dauerfestigkeit bei  $10^7$  Lastwechseln liegt für 2024-T351 bei etwa 150 MPa, während sie für die sprühkompaktierte Legierung bei knapp 200 MPa gemessen wird.

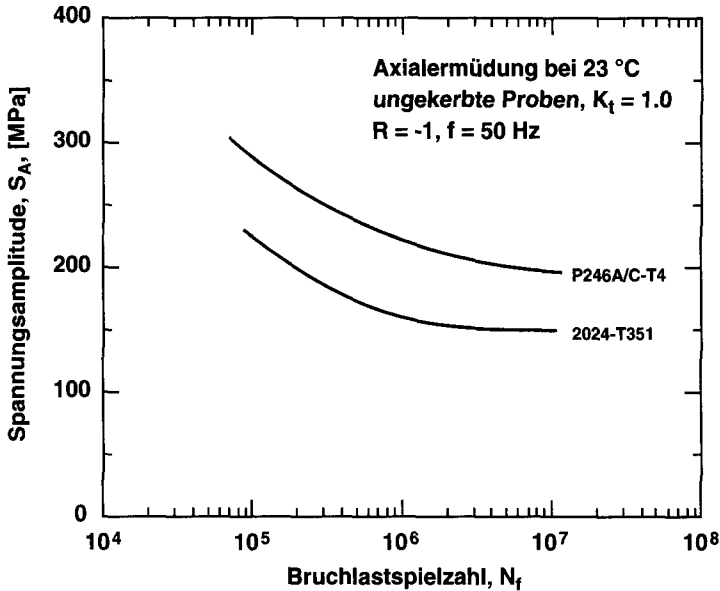


Bild 42: Wöhlerdiagramm für zwei schadenstolerante AlCuX-Legierungen, ungekerbte Proben, Mittelwertskurven

In der Gruppe der warmfesten Legierungen wurden die T6X-Zustände der Legierungen P246C und P243 mit der Legierung 2519-T87 verglichen (Bild 43). Die besten Ermüdungsbeständigkeiten wurden hier bei der Legierung P246C gemessen, gefolgt von P243. Bei hohen Lasten war der Unterschied der Legierungen nur klein und praktisch vernachlässigbar, bei tieferen Spannungsintensitäten und höheren Bruchlastspielzahlen und im Bereich der Dauerfestigkeit hingegen war der Unterschied an deutlichsten. Bei den sprühkompaktierten Legierungen konnten die Dauerfestigkeiten in diesen gekerbten Proben im Bereich um 100 MPa gemessen werden.

Die Überlegenheit der Legierung P246 über der Legierung P243 in den Ermüdungseigenschaften ist analog zur ihrer höheren Bruchzähigkeit. Offensichtlich lassen sich beide Effekte auf den deutlich höheren Gehalt an Primärphasen in P243 zurückführen (Abschnitt 3.2.3).

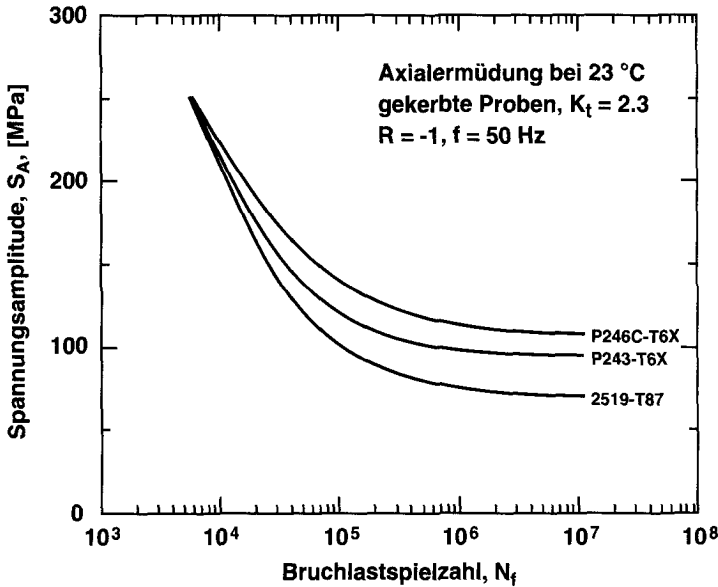


Bild 43: Wöhlerdiagramm für verschiedene warmfeste AlCuX-Legierungen, gekerbte Proben ( $K_t = 2.3$ ), Mittelwertskurven

Zwischen den Versuchen an Proben mit und ohne Kerben bestehen grundsätzliche Unterschiede. In den gekerbten Proben wird die Rissebene durch die Ebene der Kerbe im voraus bestimmt. Am Kerbgrund ist die Spannung überhöht, so dass die Riskeimbildung an dieser Stelle stattfindet. Bezogen auf die nominellen Spannungsamplituden liegen sowohl die Zeit- als auch die Dauerfestigkeiten prinzipiell tiefer, weil durch die Spannungsüberhöhung bei der Riskeimbildung eine höhere effektive Spannung vorliegt.

Es konnte beobachtet werden, dass die Resultate der ungekerbten Proben signifikant stärker streuten als die der gekerbten. Dafür gibt es zwei mögliche Erklärungen: In den ungekerbten Proben haben Oberflächenfehler, die trotz der Politur vorhanden sind, einen Einfluss auf die Riskeimbildung. Daneben kann es auch sein, dass durch das Einspannen der Probe ein Moment aufgebracht wird. Auch dies würde sich bei den ungekerbten Proben stärker auf die Riskeimbildung auswirken. Insgesamt scheint es daher sinnvoll zu sein, mit gekerbten Proben zu arbeiten. In diesen Proben sind die äusseren Einflüsse kleiner, welche die Resultate verfälschen. Das führt somit zu kleineren Streubreiten.

## 3.5 Spannungsrisskorrosion (SRK)

### 3.5.1 Grundlagen

Unter dem Begriff Spannungsrisskorrosion versteht man die Keimbildung und das Wachstum von Rissen in Werkstoffen unter gleichzeitiger Einwirkung von Zugspannungen und einer chemisch wirksamen Umgebung. Voraussetzung für das Risswachstum ist das Zusammenwirken dieser zwei Grössen und ein auf SRK anfälliges Material. Zugspannungen oder korrosive Umgebung allein löst dabei noch kein Risswachstum aus. Spannungskorrosionsrisse wachsen bereits bei Spannungen, die in inerter Umgebung noch nicht zu Risswachstum führen würden. Andererseits findet man unter Spannung ein Risswachstum in Umgebungen, die in spannungsfreien Teilen nicht zur Rissverlängerung führen würden.

Spannungsrisskorrosion an hochfesten Al-Knetlegierungen ist ein bekanntes Problem, das bereits zu zahlreichen Schäden an Bauteilen z.B. in der Luftfahrt geführt hat [75]. Die Spannungskorrosionsrisse verlaufen meist interkristallin und treten fast ausschliesslich in Bauteilen mit dicken Querschnitten auf, die in der kurzen Querrichtung belastet sind. In den Knetprodukten tritt in dieser Richtung infolge der Herstellung eine ungünstige Kombination aus Eigen- und Betriebsspannungen und der Kornorientierung auf.

Die Werkstofftrennung bei der SRK erfolgt makroskopisch verformungslos und häufig ohne messbaren Materialabtrag. Da diese Korrosionsart im Innern des Werkstoffes stattfindet, treten oft keine sichtbaren Korrosionsprodukte auf.

Zur Ermittlung der Spannungskorrosionsanfälligkeit einer Legierung können verschiedene Prüfmethode angewandt werden. Weit verbreitet sind Wechseltauchversuche an vorgespannten Proben, mit denen für verschiedene Spannungsniveaus die Zeit bis zum Bruch ermittelt wird. Diese Messmethode berücksichtigt die Keimbildung und das Wachstum des Risses. Dies kann aber insofern problematisch sein, als dabei nicht zwischen diesen beiden Vorgängen unterschieden werden kann. So kann es durchaus sein, dass eine Legierung einen hohen Widerstand gegen Risskeimbildung aufweist, jedoch wenn sich ein Riss gebildet hat, dieser schnell wächst. Eine Untersuchung an Proben ohne Anrissen würde dann eine falsche Beständigkeit gegen SRK vortäuschen [35, 76].

Quantitative Methoden der Bewertung der Anfälligkeit auf SRK stützen sich daher vornehmlich auf das Wachstum und nicht auf die Bildung der Risse. Die bruchmechanischen Messmethoden der SRK verwenden Proben, die bereits mit künstlich erzeugten Anrissen versehen sind. Damit kann die Ausbreitungsgeschwindigkeit der Spannungskorrosionsrisse ermittelt werden.

Durch die Auftragung der Risswachstumsgeschwindigkeit in Abhängigkeit der Spannungsintensität erhält man Risswachstumskurven, wie in Bild 44 schematisch gezeigt. In diesen Kurven sind drei Bereiche zu unterscheiden. Im Bereich III, oberhalb der Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$ , tritt auch ohne Umgebungseinfluss ein Gewaltbruch auf. In den Bereichen I und II tritt Spannungsrisskorrosion auf, wobei im Bereich II die Rissgeschwindigkeit unabhängig von der Spannungsintensität ist. Man spricht hier auch vom Plateaubereich.

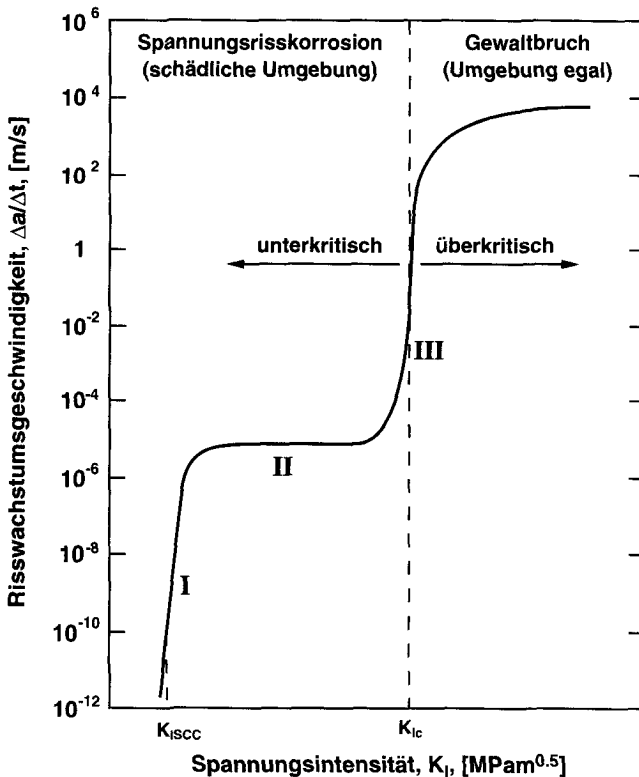


Bild 44: Schematischer Verlauf der Risswachstumsgeschwindigkeit in Abhängigkeit der Spannungsintensität



Eine besondere Bedeutung kommt dem unteren Grenzwert  $K_{ISCC}$  zu, unterhalb dessen die Wachstumsgeschwindigkeit unmessbar klein wird.  $K_{ISCC}$  kann als untere Grenze der Spannungsintensität für Risswachstum in Spannungskorrosion auslösenden Umgebungen angesehen werden. Sie ist ein Werkstoffkennwert für einen gegebenen Zustand und eine bestimmte Umgebung [76].

Die Risswachstumskurven sind durch zwei wesentliche Grössen gekennzeichnet: die Plateau-Risswachstumsgeschwindigkeit, die unabhängig von der Spannungsintensität ist (Bereich II) und den Grenzwert der Spannungsintensität  $K_{ISCC}$ . Verbesserungen in der SRK-Beständigkeit können entweder durch eine Verschiebung der Plateau-Risswachstumsgeschwindigkeit zu tieferen Werten erreicht werden oder durch Verschiebung von  $K_{ISCC}$  nach rechts zu höheren Spannungsintensitäten. In 2XXX-Legierungen konnten bisher durch Zusammensetzungs- und Wärmebehandlungsveränderungen praktisch keine Verbesserungen in der Plateaurisswachstumsgeschwindigkeit erreicht werden. In diesen Legierungen werden Verbesserungen vor allem in der Verschiebung von  $K_{ISCC}$  erzielt. Im Gegensatz dazu konnten in der Vergangenheit bei den AlZnMgCu-Legierungen deutliche Verbesserungen in der Plateau-Risswachstumsgeschwindigkeit erreicht werden [75, 76].

Die genauen Mechanismen der SRK sind nicht im Detail bekannt [77]. Zwei grundsätzlich verschiedene Hypothesen dazu sind entstanden: Die erste sieht die Bruchbildung als stark lokalisierte anodische Auflösung des Werkstoffs unter dem kombinierten Einfluss von äusserer Spannung und aggressiver Umgebung. Die zweite Theorie geht von einer Versprödung und von einem Abfall der Duktilität aus, die durch das Eindringen eines aggressiven Stoffs im Bereich der Risspitze hervorgerufen werden. Beim aggressiven Medium handelt es sich dabei meist um atomaren Wasserstoff. Beim Modell der anodischen Auflösung sind auch Varianten bekannt, die als kritischen Schritt ein wiederholtes Aufreissen des Schutzfilmes auf der Rissoberfläche betrachten [77].

Über die Einflüsse auf die Anfälligkeit für SRK von Al-Legierungen kann zusammenfassend folgendes gesagt werden:

- Reines Aluminium ist immun gegen SRK in wässrigen Lösungen [77], nicht aber in Metallschmelzen [75].
- Mit steigendem Legierungsgehalt steigt die Anfälligkeit auf SRK [75, 77].
- Bei aushärtbaren Legierungen zeigt der lösungsgeglühte und abgeschreckte Zustand (W-Zustand) vor der Auslagerung die beste Beständigkeit. Er ist oftmals immun gegen SRK. In diesem Zustand liegen die Legierungselemente in übersättigter fester Lösung vor; er ist deshalb aber nicht stabil.

- Der unteralterte Zustand zeigt die höchste Anfälligkeit auf SRK. Mit zunehmender Aushärtung nimmt die Anfälligkeit ab. Im überalterten Zustand werden die besten Beständigkeiten in einem technisch einsetzbaren Zustand erreicht.
- Da die SRK-Risse intergranular verlaufen, ist in Knetprodukten mit extrem langgezogenen Körnern die Beständigkeit gegen SRK von der Belastungsrichtung abhängig. In der kurzen Querrichtung werden die schlechtesten Werte gemessen, da die grossen Kornflächen senkrecht zu dieser Belastungsrichtung ein ungehindertes Risswachstum ermöglichen. Rekristallisierte Strukturen sind gewöhnlich ebenfalls empfindlicher als unrekristallisierte [1].

### 3.5.2 SRK-Versuche

In dieser Arbeit wurde das SRK-Verhalten mit bruchmechanischen Methoden bestimmt. Hierzu wurden Doppelhebelproben (double cantilever beam, DCB) in der kritischen S-L Orientierung verwendet (Bild 45). Die Abmessungen der Proben betragen  $2H = 25$  mm,  $W = 125$  mm und  $b = 10$  mm. Die Proben wurden durch Ermüden mit einem scharfen Anriss versehen.

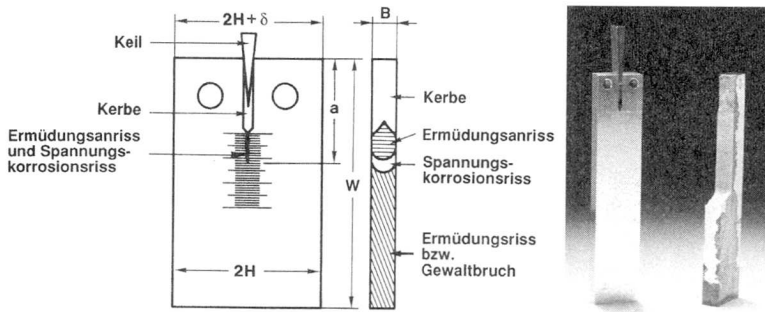


Bild 45: Doppelhebelproben zur Prüfung des SRK-Verhaltens

Durch das Aufweiten der Proben mit Hilfe eines Keils wurde an der Risspitze eine Spannungsintensität  $K_I$  erzeugt. Diese lässt sich berechnen gemäss

$$K_I = \frac{E \delta H \left[ 3 H (a + 0.6 H)^2 + H^3 \right]^{1/3}}{4 \left[ (a + 0.6 H)^3 + H^2 a \right]}, \quad (15)$$

wobei  $E$  der Elastizitätsmodul ist,  $a$  die aktuelle Risslänge und die restlichen Geometriegrößen Bild 45 entnommen werden können.

Der Riss der so vorbereiteten Proben wurde zweimal täglich mit 3.5% NaCl-Lösung befeuchtet. Diese verschärften Umgebungsbedingungen haben sich für die Bewertung des SRK-Verhaltens von Al-Legierungen bewährt [75, 78]. Der Rissfortschritt wurde optisch auf der Probenoberfläche verfolgt und so die Risswachstumsgeschwindigkeit bei den zugehörigen Werten der Spannungsintensität ermittelt. Mit zunehmender Risslänge nimmt die Spannungsintensität an der Rissspitze ab und im allgemeinen wird damit die Geschwindigkeit geringer. Aus diesen Resultaten können die Risswachstumskurven aufgezeichnet werden.

### 3.5.3 Ergebnisse

AlCuMg-Legierungen sind anfällig auf Spannungsrisskorrosion. Die messbaren Plateau-Risswachstumsgeschwindigkeiten von kommerziellen AlCuMg-Legierungen liegen alle im Bereich um  $10^{-8}$  m/s (Bild 46). Unterschiede bestehen lediglich bei den  $K_{ISCC}$ -Werten. In den beständigsten Legierungen, z.B. in 2618-T6, liegt dieser Wert bei  $14 \text{ MPam}^{0.5}$ . Die Resultate der Messungen an den kommerziellen 2XXX-Legierungen in Bild 46 wurden aus der Literatur [79] entnommen.

Analog zu diesen Messungen wurden zwei der neu entwickelten sprühkompaktierten Legierungen in je zwei verschiedenen Zuständen auf ihr SRK-Verhalten hin untersucht (Bild 47). Die Resultate lassen sich wie folgt zusammenfassen und interpretieren:

- Die gemessenen Plateau-Risswachstumsgeschwindigkeiten der sprühkompaktierten Legierungen liegen im selben Bereich von  $10^{-8}$  m/s wie die der kommerziellen Legierungen.
- Der Plateaubereich liegt bei den O/M-Legierungen zwischen Spannungsintensitäten von  $25 \text{ MPam}^{0.5}$  und der Bruchzähigkeiten, die viel höher liegen als bei I/M-Legierungen. Verglichen mit den kommerziellen Legierungen ergibt dies eine Verschiebung des Plateaus zu höheren Spannungsintensitäten.
- Bei den sprühkompaktierten Legierungen konnten  $K_{ISCC}$ -Werte von etwa  $10 \text{ MPam}^{0.5}$  gemessen werden. Dies entspricht einem mittleren Bereich der verglichenen kommerziellen Legierungen.

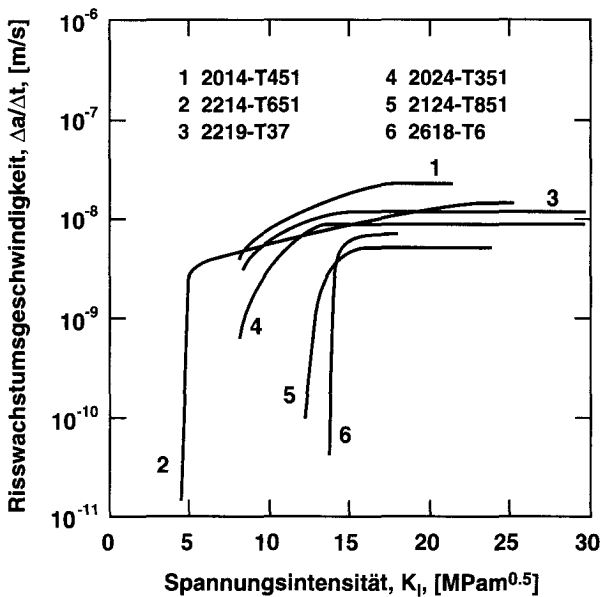


Bild 46: Spannungsrissskorrosionsverhalten einiger kommerzieller AlCuMg-Basis Legierungen [79]  
2x täglich befeuchtet mit 3.5% NaCl-Lösung, S-L, 23°C

- Legierung P246B hat über den gesamten Spannungsbereich jeweils leicht tiefere Risswachstumsgeschwindigkeiten als Legierung P243. Dies könnte auf den tieferen Legierungsgehalt von P246B zurückzuführen sein.
- Zwischen den T4- und den T6X-Zuständen bestehen kaum Unterschiede. Dies widerspricht der gängigen Theorie, dass mit zunehmender Aushärtung die Anfälligkeit auf SRK sinkt. Allerdings ist der T6X-Zustand immer noch unteraltert und daher nicht weit von einem T4-Zustand entfernt. Möglicherweise wären mit stärkerer Überalterung noch höhere Beständigkeiten gegen SRK erreichbar.
- Makroskopisch konnten hingegen Unterschiede zwischen den T4- und den T6X-Zuständen beobachtet werden. Die DCB-Proben im T6X-Zustand zeigten nach der Prüfung mit 3.5% NaCl-Lösung an der Oberfläche einen deutlich stärkeren Angriff durch Lochfrasskorrosion. Auch dies ist ein Widerspruch zu den bekannten Zusammenhängen zwischen Aushärtungszustand und Korrosionsbeständigkeit. Damit wird aber verdeutlicht, dass der T6X-Zustand kein Zustand mit optimaler Beständigkeit gegen Korrosionsangriff ist.

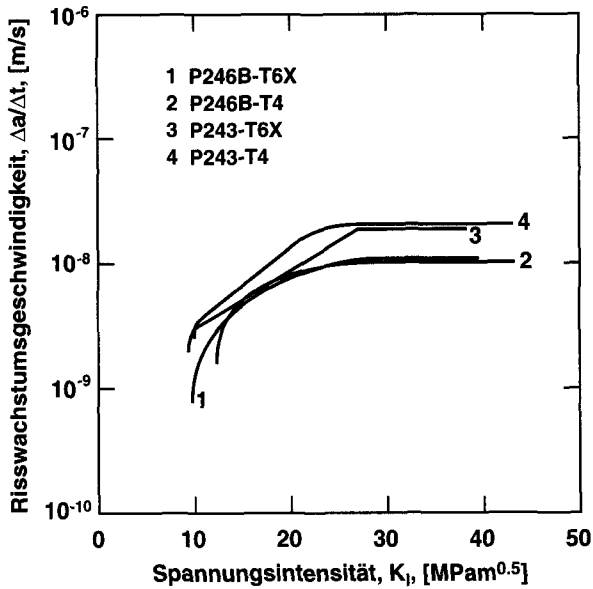


Bild 47: Spannungsrisskorrosionsverhalten der sprühkompaktierten AlCuMgAg-Legierungen, 2x täglich befeuchtet mit 3.5% NaCl-Lösung, S-L, 23°C

Insgesamt kann gesagt werden, dass die sprühkompaktierten AlCuMgAg-Legierungen eine Beständigkeit gegen Spannungskorrosionsrisswachstum zeigen, die vergleichbar ist mit der von üblichen kommerziellen AlCuMg-Legierungen. Allerdings wurden die O/M-Legierungen nicht speziell auf Zustände höchster SRK-Beständigkeit gebracht, sondern in den Zuständen untersucht, die für höchste Kombinationen aus Festigkeit und Bruchzähigkeit entwickelt wurden. Es kann davon ausgegangen werden, dass mit gezielten Wärmebehandlungen bessere SRK-Eigenschaften erreicht werden könnten.

Leer - Vide - Empty

---

# 4

## REKRISTALLISATION UND GROBKORNBILDUNG

---

Im vorangehenden Kapitel wurden die wichtigsten Eigenschaften der untersuchten Legierungen besprochen. Es wurde gezeigt und erklärt, wie die Festigkeit, die Zähigkeit und Schadenstoleranz, die Temperaturbeständigkeit und die Korrosionseigenschaften gezielt verändert werden können durch Variationen der Zusammensetzung und der Behandlung der Legierung.

Die Festigkeitseigenschaften wurden dabei insbesondere über die Gehalte der härtungsphasenbildenden Elemente Kupfer und Magnesium und über den Grad der eingebrachten Kaltverformung eingestellt. Metallkundlich betrachtet, handelt es sich dabei um die Mechanismen der Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungshärtung und Versetzungshärtung. Die weiteren wichtigen Härtungsmechanismen in Metallen sind die Mischkristallhärtung und die Feinkornhärtung. Da Aluminium für die meisten Legierungselemente nur sehr beschränkte Löslichkeiten im festen Zustand zeigt, erweist sich die Mischkristallhärtung aber in unserem Fall als technisch irrelevant. Im Gegensatz dazu kommt der Feinkornhärtung eine wichtige Rolle zu. Eine Besonderheit der Festigkeitssteigerung durch feines Korn ist, dass sie im Unterschied zu allen anderen Härtungsmechanismen nicht zwangsläufig mit einem Zähigkeitsverlust einhergeht.

Die Untersuchungen dieser Arbeit haben ergeben, dass die Feinkörnigkeit ein notwendiges aber nicht hinreichendes Kriterium für maximale Eigenschaftskombinationen ist. Es hat sich ebenfalls gezeigt, dass mit dem Sprühkompaktierverfahren sehr feinkörnige Legierungen hergestellt werden können. Die Feinkörnigkeit muss in den sprühkompaktierten Legierungen aber gezielt erzeugt werden. Dazu ist es notwendig, die Mechanismen zu verstehen, die zur Bildung von feinem beziehungsweise grobem Korn führen. Dieses Kapitel behandelt diese Thematik.

## 4.1 Erholung und Rekristallisation

Nach einer Kaltverformung befindet sich ein metallischer Werkstoff im Ungleichgewicht, denn durch die eingebrachten Gitterfehler wurde seine innere Energie erhöht. Dieses Ungleichgewicht ist nur bei tiefen Temperaturen beständig; es wird abgebaut, sobald sich durch eine Temperaturerhöhung (Zuführung von Aktivierungsenergie) die Beweglichkeit der Gitterbausteine vergrößert. Wenn der Abbau der inneren Energie durch Veränderung des Korngefüges stattfindet, spricht man von Rekristallisation. Andernfalls, wenn die Rückbildung der durch eine Kaltumformung hervorgerufenen Eigenschaften nur teilweise und ohne Änderung der Grosswinkelkorn Grenzen abläuft, spricht man von Erholung.

Bei der Rekristallisation wird zwischen verschiedenen Vorgängen unterschieden. Unter der Primärrekristallisation versteht man den Vorgang von der Keimbildung über das Keimwachstum bis zur Bildung eines neuen Gefüges. Die treibende Kraft dieser Korngrenzenbewegung ist der Energieunterschied zwischen stark gestörtem und baufehlerarmem Kristall. Dieser Energieunterschied  $P_D$  lässt sich aus der Differenz der Versetzungsdichten des defekten und rekristallisierten Gefüges abschätzen:

$$P_D \cong G b^2 (N_V - N_R) \quad (16)$$

$G$  ist in dieser Gleichung der Schubmodul,  $b$  der Burgersvektor und  $N_V$  und  $N_R$  sind die Versetzungsdichten im verformten bzw. rekristallisierten Material.

Die Rekristallisationstemperatur ist im allgemeinen proportional zur Schmelztemperatur und beträgt ungefähr  $0.4 T_S$ . Sie hängt aber auch vom Verformungsgrad und von weiteren Merkmalen der Mikrostruktur ab. Für den Rekristallisationsvorgang ist eine Mindestverformung (kritische Versetzungsdichte) notwendig. Die Korngrösse nach der Rekristallisation ist u.a. vom Verformungsgrad abhängig, weil eine hohe Versetzungsdichte die Bildung vieler Rekristallisationskeime ermöglicht.

Eine weitere Form der Rekristallisation ist das normale Kornwachstum. Es findet zeitabhängig bei hohen Temperaturen und langen Glühzeiten statt. Kleinere Körner werden aufgezehrt, während die grösseren noch weiter wachsen, was insgesamt zu einer Kornvergrößerung führt. Die treibende Kraft bei diesem Vorgang ist der Abbau von Grenzflächenenergie durch die Reduktion der Summe der Korngrenzflächen beim Wachstum der Körner. Gleichzeitig sind die Korngrenzen von grösseren Körnern weniger stark gekrümmt, was einen zusätzlichen Energieabbau beim Kornwachstum ergibt. Beim abnormalen Kornwachstum (Sekundärrekristallisation) wachsen schliesslich nur einzelne Körner und werden extrem gross.



## 4.2 Beschreibung der Grobkornbildung

Von den untersuchten Materialien zeigen die Legierungen P213A, P240, P241 und P241A nach dem Lösungsglühen ein grobes Korngefüge. Alle anderen Legierungen sind nach analoger Wärmebehandlung feinkörnig. Da die Kornvergrößerung während dem Lösungsglühen nicht erwünscht ist und zunächst nicht erklärt werden konnte, wurde eine vertiefte Untersuchung durchgeführt mit dem Ziel, diesen Effekt zu verhindern.

Sprühkompaktierte Legierungen zeigen im extrudierten Zustand (as extruded, F-Zustand) durchwegs ein feines Korngefüge (Bild 48a und Bild 49a). Die einzelnen Körner sind in der Extrusionsrichtung langgezogen, so dass im Querschliff die kleinsten Korngrößen gemessen werden. Diese betragen durchschnittlich weniger als  $20\ \mu\text{m}$ . Während dem Lösungsglühen tritt im Idealfall weder Rekristallisation noch Kornwachstum auf. Bild 48b zeigt dieselbe Stelle wie Bild 48a, jedoch nach einer Glühbehandlung. Es wird deutlich, dass bei dieser Lösungsglühung die Lage der Korngrenzen gegenüber dem ursprünglichen Zustand nicht verändert worden ist. Die minimalen Verschiebungen der Korngrenzen zwischen Bild 48a) und b) entstanden durch das erneute Polieren und Ätzen der Oberfläche nach der Glühbehandlung.

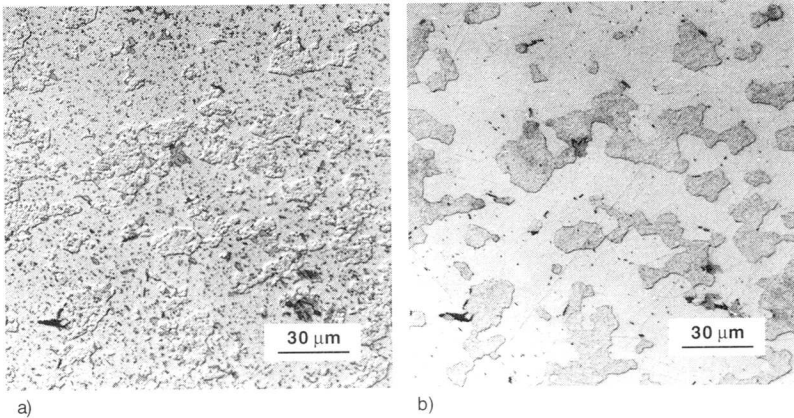


Bild 48: Gefügestruktur der Legierung P246A, Querschliffe; a) F-Zustand; b) nach  $520^{\circ}\text{C}/0.5\ \text{h}$

Im Gegensatz zum Idealfall, wo der feinkörnige Extrusionszustand über die Wärmebehandlung hinweg erhalten bleibt, wurden auch Legierungen beobachtet, die nach dem Lösungsglühen eine massiv vergrößerte Kornstruktur aufweisen (Bild 49). In solchen grobkörnig rekristallisierenden Legierungen,

wie der P213A, wurden nach dem Glühen in der Querrichtung Korngrößen von 150  $\mu\text{m}$  und mehr gemessen.

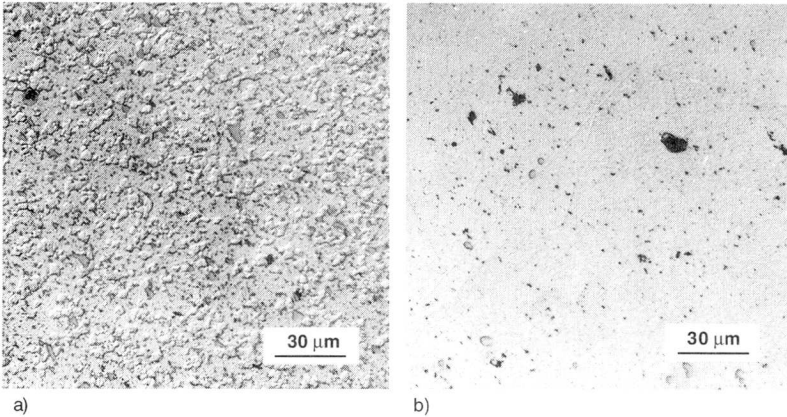


Bild 49: Gefügestruktur der Legierung P213A, Querschliffe; a) F-Zustand; b) nach 520°C/0.5 h  
In b) ist die Korngröße so gross, dass im Bildausschnitt keine Korngrenzen sichtbar sind

Es konnte gezeigt werden, dass das grobe Korn durch eine primäre, d.h. diskontinuierlich ablaufende Rekristallisation zustande kommt. Es handelt sich also um den Abbau von im Werkstoff gespeicherter Kaltverformung durch die Bildung neuer verformungsfreier Körner. Dieser Prozess läuft sehr schnell ab und ist bereits nach den ersten Minuten der Glühung abgeschlossen (Bild 50a). Ein anschliessendes zeitabhängiges Kornwachstum findet hingegen nicht statt. Die Korngröße nach der Rekristallisation bleibt auch bei einer Glühbehandlung von mehreren Stunden konstant (Bild 50).

In einem nächsten Versuch wurden Probenplättchen während einer Stunde bei verschiedenen Temperaturen geglüht (Bild 51). Dabei trat bei 400°C noch keine Rekristallisation auf, und das Gefüge war nach der Wärmebehandlung ebenso fein wie im F-Zustand. Bei 440°C zeigte die Probe noch überwiegend Feinkorn, allerdings waren bereits einige grob rekristallisierte Bereiche sichtbar. Nach einer Glühbehandlung bei 480°C war dann schon ein grosser Teil grob rekristallisiert und bei 500°C gab es keine unrekristallisierten Bereiche mehr in der Probe. Es zeigte sich also, dass mittels einer Glühung bei tieferen Temperaturen die Bildung von Grobkorn vermieden werden könnte. Allerdings ist bei diesen Temperaturen die Löslichkeit für die Legierungselemente zu tief, so dass das Ziel des Lösungsglühvorganges, die Erzeugung einer möglichst hohen Übersättigung des Mischkristalls, so nicht erreicht werden kann.

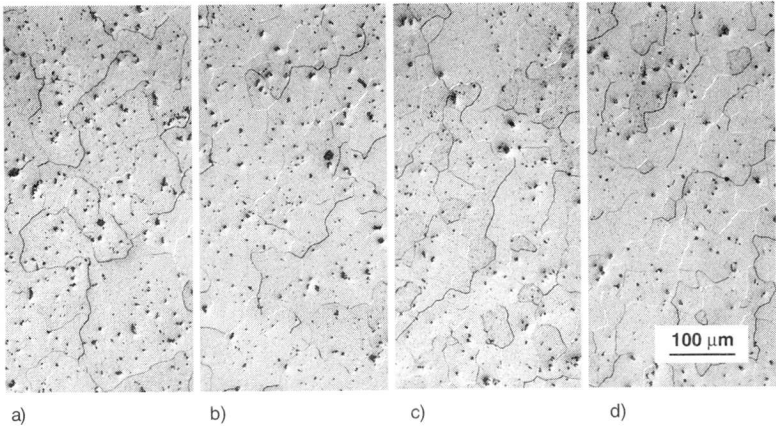


Bild 50: Gefügestruktur der Legierung P240 nach Glühung bei 525°C und verschiedenen Zeiten, Querschliffe; a) 7 min; b) 15 min; c) 1 h; d) 4 h

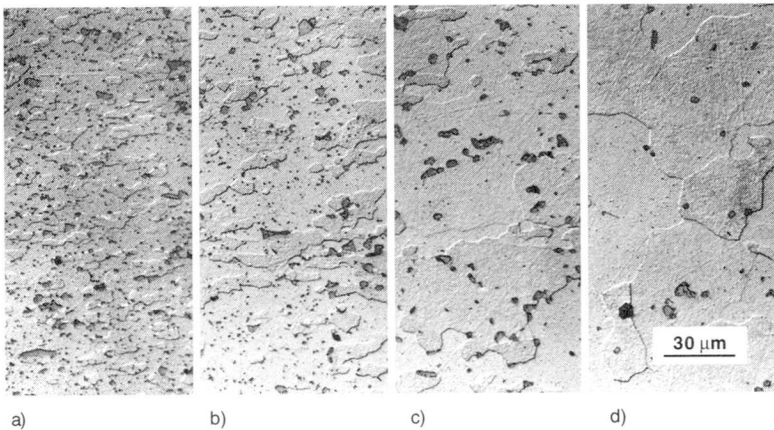


Bild 51: Gefügestruktur der Legierung P240 nach Glühung von einer Stunde bei verschiedenen Temperaturen, Querschliffe; a) 400°C; b) 440°C; c) 480°C; d) 500°C

Verschiedene weitere Versuche zielten darauf ab, durch geeignete thermische oder thermomechanische Behandlungen vor dem Lösungsglühn die Kornvergrößerung zu verhindern. Zusammenfassend kann gesagt werden, dass es trotz Anwendung komplizierter und aufwendiger Vorbehandlungen nicht gelungen ist, die grobe Rekristallisation zu verhindern. Es wurde versucht, durch Erholungsglühungen unterhalb der Rekristallisationstempera-

tur die in den Werkstoffen vorhandene Kaltverformung abzubauen. Dies konnte aber nicht in genügendem Mass erreicht werden, so dass der Verformungsgrad nach wie vor oberhalb des kritischen Wertes lag und sogar eine noch leicht gröbere Rekristallisation stattfand.

In einem anderen Versuch wurde der Verformungsgrad durch Walzen noch gesteigert. Wie dies aus dem klassischen Rekristallisationsdiagramm zu erwarten ist, führte der höhere Verformungsgrad zu einer leicht kleineren rekristallisierten Korngrösse. Verglichen mit den unrekristallisierten Strukturen waren die erreichten Korngrössen aber immer noch viel zu grob.

Ein kleiner Schritt in Richtung zu feinerem Korn konnte durch höhere Aufheizraten erreicht werden. Bei der Verwendung eines flüssigen Salzbad (50%  $\text{CaCl}_2$ , 30%  $\text{BaCl}_2$ , 20%  $\text{NaCl}$ ) bei  $525^\circ\text{C}$  zum Lösungsglühen konnte die Korngrösse etwa um den Faktor 2 reduziert werden. Allerdings konnte auch so die Rekristallisation nicht verhindert werden, und die resultierende Korngrösse war immer noch ein Mehrfaches grösser als in den unrekristallisierten Strukturen.

### 4.3 Die Wirkung des Grobkorns

Grobkörnige und unrekristallisierte feinkörnige Legierungen unterscheiden sich stark in ihren mechanischen Eigenschaften. Die Unterschiede treten sowohl in der Festigkeit als auch in der Bruchzähigkeit hervor (Bild 52). Beide Eigenschaften liegen bei den grobkörnigen Legierungen deutlich tiefer als bei den feinkörnigen.

Ein direkter Vergleich der Eigenschaften bei grobem und feinem Korn bei identischer Zusammensetzung konnte nicht durchgeführt werden. Alle Legierungen, die grobkörnig rekristallisieren, lassen sich nicht in einen feinkörnigen Anwendungszustand bringen. Andererseits konnte auch keine der feinkörnigen Legierungen durch eine Wärmebehandlung grob rekristallisiert werden. Vergleiche zwischen grobkörnigen und feinkörnigen Legierungen mussten sich also zwangsläufig auf Werkstoffe mit leicht verschiedenen Zusammensetzungen beschränken. Für diesen Vergleich eignen sich die feine Legierung P213 und die grobkörnige P213A besonders gut. In allen für die mechanischen Eigenschaften wichtigen Elementen liegen die Zusammensetzungen dieser zwei Legierungen sehr nahe beieinander.

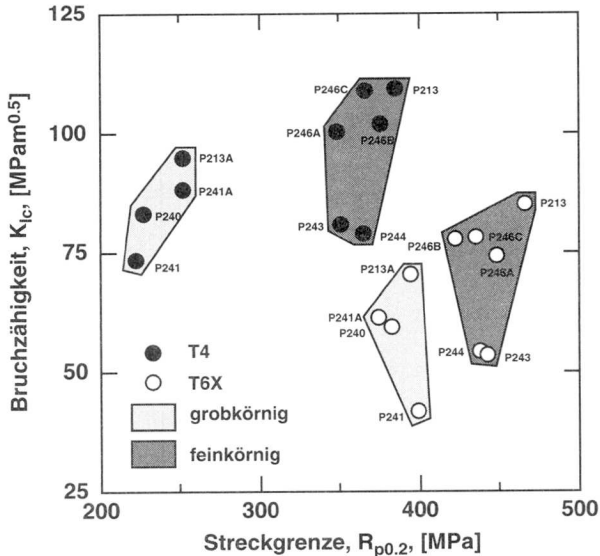


Bild 52: Streckgrenze und Bruchzähigkeit von feinkörnigen und grobkörnigen Legierungen in zwei verschiedenen Wärmebehandlungszuständen

### 4.3.1 Der Einfluss der Korngröße auf die Festigkeit

Der Zusammenhang zwischen der Korngröße und den Festigkeitseigenschaften ist wohlbekannt und beruht darauf, dass die Korngrenzen als Hindernisse für die Versetzungsbewegung wirken. Je feinkörniger eine Legierung ist, desto mehr Korngrenzen behindern die freie Bewegung der Versetzungen bei einer Verformung. Dies führt somit zu einer erhöhten Streckgrenze.

Der Einfluss der Korngröße auf die Festigkeitseigenschaften ist um so größer, je freier die Versetzungen sich innerhalb der Körner bewegen können. Das ist leicht einzusehen: Wenn die Versetzungen sich leicht durch die Matrixbereiche innerhalb der Körner bewegen lassen, stauen sie sich bald an den Korngrenzen auf. Die Korngrenzen haben somit eine starke Wirkung als Hindernisse. Wenn jedoch die Versetzungsmobilität innerhalb der Körner zum Beispiel durch eine dichte Anordnung von inkohärenten Teilchen stark eingeschränkt wird, können nicht alle Versetzungen bis zu den Korngrenzen laufen. In diesem Fall ist ein viel kleinerer Unterschied zwischen grobkörnigen und feinkörnigen Strukturen zu erwarten.

Die kaltausgehärteten Zustände sind praktisch nur durch sehr feine und kohärente Ausscheidungsteilchen (GP Zonen) gehärtet. Die GP Zonen werden von den Versetzungen geschnitten, dabei wird ihr Wirkungsquerschnitt verringert. Dies führt zu planarer Gleitung und einem Aufstau von Versetzungen in wenigen Gleitebenen. Den Korngrenzen kommt somit in diesem Zustand eine starke festigkeitssteigernde Wirkung zu.

Je länger und je höher eine Legierung warmausgehärtet wird, desto stärker ist ihre Ausscheidungsstruktur überaltert und desto grösser und inkohärenter werden die Härtungsteilchen. Damit verbunden ist die Änderung im Mechanismus der Wechselwirkung von Versetzungen und Teilchen. Nach dem Härtemaximum werden die Ausscheidungen von den Versetzungen nicht mehr geschnitten sondern umgangen, wobei ein Versetzungsring um das Teilchen herum zurückbleibt (Orowan-Mechanismus). Dies führt dazu, dass für die nächste Versetzung ein grösserer Widerstand besteht, das gleiche Teilchen in der gleichen Ebene zu passieren. Versetzungen sind dadurch weniger beweglich und der Einfluss der Korngrenzen auf die Festigkeitssteigerung ist weniger gross.

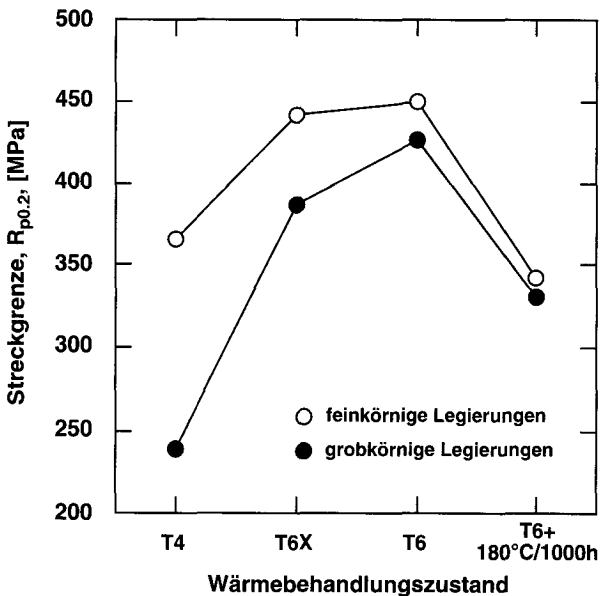


Bild 53: Streckgrenze in Abhängigkeit des Wärmebehandlungszustands, Mittelwerte für feinkörnige und grobkörnige Legierungen

Die hier beschriebenen Unterschiede zwischen den Wärmebehandlungszuständen konnten auch experimentell bestätigt werden (Bild 53). Im T4-Zustand besteht der grösste Unterschied zwischen den Streckgrenzen von grobkörnigen und feinkörnigen Legierungen. Im noch leicht unteralterten Zustand T6X und im maximal ausgehärteten Zustand T6 ist diese Differenz bereits kleiner. Im stark überalterten Zustand ist dann nur noch ein kleiner Unterschied messbar. Die Messpunkte in Bild 53 sind Mittelwerte aus jeweils 2 bis 6 verschiedenen Legierungen.

Ein quantitativer Zusammenhang zwischen der Korngrösse  $d$  und der Streckgrenze  $\sigma$  wurde bereits anfangs der fünfziger Jahre von Hall [80] und Petch [81] formuliert in der bis heute gültigen und nach ihnen benannten Gleichung

$$\sigma = \sigma_i + k_y d^{-1/2} . \quad (17)$$

$\sigma_i$  ist dabei die Reibspannung, das heisst der Widerstand der auch in sehr grossen Körnern der Versetzungsbewegung entgegenwirkt und  $k_y$  ist das Mass für den Einfluss der Korngrenzen auf die Versetzungsbewegung und wird als Korngrenzenwiderstand oder Hall-Petch-Konstante bezeichnet.

Aus einer Literaturübersicht von Wert [82] ist bekannt, dass die Hall-Petch-Konstanten von vielen Aluminiumlegierungen zwischen 0.1 und 0.26 MPam<sup>0.5</sup> liegen, während sie für Reinaluminium im Bereich um 0.05 MPam<sup>0.5</sup> gemessen werden.

Zum Vergleich wurden für die Mittelwerte der Streckgrenze von feinkörnigen und grobkörnigen Legierungen im T4-, T6X- und T6-Zustand die Konstanten  $\sigma_i$  und  $k_y$  berechnet unter der Annahme, dass die Korngrössen 15 bzw. 150  $\mu\text{m}$  betragen (Tabelle X). Es wurden die gleichen Mittelwerte der Streckgrenzen verwendet wie in Bild 53.

Tabelle X: Hall-Petch-Berechnung (nach Gl. 17) für sprühkompaktierte AlCuMgAg-Legierungen

Zustand	$\sigma$ (grob) [MPa]	$\sigma$ (fein) [MPa]	$\sigma_i$ [MPa]	$k_y$ [MPam <sup>0.5</sup> ]
<b>T 4</b>	239	365	181	0.71
<b>T 6 X</b>	387	442	362	0.31
<b>T 6</b>	426	450	415	0.14

Die berechneten  $k_y$ -Werte widerspiegeln klar die oben beschriebene Tendenz, dass den Korngrenzen in den unteralterten Zuständen die grösste festigkeitssteigernde Wirkung zukommt. Der Korngrenzenwiderstand beträgt im T4-Zustand 0.71 MPam<sup>0.5</sup> und ist damit deutlich höher als entsprechend der Literatur zu erwarten wäre. In den warmausgehärteten Zuständen liegt  $k_y$  im zu erwartenden Bereich.

*Fazit:*

Zwischen unrekristallisierten feinkörnigen und grobkörnig rekristallisierten Legierungen bestehen grosse Unterschiede in den Festigkeitswerten. Diese Unterschiede sind in den unteralterten Zuständen am grössten und werden mit zunehmender Überalterung immer geringer.

Die Unterschiede in den Streckgrenzen lassen sich, insbesondere im T4-Zustand, nicht allein über die Korngrösse erklären (zu hohe  $k_y$ -Werte im Hall-Petch-Zusammenhang). Vielmehr scheint die unrekristallisierte Mikrostruktur weitere positive Einflüsse auf die Festigkeitseigenschaften zu haben. Denkbar ist hier, dass die dichte Versetzungsstruktur der Kleinwinkelkorn Grenzen in der unrekristallisierten Struktur zur Festigkeit beiträgt. Nach einer Rekristallisation ist die Versetzungsdichte hingegen stark reduziert und es resultiert ein kleinerer Beitrag der Versetzungs- und Subkornhärtung.

Die Versetzungsstruktur kann aber auch die Ausscheidung der Härtungsphasen beeinflussen. So ist es denkbar, dass in den unrekristallisierten Strukturen die Keimbildung erleichtert ist und daher eine höhere Dichte der Härtungsteilchen erreicht wird. Dies ist bereits an 7XXX-Legierungen beobachtet worden [50].

### **4.3.2 Der Einfluss der Korngrösse auf das Bruchverhalten**

Die Bruchzähigkeiten der grobkörnig rekristallisierten Legierungen liegen tiefer als diejenigen von vergleichbaren feinkörnigen Legierungen, wie aus Bild 52 hervorgeht. Allerdings ist der Unterschied kleiner als bei der Streckgrenze. Ein direkter Vergleich der Bruchzähigkeit ist auch hier am ehesten zwischen den Legierungen P213 und P213A möglich.

Im Unterschied zur Bruchzähigkeit, die bei den grobkörnigen Legierungen tiefer liegt, sind die Dehnungs- und Einschnürungswerte ( $A_g$ ,  $A_5$  und  $Z$ ) aus den Zugversuchen dieser Legierungen deutlich höher. Dies kann damit erklärt werden, dass die Versetzungsdichte nach der Rekristallisation viel tiefer liegt. Bei einer Verformung können dann mehr neue Versetzungen eingebracht werden, bis ein kritischer Wert erreicht wird. Somit kann die grobkörnige Struktur vor dem Bruch mehr Verformung aufnehmen. Erwartungsgemäss ist auch dieser Effekt in den T4-Zuständen am stärksten ausgeprägt und wird mit zunehmender Warmauslagerung schwächer.

Im übrigen hat sich gezeigt, dass das Bruchverhalten der Legierungen P240 und P241 gesondert betrachtet werden muss. Diese zwei Werkstoffe weisen einen vergleichsweise hohen Grad an Verunreinigung durch Silizium auf (Kap. 2.1 und 6.3.10). Daher werden sie hier im einzelnen besprochen.



Insbesondere die Legierung P240 zeigt in den warmausgehärteten Zuständen T6 und T6X ein abnormales Bruchverhalten. Im Zugversuch bilden sich oft grössere verformungsarme Bruchbereiche (Bild 54a). Erstaunlicherweise liegen diese spröden Bruchflächen jeweils parallel zur Zugrichtung. Ein Längsschliff durch eine gebrochene Zugprobe hat nachgewiesen, dass diese spröden Brüche bevorzugt interkristallin, den Korngrenzen entlang verlaufen (Bild 54b). Das grob rekristallisierte Gefüge besteht aus in Längsrichtung ausgedehnten Körnern, die zusätzlich in der kurzen Querrichtung weniger gross sind als in der langen Querrichtung. Beim Bruch werden nun die Kornflächen mit der grössten ebenen Ausdehnung freigelegt. Diese liegen senkrecht zur kurzen Querrichtung. Somit kam es zum Bruch in Ebenen, die parallel zur Belastungsrichtung liegen.

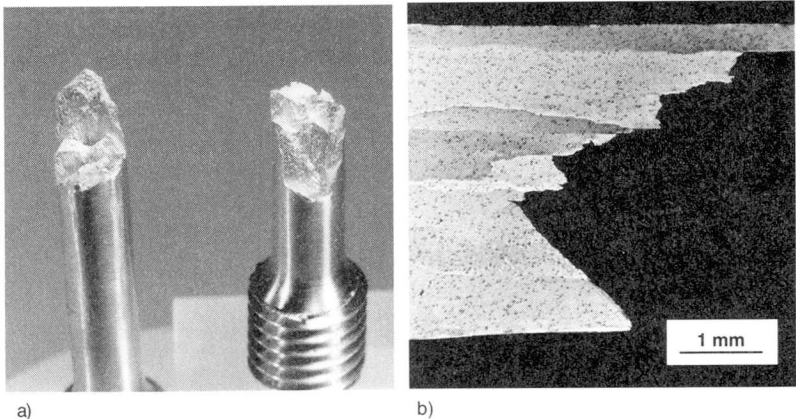


Bild 54: Zugprobe P240-T6; a) Makroaufnahme der Bruchfläche; b) Längsschliff

Der Unterschied zwischen den spröden interkristallinen Brüchen in der Legierung P240 und den normalerweise auftretenden duktilen Verformungsbrüchen ist auch fraktografisch gesehen sehr gross (Bild 55). Während die Bruchfläche der Legierung P240-T6X geprägt ist von einem grossen Anteil an verformungsarmem Korngrenzenbruch (in Bild 55a sichtbar als dunkle Bereiche), besteht die Bruchfläche der Legierung P213-T6X aus einer stark verformten duktilen Wabenstruktur.

Untersuchungen der interkristallinen Bruchflächen einer Zugprobe der Legierung P240-T6 wurden mittels Augerelektronenspektroskopie (AES) durchgeführt. Auf der Oberfläche konnten neben Aluminium die Elemente Sauerstoff, Kohlenstoff und Silizium nachgewiesen werden. Während Sauerstoff und Kohlenstoff auf die übliche Kontamination an der Luft zurück-

zuföhren sind, muss davon ausgegangen werden, dass die gemessenen 11% Silizium durch Anlagerung von Verunreinigungselementen an den Korngrenzen zustande gekommen sind.

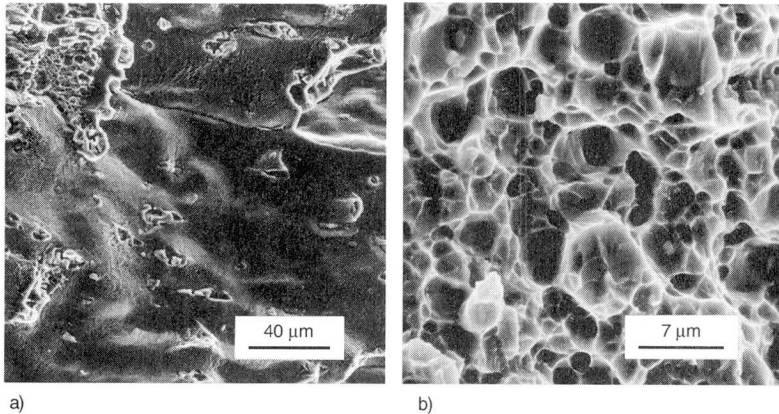


Bild 55: Fraktographie (REM); a) P240-T6X; b) P213-T6X

Durch Materialabtrag mittels  $\text{Ar}^+$ -Ionenbeschuss wurde ein Tiefenprofil für die obengenannten Elemente aufgenommen (Bild 56). Der Abtrag betrug ca. 12 nm/min für Aluminium beziehungsweise 4 nm/min für  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Die Oxidschichtdicke wurde als 2 nm gemessen, was in etwa der Dicke der natürlichen Oxidschicht entspricht.

Unter der Korngrenzfläche nahm auch der Gehalt an Silizium rasch ab. Dies bestätigt, dass sich dieses Verunreinigungselement an den Korngrenzen anreichert.

Zum Vergleich wurden auch AES-Messungen an einer gebrochenen Zugprobe der Legierung P241A-T6 durchgeführt. Diese Legierung enthält einen viel kleineren Anteil an Silizium als P240. Erwartungsgemäss war die messbare Si-Konzentration auf der Bruchfläche hier auch tiefer und betrug rund 8%. Da die Bruchfläche der Legierung P241A-T6 viel stärker verformt war, konnte an dieser Probe kein Tiefenprofil aufgenommen werden.

### *Fazit:*

An den grobkörnigen Legierungen wurden allgemein tiefere Bruchzähigkeiten gemessen als an feinkörnigen. Die tiefsten Bruchzähigkeiten traten bei den grobkörnigen Legierungen auf, die zusätzlich durch zu hohe Gehalte an Silizium verunreinigt waren. Offenbar ist das Zusammenwirken von grobem Korn und verspröhdenden Elementen wie Silizium an den Korngrenzen

zen verantwortlich für das Auftreten von extrem spröden interkristallinen Brüchen, die zu den tiefen Werten der Bruchzähigkeit führen.

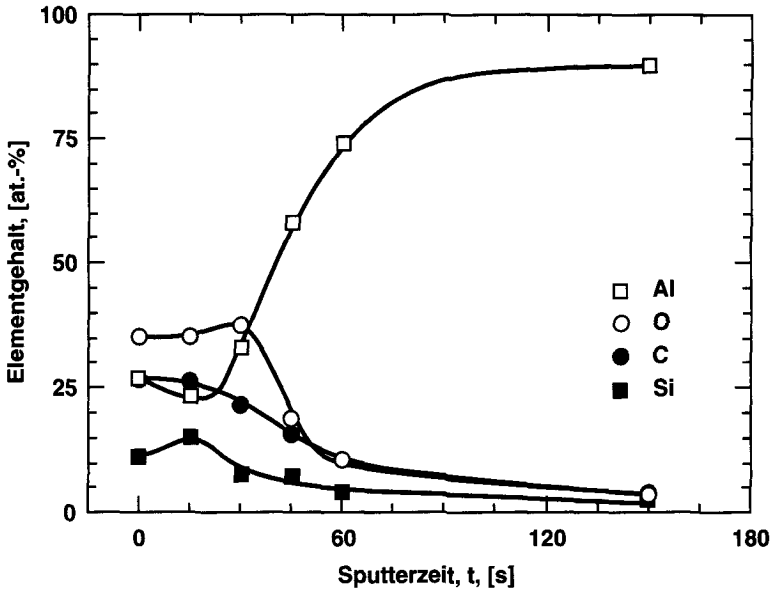


Bild 56: Auger Tiefenprofil auf einer interkristallinen Bruchfläche der Legierung P240-T6

Die Beobachtung, dass grobkörnige Legierungen zu interkristallinem Bruch neigen und dass mit zunehmendem Anteil an interkristallinem Bruch die Bruchzähigkeit abnimmt, entspricht den Informationen, die in der Literatur zu diesem Thema gegeben werden [50, 52, 65, 83].

Es wurde ebenfalls bereits beschrieben, dass in AlZnMgCu-Legierungen die Bruchzähigkeit hauptsächlich von der Kornstruktur abhängig ist [55]. Dies gilt insbesondere für Legierungen mit einem kleinen Volumenanteil an verspröhdenden Primärausscheidungen (tiefe Si- und Fe-Gehalte) [84]. Höchste Zähigkeiten konnten mit einer unrekristallisierten Mikrostruktur erreicht werden, die zusätzlich eine langgestreckte Subkornstruktur aufwies [55].

Es konnte in diesem Zusammenhang auch beobachtet werden, dass die feine Kornstruktur eine homogenere Ausscheidungsverteilung hervorruft. Dies bewirkt eine weniger planare Gleitung und damit höhere Bruchzähigkeiten in den unrekristallisierten Zuständen [50].

## 4.4 Einfluss der Zusammensetzung

### 4.4.1 Zusammenhänge

Grob rekristallisierende und feinkörnige Legierungen wurden zum Teil mit identischen Parametern hergestellt und weiterverarbeitet. Auch die Wärmebehandlungen wurden ganz analog durchgeführt. Das Auftreten der groben Rekristallisation konnte daher nicht über Variationen in den Herstellbedingungen erklärt werden.

Der Vergleich der chemischen Zusammensetzungen von grobkörnigen und feinkörnigen Legierungen führte dann zum Schluss, dass der Zirkoniumgehalt den entscheidenden Einfluss auf die Ausbildung der Gefügestruktur ausübt. Legierungen mit einem Zr-Gehalt von weniger als etwa 0.15 Gewichtsprozent rekristallisierten ausnahmslos grobkörnig, während alle Legierungen, die diesen Grenzgehalt überschritten, keine Rekristallisation zeigten (Bild 57). In Bild 57 wurde die Streckgrenze im T4-Zustand verwendet, um den Rekristallisationszustand der Legierungen darzustellen. Dies ist insofern sinnvoll, als dieser Messwert die Korngröße gut widerspiegelt und präziser zu messen ist als die Korngröße selbst.

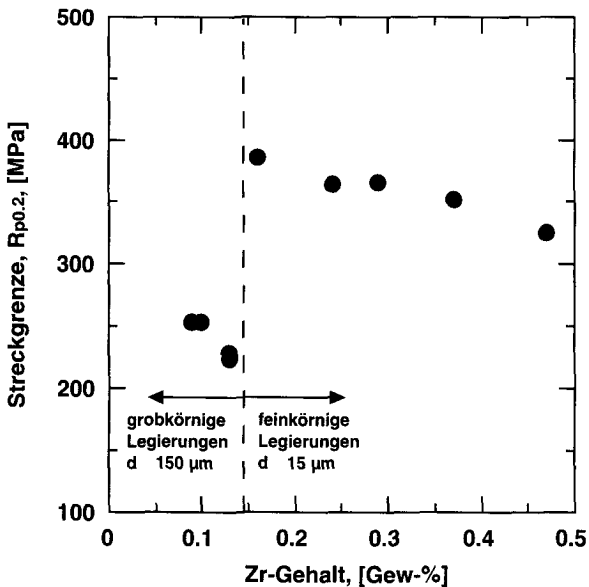


Bild 57: Streckgrenze im T4-Zustand als Funktion vom Zirkoniumgehalt von grob rekristallisierten und unrekristallisierten Legierungen

Alle Vermutungen, es könnten weitere Elemente einen Einfluss auf das Rekristallisationsverhalten haben, konnten widerlegt werden. Offenbar hat weder der Mangan- oder Titangehalt alleine, noch der Summehalt Ti + Zr einen wesentlichen Einfluss, wie der Vergleich von P243 (Ti + Zr = 0.38%, feinkörnig) mit P241 (0.45%, grobkörnig) zeigt. Ein Einfluss des Summehalts Ti + Zr wäre insofern denkbar gewesen, als diese beiden Elemente mit Aluminium Verbindungen ähnlicher Struktur eingehen und sich darin oft gegenseitig substituieren (z.B.  $Al_3(Ti, Zr)$ ).

Allerdings muss berücksichtigt werden, dass die untersuchten Legierungen im Mangan Gehalt nur innerhalb der engen Grenzen zwischen 0.20 und 0.27% variieren. Da Mn ebenfalls wie Zr als Dispersoidbildner wirkt [85], muss davon ausgegangen werden, dass die ermittelte Grenze von 0.15% Zr nur im Zusammenhang mit diesen Mn-Gehalten gesehen werden kann. Es konnte aber nicht bestimmt werden, ob durch eine Erhöhung des Mn-Gehalts eine grössere Dispersoiddichte erzielt werden kann und damit der kritische Zr-Gehalt unter 0.15% absinken würde. In diesem Fall wäre dann eher ein Summehalt Zr + Mn ausschlaggebend für die Frage, ob eine Rekristallisation stattfindet oder nicht.

#### 4.4.2 Die Wirkung von Zirkonium in Al-Legierungen

Gleich wie die anderen Übergangsmetalle Vanadium, Chrom, Mangan oder Titan wird Zirkonium in Aluminiumlegierungen hauptsächlich zur Beeinflussung des Rekristallisationsverhaltens zulegiert. Das primäre Ziel ist dabei die Bildung einer feinen und dichten Verteilung von submikrongrossen Dispersoiden. Diese Dispersoide sollen die Korngrenzen blockieren und dadurch die Rekristallisation verhindern. Man spricht bei dieser Wechselwirkung von Dispersoiden mit Korngrenzen auch von "Pinnen", weil die Grenzflächen durch die feinen Teilchen wie mit Stecknadeln festgehalten werden.

Bereits frühe Publikationen berichten, dass in binären Al-Zr-Legierungen eine Erhöhung der Rekristallisationstemperatur um über 100°C gegenüber Reinaluminium gefunden wurde [86]. Auch in AlCu- und AlMg-Legierungen konnte eine Erhöhung der Rekristallisationstemperatur durch Zugabe von Zirkonium bis 0.5% nachgewiesen werden [87]. Verschiedene Autoren verglichen die Wirkung von Zirkonium im Mischkristall mit der in Form von Dispersoiden [88]. Dabei kamen alle zum Schluss, dass die Dispersoide die Rekristallisation viel wirksamer behindern als das Zirkonium im Mischkristall. Der Unterschied in der Rekristallisationstemperatur lag hier bei über 200°C.

Die maximale Löslichkeit von Zirkonium in Aluminium im festen Zustand bei 660°C beträgt 0.28% und liegt bei 450°C unter 0.05% [64]. Seine Diffusionsgeschwindigkeit wird als sehr gering angegeben. Bei Überschreiten der Löslichkeit entsteht bereits in der Schmelze beim Abkühlen die Gleichgewichtsphase  $\text{Al}_3\text{Zr}$ . Sie ist relativ grob und propellerartig ausgebildet (vgl. Kap. 3.2.3).

In schmelzmetallurgisch hergestellten Legierungen liegt Zirkonium im Gusszustand zum grossen Teil gelöst vor. Die Ausscheidung zu feinen kohärenten  $\alpha'$ -Dispersoiden ( $\text{Al}_3\text{Zr}$ , kubisch,  $a = 0.405 \text{ nm}$ ) erfolgt im Verlauf der Homogenisierungsglühung oberhalb von 400°C. Die über die Aufheizgeschwindigkeit, Temperatur und Dauer der Homogenisierung erzielbare Veränderung von Dichte und Grösse der  $\text{Al}_3\text{Zr}$ -Dispersoide ist relativ gering [89].

Nach langem Glühen oberhalb von 500°C wandelt sich die  $\alpha'$ -Phase in die tetragonale Gleichgewichtsphase  $\text{Al}_3\text{Zr}$  um [89]. Diese Dispersoide bilden eine thermisch sehr stabile Verbindung. Wenn sie einmal entstanden sind, so können sie nicht wieder aufgelöst werden, ohne dass die Legierung aufgeschmolzen wird.

In den untersuchten sprühkompaktierten Legierungen konnte kein markanter Einfluss der Homogenisierungsglühung auf das Rekristallisationsverhalten gefunden werden. Offenbar ist, im Unterschied zu den schmelzmetallurgisch hergestellten Legierungen, eine Homogenisierungsglühung nicht zwingend nötig für die Ausscheidung von feinen Dispersoiden. Auch in Legierungen, bei denen die Homogenisierung ganz weggelassen wurde, trat während dem Lösungsglühen keine Rekristallisation auf. Dies lässt darauf schliessen, dass die  $\alpha'$ -Dispersoide in sprühkompaktierten Legierungen auch ohne Homogenisierung ausgeschieden werden. Die Homogenisierung erfüllt somit nur ihren primären Zweck der Erzeugung von isotroperen Eigenschaften.

Mit Hilfe des Transmissionselektronenmikroskops (TEM) konnte nachgewiesen werden, dass der Zr-Gehalt einen Einfluss auf die Ausbildung der  $\text{Al}_3\text{Zr}$ -Dispersoide ( $\alpha'$ -Teilchen) hat. Bild 58 zeigt diese Teilchen in Dunkelfeldbildern. In der Legierung P213A (Bild 58a), die nur einen geringen Zr-Gehalt hat, ist sowohl die Dichte als auch die durchschnittliche Grösse der Dispersoide kleiner als in der Legierung mit dem höheren Zr-Gehalt (P213, Bild 58b). Aus der Beobachtung des Rekristallisationsverhaltens dieser beiden Legierungen kann geschlossen werden, dass die Dispersoiddichte in der Legierung P213A zu klein ist, um eine Rekristallisation zu verhindern.

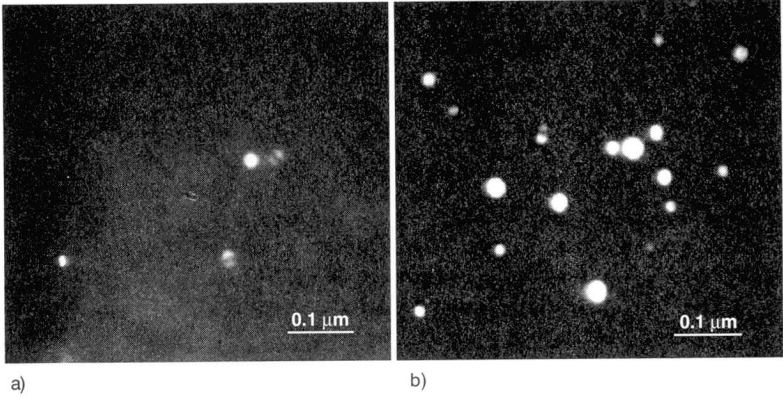


Bild 58:  $\text{Al}_3\text{Zr}$  Dispersoide; TEM Dunkelfeldbild mit  $\{110\}$ -Reflex; Zonenachse  $\langle 111 \rangle$   
a) Legierung P213A-F; b) Legierung P213-F

## 4.5 Erklärung der Rekristallisation durch bestehende Modelle

Das Rekristallisationsverhalten von Aluminiumlegierungen ist bereits von einigen Autoren beschrieben worden. Es soll hier ein Modell von Nes [85, 90, 91] und Wert [92] besprochen werden, welches das Verhalten der untersuchten sprühkompaktierten Legierungen sehr treffend beschreibt.

Dieses Modell geht davon aus, dass in einem Werkstoff zwei verschiedene Grössenordnungen von Teilchen vorkommen (bimodale Partikelgrössenverteilung). Es handelt sich dabei einerseits um harte, grobe Partikel im Mikrometerbereich und andererseits um die feinen Dispersoide. Da diesen beiden Teilchensorten sehr verschiedene Wirkung zukommt, ist es sinnvoll, sie separat zu besprechen.

### 4.5.1 Der Einfluss der groben Teilchen

Technische Legierungen enthalten meistens primär ausgeschiedene Phasen. Diese bestehen aus Verbindungen der Verunreinigungselementen Eisen und Silizium, aber auch aus Legierungselementen wie Kupfer. Durch ihre Grösse und die hohe Härte bzw. geringe Verformbarkeit sind die Ausscheidungen dieser Primärphasen geeignet, um nach der Verformung der Matrix als Keimstellen zu dienen [93].

Bei einer in den Werkstoff eingebrachten Verformung entstehen um die grossen harten Teilchen herum stärker verformte Bereiche. Es konnte gefunden werden, dass die Keimbildung für die primäre Rekristallisation an bestehenden Subkorn Grenzen in der Deformationszone an oder in der Nähe der Partikeloberfläche stattfindet [98]. Man spricht in diesem Fall von partikelinduzierter Keimbildung (particle-stimulated nucleation, PSN). Um eine Deformationszone zu erzeugen, die genügend Gitterverzerrung hat um als Keim zu dienen, muss das harte Teilchen einen minimalen Durchmesser  $d_c$  aufweisen. Je mehr Teilchen mit einer Mindestgrösse  $d_c$  als Keime zur Verfügung stehen, desto schneller läuft die Rekristallisation ab und desto feiner wird das resultierende Gefüge. Die kritische Keimgrösse  $d_c$  hängt von der Art und Stärke der eingebrachten Verformung ab. Für stark verformte Al-Legierungen kann allgemein die folgende Gleichung angewendet werden [94]:

$$d_c = \frac{2\gamma}{3(P_D - P_Z)} \quad (18)$$

Dabei ist  $\gamma$  die spezifische Korngrenzenenergie,  $P_D$  die treibende Kraft für die Korngrenzenmigration aufgrund der gespeicherten Deformationsenergie



und  $P_Z$  die bremsende Kraft aufgrund der Wechselwirkung mit einer feinen Partikeldispersion. Die Korngrenzenenergie in Aluminium beträgt rund  $0.3 \text{ J/m}^2$ . Für viele Al-Legierungen ergibt sich dann mit dieser Gleichung ein Wert von  $d_c = 1 \mu\text{m}$  [82, 98]. Eine genauere Berechnungsformel unter Einbezug der Verformung wird in [92] definiert, wobei die Dehnung im Nenner steht, also bei stärkerer Verformung  $d_c$  kleiner wird.

## 4.5.2 Der Einfluss der feinen Dispersoide

In vielen Aluminiumlegierungen ist eine dichte Verteilung von feinen Dispersoiden erwünscht, um die Rekristallisationseigenschaften zu beeinflussen. Die Dispersoide dienen als Hindernisse für die Korngrenzenmobilität, sowohl während der Rekristallisation als auch bei einem anschliessenden Kornwachstum. Sie üben eine bremsende Kraft auf die Korngrenzenbewegung aus. Zener [95] hat diese bremsende Kraft  $P_Z$  formuliert als

$$P_Z = \beta \gamma (f/r) . \quad (19)$$

In dieser Gleichung ist  $f$  der Volumenanteil Dispersoide,  $r$  der mittlere Dispersoidradius und  $\beta$  eine Konstante, die bei Zener  $3/4$  beträgt. Über die Grösse der Konstanten  $\beta$  herrscht bis heute Unklarheit. Die lineare Abhängigkeit von  $f/r$  wurde aber nie in Frage gestellt.

Wenn hier von einer bremsenden Kraft gesprochen wird, so ist noch anzufügen, dass  $P_Z$  eigentlich eine Spannung, also eine flächenbezogene Kraft ist (Einheit:  $\text{N/m}^2$  oder Pa). Im englischen Sprachgebrauch wird denn auch von "pressure", also von einem Druck gesprochen. Im Deutschen scheint der Gebrauch von "Kraft" naheliegender.

Die bremsende Kraft nach Zener variiert mit der Art der Dispersoide. So ist bekannt, dass  $P_Z$  für kohärente Dispersoide etwa doppelt so gross ist wie für inkohärente. In Al-Legierungen sind Dispersoide von Zirkonium im allgemeinen kohärent, während solche von Mangan und Chrom inkohärent und somit weniger wirksam sind [96].

Die Wechselwirkung der Dispersoide mit den Korngrenzen hat zwei gegenläufige Einflüsse auf die Korngrösse. Es muss dabei unterschieden werden zwischen dem Einfluss auf die primäre Rekristallisation und auf das Kornwachstum.

Bei der primären Rekristallisation behindern die Dispersoide die Keimbildung. Durch den "pinning"-Effekt der Dispersoide werden Korngrenzen in der Deformationszone eines grossen Teilchens stabilisiert. Die Keimbildung für die Rekristallisation wird dadurch unterdrückt. Dieser Effekt wird in Gleichung 18 deutlich, indem die kritische Partikelgrösse ansteigt durch Erhöhung von  $f/r$ . Dadurch nimmt die Anzahl der von der Grösse her als

Keime in Frage kommenden Teilchen ab. Eine kleinere Zahl an aktiven Keimen führt dann zu einem größeren Korn.

Der Effekt von feinen Partikeldispersionen auf das Kornwachstum kann wie folgt erklärt werden: die treibende Kraft für die Korngrenzenbewegung ist die Reduktion der in der Grenzfläche gespeicherten Energie, die bremsende Kraft ist die Zenerkraft (Gl. 19). Durch das Kornwachstum wird die Gesamtfläche an Korngrenzen im Festkörper verringert und damit auch die totale gespeicherte Energie. Je grösser die Körner bereits sind, desto kleiner wird die Triebkraft zum weiteren Kornwachstum, da dieses mit einem immer kleiner werdenden Energiegewinn verbunden ist. In Werkstoffen, die eine bremsende Partikeldispersion enthalten, wird bei fortschreitender Kornvergrößerung der Punkt erreicht, wo die treibende Kraft für das Kornwachstum und die bremsende Kraft der Dispersoide gleich gross sind. Zener hat die Korngrösse  $d_{KW}$ , bei der das Kornwachstum zum Stillstand kommt, weil treibende und bremsende Kraft sich aufheben, berechnet als

$$d_{KW} = \frac{4}{3} \frac{r}{f} . \quad (20)$$

Beim Kornwachstum wirken die Dispersoide also direkt auf die Mobilität der Korngrenzen ein. Je grösser die Partikeldichte, desto eher kommt das Kornwachstum zum Stillstand, was schlussendlich zu einem feineren Korngefüge führt [97].

### 4.5.3 Das Zusammenwirken von groben Teilchen und Dispersoiden

Wir haben bereits gesehen, dass es einen kritischen Partikeldurchmesser  $d_c$  gibt, ab dem ein Teilchen als Keim wirken kann. Aus einer gegebenen Grössenverteilung der groben Partikel kann die Dichte der Teilchen, die  $d_c$  überschreiten, berechnet werden. Sie soll mit  $N(d_c)$  bezeichnet werden. Wenn wir davon ausgehen, dass als Rekristallisationskeime nur die groben Ausscheidungen in Frage kommen, von jedem Keim genau ein neues Korn ausgehen kann und eine konstante Keimbildungsfrequenz  $\nu$  existiert, dann können wir aus  $N(d_c)$  eine resultierende Korngrösse berechnen. Nach [82] beträgt die durch Keimbildung bestimmte Korngrösse  $d_{KB}$  nach der Rekristallisation

$$d_{KB} = K \left[ \frac{P_D - P_Z}{N(d_c)} \right]^{1/4} \quad (21)$$

mit

$$K = (M / \nu)^{1/4} . \quad (22)$$

$K$  charakterisiert die Rekristallisationsbedingungen, wobei  $M$  ein Mass für die Korngrenzenmobilität darstellt.

Die treibende Kraft für die Rekristallisation  $P_D$  ist proportional zu der Ver-  
setzungsdichte  $\rho$ , zum Schubmodul  $G$  und dem Quadrat des Burgersvektors  
 $b$ . Der Proportionalitätsfaktor beträgt  $\alpha = 0.5$ .

$$P_D = \alpha \rho G b^2 . \quad (23)$$

Man kann nun die Gleichungen für  $P_D$  und  $P_Z$  einsetzen und erhält eine  
Korngrösse als Funktion der Dichten und Grössen von groben und feinen  
Partikeln

$$d_{KB} = K \left[ \frac{(\alpha \rho G b^2) - \frac{3}{4} \gamma (f/r)}{N(d_C)} \right]^{1/4} . \quad (24)$$

In Gleichung 21 bestimmt die Dispersoidverteilung  $f/r$  nicht nur die brem-  
sende Kraft  $P_Z$ , sondern auch die Keimstellendichte  $N(d_C)$ . Je grösser  $f/r$  ist,  
desto kleiner wird die Keimstellendichte, da die Dispersoide mögliche  
Keimstellen behindern. Das führt nach Gleichung 21 zu einem grösseren  
Korn. Der Extremfall ist dann erreicht, wenn kein Keim mehr aktiv ist.  
Dann kann keine Primärrekristallisation mehr stattfinden.

Wenn man die maximal durch Kornwachstum erreichbare Korngrösse  
(Gleichung 20) und die durch Keimbildung an groben Teilchen resultieren-  
de Korngrösse (Gleichung 24) als Funktion des Dispersoidparameters  $f/r$  dar-  
stellt, ergeben sich schematisch die in Bild 59 gezeigten Zusammenhänge  
[98]:

Im Bereich A, bei tiefen Werten von  $f/r$ , liegt die Kurve von  $d_{KW}$  oberhalb  
der von  $d_{KB}$ . Hier wird nach der primären Rekristallisation ein weiteres  
Kornwachstum stattfinden. Die resultierende Korngrösse wird durch  $d_{KW}$   
bestimmt. Im Bereich B ist durch einen höheren Volumenanteil  $f$  der Dis-  
persoide die Keimzahl herabgesetzt. Dies führt dazu, dass die resultierende  
Korngrösse gross wird, weil nur wenige Keime zur Verfügung stehen. Ein  
Kornwachstum findet anschliessend an die primäre Rekristallisation nicht  
statt. Die kleinste erreichbare Korngrösse ist beim Schnittpunkt  $d_{KW} = d_{KB}$ .  
Hier sind viele aktive Keime vorhanden, und die Korngrösse kann nach der  
primären Rekristallisation nicht weiter wachsen.

Im Bereich C, das heisst bei hoher Dichte von feinen Dispersoiden, ist die  
bremsende Kraft nach Zener so gross, dass alle Keime blockiert werden. Eine  
Primärrekristallisation kann dann nicht stattfinden.

Die Lage der Kurve  $d_{KB}$  ist zudem von der eingebrachten Verformung ab-  
hängig. Stärkere Kaltverformung verschiebt diese Kurve zu höheren Wer-  
ten von  $f/r$ . Damit wird auch die Grenzlinie zwischen Bereich B und C zu  
höheren Werten von  $f/r$  verschoben.

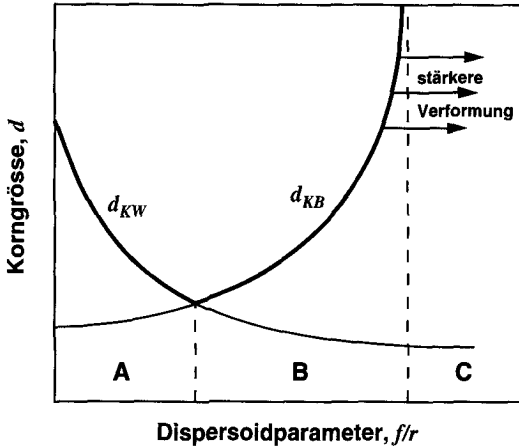


Bild 59: Resultierende Korngröße in Abhängigkeit des Dispersoidparameters  $f/r$  [98]

#### 4.5.4 Vergleich des Modells mit dem beobachteten Verhalten

In den untersuchten Legierungen mit einem Zr-Gehalt oberhalb von 0.15% wurde beobachtet, dass beim Lösungsglühen keine Rekristallisation stattfindet. Offenbar ist in diesen Legierungen der Dispersoidgehalt so hoch, dass keine Keimstellen für die primäre Rekristallisation mehr aktiv werden können. Diese Legierungen befinden sich also im Bereich C, bei hohen Werten von  $f/r$ . Einem Artikel von Nes [90] ist zu entnehmen, dass insbesondere in extrudierten Al-Legierungen kleine Zugaben von Mangan und Zirkonium zu so hohen Dispersoidgehalten führen, dass die Rekristallisationstemperatur massiv erhöht wird, bzw. bei normalen Glühungen keine Rekristallisation mehr stattfindet.

Bei den Legierungen mit einem Zr-Gehalt unterhalb von 0.15% wurde eine primäre Rekristallisation beobachtet. Die resultierende Korngröße war sehr gross. Anschliessend an die Rekristallisation konnte selbst bei langer Glühung oberhalb von 500°C kein weiteres Kornwachstum beobachtet werden. Es liegt daher nahe anzunehmen, dass sich diese Legierungen von ihrer Dispersoidkonzentration und -grösse her im Bereich B befinden. Aufgrund der kleinen Anzahl Keime findet eine so grobe Rekristallisation statt, dass anschliessend keine Triebkraft für weiteres Kornwachstum mehr besteht.

Geht man von einem Grenzgehalt an Zirkonium von 0.15% aus und berücksichtigt die Dichte der  $\text{Al}_3\text{Zr}$ -Phase ( $4.1 \cdot 10^6 \text{ g/m}^3$ ) so lässt sich der Dispersoidparameter  $f/r$  berechnen unter der Annahme, dass kein Zr im Mischkris-

tall gelöst oder in groben Ausscheidungen abgebunden ist, sondern alles in Form von feinen Dispersoiden als  $Al_3Zr$  vorliegt.

Für die  $Al_3Zr$ -Phase ergibt sich so ein Volumengehalt von  $f = 0.19\%$ . Der mittlere Teilchenradius der Dispersoide wird mit  $r = 15$  nm angenommen (Bild 58a). Damit wird  $f/r = 1.3 \cdot 10^5$   $m^{-1}$ . Aus dem Artikel von Wert [82] kann entnommen werden, dass in Al-Legierungen die Grenze zwischen Bereich B und C bei  $3 \cdot 10^4$   $m^{-1}$  liegt. Es kann davon ausgegangen werden, dass der von uns berechnete Wert zu hoch liegt, da die Annahme dass alles Zirkonium in Form von Dispersoiden vorliegt sicher nicht zutrifft. Der Volumengehalt an Dispersoiden wird erniedrigt dadurch, dass Zr sowohl in kleinen Mengen im Mischkristall gelöst bleiben wird als auch teilweise als grobe Primärausscheidungen vorliegt. Von der Grössenordnung her ist die Erklärung des Verhaltens mit diesem Modell aber zutreffend.

Eine weitere Übereinstimmung ist die, dass sich das Verhalten der Legierungen beim Grenzgehalt von 0.15% Zirkonium offenbar sprunghaft ändert. Das Modell erklärt diese massiven Unterschiede damit, dass bei Zr-Gehalten unterhalb 0.15% sehr wenige aktive Keime für die Rekristallisation vorliegen, was zu einem extrem groben Korn führt. Bei Gehalten, die nur leicht oberhalb der kritischen Zr-Konzentration liegen, werden hingegen alle Keime blockiert, was zur Unterdrückung der Rekristallisation führt.

Eine Erklärung für den in Kapitel 4.2 beschriebenen Einfluss der Aufheizgeschwindigkeit auf die resultierende Korngrösse wird von Zaidi [97] gegeben. Nur bei rascher Erwärmung auf die Rekristallisationstemperatur kann ein grosser Teil der potentiellen Keimstellen ein rekristallisiertes Korn produzieren. Bei langsamem Aufheizen sind weniger Keime aktiv, da gleichzeitig Erholungsprozesse ablaufen. Dies führt zu einem gröberen Korn. Dieser Effekt wird bei thermomechanischen Behandlungen zur Erzeugung von feinem Korn in AlZnMgCu-Legierungen benutzt.

Der Effekt der Aufheizgeschwindigkeit lässt sich somit auch in die Darstellung von Bild 59 übertragen: gleich wie der Effekt von stärkerer Verformung, wird durch rascheres Aufheizen die Kurve  $d_{KB}$  weiter nach rechts verschoben. Dies folgt daraus, dass bei gleichem  $f/r$  eine grössere Anzahl Keime aktiv ist, was zu feinerem Korn führt.

Die Beobachtung, dass auch feinkörnige Legierungen in den Randschichten des Extrusionsprofils oft Grobkorn bilden, lässt sich ebenfalls leicht erklären: Durch die grössere Verformung, die in den Randzonen auftritt, wird die Kurve  $d_{KB}$  nach rechts verschoben, zum Teil so weit, dass die entsprechenden Randzonen in den Bereich B in Bild 59 zu liegen kommen. Die Bildung von grobem Korn konnte auch in Bereichen beobachtet werden, wo vor

dem Glühen durch grobes Sägen starke Verformung in die Schnittfläche eingebracht worden war.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass das hier beschriebene Modell von Nes und Wert das beobachtete Rekristallisationsverhalten der sprühkompaktierten Legierungen sehr präzise erklären kann. Der extrudierte Zustand dieser Legierungen ist feinkörniger als die durch Rekristallisation erreichbaren Mikrostrukturen. Um beste Kombinationen der mechanischen Eigenschaften zu erreichen, ist es deshalb wichtig, ein unrekristallisiertes Gefüge über die Glühung hinaus zu erhalten. In den beschriebenen Legierungen wird dies durch die Bildung einer dichten Verteilung von Dispersoiden aus den Elementen Zirkonium und Mangan sichergestellt. Sind in einer Legierung zu wenig Dispersoide vorhanden, dann rekristallisiert sie grobkörnig während dem Glühprozess. Dies ist die Folge eines zu tiefen Zirkongehalts. Insbesondere die Festigkeitseigenschaften sind in den grobkörnigen Legierungen schlechter als in den feinkörnigen.

## ANWENDUNG: TURBOLADERVERDICHTERRAD

---

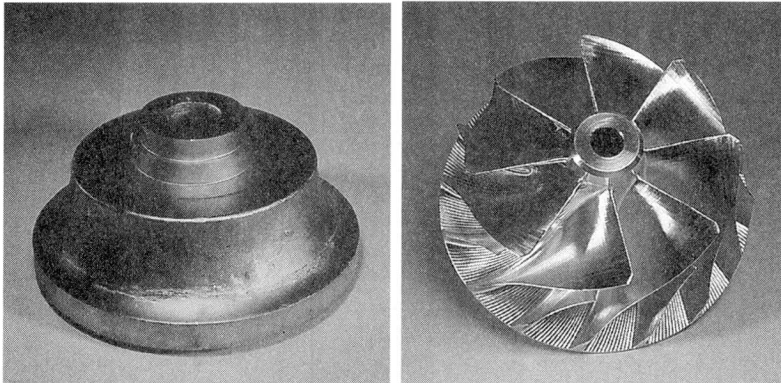
Warmfeste AlCu(Mg)-Legierungen, wie beispielsweise 2219 oder 2618 werden gegenwärtig für Anwendungen eingesetzt, bei denen eine gute spezifische Festigkeit bei erhöhten Temperaturen bis 180°C gefordert ist. Typische Einsatzgebiete sind Strukturbauteile für Überschallflugzeuge, Flugzeugfelgen, Kolben und Turboladerverdichterräder. Die heutigen Legierungen genügen aber den gestiegenen Anforderungen hinsichtlich Zeitstandverhalten, Warmfestigkeit und insbesondere Zähigkeit nicht mehr. Sie kommen daher für zukünftige Anwendungen kaum mehr in Frage.

Die in dieser Arbeit untersuchten warmfesten sprühkompaktierten Legierungen liegen mit ihrem Eigenschaftsprofil genau im Bereich dieser erhöhten Anforderungen, da sie eine gute Temperaturstabilität mit sehr hohen Zähigkeitseigenschaften verbinden. Es lag deshalb nahe, in einem direkten Vergleich die mechanischen Eigenschaften einer sprühkompaktierten Legierung der kommerziellen Legierung 2618 gegenüberzustellen. Dafür wurden geschmiedete Rohlinge (Bild 60a) herangezogen, die als Ausgangsmaterial für die Herstellung von Turboladerverdichterrädern (Bild 60b) verwendet werden. Solche Verdichterräder kommen in grossen Dieselmotoren zur Anwendung und müssen dabei Temperaturen bis 200°C standhalten. Sie werden heute vorwiegend aus der Aluminiumlegierung 2618-T6 hergestellt.

### 5.1 Die untersuchten Schmiederohlinge

Für diese Untersuchung wurde von der Firma PEAK Werkstoff GmbH ein Sprühbolzen der Legierung N213 hergestellt, welcher einen Durchmesser von 340 mm und eine Höhe von 1000 mm hatte. Aus dem Bolzen wurden durch Freiform- und Gesenkschmieden bei der Firma Otto Fuchs Metallwerke, Meinerzhagen, Deutschland, drei Verdichterrad-Schmiederohlinge gefertigt. Sie hatten einen Durchmesser von 370 mm und einem Stückgewicht von ca. 30 kg. Die Schmiedestücke wurden bei 520 - 525°C lösungsge-

glüht, in Wasser oder Wasser/Glykol-Gemisch abgeschreckt und auf verschiedene T6-Zustände wärmebehandelt [99].



a)

b)

Bild 60: Turboladerverdichterrad; a) Schmiederohling; b) Fertig bearbeitetes Verdichterrad

Zum Vergleich wurde ein Verdichterradrohling gleicher Abmessungen aus 2618-T6 herangezogen. Dieser wurde ebenfalls bei der Firma Otto Fuchs geschmiedet und der laufenden Produktion entnommen [100].

Die effektiven Zusammensetzungen der untersuchten Legierungen sind in Tabelle XI festgehalten.

Tabelle XI: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Schmiederohlinge

	Cu	Mg	Ag	Ti	Zr	Mn	Ni	Fe	Si
<b>N213</b>	4.7	0.40	0.39	0.31	0.16	0.26	–	0.04	0.02
<b>2618</b>	2.7	1.45	–	0.06	–	–	1.0	1.14	0.23

Gefüge und Mikrostruktur der Schmiedestücke wurden im Detail untersucht [99, 101]. Alle drei Schmiedestücke der Legierung N213 weisen ein sehr feines und isotropes Gefüge auf. Die mittlere Korngrösse beträgt ca. 15  $\mu\text{m}$ . Der Gehalt an groben Primärteilchen ist relativ gering, was auf den hohen Reinheitsgrad der Legierung zurückzuführen ist. Die beobachteten groben Teilchen gehören meist zur Gleichgewichtsphase vom Typ  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , die beim Lösungsglühen nicht oder nur unvollständig aufgelöst wurde. Sie haben eine Grösse von 1  $\mu\text{m}$  bis 10  $\mu\text{m}$  und treten zum Teil in Clustern angeordnet auf.



## 5.2 Mechanische Eigenschaften

An den Schmiedestücken aus N213 und 2618 wurden die Zugeigenschaften, die Kerbschlagarbeit und die Bruchzähigkeit in tangentialer (T), axialer (A) und radialer (R) Richtung bestimmt. Im weiteren wurden Ermüdungsversuche bei Raumtemperatur und Zeitstandversuche zwischen 170°C und 215°C in tangentialer Richtung durchgeführt.

Die Versuchsparameter waren, wo nicht anders angegeben, die selben wie für die Versuche an den Strangpressprofilen, die in Kapitel 3 beschrieben wurden.

Die mechanischen Eigenschaften sind für die verschieden wärmebehandelten Schmiedestücke aus N213 ungefähr gleich ausgefallen. Deshalb werden in dieser Zusammenfassung jeweils Mittelwerte über alle drei N213 Rohlinge genommen und mit den Resultaten des 2618 Schmiedestücks verglichen.

### 5.2.1 Zugeigenschaften

Für die Legierung N213 liegen typische Werte der Streckgrenze bei 400 MPa und der Zugfestigkeit bei 450 MPa. Für die Bruchdehnung wurde ein Wert von etwa 10% gemessen. Die mechanischen Eigenschaften, die an Strangpressprofilen aus N213 bzw. P213 ermittelt wurden, konnten in den massiven Schmiedestücken also nahezu erreicht werden.

In den Zugeigenschaften von N213 wurden keine wesentlichen Unterschiede bezüglich der Probenorientierung festgestellt. Die Schmiedestücke zeigen also sehr isotrope Bauteileigenschaften (Bild 61).

Das Schmiedestück aus 2618 weist ebenfalls sehr isotrope Eigenschaften auf, Festigkeit und Duktilität liegen aber deutlich tiefer als bei den entsprechenden Teilen aus N213. Im direkten Vergleich liegt die Zugfestigkeit von N213 gegenüber 2618-T6 im Mittel um 12%, die Streckgrenze um 20%, die Bruchdehnung um 25% und die Einschnürung gar um 200% höher. Die verbesserten mechanischen Eigenschaften von N213 gegenüber 2618 lassen sich mit dem homogenen und dichten Ausscheidungszustand der Härtungsphasen  $\Omega$  und  $\theta'$  sowie dem hohen Reinheitsgrad (sehr tiefer Fe- und Si-Gehalt) erklären.

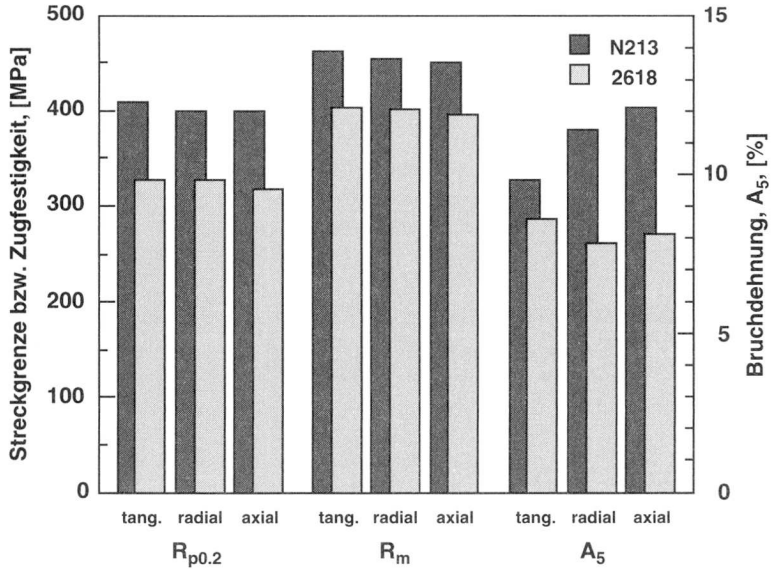


Bild 61: Zugeigenschaften der Schmiedestücke aus N213 und 2618 in verschiedenen Orientierungen

## 5.2.2 Zähigkeit

Die Zähigkeit wurde mit Kerbschlagbiegeversuchen an ISO-V Proben und mit  $K_{IC}$ -Versuchen gemäss ASTM E399-90 an 0.4 CT-Proben charakterisiert. Die Bruchzähigkeiten der Legierung N213 wurden in J-Integral-Versuchen bestimmt (ASTM E813-89) und anschliessend in  $K_{Jc}$ -Werte umgerechnet.

Legierung 2618 weist sehr geringe Zähigkeiten auf. Die Kerbschlagwerte liegen bei 2 - 3 J und die Bruchzähigkeitswerte zwischen 15 und 18 MPam<sup>0.5</sup>.

Die Schmiedestücke aus N213 hingegen haben vergleichsweise hohe Zähigkeiten, die in etwa denen der N213-Strangpressprofile [10] entsprechen. Typische Werte für die Bruchzähigkeit liegen im Mittel bei 50 MPam<sup>0.5</sup>, was einer Erhöhung um den Faktor drei gegenüber dem Schmiedestück aus 2618 entspricht. Auch die Kerbschlagarbeit ist mit etwas über 10 J für N213 gegenüber 2618 um ein Mehrfaches höher ausgefallen (Bild 62).

Die geringe Zähigkeit von 2618 ist auf die hohen Legierungsgehalte an Eisen und Nickel zurückzuführen. Diese Elemente bilden eine temperaturstabile Phase vom Typ  $Al_9(Fe, Ni)$ , welche sehr grob ist (typischerweise 10 - 30  $\mu m$ ) und dadurch bruchauslösend wirkt. Legierung N213 hingegen weist keine versprödenden Phasen auf, was die deutlich besseren Zähigkeitswerte

erklärt. Die beiden Härtungsphasen  $\Omega$  und  $\theta'$ , die in zwei verschiedenen Matrixebenen ausgeschieden sind, bewirken zudem eine homogene Gleitverteilung. Der typische Bruchmechanismus in Legierung N213 ist daher ein duktiler, zäher Wabenbruch [99].

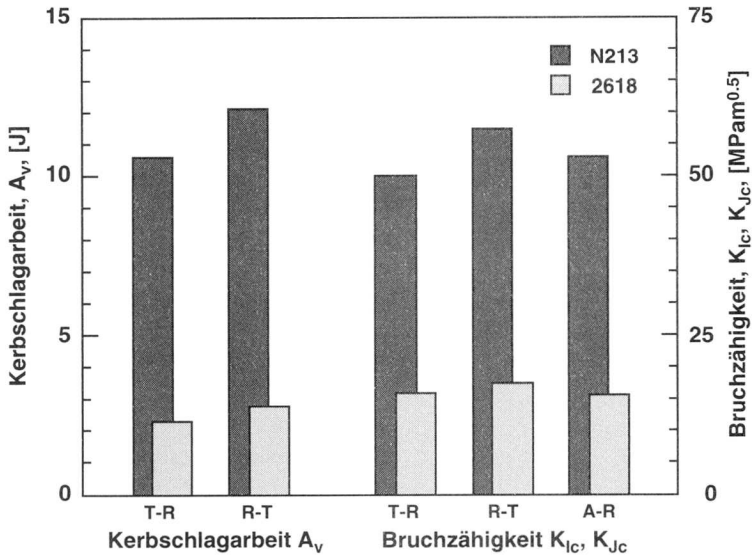


Bild 62: Kerbschlagarbeit und Bruchzähigkeit der Schmiedestücke aus N213 und 2618 in verschiedenen Orientierungen

### 5.2.3 Ermüdungseigenschaften

Das Ermüdungsverhalten der Schmiederohlinge wurde in tangentialer Richtung untersucht. Dazu dienten Wöhler-Versuche (Axialermüdung) an Uhrglasproben. Die Proben waren ungekerbt und mechanisch poliert ( $K_t = 1$ ). Die Versuche wurden auf servohydraulischen Pulsatoren bei Raumtemperatur in Laborluft durchgeführt. Die Prüffrequenz betrug 50 Hz und das Lastverhältnis lag bei  $R = -1$  (reine Wechselbelastung).

Die Ergebnisse sind in Bild 63 als Mittelwertskurven durch sämtliche Messpunkte für die beiden Werkstoffe dargestellt.

Das Ermüdungsverhalten im HCF-Bereich (high cycle fatigue) von N213 ist gegenüber 2618-T6 um etwa 20% verbessert. Für die drei Teile aus N213 wurden keine wesentlichen Unterschiede im Ermüdungsverhalten beobachtet. Die Dauerfestigkeit bei  $10^8$  Lastwechseln beträgt etwa 150 MPa für N213 während sie für 2618-T6 auf etwa 125 MPa extrapoliert wurde.

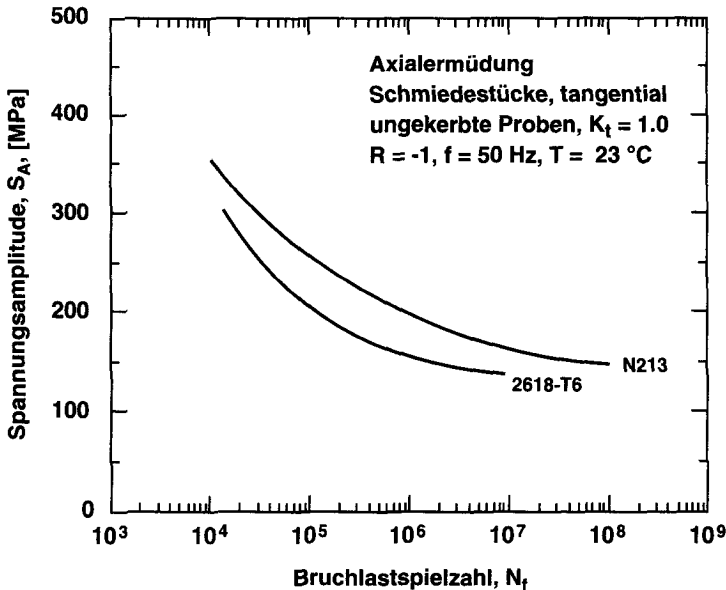


Bild 63: Wöhlerdiagramm für die Verdichterradrohlinge aus N213 und 2618-T6; Mittelwertskurven

## 5.2.4 Zeitstandeigenschaften

Die Zeitstandversuche wurden auf einer Mehrplatzprüfanlage mit Umluftklimakammer für zehn Proben durchgeführt. Da in der Klimakammer inhomogene Temperaturverteilungen auftraten, wurde jede Probe mit einem Thermoelement versehen, um die effektive Probentemperatur zu erfassen. Örtlich traten Temperaturdifferenzen von 15°C auf, die Temperatur der einzelnen Probe schwankte jedoch lediglich um  $\pm 2^\circ\text{C}$  oder weniger.

Das Zeitstandverhalten der Schmiedestücke wurde in tangentialer Richtung zwischen 170°C und 215°C untersucht. N213 wurde über den gesamten Temperaturbereich geprüft, während beim Rad aus 2618 vor allem im Temperaturbereich um 200°C Messungen durchgeführt wurden. Die relativ hohen Prüftemperaturen wurden gewählt, da im Vergleich mit Literaturangaben die Legierung N213 in diesem Temperaturbereich keine deutliche Verbesserung mehr gegenüber 2618 aufweist.

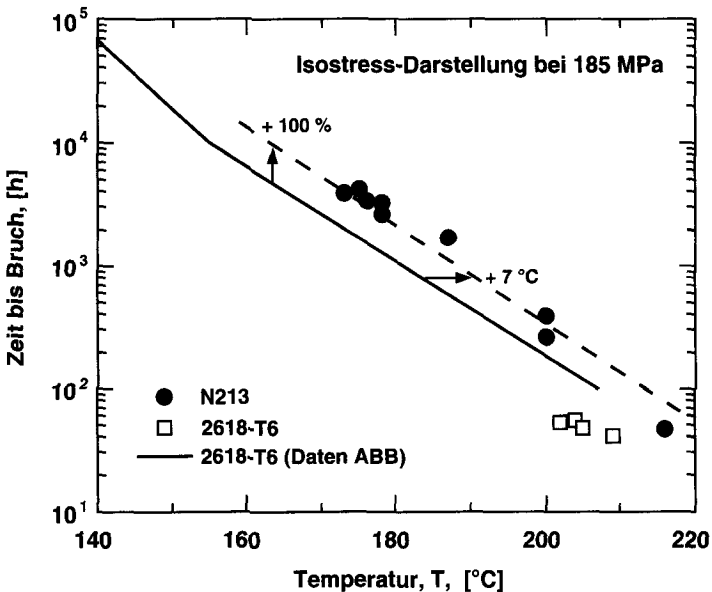


Bild 64: Isostress-Darstellung der Zeitstandfestigkeit für 185 MPa

Im Vergleich zeigte sich, dass Legierung N213 bei Temperaturen zwischen 170 und 200°C für eine gegebene Zeitstandfestigkeit eine um etwa 7°C erhöhte Betriebstemperatur erlaubt. Bei konstanter Temperatur hingegen wird die Zeit bis zum Bruch in N213 gegenüber 2618 verdoppelt (Bild 64 und Bild 65). Diese Verbesserungen basieren auf dem Vergleich der ausgezogenen

und gestrichelten Linien in diesen Darstellungen. Die ausgezogenen Linien umfassen dabei Daten, die bei ABB Kraftwerke AG, Baden, an vergleichbaren Schmiedestücken aus 2618-T6 gemessen wurden [99]. Die gestrichelten Linien sind Mittelwertsgeraden der an den N213 Schmiedestücken bei uns gemessenen Werte. Es zeigt sich aber, dass die bei uns gemessenen Zeitstandfestigkeiten von 2618-T6, insbesondere im Bereich um 200°C herum, deutlich tiefer liegen als die Resultate von ABB. Im direkten Vergleich ist die Verbesserung also eher noch grösser.

Auch bei Temperaturen um 200°C ist das Teil aus N213 dem Schmiedestück aus 2618-T6 überlegen. Die Messresultate beider Legierungen liegen in diesem Temperaturbereich unterhalb der eingezeichneten Geraden. Die Verbesserung um 7°C oder die Verdoppelung der Zeit bis zum Bruch bleibt aber auch oberhalb von 200°C bestehen.

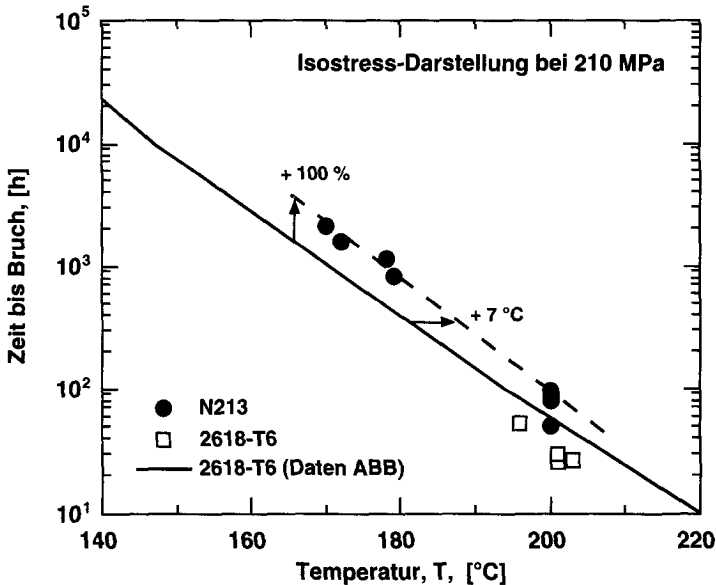


Bild 65: Isostress-Darstellung der Zeitstandfestigkeit für 210 MPa

In Bild 66 sind die verschiedenen Schmiedestücke in einer Larson-Miller Darstellung miteinander verglichen. Im untersuchten Spannungs- und Temperaturbereich ist die sprühkompaktierte Legierung N213 dem klassischen Werkstoff 2618 deutlich überlegen.

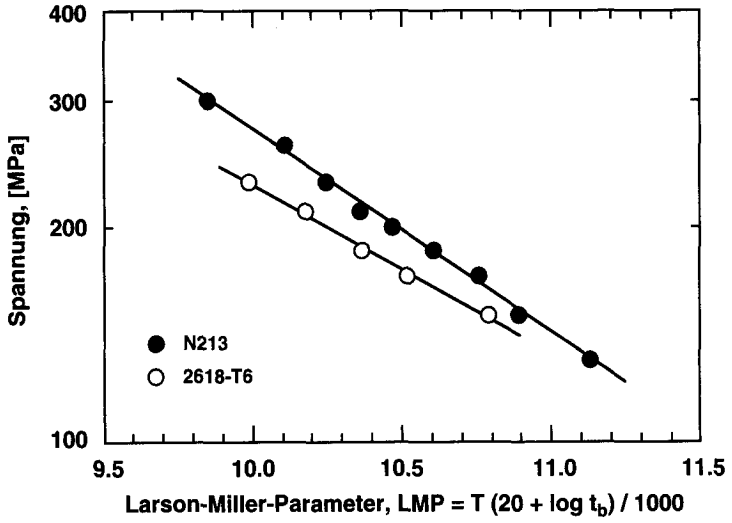


Bild 66: Larson-Miller Darstellung der Zeitstanddaten für Schmiederohlinge aus N213 und 2618-T6

### 5.3 Schlussfolgerungen

Durch Freiform- und Gesenkschmieden lassen sich direkt aus dem Sprühbolzen einer AlCuMgAg-Legierung grosse Schmiederohlinge mit vorzüglichen Eigenschaften herstellen. Sie weisen ein sehr feines und isotropes Gefüge mit einer mittleren Korngrösse von etwa 15  $\mu\text{m}$  auf. Grobe, verspröde wirkende intermetallische Phasen und Verunreinigungen treten nur in geringem Ausmass auf. Die beiden Härtungsphasen  $\Omega$  und  $\Theta'$  sind sehr fein und homogen verteilt und in etwa gleichen Mengen ausgeschieden.

Die sprühkompaktierte Legierung N213 vereint auch im geschmiedeten Zustand gute Festigkeitswerte mit herausragenden Zähigkeitseigenschaften und verbessertem Ermüdungs- und Zeitstandverhalten. Im direkten Vergleich liegt die Zugfestigkeit von N213 gegenüber 2618-T6 im Mittel um 12%, die Streckgrenze um 20%, die Bruchdehnung um 25% und die Einschnürung gar um 200% höher. Kerbschlagarbeit und Bruchzähigkeit konnten erheblich gesteigert werden (200 - 300%) und auch das Ermüdungsverhalten sowie die Zeitstandeigenschaften sind bei N213 verbessert worden.

Hinsichtlich dieser Eigenschaftskombination ist N213 der herkömmlichen warmfesten Aluminiumlegierung 2618-T6 für Einsatztemperaturen bis 200°C deutlich überlegen. Ein Einsatz als Schmiedeteil in Anwendungen wo hohe Schadenstoleranz bei guter Temperaturstabilität gefordert werden, scheint in diesem Fall vorteilhaft zu sein.



### **6.1 Voraussetzungen für optimale mechanische Eigenschaften**

In der vorliegenden Arbeit wurde gezeigt, dass drei wichtige Voraussetzungen erfüllt sein müssen, damit optimale mechanische Eigenschaften in sprühkompaktierten AlCuMgAg-Legierungen erreicht werden können. Gemäss den Ergebnissen dieser Untersuchung ist eine ideale Legierung

1. feinkörnig,
2. frei von groben verspröddenden Teilchen und
3. durch eine feine und dichte Verteilung von Ausscheidungen verschiedener Phasen gehärtet.

Die **Feinkörnigkeit** ist dabei das wichtigste Kriterium. Insbesondere die hohe Festigkeit kann nur in feinkörnigen, unrekristallisierten Zuständen erreicht werden (Kap. 4). Die AlCuMgAg-Legierungen können als rekristallisationsfreudig bezeichnet werden. Deshalb muss durch eine genaue Kontrolle der Zusammensetzung, besonders der Gehalte an dispersoidbildenden Elementen Zr und Mn, das feinkörnige Extrusionsgefüge in den sprühkompaktierten Legierungen stabilisiert werden, damit es während der Wärmebehandlung erhalten bleibt.

Um maximale Bruchzähigkeit und Schadenstoleranz zu erreichen, ist es wichtig, dass die Legierungen einen möglichst tiefen Gehalt an **groben Primärausscheidungen** enthalten. Dies wird erreicht durch eine Reduktion der Elemente Cu und Zr, die hauptsächlich verantwortlich sind für die Bildung dieser Teilchen (Kap. 3.2.3).

Die chemische Zusammensetzung und die Wärmebehandlung bzw. thermomechanische Behandlung bestimmen die **Art, Dichte und Verteilung der**

**Härtungsphasen.** Über die Wärmebehandlung können selbst innerhalb einer festgelegten Legierungszusammensetzung die mechanischen Eigenschaften in weiten Bereichen eingestellt werden. So ist es möglich, eine gewünschte Kombination von Festigkeit und Bruchzähigkeit gezielt zu erzeugen durch geeignete Wahl der Zusammensetzung und Behandlung einer Legierung (Kap. 3.1).

## 6.2 Erzielte Eigenschaften

Im Vorfeld dieser Arbeit sind bereits sprühkompaktierte AlCuMgAg-Legierungen mit sehr guten Kombinationen der mechanischen Eigenschaften hergestellt worden (Legierungen N213 [102] und N232 [10]). Die Übertragung dieser Zusammensetzungen hat in der Legierung P213 zu bisher nicht mehr überbotenen Eigenschaften geführt. Allerdings sind zu diesem Zeitpunkt viele Mechanismen noch nicht verstanden worden. So ist der Versuch, die überragenden Eigenschaften zu reproduzieren, in der Legierung P213A misslungen. Diese Legierung zeigte eine grobkörnige Rekristallisation, und verbunden damit, grosse Einbussen in den mechanischen Eigenschaften.

In dieser Arbeit wurden die Grundlagen zum Verständnis der Wirkungsweise der verschiedenen Legierungselemente entwickelt. Erst dadurch wurde es möglich, Legierungen mit so guten Eigenschaftskombinationen reproduzierbar herzustellen. Die Legierung P246 bildet den Abschluss der in dieser Arbeit untersuchten Legierungen. Sie ist in drei verschiedenen Sprühläufen mit vergleichbaren Resultaten hergestellt worden. Damit ist der Beweis erbracht worden, dass mit dem Sprühkompaktierverfahren eine gleichbleibende Qualität und hohe Kombinationen von Festigkeit und Bruchzähigkeit (wie z.B. in P213 oder P246) erreicht werden können.

Zur Illustration der erreichten Streckgrenzen und Bruchzähigkeiten wird hier die Legierung P246B herangezogen. Betrachtet man alle untersuchten Zustände dieser Legierung, so entsteht ein Band von möglichen Eigenschaftskombinationen (Bild 67). Zwischen dem T4-Zustand mit 350 MPa Streckgrenze und 100 MPam<sup>0.5</sup> Bruchzähigkeit und dem T8-6-Zustand mit 530 MPa Streckgrenze und immer noch hervorragenden 40 MPam<sup>0.5</sup> Bruchzähigkeit ist ein individuelles Einstellen der Eigenschaften durch die Behandlung der Legierung möglich.

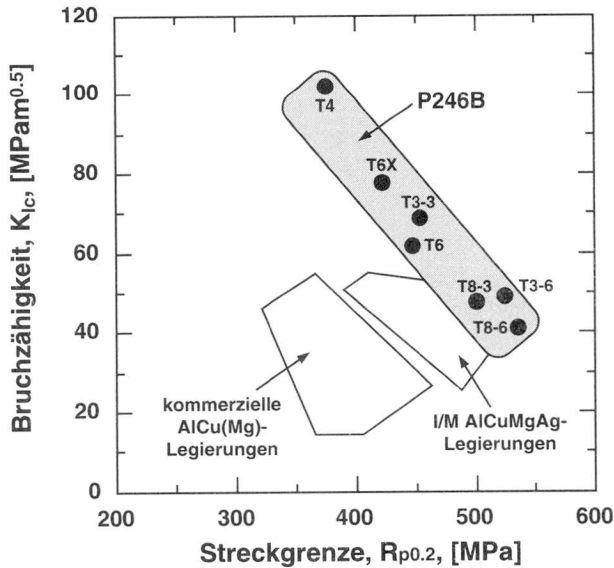


Bild 67: Erreichbare Eigenschaftskombinationen in O/M AlCuMgAg-Legierungen am Beispiel der Legierung P246B

Sowohl verglichen mit den Eigenschaften von kommerziellen 2XXX-Legierungen, als auch mit denen der I/M-Legierungen des gleichen Typs, ist das Band der Legierung P246B nach rechts oben verschoben. In den verschiedenen Zuständen der sprühkompaktierten 2XXX-Legierung können die höchsten bisher in AlCuMg-Legierungen bekannten Kombinationen von Streckgrenze und Bruchzähigkeit erreicht werden.

Gleichzeitig zeigen diese Legierungen eine sehr gute Stabilität der Eigenschaften bei erhöhter Temperatur. Nach 1000 Stunden Auslagerung bei 180°C haben die besten sprühkompaktierten Legierungen (P243, P244, P246, P213) noch eine Streckgrenze, die 70 - 80% des Ausgangszustandes beträgt (Bild 36).

### 6.3 Der Einfluss der Legierungselemente

Ein wichtiger Teil der vorliegenden Arbeit war die Untersuchung der Einflüsse der einzelnen Legierungselemente auf die Eigenschaften der Legierungen. In den vorangehenden Kapiteln wurden diese Einflüsse bereits besprochen. Hier soll nun ein Überblick und eine Zusammenfassung gegeben werden, geordnet nach den chemischen Elementen.

### 6.3.1 Kupfer

Cu ist das Hauptlegierungselement in 2XXX-Legierungen und hat in Aluminium eine maximale Löslichkeit von 5.65 Gew.-%. Bei Anwesenheit von weiteren Elementen ist die Löslichkeit in der Al-Matrix tiefer.

In Form von Ausscheidungen (hauptsächlich  $\Omega$  und  $\Theta'$ ) ist Cu für die Aushärtung der AlCuMgAg-Legierungen verantwortlich. Eine Erhöhung des Kupfergehalts führt zu höheren Festigkeiten. Dabei sinkt gleichzeitig die Bruchzähigkeit. Insbesondere bei Gehalten oberhalb etwa 5% kommt es zur Bildung von groben, nicht mehr auflösbaren Primärausscheidungen. Diese erleichtern die Bruchbildung und reduzieren dadurch die Bruchzähigkeit.

Durch ein Absenken des Cu-Gehalts vermindert sich das Aushärtungspotential. Es können weniger Härtungsteilchen gebildet werden, damit ist die erreichbare Festigkeit tiefer (Bsp. Legierung P245). Für höchste Kombinationen von Festigkeit und Bruchzähigkeit scheint ein effektiver Cu-Gehalt von 4.2 bis 4.7% ideal zu sein.

Systematische Vergleiche zwischen den nominellen und den effektiven Cu-Gehalten haben gezeigt, dass in den untersuchten Legierungen der effektive Gehalt jeweils 0.2 bis 0.7 Gew.-% tiefer liegt. Diese Unterschiede lassen sich zum Teil über die Bolzeninhomogenitäten erklären. Beim Verpressen bleiben die mit Cu angereicherten Randbereiche im Pressresten zurück. Dadurch ist der Cu-Gehalt im resultierenden Profil tiefer als im Sprühbolzen. Um also effektive Cu-Gehalte im oben genannten idealen Bereich zu erzielen, wird ein nomineller Gehalt von 5.0% eingesetzt (Tabelle XII, Seite 144).

### 6.3.2 Magnesium

Mg hat in Aluminium eine maximale Löslichkeit von 17.4 Gew.-%. Wenn dieses Element in der Matrix gelöst vorliegt, dann erniedrigt es die Stapelfehlerenergie. Dies wirkt sich positiv auf die Verfestigungs- und Zähigkeitseigenschaften aus.

Wenn Mg einen entsprechenden Partner hat, dann kommt es zur Bildung von Mg-haltigen Ausscheidungen. In AlCuMg-Legierungen kann das die S'-Phase ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ) sein, in AlMgSi-Legierungen die  $\beta'$ -Phase ( $\text{Mg}_2\text{Si}$ ).

In AlCu-Legierungen sind Mg und Ag Voraussetzung für die Bildung der  $\Omega$ -Phase. Sowohl die Rolle von Mg bei der Bildung der  $\Omega$ -Phase, als auch das Vorhandensein von Mg in der  $\Omega$ -Phase sind bis heute unklar.

Ein höherer Mg-Gehalt führt zu einer höheren Raumtemperaturfestigkeit, da eine höhere Ausscheidungsdichte erreicht werden kann. Gleichzeitig sinkt aber die Überalterungsbeständigkeit. Durch eine Phasenreaktion wird in Legierungen mit hohem Mg-Gehalt die Härtungsphase  $\Theta'$  abgebaut und als S-Phase ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ) ausgeschieden. Damit sinkt die Festigkeit deutlich.

Für AlCuMgAg-Legierungen mit hoher Beständigkeit gegen Überalterung bei erhöhter Temperatur ist ein Mg-Gehalt zwischen 0.2 und 0.4 Gew.-% ideal. Damit wird ein hoher Anteil der temperaturstabilen  $\Omega$ -Phase gebildet und bei der Überalterungstemperatur laufen weniger Phasenreaktionen ab. Wenn nur hohe Festigkeit bei Raumtemperatur gefordert wird, dann kann der Mg-Gehalt höher gewählt werden.

### 6.3.3 Silber

Ag ist wie Mg zur Bildung der  $\Omega$ -Phase nötig. In silberfreien Legierungen konnten nur sehr geringe Mengen dieser Phase beobachtet werden.

Da Ag in grossen Mengen (max. 55.6 Gew.-%) in Al löslich ist und kaum in Ausscheidungen vorkommt, ist anzunehmen, dass es in fester Lösung vorliegt.

Der Einfluss einer Erhöhung oder Erniedrigung des Ag-Gehalts wurden im Rahmen dieser Arbeit nicht untersucht. Der Gehalt lag jeweils zwischen 0.33 und 0.44%. Dieser Gehalt ist ausreichend für die Bildung eines gemischten ( $\Omega$  und  $\Theta'$ ) oder von der  $\Omega$ -Phase dominierten Ausscheidungszustands.

### 6.3.4 Zirkonium

Zr bildet in erster Linie feine Dispersoide der Zusammensetzung  $\text{Al}_3\text{Zr}$ . Bei hohen Gehalten werden zusätzlich durch eine peritektische Reaktion gröbere Primärausscheidungen der gleichen Stöchiometrie gebildet.

Bei Anwesenheit von Titan kann in beiden Formen, den Dispersoiden und den groben Primärausscheidungen, Zr durch Ti substituiert werden, sodass die Stöchiometrie dann  $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Ti})$  lautet.

Für die Erhaltung des feinkörnigen Gefüges während der Glühbehandlung ist eine dichte Anordnung der Dispersoide notwendig. Diese ist in den untersuchten Legierungen ab einem Zr-Gehalt von 0.15% gewährleistet.

Zu hohe Zr-Gehalte sollten vermieden werden, weil damit eine unnötige Versprödung durch die Primärausscheidungen hervorgerufen wird, ohne dass gleichzeitig die Festigkeit erhöht wird.

Ideale Zr-Gehalte für die O/M AlCuMgAg-Legierungen liegen zwischen 0.15 und 0.25 Gew.-%. Zu nahe an die Grenze zur Grobkornbildung bei 0.15% sollte nicht gegangen werden, da sonst durch kleine Abweichungen in der Zusammensetzung eine Grobkornbildung riskiert wird.

Es scheint, dass insbesondere das Verhältnis Zr/Ti wichtig ist für die Ausbildung der Primärphasen. Die für die Zähigkeit am schädlichste, propellerartige Phase traten nur in Legierungen mit Zr/Ti  $\geq 1$  auf.

### 6.3.5 Titan

Ti hat eine ähnliche Wirkung wie Zr. Es bildet ebenfalls feine temperaturstabile Dispersoide der Zusammensetzung  $Al_3Ti$  und bei höheren Gehalten und tieferen Abkühlgeschwindigkeiten gröbere Primärausscheidungen.

Die Primärteilchen auf der Basis von Ti sind plättchenförmig und scheinen für die Bruchzähigkeit weniger schädlich zu sein. Ein höherer Ti-Gehalt führt aber zu einer höheren Festigkeit (Abschnitt 3.2.5.1).

Ideale Ti-Gehalte liegen oberhalb der jeweiligen Zr-Gehalte. In den untersuchten Legierungen mit den besten Eigenschaften lag der Ti-Gehalt zwischen 0.30 bis 0.40 Gew.-%. Die obere Grenze des Bereichs ist noch nicht untersucht worden. Es ist denkbar, dass durch eine Erhöhung des Ti-Gehalts eine weitere Verbesserung der Streckgrenze ohne massive Einbussen in der Bruchzähigkeit erreicht werden kann.

### 6.3.6 Mangan

Mn bildet Dispersoide der Zusammensetzung  $Al_{20}Mn_3Cu_2$ . Diese helfen gemäss Literaturangaben mit, die Kornstruktur zu stabilisieren, und übernehmen damit eine Funktion analog zu der der Zr-haltigen Dispersoide.

Grobe Mn-haltige Primärausscheidungen sind in den untersuchten Legierungen nur selten gefunden worden.

Die Mehrzahl der Legierungen dieser Arbeit hat einen Mn-Gehalt zwischen 0.20 und 0.27 Gew.-%. In dieser Untersuchung wurde er nicht systematisch variiert. Es können deshalb keine Angaben über den Einfluss eines erhöhten oder erniedrigten Mn-Gehalts gemacht werden.

### 6.3.7 Vanadium

V gehört ebenfalls zu den dispersoidbildenden Elementen. Der V-Gehalt ist in der Näherung für die Streckgrenze und die Bruchzähigkeit in Abschnitt 3.2.5 einbezogen worden. Dort zeigte sich, dass durch kleine Zugaben von V die Streckgrenze erhöht werden kann, ohne grosse Einbussen in der Bruchzähigkeit.

Die Legierungen dieser Arbeit sind alle vanadiumfrei. Für zukünftige Legierungen wird aber empfohlen, Zugaben von 0.20% V in Betracht zu ziehen.

### 6.3.8 Chrom

Cr ist in Mengen bis zu 0.65% in den Legierungen von [10] enthalten und ist ein Dispersoidbildner. In den Legierungszusammensetzungen dieser Arbeit ist kein Cr enthalten.

Die Berechnungen in Abschnitt 3.2.5 haben gezeigt, dass Cr stark versprödend wirkt, ohne die Festigkeitseigenschaften deutlich zu verbessern. Eine mögliche Erklärung dafür ist in der Tatsache zu finden, dass Cr und Mn sich, im Unterschied zu Zr, in bestehenden groben Verunreinigungsteilchen ansammeln und diese dadurch grösser und schädlicher machen [55].

Da Cr vor allem versprödend wirkt, ist davon abzuraten, dieses Element in AlCuMgAg-Legierungen zu verwenden.

### 6.3.9 Zink

In dieser Arbeit wurden drei Legierungen mit Zn-Zusätzen besprochen. P241 und P241A sind beide grobkörnig rekristallisiert und ihre Eigenschaften können deshalb nicht als repräsentativ angesehen werden. Die Legierung P245 hat als einzige sehr tiefe Gehalte der wichtigsten festigkeitssteigernden Elemente Cu und Mg. Daher ist auch dieser Werkstoff nicht vergleichbar mit anderen untersuchten Legierungen.

Zum Einfluss von Zink in AlCuMgAg-Legierungen sollen hier einige Angaben aus der Literatur wiedergegeben werden.

In [103] wurde gefunden, dass Zn vor allem auf die Ausscheidungssequenz einen Einfluss hat. Gegenüber der Zn-freien Legierung wurde die Ausscheidungskinetik gesteigert. Eine sonst im T4-Zustand bekannte Vorausscheidung  $\Omega'$  konnte in der Zn-haltigen Legierung nicht mehr gefunden werden. Nach einer Warmaushärtung ist die relative Dichte von  $\Omega$  in der Zn-haltigen Legierung höher ausgefallen, als in der Legierung ohne Zn. Diese Effekte werden auf die Reduktion der Stapelfehlerenergie durch Zn [103] und eine Erniedrigung der Aktivierungsenergie zur  $\Omega$ -Phasenbildung zurückgeführt [104].

Eine der wenigen aus der Literatur bekannten AlCuMgAgZn-Legierungen ist eine französische Gusslegierung mit der Bezeichnung "Avior" [53, 75]. Sie besticht vor allem durch ihre hohe SRK-Beständigkeit, die kombiniert ist mit einer guten Bruchzähigkeit. Im T73-Zustand soll diese Legierung selbst bei hohen Spannungsintensitäten einen für 2XXX-Legierungen extrem hohen Widerstand gegen Spannungskorrosionsrisswachstum zeigen.

In einer zukünftigen Zn-haltigen AlCuMgAg-Legierung (z.B. P250) wäre daher neben dem grundsätzlichen Einfluss des Zn insbesondere das SRK-Verhalten zu untersuchen.

### 6.3.10 Silizium und Eisen

Fe und Si sind die häufigsten Verunreinigungselemente in Al-Legierungen. Es ist allgemein bekannt, dass durch eine Reduktion der Gehalte dieser Elemente eine Steigerung der Bruchzähigkeit erzielt werden kann [53, 105, 106].

Die Versprödende Wirkung wird hervorgerufen durch die groben intermetallischen Phasen ( $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ ,  $(\text{Fe}, \text{Mn})\text{Al}_6$  und  $\text{Mg}_2\text{Si}$ ), die durch eine eutektische Reaktion während der Erstarrung entstehen [83]. Zur Unterdrückung solcher Phasen kann mit hochreinen Ausgangsmaterialien gearbeitet werden. In der Praxis stellt sich dabei aber jeweils die Frage, ob der höhere Preis der reineren Ausgangsstoffe durch die Eigenschaftsverbesserungen gerechtfertigt ist.

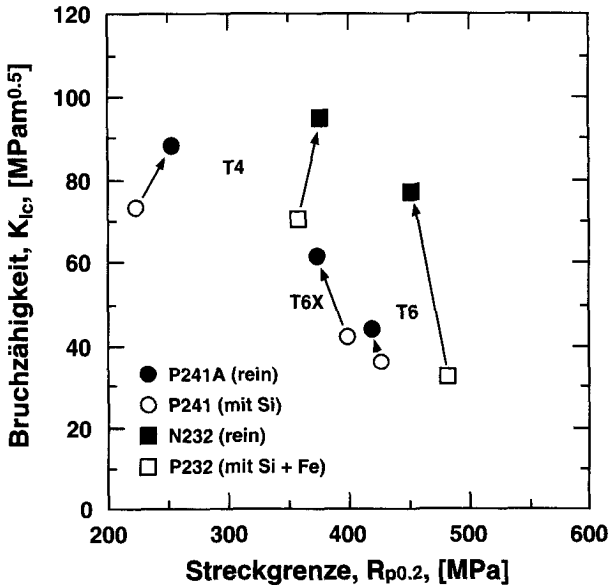


Bild 68: Vergleich der Bruchzähigkeit in Legierungen mit verschiedenen Gehalten an Verunreinigungselementen; Die Pfeile zeigen die Richtung der Eigenschaftsänderung durch Reduktion der Verunreinigungselemente Si und Fe

In dieser Arbeit konnte der Effekt der Verunreinigungselemente Si und Fe z.B. bei der Legierung P232 beobachtet werden. P232 wurde unter Verwendung von 99,5% reinem Al hergestellt, während für die anderen Legierungen jeweils Al99,9 verwendet wurde. Die Bruchzähigkeit von P232 ist im Vergleich zu N232 aus [10] im T4-Zustand ca. 30% tiefer, im T6-Zustand macht der Unterschied sogar 57% aus (Bild 68).

Zwischen P241 und P241A (beide Legierungen sind grobkörnig) besteht von der Zusammensetzung her vor allem im Si-Gehalt ein Unterschied. Vergleiche der Bruchzähigkeit im T4-, T6X- und T6-Zustand ergaben hier eine um 17 bis 32% tiefere Bruchzähigkeit in der Si-haltigen Legierung (Bild 68).



Für höchste Zähigkeiten in sprühkompaktierten Legierungen ist daher die Verwendung von reinen Ausgangsstoffen Bedingung.

In der Legierung P240 führte der hohe Gehalt an Si zusammen mit der groben Kornstruktur zu spröden interkristallinen Brüchen. An den Korngrenzen konnte ein erhöhter Si-Gehalt nachgewiesen werden (Kap. 4.3.2).

Der zu hohe Gehalt an Si in den Legierungen P240 und P241 stammt nicht von den Ausgangsstoffen. Er ist durch die Verunreinigung der Schmelze im Tiegel vor dem Versprühen entstanden. Der Si-Gehalt lässt sich aber gut kontrollieren, indem ein sauberer Tiegel verwendet wird. Dies wird für die Herstellung von AlCuMgAg-Legierungen dringend empfohlen.

Neben diesen Effekten auf die Bruchzähigkeit sind aus der Literatur noch einige Einflüsse von Si auf die Bildung der Härtungsphasen bekannt:

Es wurde gefunden, dass 0.15 - 0.50% Si in einer AlCuMgAg-Legierung die Bildung der  $\Omega$ -Phase vollständig unterdrückt [107, 108]. Statt dessen wurde die Bildung der S'- und  $\Theta'$ -Phase gefördert. Diese Phasen wurden homogen und fein verteilt im Korninnern ausgeschieden und als Folge des Si-Gehalts auch an Versetzungen und Korngrenzen. Eine Erklärung für diese Beobachtungen wurde darin gefunden, dass Si die GPB-Zonen (Cu und Mg enthaltende GP-Zonen) stabilisiert und dadurch das Element Mg für die Bildung der  $\Omega$ -Phase fehlt.

Ebenfalls eine Unterdrückung der Bildung der  $\Omega$ -Phase durch Si konnte bei Gao et al. [109] gefunden werden. Gleichzeitig konnte eine Verbesserung in der erreichbaren Härte erzielt werden. Mikrostrukturuntersuchungen ergaben in diesem Fall, dass in der Si-haltigen Legierung eine lattenförmige, Mg-haltige Phase (ev. ähnlich der Q-Phase) gebildet wird und somit die  $\Omega$ -Phase mangels Mg unterdrückt wird. Die Härtesteigerung folgt aus einer feineren Verteilung der  $\Theta'$ -Phase.

Mikrostrukturuntersuchungen an den sprühkompaktierten Legierungen konnten bisher kein genaues Bild abgeben. In Legierung P241, die Zn und Si enthält, konnte beobachtet werden, dass die  $\Omega$ -Phase im T6X-Zustand nicht auftritt und erst bei einer Langzeitauslagerung gebildet wird [110]. In der Legierung P240 hingegen, die ebenfalls etwa 0.30% Si enthält, konnte eine übliche Mischung aus den Phasen  $\Omega$  und  $\Theta'$  beobachtet werden.

Auffällig ist des Weiteren, dass die Steckgrenze im kaltausgehärteten Zustand jeweils in den reineren Legierungen höher ist. In den warmausgehärteten Zuständen hingegen, haben umgekehrt die Legierungen mit Si oder Si + Fe eine höhere Festigkeit (Bild 68). Dies könnte bestätigen, dass die Elemente Si und Fe auch einen Einfluss auf die Ausprägung der Härtungsphasen haben.

## 6.4 Ausblick

Aufgrund dieser Untersuchungen und Erkenntnisse werden als Fortsetzung dieser Arbeit die in Tabelle XII genannten Legierungszusammensetzungen vorgeschlagen.

Legierung P247 stellt eine weitere Legierung mit besonders hoher Temperaturstabilität dar. Der Mg-Gehalt ist wie bei P243 und P244 tief angesetzt. Im Unterschied zu diesen Werkstoffen ist aber das Verhältnis von Ti zu Zr umgekehrt worden. Damit soll parallel zu der hohen Warmfestigkeit eine höhere Bruchzähigkeit erzielt werden.

In der Legierung P248 ist ein kleiner V-Zusatz vorgesehen. Die Untersuchung dieser Legierung im Vergleich zu P247 könnte Aufschluss geben über die Wirkung dieses Elements.

P249 wurde als eine Legierung mit höchster Streckgrenze entworfen. Cu- und Mg-Gehalt sind erhöht worden. Mit dem hohen Cu-Gehalt wird die Bildung von Primärausscheidungen in Kauf genommen, mit dem höheren Mg-Gehalt eine eingeschränkte Temperaturbeständigkeit. Dafür könnte mit dieser Zusammensetzung eine Raumtemperaturstreckgrenze von ungefähr 500 MPa im T6-Zustand erreichbar sein. Durch thermomechanische Behandlungen müssten in dieser Legierung sogar noch höhere Streckgrenzen erreichbar sein.

Tabelle XII: Vorschlag für weitere Untersuchungen an sprühkompaktierten AlCuMgAg-Legierungen

	<b>Cu</b>	<b>Mg</b>	<b>Mn</b>	<b>Ti</b>	<b>Zr</b>	<b>Zn</b>	<b>Ag</b>	<b>V</b>
<b>P 247</b>	5.00	0.25	0.20	0.42	0.20	–	0.40	–
<b>P 248</b>	5.00	0.25	0.20	0.42	0.20	–	0.40	0.20
<b>P 249</b>	5.20	0.60	0.20	0.42	0.20	–	0.40	0.20
<b>P 250</b>	5.00	0.40	0.20	0.38	0.23	0.50	0.40	–

Nachdem bisher im Rahmen dieser Arbeit kein direkter Vergleich zwischen Zn-haltigen und Zn-freien Legierungen möglich war, soll mit P250 eine feinkörnige, Zn-haltige Legierung auf der Basis von P213 vorgeschlagen werden. Die Untersuchung dieser Legierung würde Aufschluss geben über die Frage nach dem Einfluss des Elements Zn.

## LITERATUR

- [1] I. J. Polmear: *Light Alloys, Metallurgy of the Light Metals*, Third Edition, Edward Arnold, 1995
- [2] D. Altenpohl: *Aluminium von Innen*, 1994
- [3] C. Kammer: *Aluminium-Taschenbuch*, Band 1: Grundlagen und Werkstoffe, 15. Auflage, 1995
- [4] J. T. Staley: History of Wrought-Aluminum-Alloy Development, *Treatise on Materials Science and Technology*, Vol. 31, 1989, 3-31
- [5] M. V. Hyatt, S. E. Axter: Aluminium Alloy Development for Subsonic and Supersonic Aircraft, *Sc. and Eng. of Light Met.*, RASELM 91, Tokyo, 1991, 273-280
- [6] D. A. Lukasak, R. M. Hart: Strong Aluminum Alloy shaves Airframe Weight, *Adv. Mat. & Processes*, 140 (1991), 46-49
- [7] K.-H. Rendigs: Aluminium Structures Used in Aerospace - Status and Prospects, *Mat. Sci. Forum*, 242 (1997), 11-24
- [8] J. Fridlyander: Advanced Russian Aluminum Alloys, *4th Int. Conf. on Al. Alloys*, Atlanta, Georgia, 1994, 2, 80-87
- [9] G. Lapasset, H. Octor, C. Sanchez, Y. Barbaux, G. Pons: Thermal Stability and Creep Behaviour of four Al Alloys, *4th Int. Conf. on Al. Alloys*, Atlanta, 1994, 2, 72-79
- [10] O. Beffort: Entwicklung sprühkompaktierter Aluminiumlegierungen mit hoher Bruchzähigkeit und hoher Festigkeit für den Einsatz bei hohen Temperaturen, *Diss. ETH Nr. 10289*, 1993
- [11] O. Beffort, C. Solenthaler, P. J. Uggowitzer, M. O. Speidel: High Toughness and High Strength Spray Deposited AlCuMgAg-Base Alloys for Use at Moderately Elevated Temperatures, *Mat. Sci. and Eng.*, A191 (1995), 121-134
- [12] O. Beffort, C. Solenthaler: Neue Al-Cu-Mg-Ag Legierungen mit hervorragender Kombination von Bruchzähigkeit und Warmfestigkeit, *Aluminium als Leichtbauwerkstoff in Transport und Verkehr, Erg. der Werkstoff-Forschung*, Bd. 6, 1994, 169-218
- [13] V. D. Scott, S. Kerry, R. L. Trumper: Nucleation and Growth of Precipitates in Al-Cu-Mg-Ag alloys, *Mat. Sci. and Techn.*, 3 (1987), 827-835
- [14] N. Sano, K. Hono, T. Sakurai, K. Hirano: Microanalysis of the Precipitates in an Al-Cu-Mg-Ag Alloy, *Sc. and Eng. of Light Met.*, RASELM 91, Tokyo, 1991, 905-910
- [15] J. A. Taylor, B. A. Parker, I. J. Polmear: Precipitation in Al-Cu-Mg-Ag Casting Alloy, *Met. Sci.*, 12 (1978) 478-482
- [16] B. A. Shollock, C. R. M. Grovenor, K. M. Knowles: Compositional Studies of Omega and Theta' Precipitates in an Al-Cu-Mg-Ag Alloy, *Scr. Met. et Mat.*, 24 (1990), 1239-1244
- [17] S. P. Ringer, B. C. Muddle, I. J. Polmear: High Temperature Ageing of an Al-Cu-Mg-Ag Alloy, *Proc. of the 3rd Int. Conf. on Aluminium Alloys*, Trondheim, Norway, 1992, 214-219

- [18] J. R. Pickens, L. S. Kramer, T. J. Langan, F. H. Heubbaum, F. W. Gayle: The Effect of Zn on Nucleation in Al-Cu-Li-Ag-Mg Alloy, Weldalite™ 049 (X2094), 6th Int. Al-Li Conf., Garmisch-Partenkirchen, Germany, 1991, 357-62
- [19] A. G. Leatham, Y. Kawashima: The Past, Present and Future Developments of the Osprey Preform Process, *Proc. of the 2nd Japan Int. SAMPE Symp., Adv. Mat. for Future Ind.: Needs and Seeds*, 1991, 369-377
- [20] A. G. Leatham: A Progress Review of the Osprey Process since ICSF1, 2nd Int. Conf. on Spray Forming, Swansea, U. K., 1993, 129-139
- [21] R. E. Lewis, A. Lawley: Spray Forming of Metallic Materials: An Overview, 1991 P/M in Aerospace and Defense Technologies, 173-184
- [22] W. Kahl, J. H. Zheng: Sprühkompaktieren von Aluminiumlegierungen, *Ergebnisse der Werkstoff-Forschung, Band 3, "Moderne Aluminiumlegierungen"*, 1990, 145-163
- [23] A. G. Leatham et al.: Spray Forming - Commercialisation and Applications, *Spray Forming: Science, Technology & Applications. Preprint of a Seminar held at 1992 P/M World Congr., San Francisco, California, 1992*, 59-122
- [24] A. J. W. Ogilvy: The Metallurgy of the Osprey Process, *Spray Forming: Science, Technology & Applications. Preprint of a Seminar held at 1992 P/M World Congr., San Francisco, California, 1992*, 33-45
- [25] A. G. Leatham, A. J. W. Ogilvy, L. G. Elias: The Osprey Preform Process and its Applications to Light Alloys and Composites, 1991 P/M in Aerospace and Defense Technologies, 235-242
- [26] J. Duszczyc, J. L. Estrada, B. M. Korevarr, T. L. J. de Haan, D. Bialo, A. G. Leatham, A. J. G. Ogilvy: The Osprey Preform Process and its Application to Aluminium Alloys including Wear and High Temperature Resistance Al-20Si-Cu Alloys, *Proc. Conf. "Modern Developments in P/M"*, Orlando, Florida, 1988, 441-453
- [27] R. E. Lewis, A. Lawley: Spray Deposition: A Summary, 1991 P/M in Aerospace and Defense Technologies, 243-245
- [28] A. J. W. Ogilvy, W. Kahl: The Production of Advanced Aluminium, Magnesium and Titanium Alloys by Means of the Osprey Process, *Proc. of the 2nd Japan Int. SAMPE Symp., Adv. Mat. for Future Ind.: Needs and Seeds*, 1991, 378-86
- [29] W. Kahl, J. Leup: Spray Deposition of High Performance Aluminium Alloys via the Osprey Process, *Proc. 1st. Europ. Conf. "Adv. Mat. and Processes" (EUROMAT '89)*, Aachen, 1989, 261-266
- [30] J. H. Zheng, W. Kahl: Microstructure and Properties of Spray Deposited High Performance Aluminium Alloys, *Adv. Aluminium and Magnesium Alloys*, Amsterdam, 1990, 317-24
- [31] W. Kahl, J. Leup: High Performance Aluminium Produced by Spray Deposition, *Met. Powder Report*, 45 (1990), 274-278
- [32] L. G. Elias, A. J. Ogilvy, A. G. Leatham: The Production of light Alloys and Composites by the Osprey Process, *Adv. Aluminium and Magnesium Alloys, Proc. Int. Conf. on Light Met.* Amsterdam, 1990, 325-331

- [33] K. Hummert, V. Arnhold, B. Commandeur, D. Zebrowski: Comparison of Aluminium Alloys Produced Via Different Routes: Spray Compaction versus P/M, *Proc. 1992 P/M World Congr.*, San Francisco, 393-407
- [34] R. Pürling, D. Zebrowski, N. Uebber, B. Commandeur, O. Metelmann: Spray Deposition Plant for Al-Alloys, Technical Aspects, *Proc. 1992 P/M World Congr.*, San Francisco, 319-335
- [35] R. Mächler: Höchstfeste Sprühkompaktierte Aluminium-Zink-Magnesium-Kupfer-Legierungen, *Diss. ETH Nr. 10332*, 1993
- [36] B. C. Muddle, I. J. Polmear: The Precipitate  $\Omega$  Phase in Al-Cu-Mg-Ag Alloys, *Acta Metall.*, **37** (1989) 3, 777-789
- [37] J. H. Auld: Structure of Metastable Precipitations in some Al-Cu-Mg-Ag Alloys, *Mat. Sci. and Techn.*, **2** (1986) 8, 784-87
- [38] J. H. Auld: Structure of a Metastable Precipitate in an Al-Cu-Mg-Ag Alloy, *Acta Cryst. A*, **28A** (1972) S98
- [39] S. Kerry, V. D. Scott: Structure and Orientation Relationship of Precipitates Formed in Al-Cu-Mg-Ag Alloys, *Met. Sci.*, **18** (1984) 289-294
- [40] A. Garg, Y. C. Chang, J. M. Howe: Precipitation of the Omega Phase in an Al-4.0Cu-0.5Mg Alloy, *Scr. Met. et Mat.*, **24** (1990) 677-680
- [41] I. J. Polmear, R. J. Chester: Abnormal Age Hardening in an Al-Cu-Mg Alloy containing Silver and Lithium, *Scr. Met.*, **23** (1989) 1213-1218
- [42] S. P. Ringer, K. Hono, I. J. Polmear: Precipitate Nucleation in Alloys Based on the AlCu-System, *4th Int. Conf. on Al. Alloys*, Atlanta, Georgia, 1994, 574-581
- [43] I. J. Polmear, M. J. Couper: Design and Development of an Experimental Wrought Aluminum Alloy for Use at Elevated Temperatures, *Met. Trans. A*, **19A** (1988) 4, 1027-1035
- [44] R. J. Chester, I. J. Polmear: Relationship between Microstructure and Properties in the High-Strength Casting Alloy 201, *7. Internationale Leichtmetalltagung*, Leoben-Wien, 1981, 58-59
- [45] A. Garg, Y. C. Chang, J. M. Howe: Interfacial Structure and Transformation Mechanism of the  $\Omega$  Phase in Al-3.9 Cu-0.5 Mg-0.5 Ag Alloy, *Acta Metall. Mater.*, **41** (1993) 235-251
- [46] B. Skrotzki, H. Hargarter, E. A. Starke, Jr.: Microstructural Stability under Creep Conditions of two AlCuMgAg Alloys, *Aluminium Alloys - Their Physical and Mechanical Properties*, ICAA5, Grenoble, France, 1996, 1245-1250
- [47] S. P. Ringer, W. Yeung, B. C. Muddle, I. J. Polmear: Precipitate Stability in Al-Cu-Mg-Ag Alloy Aged at High Temperatures, *Acta Metall. Mater.*, **42** (1994) 1715-1725
- [48] Y.-S. Lee, S. P. Ringer, B. C. Muddle, I. J. Polmear: Precipitate Stability in Alloys Based on the AlCu-System, *4th Int. Conf. on Al. Alloys*, Atlanta, Georgia, 1994, 582-589
- [49] B. Commandeur, PEAK Werkstoff GmbH: persönliche Mitteilung, 1996

- [50] J. T. Staley: Microstructure and Toughness of High-Strength Aluminum Alloys, *Properties Related to Fracture Toughness, ASTM STP 605*, 1976, 71-102
- [51] G. G. Garrett, J. F. Knott: The Influence of Compositional and Microstructural Variations on the Mechanism of Static Fracture in Aluminum Alloys, *Met. Trans. A*, **9A** (1978), 1187-1201
- [52] G. T. Hahn, A. R. Rosenfield: Metallurgical Factors Affecting Fracture Toughness of Aluminum alloys, *Met. Trans. A*, **6A** (1975) 653-670
- [53] M. O. Speidel: Development of High-Strength Aluminum Alloys, *6th Int. Conf. on Light Metals*, Leoben-Wien, Austria, 1975, 67-69
- [54] W. A. Cassada, M. F. Bartholomeusz: The Effect of Cu and Mg Content on Mechanical Properties of AlCuMg Alloys with and without Ag Additions, *Aluminium Alloys - Their Physical and Mechanical Properties, ICAA5*, Grenoble, France, 1996, 1765-1770
- [55] F. Jeglitsch, R. Ratzl: Strength and Toughness of High-Strength Al-Alloys, *Materials Science Forum*, **13-14** (1987) 157-173
- [56] S. Suresh, A. K. Vasudevan, M. Tosten, P. R. Howell: Microscopic and Macroscopic Aspects of Fracture in Lithium-Containing Aluminum Alloys, *Acta Metall.*, **35** (1987), 25-46
- [57] P. J. Uggowitzer, M. Diener: Bruchzähigkeit Moderner Aluminiumlegierungen, *Ergebnisse der Werkstoff-Forschung, Band 3, "Moderne Aluminiumlegierungen"*, 1990, 91-113
- [58] H.-J. Bargel, G. Schulze: *Werkstoffkunde*, 5., bearb. Auflage, 1988
- [59] A. K. Vasudevan, S. Suresh: Microstructural Effects on Quasi-Static Fracture Mechanisms in Al-Li Alloys: The Role of Crack Geometry, *Mat. Sci. and Eng.*, **72** (1985), 37-49
- [60] K. V. Jata, E. A. Starke, Jr.: Fatigue Crack Growth and Fracture Toughness Behavior of an Al-Li-Cu Alloy, *Met. Trans. A*, **17A** (1986), 1011-1026
- [61] G. T. Hahn, A. R. Rosenfield: Sources of Fracture Toughness: The Relation Between  $K_{Ic}$  and the Ordinary Tensile Properties of Metals, *Applications Related Phenomenon in Titanium Alloys, ASTM STP 432*, 1968, 5-32
- [62] P. C. McKeighan, B. M. Hillberry: Modeling the Fracture Behavior of Underaged Al-Li-X Alloys, *Proc. of the 3rd Int. Conf. on Aluminium Alloys*, Trondheim, Norway, 1992, 351-356
- [63] W. A. Cassada: Tough Aluminum Alloy Containing Copper and Magnesium, *Int. Patent No. PCT/US93/08069*, 1993
- [64] L. F. Mondolfo: *Aluminum Alloys: Structure and Properties*, 1976
- [65] J. T. Staley: Influencen of Microstructure on Fatigue and Fracture of Aluminium Alloys, *Aluminium*, **55** (1979), 277-281
- [66] ASM Handbook, Vol. 4 (Heat Treating): Heat Treating of Aluminum Alloys, 1990

- [67] S. P. Ringer, B. C. Muddle, I. J. Polmear: Effects of Cold Work on Precipitation in AlCuMg(Ag) and AlCuLi(MgAg) Alloys, *Met. and Mat. Trans. A*, **26A** (1995), 1659-1671
- [68] L. Eschbach: Optimierung von Gefüge und Mikrostruktur warmfester AlCuMgAg-Legierungen zum Ziel höchster mechanischer Eigenschaften, *Diplomarbeit am Institut für Metallforschung und Metallurgie der ETH Zürich*, 1994
- [69] O. Beffort, C. Solenthaler, M. O. Speidel: Improvement of Strength and Fracture Toughness of a Spray Deposited Al-Cu-Mg-Ag-Mn-Ti-Zr Alloy by Optimized Heat Treatments and Thermomechanical Treatments, *Mat. Sci. and Eng.*, **A191** (1995), 113-120
- [70] L. M. Rylands, H. Jones, W. M. Rainforth: A Comparative Study of the Long Term Stability to Coarsening at 200°C of selected High Strength Wrought Aluminium Alloys, *Light Weight Alloys for Aerospace Applications III, 124th TMS Annual Meeting*, LasVegas, Nevada, 1995, 129-141
- [71] S. Dermarkar, R. Mace, P. Lassince, D. Ferton, P. Sainfort: New Developments of Aluminium Products for Aerospace Applications, *Proc. 15th Int. Europ. Chapter Conf. of the Society for the Advancement of Material and Process Engineering*, Toulouse, France, 1994, 139-148
- [72] I. J. Polmear, G. Pons, H. Octor, C. Sanchez, A. Morton, W. Borbidge, S. Rogers: After Concorde: Evaluation of an AlCuMgAg Alloy for Use in the Proposed European SST, *Aluminium Alloys - Their Physical and Mechanical Properties*, ICAA5, Grenoble, France, 1996, 1759-1764
- [73] J. E. Hatch: *Aluminum: Properties and Physical Metallurgy*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1984, 367
- [74] I. J. Polmear: Microstructure and Mechanical Properties in Aluminium Alloys, *8. Int. Leichtmetalltagung*, Leoben-Wien, 1987, 589-598
- [75] M. O. Speidel: Stress Corrosion Cracking of Aluminum Alloys, *Met. Trans. A*, **6A** (1975), 631-651
- [76] M. O. Speidel: Bruchmechanik und Spannungsrisskorrosion, *Ergebnisse der Werkstoff-Forschung, Band 2, "Spannungsrisskorrosion von Stahl in Wasser"*, 1988, 1-26
- [77] N. J. H. Holroyd, A. K. Vasudevan, L. Christodoulou: Stress Corrosion of High-Strength Aluminum Alloys, *Treatise on Materials Science and Technology*, Vol. **31**, 1989, 463-483
- [78] R. Magdowski, M. O. Speidel: Spannungsrisskorrosion Moderner Aluminium-Legierungen, *Ergebnisse der Werkstoff-Forschung, Band 3, "Moderne Aluminiumlegierungen"*, 1990, 123-143
- [79] M. O. Speidel, R. Mächler, R. Magdowski: Stress Corrosion Cracking of Modern Aluminium Alloys, *Proc. of the 3rd Int. Conf. on Aluminium Alloys*, Trondheim, Norway, 1992, 461-466
- [80] E. O. Hall, *Proc. Phys. Soc.*, **B64**, 1951, 747
- [81] N. J. Petch, *J. Iron Steel Inst.*, **174**, 1953, 25

- [82] J. A. Wert: Thermomechanical Processing of Heat-Treatable Aluminum Alloys for Grain Size Control, Microstructural Control in Aluminum Alloys: Deformation, Recovery and Recrystallization, *TMS Annual Meeting*, New York, 1985, 67-94
- [83] E. A. Starke Jr.: Aluminium Alloys of the 70's: Scientific Solutions to Engineering Problems. An Invited Review, *Mat. Sci. and Eng.*, **29** (1977) 99-115
- [84] R. Ratzi, F. Jeglitsch, F. Kutner: Gefüge und Zähigkeiten in Höchstfesten AlZnMgCu-Legierungen, *8. Internationale Leichtmetalltagung*, Leoben-Wien, 1987, 637-643
- [85] E. Nes: Recrystallization in Alloys with Bimodal Particle Size Distribution, Recrystallization and Grain Growth of Multi-Phase and Particle Containing Materials, *1st Risø Intern. Symp. on Metallurgy and Materials Science*, 1980, 85-95
- [86] R. H. Harrington: The Effect of Single Addition Metals on the Recrystallization, Electrical Conductivity and Rupture Strength of Pure Aluminium, *Metallurgical Abstracts*, **16** (1948-49), 265
- [87] S. Kugasa: Recrystallization of Aluminium Alloys Containing Zirconium, *Metallurgical Abstracts*, **26** (1958-59), 675
- [88] P. Cotterill, P. R. Mould: *Recrystallization and Grain Growth in Metals*, 1976
- [89] W. Lacom, H. P. Degischer und F. Kutner: Die Zirkonausscheidung in AlZnMg(Cu)Zr und ihr Einfluss auf die Kalt- und Warmaushärtung, *8. Internationale Leichtmetalltagung*, Leoben-Wien, 1987, 419-422
- [90] E. Nes, W. B. Hutchinson: Texture and Grain Size Control During Processing of Metals, Materials Architecture, *10th Risø Intern. Symp. on Metallurgy and Materials Science*, 1989, 233-249
- [91] E. Nes, J. A. Wert: Modeling of Recrystallization in Alloys with a Bimodal Particle Distribution, *Scr. Met.*, **18** (1984), 1433-1438
- [92] J. A. Wert, L. K. Austin: Modeling of Thermomechanical Processing of Heat-Treatable Aluminium Alloys, *Met. Trans. A*, **19A** (1988), 617-625
- [93] D. J. Lloyd: The Influence of Particles and Deformation Structure on Recrystallization, *Microstructural Control in Aluminum Alloys: Deformation, Recovery and Recrystallization*, *TMS Annual Meeting*, New York, 1985, 45-66
- [94] E. Nes: Grain Size and Texture Control in Commercial Aluminium Alloys, *Microstructural Control in Aluminum Alloys: Deformation, Recovery and Recrystallization*, *TMS Annual Meeting*, New York, 1985, 95-108
- [95] C. S. Smith, *Trans. AIME*, **175** (1948), 15-48
- [96] E. Nes, N. Ryum, O. Hunderi: On The Zener Drag, *Acta Metall.*, **33** (1985), 11-22
- [97] M. A. Zaidi, J. A. Wert: Thermomechanical Processing of Aluminum Alloys, *Treatise on Materials Science and Technology*, Vol. **31**, 1989, 137-170



- [98] F. J. Humphreys, M. Hatherly: *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, 1995
- [99] R. Mächler, L. Eschbach, C. Gerdes, C. Solenthaler, M. O. Speidel: High Strength Damage Tolerant AlCuMgAg Forging Alloy for Use at Elevated Temperatures, *Aluminium Alloys - Their Physical and Mechanical Properties*, ICAA5, Grenoble, France, 1996, 1771-1776
- [100] R. Mächler: 5. Zwischenbericht zum BMBF-Forschungsprojekt: Herstellung von Leichtbauwerkstoffen für erhöhte mechanische und thermische Beanspruchungen durch Sprühkompaktieren, Inst. für Metallforschung, ETH Zürich, 1997
- [101] R. Mächler: 3. Zwischenbericht zum BMFT-Forschungsprojekt: Herstellung von Leichtbauwerkstoffen für erhöhte mechanische und thermische Beanspruchungen durch Sprühkompaktieren, Inst. für Metallforschung, ETH Zürich, 1996
- [102] M. O. Speidel, P. J. Uggowitzer, O. Beffort, L. Eschbach: New High Strength and Heat Resistant Aluminium-Based Alloys for Lightweight Construction and Transport, *Proc. 1st Swiss Conf. on Materials Research for Engineering Systems*, Sion, Switzerland, 1994, 106-111
- [103] G. Riontino, P. Mengucci, S. Abis: Precipitation Sequence in an AlCuMgAgZn Alloy, *Phil. Mag. A* 72 (1995), 765-782
- [104] S. Abis, P. Mengucci, G. Riontino: An Investigation on High Temperature Ageing of complex AlCuMgAgZn-Alloys, *4th Int. Conf. on Al. Alloys*, Atlanta, Georgia, 1994, 568-73
- [105] J. M. Van Orden, W. E. Krupp, E. Walden, J. T. Ryder: Effects of Purity on Fatigue and Fracture of 7XXX-T76511 Aluminum Extrusion, *J. Aircraft*, 16 (1979) 327-335 (Article No. 78-494)
- [106] L. N. Leschiner, V. G. Kovalyov: Effect of Fe and Si on the Properties and Structure of Al-Cu-Mg Alloys, *Key Eng. Materials*, 44-45 (1990) 299-310
- [107] S. Abis, P. Mengucci, G. Riontino: Influence of Si Additions on the Ageing Process of an AlCuMgAg Alloy, *Phil. Mag. A* 70 (1994), 851-868
- [108] S. Abis, C. Massa, P. Mengucci, G. Riontino: Investigation on Phase Transformations during Ageing in an AlCuMgAgZn Alloy, *Aluminium Alloys - Their Physical and Mechanical Properties*, ICAA5, Grenoble, France, 1996, 759-764
- [109] X. Gao, J. F. Nie, B. C. Muddle: Effect of Si Additions on the Precipitation Hardening Response in AlCuMg(Ag) Alloys, *Aluminium Alloys - Their Physical and Mechanical Properties*, ICAA5, Grenoble, France, 1996, 1251-1256
- [110] R. Stadler: The Examination of Mechanical Properties and Microstructure of AlCuMgAg-Alloys and the Influence of Mg Content on Elevated Temperature Capability, *Semesterarbeit am Institut für Metallforschung*, ETH Zürich, 1996

# ANHANG

## Anhang I: Resultate der grundlegenden Untersuchungen zum Aushärtungsverhalten (Kap. 3.1)

Raumtemperatureigenschaften in Längsrichtung von Legierung N211 (Al-5.2Cu-0.36Mg-0.40Ag-0.20Mn-0.45Zr) in verschiedenen Wärmebehandlungszuständen:

Wärmebehandlung	R <sub>p0.2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>g</sub> [%]	A <sub>5</sub> [%]	Härte [HB30]	K <sub>Jc</sub> [MPam <sup>0.5</sup> ]	n
<b>T4-Zustand</b>	372	517	17.9	21.1	135	91	0.214
+ 160°C / 8 h	406	537	14.6	18.4	143	89	0.182
+ 160°C / 14 h	439	529	9.7	14.7	153	70	0.135
+ 160°C / 24 h	466	526	7.0	12.4	151	56	0.103
+ 160°C / 48 h	463	519	5.7	11.9	151	40	0.099
+ 160°C / 96 h	454	510	5.0	10.6	148	44	0.102
+ 160°C / 192 h	434	496	5.3	11.5	145	39	0.112
+ 160°C / 480 h	407	474	5.7	11.8	138	43	0.123
+ 160°C / 1008 h	385	464	5.6	12.4	135	50	0.140
<b>T4-Zustand</b>	372	517	17.9	21.1	135	91	0.214
+ 180°C / 2 h	418	518	11.0	16.2	151	70	0.149
+ 180°C / 4 h	443	506	6.6	12.5			0.106
+ 180°C / 8 h	461	521	5.4	11.0	149	47	0.101
+ 180°C / 14 h	447	509	4.9	11.3			0.108
+ 180°C / 32 h	429	494	5.8	11.5	144	47	0.116
+ 180°C / 96 h	390	465	5.5	12.3			0.132
+ 180°C / 288 h	367	449	5.4	11.8	128	54	0.146
+ 180°C / 1008 h	313	405	6.3	13.1			0.171
<b>T3-Zustand</b>	483	558	9.9	13.1	155	51	0.122
+ 160°C / 4 h	475	542	10.1	14.9	151	54	0.123
+ 160°C / 8 h	507	551	6.8	12.8	160	38	0.092
+ 160°C / 14 h	521	548	5.7	12.1	163	33	0.077
+ 160°C / 32 h	514	543	5.8	12.0	161	33	0.079
+ 160°C / 72 h	501	534	5.2	12.1	157	36	0.084
+ 160°C / 192 h	468	513	5.5	12.3			0.097
+ 160°C / 480 h	428	486	5.4	12.0	145	39	0.113
+ 160°C / 1008 h	403	466	5.5	12.4			0.120

## Anhang II: Verwendete Daten für die Nährungsrechnungen in Kapitel 3.2.5

Leg.	Cu	Mg	Ti	Zr	Mn	Cr	V	Si	Wirk- summe R <sub>p0.2</sub>	R <sub>p0.2</sub>	Wirk- summe K <sub>Ic</sub>	K <sub>Ic</sub>
<b>N202 R514</b>	6.29	0.47	0.28	0.50	1.80	0.11	0.17	0.05	13.51	519	9.49	33
<b>N202 R513</b>	6.20	0.49	0.30	0.45	1.80	0.11	0.16	0.05	13.69	506		
<b>N203 R516</b>	5.00	0.49	0.29	0.46	0.57	0.11	0.13	0.05	11.16	488	7.17	64
<b>N203 R515</b>	5.00	0.48	0.29	0.50	0.56	0.11	0.20	0.05	11.15	461		
<b>N204 R517</b>	6.10	0.50	0.42	0.57	1.40	0.65	0.34	0.06	14.28	515		
<b>N209 R530</b>	5.10	0.45	0.37	0.57	1.30	0.51	0.34	0.07			9.07	40
<b>N210 R705</b>	5.30	0.40	-	0.15	0.20	-	-	0.03			5.82	100
<b>N211 R706</b>	5.20	0.36	-	0.45	0.20	-	-	0.03	7.92	432	6.96	78
<b>N212 R707</b>	6.30	0.40	-	0.18	1.50	-	-	0.03	10.60	463	8.24	46
<b>N213 R708</b>	5.00	0.37	0.40	0.17	0.22	-	-	0.03	10.61	463	6.25	79
<b>N230 R741</b>	6.20	0.80	-	0.52	0.25	-	-	0.05	12.05	493	7.93	58
<b>N231 R744</b>	6.50	0.85	-	0.51	1.00	-	-	0.02	13.45	491	8.77	42
<b>N232 R745</b>	3.95	0.80	-	0.50	0.41	-	-	0.02	9.96	452	5.64	97
<b>P 213</b>	4.60	0.38	0.32	0.16	0.27	-	-	0.03	9.77	460	5.73	109
<b>P213A</b>	4.70	0.38	0.32	0.09	0.24	-	-	0.03			5.52	95
<b>P 232</b>	3.80	0.85	-	0.56	0.41	-	-	0.37	10.16	482	7.08	70
<b>P 240</b>	4.90	0.27	0.32	0.13	0.21	-	-	0.30			7.04	83
<b>P 241</b>	4.90	0.41	0.32	0.13	0.21	-	-	0.25			6.70	73
<b>P241A</b>	4.70	0.45	0.33	0.10	0.20	-	-	0.10			5.75	88
<b>P 243</b>	4.90	0.29	-	0.37	0.21	-	-	0.05	7.14	442	6.50	81
<b>P 244</b>	4.90	0.27	0.17	0.29	0.22	-	-	0.04	8.20	438	6.43	79
<b>P 245</b>	3.70	0.33	-	0.47	0.39	-	-	0.04	6.40	379	5.8	92
<b>P246A</b>	3.80	0.29	0.36	0.27	0.21	-	-	0.03	8.56	460	5.28	102
<b>P246B</b>	4.00	0.29	0.35	0.28	0.21	-	-	0.04	8.73	438	5.48	105
<b>P246C</b>	4.20	0.30	0.34	0.27	0.21	-	-	0.03	8.93	431	5.60	100

### Anhang III: Resultate der Zugversuche zur Untersuchung der Temperaturstabilität

<b>P213 (36/94) T6X +</b>	<b>R<sub>p0.2</sub></b> <b>[MPa]</b>	<b>R<sub>m</sub></b> <b>[MPa]</b>	<b>A<sub>g</sub></b> <b>[%]</b>	<b>A<sub>5</sub></b> <b>[%]</b>	<b>Z</b> <b>[%]</b>
180°C/1000h L RT	374	455	5.7	11.6	
120°C/1000h L 120°C	402	437	4.9	15.3	37.3
150°C/1000h L 150°C	393	410	3.4	15.1	42.3
180°C/1000h L 180°C	318	335	3.2	18.4	46.4
210°C/1000h L 210°C	174	198	3.8	28.3	85.8

<b>P213A (260/95) T6X +</b>	<b>R<sub>p0.2</sub></b> <b>[MPa]</b>	<b>R<sub>m</sub></b> <b>[MPa]</b>	<b>A<sub>g</sub></b> <b>[%]</b>	<b>A<sub>5</sub></b> <b>[%]</b>	<b>Z</b> <b>[%]</b>
180°C/1000h L RT	329	402	6.2	12.6	41.5
120°C/1000h L 120°C	408	430	2.5	15.3	48.3
150°C/1000h L 150°C	377	390	3.7	14.1	50.7
180°C/1000h L 180°C	285	306	3.4	17.1	70.8
210°C/1000h L 210°C	183	216	4.0	20.1	86.0
250°C/1000h L 250°C	115	135	3.5	27.0	91.1

<b>P240 (1/95) T6X +</b>	<b>R<sub>p0.2</sub></b> <b>[MPa]</b>	<b>R<sub>m</sub></b> <b>[MPa]</b>	<b>A<sub>g</sub></b> <b>[%]</b>	<b>A<sub>5</sub></b> <b>[%]</b>	<b>Z</b> <b>[%]</b>
180°C/1000h L RT	337	423	6.4	8.7	
120°C/1000h L 120°C	417	435	3.1	6.3	14.5
150°C/1000h L 150°C	391	397	2.6	9.0	23.5
180°C/1000h L 180°C	304	326	3.2	10.9	42.1
210°C/1000h L 210°C	150	179	3.7	23.1	71.2

<b>P241</b> (4/95) T6X +	<b>R<sub>p0.2</sub></b> [MPa]	<b>R<sub>m</sub></b> [MPa]	<b>A<sub>g</sub></b> [%]	<b>A<sub>5</sub></b> [%]	<b>Z</b> [%]
180°C/1000h L RT	361	434	7.3	10.1	
120°C/1000h L 120°C	420	437	2.9	9.1	21.8
150°C/1000h L 150°C	391	400	3.1	10.3	27.9
180°C/1000h L 180°C	312	322	3.8	15.8	48.0
210°C/1000h L 210°C	145	168	3.5	22.6	78.6

<b>P241A</b> (256/95) T6X +	<b>R<sub>p0.2</sub></b> [MPa]	<b>R<sub>m</sub></b> [MPa]	<b>A<sub>g</sub></b> [%]	<b>A<sub>5</sub></b> [%]	<b>Z</b> [%]
180°C/1000h L RT	292	381	6.5	11.2	36.6
120°C/1000h L 120°C	405	421	3.2	9.4	39.0
150°C/1000h L 150°C	390	397	3.0	10.6	42.2
180°C/1000h L 180°C	264	290	3.9	16.2	69.9
210°C/1000h L 210°C	163	187	3.7	20.9	86.6
250°C/1000h L 250°C	136	147	2.9	21.9	89.2

<b>P243</b> (257/95) T6X +	<b>R<sub>p0.2</sub></b> [MPa]	<b>R<sub>m</sub></b> [MPa]	<b>A<sub>g</sub></b> [%]	<b>A<sub>5</sub></b> [%]	<b>Z</b> [%]
180°C/1000h L RT	338	432	6.9	12.4	
120°C/1000h L 120°C	412	454	6.6	19.6	40.5
150°C/1000h L 150°C	339	380	4.9	16.5	53.5
180°C/1000h L 180°C	281	310	4.9	20.4	62.8
210°C/1000h L 210°C	175	195	4.1	27.2	79.9

<b>P244 (258/95) T6X +</b>	<b>R<sub>p0.2</sub></b> <b>[MPa]</b>	<b>R<sub>m</sub></b> <b>[MPa]</b>	<b>A<sub>g</sub></b> <b>[%]</b>	<b>A<sub>5</sub></b> <b>[%]</b>	<b>Z</b> <b>[%]</b>
180°C/1000h L RT	343	441	6.2	11.8	
120°C/1000h L 120°C	418	459	6.3	17.1	40.3
150°C/1000h L 150°C	345	384	4.7	15.9	53.6
180°C/1000h L 180°C	293	322	4.3	19.7	68.4
210°C/1000h L 210°C	183	203	4.1	24.8	81.6

<b>P245 (259/95) T6X +</b>	<b>R<sub>p0.2</sub></b> <b>[MPa]</b>	<b>R<sub>m</sub></b> <b>[MPa]</b>	<b>A<sub>g</sub></b> <b>[%]</b>	<b>A<sub>5</sub></b> <b>[%]</b>	<b>Z</b> <b>[%]</b>
180°C/1000h L RT	262	349	6.7	15.8	59.0
120°C/1000h L 120°C	375	409	5.2	20.0	59.6
150°C/1000h L 150°C	316	346	5.0	20.9	63.7
180°C/1000h L 180°C	218	247	4.4	25.0	80.6
210°C/1000h L 210°C	133	157	4.2	41.3	92.0
250°C/1000h L 250°C	100	112	4.1	40.6	93.2

<b>P246A (505/95) T6X +</b>	<b>R<sub>p0.2</sub></b> <b>[MPa]</b>	<b>R<sub>m</sub></b> <b>[MPa]</b>	<b>A<sub>g</sub></b> <b>[%]</b>	<b>A<sub>5</sub></b> <b>[%]</b>	<b>Z</b> <b>[%]</b>
180°C/1000h L RT	313	402	6.5	14.0	54.1
250°C/1000h L RT	167	281	10.0	18.3	55.5
120°C/1000h L 120°C	434	464	5.7	18.3	58.4
150°C/1000h L 150°C	373	402	4.4	21.1	68.0
180°C/1000h L 180°C	264	290	4.8	23.9	81.5
210°C/1000h L 210°C	161	184	4.3	33.5	91.8
250°C/1000h L 250°C	127	140	3.8	38.2	93.8

# LEBENS LAUF

## Angaben zur Person

Name	Eschbach Lukas
Geburtsdatum, -ort	14. Dezember 1968, Aarberg (BE)
Bürgerort	Basel (BS), Schweiz
Zivilstand	Verheiratet mit Renate Eschbach-Weyrich
Kinder	Anja Rahel, geboren am 2. August 1996

## Ausbildung

1975-1980	Primarschule in Lausanne (VD) und Wabern (BE)
1980-1982	Sekundarschule in Wabern (BE)
1982-1988	Gymnasium in Köniz (BE) und Zürich
1988	Matura Typus C, Kantonsschule Rämibühl Zürich
1989-1994	Studium an der Eidgenössischen Technischen Hochschule Zürich, Abteilung für Werkstoffe
1994	Diplom als Werkstoffingenieur ETH
1994-1997	Doktorand am Institut für Metallforschung, ETH Zürich, Prof. Dr. M. O. Speidel

## Praktische Tätigkeiten

10.1988-01.1989	Laborpraktikum, Meynadier AG, Zürich Altstetten, Bauchemie F+E
07.1989-08.1989	Werkstattgrundkurs bei ABB, Baden
10.1991-02.1993	Hilfsassistent am Inst. für Mechanik, ETH Zürich, Prof. Dr. M. B. Sayir
03.1993-04.1993	Praktikum bei ABB Kraftwerke, Baden, Abt. KWRM.M, Metallographielabor
08.1994-09.1997	Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Metallforschung, ETH Zürich, Prof. Dr. M. O. Speidel

<b>Sprachkenntnisse</b>	Deutsch, Englisch, Französisch
-------------------------	--------------------------------

## Veröffentlichungen

M. O. Speidel, P. J. Uggowitzer, O. Beffort, L. Eschbach: New High Strength and Heat Resistant Aluminium-Based Alloys for Lightweight Construction and Transport, *Proc. 1st Swiss Conf. on Materials Research for Engineering Systems*, Sion, Switzerland, 1994, 106-111

R. Mächler, L. Eschbach, C. Gerdes, C. Solenthaler, M. O. Speidel: High Strength Damage Tolerant AlCuMgAg Forging Alloy for Use at Elevated Temperatures, *Aluminium Alloys - Their Physical and Mechanical Properties*, ICAA5, Grenoble, France, July 1-5, 1996, *Mater. Sci. Forum*, Vols. 217-222 (1996), 1771-1776

L. Eschbach, R. Mächler, C. Solenthaler, P. J. Uggowitzer, M. O. Speidel: Development of Spray-Formed AlCuMgAg-Alloys for Use at Elevated Temperature, *Proc. 5th Int. Conf. Adv. Particulate Mater. & Processes*, West Palm Beach, Florida, April 7-9, 1997, im Druck

L. Eschbach, P. J. Uggowitzer, M. O. Speidel: Effect of Recrystallisation and Grain size on the Mechanical Properties of Spray Formed AlCuMgAg-Alloys, *Mater. Sci. Eng. A*, 1997, in Vorbereitung

L. Eschbach, C. Solenthaler, P. J. Uggowitzer, M. O. Speidel: Strength and Fracture Toughness of Spray Formed AlCuMgAg-Alloys, *Mater. Sci. Technol.*, 1997, in Vorbereitung

Zürich, im September 1997