Betrachtung der Entstehung von Heißrissen in AlCeMg -Legierungen im Schwerkraftkokillenguss

N. Wolff, U. Vroomen, A. Bührig-Polaczek

RWTH Aachen, Gießerei-Institut,

sekretariat@gi.rwth-aachen.de

R. Sharma, U. Reisgen

RWTH Aachen, Institut für Schweißtechnik und Fügetechnik

office@isf.rwth-aachen.de

Abstract

Der Einsatz von Bauteilen aus konventionellen Aluminiumlegierungen ist unter anderem durch das Absinken der mechanischen Belastbarkeit bei erhöhten Umgebungstemperaturen begrenzt. In diesen Bereich können die Legierungen mit Cer als eines der Hauptlegierungselemente den Einsatzbereich von Aluminiumbauteilen signifikant erweitern. Für die wirtschaftliche Einsetzbarkeit dieser noch relativ wenig untersuchten Legierungssysteme ist die Verarbeitbarkeit im Gießprozess eine entscheidende Komponente. Ein wesentliches Merkmal ist hier die Neigung zu Heißrissen und somit das Wissen um deren Entstehungsmechanismen. In der vorliegenden Arbeit wird die Entstehung von Heißrissen im Legierungssystem AlCeMg während der Erstarrung in einer Kokille mittels optischer Methoden in-situ beobachtet und die zugehörigen Temperaturverläufe sowie die durch die Erstarrung hervorgerufene Schrumpfung aufgezeichnet. Begleitet werden diese Messungen durch anschließende Untersuchungen der Morphologie der Risse sowie des umgebenden Gefüges mit metallographischen und elektronenoptischen Methoden. Aus der Kombination dieser Ergebnisse lässt sich auf die Mechanismen, die der Heißrissbildung in der jeweiligen Legierung zu Grunde liegen, schließen. Den Ergebnissen des Rissverhaltens der AlCeMg-Legierungen werden abschließend die Eigenschaften von ausgewählten praxiserprobten Legierungen der Systeme AlSi und AlCu gegenübergestellt, um sie im Kontext des Gießprozesses einordnen zu können.

1 Einleitung und Grundlagen

Der Einsatz von Bauteilen aus konventionellen Aluminiumlegierungen unterliegt einer begrenzten technischen Anwendbarkeit bei erhöhten Betriebstemperaturen. In diesem Anwendungsbereich besteht bei Legierungen mit Cer als einem der Hauptlegierungselemente die große Chance den Einsatzbereich von Aluminiumbauteilen signifikant zu erweitern. So wurde die Stabilität der mechanischen Eigenschaften bei 300 °C und die mikrostrukturelle Stabilität bis über 500 °C nachgewiesen [1]. Eines der derzeit häufigsten Legierungselemente zur Steigerung der Festigkeit von Aluminiumlegierungen ist Magnesium. Wobei sich die festigkeitssteigernden Mechanismen von Magnesium und Cer kaum beeinträchtigen [2]. Für die wirtschaftliche Einsetzbarkeit der noch wenig untersuchten AlCe-Legierungssysteme ist die Verarbeitbarkeit im Gießprozess eine entscheidende Komponente, wobei auch die Neigung zu Heißrissen ein wesentliches Kriterium darstellt. Es wurde festgestellt, dass AlCe- und AlCeMg-Legierungen gießtechnologische Eigenschaften besitzen, die denen konventioneller Legierungen entsprechen, oder diese nahe der eutektischen (10 gew. % Ce) Zusammensetzung sogar übertreffen [3]. Dies ist in der Kombination aus erhöhter Fließfähigkeit und der nahezu isothermen Erstarrung des AlCe-Eutektikums begründet [4]. Für die Heißrissneigung neben der Fließfähigkeit ebenfalls relevant, erfährt Cer beim Erstarren eine volumetrische Expansion, durch die die bei der Erstarrung induzierten, kontraktionsbedingten Eigenspannungen verringert werden können. Auf der anderen Seite sind Magnesium und Cer hoch reaktiv und starke Oxidbildner, welche im Gießprozess zu Gussfehlern - auch als Heißrissauslöser - führen können [5].

Im Gießprozess ergeben sich die Heißrisse aus der Kombination von Spannungen, hervorgerufen durch Erstarrungsschwindung in Verbindung mit einer jeweiligen lokal verringerten Eigenspeisung. Das Thema Heißrisse im Aluminiumgussprozess ist ein bereits sehr umfangreich untersuchtes Gebiet. Die optische in-situ Erfassung der Rissbildung wurde in der Vergangenheit ebenfalls angewendet und mit der entsprechenden Schrumpfung oder den durch sie hervorgerufenen Spannungen korreliert [6, 7]. Verschiedene Aluminiumlegierungen zeigen unterschiedliche Heißrissanfälligkeiten, hauptsächlich in Abhängigkeit von der Breite des Erstarrungsintervalls [8]. Hierbei sind die Systeme AlSi, das gute Eigenspeisungseigenschaften bei geringer Festigkeit aufweist, und AlCu, das relativ gesehen eine höhere Festigkeit bei schlechteren Eigenspeisungseigenschaften aufweist, gut dokumentiert. Daher werden den Ergebnissen des

Rissverhaltens der AlCeMg-Legierungen abschließend die Eigenschaften von ausgewählten praxiserprobten Legierungen der Systeme AlSi und AlCu qualitativ gegenübergestellt, um sie im Kontext des Gießprozesses einordnen zu können.

2 Methodik und Experimente

Ausgangspunkt für den Aufbau zur in-situ-Heißrissbetrachtung ist der experimentelle Aufbau, der in vorangegangenen Studien zur Untersuchung des Gussteilverzugs verwendet wurde [9]. Das Grundkonzept ist eine "F"-förmige Probengeometrie in einer öltemperierten Stahlkokille, wobei diese auf Ober- und Unterseite durch isolierende Calciumsilicatplatten geschlossen wird, so dass die Wärmeströme ausschließlich in horizontaler Richtung in die Formmodule fließen. Für die in-situ-Heißrissbeobachtungen wird durch eine weitere Isolierplatte und eine Quarzglasfenster, das gleichzeitig als Isolator wirkt, ein Hotspot zwischen den Stegen des "F" erzeugt. In diesem Hotspot, in dem die Schmelze als letzte erstarrt, entstehen dann aufgrund der Geometrie und der Erstarrungsschrumpfung Heißrisse. Das Fenster ermöglicht die visuelle Aufzeichnung der Rissinitiierung und des Wachstums mit einer Videokamera. Abbildung 1 zeigt auf der linken Seite die für die Heißrissbeobachtung angepasste Form. Die Temperaturverläufe werden mit Thermoelementen vom Typ "K" im Bereich der Rissentstehung und im Bereich der ungehinderten Kontraktion aufgezeichnet. Die Kontraktion des freien Endes wird durch zwei LVDT (Linear Variable Differential Transformer) erfasst, von denen einer mit der Form und einer mit der Schmelze gekoppelt ist.

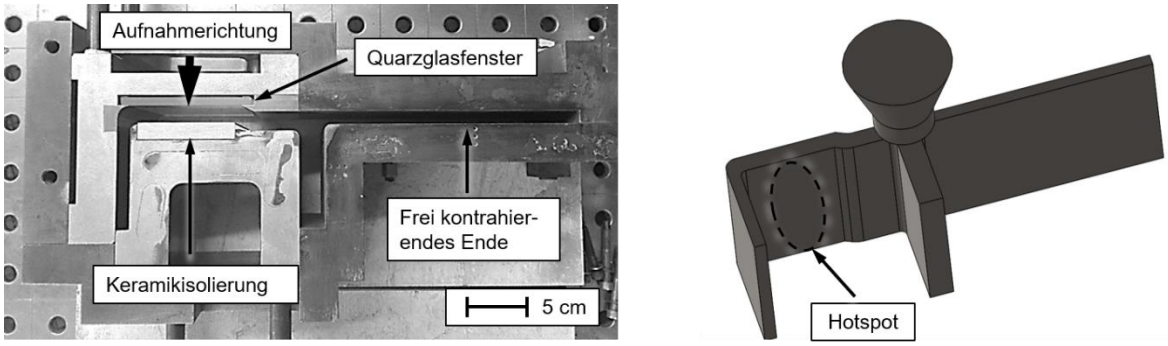


Abb. 1: Die linke Seite zeigt die geöffnete Form mit dem durch die Isolierung und das Glasfenster gebildeten Heißrissbereich und dem frei kontrahierenden Ende. Rechts ist das entsprechende Gussteil als CAD-Zeichnung zu sehen, mit markiertem Hotspot.

Für die Experimente wurden die untersuchten Legierungen aus den Vorlegierungen AlCe10 und AlMg20 sowie Aluminium der Güteklasse 99.8 gattiert. Es wurden die unter- bzw. naheutektischen Legierungen AlCe10Mg1, AlCe7Mg1,5, AlCe4Mg2, AlCe3Mg3,5 und AlCe2Mg5 für die Experimente ausgewählt. Vor dem Gießen mit einer Überhitzung von 120 °C wurde die Schmelze 15 Minuten lang mit Argon gespült. Die Form wurde jeweils auf 150 °C temperiert. Zusätzlich zu den Experimenten wurde die Software Thermocalc verwendet, um die Liquidus- und Solidustemperaturen sowie die temperaturabhängigen Phasenanteile der untersuchten Legierungen zu berechnen. Rechnungen wurden sowohl nach Gleichgewichts- als auch nach Scheilerstarrung durchgeführt.

3 Ergebnisse

Der Vergleich der Rissbildung zeigt für die beiden Legierungen mit höherem, dem Eutektikum näherliegendem Cergehalt (AlCe10Mg1 und AlCe7Mg1,5) keine Heißrissentstehung, im Gegensatz zu den Legierungen mit niedrigerem Cer- aber höherem Magnesiumgehalt (AlCe4Mg2, AlCe3Mg3,5 und AlCe2Mg5).

Aus den Rechnungen ergibt sich, dass bei AlCe10Mg1 mit der höchsten Solidustemperatur die Erstarrung mit dem Eutektikum aus α-Al-Mischkristallen und $Al_{11}Ce_3$ beginnt, bei den anderen Legierungen mit der Bildung von α-Al-Mischkristallen (mit Magnesium). Die Liquidustemperaturen liegen dabei in einem engen Rahmen von 14 °C, wobei die nach Gleichgewichtserstarrung errechneten Solidustemperaturen mit abnehmenden Cer- und zunehmenden Magnesiumgehalten geringer werden, so dass sich größere Erstarrungsintervalle ergeben. Die jeweiligen berechneten Liquidus- (T_{liq}) und Solidustemperaturen (T_{sol}) sind in Tab. 1 aufgeführt, ebenso wie die Temperatur der Bildung des Eutektikums (T_{eu}). Die Berechnungen bis auf Raumtemperatur liefern für steigende Magnesiumgehalte die Bildung einer Mg_2Al_3-Phase im Festkörper. Durchgeführte Berechnung nach Scheil weichen lediglich in den Solidustemperaturen deutlich ab. Sie liegen ab einem Magnesiumgehalt von 1,5 gew. % jeweils bei 449 °C, also der eutektischen Temperatur des AlMg-Systems.

Die Aufzeichnung der Formfüllung, Rissbildung sowie der restlichen Erstarrung und Abkühlung des Bauteils liefert die Temperaturen der Rissinitiierung, und über den Vergleich der zugehörigen Temperaturen an Rissstelle und im frei kontrahierenden Bereich des Gussteils die prozentuale Schrumpfung bei Rissentstehung. Bei der Legierung ACe4Mg2 tritt der erste erkennbare Riss bei 585 °C auf und somit unterhalb der Solidustemperatur von 602 °C, bei einer zugehörigen Schrumpfung von 0,09 %. Bei den

beiden anderen gerissenen Legierungen liegt die Temperatur des ersten sichtbaren Risses im Erstarrungsintervall im Temperaturbereich der reinen α-Al-Mischkristallbildung, und somit oberhalb der Bildung des AlCe-Eutektikums. Wobei die Legierung mit dem geringsten Cergehalt (AlCe2Mg5) eine deutlich geringere Schrumpfung (0,06 %) bei der Temperatur der Rissbildung aufweist als die anderen. Die gemessenen Temperaturen und Schrumpfungen sind in Tab. 1 zu finden. In Abb. 2 sind die aufgezeichneten Abkühlkurven der drei gerissenen Legierungen zusammen mit den errechneten Temperaturen T_{liq}, T_{sol} und T_{eu} dargestellt. Ebenfalls ist die initiale Rissbildung markiert.

Tab. 1: Versuchslegierungen, errechnete (T_{liq}, T_{sol} und T_{eu}) Temperaturen und Größe des Erstarrungsintervals (ΔT). Gemessenen Temperatur (T_c) und Schrumpfung (S) sowie errechneter Festphasenanteil (Fs) bei Rissbildung.

Legierung	Fs [%]	S [%]	T_c [°C]	T_{liq} [°C]	T_{sol} [°C]	T_{eu} [°C]	ΔT [°C]
AlCe10Mg1	-	-	-	644	618	644	26
AlCe7Mg1,5	-	-	-	639	609	630	29
AlCe4Mg2	100	0,09	585	643	602	621	41
AlCe3Mg3,5	39	0,08	626	637	576	603	60
AlCe2Mg5	67	0,06	598	631	554	580	77

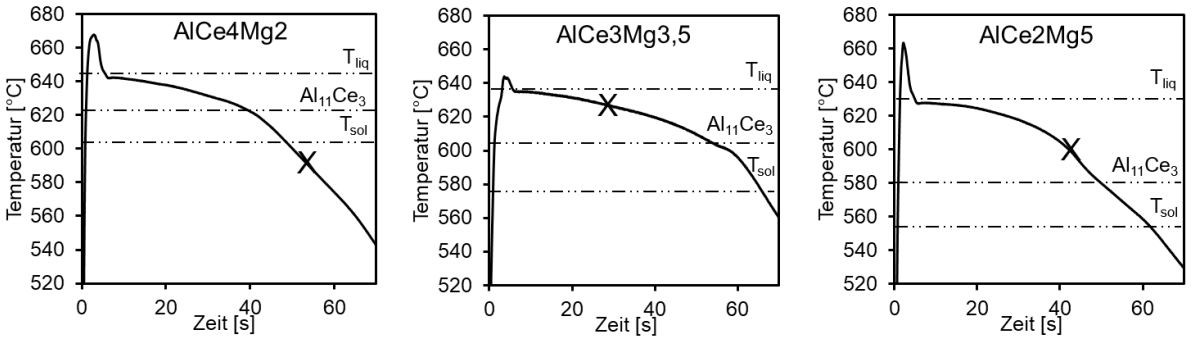


Abb. 2: Gemessene Abkühlkurven und Zeitpunkte der initialen Rissbildung (X). Die errechneten Temperaturen T_{liq} und T_{sol} sind eingezeichnet, ebenso die Starttemperatur der $AL_{11}Ce_3$ Bildung (oberhalb liegt α-Al Bildung vor).

Die Videoaufnahmen zeigten für die beiden Legierungen mit niedrigem Cer- und hohem Magnesiumgehalt (AlCe3Mg3,5 und AlCe2Mg5) deutliche Oxidhautbildung während

der Formfüllung. Durch wiederholtes Aufreißen und Neubilden durch die nachströmende Schmelze entstand eine schuppenartig erscheinende Texturierung. Für die Legierungen mit höherem Cer- und geringerem Magnesiumgehalt konnte dies nicht festgestellt werden, dies ist in Abb. 3 für die drei Legierungen mit ausgebildeten Rissen zu sehen. Ebenfalls zeigt sich dort, dass die Rissbreite bei AlCe4Mg2 deutlich größer ist als bei den anderen beiden, bei denen die Risse nur schwer auszumachen sind. Mikroschliffaufnahmen, entnommen nahe den entstandenen Rissen (Abb. 4), zeigen bei AlCe4Mg2 den höchsten Anteil an Eutektikum als graue Bereiche im heller erscheinenden α-Aluminium. Zu sehen ist bei steigenden Magnesiumgehalten ein größer werdender Anteil dunkel erscheinender Punkte. Hierbei kann es sich um die im Festkörper ausgeschiedene Mg_2Al_3-Phase handeln, oder um im Gießprozess entstandene Oxide. REM-Aufnahmen der Rissfläche (Abb. 5) zeigen, dass bei der Legierung AlCe4Mg2 vermehrt abgescherte und verformte Dendriten zu erkennen sind.

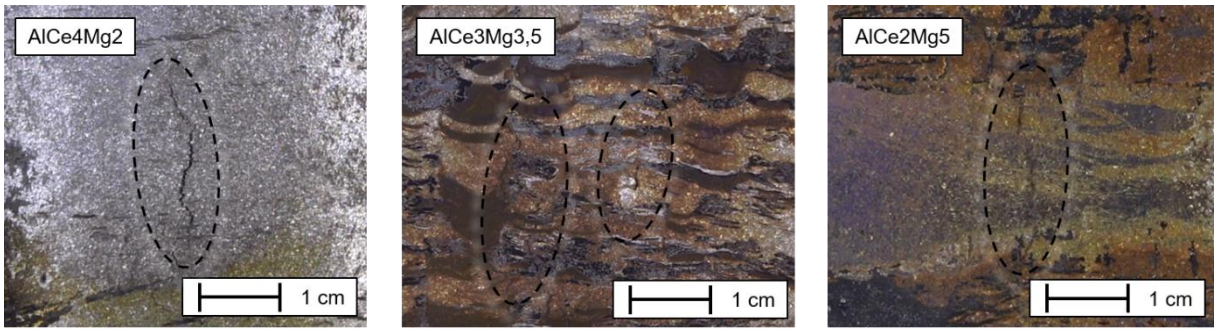


Abb. 3: Aufnahmen der Heißrissregion auf der dem Quarzglasfenster zugewandten Seite, nach vollständiger Erstarrung. Die Risse sind eingekreist.

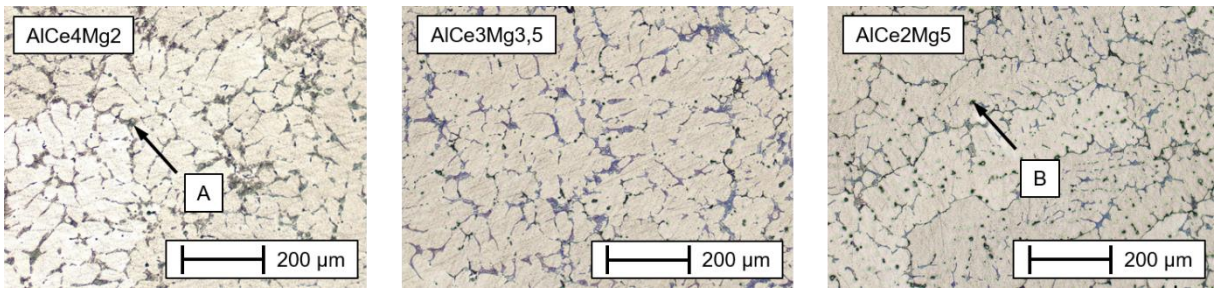


Abb. 4: Schliffbilder nahe der Rissfläche. „A“ kennzeichnet das als graue Bereiche erkennbare Eutektikum und „B“ eine mögliche Mg_2Al_3-Phase oder Oxide als dunkle Punkte, wobei die helle Phase α-Aluminium ist.

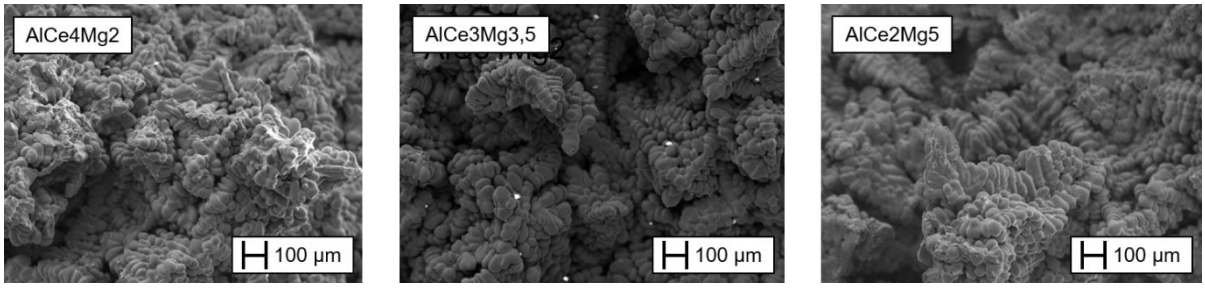


Abb. 5: REM-Bilder der Rissfläche, bei der AlCe4Mg2 Probe sind abgescherte Bereiche zu erkennen, während bei den anderen Legierungen überwiegend vollständige Dendriten zu finden sind.

4 Diskussion

Die Versuchsergebnisse zeigen eine mit höheren Cergehalten geringer werdende Rissneigung, wobei die Rechnungen für diese Legierungen kleinere Erstarrungsintervalle ergeben, was in Summe den Erwartungen entspricht. Die Temperatur der initialen Rissentstehung bei der Legierung mit dem höchsten Cergehalt bei der ein Riss auftritt (AlCe4Mg2), liegt unterhalb der Solidustemperatur. Dies legt nahe, dass es sich um einen Riss im Festkörper und nicht im teilerstarrten Zustand handelt. Dazu passt die hier deutlich größere Rissbreite, da der erst im Festkörper gebildete Riss nicht mehr nachgespeist werden kann. Auf den REM-Bildern ist dies jedoch nur schlecht erkennbar. Bei den beiden anderen Legierungen (AlCe3Mg3,5 und AlCe2Mg5) mit ausgebildeten Rissen und einer ersten Rissbildung im teilerstarrten Bereich (Festphasenanteil von 39 bzw. 67 %) liegt die Rissbildung im Bereich der reinen α-Al-Bildung. Dies legt nahe, dass hier die sich bildende Dendritenstruktur aufgrund der Erstarrungsschrumpfung auseinandergezogen wird und diese Fehlstellen nicht vollständig nachgespeist werden können. Die jeweiligen Risse blieben verglichen mit dem in AlCe4Mg2 in ihrer Breite deutlich geringer, was eine zumindest teilweise Nachspeisung nahelegt. Die prozentuale Schrumpfung bei der Temperatur der Rissbildung befindet sich bei den drei Rissen in einem ähnlichen Bereich. Dass die zu erwartende größere Schrumpfung bei AlCe4Mg2 bei Rissbildung nicht gemessen werden konnte, lässt vermuten, dass die Dichteanomalie von Cer der Schrumpfung entgegenwirkt.

Die rein qualitative Gegenüberstellung mit den gut bekannten AlCu- und AlSi-Legierungen zeigt, dass die Rissneigung je nach Variation des Cergehaltes eine ähnliche Ausprägung hat wie der Siliziumgehalt bei AlSi-Legierungen. Die rein optische Betrachtung der Rissausprägung zeigt auch, dass die AlCe-Legierungen die am wenigsten weit geöffneten Risse aufweisen. Die gemachten Beobachtungen und dargestellten Ergebnisse

liegen im Einklang mit den bisherigen Erkenntnissen, das Cer als Legierungselement die Gießbarkeit im Hinblick auf Heißrisse positiv beeinflusst. Der Zusatz von Magnesium führt, besonders bei höheren Gehalten, zu starker Oxidbildung mit Luftsauerstoff, welche möglicherweise zur Rissbildung beiträgt. Bei den beiden Legierungen mit höheren Magnesiumgehalten beginnt die Rissinitiierung schnell zu Anfang der Erstarrung bei einem noch sehr geringen Festphasenanteil, verglichen mit anderen Legierungen, bei denen eine Rissbildung erst nahe der Solidustemperatur einsetzt. Eine mögliche Ursache hierfür sind die beschriebenen im Gießprozess gebildeten Oxide als Rissursprung.

Danksagung

Die vorgestellten Untersuchungen wurden im Rahmen des Sonderforschungsbereichs SFB1120-236616214 „Bauteilpräzision durch Beherrschung von Schmelze und Erstarrung in Produktionsprozessen“ an der RWTH Aachen durchgeführt und durch die Deutsche Forschungsgemeinschaft e.V. (DFG) gefördert. Für die Förderung und Unterstützung sei an dieser Stelle gedankt.

Literatur

[1] Sims, Z.; Rios, O.; Weiss, D.; Turchi, P.; Perron, A.; Lee, J.; et al.: High performance aluminum–cerium alloys for high-temperature applications. Materials Horizons. 4 (2017). S. 935–1202. doi:10.1039/c7mh00391a.

[2] Czerwinski, F.: Cerium in aluminum alloys. Journal Material Science. 2019, S. 24–72. doi: http://doi.org/10.1007/s10853-019-03892-z.

[3] Weiss, D.: Castability and Characteristics of High Cerium Aluminum Alloys. Advanced Casting Technologies. 2018. doi:10.5772/intechopen.72830.

[4] Sims, Z.; Weiss, D.; McCall, S.; McGuire, M.; Ott, R.; Geer, T.; Rios, O.; Turchi, P.: Cerium-Based, Intermetallic-Strengthened Aluminum Casting Alloy: High-Volume Co-product Development. The Minerals, Metals & Materials Society. 2016. doi:10.1007/s11837-016-1943-9.

[5] Lord, E.; Lui, S.; Olson, D.: Surface Tension Effects on Fluid Flow in Laser Beam Welding of Cerium Metal. Trends in Welding Research, Proceedings of the 9th International Conference. Chicago, Illinois, USA. 2012.

[6] Davidson, C.; Viano, D.; Lu, L.; StJohn, D.: Observation of crack initiation during hot tearing. Int. Journal of Cast Metals Research. Vol. 19 (2006), S. 59–65.

[7] Sadayappan, K.; Aguiar, A. M.; Shankar, S.: Development of a hot tear test procedure for aluminum casting alloys. Mat. Sci. and Tech. 2019, S. 1094–1102.

[8] Rappaz, M.; Jacot, A.; Boettinger, W. J.: Last stage solidification of alloys: a theoretical study of dendrite arm and grain coalescence. Metall. Mater. Trans. A. 34A (2007), S. 467–479.

[9] Wolff, N.; Hohlweck, T.; Vroomen, U.; Bührig-Polaczek, A.; Hopmann, Ch.: Entwicklung einer Versuchskokille zur Untersuchung und thermischen Beeinflussung des Bauteilverzugs beim Schwerkraftkokillengießen. Gießerei Special, Bd. 1, S. 14–23, 2020.

Autorenanschriften

Nino Wolff

Lehrstuhl für Gießereiwesen und Gießerei-Institut der RWTH Aachen

Intzestraße 5

D-52072 Aachen

Telefon: +49 (0) 241 80 – 94067

Telefax: +49 (0) 241 80 – 92276

E-Mail: n.wolff@gi.rwth-aachen.de

Rahul Sharma

Institut für Schweißtechnik und Fügetechnik der RWTH Aachen

Pontstraße 49

52062 Aachen

Telefon: +49 (0) 241 80 – 96267

Telefax: +49 (0) 241 80 – 92170

E-Mail: sharma@isf.rwth-aachen.de

Dr.-Ing. Uwe Vroomen

Lehrstuhl für Gießereiwesen und Gießerei-Institut der RWTH Aachen

Intzestraße 5

D-52072 Aachen

Telefon: +49 (0) 241 80 – 95892

Telefax: +49 (0) 241 80 – 92276

E-Mail: u.vroomen@gi.rwth-aachen.de

Univ. Prof. Dr.-Ing. Andreas Bührig-Polaczek

Lehrstuhl für Gießereiwesen und Gießerei-Institut der RWTH Aachen

Intzestraße 5

D-52072 Aachen

Telefon: +49 (0) 241 80 – 95880

Telefax: +49 (0) 241 80 – 92276

E-Mail: sekretariat@gi.rwth-aachen.de

Univ. Prof. Dr.-Ing. Uwe Reisgen

Institut für Schweißtechnik und Fügetechnik der RWTH Aachen

Pontstraße 49

52062 Aachen

Telefon: +49 (0) 241 80 – 93870

Telefax: +49 (0) 241 80 – 92170

E-Mail: office@isf.rwth-aachen.de