



FOTO: CHRISTOPH MACK

Die Gießereitechnik der TU Clausthal macht AlCu-Legierungen gießfit.

Entwicklung von AlCu-Gusslegierungen für thermisch beanspruchte Anwendungen

Die hohe Festigkeit in einem weiten Temperaturbereich macht AlCu-basierte Legierungen insbesondere für thermisch und mechanisch hoch beanspruchte Anwendungen interessant. Gießtechnologisch sind sie jedoch schwierig zu verarbeiten. Dieses Projekt nutzt statistische Methoden zur Unterstützung der Weiterentwicklung einer AlCu-Gusslegierung für das prozessichere Gießen in Sand und Kokille.

VON FRANZISKA KRÖGER UND BABETTE TONN, CLAUSTHAL-ZELLERFELD

Aluminium-Kupfer-Gusslegierungen zeichnen sich durch hervorragende mechanische Eigenschaften, sowohl bei Raumtemperatur als auch bei erhöhten Betriebstemperaturen aus. Dieses Eigenschaftsprofil lässt das Legierungssystem prädestiniert erscheinen für

den Einsatz in thermisch und mechanisch stark belasteten Gussteilen, die eine hohe spezifische Festigkeit fordern [1], wie z.B. Zylinderköpfe, Hubkolben oder Gehäuse von Pumpen und Lagern, in Anwendungsgebieten wie dem Automobilbau oder der Luft- und Raumfahrt. Allerdings schränkt eine starke Neigung zu Warmrissen und Schrumpfungslunkern die gießtechnologische Verarbeitbarkeit der Le-

gierungen stark ein und macht je nach Bauteilkomplexität anspruchsvolle Gießprozesse wie das Rotacast- oder das Hero-Verfahren erforderlich. Im hier beschriebenen Forschungsprojekt wurde die statistische Versuchsplanung (engl. design of experiments, DoE) genutzt, um eine AlCu-basierte Gusslegierung weiterzuentwickeln. Die teilweise konträren Kernziele waren dabei:

- > das Erzielen einer hohen Warmfestigkeit,
- > eine gleichzeitig geringe Warmrissneigung,
- > der Erhalt einer hohen Wärmeleitfähigkeit.

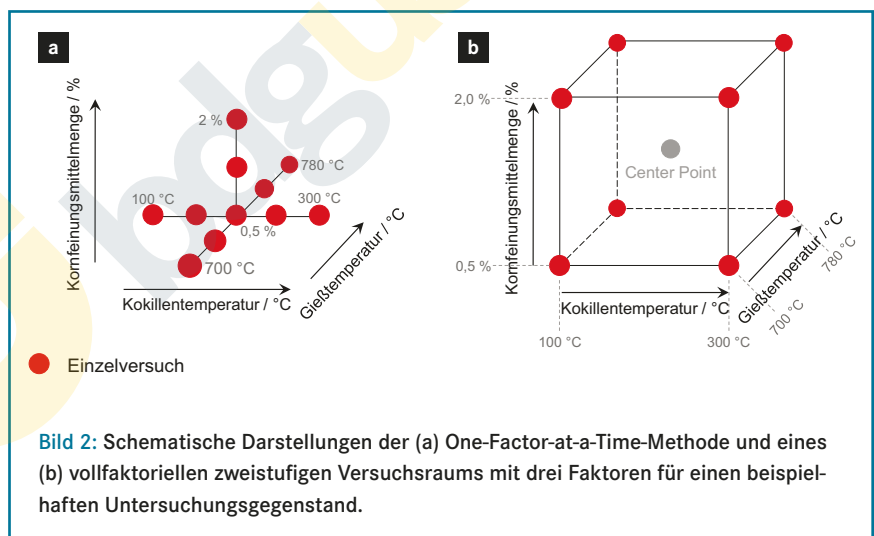
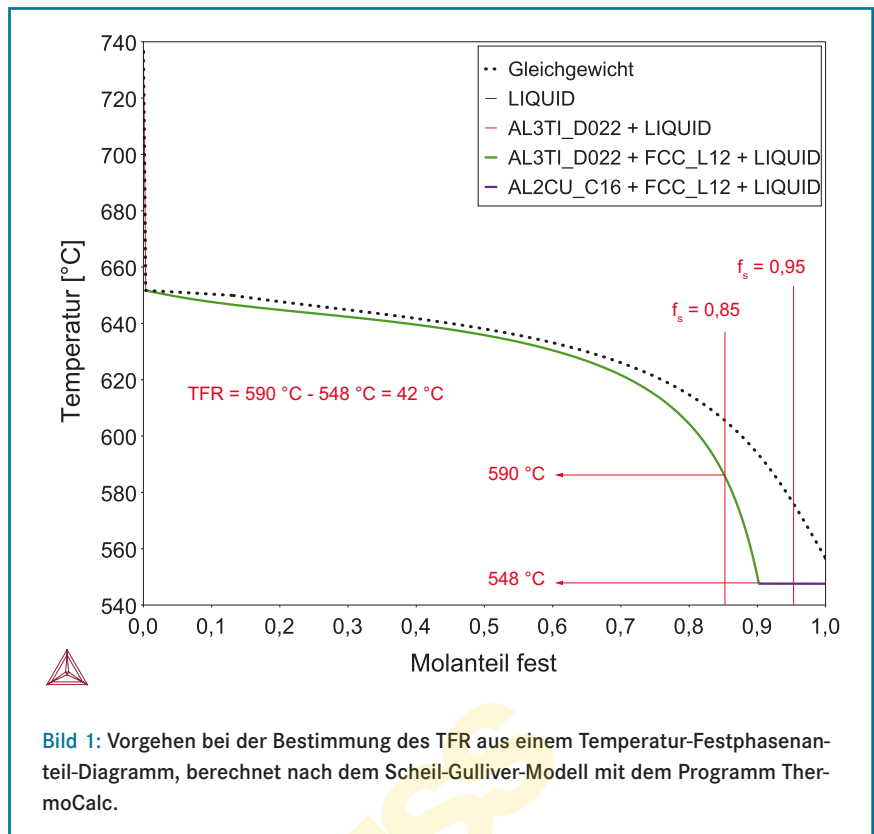
Im Ergebnis wurde eine Legierung entwickelt, die eine zuvor untersuchte Referenzlegierung bei gleich niedriger Warmrissneigung in ihren mechanischen Eigenschaften bis 250 °C und in den thermophysikalischen Eigenschaften übertrifft und kostengünstiger in den Einsatzmaterialien ist.

Warmrissneigung in Aluminiumlegierungen

Warmrissen liegen mehrere Ursachen zugrunde, die zusammenwirken. Grundsätzlich muss für die Entstehung von Warmrissen eine mechanische Belastung vorliegen. Dies kann beispielsweise der Fall sein, wenn ein Gussstück konstruktionsbedingt nicht frei schwinden kann und sich aufgrund der Erstarrungskontraktion Spannungen aufbauen, die die Festigkeit des erstarrenden Gussmaterials übersteigen. Weiterhin können scharfe Formkanten oder Kerben Warmrisse verursachen, da lokal entstehende Spannungsspitzen eine Rissinitiierung begünstigen. Ebenso problematisch sind Querschnittsverengungen, die durch Schwindungslunker oder -porositäten zustande kommen sowie starke Wanddickenunterschiede, die Hot-Spots und damit thermisch bedingte Spannungen erzeugen.

Neben der mechanischen Belastung muss zudem eine unzureichende Speisung vorliegen, die durch ein während der Erstarrung wachsendes Dendritennetzwerk verursacht wird. Je dichter das Dendritennetzwerk wird, desto stärker wird die interdendritische Speisung erschwert und das Risiko für Warmrisse, aber auch für Mikroporosität, steigt.

Besonders anfällig für Warmrisse sind Legierungen mit einem breiten Erstarrungsintervall, wie z.B. AlCu- oder AlZn-Gusslegierungen, da der Festphasenanteil über ein großes Temperatur- und damit Zeitintervall zunimmt und dabei die Speisung graduell erschwert wird [2]. Dies bedeutet gleichzeitig, dass die Warmrissneigung auch stark von der chemischen Zusammensetzung abhängt, da diese einen direkten Einfluss auf die Breite des Erstarrungsintervalls bzw. des letzten Festphasenbereichs (engl. terminal freezing range, TFR) hat, der die Dauer bestimmt, die die erstarrende Schmelze im für Warmrisse kritischen Bereich ver-



weilt [3]. Unter der Annahme, dass Warmrisse im letzten Festphasenbereich entstehen wenn vorwiegend interdendritische Speisung vorliegt [3], können hierfür thermodynamische Berechnungen im Ungleichgewicht durchgeführt werden [4]. In der Literatur wird der für Warmrisse kritische Festphasenbereich, abhängig vom jeweils betrachteten Legierungssystem, zwischen 80 % und 98 % Festphasenanteil beziffert [2], wobei die letzten 2 % Flüssigphase aufgrund von möglicherweise auftretenden Artefakten in der Berechnung vernachlässigt werden [4]. Die Erstarrungsrechnung im Ungleichgewicht nach dem Scheil-Gulliver-Modell erlaubt die Berechnung von Temperatur-Festpha-

senanteil-Diagrammen (Bild 1), aus denen das TFR als Temperaturintervall abgelesen werden kann. Die Annahme ist, je kleiner das TFR, desto kleiner ist die Warmrissneigung. Für AlCu-Legierungen hat sich im Rahmen dieses Projektes gezeigt, dass ein TFR mit einem Festphasenbereich von 85 – 95 % in sehr guter Übereinstimmung mit der beobachteten Warmrissneigung steht.

Die Prüfung der Warmrissneigung kann mit unterschiedlichen Methoden erfolgen. Dabei stehen einfache Prüfaufbauten wie der Ringtest oder die Sternkokille zur Verfügung, aber auch aufwendigere in-situ-Verfahren, bei denen die Kokille mit Wegaufnehmern und Kraft-

Tabelle 1: Faktoren, zugehörige Stufen und Ausgangsgrößen des statistischen Versuchsplans

Faktor	Faktorstufe		Ausgangsgrößen
Legierungselement	Gehalt in Gew.-%	- +	Statische mechanische Eigenschaften bei RT, 200 °C, 250 °C und 300 °C
Cu	4,5	7,0	Warmrisseigung
Ni	0,0	1,3	Phasenanteil
Mn	0,1	0,9	
Co	0,1	0,5	

messdosen instrumentiert ist. Für diese Arbeit wurde die Sternkokille verwendet, bei der die Gussstücke nach dem Abgießen optisch auf Risse untersucht werden.

Grundlagen der statistischen Versuchsplanung

Einfache Versuchspläne sind üblicherweise so gestaltet, dass je Versuch ein Eingangsfaktor unter Konstanzhaltung aller anderen Eingangsfaktoren verändert wird, um so ihren Einfluss auf eine betrachtete Ausgangsgröße zu untersuchen. Wird für diese Variable dann eine Einstellung gefunden, die das beste Ergebnis liefert, wird mit einer zweiten Variable auf gleiche

Weise verfahren. Dieses Vorgehen wird als „one-factor-at-a-time“ (OFAT) bezeichnet. Es erfordert eine hohe Anzahl von Versuchen, durch die ein optimales Ergebnis dennoch nur durch Zufall gefunden werden kann. Darüber hinaus können Wechselwirkungen zwischen den Eingangsfaktoren nicht erkannt werden. Somit sind auch nach einer Vielzahl von Versuchen die Ergebnisse und Zusammenhänge nur punktuell an den Orten der Versuchseinstellungen bekannt (Bild 2a).

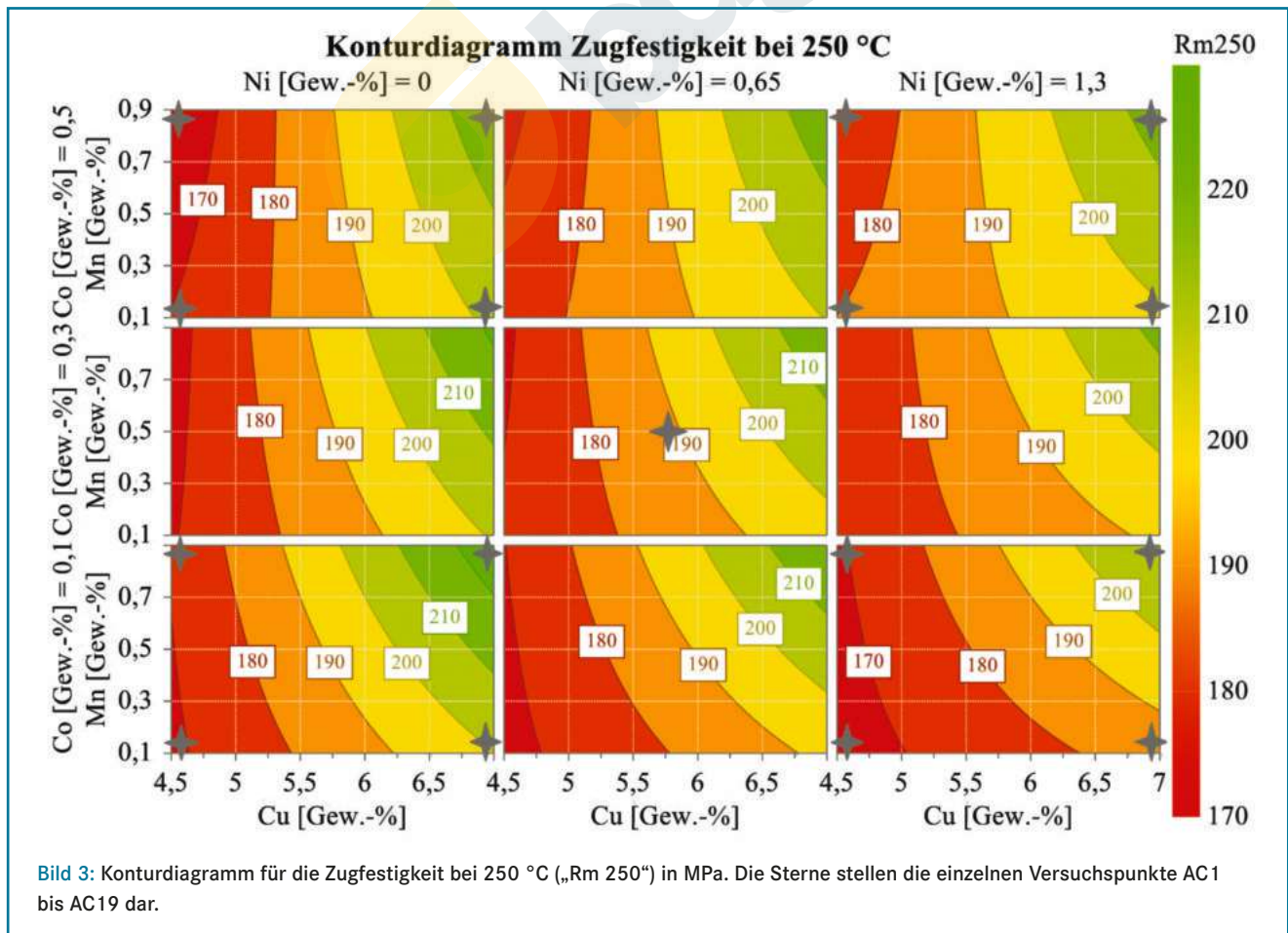
Eine alternative Vorgehensweise ist der Einsatz des sog. Design of Experiments (DoE). Diese Methode erlaubt es, mit einer geringen Anzahl an Versuchen systematisch Erkenntnisse und Informa-

tionen innerhalb eines Versuchsraums aufzudecken [5], [6], [7]. Ein solcher Versuchsraum ist für drei Eingangsfaktoren in jeweils zwei Stufen in Bild 2b dargestellt. Bei gezielter Veränderung mehrerer Eingangsfaktoren zur gleichen Zeit erlaubt eine Auswertung der Ergebnisse durch Anwendung einer multiplen linearen Regression die isolierte Analyse einzelner Eingangsfaktoren ebenso wie deren Wechselwirkungen untereinander. Über die Aufstellung eines linearen Regressionsmodells werden somit nicht nur Ergebnisse an den einzelnen Versuchspunkten sondern an jedem Ort innerhalb des gesamten Versuchsraums gewonnen, der durch die Eckpunkte der Versuche in Bild 2b dargestellt ist.

Die Grundstruktur eines solchen linearen Regressionsmodells besteht aus einer abhängigen Ergebnisvariablen y_i , unabhängigen Variablen x_{ik} und zugehörigen Regressionsparametern β_k sowie einer Störgröße u_i :

$$y_i = \beta_0 + x_{i1}\beta_1 + x_{i2}\beta_2 + \dots + x_{ik}\beta_k + u_i \quad (1)$$

Werden in einem Versuchsraum wie im zuvor dargestellten Beispiel Wechselwirkungen zwischen den Variablen erwartet, so ist für eine umfassende Analyse dieser Wechselwirkungen die Aufstellung eines



vollfaktoriellen Versuchsplans sinnvoll, der neben Haupteffekten auch mehrfache Wechselwirkungen berücksichtigt. Das Modell muss dann um die entsprechenden Wechselwirkungsterme ergänzt werden und es ergibt sich für einen 2^3 -vollfaktoriellen Versuchsplan folgendes Modell [8]:

$$y = \beta_0 + x_1\beta_1 + x_2\beta_2 + \beta_{12}x_1x_2 + \beta_{13}x_1x_3 + \beta_{23}x_2x_3 + \beta_{123}x_1x_2x_3 + u \quad (2)$$

Zur Absicherung des Modells wird zusätzlich zu den Eckpunkten ein Center Point (grau in Bild 2) in zwei oder mehreren Wiederholungen untersucht, damit die in den Versuchen auftretende Varianz beurteilt und damit eine Aussage über die Modellqualität und die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse getroffen werden kann. Dazu werden die in den Ergebnissen auftretenden Abweichungen mithilfe einer Varianzanalyse in durch das Modell erklärbare Abweichungen und Residuen klassifiziert [6]. Dadurch lässt sich mit geringem Versuchsaufwand prüfen, ob alle Eingangsfaktoren einen linearen Einfluss auf das Ergebnis ausüben.

Legierungsentwicklungen sind sehr komplex und mit einem hohen experimentellen Aufwand verbunden. Aus diesem Grund wurde für die Entwicklung der AlCu-Legierungen die Methode des DoE angewendet. Versuchsaufstellung und -analyse erfolgten mit der Software MODDE (Umetrics, Sartorius Stedim Biotech SA). Weitere kommerziell verfügbare Statistikprogramme für DoE sind Minitab, Statistica, JMP u.v.m.

Aufstellung eines statistischen Versuchsplans

Im Rahmen des hier dargestellten Projekts umfasst das Anforderungsprofil für die Entwicklung einer neuen AlCu-Gusslegierung die folgenden drei Eigenschaften:

- > Eine hohe Warmfestigkeit, die eine hohe Beanspruchung bei erhöhten Betriebstemperaturen erlaubt.
- > Eine niedrige Warmrissneigung, um die Herstellung komplexer Gussteile zu gewährleisten.
- > Eine hohe thermische Leitfähigkeit, um große Temperaturgradienten und dadurch bedingte Spannungszustände zu vermeiden.

Abgeleitet aus dem Anforderungsprofil dienen als Ausgangsgrößen die statischen mechanischen Eigenschaften bis 300 °C , die Warmrissneigung sowie der Phasenanteil, der als Hilfsparameter für

die Wärmeleitfähigkeit dient. Als Eingangsfaktoren wurden die Legierungselemente Cu, Ni, Mn und Co ausgewählt, die zur Erfüllung des Anforderungsprofils geeignet sind. Dabei lag der Fokus auf Elementen zur Steigerung der Warmfestigkeit. In Vorbereitung auf die Erstellung des Versuchsplans wurden thermodynamische Berechnungen zu den ternären und quaternären Legierungssystemen AlCuX bzw. AlCuXY durchgeführt, wobei X und Y für die infrage kommenden Legierungselemente Ni, Mn, und Co stehen.

In den Berechnungen wurden die Anteile thermisch stabiler intermetallischer Phasen, der Anteil eutektischer Phase, die Löslichkeitsgrenze des α -Mischkristalls, die Breite des Erstarrungsintervalls und die Breite des TFR ermittelt. Der Anteil thermisch stabiler Phasen ist für den Erhalt einer hohen Warmfestigkeit wichtig, während von einer Verschiebung der Löslichkeitsgrenze des α -Mischkristalls zu höheren Elementgehalten eine Erhöhung der Festigkeit erwartet wird. Eine Erhöhung des Anteils eutektischer Phasen sowie eine Verkleinerung des TFR und des Erstarrungsintervalls hingegen sollen zu einer Reduktion der Warmrissneigung führen. Für die Berechnung des TFR bei AlCu-Legierungen hat sich in den vorangegangenen Untersuchungen gezeigt, dass ein Festphasenbereich von 85 - 95 % geeignet ist, um Rückschlüsse auf die Warmrissneigung zu ziehen.

Für die Untersuchungen wurde ein zweistufiger vollfaktorieller Versuchsplan mit vier Faktoren aufgestellt, für den die vier Legierungselemente (Cu, Ni, Mn, Co) auf jeweils einer niedrigen und einer hohen Stufe variiert wurden. Eine Übersicht über die Versuchsparameter gibt **Tabelle 1**. Die Einzelversuche sind im Versuchsraum, der durch die Faktoren und Faktorstufen aufgespannt wird, auf den Ecken verteilt. Diese sind im Konturdiagramm als Sterne gekennzeichnet (**Bild 3**). Zur Validierung des Modells wurden darüber hinaus drei Versuche im Mittelpunkt (sog. Center Point) des Versuchsraums durchgeführt.

Beim Erstellen des statistischen Versuchsplans wurde darauf geachtet, den Versuchsraum über einen Bereich im Phasendiagramm aufzuspannen, der keinen größeren Phasenumwandlungen oder -veränderungen unterliegt. Ein Versuchsplan, der sowohl unter- als auch übereutektische Zusammensetzungen vorsieht, deckt einen nicht-linearen Versuchsraum ab und macht damit quadratische Terme erforderlich. Besteht bereits ein linearer Versuchsplan (z.B. vollfaktoriell und zweistufig), kann dieser nachträglich um eine

Stufe erweitert werden oder es werden Punkte hinzugefügt, die auf den Würfelkanten (Box-Behnken-Design) oder sternförmig zentriert oberhalb der Würfelflächen (Central-Composite-Design) liegen, um ein quadratisches Modell zu generieren [8].

Die Legierungselementgehalte wurden anhand von Ergebnissen zuvor durchgeführter Benchmark-Versuche, einer Literaturrecherche und thermodynamischer Berechnungen festgelegt. Die Faktorstufen für Cu sind so gewählt, dass sich sowohl die untere als auch die obere Stufe im für AlCu-Gusslegierungen technisch relevanten Bereich befinden [1]. Kupfergehalte oberhalb der maximalen Löslichkeitsgrenze im Aluminium führen zu einem erhöhten Anteil eutektischer Phase Al_2Cu , einer Verbesserung der Warmfestigkeit, einer Verkleinerung von TFR und Erstarrungsintervall und damit zu einer Verbesserung der Warmrissbeständigkeit [9, 10]. Bedingt durch die hohe Abkühlgeschwindigkeit und die starke Seigerungsneigung des Cu wird bereits während der Erstarrung Al_2Cu ausgeschieden, was auch vorab durchgeführte thermodynamische Berechnungen nach Scheil-Gulliver ergaben.

Die Benchmark-Versuche mit den Legierungen AlCu4Ti(Mg), AlCuNiCoSbZr und AlCu5MnNiCe zeigten, dass insbesondere die Elemente Ni und Mn die Warmfestigkeitseigenschaften erhöhen. Zudem führte Ni zu einer leichten Verbesserung der gießtechnologischen Eigenschaften Warmrissbeständigkeit sowie Fließ- und Formfüllungsvermögen.

Die Literaturrecherche ergab weiterhin, dass Mn in Aluminium bevorzugt ausscheidungshärtend wirkt und zudem als intermetallische Verbindung vorliegend die elektrische Leitfähigkeit nicht so stark herabsetzt wie im α -Mischkristall gelöstes Mn [1]. Darüber hinaus verlagert Mn die Bildung nadel- bzw. plattenförmiger β -AlFe-Phasen hin zu einer chinesenschriftartigen α -Al(Fe,Mn)-Phase, wenn ein Fe- zu Mn-Verhältnis von mindestens 5:1, besser 2,5:1, vorliegt [9]. Co erhöht sowohl die Härte als auch die Warmfestigkeit [9], wobei letzteres auf eine hohe Phasenausscheidungstemperatur zurückzuführen ist.

Grundsätzlich setzen Legierungselemente durch die Bildung eines Mischkristalls oder die Bildung stabiler Phasen im Aluminium die elektrische Leitfähigkeit und damit auch die Wärmeleitfähigkeit herab. Zur Erzielung einer hohen Wärmeleitfähigkeit wurde neben der Elementauswahl daher auch berücksichtigt, dass der Gesamtlegierungsgehalt möglichst

Tabelle 2: Wärmebehandlungsparameter der Proben für den Warmzugversuch

	Lösungsglühen			Abschrecken	Auslagerung	Überalterung
Dauer in h	2	2	8	-	10	100
Temperatur in °C	495	505	530	60	200	Prüftemp.
Medium	Luft			Wasser	Luft	Luft

gering gehalten wird. Nach [11] gilt für die Legierungselemente Ni, Co, Fe, Ti und Zr, dass sie, neben ihrer Eigenschaft thermisch stabile Phasen zu bilden, die elektrische Leitfähigkeit in binären AlX-Legierungen kaum beeinflussen.

Versuchsparameter

Insgesamt wurden 19 Legierungen (16 Eckpunkte und 3 Zentralpunkte) in einem Mittelfrequenzinduktionsofen aus Al99.8, reinem Cu, AlMn26, AlCo10, AlNi20, AlTi10 und AlFe10 zu jeweils 12 kg erschmolzen und mithilfe der Funkenspektrometrie eingestellt. Der Fe-Gehalt wurde gezielt auf 0,1 Gew.-% eingestellt, um betriebsnahe Bedingungen abzubilden. Die Schmelzebehandlung mit Argonspülung (über Argonspülstein) und Kornfeinungsmittelzugabe (0,1 Gew.-% AlTi5B1, 10 min Haltezeit) erfolgte in Chargen von jeweils 3,5 kg in widerstandsbeheizten Öfen. Der Soll-Dichte-Index betrug < 2 %. Zur Herstellung des Probenmaterials für die Zugprüfung wurde eine an die DIN 29531 angelehnte

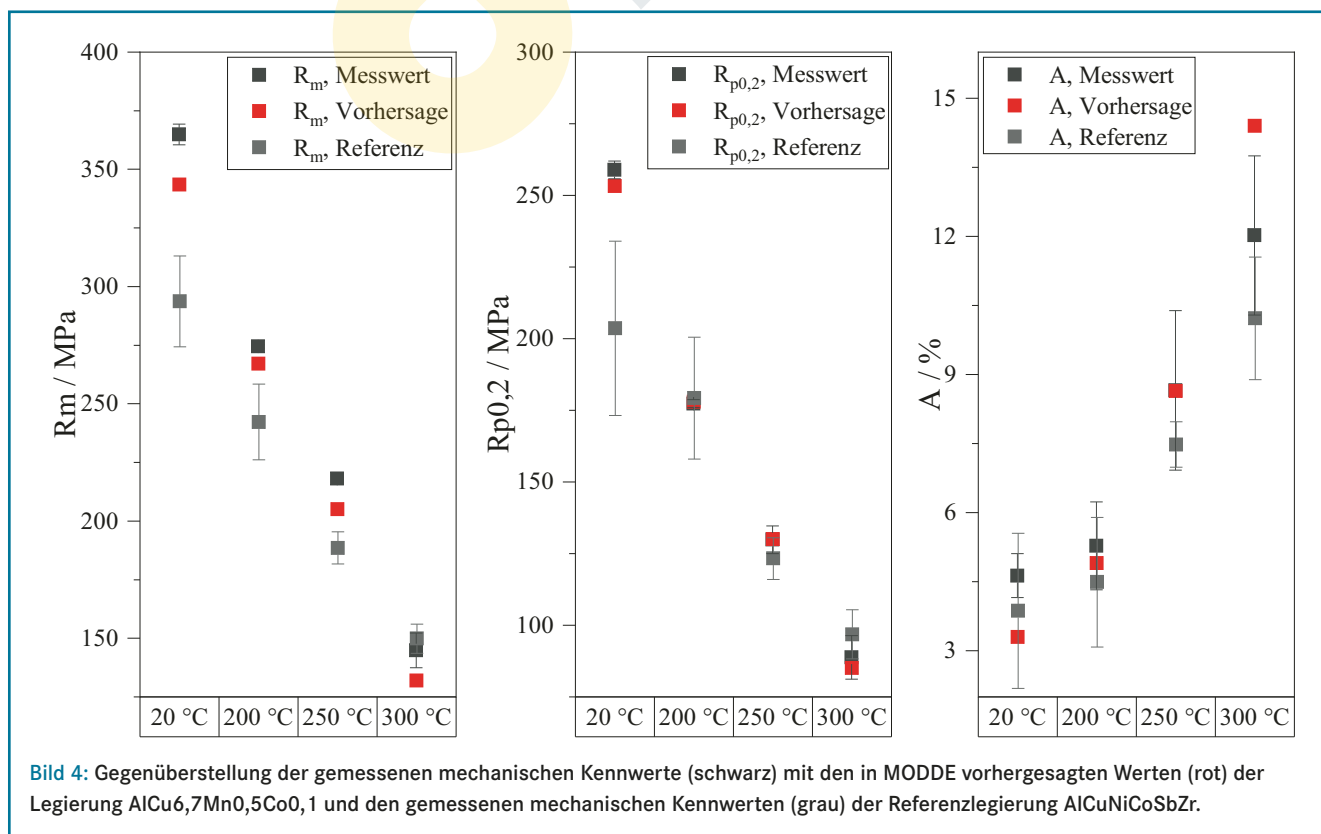
Stabkockille (vorgewärmt auf 300 °C) verwendet. Das Gussmaterial wurde T7 wärmebehandelt (Tabelle 2), zusätzlich für 100 h bei Prüftemperatur überaltert und anschließend zu B 6 x 30-Rundzugproben nach DIN 50125 gedreht. Für die Zugprüfung wurde eine Universalzugprüfmaschine der Fa. Instron verwendet, die mit einem widerstandsbeheizten Kammerofen ausgestattet ist. Zur Prüfung der Warmrissneigung wurde eine auf 300 °C erwärmte Sternkockille verwendet. Sowohl die Legierungsherstellung als auch die Gießversuche erfolgten in randomisierter Reihenfolge. Die Phasenanteile wurden an Schlißproben im Kreuzauszählverfahren bestimmt.

Ergebnisse der statistischen Versuchsplanung

Zur Versuchsauswertung wurden alle Faktoren, Faktorstufen und Ergebnisse zusammengetragen und anschließend mittels multipler linearer Regression ein Modell parametrisiert. Um zu gewährleisten, dass es gute Vorhersagen liefert, mussten

die Modellparameter R^2 , Q^2 , Modellvalidität und Reproduzierbarkeit überprüft werden, um die Modellterme entsprechend anzupassen. Dabei ist R^2 ein Maß für die Anpassungsgüte des Modells (auch Bestimmtheitsmaß) und geht gegen 1,0 je besser das Modell die betrachtete Ergebnisvariable erklären kann. Q^2 steht für die Vorhersagbarkeit der Ergebnisse und sollte nah am R^2 -Wert liegen. Die Modellvalidität ist ein wichtiger Indikator, der Hinweise auf Ausreißer oder fehlende Modellterme geben kann und sollte größer als 0,25 sein, um Modellfehler ausschließen zu können. Die Reproduzierbarkeit vergleicht die Abweichungen der Wiederholer zur Gesamtstreuung und sollte für ein gutes Modell größer als 0,5 sein [12]. Die Modellanpassung mit linearen Termen und Wechselwirkungen führt bei den mechanischen Eigenschaften sowie dem Phasenanteil zu guten Ergebnissen ($Q^2 > 0,3$), während die Warmrissneigung lediglich einen Q^2 -Wert von 0,016 aufweist. Auf die Auswirkungen wird zu späterem Zeitpunkt eingegangen.

Nach Abschluss der Modellanpassung konnte mithilfe von sog. Konturdiagrammen (vergleichbar mit Höhenlinien in geografischen Karten) eine Analyse der Zusammenhänge zwischen den Einzel- und Wechselwirkungen der Faktoren und einzelnen Ergebniswerten erfolgen. Ein Konturdiagramm, wie es in Bild 3 zu sehen ist, stellt den gesamten untersuchten Versuchsraum für eine ausgewählte Ergeb-



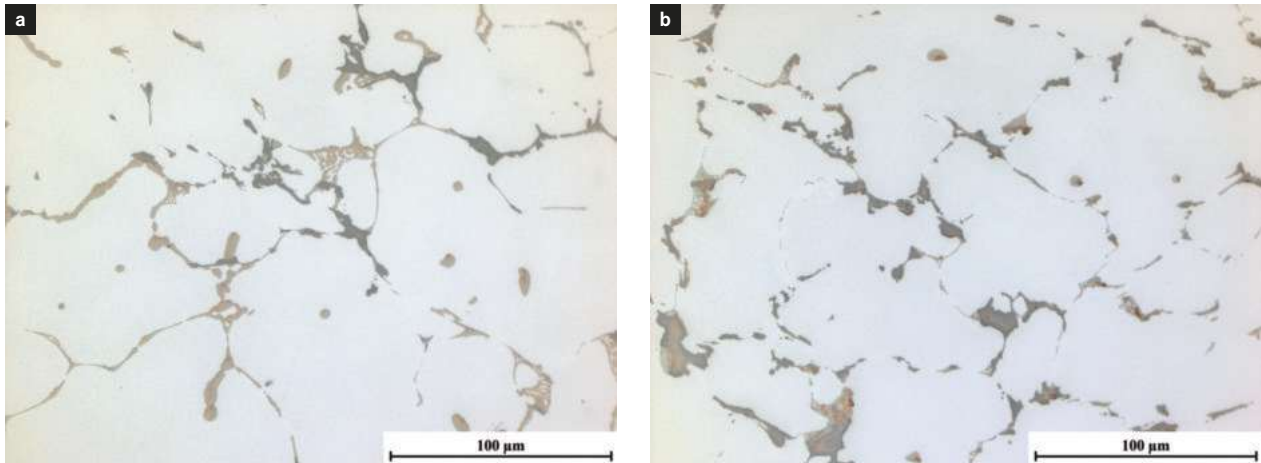


Bild 5: Schlibbilder der Legierungen a) AlCu7Mn0,1Co0,5 mit einer Warmrisszahl von 0,25 und b) AlCu4,5Mn0,9Co0,5 mit einer Warmrisszahl von 2,50; 500-fache Vergrößerung.

nisvariable in Abhängigkeit von den Faktoren und ihren Stufen dar. Die Versuche liegen jeweils auf den Eckpunkten, in Bild 3 durch Sterne markiert, und die dargestellten Höhenlinien für die berechneten Zugfestigkeiten ergeben sich aus dem Regressionsmodell.

Als Referenzlegierung für die mechanischen Eigenschaften und die Warmrisszahl wurde die Legierung AlCuNiCoSbZr herangezogen, da sie die höchste Warmfestigkeit bei 300 °C sowie die niedrigste Warmrisszahl (1,33) gegenüber den Legierungen AlCu4Ti(Mg) und AlCu5MnNiCe aufweist. Die Kennwerte dieser Legierungen wurden innerhalb des Projekts bestimmt und sind für die Legierung AlCuNiCoSbZr in Bild 4 dargestellt. Bis 250 °C Prüftemperatur liegen einige der Legierungsvarianten in ihren Zugfestigkeits- und Dehngrenzwerten höher als die Referenzwerte und fast alle Bruchdehnungswerte liegen über den Referenzwerten. Aus dem Konturdiagramm, wie es hier beispielhaft für die Zugfestigkeit (R_m ; Bild 3) bei 250 °C dargestellt ist, lässt sich der Einfluss der Legierungselemente gut ablesen. Es ist zu sehen, dass mit steigendem Cu-Gehalt höhere Werte erreicht werden, wobei sich Mn ebenfalls positiv auswirkt. Insbesondere die erwartete Wirkung von Mn, die Warmfestigkeit der Legierung zu erhöhen, bestätigt sich in den Versuchen. Eine Steigerung des Co-Gehalts von 0,1 Gew.-% zu 0,5 Gew.-% hingegen wirkt sich bei 250 °C tendenziell negativ auf die mechanischen Kennwerte aus. Bei Raumtemperatur führt Co, insbesondere in Kombination mit Ni, aber zu einer deutlichen Steigerung der Zugfestigkeit. Gleiche Erkenntnisse wurden auch über den Einfluss der Legierungselemente auf die Dehngrenze gefunden.

Einige Legierungen zeigten bei der Warmrissuntersuchung mit der Sternkockille eine deutlich niedrigere Warmrissneigung als die Referenzlegierung AlCuNiCoSbZr. Die metallografische Auswertung dieser Legierungen mit niedrigen Warmrisszahlen zeigt, dass insbesondere Legierungen mit einem hohen Cu-Gehalt und hohem Anteil fein verteilten Eutektikums niedrige Warmrisszahlen aufweisen. Beispielhaft ist dazu in Bild 5a ein Schlibbild der Legierung AlCu7Mn0,1Co0,5 (Warmrisszahl 0,25) mit einem hohen Anteil Cu-haltigen Eutektikums und wenigen plattenförmigen Phasen zu sehen. Legierungen, in denen wenig und zudem grobes Eutektikum vorliegt, wie die Legierung AlCu4,5Mn0,9Co0,5, weisen eine deutlich höhere Warmrissneigung auf (Bild 5b). Nadel-förmige Al3Fe-Phasen scheinen sich kaum auf die Warmrissneigung auszuwirken, während von plattenförmigen AlCoFe-Phasen eine deutlich schädlichere Wirkung ausgeht.

Das multiple Regressionsmodell zur Vorhersage der Warmrissneigung weist einen geringen Wert für Q^2 auf, d.h. eine Auswertung mithilfe eines Konturdiagramms ist nicht zielführend und die Warmrissneigung ist im aufgestellten Versuchsraum nicht sicher vorhersagbar. Für die niedrige Vorhersagbarkeit kann es mehrere Gründe geben. Zum einen ist die Bestimmung der Warmrissneigung mit der klassischen Sternkockille anfällig für Fehler aufgrund der fallenden Formfüllung, die starke Turbulenzen und damit Oxidhäute verursachen kann, was die Warmrissanfälligkeit beeinflusst. Zum anderen liegt der Warmrissneigung möglicherweise in Bezug auf die chemische Zusammensetzung ein nicht-linearer Zusammenhang zugrunde, sodass für die Warmriss-

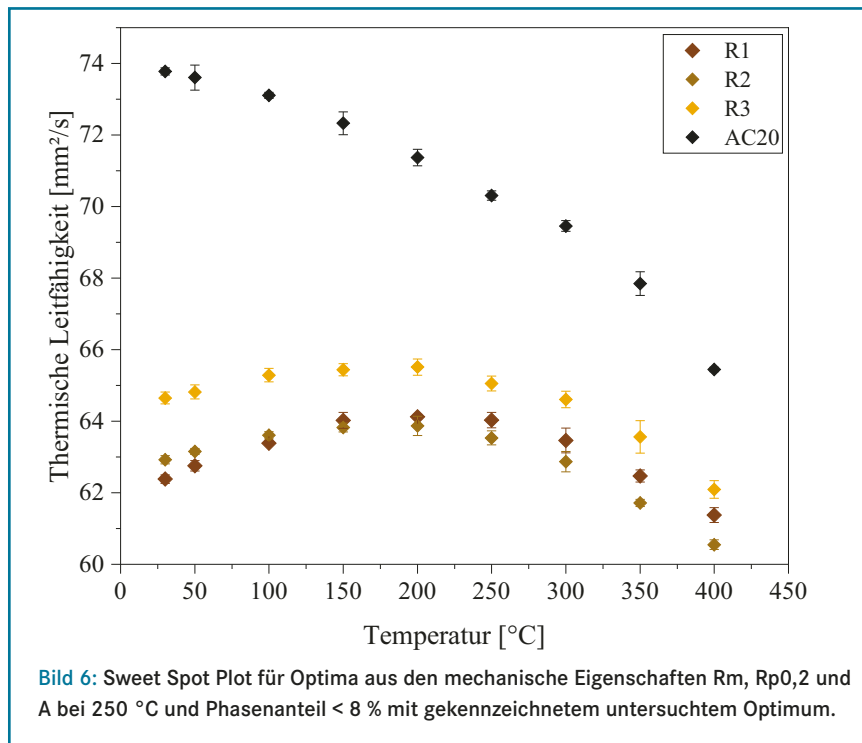
neigung der Versuchsraum entsprechend erweitert werden müsste.

Untersuchung eines Optimums

Die statische Versuchsauswertung ermöglicht es, mit sog. Sweet Spot Plots (Bild 6) innerhalb des Versuchsraums Optima aus geforderten Eigenschaften zu ermitteln. Dazu müssen die gewünschten Ergebnisvariablen ausgewählt, dazugehörige Zielwerte festgelegt und die Optimierungsrichtung (Minimierung oder Maximierung) angegeben werden. Als Zielwerte dienen hier wieder die Referenzwerte der Legierung AlCuNiCoSbZr. Für die Maximierung der mechanischen Eigenschaften R_m , $R_{p0,2}$ und A bei 250 °C und einer gleichzeitigen Reduktion des Phasenanteils ergaben sich mehrere Optimumbereiche, die in Bild 6 als „Sweet Spot“ bezeichnet sind.

Für die Untersuchung in Gieß- und Zugversuchen, und damit zur Verifizierung der Modellvorhersage, wurde die Zusammensetzung AlCu6,7Mn0,5Co0,1 ausgewählt, welche in Bild 6 mit einem Stern gekennzeichnet ist.

In Bild 4 sind die im Modell vorhergesagten und die tatsächlich gemessenen Kennwerte gegenübergestellt. Mit Ausnahme der Bruchdehnung bei 300 °C werden die vorhergesagten Kennwerte genau getroffen und teilweise übertroffen, d.h. die Modellvorhersagen treffen zu. Die Kennwertvorhersagen in den Konturdiagrammen, wie eines für die Zugfestigkeit bei 250 °C in Bild 3 dargestellt ist, sind sehr genau und so ist es möglich, entsprechend der gewünschten Werkstoffkennwerte eine passende chemische Zusammensetzung auszuwählen. Dabei ist lediglich zu beachten, dass die Vorhersagen nur innerhalb



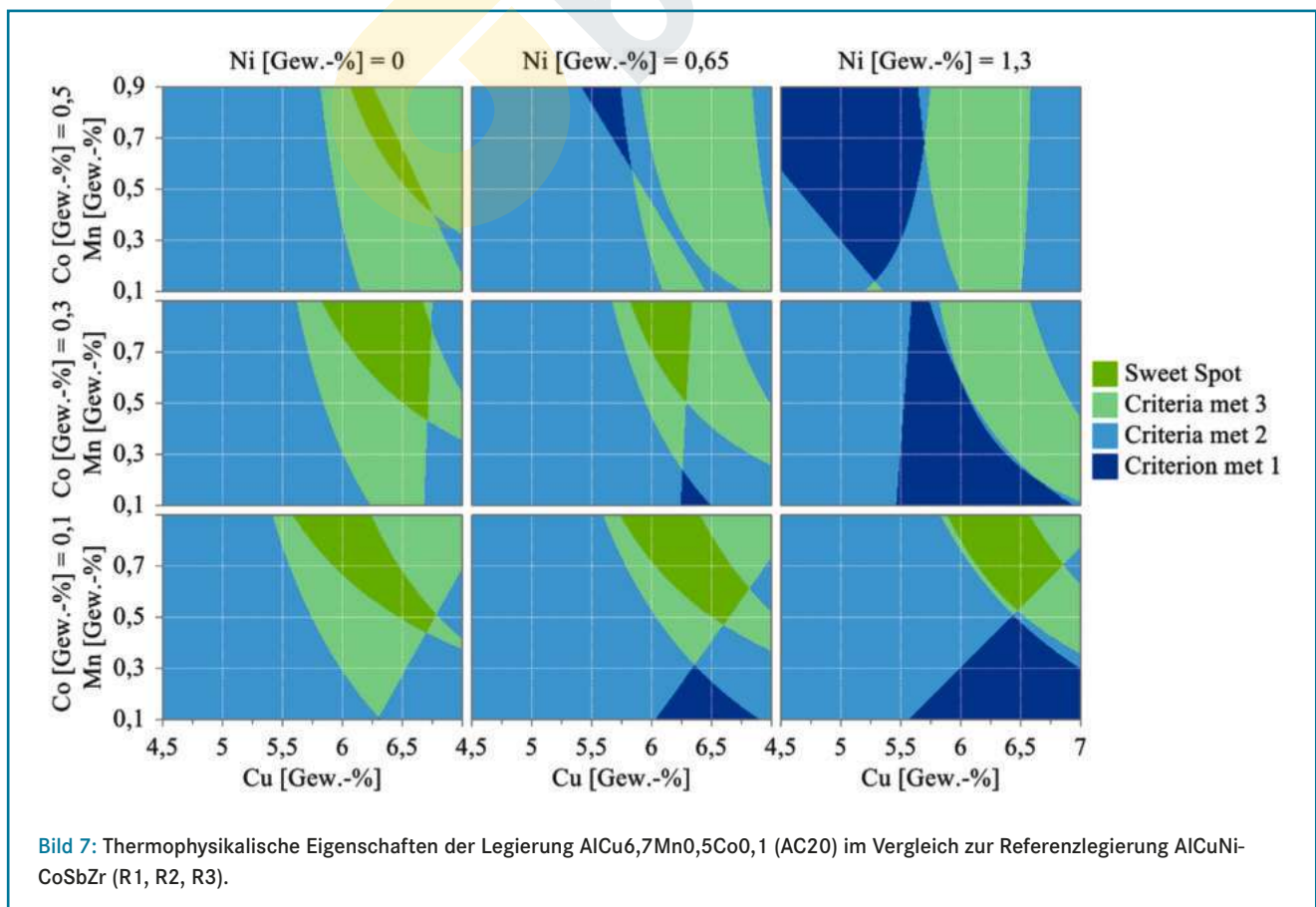
AlCu_{6,7}Mn_{0,5}Co_{0,1} deutlich höher als die der Referenzlegierung AlCuNiCoSbZr (Bild 7). Mögliche Erklärungen sind, dass die intermetallischen Phasen bei der optimalen Legierung AlCu_{6,7}Mn_{0,5}Co_{0,1} eine höhere thermische Leitfähigkeit aufweisen als die intermetallischen Phasen in der Legierung AlCuNiCoSbZr oder dass die Leitfähigkeit des α -Mischkristalls der Legierung AlCu_{6,7}Mn_{0,5}Co_{0,1} aufgrund eines niedrigeren Anteils gelöster Elemente höher ist.

Zusammenfassung

Die statistische Versuchsplanung ist ein gut geeignetes Werkzeug, um Legierungsentwicklung zu betreiben. Mit einer vergleichsweise geringen Anzahl an Versuchen können damit Optima ermittelt sowie wertvolle Informationen über die Einflüsse und Wechselwirkungen der Legierungselemente auf ein Legierungssystem gewonnen werden. Beachtet werden muss bei einer zweistufigen vollfaktoriellen Versuchsplanung, dass der Versuchsraum über Legierungselementgehalte aufgespannt wird, die sich in Bezug auf die Ergebnisvariablen nahezu linear verhalten. Ist ein nicht-linearer Zusammenhang zwischen Faktoren und Ergebnisvariablen zu erwarten, sollten quadratische Versuchspläne (z.B. mehrstufige vollfaktorielle, Box-Behnken- oder Central-Compo-

des Versuchsraums gültig sind und eine Extrapolation darüber hinaus nicht gestattet ist. Die Warmrisszahl war im Modell mit 0,94 vorhergesagt und wird mit einer tatsächlich gemessenen Warmrisszahl von 1,58 überschritten, sodass die Vorhersage der Warmrissneigung erwartungsgemäß aufgrund des niedrigen Q²-Wertes nicht

zutrifft. Insgesamt liegen die mechanischen Kennwerte, bis auf bei 300 °C, höher als die der Referenzlegierung AlCuNiCoSbZr. Die Warmrissneigung der Referenzlegierung beträgt im Mittel 1,58 und ist damit genauso hoch wie die des untersuchten Optimums. Allerdings fällt die thermische Leitfähigkeit der optimierten Legierung



site-Designs) genutzt werden. Für das hier betrachtete Legierungssystem AlCu MnCo(Ni) hat sich gezeigt, dass die Modellvorhersagen für die mechanischen Eigenschaften sehr gut und für die Warmrissneigung ungenau sind. Die Ungenauigkeit liegt einerseits in der Prüfmethode mit der Sternkokille und andererseits im Versuchsplan selbst, der nur lineare Zusammenhänge berücksichtigt, begründet. In diesem Projekt wurde mithilfe der statistischen Versuchsplanung eine Legierung entwickelt, die die Referenzlegierung bei gleich niedriger Warmrissneigung in ihren mechanischen Eigenschaften bis 250 °C und in den thermophysikalischen Eigenschaften übertrifft und kostengünstiger in den Einsatzmaterialien ist.

Das diesem Beitrag zugrunde liegende Projekt wurde unter der IGF-Vorhabennummer 18647N vom BMWi über die Forschungsvereinigung Gießereitechnik e.V. gefördert und durch die Technische Universität Clausthal koordiniert.

Weitere Informationen: **Franziska Kröger**

Technische Universität Clausthal, Institut für Metallurgie, Abteilung Gießereitechnik

Robert-Koch-Str. 42, 38678 Clausthal-Zellerfeld

E-Mail:

franziska.kroeger@tu-clausthal.de,

Internet: www.imet.tu-clausthal.de/abteilungen/gt

Literatur:

[1] Davis, J.R.: *Metals Handbook. 2nd Edition. Ohio: ASM International, 1998.*

[2] *GIESSEREI 99 (2012), Nr. 9, S. 30-37.*

[3] Katgerman, L.; Eskin, D.G.: *In Search of the Prediction of Hot Cracking in Aluminium Alloys. In: Böllinghaus, T.; Herold, H.; Cross, C.E.; Lippold, J.C. (Hsg.) Hot Cracking Phenomena in Welds II. Berlin, Heidelberg: Springer, 2008.*

[4] *Materials Science and Engineering A 417 (2006), S. 24-33.*

[5] *Journal of Service Science and Management (2015), Nr. 8, Veröffentlichung am 24.04.2015, S. 250-258.*

[6] Czichos, H.; Saito, T.; Smith, L.: *Springer Handbook of Materials Measurement Methods, S. 33-37. Berlin, Heidelberg: Springer, 2006.*

[7] Kleppmann, W.: *Taschenbuch Versuchsplanung, Produkte und Prozesse optimieren. München: Hanser Verlag, 2006.*

[8] Siebertz, K.; van Bebber, D.: *Hochkir-*

chen, T.: Statistische Versuchsplanung. 2. Auflage. Berlin: VDI Verlag, 2017.

[9] Kenningley, S. et al.: *Verfahren zur Herstellung eines Motorbauteils, Motorbauteil und Verwendung einer Aluminiumlegierung. Patentschrift DE102014209102 A1, Federal-Mogul Nürnberg GmbH, 2014.*

[10] *Metals Technology (1983), Nr. 10, S. 6-13.*

[11] Kammer, C.: *Aluminium-Taschenbuch, Band 1, 16. Auflage. Berlin: Beuth Verlag, 2009.*

[12] *MKS Data Analytics Solutions: User Guide to MODDE. Edition: February 12, 2017. [Online verfügbar: <https://bit.ly/2KsOnSN>].*

Gefördert durch:



**Bundesministerium
für Wirtschaft
und Energie**

aufgrund eines Beschlusses
des Deutschen Bundestages