

# Einfluss von Kupfer- und Magnesiumgehalt auf die Warmrissneigung bei AlSi7MgCu-Legierungen

## Abstract

Das Problem der Warmrissbildung bei Aluminium-Gusslegierungen ist altbekannt, aber nur unzureichend wissenschaftlich erforscht. Bereits marginale Schwankungen in der Legierungszusammensetzung können zu einem geänderten Warmrissverhalten führen.

Ziel der Arbeit war es, die Einflüsse der Elemente Kupfer und Magnesium auf die Warmrissneigung einer AlSi7Mg(Cu)-Basislegierung zu untersuchen. Zur Abschätzung der ausgeschiedenen Phasen und deren Phasenanteile wurden für fünf Legierungen thermodynamische Berechnungen mittels ThermoCalc-Classic-Software (TCC) durchgeführt. Zusätzlich wurden für diese Legierungsvarianten die Warmrisszahl (WRZ) und die Warmrissempfindlichkeit anhand von Abgüssen in eine sogenannte Warmrisskokille empirisch ermittelt. Die mit ThermoCalc-Classic berechnete Terminal Freezing Range (TFR) wurde den anderen relevanten Warmrissparametern, Warmrisszahl und Warmrissneigungs-Koeffizient (CSC), gegenübergestellt. Die Warmrissflächen wurden im Rasterelektronenmikroskop (REM) untersucht und der Einfluss der eutektischen Phasen auf die Warmrissbildung beurteilt. Im Rahmen der Arbeit konnte der Einfluss der Elemente Magnesium und Kupfer auf die Warmrissneigung untereutektischer Gusslegierungen bestimmt werden. Die Ergebnisse der Gießversuche korrelieren ausgezeichnet mit den theoretischen Berechnungen zur Warmrissbildung.

Autoren:

Dipl.-Ing.Dr.mont. Thomas Pabel<sup>1</sup>

Dipl.-Ing. Salar Bozorgi<sup>2</sup>

Dipl.-Ing.(FH) Christian Kneißl<sup>1</sup>

Dipl.-Ing. Katharina Haberl<sup>2</sup>

Prof.Dipl.-Ing.Dr.phil. Peter Schumacher<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Österreichisches Gießerei-Institut, Leoben, A

<sup>2</sup> Lehrstuhl für Gießereikunde, Montanuniversität Leoben, Leoben, A

## Einleitung

Die zurzeit am Markt befindlichen Aluminiumgusslegierungen haben für gewisse Anwendungsfälle im automotiven Bereich bereits ihre Grenzen erreicht. Bei der Entwicklung neuer Legierungen wird häufig das Hauptaugenmerk auf die mechanischen Eigenschaften gelegt, aber kaum gießtechnologische Eigenschaften berücksichtigt.

Für viele im Kokillen- und Sandguss hergestellte Bauteile werden AlSi7MgCu-Legierungen verwendet.

Durch die Zugabe von Kupfer und Magnesium wird die Festigkeit erhöht. Diese Legierungsgruppe ermöglicht das Gießen dünnwandiger Teile mit sehr guten mechanischen Eigenschaften, wie sie beispielsweise bei Zylinderköpfen gefordert werden. Im Allgemeinen ist die Warmrissempfindlichkeit von AlSi-Gusslegierungen geringer als bei AlZn-, AlMg- oder AlZnMg(Cu)-Legierungen [1–3]. Dennoch können aber auch bei den AlSi-Legierungen Variationen im Kupfer- und Magnesiumgehalt erhebliche Auswirkungen auf die Warmrissempfindlichkeit haben.

In korngefeinten Legierungen treten Warmrisse auf, wenn die Volumenskontraktion bei der Erstarrung durch Schwindungsbehinderung nicht vom Bauteil aufgenommen werden kann [4].

Zu diesem Zeitpunkt, dem sogenannten Dendritenkohärenzpunkt, wurden bereits stabile Brücken zwischen den Körnern gebildet und eine Nachspeisung damit behindert. Die niedrigschmelzende Phase bzw. die nicht in ausreichendem Maße vorhandene eutektische Phase zwischen den Körnern kann die auftretenden Schrumpfungen und Spannungsspitzen nicht kompensieren und bewirken so die Bildung von Spannungsrissen, die als Warmrisse bezeichnet werden und unterhalb der Soliduslinie im durchgestarteten Bauteil erhalten bleiben [5–7]. Trotz zahlreicher Arbeiten ist der exakte Mechanismus zur Initiierung noch nicht vollständig geklärt.

## Theorie

Die wichtigsten Einflussfaktoren auf die Warmrissbildung sind die chemische Zusammensetzung, das daraus resultierende Erstarrungsintervall und der letzte Erstarrungsbereich (Terminal Freezing Range), die Korngröße, der eutektische Anteil, die Bildung intermetallischer Phasen und die Seigerungen an den Korngrenzen in einem gegebenen Gießprozess.

## Erstarrungsintervall

Generell gilt der Zusammenhang, dass ein größeres Erstarrungsintervall eine höhere Warmrissempfindlichkeit nach sich zieht. Ein großes Erstarrungsintervall gibt der schädlichen thermischen Ausdehnung bzw. den Volumensänderungen mehr Zeit, um ausreichend Spannungen zu generieren. Diese Spannungen verursachen ein Reißen der Flüssigkeitsfilme und schädigen so das interdendritische Netzwerk. Reinmetalle und Legierungen mit eutektischer Zusammensetzung haben hingegen einen sehr kleinen bzw. keinen Erstarrungsbereich und daraus resultierend auch eine niedrige Warmrissempfindlichkeit [7–9].

Der letzte Bereich des Erstarrungsintervalls (engl. Terminal Freezing Range TFR) ist von entscheidender Bedeutung für die Ausbildung von Warmrissen. Eine höhere TFR, d. h. ein großer Temperaturunterschied, zwischen beispielsweise 90 und 100 % erstarrtem Anteil (Festphasenanteil), führt zu einem komplexen Dendritennetzwerk und in weiterer Folge zu einer höheren Warmrissempfindlichkeit. M.B. Djurdjelic et al. [10] haben, basierend auf umfangreichen Untersuchungen, vorgeschlagen, den Bereich der TFR auf einen Festphasenanteil von 85 bis 95 % oder 88 bis 98 % zu beziehen. Aufgrund unserer empirischen Erfahrung wurde in der vorliegenden Arbeit die TFR auf den Bereich zwischen 95 und 99,5 % Festphasenanteil bezogen. Die Erstarrung der allerletzten 0,5 % Flüssigphasenanteile wird außer Acht gelassen, da die Gefahr von Fehlern bei der Berechnung in diesem Bereich besonders hoch ist [10].

Der Haupteinflussfaktor auf die TFR ist die chemische Zusammensetzung der Legierung. Zusätzlich bewirken aber auch Spurenelemente und die damit verbundenen Seigerungen eine erhöhte TFR bzw. eine höhere Warmrissempfindlichkeit [9]. Aus den geschilderten Zusammenhängen und Abhängigkeiten ergibt sich die große Bedeutung der TFR für die Bildung von Warmrissen. Eine große TFR ist demnach unerwünscht, da das Risiko von Heißrissen in der letzten Stufe der Erstar-



zung erhöht wird [9]. Geht man von einem eutektischen System aus, so bilden sich zwischen der Liquidus- und der Solidustemperatur primäre Dendriten. Hat nun eine Legierung einen hohen Anteil solcher, bei hoher Temperatur gebildeter Dendriten, so entstehen bei der eutektischen Erstarrung der Restschmelze hohe Belastungen durch Schwindungsspannungen.

### Korngröße

Allgemein bekannt ist, dass ein feines Korn zu einer besseren Speisung des Gussteiles und zu einer gleichmäßigeren Verteilung der eutektischen Phasen führt. Kleine Körner können sich besser in der Zweiphasenströmung bewegen und so Schrumpfungsspannungen am Ende der Erstarrung knapp über der Soliduslinie minimieren [11]. H.F. Bishop [12] und D.C.G. Lees [13] untersuchten den Einfluss der Korngröße auf die Warmrisbildung. Sie postulierten, dass ein grobes Korn lokal zu Temperaturspitzen an den Korngrenzen, hohen Spannungen und dadurch in weiterer Folge zu Warmrissen führt. Aus einem feinen Korn hingegen resultiert eine Abnahme der Belastung und damit einhergehend eine geringere Tendenz zu Warmrissen [12, 13].

Allerdings sollte die Verformung einer körnigen Struktur als Verschiebung innerhalb eines Netzwerkes von Körnern (in Abhängigkeit der thermischen Ausdehnung) und nicht von Einzelkörnern betrachtet werden. Ein entsprechend feines Korn kann durch die Zugabe von speziellen Kornfeinungsmitteln oder über eine entsprechend hohe Abkühlgeschwindigkeit realisiert werden. In diesen Untersuchungen betrug die Korngröße bei den in Kokille abgegossenen Proben ca. 250 µm und bei den Sandgussproben in Folge der niedrigeren Abkühlrate ca. 350 µm.

### Anteil eutektischer Phasen

Ein hoher Anteil von Eutektikum mit ausreichender Benetzbarkeit der Primärkristalle im Mikrogefüge führt zu einer geringeren Anfälligkeit für Warmrisse. Das Eutektikum umschließt dabei vollständig die Primärkristalle. Darüber hinaus erleichtern sogenannte eutektische Filme zwischen den Körnern die Bewegung der körnigen Struktur. Für den Fall, dass durch die Schwindung und die Spannungen kleine Risse initiiert werden, können diese durch Nachspeisung von eutektischem Anteil ausgeheilt werden [7, 8].

Ist der Anteil der eutektischen Phase jedoch zu gering, dann ist diese Ausheilung nicht möglich [9]. Siliziumhaltige Aluminiumgusslegierungen haben den Vorteil, dass sich

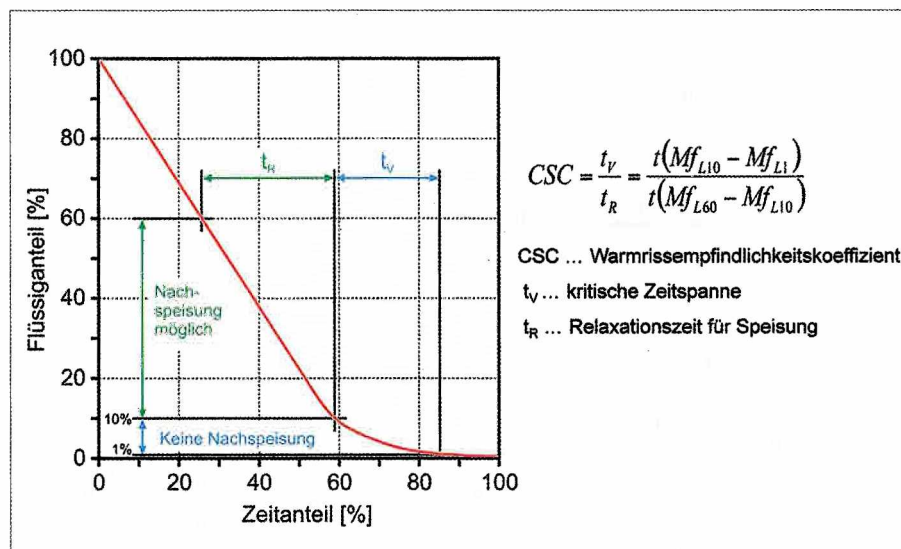


Bild 1: Bestimmung des CSC

Silizium als Halbleiter bei der Erstarrung ausdehnt, dadurch einen Teil der Schwindung kompensieren kann und eine bessere Mikrospeisung ermöglicht. Geringe Mengen an Verunreinigungen in der Schmelze können niedrig schmelzende Phasen und eine steigende Tendenz zur Warmrisbildung zur Folge haben.

Die Ursache sind die schwachen Brücken zwischen den Dendriten im letzten Erstarrungsbereich, bei 95 – 100 % Festphasenanteil. Falls Zugspannungen auftreten, werden diese Brücken zerstört und zwischen den Körnern bildet sich ein Warmriss [14, 15].

### Theoretische Modelle

Es gibt in der Literatur eine Reihe von theoretischen Modellen zur Berechnung der Warmrissempfindlichkeit. Für den Formguss wird am häufigsten das Modell des Warmrissempfindlichkeitskoeffizienten (engl. Cracking Susceptibility Coefficient CSC) von Clyne und Davis verwendet [16]. Nachteilig ist dabei, dass das Modell nur die Materialeigenschaften bei einer Ungleichgewichtserstarrung nach Gulliver-Scheil und nicht die spezifischen Gießbedingungen berücksichtigt. Weitere Modelle wurden beispielsweise von L. Katgerman [17], U. Feurer [18] oder M. Rappaz et. al. [19] entwickelt. Die angeführten Modelle sind jedoch für die verschiedenen Gießprozesse, wie Sandguss, Kokillenguss, Strangguss oder für Schweißungen, nicht immer anwendbar.

Das CSC-Modell berücksichtigt ergänzend zu den Legierungszusammensetzungen auch die prozessrelevante Zeit in der die Rissentstehung stattfindet und die Struktur am meisten anfällig für Risse ist. Daraus ergibt sich ein kritisches Zeitintervall während der Erstar-

zung. Der CSC ist definiert als das Verhältnis dieser kritischen Zeitspanne  $t_v$  zur Relaxationszeit für die Speisung  $t_R$ . Der Faktor  $t_v$  berechnet sich aus der Zeitdifferenz zwischen einem Flüssigphasenanteil von 10 bis 1 % ( $Mf_{L10}$  bzw.  $Mf_{L1}$ ). Die Zeit  $t_R$  wird benötigt für die Erholung und berechnet sich aus der Zeitdifferenz zwischen 60 und 10 % Flüssigphasenanteil ( $Mf_{L60}$  bzw.  $Mf_{L10}$ ) (Bild 1). Im Bereich von  $t_v$  ist ein hoher Anteil der Festphase vorhanden, die eine Speisung verhindert und zu einer hohen thermisch induzierten Expansion führt. Im Gegensatz dazu ist im Bereich von  $t_R$  der Anteil der Festphase geringer und eine Nachspeisung möglich.

### Experimentelle Methoden

Zur Ermittlung der Warmrissempfindlichkeit wurden umfangreiche Untersuchungen und Berechnungen durchgeführt. Wichtig war der Vergleich zwischen den theoretischen und den praktischen Ergebnissen. Bei fünf Varianten einer AlSi7MgCu-Basislegierung wurden der Magnesium- und der Kupfergehalt unterschiedlich gewählt und die Auswirkungen auf die Warmrissempfindlichkeit praktisch und theoretisch untersucht. Zusätzlich erfolgte die Variation des Gießverfahrens (Kokillen- und Sandguss), um dessen Einfluss auf die Warmrissempfindlichkeit zu verifizieren.

Folgende Legierungen wurden hergestellt und nach den oben erwähnten Methoden untersucht:

- AlSi7Mg0,1Cu0,05
- AlSi7Mg0,1Cu0,5
- AlSi7Mg0,3Cu0,05
- AlSi7Mg0,6Cu0,05
- AlSi7Mg0,6Cu0,5



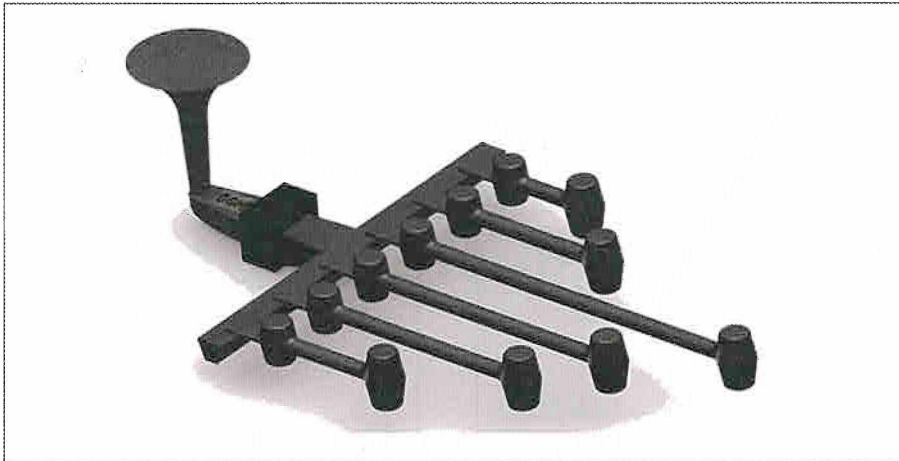


Bild 2: 3D-Modell der Warmrissprobe der Sandabgüsse zur Bestimmung der Warmrissneigung

**Terminal Freezing Range**

Die Berechnung der Terminal Freezing Range (TFR) erfolgte mittels ThermoCalc-Classik-Software (TCC) unter Verwendung der TTA15 Datenbank. Für die Simulation des Erstarrungsprozesses wurden die entstehenden Phasen und deren Anteile bei unterschiedlichen Temperaturen für den Ungleichgewichtszustand nach Gulliver-Scheil berechnet. Bei der Vorhersage der Ausscheidungen im Gusszustand bei Raumtemperatur ist vom Gleichgewichts- und Ungleichgewichtszustand ausgegangen worden.

**Warmrissempfindlichkeitskoeffizient**

Der Warmrissempfindlichkeitskoeffizient (CSC) konnte halbempirisch über TCC berechnet werden. Die dabei berechneten Temperaturen und Massenanteile wurden mit den Resultaten der praktisch durchgeführten Thermoanalysen in der Kokille und der Sandform

kombiniert. Daraus ergaben sich die jeweiligen kritischen Zeitspannen  $t_V$  und die Relaxationszeiten  $t_R$ . Die Kokillentemperatur wurde beim Abguss für alle Legierungen konstant gehalten. Sie betrug dabei 250°C, es wurden Typ K Thermoelemente, Klasse I kalibriert, zur Messung verwendet.

**Warmrissempfindlichkeit**

Zur Bestimmung der Warmrissneigung der verschiedenen Legierungen wurden Warmrissproben mit spezieller Geometrie (Bild 2) in einer Stahlkokille und in bentonitgebundenen Sandformen abgegossen. Durch die höhere Abkühlrate des Kokillengusses gegenüber dem Sandguss wirken hier die Schwindungsspannungen entsprechend stärker. Die Kokillenhälften wurden hierbei mittels Zweikreis-temperiergerät auf eine, beim Abguss für alle Proben, konstante Temperatur von 250°C erwärmt bzw. gekühlt.

Tafel 1: Definition der Warmrissempfindlichkeit (WRE) auf Basis der berechneten Warmrisszahl (WRZ) [22]

| Warmrisszahl WRZ | Warmrissempfindlichkeit WRE |
|------------------|-----------------------------|
| 0 ≤ 0,5          | keine WRE                   |
| 0,5 ≤ 1,25       | geringe WRE                 |
| 1,25 ≤ 2,25      | mittlere WRE                |
| 2,25 ≤ 3,5       | hohe WRE                    |
| >3,5             | sehr hohe WRE               |

Die Querschnittsänderungen an den Enden der Probe rufen Schwindungsspannungen hervor, die im Wärmezentrum der Probe zur Warmrissbildung führen. Die entstandenen Warmrisse werden in Abhängigkeit ihrer Größe mit Gewichtungsfaktoren (GF) (Bild 3) bewertet, daraus wird die Warmrisszahl (WRZ) als Quotient der Anzahl der Risse multipliziert mit den Gewichtungsfaktoren und der Anzahl der Proben berechnet. Die Warmrissempfindlichkeit (WRE) einer Legierung ergibt sich aus den in Tafel 1 definierten Bandbreiten der Warmrisszahlen [11, 20, 22].

**Mikroskopie**

Mittels Rasterelektronenmikroskop (REM) wurden an metallographisch präparierten Schliffen die Phasen der Proben im Gusszustand bestimmt und mit den Ergebnissen der ThermoCalc-Berechnungen verglichen. Die Aufnahmen erfolgten bei 20 kV mittels Rückstreuelektronendetektor (BSD). Zusätzlich wurden die Bruchflächen von Proben mit einem völligen Abriss, einem gut sichtbaren Riss und einem Haarriss fraktographisch beurteilt.





|   |                                      |  |  |
|---|--------------------------------------|--|--|
|  | Anzahl der völlig abgerissenen Stäbe | X                                      | Gewichtungsfaktor 1,0  |
| Gewichtungsfaktor 0,75  | X                                    | Anzahl der breiten, umlaufenden Risse  |  |
|  | Anzahl der gut sichtbaren Risse      | X                                      | Gewichtungsfaktor 0,5  |
| Gewichtungsfaktor 0,25  | X                                    | Anzahl der Haarrisse (Stereomikroskop) |  |

Bild 3: Gewichtungsfaktoren für unterschiedlich ausgebildete Risse zur Ermittlung der Warmrisszahl WRZ [21, 22]



## Ergebnisse

### Mikrostruktur

Die im Gusszustand auftretenden Phasen in der Mikrostruktur wurden für die verwendeten Legierungen mittels TCC unter Annahme des Gleichgewichtszustandes berechnet. Beachtenswert sind die Verschiebungen bei den Kupferphasen  $\text{Al}_2\text{Cu}$  und  $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$  in Abhängigkeit vom Magnesiumgehalt.

Mit steigendem Mg-Gehalt wird anstelle der bei niedrigem Mg-Gehalt dominierenden  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -Phase das Magnesium verstärkt in der  $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ -Phase gebunden. Der Anteil der intermetallischen  $\text{Mg}_2\text{Si}$ -Phase steigt nahezu linear mit dem Magnesiumgehalt, parallel dazu fällt der Anteil der  $\text{Mg}_2\text{Si}$ -Phase durch Bildung der  $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ -Phase bei gemeinsamer Erhöhung des Kupfer- und Magnesiumgehaltes. Der Anteil der eisenreichen  $\text{Al}_5\text{FeSi}$ -Phase ist unabhängig von den Variationen im Magnesium- bzw. Kupfergehalt (Bild 4).

Die Untersuchungen der Mikrostruktur am REM bestätigen die nach den theoretischen Berechnungen mittels TCC erwarteten Ergebnisse. Es wurden dabei je Legierung eine in Kokille und eine in Sand gegossene Probe im REM untersucht. In Bild 5 ist das Ergebnis der Gefügebeurteilung beispielhaft für die Legierung  $\text{AlSi7Mg0,6Cu0,5}$  ersichtlich. Basierend auf ca. 50 EDX-Analysen pro Schlißprobe kann gesagt werden, dass bei den in der Sandform gegossenen Proben der Anteil der  $\text{Mg}_2\text{Si}$ -Phase infolge der längeren Erstarrungszeit wesentlich höher ist.

### Bruchfläche

Mittels REM wurden die Bruchflächen von Warmrissproben mit unterschiedlich ausgebildeten Rissen bzw. Brüchen untersucht. Im Detail wurden vollständig gebrochene Stäbe

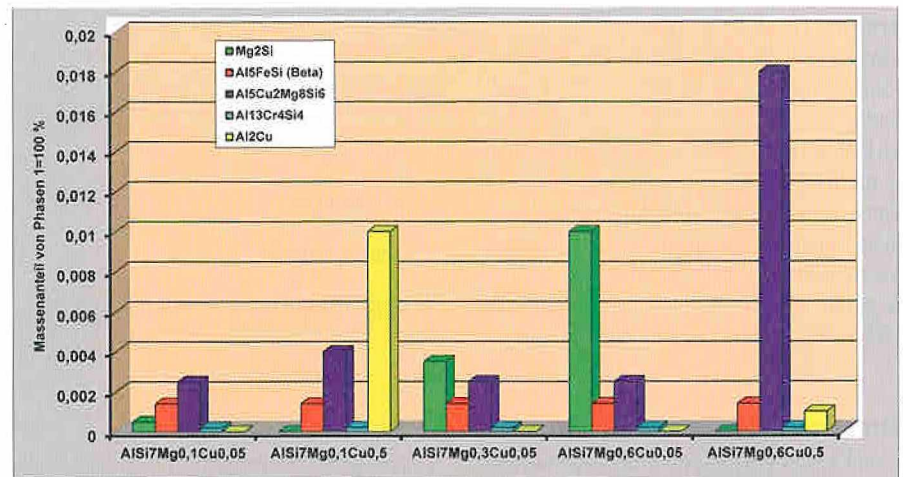


Bild 4: Phasenanteile im Mikrogefüge, berechnet mit ThermoCalc (Raumtemperatur, Gleichgewicht)

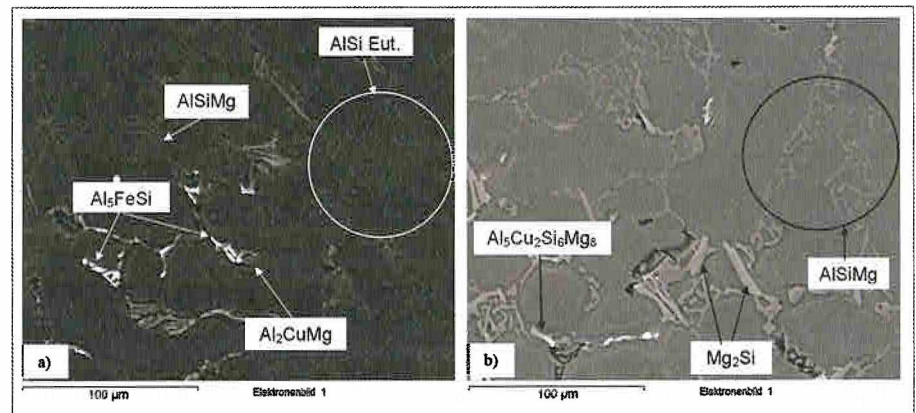


Bild 5: REM, BSD-Modus, Rückstromelektronenbild,  $\text{AlSi7Mg0,65Cu0,5F}$ , (a) Kokillenguss, (b) Sandguss

und nach einer mechanischen Rissöffnung auch Stäbe mit gut sichtbaren Rissen und solche mit Haarrissen betrachtet. In Bild 6 sind die drei REM-Aufnahmen für die verschiedenen Rissklassen dargestellt. Die REM-Resultate zeigen, dass im unmittelbaren Umgebungsbereich des Warmrisses das Gefüge kristallin

ausgebildet ist, da keine oder nur wenig eutektische Phase vorhanden ist. Darüber hinaus ergaben detaillierte fraktographische Betrachtungen, dass in der Bruchfläche keine Bifilme, die als Rissauslöser innerhalb der interdendritischen Restschmelze fungieren können, vorhanden sind.

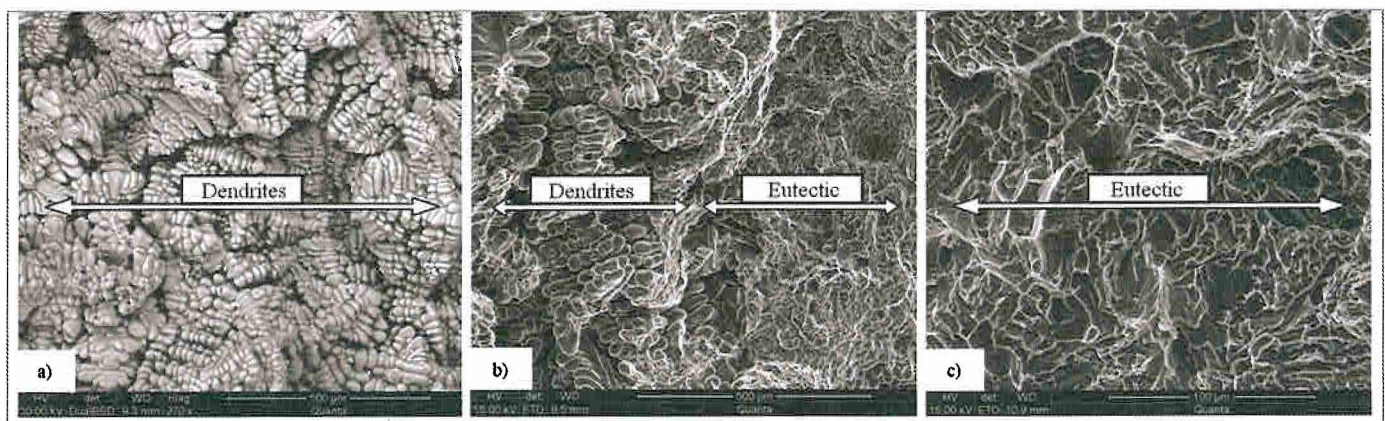


Bild 6: REM-Bilder von Bruchflächen (a) Dendriten in vollständig abgerissemem Stab,  $\text{GF}=1$ , (b) Dendriten und Eutektikum in Probe mit gut sichtbarem Riss,  $\text{GF}=0,5$  - mechanisch geöffnet, (c) Eutektikum in Probe mit Haarriss,  $\text{GF}=0,25$  - mechanisch geöffnet



**Terminal Freezing Range**

In Tafel 2 sind die Ergebnisse für die TFR für alle Legierungen zusammengefasst. Es ist offensichtlich, dass der Kupfergehalt den dominierenden Einfluss gegenüber dem Magnesiumgehalt auf die TFR hat. Eine maximale TFR ergibt sich demnach bei einem hohen Kupfergehalt und einem niedrigen Magnesiumgehalt. Infolgedessen besitzt die Legierung AlSi7Mg0,1Cu0,5 die größte TFR (Bild 7) und die Legierung AlSi7Mg0,6Cu0,05 die kleinste TFR (Bild 8).

Tafel 2: TFR der verwendeten Legierungen, mit ThermoCalc berechnet

| Legierung        | TFR [°C] |
|------------------|----------|
| AlSi7Mg0,1Cu0,5  | 45,0     |
| AlSi7Mg0,6Cu0,5  | 27,0     |
| AlSi7Mg0,1Cu0,05 | 17,0     |
| AlSi7Mg0,3Cu0,05 | 9,5      |
| AlSi7Mg0,6Cu0,05 | 4,0      |

Tafel 3: CSC von ausgewählten Legierungen in Abhängigkeit vom Gießverfahren

| Legierung        | CSC [-] |      |
|------------------|---------|------|
|                  | Kokille | Sand |
| AlSi7Mg0,1Cu0,5  | 7,30    | 0,69 |
| AlSi7Mg0,6Cu0,5  | 4,50    | 0,36 |
| AlSi7Mg0,1Cu0,05 | 3,70    | 0,33 |

**Warmrissempfindlichkeitskoeffizienten**

In Tafel 3 sind die CSC von drei ausgewählten Legierungen im Kokillen- und im Sandguss ersichtlich. Wie bereits bei der TFR überwiegt auch hier der Einfluss von Kupfer. Ein hoher Kupfergehalt kombiniert mit einem geringen Magnesiumgehalt zieht den größten CSC nach sich. Die Ergebnisse zeigen weiters, dass der

CSC im Sandguss wesentlich niedriger ist als im Kokillenguss. Die Ursache hierfür sind die längere Erstarrungszeit im Sandguss und der höhere Anteil an vorhandenem Eutektikum. Dadurch ist genug Zeit ( $t_R$ ) vorhanden, um mögliche Ausheilungsprozesse für Anrisse in Gang zu setzen.

**Warmrissempfindlichkeit**

Zur Ermittlung der Warmrissempfindlichkeit wurden je Legierung fünf Proben mit je sechs Stäben im Kokillen- und im Sandgießverfahren abgegossen. Anhand dieser 300 Proben wurde die Warmriszzahl berechnet und daraus die Warmrissempfindlichkeit nach Tafel 1

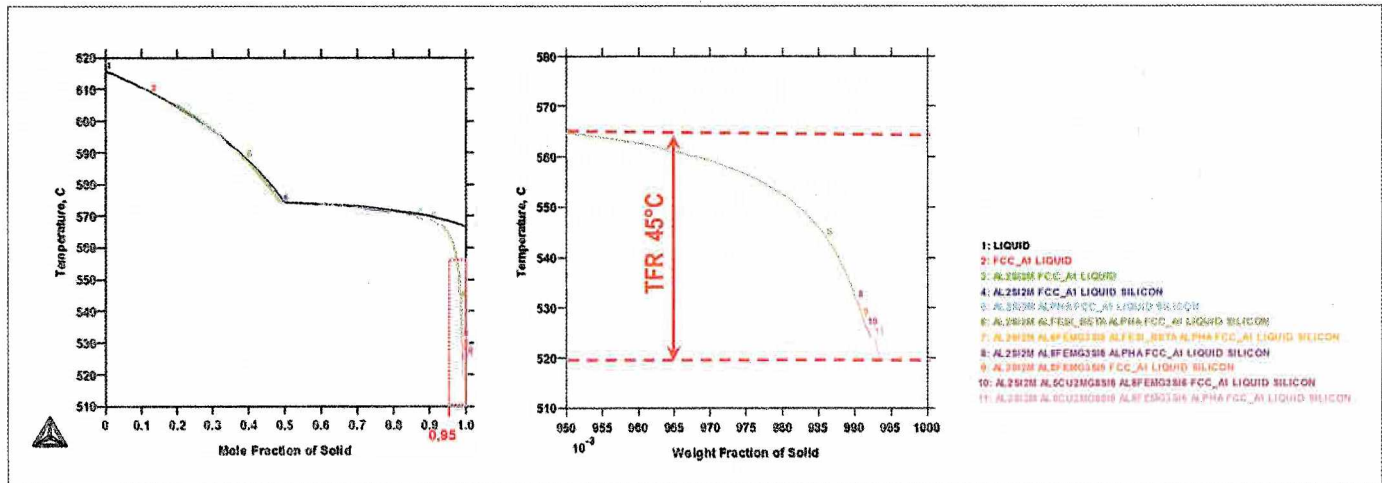


Bild 7: TTC, Berechnung der TFR 45°C, AlSi7Mg0,1Cu0,5

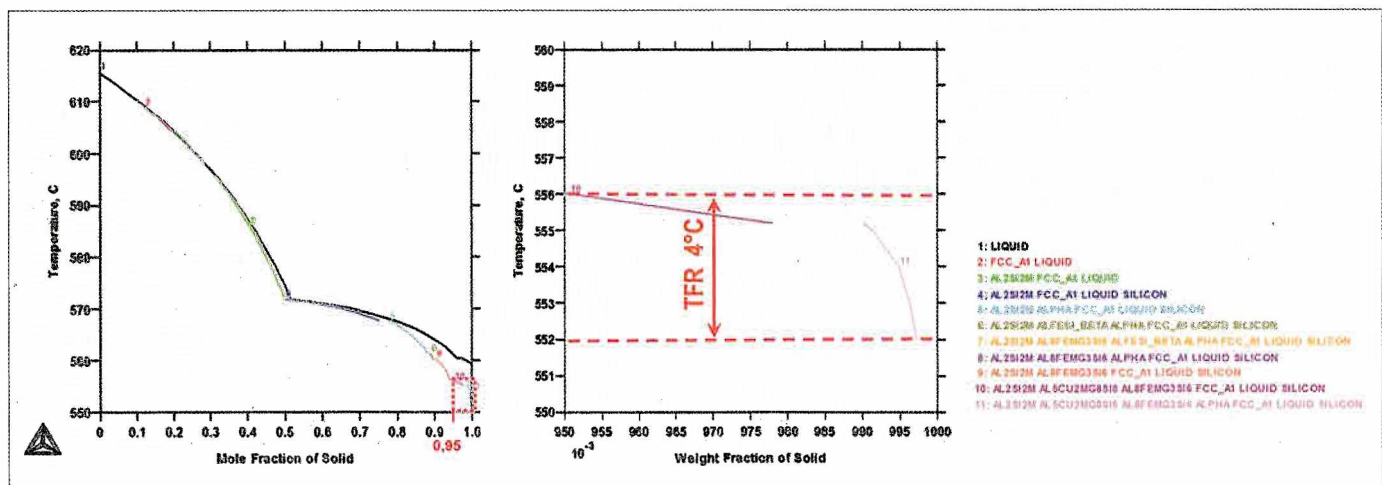


Bild 8: TTC, Berechnung der TFR 4°C, AlSi7Mg0,6Cu0,05

bewertet. Auch bei den praktischen Versuchen zeigte sich derselbe Trend wie zuvor bei der TFR und dem CSC.

Ein hoher Kupfergehalt führt ebenso wie ein niedriger Magnesiumgehalt zu einer erhöhten Warmrissempfindlichkeit. Die höchste Warmrissempfindlichkeit entsteht demnach bei Legierungen, die diese beiden Extremwerte aufweisen. Im Sandguss besteht für keine der fünf Legierungen die Gefahr von Warmrisen. In Bild 9 sieht man die hohe Übereinstimmung zwischen den theoretischen Berechnungen der TFR und den Ergebnissen aus den praktischen Versuchen.

## Diskussion

In der Arbeit wurde ein kurzer Überblick über Einflussfaktoren und Zusammenhänge bei der Bildung von Warmrisen gegeben. Fünf Varianten der Basislegierung AlSi7MgCu mit variierenden Kupfer- und Magnesiumgehalten wurden theoretisch und praktisch auf ihre Warmrisanfälligkeit untersucht.

Im Gegensatz zu den Betrachtungen von D.G. Eskin et. al. [4] bei Strangguss zeigen in diesem Fall alle durchgeführten Untersuchungen denselben Trend. Für AlSi7MgCu-Gusslegierungen mit üblichen Korngrößen gibt es eine ausgezeichnete Korrelation zwischen den theoretischen Modellen und den praktischen Versuchen. Der Kupfergehalt ist demnach der dominierende Einflussfaktor auf die Warmrisanfälligkeit bei AlSi7MgCu-Legierungen. Ein hoher Kupfergehalt führt zu einer großen Terminal Freezing Range, einer hohen Warmriszahl und einem hohen Warmrissempfindlichkeitskoeffizienten. Beim Magnesiumgehalt ist der Trend genau gegenläufig, d. h. bei niedrigem Magnesiumgehalt steigen Terminal Freezing Range, Warmriszahl und Warmrissempfindlichkeitskoeffizient.

Die höchste Warmrissempfindlichkeit ergibt sich somit für Legierungen mit einem niedrigen Magnesiumgehalt und einem hohen Kupfergehalt.

Die mittels ThermoCalc theoretisch berechneten Phasen wurden bei den Untersuchungen am Rasterelektronenmikroskop bestätigt. Bei einem höheren Kupfergehalt scheiden sich die intermetallischen Kupferphasen  $Al_2CuMg$ ,  $Al_5Cu_2Si_6Mg_8$  und  $Al_2Cu$  während der Erstarrung aus. Diese Ausscheidungen bewirken in der Legierung eine Verarmung an Eutektikum ( $Mg_2Si$  und  $AlSiMg$ ), was zu einer verminderten Mikrospeisung der Hauptanteile der eutektischen Phasen führt und sich somit negativ auswirkt.

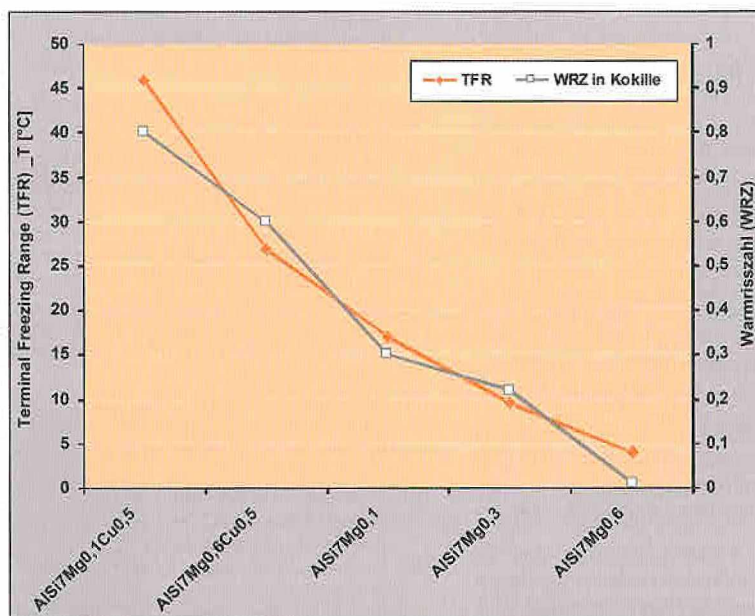


Bild 9: Zusammenhang zwischen den theoretischen Berechnungen (TFR) und den praktisch ermittelten technologischen Eigenschaften (WRE) für die fünf verwendeten Legierungsvarianten

Tafel 4: Warmriszahl und Warmrissempfindlichkeit der untersuchten Legierungen

| Legierung        | WRZ [-] | WRE    | WRZ [-] | WRE   |
|------------------|---------|--------|---------|-------|
| AlSi7Mg0,1Cu0,5  | 0,80    | Gering | 0,01    | Keine |
| AlSi7Mg0,6Cu0,5  | 0,60    | Gering | 0,01    | Keine |
| AlSi7Mg0,1Cu0,05 | 0,30    | Keine  | 0,01    | Keine |
| AlSi7Mg0,3Cu0,05 | 0,22    | Keine  | -       | Keine |
| AlSi7Mg0,6Cu0,05 | 0,01    | Keine  | -       | Keine |

Die in Sand abgegossenen Proben haben gegenüber jenen aus der Kokille generell eine deutlich niedrigere Warmrissempfindlichkeit. Obwohl die Korngröße bei den Sandgussproben in Folge der längeren Erstarrungszeit größer ist, werden vermehrt magnesiumhaltige Phasen im Eutektikum ausgeschieden und so die Warmrisanfälligkeit reduziert. Darüber hinaus nimmt die weichere Sandform einen Teil der Schrumpfungsspannungen auf.

Die vorliegende Arbeit zeigt die Möglichkeiten auf, zukünftig bei der Entwicklung neuer Legierungen mit verbesserten mechanischen und/oder Korrosionseigenschaften bereits im frühen Entwicklungsstadium technologische Eigenschaften zu simulieren. Die bereits seit geraumer Zeit etablierten Formfüllungs- und Erstarrungssimulationen und die Methode der finiten Elemente können so um ein weiteres Werkzeug ergänzt werden. Die

ThermoCalc-Methode ist ein probates Instrument zur Vorhersage der Warmrisneigung von Legierungen. Dadurch können Knock-Out Kriterien in der Legierungsentwicklung früher erkannt und durch die Modifikation der Legierung am Computer Entwicklungskosten gespart werden. Auf aufwändige experimentelle Versuche kann damit im Vorfeld verzichtet werden, erst an der fertigen Legierung müssen die technologischen Eigenschaften nachgewiesen werden. Vorversuche zeigten, dass man die beschriebenen Methoden auch auf Magnesium- und Zinkbasislegierungen sowie auf andere Aluminiumgusslegierungen anwenden kann.

## Danksagung

Die Autoren danken der Österreichischen Forschungsförderungsgesellschaft (FFG) für die finanzielle Unterstützung dieses Projekts. ◀



## Schrifttum

- [1] F. Matsuda, K. Nakata, K. Tsukamoto, S. Johgan, "Combined Effect of Current Pulsation and Zr Addition on Improvement of Solidification Cracking of Al-Zn-Mg Alloy Weld Metal," *Transactions of JWRI*, 14, No. 2 (1985), 99-104.
- [2] F. Matsuda, K. Nakata, and Y. Shimokusu, "Effect of Additional Element on Weld Solidification Crack Susceptibility of Al-Zn-Mg", *Transactions of JWRI*, 12, No. 1 (1983), 81-87.
- [3] G.L. Petrov, A.G. Makarov, "The sensitivity of Al-Zn-Mg Alloy to Hot Cracking During Welding," *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 9 (1961), 18.
- [4] D.G. Eskin, L. Katgerman, "A Quest for a New Hot Tearing Criterion," *Metallurgical and Materials Transactions A*, 38 (2007), 1511-1514.
- [5] E. Cical, G. Duffet, H. Andrzejewski, D. Grevey and S. Ignat, "Hot cracking in Al-Mg-Si alloy laser welding - operating parameters and their effects," *Materials Science and Engineering A*, 395 (2005), 1-9.
- [6] E. Schubert, M. Klassen, J. Skupin, G. Sepold, "Effect of filler wire on process stability in laser beam welding of aluminium-alloys," *Proceedings of the 6th International Conference on CISFFEL*, Toulon, France (1998), 195-203.
- [7] T.W. Clyne, G.J. Davies, "The influence of composition on solidification cracking susceptibility in binary alloy systems," *The British Foundryman*, 74 (1981), 65-73.
- [8] E. Brunhuber, *Giesserei-Lexikon* (Berlin: Schiele & Schön, 14. Auflage, 1988), 1100-1102.
- [9] A.A. Gokhale, "Solidification Cracking: A Review," *Transaction of the Indian Institute of Metals*, 39 (1986), 153-164.
- [10] M.B. Djurdjevic, R. Schmid Fetzer, "Thermodynamic calculation as a tool for thixoforming alloy and process development", *Material Science and Engineering A*, 417 (2006), 24-33.
- [11] S. Lin, "A study of hot tearing in wrought aluminium alloys" (Ph.D. thesis, University of Quebec, 1999), 7-68, 69-90.
- [12] H.F. Bishop, C.G. Ackerlind, W.S. Pellini, "Investigation of metallurgical and mechanical effects in the development of hot tearing", *Trans. AFS*, 65, 1957, 247-258.
- [13] D.C.G. Lees, "The Hot Tearing Tendencies of Aluminium Casting Alloys," *The Journal of the Institute of Metals*, 72 (1946), 343.
- [14] J.A. Spittle, A.A. Cushway, "Influences of superheat on grain structure on hot-tearing susceptibilities of Al-Cu alloy castings," *Metals Technology*, 10 (1983), S. 6-13.
- [15] J.A. Dantzig, M. Rappaz, *Solidification* (Lausanne: EPFL Press, CRC Press, 2009), 519-565.
- [16] T.W. Clyne, G.J. Davies, "Comparison between experimental data and theoretical predictions relating to dependence of solidification cracking on composition," *Proceedings of the Conference on Solidification and Casting of Metals*, Metals Society, London (1979), 274-278.
- [17] L. Katgerman, "A Mathematical Model for Hot Cracking of Aluminum Alloys During D.C.Casting," *Journal of Metals* (1982), 46-49.
- [18] U. Feurer, "Mathematisches Modell der Warmrissneigung von binären Aluminium Legierungen," *Giesserei Forschung*, 28 (1976), 75-80.
- [19] M. Rappaz, J.M. Drezet, M. Gremaud, "A New Hot-Tearing Criterion," *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30A (1999), 449-455.
- [20] B. Lenczowski, H. Koch, K. Eigenfeld, "Neue Entwicklungen auf dem Gebiet der warmfesten Aluminium-Gusswerkstoffe," *Gießerei*, 8 (2004), 32-38.
- [21] A. Franke, "Design of new high-performance aluminium casting alloys" (Ph.D. thesis, University of Leoben, 2006), 50-61.
- [22] C. Kneissl, T. Pabel, G. Dambauer, P. Schumacher, "Formenkonzept und Ergebnisse gießtechnologischer Versuche zur Legierungsentwicklung im Niederdruckkokillen-guss," *Giesserei-Rundschau*, 56 (2009), 120-125.