

(19)



(11)

EP 2 471 966 A1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

(43) Veröffentlichungstag:
04.07.2012 Patentblatt 2012/27

(51) Int Cl.:
C22C 21/02^(2006.01) C22C 21/04^(2006.01)

(21) Anmeldenummer: **11009896.9**

(22) Anmeldetag: **16.12.2011**

(84) Benannte Vertragsstaaten:
AL AT BE BG CH CY CZ DE DK EE ES FI FR GB GR HR HU IE IS IT LI LT LU LV MC MK MT NL NO PL PT RO RS SE SI SK SM TR
Benannte Erstreckungsstaaten:
BA ME

(72) Erfinder:

- Koch, Hubert, Dr.
46282 Dorsten (DE)
- Rosefort, Marcel, Dr.
47051 Duisburg (DE)
- Kleine, Andreas, Dr.
38889 Blankenberg/Harz (DE)

(30) Priorität: **17.12.2010 DE 102010550116**

(71) Anmelder: **Trimet Aluminium AG**
45356 Essen (DE)

(74) Vertreter: **Flaccus, Rolf-Dieter**
Flaccus · Müller-Wolff
Patentanwälte
Bussardweg 10
50389 Wesseling (DE)

(54) **Gut giessbare, duktile AlSi-Legierung und Verfahren zur Herstellung eines Gussteils unter Verwendung der AlSi-Gusslegierung**

(57) Gut gießbare, duktile AlSi-Legierung, bestehend aus
 6 - 11,8 % Silizium,
 0,02 - 0,5 % Magnesium,
 0,005 - 0,7 % Mangan,
 0,0005 - 0,6 % Kupfer,
 0,001 - 0,06 % Titan,
 0,03 - 0,3 % Eisen,
 sowie max. 0,2 % Molybdän und max. 0,2 % Zirkon
 und gegebenenfalls 70 - 400 ppm Strontium,

Rest Aluminium und herstellungsbedingte Verunreinigungen gemäß DIN EN 1676, Ausgabe Juni 2010, wobei die Legierung zur Unterdrückung der Primärsiliziumphase einen Gehalt an Phosphor von 0,00001 - 0,0005 % aufweist und der jeweilige Magnesiumgehalt mit dem Siliziumgehalt durch folgende Beziehung verknüpft ist:

$$\text{Mg} \leq 1,018 - 0,083 \% \text{ Si}.$$

EP 2 471 966 A1

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft eine gut gießbare, duktile AlSi-Legierung, bestehend aus 6 - 11,8 % Silizium, 0,02 - 0,5 % Magnesium, 0,005 - 0,7 % Mangan, 0,0005 - 0,6 % Kupfer, 0,001 - 0,06 % Titan, 0,03 - 0,3 % Eisen, sowie max. 0,2 % Molybdän und max. 0,2 % Zirkon, gegebenenfalls 70 - 400 ppm Strontium,

[0002] Rest Aluminium und herstellungsbedingte Verunreinigungen gemäß DIN EN 1676, Ausgabe Juni 2010, sowie ein Verfahren zu ihrer Herstellung. Alle Angaben zur Zusammensetzung verstehen sich in Gew. %.

[0003] Die Erfindung betrifft ferner ein Verfahren zur Herstellung eines dünnwandigen Gussteils mit einer Wandstärke von 1,0 - 50 mm.

[0004] Grundsätzlich erstarren unveredelte AlSi-Werkstoffe entweder lamellar oder körnig, wobei eine lamellare Struktur häufig zu Fehlern in der Oberfläche und gegebenenfalls auch zu Klebeneigung in der Gussform führt. Daher wird die körnige Struktur bevorzugt, die durch Zusätze von Strontium oder Natrium veredelt werden kann.

[0005] Es ist ferner bekannt, dass ein feinkörniges bzw. veredeltes Gefüge mit besseren Gießereigenschaften verbunden ist, wie z.B. besseren Speisungseigenschaften, Verminderung von Lunkerfehlern und einer feineren Verteilung von Mikroporositäten. Analog zur Verbesserung der Gießbarkeit werden auch generelle Verbesserungen der Festigkeitseigenschaften durch Kornfeinung bzw. durch Veredelung festgestellt, allerdings gibt es hier auch immer wieder Ausreißer, die durch schlechte Duktilität bei der Herstellung hochbeanspruchter Großserienteile und infolge von Festigkeitsschwankungen zu erheblichen Schadensfällen führen können.

[0006] Hier setzt nun die Erfindung an. Es bestand die Aufgabe, für hochbeanspruchte Großserienteile eine gut gießbare, duktile AlSi-Legierung zu entwickeln, die im Gusszustand unveredelt bereits eine Mindestfestigkeit $R_{p0,2}$ von 60 MPa und eine Dehnung von größer 7 % aufweist, bzw. im veredelten Zustand eine Mindestfestigkeit größer 100 MPa bzw. eine Dehnung größer 10 % erreicht.

[0007] Diese Aufgabe wird erfindungsgemäß durch die in den Patentansprüchen 1 bis 3 angegebenen Merkmale erreicht. Bei einer eingehenden Untersuchung des Bruchbildes von hochbeanspruchten Gussteilen wurde von den Erfindern festgestellt, dass möglicherweise das Primärsilizium eine entscheidende Rolle bei der Duktilität und dem Erstarrungsverhalten von AlSi-Werkstoffen spielt.

[0008] Ausgehend von dieser Erkenntnis wurden mehrere Versuche mit verschiedenen Legierungen durchgeführt, wobei es sich allerdings zeigte, dass es nicht nur auf die Unterdrückung des Primärsiliziums ankommt, sondern dass auch die übrigen Legierungsbestandteile eng limitiert werden müssen, damit die gewünschte Duktilität und Vergießbarkeit erreicht wird. Überraschend war ferner, dass bei eng limitierten, nied-

rigen Phosphorgehalten unter den in Patentanspruch 1 und 2 beschriebenen Bedingungen ein nicht-lamellares Gefüge mit besonders günstigen Eigenschaften erreicht werden konnte.

[0009] Schon bei geringen Mengen von zusätzlichen Legierungsbestandteilen oder bei einer Überschreitung des Phosphorgehaltes von größer 5 ppm wurde Primärsilizium und eine lamellare Struktur festgestellt. Offenbar können schon geringste Gehalte an Phosphor zusammen mit Aluminium als Aluminiumphosphid eine Keimbildung für Primärsilizium und andere intermetallische Phasen bewirken.

[0010] Es wurde weiterhin erkannt, dass intermetallische Phasen auf Eisen-Silizium-Basis, beispielsweise sog. "FeSi - Phasen" mit Vorteil am Wachstum unter folgenden Bedingungen gehindert werden können:

a) Si = 6 - 11,8 %

b) Mg = 0,02 - 0,5 %

c) Fe = 0,03 - 0,3 %

wobei das Mg/Si-Verhältnis im Bereich gehalten wird

d) $Mg \leq 1,018 - 0,083 \% Si$

[0011] Unter diesen Bedingungen wird erreicht, dass die FeSi - Phasen später kristallisieren, und zwar erst dann, wenn das AlSi - Eutektikum erstarrt. Die FeSi - Phase wird dabei am Phasenübergang flüssig/fest (siehe FIG. 10) in das Eutektikum hineingedrückt und damit ein Wachstum der intermetallischen Phase erfolgreich unterdrückt.

[0012] Als zusätzliche Maßnahme e) empfiehlt sich nach den Erfahrungen der Erfinder eine Überwachung der Gießbedingungen mit entsprechender Einstellung der Gießparameter, sodass der Dendritenarmabstand DAS unterhalb von 60 μm liegt, vorzugsweise unterhalb von 40 μm . Unter diesen Bedingungen ist auch bei Großserienteilen eine konstante Vergießbarkeit der duktilen AlSi-Legierung mit hohen Festigkeitswerten gewährleistet. Auf diese Weise lassen sich hoch beanspruchbare KfZ-Teile, z.B. Zylinderköpfe von Dieselmotoren, Strukturbauteile oder Felgen von PKW- oder LKW-Rädern herstellen.

[0013] Das unter den beschriebenen Bedingungen entstandene Gefüge enthält keine großen oder gar plattenförmige Ausscheidungen, sondern ist durch viele kleine feinteilige Partikel gekennzeichnet, die interdendritisch in das AlSi-Gefüge eingebaut sind. Unter "großen Partikeln" wird ein Partikeldurchmesser von ca. 5 - 10 μm verstanden.

[0014] Zur Erläuterung der Vorgänge wird auf die anliegende Thermoanalyse - Kurve verwiesen (siehe FIG. 10), die im relevanten Temperaturbereich nur eine kurze exotherme Reaktion bei der Abkühlung und dem Phasenübergang von "flüssig" nach "fest" zeigt. Somit besteht das Gefüge neben dem reinen α -Aluminium nur noch aus im Eutektikum und mit diesem zusammen kristallisierten feinstteiligen intermetallischen Phasen.

[0015] Dies wird auch durch die an zahlreichen Proben

durchgeführten Messungen der elektrischen Leitfähigkeit belegt. Die Steigerung der Leitfähigkeit, insbesondere bei unveredelten Legierungen, um über 10% zeigt, welchen starken Einfluss die erfindungsgemäße Legierungszusammensetzung auf die Ausbildung eines feinzelligen, besonders gleichmäßigen Gefüges hat.

[0016] Die Wirkungsweise der übrigen Legierungsbestandteile konnte nicht im Einzelnen geklärt werden, allerdings ergab sich außerhalb der in den Patentansprüchen genannten Bereiche eine Beeinflussung der Kristallstruktur, die mit einer Verschlechterung der Duktilität einherging. Überraschend war außerdem, dass entgegen der Annahme, bei geringen Gehalten an Veredelungszusätzen ein lamellares Gefüge zu erzielen, im erfindungsgemäßen Anwendungsbereich hier eine körnige Struktur auftrat mit entsprechend günstigen Verarbeitungseigenschaften. Somit kann eine quasi veredelte Gussstruktur mit sehr geringen Zusätzen gemäß den Patentansprüchen 1 und 2 erreicht werden.

[0017] Im Folgenden wird die Erfindung anhand mehrerer Ausführungsbeispiele näher erläutert. Es zeigen:

- FIG. 1: Detail des Versuchsaufbaus für Kokillenguss
- FIG. 2a: Ausbildung der Probestäbe (Gusszustand)
- FIG. 2b: Ausbildung der Probestäbe nach mechanischer Bearbeitung
- FIG. 3: CAD-Zeichnung einer Probenplatte nach der Entnahme aus der Druckgussform
- FIG. 4: bearbeitete Zugprobe
- FIG. 5: Legierungstabelle
- FIG. 6a, b: Versuchstabellen mit Angaben zum Gießverfahren, Wärmebehandlung, Festigkeitswerten und Dehnungswerten für Legierungen nach dem Stand der Technik und für die erfindungsgemäßen Legierungen
- FIG. 7a, b: Schlibfbilder von Vergleichslegierungen Nr. 1 und Nr. 5 gemäß Legierungstabelle
- FIG. 8a, b: Schlibfbilder der Legierungen Nr. 7 und Nr. 11 gemäß Legierungstabelle
- FIG. 9a, b: Tabelle mit Angaben der elektrischen Leitfähigkeit für Legierungen nach dem Stand der Technik und für die erfindungsgemäßen Legierungen
- FIG. 10: Graphische Darstellung der thermischen Analyse

[0018] FIG. 1 zeigt in Draufsicht eine Graugusskokille als Detail des Versuchsaufbaus zur Herstellung von Probestäben mittels Kokillenguss, bestehend aus der Kokille 1, einem Ausschnitt für den Kokillenguss mit Länge L, Höhe H, und Speiser 2.

[0019] FIG. 2a zeigt einen Kokillengussstab 3 vor der Bearbeitung in Seitenansicht und als Querschnitt AA mit Höhe H und Breite B, FIG. 2b die Ausbildung des Kokillengussstabs in Form eines Probestabs 4 nach mecha-

nischer Bearbeitung.

[0020] Aus FIG. 3 ist eine Druckgussprobepatte 5 mit der Längsseite LS und der Breitseite BS unmittelbar nach der Entnahme aus der Druckgussform ersichtlich. Die Probepatte 5 umfasst vordere Überläufe 5.1 bis 5.4 mit Auswerferöffnungen 7.1 bis 7.4 und hintere Überläufe 6.1, 6.2. Ferner sind ein Anguss 8 und ein Vakuumanchluss 9 zu erkennen. Aus der Druckgussprobepatte werden die Flachzugstäbe für die später durchzuführenden Zugversuche entnommen. Dabei werden die flachen Seiten der Probeseite nicht bearbeitet.

[0021] In FIG. 4 ist die bearbeitete Zugprobe dargestellt. Sie wurde aus der Druckgussprobenplatte in der oben beschriebenen Weise entnommen.

[0022] Die Legierungstabelle in FIG. 5 zeigt die Zusammensetzung in Gewichtsprozent von 6 Legierungen nach dem Stand der Technik (Nr. 1-6) und 6 Legierungen mit der erfindungsgemäßen Zusammensetzung (Nr. 7-12). Die Legierungsgehalte wurden für die in den Patentansprüchen angegebenen Legierungsbestandteile spezifiziert, wobei als Rest Aluminium und herstellungsbedingte Verunreinigungen gemäß DIN EN 1676, Ausgabe Juni 2010, zu ergänzen ist.

[0023] FIG. 6a,b enthält die Versuchstabellen mit den Angaben zum Gießverfahren, zur Wärmebehandlung, zu den Festigkeitswerten und den Dehnungswerten für Legierungen nach dem Stand der Technik und für die erfindungsgemäßen Legierungen. Einzelheiten zur Durchführung der Versuche werden am Ende der Beschreibung angegeben.

[0024] Die FIG. 7a,b und 8a, b zeigen Schlibfbilder von Legierungen nach dem Stand der Technik (Legierungs-Nr. 1 und Nr. 5) und von Legierungen mit der erfindungsgemäßen Zusammensetzung (Legierungs-Nr. 7 und Nr. 11). Für den Fachmann ist erkennbar, dass die Gefügebilder der erfindungsgemäßen Legierungen (Legierungs-Nr.7, AlSi 7 mit 4 ppm Phosphor und Druckgusslegierung Nr. 11 mit 1 ppm Phosphor) quasi eine veredelte Struktur aufweisen, obwohl die Legierungen keine Veredelungszusätze enthalten. Demgegenüber zeigt die Standard-AlSi 7 - Legierung (Legierungs-Nr. 1) ein Gefüge mit Primärsiliziumpartikeln, das lamellare Struktur aufweist und daher ungünstige Verarbeitungseigenschaften erwarten lässt (Schlibfbild FIG. 7a mit dunklem Primärsiliziumpartikel in der Mitte). Auch eine Standard-AlSi 11-Druckgusslegierung zeigt eine ungünstige lamellare Struktur (siehe Schlibfbild FIG. 7b mit Primärsiliziumpartikel am rechten unteren Rand) (Legierung-Nr. 5).

[0025] Die erfindungsgemäß festgestellten günstigen mechanischen Eigenschaften bei einer Unterbindung der Primärsiliziumphasen im Gussgefüge lassen sich nicht nur bei unveredelten, sondern auch bei veredelten Gusslegierungen erreichen, obwohl der Zuwachs an Dehnung und Festigkeit bei den veredelten Legierungen nicht mehr so deutlich wie bei den unveredelten ist. Dies zeigt die Gegenüberstellung der Tabellen in den FIG. 6a, b und FIG. 9a, b.

[0026] Aus der Gegenüberstellung sind die besonders

vorteilhaften Wirkungen auf die mechanischen Eigenschaften der erfindungsgemäßen Gusslegierungen ersichtlich. Aus FIG. 7, 8 geht insbesondere hervor, dass außerhalb der erfindungsgemäßen Bereiche ein lamellares Gefüge mit den oben genannten negativen Verarbeitungseigenschaften auftritt.

[0027] Dies wurde auch durch eine Wirbelstromprüfung mit der Förstersonde bestätigt. Das Prinzip der Prüfung beruht darauf, dass durch Vergrößerungen im Gefüge die Leitfähigkeit σ , gemessen in $m/\Omega \text{ mm}^2$, niedrige Werte aufweist, z.B. Legierung 1 (Standard AISi 7) den Wert von 22,2 (siehe Tabellen gem. FIG. 9a, b) bzw. Legierung 3a von 20,8.

[0028] Demgegenüber weisen die erfindungsgemäßen Legierungen 7 bzw. 9a deutlich höhere Leitwerte mit 26,4 (erf. AISi 7) und 22,2 (erf. AISi 7 Mg 0,3) auf, wodurch auf ein feines und gleichmäßiges Gefüge geschlossen werden kann. Dieses Ergebnis wurde anhand von Schlibbildern, z.B. FIG. 8a, b, überprüft. Man kann daraus erkennen, dass die erfindungsgemäß zusammengesetzten Legierungen ohne Veredelungszusätze, z.B. Nr. 7 und 8, die typischen Strukturmerkmale eines veredelten Gefüges aufwiesen.

[0029] In den Schlibbildern der erfindungsgemäßen Legierung AISi 7 (Versuchsnummer 7) und der erfindungsgemäßen Legierung AISi 11 (Versuchsnummer 11) sind relativ gleichmäßig geformte, abgerundete Dendritenarme des α -Aluminiums zu erkennen (siehe FIG. 8a, 8b), die in ein feinzelliges Eutektikum eingebettet sind.

[0030] Die unveredelte AISi 7-Legierung (Versuchsnummer 7) zeigt im Schlibbild FIG. 8a naturgemäß quantitativ weniger Eutektikum als die AISi 11-Legierung gemäß Schlibbild FIG. 8b, beide zeigen aber ein ausgeprägtes veredeltes Gefüge.

[0031] In den Versuchen hat sich gezeigt, dass ein Mindestgehalt an 0,1 ppm Phosphor erforderlich ist, um der Gefahr eines Umschlags in der Wachstumsmorphologie während der Abkühlungsphase mit der Bildung unerwünschter Primärsiliziumpartikel zu begegnen.

[0032] Phosphor begünstigt die frühe Keimbildung von Silizium und führt zu einer körnigen Erstarrungsmorphologie. Zur Bildung einer feinen eutektischen Phase mit einem geringen Anteil fein verteilter FeSi-Phasen muss jedoch eine zu starke Unterkühlung der Schmelze verhindert werden.

[0033] Erfindungsgemäß wird hierzu bei einer Legierung gemäß Patentanspruch 1 oder 2 eine Steuerung der Abkühlungsrate gemäß Patentanspruch 4 vorgenommen.

[0034] Dies sei anhand von FIG. 10 nachfolgend erläutert, wobei der Kurvenverlauf C eine typische Abkühlungskurve im System AISi 7 bis 11 repräsentiert.

[0035] Folgt man bei sinkenden Temperaturen der Abkühlungskurve C entlang der Zeitachse, so setzt mit Beginn der Erstarrung die Bildung von α -Mischkristall ein. Dabei kann durch das gezielt beeinflusste exotherme Wachstum der Dendriten die Abkühlungsgeschwindigkeit

gebremst und somit der Kurvenverlauf im Bereich a, b einen steileren oder flacheren Neigungswinkel γ mit der Zeitachse bilden.

[0036] Mit einem Gehalt von 0,1-5 ppm Phosphor und der Einstellung der Legierungszusammensetzung gemäß Patentanspruch 1 gelingt es, die Ausscheidung der FeSi-Phasen durch einen steileren Verlauf der Abkühlungskurve zu unterdrücken, aber dennoch ein Siliziumgerüst für die Bildung des Eutektikums zu erzeugen. Dieses könnte durch Aufnahmen mit dem RasterElektronenmikroskop bestätigt werden.

[0037] Die bisher als zwingend angesehene fortschreitende Umwandlung von einem gerüstbildenden Silizium zunächst in eine lamellare Gussstruktur und weiter in eine körnige bis kompakte Struktur mit der Bildung von FeSi-Phasen konnte durch gezielte Einstellung der Legierungsgehalte gestoppt werden. Dabei ergab sich neben dem α -Aluminium ein reines Eutektikum, in das etwaige noch vorhandene feinstteilig kristallisierte intermetallische Phasen eingebaut sind.

[0038] Nachfolgend werden die Gießbedingungen gegenübergestellt, so dass erkennbar ist, dass die Gussteile mit erfindungsgemäßer Gefüge-Struktur gemäß Anspruch 3 - hergestellt unter den in Patentanspruch 4 angegebenen Bedingungen - besonders vorteilhafte Verarbeitungseigenschaften, insbesondere bei der Herstellung von Großserienteilen, mitbringen.

Kokillenguss

[0039] Die Legierung wurde in einem 60 kg-Tiegel aufgeschmolzen und auf eine Temperatur von ca. 730°C erhitzt. Es folgte eine Entgasungsbehandlung mittels Rotor. Als Gas wurde Stickstoff eingeleitet. Nach einer Abstehtzeit von ca. 20 min wurden Proben gemäß FIG. 2a in eine offene Kokille gemäß FIG. 1 abgegossen. Aus diesen Proben wurden dann gemäß FIG. 2b Zugstäbe herausgedreht und entweder im Gusszustand geprüft nach EN 10002-1:2001 (D) oder einer T6-Wärmebehandlung (535°C/6h, Wasser abgeschreckt, 180°C/6h Luft abgekühlt) unterworfen und dann geprüft.

Druckguss

[0040] In einem 200 kg-Ofen wurden die einzelnen Legierungsvarianten aufgeschmolzen und auf eine Temperatur von 720°C gebracht. Gegossen wurde auf einer 850 t - Druckgussmaschine. Die Füllkammer wurde manuell gefüllt. Die Form war mit einer Vakuumentlüftung versehen, um Luft- oder Trennmittleinschlüsse in dem Probekörper zu vermeiden.

[0041] FIG. 4 zeigt eine Zugprobe, hergestellt aus einer Druckgussprobepplatte nach FIG. 3. Diese Probepplatte wurden nach EN 10002-1:2001 (D) mit einer Dicke von 3 mm aus der Druckgussprobepplatte gemäß FIG. 3 herausgearbeitet und auf einer Zugprüfmaschine nach EN 10002-1:2001 (D) zerrissen.

Ergebnisse:

[0042] Es zeigt sich bei den erfindungsgemäßen Varianten überraschenderweise, dass die Probestäbe mit einem P-Gehalt < 5 ppm immer in der Dehnung weit überlegen waren. 5

[0043] Bei der metallografischen Auswertung zeigte sich, dass bei P-Gehalten $P > 5$ ppm Primärsilizium auch bei 7 % Silizium auftrat. Die Proben mit $P < 5$ ppm zeigten sogar ein veredeltes Gefüge, obwohl kein Veredelungsmittel zugegeben wurde. 10

Patentansprüche

- 15
1. Gut gießbare, duktile AlSi-Legierung, bestehend aus 6 - 11,8 % Silizium, 0,02 - 0,5 % Magnesium, 0,005 - 0,7 % Mangan, 0,0005 - 0,6 % Kupfer, 0,001 - 0,06 % Titan, 0,03 - 0,3 % Eisen, sowie max. 0,2 % Molybdän und max. 0,2 % Zirkon und gegebenenfalls 70 - 400 ppm Strontium, Rest Aluminium und herstellungsbedingte Verunreinigungen gemäß DIN EN 1676, Ausgabe Juni 2010, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Legierung zur Unterdrückung der Primärsiliziumphase einen Gehalt an Phosphor von 0,00001 - 0,0005 % aufweist und der jeweilige Magnesiumgehalt mit dem Siliziumgehalt durch folgende Beziehung verknüpft ist: 20

$$\text{Mg} \leq 1,018 - 0,083 \% \text{ Si}.$$

- 25
2. Gut gießbare, duktile AlSi-Legierung, die im Gusszustand und unveredelt eine Mindestfestigkeit R_p 0,2 von 60 MPa und eine Dehnung von größer 7 % aufweist, nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Leitfähigkeit im Gusszustand, gemessen mit der Förstersonde, bei den AlSi-Legierungen oberhalb von 26 m/Ω mm² und bei AlSiMg-Legierungen oberhalb von 22 m/Ω mm² liegt. 30
3. Verfahren zur Herstellung eines dünnwandigen Gussteils (Wandstärke 1,0 bis 50 mm) mit einer gut gießbaren, duktilen AlSi-Legierung gemäß einem der vorhergehenden Ansprüche 1 bis 2, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Legierung im Kokillenguss bei einer Kokillenwandtemperatur im Bereich von 80 bis 250 °C und einer lokalen Erstarrungszeit im Bereich von 5 bis 30 sec, oder im Druckgussverfahren bei einer lokalen Erstarrungszeit im Bereich von 5 - 40 ms mit einem Dendritenarmabstand DAS von 5 µm bis 60 µm vergossen wird. 35
- 40
- 45
- 50
- 55

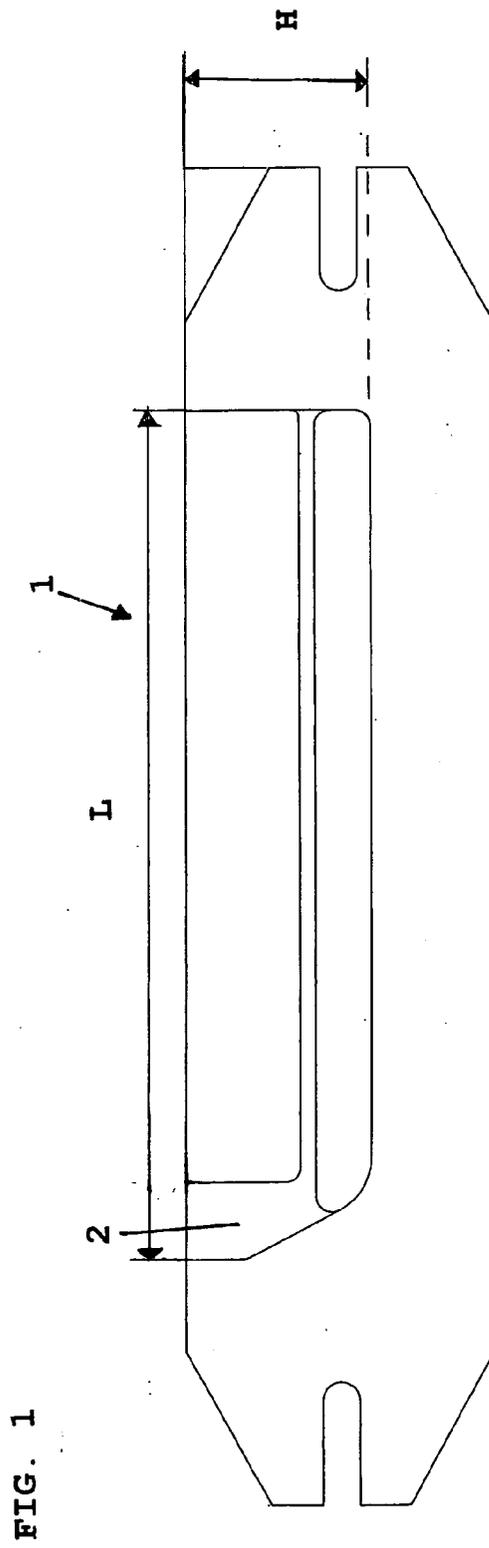


FIG. 2a

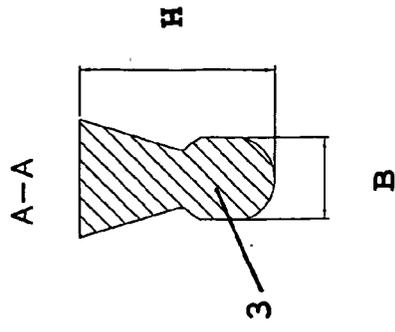
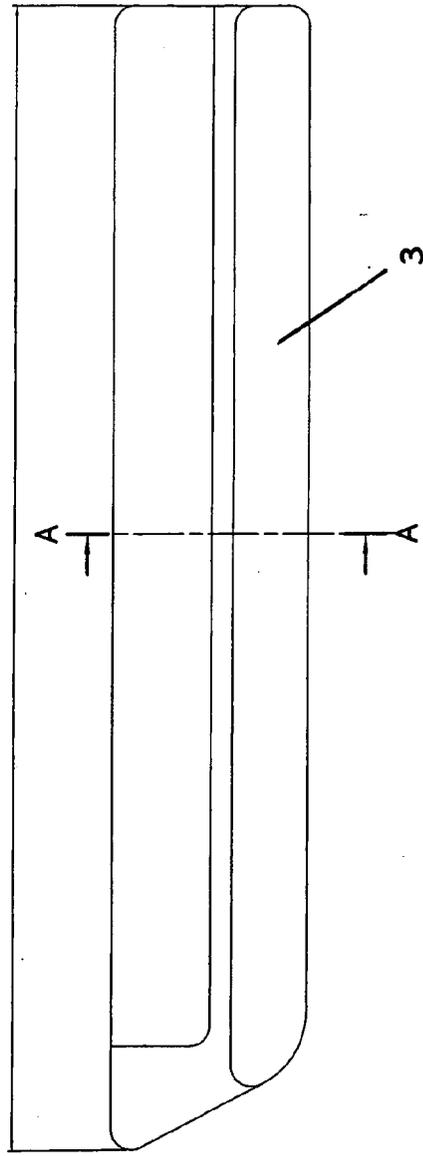


FIG. 2b

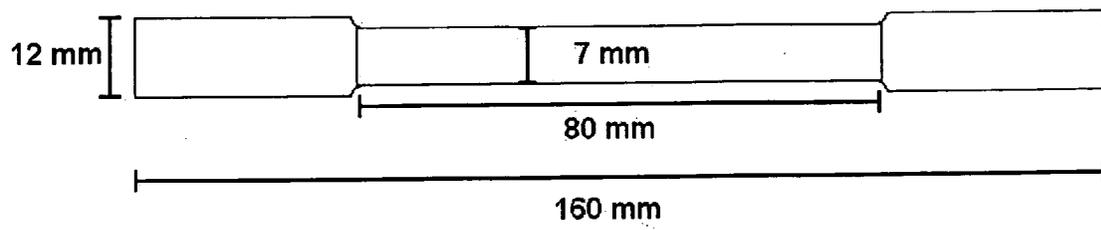


FIG. 3

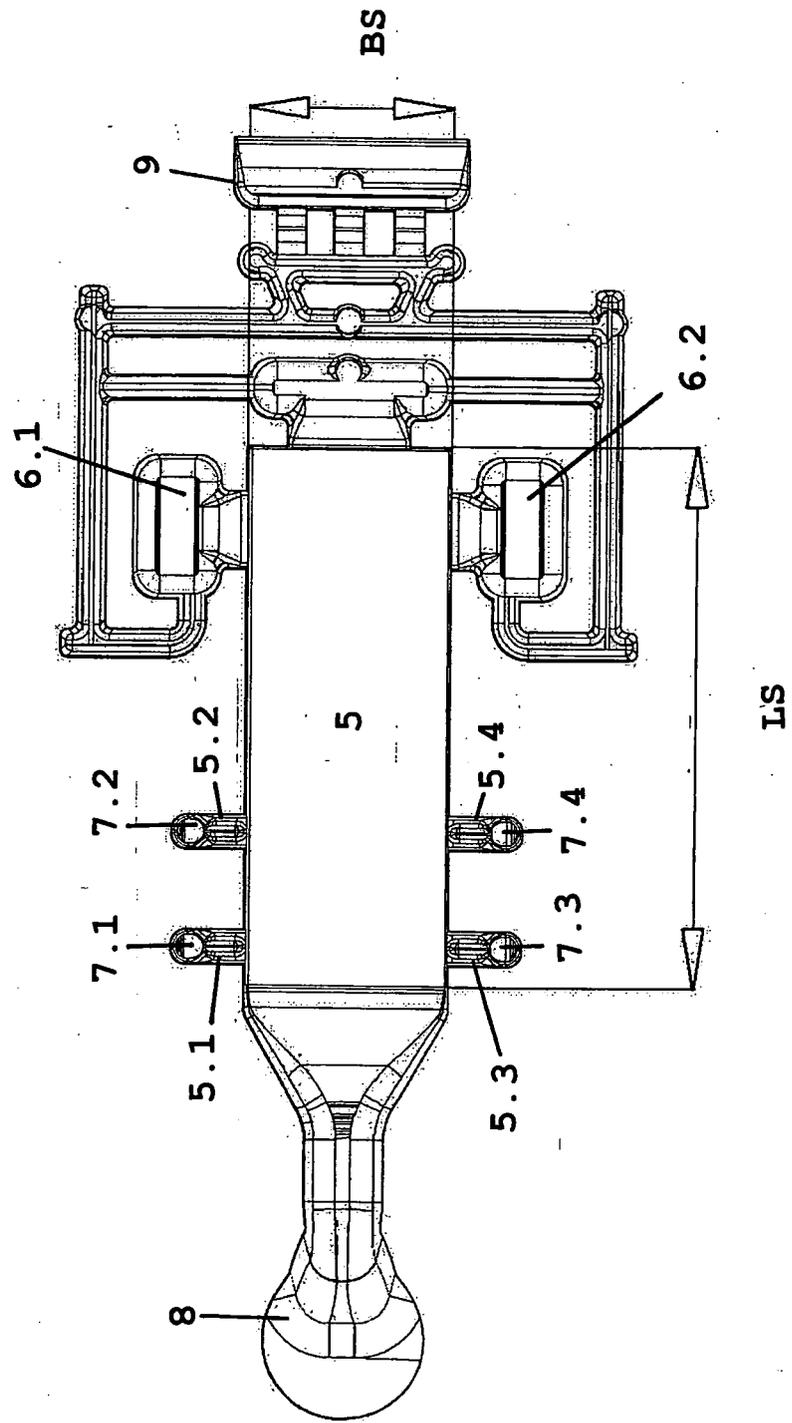


FIG. 4

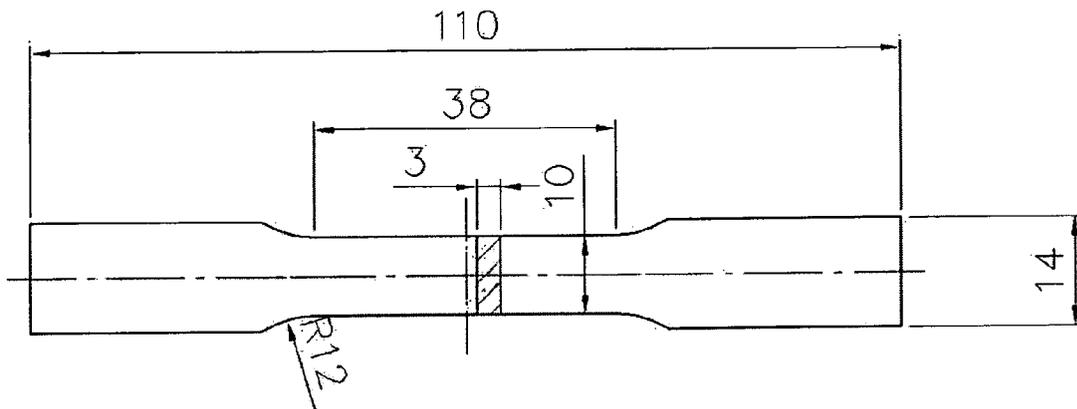


FIG. 5

Nr.	Gießverfahren	Si %	Mg %	Mn %	Cu %	Mo %	Ti %	Zr %	Fe %	P %	Sr %
1	Kokille	6,81	0,02	0,005	0,002	0,0002	0,003	0,002	0,090	0,0011	0,000
2	Kokille	6,79	0,03	0,006	0,002	0,0003	0,006	0,002	0,130	0,0012	0,024
3	Kokille	6,84	0,46	0,006	0,003	0,0004	0,003	0,002	0,100	0,0010	0,020
4	Kokille	6,87	0,50	0,005	0,002	0,0003	0,004	0,008	0,089	0,0008	0,029
5	Druckguss	10,9	0,03	0,410	0,143	0,110	0,002	0,160	0,070	0,0008	0,000
6	Druckguss	11,29	0,04	0,487	0,150	0,087	0,033	0,158	0,085	0,0009	0,024

	Gießverfahren	Si %	Mg %	Mn %	Cu %	Mo %	Ti %	Zr %	Fe %	P %	Sr %
7	Kokille	6,89	0,020	0,003	0,002	0,0007	0,001	0,002	0,070	0,0004	0,000
8	Kokille	6,88	0,004	0,002	0,003	0,0002	0,002	0,001	0,066	0,0004	0,020
9	Kokille	6,84	0,303	0,002	0,002	0,0002	0,003	0,001	0,100	0,0003	0,021
10	Kokille	6,87	0,440	0,003	0,002	0,0003	0,003	0,001	0,089	0,0002	0,020
11	Druckguss	10,90	0,025	0,410	0,143	0,1050	0,002	0,160	0,070	0,0001	0,000
12	Druckguss	11,00	0,026	0,420	0,144	0,1010	0,002	0,160	0,067	0,0002	0,019

FIG. 6a

Nr.	Gießverfahren	Temper	Rp0.2 MPa	Rm MPa	A %
1	Kokille	F	58	149	4,9
2	Kokille	F	59	170	10,6
3	Kokille	T6	265	320	5,7
4	Kokille	T6	332	349	0,6
5	Druckguss	F	140	280	5,6
6	Druckguss	F	145	304	11,2

FIG. 6b

Erfindungslegierung

	Gießverfahren	Temper	Rp0.2 MPa	Rm MPa	A %
7	Kokille	F	61	175	15,1
8	Kokille	F	63	183	20,1
9	Kokille	T6	260	320	11,0
10	Kokille	T6	324	357	3,2
11	Druckguss	F	139	291	10,3
12	Druckguss	F	142	301	13,4

FIG. 7a

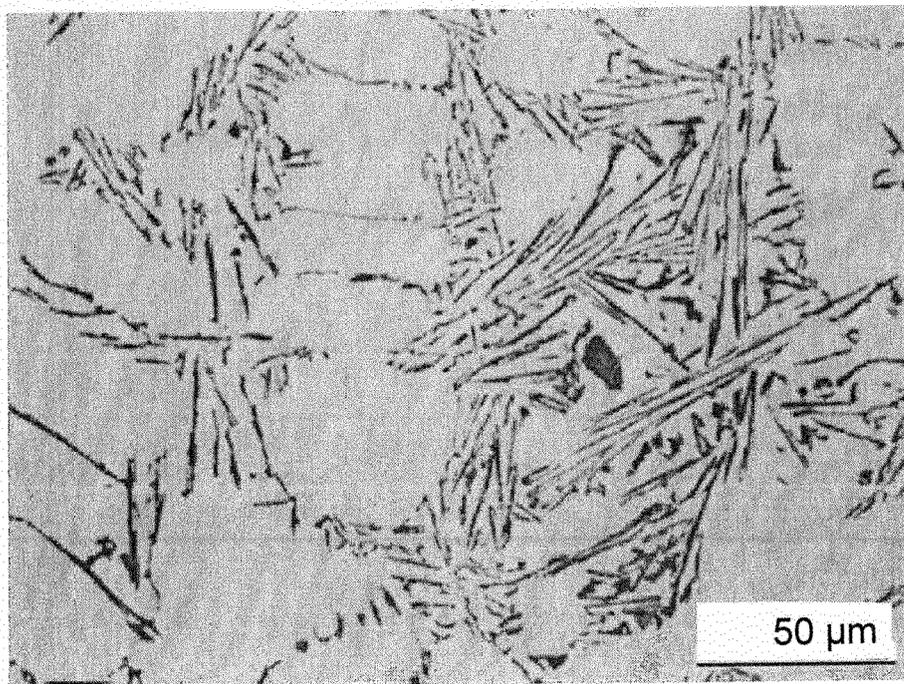


FIG. 7b



FIG. 8a

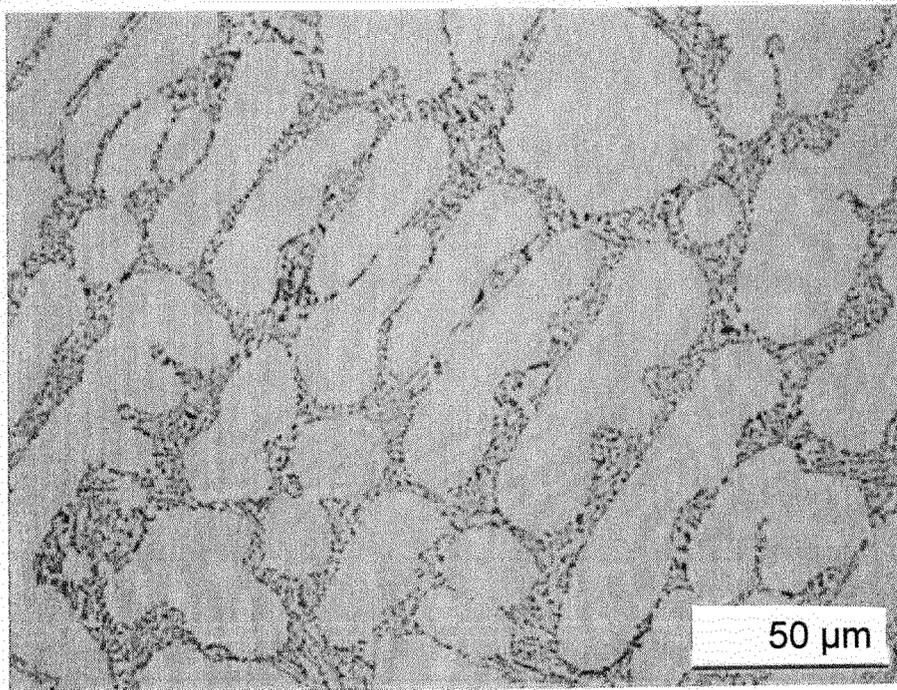


FIG. 8b

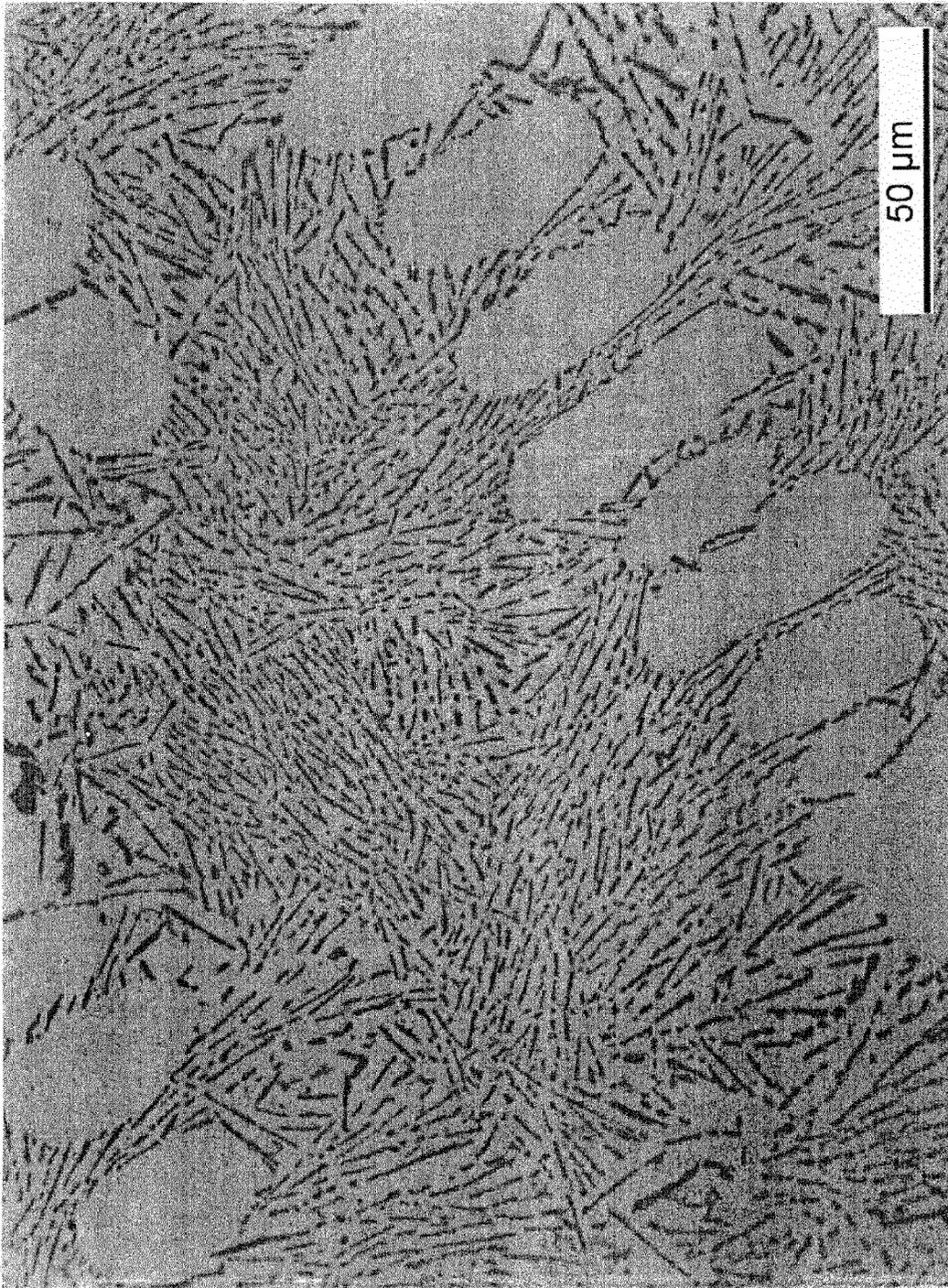


FIG. 9a

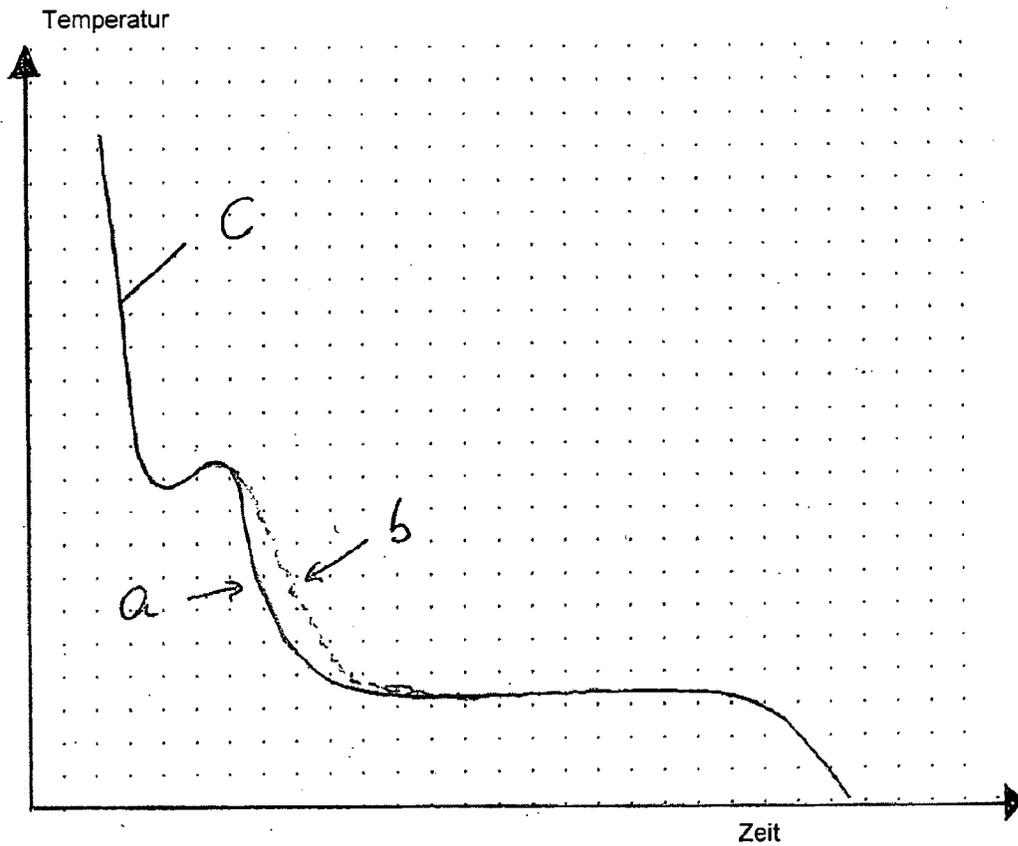
Nr.	Legierungstyp	Temper	σ m/ (mm ²)	Bemerkung
1	AlSi7	F	22,2	
2	AlSi (Sr)	F	25,3	
3a	AlSi7Mg0,3	F	20,8	entspricht analytisch 3 jedoch ohne Strontium
3	AlSi7Mg0,3 (Sr)	F	24	
4	AlSi7Mg1 (Sr)	F	22,6	
5	AlSi11Mn	F	21,5	
6	AlSi11Mn (Sr)	F	22,3	

FIG. 9b

Erfindungslegierung

Nr.	Legierungstyp	Temper	σ m/ (mm ²)	Bemerkung
7	AlSi7	F	26,4	
8	AlSi (Sr)	F	25,8	
9a	AlSi7Mg0,3	F	22,2	entspricht analytisch 9 jedoch ohne Strontium
9	AlSi7Mg0,3 (Sr)	F	24,6	
10	AlSi7Mg1 (Sr)	F	22,8	
11	AlSi11Mn	F	23,2	
12	AlSi11Mn (Sr)	F	25,4	

FIG. 10



Thermische Analyse, schematisch

- a) Ausscheidung von Fe/Si-Phasen unterdrückt
- b) Mit Ausscheidung von Fe/Si-Phasen in diesem Temperaturintervall
- c) Abkühlungskurve AlSi 7 - 11



EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

Nummer der Anmeldung
EP 11 00 9896

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (IPC)
A	JP 2004 269937 A (SUMITOMO LIGHT METAL IND) 30. September 2004 (2004-09-30) * Zusammenfassung; Tabelle 1 * -----	1-3	INV. C22C21/02 C22C21/04
A	US 6 923 935 B1 (DONAHUE RAYMOND J [US] ET AL) 2. August 2005 (2005-08-02) * Beispiele 1-3 * -----	1-3	
			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC)
			C22C
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort München		Abschlußdatum der Recherche 25. Mai 2012	Prüfer González Junquera, J
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : mündliche Offenbarung P : Zwischenliteratur		T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentedokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument	

2
EPO FORM 1503 03.82 (P/4C03)

**ANHANG ZUM EUROPÄISCHEN RECHERCHENBERICHT
ÜBER DIE EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG NR.**

EP 11 00 9896

In diesem Anhang sind die Mitglieder der Patentfamilien der im obengenannten europäischen Recherchenbericht angeführten Patendokumente angegeben.

Die Angaben über die Familienmitglieder entsprechen dem Stand der Datei des Europäischen Patentamts am

Diese Angaben dienen nur zur Unterrichtung und erfolgen ohne Gewähr.

25-05-2012

Im Recherchenbericht angeführtes Patendokument		Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
JP 2004269937	A	30-09-2004	JP 4148801 B2	10-09-2008
			JP 2004269937 A	30-09-2004

US 6923935	B1	02-08-2005	US 6923935 B1	02-08-2005
			US 7347905 B1	25-03-2008

EPO FORM P0481

Für nähere Einzelheiten zu diesem Anhang : siehe Amtsblatt des Europäischen Patentamts, Nr.12/82