Verfahren zur prozesssicheren und kosteneffektiven Herstellung von verschleißbeanspruchten Aluminiumgussteilen im Druckguss

Teil II: Qualifizierung der modifizierten Legierung AlSi17Cu4Mg für das Druckgießen

Aus der vorliegenden Arbeit gehen insbesondere die positiven Gießeigenschaften der durch Zugabe von Mikrolegierungselementen modifizierten Legierung AlSi17Cu4Mg im Druckguss hervor.

Einführung

Ein effektiver Beitrag zum Trend des Downsizings von PKW Motoren liegt in der Möglichkeit, monolithische Motorengehäuse geringen Gewichts mit kleiner Zylinderanzahl aus Aluminium durch Druckgießen fertigen zu können. Dieses Fertigungsverfahren zeichnet sich durch kurze Zykluszeiten, hohe Produktivität und Wiederholgenauigkeit aus. Monolithische Zylinderkurbelgehäuse bestehen meist aus der übereutektischen Aluminium-Silizium-Legierung AlSi17Cu4Mg, welche im Gusszustand gute mechanische Eigenschaften gekoppelt mit sehr guter Verschleißbeständigkeit aufweist. Für diese Verschleißbeständigkeit sind die im Gefüge vorhandenen harten Primärsiliziumkristalle verantwortlich, welche als idealer Reibpartner für den Kolben in der Zylinderbohrung dienen. Kurbelgehäuse dieser Bauart kommen ohne Eingussbuchsen aus Gusseisen aus. Dadurch reduzieren sich Gewicht und Bauraum der Zylinderkurbelgehäuse durch verminderte Stegbreiten zwischen den Zylinderbohrungen. Auf Laufflächenveredelungen in Form von Beschichtungen kann verzichtet werden [1].

Monolithische Zylinderkurbelgehäuse aus der Legierung AlSi17Cu4Mg werden nach aktuellem Stand der Technik im Niederdruckkokillengießverfahren hergestellt. Bei diesem Gießverfahren werden laminare Formfüllung, gerichtete Speisungswege und die beinahe porenfreie Herstellbarkeit dickwandiger Gussteile miteinander kombiniert. Dem gegenüber steht jedoch der Nachteil einer sehr hohen Zykluszeit und damit verbundene hohe Herstellungskosten der Gussteile, die dieses Verfahren nur für großvolumige Zylinderkurbelgehäuse mit hoher Zylinderzahl für das Premiumsegment auf dem Automobilmarkt interessant machen.

Problemstellung und Motivation

Die klassische Legierung AlSi17Cu4Mg (390) lässt sich im Serienbetrieb aufgrund folgender Faktoren nur sehr eingeschränkt druckgießen:

Erforderlich ist eine hohe Gießtemperatur von bis zu 800 °C. Daraus resultiert die hohe thermische Belastung der Gießwerkzeuge sowie hoher Verschleiß von Druckgießformen, Gießkammern und -kolben durch vorausgeschiedene Primärsiliziumkristalle. Dazu kommt eine hohe Warmrissanfälligkeit der Legierung durch das große Erstarrungsintervall sowie ungenügende Größe und Verteilung der Primärsiliziumkristalle im Gefüge.

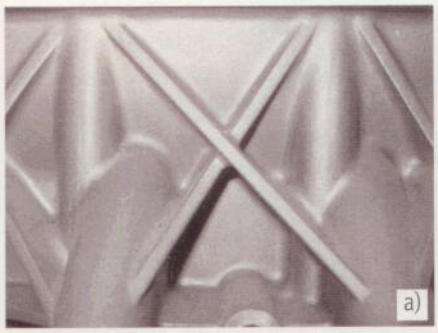
Eine Schmelze aus der konventionellen Legierung AlSi17Cu4Mg enthält eine Phosphorzugabe von etwa 100 ppm zur Feinung des Primärsiliziums. Wichtiges Ziel der Forschungsarbeiten ist es, zusätzlich zur Feinung des Primärsiliziums eine Veredelung des eutektischen Siliziums, insbesondere zur Steigerung der Bruchdehnungswerte, zu erzielen. Bekannte Veredelungsmittel wie Strontium oder Natrium sind aber bei Anwesenheit von Phosphor in der Schmelze wirkungslos. Die als Keimbildner wirkenden Aluminium-Phosphor-Partikel (AlP) werden von der strontiumhaltigen Verbindung Al_2Si_2Sr umhüllt und stehen damit zur Feinung des Primärsiliziums nicht mehr zur Verfügung [2]. Aus [3] geht her-

Summary

The possibility of being able to manufacture monolithic, low-weight motor housings with a small number of cylinders of aluminium using the die-casting technique represents an effective contribution to the trend toward the downsizing of automobile motors. This production process distinguishes itself through short cycle times, high productivity and repeat accuracy. Monolithic cylinder crankcases consist for the most part of the hypereutectic aluminium-silicon alloy AlSi17Cu4Mg, which demonstrates good mechanical properties coupled with very good wear resistance in as-cast condition. The hard primary silicon crystals found in the microstructure, which serve as ideal friction partners for the piston in the cylinder bore, are responsible for this wear resistance. Crankcases of this type get by without sprue bushes of cast iron. This reduces the weight and installation space of the crankcase housing by reducing widths between the cylinder bores. Contact surface refinements in the form of coatings can be dispensed with.

Monolithic crankcase housings of AlSi17Cu4Mg alloy are manufactured with state-of-the-art technology using the low-pressure chill casting procedure. With this casting procedure, laminar cavity filling, targeted feed channels and the nearly pore-free producibility of thick-walled castings are combined with one another. However, this is contrasted with a very long cycle time and the resulting high manufacturing costs of the castings, which make this process of interest only for the premium segment of the automobile market for large volume crankcase housings with a large number of cylinders.

Autoren:
Dipl.-Ing. **Olga Zak**, Dr.-Ing. **Hennadiy Zak** und Prof. Dr.-Ing. **Babette Tonn**, Institut für Metallurgie, Arbeitsgruppe Gießereitechnik, Technische Universität Clausthal, Clausthal-Zellerfeld;
Dipl.-Ing. **Alexander Baesgen** und Prof. Dr.-Ing. **Lothar Kallien**, Hochschule Aalen, Aalen



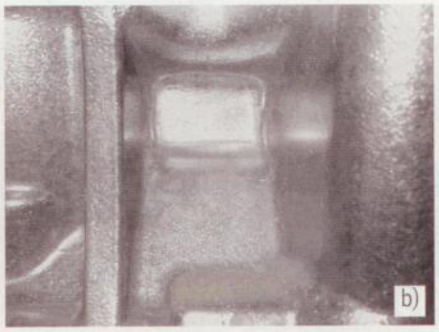


Bild 1: a) Verrippung an Zylinderkurbelgehäusen b) Taschengeometrie zwischen Versteifungsrippen

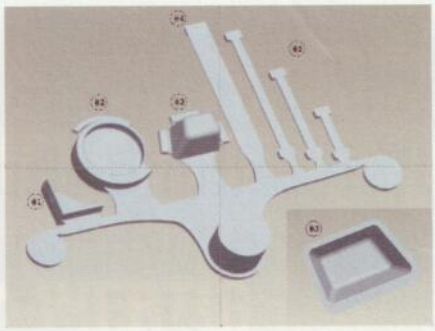


Bild 2: Testgussteil

vor, dass bei gleichzeitiger Zugabe von Natrium und Phosphor die Phase Na3P gebildet wird. Somit stören sich die Kornfeinungs- und Veredelungsmittel Phosphor und Natrium gegenseitig in ihrer Wirkung.

In den frühen 1970er Jahren wurden bereits Versuche unternommen, monolithische Zylinderkurbelgehäuse aus der von J. Jorstad bei Reynolds Metals entwickelten Legierung AlSi17Cu4Mg (A390-Alloy) durch Druckgießen herzustellen [4, 5].

An Stelle des konventionellen Druckgießverfahrens wurde das ACURAD Verfahren eingesetzt, welches mit sehr geringen Kolbengeschwindigkeiten und mit dem Kokillengießverfahren vergleichbaren Anschnittdicken arbeitet [6]. Die Produktion der Motoren wurde schnell wieder eingestellt, da sie konstruktionsbedingt sehr rau liefen und einen hohen, durch Mirkoporositäten in den Zylinderwänden bedingten Ölverbrauch aufwiesen.

Wie in [7] dargestellt, wurde innerhalb umfangreicher Forschungsarbeiten des Instituts für Metallurgie der TU Clausthal die Legierung AlSi17Cu4Mg durch Zugabe der Mikrolegierungselemente Calcium und Zirkon modifiziert. Eine Veredelung des eutektischen Silizium bei gleichzeitiger Feinung des Primärsiliziums wurde beobachtet, eine Wechselwirkung zwischen den Legierungselementen Ca und Zr war nicht festzustellen. Um die intermetallische Phase AlP wirksam werden zu lassen, muss die Schmelze auf bis zu 800 °C überhitzt werden, was sie sehr dünnflüssig werden lässt und eine erhöhte Wasserstoffaufnahme begünstigt. Diese führt in Gussbauteilen erfahrungsgemäß zu unerwünschter Gasporosität. Bei den modifizierten Legierungsvarianten wird die hohe Überhitzung der Schmelze überflüssig. Zusätzlich senken die Zugaben von Calcium und Zirkon die Ausscheidungstemperatur des Primärsiliziums um bis zu 40 K und verkleinern das Erstarrungsintervall. Diese Faktoren ermöglichen die Fertigung bei Gießtemperaturen zwischen 680 °C und 720 °C, dadurch verringert sich die thermische Belastung der Gießwerkzeuge erheblich. Auch die Viskosität der Schmelze ist bei diesen Temperaturen etwas niedriger, was die Gefahr des Herausspritzens der Schmelze aus der Formteilung, wie in [8] diskutiert, deutlich verringert.

Gießversuche im Druckguss

Nach Abschluss Erfolg versprechender Vorversuche im Kokillenguss wurden die modifizierten Legierungsvarianten auf ihre Tauglichkeit für das Druckgießen anhand folgender Betrachtungen detailliert untersucht:

- Beurteilung des Warmrissverhaltens
- Bestimmung der mechanischen Eigenschaften
- Ermittlung der Klebeneigung
- Visualisierung der Abrasionswirkung der Versuchsschmelzen
- Analysen des Gefüges hinsichtlich Veredelungszustand des eutektischen Siliziums sowie der Größe und Verteilung der Primärsiliziumkristalle in dick- und dünnwandigen Bereichen
- Bestimmung der Fließeigenschaften

Zur Durchführung der Gießversuche wurde im Gießereilabor der Hochschule Aalen ein Testgussteil basierend auf Diskussion mit der Industrie [9] entworfen, anhand dessen alle oben aufgeführten Punkte gleichzeitig untersucht werden konnten. Außerdem simuliert das Testgussteil Partien von druckgegossenen Zylinderkurbelgehäusen wie Rippengeometrien, Bild 1a, und Taschen zwischen Versteifungsrippen, Bild 1b.

Demnach wurden am Testgussteil, Bild 2, eine Versteifungsrippe (Fig. 1) und ein Hutprofil (Fig. 3), Warmrissanzeiger (Fig. 2 und 5) so-

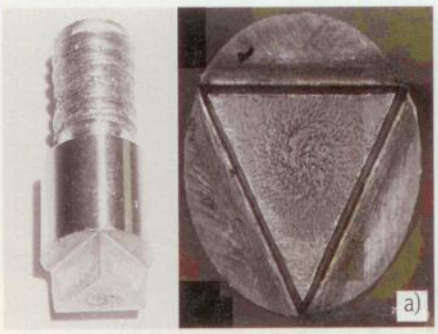
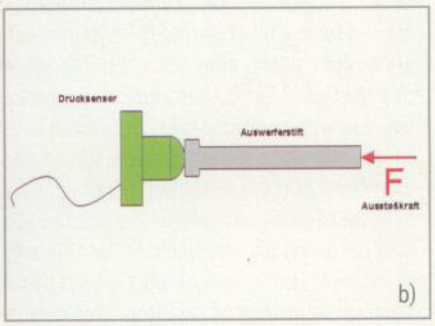


Bild 3: a) Verschleißanzeiger

b) Position des Verschleißanzeigers im Gießwerkzeug

Bild 4: a) Auswerferstifte am Hutprofil



b) schematische Darstellung der Kraftmessung

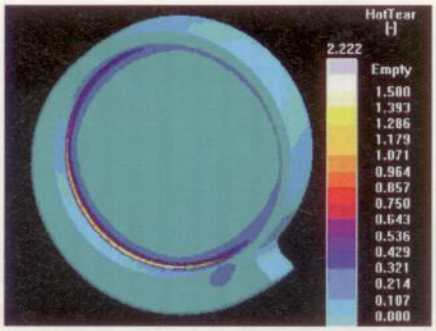


Bild 5: Simulation der Warmrisswahrscheinlichkeit am Testgussteil [11]

wie ein Rohling für Festigkeitsuntersuchungen mit einer für Druckgussteile üblichen Flachzugprobe nach DIN 50 125 Form E (Fig. 4) untergebracht. Dieses Gießkonzept ermöglicht es, vielfältige Untersuchungen an einem Bauteil durchzuführen. Da alle Testkörper mit exakt derselben Schmelzezusammensetzung sowie unter konstanten und kontrollierten Gießbedingungen gegossen werden konnten, ist eine hohe Verlässlichkeit der Ergebnisse zu erwarten.

Das Druckgießen der konventionellen, mit Phosphor versetzten Legierung AlSi17 Cu4Mg, führt wegen der Anwesenheit von bereits ausgeschiedenem Primärsilizium in der Schmelze zu besonders hohem Verschleiß der verwendeten Gießwerkzeuge in Form unerwünschter Kantenverrundung und Materialabtrag. Um diese abrasive Verschleißwirkung der Versuchsschmelzen auf das Gießwerkzeug, Bild 3b, zu visualisieren, wurden im Gießlauf wechselbare Schraubkerne aus dem Werkzeugstahl X38CrMoV51, wie in Bild 3a dargestellt, vorgesehen. Aus dem Vergleich von mikroskopischen Aufnahmen der Eckenradien eines Rohlings und eines im Gießversuch eingesetzten Verschleißanzeigers lässt sich ein Maß für die Verschleißwirkung einer Versuchsschmelze auf das Gießwerkzeug ableiten.

Zur Ermittlung der Klebeneigung der unterschiedlich zusammengesetzten Versuchslegierungen wurden die um das Hutprofil (Bild 4a) angeordneten Auswerfer nach dem Funktionsschema wie in Bild 4b mit Kraftsensoren in Reihe geschaltet. Das Spannungssignal der Sensoren wurde mit Hilfe einer Messeinrichtung in Kraft umgerechnet und während jedes Abgusses aufgezeichnet.

Um das Warmrissverhalten der verschiedenen Versuchslegierungen zu bestimmen, wurden zwei getrennte Systeme vorgesehen. Unterschiedlich lange Stäbe, die durch Nocken am Stabende in ihrer Kontraktion behindert sind, werden bei jedem einzelnen Abguss auf Warmrisse hin untersucht. Ist bei einer Legierung nur der längste Stab ein- oder abgerissen, besitzt diese eine geringere Warmrissanfälligkeit als eine Legierung, bei der der mittlere oder sogar kurze Stab Risse aufweist.

In [10] wird die Funktionsweise einer Warmrissprobe für den Aluminium-Kokillenguss beschrieben. Dieser als Tellerprobe gestaltete Prüfkörper wurde für den Druckguss hinsichtlich Wanddicken und Anschnitt umkonstruiert. Die Probe besteht aus einer Scheibe von 80 mm Durchmesser und 2 mm Dicke, die von einem 30 mm hohen Rand umgeben ist. Die Wanddicke dieses Randes wächst kontinuierlich von 3 auf 16 mm an. Damit ist am Übergang von Scheibe zu Rand die Warmrissempfindlichkeit besonders hoch. Bestätigt wurde dieser Sachverhalt auch durch eine Warmrisssimulation mit MAGMASOFT®, Bild 5. Die gelb markierten Bereiche sind Zonen am Gussteil, in denen das Auftreten von Warmrissen am wahrscheinlichsten ist. Treten am Gussteil in diesem Bereich tatsächlich Risse auf, ist dies ein weiterer Indikator für die Warmrissanfälligkeit bestimmter Versuchslegierungen.

Während der Durchführung der Gießversuche sollten nur die Gehalte an Calcium und Zirkonium nach Vorgabe eines Versuchsplans in der Schmelze variiert werden. Um eine über die gesamte Versuchsdauer hinweg gleich bleibende Konzentration der Gehalte an Silizium Kupfer und Magnesium zu gewährleisten, wurde zunächst eine Basisschmelze in der Zusammensetzung AlSi17Cu4Mg hergestellt. Um die Anteile an Phosphor und weiteren Störelementen gering zu halten, wurde diese Basisschmelze aus der hochreinen Hüttenlegierung Silafont-13®; Reinsilizium, Leitkupfer und Reinmagnesium in fabrikneuen Tiegeln erschmolzen und nach der Reinigung durch Impellern zu Masseln vergossen. Die exakte Zusammensetzung der Basislegierung ist Tafel 1 zu entnehmen.

Um Vergleiche der neuentwickelten Legierung zu einer konventionellen Druckgusslegierung bezüglich des Formverschleißes, der Klebeneigung und des Auftretens von Warmrissen anstellen zu können, wurden zunächst 300 Abgüsse aus der Legierung AlSi9Cu3 (226) hergestellt.

Für die Gießversuche mit der durch Mikrolegierungselemente modifizierten Legierung AlSi17Cu4Mg wurden in einem widerstandbeheizten Tiegelofen 200 kg der Basislegierung aufgeschmolzen. Unmittelbar vor Gießbeginn wurden die Elemente Calcium bzw. Zirkonium in Form der Vorlegierungen AlCa10 und AlZr10 nach Vorgabe des Versuchsplans aus Tafel 2 bei einer Schmelzetemperatur von 750 °C zugegeben und danach die Gießtemperaturen 680 °C, 700 °C und 720 °C eingestellt. Während sämtlicher Gießversuche waren sowohl die Druckgießform als auch die Gießkammer auf 200 °C temperiert.

Die Verwaltung des faktoriellen, nicht randomisierten Versuchsplans erfolgte mit der Software DesignExpert®, die auf die Methode DOE (Design of Experiments) aufbaut. Nach Eingabe aller Versuchsergebnisse wurden die Wirkung einzelner Fertigungsparameter und Zugabemengen an Mikrolegierungselementen auf die Eigenschaften des Testgussteils sowie Wechselwirkungen der Einflussfaktoren untereinander berechnet und dargestellt.

Tafel 1: Chemische Zusammensetzung der Basislegierung

Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Ni %	Ti %	Ca %	Na %	P %	Zr %	Al %
16,55	0,21	3,80	0,008	0,30	0,005	0,05	0,001	0,0001	0,001	0,0006	80,00

Tafel 2: Versuchsplan

Variante	Legierungszusammensetzung	Gießtemperaturen
1	AlSi17Cu4Mg + Ca-Zugabe Stufe 1	680 °C/700 °C/720 °C
2	AlSi17Cu4Mg + Ca-Zugabe Stufe 2	680 °C/700 °C/720 °C
3	AlSi17Cu4Mg + Ca-Zugabe Stufe 3	680 °C/700 °C/720 °C
4	AlSi17Cu4Mg + Ca-Zugabe Stufe 1+ Zr	680 °C/700 °C/720 °C
5	AlSi17Cu4Mg + Ca-Zugabe Stufe 1+ Zr	680 °C/700 °C/720 °C
6	AlSi17Cu4Mg + Ca-Zugabe Stufe 1+ Zr	680 °C/700 °C/720 °C

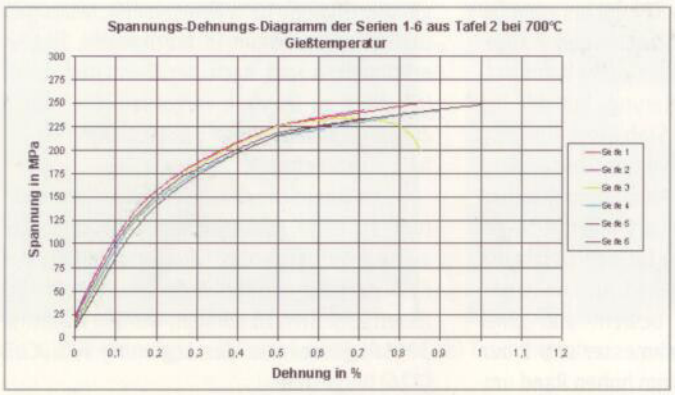


Bild 6: Spannungs-Dehnungs-Diagramme der bei 700 °C gegossenen Proben

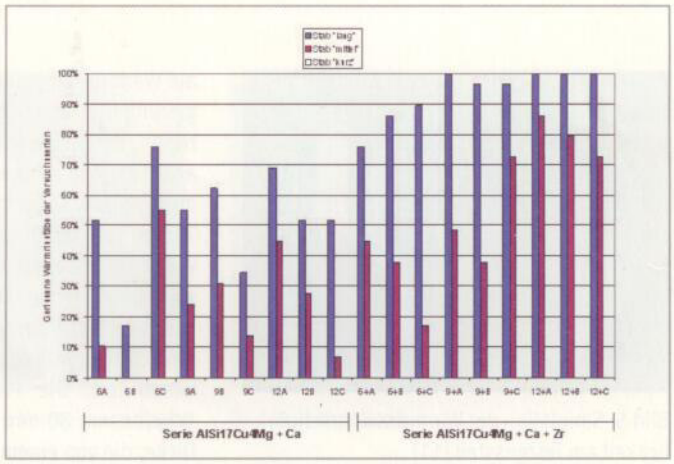


Bild 7: Warmrissverhalten der einzelnen Versuchslegierungen

Ergebnisse

Bereits vor der genauen Auswertung der Versuchs- und Messergebnisse wurde eine sehr gute Vergießbarkeit der modifizierten Legierungsvarianten festgestellt, die vor allem mit der niedrigen Gießtemperatur begründet werden kann. Weder ein Spritzen des Gießwerkzeugs noch ein ungewöhnlich hoher Verschleiß von Gießkammer und Gießkolben, welcher sich erfahrungsgemäß durch Funktionsstörungen (Hinterspritzen des Gießkolbens) der Druckgießmaschine äußert, waren festzustellen.

Die detaillierte Auswertung der Testgussteile nach Vorgabe des Versuchspans sind im Folgenden dargestellt:

Mechanische Eigenschaften:

Die statischen Zugversuche der Flachzugproben nach DIN 50 125 im Gusszustand zeigten durchweg gleichmäßige Werte für Zugfestigkeit, 0,2 %-Dehngrenze und Bruchdehnung in den unten aufgeführten Wertebereichen. Diese sind für druckgegossene Aluminiumlegierungen typisch und entsprechen Werten der Druckgusslegierung AlSi9Cu3. Sie sind in Bild 6 exemplarisch für die Versuchsserie mit 700 °C Gießtemperatur in einem Spannungs-Dehnungs-Diagramm aufgeführt.

Folgende Wertebereiche wurden ermittelt:

- Zugfestigkeit R_m zwischen 226 und 250 N/mm²,
- Dehngrenze $Rp_{0,2}$ zwischen 193 und 210 N/mm²
- Bruchdehnung bei 0,6 bis 1,2 %

Warmrissverhalten

Die Auswertung der Warmrissstäbe (Bild 2, Fig. 5) ergab die geringste Warmrissneigung bei Calciumzugabe und einer Gießtemperatur von 700 °C. Die Legierungen mit Beimengungen von Zirkon wiesen insbesondere beigleichzeitig hohen Calciumgehalten die stärksten Warmrisse auf. In Bild 7 ist der prozentuale Anteil der gerissenen Stäbe über den unterschiedlichen Versuchsserien aufgetragen. Nur die langen (l_0 = 175 mm) und die mittleren Stäbe (l_0 = 115 mm) wiesen Warmrisse auf. In keiner der Serien kam es zu Rissbildungen an einem der kurzen Stäbe (l_0 = 55 mm).

An der Tellerprobe (Bild 2, Fig. 2) zeigten sich während sämtlicher Versuchsreihen keine Warmrisse. Daraus lässt sich ableiten, dass sogar Geometrien, die aufgrund großer Wanddickenunterschiede und Kontraktionsbehinderungen während der Erstarrung geradezu für das Auftreten von Warmrissen prädestiniert sind, mit den modifizierten Legierungsvarianten fehlerfrei gegossen werden können. Vergleiche zur Legierung AlSi9Cu3 wurden nicht angestellt, da diese bezüglich der Bildung von Warmrissen als unproblematisch gilt.

Abrasionswirkung der Versuchsschmelzen

Von den oben beschriebenen Verschleißanzeigern, Bild 3, wurde jeweils ein unbelastetes Exemplar je 300 Abgüssen mit den Legierungen AlSi9Cu3, AlSi17Cu4 + Calcium und AlSi17Cu4Mg + Calcium + Zirkon ausgesetzt. Diese wurden nach Abschluss der Gießversuche mit einem Rohling hinsichtlich Verrundung der Kanten mit Hilfe lichtmikroskopischer Aufnahmen verglichen. Wie in Bild 8 a-d

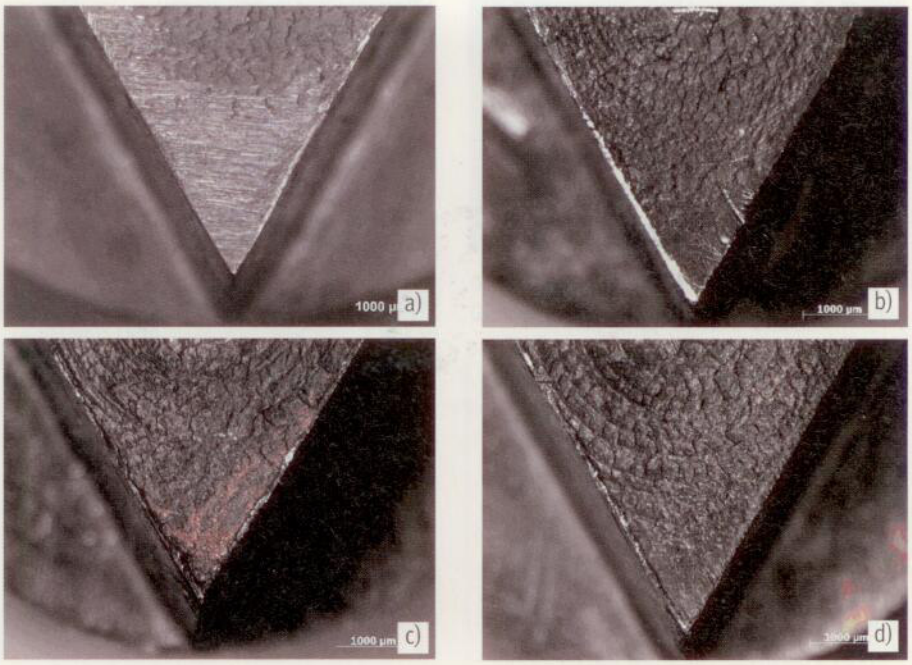


Bild 8: a) Rohling, b) Serie AlSi9Cu3, c) Serie AlSi17Cu4Mg+Ca, d) Serie AlSi17Cu4Mg+Ca+Zr

dargestellt, weisen sie bei optischem Vergleich keinerlei Verschleißanzeichen auf. Ein wichtiger Grund dafür ist zum einen die im Vergleich zur konventionellen Legierung AlSi17Cu4Mg um 100 K geringere Gießtemperatur. Hauptverantwortlich für den nicht messbaren Formverschleiß ist aber die durch Zugabe von Calcium und Zirkon um bis zu 60 K reduzierte Ausscheidungstemperatur des Primärsiliziums. So kann eine vermehrte Entstehung von Primärsiliziumkristallen durch starke lokale Abkühlung der Schmelze während des Dosier- und Gießvorgangs weitgehend unterdrückt werden.

Untersuchung der Fließeigenschaften

Unter Verwendung eines gesonderten Gießwerkzeugs wurden die Fließeigenschaften der modifizierten Legierungen mit denen der konventionellen Druckgusslegierung AlSi9Cu3 verglichen. Dazu wurde eine 2 mm dicke und 500 mm lange Platte, Bild 9, mit der Legierung AlSi9Cu3 abgegossen und die Formfüllgeschwindigkeit soweit reduziert, bis im oberen Bereich der Platte Kaltlauf und Materialfehlstellen auftraten. Unter Beibehaltung dieser Gießparameter wurden die modifizierten übereutektischen Legierungen vergossen, und die Gussteile mit den Referenzteilen aus AlSi9Cu3 verglichen. Bild 10a und b veranschaulichen, dass das Formfüllvermögen der übereutektischen AlSi Legierung unter den gleichen Bedingungen wesentlich besser ist, als das der Legierung AlSi9Cu3.

Ein Bauteil kann damit aus der modifizierten Legierung AlSi17Cu4Mg mit deutlich reduzierten Formfüllgeschwindigkeiten noch fehlerfrei gegossen werden. Die Anwendbarkeit geringer Geschwindigkeiten des Gießkolbens sowie der Schmelze im Anschnitt trägt zur Minderung der Belastung von Gießeinheit und Druckgießwerkzeug bei und hilft, extreme Verwirbelungen und Lufteinschlüsse zu reduzieren.

Bewertung der Klebeneigung

Die Aufzeichnung der Messung der Ausformkräfte ergab, dass zum Ausstoßen des Hutprofils (Bild 2, Fig. 3) die durchschnittliche Ausformarbeit bei der Legierung AlSi9Cu3 im Vergleich zu den modifizierten übereutektischen Legierungsvarianten etwa um den Faktor drei größer war. Die Streuung der Messergebnisse ist jedoch beträchtlich, da Temperatureinflüsse und Verschmutzungen der Auswerferbohrungen unvermeidlich sind. Aus diesen Gründen ist es sehr schwierig, eine konkrete

Bild 9: Versuchsplatte 500 mm x 2mm

Aussage über die Klebeneigung unterschiedlicher Legierungsvarianten treffen zu können. Es sind nur tendenzielle Unterschiede verschiedener Legierungsvarianten feststellbar.

Gefügeanalyse

Die Gefügeauswertung ist in zwei Kategorien gegliedert. Diese sind die Beurteilung der Korngröße und Verteilung der Primärsiliziumkristalle sowie die Einteilung des eutektischen Siliziums in unterschiedliche Veredelungsgrade. Dazu wurde die Skala von G. Chai [12] angewandt, die den Veredelungsgrad von a (sehr gut veredelt) bis f (völlig unveredelt) abstuft. Zusätzlich wurde die Gefügemorphologie zwischen dick- und dünnwandigen Bereichen der Gussteile unterschieden. Sämtliche Proben zur Herstellung metallographischer Schliffbilder wurden bei allen Gussteilen an identischen Positionen entnommen. Die Proben für den dickwandigen Bereich (10 mm) stammen aus dem Gießlauf, die 5 mm dicken Proben aus der Versteifungsrippe (Bild 2, Fig. 1). Dargestellt sind die Gefügebilder aus Versuchsreihen mit Calcium- und Zirkoniumzugabe.

Untersuchung des dickwandigen Bereichs (10 mm)

Bewertung des Primärsiliziums:

- 75 % der Primärsiliziumkristalle liegen im Bereich zwischen 20 µm und 60 µm.
- Die Primärsiliziumkristalle sind bei der Gießtemperatur von 680 °C etwa 10 µm kleiner als bei 720 °C.
- Es gibt Bereiche nahezu homogener Verteilung aber auch massiver Clusterbildung, Bild 11a).

Veredelung des eutektischen Siliziums:

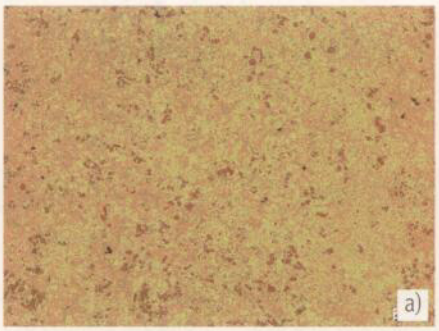
- Der Veredelungsgrad des eutektischen Siliziums ist mittelmäßig (Chai b-c), Bild 11b).
- Der Veredelungsgrad nimmt mit steigenden Ca-Gehalten zu.
- Der Veredelungsgrad nimmt mit steigender Gießtemperatur zu.

Untersuchung des dünnwandigen Bereichs (5 mm):

Bewertung des Primärsiliziums:

- 75 % der Primärsiliziumkristalle liegen im Bereich zwischen 15 µm und 45 µm, Bild 12a).
- Die Primärsiliziumkristalle sind bei einer

Bild 10: a) Platte aus AlSi9Cu3 mit Gussfehlern, b) Platte aus AlSi17Cu4Mg fehlerfrei



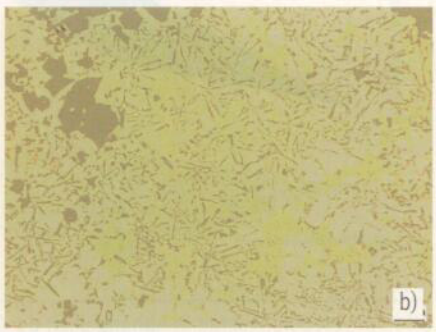


Bild 11: a) Verteilung des Primärsiliziums, b) Veredelung des Eutektikums

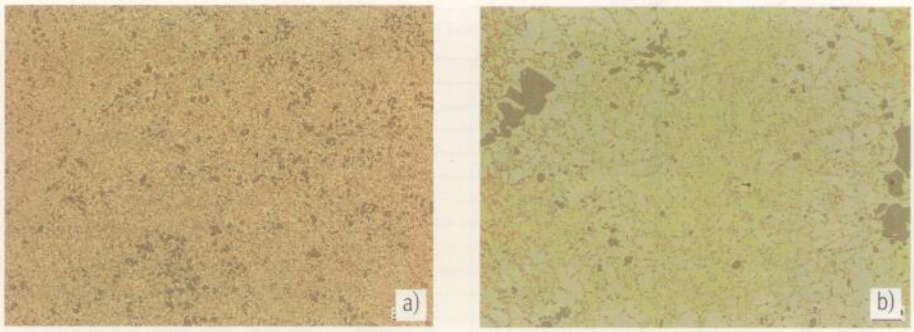


Bild 12a) Verteilung des Primärsiliziums b) Veredelung des Eutektikums

Gießtemperatur von 680 °C etwa 10 µm kleiner als bei 720 °C.

- Inhomogene Verteilung der Primärsiliziumkristalle.

Veredelung des eutektischen Siliziums:

- Der Veredelungsgrad nimmt mit steigenden Ca-Gehalten zu, die Ca-Zugabe hat jedoch geringeren Einfluss als im dickwandigen Bereich von 10 mm
- Der Veredelungsgrad des eutektischen Siliziums gut – sehr gut (Chai e-f), Bild 12b)
- Der Veredelungsgrad nimmt mit steigender Gießtemperatur zu und der Einfluss der Gießtemperatur ist höher als die Wirkung des Calciums.

Die Grafik aus Bild 13, erstellt in der Versuchsplanungssoftware Design-Expert, veranschaulicht die Einflüsse der Calciumgehalte und der Gießtemperatur der Versuchsschmelze auf den Veredelungsgrad des eutektischen Siliziums exemplarisch für den dickwandigen Bereich. Das rot markierte Maximum verdeutlicht, dass sowohl mit steigender Gießtemperatur als auch durch Steigerung des Calciumgehalts in der Schmelze der Veredelungsgrad zunimmt. Folgerichtig ist bei höchstem Calciumgehalt auch die höchste Bruchdehnung zu verzeichnen, wie Bild 14 verdeutlicht. Bei abnehmender Wanddicke der Bauteile wird die Veredelungswirkung des Calciums von der hohen Abkühlgeschwindigkeit überlagert und es liegt auch ohne Calciumzugabe ein gut veredeltes eutektisches Silizium vor.

Fazit und Ausblick

Die Eignung der modifizierten übereutektischen Legierungen für das Druckgießen wurde während der Versuchsdurchführungen festgestellt. Die hervorragende Vergießbarkeit äußerte sich insbesondere durch einen nicht messbaren Verschleiß an Gießkammer und Gießkolben sowie am Druckgießwerkzeug. Auch ein Spritzen der Gießwerkzeuge wurde nicht beobachtet. Verantwortlich dafür sind insbesondere die niedrige Gießtemperatur und die durch Zugabe der Mikrolegierungselemente Calcium und Zirkon deutlich gesenkte Ausscheidungstemperatur des Primärsiliziums. Das Ankleben der Gussteile an der Werkzeugoberfläche kann als unerheblich bezeichnet werden und ist stets geringer als bei Bauteilen aus der Legierung AlSi9Cu3.

Die Auswertung der Messdaten sowie der Versuchsgussteile zeigte, dass eine Feinung der Primärsiliziumkristalle auch in dickwandigen Bereichen des Gussteils in Kombination einer guten Veredelung des eutektischen Siliziums möglich ist. So lagen 60 % der Primärsiliziumkristalle in einem Größenbereich zwischen 15 und 70 µm, was den Forderungen der Automobilindustrie für die Beschaffenheit von Zylinderlaufbahnen entspricht. Die Verteilung der Primarsiliziumausscheidungen ist allerdings nicht reproduzierbar homogen einstellbar. Abgesehen von der an Primärsilizium verarmten Randzone treten häufig Agglomerationen an Primärsiliziumkristallen auf. Ein Nachweis für deren Herkunft wurde seither nicht erbracht, in bereits laufenden Folgeuntersuchungen wird diese Problematik gesondert betrachtet. Vermutungen gehen in Richtung Mikroverwirbelungen während der Formfüllung [13] und Einflussnahme von Oxidhäuten, deren Anwesenheit vergesellschaftet mit Primärsiliziumanhäufungen beobachtet wurde. Fließlängenuntersuchungen zeigten, dass der große latente Wärmeinhalt der Schmelze bei übereutektischen Aluminium-Silizium-Legierungen ermöglicht, dünne und anschnittferne Bereiche von Gussteilen auch mit sehr geringen Gießgeschwindigkeiten fehlerfrei abzubilden. Typische Festigkeitswerte für druckgegossene Aluminiumwerkstoffe waren bei allen Versuchsserien zu verzeichnen, wobei Werte für die Bruchdehnung von über 1,3 % ein weiteres Indiz für die gelungene Veredelung des eutektischen Siliziums sind. Entgegen den Erwartungen stellte sich das Warmrissverhalten als unproblematisch heraus. Nur an den längsten Warmrissstäben traten bei allen Versuchsserien durch Warmrissbildung bedingte Brüche auf, an allen an-

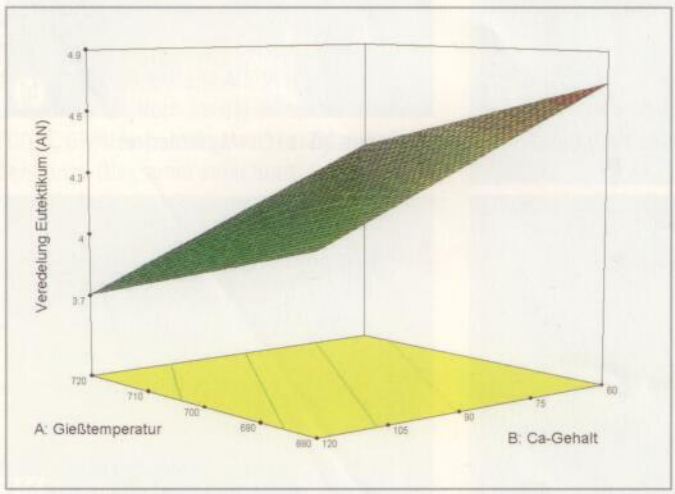


Bild 13: Veredelungsgrad in Abhängigkeit der Gießtemperatur und des Ca-Gehaltes

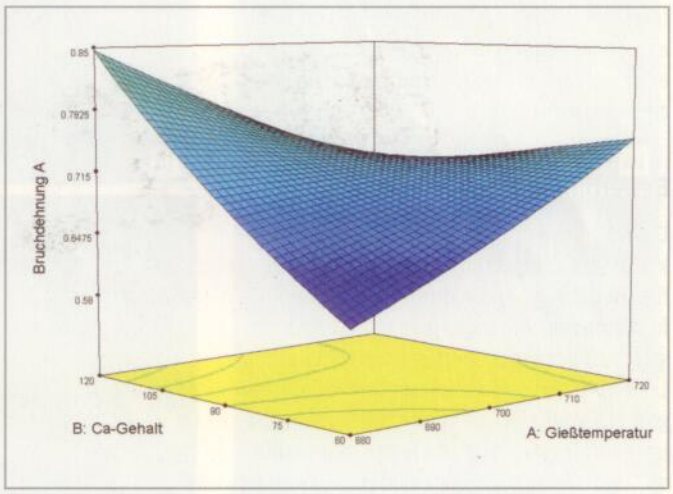


Bild 14: Einfluss des Calciumgehaltes und der Gießtemperatur auf die Bruchdehnung

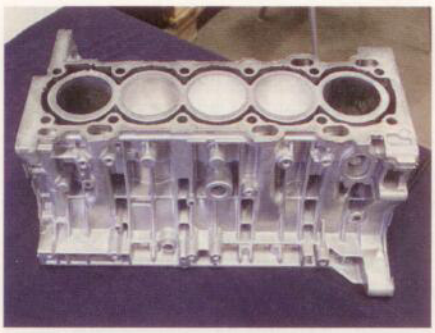


Bild 15: Monolithisches Zylinderkurbelgehäuse, hergestellt durch Druckgießen [14]

deren Geometrien konnten keine Defekte dieser Art festgestellt werden. Durch konstruktive Maßnahmen kann eine Warmrissbildung in monolithischen Zylinderkurbelgehäusen beherrscht werden.

Die gewonnenen Ergebnisse konnten direkt in die industrielle Fertigung übertragen werden. Nach Auswahl der idealen Legierungszusammensetzung und der am besten geeigneten Fertigungsparameter war es in Zusammenarbeit mit der Automobilzulieferindustrie möglich, monolithische Zylinderkurbelgehäuse abzugießen, Bild 15. Die genaue Untersuchung der Bauteile ist derzeit in Arbeit. Während der Fertigung dieser Motorblöcke erwies sich die ausgewählte Legierung als eben so gut gießbar wie bei den Vorversuchen im Gießereilabor der Hochschule Aalen. Weitere intensive Forschungstätigkeiten an modifizierten übereutektischen Legierungsvarian-ten könnten zukünftig dazu führen, dass verschleißbeständige Aluminiumgussteile wie Zylinderkurbelgehäusen in Serie im Druckgießverfahren hergestellt werden können.

Danksagung

An dieser Stelle sei der der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die freundliche Unterstützung und Finanzierung des Forschungsvorhabens sehr herzlich gedankt. ◄

Schrifttum

[1] Beer, S. u. a.: „Aluminiummotorblöcke"; Bibliothek der Technik 278, ISBN 3-937889-18-3
[2] Cho, Y.: „Formation of Eutectic Al-Si and Ironrich Intermetallics in Strontium Modified Alloys"
[3] Chisse, J.: „Simultaneous Refinement of primary and Eutectic Silicon in Hypereutectic AlSi Alloys"; Metallurgical Transactions B, Volume 6B, March 1975, S. 195–196,
[4] Jorstad, J. L.: „Entwicklung der übereutektischen Al-Si-Druckgusslegierung für den Vega-Motorblock"; Giesserei-Praxis Nr.22/1971, S. 396–402
[5] Macklin, Harold M.: „Entwicklung eines Automobil-Motorblocks aus Aluminium"; Metallwissenschaft und Technik, S. 351–356
[6] Bryant, A.; „Die Herstellung von Motorblöcken aus einer übereutektischen AlSi-Legierung nach dem Acurad-Druckgießverfahren"; Giesserei 59, 1972, Nr. 17, S. 525–532
[7] Tonn, B. Zak, O.: Abschlussbericht zum DFG-Projekt: „Weiterentwicklung von naheutektischen und übereutektischen Aluminium-Silizium-Legierungen für Hochleistungsmotoren durch Mikrolegieren."
[8] Binning, H.: „Aluminium-Motorblöcke: Konzepte, Visionen, Serien" Metall, 61. Jahrgang 3/2007, S. 92–97
[9] persönliche Mitteilungen: Dr. S. Beer
[10] Bertram, E. „Überprüfung der mechanischen und technologischen Eigenschaften der Legierung GD AlSi6Cu3 mit Konzentrationsverschiebungen der Legierungselemente"; Gießerei 43, 1956, Heft 7, S. 153–159
[11] MAGMA GmbH; simuliert von Dr. Egner-Walter
[12] Chai, G. „Einige Einflussgrößen auf die Veredelung von Aluminiumgusslegierungen bei Zusatz von strontiumhaltigen Vorlegierungen"; Gießerei-Praxis 11/12 1993, S. 206–213
[13] persönliche Mitteilungen: Dr. F.-J. Feikus
[14] KS ATAG: Gießversuche in Kooperation mit der Industrie