

(12) NACH DEM VERTRAG ÜBER DIE INTERNATIONALE ZUSAMMENARBEIT AUF DEM GEBIET DES
PATENTWESENS (PCT) VERÖFFENTLICHTE INTERNATIONALE ANMELDUNG

(19) Weltorganisation für geistiges Eigentum
Internationales Büro



(43) Internationales Veröffentlichungsdatum
14. Mai 2009 (14.05.2009)

PCT

(10) Internationale Veröffentlichungsnummer
WO 2009/059591 A2

(51) Internationale Patentklassifikation:
B62D 21/11 (2006.01) **C22C 21/02** (2006.01)

(21) Internationales Aktenzeichen: PCT/DE2008/001816

(22) Internationales Anmeldedatum:
5. November 2008 (05.11.2008)

(25) Einreichungssprache: Deutsch

(26) Veröffentlichungssprache: Deutsch

(30) Angaben zur Priorität:
10 2007 053 159.3
8. November 2007 (08.11.2007) DE
10 2007 063 319.1
28. Dezember 2007 (28.12.2007) DE
10 2008 021 792.1 30. April 2008 (30.04.2008) DE
10 2008 050 886.1 9. Oktober 2008 (09.10.2008) DE

(71) Anmelder (für alle Bestimmungsstaaten mit Ausnahme von
US): **KSM CASTINGS GMBH** [DE/DE]; Cheruskerring
38, 31137 Hildesheim (DE).

(72) Erfinder; und

(75) Erfinder/Anmelder (nur für US): **BUSCHJOHANN, Thomas** [DE/DE]; Oststrasse 25, 31171 Nordstemmen (DE). **KAUERT, Heiko** [DE/DE]; Eberescherring 33, 15827 Blankenfelde (DE). **EICKMANN, Jürgen** [DE/DE]; Grenzweg 3, 31174 Schellerten (DE). **HENNINGS, Andreas** [DE/DE]; Rote-Haag-Weg 34, 52076 Aachen (DE). **BÜHRIG-POLACZEK, Andreas** [DE/DE]; Schwevierstrasse 41, 52066 Aachen (DE). **WÜRKER, Lars** [DE/DE]; Thüringsberg 12, 42897 Remscheid (DE). **GREVEN, Klaus** [DE/DE]; Vogelbrink 12, 31141 Hildesheim (DE).

(74) Anwälte: **THÖMEN, Uwe** usw.; Zeppelinstr. 5, 30175 Hannover (DE).

[Fortsetzung auf der nächsten Seite]

(54) Title: FRONT AXLE CARRIER FOR MOTOR VEHICLES

(54) Bezeichnung: VORDERACHSTRÄGER FÜR KRAFTFAHRZEUGE

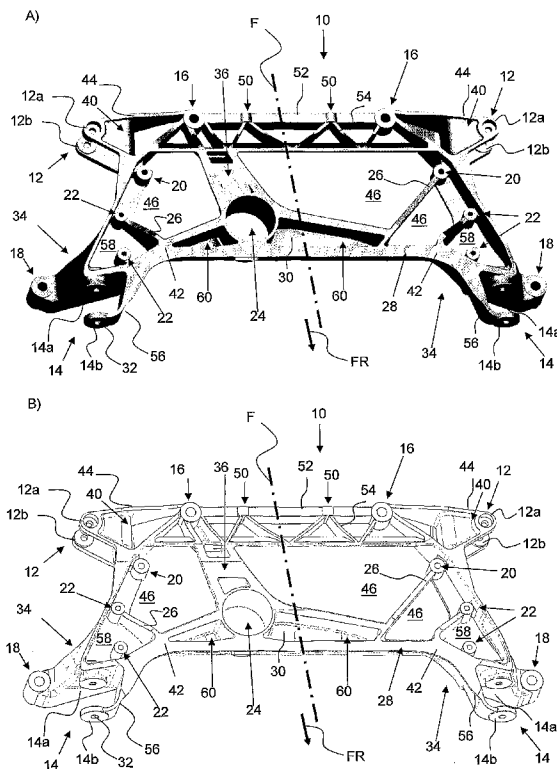


FIG. 2

(57) Abstract: The invention relates to a front axle carrier for motor vehicles.

(57) Zusammenfassung: Die Erfindung bezieht sich auf einen Vorderachsträger für Kraftfahrzeuge.

WO 2009/059591 A2



(81) **Bestimmungsstaaten** (soweit nicht anders angegeben, für jede verfügbare nationale Schutzrechtsart): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RS, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

(84) **Bestimmungsstaaten** (soweit nicht anders angegeben, für jede verfügbare regionale Schutzrechtsart): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG,

ZM, ZW), eurasisches (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), europäisches (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MT, NL, NO, PL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

Erklärung gemäß Regel 4.17:

— hinsichtlich der Berechtigung des Anmelders, ein Patent zu beantragen und zu erhalten (Regel 4.17 Ziffer ii)

Veröffentlicht:

— ohne internationalen Recherchenbericht und erneut zu veröffentlichen nach Erhalt des Berichts

Vorderachsträger für Kraftfahrzeuge

Die Erfindung betrifft einen Vorderachsträger für Kraftfahrzeuge.

Solche Träger, die auch als Schemel, Rahmen oder Hilfsrahmen bezeichnet werden, werden, nachdem sie mit Aggregaten bzw. Hilfsaggregaten versehen sind, als vormontierte Einheiten oder Module an Fahrzeugaufbauten, zum Beispiel an der Karosserie und/ oder an Längsträgern eines Fahrzeuges befestigt.

Ein Vorderachsträger ist beispielsweise in der WO 2007/031060 A1 offenbart, die auf den gleichen Anmelder zurückgeht.

Ausgehend von diesem Stand der Technik liegt der Erfindung die Aufgabe zugrunde, einen Vorderachsträger der eingangs genannten Art im Hinblick auf Gewicht und Kosten weiter zu optimieren, ohne dass sich die Optimierung am Vorderachsträger nachteilig auf die Fahrwerkskinematik auswirkt. Vorzugsweise soll die Fahrwerkskinematik verbessert werden.

Der Erfindung liegt hierbei weiterhin die Aufgabe zugrunde, einen Vorderachsträger der eingangs genannten Art bereitzustellen, welcher eine verbesserte Steifigkeit, insbesondere in Querrichtung, aufweist, um die am Vorderachsträger angreifenden hohen statischen als auch dynamischen Kräfte abzufangen. Zudem soll ein solcher Vorderachsträger besonders biege- und verwindungssteif ausgebildet sein.

Eine weitere Aufgabe der Erfindung besteht hierbei darin, einen solchen Vorderachsträger bereitzustellen, welcher eine besonders hohe Festigkeit aufweist und

große Dauerbelastungen, insbesondere auch an dessen Anbindungs- bzw. Anschlussstellen oder Aufnahmen bzw. Ausnehmungen, aushält.

Eine weitere Aufgabe besteht hierbei darin, einen Vorderachsträger der eingangs genannten Art bereitzustellen, der im Fahrbetrieb auftretende Feder- bzw. Dämpferkräfte sowie Zug- und Druckschläge optimal aufnimmt bzw. abfängt.

Der Erfindung liegt hierbei weiterhin die Aufgabe zugrunde, einen Vorderachsträger der eingangs genannten Art bereitzustellen, welcher möglichst viele zum Fahrwerk und/oder Antrieb zugehörige Teile, welche aus Montage-, Karosseriebelastungs-, Komfort- und Steifigkeitsanforderungen her nicht unmittelbar am Karosserieaufbau befestigt werden, aufnimmt. Insbesondere soll ein gattungsgemäßer Vorderachsträger bereitgestellt werden, der besonders einfach die Vormontage und die Voreinstellung bzw. Justierung dieser Teile in einem Modul ermöglicht und dann besonders einfach am Karosserieaufbau befestigt werden kann. Insbesondere soll auch die Wartung, Reparatur, Montage und Demontage dieser Teile erleichtert werden. Zudem soll ein Vorderachsträger der eingangs genannten Art bereitgestellt werden, der nur wenig Bauraum im Kraftfahrzeug in Anspruch nimmt.

Eine weitere Aufgabe der Erfindung besteht hierbei darin, einen gattungsgemäßen Vorderachsträger bereitzustellen, welcher die Weiterleitung von Geräuschen und von Schwingungen, insbesondere von Aggregatschwingungen, besser dämpft. Zudem soll er die Anforderungen an die Eigenfrequenz erfüllen. Außerdem soll ein solcher Vorderachsträger bereitgestellt werden, der ein optimiertes Verhalten im Crashfall zeigt.

Diese Aufgabe wird bei einem Vorderachsträger der eingangs genannten Art durch den Anspruch 1 gelöst. Weiterbildungen und vorteilhafte Ausgestaltungen der Erfindung ergeben sich aus den übrigen Ansprüchen.

Die Lösung sieht einen Vorderachsträger für Kraftfahrzeuge vor, bei dem jeweils zwei in Fahrzeuglängsrichtung voneinander beabstandete Aufnahmen für die Lagerstellen zur Schwenklagerung je eines von zwei Radführungsgliedern, wie Quer- bzw. Dreieckslenker; und Aufnahmen zur Befestigung des Vorderachsträgers als vorgefertigte Einheit mitsamt vormontierten Aggregaten am Fahrzeugaufbau vorgesehen sind, sowie wenigstens einzelne der nachfolgend angeführten Aufnahmen für

- die Befestigung des Lenkgetriebes
- die Befestigung des Stabilisators
- die Lagerung einer Pendelstütze

und der Vorderachsträger als mit diesen Aufnahmen einstückiges und diese untereinander verbindendes Bauteil hergestellt ist.

Zweckmäßigerweise ist vorgesehen, dass die Aufnahmen derart miteinander verbunden sind, dass im Vorderachsträger gewichtsreduzierende Aussparungen in Form von Durchbrüchen und/oder einseitig offenen Aushöhlungen verbleiben, ohne dass die Fahrwerkskinematik nachteilig beeinflusst wird.

Weiterhin ist vorgesehen, dass wenigstens einzelne der Aufnahmen wenigstens teilweise über stabförmige und/oder flächenförmige Verbindungselemente im Vorderachsträger integriert und/oder miteinander verbunden sind.

Weiterhin ist vorgesehen, dass wenigstens einzelne der Aufnahmen wenigstens teilweise über offenprofilförmige Verbindungselemente, insbesondere solche mit im Wesentlichen T-, U-, V-, L-, X-, Y-, S-, Z- und/oder Doppel-T-förmigen Querschnitt, integriert und/oder miteinander verbunden sind.

Eine Weiterbildung der Erfindung sieht vor, dass die offenprofilförmigen Verbindungselemente verschieden, vorzugsweise horizontal oder vertikal, ausgerichtet sind.

Zweckmäßigerweise ist vorgesehen, dass einzelne Schenkel der offenprofilförmigen Verbindungselemente als Verstärkungsrippen ausgelegt sind.

Vorzugsweise weisen die Verbindungselemente zusätzliche Verstärkungsrippen, -gurte, -sicken, -wulste, -stege und/oder -durchbrüche auf.

Eine vorteilhafte Ausgestaltung der Erfindung sieht vor, dass die in Fahrtrichtung hintere Aufnahme zur Lagerung jedes der Radführungsglieder zumindest annähernd vertikal zur Fahrzeuglängsachse beabstandete Aufnahmeglieder besitzt, zur umfangreichen Halterung des in Fahrtrichtung hinteren Lagers am Radführungsglied, wobei die Aufnahmeglieder über eine U-förmige Lasche miteinander verbunden und im Vorderachsträger integriert sind.

Vorteilhaft ist vorgesehen, dass die Lasche wenigstens teilweise, vorzugsweise auf ihrer Außenseite, einen verstärkten Rand aufweist.

Weiterhin ist vorgesehen, dass die Lasche über wenigstens ein Verbindungselement mit einer ersten Aufnahme für Befestigungsmittel zur Festlegung des Vorderachsträgers am Fahrzeugaufbau verbunden ist.

Weiterhin ist vorteilhaft vorgesehen, dass die Laschen mit den ersten Aufnahmen sowie die ersten Aufnahmen untereinander über ein einziges stabförmiges oder offenprofilförmiges Verbindungselement verbunden sind, wobei das offenprofilförmige Verbindungselement vorzugsweise einen U-förmigen Querschnitt hat.

Eine Weiterbildung der Erfindung sieht vor, dass an dem die ersten Aufnahmen untereinander verbindenden Verbindungselement, vorzugsweise auf der entgegen der Fahrtrichtung weisenden Seite, wenigstens eine, vorzugsweise zwei Aufnahmen für Befestigungsmittel zur Festlegung der Abgasanlage vorgesehen sind.

Eine vorteilhafte Ausgestaltung der Erfindung sieht vor, dass die Aufnahmen für Befestigungsmittel zur Festlegung der Abgasanlage und/oder die ersten Aufnahmen in und/oder an der entgegen der Fahrtrichtung weisenden Seitenwand, die durch einen der Schenkel des U-förmigen Verbindungselement gebildet ist, und/oder an und/oder in einer daran anschließenden flächigen Verstärkungslippe integriert sind .

Zweckmäßigerweise ist vorgesehen, dass das die ersten Aufnahmen untereinander verbindende Verbindungselement in und/oder entgegen der Fahrtrichtung an seiner Unterseite eine flächige, im Wesentlichen horizontal angeordnete Verstärkungslippe aufweist.

Vorteilhaft ist vorgesehen, dass innerhalb des die Aufnahmen, Laschen und/oder ersten Aufnahmen verbindenden profilförmigen Verbindungselements Verstärkungsrippen vorgesehen sind, die vorzugsweise gerade oder zickzackförmig von einer Seitenwand zur anderen Seitenwand und/oder vorzugsweise von den in und/oder an der einen Seitenwand angeordneten Aufnahmen vorzugsweise schräggestellt und/oder vorzugsweise gegenläufig zur gegenüberliegenden Seitenwand führen.

Weiterhin ist vorgesehen, dass die die Aufnahmeglieder verbindende Lasche über ein Verbindungselement mit der in Fahrtrichtung angeordneten Aufnahme für die Befestigung des Lenkgetriebes verbunden ist.

Eine Weiterbildung der Erfindung sieht vor, dass die Aufnahme für die Befestigung des Lenkgetriebes über ein vorzugsweise zumindest teilweise stabförmiges Verbindungselement mit der in Fahrtrichtung angeordneten zweiten Aufnahme zur Befestigung des Vorderachsträgers am Fahrzeugaufbau verbunden ist, welche ihrerseits vorzugsweise in einem Ausleger integriert unmittelbar mit der in Fahrtrichtung vorderen Aufnahme zur Lagerung jedes der Radführungsglieder verbunden ist.

Vorzugsweise ist an dem die Aufnahme für die Befestigung des Lenkgetriebes mit der zweiten Aufnahme bzw. dem Ausleger verbindenden Verbindungselement eine der Aufnahmen für die Befestigung des Stabilisators angebunden.

Weiterhin ist vorgesehen, dass die in Fahrtrichtung vordere Aufnahme zur Lagerung jedes der Radführungsglieder zwei zumindest annähernd in Fahrzeuglängsachse beabstandete Aufnahmeglieder besitzt, zur U-förmig umgreifenden Halterung des in Fahrtrichtung vorderen Lagers am Radführungsglied, wobei das eine Aufnahmeglied vorzugsweise unmittelbar an den Ausleger der Aufnahme anschließt und das andere Aufnahmeglied innerhalb des kurzen Schenkels einer L-förmigen Lasche, die mit ihrem nicht das Aufnahmeglied aufweisenden Ende vorzugsweise an den Ausleger anschließt, integriert ist.

Vorzugsweise weist die Lasche wenigstens teilweise, vorzugsweise auf ihrer Außenseite, einen verstärkten Rand auf.

Weiterhin ist vorgesehen, dass der Ausleger eine Aussparung aufweist, die einseitig oder beidseitig eingebracht ist.

Weiterhin ist vorgesehen, dass der Ausleger eine durchgehende Aussparung aufweist.

Eine vorteilhafte Ausgestaltung der Erfindung sieht vor, dass innerhalb der Aussparung eine Aufnahme für die Befestigung des Stabilisators vorgesehen ist, die bei einer durchgehenden Aushöhlung vorzugsweise über einen Steg an die Innenwand des Auslegers angeschlossen ist oder bei einer nicht durchgehenden Aushöhlung in der verbleibenden Fläche integriert und vorzugsweise an der Innenwand des Auslegers direkt angeordnet und/oder vorzugsweise mit wenigstens einer Versteifungsrippe versehen mit der oder den Innenwänden oder Versteifungsflächen des Auslegers verbunden ist.

Vorteilhaft ist vorgesehen, dass der Vorderachsträger in Querrichtung ein die Ausleger verbindendes Versteifungselement aufweist, in dem oder an dem die Aufnahme für die Lagerung der Pendelstütze angeordnet ist.

Weiterhin ist vorgesehen, dass das Versteifungselement stabförmig ausgebildet ist.

Zweckmäßig ist es, wenn das Versteifungselement offenprofilförmig, insbesondere mit im Wesentlichen T-, U-, V-, oder L-förmigen Querschnitt ausgebildet ist, wobei vorzugsweise die Kanten und Ränder des Versteifungselements verstärkt sind. Vorzugsweise weist das Versteifungselement im Bereich der Aufnahme für die Lagerung der Pendelstütze wenigstens eine, vorzugsweise zwei, nämlich jeweils eine zur jeder Seite der Aufnahme und mit dieser verbundene versteifende Schrägfläche auf, die vorzugsweise von einer im Wesentlichen horizontal angeordneten Teilfläche des Versteifungselements entgegengesetzt zur Fahrrichtung nach unten abfällt.

Weiterhin ist vorgesehen, dass an dem Versteifungselement auf der in und/oder entgegengesetzt der Fahrtrichtung weisenden Seite eine oder mehrere horizontal angeordnete, flächige Verstärkungslippen angeordnet sind.

Vorzugsweise ist die horizontal angeordnete Verstärkungslippe eben ausgebildet.

Weiterhin ist vorgesehen, dass die horizontal angeordnete Verstärkungslippe in einer Ebene unterhalb der in den Aufnahmegliedern vorgesehenen Bohrungen angeordnet ist.

Vorteilhaft ist vorgesehen, dass eine der Aufnahmen für die Befestigung des Lenkgetriebes über ein vorzugsweise stabförmiges Verbindungselement mit dem Versteifungselement verbunden ist.

Vorzugsweise bildet die erste Aufnahme zur Befestigung des Vorderachsträgers am Fahrzeugaufbau das hintere Ende des Vorderachsträgers.

Weiterhin ist vorgesehen, dass die Aufnahme für die Lagerung der Pendelstütze ein in Richtung einer der ersten Aufnahmen verlaufendes Verbindungselement aufweist und mit dieser direkt oder indirekt verbunden ist.

Eine zweckmäßige Ausgestaltung der Erfindung sieht vor, dass die Aufnahme für die Lagerung der Pendelstütze über ein Verbindungselement mit einer der Aufnahmen für die Befestigung des Lenkgetriebes verbunden ist.

Vorteilhaft weist das Versteifungselement an den zu den Auslegern führende Enden Knotenpunkte auf, in denen wenigstens einzelne, vorzugsweise mehrere vorzugsweise stabförmige Verbindungselemente zusammenlaufen.

Vorzugsweise ist der Vorderachsträger aus Leichtmetall, vorzugsweise aus einer Aluminium-Legierung, hergestellt.

Eine vorteilhafte Ausgestaltung der Erfindung sieht vor, dass das Bauteil in einem Leichtmetall-, vorzugsweise Aluminiumgussverfahren, besonders bevorzugt im Kokillengussverfahren, hergestellt ist.

Weiterhin ist vorgesehen, dass die Fläche der durch die Verbindungselemente begrenzten Aussparungen in Draufsicht auf den Vorderachsträger größer ist als die in Draufsicht auf den Vorderachsträger nicht durchgängige Fläche des Vorderachsträgers.

Vorzugsweise weist der Vorderachsträger zwei Aufnahmen für die Befestigung des Lenkgetriebes auf.

Zweckmäßigerweise ist vorgesehen, dass die Aufnahmen für die Befestigung des Lenkgetriebes und/oder die Aufnahmen für die Befestigung des Stabilisators an die stabförmigen Verbindungselemente über Stege angebunden sind.

Eine bevorzugte Ausgestaltung der Erfindung sieht vor, dass wenigstens einzelne der Aufnahmen über stabförmige Verbindungselemente fachwerkartig im Vorderachsträger integriert sind.

Dadurch wird zum einen Material und mithin Gewicht am Fahrzeug selbst sowie Kraftstoff eingespart, zum andern lassen sich dadurch aber auch die Transportkosten und die gefederten Massen verringern.

Die stabförmigen Verbindungselemente, die quasi materiallose Fächer begrenzen, sorgen hierbei für die erforderliche Steifigkeit ohne nachteiligen Einfluss auf die Fahrwerkskinematik. Insofern können die stabförmigen Verbindungselemente auch als stabförmige Versteifungselemente bezeichnet werden.

Wenn im Rahmen der vorliegenden Erfindung von Aufnahmen gesprochen wird, so sind damit auch Ausnehmungen umfasst.

Eine Weiterbildung der Erfindung sieht vor, dass zwei, vorzugsweise vier, besonders bevorzugt sechs, weiter besonders bevorzugt acht, weiter besonders bevorzugt zehn der Aufnahmen über stabförmige Verbindungselemente fachwerkartig im Vorderachsträger integriert, vorzugsweise direkt miteinander verbunden sind.

Dadurch lässt vorteilhaft weiter Gewicht einsparen, wobei die erforderliche Steifigkeit des Vorderachsträgers erhalten bleibt. Durch eine derartige Ausgestaltung sind optimale Festigkeitswerte bei geringstmöglichem Materialeinsatz zu verwirklichen.

Vorteilhaft ist vorgesehen, dass die in Fahrtrichtung hintere Aufnahme zur Lagerung jedes der Radführungsglieder zumindest annähernd vertikal zur Fahrzeuglängsachse beabstandete Aufnahmeglieder besitzt, zur umgreifenden Halterung des in Fahrtrichtung hinteren Lagers am Radführungsglied, wobei vorzugsweise jedes Aufnahmeglied über wenigstens ein, vorzugsweise über wenigstens zwei stabförmige Verbindungselemente im Vorderachsträger integriert ist. Eine derartige materialarme Aufnahme erfüllt ihre Aufgabe ohne negativen Einfluss auf die erforderliche Integration im Vorderachsträger.

Vorzugsweise ist wenigstens ein, vorzugsweise jedes Aufnahmeglied über ein stabförmiges Verbindungselemente mit einer ersten Aufnahme für Befestigungsmittel zur Festlegung des Vorderachsträgers am Fahrzeugaufbau verbunden ist.

Eine vorteilhafte Ausgestaltung der Erfindung sieht vor, dass wenigstens ein Aufnahmeglied über ein stabförmiges Verbindungselement mit der in Fahrtrichtung vorderen Aufnahme zur Lagerung jedes der Radführungsglieder verbunden ist,

wobei das stabförmige Verbindungselement vorzugsweise annähernd in Fahrzeuglängsrichtung verläuft.

Zweckmäßigerweise ist vorgesehen, dass die in Fahrtrichtung vordere Aufnahme zur Lagerung jedes der Radführungsglieder zwei zumindest annähernd in Fahrzeuglängsachse beabstandete Aufnahmeglieder besitzt, zur U-förmig umgreifenden Halterung des in Fahrtrichtung vorderen Lagers am Radführungsglied.

Der Vorderachsträger weist vorteilhaft in Querrichtung zwischen den in Fahrtrichtung vorderen Aufnahmen zur Lagerung jedes der Radführungsglieder wenigstens ein Versteifungselement, vorzugsweise in Form eines horizontal angeordneten Flächenelements, auf.

Ein derartiges Versteifungselement nimmt die in Querrichtung auf die vorgenannten Aufnahmen wirkenden Kräfte auf. Dadurch, dass das Versteifungselement flächig ausgebildet ist, wird zudem die Steifigkeit des in Fahrtrichtung vorderen Aufnahmegliedes der vorgenannten Aufnahme bei geringst möglichem Materialeinsatz erhöht. Zudem kann ein derartiges Versteifungselement derart angeordnet sein, dass andere Aggregate, insbesondere Motor und Getriebe, dicht am Vorderachsträger positioniert werden können. Es ist so weniger Bauraum erforderlich.

Das horizontal angeordnete Flächenelement ist vorzugsweise eben ausgebildet. Der in Fahrtrichtung weisende Rand des Flächenelements kann zusätzlich oder alternativ eine halbovalförmige Einbuchtung aufweisen.

Weiterhin ist vorgesehen, dass das horizontal angeordnete Flächenelement in einer Ebene unterhalb der in den Aufnahmegliedern vorgesehenen Bohrungen angeordnet ist.

Aggregate, insbesondere Motor und Getriebe, lassen sich so sehr dicht am Vorderachsträger positionieren, so dass weniger Bauraum im Fahrzeug erforderlich ist.

Vorzugsweise ist eine erste Aufnahme zur Befestigung des Vorderachsträgers am Fahrzeugaufbau vorgesehen, welche das in Fahrtrichtung hintere Ende des Vorderachsträgers bildet.

Vorzugsweise ist eine zweite Aufnahme zur Befestigung des Vorderachsträgers am Fahrzeugaufbau vorgesehen, welche in einen Ausleger integriert im unmittelbaren Bereich der in Fahrtrichtung vorderen Aufnahme angeordnet ist.

Der Vorderachsträger weist vorteilhaft ein annähernd zentrales, an die Aufnahme für die Lagerung der Pendelstütze zumindest teilweise anschließendes und entgegengesetzt der Fahrtrichtung sich aufweitendes flächiges Versteifungselement auf.

Durch eine derartige Ausgestaltung sind optimale Festigkeitswerte bei geringstmöglichem Materialeinsatz zu verwirklichen, wobei eine derartige Ausgestaltung insbesondere vertikalen Schwingungen entgegenwirkt.

Vorzugsweise ist das flächige Versteifungselement wenigstens teilweise von Verstärkungsrippen begrenzt.

Weiterhin ist vorgesehen, dass das flächige Versteifungselement zum entgegengesetzt der Fahrtrichtung hinteren Rand hin eine Art Wulst bildet, die auf Unterseite hohl ausgebildet ist und einen V-Querschnitt besitzt.

Durch eine derartige Ausgestaltung sind optimale Festigkeitswerte bei geringstmöglichem Materialeinsatz zu verwirklichen

Das flächige Versteifungselement weist vorteilhaft am entgegengesetzt der Fahrtrichtung hinteren Rand Knotenpunkte auf, in denen wenigstens einzelne, vorzugsweise mehre stabförmige Verbindungselemente zusammenlaufen.

Eine vorteilhafte Ausgestaltung der Erfindung sieht vor, dass die erste Aufnahme zur Befestigung des Vorderachsträgers am Fahrzeugaufbau über wenigstens ein stabförmiges Verbindungselement mit dem flächigen Versteifungselement verbunden ist.

Weiterhin ist es vorteilhaft, dass auf dem flächigen Versteifungselement wenigstens eine Verstärkungsrippe vorgesehen ist, die vorzugsweise in Fahrzeuglängsrichtung wenigstens teilweise zwischen dem hinteren Rand des flächigen Versteifungselements und der Aufnahme für die Lagerung der Pendelstütze angeordnet ist.

Vorteilhaft ist der Vorderachsträger aus Leichtmetall, vorzugsweise aus einer Aluminium-Legierung, hergestellt. Weiterhin kann es vorteilhaft sein, wenn das Bauteil in einem Aluminiumgussverfahren, vorzugsweise im Kippkokillengussverfahren, hergestellt ist.

Eine vorteilhafte Ausgestaltung sieht vor, dass die Fläche der durch die stabförmigen Verbindungselemente begrenzten Fächer in Draufsicht auf den Vorderachsträger größer ist als die in Draufsicht auf den Vorderachsträger nicht durchgängige Fläche des Vorderachsträgers, vorzugsweise zumindest größer ist als die in Draufsicht auf den Vorderachsträger nicht durchgängige Fläche des Versteifungselements.

Weiterhin ist es vorteilhaft, wenn der Vorderachsträger nur noch zwei Aufnahmen für die Befestigung des Lenkgetriebes aufweist.

Gemäß einer Weiterbildung ist vorgesehen, dass die Aufnahmen für die Befestigung des Lenkgetriebes und/oder die Aufnahmen für die Befestigung des Stabilisators über Stege an die stabförmigen Verbindungselemente angebunden sind.

Vorzugsweise besteht der erfindungsgemäße Vorderachsträger aus einer Al-Gusslegierung, wie sie in der WO 2007/025528 A2 offenbart ist. Der Offenbarungsgehalt dieser Veröffentlichung wird durch ausdrücklichen Verweis als zum Gegenstand der vorliegenden Anmeldung gehörig in dieser aufgenommen.

Bevorzugt besteht der Vorderachsträger aus einer Al-Gusslegierung, die mindestens fünf der nachfolgend angeführten Legierungsbestandteile

Si:	2,5 bis 3,3, vorzugsweise 2,7 bis 3,1 Gew.-%
Mg:	0,2 bis 0,7, vorzugsweise 0,3 bis 0,6 Gew.-%
Fe:	< 0,18, vorzugsweise 0,05 bis 0,16 Gew.-%
Mn:	< 0,5, vorzugsweise 0,05 bis 0,4 Gew.-%
Ti:	< 0,1, vorzugsweise 0,01 bis 0,08 Gew.-%
Sr:	< 0,03, vorzugsweise 0,01 bis 0,03 Gew.-%
Sonstige:	< 0,1 Gew.-%

und zusätzlich Cr in einer die Festigkeit der Legierung steigernden Menge als weiteren Legierungsbestandteil enthält, jeweils zu 100 Gew.-% mit Al ergänzt.

Bevorzugt besteht der Vorderachsträger aus einer Al-Gusslegierung, die mindestens fünf der nachfolgend angeführten Legierungsbestandteile

Si:	2,5 bis 3,3, vorzugsweise 2,7 bis 3,1 Gew.-%
Mg:	0,2 bis 0,7, vorzugsweise 0,3 bis 0,6 Gew.-%
Fe:	< 0,18, vorzugsweise 0,05 bis 0,16 Gew.-%
Mn:	< 0,5, vorzugsweise 0,05 bis 0,4 Gew.-%

Ti: < 0,1, vorzugsweise 0,01 bis 0,08 Gew.-%
Sr: < 0,03, vorzugsweise 0,01 bis 0,03 Gew.-%
Cr: 0,3 bis 1,3, vorzugsweise 0,4 bis 1,0,
besonders bevorzugt 0,5 bis 0,8 Gew.-%
Sonstige: < 0,1 Gew.-%
enthält, und jeweils zu 100 Gew.-% mit Al ergänzt ist.

Eine solche Al-Gusslegierung ist gegenüber dem Stand der Technik stärker, zäher und duktiler.

Das vorzugsweise Zulegieren von Cr in der genannten Größenordnung führt zu einer signifikanten Verbesserung der mechanischen Eigenschaften, die bereits im Gusszustand, insbesondere jedoch nach Lösungsglühen und gegebenenfalls Auslagern, zu verzeichnen ist.

Insbesondere hat sich gezeigt, dass durch solche Chromzusätze unerwünschte Eisenausscheidungen bereits im Gusszustand in eine günstigere Morphologie überführt werden können.

Für Fahrwerksanwendungen, insbesondere für radführende Bauteile, ergeben sich so insgesamt erhöhte mechanische Kennwerte.

Die erfindungsgemäßen Legierungen können herstellungsbedingte Verunreinigungen, z.B. Pb, Ni, Zn etc., enthalten, wie sie dem Fachmann allgemein bekannt sind.

Eine vorteilhafte Ausgestaltung der Erfindung sieht vor, dass zusätzlich CuNi durch gleichzeitiges Zulegieren als weiterer Legierungsbestandteil enthalten ist. Es hat sich gezeigt, dass alleinige Kupfer- oder Nickelzusätze zu keinen signifikanten Verbesserungen der mechanischen Eigenschaften führen. Das gleichzeiti-

ge Zulegieren von Kupfer und Nickel eröffnet jedoch neue Möglichkeiten der Anwendung der Legierung, insbesondere im Bereich außerhalb des Fahrwerks für temperaturbelastete Bauteile.

Die erfindungsgemäßen Legierungen weisen ein gegenüber bekannten Al-Gusslegierungen verbessertes Festigkeits-Dehnungsverhältnis auf.

Als Fertigungsverfahren für Werkstücke, Bauteile oder Teile für beziehungsweise von insbesondere Fahrwerksteilen von Kraftfahrzeugen aus der erfindungsgemäßen Gusslegierung ist grundsätzlich ein Dauerformgießverfahren geeignet. Aufgrund der sehr guten mechanischen Eigenschaften bei hochbeanspruchten Werkstücken, Bauteilen oder Teilen eignen sich besonders der Schwerkraft-Kokillenguss und der Niederdruck-Kokillenguss als Fertigungsverfahren. Als besonders geeignet hat sich das Gegendruck-Kokillengießverfahren (CPC-Verfahren) herausgestellt.

Es kann weiterhin vorteilhaft sein, wenn die Legierung korngefeint ist. Hierzu werden der Legierung so genannte Kornfeiner zugegeben. Kornfeinung ist eine Schmelzebehandlung, wobei unter dem Begriff "Kornfeinung" eine künstliche Erhöhung der Keimzahl in der Schmelze verstanden wird, die durch Einbringen und Verteilen von Fremdkeimen hervorgerufen wird. Dadurch wird insbesondere eine bessere Speisungsfähigkeit durch verbesserte Massenspeisung, eine verbesserte Formfüllungs- und Fließfähigkeit, eine Verringerung von Porositätsanfälligkeit und Warmrissneigung und eine dadurch erhöhte Duktilität sowie eine bessere Oberflächenbeschaffenheit der Gusslegierung erreicht.

Um die oben genannten Vorteile zu erzielen oder noch weiter zu entwickeln, ist es vorteilhaft, wenn die gegossenen Bauteile wärmebehandelt werden, insbesondere mit folgenden Parametern:

Lösungsglühen	490 bis 540°C für 1 bis 10h
Anlassen	150 bis 200°C für 1 bis 10h

Für manche Anwendungsfälle kann es aber auch vorteilhaft sein, lediglich eine einstufige Anlassbehandlung vorzunehmen, allgemein bekannt als beispielsweise T4, T5 oder 0.

Eine Festigkeitssteigerung der Gusstücke kann vorteilhaft durch Abschrecken der noch heißen Gussstücke in Wasser anstelle langsamer Abkühlung an der Luft erreicht werden.

Neben den bereits genannten Vorteilen, die Bauteile aus Legierungen gemäß der Erfindung aufweisen, kommt noch hinzu, dass wegen der fehlenden Legierungsbestandteile Cu und Zn die Korrosionsbeständigkeit bedeutend erhöht wird. Das Produkt ist auch relativ preiswert, weil keine dasselbe vertuernden Legierungszusätze, wie z.B. SE-Metalle, verwendet werden, es kann die übliche Schmelzbehandlung angewendet werden und es bedarf keines besonderen Aufwandes zur Kreislaufftrennung. Ebenso wird aus Kostengründen vorzugsweise kein Ag als Legierungsbestandteil verwendet.

Es ist auch ein vorzügliches Festigkeits-Dehnungsverhältnis bei vorzüglicher Gießbarkeit vorhanden. Die Gießbarkeit ermöglicht zum einen ein von großen Fehlern, bekannt als Lunker, freies Gussstück, zum anderen wird die Mikrostruktur in einer solchen Weise positiv beeinflusst, dass die Anzahl innerer Kerben, die die Bruchdehnung verringern, möglichst gering gehalten wird.

Das Formfüllungsvermögen verbessert sich ebenfalls bei der erfindungsgemäßen Anwesenheit von Cr.

Nachfolgend wird die Erfindung anhand eines Ausführungsbeispiels erläutert, das in der Zeichnung dargestellt ist. In dieser zeigt:

Fig. 1 eine perspektivische Darstellung eines erfindungsgemäßen Vorderachsträger in A) leicht schattierter Darstellung und B) als Liniendarstellung, jeweils in Draufsicht sowie

Fig. 2 eine perspektivische Darstellung des erfindungsgemäßen Vorderachsträgers gemäß Fig. 1 in A) leicht schattierter Darstellung und B) als Liniendarstellung in Unteransicht.

Die in den Fig. 1 und 2 dargestellten Vorderachsträger 10 für Kraftfahrzeuge umfassen jeweils zwei in Fahrzeuginnenrichtung F voneinander beabstandete Aufnahmen 12, 14 für die Lagerstellen zur Schwenklagerung je eines von zwei hier nicht dargestellten Querlenkern. Ferner sind jeweils zwei erste Aufnahmen 16 und zwei zweite Aufnahmen 18 zur Befestigung des Vorderachsträgers 10 am Fahrzeugaufbau vorgesehen.

Jeder Vorderachsträger 10 weist außerdem eine Aufnahme 24 für die Lagerung einer hier nicht dargestellten Pendelstütze und vier Aufnahmen 22 für die Befestigung eines hier nicht dargestellten Stabilisators auf.

Der in den Fig. 1 und 2 dargestellte Vorderachsträger 10 weist weiterhin zwei Aufnahmen 20 für die Befestigung des hier nicht dargestellten Lenkgetriebes auf.

Einzelne der Aufnahmen 20 und 22 sind über stabförmige Verbindungselemente 26 im Vorderachsträger 10 integriert.

Die in Fahrtrichtung FR hintere Aufnahme 12 zur Lagerung jedes der Querlenker besitzt zumindest annähernd vertikal zur Fahrzeuginnenrichtung F beabstandete

Aufnahmeglieder 12a und 12b zur umgreifenden Halterung des in Fahrtrichtung FR hinteren Lagers am hier nicht dargestellten Querlenker.

Die in Fahrtrichtung FR vordere Aufnahme 14 zur Lagerung jedes der Querlenker besitzt zwei zumindest annähernd in Fahrzeuglängsrichtung F beabstandete Aufnahmeglieder 14a und 14b zur U-förmig umgreifenden Halterung des in Fahrtrichtung FR vorderen Lagers am hier nicht dargestellten Querlenker.

Die Aufnahmen 12, 14, 16, 18, 20, 22 und 24 sind in dem erfindungsgemäßen Vorderachsträger derart miteinander verbunden, dass insbesondere zwei große gewichtsreduzierende Aussparungen in Form von Durchbrüchen 46, aber auch einseitig offenen Aushöhlungen 30 verbleiben.

Einzelne der Aufnahmen, im vorliegenden Ausführungsbeispiel insbesondere die Aufnahmen 20, 22, sind wenigstens teilweise über stabförmige Verbindungselemente 26 und, im vorliegenden Ausführungsbeispiel insbesondere die Aufnahmen 16, 20, 22 und 24, wenigstens teilweise über flächenförmige Verbindungselemente 36, insbesondere über offenprofilförmige Verbindungselemente 36, im Vorderachsträger 10 integriert und/oder miteinander verbunden.

Die Aufnahmen 16 sind beispielsweise über ein offenprofilförmiges Verbindungselement 36 mit im Wesentlichen U-förmigen Querschnitt im Vorderachsträger 10 integriert und miteinander verbunden.

Die Aufnahme 20 ist beispielsweise mit einer der Aufnahmen 22 über ein offenprofilförmiges Verbindungselement 36 mit im Wesentlichen L-förmigen Querschnitt verbunden und im Vorderachsträger 10 integriert.

Die Aufnahme 24 ist beispielsweise über ein offenprofilförmiges Verbindungselement 36 mit im Wesentlichen U-förmigen Querschnitt mit dem die Aufnahmen 16

verbindenden Verbindungselement 36 verbunden. Erstgenanntes Verbindungselement 36 mit U-förmigen Querschnitt weist relativ kurze Schenkel auf, welche als Verstärkungsrippen 38 ausgelegt sind. Weiterhin ist auf der Oberseite dieses Verbindungselement noch eine zusätzliche quer verlaufende Verstärkungsrippe vorgesehen.

Wie bereits beschrieben, besitzt die in Fahrtrichtung FR hintere Aufnahme 12 zumindest annähernd vertikal zur Fahrzeuglängsachse F beabstandete Aufnahmeglieder 12a, 12b zur umgreifenden Halterung des in Fahrtrichtung FR hinteren Lagers am Radführungsglied.

Die Aufnahmeglieder 12a, 12b sind erfindungsgemäß über eine U-förmige Lasche 40 miteinander verbunden und im Vorderachsträger 10 integriert. Die Lasche 40 weist wenigstens teilweise, vorzugsweise auf ihrer Außenseite, einen verstärkten Rand 44 auf.

Erfindungsgemäß ist die Lasche 40 über wenigstens ein Verbindungselement mit einer ersten Aufnahme 16 verbunden.

Wie deutlich zu erkennen, sind die Laschen 40 mit den ersten Aufnahmen 16 am sowie die ersten Aufnahmen 16 untereinander über ein einziges offenprofilförmiges Verbindungselement 36 verbunden, wobei das offenprofilförmige Verbindungselement einen im Wesentlichen U-förmigen Querschnitt hat.

An dem die ersten Aufnahmen 16 untereinander verbindenden Verbindungselement 36, vorzugsweise auf der entgegen der Fahrtrichtung FR weisenden Seite, sind zwei Aufnahmen 50 für Befestigungsmittel zur Festlegung der hier nicht dargestellten Abgasanlage vorgesehen.

Die Aufnahmen 50 und die ersten Aufnahmen 16 sind hierbei erfindungsgemäß in und an der entgegen der Fahrtrichtung FR weisenden Seitenwand, die durch einen der Schenkel des U-förmigen Verbindungselement gebildet ist, sowie an und in einer daran anschließenden flächigen Verstärkungslippe 52 integriert.

Die Verstärkungslippe 52 ist im Wesentlichen horizontal an der Unterseite des die ersten Aufnahmen 16 untereinander verbindenden Verbindungselements entgegen der Fahrtrichtung FR angeordnet.

Innerhalb des die Laschen 40 und die ersten Aufnahmen 16 verbindenden profilförmigen Verbindungselements 36 sind Verstärkungsrippen 54 vorgesehen, die von den in und an der einen Seitenwand angeordneten Aufnahmen 16, 50 schräg gestellt und gegenläufig zur gegenüberliegenden Seitenwand führen.

Die Aufnahme 20 ist über ein zumindest teilweise stabförmiges Verbindungselement mit der in Fahrtrichtung FR angeordneten zweiten Aufnahme 18 zur Befestigung des Vorderachsträgers 10 am Fahrzeugaufbau verbunden. Die zweite Aufnahme 18 ist ihrerseits in einem Ausleger 34 integriert unmittelbar mit der in Fahrtrichtung F vorderen Aufnahme 14 zur Lagerung jedes der Radführungsglieder verbunden.

An dem die Aufnahme 20 mit der zweiten Aufnahme 18 bzw. dem Ausleger 34 verbindenden Verbindungselement ist eine der Aufnahmen 22 für die Befestigung des Stabilisators angebunden.

Die in Fahrtrichtung FR vordere Aufnahme 14 besitzt zwei zumindest annähernd in Fahrzeuglängsrichtung F beabstandete Aufnahmeglieder 14a, 14b, zur U-förmig umgreifenden Halterung des in Fahrtrichtung FR vorderen Lagers am Radführungsglied, wobei das eine Aufnahmeglied 14a unmittelbar an den Ausleger 34 der Aufnahme 18 anschließt und das andere Aufnahmeglied 14b innerhalb des

kurzen Schenkels einer L-förmigen Lasche 56, die mit ihrem nicht das Aufnahmeglied aufweisenden Ende vorzugsweise an den Ausleger 34 anschließt, integriert ist.

Die Lasche 56 weist erfindungsgemäß wenigstens teilweise, vorzugsweise auf ihrer Außenseite, einen verstärkten Rand auf.

Der Ausleger 34 weist eine durchgehende Aussparung 58 auf.

Innerhalb der Aussparung 58 ist eine Aufnahme 22 für die Befestigung des Stabilisators vorgesehen ist, die bei der vorliegenden durchgehenden Aushöhlung über einen Steg an die Innenwand des Auslegers 34 angeschlossen ist.

Der Vorderachsträger 10 weist in Querrichtung ein die Ausleger 34 verbindendes Versteifungselement 60 auf, in dem die Aufnahme 24 für die Lagerung der Pendelstütze angeordnet ist. Das Versteifungselement 60 ist offenprofilförmig mit im Wesentlichen U-förmigen Querschnitt ausgebildet, wobei die Kanten und Ränder des Versteifungselements 60 verstärkt sind. Außerdem ist an dem Versteifungselement 60 auf der in und entgegengesetzt der Fahrtrichtung FR weisenden Seite jeweils eine horizontal angeordnete, flächige Verstärkungslippe 28 angeordnet.

Diese horizontal angeordnete Verstärkungslippe 28 ist eben ausgebildet und ist in einer Ebene unterhalb der in den Aufnahmegliedern 14a, 14b vorgesehenen Bohrungen 32 angeordnet.

Eine der Aufnahmen 20 ist über ein stabförmiges Verbindungselement mit dem Versteifungselement 60 verbunden.

Die erste Aufnahme 16 bildet erfindungsgemäß das hintere Ende des Vorderachsträgers 10.

Die Aufnahme 24 weist ein in Richtung einer der ersten Aufnahmen 16 verlaufendes Verbindungselement 36 auf und ist mit dieser 16 indirekt verbunden.

Das Versteifungselement 60 weist an den zu den Auslegern führende Enden Knotenpunkte 42 auf, in denen wenigstens einzelne, vorzugsweise mehrere vorzugsweise stabförmige Verbindungselemente zusammenlaufen.

Zwei der vier Aufnahmen 22 sind über Stege an den Vorderachsträger 10 angebunden.

Bezugszeichenliste

(ist Teil der Beschreibung)

- 10 Vorderachsträger
- 12 hintere Aufnahme zur Lagerung Radführungsglied
- 12a Lageraufnahmeglied
- 12b Lageraufnahmeglied
- 14 vordere Aufnahme zur Lagerung Radführungsglied
- 14a Lageraufnahmeglied
- 14b Lageraufnahmeglied
- 16 1. Aufnahme zur Befestigung des Vorderachsträges am Fahrzeugaufbau
- 18 2. Aufnahme zur Befestigung des Vorderachsträges am Fahrzeugaufbau
- 20 Aufnahmen zur Befestigung eines Lenkgetriebes
- 22 Aufnahmen zur Befestigung des Stabilisators
- 24 Aufnahme zur Lagerung der Pendelstütze
- 26 stabförmige Verbindungselemente
- 28 Verstärkungslippe
- 30 Aushöhlung
- 32 Bohrung
- 34 Ausleger
- 36 Verbindungselemente
- 38 Verstärkungsrippe
- 40 Lasche
- 42 Knotenpunkt
- 44 verstärkter Rand
- 46 Aussparung
- 50 Aufnahme zur Befestigung der Abgasanlage
- 52 flächige Verstärkungslippe
- 54 Verstärkungsrippe
- 56 Lasche

58 durchgehende Aussparung

60 Versteifungselement

F Fahrzeuglängsrichtung/-achse

FR Fahrtrichtung

Weiterbildungen und vorteilhafte Ausgestaltungen der Erfindung werden im Folgenden offenbart. Der Offenbarungsgehalt ergibt sich auch aus der nachveröffentlichten Dissertation "Legierungsentwicklung für hochfesten Aluminiumguss in Dauerformgießverfahren für Fahrwerksanwendungen", Andreas G. R. Hennings, RWTH Aachen Gießerei-Institut, Forschung, Entwicklung, Ergebnisse, Band 56. Der Offenbarungsgehalt dieser Dissertation, welche der prioritätsbegründenden Anmeldung DE 10 2007 053 159 entspricht, wird durch ausdrücklichen Verweis als zum Gegenstand der vorliegenden Anmeldung gehörig in diese aufgenommen.

0.1 Einleitung und Motivation

Aluminium im Automobil und Fahrwerk

Die ständig steigenden Anforderungen an Komfort, Sicherheit und Treibstoffminimierung setzen die Automobilproduzenten unter immer stärkerem Innovationsdruck. Von besonderer Bedeutung für die Treibstoffeinsparung ist die Reduzierung des Fahrzeuggewichtes. Nach dem heutigen Stand ist dies im Auto nur durch höhere Bauteilintegration und den Einsatz von Leichtbauwerkstoffen wie Aluminium und Magnesium zu erreichen. Die Notwendigkeit einer Gewichtsreduzierung für ungefederte Massen bei gleichzeitigen Forderungen wie Fahrdynamik und Komfort kommt im Fahrwerk verstärkt zum tragen, wobei das Gewicht der Radführung im Wesentlichen durch die maximale Achslast und Fahrdynamik bestimmt wird [V. Berkefeld et al. 1994]. Gegossene Leichtmetallkonstruktionen bieten im Fahrwerk nach Angaben von Automobilherstellern und Zulieferern Potenzial für Gewichtseinsparungen zwischen 25 % und 35 % gegenüber Fe-Guss oder Stahl-Schmiedebauteilen [M. Menge et al. 2005; P. Hutmann, S. Kalke 1998; K. Heeß, F. Söffge 1998; H. Friedrich 2002]. Im Gegensatz zu Schweißkonstruktionen liegt bei Aluminiumguss eine im gesamten Bauteil einheitliche Werkstoff- und Gefügestruktur vor ohne die beim Schweißen häufig auftretenden Spannungsrisse und Gefügeveränderungen [E. Neuwirth 2005]. Weitere Triebkraft für den Einsatz von Al-Guss liegt in der erhöhten Bauteil- und Funktionsintegration, die der Guss gegenüber gefügten und geschmiedeten Konstruktionen bietet.

Motivation und Ziel der Arbeit

Aufgrund der exzellenten mechanischen Eigenschaften bei hochbeanspruchten Fahrwerksteilen eignen sich besonders Schwerkraft-Kokillenguss und Niederdruck-Kokillenguss als Fertigungsverfahren. Ein weiterer Vorteil besteht in der nahezu unbegrenzten Gestaltungsfreiheit. Mit dem Kokillengießverfahren lassen sich Bauteile in Integralbauweise [E. Neuwirth 2005] mit extremen Waddickenunterschieden und komplizierten Innenkonturen wie Verrippungen und

Gewinden herstellen. Infolge der speziellen Anforderungen an das Gießen von Fahrwerksbauteilen als Kompromiss zwischen maximalen mechanischen Eigenschaften und Gießbarkeit haben sich traditionell untereutektische Al-Legierungen mit einem Si-Gehalt zwischen sieben und zwölf Gewichtsprozent (AlSi-System) für solche Anwendungen durchgesetzt. Im Schwerkraft-Kokillenguss wird häufig die Legierung AlSi11Mg, im Niederdruck-Kokillenguss die Legierung AlSi7Mg eingesetzt.

Während der letzten Jahre wurden gängige Gießverfahren optimiert und Sondergießverfahren entwickelt, wie z. B. das Niederdruck-Gegendruck-Gießverfahren (CPC-Verfahren) sowie andere druckunterstützte Gießverfahren wie das Squeeze-Casting und Gießschmieden (Cobapress). Ebenfalls wurden eine stärkere Prozessdurchdringung und –verbesserung durch den Einzug numerischer Simulation und neuer Methoden der Analytik ermöglicht. Zudem wurden die Reinheit von Legierungen, ihre schmelzmetallurgische Prozessführung und Qualitätskontrollen verbessert. Diesen Neuerungen wird aber bisher nur unzureichend Rechnung getragen bei der Entwicklung von speziell auf die neuen Verfahren zugeschnittenen Aluminium-Legierungen. Da die Einsatzmöglichkeiten der gängigen Leichtmetalllegierungen wegen stetig steigender Anforderungen jedoch begrenzt erscheinen, müssen für zukünftige Anwendungen stärkere, zähere und duktilere Aluminiumlegierungen entwickelt werden.

Ziel dieser Arbeit ist es, gemäß den zukünftigen Anforderungen an Fahrwerksbauteile, eine auch im industriellen Großserienverfahren wirtschaftliche hochfeste Aluminium-Gusslegierung unter Nutzung moderner Methoden der Legierungsentwicklung zu entwerfen, deren Eigenschaftsprofil demjenigen heutiger Al-Gusslegierungen überlegen ist. Die Entwicklung soll in industriellen Dauerformgießverfahren erprobt und charakterisiert werden.

0.2 Anforderungen an Aluminium-Gussbauteile für das Fahrwerk

Aluminium-Gussbauteile für Fahrwerksanwendungen müssen sich vor allem durch Eigenschaften wie hohe Festigkeit, hohe Bruchdehnung und Korrosionsbeständigkeit auszeichnen. Typische Anforderungen für Al-Gussteile im Fahrwerk, beispielsweise für eine im Schwerkraft-Kokillenguss mit AlSi11Mg gegossene Fahrwerkskonsole (Volkswagen PQ 24), sind:

- Zugfestigkeit R_m über 270 MPa und Streckgrenze $R_{p0,2}$ über 180 MPa,
- Bruchdehnung A_5 über 7 %,
- Betriebsfestigkeit: 70 MPa bei 10^6 Lastwechseln,
- gute Korrosionsbeständigkeit.

Für stärker beanspruchte Komponenten wie Radträger und Schwenklager, die entsprechend den bereits einleitend vorgestellten Verfahren von Niederdruck-Gegendruckgießen, Squeeze-Casting oder Cobapress hergestellt werden, verlangt man Kennwerte bis zu $R_m > 300$ MPa, $R_{p0,2} > 240$ MPa, $A_5 > 7$ %.

Über die geschilderten Bauteileigenschaften hinaus sind weiter steigende Anforderungen an Al-Kokillengussbauteile zu erwarten. Die Arbeit zielt dementsprechend auf die Entwicklung von Al-Basislegierungen für Dauerformgussanwendungen zur Einstellung signifikant höherer mechanischer Bauteileigenschaften, insbesondere der Streckgrenze. Aus diesen Anforderungen ergeben sich **die angestrebten Zielvorgaben für die innovative Al-Legierung:**

- maximale Streckgrenze, orientiert an Al-Knetlegierungen,
- Bruchdehnung A_5 oberhalb von 7%,
- E-Modul ca. 70 GPa,
- gute Korrosions- und Temperaturbeständigkeit,
- gute Gießeigenschaften im Dauerformguss,
- reproduzierbare Qualität (Prozesssicherheit) und Prüfbarkeit ,
- niedrige Kosten und leichte Verfügbarkeit der Legierung.

0.3 Strategie zur Entwicklung einer hochfesten Al-Gusslegierung

In eine grundsätzliche Abschätzung zur Auswahl eines zu entwickelnden Legierungssystems geht zunächst die Betrachtung etablierter Al-Knetlegierungen und Al-Gusslegierungen ein, bzw. die Beurteilung ihrer Eigenschaften in Bezug auf die in Abschnitt 0.2 definierten Parameter. Primär erfolgt eine Bewertung gemäß allgemeiner Kriterien wie Korrosionsbeständigkeit und preisgünstiger Verfügbbarkeit von Legierungen.

Al-Legierungen mit Kupfergehalten über 1 Gew.-% sind wegen ihrer Korrosionsanfälligkeit im Fahrwerk ungeeignet. In AlSi-Legierungen können Kupfergehalte bis zu 1 Gew.-% bei Raum- und höheren Temperaturen festigkeitssteigernd sein und im Dauerformguss akzeptable Gießeigenschaften (Warmsissigsanfälligkeit) besitzen [S. Baltes 2003]. Daher werden Kupfergehalte unter 1 Gew.-% für eine zu entwickelnde Legierung mit berücksichtigt.

Kostenaspekte führen zum Ausschluss von Al-Legierungen, die Silber enthalten, obwohl sie herausragende Festigkeitseigenschaften aufweisen. Von Legierungen auf Aluminium-Lithium-Basis ist ebenfalls aus Kostengründen und wegen ihrer problematischen Verarbeitungsmöglichkeit abzusehen. Gleiches gilt für seltene Erden (RE), sofern sie nicht in kleinen Mengen zu Veredelungszwecken zugegeben werden. Ebenso verbieten sich die Legierungsgruppen Al-Zn-Mg und Al-Mg-Si. Erstere neigen zu hoher Korrosion und unvorhersehbarem Sprödbruch, welcher für Fahrwerksanwendungen ein Ausschlusskriterium darstellt. AlMgSi-Legierungen besitzen zwar ausgezeichnete Korrosionsbeständigkeit [VAW-IMCO 2004], ihre Festigkeits- und Verarbeitungseigenschaften liegen jedoch unter denen von AlSi-Legierungen.

Infolge dieser Eingrenzungen rückt das bereits etablierte System Al-Si für eine weitere Legierungsentwicklung in den Fokus dieser Arbeit. Das System unter-eutektischer AlSi-Legierungen ist, mit Hinblick auf Gussanwendungen für

Legierungen mit 7 Gew.-% Si und mehr, umfassend erforscht. Festigungssteigernde Legierungsbestandteile und Wirkung von höherem Silizium-Gehalt, Mg- oder Cu-Zulegierung sowie Verfahrenseinflüsse sind bekannt. Gleiches gilt für begrenzende Faktoren wie Morphologie von primärer und eutektischer Phase, für den Einfluss von Fe-haltigen intermetallischen Phasen und den Einfluss des Si-Gehaltes auf gießtechnologische Eigenschaften. Das Korrosionsverhalten von AlSi-Gusswerkstoffen ist weitgehend unabhängig vom Siliziumgehalt [A. Bjorgum et al. 2005]. Ein weiterer günstiger Ansatzpunkt für Legierungsentwicklung auf AlSi-Basis ist, dass aufgrund der umfassenden Erfahrung mit dieser Werkstoffgruppe eine Akzeptanz für legierungstechnische Neuentwicklungen am Gusskundenmarkt eher gegeben ist als für komplett neu zu etablierende Legierungssysteme.

Gemeinhin gelten AlSi-Legierungen mit Silizium-Gehalten unter 7 Gew.-% aufgrund ihrer Erstarrungsmorphologie als ungeeignet zur gießtechnischen Verarbeitung und sind dementsprechend nach DIN-EN 1706 nicht genormt. Legierungen mit 5 Gew.-% Si-Gehalt (AlSi5Mg) wurden im Jahr 1986 aus der Norm gestrichen, da sie erheblich schlechtere Gießeigenschaften und geringere Festigkeiten als AlSi7Mg aufweisen. AlSi-Legierungen mit geringen Si-Gehalten sind nur vereinzelt in grundlegenden Forschungsarbeiten bezüglich ihrer Erstarrungsmorphologie und gießtechnologischen Eigenschaften untersucht worden, um Eigenschaftstendenzen gängiger AlSi-Gusswerkstoffe darzustellen [W. Patterson, H. Brand 1960; W. Patterson, S. Engler 1961; S. Engler, L. Heinrichs 1973; S. Engler, R. Ellerbrok 1975; S. Engler, G. Schleiting 1978]. Diese Veröffentlichungen stellen eine solide Grundlage für eine anknüpfende Legierungsentwicklung von AlSi-Gusswerkstoffen in diesem Forschungsvorhaben dar.

Neue, teilweise druckunterstützte Gießverfahren wie das Niederdruck-Gegendruckgießen begünstigen den Einsatz auch tendenziell schlecht vergießbarer

Legierungen. Der Einsatz von numerischer Simulation ermöglicht ein besseres Verstehen der Erstarrungslenkung eines Gussteils. „Faustregeln“ zur Auslegung von Gussformen gelten seit dem Einsatz von numerischer Simulation weitgehend als überholt. Eine flexible bauteilentsprechende Auslegung ist nunmehr erleichtert. Die Form betreffend stehen sowohl präzisere Heizungen und Kühlsysteme, als auch neue Kokillenwerkstoffe zur Verfügung. Im Schmelzbetrieb sind ebenfalls verbesserte Grundwerkstoffe als Einsatzmaterial erhältlich. Die Methoden der Schmelzereinigung und -behandlung wurden ebenfalls verbessert. Mit diesen Fortschritten einhergehend stehen neue Methoden der Prozesskontrolle wie Anlagenautomatisierung, Online-Röntgenprüfung oder Tomographie zur Verfügung, welche engere Toleranzbereiche bei besserer Gussqualität zulassen. Vor diesem Hintergrund erscheint es sinnvoll, die bisherigen Ansichten über die Vergießbarkeit von AlSi-Legierungen mit geringen Si-Gehalten zu hinterfragen.

Ein zweiter, werkstofftechnischer Anknüpfungspunkt für die umfassende Legierungsentwicklung sind neben einer Senkung des Siliziumgehalts Mechanismen der Aushärtung durch Zulegieren weiterer Elemente und gezielte Phasenbeeinflussung. Flankierende Orientierung gibt, neben thermodynamischer Modellierung und Berücksichtigung metallkundlicher Grundlagen, die Betrachtung anderer Gusslegierungen (AlSi7Mg), wie vor allem von Al-Knetlegierungen.

0.4 Methodik der Legierungsentwicklung

Eine systematische Legierungsentwicklung erfolgte in der Vergangenheit zumeist in der Übertragung bekannter werkstoffkundlicher Phänomene auf andere Werkstoffgruppen und breiter experimenteller Erprobung mit ausführlichen Messreihen. Diese empirische Arbeitsweise bringt zwar den Vorteil einer umfassenden Datenbasis, hat aber den Nachteil eines hohen Aufwands an Entwicklungszeit und Blindleistung durch nicht zielführende Entwicklungen.

Mehr Effizienz verspricht Legierungsentwicklung, die sich zusätzlich zum notwendigen Experiment an Prinzipbauteilen im Labor parallel an realen Bauteilen im Industrieprozess stützt und hochauflösende Analytik zur Gefüge- und Defektcharakterisierung nutzt. Eine zukünftige wissensbasierte Legierungsentwicklung geschieht verstärkt durch den Einsatz von thermodynamischer Modellierung, unter Berücksichtigung der Kinetik im Werkstoff (Thermo-Calc, DICTRA), und einer jetzt noch aufwändigen simulativen Gefügemodellierung (z. B. Einsatz von MICRESS) [A. Bührig-Polaczek et al. 2005]. **Bild 0.1** stellt die zur Al-Legierungsentwicklung in dieser Arbeit genutzten Werkzeuge schematisch vor. Auf die Details der Legierungsentwicklung wird im Folgenden eingegangen.

Bild 0.1 zeigt: Methodik der zur Verkürzung der Entwicklungszeit zeitlich parallel erfolgenden dreigliedrigen Legierungsentwicklung und die dabei genutzten Werkzeuge.

0.5 Ablauf der Legierungsentwicklung

Die Legierungsentwicklung untergliedert sich in drei umfassende Arbeitspakete (**Tabelle 0.1**), die zur Verkürzung der Entwicklungszeit für ihre Unterabschnitte teilweise parallel ablaufen:

- A: Voruntersuchungen und Potenzialabschätzung,
- B: Laboruntersuchungen und Entwicklung,
- C: Gießerei-Erprobung und Optimierung der Ziellegierung.

Arbeitspaket A dient der zeitlich effizienten Potenzialabschätzung für die Entwicklung hochfester Aluminium-Legierungen für Dauerformgießverfahren, basierend auf der Verringerung des Siliziumgehalts von AlSi-Legierungen. Ausgehend von AlSi7Mg wird der Si-Gehalt beim Gießen von Zugstäben systematisch bis 3 Gew.-% Si reduziert, um einen ersten Aufschluss über die Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften im Gusszustand und nach

Wärmebehandlungen zu erlangen. Des Weiteren werden mit einer Si-armen AlSi-Legierung Probeabgüsse im CPC-Verfahren durchgeführt, um einen primären Eindruck über die generelle Gießbarkeit Si-armer Al-Legierungen in druckunterstützten Gießverfahren zu erhalten. Zudem wird die Übertragbarkeit von Eigenschaften im Zugstab auf Bauteileigenschaften im industriell gefertigten Gussteil untersucht. In Paket A bleibt „Thermodynamische Modellierung“ noch ausgespart. Daher ist der Versuchsansatz empirisch und die Wärmebehandlungsparameter sind noch nicht zielgerichtet gewählt.

Für *Arbeitspaket B* wird entschieden, die Arbeiten im Labormaßstab fortzusetzen und weiter zu systematisieren. Das zu untersuchende AlSi-Legierungsspektrum wird hierzu bis zu den Al-Knetlegierungen (1 Gew.-% Si) hin erweitert. Vornehmlich sollen die Fließeigenschaften und der Si-Einfluss auf mechanische Eigenschaften ermittelt werden. Als zusätzliche Versuchparameter werden höhere Mg-Gehalte gewählt (0,6 und 1 Gew.-%) und unter Einbeziehung des Eisengehalts und der Interaktion der Elemente betrachtet. Unterstützt werden die Arbeiten zeitlich parallel durch den Einsatz von thermodynamischer Modellierung zur Optimierung des Magnesium-Gehalts und zur Bestimmung der Randbedingungen einer Wärmebehandlung. Weiterführend wird der Einfluss von Cu-Gehalten unter 1 Gew.-% aufgenommen.

Tabelle 0.1: Versuchsplan der Legierungsentwicklung

Arbeitspaket A: „Voruntersuchungen“ mit:	
<i>AlSi7Mg; AlSi6Mg; AlSi5Mg; AlSi4Mg; AlSi3Mg</i>	
Zugstab (Franz.- u. Dietz-Kokille):	5 Varianten: Si variiert, 0,2 Gew.-% Mg
CPC-Verfahren:	3 Varianten: AlSi3Mg0,3; AlSi5Mg0,3; AlSi5Mg0,3Cu0,2
mech. Eigenschaften im Gusszustand (F) und teilweise nach T6-Wärmebehandlung (WB); Metallographie, Sicht- u. Röntgenprüfung der Bauteile	
Arbeitspaket B: „Labor-Erprobung“ im Schwerkraft-Kokillengießen am Französischen Zugstab	
Arbeitspaket B1: <i>AlSi7 – AlSi1</i>	
thermodynamische Modellierung:	Variation Si-Gehalt, zusätzlich variabler Mg-, Cu-Gehalt
gießtechnologische Eigenschaften:	Fließvermögen
Arbeitspaket B2: <i>AlSi3Mg; AlSi2Mg; AlSi1Mg</i>	
Franz. Zugstab:	18 Legierungsvarianten: Mg-Gehalt: 0,6 und 1 Gew.-% Cu-Gehalt: 0; 0,5 und 1 Gew.-%
mech. Eigenschaften:	Gusszustand (F), Lösungsglühen + Auslagern (T6)
Metallographie, Analytik (REM)	
Arbeitspaket B3: <i>AlSi5Mg0,6; AlSi3Mg0,6; AlSi2Mg0,6; AlSi1Mg0,6 AlSi3Mg0,6Cu0,6</i>	
Franz. Zugstab:	5 Legierungsvarianten
mech. Eigenschaften:	(F), (T6) bei Optimierung der WB gegenüber B2;
Metallographie, Analytik (REM, EDX)	
Arbeitspaket B4: <i>AlSi2,7Mg0,6 – AlSi3,3Mg0,6</i>	
Franz. Zugstab:	3 Legierungsspez. mit Si-Gehalt (2,7; 3,0; 3,3 Gew.% Si) Einfluss des AlTi5B1-Gehalts auf AlSi3Mg0,6
gießtechnologische Eigenschaften:	Formfüllungsvermögen, Warmrissanfälligkeit
mech. Eigenschaften:	F, T6 (B2)
Arbeitspaket B5: <i>AlSi3Mg0,6 + weitere Legierungselemente</i>	
thermodynamische Modellierung,	je 3 Varianten in folgenden Spezifikationen:
Franz. Zugstab:	Ni (1; 1,3; 1,5 Gew.-%) Ni (1; 1,3; 1,5 Gew.-%) + 0,3 Gew.-% Cu Cr (0,1; 0,3; 0,5; 0,7 Gew.-%)
gießtechnologische Eigenschaften:	Fließvermögen, Formfüllungsvermögen
mech. Eigenschaften:	(F), Lösungsglühen (LG), (T6) bei RT und für Cu-haltige Leg. 200°C
Metallographie, Analytik (REM, DAS)	
Arbeitspaket C „Gießerei-Erprobung“ auf Seriengießanlagen	
Arbeitspaket C1: <i>AlSi3Mg0,6</i>	
Franz. Zugstab	3 Proben-Varianten (franz. Zugstab als Referenz zu B4):
PQ 24 (Schwerkraft-Kokille)	jeweils Abkühlung an Luft sowie Abschrecken:
PQ 46 (CPC):	Zustände: Gusszustand F, nach Lösungsglühen, T6
mech. Eigenschaften, Aushärtungskurven zur Wärmebehandlung, Sicht- u. Röntgenprüfung der Bauteile, Metallographie, Analytik (EDX, Porosität, DAS, Phasenanteile)	

Arbeitspaket C2: <i>AlSi3,3Mg0,6</i>	
PQ 24 (Schwerkraft-Kokille):	4 Schmelzebehandlungs-Varianten: AlTi5B1, TiBAlloy, Argon-Spülung, Formiergasspülung
PQ 46 (CPC):	3 Schmelzebehandlungs-Varianten: AlTi5B1+ Sr-veredelt; AlTi5B1+ Sr-veredelt+ Mn, TiBAlloy
mech. Eigenschaften: F, T6 , Sicht- u. Röntgenprüfung der Bauteile, Metallographie, Analytik (Porosität, DAS)	
Arbeitspaket C3: <i>AlSi3Mg0,6</i>	
Stufenplatte (Druckgießen)	4 unterschiedliche Versuchsprofile bzgl. Kombination von Schmelze- und Formtemperatur und Nachdruck
gießtechnologische Eigenschaften:	Warmrissigkeit, Ausformbarkeit
mech. Eigenschaften:	F, Versuch einer WB
Sicht- u. Röntgenprüfung der Bauteile, Metallographie	

Gegen Ende des Arbeitsschritts B4 erfolgt eine Konzentrierung auf ein legierungsspezifisches Verarbeitungsfenster (Elementgrenzen) für die im Rahmen dieser Arbeit neu entwickelte Legierung **AlSi3Mg0,6**. In der Durchführung zeitlich auf das Arbeitspaket C folgend, aber logisch zu Teil B gehörend, da nur Laborexperimente stattfinden, wird in Arbeitspaket B5 der Einfluss weiterer Legierungsbestandteile wie Ni, Cu und Ni, Cr auch unter dem Aspekt der Warmfestigkeit untersucht.

In *Arbeitspaket C* erfolgt die Felderprobung im industriellen Gießprozess. Während der Gießerei-Erprobung wird ein optimales Prozessfenster der innovativen Legierung eröffnet, bezüglich der Verarbeitbarkeit und der Toleranzbereiche im jeweiligen Gießverfahren, sowie ihrer chemischen Spezifikationen hinsichtlich erzielbarer mechanischer Eigenschaften. Neben der Definition von Legierungsspezifikationen wird auch der Einsatz von Kornfeinungsmitteln und einer Sr-Veredelung untersucht. Bestandteil von Arbeitsabschnitt C ist zudem die Erprobung der Ziellegierung AlSi3Mg im Druckgießen. Zum Ende dieser Arbeitsphase ist die Legierungsentwicklung so weit voran geschritten, dass die neu entwickelte Gusslegierung aufgrund ihres vielversprechenden Eigenschaftsprofils für Anwendungen im Schwerkraft-Kokillengießen und Niederdruck-Gegendruck-Gießverfahren grundsätzlich als einsatzfähig angesehen wird. Als Abschluss der Arbeit werden weitere Wege zur Eigenschaftsverbesserung der neuen Legierung AlSi3Mg0,6 durch Zulegieren von

Cr, Ni und CuNi erprobt. Eine weitere Verbesserung der Festigkeit und Dehnung von AlSi3Mg0,6 kann ein Zusatz von Chrom bewirken und die Warmfestigkeit kann durch einen Legierungszusatz von Kupfer und Nickel verbessert werden.

0.6 Gießverfahren, Prinzipgeometrien, Bauteile

Gießverfahren

Die Legierungen werden am Gießerei-Institut der RWTH Aachen zunächst in Prinzipgeometrien zum Gießen von Zugstäben („Französische Kokille“ **Bild 0.2** und **Bild 0.3**) und zur Bestimmung gießtechnologischer Eigenschaften (z. B. „Gießspirale“ **Bild 0.4**) im Schwerkraft-Kokillengießverfahren untersucht. In

Voruntersuchungen zeigt sich, dass die Ergebnisse der sog. „Französischen Kokille“ besser als die der sog. „Dietz-Kokille“ mit den Dehnungseigenschaften realer Kokillengussbauteile korrelieren. Zudem werden ausgewählte Legierungen anhand von Abgüssen mit „Realbauteilen“, in industrieller Serienproduktion im Schwerkraft-Kokillengießverfahren (PQ 24) sowie im Niederdruck-Gegendruck-Gießverfahren (CPC) (PQ 46) in der KSM Castings GmbH, Kloth-Senking Metallgießerei, Hildesheim, hergestellt und anschließend analytisch am Gießerei-Institut bewertet. In einem prinzipiellen Anwendungsfall wird das Kaltkammer-Druckgießverfahren („Stufenprobe“) genutzt, um eine verfahrensspezifische Abgrenzung der entwickelten Legierung für die wichtigsten Dauerformgießverfahren zu ermöglichen.

Rundzugproben im Schwerkraft-Kokillengießverfahren

Zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften von Legierungen und ihrer Spezifikationen werden Rundzugproben nach DIN 50125 (B10) in der sog. „Französischen Kokille“ gegossen, **Bild 0.2** und **Bild 0.3**. Es erfolgt eine vergleichende Bewertung zur „Dietz-Kokille“ und Proben aus Funktionsbauteilen, die eine gute Übertragbarkeit von Kennwerten aus Experimenten mit der „Französischen Kokille“ zum industriellen Prozess bestätigt. Neben der Ermittlung von mechani-

schen Eigenschaften (R_m ; $R_{p0,2}$; A5) dienen diese Proben auch durch Anfertigung von metallographischen Schliffen zur Gefügecharakterisierung. Sollen Zugstäbe im wärmebehandelten Zustand untersucht werden, so erfolgt ein Abtrennen des Anschnitts und Speisers erst nach der Wärmebehandlung, um einem möglichen Probenverzug entgegenzuwirken.

Flachzugproben im Druckgießen (Stufenplatte)

In Arbeitspaket C wird die entwickelte Legierung AlSi3Mg auf ihre Eignung für das Druckgießverfahren untersucht. In diesen Experimenten wird die Legierung unter den Prozessvarianten Gießtemperatur und Nachdruck beim Druckgießen geprüft. Die Probengeometrie einer Stufenplatte bietet die Möglichkeit der Abschätzung von gießtechnologischen Eigenschaften im Druckgießen.

Die Stufenplatten werden auf einer Kaltkammer-Druckgießmaschine Bühler 630-SC am Gießerei-Institut der RWTH Aachen hergestellt. Das Werkzeug ist aus zwei vertikalen Formhälften zusammengesetzt. Diese bestehen jeweils aus einem Formrahmen, der das modulare Einsetzen von Prinzipgeometrien ermöglicht, und dem eigentlichen Werkzeugeinsatz der Stufegeometrie (**Bild 0.5**). Die Probengeometrie unterschiedlicher Wandstärken wird dabei von der beweglichen Formhälfte abgebildet; Anschnitt und Gießlauf liegen in der festen Formhälfte, welche die Gießkammer aufnimmt (**Bild 0.6**).

Bild 0.2 zeigt: zweiteilige Französische Kokille

Bild 0.3 zeigt: gegossener „Französischer Zugstab“ mit Einguss, Anschnitt und Speiser

Bild 0.4 zeigt: Dargestellt ist eine Skizze der neu entworfenen Gießspiral-Kokille. Die obere Formhälfte (links) enthält eine Öffnung für den einsetzbaren Einguss aus Cold-Box-gebundenem Sand, Entlüftungsbohrungen und Heiz-Kühlkanäle. Die untere Formhälfte (rechts) stellt die Spiralgeometrie dar und die

Anordnung der Heiz-Kühlkanäle. Die Markierungen entlang der Spiralgeometrie entsprechen einer cm-Bemaßung.

Bild 0.5 zeigt: Dargestellt ist links die bewegliche und rechts die feste Formhälfte der Druckgießform der Stufenprobe. Die Prinzipgeometrie wird durch einen in den Werkzeugrahmen eingesetzten Formeinsatz abgebildet.

Bild 0.6 zeigt: Die Skizze zeigt die Prinzipgeometrie der Stufenprobe mit drei unterschiedlichen Wandstärken (5, 4, 3 mm) mit Anschnitt, Gießlauf und seitlichen Überlaufbohlen der Form. Die Stufenplatte hat DIN A4-Größe.

Da der Wanddickeneinfluss auf die gießtechnologischen und mechanischen Eigenschaften im Druckgießen erheblich ist, folgt eine spätere Fertigung von Flachzugproben unterschiedlicher Bauteilwandstärken aus den Stufenplatten. Die eingesetzte Stufenplatte bietet die Möglichkeit des Gießens von drei unterschiedlichen Wandstärken (5, 4, 3 mm). In Zugversuchen werden Zugfestigkeit, Streckgrenze und Bruchdehnung ermittelt.

Bestimmung des Fließvermögens von Legierungen

Für die zu untersuchenden Legierungen werden Fließlängen in einer Gießspirale ermittelt. Die hier verwendete Gießspirale ist eine neu entworfene Stahlkokille (**Bild 0.4**), die durch einen geregelten Ölkreislauf temperiert wird. Gegenüber früheren Experimenten wird die Befüllung der Gießspirale als weitere Neuerung der Versuchsanordnung mit einem Manipulatorarm durchgeführt, um eine bessere Reproduzierbarkeit der Ergebnisse zu erlangen.

Formfüllungsvermögen

Zur Ermittlung des Formfüllungsvermögens (FFV) wird die sog. „Bolzenprobe“ (**Bild 0.7**) verwendet. Als Neuerung im Versuchsaufbau gegenüber älteren Untersuchungen wird auch diese Probe über eine automatisierte Schöpflöffeldosierung gefüllt. In diesem Forschungsprojekt wird die Bolzenprobe verwendet, um die Einflüsse von Legierungsvarianten von AlSi3Mg nachzuweisen. Das FFV

wird in Abhängigkeit des Gehalts an Kornfeinungsmittel und in Abhängigkeit der metallostatischen Druckhöhe bestimmt. Diese Ergebnisse dienen zur Einschätzung der gießtechnologischen Eigenschaften im Schwerkraft-Kokillenguss. Zur Bestimmung des FFV in druckunterstützten Dauerformgießverfahren wie dem CPC-Verfahren sind Ergebnisse der Bolzenprobe nicht übertragbar, da hier deutlich höhere Drücke auf die Formfüllung wirken. Dementsprechend weisen die Legierungen hier ein erheblich verbessertes Formfüllungsvermögen auf.

Fahrwerkskonsole PQ 24 und Radträger PQ 46 als reale Bauteile

Nach Vorentwicklung im Gießlabor werden ausgewählte Legierungsvarianten der in dieser Arbeit entwickelten Legierung AlSi3Mg0,6 auf ihre mögliche Anwendung im realen Bauteil beim Gießen einer Fahrwerkskonsole PQ24 und eines Radträgers PQ46 erprobt.

Bild 0.7 zeigt: Skizziert ist die Kokillengeometrie der „Bolzenprobe“ zur Bestimmung des Formfüllungsvermögens (FFV) von Gusslegierungen, [S. Engler, R. Ellerbrok 1975].

Bild 0.8 zeigt: PQ24-Fahrwerkskonsole im bearbeiteten Zustand.

Bild 0.9 zeigt: PQ46-Radträger, im oberem Bereich ist der dem Gießverfahren entsprechend, klein dimensionierte speisende Anguss erkennbar

Die auf **Bild 0.8** dargestellte **Fahrwerkskonsole PQ24** (VW Polo, Skoda Fabia, Audi A2) der Volkswagen AG wird im *Schwerkraft-Kokillengießverfahren* gefertigt. Als ein wichtiges Ergebnis der Voruntersuchungen in Arbeitspaket A ist anzumerken, dass bei tieferen Temperaturen als 700°C das Fertigen von fehlerfreien Gussstücken aufgrund der schlechten Gießeigenschaften (Fließvermögen) der AlSi3 -Schmelzen nicht möglich ist. Die Gießtemperatur während der Versuche beträgt maximal 750°C . Eine Teilaufgabe der angestellten Untersuchungen ist es, die Auswirkungen eines Abschreckens in kaltem Wasser auf die Eigenschaften der Gussteile zu bestimmen.

Der in **Bild 0.9** dargestellte Radträger PQ46 (VW Passat, Skoda Superb) der Volkswagen AG wird im Rahmen der Arbeit mit Legierungsvarianten von AlSi3Mg auf einer Niederdruck-Gegendruck-Gießanlage der Fa. CPC gegossen.

0.7 Thermodynamische Modellierung

Das im Rahmen der Forschungsarbeit eingesetzte Werkzeug der thermodynamischen Modellierung ist das Programm Thermo-Calc-Classical TCC und seine auf Windows basierende anwendungsfreundlichere Version TCW [Thermo-Calc 2006]. Das Programm ermöglicht es, Phasen, ihre Bildungstemperaturen und Phasenanteile von Legierungen unter thermodynamischen Gleichgewichtsbedingungen (langsame Abkühlung) und im Ungleichgewicht nach Scheil-Gulliver zu bestimmen. Aufgrund der hohen Abkühlraten in Dauerformgießverfahren erstarren in ihnen Legierungen im thermodynamischen Ungleichgewicht, weshalb die Modellierungen nach Scheil durchgeführt werden. Die für Modellierungen von AlSi -Basislegierungen genutzte Datengrundlage dieser Untersuchungen ist die Datenbank COST2 „Light Alloys Database v2.1 1998/2003“ für Aluminium- und Leichtmetallwerkstoffe.

Explizit zum Einsatz kommt Thermo-Calc in dieser Arbeit bei der Abschätzung entstehender Phasen und ihrer Anteile im Gussgefüge der neu zu entwickelnden Legierungen. So können zum Beispiel maximale Gehalte von Festigkeit fördernden Bestandteilen in AlSi -Legierungen wie Mg und entstehende Mg-haltige Phasen bestimmt werden. Gleiches gilt für das Zulegieren von Cr, Cu, Ni sowie Cu und Ni. Ebenfalls kann ermittelt werden, in welchem Umfang Legierungselemente eingegrenzt werden müssen, um Fe-haltige oder andere Störphasen zu minimieren. Zudem werden durch Thermo-Calc berechnete Bildungstemperaturen von Phasen herangezogen, um die Temperaturparameter der Wärmebehandlungen zu optimieren. Ein Beispiel zeigt **Bild 0.10**, für AlSi3Mg0.6Cr0.3 . Ergebnisse kleiner Phasenanteile oder in engen Bereichen

auftretende Phasen wie intermetallische Phasen sind genauer zu hinterfragen. Es empfiehlt sich, vor Beginn umfassender Modellierungen, in exemplarischen Fällen die Ergebnisse von Phasenanteilsberechnungen mit metallographischen Schliffen zu vergleichen. Das kommerzielle Datenbank-Modul COST2 ist momentan noch nicht fähig, über eine thermodynamische Modellierung von entstehenden Phasen hinaus, auch Morphologieänderungen durch Legierungselemente der Kornfeinungs- und Veredelungsmittel mit zu berücksichtigen.

Bild 0.10 zeigt: Zustandsdiagramm der sich in Abhängigkeit der Temperatur bildenden Phasenanteile nach Scheil für AlSi3Mg0,6Cr0,3 .

0.8 Charakterisierung der Proben

Untersuchungen zur Gießbarkeit

Unter Anwendung der in Abschnitt 0.6 beschriebenen Werkzeuge werden weitere Untersuchungen zur gießtechnischen Verarbeitung der Legierungen durchgeführt. Die Gussbauteile werden visuell auf äußere Anzeichen von Gießfehlern überprüft. Speziell werden dabei Kaltläufe, nicht vollständig gefüllte Bereiche und Warmrisse aufgespürt. In einer Prüfkabine wird das gesamte Volumen der Gussstücke mit Röntgenstrahlen durchleuchtet. Mit Hilfe dieser Prüfmethode können Volumenfehler im Inneren mit einer Mindestausdehnung von minimal 1 mm erkannt und ihre genaue Lage beschrieben werden. Das Farbeindringprüfverfahren zeigt eventuelle Risse, Falten durch Kaltläufe, Poren und weitere Oberflächenfehler der Gussstücke.

Metallographie und Analytik

Um Zusammenhänge, welche die mechanischen Eigenschaften beeinflussen, zu verstehen, müssen Proben metallographisch und analytisch untersucht werden. Die geschliffenen und polierten Proben werden unter einem mit einer Digitalkamera ausgestatteten Lichtmikroskop der Fa. Zeiss untersucht (**Bild 11** und **Bild 12**). Einige Proben werden einer speziellen Farbätzung (modifizierte Ätzung nach

Barker) unterzogen, die eine bessere Auflösung und Unterscheidung einzelner Körner der Primärphase von Al-Legierungen zulässt (**Bild 13** und **Bild 14**). Um die chemische Zusammensetzung der das Gefüge bildenden Phasen zu bestimmen, erfolgt an ausgewählten Proben eine orts aufgelöste chemische Analyse (EDX) im Rasterelektronenmikroskop. Hierdurch können sowohl chemische Zusammensetzungen einzelner Phasenanteile, chemische Veränderungen innerhalb von Phasen (Seigerungen), bzw. chemische Verteilungen einzelner Elemente in einem Messfeld („Field-Scan“) erfasst werden. Das verwendete Raster-Elektronenmikroskop ist vom Typ „Zeiss Gemini 1550“. Unter Zuhilfenahme des digitalen Bildanalysensystems (IBAS „Zeiss KS400“ werden die mittleren Dendritenarmabstände (DAS) bzw. die Korngrößen bestimmt, welche die Feinheit des Gefüges kennzeichnen.

Bild 0.11 zeigt: Gefügebild mit Phasenbeschreibung einer dünnwandigen an Luft abgekühlten PQ46-Probe aus AlSi3Mg im Gusszustand.

Bild 0.12 zeigt: Gefügebild mit Phasenbeschreibung einer PQ46-Probe aus AlSi3Mg nach einer T6-Wärmebehandlung

Bild 0.13 zeigt: Nicht korngefeintes Gefüge der Legierung AlSi3Mg0,6, Farbätzung nach Barker

Bild 0.14 zeigt: Mit 150 ppm AlTi5B1 korngefeintes Gefüge der Legierung AlSi3Mg0,6, Farbätzung nach Barker

0.9 Modifikation von AlSi-Legierungen und experimentelle Untersuchung

Die AlSi-Legierung, die in dieser Arbeit entwickelt wird, basiert einerseits auf einem Absenken des Silizium-Gehalts auf einen Anteil zwischen 1 und 7 Gew.-% Si und andererseits auf der Nutzung der Festigkeit steigernden Wirkung von Magnesium. Somit werden sowohl die Magnesium-Gehalte variiert, als auch der Einfluss von Verunreinigung durch Fe und gezielter Zugabe von

Legierungselementen wie Cu, CuNi, Ni und Cr untersucht, sowie die Auswirkung von Behandlung der Schmelze (Kornfeinung, Veredelung, Spülgasbehandlung).

Variation des Magnesiumgehaltes

Die neu zu entwickelnde AlSi-Gusslegierung soll eine möglichst hohe Streckgrenze aufweisen. Zielsetzung ist es, die zu entwickelnde Legierung auszu-härten. In AlSi-Legierungen wird dies gemeinhin durch einen Mg-Zusatz erzielt. Dann kann im Gussgefüge die plattig-nadelige Phase β -Mg₂Si auf (**Bild 0.11**) auftreten. Diese wird durch Lösungsglühen größtenteils wieder aufgelöst, das Magnesium vom α -Mischkristall aufgenommen, wo es nach Abschrecken in Zwangslösung bleibt. Das zurückbleibende Si erhöht den Anteil eutektischen Siliziums. Die Legierungen sind nach dem Lösungsglühen infolge Bildung der intermetallischen Phase β^{II} und β^{I} -Mg₂Si nach Auslagerung aushärtbar. In untereutektischen Mg-haltigen AlSi-Legierungen bildet sich bei zusätzlicher Anwesenheit von Eisen (Verunreinigung) die oft polygon-verzweigt Chinesenschrift-artige π -Phase (Al₈Mg₃FeSi₆) und bewirkt eine verringerte Bruchdehnung.

Eine Erhöhung des Magnesiumgehalts stützt sich auf die *thermodynamische Modellierung mit Thermo-Calc*. Im Rahmen der Modellierung wird bestätigt, dass die maximale Löslichkeit für Mg im thermodynamischen Gleichgewicht unabhängig vom Si-Gehalt der AlSi-Legierung im α -Mischkristall 0,6 Gew.-% Mg beträgt. Überschreitet der Mg-Gehalt diese Sättigungsgrenze, so ist verstärkt mit Mg₂Si-Ausscheidungen und bei Anwesenheit von Fe mit π -Phasen zu rechnen. In den Modellierungen wird verdeutlicht, dass der Anteil von ausgeschiedenem Mg₂Si im Gleichgewicht höher ist als bei rascher Erstarrung im Ungleichgewicht, weil weniger Mg im Al-Mischkristall zwangsgelöst bleibt. Dies begründet den Effekt, dass in Dauerformgießverfahren erstarrte AlSiMg-Gussteile schneller auf ein Lösungsglühen ansprechen als z. B. im Sandguss langsam erstarrte Gussstücke. Ebenfalls erklärt dies metallurgisch die festigkeitssteigernde Wirkung eines

Abschreckens noch heißer Gussstücke in Wasser. Vergleicht man Modellierungen von AlSi5Mg0,6 , AlSi3Mg0,6 und AlSi1Mg0,6 , so ist überdies erkennbar, dass der Anteil an ausgeschiedenem Mg_2Si in der Legierung mit niedrigerem Si-Gehalt geringer ist. Mit einer Absenkung des Si-Gehalts sinkt der Anteil eutektischer Phase im Gefüge und zugleich steigt der Anteil an primärem α -Mischkristall und somit auch die Kapazität, einen höheren Gesamtanteil an Mg in der Legierung aufzunehmen. Es besteht eine höhere Toleranzgrenze bezüglich des Mg-Gehaltes, bevor es zu unerwünschten Ausscheidungen kommt. Dies hat bei Absenkung des Si-Gehalts eine Verringerung der Bildungsneigung von Chinesenschrift-artigen Mg- und MgFe-Ausscheidungen zur Folge. Berücksichtigt man zudem einen geringen Mg-Abbrand im Schmelzbetrieb, erscheint eine leichte Überschiebung des Mg-Gehalts von 0,6 Gew.-% in AlSi3Mg bei der Schmelzerstellung als durchaus akzeptabel.

Einfluss des Eisengehaltes

Die in dieser Arbeit vergossenen Si-armen AlSiMg -Legierungen weisen im Gusszustand durchweg π -Phase ($\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$), wie auch nadelig-plattige Fe- β -Phase (Al_5FeSi) im Gefüge auf. Chinesenschrift-artige α -Fe-Phase ($\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$, $\text{Al}_{12-15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_{1-2}$) wird bei den untersuchten AlSiMg -Proben nicht beobachtet. Dies liegt darin begründet, dass sich durch die Anwesenheit von Magnesium eher die morphologisch ähnliche π -Phase ($\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$) ausbildet. Ist die π -Phase fein ausgeprägt, gilt sie in ihrer Wirkung auf die Festigkeitseigenschaften günstiger als die β -Phase. Die unerwünschte π -Phase kann jedoch weiter durch Wärmebehandlung von ihrer polygon-kantigen, bzw. verzweigten Morphologie in eine abgerundete, spheroidale Form überführt werden, was den Abfall an Bruchdehnung geringfügig mildern kann (**Bild 0.11** und **Bild 0.12**, S. XVI).

Die Eisenverbindung $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ stellt die häufigste und ungünstigste Morphologie Fe-haltiger Phasen in AlSi -Legierungen dar. Je höher der Anteil von Fe in der

Legierung, desto stärker ist das Auftreten der sich teilweise bereits vor dem AlSi-Eutektikum ausscheidenden Phase. Somit hat diese Phase auch einen gießtechnologischen Einfluss auf Schrumpfungsporosität, da voreutektische Ausscheidung von β -Phase eine Nachspeisung durch Schmelze zu behindern vermag [A. M. Samuel et al. 2001]. In niedrig Si- und Mg-haltigen AlSiMg-Legierungen ist ein vermehrtes Auftreten von β -Phase gegenüber π -Phase durch die stöchiometrische Zusammensetzung der Phasen bedingt, da in β -Phase weniger Si enthalten ist. Mit steigendem Mg-Gehalt verschiebt sich der Anteil β -Phase zugunsten der π -Phase. Dieser Zusammenhang kann für AlSi3Mg betätigt werden.

Die Ausprägung und Anteile der unterschiedlichen Fe-Phasen in AlSi-Legierungen werden wesentlich vom Grundgehalt an Fe und Mg und von in kleinen Mengen gezielt zulegierten Elementen (Mn, Sr, Cr) oder einer Wärmebehandlung beeinflusst. Ein positiver Einfluss von Sr kann anhand der Versuche nicht festgestellt werden, wie Sr auch ob des geringen Gehaltes an eutektischer Phase keine messbare Veredelung des eutektischen Si bewirkt. Daher wird von Sr-Legieren für die entwickelte Si-arme Legierung Abstand genommen. Versuche zum Zulegieren von Mn ergeben ebenfalls keinen deutlich positiven Einfluss auf die Unterdrückung der β -Phase. Positiven Einfluss zeigt hingegen ein Zulegieren von Cr, was auch in den mechanischen Eigenschaften gegossener Proben messbar wird. Interessant ist der Umstand, dass mit zunehmendem Chromgehalt bereits im Gusszustand die β -Eisenausscheidungen zugunsten der polyedrischen π -(Al₈Mg₃FeSi₆) Phase fehlen. Das Auftreten eingeformter π -Phase im Gusszustand bei Cr-Bestandteil der Legierung bestätigt die Ergebnisse einer Untersuchung von S. Murali, K. S. Raman et al. 1994. Bei einem Cr-Gehalt von 0,7 Gew.-% Cr wird nach der Wärmebehandlung keine β -Phase mehr nachgewiesen. Bei einem Chromgehalt von 0.7 % lassen sich über EDX-Analyse

Ausscheidungen finden, die nachweislich aus den intermetallischen Phasen Al_7Cr , $\text{Al}_{11}\text{Cr}_2$ sowie $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$ bestehen können.

Das Auftreten der β -Phase trotz des relativ geringen Eisengehalts von $<0,1$ Gew.-% ist mit der Seigerung des Eisens in der Restschmelze während der Erstarrung zu erklären. Da das Gefüge der AlSi3Mg0,6 -Legierungsgruppe (im Vergleich zu AlSi7) nur wenig Eutektikum enthält, wird der gesamte Eisengehalt in einem kleineren Volumen angereichert, was zur Überschreitung der Bildungsgrenze der Al_5FeSi Phase und zur Entstehung der sperrigen Nadeln führt. Somit kommt einer Kontrolle des Fe-Gehalts in AlSi3Mg0,6 -Legierung ohne Legierungszusätze Sr, Mo, Cr, Co oder Be eine höhere Bedeutung zu als in einer AlSi7Mg -Legierung mit A357-Spezifikation.

Absenkung des Si-Gehaltes

Gemäß der gießtechnologischen Eigenschaften und in Abschnitt 0.3 angeführten gießtechnologischen Fortschritte erscheint in Arbeitspaket B eine systematische Untersuchung der Legierungen, insbesondere im Intervall von 1- 5 Gew.-% Si, als sinnvoll. Da der Kokillenguss von Fahrwerksteilen (insbesondere bei Schwenklagern) oft dickwandig ist, ist eine Vorhersage zum FFV und bezüglich des Warmrissverhaltens nicht ohne Versuche am Bauteil möglich. Experimentell wird weiter untersucht, inwieweit sich Druckunterstützung während der Erstarrung positiv auswirkt.

Voruntersuchungen aus Arbeitspaket A unterstreichen ein zunehmendes Potenzial zur Steigerung der Legierungsfestigkeit bei sinkendem Si-Gehalt und gleichem Mg-Bestandteil. Zugproben der Legierungen weisen im Gusszustand eine erheblich gesteigerte Bruchdehnung bei leicht sinkender Festigkeit und Streckgrenze mit sinkendem Si-Gehalt auf. Bei einer Wärmebehandlung wird Dehnung zugunsten von Festigkeit und Streckgrenze abgebaut. Da für Sicherheitsbauteile zusätzlich zur hohen Streckgrenze eine hohe Bruchdehnung

(>7 %) erwünscht ist, ist das Profil der Legierung $\text{AlSi}_3\text{Mg}_{0,2}$ und $\text{AlSi}_4\text{Mg}_{0,2}$ mit Bruchdehnungen von 10 % und mehr im Gusszustand ein geeigneter Ausgangspunkt. Als Forschungsschwerpunkt für das sich anschließende Arbeitspaket B erfolgt daher eine gezielte Erhöhung des Magnesiumgehalts und eine systematische Untersuchung von erzielbaren Eigenschaften durch Wärmebehandlung für AlSi_3 und AlSi_4 . Eine weitere Absenkung des Si-Gehaltes (AlSi_3Mg , AlSi_2Mg und AlSi_1Mg) bei höheren Mg-Gehalten in Arbeitspaket B.2 bewirkt keinen weiteren positiven Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. Das ideale Eigenschaftsprofil einer Kombination aus Festigkeit und Dehnung im Gusszustand mit dem Ziel einer Aushärtung durch Mg-Zusatz und Wärmebehandlung liegt zwischen 2,5 und 3,5 Gew.-% Si, was in den Arbeitspaketen B3 und B4 eingegrenzt und spezifiziert wird.

Das *Fließvermögen* von $\text{AlSi}_1\text{Mg}_{0,6}$ nimmt mit steigendem Siliziumgehalt bis $\text{AlSi}_3\text{Mg}_{0,6}$ ab und steigt von $\text{AlSi}_5\text{Mg}_{0,6}$ wieder an. Im Kokillenguss ist das Fließvermögen für $\text{AlSi}_3\text{Mg}_{0,6}$ am niedrigsten. Die Fließlängen von $\text{AlSi}_3\text{Mg}_{0,3}$ bei Gehalt an Kornfeinungsmittel wurde in Abhängigkeit steigenden Magnesiumgehalts bis 0,6 Gew.-% sowie Erhöhung der Gießtemperatur bei 0,6 Gew.-% Mg ermittelt. Die Fließlänge nimmt mit steigendem Magnesiumgehalt bis hin zu $\text{AlSi}_3\text{Mg}_{0,6}$ ab und steigt bei konstanter Zusammensetzung mit erhöhter Gießtemperatur (Gießspanne). Ein erhöhter Magnesiumgehalt beeinflusst die Erstarrungsmorphologie also ungünstig, weshalb die Schmelze nicht ausreichend weit fließen kann. Eine Erhöhung der Gießtemperatur hindert die frühzeitige Erstarrung und sorgt für bessere Fließlängen. Eine höhere Kornfeinung wirkt sich in erheblichem Maß positiv auf das Fließvermögen einer $\text{AlSi}_3\text{Mg}_{0,6}$ -Legierung aus. Als Empfehlung für die praktische Anwendung einer $\text{AlSi}_3\text{Mg}_{0,6}$ -Legierung kann abgeleitet werden, dass ein schlechteres Fließvermögen im Kokillen- oder Niederdruck-Gegendruckgießen durch erhöhte Kornfeinung oder eine Erhöhung der Gießspanne kompensiert werden kann. Eine Erhöhung der Gießspanne bewirkt aufgrund des höheren Anteils an Al-Primärphase und geringerem Anteil

eutektischer Phase gegenüber Legierungen mit erhöhtem Si-Anteil für AlSi3Mg0,6 einen in Relation stärkeren Einfluss auf die Verarbeitbarkeit. Mit AlSi3Mg0,6 lassen sich im Niederdruck-Gegendruckgießen problemlos und im Schwerkraft-Kokillengießen bei entsprechenden Vorkehrungen technische Bauteile aus gießtechnologischer Sicht einwandfrei herstellen. Für das Druckgießen dünnwandiger Bauteile eignet sich die Legierung aufgrund ungenügender Verarbeitungs- und gießtechnologischer Eigenschaften wie Klebneigung der Legierung und insbesondere Warmrissigkeit nicht.

0.10 Ergebniszusammenfassung und Ausblick für weitere wissenschaftliche Arbeiten mit AlSi3Mg0,6

Die vorliegende Arbeit präsentiert als Hauptergebnis die Entwicklung einer neuartigen Si-armen AlSiMg -Legierung für Fahrwerksanwendungen: nämlich AlSi3Mg0,6 [PCT/DE2006/001525]. Diese zeichnet sich gegenüber gängigen AlSi -Gusslegierungen durch deutlich verbesserte mechanische Eigenschaften aus. Die Anwendungserprobung in unterschiedlichen Gießverfahren wie dem Niederdruck-Gegendruck-Gießen, dem Schwerkraft-Kokillen-Gießen und eine Abgrenzung zum Druckgießen als weiterem Dauerformgießverfahren erlauben eine Orientierung für die zukünftige industrielle Fertigung.

Es wurden AlSi -Legierungen mit unterschiedlich niedrigen Si-Gehalten von 1 bis 7 Gew.-%, Mg-Gehalten bis 1 Gew.-%, Cu-Gehalten bis 1 Gew.% untersucht. Außerdem wurde der Einfluss des Störelements Fe ermittelt. Versuchsreihen mit Prinzipgeometrien und realen Gussbauteilen wurden durch thermodynamische Modellierung gestützt. So konnte ein detailliertes Eigenschaftsprofil für die gießtechnologischen und mechanischen Eigenschaften in Relation zum Gefüge erstellt werden. Dabei wurde die Basis-Legierung AlSi3Mg0,6 als Legierung mit dem bestem Eigenschaftsportfolio identifiziert und ein Prozessfenster für die

Legierungszusammenstellung, die Elementgehaltsgrenzen und Wärmebehandlung definiert, als Grundlage einer zum Patent angemeldeten Legierungsspezifikation.

Die Untersuchungen zeigen, dass die Legierung AlSi3Mg0,6 mit der nachfolgend angeführten Legierungsspezifikation ein deutliches Potential für Anwendungen im Fahrwerk besitzt:

- Si: 2,7 bis 3,3, vorzugsweise 2,5 bis 3,1 Gew.-%
- Mg: 0,3 bis 0,7, vorzugsweise 0,25 bis 0,65 Gew.-%
- Fe: < 0,18, vorzugsweise 0,05 bis 0,16 Gew.-%
- Mn: < 0,5, vorzugsweise 0,05 bis 0,4 Gew.-%
- Ti: < 0,1, vorzugsweise 0,01 bis 0,08 Gew.-%
- Sr: <0,03, vorzugsweise 0,01 bis 0,03 Gew.-%
- Sonstige: <0,1 Gew.-%
- und jeweils zu 100 Gew.-% mit Al ergänzt.

Für das Niederdruck-Gegendruck-Verfahren (Serienbauteil PQ 46) werden mit AlSi3Mg0,6 sehr günstige Bauteileigenschaften mit Zugfestigkeiten über 370 MPa, Streckgrenzen über 300 MPa bei einer gleichzeitig hohen Bruchdehnung von 11 % erreicht, (**Bild 0.15**). Gegenüber der in diesem Verfahren üblicherweise verwendeten Legierung AlSi7Mg (A356 / A357) können die Zugfestigkeit um ca. 40 MPa und die Streckgrenze um ca. 35 MPa gesteigert werden, bei gleichzeitigem Dehnungsanstieg um 3 %.

Für Schwerkraft-Kokillenguss (Serienbauteil PQ 24) wurden etwas geringere mechanische Eigenschaften erreicht ($R_m=326$ MPa, $R_{p0,2}=280$ MPa und $A=4,3$ %, **Bild 0.16**) die aber bzgl. Zugfestigkeit und Streckgrenze noch immer höher sind als der in Fahrwerksteilen verwendete Legierungstyp AlSi11. Im Vergleich konnten eine Steigerung der Zugfestigkeit um 30 MPa und der Streckgrenze 55 MPa bei

1,5% verminderter Dehnung beobachtet werden. Die Bruchdehnung der PQ 46-Proben war im Allgemeinen etwa doppelt so hoch wie von PQ 24. Die Zugfestigkeit und Streckgrenze können im Vergleich zum Gusszustand noch durch eine geeignete Wärmebehandlung in ähnlicher Größenordnung gesteigert werden. Für die Einstellung der optimalen mechanischen Kennwerte der Gussteile erscheint bei AlSi3Mg0,6-B eine T6-Wärmebehandlung geeignet, deren Parameter im Rahmen des Forschungsprojektes ebenfalls verifiziert wurden.

Aus AlSi3Mg0,6 können mit den beiden Gießverfahren Niederdruck-Gegendruckgießen und Schwerkraft-Kokillengießen ohne erhöhten metallurgischen Aufwand fehlerfreie Gussteile erzeugt werden, was der allgemeinen Ansicht widerspricht, dass sich AlSi-Bauteile mit weniger als 5 Gew.-% gusstechnisch industriell nicht herstellen lassen. Das Vergießen der Legierung AlSi3Mg0,6 im Druckgießverfahren verlief dagegen nicht befriedigend, so dass der Werkstoff AlSi3Mg0,6 für dieses Verfahren ungeeignet ist.

Die positiven Beobachtungen an realen Bauteilen mit AlSi3Mg0,6 wurden durch begleitende Untersuchungen an Prinzipgeometrien quantifiziert. Dennoch ist die Gießbarkeit dieser Legierung allgemein schlechter als die der bisher in Dauerformgießverfahren verwendeten Legierungen AlSi7Mg und AlSi11. Bei einer optimierten Kornfeinung und an die Legierung angepassten Gießparametern, können die Gießeigenschaften jedoch verbessert und legierungsbedingte Defizite der Verarbeitbarkeit kompensiert werden.

Bild 0.15 zeigt: Das Bild stellt die optimalen mechanischen Kennwerte dar, welche mit der Legierung AlSi3Mg0,6 erzielt werden, gegenüber mit AlSi7Mg in der Praxis erzielten Kennwerten für Niederdruck-Gegendruck-Gießen: AG = Gusszustand abgeschreckt, LG = nach Lösungsglühen, T6 = nach T6-Wärmebehandlung. Q gibt zum Vergleich den für AlSi7Mg definierten Qualitätsindex an: $Q = R_m + 150 \log(A)$.

Bild 0.16 zeigt: Das Bild stellt die optimalen mechanischen Kennwerte dar, welche mit der Legierung AlSi3Mg0,6 erzielt werden, gegenüber mit AlSi7Mg und AlSi11Mg in der Praxis erzielten Kennwerten für Schwerkraft-Kokillenguss: AG = Gusszustand abgeschreckt, LG = nach Lösungsglühen, T6 = nach T6-Wärmebehandlung.

Eine umfassende Gefügeanalyse in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen zeigt, dass das Gefüge der Gussstücke aus AlSi3Mg0,6 von den jeweiligen Gießverfahren und Legierungszusätzen unabhängig hauptsächlich aus fünf Phasen besteht. Neben dem Al-Mischkristall und eutektischem Silizium sind die festigkeitssteigernde Mg_2Si -Phase sowie eine in ihrem Verhalten dem Si ähnelnde $\pi\text{-Al}_8\text{Si}_6\text{Mg}_3\text{Fe}$ -Phase charakteristisch (**Bild 0.11** und **Bild 0.12, S. VI**). Der ebenfalls im Zusammenhang mit den Zusätzen Mg und Cr diskutierte, die mechanischen Eigenschaften negativ beeinflussende Ausscheidungstyp $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$, weist auf die notwendige Kontrolle eines möglichst niedrigen Eisengehaltes der entwickelten Legierung hin. Eine starke Kornfeinung ist zur guten Verarbeitbarkeit der Legierung unerlässlich (**Bild 0.13** und **Bild 0.14, S. VI**). Auf eine Veredelung des Eutektikums hingegen kann verzichtet werden.

Anknüpfungspunkte für weitere wissenschaftliche Arbeiten mit AlSi3Mg0,6
Wichtig für die industrielle Anwendung von AlSi3Mg0,6 sind weiterführende Werkstoffprüfungen der mechanischen Eigenschaften wie Dauerfestigkeit, die Erstellung von Werkstoffermüdungskurven nach Wöhler und die Ermittlung des Einflusses der Temperaturbeanspruchung auf Bauteile des Gusswerkstoffes AlSi3Mg0,6 . Wissenschaftlich interessant wäre ein vertiefter metallkundlicher Einstieg zur Analyse der Erscheinungsformen (kohärent / teilkohärent) der Mg_2Si -Ausscheidungen in den gegossenen AlSi3Mg0,6 -Proben. Für solche Untersuchungen wäre das hochpräzise Mikrosonde-Verfahren geeignet. Hieraus könnten genauere Empfehlungen zur Wärmebehandlung abgeleitet werden.

Über die dargelegten Ergebnisse hinaus wurden weitere Untersuchungen für den Einsatz und die Weiterentwicklung der Legierung AlSi3Mg0,6 gewonnen. Diese Untersuchungen beinhalten Legierungsvarianten von AlSi3Mg mit Kupfer-Anteil, Nickel-Anteil, Kupfer-Nickel-Anteil sowie mit Chrom-Anteil.

Einfluss von Kupfer, Kupfer-Nickel und Chrom auf AlSi3Mg0,6

Alleinige Kupfer- oder Nickelzusätze zu niedrig Si-haltigen AlSi -Gusslegierungen zeigten in Versuchen bei Raumtemperatur keine signifikante Verbesserung der mechanischen Eigenschaften. Ein gleichzeitiges Zulegieren von Kupfer und Nickel zu AlSi3Mg0,6 eröffnet jedoch neue Möglichkeiten der Anwendung des Legierungstyps im Bereich außerhalb des Fahrwerks für temperaturbelastete Bauteile wie z. B. motornahe Applikationen, wobei auf die in dieser Arbeit ausgewiesenen Grundlagen aufbaut werden kann. Die für AlSi3Mg0,6CuNi im Warmzugversuch beobachteten mechanischen Eigenschaften sind vergleichbar mit denen von AlSi7MgCuNiFe und weisen auf das Potenzial dieses Werkstoffes hin (**Bild 0.17**). Ein Zulegieren von Chrom zu AlSi3Mg0,6 eröffnet die Möglichkeit einer weiteren signifikanten Verbesserung der mechanischen Eigenschaften, die bereits im Gusszustand, insbesondere jedoch nach Lösungsglühen und evtl. Auslagern, zu verzeichnen ist. In einer ersten Versuchsreihe am Französischen Zugstab wird nach einer T6-Wärmebehandlung eine Steigerung der Bruchdehnung um 3 % festgestellt, die mit einer Erhöhung der Zugfestigkeit um ca. 37 MPa einhergeht. Die Streckgrenze erweist ein gleich bleibend hohes Niveau (**Bild 0.18**). Das Formfüllungsvermögen verbessert sich bei Anwesenheit von Cr, wohingegen sich die Fließeigenschaften verschlechtern. Die Ergebnisse weisen zudem auf Wege, wie durch Chromzusätze unerwünschte Eisen-ausscheidungen bereits im Gusszustand in eine günstigere Morphologie überführt werden können.

Bild 0.17 zeigt: Mechanische Eigenschaften von Französischen Zugstäben der Legierungen AlSi3Mg0.6 (Basis) und Zusätzen von 0,3 Gew.-% Cu und 1 bis 1,5 Gew.-%, Ni 1.5 nach T6-Wärmebehandlung im Warmzugversuch bei 200°C

Bild 0.18: Mechanische Eigenschaften der Legierungen AlSi3Mg0.6Cr0.1 - 0.7 nach einer T6-Wärmebehandlung im Französischen Zugstab ermittelt.

Zukünftige Untersuchungen sollten ebenfalls reale Bauteile einschließen, in denen weiter erhöhte mechanische Kennwerte zu erwarten sind. Diese sollten umfassender erprobt werden, damit die Legierungsspezifikation für AlSi3Mg0,6 um eine chromhaltige Variante erweitert werden kann.

Zusätzlich erscheint eine umfassendere Überprüfung der Auswirkung von Cr- oder Mn-Gehalt in der AlSiMgFe-Schmelze auf die Ausbildung Fe-haltiger Phasen (β -Al₅FeSi) im Gussgefüge vor dem Hintergrund metallkundlicher Wirkmechanismen bei der Phasenbildung wünschenswert. Dies gilt nicht nur für die AlSi3Mg-Legierung, sondern allgemein für AlSi-Gusslegierungen. Parallel zu dem ingenieurmäßigen, auf Gussteileigenschaften und Prozessfähigkeit abzielenden Ansatz wäre es für anknüpfende Arbeiten interessant, auf der Basis eines stärker theoretisch metallkundlich vertiefenden Ansatzes die Phasenbildung und Wirkmechanismen der Eigenschaftssteigerung von AlSiMg-Legierungen durch Zulegieren von Chrom und die Steigerung der Warmfestigkeit durch Cu, insbesondere Cu und Ni, weiter wissenschaftlich zu durchdringen.

1 Einleitung und Motivation

Aluminium im Automobil und Fahrwerk

Die stetig steigenden Anforderungen an Komfort, Sicherheit und Treibstoffminimierung setzen die Automobilproduzenten unter immer stärkerem Innovationsdruck. Von besonderer Bedeutung für Treibstoffeinsparung ist die Reduzierung des Fahrzeuggewichts. Nach dem heutigen Stand ist dies nur durch höhere

Bauteilintegration und den Einsatz von Leichtbauwerkstoffen wie Aluminium und Magnesium zu erreichen. Nach Prognosen wird der Anteil von Aluminium in Mittelklassenfahrzeugen in Europa, der im Jahr 2005 unter 130 kg liegt, bis 2015 auf 220 kg / PKW ansteigen [U. Jürgens, H.-R. Meißner 2001]. Die Produktionsleistung der deutschen Gießereiindustrie betrug im Jahr 2003: 3.858.000 t Eisen- und Stahl-, 677.061 t Aluminium- sowie ca. 26.000 t Magnesiumguss [G. Wolf, P. Haensel 2005]. Davon entfallen rund 50 % der Eisengusswerkstoffe und etwa 73 % des Leichtmetallgusses auf den Automobilbau, von dem in der BRD nahezu jeder siebte Arbeitsplatz direkt oder indirekt abhängig ist [F. Sturz 2003].

Gegenwärtig nehmen Chassis, Karosserie- und Fahrwerksteile anteilig etwa 6 % des Aluminiumgusses im Automobil ein [D. Brungs, A. Mertz 2000], stellen aber mit deutlich vorhergesagter Steigerung bis 2010 den größten Wachstumsmarkt für Aluminium-Dauerformguss im Automobil dar [Mercer 2002]. Bei konsequentem Leichtbau mit Aluminium wird ein umsetzbares Gewichtseinsparungspotenzial von über 20 % am Gesamtfahrzeug prognostiziert [H. Wallentowitz et al. 2003]. Nach dem Einzug von Aluminium im Antriebsstrang (Power-Train: Motor, Getriebe) wurden während der letzten zehn Jahre in vielen Baugruppen wie Lenkgehäuse, Hilfsrahmen und Schwenklager teilweise geschweißte Stahl- und Eisenkonstruktionen durch gegossene Aluminiumteile verdrängt. Vorteilhaft ist eine im gesamten Bauteil einheitliche Werkstoff- und Gefügestruktur ohne eventuelle Spannungsrisse und Gefügeveränderungen, wie sie im Schweißen entstehen [E. Neuwirth 2005]. Weitere Triebkraft zum steigenden Einsatz von Al-Guss liegt in einer erhöhten Bauteil- und Funktionsintegration, welche Guss gegenüber gefügten und Schmiedekonstruktionen bietet. Die Forderung einer Gewichtsreduzierung für ungefederte Massen (Treibstoffverbrauch / Emissionsminimierung, Fahrdynamik, Komfort) wird im Fahrwerk verstärkt erhoben, wobei das Gewicht der Radführung im Wesentlichen durch die maximale Achslast und Fahrdynamik bestimmt wird [V. Berkefeld et al. 1994]. Gegossene Leichtmetallkonstruktionen bieten im Fahrwerk nach Angaben von Automobilherstellern und Zulieferern Potenzial für Gewichtseinsparungen

zwischen 25 % und 35 % [M. Menge et al. 2005; P. Hutmann, S. Kalke 1998; K. Heeß, F. Söffge 1998; H. Friedrich 2002].

Motivation und Ziel der Arbeit

Das Gießen in metallische Dauerformen (Kokillen) hat sich für die Großserienproduktion von Leichtmetallbauteilen hervorragend bewährt. Dauerformgießverfahren wurden so weit perfektioniert, dass heute ein großes Spektrum an Fahrzeugbauteilen in hohen Stückzahlen mit dieser Technik prozesssicher hergestellt wird. Aufgrund der exzellenten mechanischen Eigenschaften eignen sich bei hochbeanspruchte Fahrwerksteile besonders Schwerkraft-Kokillenguss und Niederdruck-Kokillenguss. Ein weiterer Vorteil besteht in der nahezu unbegrenzten Gestaltungsfreiheit. Mit dem Kokillengießverfahren lassen sich Bauteile in Integralbauweise [E. Neuwirth 2005] mit extremen Wanddickenunterschieden und komplizierten Innenkonturen wie Verrippungen und Gewinden herstellen. Durch den Einsatz von Sandkernen können sogar teil- oder ganz geschlossene verwinkelte Hohlräume problemlos gegossen werden. Besonders vorteilhaft ist die durchgängige Automatisierbarkeit der Verfahren über Arbeitsvorbereitung, Gießen, Entformen, Entkernen bis hin zu Verputzen, Wärmebehandlung und Qualitätssicherung. Arbeitsintensive Prozessschritte werden so weit automatisiert, dass moderne Anlagen weitgehend ohne menschliche Hilfe schnell und zuverlässig produzieren können [L. Kniewallner et al. 2002 ; E. Neuwirth 2004].

Infolge der speziellen Anforderungen an das Gießen von Fahrwerksbauteilen als Kompromiss zwischen maximalen mechanischen Eigenschaften und Gießbarkeit haben sich traditionell untereutektische Al-Legierungen mit einem Si-Gehalt zwischen sieben und zwölf Gewichtsprozent (AlSi-System) für solche Anwendungen durchgesetzt. Im Schwerkraft-Kokillenguss wird häufig die Legierung AlSi11Mg, im Niederdruck-Kokillenguss die Legierung AlSi7Mg eingesetzt.

Während der letzten Jahre wurden gängige Gießverfahren optimiert und Sondergießverfahren entwickelt, wie z. B. das Niederdruck-Gegendruck-Gießverfahren (CPC-Verfahren), Semi-Solid-Gießverfahren sowie andere druckunterstützte Gießverfahren wie das Squeeze-Casting, Gießschmieden (Cobapress) oder Formanlagen-automatisierter Niederdruck-Sandguss (LamiCast [L. Kniewallner, W. Menk 2003]). Ebenfalls wurden eine stärkere Prozessdurchdringung und –verbesserung durch den Einzug numerischer Simulation und neuer Methoden der Analytik ermöglicht. Zudem wurden die Reinheit von Legierungen, ihre schmelzmetallurgische Prozessführung und Qualitätskontrollen verbessert. Diesen Neuerungen wird aber bisher nur unzureichend Rechnung getragen bei der Entwicklung von speziell auf die neuen Verfahren zugeschnittenen Aluminium-Legierungen. Da die Einsatzmöglichkeiten der gängigen Leichtmetalllegierungen wegen stetig steigender Anforderungen jedoch begrenzt erscheinen, müssen zukünftig zwingend stärkere, zähere und duktilere Aluminiumlegierungen entwickelt werden.

Ziel dieser Arbeit ist es, gemäß den zukünftigen Anforderungen an Fahrwerksbauteile, eine auch im industriellen Großserienverfahren wirtschaftliche hochfeste Aluminium-Gusslegierung unter Nutzung moderner Methoden der Legierungsentwicklung zu entwerfen, deren Eigenschaftsprofil demjenigen heutiger Al-Gusslegierungen überlegen ist. Die Entwicklung soll in industriellen Dauerformgießverfahren erprobt und charakterisiert werden.

2 Stand der Technik

2.1 Verarbeitung von Aluminium in Dauerformgießverfahren

Im Vergleich zu Eisenguss zeichnet sich Aluminiumguss durch eine gute Herstellbarkeit in Dauerformen (Kokillen) aus. Gute Gießbarkeit, niedrige Gießtemperaturen, schnelle Randschalenbildung, Beherrschung des Angriffs der

Aluminiumschmelze auf die Form und weitgehende Automatisierbarkeit ermöglichen eine hochproduktive Gussstückherstellung. Die Verfahrensgruppen des Dauerformgießens sind der Kokillenguss und der Druckguss [Aluminiumtaschenbuch 1990a]. Hierunter fallen zahlreiche Sonderverfahren.

Kokillenwerkstoffe weisen im Gegensatz zu Sandguss- oder Feingussformstoffen eine hohe Wärmeleitfähigkeit auf. Höchste Abgusszahlen können nur in Kokillen erzielt werden, die gleichzeitig gute Temperaturwechselbeständigkeit, weitgehende Verzugsfreiheit, niedrige Ausdehnung und hohe Wärmeleitfähigkeit bieten. Wärmespeichervermögen und Wärmediffusionsvermögen sind stark vom Formstoffmaterial abhängig. Für Dauerformguss von Aluminium wird gängig, wie auch in vorliegender Arbeit, der Warmarbeitsstahl 1.2344 eingesetzt, dessen Eigenschaften in **Bild 2.1** dargestellt sind [MAGMA 2001]. Das Formmaterial besitzt starken Einfluss auf die Erstarrung. Demnach wird bei hoher Wärmeleitfähigkeit der Kokille eine schnellere Abkühlung des Gussteils erreicht. Bei der Erstarrung entsteht rasch eine Randschale an der Formwand und das Gefüge bildet sich fein aus.

Bild 2.1 zeigt: Thermophysikalische Daten des in dieser Arbeit für Kokillen genutzten Warmarbeitsstahls 1.2344 [MAGMA 2001]

Aluminium und seine Legierungen weisen eine Erstarrungskontraktion auf, so dass nach Bildung einer Randschale diese schrumpft und sich von der Formwand abtrennt. Es entsteht ein Luftspalt. Der Spalt zwischen Randschale und Form wird zur bestimmenden Größe der Erstarrungsgeschwindigkeit.

Die vom Gussstück abzugebende Wärme ist:

$$Q = V \cdot \rho \cdot (L + c_p \cdot \Delta T)$$

Q: abzuführende Wärme, V: Volumen, ρ : Dichte,
 c_p : Wärmekapazität, ΔT : Überhitzung (Gießspanne)
 L: latente Wärme, $c_p \cdot \Delta T$: Überhitzungswärme

Die von der Kokille durch den Spalt aufgenommene Wärme ist:

$$Q = \alpha \cdot S \cdot t \cdot (T_{\text{Metall}} - T_{\text{Kokille}})$$

α : Wärmeübergangskoeffizient, S: Kokillenoberfläche,
 t: Zeit, T_{Metall} : Schmelzetemp., T_{Kokille} : Kokillentemp.

Damit ergibt sich für die Erstarrungszeit:

$$t = \frac{V \cdot \rho (L + c_p \cdot \Delta T)}{S \cdot \alpha \cdot (T_{\text{Metall}} - T_{\text{Kokille}})}$$

Der Wärmehaushalt und somit die Erstarrungszeit in der Dauerform wird wegen des relativ hohen Wärmediffusionsvermögens von der Kühlung der Kokille bestimmt. Mit Hilfe von Kühlung (Kühlkanäle) oder geeigneter Kokillengeometrie (Kühlrippen) kann die Erstarrungszeit reduziert werden [P.R. Sahn et al. 1998a]. Bei zu schneller Abkühlung der Schmelze treten unerwünschte Effekte, wie Kaltläufe und nicht gefüllte Formbereiche auf. Daher ist es üblich, die Kokillen auf 250°C bis 450°C vorzuwärmen. Eine Feineinstellung des Temperaturhaushaltes der Form kann durch Aufbringen von wärmeisolierenden („weißen“) oder wärmeleitenden („schwarzen“) Schichten erreicht werden. Durch das Auftragen einer Schichte werden weiterhin ein direkter Kontakt zwischen Form und Schmelze und dadurch Verschleiß vermieden, eine einheitlich glatte Bauteiloberfläche erzielt sowie die Bauteilentnahme aus der Form erleichtert [K. M. Martinez et al. 1998; W. Hops, R. S. Kendrick 2004]. **Tabelle 2.1** zeigt eine Übersicht der in dieser Arbeit verwendeten Schichtesysteme und deren Eigenschaften.

Tabelle 2.1: Die Tabelle zeigt im Al-Kokillenguss verwendete Schlichtesysteme und deren Eigenschaften.

Schlichte	Isolierschlichte	wärmeabführende Schlichte	Speiserschlichte
Füllstoff/ Feuerfestpulver	Talkum/ Ti-, Fe-, Al-Oxid oder B-Nitrid	Talkum/ Graphit	Talkum/ Ti-, Fe-, Al-Oxid, Silikatfasern
Bindemittel	SiO ₂ / Na ₂ O (Wasserglas)	SiO ₂ / Na ₂ O (Wasserglas)	SiO ₂ / Na ₂ O (Wasserglas)
Lösungsmittel	Wasser	Wasser	Wasser
Verarbeitungsart	Sprühen / 250°C	Sprühen / 250°C	Streichen / 250°C
Schichtdicke	< 200 µm	< 100 µm	< 1000 µm

2.1.1 Schwerkraft-Kokillengießen

Im Kokillenguss werden neben Bunt- und Schwermetallen hauptsächlich Leichtmetalle, darunter vor allem Aluminiumlegierungen, verarbeitet. Etwa ein Drittel der deutschen Aluminiumgussproduktion wird im Schwerkraft-Kokillengießverfahren hergestellt. Als Schwerkraft-Kokillenguss wird das Gießen in eine Dauerform bezeichnet, wobei während der Formfüllung und Erstarrung außer der Schwerkraft keine weiteren Kräfte auf die Schmelze einwirken [P. R. Sahm et al. 1998a].

Die Prozessschritte des Schwerkraft-Kokillengießens sind in **Bild 2.2** dargestellt. Die Art des Aufbaus kann dabei stark variieren. So finden sowohl einfache Klapp-Kokillen wie hochautomatisierte Gießkarusselle (**Bild 2.3**) und Rundtischanlagen Anwendung.

Das Gießsystem einer Kokille zeigt wesentliche Unterschiede zu einer Sandform. Um trotz der hohen Kühlwirkung der Form nur geringe Temperaturverluste während der Formfüllung zu realisieren, wird das Einguss- und Anschnittsystem deutlich größer dimensioniert als für Sandguss. Die Querschnitte dürfen aber nicht zu groß sein, da bei einer Überdimensionierung Turbulenzen und ein Aufreißen des Gießstrahls auftreten können. Eine Weiterentwicklung des Schwerkraft-Kokillengießens ist das sog. Kippverfahren (**Bild 2.4**), wobei die Kokille während des Gießens um bis zu 90° gekippt wird. Dies verringert die Fallhöhe und damit die Turbulenzgefahr beim Füllen der Form.

Das Mitreißen von Luft durch zu hohe Schmelzegeschwindigkeit kann durch das Einsetzen von Filtern aus Keramiksäumen, Drahtsieben oder Glasseiden vermieden werden. Sie beruhigen gleichzeitig die Formfüllung und filtern die Verunreinigungen wie Oxidhäute und nichtmetallische Partikel aus dem Schmelzeffluss aus.

2.1.2 Niederdruck-Kokillengießen und Niederdruck-Gegendruckgießen

Niederdruck-Kokillengießen

Im Niederdruck-Gießverfahren werden ähnliche Werkstoffe wie im Kokillenguss vergossen. In Deutschland beträgt der Anteil des ND-Verfahrens anteilig am Al-Kokillenguss etwa 40 Prozent. Typische Erzeugnisse sind höherbelastbare Kurbelgehäuse und Felgen für Pkws. Für Magnesiumguss stellen die einfache Schmelzehandhabung und ein Schutz gegen Oxidation während des Gießens einen weiteren wesentlichen Vorteil dar. Geringe Mengen an Schwermetallen und Stählen werden ebenfalls im Niederdruckguss vergossen.

Bild 2.2 zeigt: Prozessschritte des Schwerkraft-Kokillengießverfahrens, [KSM, 2005]

Bild 2.3 zeigt: Schematischer Aufbau einer vollautomatisierten Sechsstationen Gießkarussell-Anlage, [INDUGA, 2004]

Bild 2.4 zeigt: Kipp-Kokillengießzelle am Gießerei-Institut der RWTH Aachen mit Widerstandsschmelzofen Manipulatorarm und Kipp-Kokillengießmaschine KMC 4 MBS Casting. Im Kipp-Kokillengießen hergestellte Bauteile können bessere mech. Eigenschaften aufweisen als im Schwerkraft-Kokillenguss. Gegenüber Niederdruckguss sind die Eigenschaften etwas geringer, aber die Produktivität ist höher.

Unter dem Niederdruckgießverfahren versteht man Gießanordnungen, bei denen die Metallschmelze aus dem Ofen mittels eines Steigrohrs druckunterstützt kontrolliert von unten her in die aufgesetzte Gießform gedrückt wird. Die Aufwärtsbewegung der Schmelze wird dabei nach dem Gasdruckprinzip bewirkt, d.h. ein auf die Badoberfläche wirkender Überdruck (0,3 bis 0,6 bar) fördert das flüssige Metall beruhigt in die Form. Die Formfüllung mit Schmelze kann dabei durch die Erzeugung eines Unterdrucks in der Form unterstützt werden.

Beim Niederdruck-Kokillenguss bilden Gießofen und Kokille eine geschlossene Einheit, in der Regel verbunden durch ein keramisches Steigrohr. Der normalerweise nur zum Warmhalten eingesetzte Gießofen hält eine größere Menge Schmelze bereit, so dass das Gießen zügig und ohne Unterbrechungen erfolgen kann. Durch die charakteristische Anordnung von Ofen, Steigrohr und Kokille wird eine gerichtete Erstarrung erzielt. Hierdurch entfallen aufwendige Anschnitt- und Speisersysteme [P.R. Sahm et al. 1998a].

Die wichtigsten Vorteile des Niederdruck-Kokillengießens gegenüber dem konventionellen Schwerkraft-Kokillengießen sind:

- bessere Gussqualität durch ruhige Formfüllung und gelenkte Erstarrung,
- Senkung der Produktionskosten durch speiser- und gießsystemloses Gießen,
- hervorragende Schweißbarkeit der Gussstücke aufgrund geringer Porosität,

- mögliche Verarbeitung konventionell schwieriger gießbarer Legierungen,
- geringer Personalaufwand durch hohe Automatisierung des Prozesses.

Nachteile des Verfahrens liegen in den hohen Beschaffungskosten und im durch den permanenten Schmelzekontakt hervorgerufenen verstärkten Wartungsaufwand der Anlagen.

Niederdruck-Gegendruck-Gießverfahren (Counter-Pressure-Casting)

Das Niederdruck-Gegendruck-Gießverfahren (CPC) ist eine Weiterentwicklung der herkömmlichen ND-Verfahren. Das CPC-Verfahren verwendet horizontal geteilte Kokillen, die oberhalb des Ofenraums angeordnet sind und mit diesem über keramische Steigrohre verbunden sind. **Bild 2.5** zeigt die Prozessschritte und den Aufbau des CPC-Verfahrens. Der entscheidende Unterschied zum herkömmlichen ND-Verfahren liegt darin, dass nicht nur der Ofen, sondern auch die Kokille mit Druck beaufschlagt werden kann. Vor der Formfüllung stehen Ofen- und Kokillenkammer unter demselben Druck (2-7 bar). Die eigentliche Formfüllung erfolgt durch Einstellung eines Differenzdruckes zwischen Ofen- und Kokillenraum von ca. 300 bis 1000 mbar (**Bild 2.6**). Dabei steigt die Schmelze in die Kokille und füllt die Kavität. Nach Formfüllung wird der Kokillenraum schlagartig entlüftet, und es steht der maximale Speisungsdruck aus dem Ofenraum zur Verfügung [L. Würker, T. Zeuner 2005]. Die Erstarrung erfolgt unter einer regelbaren Druckdifferenz. Einen umfassenden Überblick über das Verfahren gibt T. Zeuner 1998. Die Grundlagen für eine numerische Simulation des CPC-Prozesses mit der Simulationssoftware MAGMASoft® werden durch J. Popov et al. 1999 dargestellt.

Die unter Druck erfolgte schnelle Erstarrung führt zu verbesserten Gussstückeigenschaften bei kurzen Taktzeiten. Die nach der CPC-Art gegossenen Bauteile weisen ein sehr feines, dichtes Gefüge auf und Gasporosität wird unterdrückt. Somit können Bauteileigenschaften erzielt werden, die deutlich

über denen anderer Gießverfahren liegen, wie exemplarisch in **Bild 2.7** von L. Würker, T. Zeuner 2005 und G. Ruff et al. 2001 für AlSi7Mg0,3 gezeigt wird.

Bild 2.5 zeigt: Prozessschritte des CPC-Verfahrens und schematischer Aufbau der Anlage [KSM 2005].

Bild 2.6 zeigt: Druckverlauf während eines Gießzyklus beim CPC-Verfahren: Absolutdruck (links), Differenzdruck (rechts). Die Höhe des zu Beginn des Zyklus aufgetragenen Systemdrucks bestimmt wesentlich die Bauteilgüte, [L. Würker, T. Zeuner 2005].

Bild 2.7 zeigt: mit der Legierung AlSi7Mg0,3 erzielbare mechanische Bauteileigenschaften von Fahrwerksteilen in unterschiedlichen Gießverfahren nach L. Würker, T. Zeuner 2005 (oben) und G. Ruff et al. 2001 (unten)

Bild 2.8 zeigt: erzielbare Kostenvorteile des CPC-Verfahrens (A, B) gegenüber Schwerkraft-Kokillenguss (C), [L. Würker, T. Zeuner 2005]

Es können verfahrensbedingt auch mehrere Gießnester gleichzeitig abgegossen werden, was die Ausbringung erheblich steigern kann (**Bild. 2.8**) Aus diesen Vorteilen heraus bietet sich das Verfahren als wirtschaftliche Alternative zum Schwerkraft-Kokillenguss in der Fertigung von hoch belastbaren Sicherheitsbauteilen an, wie sie vorwiegend im Fahrwerksbereich (Radträger, Schwenklager, Räder etc.) Verwendung finden.

2.1.3 Druckgießen

Das Druckgießverfahren ist das schnellste gießtechnische Fertigungsverfahren und eignet sich für eine rationelle Herstellung von Großserien. Druckgussteile sind meist dünnwandig, was eine sehr schnelle Erstarrung und dadurch ein ausgeprägt feines Gussgefüge zur Folge hat. Andere positive Eigenschaften der Druckgussteile sind große Maßgenauigkeit und vorzügliche Oberflächenbeschaffenheit.

Im Druckguss werden zumeist Metalle mit niedrigem Schmelzpunkt verarbeitet. Am häufigsten werden Aluminium, Zink und Magnesium vergossen. Da wegen verfahrensbedingten Ursachen (Luftblasen und Kaltläufe) die Festigkeitspotenziale hochfester Legierungen nicht voll ausschöpfbar sind, werden meistens kostengünstige und gut gießbare Sekundärlegierungen angewendet. Ein weiterer Vorteil der Umschmelzlegierungen liegt in ihrem relativ hohen Eisengehalt, welcher die Klebneigung in der Form verhindert. Typische Aluminium-Druckgießlegierungen sind GD- AlSi12 und GD- AlSi8Cu3-4 . Unter den Magnesium-Druckgießwerkstoffen hat GD- MgAl9Zn1 den größten Anteil. Diese Legierung findet oft für kompliziert gestaltete Bauteile mit niedrigem Gewicht Anwendung.

Druckguss ist dadurch gekennzeichnet, dass geschmolzenes Metall mittels hoher hydraulischer oder pneumatischer Energie mit hohen Geschwindigkeiten von bis zu 150 m/s bei Magnesiumguss in eine Kokille gepresst wird. Der Druck, der während der Formfüllung für den Schmelzetransport dient, wird während der Erstarrung des Gussstücks aufrechterhalten oder erhöht [P. R. Sahm et al. 1998a].

Die Druckgießverfahren werden in *Warm- und Kaltkammerverfahren* eingeteilt, [M. Schlotterbeck 2001]. Diese Einteilung bezieht sich auf die bautechnische Einbindung der Gießkammer. Bei Warmkammermaschinen befindet sich die Gießkammer direkt im Schmelzbad, weshalb das Verfahren für Aluminium-Guss aufgrund der hohen Aggressivität der Al-Schmelze gegenüber Eisenwerkstoffen ungeeignet ist. Die Dosierung des Gießmetalls erfolgt automatisch.

Bild 2.9 zeigt: Verfahrensablauf beim Kaltkammerdruckgießen: Dosieren, Vorlaufphase, Formfüllung, Nachdruckphase [D. Kahn 2000].

Beim Gießen von Aluminium auf Kaltkammermaschinen wird die Schmelze manuell oder maschinell aus einem getrennten Ofen zugegeben. Gängig hat sich ein dreiphasiger Gießprozess, wie in **Bild 2.9** dargestellt, durchgesetzt. Nach dem Dosiervorgang wird in einer ersten langsamen Vorlaufphase mit Kolbengeschwindigkeiten zwischen 0,2 bis 0,5 m/s die Schmelze in der Gießkammer vor den Anschnitt des Formwerkzeugs geschoben. Zur Verringerung der Turbulenzen, die während des Zusammenschiebens der Schmelze entstehen, wird für den Gießkolben ein parabelförmiges Geschwindigkeitsprofil („para shot“) des Kolbens mit linearer Beschleunigung gewählt. In einer zweiten Phase wird das Metall bei einer Kolbengeschwindigkeit von 3 bis 7 m/s beschleunigt und innerhalb einer sehr kurzen Füllzeit in die Kavität des Bauteils verdüst. Nach T. Schwartz 2001 entstehen im Anschnitt für Al-Druckguss Metallgeschwindigkeiten von bis zu 50 m/s. Die dritte Phase dient der Nachverdichtung der Schmelze, für welche sehr schnell ein hoher Druckaufbau erreicht wird. Hierzu ist die Dosiermenge ausreichend groß zu wählen, damit über den Pressrest noch genügend Nachdruck eingebracht werden kann [A. Flesch 2002].

Der erhebliche Nachteil des Druckgießens liegt in der Porositätsanfälligkeit der Gussteile. Während der schnellen Formfüllung wird Luft in die Form miteingeschleppt, welche im erstarrten Gussstück in Form von fein verteilten Blasen vorliegt. Wärmebehandlungen und Schweißen der Druckgussstücke sind daher, ausgenommen einiger Sonderverfahren wie Vakuumdruckgießen, nur erschwert möglich. Für wärmebehandelbare und schweißbare Strukturbauteile im Fahrwerk wie Achsträger mit hoher Duktilität wird daher zumeist vakuumunterstützter Druckguss gewählt [M. Wappelhorst et al. 2005]. Das Druckgießverfahren bietet sich für Komponenten an, bei denen Streckgrenzen bis 200 MPa ausreichen [M. Menge et al. 2005] und bei denen aufgrund von Bauteilgeometrie und Lastfall dünne Wandstärken realisierbar sind [F. F. Butz 1999]. Zum Gießen von Fahrwerksbauteilen wie Fahrwerksträger oder Schwenklager aus Al ist das

konventionelle Druckgießverfahren ungeeignet wegen der Dickwandigkeit der Fahrwerksteile und Anfälligkeit für Porosität [M. Murakami et al. 1979].

2.1.4 Dauerform-Sondergießverfahren und heißisostatisches Pressen ***Semi-Solid- Technologien***

Verwiesen werden soll hier ebenfalls auf die sogenannten Semi-Solid-Technologien. Am bekanntesten sind das sog. „Thixogießen“ sowie dessen modernere Variante, das „Rheogießen“. Einen weitreichenden Verfahrensüberblick gibt M. Fehlbier 2003. Bei dem aus dem Druckguss adaptierten Herstellungsprozess wird thixotropes teilerstarrtes Metall, das zu etwa 50 Prozent Festanteil aus festen Globuliten in Restschmelze (für Al aus globulitischer α -Phase und eutektischer Schmelze) besteht in die Füllkammer einer Kaltkammerdruckgießmaschine gegeben und in ein Werkzeug verpresst. Die Anwendung des teilflüssigen (semi-solid) Einsatzmaterials ermöglicht höchste Druckdichtheit, ausgezeichnete Festigkeits- und ausgeprägt hohe Bruchdehnungswerte der Gussstücke. Das neue Verfahren konnte sich jedoch bisher mit wenigen Ausnahmen [B. Wendinger 2000] in der Herstellung von Fahrwerkskomponenten aus Gründen der Prozessstabilität und der Kosten nicht durchsetzen.

Flüssigpressgießen (Squeeze Casting)

Das auch „Squeeze Casting“ genannte Pressgießen stellt eine Kombination von Dauerformgießen und Schmieden dar [Y. Kaneko 1980]. Einen umfassenden Überblick über das Verfahren und seine Varianten gibt R. W. Kaiser 2004. Wesentliches Merkmal ist das Gießen in eine Kokille mit anschließender Druckbeaufschlagung der Schmelze und Aufrechterhaltung des Druckes und des Kontakts zwischen Gussstück und Form (verminderte Luftspaltbildung) bis Ende der Erstarrung. Dieses Verfahren ermöglicht Speiser- und Anschnittsystem-loses Gießen und Erstarrung eines feinen Gefüges ohne wesentliche Mikroporosität. Wird dieser Druck unmittelbar vom Formwerkzeug aufgebracht, spricht man vom direkten

Squeeze Casting; wird er über einen externen Presstempel aufgebracht, vom indirekten Squeeze Casting. Der Erstarrungsdruck liegt hierbei zwischen 17,5 und 175 MPa und ist somit schon beim Mindestdruck ca. 150 mal höher als beim Niederdruckgießen [H. Kaufmann 1995]. Das Verfahren eignet sich qualitativ auch zur Herstellung von Al-Fahrwerkskomponenten, nachteilig gegenüber anderen Verfahren sind jedoch erhöhte Investitionskosten in eine Produktionszelle bei relativ eingeschränktem Bauteilspektrum. M. R. Ghomashchi, A. Vikhrov 2000 sehen das Verfahren daher eher geeignet zur Fertigung hochkomplexer und dünnwandiger Gussteile in hohen Stückzahlen, wie z. B. großvolumiger Zylinderkurbelgehäuse.

Gießschmieden (Coulé-Basculé-Pressé à chaud-Verfahren)

Das Cobapress-Verfahren basiert auf dem Schmieden eines gegossenen Aluminiumrohrlings [G. le Borgne et al. 1998]. Das im Kipp-Kokillenguss als Vorform hergestellte Gussteil wird im Tunnelofen homogenisiert und anschließend erfolgt die Endformgebung und Verdichtung am gedrehten Bauteil in einem Warmpress-Schmiedeprozess. Im Anschluss geschieht eine Wärmebehandlung [Coba 2005]. Die geometrische Variabilität der Bauteile ist hierdurch im Vergleich zu anderen Gießverfahren eingeschränkt. Das französische Verfahren findet mit guten mechanischen Eigenschaften in der Autoindustrie bisher vor allem in mittleren Stückzahlen Anwendungsbeispiele, z. B. im Fahrwerk der Chevrolet Corvette C5, sowie gelegentliche Verwendung bei höheren Stückzahlen, z. B. einem Gelenkhalter für die Hinterachse (PSA Peugeot 406) und im Hinterachsträger des AUDI A6 [Saint Jean Ind. 2005]. Ob das Verfahren jedoch auch in Anbetracht mehrerer aufwändiger Prozessschritte und höherer Kosten [A. Stich, H.-G. Haldenwanger 1999] gegenüber anderen Verfahren, vor allem dem CPC-Gießverfahren, als wettbewerbsfähig bestehen kann, bleibt abzuwarten.

heißisostatisches Pressen (HIP) von Guss

Schrumpfungs- und Gasporosität, welche erstarrungsmorphologisch sowie infolge des Verfahrens oder der Bauteilkonstruktion in Gussstücken entstehen, lassen sich durch heißisostatisches Pressen minimieren, bzw. im Idealzustand beseitigen. Nach M. Garat 1987 wird durch HIP bei geringerer Kennwertstreuung als im ursprünglichen Gusszustand die Dauerfestigkeit deutlich, die Dehnung signifikant und die Zugfestigkeit geringfügig zu verbessert. HIP wird für AlSi-Legierungen gewöhnlich vor der Wärmebehandlung durchgeführt, indem Gussteile mittels eines druckbeaufschlagten Gases bei erhöhter Temperatur einer hydrostatischen Kraft auf der Gussoberfläche ausgesetzt werden [M. M. Diem 2002]. Grundsätzlich hängt der Erfolg eines heißisostatischen Pressens in hohem Maße von der Lage und Ausgangsbeschaffenheit der Porosität ab. Befinden sich abgeschlossene Hohlräume im Gussstück, welche frei von trennenden Belägen (z. B. Oxidhäuten, Fremdphaseneinschlüssen) sind, so kommt es beim HIP vom plastischen Fließen über primäres Kriechen und anschließende diffusionsgeprägte Kriechmechanismen (Nabarro–Herring- und Coble-Kriechen [G. Gottstein 1998a]) zur Diffusionsverschweißung isolierter Porosität und resultierend optimaler Werkstoffdichte [J. Groß 1992a; H. V. Atkinson, S. Davies 2000]. Werden jedoch oxidbehaftete Poren beim HIP verdichtet, so ergibt sich nach Porenverdichtung durch die Oxidhaut eine flächige Werkstofftrennung, die sich unter Umständen auf die Dauerfestigkeit eines Werkstoffes nachteiliger auswirkt als eine runde Gaspore im Gefüge. Die für kokillengegossene, heißisostatisch gepresste AlSi-Legierungen erzielbaren mechanischen Eigenschaften sind geringer als diejenigen von im CPC-Verfahren hergestellten Proben [vergl. für AlSi7Mg0,3: L. Würker, T. Zeuner 2005, J. Groß 1992a, G. Schindelbacher et al. 2003]. Aufgrund eines hohen Anlagen- und Investitionsaufwandes sowie zusätzlicher Prozesskettenverlängerung erscheint das Verfahren eher geeignet für die Optimierung kleinerer Losgrößen mit hoher Wertschöpfung. Aufgrund der schwamm-/breiartigen Erstarrungsmorphologie von schwer vergießbaren Al- oder TiAl-Legierungen können dies daher eher kleine Serien für Gusskomponenten in der

Luftfahrtindustrie sein als große, unter höherem Kostendruck der Großserie stehende Stückzahlen von Baugruppen wie zum Beispiel des Automobilfahrwerks.

2.2 Hochfeste wirtschaftliche Aluminium-Legierungen

2.2.1 Aluminium Werkstoffe

Kriterien zur Werkstoffauswahl

Al-Gusslegierungen sind in ihrer Einsetzbarkeit prinzipiell durch den Elastizitäts-Modul von ca. 79 GPa (AlSi7Mg0,3 T6) im Vergleich zu anderen üblichen Werkstoffen im Fahrwerk im Nachteil, wie z. B. Gusseisen (GJS-300) mit ca. 190 GPa und Schmiedestahl (11V37) mit ca. 200 GPa für Schwenklager [A. Fatemi, M. Zoroufi 2004]. In einer Gesamtbetrachtung erfolgt jedoch eine Kompensation durch andere einleitend genannte vorteilhafte Eigenschaften. Aluminium-Gusslegierungen gewinnen daher gegenüber den klassischen Fe-C-Werkstoffen Eisenguss und Stahlguss im Zuge von Leichtbaulösungen der Automobilindustrie und zur steigenden Funktionsintegration bei einhergehender Substituierung von Schmiedebauteilen und Schweißkonstruktionen beständig an Bedeutung. Übliche teilweise gegenläufige oder dichotome Entscheidungskriterien für die Werkstoffauswahl in automobiler Großserienfertigung sind erweitert nach W.

Potthoff und I. Bogner 1990:

- Festigkeit und Streckgrenze
- Zähigkeit
- Dauerermüdung
- Temperatur- und Korrosionsbeständigkeit
- Ver- und Bearbeitbarkeit
- Kosten und Verfügbarkeit von Legierung sowie Werkzeugstandzeiten
- Funktions-, Eigenschaftsintegration und Bauteil-Komplexität
- Gewicht von bewegten oder ungefederten Massen
- Möglichkeit zum Recyklen

- reproduzierbare Qualität und Prüfbarkeit

Die Auswahl der Werkstoffklasse, der Legierung und des Produktionsverfahrens stellt somit ein vielschichtiges Entscheidungsproblem dar und hängt primär von erzielbaren mechanisch-technologischen Eigenschaften in Relation zu den Lohnstückkosten ab. Einsatz von Al-Werkstoffen und Wahl des Gießverfahrens jedoch sind ebenfalls in hohem Maße von den gießtechnologischen Eigenschaften der Legierung (Prozessfähigkeit) determiniert. Die gießtechnologischen Eigenschaften einer Legierung haben einen entscheidenden Einfluss auf die generelle Herstellbarkeit, die mechanische Leistungsfähigkeit des Bauteils und die Gussteilqualität. Die Vergießbarkeit einer Legierung ist wesentlich bestimmt von ihrer Erstarrungsmorphologie (siehe Abschnitt 2.2.2), ihrem Fließvermögen und ihrem Formfüllungsvermögen, sowie von Erstarrungszeit, Wärmeentzug und Schwindverhalten [S. Hasse 2001].

Gemeinhin wird aus Gründen der Verarbeitbarkeit daher zwischen Knetlegierungen und Gusslegierungen unterschieden, wie in **Bild 2.10** dargestellt, wobei trotz Steigerung der Leistung von Gusslegierungen ihr mechanisches Eigenschaftsprofil in vielen Fällen noch nicht an das von Knetlegierungen heranreicht. Neue modifizierte Gießverfahren, insbesondere die in Kapitel 2.1.4 vorgestellten Sondergießverfahren, eröffnen hingegen die Möglichkeit, Lücken zwischen den Legierungsgruppen zu schmälern.

Aluminium-Knetlegierungen

Geschmiedete Aluminium-Fahrwerksteile werden gewöhnlich in den korrosionsbeständigen Legierungen EN-AW- 6063 (AlMg_{0,5}Si₁), dem härtesten Werkstoff (AlMg₁SiCu) [H. Lowak, K. Vollrath 2001] oder der Legierung EN-AW- 6082 (AlSi₁MgMn) gefertigt [W. W. Adolf 2001], offerieren jedoch geringere Geometrie-komplexität bei zumeist höheren Werkzeugkosten als gegossene Komponenten. **Tabelle 2.2** gibt einen Überblick über Al-Knetlegierungen mit hohen

mechanischen Eigenschaften, die prinzipiell auch für die Entwicklung und Modifikation von Gusslegierungen mit höheren Festigkeitseigenschaften ein ehrgeiziges „Benchmarking“ darstellen.

Bild 2.10 zeigt: Schematischer Aufbau der Al-Guss- (links) und Knetlegierungen (rechts) nach chemischer Hauptzusammensetzung [Gießerei Verlag, 1998].

Name nach ASM		2014	2025	4032	6061	6063	6066	6070	6101	6351	6463	7075	7178
Name nach ISO		AlCu4SiMg	x	x	AlMg1SiCu	AlMg0,5Si	x	x	E-AlMgSi	AlSiMg0,5Mn	AlMg0,7Si	AlZn5,5MgCl	x
chemische Zusammen- setzung	% Si	0,5-1,2	0,5-1,2	11-13,5	0,4-0,8	0,2-0,6	0,9-1,8	1-1,7	0,3-0,7	0,7-1,3	0,2-0,6	0,4	0,4
	% Fe	0,7	1	1	0,7	0,35	0,5	0,5	0,5	0,5	0,08	0,5	0,5
	% Cu	3,9-5	3,9-5	0,5-1,3	0,15-0,4	0,1	0,7-1,2	0,15-0,4	0,1	0,1	0,04-0,16	1,2-2	1,6-2,4
	% Mn	0,4-1,2	0,4-1,2	x	0,15	0,1	0,6-1,1	0,4-1	0,03	0,4-0,8	0,03	0,3	0,3
	% Mg	0,2-0,8	0,05	0,8-1,3	0,8-1,2	0,45-0,9	0,8-1,4	0,5-1,2	0,35-0,8	0,4-0,8	0,45-0,9	2,1-2,9	2,4-3,1
	% Cr	0,1	0,1	0,1	0,04-0,35	0,1	0,4	0,1	0,03	x	x	0,18-0,28	0,18-0,28
	% Zn	0,25	0,25	0,25	0,25	0,1	0,25	0,2	0,1	0,2	0,03	5,1-6,1	6,3-7,3
nicht wärme- behandelt	% Sonstige	x	x	NI : 0,5-1,3	x	x	x	x	x	x	x	Ti: 0,2	Ti: 0,2
	MPa Zugfestigkeit	185	x	x	125	90	150	x	x	x	x	230	x
	MPa Streckgrenze	95	x	x	55	50	85	x	x	x	x	105	x
	% Dehnung	18	x	x	30	x	18	x	x	x	x	17	x
	A-D Korrosionseigenschaften	x	x	x	B	x	C	x	x	x	x	x	x
	A-D Spanbarkeit	D	D	x	D	x	D	x	x	x	x	D	x
	A-D Schweißbarkeit	D	D	x	A	x	C	x	x	x	x	C	C
T6	MPa Zugfestigkeit	485	400	380	310	240	395	380	220	310	240	570	607
	MPa Streckgrenze	415	255	315	275	215	360	350	195	285	215	505	538
	% Dehnung	13	19	9	17	12	12	10	15	14	12	11	10
	A-D Korrosionseigenschaften	D	D	C	B	A	C	B	A	A	A	C	C
	A-D Spanbarkeit	B	B	D	C	C	B	C	C	C	C	B	B
	A-D Schweißbarkeit	D	C	C	A	A	C	A	A	A	A	C	C

Die mit rot markierten Angaben stammen von: <http://asm.matweb.com>

Tabelle 2.2:
Eigenschaften einiger
hochfester Al-
Knetlegierungen [nach
ASM 1998].

2.2.2 Aluminium-Gusslegierungen

Aluminium-Gusslegierungen (**Bild 2.10** links) werden nach den europäischen Normen DIN EN 1676 und DIN EN 1706 klassifiziert. Erst durch seine Legierungen erlangt Aluminium technische Bedeutung als Gusswerkstoff, da schon geringe Zusätze an Legierungselementen eine deutliche Verbesserung der mechanischen und Verarbeitungseigenschaften bewirken. Eine Übersicht über die gebräuchlichsten Al-Gusslegierungen und ihre mechanischen Eigenschaften in unterschiedlichen Gießverfahren gibt **Tabelle 2.3**. Al-Gusslegierungen, die wegen eines Gehalts an Edelmetallen (Al-Si-Ag) unwirtschaftlich oder eines Gehalts an Seltenen Erden (Al-Li, RE) zusätzlich aufgrund hoher Schmelzereaktivität in Großserie für Automobilguss trotz herausragender Festigkeitseigenschaften nicht anwendbar sind, werden hier nicht betrachtet. Höherfeste Al-Gusslegierungen können aufgrund ihrer Härtungsmechanismen in zwei Klassen (aushärtbar oder naturhart) eingeteilt werden.

Tabelle 2.3: Dargestellt sind die gängigsten Al-Gusslegierungen und ihre mechanischen Eigenschaften in unterschiedlichen Gießverfahren [nach VAW-IMCO 2004].

Legierung / Eigenschaften	Chemische Zusammensetzung [Gew.-%] / Gießverfahren / Gusszustand F bzw. nach T6-Wärmebehandlung (Eigenschaft im Zugstab)			
AlSi11	Si 10-11; Fe 0,15; Cu 0,03; Mn 0,1; Mg 0,2-0,45 ; Zn 0,07; Ti 0,15; Sonstige0,1			
	Kokillenguss F	Kokillenguss T6		
Zugfestigkeit	170 MPa	290 Mpa		
Streckgrenze	80-90 MPa	210 Mpa		
Dehnung	5-7 %	4 %		
AlSi9-10	Si 9-10; Fe 0,15-0,55; Cu 0,02-0,1; Mn 0,1; Mg 0,1-0,5; Ni <0,15, Zn 0,07- 0,35, Pb <0,15; Sn <0,05; Ti 0,15 Sonstige <0,15			
	Kokillenguss F	Kokillenguss T6	Druckguss F	Druckguss T6
Zugfestigkeit	180 MPa	240-290 MPa	220-240 MPa	290 MPa
Streckgrenze	90 MPa	200-220 MPa	120-140 MPa	210 MPa
Dehnung	1-2,5 %	1-5 %	1-5 %	7 %
AlSi7Mg	Si 6,5-7,5; Fe 0,15-0,55; Cu 0,02-0,15; Mn 0,1-0,55; Mg 0,1-0,7; Ni <0,15, Zn 0,07-0,15, Pb <0,15; Sn <0,05; Ti 0,05-0,2 Sonstige <0,15			

	Kokillenguss F	Kokillenguss T6	Squeeze Cast T6 (im Bauteil)	CPC T6 (im Bauteil)
Zugfestigkeit	170 MPa	260-320 MPa	260-310 MPa	290-350 MPa
Streckgrenze	90 MPa	210-240 MPa	210-240 MPa	230-300 MPa
Dehnung	2,5 %	1-6 %	3-11 %	6-14 %
AlSi9Cu1-3(Mg)	Si 8,0-11; Fe 0,7-1,2; Cu 0,8-4; Mn 0,1-0,55; Mg 0,15-0,55; Cr <0,15 Ni <0,55, Zn 0,8-3; Pb <0,3; Sn <0,25; Ti <0,25 Sonstige <0,25			
	Kokillenguss F	Kokillenguss T6	Druckguss F	
Zugfestigkeit	170 MPa	275 MPa	240 MPa	
Streckgrenze	100 MPa	235 MPa	140 MPa	
Dehnung	1 %	1-1,5 %	1 %	
AlMg5Si1	Si 0,35-1,5; Fe <0,55; Cu <0,1; Mn 0,45; Mg 0,4-6,5; Zn 0,1; Ti <0,2; Sonstige 0,15			
	Kokillenguss F	Kokillenguss T6	Druckguss F	
Zugfestigkeit	180 MPa	210 MPa	220-300	
Streckgrenze	110 MPa	120 MPa	120-220	
Dehnung	3 %	4 %	8-15	

Aushärtbare, feste und duktile Gusslegierungen

Die Klasse der aushärtbaren Gusslegierungen basiert vor allem auf den untereutektischen Systemen *Al-Si-Mg*, *Al-Si-Cu* (fest und duktil) sowie *Al-Cu* (höher fest, weniger duktil). Sie stellt die in dieser Arbeit schwerpunktartig betrachtete Legierungsklasse dar (siehe auch Abschnitt 2.2.3). Wenn zu Al-Si-Basislegierungen auch Mg oder Cu zulegiert werden, bzw. Mg zu Al-Cu-Basislegierungen, sind die Legierungen durch die Bildung von intermetallischen Ausscheidungen Mg_2Si , bzw. Al_2Cu aushärtbar. Auf das System *Al-Si* wird in Abschnitt 2.2.3 intensiv eingegangen. Durch unterschiedliche Wärmebehandlungen (siehe Abschnitt 2.2.5) lassen sich gezielt Eigenschaften einstellen, die variabel einen Kompromiss zur Auflösung des scheinbaren Dilemmas zwischen hoher Zugfestigkeit oder hoher Bruchdehnung darstellen. Anwendungsbereich der Gusslegierungen dieser Gruppe sind hochwertige Konstruktionsbauteile in Sand- und Dauerformgießverfahren, vorrangig auch mit Sicherheitsbauteilcharakter.

In *AlCu-Legierungen* liegt im Bereich von 0 % bis ca. 53 Gew.-% Kupferanteil ein einfaches eutektisches Teilsystem mit einem Eutektikum bei 33,2 Gew.-% Cu und

547°C vor (**Bild 2.11**). Bei dieser Temperatur beträgt die maximale Löslichkeit vom Kupfer im festen Al 5,7 Gew.-%, und nimmt mit sinkender Temperatur ab. Ist die Löslichkeitsgrenze während der Abkühlung übergeschritten, bilden sich Al_2Cu -Ausscheidungen. Dieser Vorgang spielt bei der Wärmebehandlung eine wichtige Rolle, weil durch sie eine bedeutende Steigerung der (Warm-) Festigkeit möglich wird. Bei gleichzeitiger Anwesenheit von Cu und Mg tritt in abgeschreckten Gussteilen sogar ein Selbsthärtungseffekt auf. Die technischen Al-Cu-Legierungen enthalten max. 4 Gew.-% Cu, da höhere Gehalte die Bruchdehnung deutlich beeinträchtigen. Die Al-Cu-Legierungen besitzen ein großes Erstarrungsintervall und daher Anfälligkeit für Schrumpfungsporosität und Warmrisse. Ein weiterer Nachteil der Legierungen dieser Gruppe ist neben ihrer geringen Bruchdehnung ihre schlechte Korrosionsbeständigkeit, wodurch sich ein Einsatz im Fahrwerk ausschließt.

Naturharte feste und duktile Al-Gusslegierungen

Diese Legierungen weisen eine gute Zugfestigkeit und Duktilität schon kurz nach dem Gießen ohne nachfolgende Wärmebehandlung auf, infolgedessen eine Kosteneinsparung erzielt werden kann. Besondere Bedeutung haben diese Legierungen im Druckguss, da dort wegen verfahrensbedingter Gasporosität und aus Gründen eines möglichen Bauteilverzugs traditionell eine Wärmebehandlung der Bauteile tunlichst vermieden wird. Hauptlegierungssysteme sind *Al-Mg-Si* und *Al-Zn-Mg*.

Bild 2.11 zeigt: Ausschnitt aus dem binären Phasendiagramm Al-Cu, [P.R. Sahm et al. 1998b nach L. F. Mondolfo 1976].

Bild 2.12 zeigt: Ausschnitt aus dem binären Phasendiagramm Al-Mg [P.R. Sahm 1998b et al. nach L. F. Mondolfo 1976].

Bild 2.13: binäres Phasendiagramm Al-Zn, [P.R. Sahm et al. 1998b nach L. F. Mondolfo 1976].

Innerhalb der ersten Gruppe findet AlMg_5Si_2 mit Eigenschaften zwischen 150 und 200 MPa Streckgrenze bei Dehnungen zwischen 8 und 15 % die größte Anwendung [U. Hielscher et al. 1998; G. Tenda, A. Kraly 2005]. *AlMg-Gusslegierungen* enthalten üblicherweise 3 bis 10 Gew.-% Mg. Das AlMg-Phasendiagramm (**Bild 2.12**) zeigt, dass sich bei 34,5 Gew.-% Magnesiumgehalt und 450°C ein Eutektikum aus Aluminium und der intermetallischen Verbindung Al_8Mg_5 bildet. Bei der eutektischen Temperatur ist die maximale Löslichkeit von Mg im festen Al 17,4 Gew.-%, bei 100°C beträgt diese nur noch ca. 2 Gew.-% (**Bild 2.12**). Magnesium steigert bei zugleich abnehmender Bruchdehnung deutlich die Festigkeit und Härte der Aluminiumlegierungen. Wenn außer Mg auch Si oder Cu zulegiert werden, sind die Legierungen durch die Bildung von Mg_2Si , bzw. Al_2CuMg -Ausscheidungen selbstaushärtbar. Ein gemeinsames Zulegieren von Mg und Zn bewirkt durch die Ausscheidung von $\text{Al}_2\text{Zn}_3\text{Mg}_3$ -Partikeln Selbstaushärtung, die z.B. beim Druckguss besonders vorteilhaft ist. Die Legierung ist auch für Anwendungen im Fahrwerksbereich ausreichend korrosionsbeständig, da das in der Legierung enthaltene Silizium die Bildung der für interkristalline oder Spannungsrissskorrosion verantwortlichen Phase Al_2Mg_3 unterdrückt [K. Greven 2004]. Wegen eines großen Erstarrungsintervalls sind die AlMg-Gussteile jedoch besonders anfällig für Warmrisse und Schrumpfungsporositäten, weshalb AlMg-Legierungen für Kokillen- oder Sandguss ungeeignet sind.

Übliche *AlZn-Gusslegierungen* enthalten etwa 4 bis 7 Gew.-% Zn und 0,3 bis 0,7 Gew.-% Mg. Im Aluminium-Zink-System (**Bild 2.13**) liegt der eutektische Punkt bei 94,5% Zn und 382°C. Die besonders große Löslichkeit von 31,5 Gew.-% Zn bei 275°C im festen α -Al nimmt mit sinkender Temperatur ständig ab, so dass bei 100°C nur noch ca. 3 Gew.-% Zn löslich sind. In technischen AlZn-Werkstoffen bleibt der gesamte Zn-Gehalt im Al-Mischkristall gelöst und liegt nicht als getrennte Phase vor. In AlZnMg-Legierungen bewirkt ein gemeinsames Zulegieren

von Zn und Mg infolge der Ausscheidung von Mg_2Zn - oder $Al_2Mg_3Zn_3$ -Partikeln Selbsthärtung. Diese Bauteile neigen jedoch zum spontanem Spröbruch und sind daher für Fahrwerksanwendungen nicht geeignet.

Erstarrungsverhalten und gießtechnologische Eigenschaften

Neben den theoretisch erreichbaren mechanischen Eigenschaften sind die Gießereigenschaften einer Legierung das wichtigste Auswahlkriterium. Unter dem Begriff „Gießtechnologische Eigenschaften“ werden die Fließfähigkeit, das Speisungsvermögen und Lunkerverhalten, die Warmrissempfindlichkeit sowie das Formfüllungsvermögen zusammengefasst [P. R. Sahm et al. 1998c].

Die gießtechnologischen Eigenschaften einer Legierung werden grundsätzlich von ihrem Erstarrungsverhalten, d. h. der Ausprägung ihrer *Erstarrungsmorphologie* bestimmt [S. Engler 1970; S. Engler, K. Göckmann 1974; S. Engler, G. Schleiting 1978]. **Bild 2.14** zeigt die fünf grundsätzlichen Erstarrungstypen zu zwei aufeinander folgenden Zeitpunkten. Für die exogenen Erstarrungstypen beginnt die Erstarrung an der Formwand (stengelförmige Kristalle), bei endogenen im Schmelzeinneren (es entstehen Globulite). Die Einteilung, „glattwandig, rauwandig, schwamm- und breiartig“ bezieht sich auf die Art des dendritischen Wachstums während der Erstarrung. Unter den Aluminiumwerkstoffen gehören lediglich Reinstaluminium und die eutektischen Legierungen (AlSi12,5) zum Typ „A“ (glattwandig). Die untereutektischen AlSi-Legierungen erstarren in der Regel nach der Art „C“ (schwammartig). Je höher der Gehalt an Si, ausgehend von Al99,9, in untereutektischen Legierungen <12,5 Gew.-% Si, ist, desto höher ist der endogene Anteil an der Erstarrung (rauwandig nach breiartig). Bei Annäherung an den eutektischen Gehalt ab 7 Gew.-% kommt der exogene Anteil wieder stärker zum Tragen [S. Engler, G. Schleiting 1978]. AlMg-Legierungen erstarren globulitisch nach der Mischform von „D und E“ (breiartig bis schalenbildend). AlCu-Gusslegierungen (0,5 %- 30 Gew.-% Cu) stellen Zwischentypen zwischen schwamm- und breiartiger Erstarrung dar. Die Erstarrungsmorphologie

wird nicht allein durch die Legierung, sondern auch durch das angewendete Gießverfahren mitbestimmt. Höhere Erstarrungsgeschwindigkeiten verschieben den Erstarrungstyp in „exogener“ Richtung, z. B. von schwammartiger in Richtung rautwandiger Art. Vereinfachend kann gesagt werden, dass schalenbildende Erstarrungstypen bessere Fließ- und Speisungsvermögen haben und dadurch die Bildung von Makrolunkern fördern. Schwamm- und breiartigen Typen verringern eher die Fließfähigkeit und das Speisungsvermögen der Schmelze. Dadurch werden fein verteilte Mikroporosität im Bauteil wie auch Warmrissanfälligkeit (**Bild 2.15**) begünstigt.

Bild 2.14 zeigt: Schematische Darstellung der fünf Erstarrungstypen, jeweils zu zwei aufeinander folgenden Zeitpunkten [W. Patterson und S. Engler 1961]

Bild 2.15 zeigt: Das Bild erklärt den Mechanismus der Warmrissbildung u. die beeinflussenden Kräfte während der Erstarrung. Warmrisse können nur während der Erstarrung entstehen.

Bild 2.16 zeigt: Skizziert ist die Kokillengeometrie der „Bolzenprobe“ zur Bestimmung des Formfüllungsvermögens (FFV) von Gusslegierungen, [S. Engler, R. Ellerbrok 1975].

Bild 2.17 zeigt: Dargestellt ist eine gegossene „Bolzenprobe“. Die Spaltweite über der Höhe zwischen den Säulen dient zur rechnerischen Bestimmung des FFV.

Unter dem *Formfüllungsvermögen (FFV)* wird die Fähigkeit einer Schmelze zur Anpassung an die Konturen des Formhohlraumes verstanden. Entscheidend für diese Fähigkeit sind die physikalischen Eigenschaften im schmelzflüssigen Zustand. Das Formfüllungsvermögen ist von der Viskosität der Schmelze abhängig, die wiederum temperaturabhängig ist. Durch hohe Gießspannen wird der Erstarrungsbeginn verzögert und die Schmelze kann selbst in kleinste Bereiche der Form eindringen. Das Formfüllungsvermögen ist ebenso von der Oberflächenspannung der Schmelze abhängig, da Schmelzen mit hoher Oberflächenspannung die Formkontur schlechter benetzen und somit auch

schlechter abbilden [W. Patterson, H. Brand 1960]. Oberhalb einer Übergangstemperatur T_0 der Schmelze ist das Formfüllungsvermögen nur von der Oberflächenspannung als Materialwert und dem metallostatistischen Druck als äußerem Einfluss abhängig. Die Bestimmung des FFV erfolgt durch Abgießen der sog. „Bolzenprobe“ (**Bild 2.16**). Die gegossene Probe (**Bild 2.17**) wird rechnerisch ausgewertet, wie in Abschnitt 3.3.3 der Arbeit dargelegt.

Bild 2.18 zeigt: binäres Al-Si-Phasendiagramm [P.R. Sahm et al. 1998b nach L. F. Mondolfo 1976]

2.2.3 Das Gussgefüge des Systems Al-Si und seiner Legierungen

Aluminium bildet mit Silizium bei 12,6 Gewichts-% Si ein bei 577°C schmelzendes Eutektikum. Die Löslichkeit von Si im festen Al-Mischkristall liegt für 577°C bei 1,65 Gew.-%. Die Löslichkeit sinkt mit fallender Temperatur stark ab, so dass sie bei 300°C nur etwa 0,07 Gew.-% beträgt (**Bild 2.18**). Untereutektische Gusslegierungen bilden bei ihrer Erstarrung zunächst eine Al-Primärphase, den α -Mischkristall, welcher dendritisch oder bei Kornfeinung auch globulitisch kompakt geformt sein kann. Unterhalb von 577°C scheidet sich als zweite Phase die aus Al und Si zusammengesetzte eutektische Phase aus.

Der α -Mischkristall

Die Feinheit und Form der α -Mischkristalle bestimmen über ihre Einwirkung auf das Speisungsvermögen und die daraus resultierende Mikroporosität und Warmrissanfälligkeit letztendlich auch die Festigkeit einer AlSi-Legierung [VAW-IMCO 2004; Aluminium Rheinfelden 1995]. Daher werden den AlSi-Legierungen chemische Kornfeiner zugegeben (siehe Abschnitt 2.2.4), wodurch der α -Mischkristall wegen mehr Korngrenzen dendritisch-kompakt ausgebildet wird. Indirekt bewirkt ein feinerer α -Mischkristall somit einen positiven Einfluss auf die

Ausprägung der mechanischen Eigenschaften, weil mögliche Porosität gemindert wird [Q. T. Fang, D. A. Granger 1989] und Diffusionswege bei einer Wärmebehandlung kürzer werden [T. Kattamis 1982]. Eine steigende Zahl von Korngrenzen kann aber nicht unmittelbar gemäß der für einphasige Legierungen gültigen Hall-Petch-Beziehung über Behinderung der Versetzungsbewegungen [G. Gottstein 1998b] einem Fortschreiten von Rissen entgegenwirken [K. Müller 1996, D. Kube 2000], da andere Gefügebestandteile (Eutektikum, intermetallische Phasen) die Festigkeit gravierender beeinflussen. Dennoch werden die Feinheit der Al-Primärphase über den sogenannten lokalen sekundären Dendritenarmabstand (DAS) innerhalb des α -Mischkristalls [K. J. Oswalt, M. S. Misra 1981, H. M. Tensi, H. Fuchs 1983] oder für dendritisch-kompakt ausgeprägte Körner („dendrite cell“) auch die Korngröße [R. E. Spear, G. R. Gardener 1963, C. H. Caceres, Q. G. Wang 1996] als Einflussfaktoren für die Gefügequalität wirksam [M. Drouzy et al. 1980; C. H. Caceres 2000a-d]. Gefügefinesse, chemische Einflussfaktoren und Auslagerungskurven gehen ein in die mit hohem empirischen Aufwand erstellten Qualitäts-Index-Charts, wie sie vor allem für AlSi7Mg gebräuchlich sind [C. H. Caceres 2000a-d; J. A. Taylor et al. 2000]. Sie werden zur Vorhersage von Bauteillebensdauer und Betriebsfestigkeit herangezogen [R. Minichmayr, W. Eichlseder 2003, W. Eichlseder 2004]. Solche für AlSi7Mg korrigierten Indices sind jedoch nicht ohne weiteres auf andere AlSi-Legierungen übertragbar. In dieser Arbeit wird der ursprünglich nach Drouzy et al. 1980 formulierte *Qualitätsindex* Q verwendet mit R_m = einheitsloser maximaler Zugfestigkeit, A_5 = einheitsloser Bruchdehnung:

- $Q = R_m + 150 \log (A_5)$.

Dieser für die Legierung AlSi7Mg entwickelte Index gilt nur bedingt für andere AlSi-Legierungen. Angaben zum Qualitätsindex Q wurden in dieser Arbeit nach obiger Formel berechnet, sind aber nicht als quantitativ verlässlich, sondern rein qualitativ anzusehen und zum groben Vergleich in Diagrammen angeführt.

Die eutektische Phase (Al-Si)

Ist der Si-Anteil in der Legierung größer als die jeweilige Löslichkeitsgrenze, dann enthält das Gefüge neben α -Mischkristallen als Primärphase eine eutektische Phase aus teilweise gekoppelt erstarrtem Al-Si-Eutektikum. Hierin unterscheiden sich AlSi-Gusslegierungen von AlSi- Knetlegierungen, in denen eutektisches Silizium eine Umformbarkeit im Festen stark behindern würde. Die Gießeigenschaften der Al-Si-Legierungen hängen stark vom Anteil der eutektischen Phase im entstehenden Gefüge und damit vom Siliziumanteil ab. Mit steigendem Si-Gehalt bis hin zur eutektischen Zusammensetzung verbessert sich das Fließ- und Speisungsvermögen. Aufgrund der Kombination von guten Festigkeitswerten und ausgezeichneter Gießbarkeit sind die naheutektischen Legierungen (Si >7 Gew.-%) Hauptvertreter der Al-Si-Gusswerkstoffe. AlSi-Legierungen mit niedrigerem Silizium-Gehalt als 5 Gew.-% besitzen schlechte Gießeigenschaften, so dass sie, außer in wenigen Ausnahmefällen wie Grundlagenuntersuchungen, technisch bisher nicht zum Einsatz gekommen sind.

Die Morphologie des Siliziums der eutektischen Phase kann in drei Ausprägungen differenziert werden [X. G. Chen 1990]:

- „körnig“: teils polyedrisch, plattenförmiges (primäres) Silizium, teils regellos verteilte grobe stäbchenförmige Siliziumkristalle
- „lamellar“: strahlig angeordnete, meist nadelförmige Siliziumkristalle
- „verdedelt“: sehr fein, teilweise gedrunken korallig ausgebildete Siliziumkristallstäbchen.

Die Ausprägung der Morphologie hängt sowohl von einer eventuellen chemischen Veredelung (siehe Abschnitt 2.2.4) als auch von den Erstarrungsbedingungen und von der möglichen Wärmebehandlung (siehe Abschnitt 2.2.5) durch spheroide

Einformung des eutektischen Siliziums ab. Darüber hinaus besitzt die Morphologie des Siliziums auch erheblichen Einfluss auf die Festigkeit einer Gusslegierung und kann bei körniger und grob-lamellarer Ausprägung gefügeschwächend, risseinleitend, aber bei veredeltem und spheroider Einformung als Dispergid in der Werkstoffmatrix auch festigkeitssteigernd wirken. Veredeltes Eutektikum, bzw. spherioide feine Si-Partikel wirken entsprechend des Orowan-Mechanismus (Umgehung von Partikeln durch Versetzungen) festigkeitssteigernd (siehe Abschnitt 2.2.5). Die sphäroide Erscheinungsform ist nicht zu verwechseln mit Sphärolitenbildung von primärem Si [T. Herfurth, S. Engler 2000]. Die kritische Schubspannung nimmt zu mit abnehmendem Teilchenabstand und –radius r in Abhängigkeit des Volumenbruchteils f , also dem Dispersionsgrad f/r [G. Gottstein 1998c]. Die In-Situ-Festigkeit von körnigem eutektischem Si beträgt ca. 200 MPa, wo hingegen unveredeltes spheroidiertes Si nach einer T6-Wärmebehandlung In-Situ-Festigkeiten zwischen 500 und 900 MPa besitzt [Nishido et al. 2004]. Feines eutektisches Gefüge begünstigt für Mg als Legierungsbestandteil bei Lösungsglühen durch kurze Diffusionswege die Wiederauflösung von auf eutektischen Korngrenzen ausgeschiedenem Mg_2Si (Diffusion des Mg zurück in den α -Mischkristall) [E. Dunkel 1965]. Das eutektische Silizium übt in seiner morphologischen und mengenmäßigen Ausprägung bei Raumtemperatur einen maßgeblichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften aus [H. Unkel 1963; A. Saigal, J. T. Berry 1987]. Es wurde gezeigt, dass der Bruch einer AlSi-Legierung in drei Phasen unterteilt werden kann [A. Gangulee, J. Gurland 1967; R.M. Voigt, R. D. Bye 1991; Surappa et al. 1986]:

- Rissinitiierung in Si-Partikeln,
- Rissausbildung bei weiterer Dehnung zu einer Kavität,
- Reißen der Al-Matrix zwischen den gebildeten Kavitäten.

Bei niedrigen Si-Gehalten kommt der Einfluss des DAS bzw. der Korngröße des α -globulitischen Mischkristalls auf die mechanischen Eigenschaften nach E. Erginer und J. Gurland 1970 stärker zum Tragen als bei siliziumreicheren Legierungen.

In übereutektischen Legierungen und gelegentlich auch neben α -Mischkristall in naheutektischen Legierungen (Si <12,5 Gew.-%) auftretend, dann „anormale Erstarrung“ genannt [Aluminiumtaschenbuch 1990b], erstarrt zunächst *primäres Silizium* in Form plattenförmiger hexagonaler Si-Kristalle. Die Verschleißbeständigkeit dieser Legierungen steigt, jedoch unterbrechen die Polyeder das Gefüge, wodurch die Festigkeit und Dehnung deutlich herabgesetzt werden.

Sekundäre intermetallische Phasen in AlSi-Legierungen

In technischen AlSi-Legierungen liegen teilweise gewünschte intermetallische, streng stöchiometrische Phasen wie bei Mg- oder Cu-Zulegierung vor. Außerdem gibt es unerwünschte intermetallische Phasen, die durch Fe-, Zn- oder Cu-Verunreinigungen hervorgerufen werden.

Positiv wirkende intermetallische Phasen werden in AlSi-Legierungen zumeist über Zulegieren von Mg oder Cu und eine sich nach dem Gießen anschließende Wärmebehandlung erzeugt und beeinflusst. Im Gusszustand kommen sie zumeist als Chinesenschrift-artige Ausscheidungen vor: Mg_2Si (kfz, Zintl-Phase [R. Pöttgen, R. D. Hoffmann 2004]) bzw. Al_2Cu (kfz [G. Gottstein 1998d, e]). Der positive Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften beruht auf dem Mechanismus der Ausscheidungshärtung [G. Gottstein 1998e]. Auf die Wärmebehandlung und Ausscheidungshärtung durch $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$ und $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ (θ -Phase, tetragonal) wird in Abschnitt 2.2.5 vertiefend eingegangen.

Unerwünschte intermetallische Ausscheidungen sind vor allem eisenhaltige stöchiometrische Verbindungen, die meist an Korngrenzen in grober, morphologisch ungünstiger Form vorliegen und so die mechanischen Eigenschaften negativ beeinflussen. Hierzu zählen die eisenhaltigen Phasen $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$, Al_3Fe , $\alpha\text{-Al}(\text{Mn,Fe})\text{Si}$, $\beta\text{-AlFeSi}$ (Al_5FeSi) und $\pi\text{-AlMgFeSi}$ ($\text{Al}_8\text{Si}_6\text{Mg}_3\text{Fe}$) sowie ihre Untergruppierungen. Ihre Entstehung und Ausprägung hängt von der chemischen Zusammensetzung der Schmelze (z. B. Mg-Gehalt), in hohem Maße von den Abkühlbedingungen (stabile oder Ungleichgewichtserstarung nach Scheil) sowie der evtl. nachgeschalteten Wärmebehandlung ab (siehe Abschnitt 2.2.5). Kupferhaltige Störphasen in AlSi-Legierungen sind AlCuMg (S-Phase, Typ Laves) und AlCuMgSi (H- oder Q-Phase).

Weitere mögliche intermetallische Phasen treten in technischen AlSi-Legierungen durch Zugabe an Kornfeinungs- und Verdelungsmitteln auf. Das heißt, sie entstehen bei der gezielten Beeinflussung des α -Mischkristalls oder der eutektischen Phase während der Erstarrung. Hierzu zählen Al_3Ti , TiB_2 , AlSiTi (überschüssiger Keimbildner oder hoher Ti-Gehalt der Basislegierung) und Al_4Sr sowie AlSi_2Sr (Nebenprodukte der Veredlung). Daher reichen einfache binäre Zustandsdiagramme nicht zur Vorhersage entstehender Phasen und Gefügeanteile aus, sondern es müssen komplexe Mehrstoffsysteme herangezogen werden.

Mehrphasendiagramme basierend auf dem System Al-Si

Gießtechnisch verwendete AlSi-Legierungen enthalten zumeist noch weitere Legierungsbestandteile wie Mg, Cu, Ni, Mn, Cr, Ti oder B sowie Verunreinigungen wie Fe, die über sich zusätzlich bildende Phasen signifikanten Einfluss auf Gefüge und Eigenschaften ausüben können. Meist sind ein oder zwei weitere dieser Elemente in verhältnismäßig hoher Konzentration sowie eine Vielzahl anderer Elemente (Verunreinigungen) in niedrigen Konzentrationen Legierungsbestandteil.

Somit dürfen technische Gusslegierungen nicht als Zweistoffsysteme, sondern als ternäre oder höherwertige Systeme angesehen werden, deren Zusammensetzung ein komplexes Mehrstoffsystem bildet. Im Vergleich zu den Zweistoffsystemen bildet sich eine Reihe neuer Phasen aus, Löslichkeitsgrenzen ändern sich und die Umwandlungstemperaturen werden verschoben. Die Darstellung komplexer ternärer Systeme kann nur räumlich erfolgen oder im Zweidimensionalen projiziert als isothermer Schnitt. Dementsprechend lassen sich die Existenzbereiche und Grenzen der Gleichgewichtsphasen als Funktion der Konzentration angeben [J. Hansen, F. Beiner 1974]. Darstellungen von über ternäre Systeme hinausgehenden Mehrkomponentensystemen sind nur noch über quasibinäre oder -ternäre Schnitte möglich. Schnitte durch die für diese Arbeit wichtigsten Mehrstoffsysteme sind im Folgenden dargestellt (**Bild 2.19 - 2.23**).

Bild 2.19 zeigt die Projektion der Liquidustemperaturen des Dreistoffsystems Al-Si-Mg. Niedrige Si- und Mg-Gehalte sind im unteren linken Bereich angesiedelt. **Bild 2.20** zeigt die Projektion der Solidustemperaturen dieses Dreistoffsystems. Die Temperaturen sinken mit steigenden Gehalten von Silizium und Magnesium. Im Vergleich dazu wird das Dreistoffsystem Al-Si-Cu dargestellt. Hierbei handelt es sich in **Bild 2.21** ebenfalls um die Projektion der Liquidustemperaturen. Für Legierungen mit niedrigen Si- und Cu-Gehalten ist die rechte untere Ecke relevant.

Ein Vierstoffsystem lässt sich nicht mehr in der Ebene darstellen; nur noch vereinfachte Darstellungen sind möglich, wie **Bild 2.22** für das System Al-Si-Mg-Fe und **Bild 2.23** für das System Al-Si-Mg-Cu zeigen.

Bild 2.19 zeigt: Das ternäre System Al-Si-Mg: Projektion der Liquidustemperaturen, [ASM 1998].

Bild 2.20 zeigt: Das ternäre System Al-Si-Mg: Projektion der Solidustemperaturen, [ASM 1998].

Bild 2.21 zeigt: Das ternäre System Al-Si-Cu: Projektion der Liquidustemperaturen, [ASM 1998].

Bild 2.22 zeigt: Existenzbereiche intermetallischer Phasen in AlSi-Legierungen mit Fe und Mg (quartäres System) im quasi-ternären Schnitt, [A. L. Dons 2002]

Bild 2.23 zeigt: Existenzbereiche intermetallischer Phasen in AlSi-Legierungen mit Mg und Cu (vereinfachtes quartäres System), [A. L. Dons 2002]

Um diese komplexen Mehrstoffsysteme zu erfassen und darzustellen (thermodynamische Modellierung), sind thermophysikalische Datenbanken, die auf der Calphad-Methode [L. Kaufman, H. Bernstein 1970] basieren, entwickelt worden wie Thermo-Calc, DICTRA, ChemSage, Lukas [U. R. Kattner 1997], PANDAT [S. L. Chen et al. 2003; C. Ravi, C. Wolverton 2005] oder Alstruc [A. L. Dons 2003]. Diese ermöglichen es, Phasenentstehung, chemische Zusammensetzung, Seigerung und Anteile im Gefüge rechnerisch zu bestimmen, wenn die Datenbanken entsprechend belastbar sind [U. Hecht et al. 2004]. Das in dieser Arbeit eingesetzte Programm ist „Thermo-Calc“.

2.2.4 Kornfeinung - Veredelung – Schmelzebehandlung

Kornfeinung untereutektischer AlSi-Legierungen

Die Kornfeinung ist eine Schmelzebehandlung, die eine Modifikation des α - Mischkristalls hervorruft. In unbehandelter Schmelze entsteht ein grober dendritischer α - Mischkristall, dessen Korngröße von Gießtemperatur und Abkühlgeschwindigkeit (Wärmeentzug) bestimmt wird. Unter dem Begriff „Kornfeinung“ wird eine künstliche Erhöhung der Keimzahl in der Schmelze verstanden, die durch Einbringen und Verteilen von Fremdkeimen hervorgerufen wird. Hohe Keimzahl führt bei Aufeinandertreffen der Korngrenzen zu einem feinen annähernd globulitischen Gefüge. Einen guten Überblick über die Thematik geben W. Reif 1998 und H. Koch 2000. Wie in **Bild 2.24** und **Bild 2.25** für die in dieser Arbeit

entwickelte Legierung AlSi3Mg dargestellt, bewirkt die Kornfeinung bei Al-Si-Gusslegierungen zumeist eine feinere Ausbildung von:

- Aluminium-Mischkristall in Form von kleineren kompakten Dendriten,
- eutektischem Korn bestehend aus gekoppelt wachsendem Al und Si.

Die feinausgebildete meist globulitische Mikrostruktur korngefeinter Gussteile birgt wesentliche Vorteile gegenüber dem grobkörnigen, nicht korngefeinten Gussgefüge. Kornfeinung ist besonderes sinnvoll bei warmrissempfindlichen Al-Si-Legierungen und Al-Mg-, Al-Cu-Legierungen.

Die wichtigsten Vorteile sind:

- bessere Speisungsfähigkeit durch verbesserte Massenspeisung,
- verbesserte Formfüllungs- und Fließfähigkeit,
- Verringerung von Porositätsanfälligkeit und Warmrissneigung,
- dadurch erhöhte Duktilität,
- bessere Oberflächenbeschaffenheit.

Ein weiterer positiver Effekt von Kornfeinung in AlSi-Legierungen ist die feinere Ausprägung von sekundären intermetallischen AlFe-Verbindungen wie $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$, Al_6Fe , $\text{Al}_{4,5}\text{Fe}$, $\alpha\text{-AlFeSi}$, die so gleichmäßiger über die Korngrenzen des α -Mischkristalls verteilt werden [P. Schumacher 2003; A. L. Greer et al. 2003].

Bild 2.24 zeigt: Nicht korngefeintes Gefüge der Legierung AlSi3Mg0,6 , Farbätzung nach Barker

Bild 2.25 zeigt: Mit 150 ppm AlTi5B1 korngefeintes Gefüge der Legierung AlSi3Mg0,6 , Farbätzung nach Barker

Handelsübliche Kornfeinungsvorlegierungen wurden hauptsächlich für die Bedürfnisse in der Produktion von Knetlegierungen entwickelt [H. Koch 2000]. In der

Praxis ist die dominierende Methode das Zulegieren einer AlTiB- Vorlegierung in Draht- oder Waffelplattenform, deren häufigste Vorlegierungen vom Typ AlTi5B1, AlTi3B1 oder AlTi5B0,2 somit nicht auf technische Al-Gusslegierungen mit Si-Gehalten zwischen 7 und 11 Gew.-% Si abgestimmt sind. Übliche Zugabemengen liegen zwischen 100 und 300 ppm. In neuerer Zeit werden weitere für Knetlegierungen entwickelte Kornfeiner AlTi1,2B0,5 mit variiertem Ti:B-Verhältnis 2,2:1 [W. A. Schneider et al. 2003; H. Koch 2000], die bessere Kornfeinerungsergebnisse bei geringeren Zugabemengen erzielen, bzw. AlTi1,6B1,4 (TiBAlloy®) für AlSi-Gusslegierungen propagiert. AlTi1,6B1,4 soll bei Abwesenheit von Sr in der Legierung jedoch schlechtere Ergebnisse in Hinblick auf Warmrissigkeit als AlTi5B1 erzeugen [D. Boot et al. 2002]. Weitere aktuelle Arbeiten liegen im Bereich thermodynamischer Modellierung [P. Cooper et al. 2003; J. Gröbner et al. 2005]. Hohe Ti-Gehalte im Verhältnis zu B sind als kritisch anzusehen, da technische AlSi-Legierungen gewöhnlich schon mehr als 0,04 Gew.-% Ti enthalten, welches keinen Einfluss auf die Gefügefinesse nimmt, aber die Bildung des Mischoxids (Al,Ti)B₂ fördert. Zu hohe Mengen Bor können sich ebenfalls negativ durch Agglomeration und Sedimentation auswirken [H. Koch 2000].

Die Kornfeinerungswirkung wurde früher auf die intermetallische Verbindung TiB₂ zurückgeführt, die unlöslich in Form von feinen Partikeln in der Schmelze vorliegen soll [A. Cibula 1951] oder auf die peritektische Reaktion: $S + Al_3Ti \rightarrow \alpha-Al$ [J. Marcantonio, L. F. Mondolfo 1971]. In neueren Untersuchungen [P. Schumacher 2003] wird die These vertreten, dass das freie Ti in der Schmelze durch die Bildung einer dünnen Al₃Ti-Schicht für die Keimbildung entscheidend ist. Ohne diese ist Keimbildung nicht möglich. Freies überschüssiges Ti in der Schmelze führt somit zur Existenz von stöchiometrischem TiB₂, welches als Substrat für Al₃Ti wirkt [P. Schumacher et al. 1998]. Die sich bildende Schicht Al₃Ti

kann durch eine lokale peritektische Reaktion: Schmelze + Al_3Ti $\rightarrow$ α -Al eine Keimbildung bewirken.

Kornfeinung mit AlTiB-Vorlegierungen ist besonders wirksam bei Legierungen mit hohem Anteil des α -Mischkristalls (niedrige Si-Gehalte). **Bild 2.26** zeigt den Einfluss des Si-Gehalts mit AlTi5B1 auf die Kornfeinung. Es ist zu erkennen, dass in dem Bereich von 1 % bis 3 % Si-Gehalt die Kornfeinung am effektivsten ist, was durch Untersuchungen von J. A. Spittle et al. 1997 bestätigt und intensiv erforscht wurde [B. J. McKay, P. Schumacher 2004]. Der Vorgang tritt bei höherem Si-Gehalt über 3 Gew.-% unter bestimmten Verfahrensbedingungen auf (hohe Temperatur, hohe freie Ti-Konzentration, lange Haltezeiten im Ofen). Dieses „Si-Vergiftung“ genannte Phänomen (**Bild 2.27**) wird auf den Keimbildungsmechanismus von Al auf Basaloberflächen von Boriden $\text{Al}_3\text{Ti}/\text{AlB}_2$ zurückgeführt und die Bildung von Si_2Ti steht in direkter Konkurrenz zur Bildung von α -Al [P. Schumacher 2003].

Dies führt in der Gießerei-Praxis bei technischen AlSi-Legierungen mit Si-Gehalten über 3 Gew.% nach Haltezeiten von mehr als einer halben Stunde zu einem Abklingen der Kornfeinungswirkung (**Bild 2.28**) [S. A. Kori et al. 1999]. In der Gießereipraxis empfiehlt es sich daher, oben erwähnte Randbedingungen zu vermeiden, bzw. deren Auftreten durch Zugabe von TiB_2 entgegenzuwirken, um die freie Ti-Konzentration in der Schmelze zu senken [P. Schumacher 2003].

Bild 2.26 zeigt: Einfluss des Siliziumgehaltes auf die Kornfeinung von AlSi-Legierung mit einer AlTi5B1-Vorlegierung [VAW-IMCO 2004].

Bild 2.27 zeigt: Si-Vergiftung in Abhängigkeit vom Si- Gehalt bei konstanten Kornfeinungsbedingungen nach [P. Schumacher 2003, J. A. Spittle et al.1997]

Bild 2.28 zeigt: Korngrößen von mit 200 ppm AlTi5B1 gefeinten Al- und AlSi-Legierungen in Abhängigkeit der Haltezeit im Ofen nach Behandlung, [S. Kori et al. 1999].

Für AlSi7 scheint die Anwesenheit von Mg in der Schmelze (ideal 0,2 Gew.-% Mg) eine Kornfeinung zu begünstigen, was vermutlich auf eine Herabsenkung der Oberflächenspannung der Al-Schmelze zurückzuführen ist [S. A. Kori et al. 1999]. In dieser Untersuchung führten Gehalte von 600 ppm AlTi5B1 zu erheblich besseren Ergebnissen als die in der Praxis üblicherweise zugegebenen Gehalte zwischen 150 und 250 ppm, über denen es zum Ausseigern von Ti-Verbindungen kommen kann. Diese Schwerkraft-Sedimentation von Titan-Silizium-Aluminiden Ti(Al,Si)_3 bei Ti-Gehalten über 0,12 Gew.-% in der Schmelze, deren Auftreten und Ursachen für AlSi7Mg von B. Brosnan et al. 2002 beschrieben werden, darf nicht, wie häufig fälschlich angenommen, mit einer Si-Vergiftung verwechselt werden.

Es wird berichtet, dass Kornfeinung mit Ti-Vorlegierungen eine Wasserstoffaufnahme der Schmelze durch eine Veränderung der Oxidhaut verringert und die Anfälligkeit für Porosität im Bauteil so günstig beeinflusst [F.-J. Klinkenberg 1998].

AlTiC-Kornfeiner, wie sie mit AlTi6C0,1 und AlTi3C0,15 in Knetlegierungen verwendet werden [F. Romankiewicz 2000; P. Molodovan, G. Popescu 2004], zeigen bei AlSi-Gusslegierungen keine akzeptablen Ergebnisse. Zirkonhaltige Kornfeiner sind für AlSi-Legierungen ebenfalls ungeeignet, da sie mit Al reagieren und als Schlamm im Ofen ausseigern.

Eine aktuelle Untersuchung [Jun Wang et al. 2003] berichtet, aufbauend auf Vorarbeiten von T. F. Banamove 1965; T. Ohmi, M. Kudoh 1992; J. Zengyun 1995 und G. Shaokang et al. 1999, über die Möglichkeit einer Kornfeinung von AlSi7Mg durch das Mischen zweier unterschiedlich heißer Schmelzen direkt vor dem Abgießen und Gießen durch einen Refraktärfilter. Als ideale Schmelzentemperaturen werden 800°C bis 950°C und 600°C angeführt. Erklärt wird eine erzielte Kornfeinung durch Refraktäreinschlüsse (heterogene

Keimbildung) und mit einer Vermehrung der intrinsischen Keime in der Schmelze. Beim Mischen der Schmelzen werden in der kalten Schmelze vorliegende größere Atom-Cluster keimwirksam. Gleichzeitig werden kleine Cluster in der heißen Schmelze durch den hohen Grad der Unterkühlung beim Mischen der heißen mit der kalten Schmelze als Keime wirksam. Der Filter bewirkt eine homogene Mischung der Schmelzen.

Veredelung untereutektischer AlSi-Legierungen

Die Ausbildung der eutektischen Phase beeinflusst die mechanischen, gießtechnischen, sowie die physikalischen Eigenschaften des Werkstoffs. Eutektisches Silizium kann in den in Abschnitt 2.2.3 vorgestellten und in **Bild 2.29** dargestellten Modifikationen vorliegen. Einen umfassenden Überblick über die thermophysikalischen und chemischen Grundlagen, sowie Wachstumstheorien zum Kristallwachstum von eutektischem Silizium geben X. G. Chen 1990; K. Nogita et al. 2005.

Bild 2.29 zeigt: Gefügemodifikationen des Al-Si-Eutektikums [P.R. Sahm et al. 1998b]

Bild 2.30 zeigt: Grundtypen der eutektischen Körner in AlSi-Legierungen [X. G. Chen 1990].

Bild 2.31 zeigt: Die drei Grundtypen des Eutektikums (REM-Aufnahmen untersch. Vergrößerungen, Freiätzung des Si): links: unveredelt, Mitte: lamellar, rechts: veredelt. Die Unterschiede der Erscheinungsformen sind auf unterschiedliche Wachstumsmodelle zurückzuführen, [X. G. Chen 1990].

Wenn die Schmelze nicht gezielt behandelt wird, liegt das eutektische Silizium meist in Form grober, regellos verteilter, kantiger Kristalle (körnige Form) vor, welche die Matrix des α -Mischkristalls unterbrechen und die Duktilität des Werkstoffs herabsetzen. Die durch strahlig angeordnete, nadelförmige Si-Kristalle charakterisierte lamellare Ausbildung ergibt zwar einen duktileren AlSi-Werkstoff,

der aber wegen seiner schwammartigen Erstarrung schwierig zu vergießen ist und zu Bildung von Mikrolunkern neigt. In der veredelten Modifikation liegt Si in Form von fein verteilten, abgerundeten Stäbchen vor, (**Bilder 2.30, 2.31**). Die Zugabe von Drittelelementen, die eine Bildung der veredelten Modifikation begünstigen, wird als Veredelung bezeichnet. Positive Auswirkungen einer Veredelung sind:

- verbesserte Gießeigenschaften,
- erhöhte Duktilität,
- bessere Gussoberfläche und Bearbeitbarkeit (Zerspanbarkeit).

Chemisch veredelnd wirken insbesondere die Elemente der Gruppen I (Li, Na, K, Rb, Cs) und IIa (Be, Mg, Ca, Sr, Cd, Ba) sowie einige Elemente der Gruppen III-VI (Sb, As, Se, Cd, Nd, Ga, La, Ce, Pr) [W. Thiele, E. Dunkel 1966; S. Berovici 1980; G. Tenda, A. Kraly 2005]. Viele dieser Elemente sind selten (RE), so dass sie aus Kostenaspekten (La, Ce) oder ihrer hohen Reaktivität (Li) wegen fragwürdig sind; andere sind hoch toxisch (Be, Cs). Daher konnten sich technisch bisher nur Na, Sr und Sb durchsetzen, da kleine Zugabemengen davon den gewünschten Veredlungszustand erzielen.

Das klassische Veredelungsmittel ist Natrium, das, als metallisches Natrium oder natriumhaltiges Salz in die AlSi-Schmelze eingebracht, eine starke Veredlungswirkung aufweist. Sämtliche AlSi-Legierungen (untereutektisch-, eutektisch und übereutektisch) lassen sich auch bei großen Wandstärken und langsamer Abkühlung veredeln. Nachteilig ist, dass eine Natriumbehandlung der Schmelze schon nach etwa 30 min. abklingt und ihre Wirkung verliert. Zudem sind Krätzebildung, Verringerung des Fließvermögens und verstärkter Reinigungsaufwand der Öfen ungünstig [K. Alker 1972]. Natriumveredlung wird heute daher zumeist nur bei dickwandigem Guss und Sandguss angewendet.

Strontiumveredelung wird meist mit AlSr-Vorlegierungen (3 % - 14 Gew.-% Sr) durchgeführt, wobei die 3-prozentige Vorlegierung die einfachste Einbringung in eine, oftmals auch schon vom Al-Lieferanten vorveredelte Legierung darstellt. Die auch als Langzeitveredelung bekannte Sr-Veredelung bietet eine wesentlich längere Wirkungsdauer von mehreren Stunden und ist teilweise sogar umschmelzbeständig. Die Veredelungswirkung von Sr ist gegenüber Na geringer, speziell bei niedrigen Abkühlgeschwindigkeiten [K. Alker, U. Hielscher 1972]. Daher wird sie hauptsächlich bei Kokillen- und Niederdruckguss eingesetzt. Eine weitere positive Auswirkung der Sr-Zugabe ist, dass höhere (über 200ppm) Sr-Anteile zur Einformung der unerwünschten eisenhaltigen intermetallischen Ausscheidungen (β -Al₅FeSi) und dadurch zur erhöhten Duktilität führen.

Antimon besitzt eine mit Sr vergleichbare Veredelungswirkung, ist aber so umschmelzbeständig, dass eine Dauerveredlung der Legierung eintritt [G. Nagel, R. Portalier 1980]. Antimonveredlung findet vor allem in Frankreich Anwendung. Problematisch ist jedoch, dass sich Legierungen, die Sb wie auch Phosphor enthalten, aufgrund von Wechselwirkungen nicht weiter mit Na oder Sr veredeln lassen [N. Handiak et al. 1987]. Bei einer Mischung von Al-Gusswerkstoffen im Schrottkreislauf und Recycling kann dies bei Al-Sekundärlegierungen zu erheblichen Problemen führen, weshalb der Einsatz von Sb vermieden werden sollte.

Über eine veredelnde Wirkung durch kurzzeitige Überhitzung (15-30 min. bei 850-900°C) einer AlSi7Mg0,6-Schmelze berichten W. Jie et al. 2003. Als weitere Möglichkeit für eine Veredelung führen P. L. Schaffer et al. 2004 das Überschreiten einer kritischen Konzentration von TiB₂-Kornfeiner in der Schmelze an.

Der Einfluss einer Veredelung wirkt sich bei unterschiedlichen Gießverfahren verschieden aus, da die Ausbildung des Siliziums direkt von der

Erstarrungsgeschwindigkeit und dadurch vom Formmaterial und der Wanddicke des Gussstücks abhängt. Bei Druckguss- und dünnwandigen Kokillengussteilen ist die Auswirkung einer Veredelungsbehandlung geringer, da hier schon verfahrensbedingt durch hohe Abkühlraten ein sehr feines, teilweise veredeltes Gefüge vorliegt [K. Nogita et al. 2005]. Daher wird hier oftmals auf eine chemische Veredelung verzichtet. Auch bei stärker untereutektischen Al-Si-Legierungen fällt die Veredelungswirkung schwächer aus, weil der Gefügeanteil der zu feinnenden eutektischen Phase geringer ist und eine Veredelung daher die mechanischen Werkstoffeigenschaften nur in geringem Maße beeinflusst.

Bei einer Überdosierung von Veredelungsmitteln treten entlang der eutektischen Körner unerwünschte sog. Überveredelungsbänder auf, die durch die Ansammlung eisenhaltiger Ausscheidungen die Gussqualität stark herabsetzen (Bild 2.29e, S. 39).

Eine weitere negative Auswirkung größerer Sr- und Na-Gehalte kann die verstärkte Wasserstofflöslichkeit der Al-Schmelze durch Morphologieveränderung der Oxidhaut auf veredelten Schmelzen und die hierdurch verstärkte Neigung zu Gasporosität darstellen [F.-J. Klinkenberg 1998]. Zahlreiche jüngere Arbeiten untersuchen den Einfluss von Veredelung auf Porositätsbildung in untereutektischen AlSi-Legierungen [S. D. McDonald et al. 2004; L. Lu et al. 2004; C. M. Dinnis et al. 2004; J. P. Anson 2000].

Schmelzereinigung

Aluminium ist ein unedles Element und zeigt daher eine hohe Sauerstoffaffinität. Da sich die Dichte der so entstehenden *Oxide* kaum von der Dichte der Al-Schmelze unterscheidet, gelangen sie mit dem flüssigen Metall in die Gießform und führen dort zu fehlerhaftem Guss. Oxide treten in vielen Formen und Größen auf und sind durch unterschiedliche Maßnahmen wie Vermeidung eines Aufreißens des Gießstrahls bei Formfüllung als Einspülung im Bauteil zu

umgehen. Ruhiger Formfüllung kommt somit hohe Bedeutung zu, was insbesondere beim Niederdruckgießen oder Niederdruck-Gegendruckgießen gegeben ist. Groboxide lassen sich allgemein leicht durch Filtern (z. B. mit Keramikeinlagen, Draht- oder Glasseidenfiltern) beseitigen.

Feinoxide und *Wasserstoff* werden dagegen durch die Einleitung von Spülgasen entfernt. Gase können dabei wie als Inertgas auf physikalischem Weg wie Argon, oder auf chemischem Weg wie Chlorgas funktionieren. Neben Oxiden ist Wasserstoff häufigste Ursache für Gussfehler. Die Wasserstofflöslichkeit in Aluminium ist stark temperaturabhängig und sinkt sprunghaft bei der Erstarrung (**Bild 2.32**). Diese Temperaturabhängigkeit führt dazu, dass sich Wasserstoff während der Abkühlung und Erstarrung des Metalls ausscheidet und in Form von Gasblasen als Porosität zurückbleibt. Um Gussfehlern vorzubeugen, werden unterschiedliche Maßnahmen zur Wasserstoff- und Oxidentfernung getroffen, die hier als Schmelzereinigung zusammengefasst sind.

Durch Gaseinleitung wird der Partialdruck des in der Schmelze atomar gelösten Wasserstoffs abgesenkt, so dass eine Wasserstoffdiffusion in die Gasblasen erfolgt. Die aufsteigenden Gasblasen haben auch einen Spüleffekt auf die oxidischen Verunreinigungen. Um die bestmögliche Wirkung zu erzielen, müssen die Gasblasen in feinverteilter Form in die Schmelze gebracht werden. Eine bewährte Methode hierfür ist die Anwendung rotierender Gasverteilungsköpfe, das sog. Impellern (**Bild 2.33**). In dieser Arbeit wurden Versuchsschmelzen vor dem Vergießen einer Spülgasbehandlung unterzogen, wobei im Industrieumfeld größere Schmelzemengen impellert, kleinere Schmelzemengen mit einer Tauchlanze (**Bild 2.33**) gereinigt wurden.

Bild 2.32 zeigt: Temperaturabhängigkeit der Wasserstofflöslichkeit in unterschiedlichen Al-Si-Legierungen bei 1 bar Wasserstoffdruck, [P. Lutze, J. Ruge 1990].

Bild 2.33 zeigt: Unterschiedliche Gasaustrittsanordnungen bei der Spülungs-Wasserstoffentgasung a) Einleitungslanze, b) Impeller, [P. R. Sahm et al. 1998b].

Bei schwer speisbaren Kokillengussbauteilen wird als Spülgas gelegentlich Formiergas, eine spezielle Mischung aus 70% Argon und 30% Wasserstoff, verwendet. Derartiges gezieltes Einbringen von Wasserstoff in die Schmelze begünstigt die Formfüllung sonst nicht gießbarer Bauteile und läuft somit einer üblichen Impellerbehandlung entgegen. Während der Erstarrung bilden sich kleine, kontrolliert verteilte Wasserstoffblasen, deren Volumen der Dichtspeisung dienen und so der Entstehung von Lunkern und Schwindungsporen vorbeugen können. Gleichzeitig säubert eine solche Spülgasbehandlung die Schmelze ebenfalls von oxidischen Verunreinigungen. Wenn Wasserstoff kontrolliert ausschließlich in Form von feinen, gut verteilten Blasen im erstarrten Gefüge vorliegt, übt er keinen negativen bauteilrelevanten Einfluss auf die physikalischen Eigenschaften der Al-Kokillengussbauteile aus.

Überwachung der Al-Schmelzequalität

Einen Überblick über die Vielzahl der Methoden zur Überwachung der Al-Schmelzequalität geben X. G. Chen et al. 1992, 1993. Neuere Kontrollverfahren beruhen auf den dort vorgestellten physikalischen Prinzipien. Im Folgenden wird nur auf die in dieser Arbeit angewandten Kontrollverfahren eingegangen.

Kontrolle von Kornfeinung und Veredelung mit thermischer Analyse

Eine in Gießereien angewendete Methode zur Ermittlung von Phasenbildung [J. Tamminen 1988; R. I. Mackay, J. E. Gruzleski 1998] in Aluminiumlegierungen, welche sich zur Kontrolle einer Kornfeinung und Veredelung eignet, ist die sogenannte „*Thermische Analyse*“ [VDG 1998]. In kommerziellen Systemen werden Abkühlkurven mit hinterlegten Datenbanken korreliert, um im Schmelzbetrieb Aussagen über einen Erfolg von Kornfeinung und Veredelung [W. Menk et al. 1992] geben zu können. Für neu zu entwickelnde Legierungen greift

die thermische Analyse somit nicht, da sie erst kalibriert werden muss. In dieser Arbeit wurde das System mit einer Kalibrierung für die Legierung AlSi7Mg0,3 lediglich zum Erfassen von Abkühlkurven verwendet. Bei dem am Gießerei-Institut genutzten System „Phase-Lab“ der Fa. OCC kann für technische Legierungen der Kornfeinungsgrad nach den Methoden „Kornfeinungsgrad G_b “ [B. Günther, H. Jürgens 1984] und „Kornfeinungsgrad KF16“ [W. Menk et al. 1992] ermittelt werden.

Kontrolle des Wasserstoffgehalts der Schmelze

Um den Wasserstoffgehalt einer Al-Schmelze zu charakterisieren, hat sich die „Unterdruck-Dichte-Probe“ in der betrieblichen Gießereipraxis bewährt. Hierbei werden zwei Proben einer Schmelze in vorgewärmte Tiegel ($T_{\text{Tiegel}} = 200^\circ\text{C}$) abgegossen, wobei eine Probe in Luftatmosphäre und die zweite Probe bei einem Unterdruck von 80 mbar erstarrt. Die Dichte beider Proben wird anschließend nach dem archimedischen Prinzip bestimmt. Mit Hilfe der Dichten beider erstarrten Proben kann ein Dichteindex ermittelt werden, der Rückschluss über die Qualität der Schmelze gibt [P. R. Sahm et. al. 1998b]:

$$D[\%] = \frac{d_a - d_u}{d_a} \cdot 100\%$$

D: Dichteindex [%], d_a : Dichte der Probe an Atmosphärendruck erstarrt, d_u : Dichte der Probe bei Unterdruck (80 mbar) erstarrt.

In der Praxis werden Schmelzen mit Dichteindexwerten von mehr als 4% im Kokillenguss als verunreinigt betrachtet. Über Gehalten von 6% sind die Messergebnisse der Unterdruckdichteprobe stark schwankungsbehaftet. Der Dichteindex wird jedoch nicht nur vom Wasserstoffgehalt beeinflusst, sondern er ist auch von Verunreinigungen wie Oxiden abhängig. Daher kann mit diesem Messverfahren zwar nicht der genaue Wasserstoffgehalt gemessen werden,

jedoch reicht dieses Verfahren aus, um eine schnelle qualitative Aussage über die Schmelzequalität zu erlangen.

Chemische Analyse der Zusammensetzung einer Schmelze

Die Spektralanalyse ist die gängigste Art zur Überprüfung der chemischen Zusammensetzung von Aluminiumlegierungen. Das Prinzip der Spektralanalyse beruht auf der sogenannten optischen Emissionsspektrometrie. Im Funkenstand wird durch eine Bogen- oder Funkenentladung Probenmaterial verdampft und die freigesetzten Atome und Ionen werden zur Emission von Strahlung angeregt. Über einen Lichtleiter wird die emittierte Strahlung an die optischen Systeme gelenkt, wo sie in einzelne spektrale Komponenten zerlegt wird. Von den zahlreichen Wellenlängen, die jedes in der Probe enthaltene Element typischerweise emittiert, wird die für die jeweilige Applikation am besten geeignete Linie mit Hilfe eines Photomultipliers gemessen. Die Strahlungsintensität verhält sich proportional zur Konzentration des Elements in der Probe, sie wird intern weiterverarbeitet und mit den im Gerät gespeicherten Kalibrierungsdaten verglichen. Die Ergebnisse können anschließend direkt als Konzentrationswerte in Prozent online zur Verfügung gestellt werden [Spectro 2004]. Die chemischen Zusammensetzungen der Legierungen dieser Arbeit am Gießerei-Institut werden durch ein Spectromax-Gerät der Fa. Spectro bestimmt.

2.2.5 Ausscheidungshärtung und Wärmebehandlung

Metallkundliche Grundlagen der Ausscheidungshärtung

Der Mechanismus der Aushärtbarkeit von AlCuMg-Legierungen (Duraluminium) wurde bereits 1906 von A. Wilm entdeckt [A. Wilm 1911]. Einen umfassenden aktuellen Überblick über die metallkundlichen Prozesse bei der Ausscheidungshärtung von Al-Knetlegierungen gibt E. Zschech 1996.

Ausscheidungen, die sich bei Abkühlung eines homogenen Mischkristalls in einem

Zweiphasengebiet bilden, vermögen zur Festigkeitssteigerung beitragen. Von der umgebenden Metallmatrix sind diese Ausscheidungen durch Phasengrenzen getrennt [G. Gottstein 1998e]. Ausscheidungen können mit kohärenten, teilkohärenten und inkohärenten Phasengrenzen vorliegen, **Bild 2.34** [G. Gottstein 1998f]. Inkohärente Ausscheidungen wirken wie Disperside und lassen sich mit dem Orowan-Mechanismus durch Versetzungen umgehen. Inkohärente Ausscheidungen sind aber zu groß, um Festigkeit steigernd zu wirken. Ein Aushärtungseffekt kann durch kohärente und teilkohärente Phasengrenzen erfolgen.

Durch Abschrecken des erstarrten Gussteils bzw. Lösungsglühen und Abschrecken wird ein übersättigter Mischkristall gebildet. Durch anschließende Auslagerung bei niedrigen oder mittleren Temperaturen entstehen metastabile Phasen mit kohärenten oder teilkohärenten Phasengrenzen. Die kristallographischen Ebenen und Richtungen der Matrix werden mit leichter Verzerrung fortgesetzt, **Bild 2.34**. Ausscheidungen dieser Ausprägungen können durch Versetzungen geschnitten werden (Kelly-Fine-Mechanismus).

Bewegt sich eine Versetzung durch eine kohärente oder teilkohärente Ausscheidung, so wird das Teilchen unter Bildung einer Antiphasengrenze (**Bild 2.35**) abgesichert. Die kritische Schubspannung τ_c zum Durchschneiden eines Teilchens nimmt $\sim\sqrt{r}$ zu, vermag jedoch nicht größer als die Orowan-Spannung ($\sim 1/r$) werden, denn dann wird die Versetzung das Teilchen leichter umgehen als schneiden [G. Gottstein 1998e]. Somit gibt es einen optimalen Teilchenradius r_0 für Ausscheidungen (**Bild 2.36**). Die Einstellung dieser Teilchengröße ist das Ziel einer Aushärtung durch Wärmebehandlung (Lösungsglühen und Auslagern). Metastabile Phasen sind grundsätzlich instabil, weil ihre freie Enthalpie höher ist als die der Gleichgewichtsphase (inkohärent).

Bild 2.34 zeigt: Struktur von Phasengrenzflächen: a) kohärent, b) teilkohärent, c) inkohärent, [G. Gottstein 1998f].

Bild 2.35 zeigt: Schneidet eine Versetzung eine Ausscheidung (oben), so schert das Teilchen ab (Mitte) und eine Antiphasengrenze entsteht (unten), [G. Gottstein 1998e].

Bild 2.36 zeigt: Schematische Festigkeitszunahme mit der Teilchengröße bis zum idealen Teilchen-Radius r_0 (Kelly-Fine-Mechanismus), danach Festigkeitsabnahme (Orowan-Mechanismus), [G. Gottstein 1998e].

Bild 2.37 zeigt: Entmischungs- bzw. Ausscheidungsstufen bei der Auslagerung in Abhängigkeit von der Zeit und Temperatur, [H. Böhm 1968].

Bild 2.38 zeigt: Teilschritte der Aushärtung und Entmischungs- bzw. Ausscheidungsstufen bei Auslagerung, [W. Schneider et al. 1990].

Die ersten sich bildenden kohärenten Phasen sind in der Regel entmischte Zonen mit der Größe weniger Atomlagen und werden als Gunier-Preston-Zonen (GP) bezeichnet [G. Gottstein 1998e]. In AlCu-Legierungen sind dies GP1 und GP2, in AlCuMg-Legierungen GP1, GP2 oder GPB und in Al-Si-Mg GP [E. Zschech 1996]. Thermisch aktivierte Diffusion führt jedoch zur Abnahme der Zahl kohärenter Phasen und zur Ausbildung metastabiler, teilkohärenter Phasen. In Al-Cu sind dies: θ^I (Al_2Cu), in Al-Cu-Mg: θ^I und S^I (Al_2CuMg), sowie in Al-Si-Mg: β^{II} , β^I (Mg_2Si) [C. Ravi, C. Wolverton 2004].

Durch längere Auslagerungsdauer und zu hohe Auslagerungstemperatur (**Bild 2.37**) kommt es zu Ausscheidungsvergrößerung (Ostwald-Reifung) unter Auflösung der kleineren Ausscheidungen und Bildung inkohärenter Ausscheidungen. Triebkraft hierzu ist eine thermisch aktivierte Verringerung der Grenzflächenenergie. Ist die optimale Teilchengröße überschritten, dann sinken die Festigkeitseigenschaften der Legierung. Diese unerwünschte Festigkeitsabnahme wird „Überalterung“ genannt. Je nach System werden die

inkohärenten Gleichgewichtsphasen θ , S oder β gebildet. Diese vergrößerten Phasen können durch Wärmebehandlung nicht wieder aufgelöst werden [M. Usta et al. 2004].

Wärmebehandlung von AlSi-Gusslegierungen

Die Wärmebehandlung zur Aushärtung von AlSi-Gusslegierungen besteht aus drei Schritten: *Lösungsglühen, Abschrecken, Auslagern*.

Lösungsglühen:

Durch das Lösungsglühen werden die aushärtenden Elemente im α -Mischkristall in eine Zwangslösung gebracht und Konzentrationsunterschiede innerhalb des Mischkristalls ausgeglichen. Da die Löslichkeit des α -Mischkristalls mit der Temperatur zunimmt, soll die Lösungsglühtemperatur möglichst hoch gewählt werden. Um eine Gussteildeformation zu vermeiden, liegt sie in der Praxis etwa 15°C unterhalb der Aufschmelztemperatur niedrigst schmelzender Legierungsbestandteile. In reinen AlSi-Legierungen schmilzt bei 577°C zunächst das Eutektikum (α + Si), in Magnesium-haltigen Legierungen bei 555°C die Mg_2Si -Phase und in Kupfer-haltigen Legierungen bei 507°C die Al_2Cu -Phase auf.

Tabelle 2.4 zeigt die eutektischen Reaktionen und Bildungstemperaturen der über die Lösungsglühtemperatur entscheidenden Phasen für AlSiMg-Legierungen und AlSiCuMg-Legierungen.

Für AlSiMg-Legierungen liegt die Lösungsglühtemperatur zwischen 520 °C und 535 °C. In diesem Temperaturbereich wird ein Sicherheitsabstand bis zum Aufschmelzen der niedrigst schmelzenden Phasen eingehalten. Für AlSiCuMg-Legierungen wird als ideale Lösungsglühtemperatur 485 °C angegeben [R. Fuoco et al. 2002]. Es wird auf ein Zweistufen-Lösungsglühen hingewiesen, bei dem das Gussteil erst 2 Stunden bei 485 °C und anschließend 2 Stunden bei 500 °C geglüht wird. Durch diese Wärmebehandlung wurden wesentlich höhere Festigkeiten und

Dehnungen als bei nur einstufigem Lösungsglühen bei 485 °C erreicht (**Tabelle 2.5**).

Tabelle 2.4: Reaktionen der primären und eutektischen Erstarrung sowie Bildungstemperaturen der Phasen für AlSiMg- und AlSiCuMg-Legierungen [nach L. Backerud et al. 1990].

Legierungsgruppe	Reaktion der Erstarrung	entstehende Phasen	Bildungstemperatur
	Reaktion 1	Bildung eines dendritischen Netzwerks aus α -Phase in Schmelze	über 577 °C
Al-Si-Mg	Reaktion 2	Eutektikum (α + Si) und eisenreiche Phasen	570 °C
	Reaktion 3	α + Si-Phase + Mg_2Si + eisenreiche Phasen	555 °C
Al-Si-Cu-Mg	Reaktion 2	Eutektikum (α + Si) und eisenreiche Phasen	570 °C
	Reaktion 3	α + Si-Phase + Al_2Cu + Mg_2Si + eisenreiche Phasen	525 °C
	Reaktion 4	α + Si-Phase + Al_2Cu + $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$	507 °C

Tabelle 2.5: Mechanische Eigenschaften einer Al-Si-Cu-Mg-Legierung (B319 mit ca. 7 % Silizium) bei untersch. Wärmebehandlungen [L. Backerud et al. 1990; R. Fuoco, E. R. Correa 2002]

Wärmebehandlung	Struktur	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	Dehnung [%]
Niedrige Lösungsglühtemp.: 485 °C – 4 Stunden	Nicht aufgeschmolzen	296	236	1,9
Zweistufen Lösungsglühen: 485 °C – 2 Stunden und 500 °C – 2 Stunden	Nicht aufgeschmolzen	345	266	2,4
Lösungsglühen: 525 °C – 4 Stunden	Teilweise aufgeschmolzen	180	130	1,0

Die Glühzeit hängt nicht nur von der Legierung, sondern auch von der Beschaffenheit des Gefüges und dadurch vom Gießverfahren ab. Da die aushärtenden Bestandteile bei feinem Gefüge diffusionsbedingt schneller in Lösung gehen, werden bei dünnwandigem Kokillenguss kürzere (üblich zwischen 4 und 10 h), bei dickwandigem Sandguss längere Lösungsglühzeiten bis 16 h gewählt. S. Shivkumar et al. 1989; F. Paray, J. E. Gruzleski 1996 weisen darauf hin, dass bei Kokillenguss von AlSi7Mg die Dauer des Lösungsglühens signifikant auf unter

eine Stunde reduzierbar ist, wenn Si und Mg im α -Mischkristall gleichmäßig verteilt sind. Die Autoren zeigen, dass es bei AlSi7Mg im Kokillenguss erwägenswert erscheint, eine Veredelung zu unterlassen, da diese auf die Ausprägung des Si nach dem Lösungsglühen nur geringen Einfluss besitzt. Es wird berichtet, dass ein teilweises Aufschmelzen der eutektischen Phase eine Spheroidisierung bei AlSi7Mg weiter begünstigt [S. Shivkumar et al. 1989; L. Purdon, F. J. Mayor 2004]. Des Weiteren wird zur Verkürzung des Lösungsglühens ein Ausformen des heißen Gussteils aus der Kokille („hot knock out“) und Abschrecken in kaltem Wasser propagiert [L. Purdon, F. J. Mayor 2004]. Inwieweit dies allerdings zu Bauteilverzug führt, wird nicht berücksichtigt. Bei enger werdenden Anforderungen an Maßtoleranzen müssen dieser Effekt wie auch irreversible Volumenänderungen im Guss durch Wärmebehandlungen [H. Tensi, M. Wittmann 1993] beachtet werden.

Eine Variante der Wärmebehandlung bei AlSi-Legierungen, die weniger auf eine Aushärtung durch die intermetallische Phase Mg_2Si abzielt, sondern primär eine Einformung des unveredelten oder veredelten eutektischen Siliziums bezweckt, ist die sogenannte Kurzzeitwärmebehandlung (SST) [E. Ogris et al. 2002, 2003]. Bei einem kurzzeitigen Lösungsglühen bei 540°C kann in AlSi7Mg bereits nach wenigen Minuten (3 - 30 min) eine Einformung des eutektischen Siliziums festgestellt werden [V. Páramo et al. 2000, G. Tenda 2005]. Eine SST-Behandlung eignet sich für Druckguss, Thixoforming oder dünnwandigen Kokillenguss, da sich hierbei die Bauteile rasch auf Lösungsglühtemperatur bringen lassen.

Abschrecken:

Durch die schnelle Abkühlung wird beim Abschrecken die Diffusion und dadurch das Wiederausscheiden gelöster Legierungsbestandteile verhindert und ein übersättigter Aluminiummischkristall erzeugt. Für das Abschrecken soll möglichst kaltes Wasser (RT) unter Bewegung der Bauteile im Kühlbecken benutzt werden. Das Wasser darf dabei nicht wärmer als 60°C sein, weil sonst die erhöhte Gefahr

von isolierender Dampfblasenbildung und damit eine Verlangsamung der Abkühlung besteht. Der Transport vom Glühofen zum Abschreckbecken muss schnellstmöglich erfolgen (je nach Bauteildicke 5 – 20 s). Jede Verzögerung (Vorkühlzeit) beeinflusst nämlich durch sich fortsetzende Ausscheidungsvorgänge die Endgütwerte (mech. Eigenschaften, Korrosionsbeständigkeit) ungünstig.

Auslagerung:

Die Auslagerung beseitigt den Zwangszustand der in übersättigter Lösung befindlichen Legierungselemente. Als erste Stufe der Entmischung bei der Auslagerung kommt es zur Ausscheidung kohärenter metastabiler Phasen. Die zweite Stufe der Entmischung ist das Ausscheiden teilkohärenter Phasen, die nur teilweise Übereinstimmung mit der Gitterstruktur des α -Mischkristalls vorweisen. Diese teilkohärenten Phasen sind ebenfalls metastabile Phasen. Die letzte Stufe der Entmischung ist die Ausscheidung inkohärenter Phasen. Bei diesen handelt es sich in der Regel um die unauflösbaren Gleichgewichtsphasen.

Die Ausprägung der Ausscheidung (kohärent, teilkohärent und inkohärent) hängt von der Auslagerungszeit und -temperatur ab (**Bild 2.37**, S. 47). Kohärente Ausscheidungen treten bei kurzen Auslagerungszeiten und niedrigeren Temperaturen auf, wogegen inkohärente Ausscheidungen bei langen Auslagerungszeiten und hohen Temperaturen entstehen. Daraus folgt, dass sich bei einer Kaltaushärtung nur Ausscheidungen als kohärente Phasen bilden, während bei einer Warmauslagerung alle drei Phasentypen auftreten können. In **Bild 2.38**, S. 47, ist neben der Darstellung der Lösungsglühtemperatur im Zustandsdiagramm die Entstehung der unterschiedlichen Ausscheidungsarten dargestellt [W. Schneider et al. 1990].

Auslagerungstemperaturen für AlSi-Legierungen liegen zwischen 160 °C und 200 °C. Dabei sind für das Einstellen der mechanischen Eigenschaften des Gussteils

die Auslagerungstemperatur und -zeit besonders wichtig. Die **Bilder 2.39 bis 2.40** zeigen exemplarisch den Verlauf der mechanischen Kennwerte in Abhängigkeit von der Auslagerungszeit und -temperatur für die Legierung GK- AlSi10Mg . Es ist zu erkennen, dass die Zugfestigkeit, die Dehngrenze und die Brinellhärte zunehmen. Die Werte der Bruchdehnung steigen erst erheblich an (zwischen 2 bis 4 Stunden), fallen danach jedoch stark ab. Die Festigkeitswerte erreichen ihre Höchstwerte je nach Auslagerungstemperatur nach 4 bis 8 Stunden und verringern bei weiterem Auslagern (Überalterung) langsam. Wird eine zu hohe Auslagerungstemperatur gewählt, z. B. $200\text{ }^{\circ}\text{C}$, so tritt Überalterung schon sehr früh ein und es werden keine hohen Festigkeitswerte wie bei niedrigeren Auslagerungstemperaturen erzielt. Des Weiteren gibt es Hinweise darauf, dass ein Erreichen optimaler Festigkeitswerte auch durch ein dem Lösungsglügen möglichst zeitnah nachfolgendes Auslagern begünstigt wird [Aluminium Rheinfelden 1995].

Da die Ermittlung von Lösungsglüh- und Aushärtungskurven, welche den zeitlichen Einfluss einer Wärmebehandlung wiedergeben, in Abhängigkeit der chemischen Legierungsspezifikation sehr aufwändig ist, wird zukünftig verstärkt versucht, diese Aushärtungskurven zu modellieren. Für Knetlegierungen wurden erste Modellierungen bereits 1990 unternommen [H. R. Shercliff, M. F. Ashby 1990]. Ein frühes solches Modell für Gusslegierungen ist ALPROP der Fa. Hydro Aluminium [S. Brusethaug, Y. Langsrud 2000]. P. A. Rometsch und G. B. Schaffer 2001 stellen für AlSi7Mg ein solches Modell vor, C. A. Gandin et al. 2002 für AlCu5 und H. Rockenschaub et al. 2005 für AlSiCu3(Fe) .

Bild 2.39 zeigt: Zugfestigkeit der Legierung GK- AlSi10Mg bei verschiedenen Auslagerungstemperaturen, [VAW-IMCO 2004].

Bild 2.40 zeigt: Streckgrenze der Legierung GK- AlSi10Mg bei verschiedenen Auslagerungstemperaturen, [VAW-IMCO 2004].

3 Konzeption der Legierungsentwicklung

3.1 Anforderungen an Aluminium-Gussbauteile für das Fahrwerk

Aluminium-Gussbauteile für Fahrwerksanwendungen müssen sich vor allem durch Eigenschaften wie hohe Festigkeit, hohe Bruchdehnung und Korrosionsbeständigkeit auszeichnen. Typische Anforderungen für Al-Gussteile für Schwerkraft-Kokillenguss mit AlSi11Mg im Fahrwerk sind:

- Zugfestigkeit R_m über 270 MPa,
- Streckgrenze $R_{p0,2}$ über 180 MPa,
- Bruchdehnung A_5 über 7 %,
- Betriebsfestigkeit: 70 MPa bei 10^6 Lastwechseln,
- gute Korrosionsbeständigkeit.

Etwas geringere Anforderungen werden von L. Kniewallner, K. Hornung 1998 für Trapezlenker berichtet. Für stärker beanspruchte Komponenten wie Radträger und Schwenklager, die entsprechend der in den einleitend vorgestellten Verfahren von Niederdruck-Gegendruckgießen, Squeeze-Casting oder Cobapress hergestellt werden, verlangt man Kennwerte bis zu $R_m > 300$ MPa, $R_{p0,2} > 240$ MPa, $A_5 > 7$ %.

Über solche Bauteileigenschaften hinaus sind weiter steigende Anforderungen an Al-Kokillengussbauteile zu erwarten. Die Arbeit zielt dementsprechend auf die Entwicklung von Al-Basislegierungen für Dauerformgussanwendungen zur Einstellung signifikant höherer mechanischer Bauteileigenschaften, insbesondere der Streckgrenze. Aus diesen Anforderungen ergeben sich die angestrebten Zielvorgaben an die innovative Al-Legierung:

- maximale Streckgrenze, orientiert an Al-Knetlegierungen,

- Bruchdehnung A5 oberhalb von 7%,
- E-Modul über 70 GPa (kaum beeinflussbar),
- gute Korrosions- und Temperaturbeständigkeit,
- gute Gieß Eigenschaften im Dauerformguss,
- reproduzierbare Qualität (Prozesssicherheit) und Prüfbarkeit ,
- niedrige Kosten und leichte Verfügbarkeit der Legierung.

3.2 Strategie zur Entwicklung einer hochfesten Al-Gusslegierung

Gemäß der gestellten Anforderungen zur Entwicklung einer hochfesten Al-Gusslegierung für Fahrwerksanwendungen erfolgt durch den Autor vorab eine konzeptionelle Auswahl eines erfolgversprechenden Legierungssystems. In eine solche grundsätzliche Abschätzung geht zunächst die Betrachtung etablierter Al-Knetlegierungen und Al-Gusslegierungen ein, bzw. die Beurteilung ihrer Eigenschaften in Bezug auf die in Abschnitt 3.1 definierten Parameter. Primär erfolgt eine Bewertung gemäß allgemeiner Kriterien wie Korrosionsbeständigkeit und preisgünstiger Verfügbarkeit von Legierungen.

A priori sind Al-Legierungen mit Kupfergehalten über 1 Gew.-% ausgeschlossen (sämtliche AlCu-Legierungen, AlSi-Legierungen mit >1 Gew.-% Cu), da die Korrosionsanfälligkeit sie im Fahrwerk als ungeeignet erscheinen lässt. Mit steigendem Kupfergehalt steigt zwar die Festigkeit, insbesondere auch die Warmfestigkeit erheblich, jedoch wirkt sich in Al-Legierungen mit höheren Kupferanteilen eine ungünstige Erstarrungsmorphologie (schwamm-/ breiartig) aus, was eine hohe Warmrissanfälligkeit und Mikroporosität zur Folge hat. Daher weisen diese Legierungen im Allgemeinen geringere Bruchdehnungen auf als AlSi-Legierungen. Im Widerspruch hierzu stehen Untersuchungen von G. Keshavaram et al. 2000, die den Einsatz der Legierung AlCu5Mg (A206) für Schwenklager propagieren. Untersuchungen am Gießerei-Institut zeigen, dass Kupfergehalte bis zu 1 Gew.-% Cu in AlSi-Legierungen festigkeitssteigernd sind

für einen Einsatz bei Raum- und höheren Temperaturen und im Dauerformguss akzeptable Gieß Eigenschaften (Warmrissigkeit) besitzen [S. Baltes 2003]. Daher werden Kupfergehalte unter 1 Gew.-% für eine zu entwickelnde Legierung in der Arbeit mit berücksichtigt.

Kostenaspekte führen zum Ausschluss von Al-Legierungen, die Silber enthalten, obwohl sie herausragende Festigkeitseigenschaften aufweisen. Von Legierungen auf Aluminium-Lithium-Basis ist ebenfalls aus Kostengründen und wegen ihrer problematischen Verarbeitungsmöglichkeit (hohe Schmelzereaktivität) in diesem Forschungsprojekt abzusehen. Gleiches gilt für weitere seltene Erden (RE), sofern sie nicht in kleinen Mengen zu Veredelungszwecken zugegeben werden.

Ebenso verbieten sich die Legierungsgruppen Al-Zn-Mg und Al-Mg-Si. Erstere neigen zu hoher Korrosion und unvorhersehbarem Sprödbbruch, welcher für Fahrwerksanwendungen ein Ausschlusskriterium darstellt. In Fahrwerksteilen darf sich aufgrund ihres Sicherheitscharakters ein Bauteilversagen nur durch Verformung und langsames Risswachstum ankündigen. AlMgSi-Legierungen besitzen zwar ausgezeichnete Korrosionsbeständigkeit [VAW-IMCO 2004], ihre Festigkeits- und Verarbeitungseigenschaften liegen jedoch unter denen von AlSi-Legierungen.

Unter Berücksichtigung dieser Eingrenzungen rückt das bereits etablierte System Al-Si für eine weitere Legierungsentwicklung in den Fokus dieser Arbeit. Das System untereutektischer AlSi-Legierungen ist, mit Hinblick auf Gussanwendungen für Legierungen mit 7 Gew.-% Si und mehr, umfassend erforscht. Festigungssteigernde Legierungsbestandteile und Wirkung von höherem Silizium-Gehalt, Mg- oder Cu-Zulegierung sowie Verfahrenseinflüsse sind bekannt. Gleiches gilt für begrenzende Faktoren wie der Morphologie von primärer und eutektischer Phase, für den Einfluss von Fe-haltigen intermetallischen Phasen und den Einfluss des Si-Gehaltes auf gießtechnologische Eigen-

schaften. Das Korrosionsverhalten von AlSi-Gusswerkstoffen ist weitgehend unabhängig vom Siliziumgehalt [A. Bjorgum et al. 2005]. Ein weiterer günstiger Ansatzpunkt für Legierungsentwicklung auf AlSi-Basis ist, dass aufgrund der umfassenden Erfahrung mit dieser Werkstoffgruppe eine Akzeptanz für legierungstechnische Neuentwicklungen am Gusskundenmarkt eher gegeben ist als für komplett neu zu etablierende Legierungssysteme.

Gemeinhin gelten AlSi-Legierungen mit Silizium-Gehalten unter 7 Gew.-% aufgrund ihrer Erstarrungsmorphologie als ungeeignet zur gießtechnischen Verarbeitung und sind dementsprechend nach DIN-EN 1706 nicht genormt. Legierungen mit 5 Gew.-% Si-Gehalt (AlSi5Mg) wurden im Jahr 1986 aus der Norm gestrichen, da sie erheblich schlechtere Gießeigenschaften und geringere Festigkeiten als AlSi7Mg aufweisen. AlSi-Legierungen mit geringen Si-Gehalten sind nur vereinzelt in grundlegenden Forschungsarbeiten, wie von S. Engler und W. Patterson, bezüglich der Erstarrungsmorphologie und gießtechnologischen Eigenschaften untersucht worden, um Eigenschaftstendenzen gängiger AlSi-Gusswerkstoffe darzustellen [W. Patterson, H. Brand 1960; W. Patterson, S. Engler 1961; S. Engler, L. Heinrichs 1973; S. Engler, R. Ellerbrok 1975; S. Engler, G. Schleiting 1978]. Diese Veröffentlichungen stellen eine solide Grundlage für eine anknüpfende Legierungsentwicklung von AlSi-Gusswerkstoffen in diesem Forschungsvorhaben dar.

Auch aus weiteren Erwägungen erscheinen in dieser Arbeit Legierungen mit verringertem Si-Gehalt für eine Legierungsentwicklung von hochfesten Aluminium-Legierungen als interessant. Neue, teilweise druckunterstützte Gießverfahren wie das Niederdruck-Gegendruckgießen begünstigen den Einsatz auch tendenziell schlecht vergießbarer Legierungen. Der Einsatz von numerischer Simulation erbringt ein besseres Verstehen der Erstarrungslenkung eines Gussteils. Alte „Faustregeln“ zur Auslegung von Gussformen bezüglich ihres Wärmehaushaltes und des Gießsystems und mit Hinblick auf Strömung und Speisungswirkung des

Gussteils gelten seit dem Einsatz von numerischer Simulation weitgehend als überholt. Eine flexible bauteilentsprechende Auslegung ist erleichtert. Die Form betreffend stehen sowohl präzisere Heizungen und Kühlsysteme, als auch neue Kokillenwerkstoffe (Sonderstähle, TZM, Mo, W) zur Verfügung. Im Schmelzbetrieb sind ebenfalls verbesserte Grundwerkstoffe als Einsatzmaterial erhältlich. So sind Fe-arme Aluminium-Legierungen und wirkungsvollere Kornfeiner heute in großem Umfang zu günstigem Preis verfügbar. Die Methoden der Schmelzereinigung und -behandlung wurden ebenfalls verbessert. Mit diesen Fortschritten einhergehend stehen neue Methoden der Prozesskontrolle wie Anlagenautomatisierung, Online-Röntgenprüfung oder Tomographie zur Verfügung, welche engere Toleranzbereiche bei besserer Gussqualität zulassen. Vor diesem Hintergrund erscheint es dem Verfasser der Arbeit sinnvoll, bisherige Ansichten über die Vergießbarkeit von AlSi-Legierungen mit geringen Si-Gehalten zu hinterfragen.

Ein zweiter, werkstofftechnischer Anknüpfungspunkt für die ganzheitliche Legierungsentwicklung sind neben einer Senkung des Siliziumgehalts Mechanismen der Aushärtung und gezielten Phasenbeeinflussung. Flankierende Orientierung gibt, neben thermodynamischer Modellierung und Berücksichtigung metallkundlicher Grundlagen, die Betrachtung anderer Gusslegierungen (AlSi7Mg), wie vor allem von Al-Knetlegierungen.

3.3 Methodik der Legierungsentwicklung

3.3.1 Methodische Vorgehensweise zur innovativen Al-Legierungsentwicklung

In der Vergangenheit beruhte Legierungsentwicklung vor allem auf der zufälligen Beobachtung von neuen Phasen in Werkstoffen, die zum Teil unbeabsichtigt durch die Verunreinigung von Legierungen entstanden waren oder durch fehlgelaufene Experimente. Auf diese Weise sind zum Beispiel so bedeutsame Werkstoffe entdeckt worden wie der Duralumin-Werkstoff [E. Zschech 1996] oder

das Gusseisen mit Kugelgraphit [E. Piwowarsky 1951]. Diese Werkstoffe wiesen gewöhnlich neue Phasen oder interessante Eigenschaften auf. Daher wurden ihre Entstehung und die gezielte Einflussnahme auf die Ausbildung der Phasen erforscht, was zu ganz neuen Werkstoffklassen führte.

Eine systematische Legierungsentwicklung erfolgte in der Vergangenheit zumeist in der Übertragung bekannter werkstoffkundlicher Phänomene auf andere Werkstoffgruppen und breiter experimenteller Erprobung mit ausführlichen Messreihen. Diese empirische Arbeitsweise bringt zwar den Vorteil einer umfassenden Datenbasis, hat aber den Nachteil eines hohen Aufwands an Entwicklungszeit und Blindleistung durch nicht zielführende Entwicklungen.

Mehr Effizienz verspricht Legierungsentwicklung, die sich zusätzlich zum notwendigen Experiment an Prinzipbauteilen im Labor an realen Bauteilen im Industrieprozess stützt und auf den Einsatz von hochauflösender Analytik zur Gefüge- und Defektcharakterisierung. So können mit dem Rasterelektronenmikroskop neben optischer Betrachtung auch lokale chemische Analysen durch EDX und flächenmäßige Messungen („Field-Scans“ und Mappings) erfolgen, wie ebenso EBSD- Texturmessungen. Lichtstarke Polarisationsmikroskope erzeugen, auf farbgeätzte metallographische Schliffe angewendet, einen Mehrwert an Information wie auch computerunterstützte Bildanalysensysteme (IBAS) [E. Schaberger et al. 2000]. Die moderne Werkstoffentwicklung geht einher mit einer fortschrittlichen Analytik. Eine zukünftige wissensbasierte Legierungsentwicklung geschieht verstärkt durch den Einsatz von thermodynamischer Modellierung, unter Berücksichtigung der Kinetik im Werkstoff (DICTRA), und einer jetzt noch aufwändigen simulativen Gefügemodellierung (z. B. Einsatz von MICRESS) [A. Bührig-Polaczek et al. 2005]. Angestrebt wird auf der Modellierungsebene eine zukünftige Verknüpfung der Mikro- und Makrosimulation der bei Gießprozessen und Wärmebehandlungen entstehenden Gefüge. Erst durch Koppelung dieser Modelle über Werkstoffeigenschafts-Modelle

bis hin zur Modellierung des Bauteilversagens zu einer einheitlichen Simulationskette wird eine integrative Werkstoffmodellierung ermöglicht, was auch die Entwicklungszeiten für Gusswerkstoffe entscheidend verkürzt.

Bild 3.1 stellt die zur Al-Legierungsentwicklung in dieser Arbeit genutzten Werkzeuge schematisch vor. Auf die Details der Legierungsentwicklung wird im Folgenden eingegangen.

Bild 3.1 zeigt: Dargestellt sind die Methodik der zur Verkürzung der Entwicklungszeit zeitlich parallel erfolgenden dreigliedrigen Legierungsentwicklung und die dabei genutzten Werkzeuge.

3.3.2 Ablauf der Legierungsentwicklung

Die Legierungsentwicklung untergliedert sich, wie in **Tabelle 3.1** dargestellt, in drei umfassende Arbeitspakete:

- A: Voruntersuchungen und Potenzialabschätzung,
- B: Laboruntersuchungen und Entwicklung,
- C: Gießerei-Erprobung und Optimierung der Ziellegierung.

Tabelle 3.1: Versuchsplan der Legierungsentwicklung

Arbeitspaket A: „Voruntersuchungen“ mit:	
AlSi7Mg; AlSi6Mg; AlSi5Mg; AlSi4Mg; AlSi3Mg	
Zugstab (Franz.- u. Dietz-Kokille):	5 Varianten: Si variiert, 0,2 Gew.-% Mg
CPC-Verfahren:	3 Varianten: AlSi3Mg_{0,3}; AlSi5Mg_{0,3}; AlSi5Mg_{0,3}Cu_{0,2}
mech. Eigenschaften im Gusszustand (F) und teilweise nach T6-Wärmebehandlung (WB); Metallographie, Sicht- u. Röntgenprüfung der Bauteile	

Arbeitspaket B: „Labor-Erprobung“ im Schwerkraft-Kokillengießen am Französischen Zugstab	
Arbeitspaket B1:	AlSi7 – AlSi1 thermodynamische Modellierung: Variation Si-Gehalt, zusätzlich variabler Mg-, Cu-Gehalt gießtechnologische Eigenschaften: Fließvermögen
Arbeitspaket B2:	AlSi3Mg; AlSi2Mg; AlSi1Mg Franz. Zugstab: 18 Legierungsvarianten: Mg-Gehalt: 0,6 und 1 Gew.-% Cu-Gehalt: 0; 0,5 und 1 Gew.-% mech. Eigenschaften: Gusszustand (F), Lösungsglühen und Auslagern (T6) Metallographie, Analytik (REM)
Arbeitspaket B3:	AlSi5Mg0,6; AlSi3Mg0,6; AlSi2Mg0,6; AlSi1Mg0,6 AlSi3Mg0,6Cu0,6 Franz. Zugstab: 5 Legierungsvarianten mech. Eigenschaften: F, T6 (Optimierung der WB gegenüber B2); Metallographie, Analytik (REM, EDX)
Arbeitspaket B4:	AlSi2,7Mg0,6 – AlSi3,3Mg0,6 Franz. Zugstab: 3 Legierungsspez. mit Si-Gehalt (2,7; 3,0; 3,3 Gew.% Si) Einfluss des AlTi5B1-Gehalts auf AlSi3Mg0,6 gießtechnologische Eigenschaften: Formfüllungsvermögen, Warmrissanfälligkeit mech. Eigenschaften: F, T6 (B2)
Arbeitspaket B5:	AlSi3Mg0,6 + weitere Legierungselemente thermodynamische Modellierung, je 3 Varianten in folgenden Spezifikationen: Franz. Zugstab: Ni (1; 1,3; 1,5 Gew.-%) Ni (1; 1,3; 1,5 Gew.-%) + 0,3 Gew.-% Cu Cr (0,1; 0,3; 0,5; 0,7 Gew.-%) gießtechnologische Eigenschaften: Fließvermögen, Formfüllungsvermögen mech. Eigenschaften: F, LG, T6 bei RT und für Cu-haltige Leg. 200°C Metallographie, Analytik (REM, DAS)
Arbeitspaket C „Gießerei-Erprobung“ auf Seriengießanlagen	
Arbeitspaket C1:	AlSi3Mg0,6 Franz. Zugstab 3 Proben-Varianten (franz. Zugstab als Referenz zu B4): PQ 24 (Schwerkraft-Kokille) jeweils Abkühlung an Luft sowie Abschrecken: PQ 46 (CPC): Zustände: F, nach Lösungsglühen, T6 mech. Eigenschaften, Aushärtungskurven zur Wärmebehandlung, Sicht- u. Röntgenprüfung der Bauteile, Metallographie, Analytik (EDX, Porosität, DAS, Phasenanteile)

Arbeitspaket C2: AlSi3,3Mg0,6	
<i>PQ 24 (Schwerkraft-Kokille):</i>	4 Schmelzebehandlungs-Varianten: AlTi5B1, TiBAlloy, Argon-Spülung, Formiergasspülung
<i>PQ 46 (CPC):</i>	3 Schmelzebehandlungs-Varianten: <i>AlTi5B1+ Sr-veredelt; AlTi5B1+ Sr-veredelt+ Mn, TiBAlloy</i>
mech. Eigenschaften: F, T6 , Sicht- u. Röntgenprüfung der Bauteile, Metallographie, Analytik (Porosität, DAS)	
Arbeitspaket C3: AlSi3Mg0,6	
<i>Stufenplatte (Druckgießen)</i>	4 unterschiedliche Versuchsprofile bzgl. Kombination von Schmelze- und Formtemperatur und Nachdruck
gießtechnologische Eigenschaften:	Warmrissigkeit, Ausformbarkeit
mech. Eigenschaften:	F, Versuch einer WB
Sicht- u. Röntgenprüfung der Bauteile, Metallographie	

Arbeitspaket A dient der zeitlich effizienten Potenzialabschätzung für die Entwicklung hochfester Aluminium-Legierungen für Dauerformgießverfahren, basierend auf der Verringerung des Siliziumgehalts von AlSi-Legierungen. Ausgehend von AlSi7Mg wird der Si-Gehalt beim Gießen von Zugstäben systematisch bis 3 Gew.-% Si reduziert, um ersten Aufschluss über die Auswirkung auf mechanische Eigenschaften im Gusszustand und nach Wärmebehandlungen zu erlangen. Des Weiteren werden mit einer Si-armen AlSi-Legierung Probeabgüsse im CPC-Verfahren durchgeführt, um einen primären Eindruck über die generelle Gießbarkeit Si-armer Al-Legierungen in druckunterstützten Gießverfahren zu erhalten. Zudem wird die Übertragbarkeit von Eigenschaften im Zugstab auf Bauteileigenschaften im industriell gefertigten Gussteil untersucht. In Paket A bleibt „Thermodynamische Modellierung“ noch ausgespart. Daher ist der Versuchsansatz empirisch von der Legierung AlSi7Mg abgeleitet und die Wärmebehandlungsparameter sind noch nicht zielgerichtet gewählt.

Basierend auf ermutigenden Ergebnissen in Arbeitspaket A bezüglich der mechanischen und gießtechnologischen Eigenschaften wird für *Arbeitspaket B* entschieden, die Arbeiten im Labormaßstab fortzusetzen und weiter zu systematisieren. Das zu untersuchende AlSi-Legierungsspektrum soll hierzu in B2

und B3 bis zu den Al-Knetlegierungen hin erweitert werden. Vornehmlich sollen die Fließeigenschaften und der Si-Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften ermittelt werden. Als zusätzliche Versuchparameter werden höhere Mg-Gehalte gewählt (0,6 und 1 Gew.-%). Unterstützt werden die Arbeiten zeitlich parallel durch den Einsatz von thermodynamischer Modellierung zur Optimierung des Magnesium-Gehalts und Bestimmung der Randbedingungen einer Wärmebehandlung (B1). Weiterführend wird der Einfluss von Cu-Gehalten unter 1 Gew.-% in die Arbeitsabschnitte B2 und B3 aufgenommen. Gegen Ende dieses Arbeitsschritts erfolgt in B4 bereits eine Konzentrierung auf die während dieser Arbeit neu entwickelte Legierung AlSi3Mg0,6. Arbeitsabschnitt B5 folgt in der Durchführung auf das Arbeitspaket C, gehört aber logisch zu Teil B, da nur Laborexperimente stattfinden. In B5 wird der Einfluss weiterer Legierungsbestandteile wie Cr, Ni, CuNi auch unter dem Aspekt der Warmfestigkeit der Legierung untersucht.

In *Arbeitspaket C* erfolgt die Felderprobung im industriellen Gießprozess. Während der Gießerei-Erprobung wird ein optimales Prozessfenster der innovativen Legierung eröffnet, bezüglich der Verarbeitbarkeit und der Toleranzbereiche im jeweiligen Gießverfahren, sowie ihrer chemischen Spezifikationen hinsichtlich erzielbarer mechanischer Eigenschaften (C1). Neben der Definition von Legierungsspezifikationen wird in C2 auch der Einsatz von Kornfeinungsmitteln und einer Sr-Veredelung untersucht. Bestandteil von Arbeitsabschnitt C3 ist zudem die Erprobung der Ziellegierung AlSi3Mg im Druckgießen. Zum Ende dieser Arbeitsphase ist die Legierungsentwicklung so weit voran geschritten, dass die neu entwickelte Gusslegierung, aufgrund ihres vielversprechenden Eigenschaftsprofils, für Anwendungen im Schwere-Kokillengießen und Niederdruck-Gegendruck-Gießverfahren grundsätzlich als einsatzfähig angesehen wird.

Die Diskussion der Ergebnisse der Legierungsentwicklung (Kapitel 4) folgt dem Versuchsplan (**Tabelle 3.1**) chronologisch in groben Zügen. Zugleich werden die

Ergebnisse jedoch zur leichteren Übersichtlichkeit in einer strengeren hierarchischen Gliederung nach chemischer Zusammensetzung hinführend auf die entwickelte Ziellegierung AlSi3Mg0,6 gebündelt dargestellt.

3.3.3 Gießverfahren, Prinzipgeometrien, Bauteile

Die Legierungen werden in unterschiedlichen Gießverfahren sowohl in Prinzipgeometrien als auch anhand von Abgüssen von „Realbauteilen“ aus der industriellen Serienproduktion untersucht. Die Prinzipuntersuchungen der Legierungsentwicklung finden in den Schmelzlaboratorien des Gießerei-Instituts der RWTH Aachen (GI) und der gemeinsamen Werkstoffprüfung und Analytikabteilung von GI und ACCESS e.V. statt. Erprobungen der Legierungen am Bauteil im industriellen Gießprozess werden in der KSM Castings GmbH, Kloth-Senking Metallgießerei, Hildesheim, durchgeführt.

Gießverfahren

In dieser Arbeit experimentell genutzte Fertigungsverfahren für Realbauteile sind das *Schwerkraft-Kokillengießverfahren* (auch für Prinzipbauteile angewandt) sowie das *Niederdruck-Gegendruck-Gießverfahren (CPC)*. In einem prinzipiellen Anwendungsfall wird das *Kaltkammer-Druckgießverfahren* genutzt, um eine verfahrensspezifische Abgrenzung der entwickelten Legierung für die wichtigsten Dauerformgießverfahren vervollständigend zu ermöglichen.

Die Prinzipuntersuchungen werden mit den im Folgenden vorgestellten Versuchsgeometrien durchgeführt. Kokillen für Prinzipgeometrien werden auf 250°C vorgeheizt, sofern nicht anders angegeben. Sind sie nicht an ein öldurchflossenes Heiz-Kühlgerät angeschlossen, so werden sie nach fünfmaligem Gießen in kaltem Wasser abgeschreckt. Auf industriellen Anlagen gegossene Realbauteile werden unter den für Bauteile aus anderen Legierungen geltenden spezifischen Randbedingungen des Serienprozesses hergestellt.

Prinzipgeometrien*Herstellung von Rundzugproben im Schwerkraft-Kokillengießverfahren*

Zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften von Legierungen und ihrer Spezifikationen werden Rundzugproben gegossen. Neben der Ermittlung von mechanischen Eigenschaften (R_m ; $R_{p0,2}$; A_5) dienen diese Proben auch teilweise zur Anfertigung von metallographischen Schliffen zur Gefügecharakterisierung. In Vorversuchen werden zunächst zwei unterschiedliche Kokillenformen zum Gießen von Zugstäben eingesetzt: die sog. „Dietz-Kokille“ (**Bild 3.2**) und die sog. „Französische Kokille“ (**Bild 3.3**, **Bild 3.4**). Beide Zugstab-Kokillen sind für Untersuchungen gebräuchlich. Ein eingehender Vergleich zeigt, dass die mechanischen Eigenschaften von Zugstäben aus der Dietz-Kokille (bis zu 10 %) geringer sind und geringfügig stärker streuen als bei Zugstäben aus der „Französischen Kokille“ (**Bild 3.5**). Generell ergibt sich aus diesen Vorversuchen eine bessere Korrelierbarkeit der in Französischer Kokille gegossenen Zugstäbe mit real gegossenen Fahrwerksteilen. Festigkeit und Streckgrenze sind hier ähnlich, jedoch ist die Dehngrenze im Zugstab systematisch niedriger als im realen Bauteil. Zur Ursachenfindung wird eine Formfüllungs- und Erstarrungssimulation mit MAGMASoft® für eine AlSi7Mg0,3-Legierung in beiden Zugstabskokillen durchgeführt.

Bild 3.2 zeigt: zweiteilige „Dietz-Kokille“

Bild 3.3 zeigt: gegossener „Dietz-Zugstab“

Bild 3.4 zeigt: zweiteilige Französische Kokille

Bild 3.5 zeigt: gegossener „Französischer Zugstab“ mit Einguss, Anschnitt und Speiser

Die Ergebnisse sind in **Bild 3.6** und **Bild 3.7**, S. 65 dargestellt, wobei die Formfüllungsvorgänge genauer betrachtet werden. Die Simulation erfolgt unter folgenden Annahmen: Füllzeit: $t = 2$ s, Gießtemperatur $T_{\text{Gieß}} = 660$ °C, Kokillentemperatur $T_{\text{Form}} = 260$ °C. **Bild 3.6 b)** zeigt, dass am rechten Rand des Zugstabes in der

Dietz-Kokille Lufteinschlüsse auftreten, da der Zugstab nicht gleichmäßig mit Schmelze gefüllt wird. Aus **Bild 3.6 c)** ist zu ersehen, wie sich die räumliche Ausprägung dieses Bereiches verringert, jedoch wird nach wie vor Luft eingeschlossen. Nach $t \geq 2000$ ms sind Porositätsbereiche am rechten und linken Zugstabrand zu erkennen. Porosität am rechten Rand lässt sich eindeutig auf die vorher gebildeten Lufteinschlüsse zurückführen. Die Simulationsergebnisse bestätigen die Annahme einer besseren Speisung der Zugstäbe in der Französischen Kokille. Die Dietz-Kokille führt laut Formfüllungssimulation zu Porositäten, die sich im Bereich der Einspannungszonen der Zugstäbe für den Kaltzugversuch befinden. Jedoch reißen die Dietz-Zugproben nicht an diesen vorhergesagten Schwachstellen, sondern ganz konventionell in der Zugstabmitte.

In der Französischen Kokille sind in **Bild 3.7 b)** bei $t = 900$ ms Turbulenzen im Bereich von Anschnitt und Zugstab während der Formfüllung erkennbar. Hieraus können Oxideinschlüsse mit Porositäten resultieren. Bei weiterer Formfüllung **Bild 3.7 c)** ($t = 1200$ ms) ebbten die Turbulenzen auf Grund der fortgeschrittenen Formfüllung ab. Nach $t \geq 3000$ ms gilt: innerhalb des Zugstabes befinden sich zwei Stellen, die eine Wahrscheinlichkeit für Porosität am oberen Zugstabrand zeigen. Für Verbesserungen sollte in Erwägung gezogen werden, eventuell die Dicke des Anschnitts von 4,5 mm der Französischen Kokille zu vergrößern, um den Turbulenzen bei der Formfüllung entgegenzuwirken. Ein breiterer Steg zwischen Zugstab und Speiser könnte dazu möglicherweise beitragen, Porosität aus dieser Probe in den Speiser zu verlagern. In gegossenen Französischen Proben kann keine Porosität im Bereich des Zugstabes nachgewiesen werden. Demnach erscheinen Speiser und Anschnitt zum Stab als ausreichend dimensioniert.

Aus den gegossenen Proben können Rundzugstäbe nach DIN 50125 (B10) gefertigt werden. Sollen Zugstäbe im wärmebehandelten Zustand untersucht werden, so erfolgt ein Abtrennen des Anschnitts und Speisers erst nach der Wärmebehandlung, um einem möglichen Probenverzug entgegenzuwirken. Die

Rundzugproben werden aus dem abgetrennten Gussstückrohling auf ein Maß von 10 mm Durchmesser abgedreht und am Kopf mit einem Gewinde versehen.

Bild 3.6 zeigt: Simulation der Formfüllung in der „Dietz-Kokille“ für Zugstäbe mit MAGMASoft®

Bild 3.7 zeigt: Simulation der Formfüllung in der „Französischen Zugstab-Kokille“

Herstellung von Flachzugproben im Druckgießen (Stufenplatte)

In Arbeitspaket C3 wird die entwickelte Legierung AlSi3Mg auf ihre Eignung für das Druckgießverfahren untersucht. In diesen Experimenten wird die Legierung unter den Prozessvarianten Gießtemperatur und Nachdruck beim Druckgießen geprüft. Die Probengeometrie einer Stufenplatte bietet die Möglichkeit der Abschätzung von gießtechnologischen Eigenschaften im Druckgießen. Auch eine spätere Fertigung von Flachzugproben unterschiedlicher Bauteilwandstärken aus der Stufenplatte ist gegeben. Die Stufenplatten werden auf einer Kaltkammer-Druckgießmaschine Bühler 630-SC (**Bild 3.8**) am Gießerei-Institut der RWTH Aachen hergestellt.

Bild 3.8 zeigt: Das Bild zeigt eine echtzeitgeregelte Kaltkammer-Druckgießmaschine Typ Bühler H-630 SC, wie sie am Gießerei-Institut zum Gießen der in dieser Arbeit verwendeten Stufenprobe genutzt wird.

Das Werkzeug ist aus zwei vertikalen Formhälften zusammengesetzt. Diese bestehen jeweils aus einem Formrahmen, der das modulare Einsetzen von Prinzipgeometrien ermöglicht, und dem eigentlichen Werkzeugeinsatz der Stufegeometrie (**Bild 3.9**). Die Probengeometrie unterschiedlicher Wandstärken wird dabei von der beweglichen Formhälfte abgebildet; Anschnitt und Gießlauf liegen in der festen Formhälfte, welche die Gießkammer aufnimmt. Ferner enthalten beide Formhälften Heiz-Kühlkanäle zur Temperierung des Werkzeugs.

Die bewegliche Formhälfte hat zusätzlich mechanische Auswerferstifte zur Bauteilentnahme aus der Form.

Die Probe selbst besteht aus Anschnitt, Gießlauf, Stufenplatte und seitlich angebrachten Überlaufbohlen (**Bild 3.10**). Diese Überlaufbohlen dienen zur Formentlüftung und Verlagerung von eventueller Porosität aus dem Bauteil.

Bild 3.9 zeigt: Dargestellt ist links die bewegliche und rechts die feste Formhälfte der Form zum Druckgießen der Stufenprobe. Die Prinzipgeometrie wird durch einen in den Werkzeugrahmen eingesetzten Formeinsatz abgebildet.

Bild 3.10 zeigt: Die Skizze zeigt die Prinzipgeometrie der Stufenprobe mit drei unterschiedlichen Wandstärken (5, 4, 3 mm) mit Anschnitt, Gießlauf und seitlichen Überlaufbohlen der Form. Die Stufenplatte hat DIN A4-Größe.

Die Beschickung der Füllkammer erfolgt per Schöpflöffeldosierung über einen Manipulatorarm. Da der Bewegungsablauf des Manipulatorarms von der Druckgussmaschine aus gesteuert wird, kann nach dem Füllvorgang der Gießkammer unverzüglich der Formfüllungsprozess beginnen. In den Versuchen werden jeweils circa 20 bis 30 Stufenproben für jede Versuchseinstellung abgegossen.

Da der Wanddickeneinfluss auf die gießtechnologischen und mechanischen Eigenschaften im Druckgießen erheblich ist, bewährt sich eine vereinfachende Probengeometrie zur Untersuchung. Die eingesetzte Stufenplatte bietet die Möglichkeit des Gießens von drei unterschiedlichen Wandstärken (5, 4, 3 mm). Die jeweils letzten fünf abgegossenen Stufenproben pro Maschineneinstellung werden markiert, geröntgt und fotografiert. Neben einem ersten optischen Eindruck der Plattenoberfläche kann am Gießerei-Institut mit einem

Röntgenscanner weitere Information über die innere Beschaffenheit der Platten und die räumliche Anordnung von Porosität oder Warmrissen gewonnen werden.

Aus diesen Platten werden jeweils vier Flachzugproben nach der DIN 50125-E5x16x50 aus der 4mm- und 5mm-Wanddicke herausgetrennt. In Zugversuchen werden Zugfestigkeit, Streckgrenze und Bruchdehnung ermittelt (siehe Abschnitt 3.3.5).

Bestimmung des Fließvermögens von Legierungen

Für die zu untersuchenden Legierungen werden die Fließlängen in einer Gießspirale gemäß VDG-Merkblatt ermittelt. Dazu werden die Legierungen in einem Widerstandsofen synthetisch aus Al99,99, AlSi7Mg0,3, AlSi53, Mg99,9 und weiteren Legierungsbestandteilen in kleineren Mengen und mit Kornfeinungsmittel erschmolzen. Die Gießspirale ist eine neu entworfene Stahlkokille (**Bild 3.11, Bild 3.12**), die durch einen geregelten Ölkreislauf auf einer konstanten Temperatur von ca. 250 °C gehalten wird. Die Kokille besteht aus einem Unterteil, in dem sich die Spiralgeometrie befindet, und aus einem Oberteil, in dem Lüftungsschlitze integriert sind. Da sich in Vorversuchen gezeigt hat, dass die Fließlängen mit Kokillen-Angussystem nur sehr gering sind und sich somit die Fließlängen der unterschiedlichen Legierungen kaum unterscheiden, wird ein im Sand-Angussystem verwendet, damit die Schmelze nicht schon im Anguss zu erstarren beginnt oder gar einfriert. Ein Speisungskanal sollte möglichst lange frei bleiben.

Bild 3.11 zeigt: Dargestellt ist eine Skizze der neu entworfenen Gießspiralen-Kokille. Die obere Formhälfte (links) enthält eine Öffnung für den einsetzbaren Einguss, Entlüftungsbohrungen und Heiz-Kühlkanäle. Die untere Formhälfte (rechts) stellt die Spiralgeometrie mit cm-Bemaßung dar sowie die Anordnung der Heiz-Kühlkanäle.

Bild 3.12 zeigt: Aufklappbare Kokillen-Gießspirale mit angeschlossener Ölheizung und verworfenem metallischem Anguss

Bild 3.13 zeigt: Versuchsaufbau am Gießerei-Institut zur Bestimmung der Fließlängen (von vorne nach hinten: Gießspirale, Manipulator und Widerstandsofen).

Bild 3.14 zeigt: Befüllungsvorgang des Gießlöffels mit Hilfe des Manipulatorarmes

Bild 3.15 zeigt: Der Abguss in die Gießspirale erfolgt über ein Sand-Anguss-System. Durch den Manipulatorlöffel werden Schwankungen durch den Gießer beim Füllen der Kokille vermieden.

Es werden daher Angüsse aus Sand verwendet, die im Cold-Box-Verfahren hergestellt werden. **Bild 3.13** zeigt den Versuchsaufbau.

Gegenüber zu früheren Experimenten wird die Befüllung der Gießspirale als Neuerung in unserer Versuchsanordnung mit einem Manipulatorarm durchgeführt, um eine bessere Reproduzierbarkeit der Ergebnisse zu erlangen. Der Manipulatorarm befüllt den Löffel (**Bild 3.14**), fördert die Schmelze zur Stahlkokille und gießt die Schmelze in die Gießspirale (**Bild 3.15**). Nach dem Befüllen und Erstarren wird das Oberteil hochgeklappt. Nun kann die Fließlänge ermittelt und mit den Längen der anderen Legierungen verglichen werden. Für jede Legierung werden vier Abgüsse in die Spirale durchgeführt, um einen aussagekräftigen Mittelwert zu erhalten.

Formfüllungsvermögen

Zur Ermittlung des Formfüllungsvermögens wird, wie in Abschnitt 2.2.2 beschrieben, die sog. Bolzenprobe (**Bilder 2.16 und 2.17**) verwendet [S. Engler, R. Ellerbrok 1975]. Für Versuche in dieser Arbeit wird die Kokille mit einer isolierenden Bornitrid-Schlichte versehen und auf 250°C vorgeheizt. Die Probengeometrie ist recht anfällig für Schwankungseinflüsse der Füllung durch den Gießer. Als Neuerung im Versuchsaufbau wird auch diese Probe über eine automatisierte Schöpflöffeldosierung gefüllt. Die Probengeometrie muss in einer Zeit-

spanne zwischen 1 und 2 s gefüllt sein, andernfalls sind die Proben von der Auswertung auszuschließen. Das Formfüllungsvermögen kann für die Gießtemperatur T_G durch folgende Formel beschrieben werden mit: FFV Formfüllungsvermögen [cm^{-1}], ρ : Dichte des flüssigen Metalls [g/cm^3], g : Fallbeschleunigung [m/s^2], h : metallostatistische Druckhöhe [cm], σ : Oberflächenspannung [N/cm]):

- $\text{FFV} = (\rho g h) / (2 \sigma)$

Die Auswertung der Probe erfolgt gemäß der Darstellung in **Bild 3.16**. Wegen der Relevanz für diese Forschungsarbeit sind in **Bild 3.17** die Diagramme für AlSi-Legierungen aus den genannten Publikationen zitiert, welche das FFV (oben) und den Beginn einer Kraftaufnahme durch die erstarrende Randschale (unten) bei konstanter Überhitzung der Schmelze darstellen. Der Zeitpunkt der Kraftaufnahme wird als die Zeit definiert, nach welcher dem seitlichen Eindringen eines dünnen Stifts in den Zylinder aus erstarrendem Metall ein messbarer Widerstand entgegengesetzt wird.

In diesem Forschungsprojekt wird die Bolzenprobe verwendet, um die Einflüsse von Legierungsvarianten von AlSi3Mg nachzuweisen. Das FFV wird in Abhängigkeit des Gehalts an Kornfeinungsmittel und in Abhängigkeit der metallostatistischen Druckhöhe bestimmt. Diese Ergebnisse dienen zur Einschätzung der gießtechnologischen Eigenschaften im Schwerkraft-Kokillenguss. Zur Bestimmung des FFV in druckunterstützten Dauerformgießverfahren wie dem CPC-Verfahren ist die Bolzenprobe nicht anwendbar, bzw. sind die Ergebnisse aus dem Schwerkraft-Kokillenguss nicht übertragbar, da hier deutlich höhere Drücke auf die Formfüllung wirken. Dementsprechend weisen die Legierungen hier ein erheblich verbessertes Formfüllungsvermögen auf. Nach den Untersuchungen in **Bild 3.17** werden AlSi-Legierungen unter 5 Gew.-% in Kokille gemeinhin als technisch nicht vergießbar angesehen.

Bild 3.16 zeigt: Das FFV wird wie folgt bestimmt. Die Druckhöhe $h = 0$ wird an der Oberseite des erkalteten Gussstücks festgelegt. Die Einteilung weiterer Höhenmarkierungen erfolgt in Abständen von 10 mm. Für jede Höhenmarke wird nun der Abstand zwischen den inneren Konturen ermittelt. Der aus dem Abstand $2x$ errechnete Wert von $1/d$ wird über die Druckhöhe in ein Diagramm (Bild 3.17) aufgetragen: R Bolzenradius, r Meniskusradius ($2r = a$), $2x$ gemessener Abstand zwischen den Messkanten, [S. Engler, R. Ellerbrok 1975].

Bild 3.17 zeigt: Das obere Diagramm zeigt das FFV für AlSi-Legierungen im Sand- und Kokillenguss. Das untere Diagramm zeigt den Beginn einer Kraftaufnahme von binären AlSi-Legierungen. Die Gießspanne beträgt 100°C , [S. Engler, R. Ellerbrok 1975]. Ersichtlich ist, dass bei ca. 3 Gew.-% Si für Kokillenguss ein Minimum des Formfüllungsvermögens vorliegt, für Sandguss jedoch ein lokales Maximum. Für dickwandigen, ggf. druckunterstützten Kokillenguss in heißer Form wird als ein Ausgangspunkt für die Konzeption vorliegender Forschungsarbeit bei gleichzeitiger Kornfeinung ein FFV ähnlich dem von Sandguss vermutet.

Fahrwerkskonsole und Radträger als reale Bauteile

Nach vorausgehender Legierungsentwicklung am Gießerei-Institut und Auswahl von Legierungen auf ihre mögliche Anwendung im realen Bauteil werden Varianten der in dieser Arbeit entwickelten Legierung AlSi3Mg0,6 zum Gießen einer Fahrwerkskonsole PQ24 und eines Radträgers PQ46 in der KSM Castings GmbH, Kloth-Senking Metallgießerei, Hildesheim, erprobt.

Fahrwerkskonsole PQ24

Die auf **Bild 3.18** dargestellte Fahrwerkskonsole PQ24 (VW Polo, Skoda Fabia, Audi A2) der Volkswagen AG wird im Schwerkraft-Kokillengießverfahren gefertigt. Die Versuche finden auf einer mit Mehrkreiskühlung ausgestatten, horizontal gerichteten Handgießanlage statt. **Bild 3.19** zeigt die komplette Gießanlage. Sie besteht aus einer beweglichen Schließeinheit mit Auswerferplatten, einer festen

Schließereinheit, einer Temperierungsvorrichtung und einem Steuerungspult. Zur gesamten Gießereinheit gehört auch ein deckenbeheizter Widerstands-Wannenofen des Typs „Westomat“, der jedoch bei den hier beschriebenen Versuchen aufgrund der notwendigen häufigen Legierungsmodifikationen nicht zum Einsatz kommt. Mit Hilfe der hydraulischen Schließereinheit werden die Formhälften während des Gießvorgangs zusammengehalten und nach der Erstarrung und Abkühlung des Gussstücks geöffnet. Eine Hydraulik sorgt auch dafür, dass das Gussstück nach der Öffnung der Form mit Hilfe von Auswerferstiften aus der Kokille entnommen wird. Ein Temperierungssystem bewirkt eine konstante Temperatur der Form. Die Kokillentemperatur von größer 400 °C wird vor dem ersten Abguss durch die Vorheizung mit Gasbrennern erreicht.

Die in **Bild 3.20** dargestellte Kokille ist so aufgebaut, dass gleichzeitig eine linke und eine rechte Konsole in einem Abguss produziert werden können. Das Gewicht eines kompletten Gusses aus zwei Konsolen mit Gießsystem beträgt etwa 9 kg, wogegen eine einzelne Konsole im bearbeiteten Zustand 2,1 kg wiegt. Ringförmige Teilgeometrien der Gussteile werden mit Hilfe von metallischen Kernen dargestellt, die in den Formhohlraum eingeschoben werden. Des Weiteren trägt ein in den Gießkanal eingesetzter Keramikfilter zur Entfernung von Oxiden und beruhigter Formfüllung bei.

Bild 3.18 zeigt: PQ24-Fahrwerkskonsole im bearbeiteten Zustand.

Bild 3.19 zeigt: Der in dieser Arbeit zur Fertigung von PQ24-Gussteilen genutzte Handgießplatz mit Kokillengießmaschine, Dosierofen und Kühlbecken.

Bild 3.20 zeigt: Kokille der PQ24-Gussteile. Im unteren Bereich sind Aussparungen für Schiebkerne erkennbar.

Bild 3.21 zeigt: Behandlung der Schmelze erfolgt durch Impellern.

Bild 3.22 zeigt: PQ46-Radträger, im oberem Bereich ist der dem Gießverfahren entsprechend, klein dimensionierte speisende Anguss erkennbar.

Bild 3.23 zeigt: Niederdruck-Gegendruck-Gießanlage, die für die Fertigung der PQ46-Teile genutzt wird.

Die Versuchsschmelzen werden nach dem Erreichen der erwünschten Temperatur (760°C - 780°C) aus dem Schmelzofen in Transportpfannen überführt und anschließend mit Formiergas impellert (**Bild 3.21**). Nach der Schmelzebehandlung wird die Pfanne zum Handgießplatz transportiert, wo die Schmelze mit einer Gießkelle manuell entnommen und in die Kokille gegossen wird. Die Schmelzetemperatur beträgt bei Anlieferung der Pfanne 750°C. Das Gießen wird abgebrochen, wenn die Schmelzetemperatur auf 700°C absinkt. Eine Teilaufgabe der angestellten Untersuchungen ist es, die Auswirkungen eines Abschreckens in kaltem Wasser auf die physikalischen Eigenschaften der Gussteile zu bestimmen. Für diesen Zweck wird in einem großen Wasserbecken neben der Gießanlage jede zweite Gießtraube eingetaucht und bewegt abgekühlt.

Radträger PQ46

Der in **Bild 3.22** dargestellte Radträger PQ46 (VW Passat, Skoda Superb) der Volkswagen AG wird im Rahmen der Arbeit mit Legierungsvarianten von AlSi3Mg auf einer Niederdruck-Gegendruck-Gießanlage gegossen. Die Hauptkomponenten der Gießanlage (**Bild 3.23**) sind Gießofen, eine horizontal gefüllte Kokille, Schließereinheit, Druckspeicher, Regelung und ein Manipulatorarm. Die Kokille besteht aus vier voneinander getrennten Kavitäten, so dass das gleichzeitige Gießen von je zwei linken und zwei rechten Radträgern ermöglicht wird (**Bild 3.24**). Die Kokille ist mit dem Gießofen durch vier keramische Steigrohre verbunden (**Bild 3.25**). Das im Schmelzofen vorbereitete flüssige Metall wird in einer Pfanne zur Gießanlage transportiert, wo es in den ausgefahrenen Gießofen umgefüllt wird. Anschließend wird die Schmelze auf die erwünschte Gießtemperatur (750°C) gebracht und mit Argon impellert. Nach der

abgeschlossenen Schmelzereinigung mit einer Impellervorrichtung wird der Ofen vom Aufbereitungsplatz über ein Schienensystem zum Arbeitsplatz befördert und mit der Gießereinheit verkoppelt. Um die Kokille vor dem ersten Gießvorgang auf die Betriebstemperatur aufzuheizen, werden Gasbrenner genutzt (**Bild 3.26**).

Ein kompletter Produktionszyklus ist in der **Bilderfolge 2.5** beschrieben. Der Gießzyklus beginnt verfahrensbedingt mit der Erhöhung des Drucks sowohl im Ofen- als auch im Kokillenraum, wobei der Ofendruck langsam erhöht und damit die Form beruhigt gefüllt wird.

Bild 3.24 zeigt: Vierteilige Kokille der PQ46-Gussstücke

Bild 3.25 zeigt: Keramische Steigrohre, durch welche die Schmelze in die Kokille strömt

Bild 3.26 zeigt: Vorheizung der Kokille für PQ46-Gussstücke mit Hilfe eines Gasbrenners

Bild 3.27 zeigt: Entnahme der Gussstücke aus der Kokille mittels Manipulatorarm

Nach der Formfüllung über die Steigrohre von unten in die Kokille wird die Druckdifferenz weiter erhöht und auf einem hohen Niveau konstant gehalten, wodurch die Entstehung von Volumenfehlern verhindert und die Erstarrung der Gussteile beschleunigt wird. Nach der vollständigen Erstarrung öffnet sich die Form und mit der Entnahme der vier Radträger durch einen Manipulatorarm wird der Gießzyklus beendet (**Bild 3.27**). Vor dem Anfang eines neuen Zyklus werden die Kokillenhälften nach Bedarf mit Druckluft gereinigt und geschlichtet.

Wärmebehandlung

Die Wärmebehandlung (Lösungsglügen und Auslagern) der Proben (Prinzipgeometrien und reale Bauteile) erfolgt in einem elektrisch beheizten Umluftofen. Dieser Ofentyp bietet die Möglichkeit, die Temperatur homogen zu regeln, was bei den hohen Lösungsglühtemperaturen (480 - 540°C) von großer

Bedeutung ist. Die entsprechend variierten Temperatur- und Zeitparameter der Wärmebehandlung sind aus Gründen der Übersichtlichkeit, sofern in der Arbeit genannt, jeweils den Beschreibungen der entsprechenden Versuchsreihen in Abschnitt 4 der Arbeit zugeordnet. Die Abschreckung der zur besseren Handhabung in einem Drahtkorb gebündelten Proben erfolgt in einem direkt neben dem Ofen stehenden Wasserbecken. Dies ermöglicht einen schnellen Transport zwischen Ofen und Becken und führt damit zu guter Abschreckwirkung. Dabei wird der Korb im Bad bewegt und darauf geachtet, dass die Wassertemperatur ausgehend von der Raumtemperatur die Grenze von 60°C nicht überschreitet. Nach dem Lösungsglühen folgt das Auslagern bei niedrigeren Temperaturen zwischen 140°C bis 180°C und variierten Zeitspannen. Anschließend an ein Abschrecken der ausgelagerten Proben werden sowohl aus den wärmebehandelten Zugprobengeometrien als auch den realen Gussbauteilen Proben entnommen und mechanisch auf die notwendigen Maße für den Zugversuch bearbeitet (siehe Abschnitt 3.3.5).

3.3.4 Thermodynamische Modellierung

Das im Rahmen der Forschungsarbeit eingesetzte Werkzeug der thermodynamischen Modellierung ist das Programm Thermo-Calc-Classic TCC und seine auf Windows basierende anwendungsfreundlichere Version TCW [Thermo-Calc 2006]. Das Programm ermöglicht es, Phasen, ihre Bildungstemperaturen und Phasenanteile von Legierungen unter thermodynamischen Gleichgewichtsbedingungen (langsame Abkühlung) und im Ungleichgewicht nach Scheil-Gulliver zu bestimmen. Aufgrund der hohen Abkühlraten in Dauerformgießverfahren erstarren in ihnen Legierungen im thermodynamischen Ungleichgewicht, weshalb die Modellierungen nach Scheil durchgeführt werden.

Die für Modellierungen von AlSi-Basislegierungen genutzte Datengrundlage dieser Untersuchungen ist die Datenbank COST2 „Light Alloys Database v2.1 1998/2003“ für Aluminium- und Leichtmetallwerkstoffe. Die Genauigkeit von Be-

rechnungen ist nur hinreichend groß, wenn die durch DTA- und DSC-Messungen hinterlegte Datenbasis ausreichend verlässlich ist [S. G. Fries, B. Sundman 2005]. Für Berechnungen der Zustandsdiagramme von Legierungszusammensetzungen wird zwischen den hinterlegten Daten zum Erstellen des gewünschten Zustandsdiagramms extrapoliert. Die COST2-Datenbank enthält die Löslichkeitsgrenzen für 192 unterschiedliche Leichtmetallphasen und umfasst 19 Elemente: Al, B, C, Ce, Cr, Cu, Fe, Li, Mg, Mn, N, Nd, Ni, Si, Sn, V, Y, Zn, Zr. Somit ist die Datenbank für gängige Al-Legierungen und die in dieser Arbeit variierten Elemente wie Al, Si, Cu, Mg, Fe, Mn, Cr, Ni ausreichend fundiert hinterlegt. Auf dieser Basis können die temperaturabhängigen Existenzbereiche von Phasen und ihre Phasenanteile der zu untersuchenden Legierungen recht genau vorhergesagt werden. Ergebnisse kleiner Phasenanteile oder in engen Bereichen auftretende Phasen wie intermetallische Phasen oder entsprechend der Legierungskomposition eher „exotische“ Zusammensetzungen sind allerdings genauer zu hinterfragen. Es empfiehlt sich hierfür vor Beginn umfassender Modellierungen, in exemplarischen Fällen die Modellierung von Phasenanteilen mit metallographischen Schliffen zu vergleichen. Das kommerzielle Datenbank-Modul COST2 ist momentan noch nicht in der Lage, eine thermodynamische Modellierung von entstehenden Phasen bei Kornfeinung und Veredelung durchzuführen. Hierzu müssten auch umfassende Datenbanken-Module von Thermo-Calc oder anderen Modellierungsprogrammen, die entsprechenden Elemente enthalten, noch erheblich verfeinert werden.

Explizit zum Einsatz kommt Thermo-Calc in dieser Arbeit bei der Abschätzung entstehender Phasen und ihrer Anteile im Gussgefüge der neu zu entwickelnden Legierungen. So können zum Beispiel maximale Gehalte von Festigkeit fördernden Bestandteilen in AlSi-Legierungen wie Mg und entstehende Mg-haltige Phasen bestimmt werden. Gleiches gilt für das Zulegieren von Cu, Cr, Ni sowie Cu und Ni. Ebenfalls kann ermittelt werden, in welchem Umfang Legierungselemente eingegrenzt werden müssen, um Fe-haltige oder andere Störphasen zu

minimieren. Zudem werden durch Thermo-Calc berechnete Bildungstemperaturen von Phasen herangezogen, um die Temperaturparameter der Wärmebehandlungen zu optimieren.

Weiterhin wäre es möglich, über eine Schnittstelle im Mikrogefüge-Simulationsprogramm MICRESS eine Mikrogefügemodellierung der Erstarrung von Gussgefügen, verbunden mit einer Optimierung der Wärmebehandlungsdauer die auf den Datenbanken von Thermocalc-DICTRA basiert, durchzuführen. Aufgrund des neuartigen Charakters der zu entwickelnden Legierung und wegen zu langer Rechenzeiten, muss auf die aufwändige Mikrogefügemodellierung in dieser Arbeit verzichtet werden.

3.3.5 Charakterisierung der Proben

Chemische Zusammensetzung der Schmelzen und Schmelzequalität

Die chemische Zusammensetzung der erschmolzenen Legierungen wird am Gießerei-Institut mittels eines selbsterstellten Gattierungs-Programms berechnet. In der Kloth-Senking Metallgießerei wird ein kommerzielles Programm verwendet. Die chemische Zusammensetzung wird durch die Kombination einzelner Rein- und Vorlegierungen eingestellt. Überwacht werden die chemischen Zusammensetzungen der Schmelzen mit einem Spektrometer, der Wasserstoffgehalt wird mit der Unterdruck-Dichte-Probe kontrolliert, wie in Abschnitt 2.2.4 beschrieben. Abkühlkurven der Versuchsschmelzen werden messtechnisch mit dem System „Phaselab“ der Fa. OCC zur Thermischen Analyse aufgezeichnet, bzw. direkt im Zugstab gemessen (**Bild 3.28**) und dokumentiert.

Bestimmung mechanischer Eigenschaften mit Rundzugproben und Flachzugproben

Aus den mit Probegeometrien („Dietz-Kokille“ und „französische Kokille“) hergestellten Gussteilen und den Realbauteilen (PQ24 und PQ 46) werden

Rundzugproben nach DIN 50125, bzw. EN 10002 durch Drehen hergestellt. Die Probenentnahmestellen für die Dietz-Kokille und französische Kokille sind aus **Bild 3.28** ersichtlich. Mögliche Probenentnahmestellen im PQ24- und PQ46-Gussteil sind in **Bild 3.29** und **Bild 3.30** bezeichnet. Um ein eventuelles Setzen der Rundzugproben in der Einspannung während des Zugversuchs zu verhindern, was bei Zugproben mit glattem Einspannkopf gelegentlich auftritt, werden die Probenköpfe mit einem Gewinde versehen (**Bild 3.31**). Der Durchmesser für Zugproben aus den Prinzipgeometrien beträgt im für den Zugversuch relevanten Bereich 10 mm bei 55 mm Versuchslänge. Das Gewinde der Einspannköpfe ist M14. Wegen anderer Einspannzangen der Zerreißmaschine für Warmzugversuche wird ein Durchmesser von 8 mm gewählt, bei 48 mm Versuchslänge und Gewindedurchmesser M12.

Bild 3.28 zeigt: Die Probenentnahme des Zugstabs erfolgt unterhalb des Speisers.

Bild 3.29 zeigt: Dargestellt sind die drei in dieser Arbeit genutzten Entnahmestellen für Zugstäbe aus dem PQ24-Gussteil

Bild 3.30 zeigt: Dargestellt sind die zwei in dieser Arbeit genutzten Entnahmestellen für Zugstäbe aus dem PQ46-Gussteil

Bild 3.31 zeigt: Gewindezugproben (links $d = 5$ mm aus realem Bauteil, rechts $d = 10$ mm aus „Franz. Kokille“) zum Prüfen der mechanischen Eigenschaften. Das Gewinde kann ein Setzen der Proben in den Einspannbacken der Zerreißmaschine verhindern. Proben mit einem außermittigen „Kopfriss“, wie rechts dargestellt, sind bezüglich ihrer Dehngrenze nicht auswertbar

Von Realbauteilen können aus geometrischen Gründen nur kleinere Proben entnommen werden und Zugproben mit 5 mm Durchmesser, 40 mm Zuglänge und M10 Gewindeeinspannung hergestellt werden.

Zugfestigkeit, Streckgrenze und Bruchdehnung werden mit einer Zerreißmaschine Instron 8033 ermittelt. Gewöhnlich erfolgt dies bei Raumtemperatur, für einige Legierungsspezifikationen zusätzlich im Warmzugversuch bei 200°C. Um repräsentative Ergebnisse zu erhalten, werden jeweils vier Proben aus Prinzipzugstäben zerrissen. Von Realbauteilen werden jeweils 6 Proben zerrissen, da Probenergebnisse für kleinere Durchmesser aufgrund der geringeren Querschnittsfläche stärker Schwankungen unterliegen als größere. Zur statistischen Absicherung der Ergebnisse reicht diese Anzahl nicht, jedoch kann ein Trendergebnis gemäß üblicher Praxis als abgesichert gelten.

Für Druckgussproben erfolgt die Probenentnahme aus Stufenplatten, die zuvor in einer Röntgen-Kammer durchleuchtet wurden. Aus Warmriss- und porenfreien Platten werden für unterschiedliche Wandstärken und Prozessvarianten je 5 Proben entnommen und zu Flachzugproben gefertigt unter Beibehalten der Gushaut, welche bei Druckgießteilen erheblichen Einfluss auf die Festigkeitseigenschaften besitzt. Die Proben werden für den Flachzugversuch mit entsprechenden Einspannzangen gespannt, ansonsten aber werden die mechanischen Eigenschaften wie für Rundzugproben ermittelt.

Untersuchungen zur Gießbarkeit

Neben den in Abschnitt 3.3.3 beschriebenen Prinzipgeometrien zur Messung gießtechnologischer Eigenschaften (Gießspiralen-Kokille und Bolzenprobe) wird eine Einschätzung der Gießbarkeit der AlSi-Legierungsvarianten und der entwickelten Legierung AlSi3Mg auch durch die auf industriellen Fertigungsmaschinen hergestellten Gussteile vorgenommen. Für das Schwerkraft-Kokillengießverfahren sind dies „Französische Zugproben“ und Fahrwerksträger PQ24, für das Niederdruck-Gegendruckgießen Radträger PQ46 und für das Kaltkammer-Druckgießen Stufenplatten. Es soll herausgefunden werden, ob die ausgewählten Legierungen und Legierungsvarianten auch unter typischen Produktionsbedingungen der Serie für die Herstellung fehlerfreier Gussstücke im

jeweiligen Verfahren geeignet sind. Um eine Aussage treffen zu können, werden folgende Maßnahmen durchgeführt:

Visuelle Beurteilung des Gussstückes

Nach der Abkühlung werden die Gussstücke auf äußere Anzeichen von Gießfehlern überprüft. Die gesamte Oberfläche des Gussstücks und des Gießsystems wird mit dem Auge aus unterschiedlichen Winkeln betrachtet. Speziell werden dabei Kaltläufe, nicht vollständig gefüllte Bereiche und Warmrisse erkannt.

Durchleuchtung

In einer geschlossenen Prüfkabine wird das gesamte Volumen der Gussstücke mit Röntgenstrahlen durchleuchtet. Mit Hilfe dieser Prüfmethode können Volumenfehler im Inneren mit einer Mindestausdehnung von 1 mm erkannt und ihre genaue Lage beschrieben werden.

Rissprüfung

Das Farbeindringverfahren zeigt eventuelle Risse, Falten durch Kaltläufe, Poren und weitere Oberflächenfehler der Gussstücke deutlich. Dabei dringen geeignete Prüfmittel in die Oberflächenfehler ein. Bei PQ 24- und PQ 46-Bauteilen erfolgt die Rissprüfung in einer industriellen Anlage in der Kloth-Senking Metallgießerei. Nach Reinigung der Prüffläche wird das in den Fehlern verbliebene fluoreszierende Eindringmittel mit Hilfe von UV-Strahlen deutlich zur Anzeige gebracht. Für Stufenplatten kann dies am Gießerei-Instituts mit herkömmlichen Sprühmitteln erfolgen, mit denen zunächst ein Farbmittel und anschließend ein Entwickler aufgebracht werden. Nach Waschen des Gussteils macht das verbliebene Mittel Oberflächenfehler durch Rosafärbung sichtbar.

Charakterisierung und Untersuchung der metallischen Gefüge

Um Faktoren, welche die mechanischen Eigenschaften beeinflussen, zu verstehen, müssen Proben metallographisch und analytisch untersucht werden. Nur durch eine umfassende Gefügecharakterisierung (Phasen, -anteile, ihre Morphologie und Gefügedefekte) kann eine wissenschaftliche Legierungsentwicklung betrieben werden und eine gezielte Einflussnahme auf die chemische Zusammensetzung im Prozess bewertet werden. Zur Beurteilung dienen:

Metallographische Schliffe und Lichtmikroskopie

Herausgetrennte Bereiche gegossener Proben werden in Kunststoff eingebettet und unter Gebrauch einer Maschine des Typs „Saphir 550“ der Fa. ATM geschliffen und poliert. Die geschliffenen und polierten Proben werden danach unter einem mit einer Digitalkamera ausgestatteten Lichtmikroskop der Fa. Zeiss untersucht und ihr Gefüge dokumentiert. Einige Proben werden einer speziellen Farbätzung (modifizierte Ätzung nach Barker) unterzogen, die eine bessere Auflösung und Unterscheidung einzelner Körner der Primärphase von Al-Legierungen zulässt. Von jeder Probe werden Schliffbilder variabel bis zu maximal 1000-facher Vergrößerung angefertigt.

Raster-Elektronenmikroskopie und EDX-Analyse

Um die chemische Zusammensetzung der das Gefüge bildenden Phasen zu bestimmen, erfolgt an ausgewählten Proben metallographischer Schliffe eine orts aufgelöste chemische Analyse (EDX-Analyse) im Raster-Elektronenmikroskop. Hierdurch können sowohl chemische Zusammensetzungen einzelner Phasenanteile, chemische Veränderungen innerhalb von Phasen (Seigerungen), bzw. chemische Verteilungen einzelner Elemente in einem Messfeld („Field-Scan“) erfasst werden. Anhand einer graphischen Auswertung werden hinterher auch die Gefügeanteile der unterschiedlichen Phasen bestimmt. Das verwendete Raster-Elektronenmikroskop ist vom Typ „Zeiss Gemini 1550“.

Computerunterstützte Bildanalyse (IBAS)

Die mit Licht- und Raster-Elektronen-Mikroskopie am Gießerei-Institut gefertigten Aufnahmen werden für weitere Untersuchungen genutzt. Unter Zuhilfenahme des digitalen Bildanalysensystems „Zeiss KS400“ werden auch die mittleren Dendritenarmabstände (DAS) bzw. die Korngrößen bestimmt, welche die Feinheit des Gefüges kennzeichnen. Ausgewählte Proben von PQ 24-, PQ 46-Gussstücken und französischer Zugstäbe werden mittels eines Computerprogramms der Fa. Aquinto in der Kloth-Senking Metallgießerei einer Porositätsmessung unterzogen. Dazu werden metallographisch geschliffene und polierte Oberflächen von Proben mit 20-facher Vergrößerung fotografiert und analytisch ausgewertet. Ermittelt werden dabei Messfläche, Porosität, Objektdichte und maximale Fehlerausdehnung.

4 Modifikation von AlSi-Legierungen und experimentelle Untersuchung

Die AlSi-Legierung, die in dieser Arbeit entwickelt wird, basiert einerseits auf einem Absenken des Silizium-Gehalts auf einen Anteil zwischen 1 und 7 Gew.-% Si und andererseits auf der Nutzung der Festigkeit steigernden Wirkung von Magnesium. Somit werden sowohl die Magnesium-Gehalte variiert, als auch der Einfluss von Verunreinigung durch Fe und gezielter Zugabe von Legierungselementen wie Cu, CuNi, Ni und Cr untersucht, sowie die Auswirkung von Behandlung der Schmelze (Kornfeinung, Veredelung, Spülgasbehandlung).

4.1 Variation des Magnesiumgehaltes

Die neu zu entwickelnde AlSi-Gusslegierung soll eine möglichst hohe Streckgrenze aufweisen. Vorgegebene Zielsetzung ist es, die zu entwickelnde Legierung auszuhärten. In AlSi-Legierungen wird dies gemeinhin durch einen Zusatz von Magnesium erzielt (vergl. Abschnitt 2.2.3 der Arbeit). Nach Zusatz von Mg tritt im Gussgefüge die Chinesenschrift-artige polygon-verzweigte Phase β -

Mg₂Si auf. Diese wird durch Lösungsglühen größtenteils wieder aufgelöst. Dabei wird das Magnesium vom α -Mischkristall aufgenommen und bleibt nach Abschrecken in Zwangslösung. Das zurückbleibende Si erhöht entsprechend den Anteil eutektischen Siliziums. Die Legierungen sind nach dem Lösungsglühen durch die in Abschnitt 2.2.3 und 2.2.5 beschriebenen Methoden infolge Bildung der intermetallischen Phase β^{II} und β^{I} -Mg₂Si nach Auslagerung aushärtbar.

Eine erste Orientierung für die Legierungsentwicklung erfolgt an der Legierung AlSi7Mg. Diese Legierung ist unter zwei Klassifizierungen verbreitet, der AlSi7Mg0,3-Legierung (A 356) und ihrer Variante AlSi7Mg0,6 (A357) mit höherem Magnesium-Gehalt [VAW-IMCO 2004]. Die Variante mit höherem Mg-Gehalt zeigt bessere mechanische Kennwerte bezüglich Zugfestigkeit und Streckgrenze, besitzt aber eine geringere Dehnung. In üblicher Weise mit Eisen verunreinigten Mg-haltigen untereutektischen AlSi-Legierungen bildet sich bei gleichzeitiger Anwesenheit von Fe und Mg die oft verhältnismäßig grobe, kantig-polygon verzweigte π -Phase (Chinesenschrift). Für Mg-Gehalte zwischen 0,4 % und 0,7 Gew.-% wird eine verstärkte Bildung der gefügeschwächenden π -Phase (Al₈Mg₃FeSi₆) berichtet [C. H. Caceres et al. 1999]. Sie führt zwar zu besserer Festigkeit gegenüber der sich ohne Mg bildenden nadelig-plattigen Eisenverbindung β -Al₅FeSi, bewirkt aber eine verringerte Bruchdehnung [A. M. Samuel, F. H. Samuel 1997]. Die unerwünschte π -Phase kann durch Wärmebehandlung von ihrer polygon-kantigen Morphologie in eine abgerundete, spheroidale Form überführt werden, was den Abfall an Bruchdehnung geringfügig mildern kann.

Das Absinken der Dehnung in naheeutektischen Mg-haltigen Legierungen (AlSi10Mg) und gelegentlich auch in AlSi7Mg ist bei erhöhter Schmelztemperatur auch auf eine vermehrte Neigung der Schmelze zu Oxidation (Al₂O₃- und MgO-Bildung) zurückzuführen [X. Cao, J. Campbell 2003; J. F. Knott et al. 2000]. MgAl-

Spinelle, wie auch durch turbulente Formfüllung eingeschleppte Oxide, dienen in AlSi-Legierungen mit Eisenverunreinigungen gelegentlich als Keimbildner zur Ausbildung von primärem α -Fe, α -Al₈Fe₂Si oder α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ in naheutektischen AlSi-Legierungen [L. Bäckerud et al. 1990]. Generell ist in Mg- und Fe-haltigen AlSi-Legierungen jedoch die Bildung der im Hinblick auf mechanische Eigenschaften günstigeren π -Phase gegenüber den α -Phasen bevorzugt [S. S. Sreeja Kumari et al. 2002]. Bei rasch erstarrten Gefügen und niedrigen Si-Gehalten treten die α -Phasen allerdings kaum auf.

Auf die Problematik des Eisengehaltes in AlSi-Legierungen unter besonderer Berücksichtigung der nicht Mg-enthaltenden Phase β -Al₅FeSi für die entwickelte AlSi₃Mg-Legierung wird in Abschnitt 4.2. detailliert eingegangen. Es ist generell sinnvoll, für Kokillen- und Sandguss einen niedrigen Eisen-Gehalt in AlSi-Legierungen anzustreben; für höher Mg-haltige Legierungen gilt dies in besonderem Maße.

Voruntersuchungen zum Mg-Einfluss in Si armen Al-Gusslegierungen

In dem Bemühen, eine eventuelle Bildung der π -Phase zu vermeiden, wird für die Untersuchungen zur Absenkung des Si-Gehalts in Arbeitspaket A „Voruntersuchungen“ zunächst ein konstant niedriger Mg-Gehalt von 0,2 Gew.-% gewählt. Es werden Legierungen im Gusszustand und nach Wärmebehandlung auf ihre Festigkeitseigenschaften hin untersucht. Im Rahmen der Vorversuche ist die Wärmebehandlung für die variierten Si-Gehalte uneinheitlich gewählt (randomisiert innerhalb gängiger T6-Wärmebehandlungsspezifikationen). Primär soll so die Abhängigkeit vom Si-Gehalt auf mechanische Eigenschaften untersucht werden und sekundär ein erster Eindruck des Eigenschaftsspektrums durch Wärmebehandlung gewonnen werden. Da eine Auswertung der Wärmebehandlung somit weniger relevant ist, kann darauf verzichtet werden, ihre Ergebnisse im Einzelnen an dieser Stelle zu beschreiben. Genauere

Untersuchungen werden in Folge in weiteren Arbeitspaketen angestellt und später beschrieben.

Die Ergebnisse der Voruntersuchungen unterstreichen jedoch, wie in **Bild 4.1** dargestellt, ein zunehmendes Potenzial zur Steigerung der Legierungsfestigkeit durch Mg-Bestandteil bei sinkendem Si-Gehalt. Zugproben der Legierungen weisen, bei allerdings im ersten Ansatz enttäuschenden Gesamteigenschaften, im Gusszustand eine erheblich gesteigerte Bruchdehnung bei leicht sinkender Festigkeit und Streckgrenze mit sinkendem Si-Gehalt auf. Bei einer Wärmebehandlung wird Dehnung zugunsten von Festigkeit und Streckgrenze abgebaut. Da für Sicherheitsbauteile zusätzlich zu hoher Streckgrenze eine hohe Bruchdehnung (>7 %) erwünscht ist, scheint das Profil der Legierung $\text{AlSi}_3\text{Mg}_{0,2}$ und $\text{AlSi}_4\text{Mg}_{0,2}$ mit Bruchdehnungen von 10 % und mehr im Gusszustand für weitere Untersuchungen ein attraktiver Anknüpfungspunkt zu sein. Als Forschungsschwerpunkt für das sich anschließende Arbeitspaket B bietet sich daher eine gezielte Erhöhung des Magnesiumgehalts und eine systematische Untersuchung von erzielbaren Eigenschaften durch Wärmebehandlung für AlSi_3 und AlSi_4 an.

Bild 4.1 zeigt: Eine zunehmende Bruchdehnung mit sinkendem Si-Gehalt stellt trotz sinkender Festigkeit und Streckgrenze ein attraktives Profil für eine Aushärtung von AlSi_3 durch Wärmebehandlung dar.

Thermodynamische Modellierung zur max. Löslichkeit von Mg in Si-armen Al-Gusslegierungen

Die Erhöhung des Magnesiumgehalts stützt sich auf thermodynamische Modellierung mit Thermo-Calc. Mit dem Modellierungsprogramm wird die maximale Löslichkeit von Magnesium in Al-Legierungen unterschiedlichen Si-Gehalts berechnet sowie die zusammensetzungsabhängigen Temperaturen für die Bildung der Phasen. Im Rahmen der Modellierung bestätigt sich, dass die maximale

Löslichkeit für Mg im thermodynamischen Gleichgewicht unabhängig vom Si-Gehalt der AlSi-Legierung im α -Mischkristall 0,6 Gew.-% Mg beträgt. Überschreitet der Mg-Gehalt diese kritische Grenze, so ist verstärkt mit Mg-haltigen Chinesenschrift-Ausscheidungen an Mg_2Si und bei Anwesenheit von Fe mit π -Phase zu rechnen, da der Al-Mischkristall auch bei optimalem Lösungsglühen übersättigt ist. Exemplarisch ist in **Bild 4.2** bis **Bild 4.7** der Phasenanteil [Molenbruch] über der Temperatur [°C] für die Legierungen AlSi5, AlSi3 und AlSi1 dargestellt: in **Bild 4.2**, **4.4** und **Bild 4.6** für die Gleichgewichtserstarrung und in **Bild 4.3**, **4.5** und **Bild 4.7** im thermodynamischen Ungleichgewicht nach Scheil. Es ist erkennbar, dass der Anteil von ausgeschiedenem Mg_2Si im Gleichgewicht höher ist als bei rascher Erstarrung im Ungleichgewicht, weil weniger Mg im Al-Mischkristall zwangsgelöst bleibt. Dies begründet den Effekt, dass in Dauerformgießverfahren erstarrte AlSiMg-Gussteile schneller auf ein Lösungsglühen ansprechen als z. B. im Sandguss langsam erstarrte Gussstücke. Ebenfalls erklärt dies metallurgisch die festigkeitssteigernde Wirkung eines Abschreckens noch heißer Gussstücke in Wasser.

Vergleicht man die Modellierungen von AlSi5Mg0,6, AlSi3Mg0,6 und AlSi1Mg0,6, so ist überdies erkennbar, dass der Anteil an ausgeschiedenem Mg_2Si in der Legierung mit niedrigerem Si-Gehalt geringer ist. Mit einer Absenkung des Si-Gehalts sinkt der Anteil eutektischer Phase im Gefüge und zugleich steigt der Anteil an primärem α -Mischkristall und somit auch die Kapazität, einen höheren Gesamtanteil an Mg in der Legierung aufzunehmen. Es besteht eine höhere Toleranzgrenze bezüglich des Mg-Gehaltes, bevor es zu unerwünschten Ausscheidungen kommt. Dies hat bei Absenkung des Si-Gehalts eine Verringerung der Bildungsneigung von Chinesenschrift-artigen Mg- und MgFe-Ausscheidungen zur Folge.

Bild 4.2 zeigt: Thermo-Calc-Modellierung der Legierung AlSi5Mg0,6 bei Gleichgewichtserstarrung.

Bild 4.3 zeigt: Thermo-Calc-Modellierung der Legierung AlSi5Mg0,6 nach Scheil.

Bild 4.4 zeigt: Thermo-Calc-Modellierung der Legierung AlSi3Mg0,6 bei Gleichgewichtserstarrung

Bild 4.5 zeigt: Thermo-Calc-Modellierung der Legierung AlSi3Mg0,6 nach Scheil.

Bild 4.6 zeigt: Thermo-Calc-Modellierung der Legierung AlSi1Mg0,6 bei Gleichgewichtserstarrung.

Bild 4.7 zeigt: Thermo-Calc-Modellierung der Legierung AlSi1Mg0,6 nach Scheil.

Bild 4.8 zeigt: Thermo-Calc-Modellierung der Legierung AlSi3Mg1 bei Gleichgewichtserstarrung.

Bild 4.9 zeigt: Thermo-Calc-Modellierung der Legierung AlSi3Mg1 nach Scheil.

Im Gegensatz zur AlSi7Mg0,6 (A357), in welcher Mg-Gehalte von 0,4 bis 0,5 Gew.-% in der Praxis selten überschritten werden, kann die maximale Löslichkeit im Al-Mischkristall von 0,6 Gew.-% Mg in Legierungen mit weniger Si und bei rascher Abkühlung eher ausgeschöpft werden.

Berücksichtigt man zudem einen geringen Mg-Abbrand im Schmelzbetrieb, erscheint eine leichte Überschreitung des Mg-Gehalts von 0,6 Gew.-% in AlSi3Mg bei Schmelzeerstellung als durchaus akzeptabel, wie auch der Umgang mit AlSiMg -Knetlegierungen der 6000er Reihe belegt.

Vergleicht man eine AlSi3Mg -Legierung mit 0,6 % (**Bild 4.4 und 4.5**) und 1 Gew.-% Mg (**Bild 4.8 und 4.9**), so wird deutlich, dass ein erhöhter Mg-Gehalt eine Absenkung der Liquidus- und Solidus- wie auch der eutektischen Bildungstemperatur für Al-Si zur Folge hat. Z. W. Chen et al. 2005 bestätigen dies sowie eine Erhöhung der Bildungstemperatur für Mg_2Si über DTA-Messungen. Es wird jedoch ein kaum veränderter Anteil an Mg_2Si -Phase ausgeschieden.

Bildungstemperaturen der Phasen in Si-armen AlSiMg-Legierungen

Tabelle 4.1 führt die Bildungstemperaturen der Phasen für verschiedene Si- und Mg-Gehalte im Gleichgewicht an. **Tabelle 4.2** zeigt die Bildungstemperaturen der Phasen für verschiedene Si- und Mg-Gehalte bei einer Erstarrung nach Scheil. Die markierte Temperatur stellt die Temperatur dar, bei deren Unterschreiten nur Festphase vorliegt. Sie markiert die thermische Obergrenze für Wärmebehandlungen von AlSiMg-Legierungen.

Einfluss hoher Mg-Gehalte auf die mechanischen Eigenschaften von AlSi-Legierung

Bild 4.10 zeigt den Einfluss hoher Mg-Gehalte (0,6 und 1 Gew.-%) auf die mechanischen Eigenschaften der Legierungen AlSi3Mg, AlSi2Mg und AlSi1Mg nach einer T6-Wärmebehandlung. Das Überschreiten eines kritischen Mg-Gehalts von mehr als 0,6 Gew.-% hat bei untereutektischen Legierungen negativen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. Jedoch steigt die Toleranz hierfür, je niedriger der Si-Gehalt liegt. Bei AlSi1 zeigt ein Mg-Gehalt von 1 Gew.-% sogar eine Verbesserung der Eigenschaften gegenüber 0,6 Gew.-%.

Bild 4.10 zeigt: Dargestellt sind mechanische Kennwerte „Französischer Zugproben“ nach einer T6-Wärmebehandlung. Für die Legierungen AlSi3, AlSi2 und AlSi1 sind Mg-Gehalte von 0,6 % und 1 Gew.-% gewählt.

Tabelle 4.1: Entstehende Phasen und Bildungstemperaturen der Legierungen AlSi1, AlSi2, AlSi3, AlSi5 für Mg-Gehalte von 0,6 u. 1 Gew.-% im Gleichgewicht nach Thermo-Calc.

Legierung	Liquidus [°C]	Solidus [°C]	Mg₂Si [°C]	Al-Si-Eutektikum [°C]
AlSi1Mg0,6	652	584	541	514

AlSi1Mg1	650	574	575	472
AlSi2Mg0,6	646	559	551	563
AlSi2Mg1	644	557	562	557
AlSi3Mg0,6	640	558	552	567
AlSi3Mg1	638	557	557	561
AlSi5Mg0,6	627	558	555	571

Tabelle 4.2: Entstehende Phasen und Bildungstemperaturen der Legierungen AlSi1, AlSi2, AlSi3, AlSi5 für Mg-Gehalte von 0,6 % und 1 Gew.-% im Ungleichgewicht nach Scheil mit Thermo-Calc berechnet. Die farbliche hinterlegte Markierung steht für die Temperatur unter der keine flüssige Phase vorliegt.

Legierung	Liquidus [°C]	Alles fest [°C]	Mg ₂ Si [°C]	Al-Si-Eutektikum [°C]
AlSi1Mg0,6	652	557	561	557
AlSi1Mg1	650	557	580	557
AlSi2Mg0,6	646	557	557	565
AlSi2Mg1	644	557	560	557
AlSi3Mg0,6	640	557	557	568
AlSi3Mg1	638	557	557	562
AlSi5Mg0,6	627	557	557	571

Um die Phasenausprägung in Abhängigkeit der Wärmebehandlung und eine Verknüpfung von Mg- und Fe-Ausscheidungen und des Anteils an eutektischem Silizium einzubeziehen, erfolgt eine umfassende Diskussion der Mg-haltigen und Fe-haltigen Phasen am metallographischen Schliff unter dem Licht- und Rasterelektronenmikroskop abschließend in Abschnitt 4.3.5 der Arbeit. Dort werden Gefügeproben aus dem „Französischen Zugstab“, aus der PQ 24

Fahrwerkskonsole und aus dem PQ46 Radträger gesamtheitlich unter dem Gesichtspunkt der Aushärtbarkeit sowohl im Gusszustand als auch nach Wärmebehandlung vergleichend betrachtet. Experimentell wird, wie unten ausgeführt, der Einfluss des Mg-Gehaltes auf die gießtechnologischen Eigenschaften (Fließlänge, Formfüllungsvermögen) für Gehalte zwischen 0,3 und 0,6 Gew.-% bestimmt. Aus Gründen der Übersichtlichkeit wird der Einfluss des Mg-Gehaltes in Abschnitt 4.3.4 im Kontext der Legierung AlSi3Mg0,6 diskutiert. Mit steigendem Mg-Gehalt sinkt die Fließfähigkeit deutlich, während auf das Formfüllungsvermögen kein Einfluss festgestellt wird.

Unter Auswertung der Ergebnisse aus Arbeitspaket B wird für die Ziellegierung AlSi3Mg während der Erprobung im Realbauteil (Arbeitspaket C) ein Mg-Gehalt von 0,6 Gew.-% gewählt.

4.2 Einfluss des Eisengehalts und Beeinflussung Fe-haltiger Phasen durch Legierungsgehalt an Mg, Sr, Mn, Cr, Co, Be sowie Wärmebehandlung

Für eine Rissinitiierung und Bauteilversagen von Gussbauteilen aus AlSi -Legierung sind zumeist Oxideinschlüsse verantwortlich. Liegen solche jedoch nicht vor, so sind es oftmals Eisen-haltige Phasen, von denen aus ein Bauteilversagen ausgeht [J. F. Knott et al. 2000]. Durch Eisen-Verunreinigungen bilden sich zwischen Al, Si, Fe und gegebenenfalls auch Mg unerwünschte, die Bauteileigenschaften mindernde stöchiometrische Phasen aus. Dies wird durch den ähnlich großen Atomradius von Si und Fe begünstigt [L. F. Mondolfo 1990]. Daher kommt einer Vermeidung Fe-haltiger Phasen in diesen Legierungen eine hohe Bedeutung zu. Falls dies aufgrund von Fe-Bestandteilen in den Al-Vorlegierungen nicht möglich ist, sollte zumindest eine kontrollierte Einförmigkeit in Fe-Morphologien angestrebt werden, die weniger gefügeschädigend sind [V. Voje, A. L. Dons 2001].

Primäre Al-Vorlegierungen besitzen bereits nach der Elektrolyse geringe Eisengehalte von einigen Zehntel Gew.-% Fe. Üblich genormte Primär-Vorlegierungen höherer Qualität enthalten etwa 0,15 Gew.-% Fe. In Sekundär-Legierungen ist der Fe-Anteil generell erhöht. Reinere AlSi-Legierungen waren in der Vergangenheit zumeist nur schwer unter erhöhten Kosten erhältlich. Nach dem Neubau mehrerer Aluminium-Elektrolysen sind seit wenigen Jahren aber auch reinere Legierungen zu vertretbaren Kosten in größeren Mengen verfügbar. Ein geringerer Fe-Gehalt wird mittlerweile selbst bei Druckgusslegierungen wie AlSi9,5-11,5 angestrebt, in denen früher ein gewisser Eisen-Gehalt zur Verringerung der Klebneigung in der Druckgießform erwünscht war. Hier wird inzwischen der Eisen-Gehalt bewusst zur Steigerung mechanischer Eigenschaften gesenkt, wie etwa bei ersatzweisem Zulegieren von Mn für geringe Klebneigung und von Mg zur Aushärtbarkeit (AlSi9MgMn „Silafont 36“) [H. Koch et al. 2000, H. Koch 2004].

Die in dieser Arbeit vergossenen Si-armen AlSiMg-Legierungen weisen im Gusszustand durchweg π -Phase, wie auch β -Phase im Gefüge auf (**Bild 4.11**). Die Ausprägung und Anteile der unterschiedlichen Fe-Phasen in AlSi-Legierungen werden wesentlich vom Grundgehalt an Fe und Mg und von in kleinen Mengen gezielt zulegierten Elementen (Mn, Sr, Cr) oder einer Wärmebehandlung (**Bild 4.12**) beeinflusst.

Bild 4.11 zeigt: Gefügebild mit Phasenbeschreibung einer dünnwandigen an Luft abgekühlten PQ46-Probe aus AlSi3Mg im Gusszustand.

Bild 4.12 zeigt: Gefügebild mit Phasenbeschreibung einer PQ46-Probe aus AlSi3Mg nach einer T6-Wärmebehandlung.

Die Chinesenschrift-artige α -Fe-Phase ($\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$, $\text{Al}_{12-15}(\text{Mn},\text{Fe})_3\text{Si}_{1-2}$) wird bei den untersuchten AlSiMg-Proben nicht beobachtet. Dies liegt darin begründet, dass sich durch die Anwesenheit von **Magnesium** eher die morphologisch ähnliche π -

Phase ($\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$) ausbildet. Ist die π -Phase fein ausgeprägt, gilt sie in ihrer Wirkung auf die Festigkeitseigenschaften günstiger als die β -Phase. Das Auftreten der Mg-haltigen π -Phase, ihr Bezug zur β -Phase sowie ihr Auftreten in Abhängigkeit von Mg-Gehalt und Abkühlrate wurde bereits im Abschnitt 4.1 (Variation des Magnesiumgehaltes) diskutiert.

Die plattig-polygone (im **Schliffbild 4.12** nadelig erscheinende) Eisenverbindung $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ stellt die häufigste und ungünstigste Morphologie Fe-haltiger Phasen in AlSi-Legierungen dar. Je höher der Anteil von Fe in der Legierung, desto stärker ist das Auftreten der sich teilweise bereits vor dem AlSi-Eutektikum ausscheidenden Phase. Somit hat diese Phase auch einen Einfluss auf Schrumpfungsporosität, da die voreutektische Ausscheidung von β -Phase eine Nachspeisung durch Schmelze zu behindern vermag [A. M. Samuel et al. 2001]. In niedrig Si- und Mg-haltigen AlSiMg-Legierungen ist ein vermehrtes Auftreten von β -Phase gegenüber π -Phase durch die stöchiometrische Zusammensetzung der Phasen bedingt, da in β -Phase weniger Si enthalten ist. Mit steigendem Mg-Gehalt verschiebt sich, wie in Abschnitt 4.1 dargelegt, der Anteil β -Phase zugunsten der π -Phase. Dieser von J. A. Taylor et al. 2000 und P. A. Rometsch et al. 2001 für AlSi7Mg beschriebene Zusammenhang kann für AlSi3Mg betätigt werden. Weitere fördernde Faktoren zur Bildung von β -Phase im Gussgefüge sind eine niedrige Abkühlrate sowie niedrige Mn- oder Cr-Gehalte [L. F. Mondolfo 1990]. Bei Auftreten von β -Phase wird versucht, deren Morphologie von ihrer nadeligen Ausprägung zugunsten weniger gefügeschädlichen Formen zu beeinflussen. Dies kann durch Zulegieren von Sr, Mn, Be, Cr, Ni, Co oder Mo geschehen [D. L. Colwell, R. J. Kissling 1961].

A. M. Samuel, F. H. Samuel 1997 und C. Villeneuve, F. H. Samuel 1999 berichten in ihren Publikationen von einer positiver Änderung der β -Phasen-Morphologie durch Zulegieren von geringen Mengen (< 350 ppm) **Strontium**. Sr bewirkt eine

Fragmentierung von β -Phase in kleinere gedrungene Nadeln, was eine weitere Einformung der Nadeln bei Wärmebehandlung begünstigen kann. Der Wirkmechanismus wird von M. H. Mulazimoglu et al. 1997 erklärt als eine Blockierung der Diffusion von Si in die sich bildende α -Fe-Phase ($\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$), wodurch eine Bildung von β - Al_5FeSi unterbunden wird. Die α -Fe-Phase wird stabilisiert [M. H. Mulazimoglu et al. 1996, 1997].

Ein positiver Einfluss von Sr auf die β -Phase kann in der Versuchsreihe C3 der durchgeführten Experimente für den Gusszustand und nach Wärmebehandlung zwar nicht bestätigt, jedoch auch nicht ausgeschlossen werden. Versuche mit einem Sr-Gehalt von 80-140 ppm Sr zeigen im Arbeitspaket C2 im Gusszustand (**Bild 4.13, 4.15**) und nach Wärmebehandlung (**Bild 4.14, 4.16**) keinen deutlichen Einfluss auf die Eisenverunreinigungen. Eventuell ist der Sr-Gehalt zu niedrig gewählt für eine effektive Beeinflussung der β -Phase. Der gewählte Sr-Gehalt orientiert sich jedoch an der gegenüber AlSi7 geringeren Menge des potenziell durch Sr zu veredelnden AlSi -Eutektikums in AlSi3 . Eine Wirkung von Sr auf die Fe-Phasen in der Legierung AlSi3Mg0,6 wird in dieser Arbeit nicht vertiefend untersucht, da aufgrund des geringen Si- und Fe-Gehalts und hoher Abkühlrate bewusst auf eine Sr-Veredelung der eutektischen Phase verzichtet werden soll. Eine ökonomisch sinnvolle Einsparung von Veredelungsmittel wird höher gewichtet als ein möglicherweise metallurgisch positiver Einfluss.

Bild 4.13 zeigt: Gefügebild einer PQ46-Probe aus $\text{AlSi3Mg0,6-B (+Sr)}$ im Gusszustand (dickwandiger Bauteilbereich)

Bild 4.14 zeigt: Gefügebild einer dickwandigen PQ46-Probe aus $\text{AlSi3Mg0,6-B (+Sr)}$ nach einer T6-Wärmebehandlung

Bild 4.15 zeigt: Gefügebild einer PQ46-Probe aus $\text{AlSi3Mg0,6-B (+Sr, +Mn)}$ im Guss-Zustand (dünnwandiger Bauteilbereich)

Bild 4.16 zeigt: Gefügebild einer dünnwandigen PQ46-Probe aus AlSi3Mg0,6-B (+Sr, +Mn) nach einer T6- Wärmebehandlung

Als am wirkungsvollsten zur Beeinflussung von Fe-Phasen gilt **Mangan**, welches entsprechend des Gehaltes an Fe zugegeben wird. Der nadeligen β -Form ist die polyedrische gedrungene Chinesenschrift-Form von α -Fe-Phase ($\text{Al}_{12-15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_{1-2}$) zu bevorzugen, welche bei einem Mn/Fe-Verhältnis von $\geq 0,5$ bis $0,8$ auftritt [L. A. Narayanan 1994; A. M. Samuel et al. 2001]. Höhere Mn-Gehalte haben wiederum eine negative Auswirkung auf die Dehnung von AlSi-Legierungen [H. Koch 2004], was besonders im lösungsgeglühten Zustand auffällt.

In Arbeitspaket C2 werden Versuche einer Zulegierung von Mn und Sr zur Ziellegierung AlSi3Mg0,6-B im Hinblick auf die Veränderung mechanischer Eigenschaften von PQ 46-Bauteilen, die im CPC-Verfahren gegossenen sind, durchgeführt. Trotz eines den obigen Vorgaben entsprechenden Mn/Fe-Verhältnisses ergeben sich jedoch keine mechanischen Eigenschaftsvorteile. Auch eine im Schliff erkennbare Eiformung der wegen eines Fe-Gehalts unter $0,18 \text{ Gew.-%}$ Fe verhältnismäßig geringen Matrixanteile an β -Phase wird nicht bewirkt.

Der eisenarmen Legierung AlSi3Mg0,6-D wird für ihre Verarbeitung im Druckgießen ebenso Mn zugegeben (Arbeitspaket C3). Hier wird nicht eine Eiformung der β -Phase, sondern ausschließlich eine Verringerung der Klebneigung angestrebt. Ein niedriger Mn-Gehalt von $0,2 \text{ Gew.-%}$ zeigt keinen entscheidend positiven Effekt auf die Verarbeitungseigenschaften im Druckgießen. Eventuell ist ein höherer Mn-Gehalt im Hinblick auf geringere Klebneigung von Vorteil. Dieser würde analog zu Beobachtungen für die Legierung AlSi9MgMn [H. Koch 2004] jedoch vermutlich einen negativen Effekt auf die Bruchdehnung haben.

Eine ähnliche Wirkung wie Mn besitzt **Chrom** [D. A. Granger 1991] durch die Bildung von $(\text{Cr,Fe})_4\text{Si}_4\text{Al}_{13}$. Cr wird im Verlauf der Versuche zu AlSi3Mg-A in Arbeitspaket B5 zulegiert (Cr-Gehalte: 0,1; 0,4; 0,5 und 0,7 Gew.-%), jedoch nicht mit dem Ziel einer Einformung der β -Phase, sondern zur Ausscheidungshärtung im Aluminium-Mischkristall, siehe Abschnitt 2.2.1. Diese Ergebnisse zum Einfluss von Cr auf die Legierung AlSi3Mg sind umfassend in Abschnitt 4.4.3 dargestellt. An dieser Stelle wird intensiv auf den Einfluss von Cr auf die Fe-Ausscheidungen eingegangen. Nach S. S. Sreeja Kumari et al. 2002 soll der positive Einfluss von Cr bzgl. der Einformung der β -Phase bedeutsamer sein als der von Mn, da höhere Duktilität erreicht wird. Ob dies jedoch direkt über eine Beeinflussung der Fe-reichen Phase oder eher über den Al-Mischkristall erfolgt, wird durch die Autoren nicht erklärt.

Bild 4.17 und **4.18** zeigen Schliffbilder einer AlSi3Mg0.6Cr0.7-Legierung, im Gusszustand und im Zustand nach Wärmebehandlung. Das Schliffbild der Probe im Gusszustand zeigt im Vergleich zu dem der Basislegierung AlSi3Mg-B keine Auffälligkeiten. Das ausgeschiedene Silizium ist hier ebenfalls leicht abgerundet und wird vom Chromgehalt nicht beeinflusst, obwohl CrSi_2 -Ausscheidungen stöchiometrisch denkbar erscheinen. In den Chrom-Versuchsreihen liegt der Eisengehalt, teilweise bedingt durch die Vorlegierung, deutlich über der Löslichkeitsgrenze von 0.04 %. Dieser erhöhte Gehalt an Eisen macht sich in zugehörigen Schliffbildern durch nadelige β - und polyedrisch eingeformte π -Eisenausscheidungen bemerkbar. Interessant ist allerdings der Umstand, dass bereits im Gusszustand polyedrisch eingeformte π -Phase auftritt. Das Auftreten einer eingeformten π -Phase im Gusszustand bei Cr-Bestandteil der Legierung bestätigt die Ergebnisse einer Untersuchung von S. Murali, K. S. Raman et al. 1994. Mit zunehmendem Chromgehalt fehlen bereits im Gusszustand die β -Eisenausscheidungen zugunsten der polyedrischen π -($\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$) Phase. Bei einem Cr-Gehalt von 0,7 Gew.-% Cr wird nach der Wärmebehandlung keine β -

Phase mehr nachgewiesen. Bei einem Chromgehalt von 0,3 Gew.-% können im Gegensatz zu 0,7 Gew.-% weder im Gusszustand noch im wärmebehandelten Zustand AlCr-Ausscheidungen gefunden werden. Die Zusammensetzung der verschiedenen Gefügebestandteile lässt vermuten, dass das Chrom im Aluminium-Mischkristall gelöst und in Verbindung mit dem Eisen als $(\text{Cr,Fe})\text{Al}_7$ im Gefüge vorliegt. Bei einem Chromgehalt von 0,7 % lassen sich über EDX-Analyse Ausscheidungen finden, die nachweislich aus den intermetallischen Phasen Al_7Cr -, $\text{Al}_{11}\text{Cr}_2$ - sowie $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$ bestehen können.

Bild 4.17 zeigt: Gefügebild von AlSi3Mg0.6Cr0.7 im Gusszustand bei 500-facher Vergrößerung

Bild 4.18 zeigt: Gefügebild von AlSi3Mg0.6Cr0.7 im wärmebehandelten Zustand bei 500-facher Vergrößerung. Die Zuweisungen der chem. Zusammensetzung erfolgen über EDX-Analyse.

Kobalt bewirkt eine Überführung der β -Phase in die Chinesenschrift-artige Phase $(\text{Co,Fe})_2\text{Al}_9$. Jedoch sind Zusatzmengen von gleicher Menge wie Fe erforderlich und die Duktilität der Legierung wird gesenkt [S. S. Sreeja Kumari et al. 2002]. Daher stellt Co als Legierungszusatz in diesem Forschungsvorhaben keine Alternative zu Mn oder Cr hinsichtlich der Anforderungen von Fahrwerksteilen dar.

Beryllium wirkt ebenfalls durch die Ausbildung einer Chinesenschrift-artigen Phase $\text{BeSiFe}_2\text{Al}_8$ anstelle von β -Phase in AlSi-Legierungen [S. Murali et al. 1994; Y. Wang, Y. Xiong 2000]. Wegen seiner hohen Toxizität sind nur sehr geringe Be-Zugabemengen möglich. Daher wird ein Zulegieren von Be in dieser Arbeit prinzipiell nicht in Erwägung gezogen.

Durch eine **Wärmebehandlung** wird die Ausprägung beider Fe-haltiger Phasen (β und π) verändert (siehe **Bild 4.11 - 4.16**). Neben der Spheroidisierung des eutekti-

schen Siliziums wird durch eine Wärmebehandlung eine erfolgreiche Spheroïdisierung der π -Phase bewirkt. Ihre Morphologie ist ähnlich derjenigen des eingerundeten Siliziums und daher nicht als gefügeschädigend anzusehen.

Die Präsenz der β -Phase ist auf den Gefügebildern weiterhin klar ersichtlich. Die erwünschte Überführung der sperrigen Nadeln aus der β -Phase in eine günstigere Morphologie erfolgt nicht in zufriedenstellendem Ausmaß. Lediglich eine leichte Abrundung der Nadelspitzen kann festgestellt werden. Teilweise kann eine Fraktionierung der Nadeln in kleinere Partikel vornehmlich in Zonen gröberen Gefüges beobachtet werden. Auf die längliche Ausprägung der Ausscheidungen in dünnwandigeren Partien des Bauteils nimmt die Wärmebehandlung keinen Einfluss.

Das Auftreten der β -Phase trotz des relativ geringen Eisengehalts von $<0,1$ Gew.-% ist mit der Seigerung des Eisens in der Restschmelze während der Erstarrung zu erklären. Da das Gefüge der AlSi3Mg0,6 -Legierungsgruppe (im Vergleich zu AlSi7) nur wenig Eutektikum enthält, wird der gesamte Eisengehalt in einem kleineren Volumen angereichert, was zur Überschreitung der Bildungsgrenze der Al_5FeSi Phase und zur Entstehung der sperrigen Nadeln führt. Somit kommt einer Kontrolle des Fe-Gehalts in AlSi3Mg0,6 -Legierung ohne Legierungszusätze Sr, Mo, Cr, Co oder Be eine höhere Bedeutung zu als in einer AlSi7Mg -Legierung mit A357-Spezifikation.

4.3 Verringerung des Siliziumgehalts

4.3.1 Theoretische Ableitungen zur gießtechnologischen Verarbeitung von Si-armen Al-Gusslegierungen in Dauerformgießverfahren

Gemäß der in Abschnitt 3.2 formulierten Strategie zur Entwicklung einer hochfesten Aluminium-Legierung liegt ein Schwerpunkt der Arbeit in der

Untersuchung, in welchen Dauerformgießverfahren sich AlSi-Legierungen mit weniger als 7 Gew.-% Si verarbeiten lassen. Ferner sind ihre Gießeigenschaften, die Gefüge und anschließend die mechanischen Eigenschaften zu diskutieren.

Ableitung gießtechnologischer Eigenschaften: Erstarrungsmorphologie, Fließvermögen, Formfüllungsvermögen

Zuvor erfolgt in Arbeitspaket A eine Bewertung der in der Literatur beschriebenen Legierungen mit Si-Gehalten zwischen 1 und 7 Gew.-% hinsichtlich ihres praktischen Nutzens. Die primäre *Erstarrungsmorphologie* ist für diese Legierungen durch W. Patterson und S. Engler 1961 bzw. S. Engler 1970 als endogen-breitartig bis endogen-schalenbildend dargestellt. Solche Legierungen weisen schlechtere Gießeigenschaften als exogen schalenbildende Legierungen auf. So ist das in einer Graphitkokille gemessene *Fließvermögen* der Legierungen zwischen 1 und 7 Gew.-% Si nach W. Patterson, H. Brand 1960 gleichmäßig schlecht ausgeprägt (**Bild 4.19**), was in direktem kausalen Zusammenhang zur Erstarrungsmorphologie steht.

Das *Formfüllungsvermögen* (FFV) fällt nach W. Patterson und S. Engler 1961 ausgehend vom reinen Al stark ab, durchläuft ein relatives Maximum bei 2 Gew.-% Si und fällt weiter ab bis zu einem Tiefstwert bei 8 Gew.-% Si, nach welchem es wieder bis zur eutektischen Zusammensetzung ansteigt (**Bild 4.20**). Das relative Maximum bei 2 Gew.-% führen die Forscher auf den Verlauf der reziproken Oberflächenspannung und auf die reziproke kinematische Viskosität der AlSi-Schmelzen zurück. Unter der Voraussetzung einer konstanten hohen Gießtemperatur der Legierungen weist die Legierung AlSi₂ im Sandguss ein annähernd vergleichbares FFV auf wie AlSi₅ (**Bild 4.21**), S. Engler und R. Ellerbrok 1974.

S. Engler und R. Ellerbrok spezifizieren diese Angaben 1975 durch Einsatz der in 2.2.2 und 3.3.3 beschriebenen Bolzenprobe und unterscheiden das FFV

für Sand- und Kokillenguss. Hiernach besitzt das FFV für Sandguss bei 3 Gew.-% ein relatives Maximum, was auf die schwamm-breiartige endogene Erstarrung zurückgeführt wird. Mit steigendem Si-Gehalt, bzw. eutektischem Anteil, verschiebt sich die Morphologie hin zu endogen schalenbildend (**Bild 4.22**). Durch eine sich rasch bildende Randschale nimmt das FFV wieder ab. Genau entgegengesetzt verläuft das Formfüllungsverhalten im Kokillenguss. Das niedrigste Formfüllungsvermögen ist für die Legierung AlSi3 beobachtet, steigt bei höherem Si-Gehalt jedoch wieder an. Ursache ist die ausgeprägte sich im Kokillenguss rasch bildende Randschale, welche den Vorteil der breiartigen Erstarrung bezüglich der Formfüllung kompensiert.

Bild 4.19 zeigt: Fließvermögen der Al-Legierungen bis 25 Gew.-% Si bei unterschiedlichen Überhitzungen über Liquidustemperatur in einer Graphitkokille nach W. Patterson, H. Brand 1960.

Bild 4.20 zeigt: FFV, reziproke Viskosität und Oberflächenspannung bei unterschiedlichen Si-Gehalten, W. Patterson und S. Engler 1961.

Bild 4.21 zeigt: Unter der Voraussetzung einer konstanten Gießspanne weist die Legierung AlSi3 im Sandguss ein besseres Formfüllungsvermögen als AlSi5 auf, S. Engler, R. Ellerbrok 1974. Das obere Diagramm a) zeigt das FFV im Sandguss bei konstanter Gießspanne, das untere Diagramm b) bei konstanter Gießtemperatur.

Bild 4.22 zeigt: Das durch die Bolzenprobe bestimmte FFV unterscheidet sich für Sand- und Kokillenguss. Das FFV besitzt für Sandguss bei 3 Gew.-% ein relatives Maximum, im Kokillenguss hingegen ein Minimum, S. Engler, R. Ellerbrok 1975.

S. Engler und G. Schleiting 1978 zeigen für untereutektische Al-Legierungen im Kokillenguss diese Verschiebung der Erstarrungsmorphologie u. a. für AlSi3 (**Bild 4.23 a-b**) in Abhängigkeit der Gießspanne. Sie erklären die Erstarrungsmorphologie für AlSi3 im Kokillenguss als exogen schwammartig mit sinkendem endogen-breiartigem Anteil bei Erhöhung der Gießspanne ($b > a$). Die

exogen wachsende Schale wird während der Erstarrung für AlSi3 - AlSi9 als ein lockerer Schwamm charakterisiert, der Anteile an eutektischer Restschmelze enthält. Diese erstarrende Restschmelze im schon erstarrten Netzwerk stellt die Ursache für mögliche *Warmrissigkeit* in Gussteilen dar.

Bild 4.23 a-b zeigt: Geschliffene Proben der im Kokillenguss vergossenen Legierung AlSi in Abhängigkeit der Gießspanne t_E nach unterschiedlichen Zeitpunkten t_A abgeschreckt und die daraus resultierende Verschiebung der Erstarrungsmorphologie, S. Engler, G. Schleiting 1978.

Gemäß obiger Untersuchungen und der in Abschnitt 3.2 erwähnten gießtechnologischen Fortschritte erscheint in Arbeitspaket B eine systematische Untersuchung der Legierungen, insbesondere im Intervall von 1- 5 Gew.-% Si als sinnvoll. Da der Kokillenguss von Fahrwerksteilen (insbesondere bei Schwenklagern) oft dickwandig ist, ist eine Vorhersage zum FFV und bezüglich des Warmrissverhaltens nicht ohne Versuche am Bauteil möglich. Experimentell wird weiter untersucht, inwieweit sich Druckunterstützung während der Erstarrung positiv auswirkt. Die Ergebnisse eines ersten bereits im Arbeitspaket A unternommenen Testgusses mit dem PQ 46-Fahrwerksträger im Niederdruck-Gegendruckgießen für eine AlSi3- und AlSi5-Legierung, erscheinen durch signifikant steigende Dehnung bei sinkendem Si-Gehalt durchaus ermutigend trotz Defiziten in Konturgenauigkeit, so dass in Folge eine intensive Legierungsentwicklung mit Si-armen Al-Legierungen betrieben wird.

Dem in Abschnitt 3.3 vorgestellten Versuchsplan gemäß erfolgt die Vorbetrachtungen berücksichtigend die Absenkung des Siliziumgehalts in Arbeitspaket A von AlSi7Mg bis AlSi3Mg und in Arbeitspaket B2 von AlSi3Mg bis AlSi1Mg, um einen Einfluss auf die mechanischen und gießtechnologischen Eigenschaften zu bestimmen. Basierend auf diesen Versuchsreihen wird im Folgenden nach Labor-Erprobung die Ziellegierung AlSi3Mg0,6-A definiert. In

Arbeitspaket C werden die Legierungen AlSi3Mg0,6-A und AlSi3Mg0,6-B unter verschiedenen Aspekten untersucht: zunächst auf ihre gießtechnische Verarbeitbarkeit im Kokillenguss anhand des franz. Zugstabs und des PQ 24-Bauteils, im CPC-Verfahren anhand des PQ 46-Bauteils sowie im Arbeitspaket C3 als AlSi3Mg0,6-D im Druckgießverfahren anhand der Stufenprobe. Als Referenzmaßstab für die gießtechnologischen Eigenschaften (Verarbeitbarkeit der Legierung) dienen hierbei die standardisierten Probegeometrien für den Kokillenguss sowie die in den einzelnen Verfahren aus der Legierung AlSi7Mg (A356) hergestellten Proben.

4.3.2 Gießtechnologische Eigenschaften Si-armer Al-Gusslegierungen

Bestimmung des Fließvermögens

In **Bild 4.24** sind die Untersuchungen aus Arbeitspaket B1 zur Bestimmung des Fließvermögens für AlSi -Legierungen mit unterschiedlichem Si-Gehalt dargestellt. Ermittelt wurden bei konstanter Kokillentemperatur von 250°C und konstanter

Bild 4.24 zeigt: AlSi3Mg0,6 besitzt das geringste Fließvermögen der AlSi -Legierungen unter 7 Gew.-% Si, ermittelt mit der beheizten Stahlkokillen-Gießspirale. Die Legierungen sind mit AlTi5B1 korngefeint.

Bild 4.25 zeigt: Ersichtlich ist der Einfluss des Mg-Gehaltes und der Gießtemperatur auf das Fließvermögen von AlSi3Mg nach Kornfeinung mit AlTi5B1 . Der Ti-Gehalt ist dabei gegenüber der in **Bild 4.24** dargestellten Versuchsreihe verdoppelt, was sich in einem Anstieg der Fließlänge von 190 mm in **Bild 4.24** auf 480 mm in **Bild 4.25** bemerkbar macht.

Schmelzetemperatur von 760°C (also unterschiedlicher Überhitzung für die verschiedenen Legierungen) die ausgelaufenen Fließlängen in einer beheizten Stahlkokillen-Gießspirale, wie sie in Kapitel 3.3.3 beschrieben ist. Durch den

Transport kühlt sich die Schmelze ab, so dass die Temperatur der Schmelze beim Abguss in die Spirale bis zu 80 °C niedriger liegt. Somit beträgt die Abgießtemperatur der Fließlängenversuche 680°C bis 690°C. Alle Schmelzen sind mit der Vorlegierung AlTi5B1 korngefeint, wobei ein Titangehalt von ca. 150 ppm eingestellt wird. Gezeigt ist der jeweilige Mittelwert aus vier Messungen.

Die in **Bild 4.24** gezeigten Experimente lassen erkennen, dass die Fließlängen von AlSi1Mg0,6 mit steigendem Siliziumgehalt bis AlSi3Mg0,6 kleiner werden und ab AlSi5Mg0,6 wieder steigen. Die Legierung AlSi7Mg0,6 besitzt ein deutlich besseres Fließvermögen im Vergleich zu den anderen Legierungen. Im Kokillenguss ist das Fließvermögen für AlSi3Mg am niedrigsten.

In **Bild 4.25** sind die Fließlängen von AlSi3Mg0.3 bei verdoppeltem Gehalt an Kornfeinungsmittel in Abhängigkeit eines steigenden Magnesiumgehalte mit Angabe der Gießtemperatur aufgetragen. Es wurden 5 Gießspiralen abgegossen und das Ergebnis hieraus gemittelt. Es ist zu erkennen, dass die Fließlängen mit steigendem Magnesiumgehalt bis hin zu AlSi3Mg0.6 geringer werden und ab AlSi3Mg0.6 bei konstanter Zusammensetzung mit erhöhter Gießtemperatur (Gießspanne) steigen. Das bedeutet, dass ein erhöhter Magnesiumgehalt die Erstarrungsmorphologie ungünstig beeinflusst und deshalb die Schmelze nicht ausreichend weit in der Spirale fließen kann. Die Erhöhung der Gießtemperatur hindert die frühzeitige Erstarrung und sorgt für eine weitere Fließlänge. Intensiv wird das Thema Kornfeinung in Abschnitt 4.4.1 reflektiert. Bei einem Vergleich von **Bild 4.24** und **4.25** wird deutlich, wie positiv sich eine höhere Kornfeinung auf das Fließvermögen einer AlSi3Mg0,6-Legierung auswirkt.

Als Empfehlung für die praktische Anwendung einer AlSi3Mg0,6-Legierung kann daraus abgeleitet werden, dass ein schlechteres Fließvermögen im Kokillen- oder Niederdruck-Gegendruckgießen ggf. durch erhöhte Kornfeinung oder eine Erhöhung der Gießspanne kompensiert werden kann, wobei sich dies jedoch eventuell negativ auf die Warmrissanfälligkeit der Legierung auswirken kann. Eine

Erhöhung der Gießspanne bewirkt aufgrund des höheren Anteils an Al-Primärphase und geringerem

Anteil eutektischer Phase gegenüber Legierungen mit erhöhtem Si-Anteil für AlSi3Mg eine vergleichsweise bessere Möglichkeit der Verarbeitung, hat aber einen erhöhten Werkzeugverschleiß und niedrigere Taktrate zur Folge. Deshalb sollte immer eine möglichst niedrige Gießtemperatur gewählt werden.

Abkühlkurve von AlSi3Mg0,6 ermittelt mit der französischen Kokille

Bild 4.26 zeigt die mit der französischen Kokille ermittelte Abkühlkurve von AlSi3Mg0,3. Diese bestätigt die vorangegangene thermodynamische Modellierung von AlSi3Mg0,6.

Bild 4.26 zeigt: Dargestellt ist die Abkühlkurve für die Legierung AlSi3Mg0,6 über der Zeit. Die Ergebnisse decken sich in guter Näherung mit der thermodynamischen Modellierung in **Bild 4.4** und **Bild 4.5**. Die Abkühlkurven liegen in Zugstab und Speiser zeitlich dichter beieinander, was typisch für eine schwamm-breiartig endogene Erstarrung ist.

Die entsprechenden thermodynamischen Modellierungen sind in **Bild 4.4** und **Bild 4.5**, angeführt wie auch deren wichtigste Aussagen für die Erstarrung in **Tabelle 4.1**, und **Tabelle 4.2**. Die Abkühlkurve erhärtet die Ergebnisse aus **Bild 4.24** und verdeutlicht, warum das Fließvermögen von AlSi3Mg0,6 bei gleicher Gießtemperatur (also für AlSi3Mg0,6 bei geringerer Überhitzung über Liquidustemperatur) signifikant geringer ausgeprägt ist als für die endogen-schalenbildende Legierung AlSi7Mg0,3. Die schwamm-breiartig endogen erstarrende Legierung AlSi3Mg0,6 zeigt ein homogenes Temperaturfeld in der Formkavität (Zugstab und Speiser), da die Schmelze nach Randschalenbildung aus dem Inneren heraus erstarrt. Daher ist im Gegensatz zur schalenbildenden AlSi7Mg nur kürzer eine ungehinderte Speisung möglich. Die Kurve unterstützt die

Annahme, daß sich die Legierung in dickwandigem Kokillenguss eher verarbeiten lässt als in dünnwandigem Guss. Für dünnwandigen Kokillenguss ist bei gleichen Randbedingungen (Gießtemperatur, Schmelzebehandlung) AlSi7Mg0,3 besser geeignet als AlSi3Mg0,6 .

Weitere Betrachtungen zu gießtechnologischen Eigenschaften

In Arbeitspaket B4 wird neben dem Gehalt an Kornfeinungsmittel der Si-Gehalt in kleineren Schritten zwischen 2,5 und 3,5 Gew.-% variiert und neben den mechanischen Eigenschaften hierzu mittels vorgestellter Prinzipgeometrien das *Fließvermögen*, das *Formfüllungsvermögen* und das *Warmrissverhalten* (Ringprobe) untersucht, um ein optimales Arbeitsfenster der Ziellegierung bezüglich ihrer gießtechnologischen Eigenschaften zu bestimmen.

Ähnlich aussagekräftig für die gießtechnologische Verarbeitung in Bezug auf Formfüllung und Warmrissverhalten der Legierung AlSi3Mg0,6 sind jedoch Untersuchungen aus Arbeitspaket C am realen Gussteil (PQ24 für das Schwerkraft-Kokillengießen, PQ46 für das CPC-Gießverfahren) und an der Stufenprobe für das Druckgießen, worauf im folgenden Abschnitt 4.3.3 eingegangen wird.

4.3.3 Untersuchungen zur gießtechnischen Verarbeitung von AlSi3Mg0,6 in unterschiedlichen Dauerformgießverfahren

Neben den oben angeführten vergleichenden Prinzipuntersuchungen zur gießtechnologischen Verarbeitung von AlSi3Mg0,6 mit anderen AlSi-Legierungen werden die gießtechnischen Eigenschaften der Legierung für unterschiedliche Dauerformgießverfahren anhand von realen Gussbauteilen (PQ 24 für das Schwerkraft-Kokillengießen, PQ 46 für das CPC-Gießverfahren) und der Stufenplatte für das Druckgießen durch visuelle Betrachtung, Rissprüfung und Durchleuchtung untersucht und beurteilt.

Gießtechnische Verarbeitung von AlSi3Mg0,6 im Schwerkraft-Kokillengießen (PQ 24)

Die in Arbeitspaket C1 hergestellten PQ 24-Konsolen nach Spezifikation AlSi3Mg0,6-A weisen im Allgemeinen visuell ein fehlerfreies Erscheinungsbild auf. Gussfehler können jedoch bei etwa 50% der Gussstücke gefunden werden. Diese Fehler sind reproduzierbar und bezüglich ihrer Lage und ihres Ausmaßes bei allen fehlerhaften Teilen identisch. In vom Anschnitt weit entfernt liegenden winkligen Bereichen treten oftmals „fließlinienartige“ Lufteinschlüsse (**Bild 4.27**) auf, die nur auf der Oberfläche feststellbar sind. Bei in Arbeitspaket C2 nach AlSi3Mg0,6-B Spezifikation gegossenen Konsolen treten an Kanten und dünnwandigen Geometrien teilweise Kaltläufe (**Bild 4.28**) auf. Diese Fehler können auf die Ungleichmäßigkeit der Gießweise (per Hand) oder nicht optimale Temperaturführung der Kokille sowie auf eine zu niedrige Gießtemperatur zurückgeführt werden. Abgekühlte Kokillenbereiche und eine zu kalte Schmelze führen zu Vorerstarrung während der Formfüllung und dadurch zu den oben beschriebenen Gussfehlern. Durch konstante Gieß- und Kokillentemperatur sowie gleichmäßige Gießzykluszeiten (Anwendung eines automatisierten Gießofens) könnten diese Fehler vermieden werden. Die PQ 24- Kokille ist zudem auf die Legierung AlSi11Mg0,3 ausgelegt, welche eine deutlich bessere Gießbarkeit als AlSi3Mg0,6 besitzt. Somit ist zu erwarten, dass bei entsprechender Auslegung des Gieß- und Anschnittsystems, ferner ggf. geringfügiger Anpassung der Gussteilgeometrie an die Anforderung des geringeren Fließ- und Formfüllungsvermögens von AlSi3Mg0,6 gegenüber AlSi11Mg0,3 , ein deutlich verbessertes Gießergebnis erzielt werden kann. Unter Einhaltung der obigen Prämissen kann für das PQ 24-Bauteil ein ausreichendes Fließ- und Formfüllungsvermögen der Legierung AlSi3Mg0,6 festgestellt werden.

Bei den durchgeführten Rissprüfungen werden außer den bereits bei der visuellen Beurteilung der Gussstücke entdeckten Kaltläufen keine weiteren qualitätsmindernden Oberflächenfehler gefunden. Auch Anzeichen für Warmrissigkeit lassen sich nicht entdecken.

Die Durchleuchtung mit Röntgenstrahlung zeigt, dass alle untersuchten Gussstücke frei von gravierenden Innenfehlern wie Großlunkern und Einschlüssen sind. In den vom Anschnitt weit entfernt liegenden winkligen Bereichen eines PQ24-Teils der ersten Arbeitsphase wird bei Durchleuchtung allerdings in einem Einzelfall ein Lunker beobachtet, dessen Durchmesser etwa 2mm beträgt (**Bild 4.29**). Lunker können verfahrensbedingt nicht gänzlich vermieden werden, in diesem Fall liegt der Lunker jedoch innerhalb einer Bearbeitungszugabe, weshalb er unkritisch ist.

Gießtechnische Verarbeitung von AlSi3Mg0,6 im CPC-Verfahren (PQ 46)

Die gegossenen PQ 46- Radträger sind weitgehend frei von Oberflächenfehlern. Bei etwa 30% der Teile aus Arbeitspaket C1 treten an einer örtlich reproduzierbaren Stelle jedoch Kaltlauferscheinungen (**Bild 4.30**) auf. Die mit diesem Fehler behaftete Stelle liegt an einer dünnwandigen Bauteilkante. Die Ursache hierfür ist durch nicht an die Legierung angepasste Gießparameter begründet. Eine erhöhte Gießtemperatur sowie korrekt eingestellte Temperaturführung der Kokille vermögen diese Art von Fehlern zu vermeiden. Somit ist ein für das PQ 46- Bauteil ausreichendes Fließ- und Formfüllungsvermögen der Legierung AlSi3Mg0,6 gegeben.

Bei den durchgeführten Rissprüfungen werden außer den bereits bei der visuellen Beurteilung der Gussstücke entdeckten Kaltläufen keine weiteren qualitätsmindernden Oberflächenfehler gefunden. Exemplarisch zeigt eine während der Farbeindring-Rissprüfung gefertigte Aufnahme (**Bild 4.31**) von PQ 46- Gussstücken die rissfreien Oberflächen (dunkelblau, violett). Risse, wie sie

sich im **Bild 4.31** hellblau oben auf den abzutrennenden Speisern abzeichnen, sind am Gusstück nicht auszumachen. Es werden keine Anzeichen für Warmrissigkeit entdeckt.

Bei einem PQ46-Bauteil der ersten Arbeitsphase werden während der Röntgenprüfung im dickwandigen, über dem Anguss liegenden „Achsenaufnahmebereich“ in Oberflächennähe zwei Lunker (**Bild 4.32**) mit einem Durchmesser von etwa 4mm gefunden. Dieser Bereich wird jedoch später während der Bearbeitung der Gussstücke durch Fräsen entfernt. Daher beeinträchtigen derartige Lunker die späteren Gussstückeigenschaften nicht. Hinsichtlich der Durchleuchtung entsprechen daher alle untersuchten Gussstücke den gestellten Kundenanforderungen für mit AlSi7Mg0,3 gegossene PQ 46-Radträger.

Bild 4.27 zeigt: Fließlinienartiger Lufteinschluss an einer winkligen dünnwandigen Kante einer PQ-24-Konsole.

Bild 4.28 zeigt: Kaltlauf an einer dünnwandigen Kante eines PQ24-Gussteils

Bild 4.29 zeigt: Ein Lunker mit einer Größe von kleiner 2 mm in einem dünnwandigen, vom Anschnitt entfernten Bereich eines PQ24-Gussteils liegt innerhalb Bauteilanforderung.

Bild 4.30 zeigt: vorn im Bild Kaltlauf an einer dünnwandigen Kante eines Radträgers.

Bild 4.31 zeigt: Die Rissprüfung zeigt fehlerfreie Oberflächen von PQ46-Gussteilen

Bild 4.32 zeigt: Lunker mit einer Größe von etwa 4mm im Anguss-nahen Bereich eines PQ46-Gussteils. Er liegt innerhalb der Bauteilanforderung, da der Lunker im Bereich einer Bearbeitungszugabe ist.

Gießtechnische Verarbeitung von AlSi3Mg0,6 im Druckgießen (Stufenplatte)

In der Literatur wird über die Verarbeitung von AlSiMg-Legierungen im Druckgießen mit Si-Gehalten von ca. 4 Gew.-% Si mit der Bezeichnung AlSi4MgMn berichtet [F. Cossé, J.-P. Perrier 2003; S. Brusethaug, J. S. Maeland 2004a; 2004b]. Die Legierungen unterscheiden sich jedoch signifikant von der in dieser Arbeit entwickelten Legierung AlSi3Mg0,6. Die oben genannte Autoren propagieren eine Legierung AlSi4Mg0,2Mn. In den Untersuchungen der Forscher wird der für herkömmliche AlSi-Druckgusslegierungen niedrigere Si-Gehalt gewählt, um den Si-Anteil im Eutektikum zu reduzieren. Die Legierung ist außerdem Fe-arm ($\text{Fe} < 0,14$ Gew.-%), um Fe-haltige β -Phase zu vermeiden. Der Legierung werden 0,15- 0,25 Gew.-% Mg und 0,7- 1,0 Gew.-% Mn beigegeben, um die Festigkeit zu steigern. Um die Klebneigung bei niedrigem Fe-Gehalt im Druckgießen zu verringern, wird, ähnlich der Legierung AlSi9MgMn mit 0,5 – 0,8 Gew.-% Mn („Silafont 36“) [Aluminium-Rheinfelden 1995], ein erhöhter Mn-Gehalt von 0,7 – 1,0 Gew.-% Mn gewählt. Die Autoren berichten beim Druckgießen über akzeptable Gießeigenschaften (besser als für AlMgSiMn). Diese sind jedoch nicht im Detail angeführt und aufgrund der hier dargestellten Ergebnisse mit der Legierung AlSi3Mg0,6 anzuzweifeln.

In **Tabelle 4.3** sind die Spezifikation der Legierung AlSi4Mg0,2 nach obigen Autoren und die Spezifikation der in dieser Arbeit entwickelten Legierung für Fahrwerksanwendungen [PCT/DE2006/001525] verglichen. Ergänzend wird eine nach unseren Ergebnissen mit AlSi3Mg0,6 entsprechend modifizierte und im Druckgießen untersuchte Legierungsvariante AlSi3Mg0,6 angeführt.

Die Legierung AlSi3Mg0,6 wird in den Versuchen vorrangig auf eine Eignung für das Druckgießen geprüft und in Beziehung zu den Erfahrungen mit AlSi4Mg0,2 gesetzt. Zugleich soll eine deutliche Werkstoff-Verfahrens-Abgrenzung zur entwickelten Legierung AlSi3Mg0,6 erfolgen, welche für das Gießen von

Fahrwerksträgern entwickelt wurde, die im Wesentlichen im Schwerkraft-Kokillengießverfahren und das Niederdruck-Gegendruckgießverfahren gegossen werden.

Als Versuchsgeometrie wird eine DIN A4 Stufenprobe mit drei unterschiedlichen Wanddicken gewählt. Die Wanddicken der Probe betragen 5mm, 4mm und 3mm. Stellvertretend für viele Druckgussbauteile kann an dieser Stufengeometrie eine Aussage hinsichtlich des Fließvermögens, der Warmrissigkeit und der Klebneigung einer Legierung getroffen werden.

Der Versuch, eine Legierung AlSi3Mg0.6 im Druckgießverfahren zu verarbeiten, ist nur im Ansatz erfolgreich. Es werden für die Legierung AlSi3Mg0.6 ein erhöhter Fe- sowie Cu-Gehalt zugelassen, um die Möglichkeit des Einsatzes von recycelten Sekundärlegierungen zu prüfen. Es wird eine Schmelzebehandlung mit dem Kornfeinungsmittel AlTi5B1 analog zu den Untersuchungen in den Kokillengießverfahren durchgeführt und aufgrund der raschen Erstarrung im Druckgießen sowie des geringen Si-Gehalts der Legierung auf eine Sr-Veredelung verzichtet.

Trotz des für Druckgusslegierungen üblichen, jedoch vergleichsweise geringen Eisengehaltes (**Tabelle 4.3**), wird eine starke Klebneigung der Legierung beobachtet. Um die Klebneigung zu verringern, wird daher für weitere Untersuchungen unbedingt empfohlen, entweder den Fe-Gehalt deutlich bis auf 1 Gew.-% zu erhöhen oder einen niedrigen Fe-Gehalt unter 0,18 Gew.-% in Kombination mit einem Mn-Gehalt bis 0,8 Gew.-% Mn zu wählen.

Tabelle 4.3: Dargestellt sind die chemischen Spezifikationen [Gew.-%] der Druckgusslegierung AlSi4MgMn nach [F. Cossé, J.-P. Perrier 2003; S. Brusethaug, J. S. Maeland 2004a; 2004b], der in dieser Arbeit entwickelten Legierung AlSi3Mg0,6 für Fahrwerksanwendungen [PCT/DE2006/001525] sowie ihrer Legierungsvariante AlSi3Mg0,6 .

Chem. Zusammensetzung AlSi4MgMn gem. [F. Cossé, J.-P. Perrier 2003; S. Brusethaug, J. S. Maeland 2004a; 2004b]:									
	Si	Mg	Fe	Mn	Ti	Sr	Cu	sonstige	Al
Min.	3,8	0,15		0,7	0,04	0,01			Rest
Max.	4,4	0,25	0,14	1,0	0,10	0,02	0,02	jeweils max. 0,1	zu 100 Gew.-% ergänzt
Chem. Zusammensetzung AlSi3Mg0,6 gemäß [PCT/DE2006/001525]:									
	Si	Mg	Fe	Mn	Ti	Sr	Cu	sonstige	Al
Min.	2,5	0,25							
Max.	3,3	0,70	0,18	0,5	0,10	0,03		jeweils max. 0,1	zu 100 Gew.-% ergänzt
Chem. Zusammensetzung der im Druckgießen untersuchten Leg. AlSi3Mg0,6:									
	Si	Mg	Fe	Mn	Ti	Sr	Cu	sonstige	Al
Min.	2,5	0,25	0,1						
Max.	3,3	0,70	0,3	0,5	0,10	0,03	0,30	jeweils max. 0,1	zu 100 Gew.-% ergänzt

Tabelle 4.4: gewählte Maschineneinstellungen der Druckgießmaschine Bühler H 630-SC für die Versuche mit der Legierung AlSi3Mg0,6 im Druckgießverfahren

Einstellung	Metalltemperatur [°C]	Formtemperatur [°C]	Nachdruck [bar]
A	700	180	400
B	720	350	400
C	740	350	400
D	740	350	1000

Die Stufenprobe wird bei allen verwendeten Maschinen-Einstellungen (**Tabelle 4.4**) ausreichend gefüllt, allerdings neigt die Legierung in erheblichem Maße dazu, Warmrisse auszubilden. Mit der Einstellung D bei einem Nachpressdruck von 1000 bar können die Warmrisse verhindert werden. Diese Einstellung ist für einen technischen Einsatz aber nicht geeignet, da sie eine unzureichend niedrige Standzeit des Druckgießwerkzeuges zur Folge hätte.

Bild 4.33 a, b zeigen exemplarisch eine Stufenprobe aus Versuchsreihe B und daneben die dazugehörige Röntgenaufnahme. Die Warmrisse sind deutlich zu erkennen und lassen sich vor allem im dünneren Teil (3 - 4 mm) der Stufenprobe fin-

den. Große Risse sind durchgängig, d. h. sie sind bereits mit dem bloßen Auge zu erkennen. Kleinere und feinere Risse lassen sich nur mittels Röntgenanalyse finden. Diese Analyse ist neben der Beurteilung des Warmrissvermögens wichtig, um den Bereich festlegen zu können, aus dem anschließend die Flachzugproben heraus getrennt werden. **Bild 4.34** zeigt exemplarisch eine zerrissene Flachzugprobe von 5 mm Dicke mit entsprechendem Bruchgefüge. Es besteht aufgrund durchgehenden Auftretens von Materialfehlern nicht die Möglichkeit, aus den 3 mm dicken Stufen Flachzugproben herauszutrennen. Für die Auswertung der mechanischen Eigenschaften stehen demnach nur Stufen mit 4 mm und 5 mm Dicke zur Verfügung. Die mechanischen Eigenschaften der Proben mit 4 mm und 5 mm Wandstärke sind vergleichsweise niedrig. Sie werden aus Gründen der Übersichtlichkeit in Abschnitt 4.3.4 angeführt und dort diskutiert.

Bild 4.33 a- b zeigt: Die Bilder zeigen a) eine Stufenprobe (links 3 mm, Mitte 4 mm und rechts 5 mm Wandstärke) mit der dazugehörigen Röntgenaufnahme (b). Tendenziell ist in den Proben eine Abnahme der Warmrisse mit steigender Wandstärke von 4 auf 5 mm zu erkennen.

Bild 4.34 zeigt: Zerrissene Flachzugprobe mit 5mm Wandstärke mit Blick auf die Bruchfläche

Aufgrund der oben dargelegten Ergebnisse dieser Arbeit, einer unzureichenden Verarbeitbarkeit in dünnwandigem Druckguss, lässt sich eine Eignung der Legierung AlSi3Mg0,6-D für im Druckgießverfahren typische Wandstärken nicht feststellen. Auch ist bei einer Optimierung des Fe/Mn-Verhältnisses sowie weiterer legierungstechnischer Veränderungen (Absenkung des Cu-Gehaltes, modifizierte Schmelzebehandlung) eine Tauglichkeit nicht zu erwarten.

4.3.4 Mechanische Eigenschaften Si-armer Legierungen in unterschiedlichen Dauerformgießverfahren

Hauptziel der hier vorgestellten Legierungsentwicklung ist es, die mechanischen Eigenschaften Streckgrenze und Dehnung im Vergleich zu gängigen AlSiMg-Legierungen entsprechend der in Kapitel 3.1 genannten Vorgaben signifikant zu steigern.

Im Folgenden werden die wichtigsten Ergebnisse der Experimente für die Verfahren Druckgießen, Schwerkraft-Kokillengießen („franz. Kokille“, PQ 24 – Konsole) und Niederdruck-Gegendruckgießen (PQ 46 – Radträger) aufgeführt und diskutiert. Die durchgeführten Versuchsreihen und dargestellten Forschungsergebnisse sollen beitragen, das Potenzial einer AlSi-Legierung mit erniedrigtem Silizium-Gehalt abzuschätzen, und dienen dazu, die Spezifikation der neu entwickelten AlSi3Mg0,6-Legierung zu definieren.

Mechanische Eigenschaften der Legierung AlSi3Mg0,6 im Druckgießen

Bild 4.35 zeigt die Zugfestigkeiten der Flachzugproben mit 4 mm und 5 mm Wandstärke für alle vier Einstellungen der Druckgießmaschine (**Tabelle 4.3**). Es ist zu erkennen, dass die Zugfestigkeiten für 4 mm Wandstärke bei steigender Formtemperatur absinken, bei danach steigender Gießtemperatur aber wieder auf ein Niveau von ca. 200 MPa wachsen. Für 5 mm Wandstärke liegt der Anfangswert um 10 MPa höher, erreicht aber nach einem Absinken und anschließendem Anstieg nicht mehr den Ausgangswert. Für die Streckgrenze ist eine ähnliche Tendenz erkennbar. **Bild 4.36** zeigt jedoch, dass die Streckgrenze für 4 mm und 5 mm Wandstärke zwar gleich ist, aber bei Erhöhung der Gießtemperatur abfällt, während eine Erhöhung des Nachdrucks nur geringfügigen Einfluss ausübt. Die Dehnung verhält sich konträr zur Zugfestigkeit und Streckgrenze.

Die Dehnung wächst mit steigender Gießtemperatur und steigendem Nachdruck erheblich an. Für Druckguss typisch ist, dass die Probe mit der dünneren Wandstärke (4 mm) bessere Dehneigenschaften zeigt als die dickere (5 mm), **Bild**

4.37. Eine Erklärung für das Ansteigen der Dehnung ist ein dichteres Gefüge (weniger Porosität und Warmrisse), bedingt durch die steileren Temperaturgradienten zwischen Schmelze und Form und den erhöhten Nachpressdruck.

Generell sind zur Erzielung fehlerfreier Bauteile die Eigenschaften für dünnwandigen Druckguss (4 mm Wandstärke günstiger als 5 mm) besser als für dickwandigen, da der Einfluss der sich bildenden Randschale bei dünnwandigen Proben auf die Bruchdehnung stärker ausgeprägt ist.

Bild 4.35 zeigt: Zugfestigkeit der Legierung AlSi3Mg0.6, ermittelt aus Flachzugproben einer Stufenplattengeometrie im Druckgießverfahren gemäß Tabelle 4.4.

Bild 4.36 zeigt: Streckgrenze der Legierung AlSi3Mg0.6, ermittelt aus Flachzugproben einer Stufenplattengeometrie im Druckgießverfahren für verschiedene Form-, Gießtemperaturen und Nachdrücke gemäß Tabelle 4.4.

Bild 4.37 zeigt: Bruchdehnung der Legierung AlSi3Mg0.6, ermittelt aus Flachzugproben einer Stufenplattengeometrie im Druckgießverfahren für verschiedene Form-, Gießtemperaturen und Nachdrücke.

Eine Änderung der Erstarrungsmorphologie in Abhängigkeit der Wanddicke bei dünnwandigeren Bauteilbereichen zugunsten exogener Schalenbildung ist bei diesen geringen Waddickendifferenzen auszuschließen.

Nach S. Brusethaug, J. S. Maeland 2004a; 2004b werden für im Druckgießverfahren hergestellte Flachzugproben aus AlSi4MgMn mit einer Wanddicke von 2,5 mm im Gusszustand als mechanische Eigenschaften angegeben: Festigkeit (R_m : 220 - 230 N/mm²), Streckgrenze ($R_{p0,2}$: 95 - 105 N/mm²), Dehnung (A_5 : 16 - 20 %). Nach einer T5-Wärmebehandlung (170°C / 3 Std.) werden die mechanischen

Eigenschaften mit Festigkeit (R_m : 240 - 260 N/mm²), Streckgrenze ($R_{p0,2}$: 120 – 140 N/mm²) und Dehnung (A_5 : 12 – 16 %) angeführt.

Vergleicht man die mechanischen Eigenschaften der Legierung AlSi3Mg0,6 mit jenen Ergebnissen für die entsprechend dünneren Proben aus AlSi4MgMn im Gusszustand, so ist festzustellen, dass die mechanischen Eigenschaften von AlSi3Mg0,6-D für die Zugfestigkeit ca. 20 - 30 MPa und die Streckgrenze entsprechend ca. 10 – 15 MPa geringer ausfallen. Gravierender ist der Unterschied für die Bruchdehnung, was ggf. auf die Ausprägung der Fe-haltigen Phasen durch ein günstigeres Fe/Mn-Verhältnis bei AlSi4MgMn zurückgeführt werden kann und die doppelt so hohe Bruchdehnung der letztgenannten Legierung somit erklärt.

Im Vergleich zu anderen Druckgießlegierungen wie AlSi9Cu3 (A226) und AlSi12Cu1Fe (A231-D) bzw. AlSi10Mg (A 239-PR) sind die Festigkeitseigenschaften von AlSi3Mg0,6 und AlSi4MgMn im Gusszustand eher enttäuschend.

Beide Legierungen bergen bei allerdings deutlich geringerer Festigkeit und Streckgrenze sowie schlechteren Gießeigenschaften durch ihre im Gusszustand relativ hohen Bruchdehnungskennwerte eher geringfügiges Potenzial gegenüber z. B. aus AlSi9MgMn „Silafont 36“ druckgegossenen Fahrwerkskomponenten. Eine Wärmebehandlung der Si-armen Legierungen wird im Vergleich zu Silafont 36 keine weiteren Vorteile bringen, sondern die Eigenschaftsprofile im Bestfall lediglich angleichen. Die im Rahmen des Forschungsprojektes gegossenen Stufenplatten aus AlSi3Mg0,6 erweisen sich im Versuch als nicht hinreichend wärmebehandelbar. Während der Wärmebehandlung verziehen die Platten sich deutlich und sie neigen aufgrund eingeschlossener Porosität und Warmrissen zu Blisterbildung. Von einer weitergehenden Untersuchung der Legierung AlSi3Mg0,6 im Druckgießen ist daher Abstand genommen worden.

Mechanische Eigenschaften von AlSi3Mg0,6 im „Französischen Zugstab“

Si-arme AlSiMg-Legierungen weisen mit sinkendem Si-Gehalt leicht sinkende Festigkeiten auf bei jedoch erheblich ansteigender Bruchdehnung. In **Bild 4.1**, sind die mit dem Französischen Zugstab im Schwerkraft-Kokillenguss ermittelten mechanischen Eigenschaften im Gusszustand für AlSi-Legierungen von 3 - 7 Gew. % Si bei konstantem Mg-Gehalt von 0,2 Gew.-% bereits vorgestellt und diskutiert.

In Kapitel 4.1 wird ebenfalls der Einfluss eines steigenden Mg-Gehaltes diskutiert und ein für die Legierung AlSi3Mg optimaler Mg-Gehalt von 0,3 bis 0,7 Gew.-% für eine AlSi3Mg0,6- Legierung ermittelt, siehe **Bild 4.10**. Aus diesem Bild wird ferner ersichtlich, dass ein weiteres Absenken des Si-Gehaltes auf 2 oder 1 Gew.-% keine weitere Zunahme der Bruchdehnung bei gleichzeitig signifikanter Abnahme der Festigkeit nach Wärmebehandlung bewirkt. Somit ist anzunehmen, dass die optimalen mechanischen Kennwerte für die wärmebehandelten „Französischen Zugstäbe“ zwischen 2 und 4 Gew.-% Si bei möglichst hohem Mg-Gehalt unter 0,7 Gew.-% Mg liegen werden, welcher vom Fe-Gehalt der Legierung abhängt.

Diesen Annahmen Rechnung tragend, wird in Arbeitspaket B4 eine Einengung des Si-Gehaltes zwischen 2 und 4 Gew.-% vorgenommen, um einen optimalen Si-Gehalt in engeren Grenzen für ein anwendungstechnisch umsetzbares Arbeitsfester der Legierungsspezifikation von AlSi3Mg0,6 zu definieren. Parallel werden Versuche zur Ermittlung eines idealen Gehalts an Kornfeinungsmittel AlTi5B1 unternommen. Der Einfluss des Gehaltes an Kornfeinungsmittel auf die gießtechnologischen Eigenschaften wird in Abschnitt 4.4.1 der Arbeit diskutiert. Zur kompakteren Darstellung im Kontext des variierten Si-Gehaltes ist der Einfluss der Kornfeinung auf die mechanischen Eigenschaften in **Bild 4.38** mit enthalten. In **Bild 4.38** sind die Ergebnisse der mechanischen Eigenschaften für drei unterschiedliche in obigen Grenzen gewählte Si-Spezifikationen (3 Gew.-% Si =

Index A; 3,3 Gew.-% Si = Index B; 2,7 Gew.-% Si = Index C) sowie für AlSi3Mg0,6-A vier unterschiedliche Ti-Gehalte 100 bis 400 ppm an Kornfeinungsmittel (Indizierung A.1 - A.4) nach einer T6-Wärmebehandlung am Französischen Zugstab dargestellt.

Bei konstantem Gehalt an Kornfeinungsmittel (Indizierung .2) erweist sich die Legierungsvariante AlSi3Mg0,6-B.2 als die optimale Legierung hinsichtlich der hohen Festigkeit und Streckgrenze bei höchster Dehnung, gefolgt von Variante A und C. Die Variante AlSi3Mg0,6-A mit dem größten Gehalt an Kornfeinungsmittel erweist sich für eine Erzielung höchster mechanischer Eigenschaften betreffend als optimal. Diese Untersuchung unterstreicht die Bedeutung einer bereits in Kapitel 4.3.2, **Bild 4.25** empfohlenen erhöhten Kornfeinung, dort in ihrer Beziehung auf die Erlangung einer guten Fließlänge für AlSi3Mg0,3 . Dennoch ist anzumerken, dass das Maximum an Kornfeinungsmittel üblicherweise auch Obergrenzen unterliegt.

Mit steigendem Gehalt an Kornfeinungsmittel können sich gießtechnologische Eigenschaften verschlechtern, indem sich z. B. die Warmrissanfälligkeit und die Gasaufnahme einer Schmelze erhöhen. Somit gilt es auch hier ein ideales Arbeitsfenster zu definieren, wofür auf Abschnitt 4.4.1 der Arbeit verwiesen wird.

Bild 4.38 zeigt: Dargestellt sind am „Franz. Zugstab“ ermittelte ausgewählte mechanische Eigenschaften der Versuchsreihe aus Arbeitspaket B4, in welcher der Ti-Gehalt (Index 1- .4 gem. Gehalt an AlTi5B1) und der Si-Feingehalt zwischen 2 und 4 Gew.-% Si (A = 3 Gew.-%, B = 3,3 Gew.-%, C = 2,7 Gew.-%) für die Legierung AlSi3Mg0,6 variiert sind. Gezeigt sind die Ergebnisse für eine T6-Wärmebehandlung, die auf einer umfassenden Versuchsreihe zur Erstellung von Aushärtungskurven in Arbeitspaket C1 basiert. Die besten Ergebnisse zeigen die Spezifikationen AlSi3Mg0,6-A.4 , bzw. AlSi3Mg0,6-B.2 . Q bezeichnet zum

einfachen Vergleich den für AlSi7Mg definierten Qualitätsindex $Q = R_m + 150 \log(A_5)$, vergl. Abschnitt 2.2.3.

Setzt man die Ergebnisse aus **Bild 4.38** in Beziehung zu dem in Kapitel 3.1 formulierten Anforderungsprofil an die zu entwickelnde Legierung für Fahrwerksanwendungen, so kann festgestellt werden, dass für die hier im Französischen Zugstab vorgestellten Varianten von AlSi3Mg0,6 , die Festigkeitsanforderungen im Bauteil an heutigen Fahrwerks-Kokillenguss signifikant überschreiten, jedoch bezüglich ihrer Dehnwerte die geforderten $A_5 > 7\%$ nicht ganz erreichen. Die Legierungsvariante AlSi3Mg0,6-A.4 stellt bereits im „Französischen Zugstab“ eine deutliche Verbesserung in allen mechanischen Eigenschaften zu gegenüber von Serienbauteilen geforderten Werten dar.

Mechanische Eigenschaften von AlSi3Mg0,6 im realen Bauteil

Erfahrungsgemäß übertreffen die Eigenschaften im realen Bauteil jedoch die Ergebnisse der im Französischen Zugstab ermittelten Kennwerte (vergl. Kapitel 3.3.3), weshalb in Arbeitspaket C1 eine erste intensive Gießereierprobung der Legierung AlSi3Mg0,6 erfolgt. **Bild 4.39** und **Bild 4.40** zeigen einen Vergleich der Legierung AlSi3Mg0,6-B , vergossen im Niederdruck-Gegendruck-Gießen (PQ 46) und im Schwerkraft-Kokillengießen (PQ 24 und Französische Kokille). Die Graphiken bestätigen den positiven Einfluss durch Abschrecken in Wasser gegenüber Abkühlung an Luft bei Belassen der Bauteile im Gusszustand (**Bild 4.39**). Nach einer T6-Wärmebehandlung relativiert sich der Einfluß der Abkühlung des Gusses jedoch (**Bild 4.40**). Die Wärmebehandlung ist einheitlich gewählt, beruht allerdings noch nicht auf einer optimierten T6-Wärmebehandlung wie in **Bild 4.38**, da die Messreihe C1 zeitlich vor der Versuchsreihe B4 erfolgt ist. Dies erklärt einheitlich geringere Maximalwerte für die in der "Französischen Kokille" ermittelten Kennwerte in C1 gegenüber B4.

Bereits im Gusszustand (**Bild 4.39**) ist der Qualitätsvorsprung des Niederdruck-Gegendruck-Gießverfahrens gegenüber dem Schwerkraft-Kokillengießen, vor allem bei den Bruchdehnungskennwerten, deutlich ersichtlich. Nach der Wärmebehandlung (**Bild 4.40**) wird Bruchdehnung zugunsten höherer Festigkeit und Streckgrenze abgebaut. Insbesondere das Eigenschaftsprofil im Niederdruck-Gegendruckgießen verdeutlicht die Verbesserung mit AlSi3Mg0,6 gegenüber CPC-Guss mit AlSi7Mg .

Auch für das Schwerkraft-Kokillengießverfahren zeigt die Legierung AlSi3Mg0,6 ein attraktives Eigenschaftsprofil, da die hohe Bruchdehnung im Gusszustand ggf. neue Anwendungsmöglichkeiten birgt und auch die guten Festigkeitseigenschaften bei geringerer Bruchdehnung nach Wärmebehandlung interessant erscheinen. Aus beiden Graphiken ist ersichtlich, dass die Wärmebehandlung eine Harmonisierung der Bauteileigenschaften bewirkt, was sich dann in geringeren Streubändern (Fehlerbalken) der Bauteileigenschaften manifestiert. Ebenso wird in **Bild 4.39** und **4.40** ersichtlich, dass der Französische Zugstab eine geeignete Probenform darstellt, um die Festigkeitseigenschaften und mit Einschränkung auch die Dehngrenzen realer Bauteile aus Schwerkraft-Kokillenguss zu beurteilen.

Bild 4.39 zeigt: Vergleich der mechanischen Kennwerte der Zugproben aus AlSi3,3Mg0,6-B im Gusszustand, in unterschiedlichen Verfahren gegossen (PQ 46: CPC-Verfahren, PQ 24, „Französischer Zugstab“, Schwerkraft-Kokillengießen)

Bild 4.40 zeigt: Vergleich der mechanischen Kennwerte der Zugproben aus AlSi3,3Mg0,6-B , in unterschiedlichen Verfahren gegossen (PQ 46: CPC-Verfahren, PQ 24, „Französischer Zugstab“: Schwerkraft-Kokillengießen) nach einer einheitlichen noch nicht optimierten T6-Wärmebehandlung

Bild 4.41 zeigt: Das Bild stellt die optimalen mechanischen Kennwerte dar, welche mit der Legierung AlSi3Mg0,6 erzielt werden, gegenüber den mit AlSi7Mg und AlSi11Mg in der Praxis erzielten Kennwerten für Schwerkraft-Kokillenguss.

Bild 4.42 zeigt: Das Bild stellt die optimalen mechanischen Kennwerte dar, welche mit der Legierung AlSi3Mg0,6 erzielt werden, gegenüber den mit AlSi7Mg in der Praxis erzielten Kennwerten für Niederdruck-Gegendruck-Gießen.

Nach erfolgter Gießereierprobung in Arbeitspaket C2 resultieren für die Legierung AlSi3Mg0,6-B unter weiter optimierter Wärmebehandlung, Kornfeinung und Schmelzebehandlung im realen Bauteil die mechanischen Eigenschaften für das Niederdruck-Gegendruck-Gießverfahren (PQ 46), wie in **Bild 4.41** dargestellt, und für das Schwerkraft-Kokillengießverfahren (PQ 24), wie in **Bild 4.42** dargestellt. Den mechanischen Kennwerten von AlSi3Mg0,6-B sind die Bauteileigenschaften gängiger Legierungen (PQ 46: AlSi11Mg , PQ24: AlSi7Mg) wie sie bei optimalen Verfahrensbedingungen bei gleichartiger Wärmebehandlung erreicht werden, gegenübergestellt.

Die besten Eigenschaften, die im Schwerkraft-Kokillengießen mit AlSi3Mg0,6-B erzielt wurden, sind: Festigkeit (R_m : 326 N/mm^2), Streckgrenze ($R_{p0,2}$: 279 N/mm^2) und Dehnung (A : 4,3 %); bzw. im Niederdruck-Gegendruck-Gießen: Festigkeit (R_m : 377 N/mm^2), Streckgrenze ($R_{p0,2}$: 304 N/mm^2) und Dehnung (A : 11,3 %). Die Formwerkzeuge, Bauteile und Prozessparameter beim Gießen sind dabei auf die Bedürfnisse standardmäßig vergossener Legierungen ausgelegt. Bei entsprechender Anpassung dieser Stellgrößen an die Bedürfnisse von AlSi3Mg0,6 sind voraussichtlich eine weitere Steigerung der mechanischen Kenngrößen sowie eine bessere gießtechnologische Darstellung der Gussteile (z. B. bzgl. der Kaltläufe etc.) realisierbar.

4.3.5 Diskussion des metallographischen Gefüges von AlSi3Mg0,6

Die nachfolgende Diskussion des metallographischen Gefüges von AlSi3Mg0,6 analysiert die aus der Legierung gegossenen Proben und stellt einen Bezug auf die oben vorgestellten gießtechnologischen und mechanischen Eigenschaften wie auch auf die Legierungsspezifikation her. Hierzu werden Proben sowohl am

metallographischen Schliff unter dem Lichtmikroskop betrachtet, als auch unter dem Rasterelektronenmikroskop (REM), mit welchem auch ortal aufgelöste chemische Analysen (EDX) durchgeführt werden.

Gefüge von AlSi3Mg0,6 unter dem Lichtmikroskop

Um das Gefüge der Proben detailliert darzustellen, werden Schliffbilder mit 200- und 1000-facher Vergrößerung betrachtet. Anhand der Schliffbilder mit 200-facher Vergrößerung kann die Feinheit des Gefüges (Dendriten), in Schliffbildern mit 1000-facher Vergrößerung die Ausbildung einzelner Phasen ausgewertet werden. Die Gefügefinesheit wird durch den mittleren Dendritenarmabstands (DAS) ausgedrückt.

Die Schliffbilder **Bild 4.43** (Vergr. 200x) und **Bild 4.44** (Vergr. 1000x) sowie das in Kapitel 4.2 gezeigte **Bild 4.11**, stellen das Gefüge einer Probe aus dem dünnwandigen Bereich eines PQ46-Gussstücks im Gusszustand vor. Die Al-Dendriten sind sehr fein ausgebildet (mittl. Dendritenarmabstand $\text{DAS} = 20,5 \mu\text{m}$). Das sich zwischen den Dendritenarmen befindliche Eutektikum weist die Merkmale einer ausreichenden Veredelung auf. Das eutektische Gemenge wird durch fünf unterschiedliche Phasen aufgebaut. Neben dem auf dem Gefügebild weiß erscheinendem α -Aluminium befinden sich dunkelgraue eutektische Si-Teilchen sowie hellgraue $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ -Nadeln und ebenfalls hellgrau erscheinende π -Phasen mit der Zusammensetzung $\text{Al}_8\text{Si}_6\text{Mg}_3\text{Fe}$ zwischen den Al-Dendriten. Bei genauerer Beobachtung ist weiterhin eine schwarze Phase mit der Zusammensetzung Mg_2Si erkennbar, die in Form von relativ kleinen Partikeln vorliegt, **Bild 4.44**, **Bild 4.11**.

Wie aus **Bild 4.43** und **Bild 4.45** ersichtlich, führt die langsamere Abkühlung im dickwandigen Bereich desselben Gussstücks zu einer wesentlichen Vergrößerung des Gefüges. Der DAS-Wert hierbei beträgt $31,95 \mu\text{m}$. Auch die Bestandteile der eutektischen Phase sind gröber ausgeprägt.

Auch im dickwandigen Bereich kann das eutektische Si als fein charakterisiert werden. Das Gefüge des in Wasser abgeschreckten Gussstücks unterscheidet sich nicht von dem der an Luft abgekühlten Gussstücke. Dies beruht auf der Tatsache, dass sich das Gefüge der Gussteile bereits in der Kokille während der Erstarrung ausprägt und eine spätere schnelle Abschreckungen die Ausbildung der Phasen nicht mehr beeinflussen kann. Eine Abschreckung führt lediglich zur Einfrierung der Lösungszustände, wie z. B. der Löslichkeitsgrenzen von Mg in der α -Phase des Al-Mischkristalls.

Bild 4.43 zeigt: Gefügebild einer dünnwandigen an Luft abgekühlten PQ 46-Probe aus AlSi3Mg0,6 im Gusszustand

Bild 4.44 zeigt: Gefügebild mit Phasenbeschreibung einer dickwandigen an Luft abgekühlten PQ 46-Probe aus AlSi3Mg0,6 im Gusszustand

Bild 4.45 zeigt: Gefügebild einer dickwandigen an Luft abgekühlten PQ46-Probe im Gusszustand

Bild 4.46 zeigt: Gefügebild einer an Luft abgekühlten PQ24-Probe aus AlSi3Mg0,6 im Gusszustand

Bild 4.47 zeigt: Gefügebild einer an Luft abgekühlten PQ24-Probe im Gusszustand

Bild 4.48 zeigt: Gefügebild einer PQ46-Probe aus AlSi3Mg0,6 nach einer T5-Wärmebehandlung (Abschrecken + Anlassen)

Anhand der auf **Bild 4.46** und **4.47** dargestellten Schliffbilder ist ein Vergleich der PQ24- und PQ46-Gussstücke (**Bild 4.11, 4.43- 4.45**) möglich. Das Gefüge der an Luft abgekühlten PQ24-Probe im Gusszustand zeigt große Ähnlichkeit zu dickwandigen Bereichen eines PQ46-Gussstücks. Diese Aussage wird auch durch den DAS-Wert von 31,33 μm untermauert. Die Ausbildung des Eutektikums ist jedoch im Fall von PQ24 wesentlich feiner. Sie entspricht etwa der dünnwandigen PQ46-Probe.

Hier nicht gezeigte Schliffe für den Französischen Zugstab weisen einen DAS von $33,08\text{ }\mu\text{m}$ auf, sowie ein deutlich gröberes Eutektikum und ausgeprägte nadelförmige Ausscheidungen aus $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ auf, was als Ursache für die geringeren mechanischen Kennwerte gegenüber PQ 24-Proben gewertet wird. Größere Mg_2Si -Teilchen sind auf den obigen Schliffbildern als schwarze rundliche Ausscheidungen im Eutektikum erkennbar und örtlich in der Nähe von Fe-haltigen Phasen angeordnet.

Bild 4.48 stellt das Gefüge einer PQ46-Probe nach einer T5-Wärmebehandlung (Abschrecken, Auslagern) dar. Das Gefüge zeigt keine wesentlichen Unterschiede zur entsprechenden Probe im Gusszustand. Dies ist verständlich, da während der Auslagerung ausschließlich ein Ausscheidungsvorgang im α -Mischkristall abläuft. Die sich dabei aus dem übersättigten α -Mischkristall ausscheidenden festigkeitssteigernden Mg_2Si -Teilchen sind wegen ihrer sehr geringen Größe mit dem Lichtmikroskop nicht erkennbar.

Eine modifizierte Behandlung stellt die T6-5-Kurzzeitwärmebehandlung (siehe Kapitel 2.2.5, „SST“) dar. Dabei werden die Proben kurz, für 5 Minuten bei 540°C , geglüht, anschließend abgeschreckt und ausgelagert. Die kurze Glühung führt bereits zur Eiformung des kantig polygonen eutektischen Si. Die feinen abgerundeten Ausscheidungen sind in **Bild 4.49** am Beispiel einer PQ46-Probe gut erkennbar.

Eine längere Lösungsglühzeit führt wegen des durch hohe Temperatur begünstigten Diffusionsvermögens (thermische Aktivierung) zur Auflösung des eutektischen Konglomerates. Das Eutektikum wird folglich in Aluminium- und Silizium-reiche Phasen getrennt. Dabei kommt es zu Vergrößerung und vollständiger Abrundung (Spheroidisierung) des ehemals eutektischen Siliziums. Die Korngrenzen zwischen den einzelnen Dendriten lösen sich ebenfalls auf und das α -Aluminium bildet eine zusammenhängende Matrix.

Die Auswirkung einer T6-Wärmebehandlung auf die Legierung AlSi3Mg0,6 kann auf den Schliffbildern **Bild 4.12, Bild 4.50- 4.52** betrachtet werden. Im Gefüge sind Unterschiede für die Gießverfahren (PQ 46 und PQ 24) nicht mehr feststellbar. Neben dem eutektischen Silizium wird auch die π -Phase ($\text{Al}_8\text{Si}_6\text{Mg}_3\text{Fe}$) in gleicher Weise wie Si eingeformt. Allein die Nadeln aus der eisenhaltigen β -Phase (Al_5FeSi) liegen nach einer Lösungsglühung im Gefüge unverändert vor. Sie sind in den Gefügebildern als hellgraue sperrige Platten weiterhin gut erkennbar. Während des Lösungsglühens löst sich der gesamte in der Legierung enthaltene Mg-Gehalt (0,6%) im Aluminium-Mischkristall. Daher weisen die lösungsgeglühten Proben keine Mg_2Si -Ausscheidungen im Gefüge auf. Erst bei einer anschließenden Auslagerung treten sie wieder in geringem Umfang auf, hauptsächlich in Form sehr feiner Ausscheidungen (Größe deutlich $< 1 \mu\text{m}$), welche nur noch mit dem REM zu sehen sind.

Bild 4.49 zeigt: Gefügebild einer PQ 46-Probe aus AlSi3Mg0,6 nach einer 5 minütigen Kurzzeitwärmebehandlung

Bild 4.50 zeigt: Gefügebild einer PQ 46-Probe aus AlSi3Mg0,6 nach T6-Wärmebehandlung

Bild 4.51 zeigt: Gefügebild einer PQ 46-Probe aus AlSi3Mg0,6 nach T6-Wärmebehandlung mit Phasenbezeichnungen

Bild 4.52 zeigt: Gefügebild einer PQ 24-Probe aus AlSi3Mg0,6 nach T6-Wärmebehandlung

REM-Untersuchungen und EDX-Analyse

Mit dem Rasterelektronenmikroskop können die Auflösungs- und Wiederausscheidungs Vorgänge der Mg_2Si -Teilchen sichtbar gemacht werden. **Bild 4.53** zeigt eine REM-Aufnahme des Gussgefüges einer PQ46-Probe im Gusszustand unter 1000-facher Vergrößerung. Die Mg_2Si -Phase ist schwarz zwischen den Dendritenarmen

im eutektischen Gemenge in relativ grober Form gut verteilt deutlich wahrzunehmen. Wie vorher beschrieben, wird sie durch eine T6-Wärmebehandlung vollständig in der Aluminium-Matrix gelöst und scheidet sich dort in Form von sehr feinen Partikeln aus. Den Zustand nach abgeschlossener T6-Wärmebehandlung zeigt **Bild 4.54** unter 1000-facher Vergrößerung. Im ehemaligen Eutektikum sind keine Rückstände von Mg_2Si zu bemerken. Wie in **Bild 4.55** unter 11440-facher Vergrößerung erkennbar, ist die Ausscheidung mit einer Größe von ca. 0,1 - 0,3 μm in der Matrix des Al-Mischkristalls eingebettet und gleichmäßig präsent. Diese Ausprägung von Mg_2Si führt zur Ausscheidungs-härtung und einer deutlichen Zunahme der Festigkeit des Werkstoffs.

Die chemische Zusammensetzung der einzelnen Gefügebestandteile wird mit Hilfe der EDX-Analyse bestimmt. Bei bekannter Stöchiometrie der möglichen vorliegenden Verbindungen, können so die einzelnen Phasen identifiziert werden. **Bild 4.56** zeigt die Analyseergebnisse für eine PQ 46-Probe von $AlSi_3Mg_{0,6}$ im Gusszustand. Die mit Spektrum 7 markierte Al-Matrix enthält nur 0,07% Mg und etwa 0,4% Si. Im eutektischen Gemenge sind die hellgrauen Si-Teilchen und die ebenfalls hellgrau- bis hellgrünliche, mit Spektrum 2 gekennzeichnete π -Phase nachzuweisen. Die schwarze mit Spektrum 3 markierte Mg_2Si -Phase ist ebenfalls Bestandteil des Eutektikums. Die Analyseergebnisse für eine PQ 46-Probe von $AlSi_3Mg_{0,6}$ im Gusszustand. Die mit Spektrum 7 markierte Al-Matrix enthält nur 0,07% Mg und etwa 0,4% Si. I

Im eutektischen Gemenge sind die hellgrauen Si-Teilchen und die ebenfalls hellgrau- bis hellgrünliche, mit Spektrum 2 gekennzeichnete π -Phase nachzuweisen. Die schwarze mit Spektrum 3 markierte Mg_2Si -Phase ist ebenfalls Bestandteil des Eutektikums.

Bild 4.54 zeigt: REM-Aufnahme einer PQ 46-Probe aus AlSi3Mg0,6 im Gusszustand unter 1000-facher Vergrößerung. Im Eutektikum liegt Mg_2Si schwarz sichtbar vor.

Bild 4.55 zeigt: REM-Aufnahme einer PQ 46-Probe im lösungsge-glühten T6-Zustand unter 1000-facher Vergrößerung. Grau erkennbar ist das eutektische Silizium. Es sind keine Mg_2Si -Ausscheidungen erkennbar.

Bild 4.56 zeigt: Die REM-Aufnahme unter 11400-facher Vergrößerung zeigt die sehr kleinen Mg_2Si -Ausscheidungen, im Bild nicht mehr scharf auflösbar und als Flecken weiß erscheinend, umgeben vom grau erscheinenden Al-Mischkristall nach abgeschlossener T6-Wärmebehandlung.

Die Auswirkung einer T6-Wärmebehandlung wird in **Bild 4.57** präsentiert. Der Al-Mischkristall enthält in diesem Fall 0,43% Mg und 0,59% Si. Dies wird damit erklärt, dass die sehr kleinen Mg_2Si -Ausscheidungen in der Matrix so fein verteilt vorliegen, dass sie nicht mehr als selbstständige Phase erkannt werden können und in der EDX-Messung als Bestandteil des Mischkristalls interpretiert werden. In dem Bild sind auch abgerundete Si-Teilchen mit Spektrum 6 markiert und die in ihrer Morphologie ähnlich erscheinenden Teilchen der π -Phase ($\text{Al}_8\text{Si}_6\text{Mg}_3\text{Fe}$) als Spektrum 2 zu erkennen. Die weißen mit Spektrum 1 gekennzeichneten $\beta(\text{Al}_5\text{FeSi})$ -Nadeln liegen weiterhin in unveränderter Form vor.

Anhand der mit dem REM gefertigten Aufnahmen werden Flächenanteile der Phasen im Gefüge berechnet. **Tabelle 4.5**, zeigt die dabei gewonnenen Ergebnisse. Es werden drei Gruppen unterschieden: Al-Mischkristall, Si im Eutektikum und restliche Phasen. Im Gusszustand besitzt das Si im Eutektikum einen Gefügeanteil von etwa 8%, welcher durch dessen Auflösung während der Wärmebehandlung auf ca. 2% für verbleibende abgerundete Si-Teilchen zurückgeht. Den verlorenen Gefügeanteil nimmt dabei die Al-Matrix auf, die so 97,5% Anteil besitzt. Der Anteil der eisenhaltigen Verbindungen (β - und π -Phase)

ist von der Wärmebehandlung unbeeinflusst und liegt in beiden Gefügezuständen bei einem Gefügeanteil von ca. 0,5- 0,7%.

Bild 4.58 und **Bild 4.59** zeigen abschließend durch EDX erstellte Element-Verteilungsmappings einer AlSi3Mg0,6 Probe im Gusszustand und nach einer T6-Wärmebehandlung unter hoher Vergrößerung (Markierungsbalken entspricht 60 μm). Sie verdeutlichen die durch die Wärmebehandlung erfolgten Diffusionsvorgänge. Besonders prägnant ist die Veränderung der Si-reichen Phase vom netzartigen Eutektikum hin zu vereinzelt Ausscheidungen.

Tabelle 4.5: Ergebnisse der Phasenanteilsbestimmung einer PQ46-Probe aus AlSi3Mg0,6

Probenzustand	Oberflächenanteil der Phase im Schliff		
	α - Al (Matrix)	Eutektisches Si	(Al-Si-Fe-Mg)- Verbindungen
Gusszustand (F)	91,38 %	7,93 %	0,69 %
nach T6-Wärmebehandlung	97,49 %	2,01 %	0,50 %

Bild 4.57 zeigt: Ergebnisse der EDX-Analyse einer PQ46-Probe aus AlSi3Mg0,6 im Gusszustand. Den hervorgehobenen Spektren 2, 3, 7 können eindeutig chemische Zusammensetzungen zugeordnet werden.

Bild 4.58 zeigt: Das Bild zeigt die Ergebnisse der EDX-Analyse einer wärmebehandelten Probe aus einem Französischen Zugstab. Den hervorgehobenen Spektren 1, 2, 5,6 können eindeutig chemische Zusammensetzungen zugeordnet werden.

Bild 4.58a zeigt: REM-Aufnahme einer AlSi3Mg0,6 -Probe im Gusszustand, Maßstabbalken entspricht 60 μm in Bild 4.59 a) – d).

Bild 4.58.b zeigt: Al-Mapping; Al erscheint hellgrau.

Bild 4.58.c zeigt: Si-Mapping; Si erscheint weiß bis grau.

Bild 4.58.d zeigt: Mg-Mapping; Mg erscheint weiß. In einigen starken Mg-Anreicherungen kann auch Fe nachgewiesen werden.

Bild 4.59a zeigt: REM-Aufnahme einer AlSi3Mg0,6 -Probe nach einer T6-Wärmebehandlung, Maßstabsbalken entspricht $60\ \mu\text{m}$ in Bild 4.60 a) – d).

Bild 4.59.b zeigt: Al-Mapping; Al erscheint hellgrau.

Bild 4.59.c zeigt: Si-Mapping; Si erscheint weiß.

Bild 4.59.d zeigt: Mg-Mapping; Mg erscheint weiß. In einigen starken Mg-Anreicherungen kann auch Fe nachgewiesen werden.

4.3.6 Einfluss von Kornfeinung, Veredelung und Spülgasbehandlung auf AlSi3Mg0,6

Kornfeinung

In Arbeitspaket B4 werden Untersuchungen zum Einfluss der Kornfeinung für unterschiedliche Gehalte an Kornfeinungsmittel AlTi5B1 auf AlSi3Mg0,6 am Französischen Zugstab vorgenommen. In Arbeitspaket C2 wird der Einfluss eines hohen Gehaltes $> 500\ \text{ppm}$ an Kornfeinungsmittel AlTi5B1 mit gegenüber dem Kornfeinungsmittel $\text{TiBALloy}^{\text{®}}$ auf AlTi1B1 -Basis, also bei vergleichsweise erhöhtem Gehalt an Titan-Diborid-Keimen (TiB_2), am realen Bauteil PQ 24 im Schwerkraft-Kokillengießen untersucht.

Wie gravierend sich eine Zugabe von $< 200\ \text{ppm}$ Ti durch Zugabe von AlTi5B1 auf das Gefüge und die Korngröße der Legierung AlSi3Mg0,6 auswirkt, ist in Kapitel 2.2.4, **Bild 2.24** und **Bild 2.25** dargestellt. Dementsprechend verbessern sich die gießtechnologischen Eigenschaften bei Gehalt an Kornfeinungsmittel in der Legierung. Der positive Einfluss eines steigenden Gehalts an Kornfeinungsmittel auf die Fließeigenschaft der Legierung AlSi3Mg0,6 wird bereits in Abschnitt 4.3.2, **Bild 4.25** diskutiert. Das Formfüllungsvermögen nimmt nach Untersuchungen im Schwerkraft-Kokillengießen mit steigendem Gehalt an AlTi5B1 ebenfalls zu, durchschreitet ein Maximum und sinkt wiederum bei einem Gehalt von $500\ \text{ppm}$ (Überbehandlung). Versuche mit realen Bauteilen im Schwerkraft-Kokillengießen

und Niederdruck-Gegendruckgießen und anschließender visueller, Riss- und Röntgenprüfung stützen die Anforderung der Legierung AlSi3Mg0,6 an eine erhöhte Kornfeinung. Bei gleichermaßen hohem Ti-Gehalt durch AlTi5B1 und AlTi1,6B1,4 (TiBAlloy[®]) wird kein signifikanter Unterschied der gießtechnologischen Eigenschaften für die Verwendung der Kornfeinungsmittel ersichtlich. Der Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften wird in Abschnitt 4.3.4, **Bild 4.38** dargestellt und dort diskutiert.

Eine stark wirksame Kornfeinung ist somit für die gießtechnische Verarbeitung von AlSi3Mg0,6 als essentiell anzusehen. Der Gehalt an AlTi5B1 als Kornfeiner sollte dabei oberhalb üblicher Gehalte für AlSi7Mg gewählt werden.

Veredelung

In Arbeitspaket C2 wird der Einfluss eines Zulegierens von Sr auf die Legierung AlSi3Mg0,6 anhand des im CPC-Verfahren gegossenen PQ 46 Radträgers untersucht. Im Schliffbild ist bis zu einer Zugabe von 250 ppm keine positive Veränderung im unbehandelten Gussgefüge erkennbar. Das eutektische Silizium liegt bereits ohne Veredelung im Gusszustand sehr fein plattig-polygon (siehe **Bild 4.43- 4.45**) vor, so dass eine Veredelung nicht erforderlich erscheint. Untermauert wird diese Ansicht durch die Ergebnisse von Zugversuchen mit Proben für unveredelte und veredelte Proben im Gusszustand. Unabhängig von der Zugabemenge an Sr wird bei der Erfassung von Abkühlkurven mittels eines Thermoanalyse-Systems für AlSi3Mg0,6 keine Veränderung der eutektischen Rekaleszens gemessen. Sie beträgt konstant ca. 1,7 K. Es kann kein positiver Unterschied der Eigenschaften durch Veredelung festgestellt werden. Falls es geringfügige Unterschiede in der Ausprägung des eutektischen Siliziums gäbe, würden diese in jedem Falle bei einer Wärmebehandlung relativiert.

Auf eine Veredelung der Legierung AlSi3Mg0,6 kann aufgrund des geringen Si-Gehaltes und des in Konsequenz geringen Anteils an eutektischem Si in den

untersuchten Dauerformgießverfahren und Bauteilen verzichtet werden. Dies bietet gegenüber gängigen veredelten gängigen AlSi-Kokillenguss-Legierungen ggf. auch einen finanziellen und prozess-stabilisierenden Vorteil bei der Verarbeitung.

Spülgasbehandlung

Im Niederdruck-Gegendruckgießverfahren kann auf eine Spülgasbehandlung üblicherweise verzichtet werden, da der Druck auf die Schmelze aufrecht erhalten wird, bis das Bauteil komplett erstarrt ist. Eventuell sich bei der Erstarrung bildende Gasporosität wird dabei unterdrückt. Daher wird hier auf eine Untersuchung verzichtet.

Beim Schwerkraft-Kokillengießverfahren wird gewöhnlich eine Spülgasbehandlung mit Argon und in Sonderfällen eine Formiergasbehandlung durchgeführt (vergl. Kapitel 2.2.4). Der Effekt beider Behandlungsweisen wird im Rahmen der Arbeit anhand der PQ 24 Fahrwerkskonsole untersucht. Beide Behandlungsweisen führen im Versuch zu keiner signifikanten Verbesserung der mechanischen Eigenschaften, was ein Hinweis auf eine überflüssige Behandlung, bzw. eine zu lange Behandlungsdauer ist. Niedrige Dichte-Indices der unbehandelten Schmelze bestätigen die ausreichend gute Qualität der Schmelze (sauber, gasarm). Auch das Ausfließen der Kavität der Kokille bleibt hiervon nach optischer Prüfung unbeeinflusst.

Bei der mit Argon durchgeführten Spülgasbehandlung wird eine geringe Porosität in den Zwischenräumen des α -Mischkristall interdendritisch im Eutektikum nachgewiesen, wo sie gefügeschwächend wirken kann. Bei einer Behandlung mit Formiergas liegt die Porosität gleichmäßig verteilt in größeren runden Poren im α -Mischkristall vor.

Da die Notwendigkeit der jeweiligen Spülgasbehandlung primär von der Führung des Schmelzprozesses (Ofentyp, Temperaturführung, Kreislaufanteil an Material, Umfüllprozesse) abhängt, sowie sekundär von der Bauteilgeometrie (Dickwandigkeit, Fließwege), kann hier keine generelle Empfehlung für die Verarbeitung von AlSi3Mg0,6 gegeben werden.

4.3.7 Definition der AlSi3Mg0,6 -Legierungsspezifikation

Die Forschungsergebnisse dieser Arbeit lassen die unten angeführte Definition einer Legierungsspezifikation für eine Si-arme AlSi-Gusslegierung AlSi3Mg0,6 zu. Diese Definition ermöglicht eine problemarme gießtechnische Verarbeitung des Werkstoffs in den Verfahren Niederdruck-Gegendruck-Gießen (CPC-Verfahren) und Schwerkraft-Kokillengießen für Fahrwerksanwendungen unter signifikant verbesserten Eigenschaften im Vergleich zu gängigen AlSi-Gusswerkstoffen.

Die Legierung enthält mindestens fünf der nachfolgend angeführten Legierungsbestandteile:

- Si: 2,7 bis 3,3, vorzugsweise 2,5 bis 3,1 Gew.-%
- Mg: 0,3 bis 0,7, vorzugsweise 0,25 bis 0,65 Gew.-%
- Fe: < 0,18, vorzugsweise 0,05 bis 0,16 Gew.-%
- Mn: < 0,5, vorzugsweise 0,05 bis 0,4 Gew.-%
- Ti: < 0,1, vorzugsweise 0,01 bis 0,08 Gew.-%
- Sr: < 0,03, vorzugsweise 0,01 bis 0,03 Gew.-%
- Sonstige: < 0,1 Gew.-%
- und zu 100 Gew.-% mit Al ergänzt.

Die auf dieser Zusammensetzung basierenden Legierungen sind dadurch gekennzeichnet, dass sie zur Erlangung optimaler Festigkeitseigenschaften einer Wärmebehandlung unterzogen werden. Dazu werden die gegossenen Bauteile zwischen 500 bis 540°C für 2 bis 10 Stunden lösungsgeglüht. An das Lösungsglühen schließt sich ein Anlassen der Teile zwischen 150 bis 180°C für 3

bis 10 Stunden an. Für einige Anwendungsfälle kann es sinnvoll sein, lediglich eine einstufige Anlassbehandlung vorzunehmen.

Weiterhin zeichnet sich die Legierung dadurch aus, dass sie korngefeint wird.

Ausblickend werden im Kapitel 4.4 über obigen Anspruch hinausgehende weitere Untersuchungen präsentiert, welche mit dem Ziel einer weiteren Eigenschaftsteigerung unternommen werden, insbesondere einer Warmfestigkeits-Steigerung der Basislegierung AlSi3Mg0,6 . Die dort vorgestellten Ergebnisse stellen somit eine Weiterentwicklung der Legierung dar.

4.4 Einfluss von weiteren Legierungsbestandteilen auf die Legierung AlSi3Mg0,6

Im Anschluss an die Spezifikation der neu entwickelten AlSi3Mg0,6 -Legierung zur Herstellung von in Dauerformgussverfahren gegossenen Fahrwerkskomponenten, erfolgen Untersuchungen zur Steigerung des Leistungsspektrums der Legierung. Die in diesem Abschnitt vorgestellten Ergebnisse stellen zum Abschluss der Arbeit Anknüpfungspunkte für Weiterentwicklungen dar, insbesondere für warmfeste Anwendungen über das Fahrwerk hinaus.

Für gängige Al-Gusslegierungen sind zahlreiche Untersuchungen an kupferhaltigen Legierungen unternommen worden und in der Literatur beschrieben. Solche Legierungen zeichnen sich, wie in Kapitel 2.2 erwähnt, zum Teil durch erhöhte Warmfestigkeit aus, weisen jedoch oftmals schlechte Bruchdehnungswerte, problematische Warmrissanfälligkeit und eine erhöhte Korrosionsanfälligkeit auf. Dennoch wird eine Untersuchung von AlSi-Legierungen mit erniedrigten Si-Gehalten unter Zulegierung von *Kupfer* unter 1 Gew.-% in das Arbeitsprogramm integriert (s. Kapitel 3.3.1, 3.3.2), da für diese ausreichende Korrosionseigenschaften berichtet werden. In Arbeitspaket A, B1 und B2 wird die Untersuchung auf Kupfergehalte bis maximal 1 Gew.-% ausgeweitet. Schließlich

wird aufgrund nicht zufrieden stellender Ergebnisse mit einseitiger Kupferzugabe in B5 eine Versuchsreihe mit Zulegierung von *Nickel*, sowie *Kupfer und Nickel* zu AlSi3Mg0,6 durchgeführt. Ziel der Untersuchung sind die mechanischen Eigenschaften dieser Nickel-haltigen Legierungen bei erhöhten Temperaturen von 200°C .

Des Weiteren erfolgt in Arbeitspaket B5 eine Versuchsreihe zum Zulegieren von Chrom. Chrom beeinflusst die Ausprägung der Fe-haltigen Phasen von AlSi-Legierungen, wie in Abschnitt 4.2 bereits vorwegnehmend bezüglich der genannten Gehalte diskutiert. In Al-Knetlegierungen wird Cr zulegiert, um eine Ausscheidungshärtung vorzunehmen. Der Einfluss von Cr in AlSi-Gusslegierungen auf die gießtechnologischen Eigenschaften wurde in der Vergangenheit nur unzureichend dokumentiert und nicht quantifiziert. Er wird zumeist pauschalisierend als negativ bezeichnet.

4.4.1 Einfluss eines Zulegierens von Kupfer

Nach empirischen Voruntersuchungen mit 0,5 Gew.-% Cu-Zugabe in niedrig Si-haltigen AlSiMg-Legierungen in Arbeitspaket A, wird in Arbeitspaket B1 und B2 eine Cu-Zugabe von $< 1\text{Gew.}\%$ systematisch untersucht. Zur Vorhersage von sich bildenden Phasen und -anteilen und ihrer Bildungstemperaturen (als Grundlage für die Wärmebehandlung der Proben) werden thermodynamische Modellierung eingesetzt. Ein exemplarisches Ergebnis zeigt **Bild 4.60**.

Bild 4.60 zeigt: Exemplarisch sind Thermocalc-Modellierungen für die Legierung AlSi3Mg0,6Cu0,5 im Gleichgewichtszustand (links) und nach Scheil (rechts) dargestellt. Im rechten Bild ist die bei 500°C entstehende Theta-Phase Al_2Cu mit dargestellt.

Tabelle 4.6: Bildungstemperaturen und Phasen der in B1 und B2 untersuchten AlSiMgCu-Legierungen nach Scheil gemäß thermodynamischer Modellierung

Legierung	Liquidustemp. [°C]	100% solid [°C]	Mg ₂ Si [°C]	Si [°C]	Theta [°C]
AlSi1Mg0,6	652	557	561	557	
AlSi1Mg0,6Cu0,5	650	500	552	548	500
AlSi2Mg0,6	646	557	557	565	
AlSi2Mg0,6Cu0,5	644	500	550	560	500
AlSi3Mg0,6	640	557	557	568	
AlSi3Mg0,6Cu0,5	638	500	550	565	500

Gegenüber Cu-freien Legierungen ändern sich die Bildungstemperaturen nur geringfügig, jedoch bildet sich bei Anwesenheit von Cu die niedrig schmelzende, auf Korngrenzen ausseigernde Theta-Phase Al₂Cu aus. Entsprechend den in **Tabelle 4.6** angeführten Bildungstemperaturen der Phasen nach Scheil für unterschiedliche Zusammensetzungen und Literaturbelegen (s. Abschnitt 2.2.5) leiten sich die Wärmebehandlungsparameter wie folgt ab: zweistufiges Lösungsglühen in Anlehnung an Backerud et al. 1990 mit 2h bei 485°C und 2h bei 500°C, Auslagern 8 h bei 160°C. Durch die notwendig niedrige Lösungsglühtemperatur kann das volle Potenzial des Mg-Legierungsbestandteils nicht erschlossen werden, was sich in den Festigkeitseigenschaften negativ niederschlägt.

Die am Französischen Zugstab bei Raumtemperatur ermittelten mechanischen Kenngrößen von mit Cu legiertem AlSi3Mg0,6, AlSi2Mg0,6 und AlSi1Mg0,6 liegen nach Wärmebehandlung unter denen der Cu-freien Legierungen. Bei 0,5 Gew.-% Cu-Anteil liegt die Zugfestigkeit R_m im Schnitt um 30 N/mm² niedriger bei ca. 250 N/mm² und die Dehnung A5 ist ca. 1% geringer als bei den Cu-freien Referenzlegierungen. Damit ist der Abfall der Dehnung geringer als ursprünglich erwartet. Für 1 Gew.-% Cu-Anteil liegt die Zugfestigkeit mit der von 0,5 Gew.-% gleichauf. Lediglich die Dehnung A5 ist um bis zu 2% geringer.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, daß nach Hinzulegieren von < 1 Gew.-% Cu zur Legierung AlSi3Mg0,6 und bei anderen niedrig Si-haltigen Zusammensetzungen bei Raumtemperatur keine technische Eigenschaftsverbesserung eintritt. Es empfiehlt sich jedoch eine weiterführende Untersuchung bei höheren Temperaturen (200°C) und nach Langzeitauslagerung von 500h, ggf. auch in Kombination mit Ermüdungsversuchen (Umlaufbiegeversuch, Kriechversuch), da Cu in AlSi-Legierungen im Allgemeinen die Warmfestigkeit erhöht. Bei Tolerierung eines geringfügigen Verlustes an Dehnung stellen Cu-Gehalte unter 1 Gew.-% in AlSi7Mg für Zylinderkopf- und Motorblockanwendungen ein interessantes Eigenschaftsportfolio dar [F. J. Feikus 1998]. Der positive Einfluss des Cu-Bestandteils wird für AlSi7MgCu0,5 erst nach 500 h Vorauslagerung durch eine zu AlSi7Mg vergleichsweise nahezu doppelte Dehngrenze erkennbar [F. J. Feikus et al. 2001]. Es sollte erforscht werden, ob auch die AlSi3Mg0,6Cu0,5-Legierung ein gegenüber AlSi3Mg0,6 erweitertes Potenzial für warmfeste Anwendungen besitzt. Da Fahrwerksträger aber gegenwärtig weniger durch Temperatur beansprucht werden, wird an dieser Stelle auf eingehende Untersuchungen verzichtet. Experimente zur Warmfestigkeit werden im Folgenden nur für die Ni-haltigen AlSiMg-Legierungen angestellt.

4.4.2 Einfluss eines Zulegierens von Nickel sowie Kupfer und Nickel

Seit geraumer Zeit werden Modifikationen der Gusslegierungen AlSi7Mg und AlSi12Mg mit dem Ziel erforscht, diese zur Herstellung von thermisch hoch belastbaren Motorenkomponenten wie Zylinderköpfen und Kurbelgehäusen einsetzen zu können. Ein Schwerpunkt der Experimente liegt hierbei auf einem gemeinsamen Hinzulegieren von Cu und Ni. Ni soll einen positiven Einfluss auf den Widerstand gegen Kriechen bewirken, beeinflusst die Ermüdungseigenschaften aber negativ [W. Schneider 2005]. Die spezifischen metallkundlichen Wirkmechanismen von Ni in Kombination mit Cu sind in AlSi-Gusslegierungen wissenschaftlich nur unzureichend beschrieben. Die Legierung

AlSi7MgCuNiFe hat sich unter Berücksichtigung aller geforderten Eigenschaften aber als besonders günstig herausgestellt.

F.-J. Feikus et al. 2001 stellen die mechanischen Eigenschaften dieser neuen Legierung mit bis zu 0,5 Gew.-% Ni im Vergleich zu AlSi7Mg und AlSi7MgCu0.5 nach einer T6-Wärmebehandlung im Warmzugversuch bei 200°C vor. Die Autoren geben an, dass für AlSi7MgCuNiFe gegenüber AlSi7Mg die Zugfestigkeit um circa 70 MPa auf 280 MPa erhöht ist. Die Streckgrenze beträgt 255 MPa, im Vergleich einem Zugewinn von ca. 65 MPa. Dies wird von einem signifikanten Abfall der Dehnung begleitet. Die Dehnung ist um mehr als die Hälfte geringer als bei den Legierungen AlSi7Mg und AlSi7MgCu0.5. Im Gegensatz zu Warmzugversuchen bei normalem Auslagern fällt die Dehnung bei Warmzugversuchen nach einer 500-stündigen Langzeitvorauslagerung weit weniger gering aus. Ähnlich vorteilhafte Eigenschaften werden für AlSi12CuNiMg in Motorblockanwendungen berichtet [H. Fuchs, M. Wappelhorst 2003]. Untersuchungen zu einem idealen Ni-Gehalt in AlSi7Mg in Bezug auf günstige Warmfestigkeitseigenschaften zeigen, dass höhere Ni-Gehalte über 0,5 Gew.-% ohne 500-stündige Vorauslagerung einen eher festigkeitsmindernden Einfluss bewirken, während die Festigkeit nach Vorauslagerung ansteigt. Bereits ein geringer Ni-Gehalt von 0.2% bis 0.3% bewirkt verbesserte Warmfestigkeiten [F. J. Feikus et al., 2001].

Um den Einfluss eines Legierens mit Nickel sowie Cu und Ni auf AlSi3Mg0,6 zu untersuchen, werden in Arbeitspaket B5 eine Versuchsreihe mit Ni-Gehalten von 1, 1,3 und 1,5 und eine zweite Versuchsreihe mit gleichen Ni-Gehalten bei gleichzeitigem Cu-Gehalt von 0,3 Gew.-% unternommen. Motivation ist die Überlegung, ob möglicherweise eine Ausscheidungshärtung durch Nickel-Zusatz erfolgt, die ggf. auch bei Raumtemperatur wirkt, und ob bei kombinierter Zugabe von Cu und Ni verbesserte Eigenschaften für höhere Einsatztemperaturen nachgewiesen werden können.

Um eine Prognose, über die sich bildenden Phasen und ihre Bildungstemperaturen aufzeigen zu können, wurden Modellierungen mit Thermocalc durchgeführt, mit dem Ergebnis, dass die Datenbasis der COST-Datenbank zum derzeitigen Stand hierfür nicht ausreichend ist, um zuverlässige Aussagen treffen zu können. Es können nicht alle Phasen vorhergesagt werden, die sich im metallographischen Schliff und durch EDX-Analyse nachweisen lassen.

Stellvertretend für die Versuchsreihe mit Nickelgehalt ist in **Bild 4.61** ein Schliffbild des resultierenden Gefüges von AlSi3Mg0.6Ni1 im Gusszustand und in **Bild 4.62** nach Wärmebehandlung angeführt. Im Gusszustand ist das eutektische Silizium in etwas größerer Form ausgeschieden als ohne Nickelzugabe. Die eutektische Phase tritt bereits im Gusszustand nicht mehr fein strukturiert auf. Das eutektische Si formt sich während der Wärmebehandlung in die für AlSi3Mg0,6 beschriebene gedrunken abgerundete Morphologie ein. Mg_2Si -Ausscheidungen treten im Eutektikum des Gussgefüges vor Wärmebehandlung zwischen den Al-Dendriten eingebettet auf.

Bild 4.61 zeigt: Gefügebild von AlSi3Mg0.6Ni1 im Gusszustand mit Bezeichnung charakteristischer Phasen

Bild 4.62 zeigt: Gefügebild von AlSi3Mg0.6Ni1 im Zustand nach Wärmebehandlung mit Bezeichnung charakteristischer Phasen

Bild 4.63 zeigt: Gefügebild von $\text{AlSi3Mg0.6Cu0.3Ni1.5}$ im Gusszustand mit Bezeichnung charakteristischer Phasen

Bild 4.64 zeigt: Gefügebild von $\text{AlSi3Mg0.6Cu0.3Ni1.5}$ im Zustand nach Wärmebehandlung mit Bezeichnung charakteristischer Phasen

Zudem sind als weitere Phase im Eutektikum hellgraue, sperrig-verzweigte und teilweise nadelig gedrungene Ausscheidungen erkennbar, die nach EDX-Analyse Aluminium, Nickel und Eisen und, aufgrund geringer Verunreinigung der

Versuchslegierung, vereinzelt auch Cu enthalten. Gemäß der Element-Gehalte lassen die Ausscheidungen auf FeNiAl₉-Modifikationen schließen. Zusätzlich sind spröde, grob polygone NiAl₃-Phasen vorhanden. Für AlSi-Legierungen charakteristische Fe-haltige Phasen sind nicht erkennbar.

Nach der Wärmebehandlung lässt sich neben dem rundlich eingeformten und relativ gleichmäßig verteilten Silizium eine weitere Phase mit ähnlicher Morphologie feststellen. Dieser Bestandteil der eutektischen Phase wird gemäß EDX-Analyse durch ein Gemenge Ni-haltiger Phasen unterschiedlicher Zusammensetzungen (NiAl₃, FeNiAl₉, Al(Cu)FeNi) darstellt. In einigen Bereichen liegen größere Nester der Ni-haltigen Phase vor. Diese könnten die Ursache für die gegenüber AlSi3Mg0,6 in dieser Versuchreihe beobachtete, geringeren mechanischen Eigenschaften sein, indem sie als zusätzliche Störphase wirken. Schwer vermeidlich reichern sich Cu und Fe-Verunreinigungen über die Ni-Vorlegierung an. C. M. Styles und P. A. S. Reed 2000 machen intermetallische FeNiAl₉-Phasen neben groben Si-Partikeln als maßgebliche Ursache für die Rissinitiiierung zu Bauteilversagen in übereutektischen AlSiCuNiMg-Legierungen (Kolbenlegierungen) aus. das lässt darauf schließen, dass FeNiAl₉-Phasen sich auch in der niedrig Si-haltigen Legierung negativ auswirken.

Bild 4.63 und **4.64** zeigen exemplarisch Gefügebilder der Kupfer-Nickel-Versuchsreihe im Gusszustand und nach Wärmebehandlung. Im Gusszustand lassen sich grobe Siliziumausscheidungen, nadelige β -Eisenausscheidungen und gedrunen plattige Ausscheidungen der Zusammensetzungen FeNiAl₉ und AlCuFeNi erkennen.

In **Bild 4.64** der wärmebehandelten Probe tritt neben dem abgerundeten Silizium eine zweite eutektische Phase auf. Vergleichbar mit der Nickel-Versuchsreihe erscheinen diese nickelhaltigen Bestandteile in ähnlicher Morphologie, haben aber eine unterschiedliche Zusammensetzungen. Als Ergebnis der EDX-Messungen erscheinen NiAl₃, AlCuNi und Cu₃NiAl₆ als mögliche Zusammensetzungen. Die

Aluminium-Kupfer-Nickel-Phasen sind nach der Wärmebehandlung abgerundet und liegen in gedrungener Form im Gefüge vor. Eisenhaltige Verbindungen (braun erscheinend) hingegen liegen nunmehr direkt neben oder aber eingelagert in den Aluminium-Kupfer-Nickel-Phasen vor.

Bild 4.65 zeigt: Mechanische Eigenschaften nach T6-Wärmebehandlung bei RT einer Referenz-Legierung AlSi3Mg0.6 und Ni-Gehalten von 1,0; 1,3 und 1,5 Gew.-% Ni

Wie innerhalb der Versuche dokumentiert wird, reichern sich Ni-haltige Phasenteile im Eutektikum an, so dass keine Ausscheidungshärtung erzielt werden kann und Ni-Bestandteile sich nur bei hohen Belastungstemperaturen über eine Behinderung von Kriechmechanismen positiv auswirken. Dies findet auch in den Ergebnissen der Zugversuche Bestätigung.

In **Bild 4.65** sind die mechanischen Eigenschaften verschiedener AlSi3Mg0,6-A Zusammensetzungen mit Ni-Gehalt im wärmebehandelten T6-Zustand angeführt. Wie sich bereits aus Versuchsergebnissen im Gusszustand abzeichnet, üben unterschiedliche Nickelgehalte nach Wärmebehandlung, keinen wesentlichen Einfluss auf die Festigkeiten, wohl aber auf die Bruchdehnung aus. Die Bruchdehnung fällt mit steigendem Nickelgehalt ab. Nach Wärmebehandlung ist eine Erhöhung der Zugfestigkeit von vergleichsweise geringen 165 MPa auf 290 MPa messbar und ist damit annähernd mit der Zugfestigkeit der AlSi3Mg0,6-A Referenzlegierung vergleichbar. Die Streckgrenze steigt durch Wärmebehandlung um ca. 100 MPa auf ca. 205 MPa. Die Bruchdehnung fällt auf unter 4% ab. Die Messergebnisse stammen von Zugversuchen, die bei Raumtemperatur (RT) ermittelt wurden, und lassen keinen direkten Schluss auf Eigenschaften bei höherern Temperaturen zu. Die Versuchsreihe zeigt, dass aus einer Zugabe von Nickel bei Raumtemperatur kein Vorteil bezüglich der mechanischen Eigenschaften im Vergleich zur AlSi3Mg0,6 Basislegierung resultiert. Untermauert

werden die Untersuchungen durch die von F.-J. Feikus et al. 2001 für AlSi7Mg berichtete Beobachtung, dass eine Nickelzugabe bis 1.0% keinen Einfluss auf die Festigkeiten, jedoch ein Absinken der Bruchdehnung von AlSi7Mg zur Folge hat. Dies gilt ebenfalls für AlSi3Mg0,6. Diese Beobachtung kann auch für einen höheren Gehalt 1.0% bis 1.5% Nickel in AlSi3Mg0,6 bestätigt werden.

In Abänderung zur Ni-Versuchsreihe ist in der CuNi-Versuchsreihe ein Zusatz von 0.3% Kupfer enthalten. Die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften am Französischen Zugstab erfolgt zusätzlich im Warmzugversuch bei 200°C. Wegen des Cu-Zusatzes wird analog zu den in 4.4.1 dargestellten Ergebnissen eine Zweistufen-Wärmebehandlung von 2h bei 485°C und 2h bei 500°C und Auslagern 8 h bei 160°C gewählt. Aus den Diagrammen **Bild 4.66** zum Zugversuch bei Raumtemperatur und **Bild 4.67** zum Warmzugversuch bei 200°C wird ersichtlich, dass die Festigkeit und die Bruchdehnung für NiCu-Legierungen mit steigendem Nickelgehalt eine ähnliche Tendenz zeigen, wie in der Versuchreihe nur mit Nickel. Die bei Raumtemperatur gewonnenen Kennwerte liegen mit einer Zugfestigkeit von ca. bei 275 MPa nur geringfügig unter denen der unlegierten AlSi3Mg0,6-A Referenzprobe.

Die Streckgrenze liegt auf konstantem Niveau von ca. 195 MPa. Die Bruchdehnung sinkt bei steigendem Ni-Gehalt von vergleichsweise hohen 14% ohne CuNi-Zusatz auf Werte zwischen 5.4% und 4.1% ab.

Ein Zusatz von CuNi bewirkt eine erhöhte Warmfestigkeit von AlSi3Mg0,6, wie aus **Bild 4.68** zu erkennen ist. Die Zugfestigkeit kann bei Temperaturbeaufschlagung im Vergleich zur Basislegierung durch den Legierungszusatz von 0,3 Gew.-% Cu und 1.3% Ni um 35 MPa auf 240 MPa gesteigert werden. Für die Streckgrenze ist die Wirkung noch prägnanter mit ca. 45 MPa auf 225MPa und liegt im Warmzugversuch über den Kennwerten für Raumtemperatur. Die Bruchdehnung ist ca.

1% geringer als bei Raumtemperatur und sinkt mit steigendem Nickelgehalt bis auf 3% ab. Die Legierung $\text{AlSi3Mg0.6Cu0.3Ni1.3}$ erscheint nach diesen Vorversuchen im Vergleich zur Legierung AlSi7MgCuNiFe für weitere Betrachtungen besonders interessant.

Bild 4.66 zeigt: Mechanische Eigenschaften von Französischen Zugstäben der Legierungen AlSi3Mg0.6 (Basis) und Zusätzen von 0,3 Gew.-% Cu und 1 bis 1,5 Gew.-% Ni 1.5 nach T6-Wärmebehandlung beim Zugversuch bei Raumtemperatur

Bild 4.67 zeigt: Mechanische Eigenschaften von Französischen Zugstäben der Legierungen AlSi3Mg0.6 (Basis) und Zusätzen von 0,3 Gew.-% Cu und 1 bis 1,5 Gew.-% Ni 1.5 nach T6-Wärmebehandlung im Warmzugversuch bei 200°C

Gegenüber der Legierung AlSi3Mg0,6 ist das Fließvermögen der Legierungen mit Ni und CuNi deutlich niedriger, wie in **Bild 4.68** für CuNi dargestellt. Ohne Zusätze wird eine Fließlänge von ca. 520 mm, mit Zusätzen von ca. 310 bis 330 mm ermittelt. Der Cu-Gehalt bewirkt keine Veränderung der Fließlänge. Das Fließvermögen ist für einen Ni-Gehalt von 1 Gew.-% am geringsten. Das Formfüllungsvermögen ist bei Ni-Gehalt geringfügig niedriger als bei AlSi3Mg0,6 , für CuNi-Gehalt etwas höher.

Bild 4.68 zeigt: Fließlängenmessung der Legierungen AlSi3Mg0.6 und $\text{AlSi3Mg0.6Cu0.3Ni1 -1.5}$

4.4.3 Einfluss eines Zulegierens von Chrom

Chrom ist Legierungsbestandteil einiger Aluminium-Knetlegierungen (vergl. Tab. 2.2). Dort bewirken Chromgehalte von üblicherweise 0.1 % bis 0.4 Gew.-% ein verbessertes Ansprechverhalten geschmiedeter Bauteile auf eine Homogenisierungs-Wärmebehandlung bei gleichzeitiger Einschränkung der Rekristallisation und des Kornwachstums [KBM 1996]. Die genauen

metallkundlichen Wirkmechanismen von Cr in AlSi-Legierungen sind insbesondere in ihrer Wirkung auf Gusslegierungen bisher noch unzureichend untersucht. Im Allgemeinen gilt Cr in Gusslegierungen als unerwünscht, da es die Warmrissanfälligkeit erheblich steigert. In Bezug auf die mechanischen Eigenschaften bewirkt die Zugabe von Chrom in Al-Knetlegierungen eine verbesserte Bruchdehnung sowie eine erhöhte Beständigkeit der Bauteile gegen Spannungsrisskorrosion. Dieser Vorteil ist speziell bei geschmiedeten Fahrwerksbauteilen aus Al-Knetlegierungen von Bedeutung und stellt auch für gegossene Komponenten einen prüfenswerten Ansatz zur Eigenschaftssteigerung dar.

Um eine erste Potenzialabschätzung leisten zu können, wird eine Legierung AlSi3Mg0,6 in Arbeitspaket B5 mit Chrom legiert. Auch hier wird zu Beginn eine thermodynamische Modellierung durchgeführt. Exemplarisch ist in **Bild 4.69** ein Ausschnitt aus dem quasibinären Gleichgewichts-Zustandsdiagramm AlSi3Mg0,6-Cr wiedergegeben und in **Bild 4.70** ein Diagramm nach Scheil, das für AlSi3Mg0,6Cr0,3 die sich ausscheidenden Phasen in ihren Anteilen in Abhängigkeit der Temperatur zeigt. Aufgrund der Komplexität des Systems mit einer Vielzahl sich bildender intermetallischer Phasen und der Ungewissheit über die Belastbarkeit der Datenbasis, sind die Modellierungen in ihrer Relevanz weiter fraglich, geben jedoch erste Informationen über die voraussichtliche maximale Löslichkeit von Cr, die sich bildenden Phasen und ihre Anteile am Gefüge. Bei einer Temperatur von 640°C kann bis zu 0.41% Chrom im α -Al-Mischkristall gelöst werden. Die Löslichkeit fällt jedoch sehr stark ab, so dass sich Chrom in Form von intermetallischen Phasen Al_7Cr , $Al_{11}Cr_2$, $Al_{13}Cr_2$ im Aluminium-Gefüge ausscheidet. Die errechneten Phasen sind über EDX am metallographischen Schliff nachzuweisen. Ihre Beschaffenheit und Morphologie wurde bereits in **Bild 4.17** und **Bild 4.18**. umfassend im Kontext des Eisengehaltes diskutiert.

Bild 4.69 zeigt: Schnitt durch das Gleichgewichts-Zustandsdiagramm des quasibinären Systems AlSi3Mg0,6-Cr. Die aufgrund ihrer Kristallstruktur mit

„FCC_A1“ bezeichnete Phase ist der Aluminium-Mischkristall, die mit „diamond“ bezeichnete Phase ist Al_7Cr_2 .

Bild 4.70 zeigt: Zustandsdiagramm der sich in Abhängigkeit der Temperatur bildenden Phasenanteile nach Scheil für AlSi3Mg0,6Cr0,3

Die Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften im „Französischen Zugstab“ durch Zugabe von Chrom zu einer AlSi3Mg0,6 -Basislegierung werden im Rahmen einer Versuchsreihe untersucht. Es werden vier verschiedene Cr-Gehalte (0.1%, 0.3%, 0.5%, 0.7%) eingestellt. **Bild 4.71** zeigt den Einfluss des Chrom-Gehaltes auf die mechanischen Eigenschaften im Gusszustand im Vergleich zu AlSi3Mg0,6 . Es ist zu erkennen, dass die schrittweise Erhöhung des Cr-Gehaltes von 0.1% auf 0.7% nicht nur eine kontinuierliche Zunahme der Festigkeiten R_m und $R_{p0,2}$ bewirkt, sondern auch ein Ansteigen der Bruchdehnung. Für die Zugfestigkeit ist eine Zunahme von ungefähr 37 MPa ist zu verzeichnen. Die Bruchdehnung erhöht sich ebenfalls um 3%.

Eine T6-Wärmebehandlung der Zugproben bewirkt weiter verbesserte Festigkeits-eigenschaften. In **Bild 4.72** ist dargestellt, dass ab einem Chromgehalt von 0.3% die Zugfestigkeit über 300 MPa liegt. Die Streckgrenze ist zu Anfang bei 225 MPa, fällt dann aber bis auf 215 MPa bei einem Chromgehalt von 0.7% ab. Dafür steigt die Bruchdehnung von 4.5% auf 10.8% an. Da die mechanischen Eigenschaften schon in dieser ersten Versuchsreihe deutlich höhere Werte erreichen als eine zum Vergleich abgegossene AlSi3Mg0,6 -Basislegierung, erscheint es möglich, die Zugfestigkeit und Streckgrenze zu Lasten der Bruchdehnung durch Optimierung der Legierungszusammensetzung und Wärmebehandlungsparameter noch weiter zu erhöhen. Da die Cr-Vorlegierung unerwünschte Eisenverunreinigungen besitzt, sollte der Eisengehalt der erstellten Gesamtlegierung möglichst niedrig gehalten werden. Zudem ist es nicht evident, ob die verbesserten mechanischen Eigenschaften in direktem Zusammenhang mit Chrom als Legierungsbestandteil

stehen und mit der Ausscheidung Cr-reicher Phasen zusammenhängen oder indirekt durch Unschädlichmachung von morphologisch ungünstigen Fe-Phasen positiv wirken, wie in Kapitel 4.2 für AlSi3Mg0,6 umfassend beschrieben.

Bild 4.71 zeigt: Mechanische Eigenschaften der Legierungen $\text{AlSi3Mg0.6Cr0.1 - 0.7}$ im Gusszustand im Französischen Zugstab ermittelt

Bild 4.72 zeigt: Mechanische Eigenschaften der Legierungen $\text{AlSi3Mg0.6Cr0.1 - 0.7}$ nach einer T6-Wärmebehandlung im Französischen Zugstab ermittelt.

Das Fließvermögen der Cr-haltigen Legierung wird anhand der Gießspirale ermittelt. Die Ergebnisse der Messungen sind in **Bild 4.73** ersichtlich. Bei steigendem Cr-Gehalt sinkt die Fließfähigkeit der Schmelze und liegt deutlich unter AlSi3Mg0,6 , vergleichbar mit den Ni-haltigen Legierungen. Daher empfiehlt sich die Legierung eher für druckbeaufschlagte Gießverfahren als für Schwerkraft-Kokillenguss.

Bild 4.73 zeigt: Fließlängen der Legierung AlSi3Mg0.6 bei Zugaben von 0.1 - 0.7 Gew.-% Cr

5 Schlussfolgerungen und Ausblick

Die vorliegende Arbeit präsentiert als Hauptergebnis die Entwicklung einer neuartigen Si-armen AlSiMg -Legierung für Fahrwerksanwendungen: nämlich AlSi3Mg0,6 . Diese zeichnet sich gegenüber gängigen AlSi -Gusslegierungen durch deutlich verbesserte mechanische Eigenschaften aus. Die Anwendungserprobung in unterschiedlichen Gießverfahren wie dem Niederdruck-Gegendruck-Gießen dem Schwerkraft-Kokillen-Gießen und eine Abgrenzung zum Druckgießen als weiterem Dauerformgießverfahren erlauben eine zukünftige Orientierung für die industrielle Fertigung.

Es wurden AlSi-Legierungen mit unterschiedlich niedrigen Si-Gehalten von 1 bis 7 Gew.-%, Mg-Gehalten bis 1 Gew.-% und Cu-Gehalten bis 1 Gew.-% untersucht. Außerdem wurde der Einfluss des Störelements Fe ermittelt. Versuchsreihen mit Prinzipgeometrien und realen Gussbauteilen wurden durch thermodynamische Modellierung gestützt. So konnte ein detailliertes Eigenschaftsprofil für die gießtechnologischen und mechanischen Eigenschaften in Relation zum Gefüge erstellt werden. Dabei wurde die Basis-Legierung AlSi3Mg0,6 als Legierung mit dem bestem Eigenschaftsportfolio identifiziert und ein Prozessfenster für die Legierungszusammenstellung, die Elementgehaltsgrenzen und einer idealen Wärmebehandlung definiert, welches Grundlage einer zum Patent angemeldeten Legierungsspezifikation ist.

Die Untersuchungen zeigen, dass die Legierung AlSi3Mg0,6 mit der in Kapitel 4.3.7 angeführten Spezifikation ein deutliches Potential für Anwendungen im Fahrwerk besitzt. Für das Niederdruck-Gegendruck-Verfahren (Serienbauteil PQ 46) werden sehr günstige Bauteileigenschaften mit Zugfestigkeiten über 370 MPa, Streckgrenzen über 300 MPa bei einer gleichzeitig hohen Bruchdehnung von 11 % erreicht. Gegenüber der in diesem Verfahren üblicherweise verwendeten Legierung AlSi7Mg kann die Zugfestigkeit um ca. 40 MPa und die Streckgrenze um ca. 35 MPa gesteigert werden, bei gleichzeitigem Dehnungsanstieg um 3 %.

Für Schwerkraft-Kokillenguss (Serienbauteil PQ 24) wurden etwas geringere mechanische Eigenschaften erreicht ($R_m=326$ MPa, $R_{p0,2}=280$ MPa und $A=4,3$ %), die aber bzgl. Zugfestigkeit und Streckgrenze noch immer höher sind als der in Fahrwerksteilen verwendete Legierungstyp AlSi11. Im Vergleich konnten eine Steigerung der Zugfestigkeit um 30 MPa und der Streckgrenze 55 MPa bei 1,5% verminderter Dehnung beobachtet werden. Die Bruchdehnung der PQ 46-Proben war im Allgemeinen etwa doppelt so hoch wie von PQ 24. Die Zugfestigkeit und Streckgrenze können im Vergleich zum Gusszustand noch durch eine geeignete Wärmebehandlung in ähnlicher Größenordnung gesteigert werden. Für die

Einstellung der optimalen mechanischen Kennwerte der Gussteile erscheint für AlSi3,3Mg0,6 eine T6-Wärmebehandlung geeignet, deren Parameter im Rahmen des Forschungsprojektes ebenfalls verifiziert wurden.

Der Unterschied der mechanischen Eigenschaften für die beiden Gießverfahren weist darauf hin, dass die maximal erreichbaren mechanischen Kennwerte nicht allein von der verwendeten Legierung und den eventuellen Störbestandteilen, sondern auch erheblich von den prozessbedingten Parametern, wie Druckunterstützung beim Niederdruck-Gegendruckgießen, der Gefügefinesheit und Phasenmorphologie sowie Gefügefehlern wie Gasblasen und Oxiden mitbestimmt werden.

Aus AlSi3Mg0,6 können mit den beiden Gießverfahren Niederdruck-Gegendruckgießen und Schwerkraft-Kokillengießen ohne erhöhten metallurgischen Aufwand fehlerfreie Gussteile erzeugt werden, was der allgemeinen Ansicht widerspricht, dass sich AlSi -Bauteile mit weniger als 5 Gew.-% gusstechnisch industriell nicht herstellen lassen. Das Vergießen der Legierung AlSi3Mg0,6 im Druckgießverfahren verlief dagegen nicht befriedigend, so dass der Werkstoff AlSi3Mg0,6 für dieses Verfahren ungeeignet ist. Die positiven Beobachtungen an realen Bauteilen mit AlSi3Mg0,6 wurden durch begleitende Untersuchungen an Prinzipgeometrien quantifiziert. Dennoch ist die Gießbarkeit dieser Legierung allgemein schlechter als die der bisher in Dauerformgießverfahren verwendeten Legierungen AlSi7Mg und AlSi11 . Bei einer optimierten Kornfeinung und an die Legierung angepassten Gießparametern, können die Gießeigenschaften jedoch verbessert und legierungsbedingte Defizite der Verarbeitbarkeit kompensiert werden. Eine Veredelungsbehandlung des AlSi -Eutektikums kann bei AlSi3Mg0,6 hingegen unterbleiben.

Eine umfassende Gefügeanalyse in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen zeigt, dass das Gefüge der Gussstücke aus AlSi3Mg0,6 von den jeweiligen Gieß-

verfahren und Legierungszusätzen unabhängig hauptsächlich aus fünf Phasen besteht. Neben dem Al-Mischkristall und eutektischem Silizium sind die festigkeitssteigernde Mg_2Si -Phase sowie eine in ihrem Verhalten dem Si ähnelnde $\pi-Al_8Si_6Mg_3Fe$ -Phase charakteristisch. Der ebenfalls im Zusammenhang mit den Zusätzen Mg und Cr diskutierte, Ausscheidungstyp $\beta-Al_5FeSi$, welcher die mechanischen Eigenschaften negativ beeinflusst, weist auf die Notwendigkeit einer Kontrolle eines möglichst niedrigen Eisengehaltes der entwickelten Legierung hin.

Anknüpfungspunkte für weitere wissenschaftliche Arbeiten mit $AlSi3Mg_{0,6}$

Wissenschaftlich interessant wäre ein vertiefter metallkundlicher Einstieg zur Analyse der Erscheinungsformen (kohärent / teilkohärent) der Mg_2Si -Ausscheidungen in den gegossenen $AlSi3Mg$ -Proben. Für solche Untersuchungen wäre das hochpräzise Mikrosonde-Verfahren geeignet, das die Bestimmung der chemischen Zusammensetzung von Teilchen mit einer Größe von $0,1\mu m$ ermöglicht. Hieraus könnten genauere Empfehlungen zur Wärmebehandlung abgeleitet werden. Zusätzlich erscheint eine umfassendere Überprüfung der Auswirkung von Cr- oder Mn-Gehalt in der $AlSiMgFe$ -Schmelze auf die Ausbildung Fe-haltiger Phasen ($\beta-Al_5FeSi$) im Gussgefüge vor dem Hintergrund metallkundlicher Wirkmechanismen bei der Phasenbildung wünschenswert. Dies gilt nicht nur für die $AlSi3Mg$ -Legierung, sondern allgemein für $AlSi$ -Gusslegierungen.

Wichtig für die industrielle Anwendung von $AlSi3Mg_{0,6}$ sind weiterführende Werkstoffprüfungen der mechanischen Eigenschaften wie Dauerfestigkeit (Umlaufbiegeversuch), die Erstellung von Werkstoffermüdungskurven nach Wöhler und die Ermittlung des Einflusses der Temperaturbeanspruchung auf Bauteile des Gusswerkstoffes $AlSi3Mg_{0,6}$.

Ergebnisse und Anknüpfungspunkte zur Weiterentwicklung von Legierungsvarianten von AlSi3Mg0,6

Im Rahmen des Forschungsprojektes wurden über die dargelegten Ergebnisse hinaus weitere Untersuchungen für den Einsatz und die Weiterentwicklung der Legierung AlSi3Mg0,6 gewonnen. Diese Untersuchungen beinhalten Legierungsvarianten von AlSi3Mg mit Chrom-Anteil, Kupfer-Anteil, Nickel-Anteil sowie mit Kupfer und Nickel-Anteil.

Alleinige Kupfer- oder Nickelzusätze zu niedrig Si-haltigen AlSi-Gusslegierungen zeigten in den Versuchen bei Raumtemperatur keine signifikante Verbesserung der mechanischen Eigenschaften. Falls eine Warmfestigkeit stärker in den Fokus des Interesses rücken sollte, müssten solche Legierungsvarianten von AlSi3Mg0,6 aber intensiver beleuchtet werden, wobei man auf den in dieser Arbeit gelegte Grundlagen aufbauen könnte. Ein kombiniertes Zulegieren von Kupfer und Nickel zu AlSi3Mg0,6 eröffnet neue Möglichkeiten der Anwendung des Legierungstyps im Bereich außerhalb des Fahrwerks für temperaturbelastete Bauteile wie z. B. motornahe Applikationen. Die während dieser Arbeit mit AlSi3Mg0,6CuNi im Warmzugversuch beobachteten mechanischen Eigenschaften sind vergleichbar mit denen von AlSi7MgCuNiFe und weisen auf das Potenzial dieses Werkstoffes hin.

Ein Zulegieren von Chrom zu AlSi3Mg0,6 eröffnet die Möglichkeit einer weiteren signifikanten Verbesserung der mechanischen Eigenschaften die bereits im Gusszustand, insbesondere jedoch nach Lösungsglühen und evtl. Auslagern zu verzeichnen ist. In einer ersten Versuchsreihe am Französischen Zugstab wird nach einer T6-Wärmebehandlung eine Steigerung der Bruchdehnung um 3% festgestellt, die mit einer Erhöhung der Zugfestigkeit um ca. 37 MPa einhergeht. Die Streckgrenze erweist ein gleich bleibend hohes Niveau. Das Formfüllungsvermögen verbessert sich bei Anwesenheit von Cr, wohingegen sich die Fließeigenschaften verschlechtern. Zudem weisen die Ergebnisse auf Wege, wie durch Chromzusätze unerwünschte Eisenausscheidungen bereits im

Gusszustand in eine günstigere Morphologie überführt werden können. Zukünftige Untersuchungen sollten ebenfalls reale Bauteile einschließen, in denen weiter erhöhte mechanische Kennwerte zu erwarten sind. Diese sollten umfassender erprobt werden, damit die Legierungsspezifikation für AlSi3Mg0,6 ggf. um eine chromhaltige Variante erweitert werden kann.

Parallel zu dem ingenieurmäßigen, auf Gussteileigenschaften und Prozessfähigkeit abzielenden, Ansatz wären weitere Arbeiten interessant, die auf der Basis eines stärker theoretisch metallkundlich vertiefenden Ansatzes die Phasenbildung und Wirkmechanismen der Eigenschaftssteigerung von AlSiMg-Legierungen durch Zulegieren von Chrom und die Steigerung der Warmfestigkeit von Cu und insbesondere CuNi weiter wissenschaftlich durchdringen sollten.

Schlusswort

Hauptergebnis der Arbeit ist die neue niedrig Si-haltige AlSiMg-Gusslegierung AlSi3Mg0,6 für Fahrwerksanwendungen, welche sich durch exzellente Gießeigenschaften im Niederdruck-Gegendruck-Gießen sowie gute Verarbeitbarkeit im Schwerkraft-Kokillengießen auszeichnet. Mechanische Eigenschaften wärmebehandelter Bauteile aus dem industriellen Prozess im CPC-Verfahren sind: Zugfestigkeit > 370 MPa, Streckgrenze > 300 MPa bei 11 % Dehnung. Im Schwerkraft-Kokillengießen liegen die Eigenschaften niedriger, stellen aber eine Verbesserung zu gängigen Legierungen wie AlSi7Mg und AlSi11Mg dar. Weiteres Potenzial ist durch eine Optimierung der Verarbeitung, wie zum Beispiel Kornfeinung und Wärmebehandlung gegeben.

Über der umfassenden Erprobung von AlSi3Mg0,6 hinaus, wird als weiterer Weg der mechanischen Eigenschaftsverbesserung von AlSi3Mg0,6 ein Zulegieren von Cr, bzw. Cu und Ni für warmfeste Anwendungen und resultierende Ergebnisse vorgestellt. Diese Legierungsvarianten erscheinen aufgrund ihrer gießtechnischen und mechanischen Eigenschaften attraktiv und reichen bereits an mechanische

- 202 -

Kennwerte von Al-Knetlegierungen heran. Sie müssen jedoch noch weiter wissenschaftlich durchdrungen werden und können nach der vorgestellten Methodik zur Legierungsentwicklung verbessert werden.

6 Literaturverzeichnis

- W. W. Adolf 2001** W. W. Adolf: "Großserienfertigung von Aluminium-Schmiedeteilen erfordert modernste Verfahrenstechnik", Schmiede-Journal, 3/2001, S. 12- 14
- K. Alker 1972** K. Alker: „ Veredelung con Al-Si-Legierungen durch Natrium und Strontium: Eine Gegenüberstellung“, Gießerei-Praxis, 1972, S. 434-438
- K. Alker, U. Hielscher 1972** K. Alker, U. Hielscher: „Erfahrungen in der Dauerveredelung von Aluminium-Silicium-Gußlegierungen“, Aluminium 48 (1972), S. 362-367
- Aluminiumtaschenbuch 1990a** Aluminiumtaschenbuch, 1990, 15. Auflage, „Gießen in Dauerformen“, Aluminium-Verlag GmbH, Düsseldorf, Seite 412
- Aluminiumtaschenbuch 1990b** Aluminiumtaschenbuch, 1990, 15. Auflage, „Grundlagen und Werkstoffe“, Aluminium-Verlag GmbH, Düsseldorf, Seite 85
- Aluminium-Rheinfelden 1995** Aluminium-Rheinfelden: "Hüttenaluminium Gusslegierungen", Aluminium Rheinfelden GmbH, 7/1995, S. 18f
- J. P. Anson et al. 2000** J. P. Anson, M. Stucky, J. E. Gruzleski: „Effect of Sr modification on nucleation and growth of microporosity during the solidification of Al-7% Si foundry alloy“, AFS Trans. 108 (2000), S. 419-426
- ASM 1998** ASM Specialty Handbook: "Aluminum And Aluminum Alloys", ed. J. R. Davis, ASM International, Materials Park, OH, ISBN: 0-87170-496-X, 4th edition 1998, S. 59-88
- ASM 1998** ASM Specialty Handbook: "Aluminum And Aluminum Alloys", Kapitel: "Phase Diagrams" ed. J. R. Davis, ASM International, Materials Park, OH, ISBN: 0-87170-496-X, 4th edition 1998, S. 543-575
- H. V. Atkinson 2000** H. V. Atkinson, S. Davies: "Fundamental Aspects of hot Isostatic Pressing: An Overview", Met. and Mat. Transactions A, Vol 31A, Dec. 2000, S. 2981-3000
- L. Backerud et al. 1990** L. Backerud, G. Chai, J. Tamminen: „Solidification Characteristics Of Aluminum Alloys“, Volume 2 "Foundry Alloys", Department of Structural Chemistry, Arrhenius Laboratory, University of Stockholm, Schweden, 1990, AFS Skanaluminium, Des Plaines, IL

- S. Baltes 2003** S. Baltes: "Legierungsoptimierung auf Basis einer Aluminium-Silizium-Legierung durch Zulegierung von Kupfer", Diplomarbeit, Gießerei-Institut der RWTH Aachen, 2003, *Sperrvermerk*
- T. F. Banamove 1965** T. F. Banamove: "Superheating and refining", M. Mech. 255c (1965), S. 112-123
- V. Berkefeld et al. 1994** V. Berkefeld, H.-J. Görich, n. Schote, H.-J. Wöhler: „Die LSA-Hinterradaufhängung des neuen Porsche 911 Carrera“, Automobiltechnische Zeitschrift ATZ 96 (1994) 6, S. 340-350
- A. Bjorgum et al. 2005** A. Bjorgum, A. L. Dons, V. Voje, J. S. Maeland: „Corrosion of AlSi foundry alloys in natural seawater“, Aluminium 81 (2005) 10, S. 920-925
- G. le Borgne et al. 1998** G. le Borgne, T. Diserio: „Das Cobapress-Verfahren – Anwendungsbeispiele aus der Automobilindustrie“, Gießerei 85 (1998), Nr. 3, S. 56- 61
- B. Brosnan et al. 2002** B. Brosnan, J. Holcombe, J. H. Sokolowski: „Die Bildung unlöslicher Ti(Al,Si)-Ausscheidungen in AlSi7Mg-Gußstücken und deren Ablagerung in der Schmelzausrüstung: Gründe, Auswirkungen und Lösungen“, Gießerei-Praxis 2/2002, S. 204-208
- D. Brungs, A. Mertz 2000** D. Brungs, A. Mertz: „Innovationen bei Gusswerkstoffen-Gussteile aus Aluminium- und Magnesiumwerkstoffen“, Gießerei 87 (2000) Nr. 9, S. 34-39
- D. Boot et al. 2002** D. Boot, P. Cooper, D. H. StJohn, A. Dahle: " A comparison of Grain Refiner Master Alloys for the Foundry", Light Metals 2002, TMS 2002
- A. Bührig-Polaczek et al. 2005** A. Bührig-Polaczek, T. Grimmig, A. Hennings: „An Integral Conception of Process and Alloy Development for Light Metal Castings“, Proc. 2nd Int. Light Metals Conference, St. Wolfgang, Austria, 8-10 June 2005, Ranshofen LKR, 2005, S. 215-219
- F. F. Butz 1999** F. F. Butz: "Leichtbau mit Aluminiumguss", ThyssenKrupp Technische Nachrichten 8/1999, S. 32-34
- C. H. Caceres,** C. H. Caceres, Q. G. Wang: "Dendrite cell size and ductility of Al-Si-Mg casting alloys: Spear and Gardener revisited",

- Q. G. Wang 1996** Int. J. Cast Metals Res. 9 (1996), S. 157-162
- C. H. Caceres 2000a** C. H. Caceres: "A phenomenological approach to the Quality Index of Al-Si-Mg casting alloys", Int. J. Cast Metals Res., 2000, 12, S. 367-375
- C. H. Caceres 2000b** C. H. Caceres, J. Barresi: "Selection of temper and Mg content to optimise the quality index of Al-7Si-Mg casting alloys", Int. J. Cast Metals Res., 2000, 12, S. 377-384
- C. H. Caceres 2000c** C. H. Caceres: "A rationale for the quality index of Al-Si-Mg casting alloys", Int. J. Cast Metals Res., 2000, 12, S. 385-391
- X. Cao, J. Campbell 2003** X. Cao, J. Campbell: "Effect of melt superheating on convection-free precipitation and sedimentation of primary α -Fe phase in liquid Al-11.5Si-0.4Mg alloy", Int. J. Cast Metals Res., 15 (2003) S. 595-608
- S. L. Chen et al. 2003** S. L. Chen, F. Zhang, S. daniel, F.-Y. Xie, S. Y. Yan, Y. A. Chang, R. Schmid-Fetzer, W. A. Oates: „Calculating Phase Diagrams Using PANDAT and PanEngine“, JOM 12/2003, S. 48ff
- X. G. Chen 1990** X. G. Chen: „Kristallisation des Aluminium-Silizium-Eutektikums und Anwendung der thermischen Analyse zur Kontrolle der Veredlung“, Dissertation RWTH Aachen Gießerei-Institut, Verlag Mainz, Aachen, 1990
- X. G. Chen et al. 1992** X. G. Chen, F.-J. Klinkenberg, S. Engler: „Qualitätskontrolle der Aluminiumschmelze- Ein Überblick: Teil 1: Oxidation und Oxidgehalt“, Gießerei-Praxis 1992, Nr. 23/24, S. 375-385
- X. G. Chen et al. 1993** X. G. Chen, F.-J. Klinkenberg, S. Engler: „Qualitätskontrolle der Aluminiumschmelze- Ein Überblick: Teil 2. Wasserstoffaufnahme und Wasserstoffgehalt“, Gießerei-Praxis 1993, Nr. 1/2, S. 14-26
- Z. W. Chen et al. 2005** Z. W. Chen, J. S. Li, W. Q. Jie, L. Liu, H. Z. Fu: „Solidification behaviour of Al-7%Si-Mg casting alloys“, Trans. Nonferrous Met. Soc. China, Vol. 15 (2005)
- A. Cibula 1951** A. Cibula: "The Grain refinement of Aluminium Alloy Castings by Additions of Titanium and Boron", 1319, J.

- 206 -

Inst. Metals, (80) 1951, S. 1-16

- Coba 2005** N. N.: „Cobapress- ein Produktionsverfahren für Automobilteile“, Aluminium 82 (2005), Nr. 3, S. 154-155
- D. L. Colwell,**
R. J. Kissling 1961 D. L. Colwell, R. J. Kissling: „Die and Permanent Mold Casting Aluminum Alloy Minor Elements“, AFS Transactions 69 (1961), S. 610-616
- P. Cooper et al. 2003** P. Cooper, A. Hardman, E. Burhop: „Characteristics of a New Generation of grain refiners for the Foundry Industry“, Light Metals 2003, TMS 2003
- M. M. Diem 2002** M. M. Diem: „Development of a combined hot isostatic pressing and solution heat-treat process for the cost effective densification of critical Aluminum castings“, master thesis, Worcester Polytechnic Institute, 2002
- DIN EN 1706** DIN EN 1706: „Aluminium und Aluminiumlegierungen: Gussstücke, Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften“: 1997-06
- C. M. Dinnis et al. 2004** C. M. Dinnis, M. O. Otte, A. K. Dahle, J. A. Taylor: „The influence of Strontium on porosity Formation in Al-Si Alloys“, Met. and Mat. Trans. A, 35A (2004), 11, S. 3531-3541
- M. Drouzy et al. 1980** M. Drouzy, S. Jacob, M. Richard: „Interpretation of tensile results by means of quality index and probable yield strength“, AFS Int. Cast Metals J., 1980, Nr. 5, S. 43-50
- S. D. McDonald**
et al. 2004 S. D. McDonald, A. K. Dahle, J. A. Taylor, D. H. StJohn: „Modification-related Porosity Formation in Hypoeutectic Al-Si Alloys“, Met. And Mat. Transactions B, 2004, 35B, S. 1097-1106
- A. L. Dons 2003** A. L. Dons: „Alstruc – a model for solidification and homogenisation of industrial aluminium alloys“, Dr. techn. Thesis 2002, Faculty of Science and technology, Dept. of Materials technology, NTNU Trondheim, S. 99ff.
- E. Dunkel 1965** E. Dunkel: „Über die Veredelung eutektischer Aluminium-Silicium-Legierungen unter Berücksichtigung der Praxis“, Gießerei 52 (1965) Nr. 1, S. 8-12

- W. Eichlseder 2004** W. Eichlseder: "Betriebsfestigkeit von Guss- und Schmiedebauteilen", Umdruck zur Vorlesung am Gießerei-Institut der RWTH Aachen, Januar 2004
- A. Fatami, M. Zoroufi 2004** A. Fatami, M. Zoroufi "Fatigue Performance Evaluation of Forged versus Competing Manufacturing Process Technologies: A Comparative Analytical and Experimental Study", Dept. of Mechanical, Industrial and Manufacturing Technology, Univ. of Toledo (OH), FIERF and American Iron and Steel Institute (AISI), Sept. 2004, S. 15
- S. Engler 1970** S. Engler: „Zur Erstarrungsmorphologie von Aluminium-Gusswerkstoffen Teil III: AlSi-Legierungen“, Aluminium 46, 1970, S. 121-126
- S. Engler, L. Heinrichs 1973** S. Engler, L. Heinrichs: „Interdendritische Speisung und Warmrißverhalten am Beispiel von Aluminium-Silizium-Legierungen“, Giessereiforschung 25 (1973) Heft 3, S. 101-113
- S. Engler, R. Ellerbrok 1974** S. Engler, R. Ellerbrok: "Über das Formfüllungsvermögen der Gusswerkstoffe" Giessereiforschung 26 (1974) Heft 4, S. 49- 62
- S. Engler, K. Göckmann 1974** S. Engler, K. Göckmann: „Erstarrungs- und Lunkerverhalten eutektischer Aluminium-Silizium-Legierungen“, Aluminium 50 (1974), S. 712- 718
- S. Engler, G. Schleiting 1978** S. Engler, G. Schleiting: „Erstarrungsmorphologie von Aluminiumlegierungen bei Kokillenguss“, Giessereiforschung 30 (1978), S. 15- 24
- S. Engler, R. Ellerbrok 1975** S. Engler, R. Ellerbrok: "Über das Formfüllungsvermögen von Aluminium-Silizium-Legierungen bei Kokillenguß", Aluminium 51 (1975), Nr. 4, S. 281-284
- E. Erginer, J. Gurland 1970** E. Erginer, J. Gurland: „The influence of composition and microstructure on the strength of cast aluminum-silicon alloys“, Zeitschrift für Metallkunde 61 (1970), S. 606-612
- Q. T. Fang, D. A. Granger 1989** Q. T. Fang, D. A. Granger: „Prediction of pore size due to rejection of hydrogen during solidification of aluminum alloys“, Light Metals 1989, S. 927-935
- F.-J. Feikus 1998** F.-J. Feikus: „Optimisation of Al-Si Cast Alloys for Cylinder Head Applications“, AFS Transactions 98-61, S. 225-231

- M. Fehlbier 2003** M. Fehlbier: „Herstellung, Charakterisierung und Verarbeitung teilflüssiger metallischer Werkstoffe am Beispiel verschiedener Aluminium- und Magnesiumlegierungen“, Dissertation RWTH Aachen Gießerei-Institut: Forschung, Entwicklung, Ergebnisse, Band 37, Shaker Verlag, Aachen 2003
- A. Flesch 2002** A. Flesch: „Optimierung von Gießkammern für den Druckgießprozess“, Dissertation RWTH Aachen Gießerei-Institut: Forschung, Entwicklung, Ergebnisse, Band 33, S. 5, Shaker Verlag, Aachen 2002
- H.-E. Friedrich 2002** H.-E. Friedrich: „Leichtbau und Werkstoffinnovation im Fahrzeugbau“, Automobiltechnische Zeitschrift ATZ, Band 104 (2002) Heft 3, S. 258-266
- S. G. Fries, B. Sundman 2005** S. g. Fries, B. Sundman: „Development of multicomponent thermodynamic databases for use in process modelling and simulations“, Journal of Physics and Chemistry of Solids 66 (2005), S. 226-230
- H. Fuchs, M. Wappelhorst 2003** H. Fuchs, M. Wappelhorst: „Werkstoffentwicklung für Leichtmetall-motorblöcke und Zylinderköpfe“, Gießerei 90, 11/2003, S. 19-23
- R. Fuoco, E. R. Correa 2002** R. Fuoco, E. R. Correa: „Incipient melting during solution heat treatment of Al-Si-Mg and Al-Si-Cu-Mg alloys, AFS Transactions 2002, 02-135, S. 1-17
- C. A. Gandin et al. 2002** **C. A. Gandin, Y. Brechet, M. Rappaz, G. Canova, M. Ashby, H. Shercliff: „Modelling of solidification and heat treatment for the prediction of yield stress of cast alloys“, Acta Materialia, 50 (2002), S. 901-927**
- A. Gangulee, J. Gurland 1967** A. Gangulee, J. Gurland: „On the fracture of silicon particles in aluminum-silicon alloys“, Trans. Met. Soc. AIME 239 (1967), S. 269-272
- M.R. Ghomashchi, A. Vikhrov 2000** M.R. Ghomashchi, A. Vikhrov: „Squeeze Casting: an overview“, Journal of Materials Processing Technology, 2000 Band 101, Heft 1-3, S. 1-9
- M. Garat 1987:** M. Garat: „Aluminiumgußstücke heißisostatisch pressen“, Gießerei 74 (1987) Nr. 13, S. 405 – 409

- Gießerei Verlag 1998** „Aluminium Gusslegierungen“ ed. Verein Deutscher Schmelzhütten, Gießerei Verlag, 1998
- G. Gottstein 1998a** G. Gottstein: „Physikalische Grundlagen der Materialkunde“, Kapitel 6.8.2 „Kriechen“, Springer Verlag 1998, S. 268- 275
- G. Gottstein 1998b** G. Gottstein: „Physikalische Grundlagen der Materialkunde“, Kapitel 6.6. „Festigkeit und Verformung von Vielkristallen“, Springer Verlag 1998, S. 243- 251
- G. Gottstein 1998c** G. Gottstein: „Physikalische Grundlagen der Materialkunde“, Kapitel 6.7.2. „Dispersionshärtung“, Springer Verlag 1998, S. 257- 260
- Gottstein 1998d** G. Gottstein: „Physikalische Grundlagen der Materialkunde“, Kapitel 4.4.3 „Wertigkeitsbestimmte Phasen“, 4.4.4 „Phasen hoher Raumerfüllung“, Springer Verlag 1998, S. 132- 265
- G. Gottstein 1998e** G. Gottstein: „Physikalische Grundlagen der Materialkunde“, Kapitel 6.7.3. „Ausscheidungshärtung“, Springer Verlag 1998, S. 260- 265
- G. Gottstein 1998f** G. Gottstein: „Physikalische Grundlagen der Materialkunde“, Kapitel 9.2.1.4. „Metastabile Phasen“, Kapitel 9.2.1.5 „Aushärtung“, Springer Verlag 1998, S. 380 - 389
- D. A. Granger 1991** D. A. Granger: „Investigation of a Star-like Intermetallic Phase in Occuring in Alloy 339“, AFS transactions 99 (1991) , S. 379-383
- A. L. Greer et al. 2003** A. L. Greer, P.S. Cooper, M. W. Meredith, W. Schneider, P. Schumacher, J. A. Spittle, A. Tronche: “Grain refinement of Aluminium Alloys by Inoculation“, Advanced Eng. Materials 2003, 5, No 1+2, S. 81-91
- K. Greven 2004** K. Greven: „Duktiler Druckguss für sichere Fahrzeuge“, Gießerei 91 (2004) Nr. 8, S. 80- 85
- J. Gröbner et al. 2005** J. Gröbner, D. Mirkovic, R. Schmid-Fetzer: “Thermodynamic aspects of grain refinement of Al-Si alloys using Ti and B“, Mat. Science and Engineering A 395 (2005), S. 10-21
- J. Groß 1992a** J. Groß: „Eigenschaften von Al-Si-Legierungen in unterschiedlichen Behandlungszuständen unter besonderer Beachtung des Gefügeeinflusses auf die Festigkeitswerte und auf das Bruchverhalten“

- 210 -

Dissertation TU Berlin, Wissenschaft und Technik
Verlag 1992, S. 37f

B. Günther, H. Jürgens 1984	B. Günther, H. Jürgens: „Automatisierte Durchführung der thermischen Analyse zur Ermittlung des Keimzustandes von Aluminiumschmelzen und der erzielten Korngröße an Bauteilen aus Aluminiumguß“, Gießerei 71 (1984) 24, S. 928-931
N. Handiak et al. 1987	N. Handiak, J. E. Gruzleski, D. Argo: „Sodium, Strontium and Antimony Interactions During Modification of AS7G03 (A356) Alloys“, Trans. Am. Foundrymen's Soc., 95 (1987), S. 31-38
J. Hansen, F. Beiner 1974	J. Hansen, F. Beiner 1974: „Heterogene Gleichgewichte“, Walter de Gruyter Verlag, Berlin – New York, S. 115
S. Hasse 2001	Stefan Hasse, Gießereilexikon 2001, „Gießbarkeit“, Verlag Schiele und Schön, S. 483,
U. Hecht et al. 2004	U. Hecht, L. Granasy, T. Pusztei, B. Böttger, M. Apel, V. Witusiewicz, L. Ratke, J. Wilde, L. Froyen, D. Camel, B. Brevet, G. Faivre, S. G. Fries, B. Legendre, S. Rex: „Multiphase solidification on multicomponent alloys“, Materials Science and Engineering R 46 (2004), S. 1-49
K. Heeß, F. Söffge 1998	K. Heeß, F. Söffge: „Leichtbau mit Aluminium am Beispiel der Fahrwerke des Porsche Boxter und 911“, VDI Berichte Nr. 1382, 1998, S. 71-89
T. Herfurth, S. Engler 2000	T. Herfurth, S. Engler: „Siliciumsphäroliten – Gemeinsamkeiten von Wachstumsformen des Siliciums und des Graphits in Al-Si- bzw. Fe-C-Basislegierungen“, Gießereiforschung 52 (2000) Nr. 2, S. 49
U. Hielscher et al. 1998	U. Hielscher, H. Sternau, H. Koch, R. Klos: „Neuentwickelte Druckgusslegierung mit ausgezeichneten mechanischen Eigenschaften im Gusszustand“, Gießerei 85 (1998) 3, S. 62-65
W. Hops,	W. Hops, R. S. Kendrick: „Entwicklungen in der

- R. S. Kendrick 2004** Kokillengusstechnologie", Gießerei-Praxis 3/2004, S. 117-119
- P. Hutmann,
S. Kalke 1998** P. Hutmann, S. Kalke: „Stahl, Aluminium und Magnesium im Wettbewerb der Werkstoffe bei der PKW-Entwicklung“, 5. EUROFORUM-Konf. – Werkstoffeinsatz im Automobil, 17.,18.2.1998, Euroforum Düsseldorf, S. 1-11
- INDUGA 2005** Industrieöfen- und Gießerei-Anlagen GmbH & Co. KG, 03/2005 Webseite: <http://www.induga.de>
- W. Jie et al. 2003** W. Jie et al.: „Superheat Treatment of Al-7Si-0,55Mg-Melt and its Influences on the Solidification Structures and the Mechanical properties“, Met. and Mat. Transactions A, 2003, 34A, S. 799-806
- W. Jun et al. 2003** Jun, W., Shuxian, H., Baode, S., Qixin, G., Mitsuhiro N.: „Grain refinement of Al-Si alloy (A356) by melt thermal treatment, Journal of Materials Processing technology 141 (2003), S. 29-34
- U. Jürgens, H.-R.
Meißner 2001** U. Jürgens, H.-R. Meißner, U. Bochum: „Innovation und Beschäftigung im Fahrzeugbau – Trends, Problemstellungen“, Abschlussbericht einer explorativen Studie, Wissenschaftszentrum Berlin für Sozialforschung (WZB), FAST e.V., 2001, WZB Discussionpaper FS II 02-202
- D. Kahn 2000** D. Kahn: „Integriertes Schmelzen, Dosieren und Druckgießen von Magnesiumlegierungen“, Dissertation RWTH Aachen Gießerei-Institut: Forschung, Entwicklung, Ergebnisse, Band 21, S. 24, Shaker Verlag, Aachen 2000
- Y. Kaneko et al.
1980** Y. Kaneko, H. Murakami, K. Kuroda, S. Nakazaki: „Squeeze Casting of Aluminium“, Foundry Trade Journal, 1980 Band 148, Heft 3183, S. 397-411
- R. W. Kaiser 2004** R. W. Kaiser: „Pressgießen hochfester duktiler Bauteile“, Dissertation RWTH Aachen Gießerei-Institut: Forschung, Entwicklung, Ergebnisse, Band 43, S. 4-15, Shaker Verlag, Aachen 2004
- U. R. Kattner 1997** U. R. Kattner: „The Thermodynamic Modeling of Multicomponent Phase Equilibria“, Journal of Metals, JOM, 12/1997, S. 14-19
- L. Kaufman,** L. Kaufman, H. Bernstein: „Computer Calculation of Phase Diagrams with Special Reference to Refractory Metals“,

- 212 -

- H. Bernstein 1970** New York: Academic Press, 1970
- KBM 1996** KBM AFFILIPS B.V.: Produktbeschreibung KBM Affilips Master Alloy "Aluminum-Chrome", 1996
- F.-J. Klinkenberg 1998** F.-J. Klinkenberg: „Wasserstoff und Porosität in Aluminium“, Dissertation RWTH Aachen Gießerei-Institut, Verlag Mainz, Wissenschaftsverlag, Aachen, 1998, S. 87–90
- T. Kattamis 1982** T. Kattamis: „Solidification microstructure of aluminum alloys and its effects on mechanical and corrosion behaviours“, Aluminium 58 (1982), S. 225-229
- H. Kaufmann 1995** H. Kaufmann: „Squeeze Casting und Druckguss: Eigenschaftsvergleich anhand eines Lenkgehäuses“, Gießerei 82 (1995) 5, S. 143-148
- B. J. McKay, P. Schumacher 2004** B. J. McKay, P. Schumacher: „An investigative study of Si-Poisoning in Al-Si Alloys Using the Metallic Glass Technique“, Solidification of Aluminum Alloys, eds. M. G. Chu et al., TMS Annual Meeting 2004, S. 157-166
- L. Kniewallner, W. Menk 2002** L. Kniewallner, W. Menk: „Leichtbau im Fahrwerk von Personenkraftwagen und Nutzfahrzeugen – Trend zu Aluminium oder auch weiterhin Chancen für Gusseisen“ Gießerei Rundschau 49-2002, Nr. 5/6, S. 76-80
- L. Kniewallner, W. Menk 2003** L. Kniewallner, W. Menk: „Aluminium-Sandguss für Fahrwerksteile und Aggregateträger“, Gießerei 90 (2003) Nr. 5, S. 76-81
- J. F. Knott et al. 2000** J. F. Knott, P. Bowen, J. Luo, H. Jiang, H. L. Sun: „The structural integrity of cast aluminium automotive components subjected to fatigue loads“, Materials Science Forum Vols. 331- 337 (2000), S. 1401-1412
- H. Koch et al. 2000** H. Koch, R. Klos, U. Hielscher: „Eisenarme Aluminium-Druckgußlegierungen als Substitutionswerkstoff für Stahlblechkonstruktionen im Automobilbau“, Gießerei-Praxis 4/2000, S. 148-152
- H. Koch 2000** H. Koch: „Beitrag zur Kornfeinung von untereutektischen Aluminium-Gusslegierungen: Anwendung eines neuen Kornfeiners und Erfahrungen aus der Praxis“, Z. Metallkunde 91 (2000) 10, S. 826-830
- H. Koch 2004** H. Koch: „Optimierung der Duktilität im Gusszustand von Silafont-36 (AlSi9MgMn)“, Gießerei 91 (2004) 4, S. 20-25

- S. A. Kori et al. 1999** S. A. Kori, B. S. Murty, M. Chakraborty: "Influence of silicon and magnesium on the grain refining in aluminium alloys", Mat. Science and Technology, 9/1999, S. 986-992
- KSM 2006** KSM Castings GmbH, 01/2006
Webseite: www.ksm-castings.com
- D. Kube 2000** D. Kube : „Einfluss der Wanddicke auf die Zugfestigkeit und die Bruchdehnung von in Sand gegossenen AlSi-Legierungen“, Dissertation RWTH Aachen Gießerei-Institut, Shaker Verlag 2000, Berichte aus der Werkstofftechnik, S. 6ff
- H. Lowak, K. Vollrath 2001** H. Lowak, K. Vollrath: "Aluminium-Schmiedeteile mit hochinteressanten Leichtbauoptionen", Maschinenmarkt 32/2001, S. 11-16
- L. Lu et al. 2004** L. Lu, K. Nogita, S. D. McDonald, A. K. Dahle: „Eutectic Solidification and its Role on Casting Porosity Formation“, JOM 11/2004, S. 52-57
- MAGMA 2001** N.N. (MAGMA GmbH): Handbuch zum Simulationsprogramm MAGMASoft®, 2001
- R. I. Mackay, J. E. Gruzleski 1998** R. I. Mackay, J. E. Gruzleski: „Quantification of magnesium in 356 alloy via thermal analysis“, Int. J. Cat Metals Res. 1998, 10, S. 255-265
- J. Marcantonio, L. F. Mondolfo 1971** J. Marcantonio, L. F. Mondolfo: "Grain refinement in Aluminum Alloyed with Titanium and Boron", Metallurgical Transactions, 2 (1971), S. 546ff
- K. M. Martinez et al. 1998** K. M. Martinez, C. W. Ramsay, D. R. Askeland: "Einfluss von Schlichte auf die thermische Ermüdung von Kokillen für Aluminiumguss", Gießerei-Praxis 11/1998, S. 442f
- W. Menk et al. 1992** W. Menk, M. O. Speidel, R. Döpp: „Die thermische Analyse in der Praxis der Aluminiumgießerei“, Gießerei 79 (1992) 4, S. 125-134
- M. Menge et al. 2005** M. Menge, D. Rath, T. Zeuner: „New Chassis Components as Aluminium Castings“, Automobiltechnische Zeitschrift ATZ, Band 107 (2005), Heft 3, S. 194- 197
- Mercer 2002** Mercer Management Consulting: „Automobile Technology 2010, Technological changes to the automobile and their consequences for manufacturers, component suppliers and equipment manufacturers“, Studie (2002)

- W. M. Meredith** W. M. Meredith, J. Worth, R. G. Hamerton 2000: Mater. Sci. Forum 2002, S. 396-402, 107
- et al. 2000**
- R. Minichmayr,
W. Eichlseder 2003** R. Minichmayr, W. Eichlseder : „Lebensdauerberechnung von Gussbauteilen unter Berücksichtigung des lokalen Dendritenarmabstandes und der Porosität“, Gießerei 90 (2003) Nr. 5, S. 70- 75
- M. H. Mulazimoglu et al. 1996** M. H. Mulazimoglu, A. Zaluska, J. E. Gruzleski, F. Paray: "The effect of strontium on the Mg₂Si precipitation process in 6201 Aluminum Alloy", Metall. Mater. Trans. A, 1998, 28A, S. 1289-1295
- M. H. Mulazimoglu et al. 1997** M. H. Mulazimoglu, A. Zaluska, J. E. Gruzleski, F. Paray: "Electron Microscope Study of Al-Si-Fe Intermetallics in 6201 Aluminum Alloy", Metall. Mater. Trans. A, 1998, 28A, S. 1289-1295
- P. Molodovan,
G. Popescu 2004** P. Molodovan, G. Popescu: "The Grain Refinement of 6063 Aluminum Using Al-5Ti-1B and Al-3Ti-0.15C Grain Refiners", JOM 11/2004, S. 59-61
- L. F. Mondolfo 1976** L. F. Mondolfo: „Aluminum Alloys: Structure and Properties“, Butterworths, London/Boston, 1976
- L. F. Mondolfo 1990** L. F. Mondolfo: "Manganese in Aluminium Alloys", The Manganese Centre, Neuilly sur Seine, France, 1990, S. 1-35
- K. Müller 1996** K. Müller: "Möglichkeiten der Gefügebeeinflussung eutektischer und naheutektischer Al-Si-Legierungen unter Berücksichtigung der mechanischen Eigenschaften", Dissertation TU Berlin, VDI-Verlag , Düsseldorf, 1996
- M. Murakami et al. 1979** M. Murakami, Y. Kaneko, K. Kuroda et al.: „Squeeze Casting of Aluminium“, Konferenz Einzelbericht, 10. Int. Pressure Die Casting Conference, 1979, St. Louis (USA), Paper-No. GT79-044
- S. Murali et al. 1994** S. Murali, K. S. Raman, K. S. Murthy: " Effect of trace Additions (Be, Cr, Mn and Co) on the mechanical properties and Fracture toughness of Fe- containing Al-7Si-0,3Mg Alloy", Cast Metals 6, (1994) 4, S. 189-198
- G. Nagel,** G. Nagel, R. Portalier: „ Structural modification of

- R. Portalier 1980** Aluminium-Silicon Alloys by Antimony treatment", AFS Int. Cast Metals Journal, 12/1980, S. 2-6
- L. A. Narayanan 1994** L. A. Narayanan: "Crystallisation and dissolution studies of iron intermetallics in Al-Si alloys", Ph. D. Thesis, Mc Gill University, Montreal, 1994, S. 80-145
- E. Neuwirth 2004** E. Neuwirth: „Kokillenguss hat Zukunft- bewährtes Gießverfahren innovativ nutzen“, Gießerei 91 (2004) Nr. 8, S. 82-85
- E. Neuwirth 2005** E. Neuwirth 2005: Formschön, funktional und hoch beanspruchbar, Gusskonstruktionen als Alternative zu Schweißkonstruktionen, Gießerei 92 (2005) Nr. 6, S.76- 78
- S. Nishido et al. 2004** S. Nishido, M. Kaneso, T. Kobayashi, H. Toda: "Role of Si particle damage on fatigue characteristics of cast Al-Si alloys", Int. J. of Cast Metals Res. 17 (2004), Nr. 6, S. 345-250
- K. Nogita et al. 2005** K. Nogita, P.L. Schaffer, S. D. McDonald, L. Lu, A. K. Dahle: "Modification of Al-Si alloys", Aluminium 81 (2005) 4, S. 320-335
- E. Ogris et al. 2002** E. Ogris, H. Lüchtiger, P. J. Uggowitzer: "SST – ein Fortschritt im Wärmebehandeln von Aluminium-Silicium-Gußlegierungen", Giessereiforschung 54 (2002), Nr. 3, S. 97-99
- E. Ogris et al. 2003** E. Ogris, A. Wahlen, H. Lüchtiger, P. J. Uggowitzer: „Silicon Spheroidisation Treatment für Aluminium-Silicium-Legierungen – Entwicklung und Anwendung“, Gießereiforschung 55 (2003) Nr. 1, S. 14-17
- T. Ohmi, M. Kudoh 1994** T. Ohmi, M. Kudoh: „Control of primary crystal size of semi-solid hypoeutectic Al-Si alloy by slurry-melt mixing process, J. Jpn. Inst. Metals 58 (1994) S. 1311-1317
- K. J. Oswalt, M. S. Misra 1981** K. J. Oswalt, M. S. Misra: „Dendrite Arm Spacing (DAS): A nondestructive test to evaluate tensile properties of premium quality aluminum alloy (Al-Si-Mg) Castings, Int. J. Cast Metals res., 3/1981, S. 23-40
- V. Páramo et al. 2000** V. Páramo, R. Colás, E. Velasco, S. Valtierra: "Spheroidization of the Al-Si Eutectic in a Cast Aluminum Alloy", Journ. of Materials Engineering and Performance, Vol 9 (6) Dec. 2000, S. 616- 622
- W. Patterson,** W. Patterson, H. Brand: „Über das Formfüllungsvermögen

- H. Brand 1960** im System Aluminium-Silizium“, Gießerei, Techn.-Wissenschaftl. Beihefte 10/1960 S. 1-3
- W. Patterson, S. Engler 1961** W. Patterson, S. Engler: „Einfluss des Erstarrungsablaufs auf das Speisungsvermögen von Gusslegierungen“, Gießerei 48 (1961), Heft 21, S. 633-638
- PCT/DE2006/001525** PCT/DE2006/001525 „Al-Gusslegierungen“, internat. Anmeldung zur Patentierung beim Dt. Patent- und Markenamt, 2006
- E. Piwowarsky 1951** E. Piwowarsky: „Gußeisen“, „Hochwertiges Gußeisen (Grauguß), seine Eigenschaften und die physikalische Metallurgie seiner Herstellung“, Springer-Verlag, 2. Auflage 1951, S.210ff.
- R. Pöttgen, R. D. Hoffmann 2004** R. Pöttgen, R. D. Hoffmann: „The role of Magnesium in Intermetallics and related Compounds“, Metall 58 (2004) 9, S. 557-561
- J. Popov et al. 1999** J. Popov, G. Georgiev, L. Drenchev, K. Daskalov, Y. Arsov, P. Stoyanov, T. Zeuner, A. Bührig-Polaczek, P. R. Sahm: „A comprehensive approach to the mathematical modelling of counter pressure casting of high quality details“, Gießereiforschung 51 (1999) Nr. 1, S. 21-33
- W. Potthoff, I. Bogner 1990** W. Potthoff, I. Bogner: „Die Zukunft der Gießerzeugnisse aus der Sicht der Abnehmer“, Gießerei 77 (1990) Nr. 14, S. 463ff
- C. Ravi, C. Wolverton 2005** C. Ravi, C. Wolverton: „Comparison of Thermodynamic Databases for 3xx and 6xxx Aluminum Alloys“, Met. And Mat. Trans. A, 36A (2005), S. 2013-2022
- W. Reif 1998** W. Reif: „75 Jahre Kornfeinung: Marschroute Spitzen-Technik“, Metall 52 (1998), Nr. 3, S. 120-130
- G. Ruff et al. 2001** G. Ruff, T. E. Prucha, J. Barry, D. Patterson: „Pressure Counter Pressure Casting (PCPC) for Automotive Aluminum Structural Components, SAE Technical Paper 2001-01-0411
- P. R. Sahm et al. 1998a** P. R. Sahm, S. Engler, X. G. Chen et al.: Gießereiskript, 5. Auflage 1998, Kapitel 18.3 „Gießen in Dauerformen“, Gießerei-Institut der RWTH Aachen
- P. R. Sahm et al. 1998b** P. R. Sahm, S. Engler, X. G. Chen et al.: Gießereiskript, 5. Auflage 1998, Kapitel 22.1 „Aluminium-Gusswerkstoffe“,

Gießerei-Institut der RWTH Aachen

- P. R. Sahm et al. 1998c** P. R. Sahm, S. Engler, X. G. Chen et al.:
Gießereiskript, 5. Auflage 1998, Kapitel 11
„Erstarrungsverhalten“ und Kapitel 12 „Gießtech-
nologische Eigenschaften“, Gießerei-Institut der RWTH
Aachen
- A. Saigal,
J. T. Berry 1987** A. Saigal, J. T. Berry: „A Finite Element Method Analysis of
the Effect of Chilling and Modification on Localized Yielding
and Crack Initiation in Al-Si-Alloys“, AFS Transactions 92
(1987), S. 703-708
- Saint Jean Ind. 2005** Saint Jean Industries 11/2005, Webseite: <http://www.st-ji.com>
- A. M. Samuel,
F. H. Samuel 1997** A. M. Samuel, F. H. Samuel: „Modification of iron
intermetallics by magnesium and strontium in Al-Si alloys“,
Int. J. Cast Metals Res. 10 (1997), S. 147-157
- A. M. Samuel et al.
2001** A. M. Samuel, F. H. Samuel, C. Villeneuve, H. W. Doty, S.
Valtierra: „Effect of trace elements on β -Al₅FeSi
characteristics, porosity and tensile properties of Al-Si-Cu
(319) cast alloys, Int. J. Cast metals Res. 14 (2001), S. 97-
120
- E. Schaberger
et al. 2000** E. Schaberger, F. Grote, A. Schievenbusch: „Farbätzung
und Bildanalyse – Ein Weg zur Charakterisierung von
Gefügen innovativer Gusswerkstoffe“, Praktische
Metallographie 8, S. 419-434
- P. L. Schaffer et al.
2004** P. L. Schaffer, Arnberg, A. K. Dahle: „Influence of
segregated TiB₂ Grain Refining Particles on the Morphology
of Al-Si Eutectic in Al-7wt% Si Alloys“, Scripta Materialia,
submitted 2004
- G. Schindelbacher et
al. 2003** G. Schindelbacher, T. Pabel, H. Rockenschaub: „Effects of
hipping and local chills on mechanical properties of Al-
alloys“, Conf. Proc., Paper on 43rd Foundry Conference in
Portoroz, 18th-19th Sept. 2003, S. 70-79
- M. Schlotterbeck 2001** M. Schlotterbeck: „Verfahrenstechnik Warmkammer mit
Anwendungsbeispielen“, VDG-Seminar „Einführung in das
Druckgießen“, Vortrag 1, 07.02.2001
- W. Schneider et al.** W. Schneider, W. Vogel und H. Baldering:
„Wärmebehandlung von Aluminium-Gußlegierungen für

- 1990** Druck und Kokillenguss“, Gießerei 77, 1990, S. 693 - 699
- W. A. Schneider et al. 2003** W. A. Schneider, T. E. Quested, A. L. Greer, P.S. Cooper: “ A Comparisopn on the Family of AlTiB Refiners and their Ability to Achieve a fully Equiaxed Grain Structure in DC Casting”, Light Metals 2003, TMS 2003
- W. Schneider 2005** W. Schneider: „Highly stressed automotive engines of aluminium – Challenges for the casting technology and material development“ Gießereiforschung 57 (2005) Nr. 2, S. 2-6
- Spectro 2004** Spectro, Webseite: www.spectro-ai.com, „Produkte / Stationäre Metallanalysatoren“, Juli 2004
- P. Schumacher et al. 1998** P. Schumacher, A. L. Greer, J. Worth, P. V. Evans, M.A. Kearns, P. Fisher, A. H. Green: “New studies of nucleation mechanisms in aluminium alloys: implications for grain refinement practise”, Mat. Science and Technology, 5/1998, S. 394-404
- P. Schumacher 2003** P. Schumacher: „Keimbildungsmechanismen während der Kornfeinung von Al-Si Legierungen“, Gießerei-Rundschau 50 (2003), Heft 9/10, S. 228-230
- M. K. Surappa et al. 1986** M. K. Surappa, E. Blank, J. C. Jaquet: “Effect of macro-porosity on the strength and ductility of cast Al-7Si-0,3Mg alloy”, Scripta Metallurgica 20 (1986), S. 1281-1286
- T. Schwartz 2001** T. Schwartz: “ Verfahrenstechnik Kaltkammer mit Anwendungsbeispielen“, VDG-Seminar „Einführung in das Druckgießen“, Vortrag 2, 07.02.2001
- G. Shaokang, et al. 1999** G. Shaokang, S. Ningfu, S. Guangxin: „Effect of melt pretreatment on the microstructures and their properties in hypereutectic Al-Si alloy, J. Zhengzhou Ind. Univ. 20 (2) 1999, S. 5-8
- R. E. Spear, G. R. Gardener 1963** R. E. Spear, G. R. Gardener: “ Dendrite cell Size”, Modern Casting, 5 /1963, S. 209-215
- J. A. Spittle et al. 1997** J. A. Spittle, J. M. Keeble, M. Al Meshhedani, in “Solidification Processing1997”, eds. J. Beech und H. Jones, Sheffield, UK (1997), S. 272f

- S. S. Sreeja Kumari et al. 2002** S. S. Sreeja Kumari, R. M. Pillai, B. C. Pai: „Effect of iron in Al-7Si-0,3Mg Alloy”, Indian Foundry Journal, 48 (2002) 1, S. 27-31
- A. Stich, H.-G. Haldenwanger 1999** A. Stich, H.-G. Haldenwanger: „Vergleich verschiedener Herstellverfahren für Fahrwerkskomponenten aus Aluminium – Beispiel: Lagerbock der Audi-Hinterachse, DVM-Tag, 1999 Deutscher Verband für Materialprüfung (DVM) 1999, S. 227-241
- F. Sturz 2003** F. Sturz: „Gießen heute – Bedeutung des Verfahrens und seiner Werkstoffe“, Ferrum 2003, Nr. 75, S. 78-84
- C. M. Styles, P. A. S. Reed 2000** C. M. Styles, P. A. S. Reed: “Fatigue of an Al-Si-Gravity Die Casting Alloy”, Materials Science Forum Vols. 331-337 (2000), S. 1457-1462
- F. Romankiewicz 2000** F. Romankiewicz: „Kornfeinung von Aluminium mit AlTi6C0,1, Z. Metallkunde 91 (2000) 10, S. 822-825
- P. A. Rometsch et al. 2001** P. A. Rometsch, G. B. Schaffer, J. A. Taylor: „Mass balance characterisation of Al-7Si-Mg alloy microstructures as a function of solution treatment time“, Int. J. Cast Metals Res. 14 (2001), S. 59-69
- J. Tamminen 1988** J. Tamminen: “Thermal Analysis for investigation of Solidification Mechanisms in Metals and Alloys”, Doctoral Dissertation 1988, Dept. of Structural Chemistry, University of Stockholm, Sweden
- J. A. Taylor et al. 2000** J. A. Taylor, D. H. St. John, J. Barresi, M. J. Couper: “influence of Mg-Content on the Microstructure and Solid Solution Chemistry of Al-7%Si-Mg Casting Alloys During Solution Treatment”, Mat. Science Forum Vols. 331-337 (2000), S. 277-282
- H. M. Tensi, H. Fuchs 1983** H. M. Tensi, H. Fuchs: „Beeinflussung der mech. Eigenschaften von Al-Si-Gusslegierungen durch Erstarrungsparameter und Gefügestruktur“, Gießereiforschung 35 (1983), S. 61-68
- Thermo-Calc 2006** Thermo-Calc: Webpage des thermodyn. Modellierungsprogramms “Thermo-Calc”, <http://www.thermocalc.com>, 3/2006

- G. Trenda 2005** G. Trenda: „Lösungen für duktilen Druckguss“, Druckgusspraxis 5/2005, S. 191-194
- G. Trenda,
A. Kraly 2005** G. Trenda, A. Kraly: „Optimierung der mechanischen Eigenschaften von AlMgSi-Druckgusslegierungen“, Gießerei 92 (2005) 7, S. 67-71
- H. Unckel 1963** H. Unckel: „Über die Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften zweiphasiger Legierungen vom Gefüge“, Zeitschrift für Metallkunde 54 (1963), S. 525-538
- VAW-IMCO 2004** VAW-IMCO: „Aluminium Gusslegierungen“, VAW-IMCO Guss und Recycling GmbH, Grevenbroich, 2004
- VDG 1998** VDG-Weiterbildung: „Praxislehrgang Thermische Analyse für Aluminium-Legierungen, Schulungsunterlagen, Düsseldorf 1998
- R.M. Voigt,
R. D. Bye 1991** R.M. Voigt, R. D. Bye: „Microstructural aspects of fracture in A356“, AFS Transactions 99 (1991), S. 33-50
- V. Voje, A. L. Dons 2001** V. Voje, A. L. Dons: „The type of Fe- and Mn-bearing particles in Al-7%Si foundry alloys, and the effect on the brittleness“, Aluminium 77 (2001) 4, S. 284-287
- H. Wallentowitz
et al. 2003** H. Wallentowitz, K.-H. von Zengen, T. Parr, R. Wohlecker, D. Wynands: „Leichtbaupotenzial eines aluminiumintensiven Fahrzeugs“ Automobiltechnische Zeitschrift ATZ, 105 (2003), S. 278-285
- Y. Wang, Y. Xiong 2000** Y. Wang, Y. Xiong: „Effects of Beryllium in Al-Si-Mg-Ti cast alloy“, Materials Science and Engineering A 280 (2000), S. 124-127
- M. Wappelhorst
et al. 2005** M. Wappelhorst, H.-J. Hageböling, H. Schwendner: „Einteilig gegossene Aluminium-Achsträger“, Automobiltechnische Zeitschrift ATZ, Band 107 (2005), Heft 2, S. 118-125
- B. Wendinger 2000** B. Wendinger: „Serial production of net shaped and weldable structural components by processing thixoalloy“, Proceedings of the 6th International Conference of Semi-Solid-Processing of Alloys and Composites, Torino, Sept. 2000, S. 73-78

- A. Wilm 1911** A. Wilm: „Physikalisch-metallurgische Untersuchungen über magnesiumhaltige Aluminiumlegierungen“, Metallurgie 8 (1911), S. 225ff
- G. Wolf, P. Haensel 2005** G. Wolf, P. Haensel: „Gießerei Jahrbuch 2005“, Band 1, ed. Verein Deutscher Gießereifachleute, Gießerei-Verlag GmbH, Düsseldorf 2004, S. 323ff
- L. Würker,**
T. Zeuner 2005 L. Würker, T. Zeuner: „Radführende Bauteile, hergestellt im CPC-Verfahren“, Gießerei 92 (2005), S. 30-35
- T. Zeuner 1998** T. Zeuner: „Entwicklung gegossener, lokal verstärkter Leichtbau-Bremsscheiben für den schnellfahrenden Schienenverkehr“, Dissertation RWTH Aachen Gießerei-Institut: Forschung, Entwicklung, Ergebnisse, Band 3, Shaker Verlag, Aachen 1998
- J. Zengyun et al. 1995** J. Zengyun: „Effects of denucleation and melt temperature treatment on solidification process, structure and mechanical properties of aluminium alloys, Ph. D. Dissertation, Northwestern Polytechnical University, Xi'an, 1995
- E. Zschech 1996** E. Zschech: „Metallkundliche Prozesse bei der Wärmebehandlung aushärtbarer Aluminiumlegierungen“, HTM 51 (1996) 3, S. 137-144

P a t e n t a n s p r ü c h e

1. Vorderachsträger (10) für Kraftfahrzeuge, bei dem jeweils zwei in Fahrzeuglängsrichtung (F) voneinander beabstandete Aufnahmen (12, 14) für die Lagerstellen zur Schwenklagerung je eines von zwei Radführungsgliedern, wie Quer- bzw. Dreieckslenker; und Aufnahmen (16, 18) zur Befestigung des Vorderachsträgers (10) als vorgefertigte Einheit mitsamt vormontierten Aggregaten am Fahrzeugaufbau vorgesehen sind, sowie wenigstens einzelne der nachfolgend angeführten Aufnahmen für

- die Befestigung des Lenkgetriebes (Aufnahmen 20)
- die Befestigung des Stabilisators (Aufnahmen 22)
- die Lagerung einer Pendelstütze (Aufnahmen 24)

und der Vorderachsträger (10) als mit diesen Aufnahmen (12, 14, 16, 18, 20, 22, 24) einstückiges und diese untereinander verbindendes Bauteil hergestellt ist.

2. Vorderachsträger (10) für Kraftfahrzeuge, insbesondere nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet**, dass die Aufnahmen derart miteinander verbunden sind, dass im Vorderachsträger (10) gewichtsreduzierende Aussparungen in Form von Durchbrüchen (46) und/oder einseitig offenen Aushöhlungen (30) verbleiben, ohne dass die Fahrwerkskinematik nachteilig beeinflusst wird.

3. Vorderachsträger (10) für Kraftfahrzeuge, insbesondere nach Anspruch 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet**, dass wenigstens einzelne der Aufnahmen wenigstens teilweise über stabförmige und/oder flächenförmige Verbindungselemente (26, 36) im Vorderachsträger (10) integriert und/oder miteinander verbunden sind.

4. Vorderachsträger (10) für Kraftfahrzeuge, insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 3, **dadurch gekennzeichnet**, dass wenigstens einzelne der Aufnahmen wenigstens teilweise über offenprofilförmige Verbindungselemente (36), insbesondere solche mit im Wesentlichen T-, U-, V-, L-, X-, Y- und/oder Doppel-T-förmigen Querschnitt, integriert und/oder miteinander verbunden sind.
5. Vorderachsträger (10) für Kraftfahrzeuge, insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 4, **dadurch gekennzeichnet**, dass die offenprofilförmigen Verbindungselemente (36) verschieden, vorzugsweise horizontal oder vertikal, ausgerichtet sind.
6. Vorderachsträger (10) für Kraftfahrzeuge, insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 5, **dadurch gekennzeichnet**, dass einzelne Schenkel der offenprofilförmigen Verbindungselemente (36) als Verstärkungsrippen ausgelegt sind.
7. Vorderachsträger (10) für Kraftfahrzeuge, insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 6, **dadurch gekennzeichnet**, dass die Verbindungselemente (26, 36) zusätzliche Verstärkungsrippen, -gurte, -sicken, -wulste, -stege und/oder -durchbrüche aufweisen.
8. Vorderachsträger (10) für Kraftfahrzeuge, insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 7, **dadurch gekennzeichnet**, dass die in Fahrtrichtung (FR) hintere Aufnahme (12) zur Lagerung jedes der Radführungsglieder zumindest annähernd vertikal zur Fahrzeuglängsachse (F) beabstandete Aufnahmeglieder (12a, 12b) besitzt, zur umgreifenden Halterung des in Fahrtrichtung (FR) hinteren Lagers am Radführungsglied, wobei die Aufnahmeglieder (12a, 12b) über eine U-förmige Lasche (40) miteinander verbunden und im Vorderachsträger (10) integriert sind.

9. Vorderachsträger (10) für Kraftfahrzeuge, insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 8, **dadurch gekennzeichnet**, dass die Lasche (40) wenigstens teilweise, vorzugsweise auf ihrer Außenseite, einen verstärkten Rand (44) aufweist.

10. Vorderachsträger (10), insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 9 **dadurch gekennzeichnet**, dass die Lasche (40) über wenigstens ein Verbindungselement mit einer ersten Aufnahme (16) für Befestigungsmittel zur Festlegung des Vorderachsträgers (10) am Fahrzeugaufbau verbunden ist.

11. Vorderachsträger (10), insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 10, **dadurch gekennzeichnet**, dass die Laschen (40) mit den ersten Aufnahmen (16) am sowie die ersten Aufnahmen (16) untereinander über ein einziges stabförmiges oder offenprofilförmiges Verbindungselement verbunden sind, wobei das offenprofilförmige Verbindungselement vorzugsweise einen U-förmigen Querschnitt hat.

12. Vorderachsträger (10), insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 11, **dadurch gekennzeichnet**, dass an dem die ersten Aufnahmen (16) untereinander verbindenden Verbindungselement, vorzugsweise auf der entgegen der Fahrtrichtung (FR) weisenden Seite, wenigstens eine, vorzugsweise zwei Aufnahmen (50) für Befestigungsmittel zur Festlegung der Abgasanlage vorgesehen sind.

13. Vorderachsträger (10), insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 12, **dadurch gekennzeichnet**, dass die Aufnahmen (50) für Befestigungsmittel zur Festlegung der Abgasanlage und/oder die ersten Aufnahmen (16) in und/oder an der entgegen der Fahrtrichtung (FR) weisenden Seitenwand, die durch einen der Schenkel des U-förmigen Verbindungselement gebildet ist, und/oder an und/oder in einer daran anschließenden flächigen Verstärkungslippe (52) integriert sind .

14. Vorderachsträger (10), insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 13, **dadurch gekennzeichnet**, dass das die ersten Aufnahmen (16) untereinander verbindende Verbindungselement in und/oder entgegen der Fahrtrichtung (FR) an seiner Unterseite eine flächige, im Wesentlichen horizontal angeordnete Verstärkungslippe (52) aufweist.

15. Vorderachsträger (10), insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 14, **dadurch gekennzeichnet**, dass innerhalb des die Aufnahmen (12), Laschen (40) und/oder ersten Aufnahmen (16) verbindenden profilförmigen Verbindungselements Verstärkungsrippen (54) vorgesehen sind, die vorzugsweise zickzackförmig von einer Seitenwand zur anderen Seitenwand und/oder vorzugsweise von den in und/oder an der einen Seitenwand angeordneten Aufnahmen (16, 50) vorzugsweise schräggestellt und/oder vorzugsweise gegenläufig zur gegenüberliegenden Seitenwand führen.

16. Vorderachsträger (10), insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 15, **dadurch gekennzeichnet**, dass die die Aufnahmeglieder (12a, 12b) verbindende Lasche (40) über ein Verbindungselement mit der in Fahrtrichtung (FR) angeordneten Aufnahme (20) für die Befestigung des Lenkgetriebes verbunden ist.

17. Vorderachsträger (10), insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 16, **dadurch gekennzeichnet**, dass die Aufnahme (20) für die Befestigung des Lenkgetriebes über ein vorzugsweise zumindest teilweise stabförmiges Verbindungselement mit der in Fahrtrichtung (FR) angeordneten zweiten Aufnahme (18) zur Befestigung des Vorderachsträgers (10) am Fahrzeugaufbau verbunden ist, welche (18) ihrerseits vorzugsweise in einem Ausleger (34) integriert unmittelbar mit der in Fahrtrichtung (F) vorderen Aufnahme (14) zur Lagerung jedes der Radführungsglieder verbunden ist.

18. Vorderachsträger (10), insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 17, **dadurch gekennzeichnet**, dass an dem die Aufnahme (20) für die Befestigung des Lenkgetriebes mit der zweiten Aufnahme (18) bzw. dem Ausleger (34) verbindenden Verbindungselement eine der Aufnahmen (22) für die Befestigung des Stabilisators angebunden ist.

19. Vorderachsträger (10), insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 18, **dadurch gekennzeichnet**, dass die in Fahrtrichtung (FR) vordere Aufnahme (14) zur Lagerung jedes der Radführungsglieder zwei zumindest annähernd in Fahrzeuglängsrichtung (F) beabstandete Aufnahmeglieder (14a, 14b) besitzt, zur U-förmig umgreifenden Halterung des in Fahrtrichtung (FR) vorderen Lagers am Radführungsglied, wobei das eine Aufnahmeglied (14a) vorzugsweise unmittelbar an den Ausleger (34) der Aufnahme (18) anschließt und das andere Aufnahmeglied (14b) innerhalb des kurzen Schenkels einer L-förmigen Lasche (56), die mit ihrem nicht das Aufnahmeglied aufweisenden Ende vorzugsweise an den Ausleger (34) anschließt, integriert ist.

20. Vorderachsträger (10) für Kraftfahrzeuge, insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 19, **dadurch gekennzeichnet**, dass die Lasche (56) wenigstens teilweise, vorzugsweise auf ihrer Außenseite, einen verstärkten Rand aufweist.

21. Vorderachsträger (10), insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 20, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Ausleger (34) eine Aussparung aufweist, die einseitig oder beidseitig eingebracht ist.

22. Vorderachsträger (10), insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 21, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Ausleger (34) eine durchgehende Aussparung (58) aufweist.

23. Vorderachsträger (10), insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 21, **dadurch gekennzeichnet**, dass innerhalb der Aussparung (58) eine Aufnahme (22) für die Befestigung des Stabilisators vorgesehen ist, die bei einer durchgehenden Aushöhlung vorzugsweise über einen Steg (48) an die Innenwand des Auslegers (34) angeschlossen ist oder bei einer nicht durchgehenden Aushöhlung in der verbleibenden Fläche integriert und vorzugsweise an der Innenwand des Auslegers (34) direkt angeordnet und/oder vorzugsweise mit wenigstens einer Versteifungsrippe versehen mit der oder den Innenwänden oder Versteifungsflächen des Auslegers (34) verbunden ist.

24. Vorderachsträger (10), insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 23, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Vorderachsträger (10) in Querrichtung ein die Ausleger (34) verbindendes Versteifungselement (60) aufweist, in dem oder an dem die Aufnahme (24) für die Lagerung der Pendelstütze angeordnet ist.

25. Vorderachsträger (10), insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 24, **dadurch gekennzeichnet**, dass das Versteifungselement (60) stabförmig ausgebildet ist.

26. Vorderachsträger (10), insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 25, **dadurch gekennzeichnet**, dass das Versteifungselement (60) offenprofilförmig, insbesondere mit im Wesentlichen T-, U-, V-, oder L-förmigen Querschnitt ausgebildet ist, wobei vorzugsweise die Kanten und Ränder des Versteifungselements verstärkt sind.

27. Vorderachsträger (10), insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 26, **dadurch gekennzeichnet**, dass an dem Versteifungselement (60) auf der in und/oder entgegengesetzt der Fahrtrichtung (FR) weisenden Seite eine oder mehrere horizontal angeordnete, flächige Verstärkungslippen (28) angeordnet sind.

28. Vorderachsträger (10), insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 27, **dadurch gekennzeichnet**, dass die horizontal angeordnete Verstärkungslippe (28) eben ausgebildet ist.
29. Vorderachsträger (10), insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 28, **dadurch gekennzeichnet**, dass die horizontal angeordnete Verstärkungslippe (28) in einer Ebene unterhalb der in den Aufnahmegliedern (14a, 14b) vorgesehenen Bohrungen (32) angeordnet ist.
30. Vorderachsträger (10), insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 29, **dadurch gekennzeichnet**, dass eine der Aufnahmen (20) für die Befestigung des Lenkgetriebes über ein vorzugsweise stabförmiges Verbindungselement mit dem Versteifungselement (60) verbunden ist.
31. Vorderachsträger (10), insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 30, **dadurch gekennzeichnet**, dass die erste Aufnahme (16) zur Befestigung des Vorderachsträgers (10) am Fahrzeugaufbau das hintere Ende des Vorderachsträgers (10) bildet.
32. Vorderachsträger (10), insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 31, **dadurch gekennzeichnet**, dass die Aufnahme (24) für die Lagerung der Pendelstütze ein in Richtung einer der ersten Aufnahmen (16) verlaufendes Verbindungselement aufweist und mit dieser (16) direkt oder indirekt verbunden ist.
33. Vorderachsträger (10), insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 32, **dadurch gekennzeichnet**, dass die Aufnahme (24) für die Lagerung der Pendelstütze über ein Verbindungselement mit einer der Aufnahmen (20) für die Befestigung des Lenkgetriebes verbunden ist.

34. Vorderachsträger (10), insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 33, **dadurch gekennzeichnet**, dass das Versteifungselement (60) an den zu den Auslegern führende Enden Knotenpunkte (42) aufweist, in denen wenigstens einzelne, vorzugsweise mehrere vorzugsweise stabförmige Verbindungselemente zusammenlaufen.

35. Vorderachsträger (10), insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 34, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Vorderachsträger (10) aus Leichtmetall, vorzugsweise aus einer Aluminium-Legierung, hergestellt ist.

36. Vorderachsträger (10), insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 35, **dadurch gekennzeichnet**, dass das Bauteil in einem Leichtmetall-, vorzugsweise Aluminiumgussverfahren, besonders bevorzugt im Kokillengussverfahren, hergestellt ist.

37. Vorderachsträger (10) für Kraftfahrzeuge, insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 36, **dadurch gekennzeichnet**, dass die Fläche der durch die Verbindungselemente begrenzten Aussparungen in Draufsicht auf den Vorderachsträger (10) größer ist als die in Draufsicht auf den Vorderachsträger (10) nicht durchgängige Fläche des Vorderachsträgers (10).

38. Vorderachsträger (10) für Kraftfahrzeuge, insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 37, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Vorderachsträger (10) zwei Aufnahmen (20) für die Befestigung des Lenkgetriebes aufweist.

39. Vorderachsträger (10) für Kraftfahrzeuge, insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 38, **dadurch gekennzeichnet**, dass die Aufnahmen (20) für die Befestigung des Lenkgetriebes und/oder die Aufnahmen (22) für die Befestigung des Stabilisators an die stabförmigen Verbindungselemente (26) über Stege (48) angebunden sind.

40. Vorderachsträger (10) für Kraftfahrzeuge, insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 39, **dadurch gekennzeichnet**, dass wenigstens einzelne der Aufnahmen über stabförmige Verbindungselemente fachwerkartig im Vorderachsträger integriert sind.

41. Vorderachsträger (10) für Kraftfahrzeuge, insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 40, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Vorderachsträger (10) aus einer Al-Gusslegierung besteht, die mindestens fünf der nachfolgend angeführten Legierungsbestandteile

Si:	2,5 bis 3,3, vorzugsweise 2,7 bis 3,1 Gew.-%
Mg:	0,2 bis 0,7, vorzugsweise 0,3 bis 0,6 Gew.-%
Fe:	< 0,18, vorzugsweise 0,05 bis 0,16 Gew.-%
Mn:	< 0,5, vorzugsweise 0,05 bis 0,4 Gew.-%
Ti:	< 0,1, vorzugsweise 0,01 bis 0,08 Gew.-%
Sr:	< 0,03, vorzugsweise 0,01 bis 0,03 Gew.-%
Sonstige:	< 0,1 Gew.-%

enthält, wobei zusätzlich Cr in einer die Festigkeit der Legierung steigernden Menge als weiterer Legierungsbestandteil enthalten ist, jeweils zu 100 Gew.-% mit Al ergänzt.

42. Vorderachsträger (10) für Kraftfahrzeuge, insbesondere nach einem der Ansprüche 1 bis 20, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Vorderachsträger (10) aus einer Al-Gusslegierung besteht, die mindestens fünf der nachfolgend angeführten Legierungsbestandteile enthält:

Si:	2,5 bis 3,3, vorzugsweise 2,7 bis 3,1 Gew.-%
Mg:	0,2 bis 0,7, vorzugsweise 0,3 bis 0,6 Gew.-%
Fe:	< 0,18, vorzugsweise 0,05 bis 0,16 Gew.-%

Mn: < 0,5, vorzugsweise 0,05 bis 0,4 Gew.-%
Ti: < 0,1, vorzugsweise 0,01 bis 0,08 Gew.-%
Sr: < 0,03, vorzugsweise 0,01 bis 0,03 Gew.-%
Cr: 0,3 bis 1,3, vorzugsweise 0,4 bis 1,0,
besonders bevorzugt 0,5 bis 0,8 Gew.-%
Sonstige: < 0,1 Gew.-%
und jeweils zu 100 Gew.-% mit Al ergänzt.

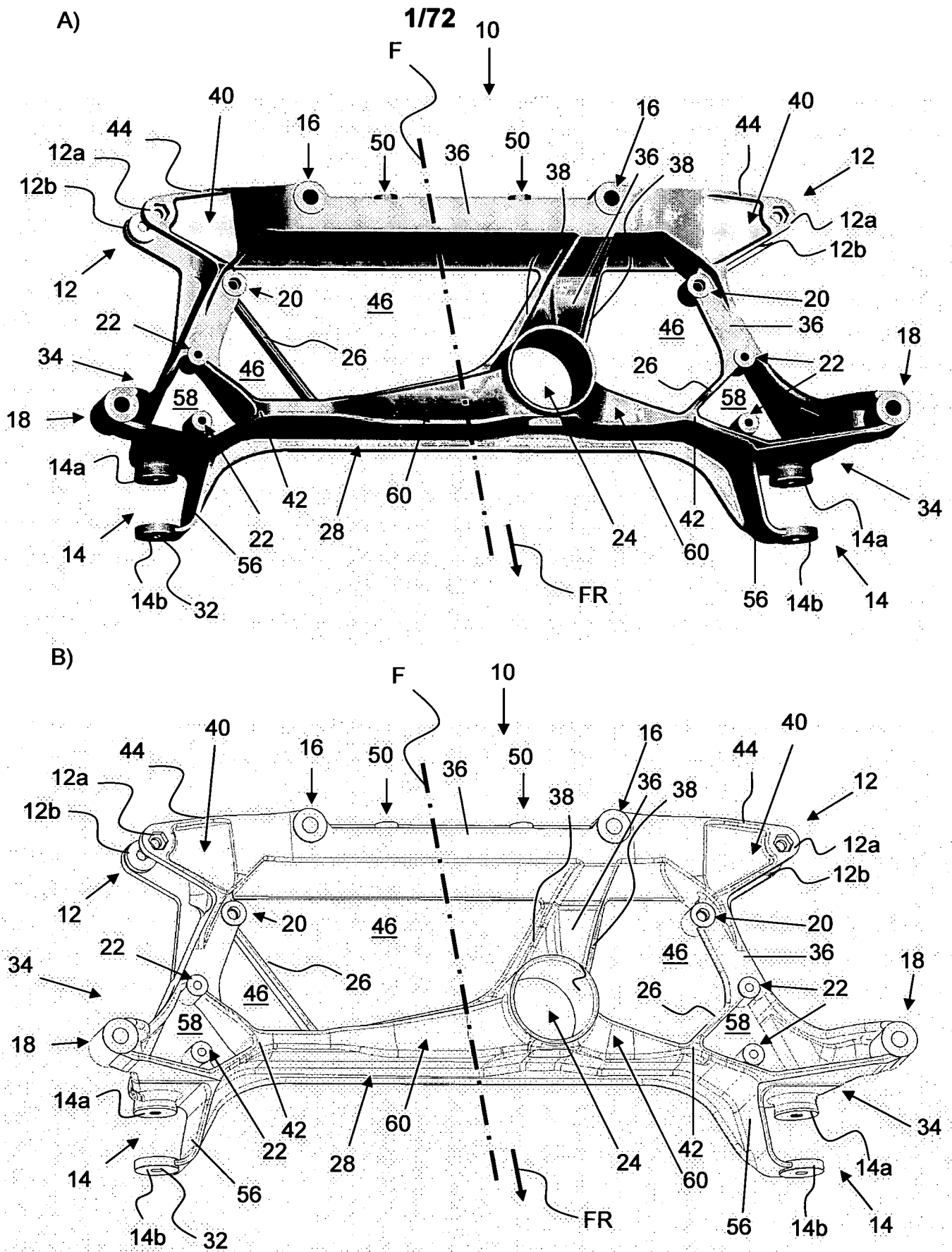
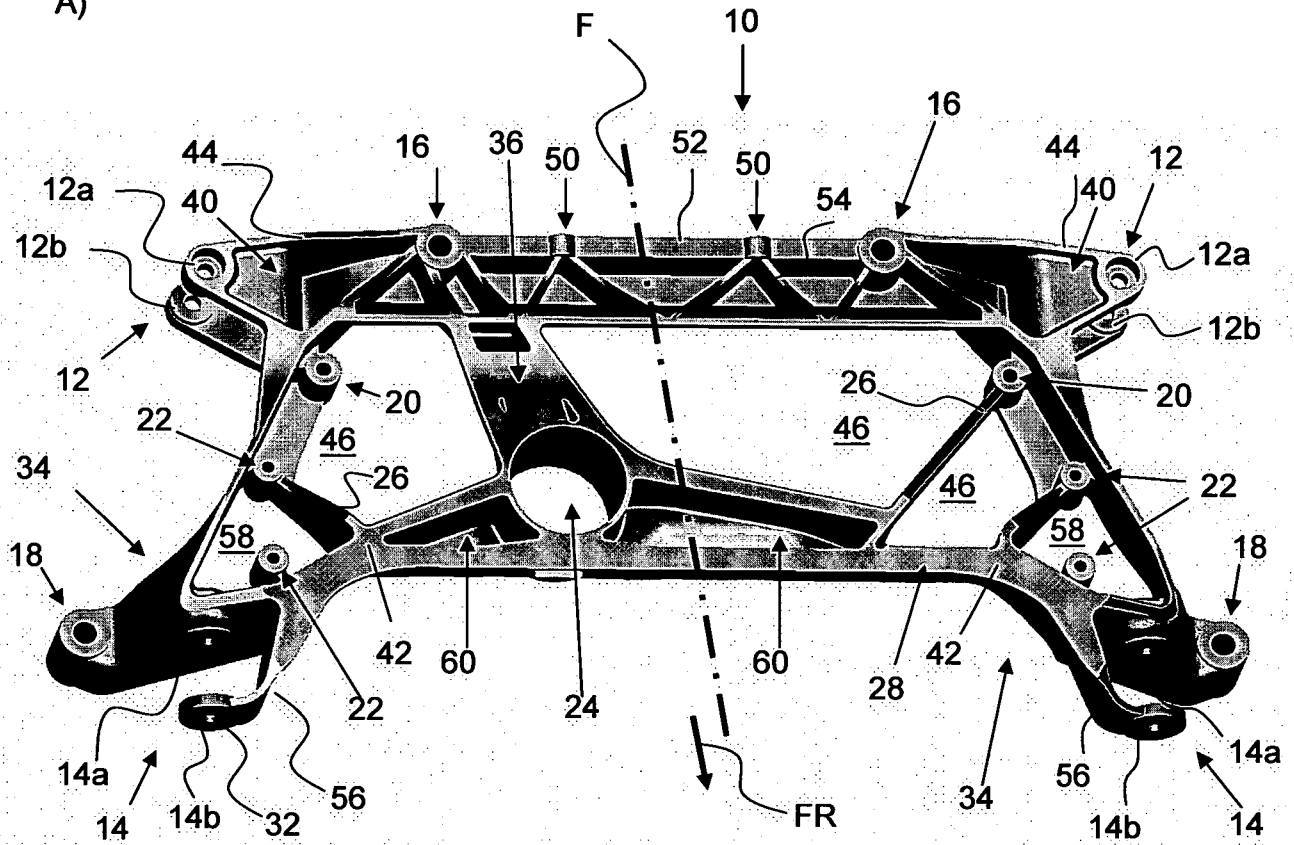


FIG. 1

2/72

A)



B)

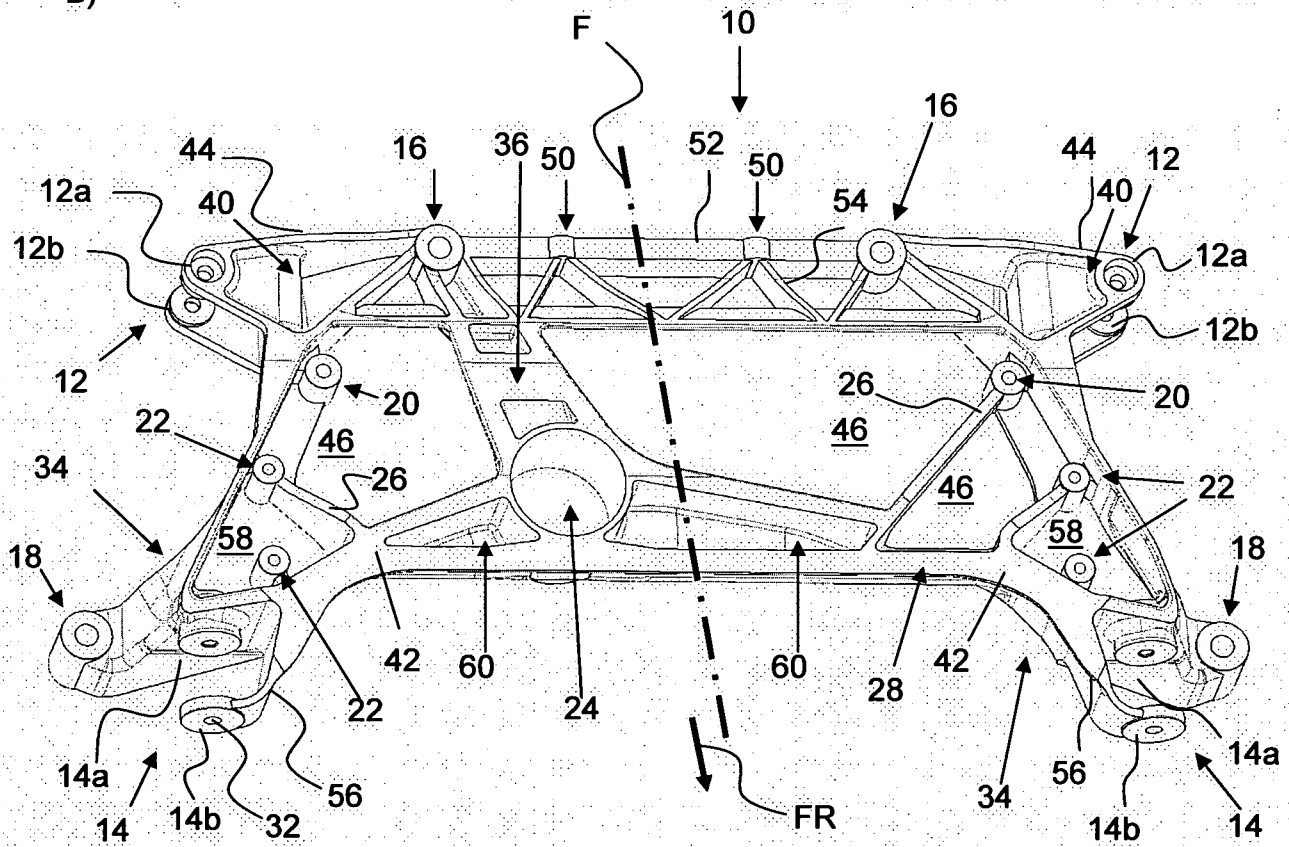


FIG. 2

3/72

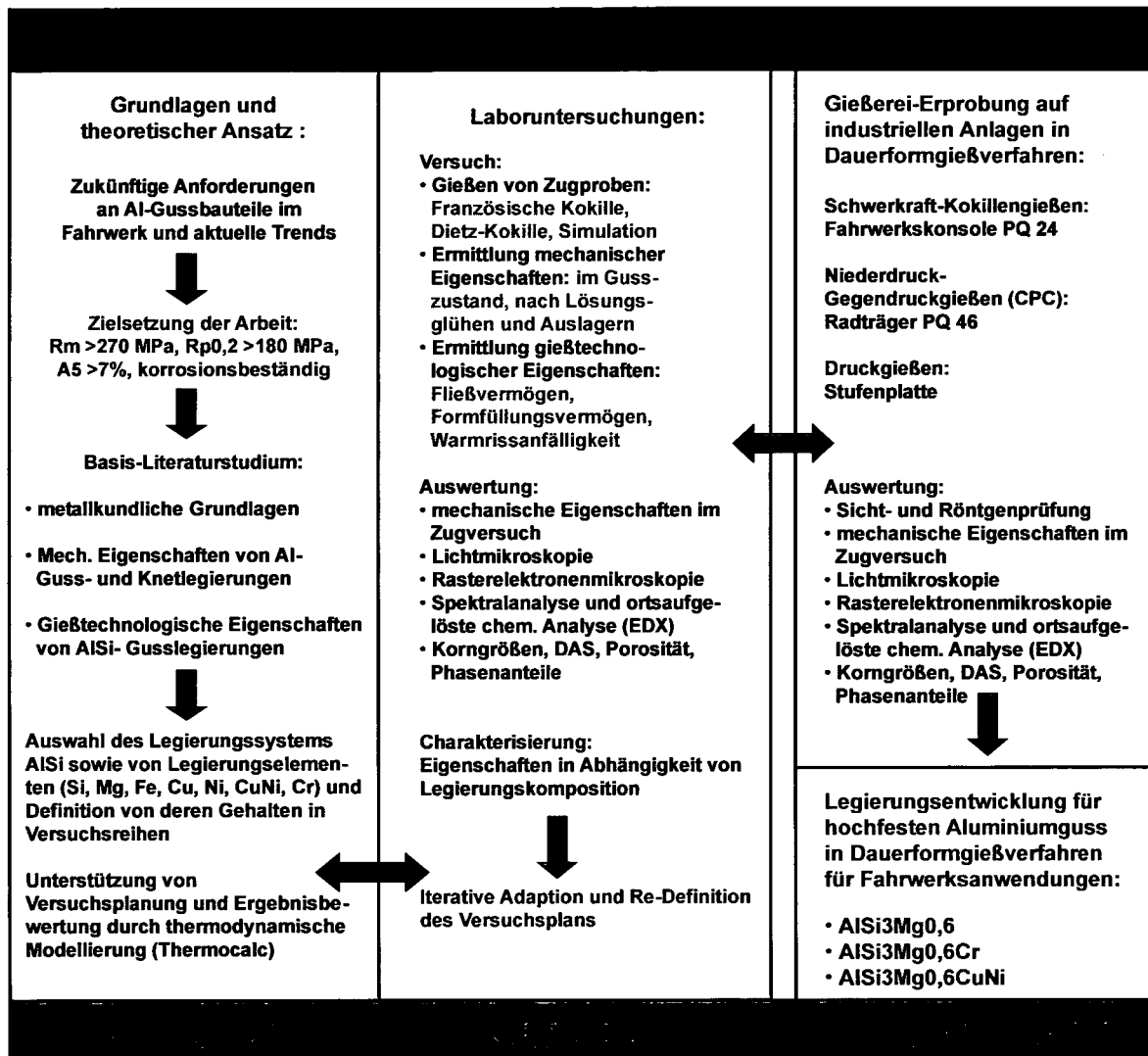


Bild 0.1

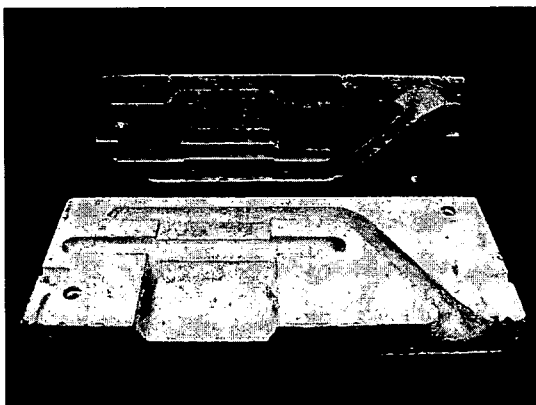


Bild 0.2

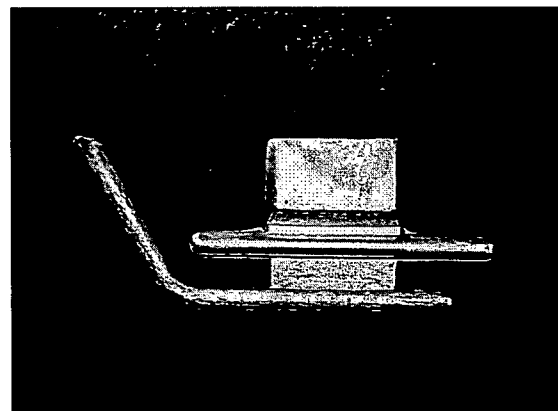


Bild 0.3

4/72

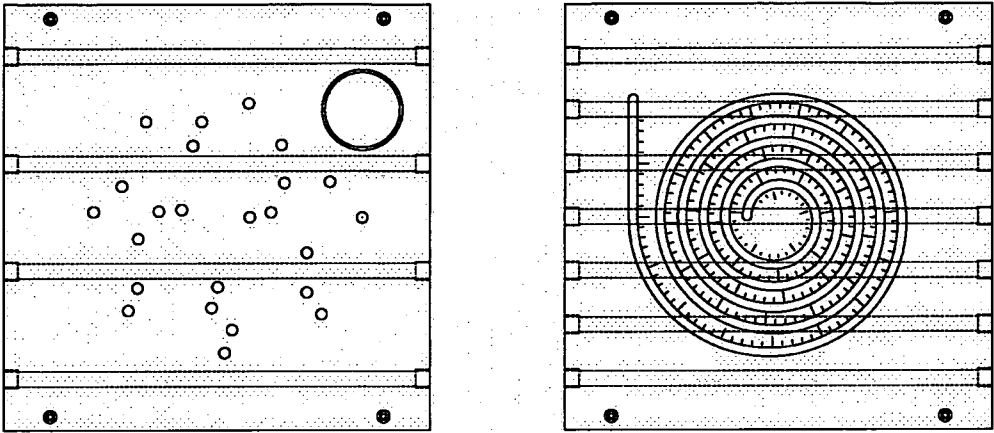


Bild 0.4

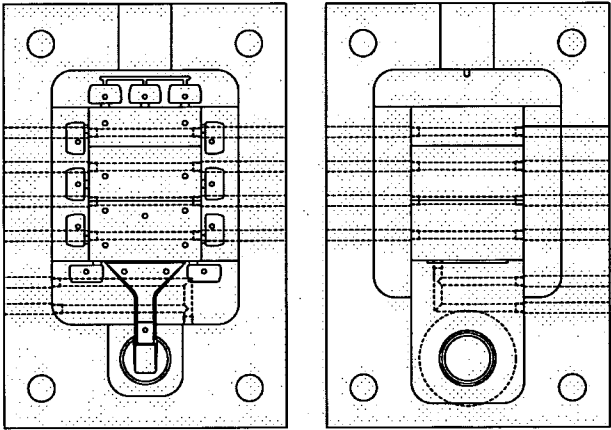
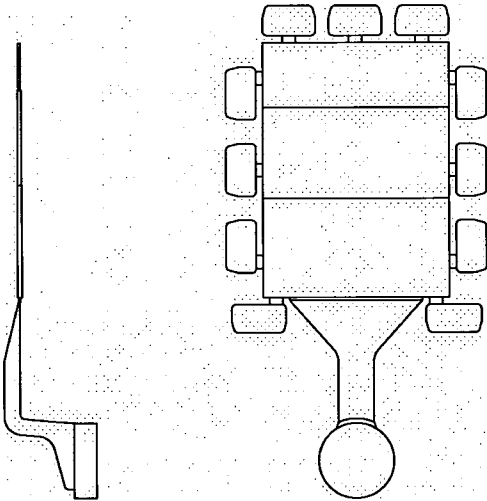


Bild 0.5

Bild 0.6



5/72

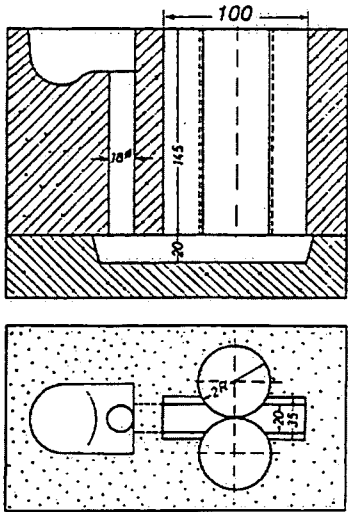


Bild 0.7

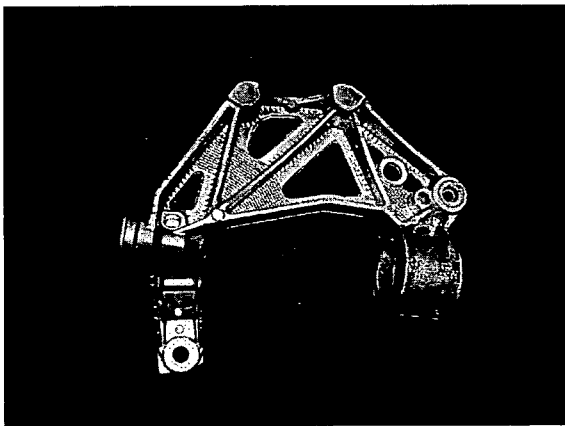


Bild 0.8

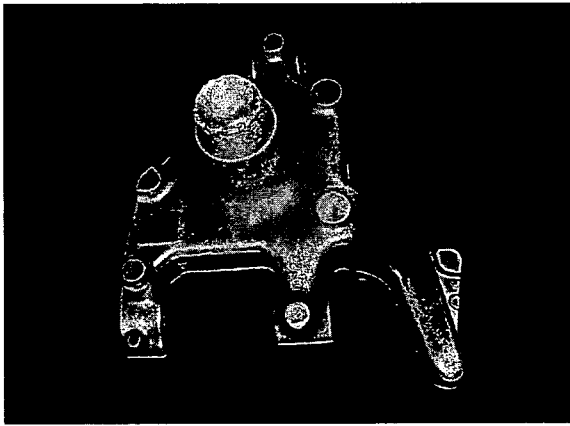


Bild 0.9

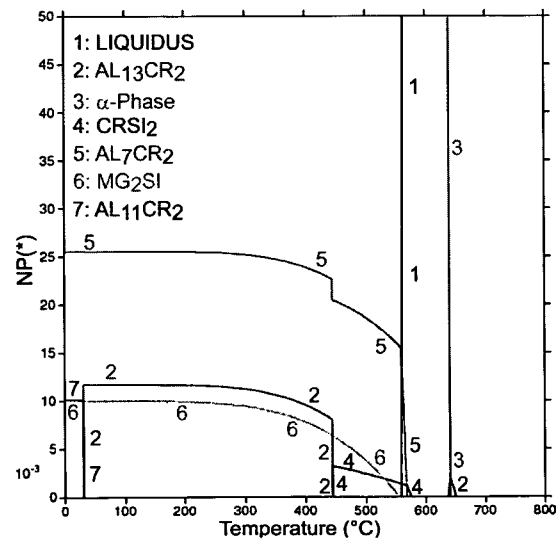


Bild 0.10

6/72

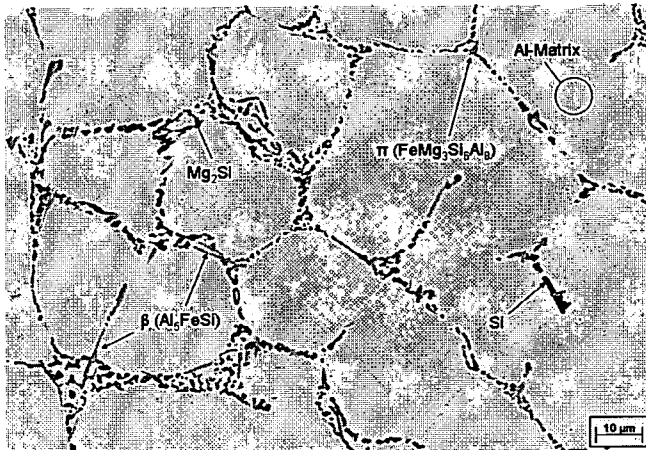


Bild 0.11

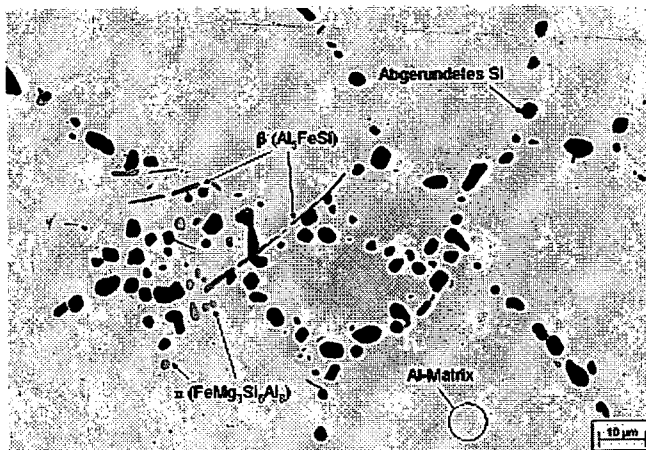


Bild 0.12



Bild 0.13

7/72

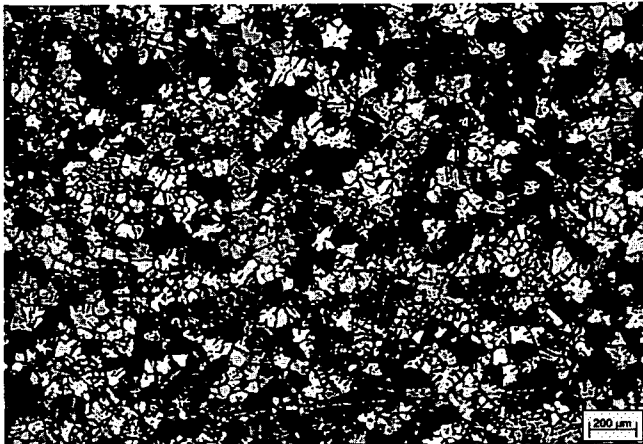


Bild 0.14

Mech. Eigenschaften der Legierung AISi3Mg0,6-B im Vergleich zu AISi7Mg im
Niederdruck-Gegendruck-Gießverfahren - PQ 46

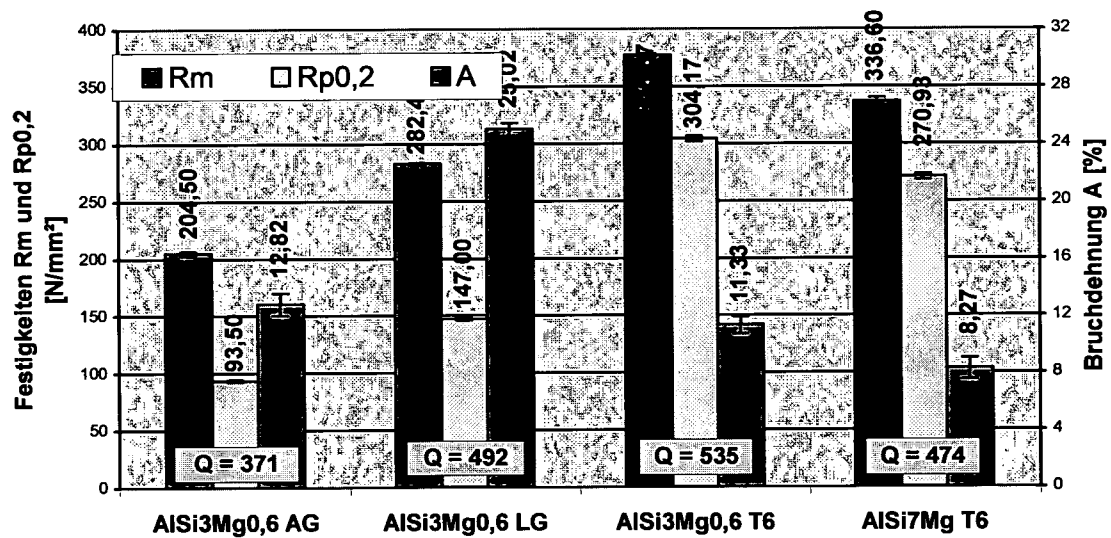


Bild 0.15

8/72

Mech. Eigenschaften der Legierung AISi3Mg0,6-B
im Vergleich zu AISi7Mg und AISi11Mg
im Schwerkraft-Kokillengießverfahren - PQ 24

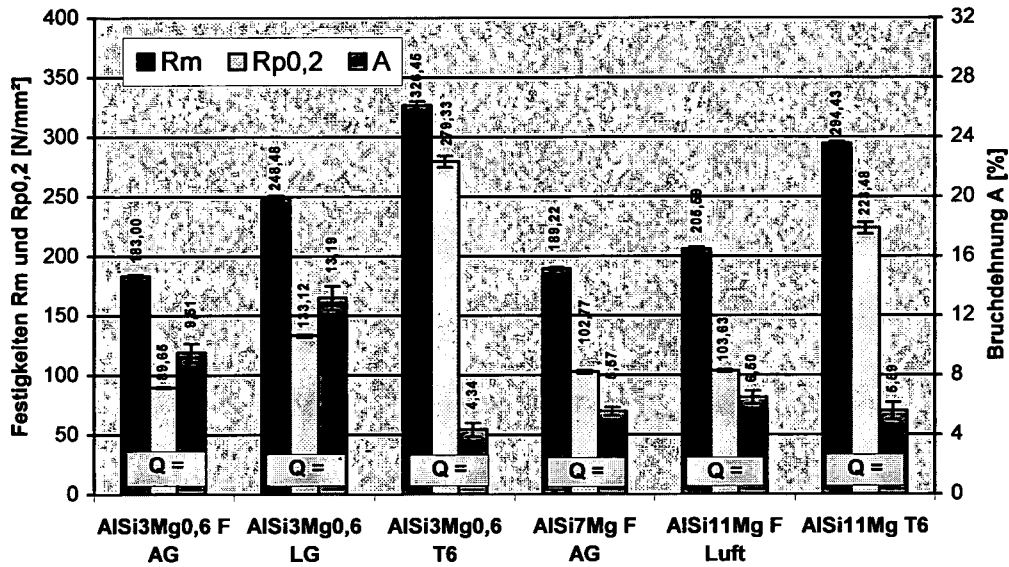


Bild 0.16

Mechanische Eigenschaften französischer Zugproben aus der
Legierung AISi3Mg0,6Cu0,3Ni1,0-1,5 nach T6-Wärmebehandlung
ermittelt im Warmzugversuch bei 200°C

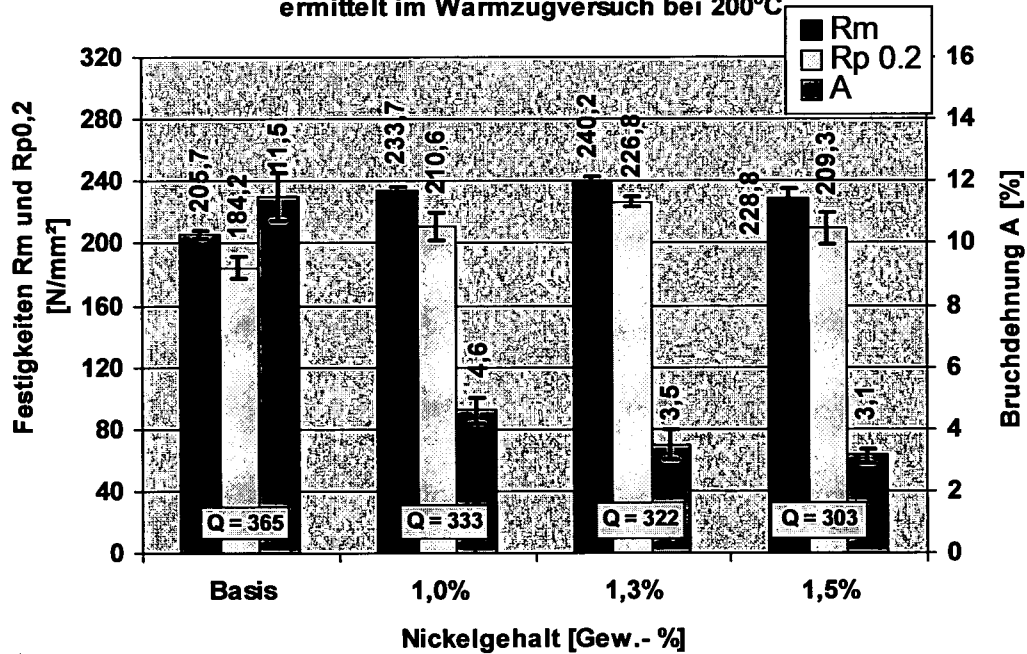


Bild 0.17

9/72

**Mechanische Eigenschaften der Französischen Zugproben
der Legierung AlSi3Mg0,6Cr0,1- 0,7 nach T6-Wärmebehandlung**

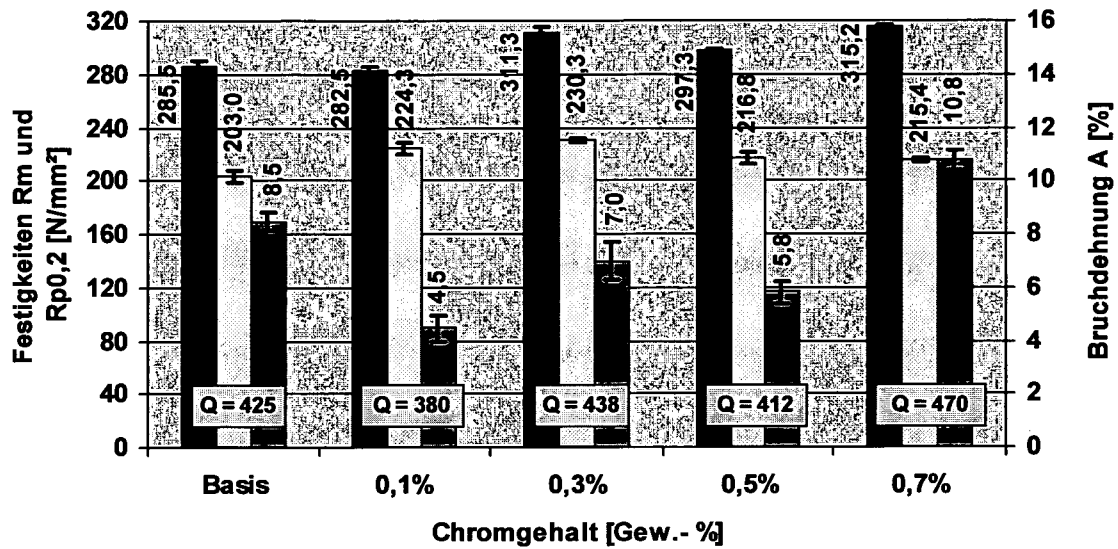


Bild 0.18

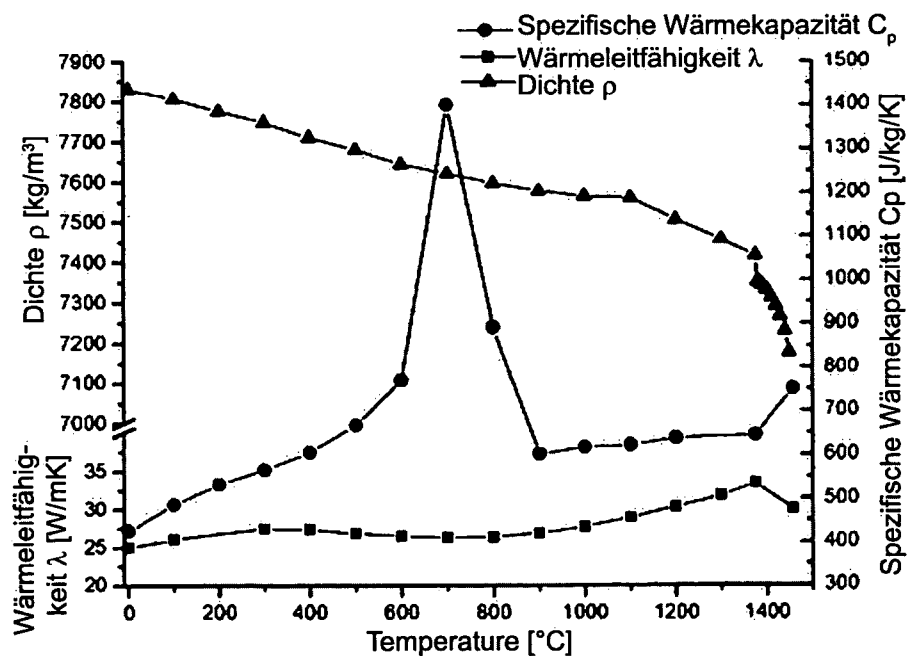


Bild 2.1

10/72

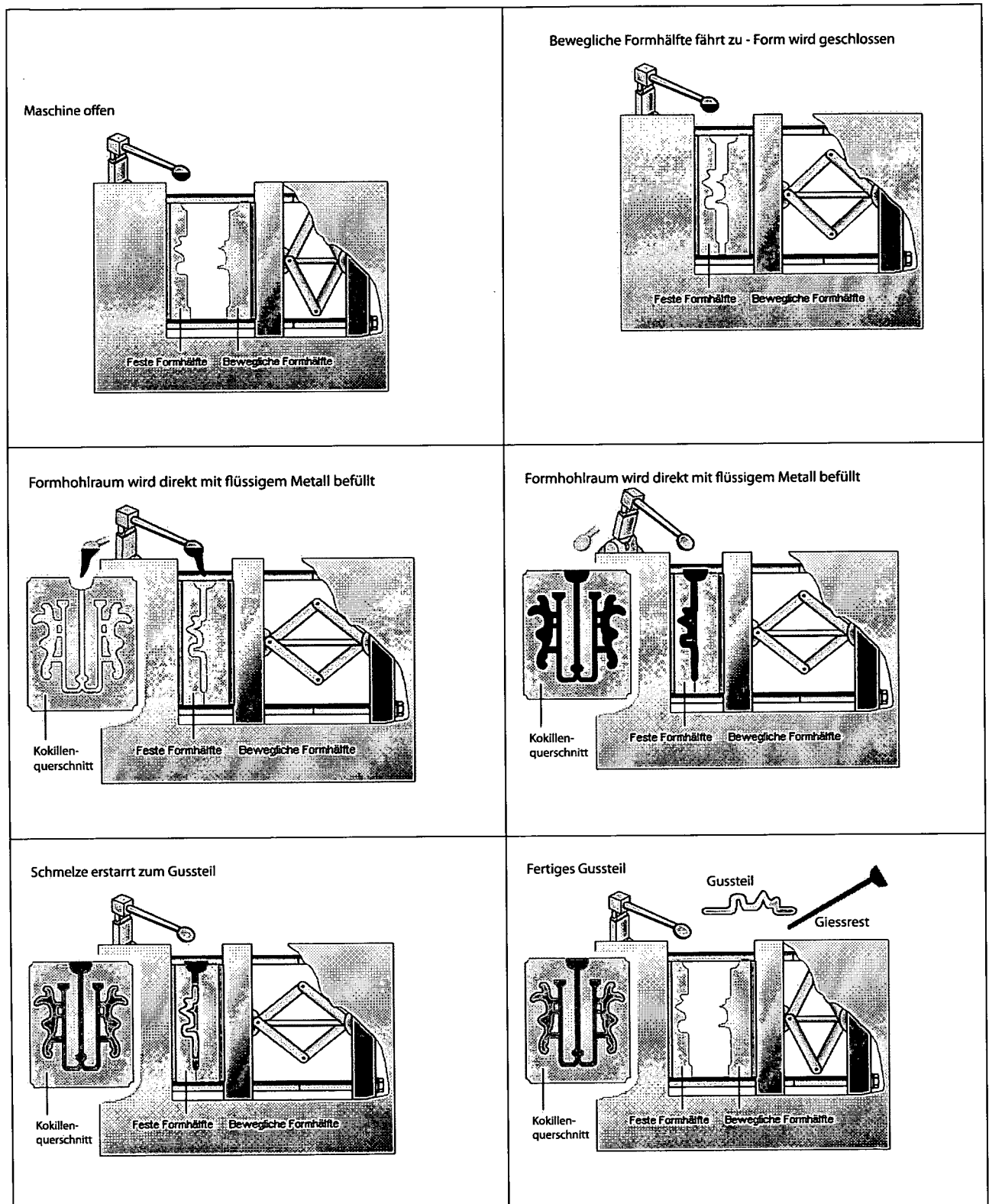


Bild 2.2

11/72

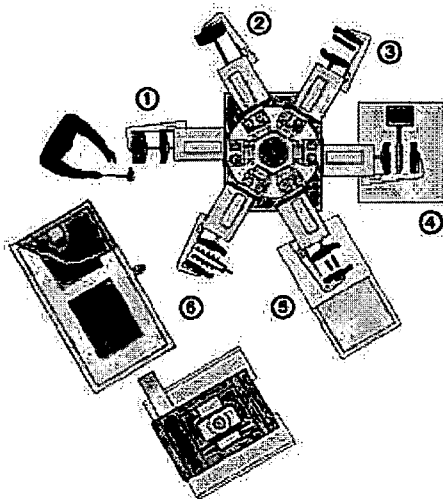


Bild 2.3

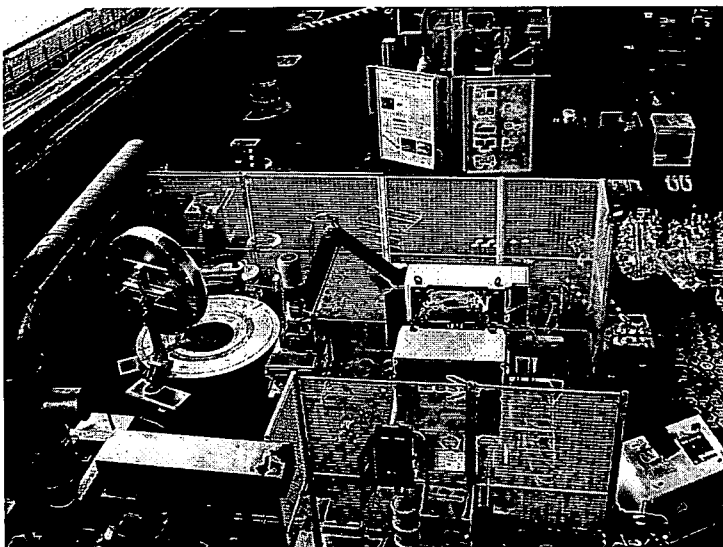


Bild 2.4

12/72

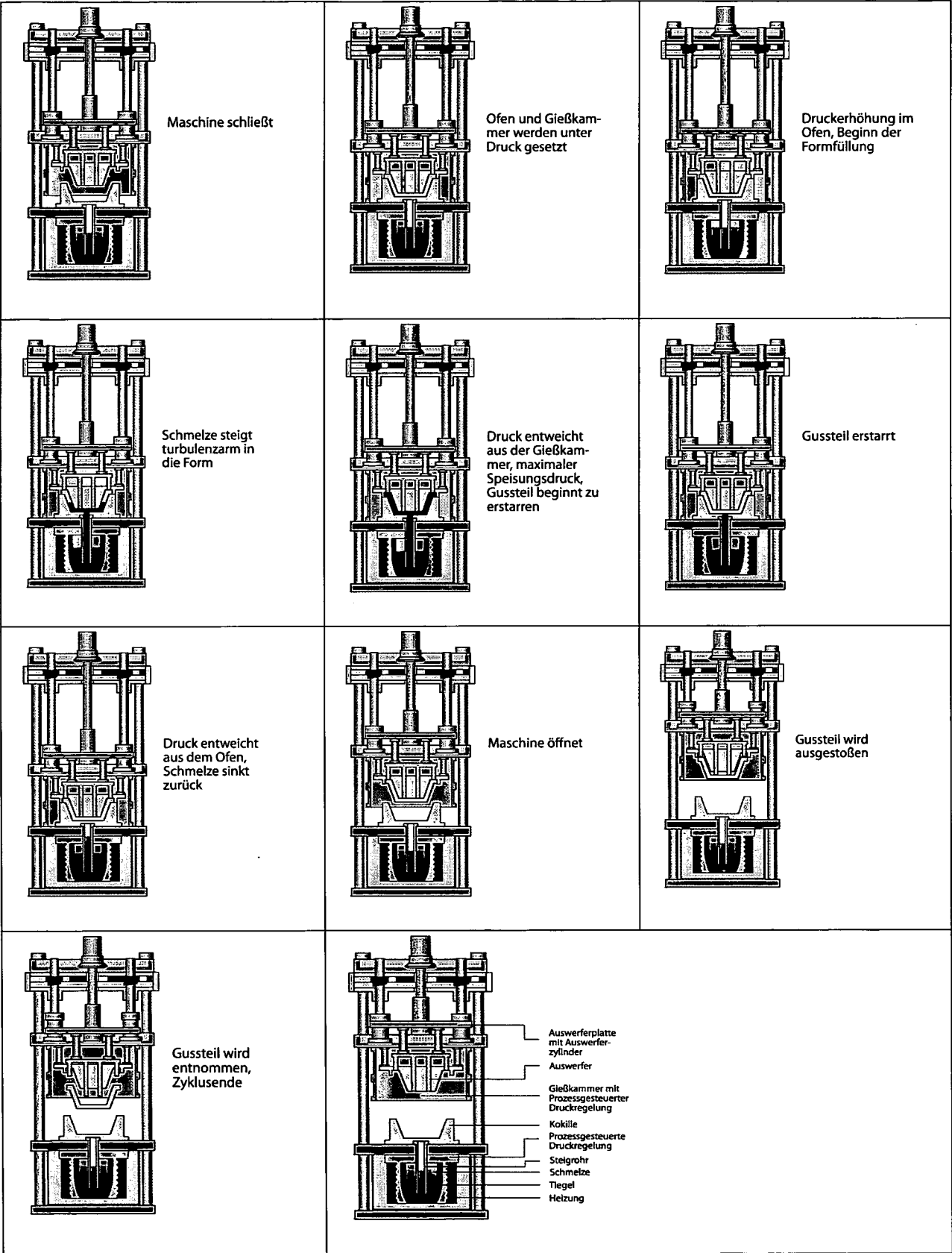


Bild 2.5

13/72

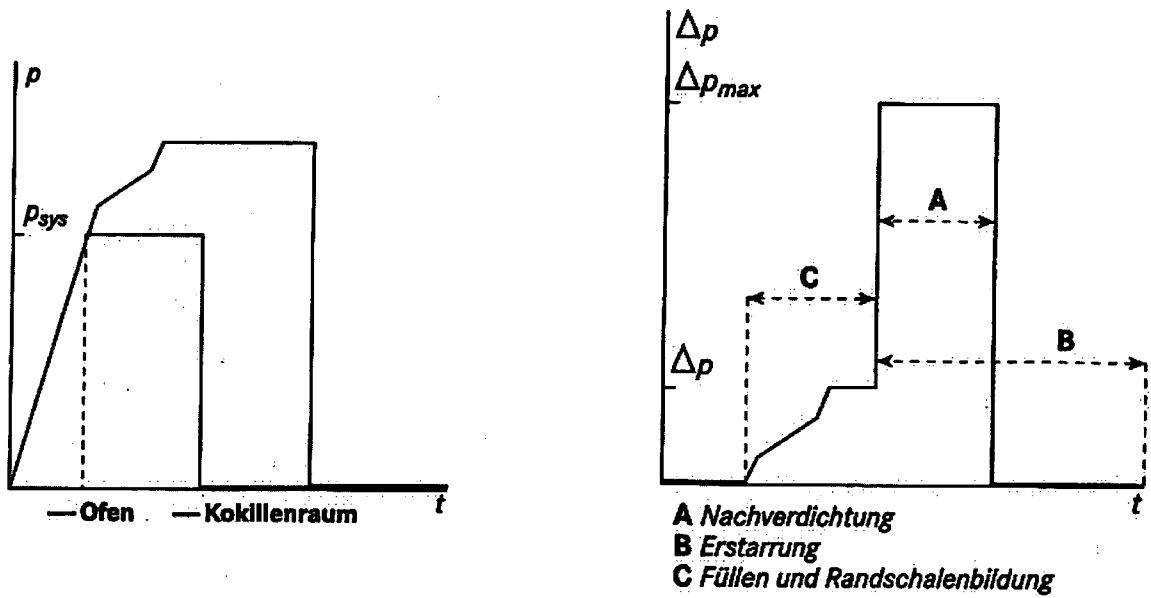


Bild 2.6

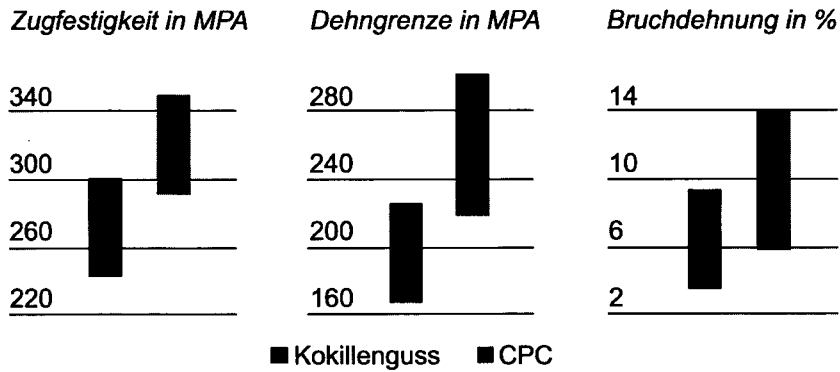


Bild 2.7

Casting process	UTS (mpA)	UTS (KSI)	Yield (MPA)	Yield (KSI)	% Elong
Sand cast with chills	338±13	49±1.9	263±17	38±2.5	10.0±2.2
Vacuum-pressure casting	323±9	46.9±1.3	243±13	35±1.9	11.3±2.4
Squeeze casting	312±14	45.3±2.1	243±12	35±1.8	10.98±3.3
Pressure counter pressure	334±4	48.5±0.6	239±5	35±1.5	14.3±1.5

14/72

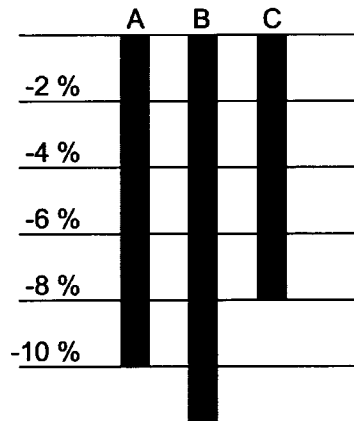
Relativer Kostenvorteil in %

Bild 2.8

Gussteil A (Einfach-Form, ca. 12 kg)
Gussteil B (Vierfach-Form, ca. 4x2.5 kg)
Gussteil C (Vierfach-Form, ca. 4x2.8 kg)

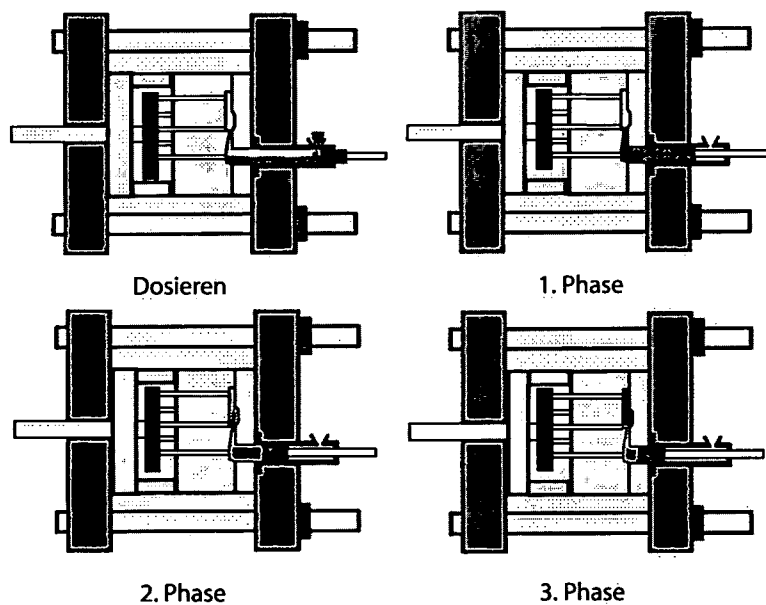


Bild 2.9

15/72

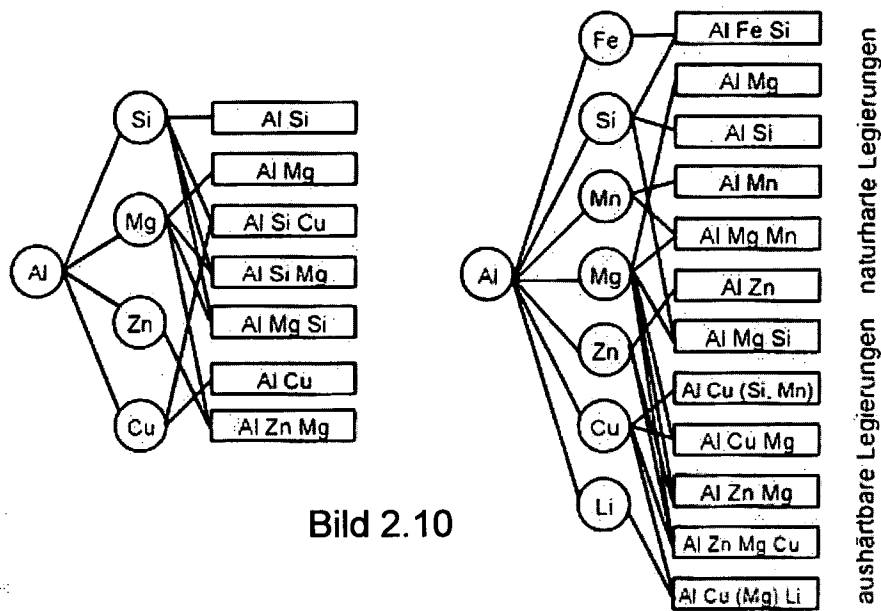


Bild 2.10

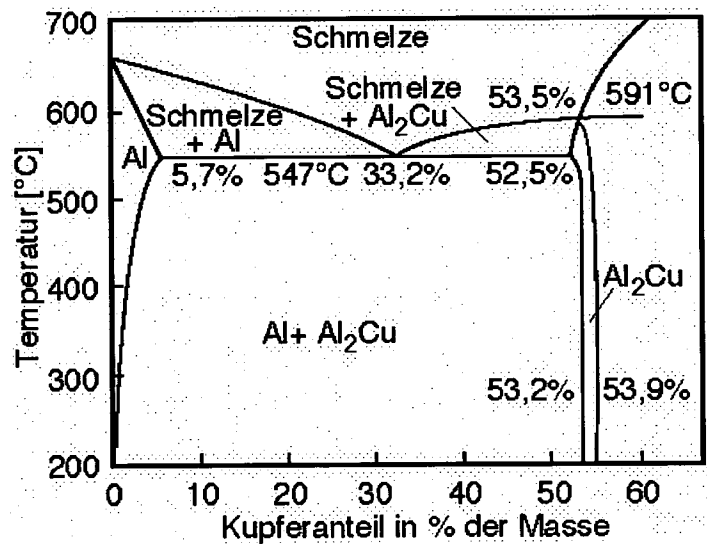


Bild 2.11

16/72

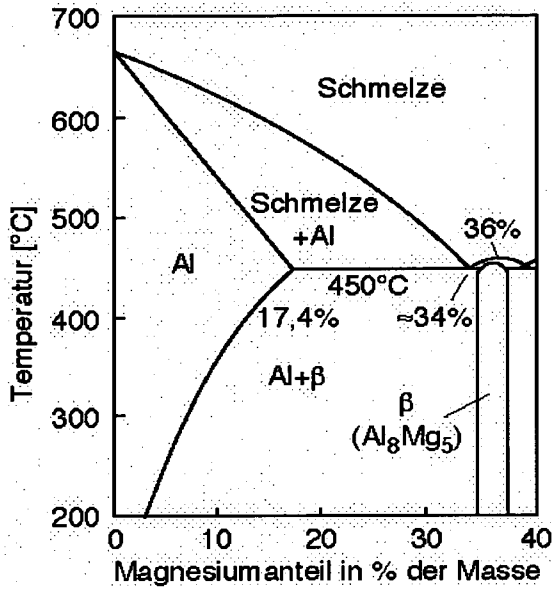


Bild 2.12

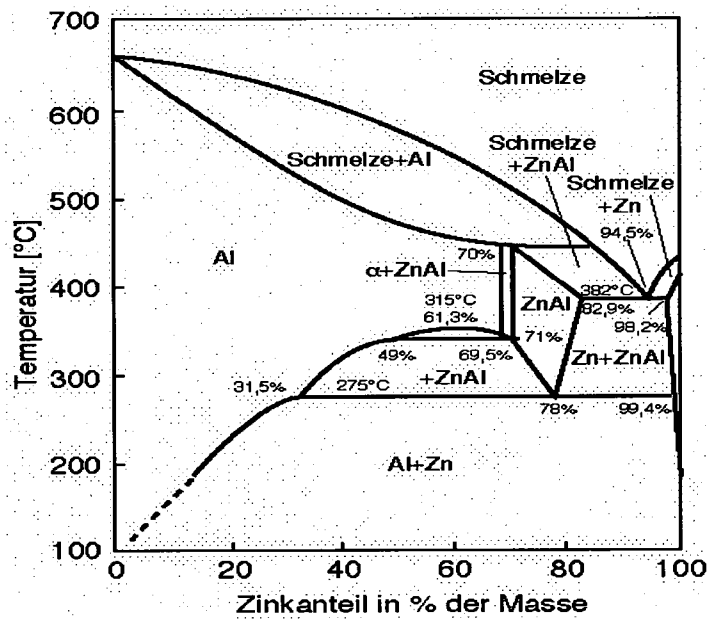


Bild 2.13

Bild 2.14

Exogene Erstarrungstypen			Endogene Erstarrungstypen	
glattwandige Erstarrung	rauhwandige Erstarrung	schwammartige Erstarrung	breiartige Erstarrung	schalenbildende Erstarrung
Form fest flüssig				

17/72

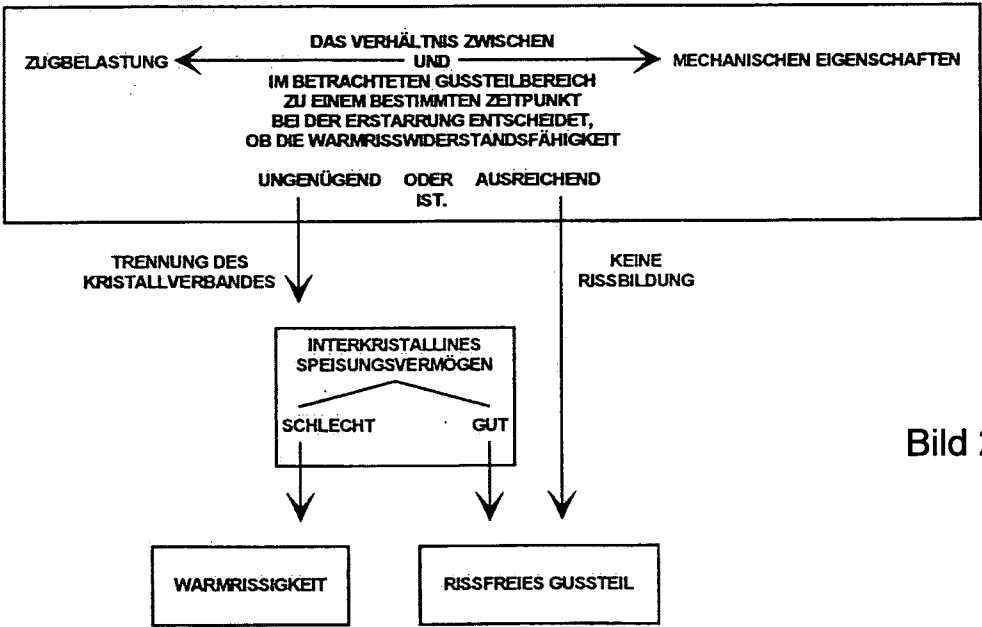


Bild 2.15

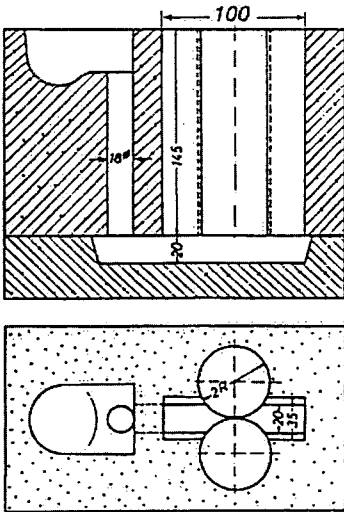


Bild 2.16

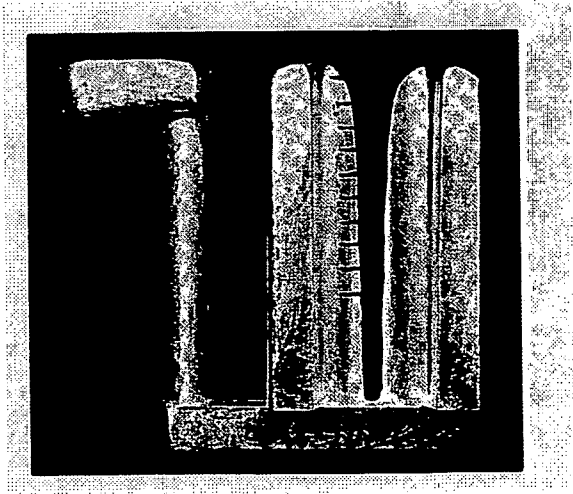


Bild 2.17

18/72

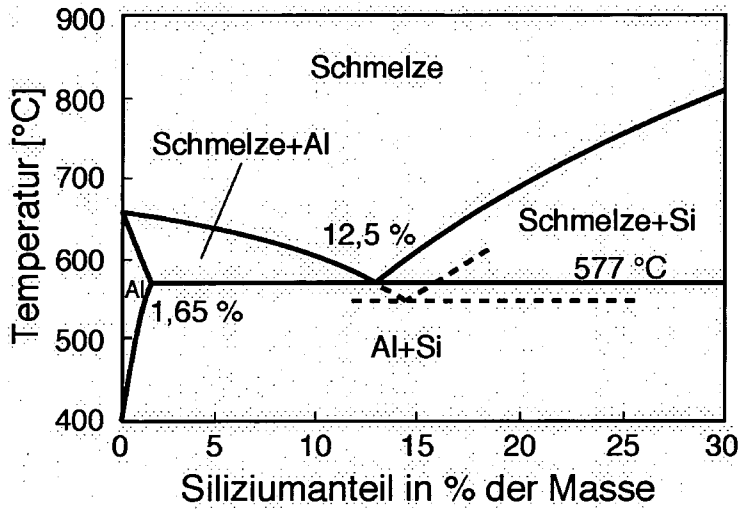


Bild 2.18

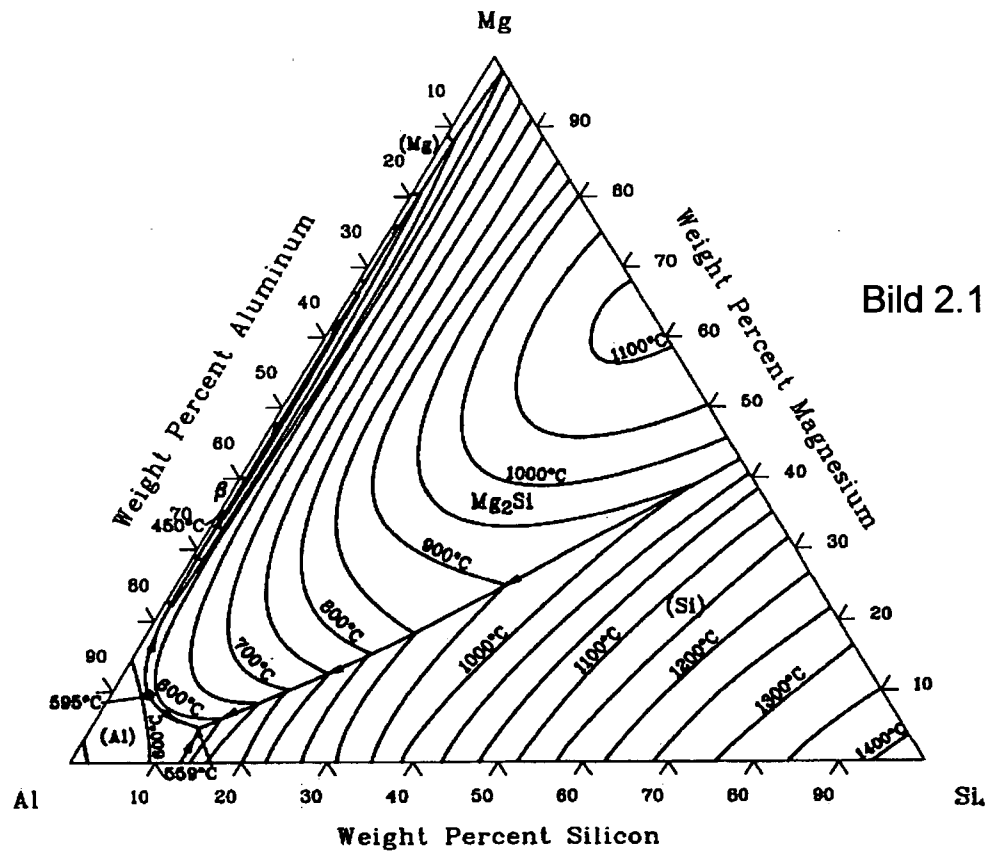
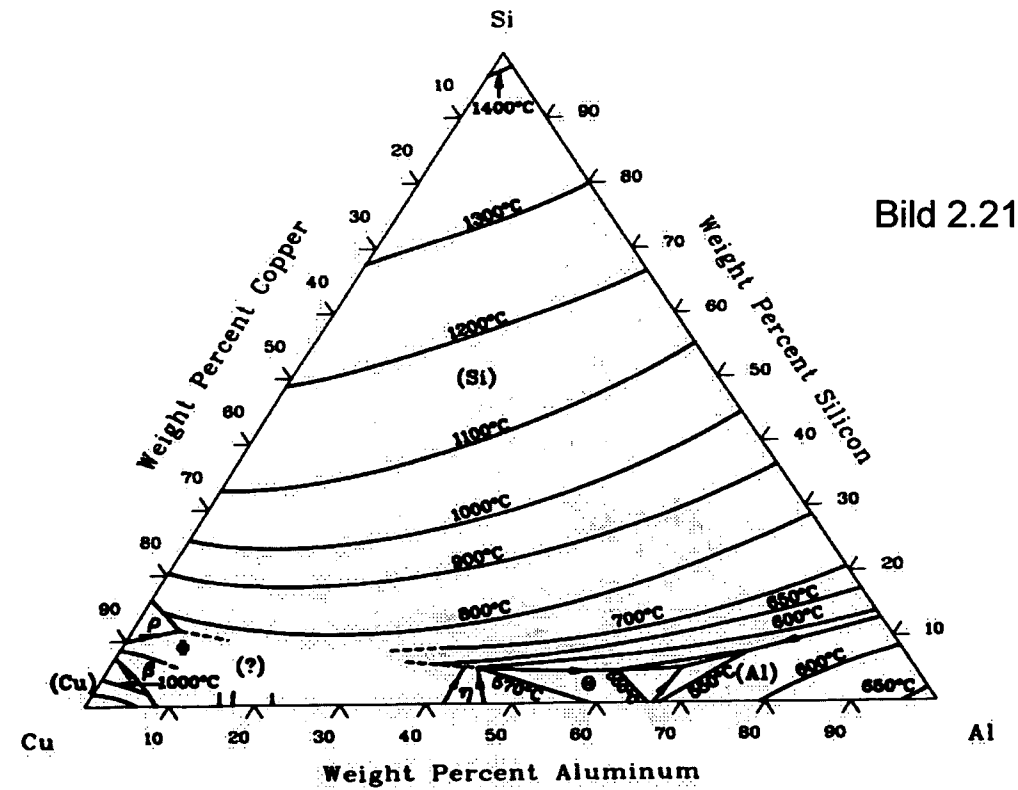
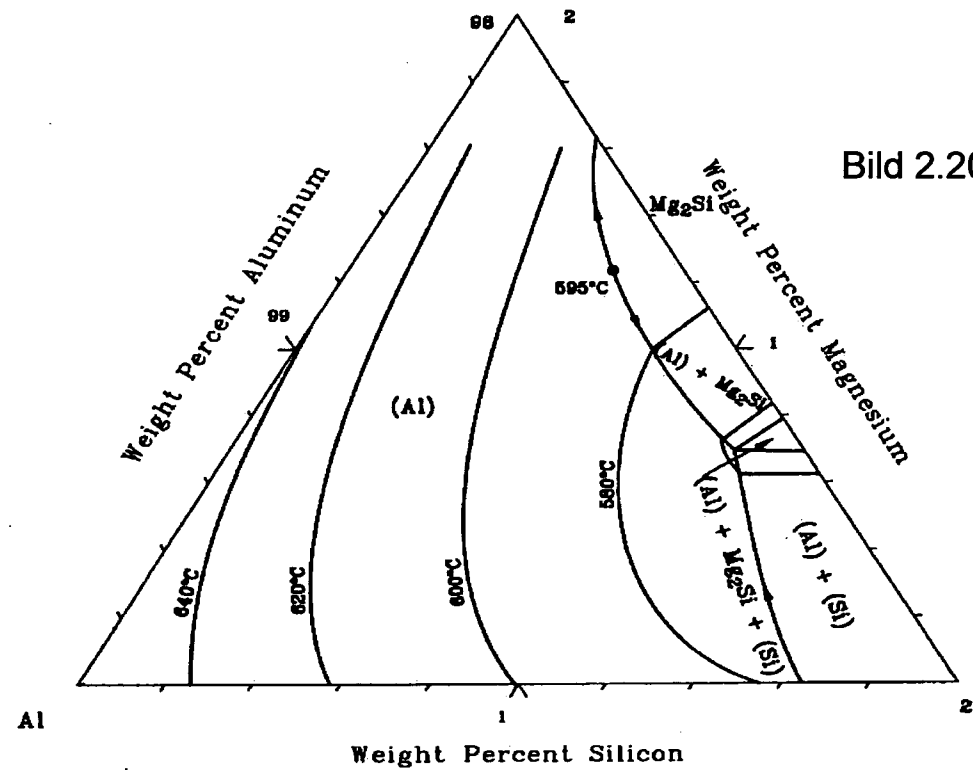


Bild 2.19

19/72



20/72

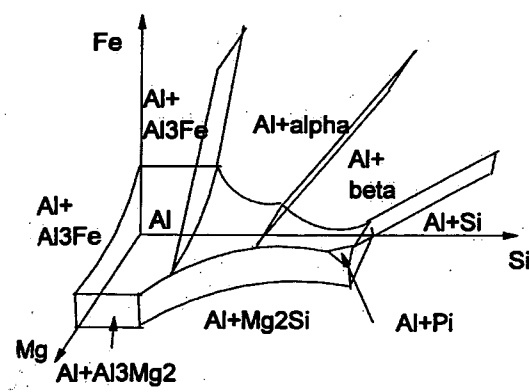


Bild 2.22

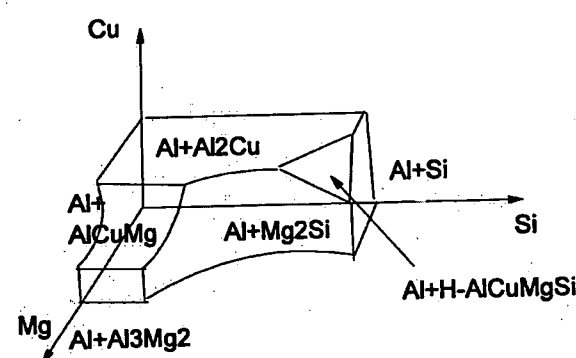


Bild 2.23



Bild 2.24

21/72

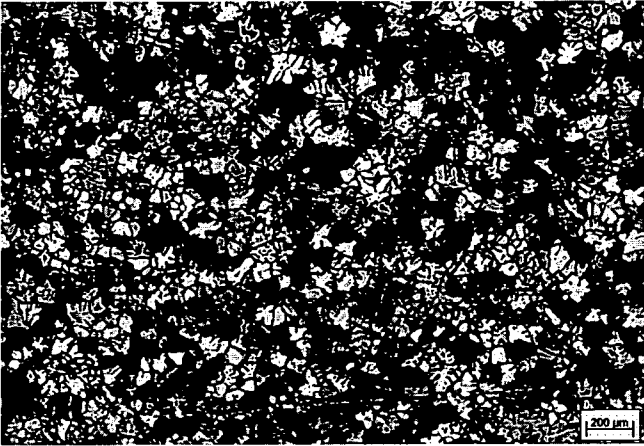


Bild 2.25

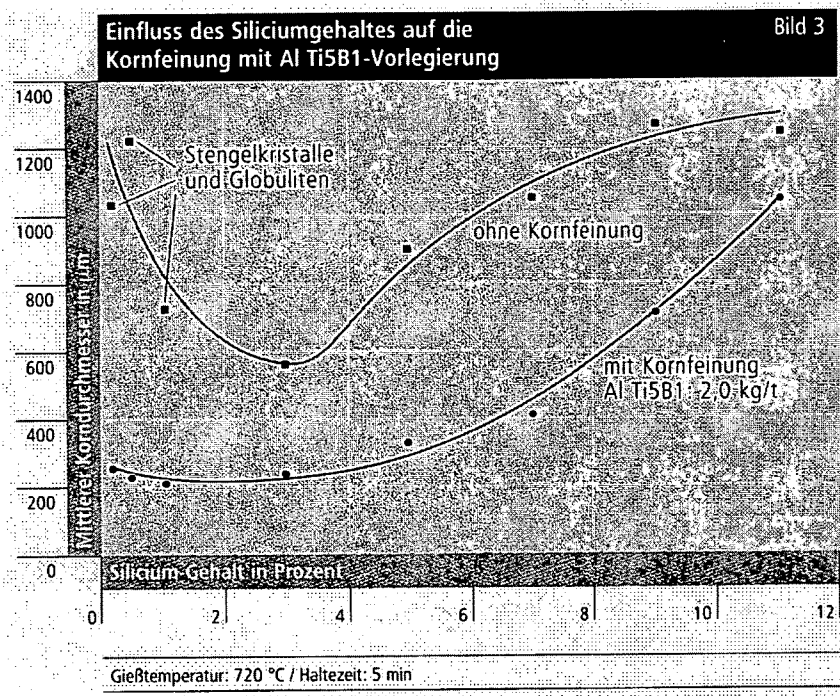


Bild 2.26

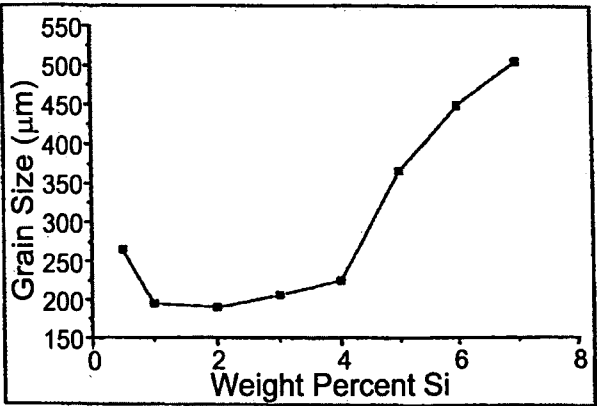


Bild 2.27

22/72

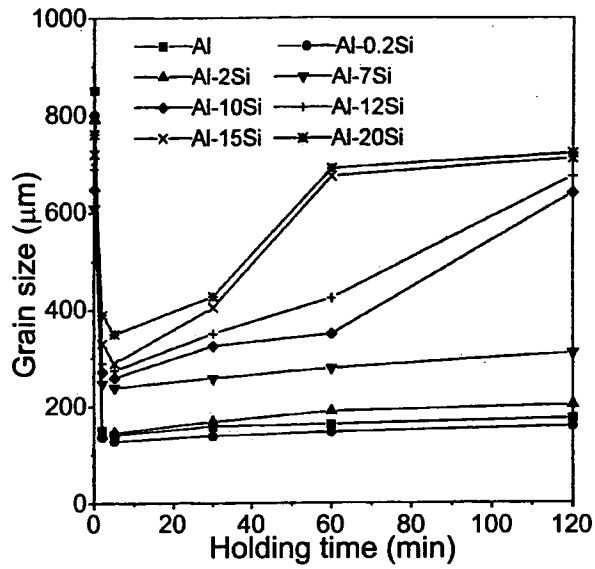
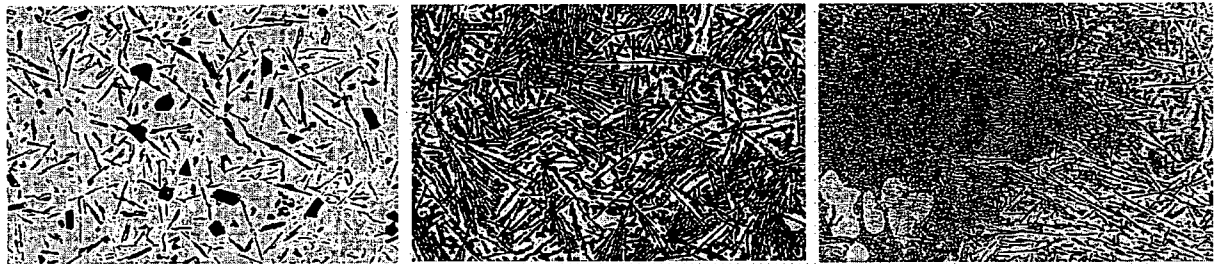


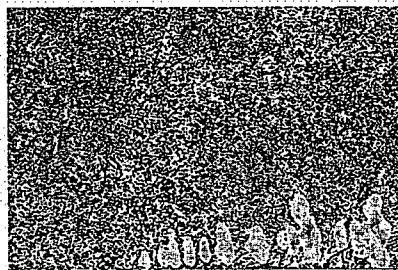
Bild 2.28



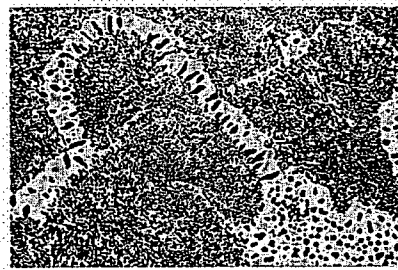
a) körnig

b) lamellar

c) unveredelt



d) veredelt



e) überveredelt

Bild 2.29

23/72

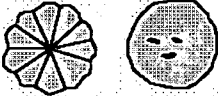
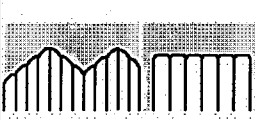
Eutektikum	unveredelt (körnig)	lamellar	veredelt
Gestalt der eutek- tischen Körner			
Grenz- fläche flüssig/ fest			
Kopp- lungs- grad	schwache Kopplung	teilweise Kopplung	enge Kopplung

Bild 2.30



Bild 2.31

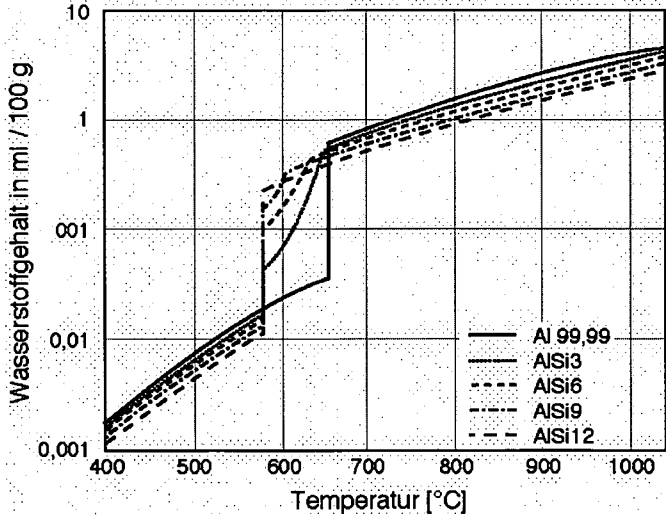


Bild 2.32

24/72

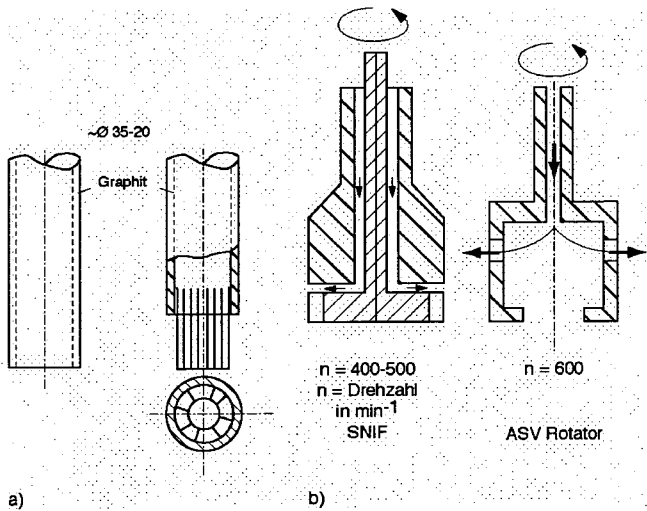


Bild 2.33

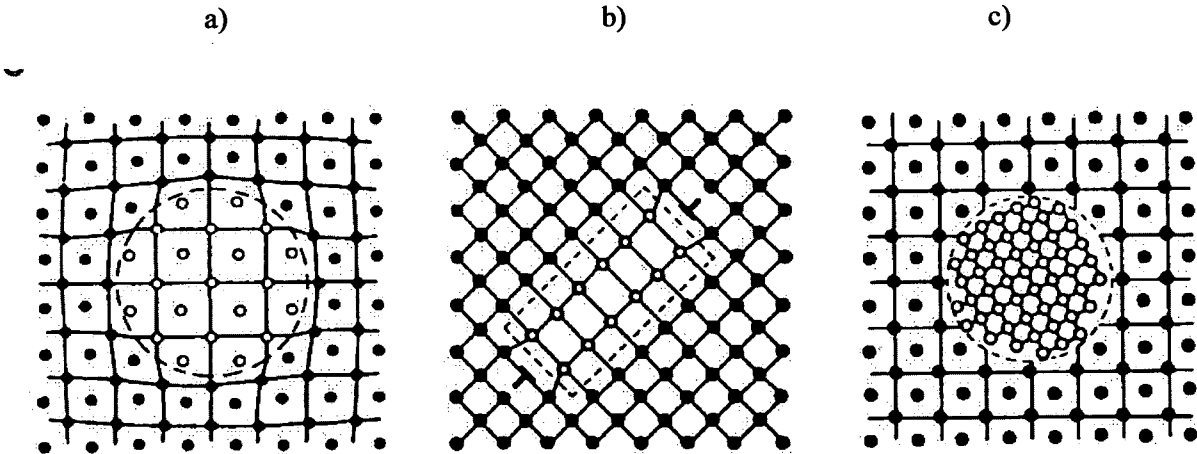


Bild 2.34

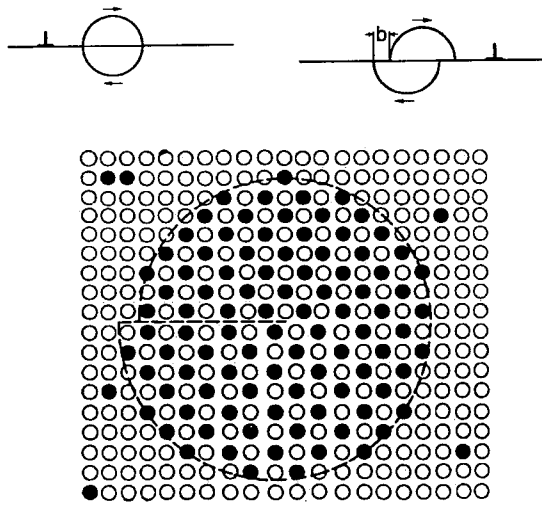


Bild 2.35

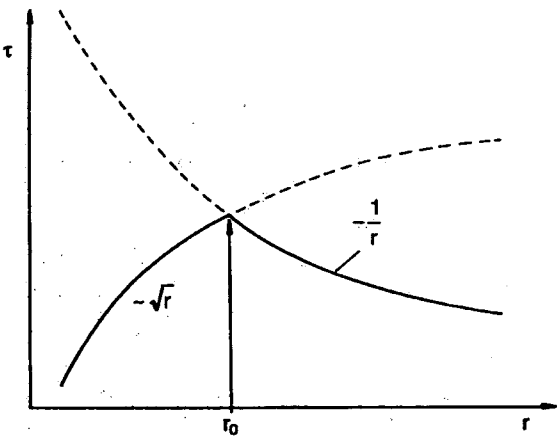


Bild 2.36

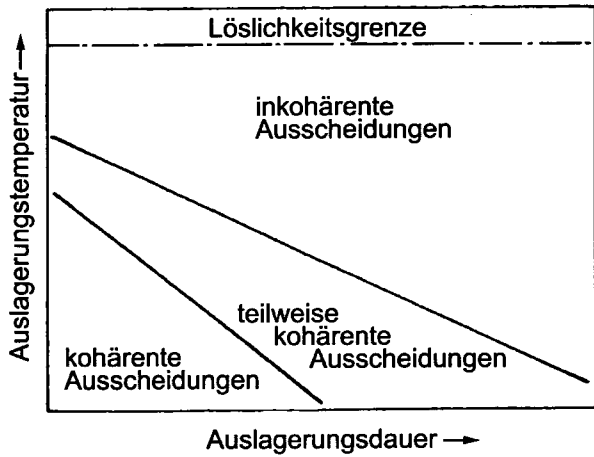


Bild 2.37

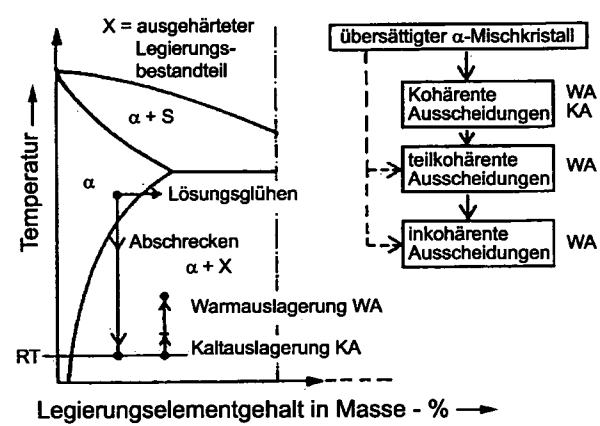


Bild 2.38

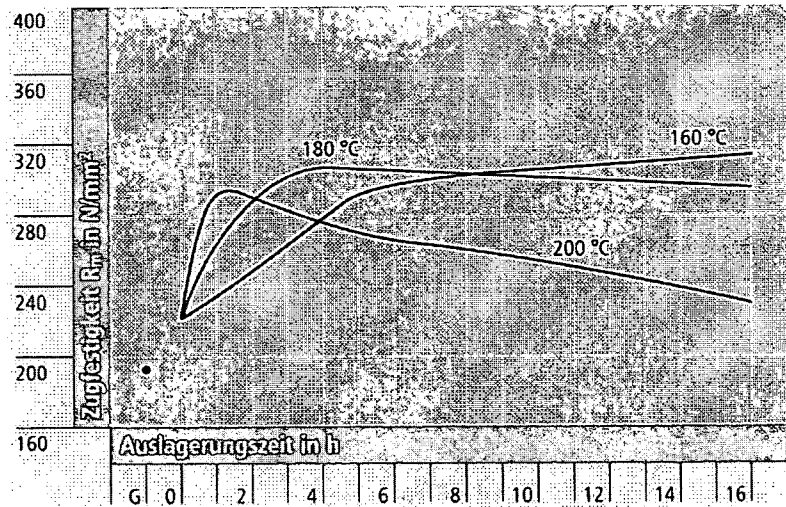


Bild 2.39

26/72

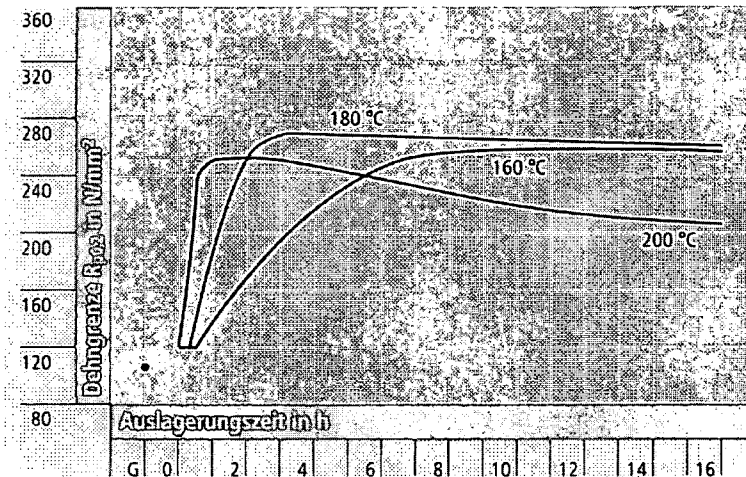


Bild 2.40

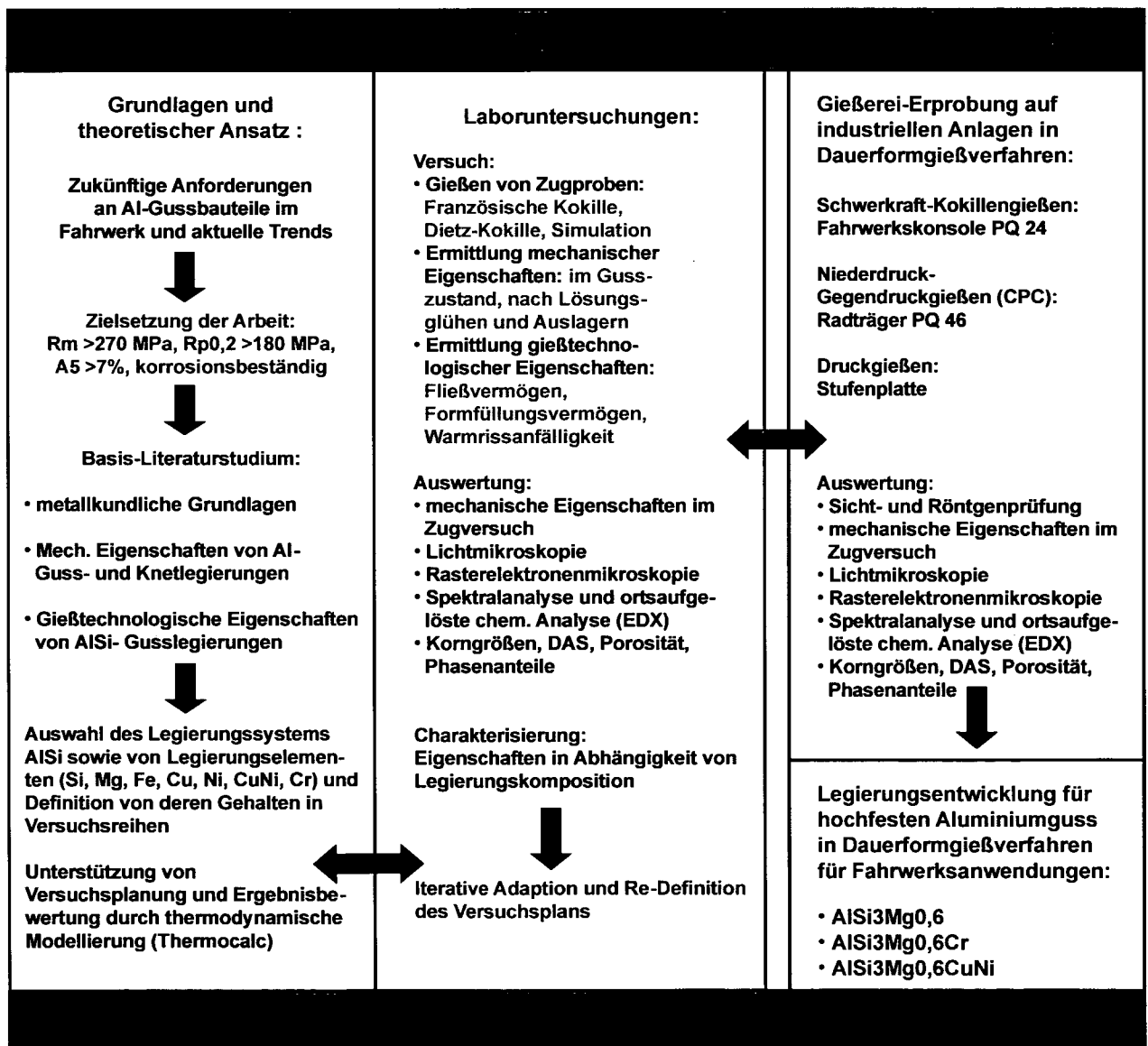


Bild 3.1

27/72

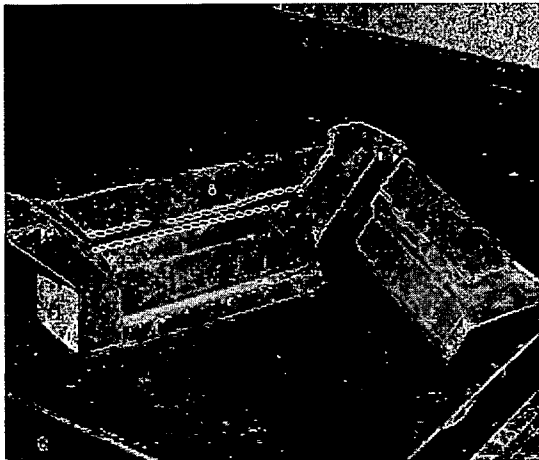


Bild 3.2

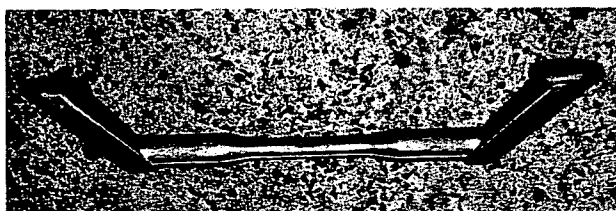


Bild 3.3

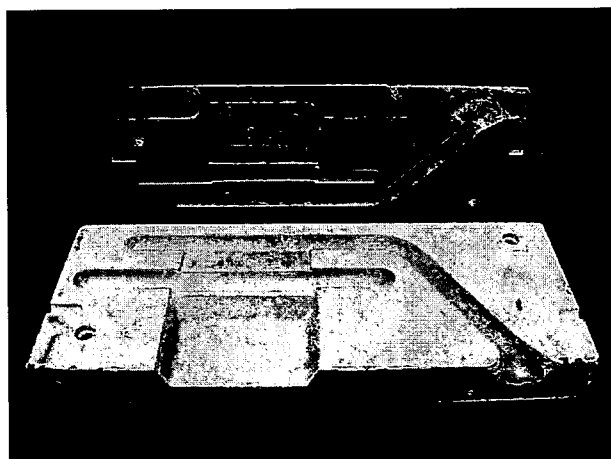


Bild 3.4

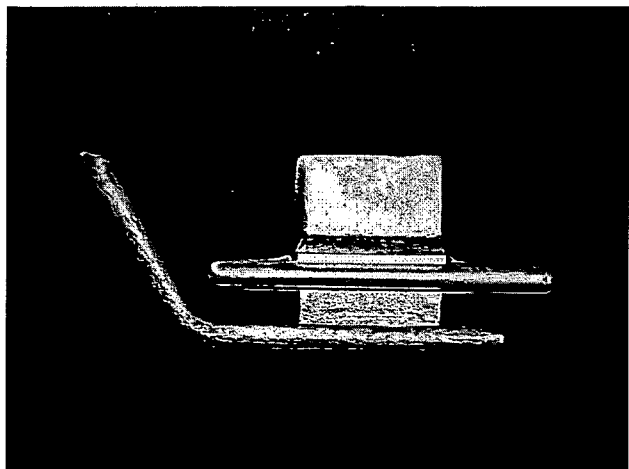


Bild 3.5

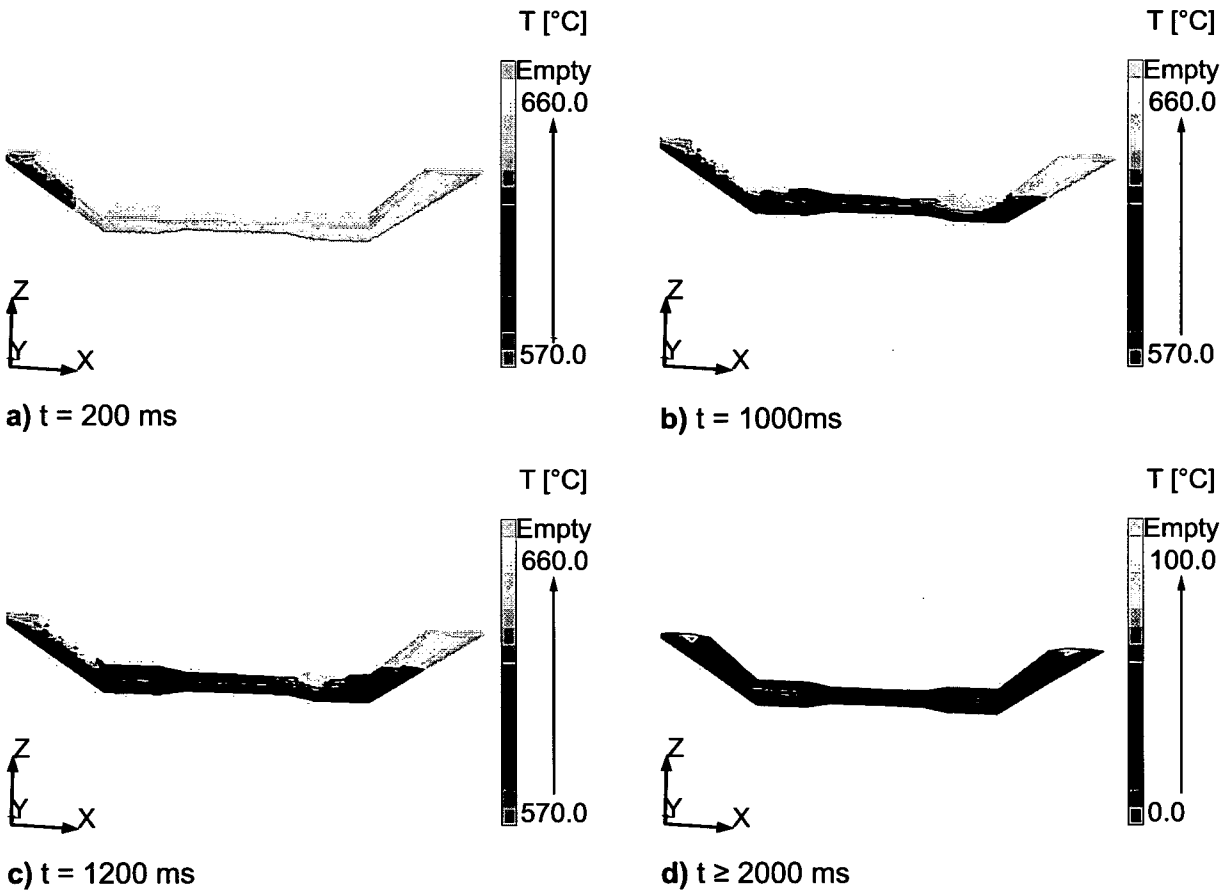


Bild 3.6

29/72

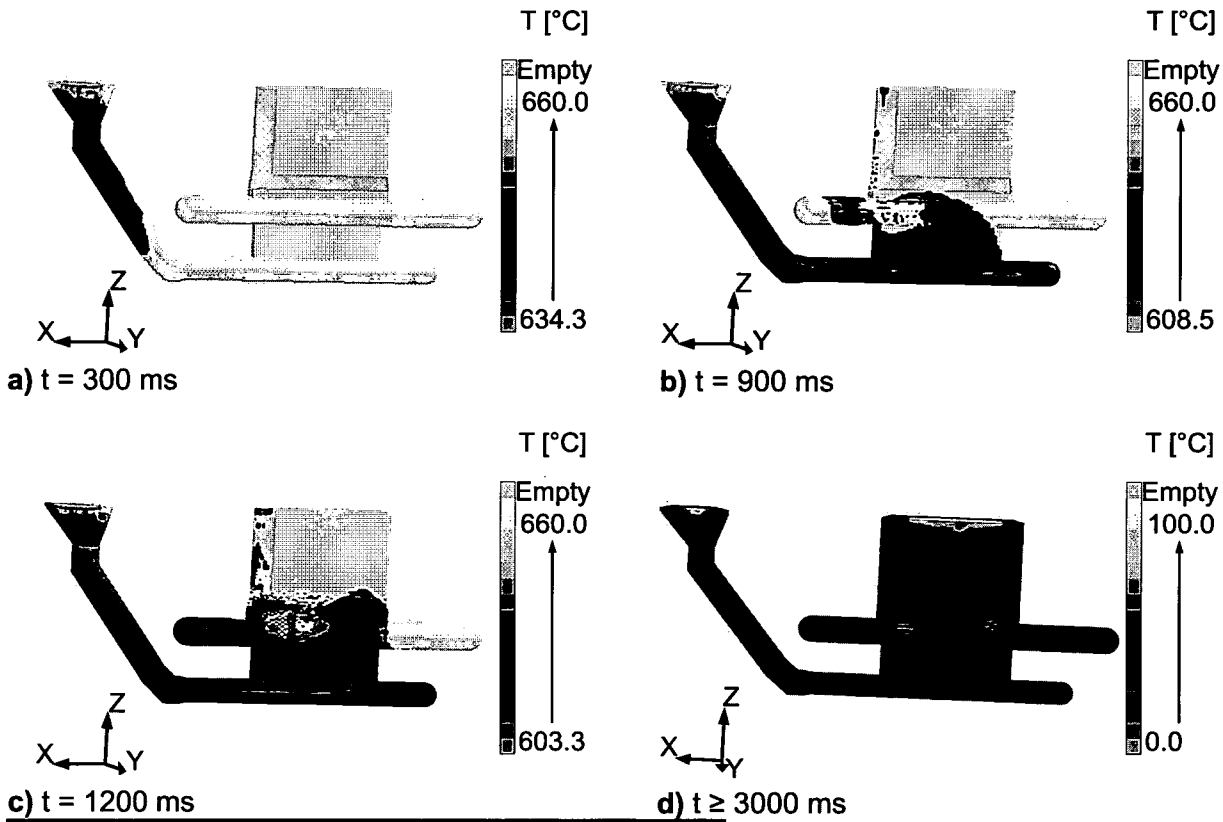


Bild 3.7

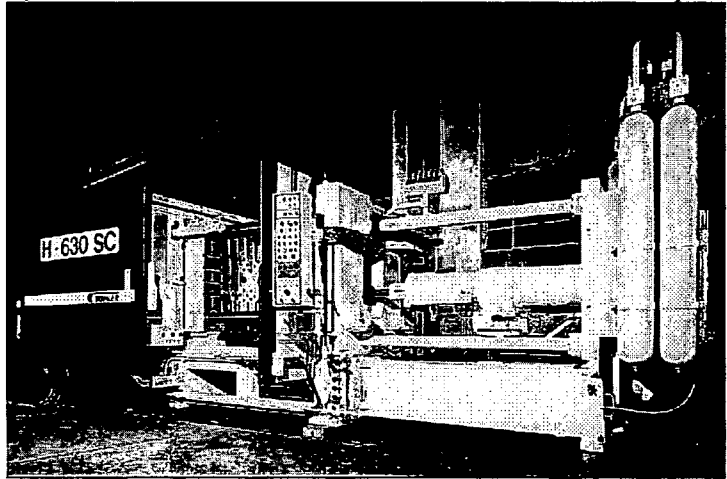


Bild 3.8

30/72

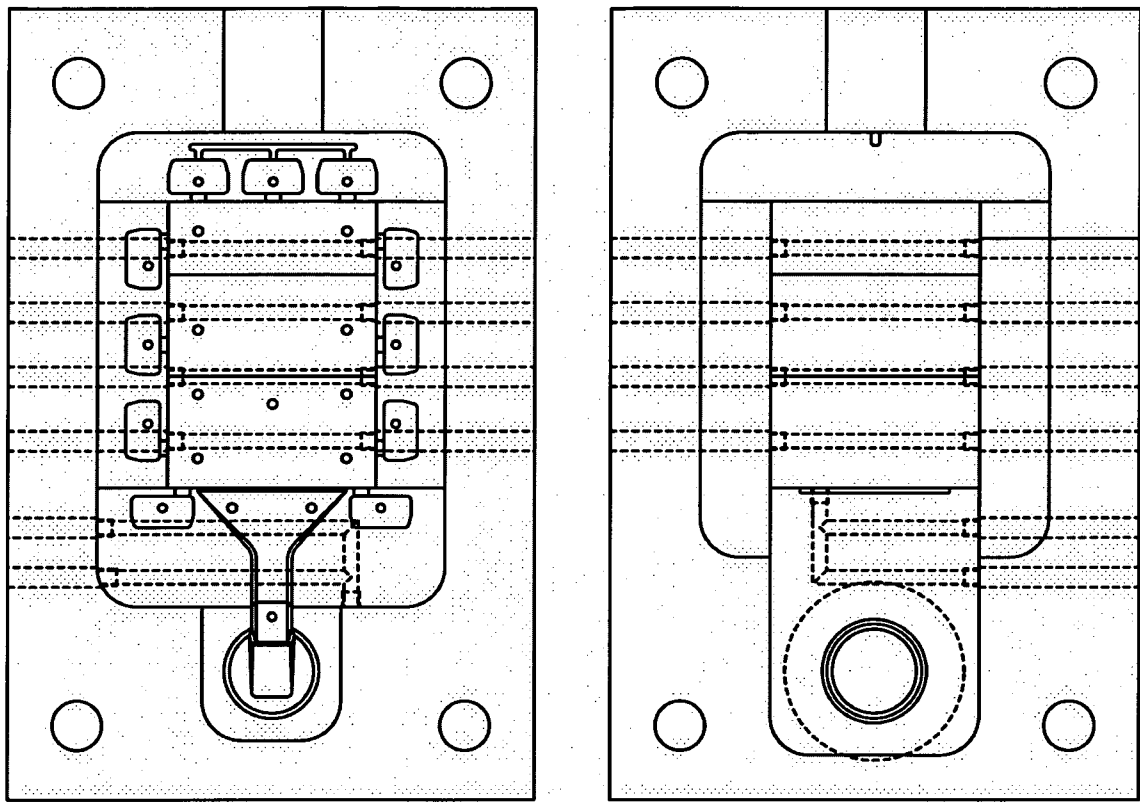


Bild 3.9

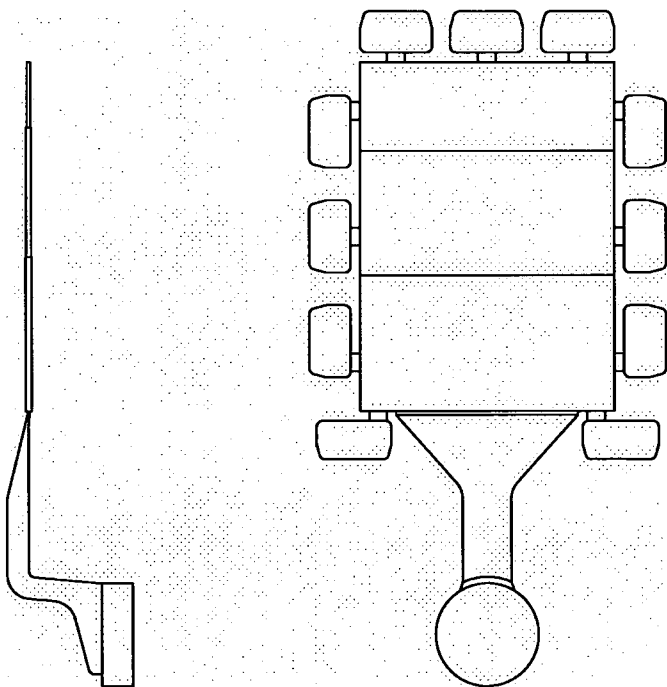


Bild 3.10

31/72

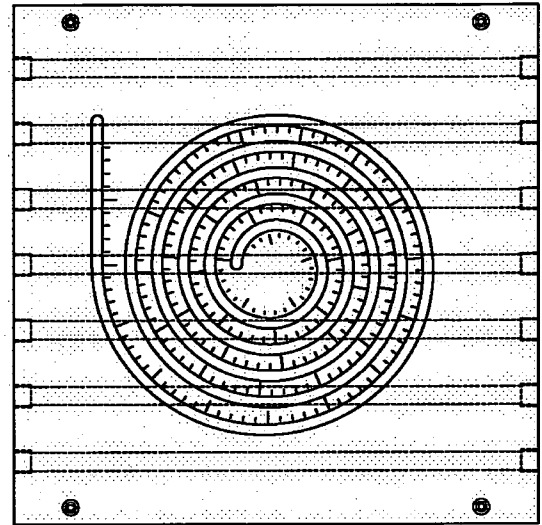
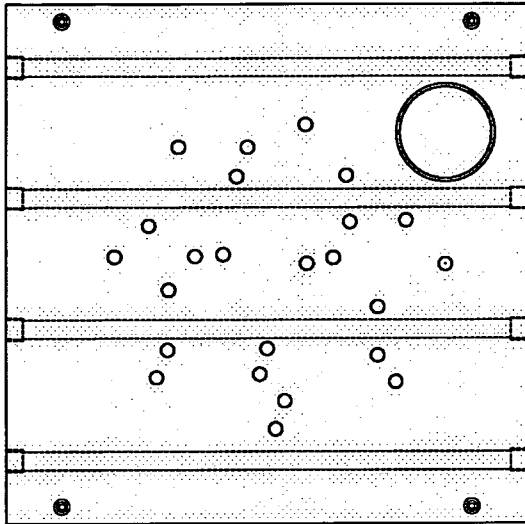


Bild 3.11

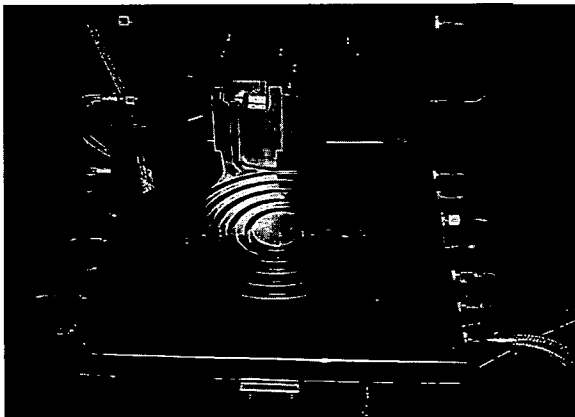


Bild 3.12

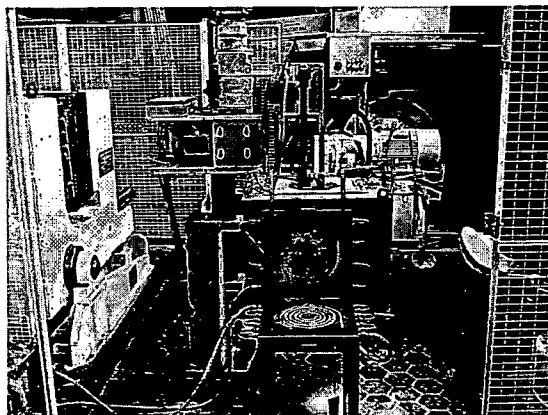


Bild 3.13

32/72



Bild 3.14



Bild 3.15

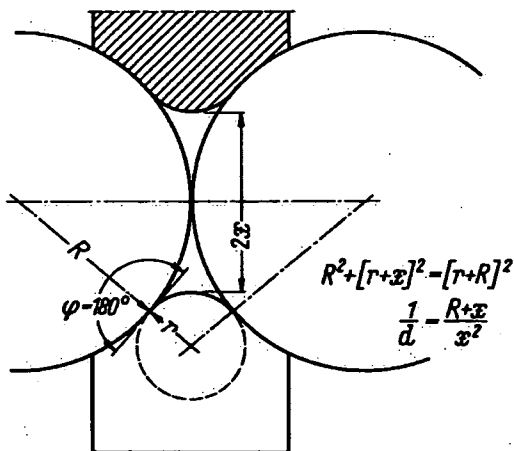


Bild 3.16

33/72

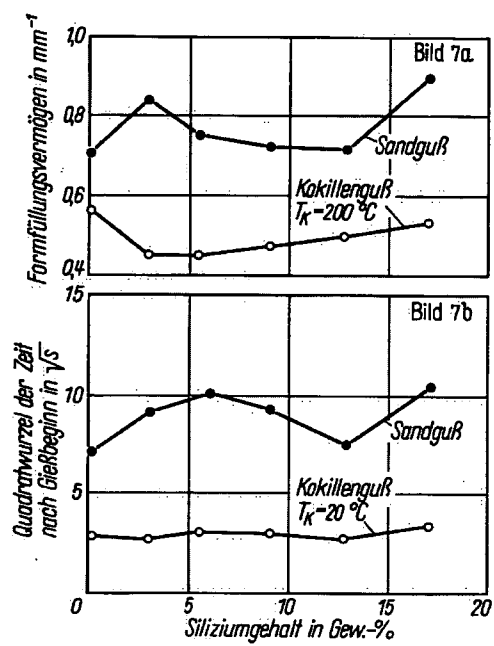


Bild 3.17

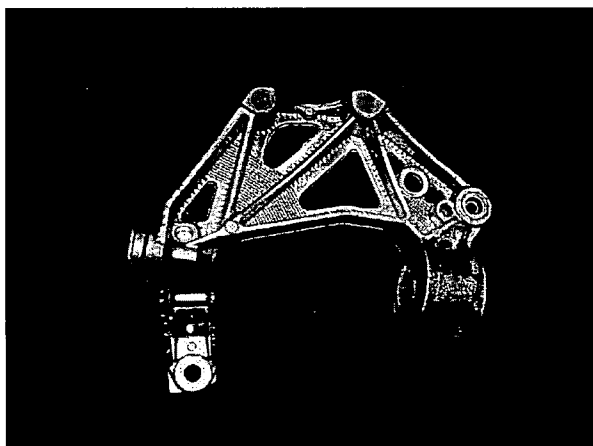


Bild 3.18

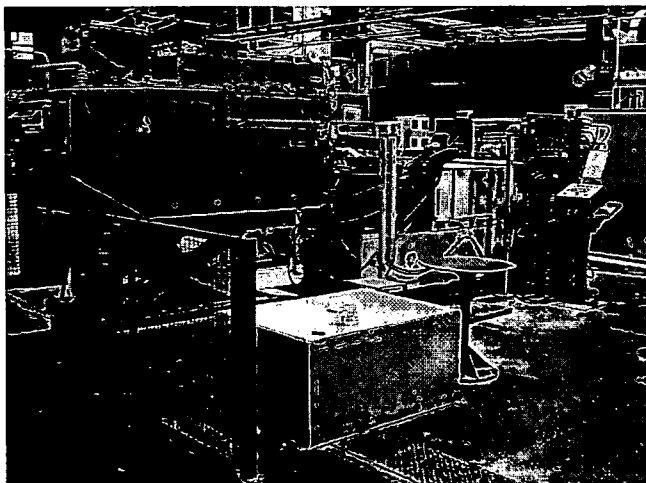


Bild 3.19

34/72

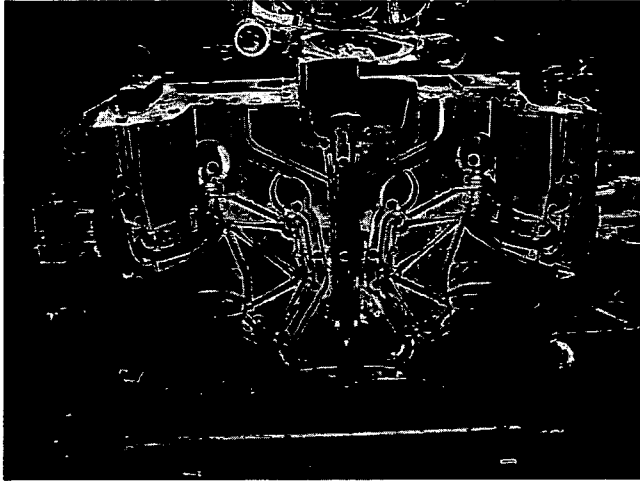


Bild 3.20



Bild 3.21

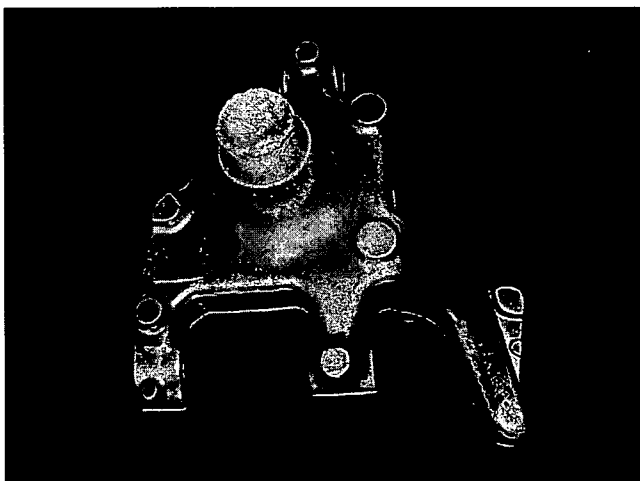


Bild 3.22

35/72

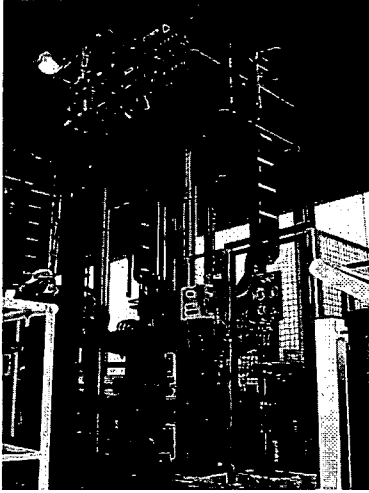


Bild 3.23



Bild 3.24



Bild 3.25

36/72

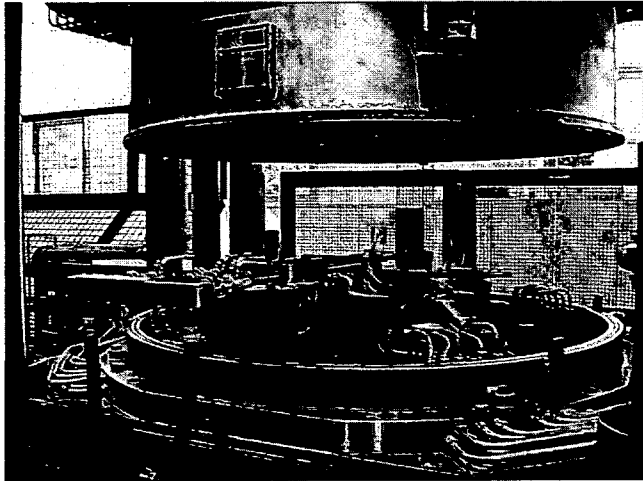


Bild 3.26

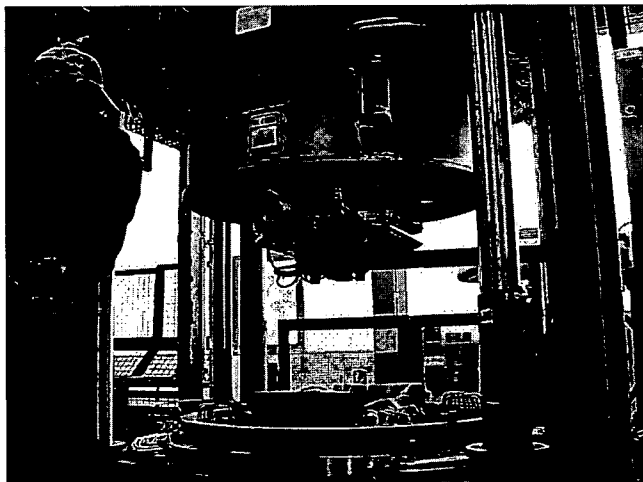


Bild 3.27

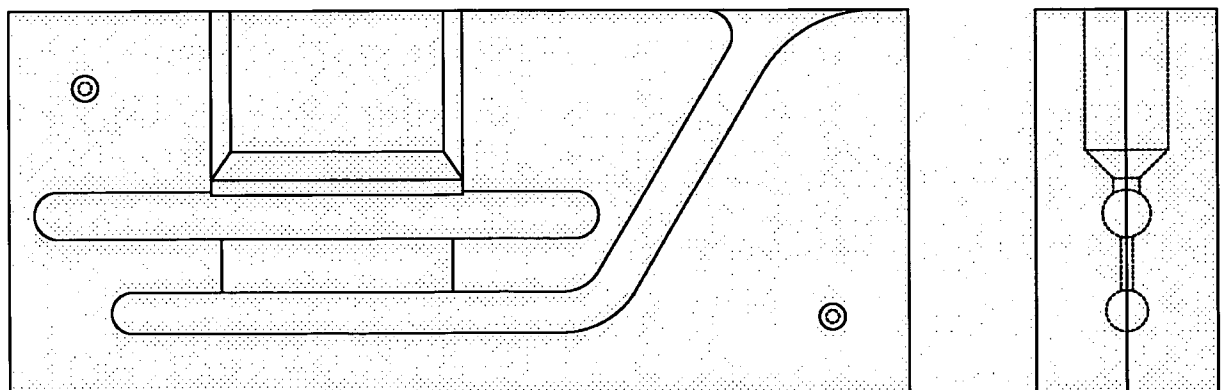


Bild 3.28

37/72

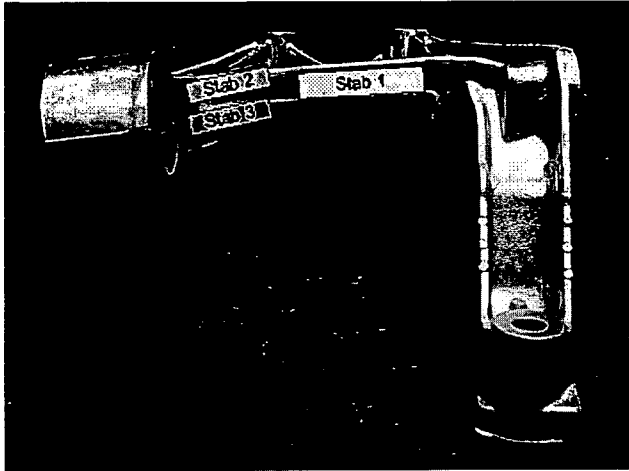


Bild 3.29

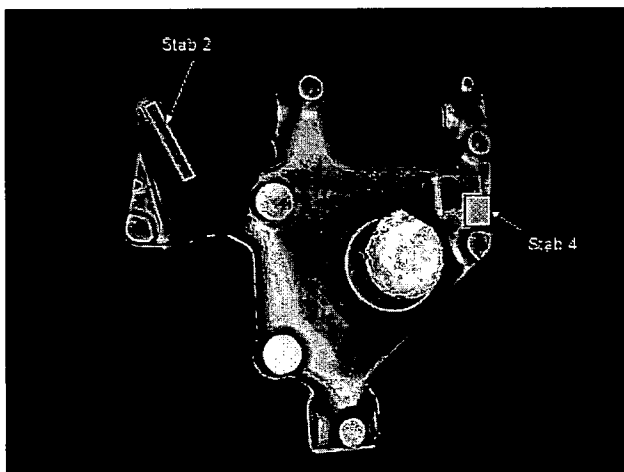


Bild 3.30

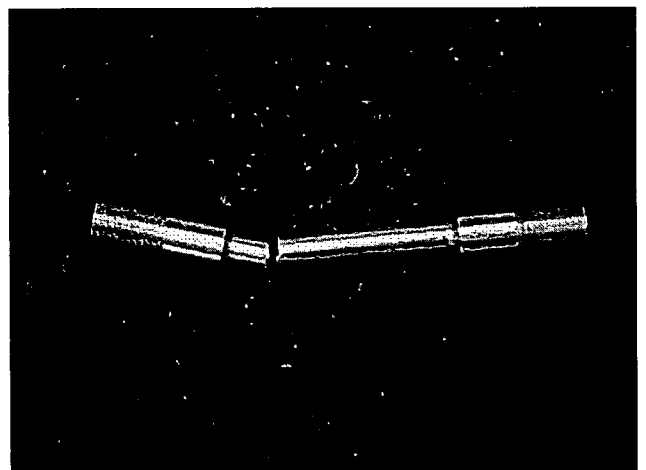
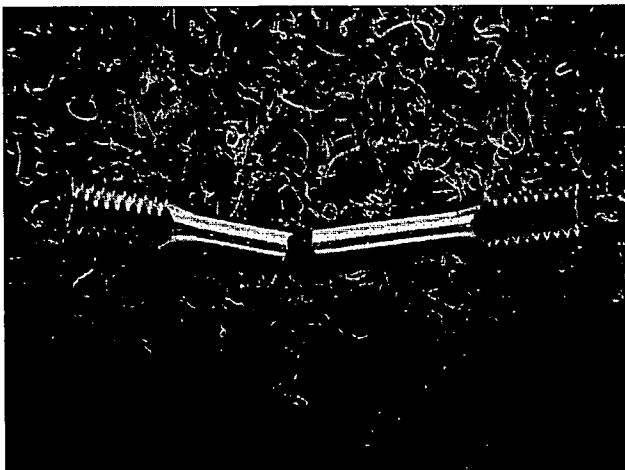


Bild 3.31

38/72

Mechanische Eigenschaften von AlSiMg0,2- Zugproben im Gusszustand
gegossen in der "Französischen Kokille", Arbeitspaket A

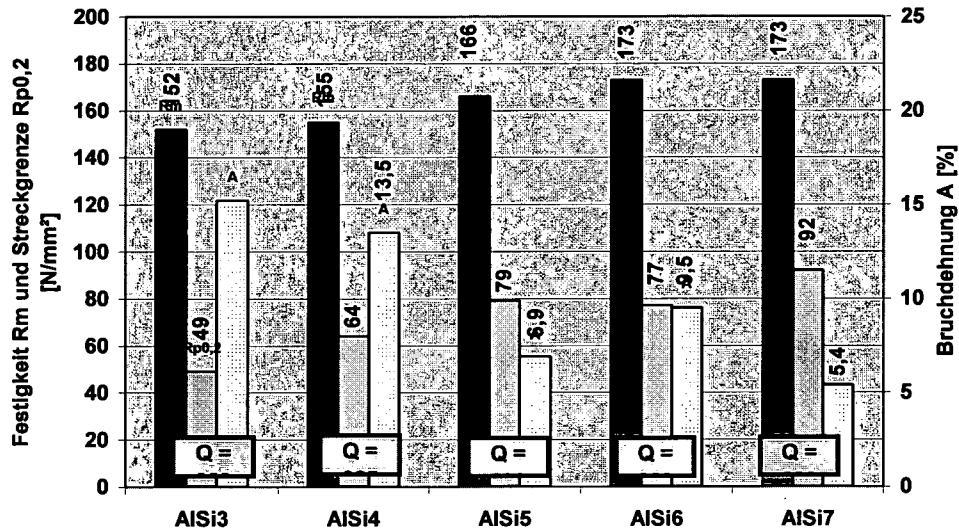


Bild 4.1

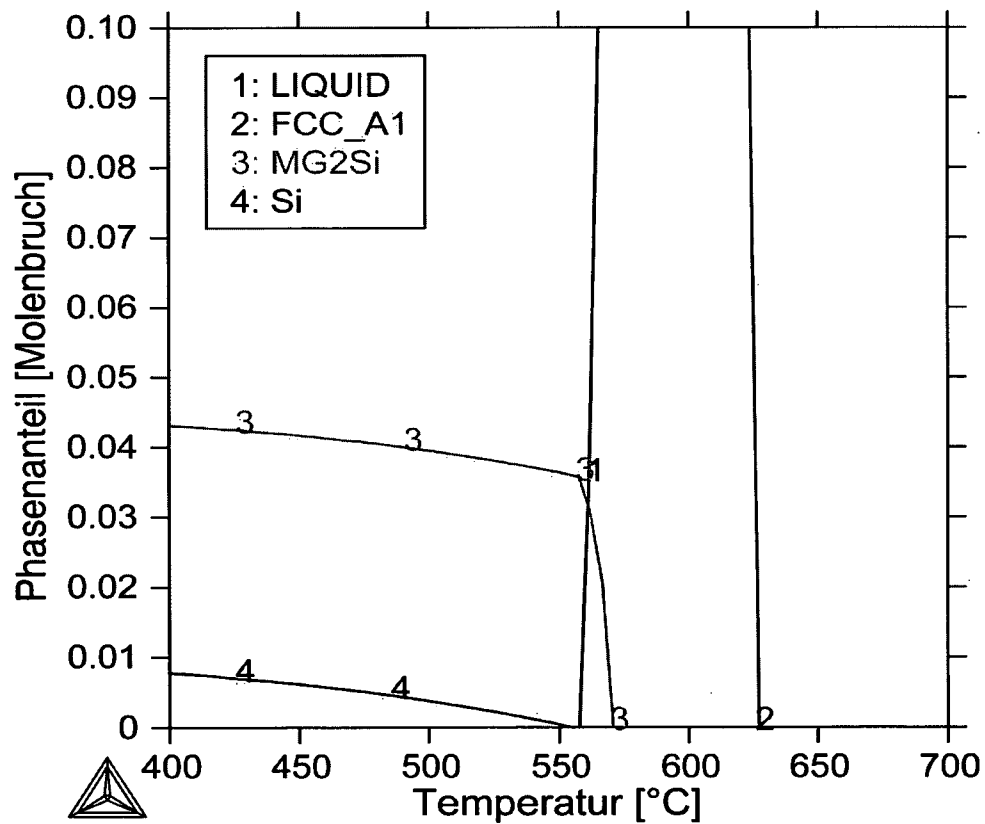


Bild 4.2

39/72

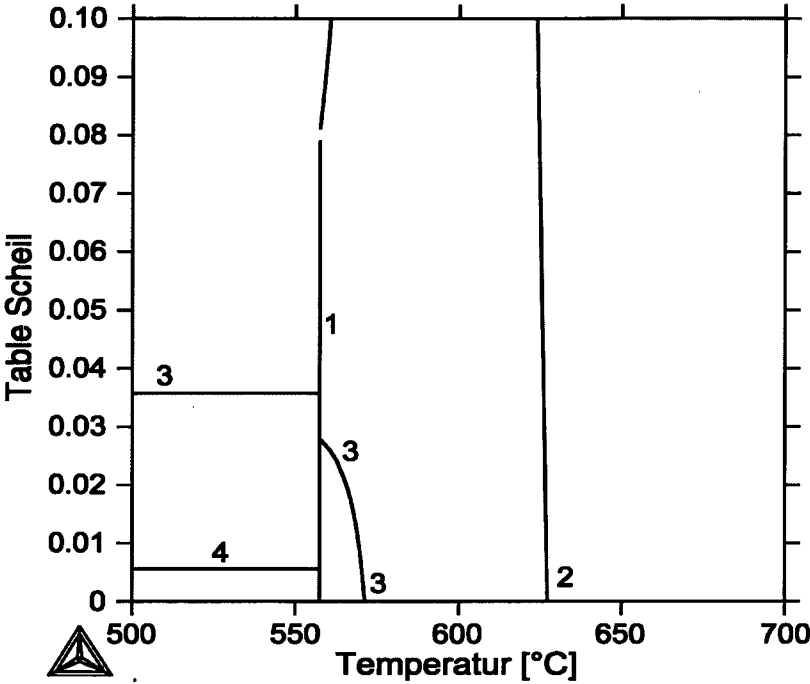


Bild 4.3

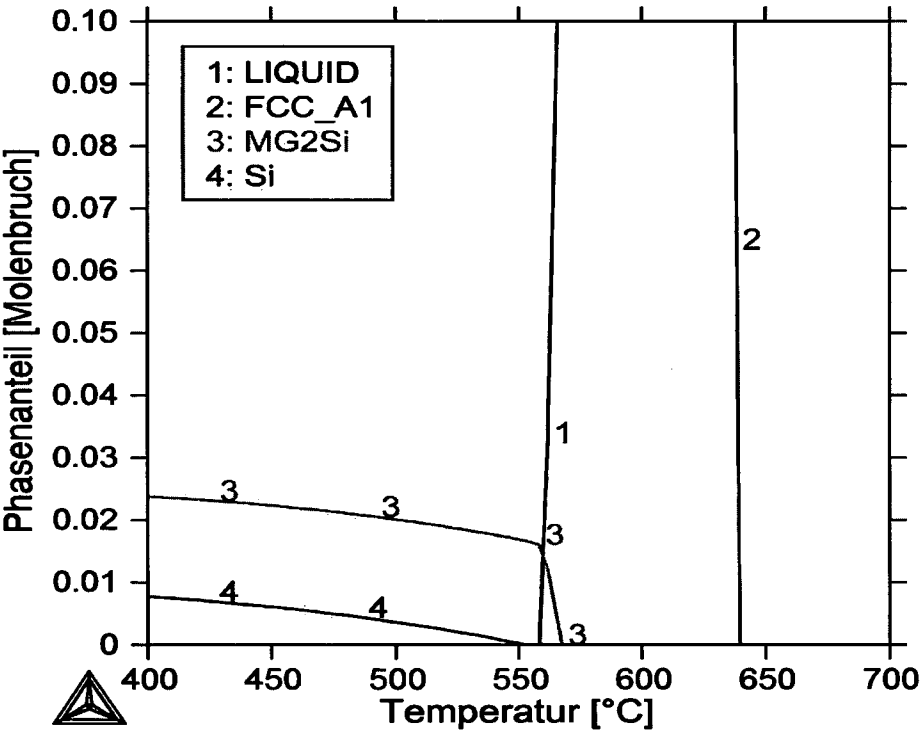


Bild 4.4

40/72

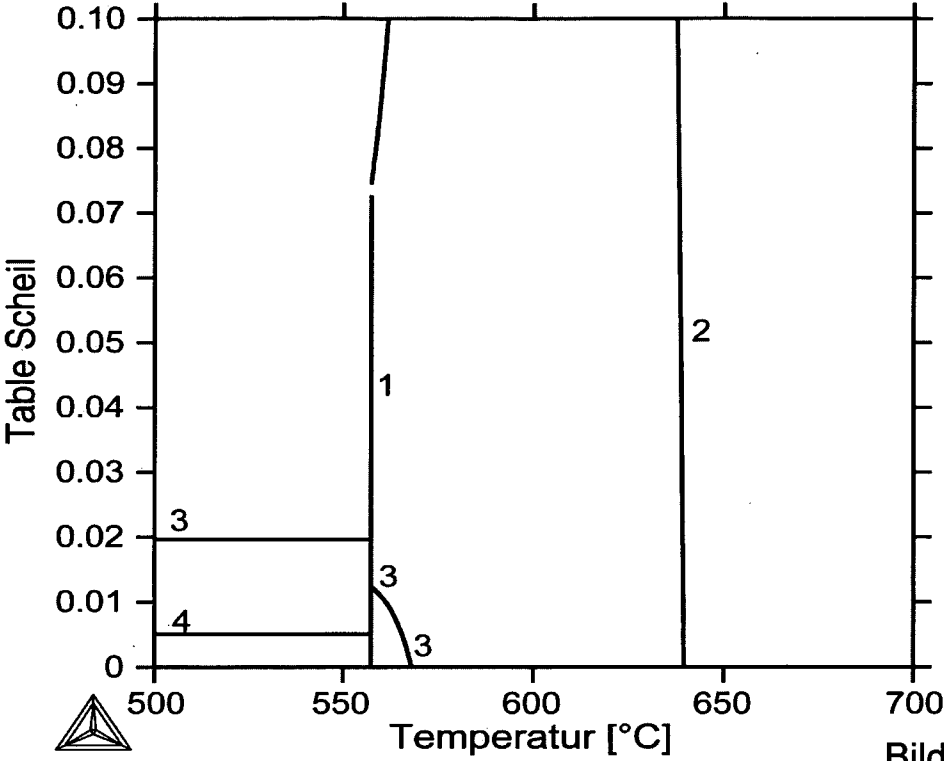


Bild 4.5

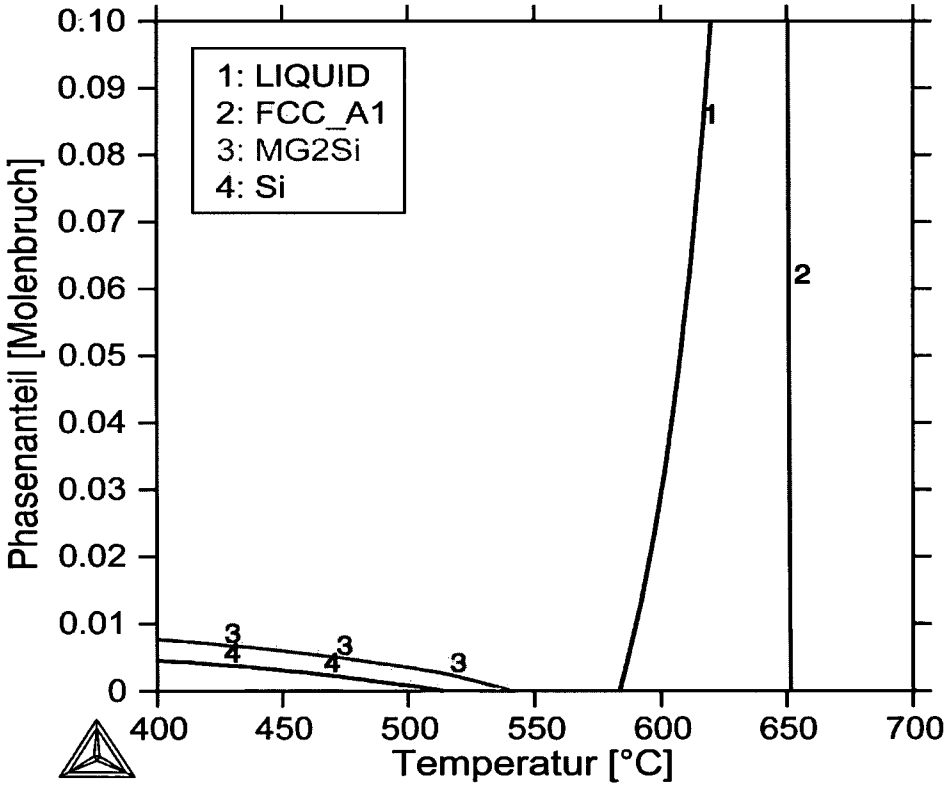


Bild 4.6

41/72

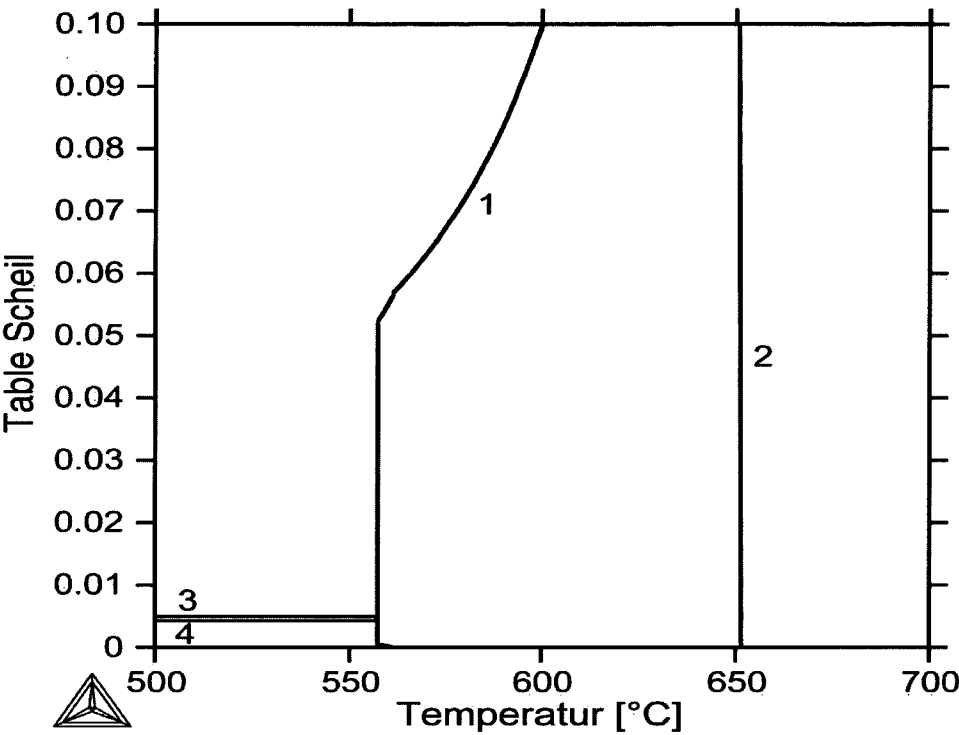


Bild 4.7

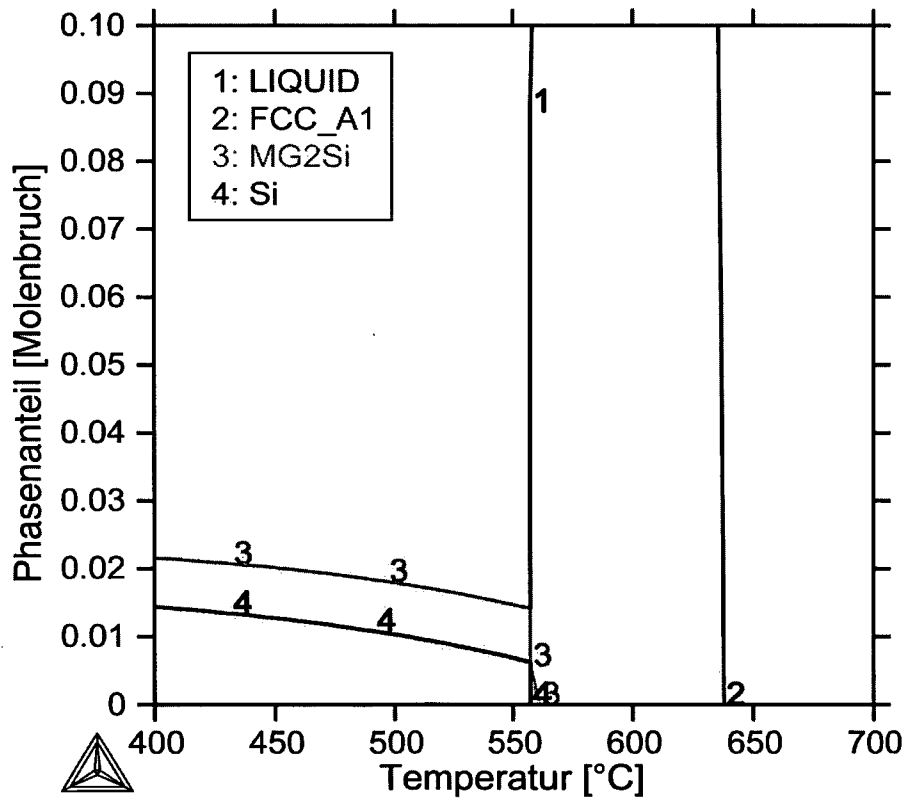


Bild 4.8

42/72

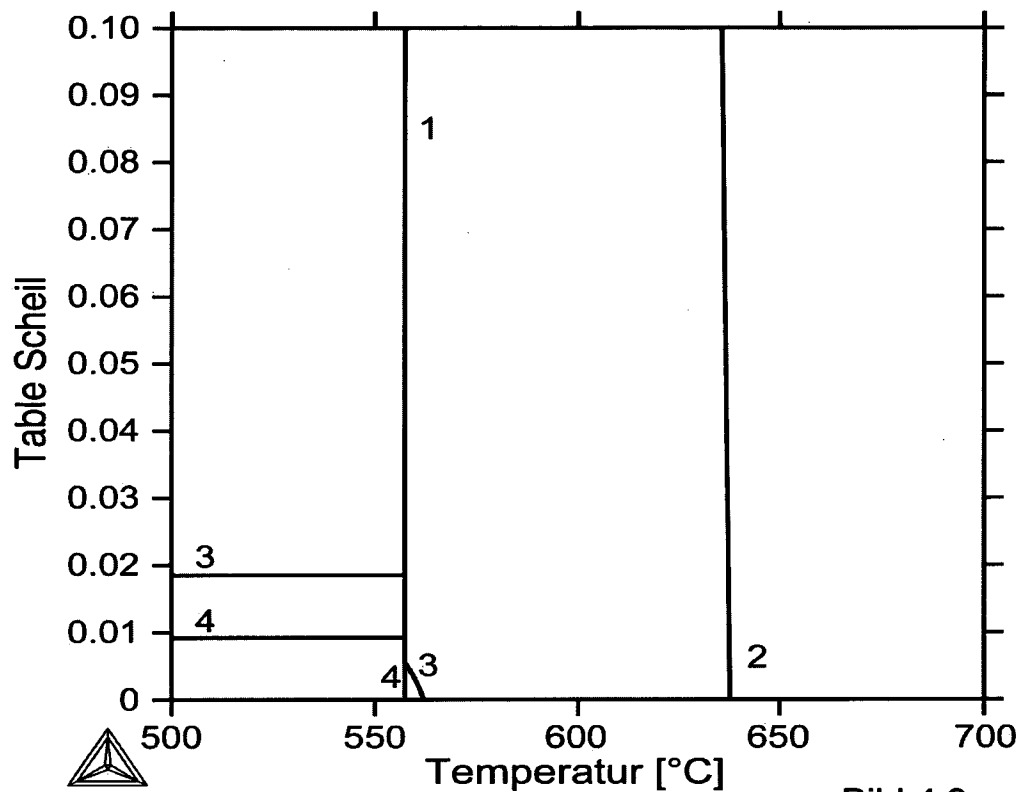


Bild 4.9

Mechanische Eigenschaften der Zugproben aus AlSi(1-2-3)Mg0,6 und AlSi(1-2-3)Mg1

(Versuchsreihe B2) - Proben nach einer T6-Wärmebehandlung

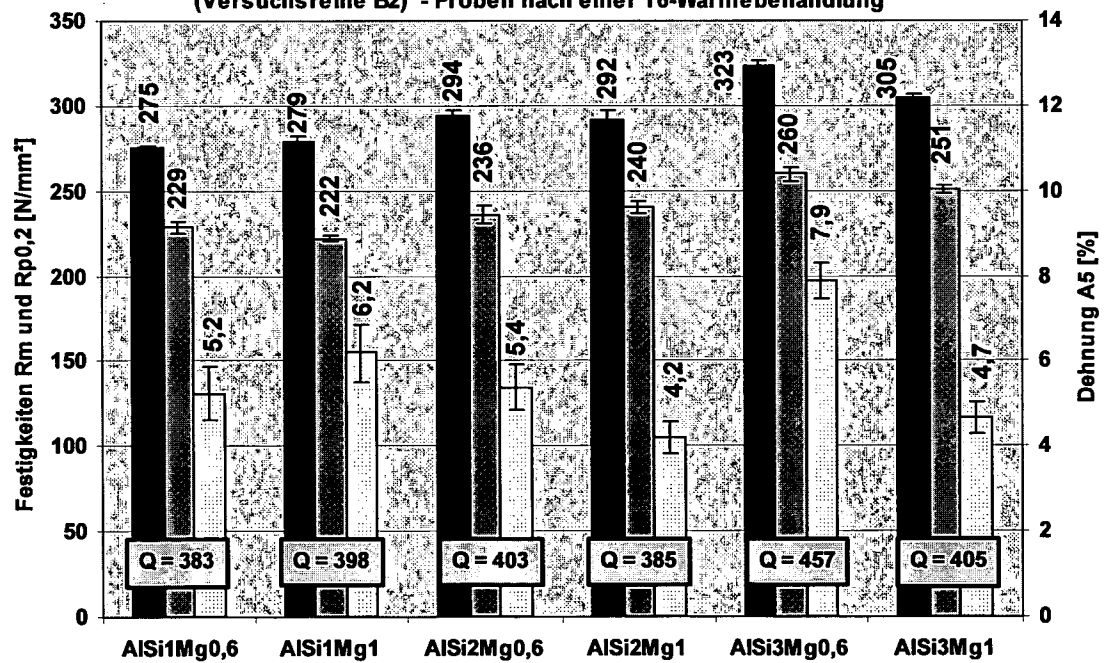


Bild 4.10

43/72

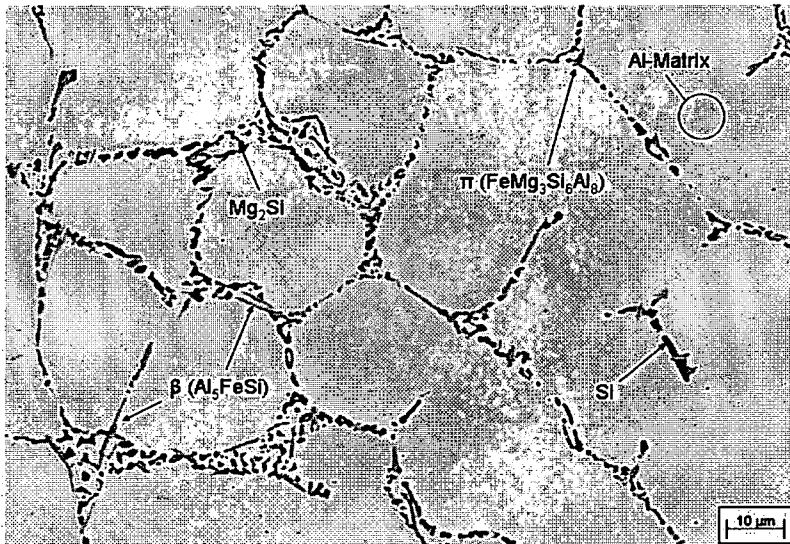


Bild 4.11

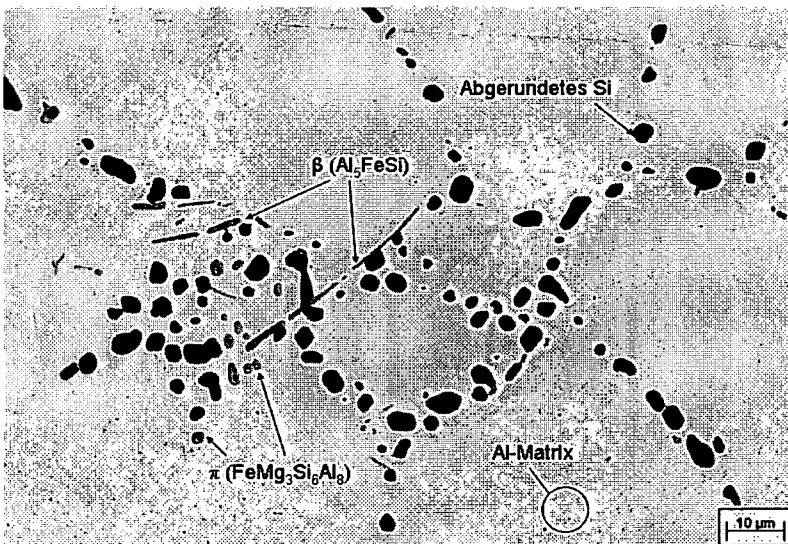


Bild 4.12

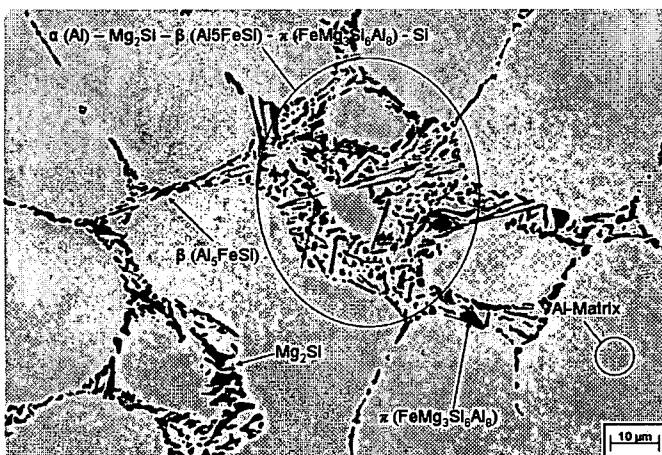


Bild 4.13

44/72

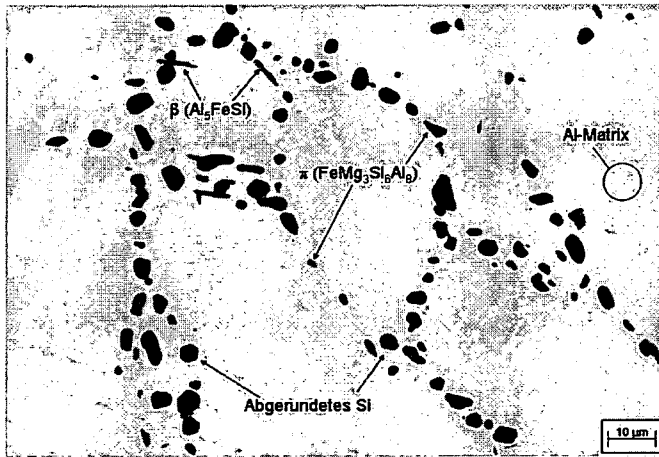


Bild 4.14

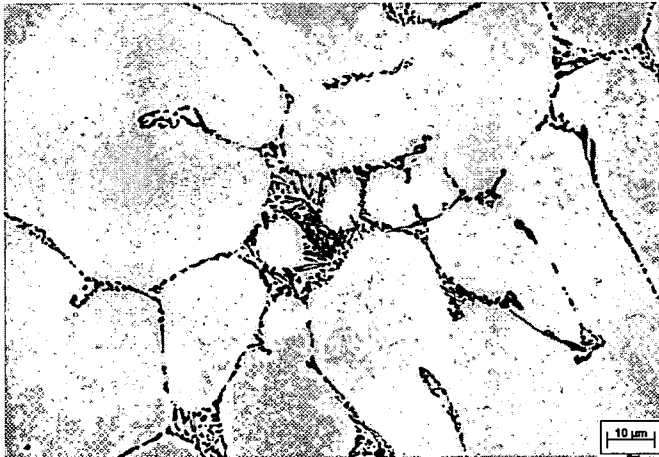


Bild 4.15

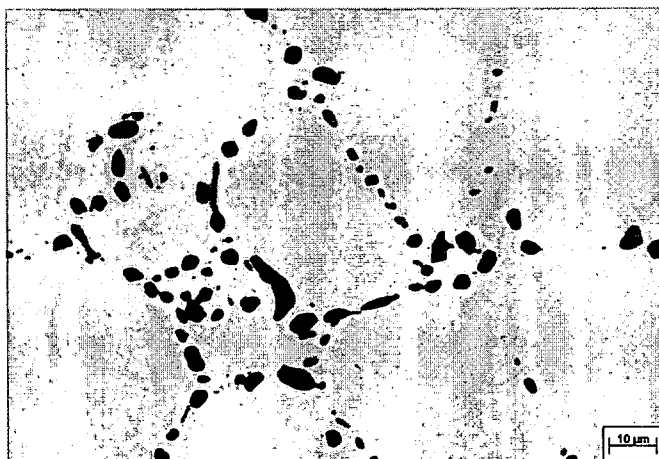
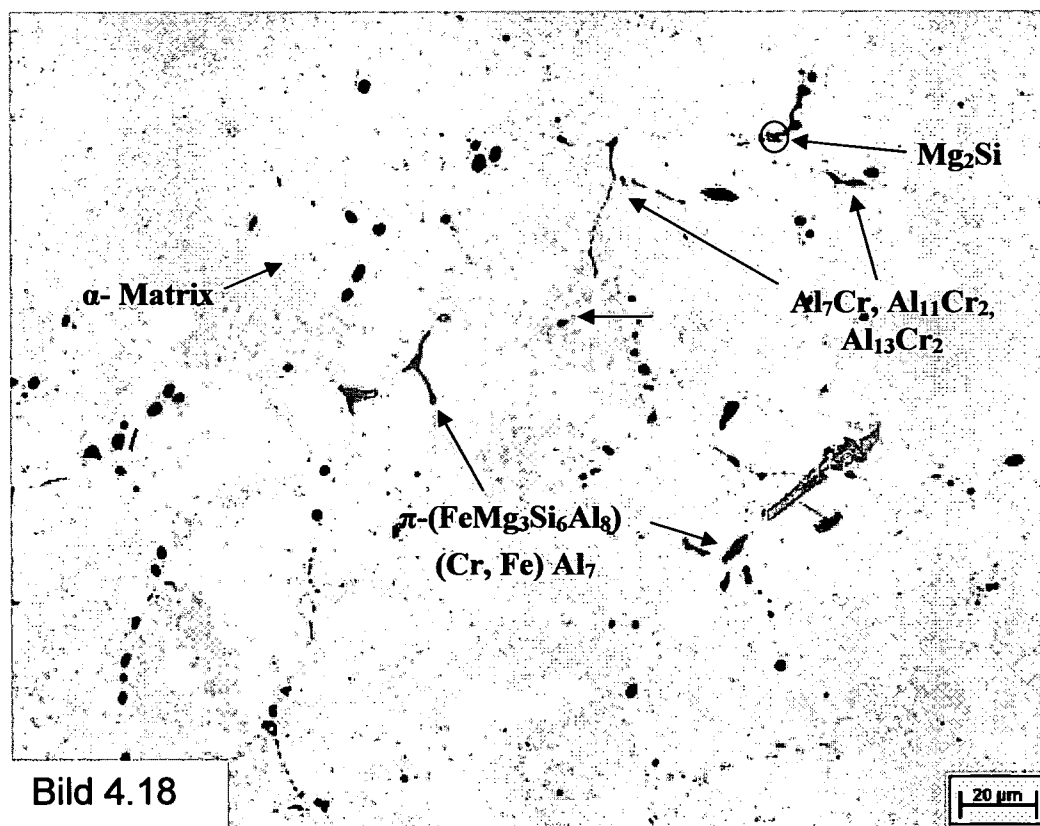
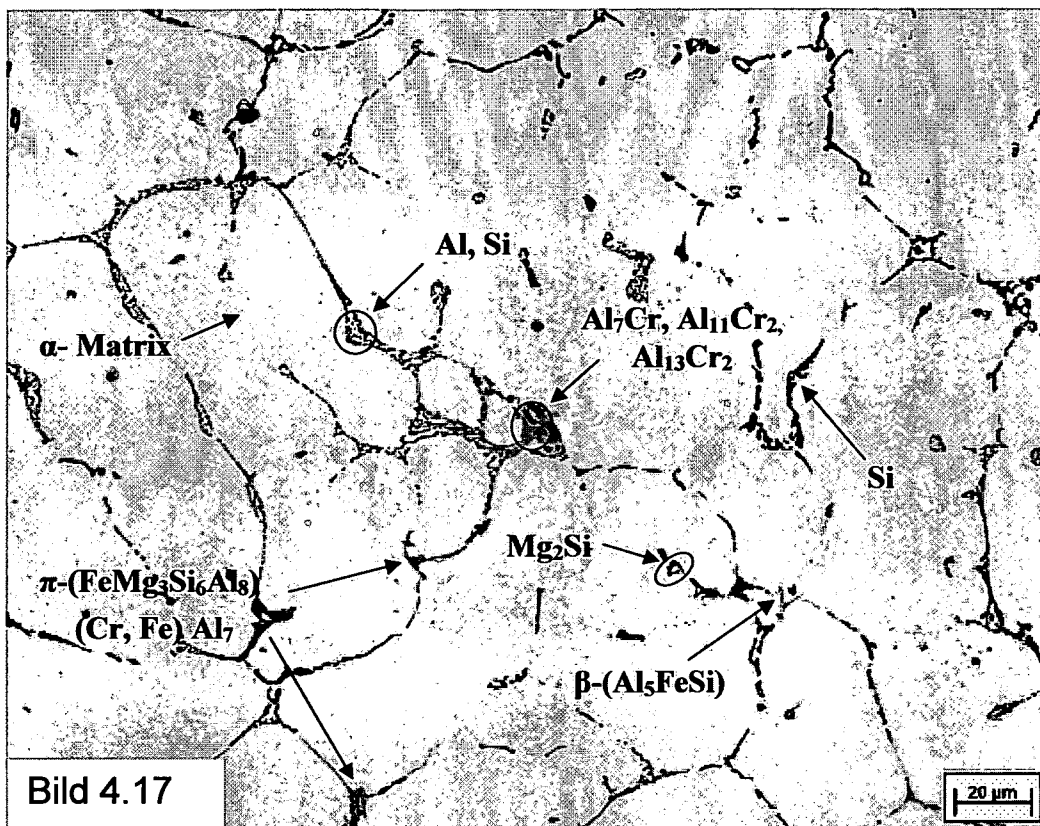


Bild 4.16

45/72



46/72

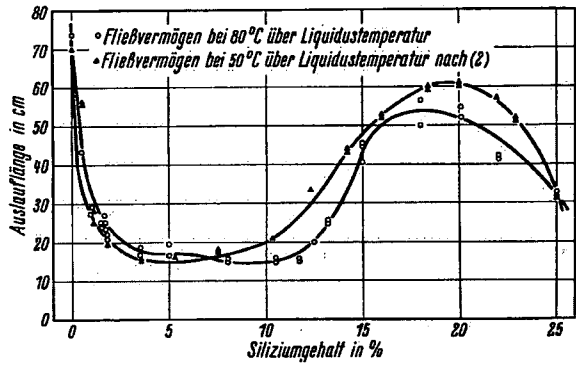


Bild 4.19

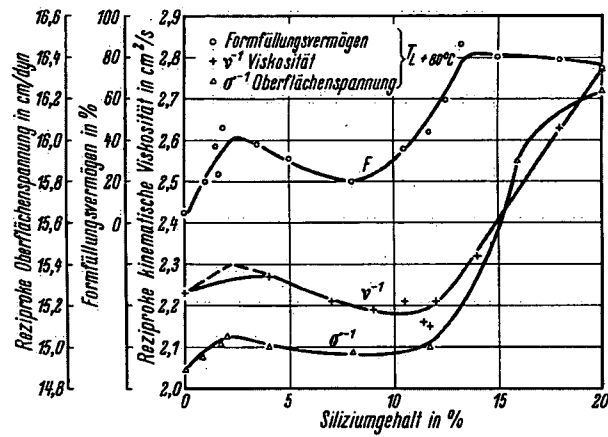


Bild 4.20

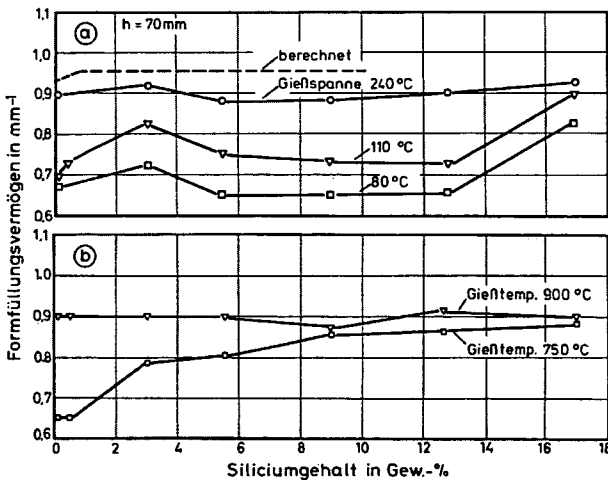


Bild 4.21

47/72

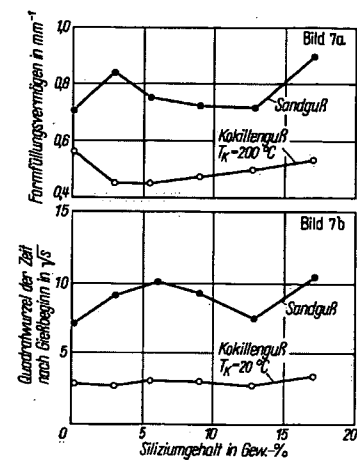


Bild 4.22

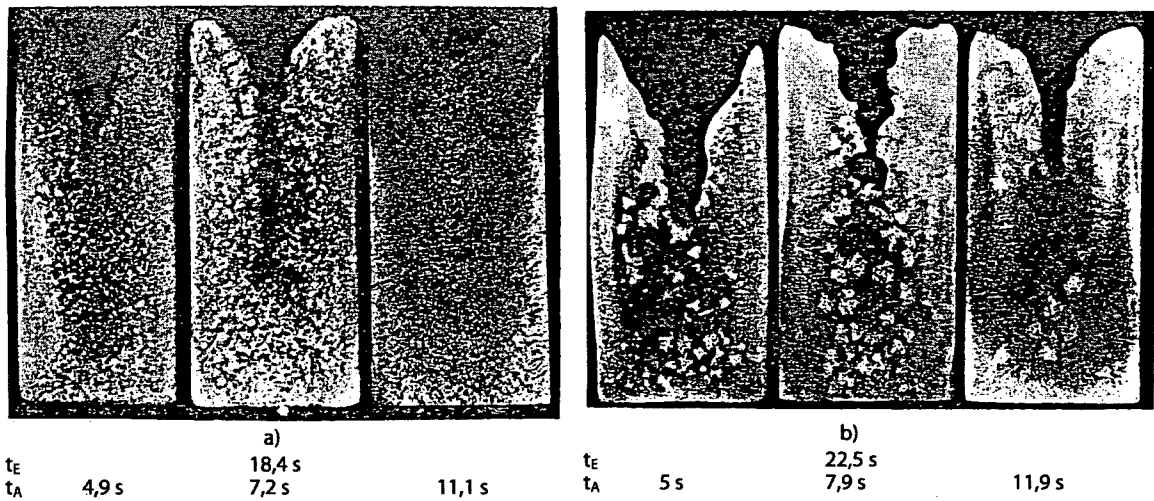


Bild 4.23

48/72

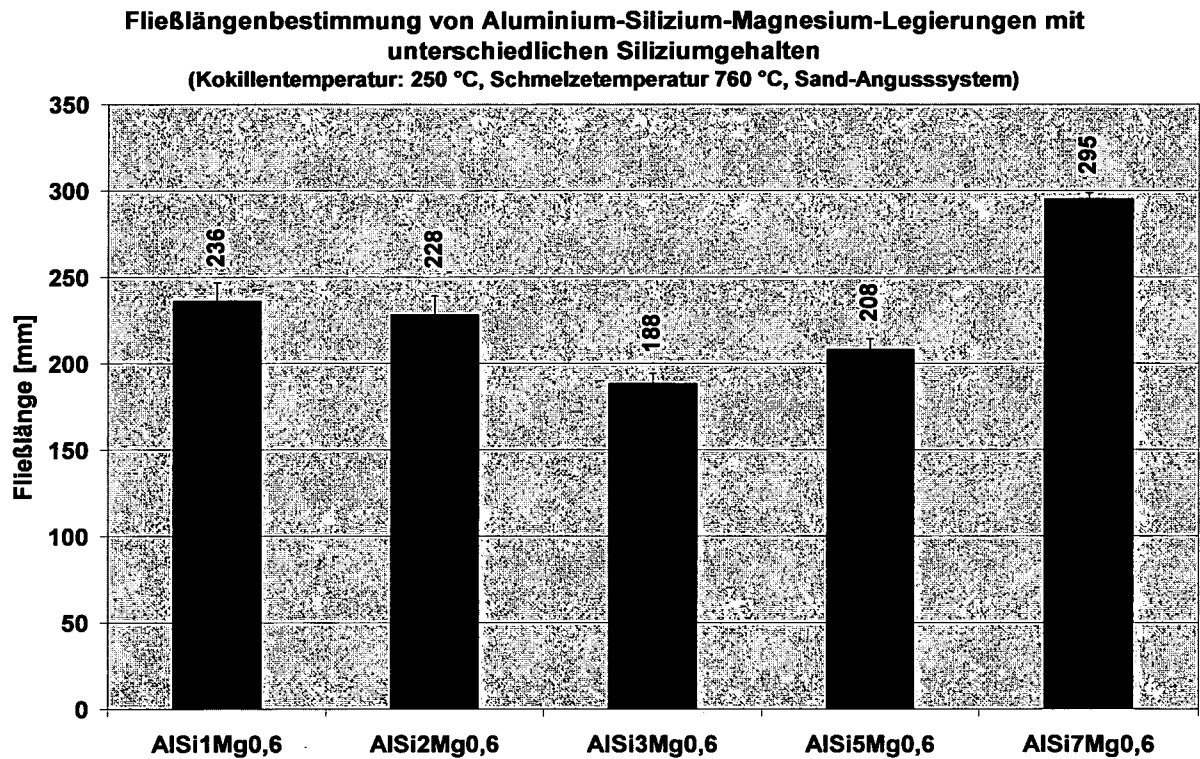
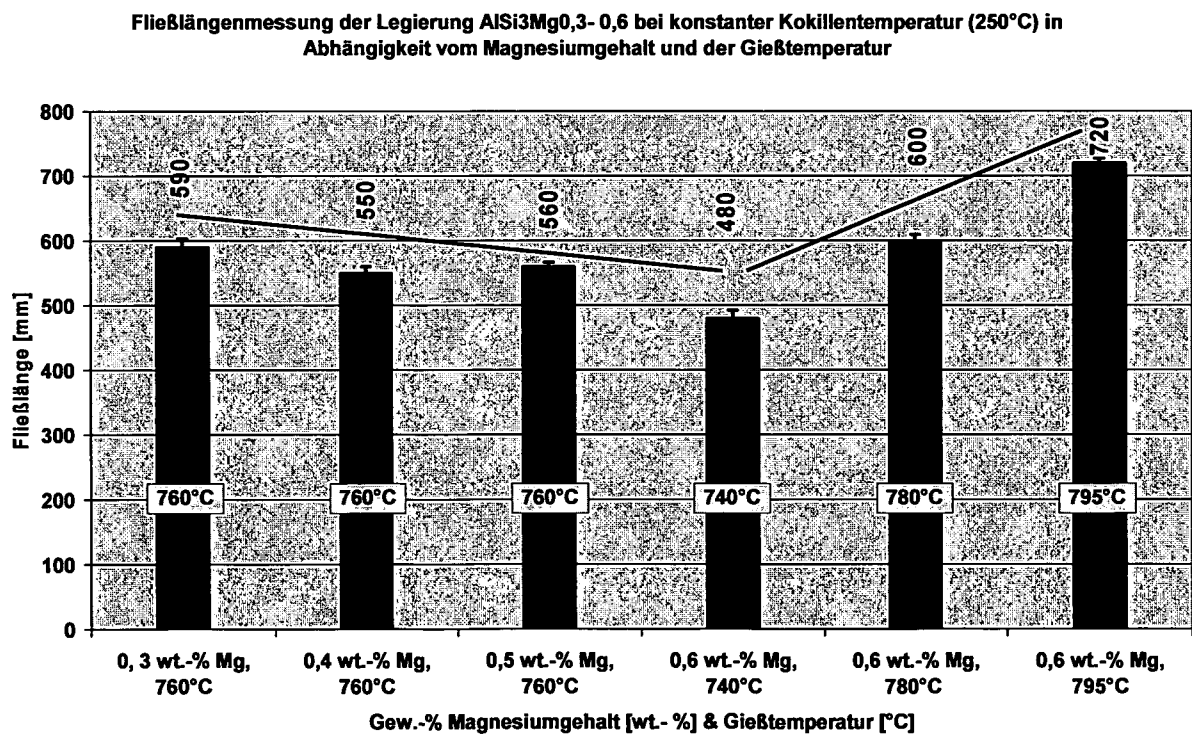


Bild 4.24



49/72

Bild 4.25

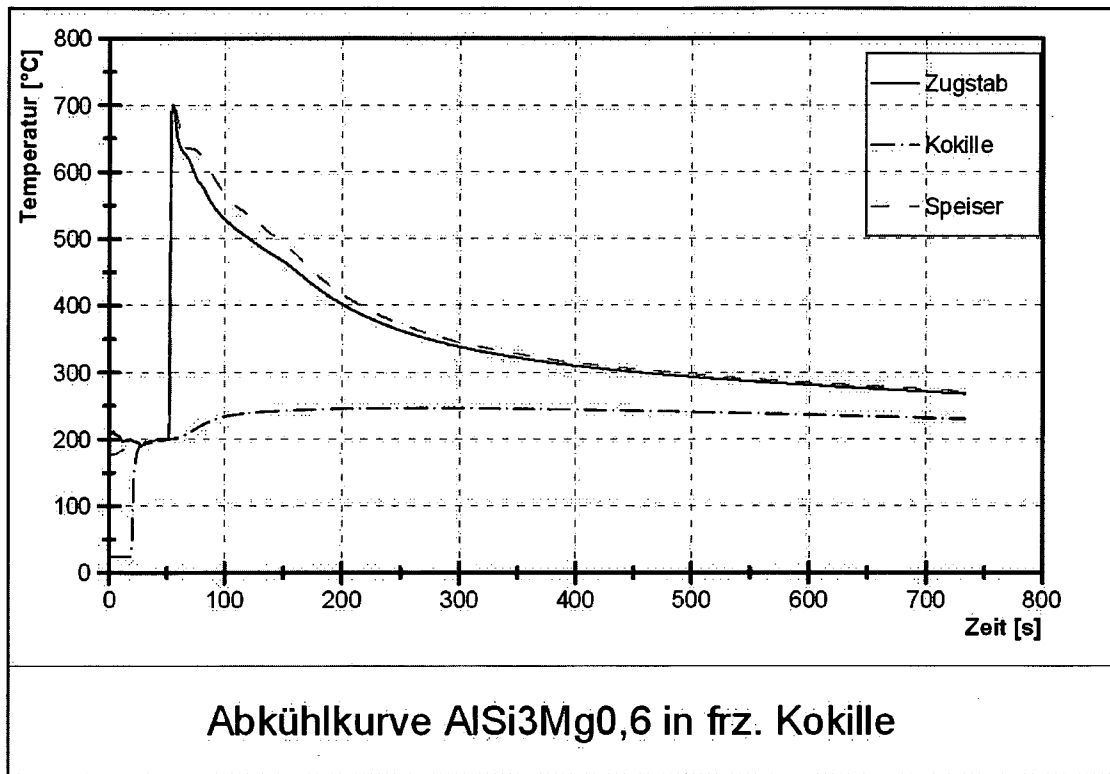


Bild 4.26

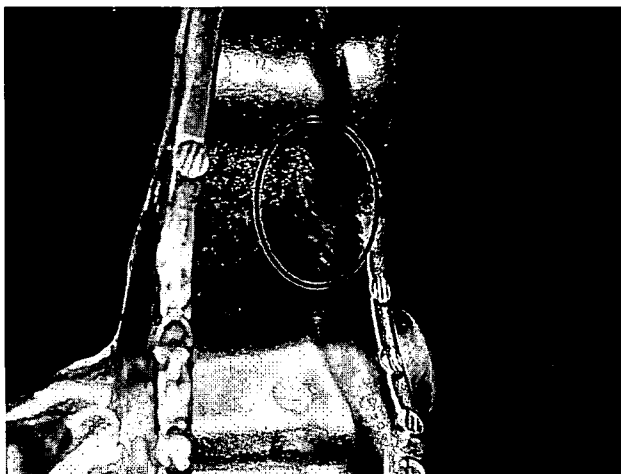


Bild 4.27

50/72



Bild 4.28

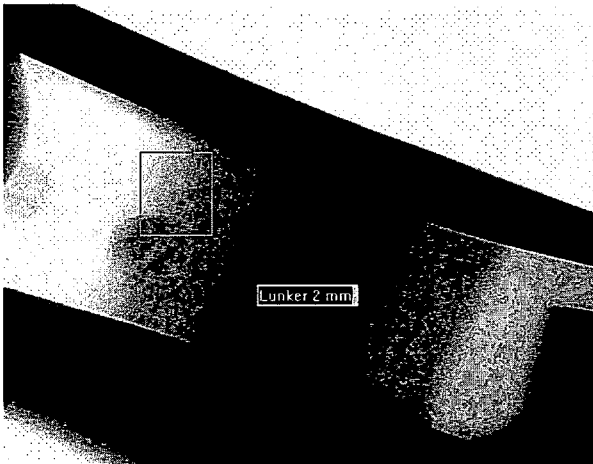


Bild 4.29

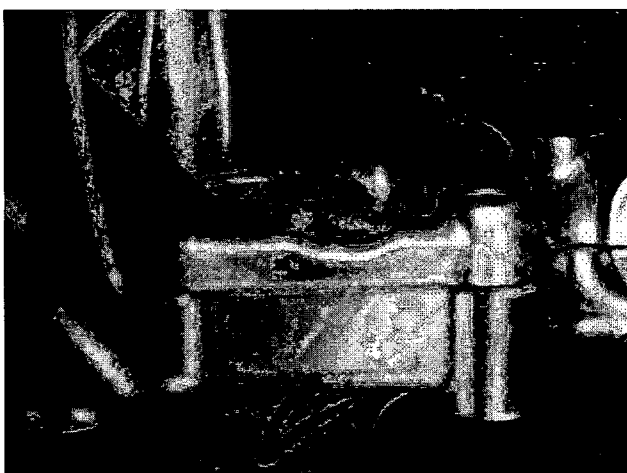


Bild 4.30

51/72

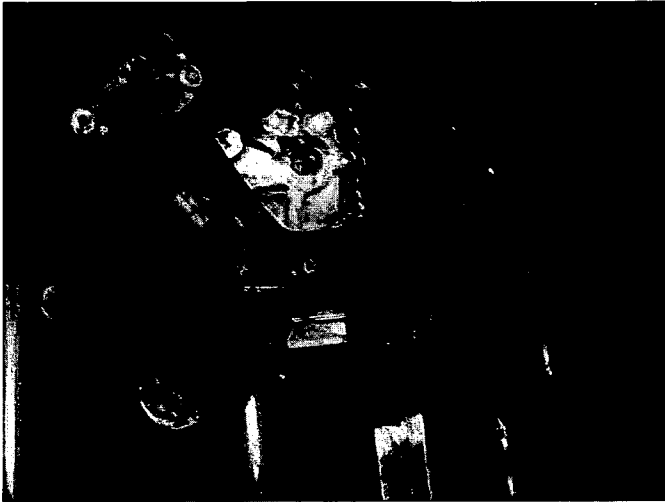


Bild 4.31

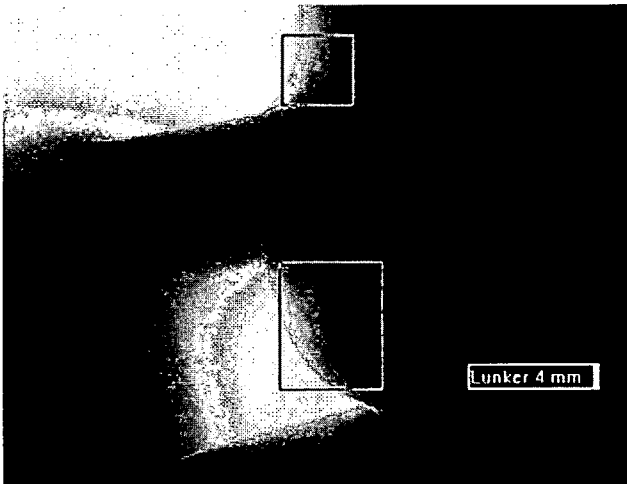


Bild 4.32

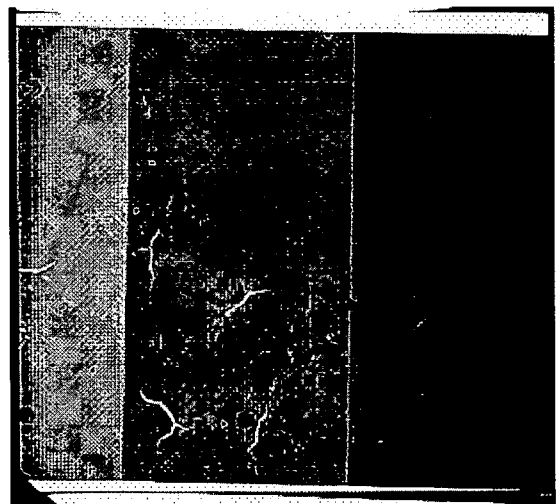
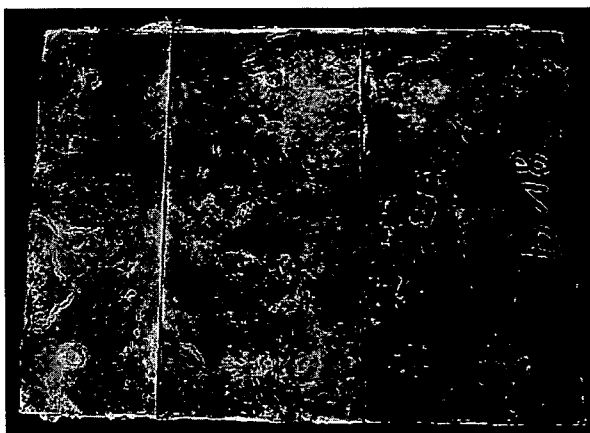


Bild 4.33

52/72

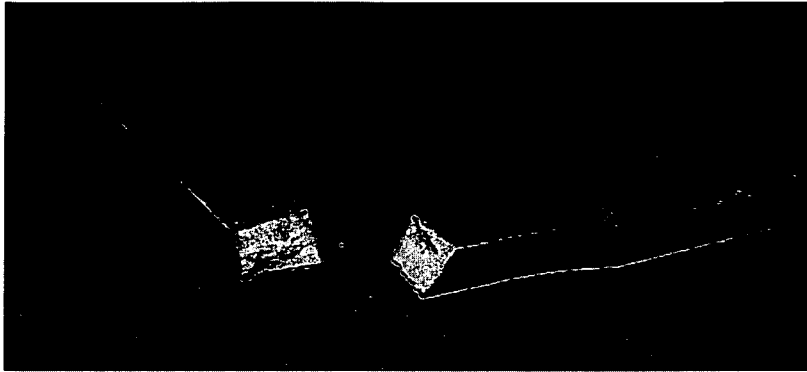


Bild 4.34

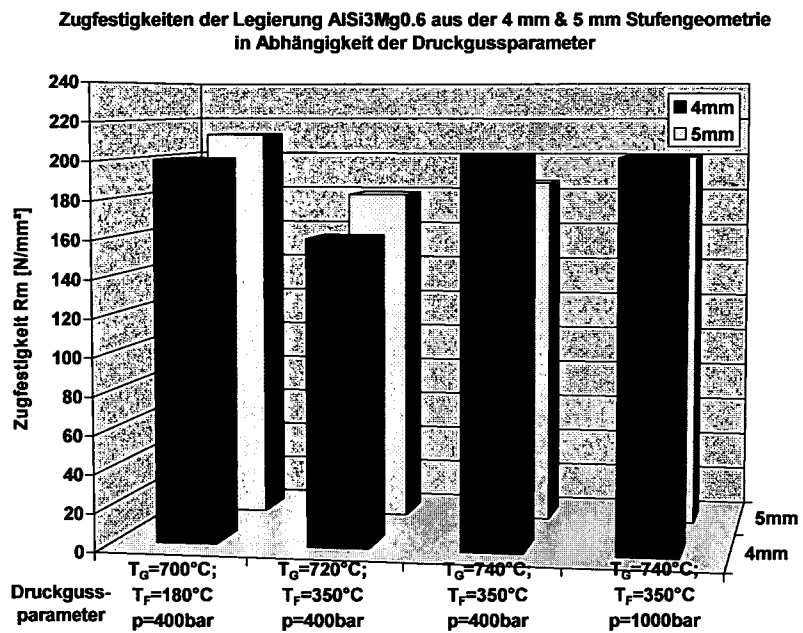


Bild 4.35

53/72

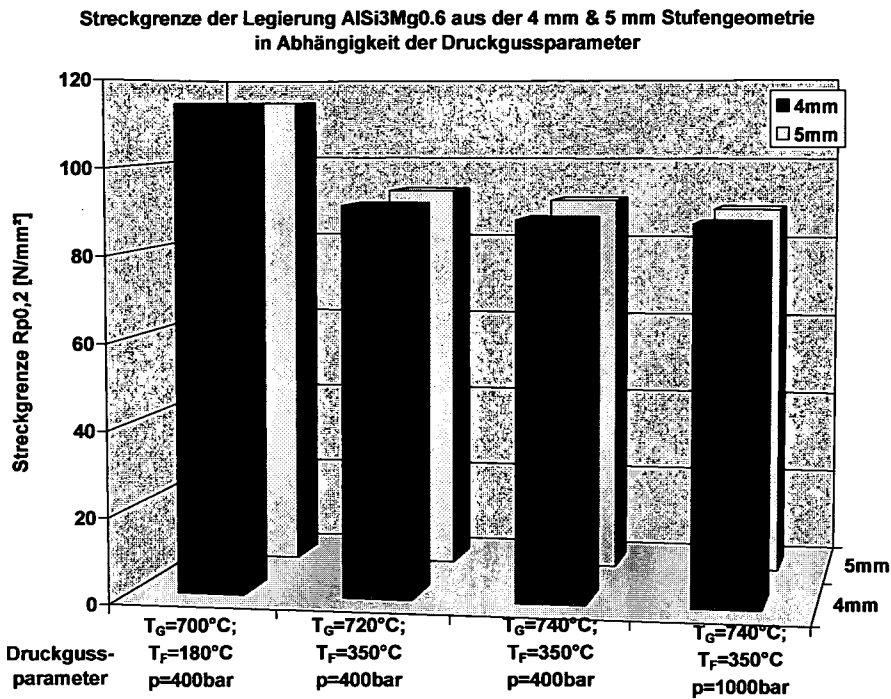


Bild 4.36

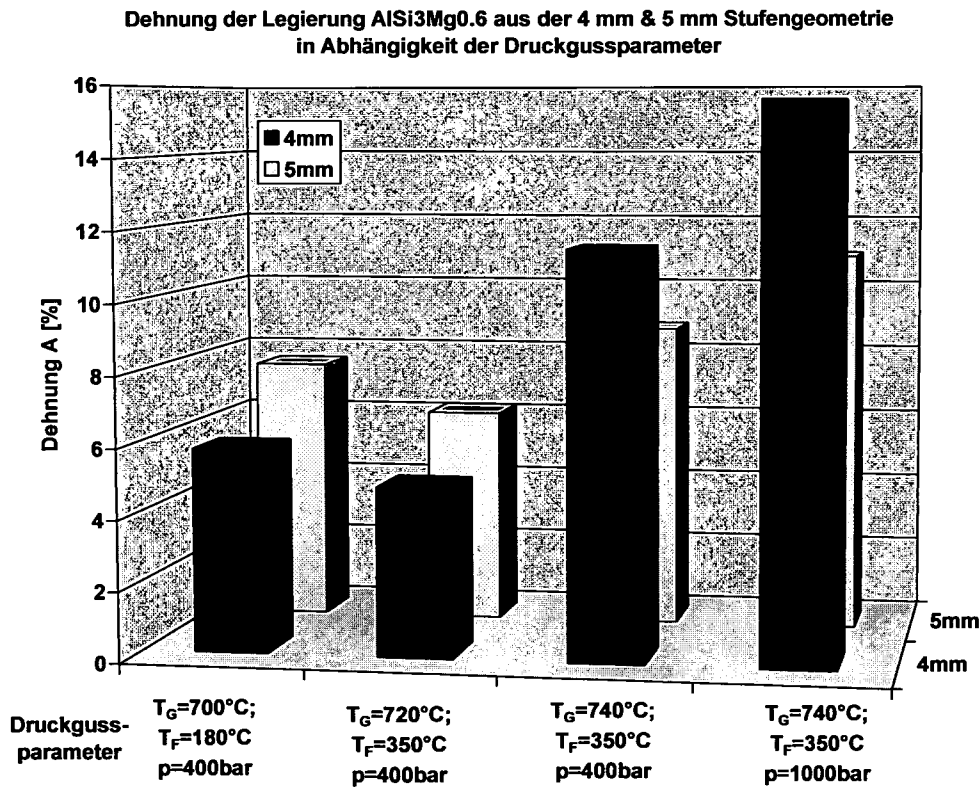


Bild 4.37

54/72

Mech. Eigenschaften von Zugproben aus der frz. Kokille nach T6-Wärmebeh.:
Wirkung einer Variation des Si- (AlSi3Mg0,6A-C) und
des Ti-Gehaltes (Index .1- .4)

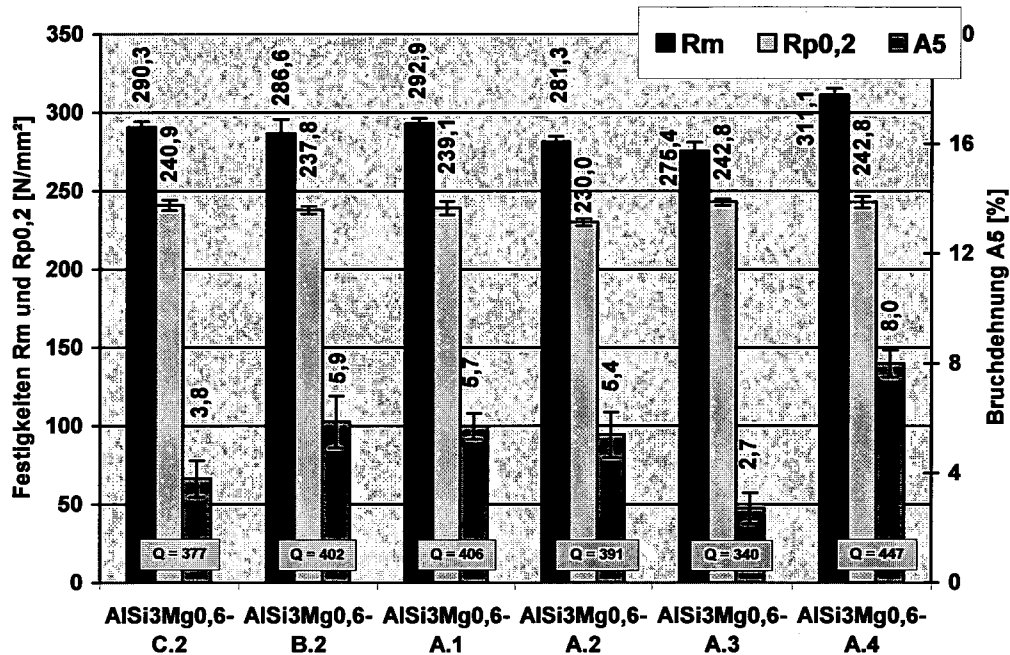


Bild 4.38

Mechanische Eigenschaften von Zugproben aus AlSi3,3Mg0,6
Gusszustand (F), abgekühlt an Luft oder abgeschreckt in Wasser

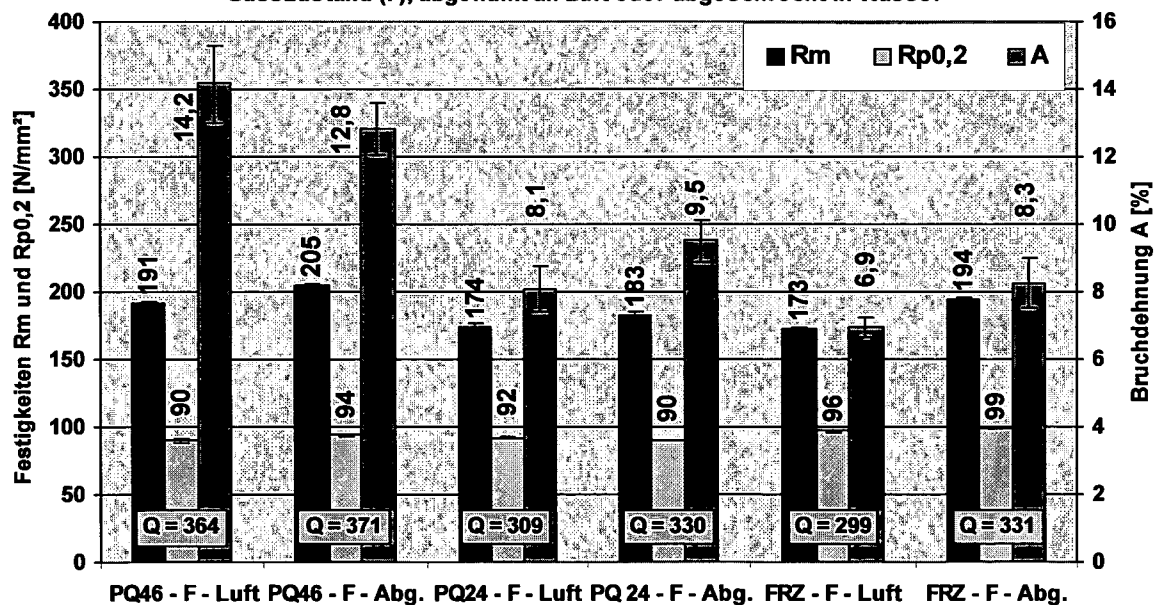


Bild 4.39

55/72

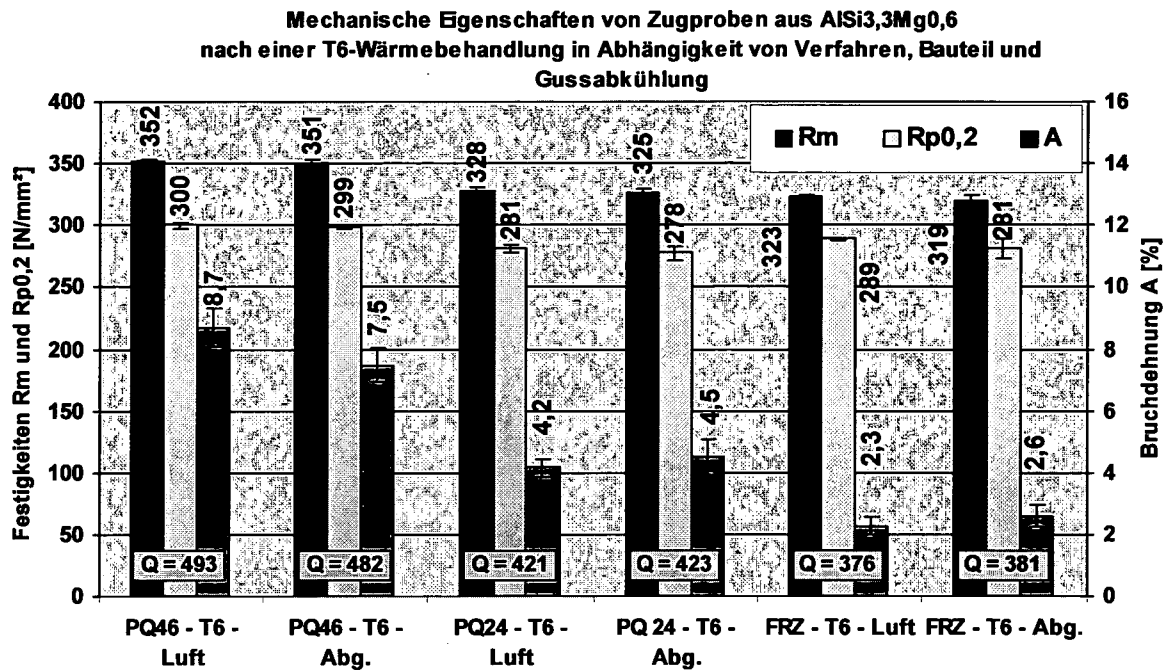


Bild 4.40

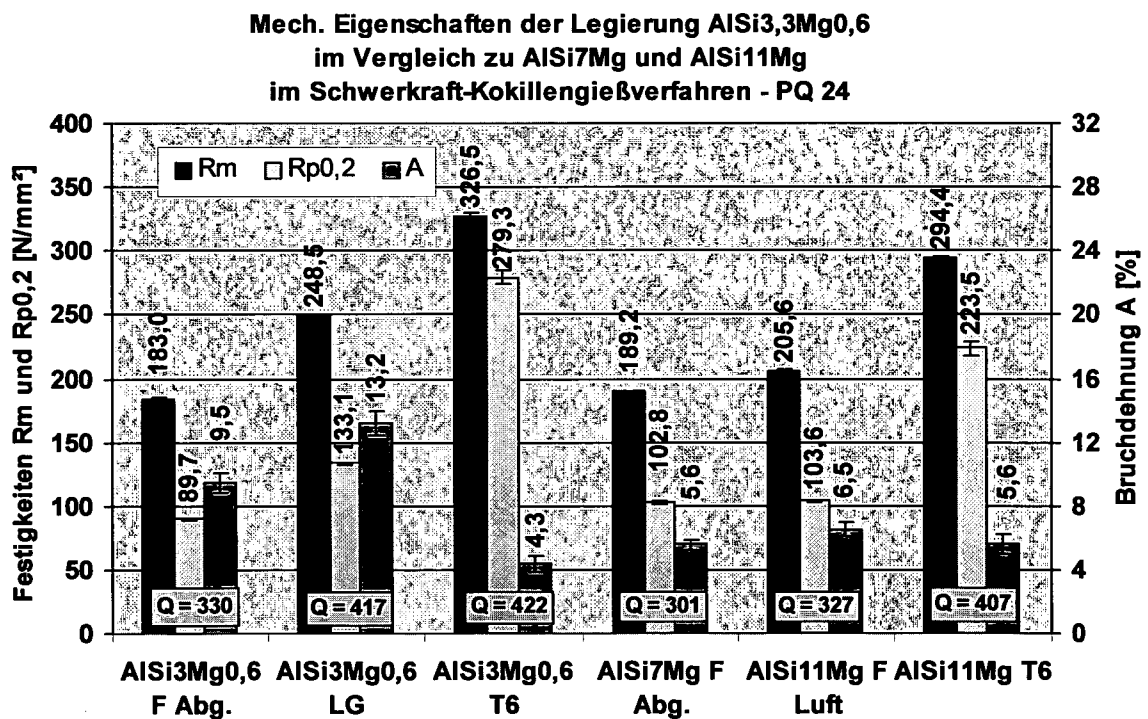


Bild 4.41

56/72

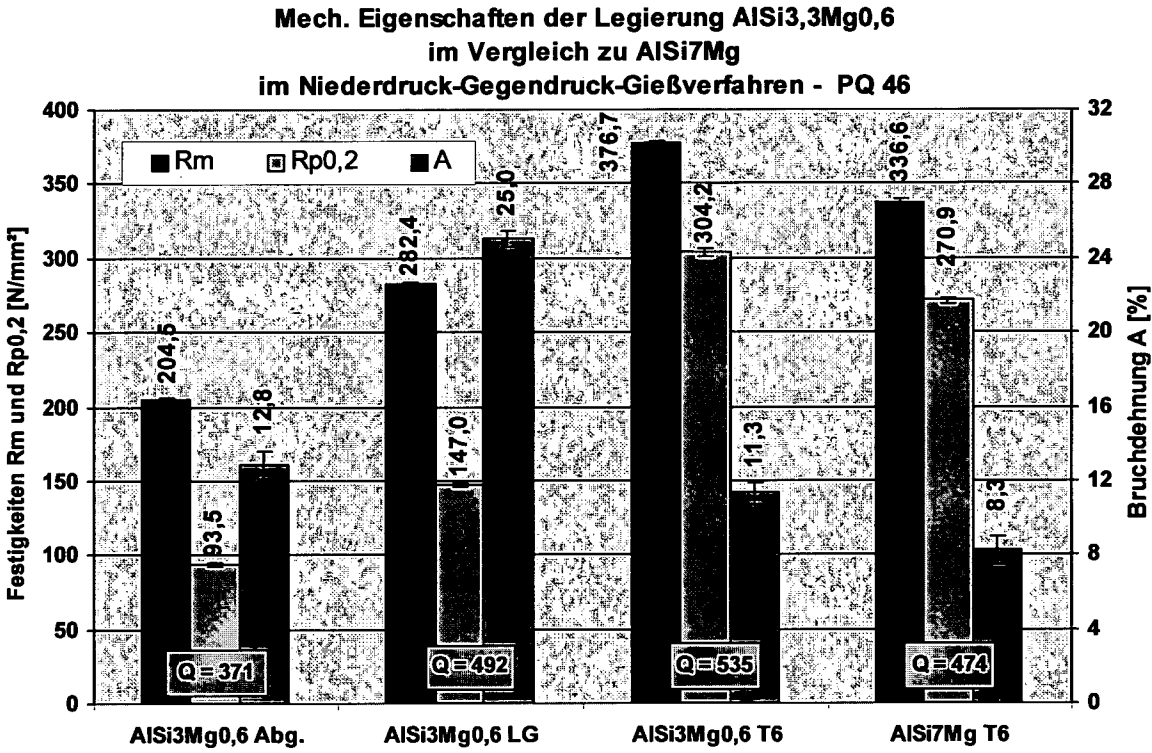


Bild 4.42

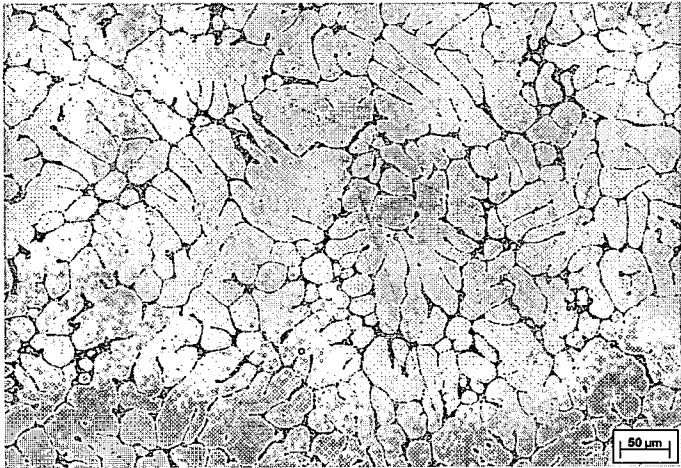


Bild 4.43

57/72

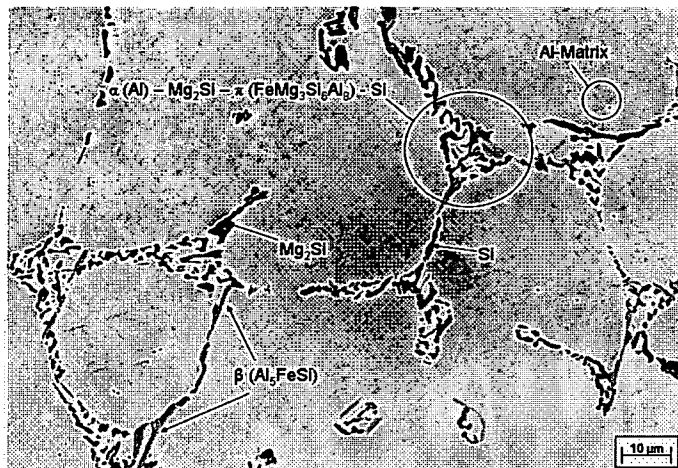


Bild 4.44

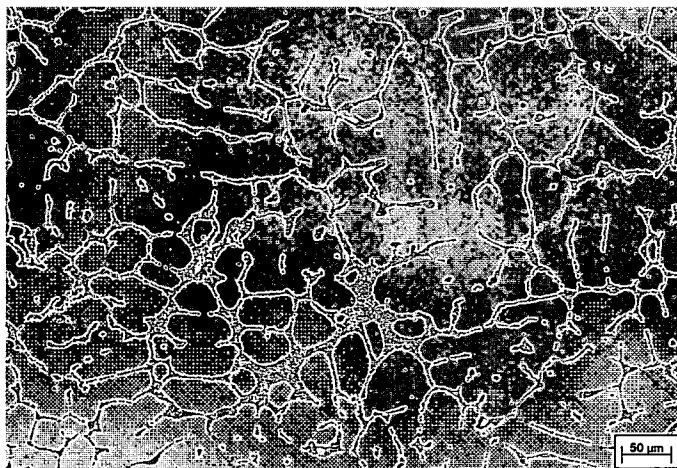


Bild 4.45

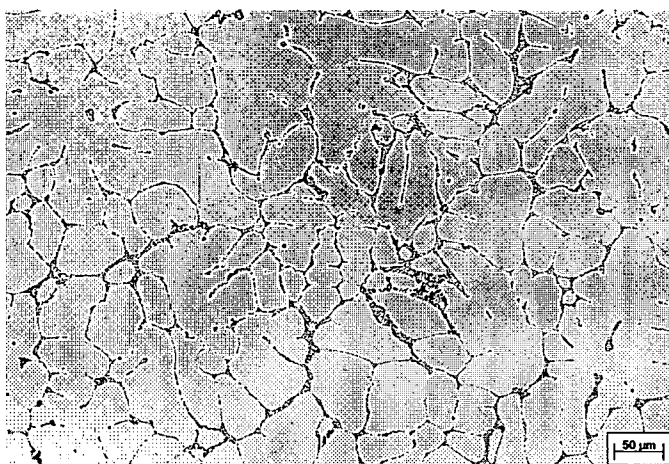


Bild 4.46

58/72

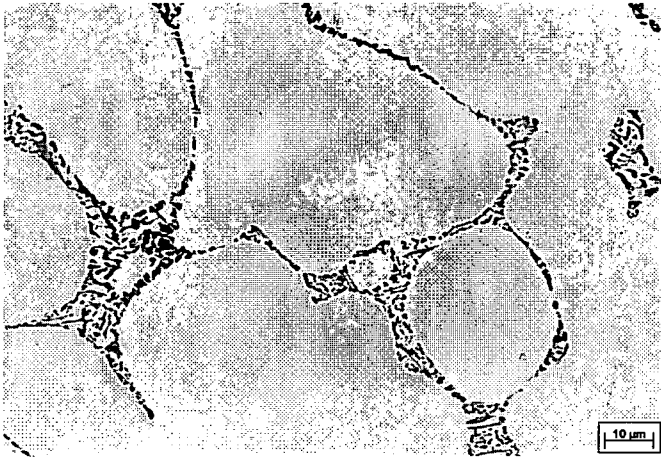


Bild 4.47

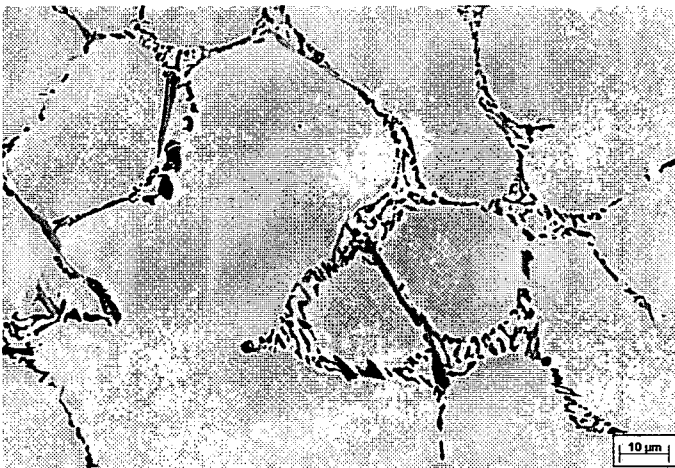


Bild 4.48

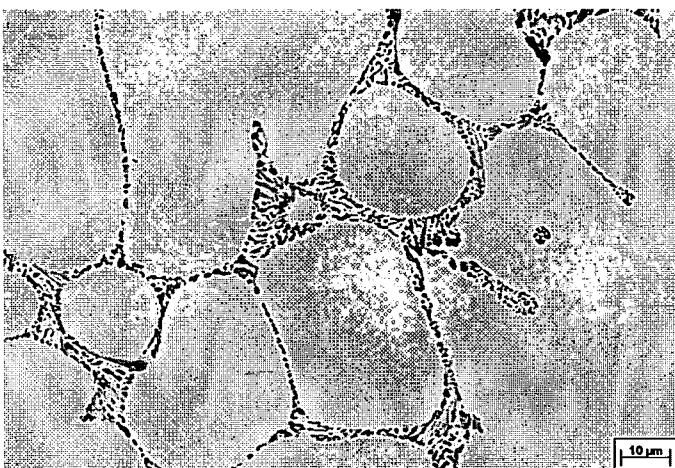


Bild 4.49

59/72

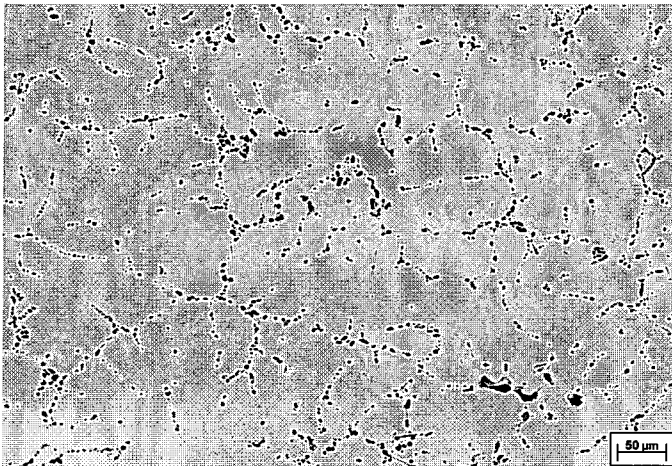


Bild 4.50

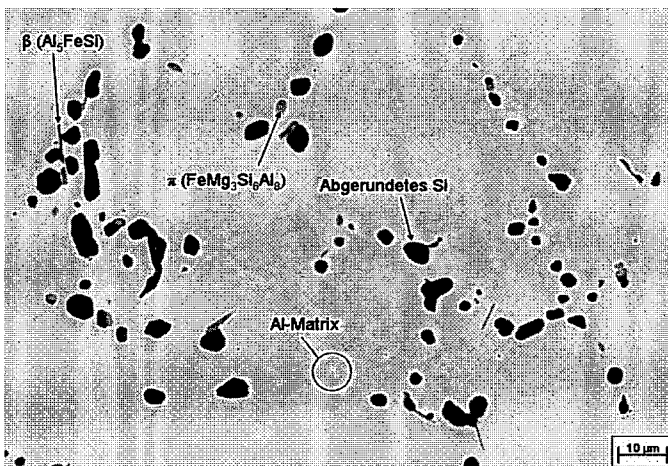


Bild 4.51

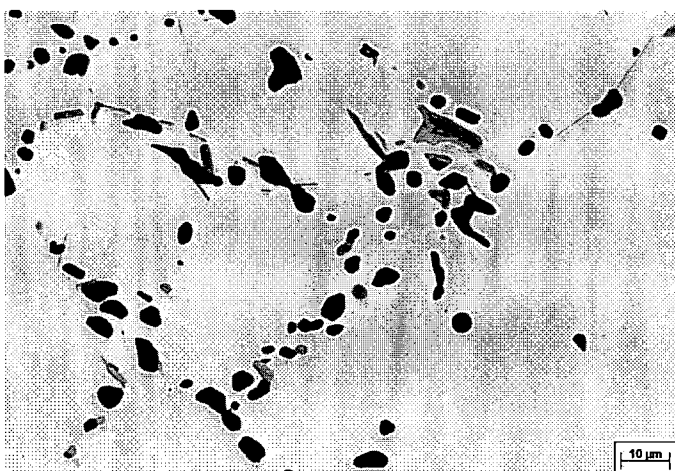


Bild 4.52

60/72

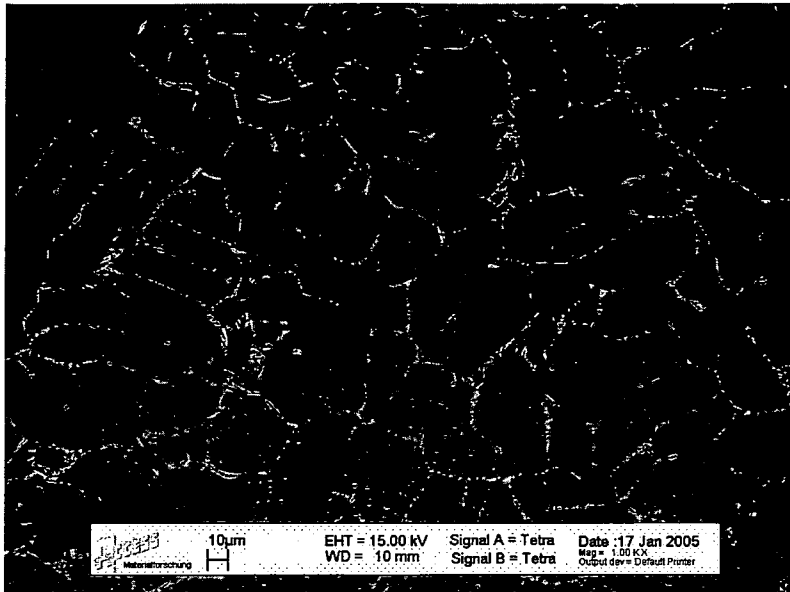


Bild 4.54

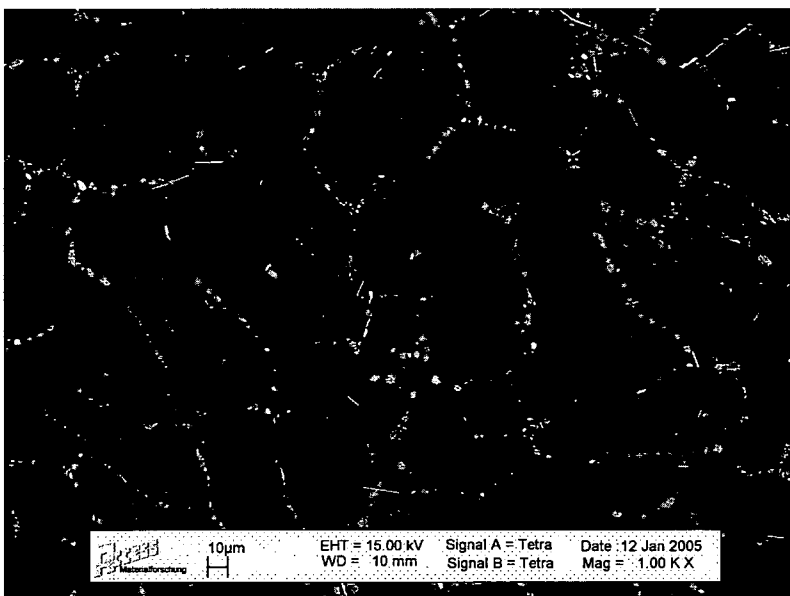


Bild 4.55

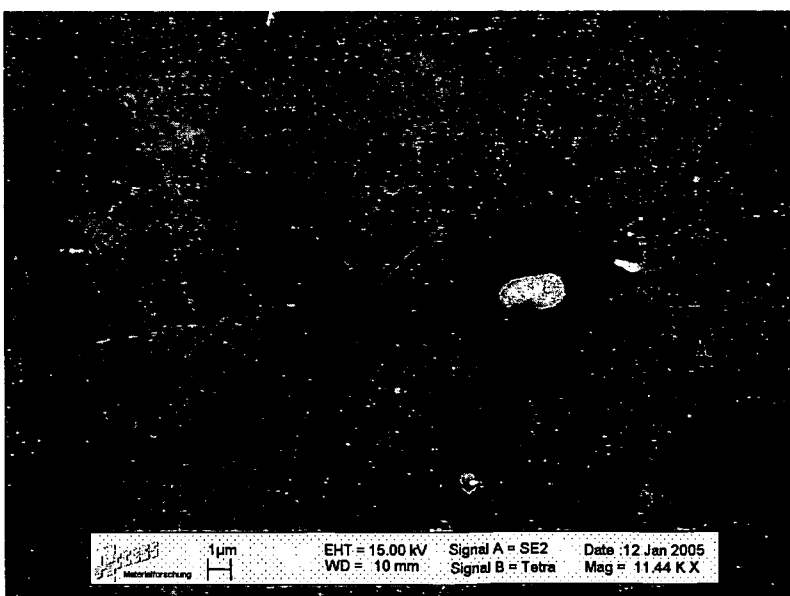
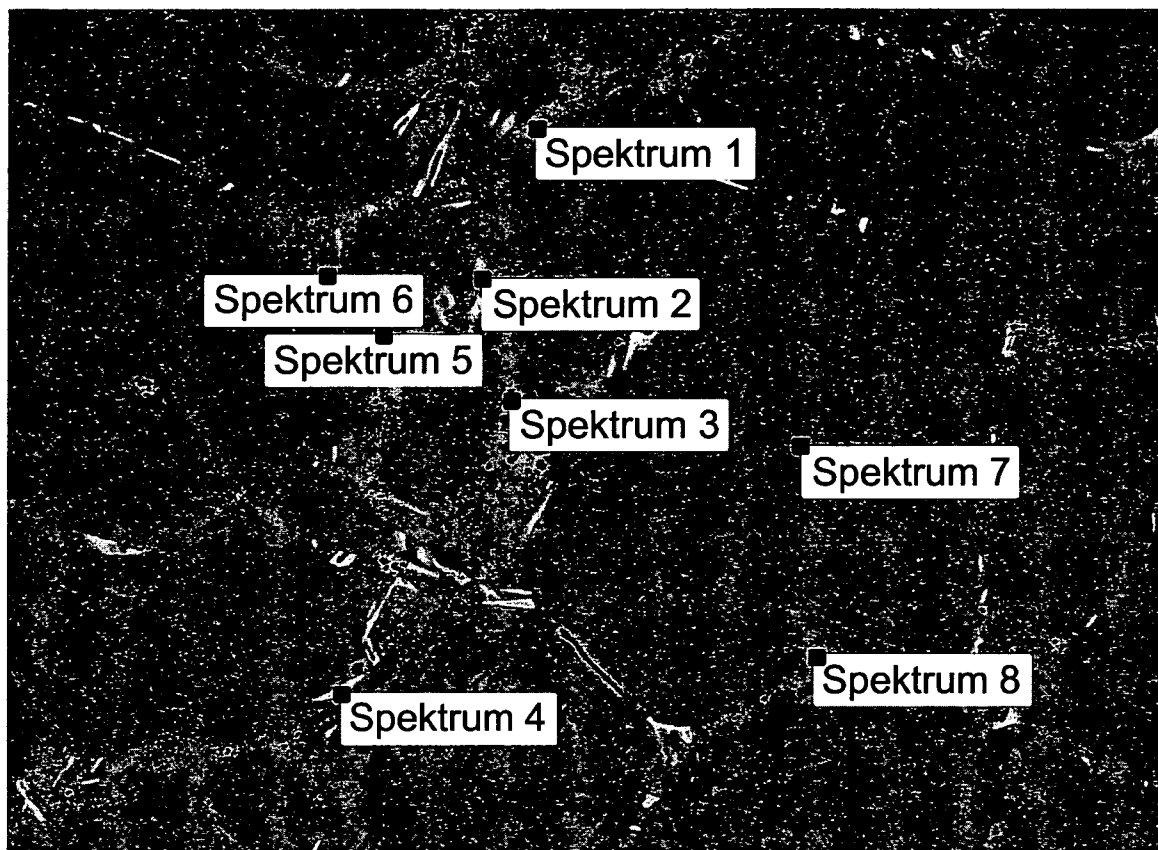


Bild 4.56

61/72



60 μm

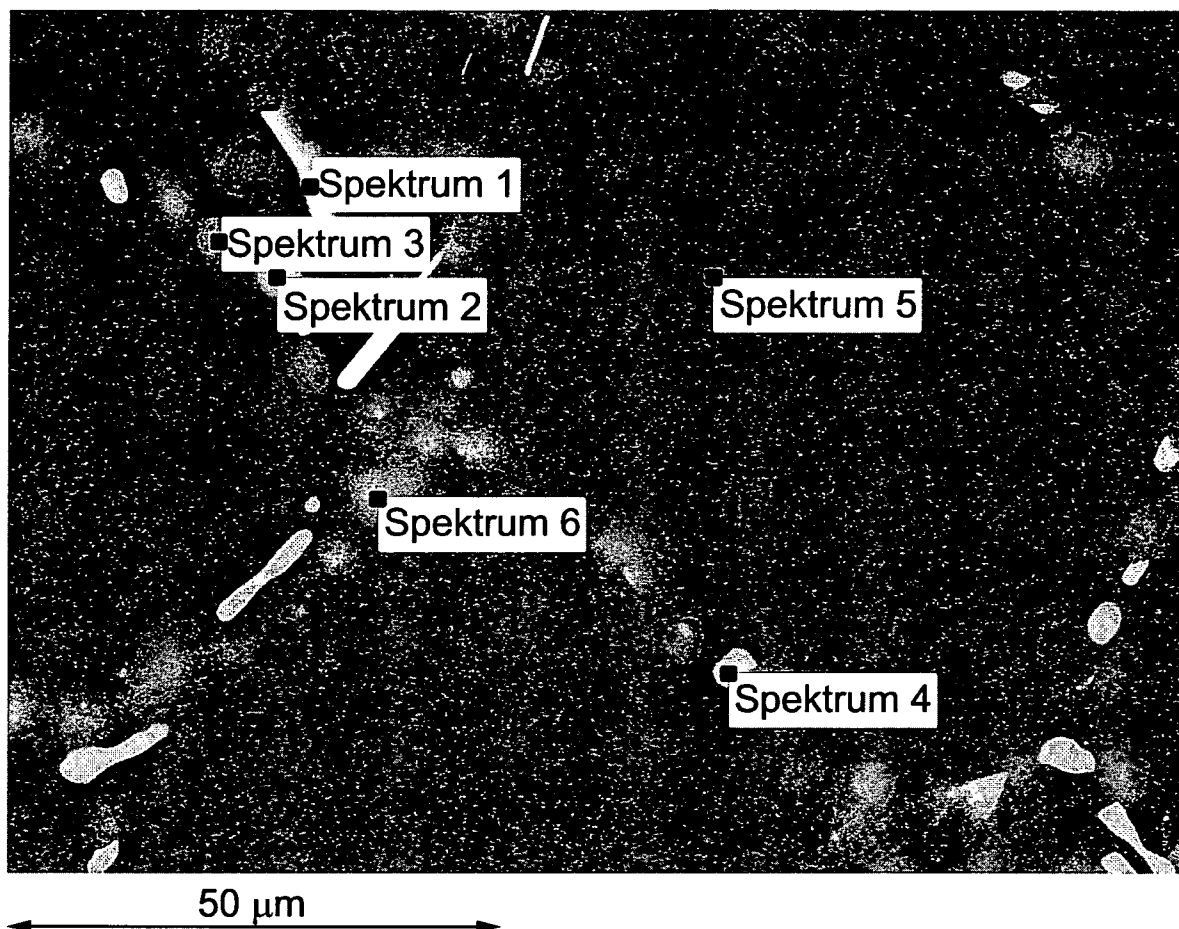
Prozessoption: Alle Elemente analysiert (Normalisiert)

Spektrum	Mg	Al	Si	Ti	Fe	Ni	Cu	Summe	
Spektrum 1	0.28	67.62	31.28	0.04	0.40	0.18	0.21	100.00	
Spektrum 2	5.96	74.35	15.37	0.17	4.04	0.26	-0.15	100.00	π (FeMgSi ₆ Al ₈) Mg ₂ Si
Spektrum 3	9.27	61.83	29.30	-0.05	-0.12	-0.37	0.14	100.00	
Spektrum 4	2.50	91.93	5.11	-0.02	0.82	-0.17	-0.17	100.00	
Spektrum 5	9.29	68.47	20.05	-0.06	1.37	0.62	0.25	100.00	
Spektrum 6	0.32	90.81	8.52	0.00	0.03	0.24	0.08	100.00	
Spektrum 7	0.07	98.65	0.38	0.07	0.17	0.11	0.55	100.00	α (Al-Matrix)
Spektrum 8	0.12	89.39	10.07	0.07	0.22	0.20	-0.06	100.00	
Durchschnitt	3.47	80.38	15.01	0.03	0.87	0.13	0.11	100.00	
Standardabweichung	4.10	13.85	11.17	0.08	1.37	0.30	0.24		
Max.	9.29	98.65	31.28	0.17	4.04	0.62	0.55		
Min.	0.07	61.83	0.38	-0.06	-0.12	-0.37	-0.17		

Alle Resultate in Massen%

Bild 4.57

62/72



Prozessoption: Alle Elemente analysiert (Normalisiert)

Spektrum	Mg	Al	Si	Ti	Fe	Ni	Cu	Summe	
Spektrum 1	0.38	78.13	8.60	0.13	12.50	0.19	0.08	100.00	β (Al ₅ FeSi)
Spektrum 2	11.81	57.72	21.15	-0.02	9.29	0.11	-0.06	100.00	π (FeMg ₃ Si ₆ Al ₆)
Spektrum 3	0.17	45.93	53.37	0.07	0.02	0.28	0.17	100.00	
Spektrum 4	11.20	56.38	22.99	0.21	9.17	0.42	-0.37	100.00	
Spektrum 5	0.43	98.27	0.59	0.10	0.06	0.45	0.10	100.00	α (Al-Matrix)
Spektrum 6	0.17	6.49	92.99	0.00	0.02	0.28	0.05	100.00	Abgerundetes Si
Durchschnitt	4.01	57.17	33.28	0.08	5.18	0.29	-0.01	100.00	
Standardabweichung	5.81	31.09	34.35	0.08	5.76	0.13	0.19		
Max.	11.81	98.37	92.99	0.21	12.50	0.45	0.17		
Min.	0.17	6.49	0.59	-0.02	0.02	0.11	-0.37		

Alle Resultate in Massen%

Bild 4.58

63/72



Bild 4.58 a

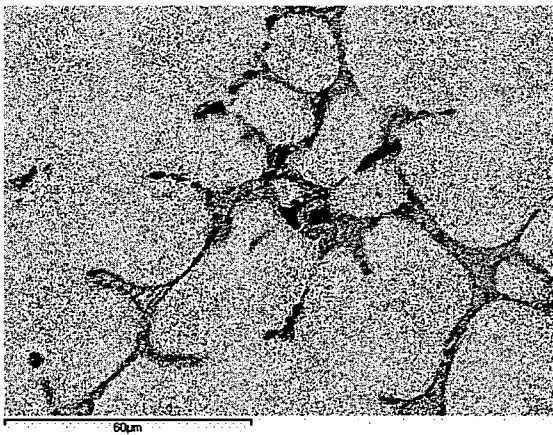


Bild 4.58 b

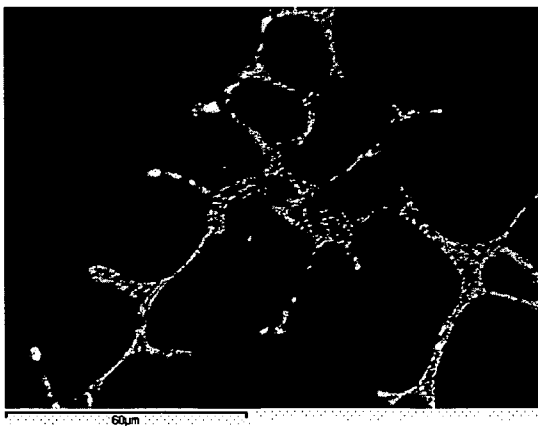


Bild 4.58 c

64/72



Bild 4.58 d

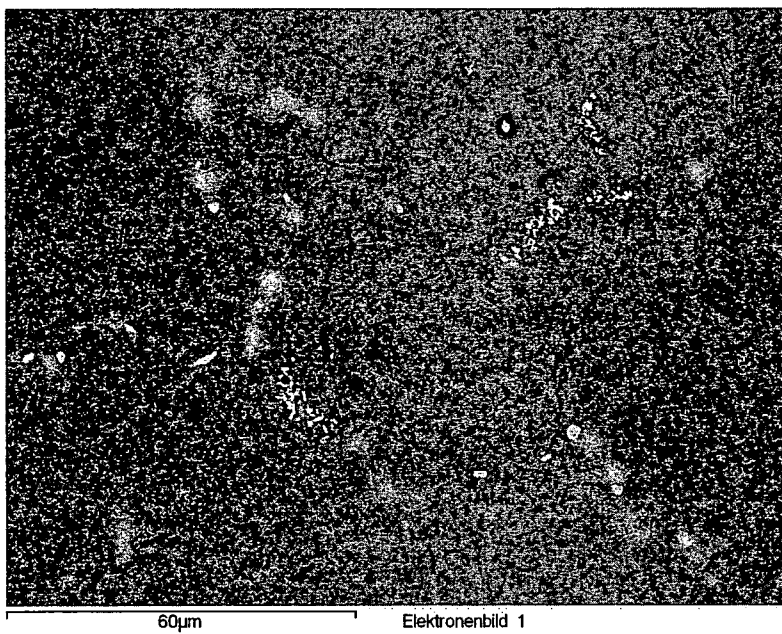


Bild 4.59 a

Bild 4.59 b

65/72

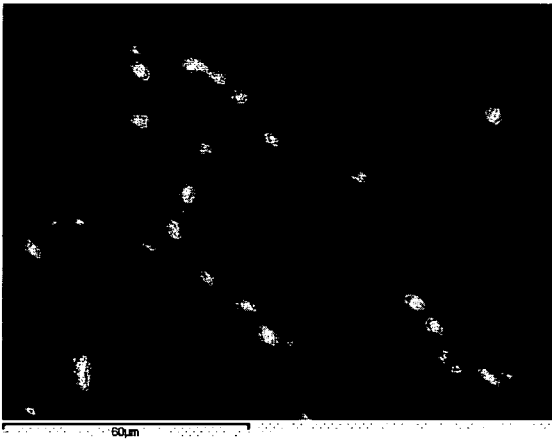
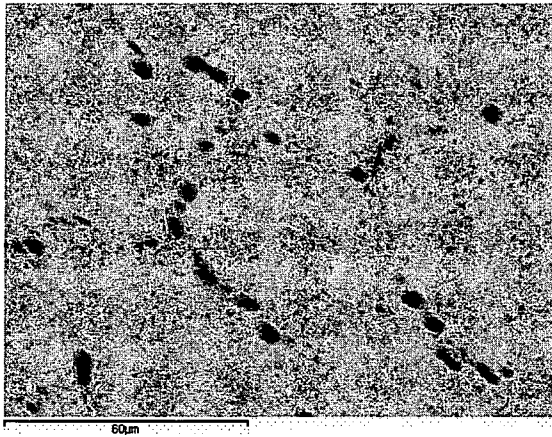


Bild 4.59 c

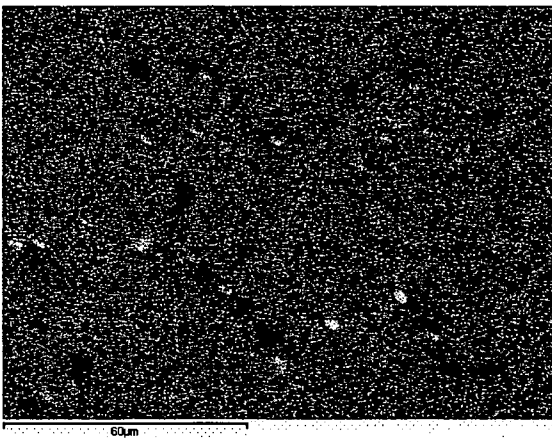


Bild 4.59 d

66/72

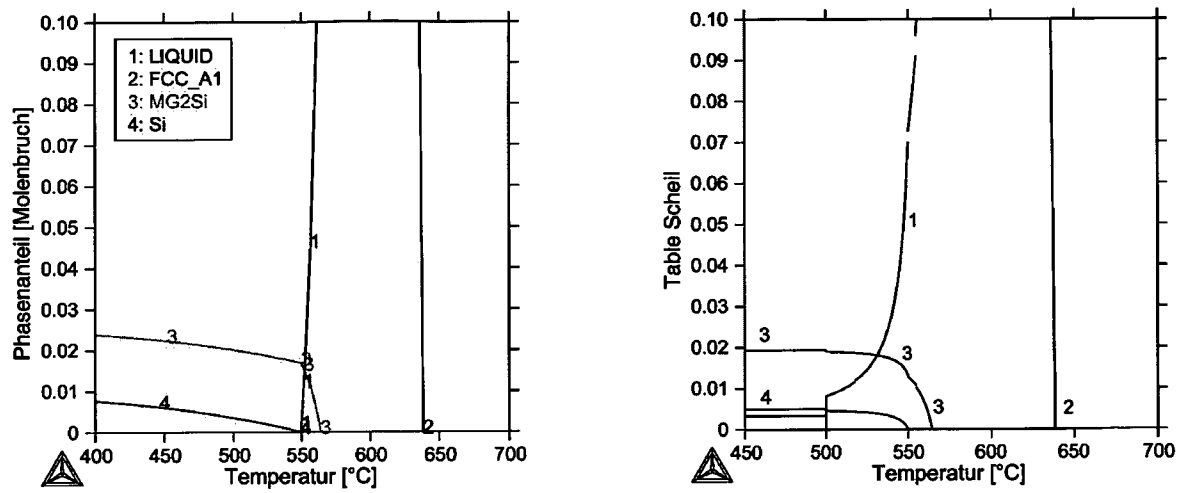


Bild 4.60

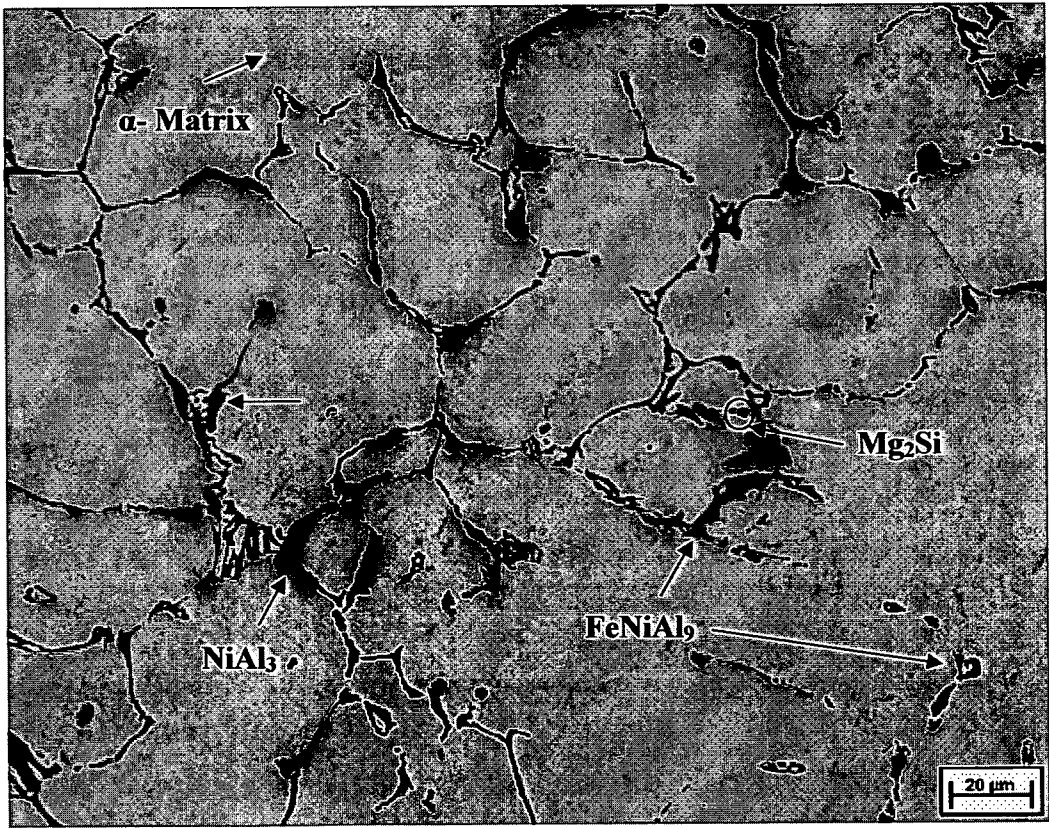
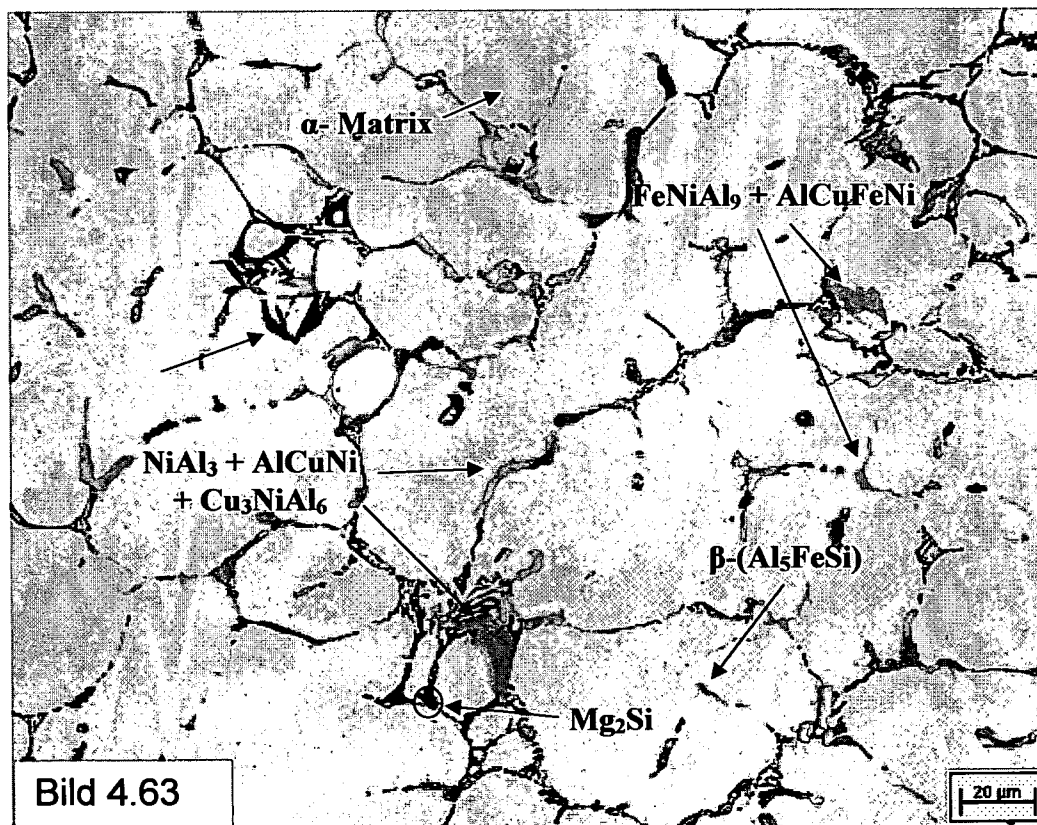
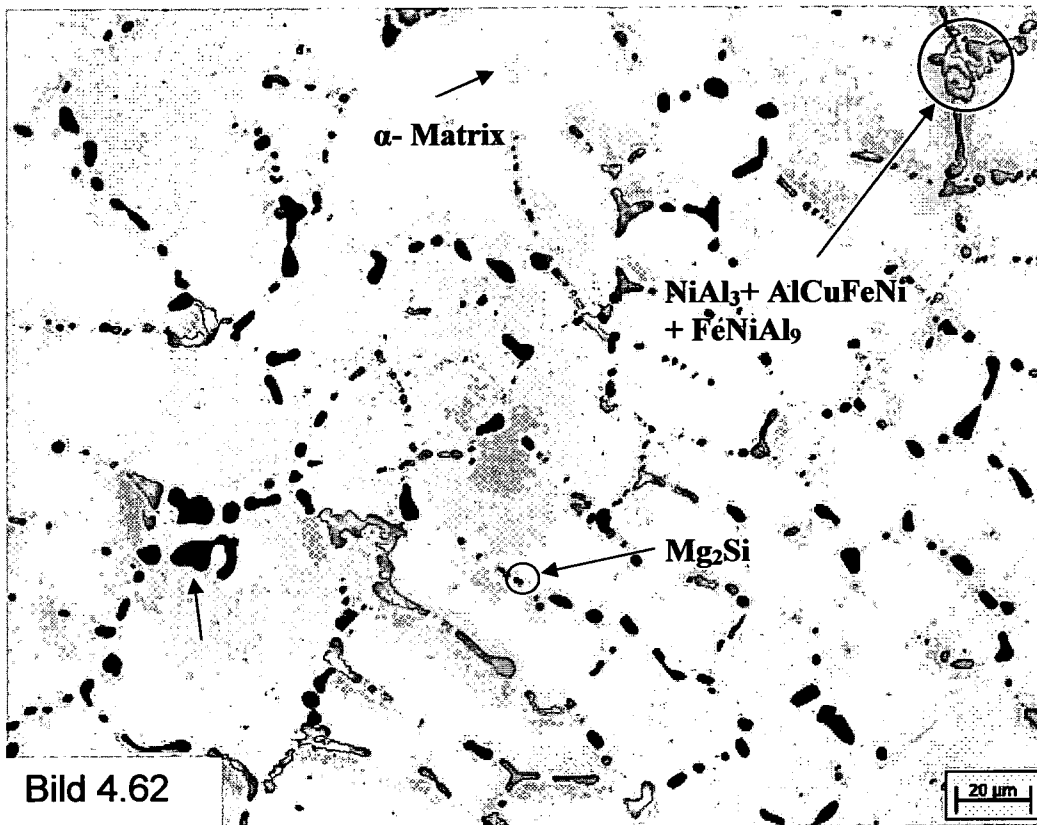


Bild 4.61

67/72



68/72

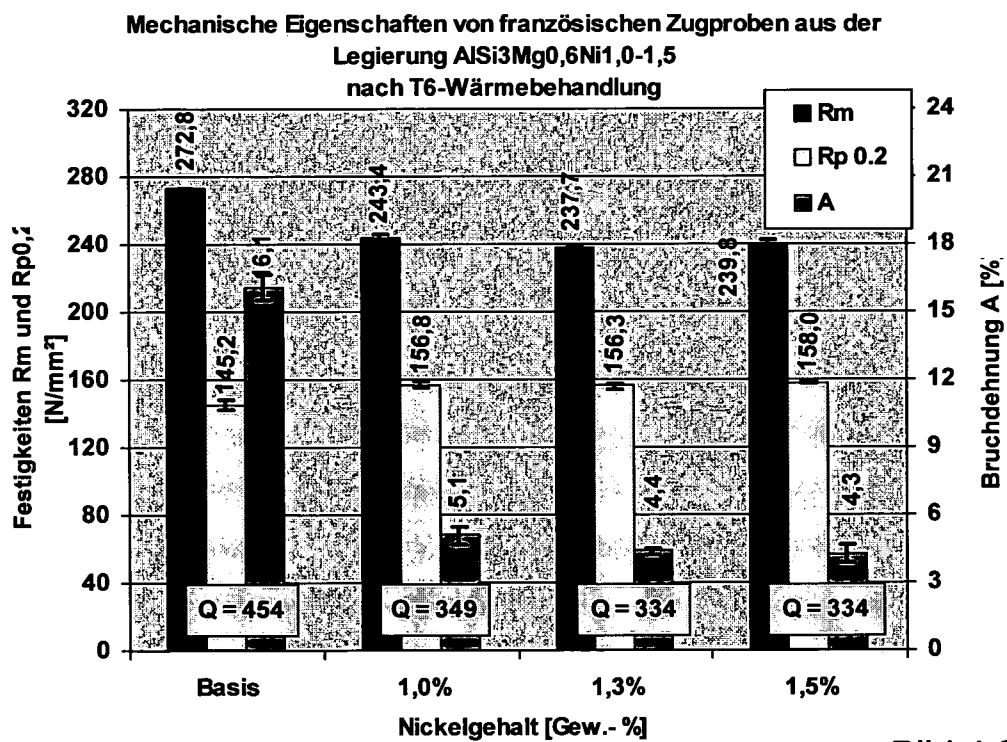
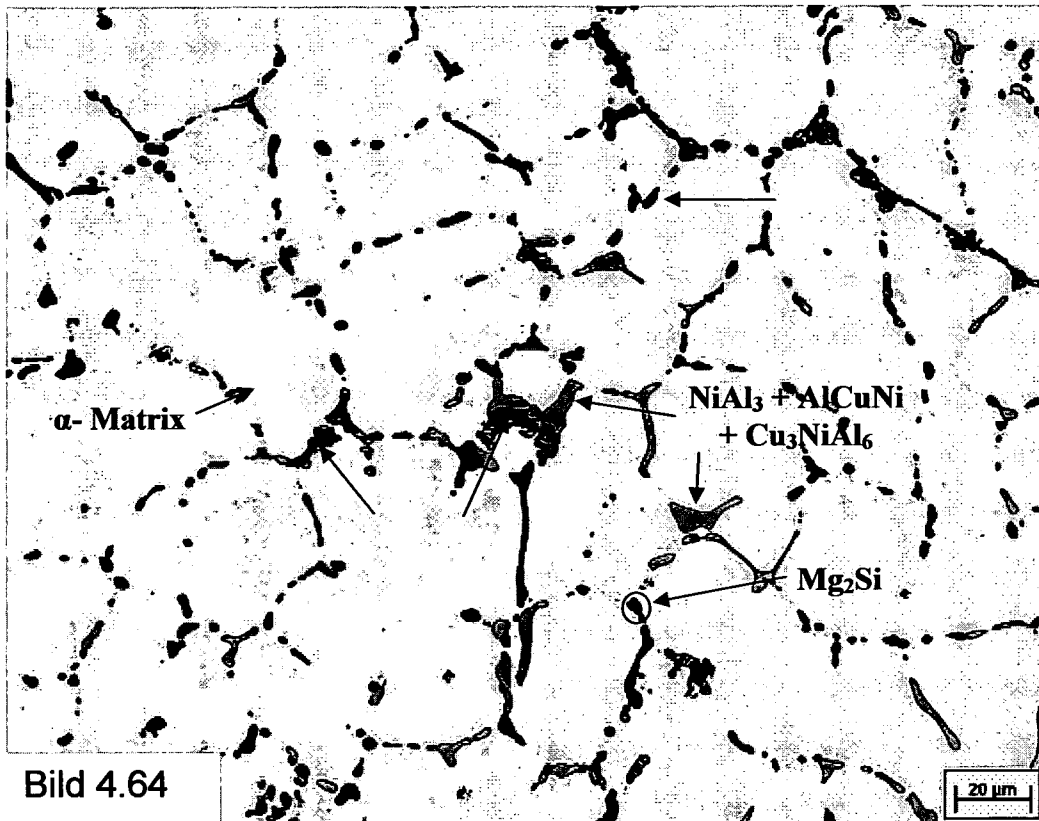


Bild 4.65

69/72

**Mechanische Eigenschaften französischer Zugproben der Legierung
AlSi3Mg0,6Cu0,3Ni1,0-1,5 nach T6-Wärmebehandlung
ermittelt bei Raumtemperatur**

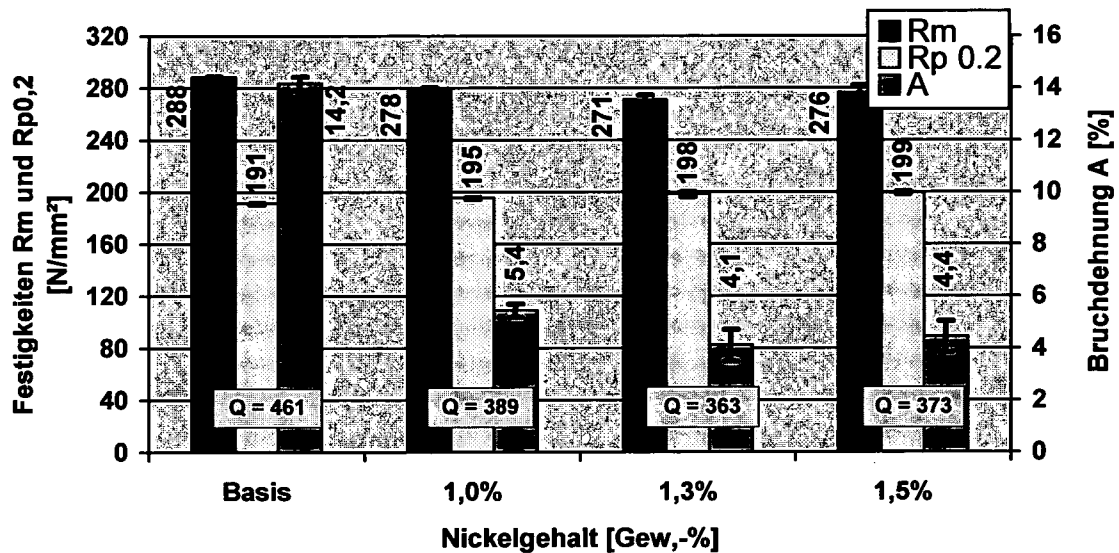


Bild 4.66

**Mechanische Eigenschaften französischer Zugproben aus der Legierung
AlSi3Mg0,6Cu0,3Ni1,0-1,5 nach T6-Wärmebehandlung ermittelt im
Warmzugversuch bei 200°C**

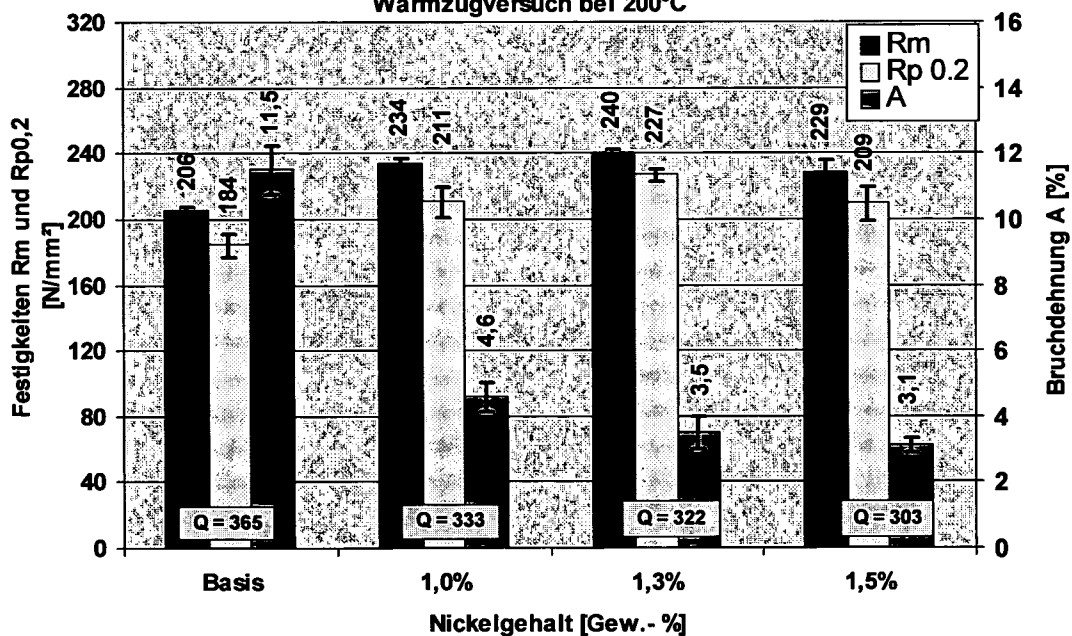


Bild 4.67

70/72

Fließlängenmessung der Legierung $\text{AlSi3Mg0,6Cu0,3Ni1-1,5}$ bei konstanter Kokillen- und Gießtemperatur (250°C / 750°C) in Abhängigkeit vom Nickelgehalt

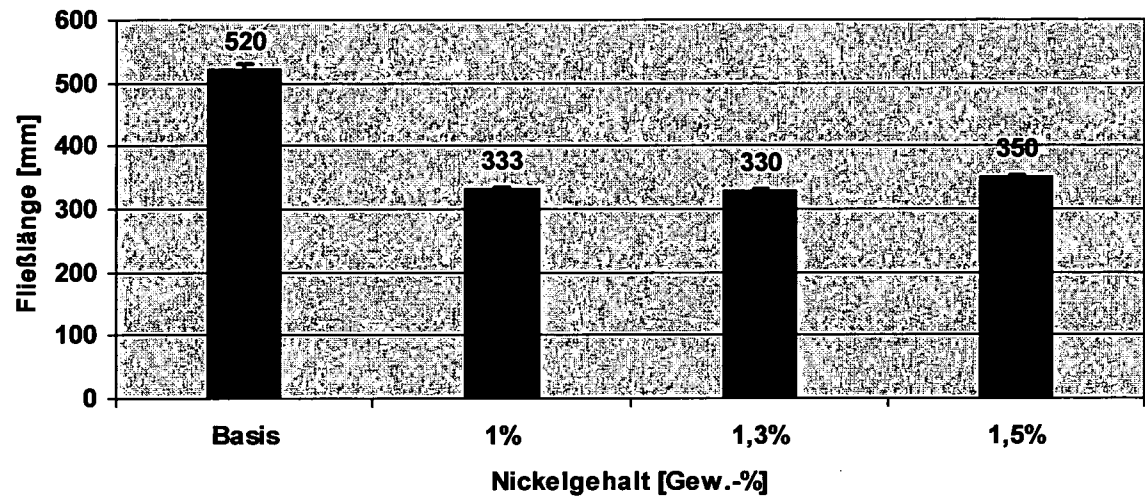


Bild 4.68

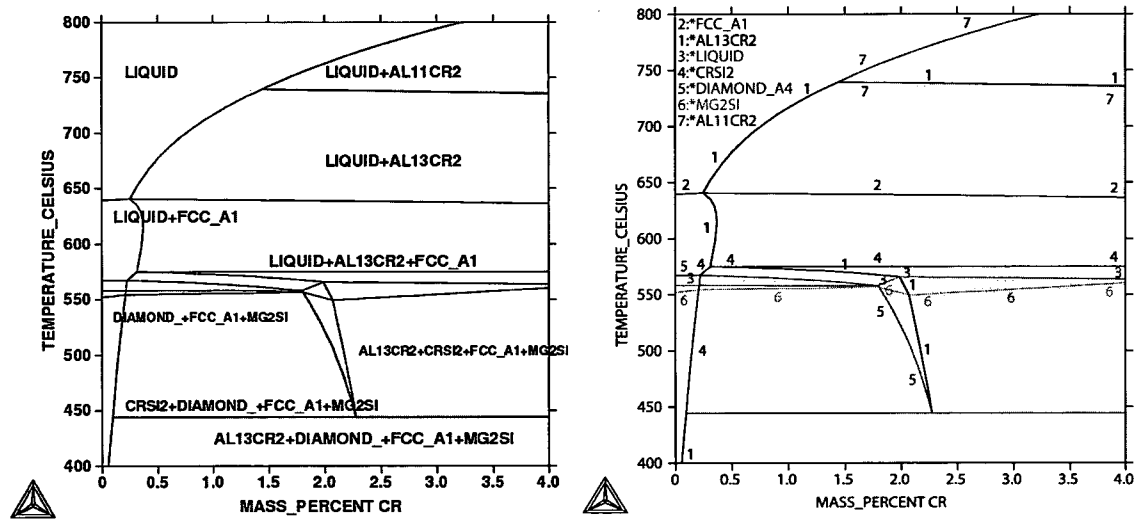


Bild 4.69

71/72

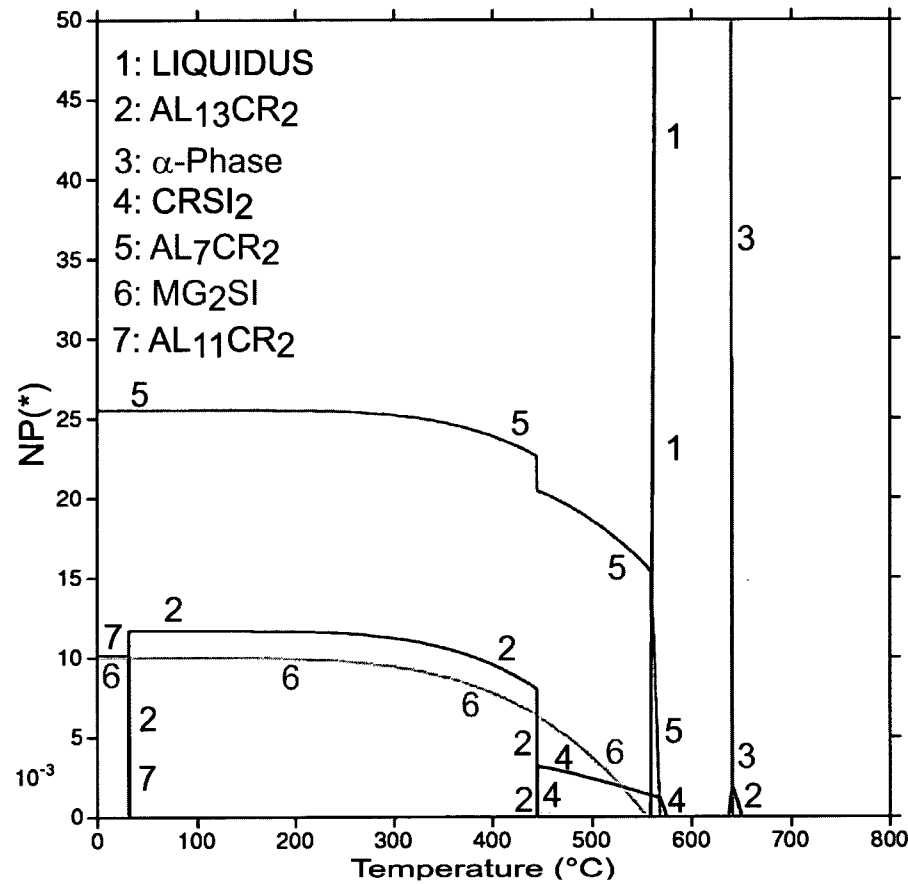


Bild 4.70

Mechanische Eigenschaften der Französischen Zugproben
der Legierung $AlSi3Mg0,6Cr0,1-0,7$ im Gusszustand

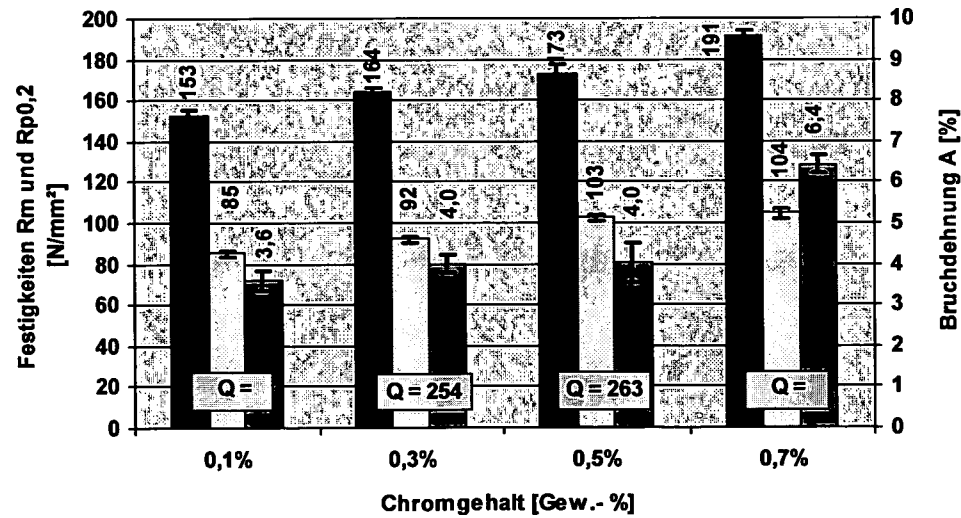


Bild 4.71

72/72

**Mechanische Eigenschaften der Französischen Zugproben
der Legierung AlSi3Mg0,6Cr0,1- 0,7 nach T6-Wärmebehandlung**

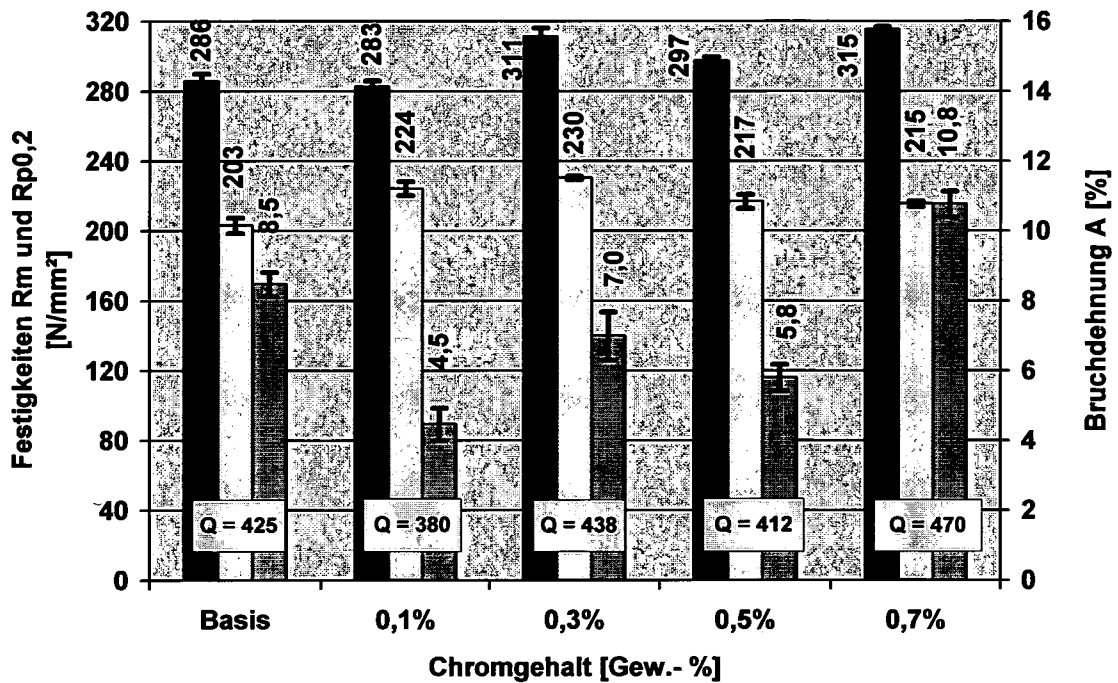


Bild 4.72

**Fließlängenmessung der Legierung AlSi3Mg0,6Cr0,1- 0,7 bei konstanter Kokillen- &
Gießtemperatur (250°C/ 750°C) in Abhängigkeit vom Chromgehalt**

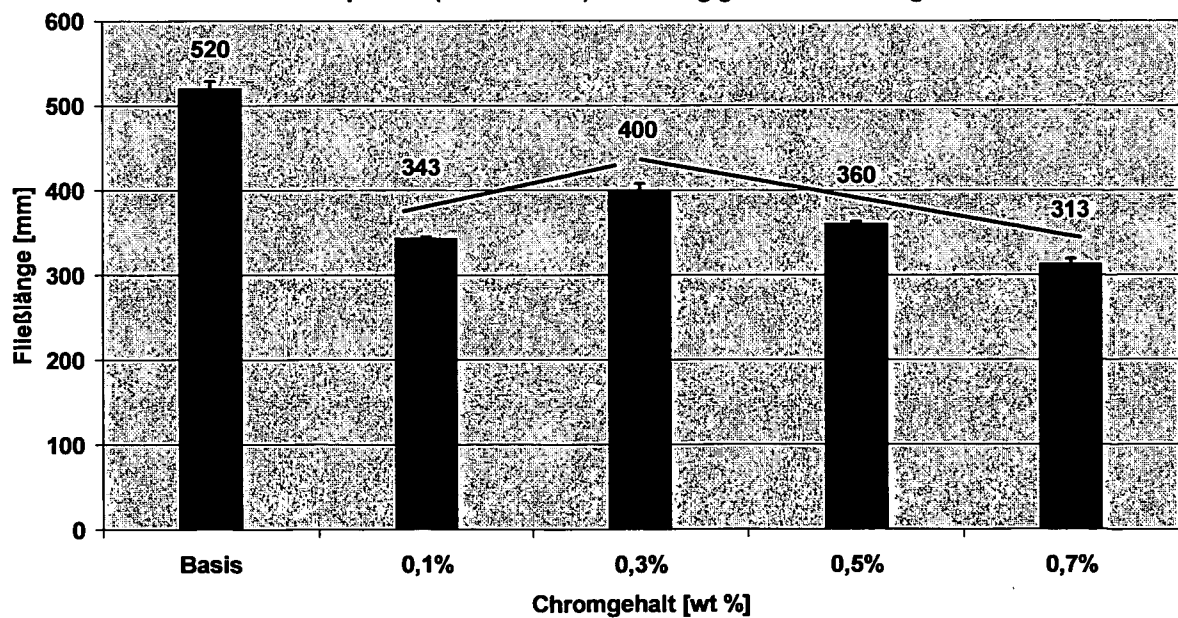


Bild 4.73