

Untersuchung der Wirkung der Hauptlegierungselemente bei konventionellen Druckgusslegierungen

A Focus on the Mayor Elements of HPDC-Alloys



Dipl.-Ing. Klaus-Peter Tucan,
Studium der Metallurgie mit Fachschwerpunkt Gießereitechnik an der Montanuniversität Leoben; seit 2010 wissenschaftlicher Mitarbeiter am ÖGI, Arbeitsgruppe Druckguss, Schwerpunkte im Bereich Gießtechnologie, Schadensanalytik und Nichteisenmetallurgie

Dipl.-Ing. Dr. mont. Peter Hofer,

studierte Metallurgie an der Montanuniversität Leoben; seit 2005 wissenschaftlicher Mitarbeiter am ÖGI, Arbeitsgruppe Physik und Thermophysikalisches Labor.



Dipl.-Ing. Gerhard Schindelbacher

Absolvent der Montanuniversität Leoben, Fachgebiet Metallurgie. Seit 1985 Leiter der Abteilung NE-Metall-Gusswerkstoffe am Österreichischen Gießerei-Institut (ÖGI) Leoben, seit 1998 Institutsleiter und seit 2007 auch Geschäftsführer des Vereins für praktische Gießereiforschung (ÖGI).



Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. phil. Peter Schumacher,

Vorstand des Lehrstuhls für Gießereikunde, Department Metallurgie, Montanuniversität Leoben und Geschäftsführer des Vereins f. praktische Gießereiforschung – Österreichisches Gießerei-Institut, Leoben.



Ing. Reinhold Gschwandtner

Nach Abschluss der HTBL Kapfenberg, Fachbereich Mess- und Regelungstechnik, arbeitete er für die Gesteinshüttenkunde an der Montanuniversität Leoben im Bereich Hochtemperaturofenbau, Mess- und Prüftechnik. Seit 2005 Mitarbeiter am Österreichischen Gießerei-Institut im Bereich Druckguss.



Einleitung

Durch die ständige Leistungssteigerung in Kombination mit Gewichtsreduktion rückt der Gießprozess immer stärker ins Blickfeld von Automobilisten, Gussanwendern, jedoch auch von Herstellern von Alltagsgerätschaften und Unterhaltungsprodukten. Gussteilen, insbesondere jenen, die in hoch produktiven Verfahren wie dem Druckgussprozess hergestellt werden. Es werden immer größere Anforderungsspektren und dadurch auch metallurgisch immer bessere Leistungsfähigkeiten abverlangt. Auf der einen Seite stehen optimierte Prozesse, welche in kürzest möglichen Taktzeiten jene optimale Gussqualität liefern sollen, die dem Endverbraucher die geforderten Eigenschaften zur Verfügung stellt. Die Erreichung von mechanischen Mindestwerten, optimalen Oberflächen- und Bauteilqualitäten sowie eine Optimierung von Prozessen zur Reduktion von Kreislaufmaterialien und unnötigen Prozessbypässen stehen im Vordergrund. Hierbei wird meist ein großes Augenmerk auf den Prozess als solches (Anlage, Form und Peripherie), die Mitarbeiterqualifikation sowie die Nutzung der betriebswirtschaftlichen zur Verfügung stehenden Modelle und Systeme gelegt. Gussmaterialien, also die Legierungen, sind in der Praxis meist in die Bereiche Standard-Legierungen oder hochentwickelte Versuchs-Legierungen eingeteilt. Mit Standard-Legierungen sind jene Legierungen gemeint, deren Zusammensetzung in der Norm DIN EN 1706 wiederzufinden ist.

Diese Arbeit beschäftigt sich mit den Legierungen AlSi9Cu3(Fe) (VDS 226) und Al Si12Cu1(Fe) (VDS 231) und ihren normgerechten Standard-Zusammensetzungen. Aufgrund ihrer guten Fließ- und Formfüllungseigenschaften, bei gleichzeitig guten mechanischen Eigenschaften, zählen diese beiden Legierungen zu den meistverwendeten Druckguss-Legierungen. In dieser Arbeit werden die technologischen Eigenschaften, insbesondere in Hinblick auf die metallurgischen und mechanischen Eigenschaften, in Abhängigkeit von der Zusammensetzung der Legierungen, untersucht. Hierbei soll bewusst ein Hauptaugenmerk auf die normgerechte Zusammensetzung, das Legieren an Unter- und Obergrenzen und auf die Wechselwirkung der Standard-Legierungselemente gelegt werden.

Legierungstypen

Die normgerechten Zusammensetzungen der Legierungen AlSi9Cu3(Fe) (VDS 226) und Al Si12Cu1(Fe) (VDS 231) sind in **Tabelle 1** dargestellt [1]. Die Elemente, auf die bei den Untersuchungen der Fokus gelegt wurde, sind hervorgehoben. Es handelt sich hierbei um die Legierungselemente Silizium (Si), Eisen

Schlüsselwörter: Druckgusslegierung, AlSi9Cu3(Fe) (VDS 226), AlSi12Cu1(Fe)(VDS 231), Legierungseinfluss (Si, Fe, Cu), Erstarrungsverhalten, Thermische Analyse, Gefügeausbildung, Mechanische Eigenschaften

Normzusammensetzung		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti
EN AC-46000	AlSi9Cu3(Fe)	8,0-11,0	1,30	2,0-4,0	0,55	0,05-0,55	0,15	0,55	1,20	0,35	0,25	0,25
EN AC-47100	AlSi12Cu1(Fe)	10,5-13,5	1,30	0,7-1,2	0,55	0,35	0,10	0,30	0,55	0,20	0,10	0,20

Tabelle 1: Normzusammensetzung AlSi9Cu3(Fe) und AlSi12Cu1(Fe) [1]

(Fe), Kupfer (Cu) und Mangan (Mn). Die Beeinflussung des Gefüges und die Wirkung dieser Legierungselemente auf die Gussqualität werden im Folgenden kurz erläutert.

Silizium

Silizium ist als Hauptlegierungselement der hier untersuchten Druckgusslegierungen sowohl für ein gutes Formfüllungs- und Speisungsvermögen, als auch für eine Senkung der notwendigen Schmelztemperatur (bis ca. 12,5 % Si) notwendig [2]. Silizium hat weiters den Effekt einer Härtesteigerung, was jedoch bei höheren Si-Gehalten mit einer Verschlechterung der Spanbarkeit und Duktilität einhergeht. Beim Eloxieren führt ein erhöhter Si-Gehalt zu einer Graufärbung des Gussteils [3].

Eisen

Im Druckgießverfahren wirkt sich die Zugabe von Eisen positiv auf die Klebneigung, sprich das Anhaften des Gussteils an der Form, aus [3]. Innerhalb der Toleranzgrenzen, bei den hier untersuchten Legierungen max. 1,3 %, sollte Eisen keine besonderen negativen Einflüsse auf die Gießeigenschaften haben. Aufgrund von unsachgemäßer Schmelz- und/oder Arbeitsweise in der Gießerei kann es zu einem Anstieg des Eisengehaltes, z. B. aufgrund eines Auflegierens durch Verunreinigungen kommen. Versprödungen der Gussteile sowie unerwünschte Lunker-, Warmriss- oder Einfallstellenbildung sind die Folge überhöhter Eisengehalte. Des Weiteren können sich bei niedrigen Warmhalte- und Gießtemperaturen oftmals Schwereseigerungen bilden. Diese sammeln sich im Sumpf der Schmelze am Ofenboden. Diese Seigerungsprodukte bestehen aus Eisen, Mangan und Silicium, weisen eine hohe Härte auf und können bei Umleer- und Dosiervorgängen in den Gießzyklus und somit ins Bauteil eingebracht werden.

Kupfer

Durch Zugabe von Kupfer werden Al-Legierungen warmaushärtbar, es können also Festigkeit und Härte durch einen Wärmebehandlungsvorgang gesteigert werden. Mit steigendem Kupfergehalt nehmen Wärmeinhalt und elektrische Leitfähigkeit zu. Als negative Eigenschaften können die Verminderung der Korrosionsbeständigkeit sowie die Verschlechterung der Gießbarkeit mit steigendem Kupfer-Gehalt festgehalten werden [3].

Mangan

Mangan wird Al-Legierungen in erster Linie zur Verminderung der negativen Wirkung des Eisens auf Dehnung und Schlagfestigkeit zulegiert [4]. Mangan bildet mit dem Eisen Phasen (z. B. Al₁₅(Fe,Mn)₂Si₂), wodurch die ungünstige nadelförmige Entartung des Eisens vermindert wird. Bei ungünstigen Schmelzbedingungen, z. B. durch niedrige Warmhaltetemperaturen, kann es bei erhöhten Eisen- und Mangan-Gehalten zu harten Seigerungen kommen [5].

Legierungsauswahl und -eigenschaften

Die bereits erwähnten, in **Tabelle 1** dargestellten Legierungen sollen innerhalb ihrer normgerechten Zusammensetzung untersucht werden. Hierbei werden die Legierungselemente Silizium, Eisen und Kupfer jeweils an die obere und untere Normgrenze legiert, Silizium wird des Weiteren auch im Mittelbereich untersucht. Da der steigende Eisengehalt nicht nur aus der Vorlegierung, sondern auch aufgrund von Verunreinigungen in die Schmelze gelangen kann, wird das Eisen-Mangan-Verhältnis nicht an den steigenden Eisengehalt angepasst, sondern der Mangangehalt in allen Versuchen konstant gehalten. Die Bandbreite der möglichen Variationen ist in **Tabelle 2** dargestellt. Es können somit bei normgerechten Legierungszusammensetzungen Unterschiede bei Silizium von 3 %, bei Eisen von 1,3 % und von 2 % Kupfer bei AlSi9Cu3(Fe) bzw. 0,5 % Kupfer bei AlSi12Cu1(Fe) eingestellt werden [1]. Magnesium und Mangan seien lediglich als Ergänzung hier erwähnt. Die Tragkraft der Wirkung der Element-Variationen wird ersichtlich, betrachtet man vorerst nur den Si-Gehalt. In **Abb. 1** ist das binäre Aluminium-Silizium-Phasendiagramm dargestellt [2]. Es

		Si	Fe	Cu	Mn	Mg
EN AC-46000	<i>AlSi9Cu3(Fe)</i>	8,0 - 11,0	1,30	2,0 - 4,0	0,55	0,05-0,55
Si:	3 %	Mn:	0,55 %			
Fe:	1,3 %	Mg:	0,50 %			
Cu:	2 %					
EN AC-47100	<i>AlSi12Cu1(Fe)</i>	10,5 - 13,5	1,30	0,7 - 1,2	0,55	0,35
Si:	3 %	Mn:	0,55 %			
Fe:	1,3 %	Mg:	0,35 %			
Cu:	0,5 %					

Tabelle 2: Legierungsbandbreite der untersuchten Legierungen [1]

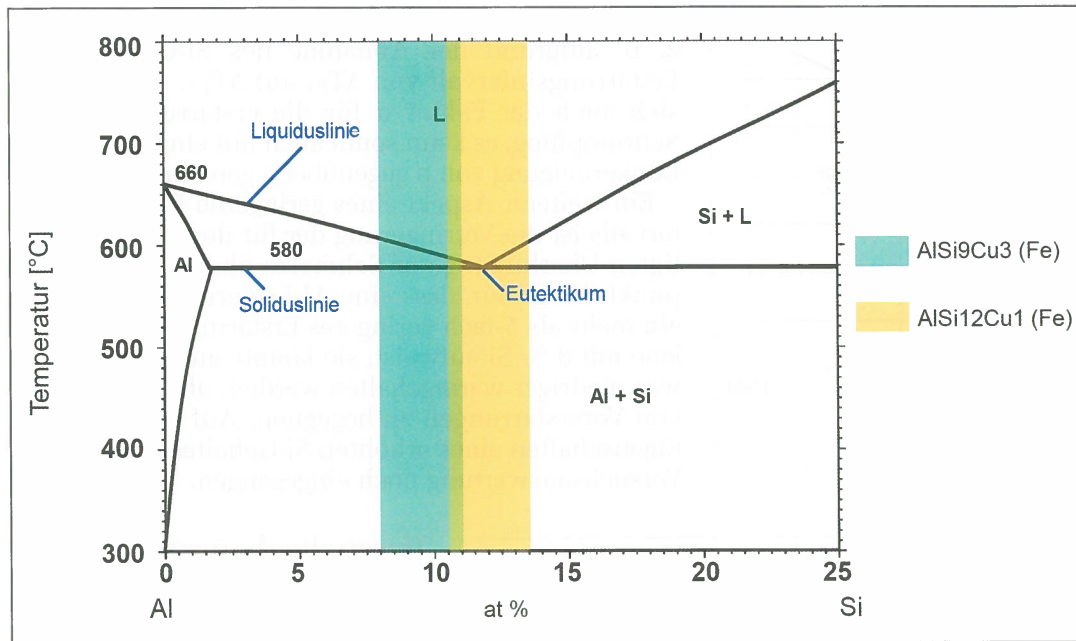
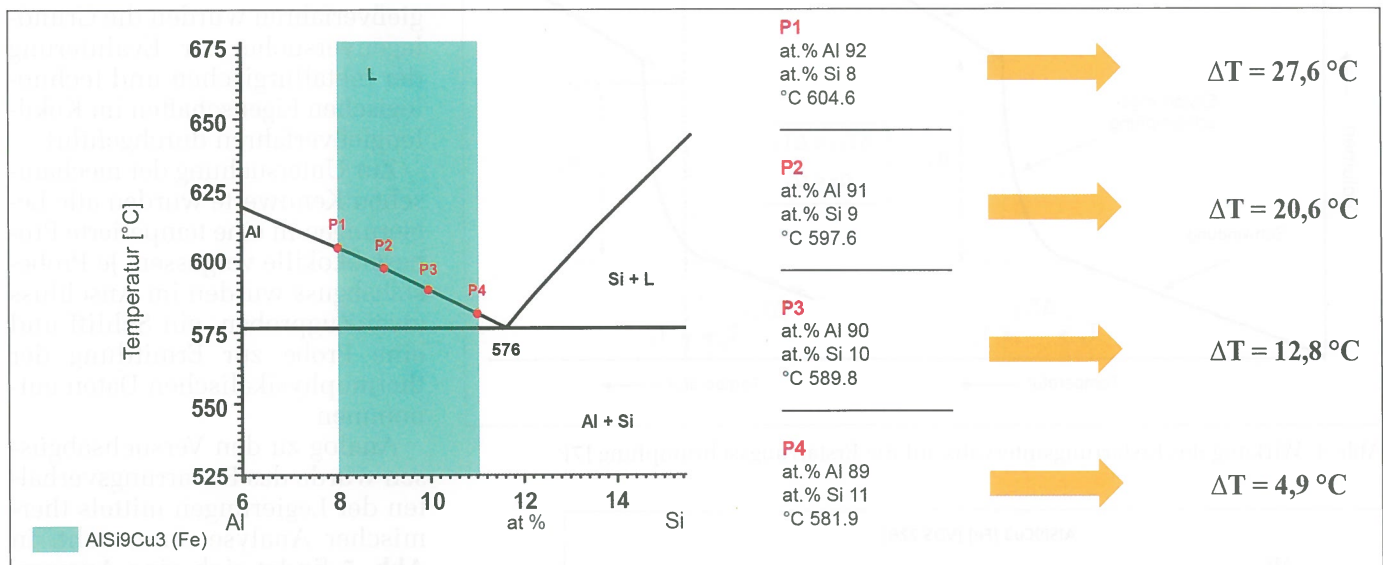


Abb. 1 (links):
Binäres Phasendiagramm mit Bereichen der Legierungen [2]

Abb. 2 (unten):
Theoretische Messung des Erstarrungsintervalls von AlSi9Cu3(Fe) [2]



wurden hierbei die Normbereiche von AlSi9Cu3(Fe) und AlSi12Cu1(Fe) in Hinblick auf den Si-Gehalt eingezeichnet. Man kann erkennen, dass es einen Bereich gibt, in dem sich diese beiden Legierungen aufgrund der überlappenden Si-Gehalte überschneiden. Aufgrund der Ähnlichkeit der restlichen Zusammensetzung könnten je nach Lage der Legierungselemente zwei identische Legierungen gemischt werden, die sich lediglich durch den maximalen Cu-Gehalt unterscheiden. Ein weiterer Effekt des variierenden Si-Gehaltes ist die unterschiedliche Ausprägung des Erstarrungsintervalls, also des Bereiches zwischen Liquidus- und Soliduslinie. Betrachtet man die Legierung AlSi9Cu3(Fe), dargestellt in Abb. 2, so kann dieses Intervall, das auch ein Indiz für die Erstarrungsschrumpfung bzw. die Zeit wie lange sich eine Legierung im thixotropen, also teilflüssigen Bereich befindet, stark variieren. Wie aus den vier Messpunkten ersichtlich ist, kann das Erstarrungsintervall theoretisch zwischen 4,9 °C und 27,6 °C liegen und somit stark die erstarungsbedingte Schrumpfung beeinflussen. Diese Wirkung des Erstarrungsintervalls auf die Erstarrungs-

schrumpfung lässt sich mittels Volumen-Temperatur-Kurven genauer beschreiben. Mit der in Abb. 3 dargestellten V-T-Kurve soll die Darstellung anhand von Rein-Aluminium erläutert werden [6]. Mit sinkender Temperatur und fortschreitender Erstarrung steigt die Dichte der Legierung, analog dazu sinkt das spezifische Volumen, welches als Reziprokwert der Dichte gesehen werden kann. Im flüssigen Bereich findet hierbei die Flüssigkeitskontraktion, also die Volumenschrumpfung der Schmelze, statt. Unterschreitet die Schmelztemperatur die Liquiduslinie, so beginnt die Schmelze zu erstarren. Die Erstarrung verläuft solange isotherm, bis das letzte Restschmelzeteilchen vollständig erstarrt ist. In diesem Bereich findet die Erstarrungsschrumpfung statt. Erst dann, bei Unterschreiten der Soliduslinie, sinkt die Temperatur weiter, es findet ab dann nur noch Festkörperkontraktion, bzw. Schwindung statt.

Mischt man zum Rein-Aluminium ein Element wie Silizium dazu, bildet sich bei 12,5 % Si ein Eutektikum aus, und es entstehen aufgrund der Löslichkeit Bereiche zwischen Solidus- und Liquiduslinie, in de-

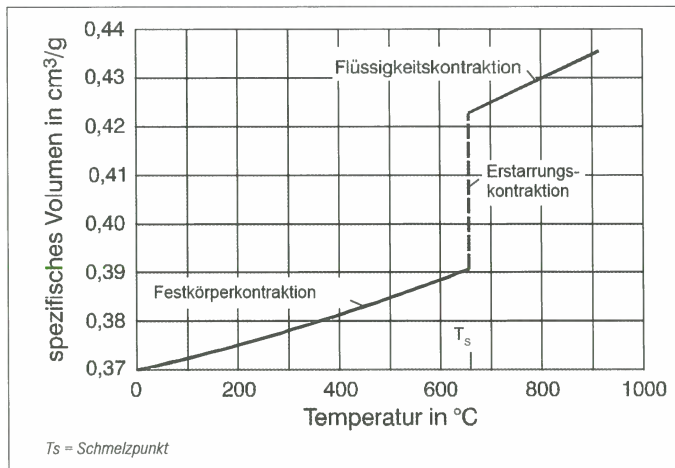


Abb. 3: Volumenverlauf von Rein-Al [6]

(b) Erstarrungsintervall dargestellt [7]. Verringert sich, z. B. aufgrund der Abnahme des Si-Gehaltes das Erstarrungsintervall von ΔT_{E1} auf ΔT_{E2} , so verringert sich auch der Faktor α für die erstarrungsbedingte Schrumpfung, es kann somit auch mit einer geringeren Lunkerneigung von b gegenüber a gerechnet werden.

Ein weiterer Aspekt eines geringeren Erstarrungsintervalls ist die Verringerung der für den Abguss benötigten Überhitzung der Schmelze über den Liquiduspunkt. Nicht nur, dass eine Al-Legierung mit 11 % Si ein mehr als 5-fach geringeres Erstarrungsintervall als jene mit 8 % Si aufweist, sie könnte auch im Ofen etwas niedriger warmgehalten werden, ohne der Gefahr von Vorerstarrungen zu begegnen. Auf die negativen Eigenschaften eines erhöhten Si-Gehaltes wird bei der Versuchsauswertung noch eingegangen.

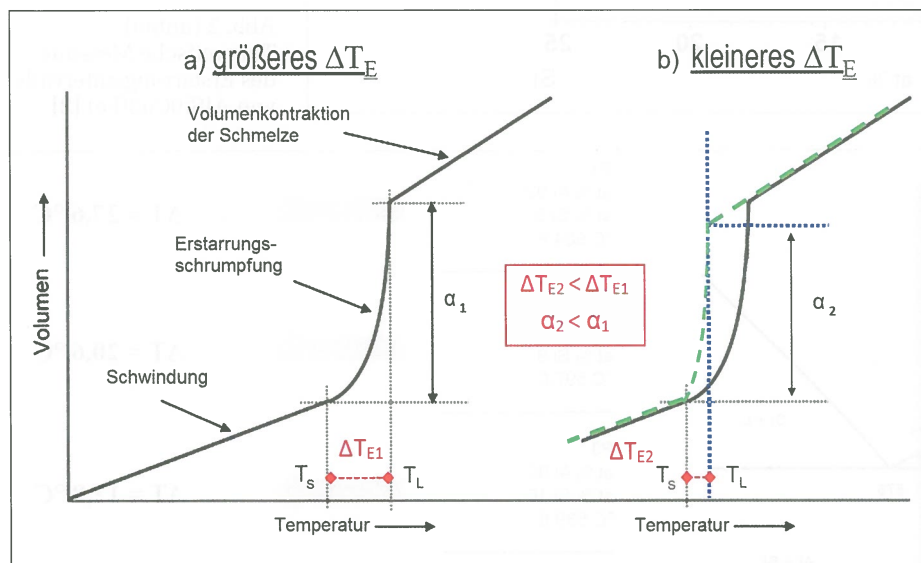


Abb. 4: Wirkung des Erstarrungsintervalls auf die Erstarrungsschrumpfung [7]

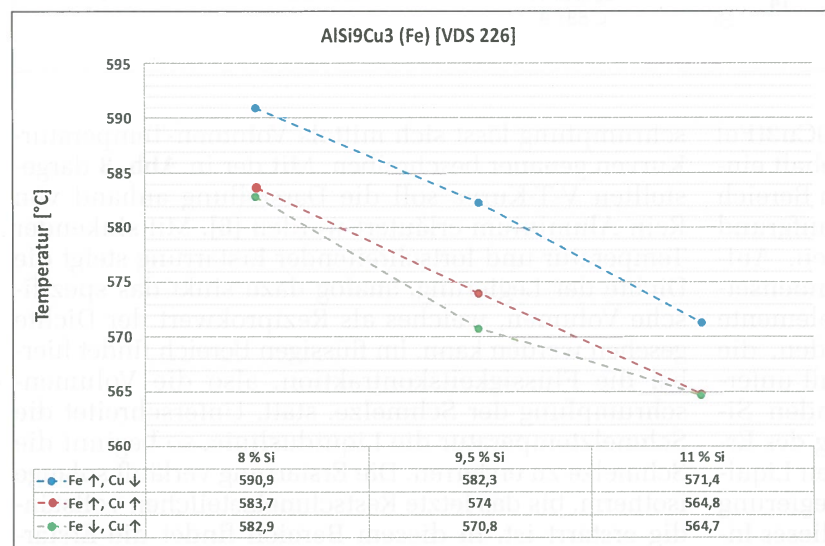


Abb. 5: Liquidustemperaturen von AlSi9Cu3(Fe) aus thermischer Analyse

Versuchsabgüsse

Aufgrund der Vielzahl der Parameter (Nachdruck, Geschwindigkeiten, Zuhaltezeit, ...) im Druckgießverfahren wurden die Grundlagenversuche zur Evaluierung der metallurgischen und technologischen Eigenschaften im Kokillengießverfahren durchgeführt.

Zur Untersuchung der mechanischen Kennwerte wurden alle Legierungen in eine temperierte Probestabkockille vergossen. Je Probestababguss wurden im Anschluss zwei Zugproben, ein Schliff und eine Probe zur Ermittlung der thermophysikalischen Daten entnommen.

Analog zu den Versuchsabgüssen wurde das Erstarrungsverhalten der Legierungen mittels thermischer Analyse untersucht. In Abb. 5 findet sich eine Auswertung der Liquidustemperaturen von AlSi9Cu3(Fe), in Abb. 6 jene von AlSi12Cu1(Fe). Aus den Ergebnissen der thermischen Analyse lässt sich ableiten, dass die Liquidustemperatur, analog zu den theoretischen, binären Al-Si-Phasendiagrammen, mit steigendem Siliziumgehalt sinkt, bzw. beim übereutektischen System ab 12,5 % Silizium steigt. Des Weiteren senkt ein steigender Kupfergehalt beim Legierungssystem AlSi9Cu3(Fe) die Liquidustemperatur. Diese Effekte konnten in den thermophysikalischen Messreihen bestätigt werden.

nen ein Mischkristall und die Schmelze koexistieren, auch Erstarrungsintervall genannt. In Abb. 4 sind analog zum Rein-Aluminium die V-T-Diagramme für eutektische Legierungen mit großem (a) und kleinem

Thermophysikalische Messung der Legierungen

Aus den Probestäben wurden zur Bestimmung der Solidus- und Liquidustemperaturen sowie der eutek-

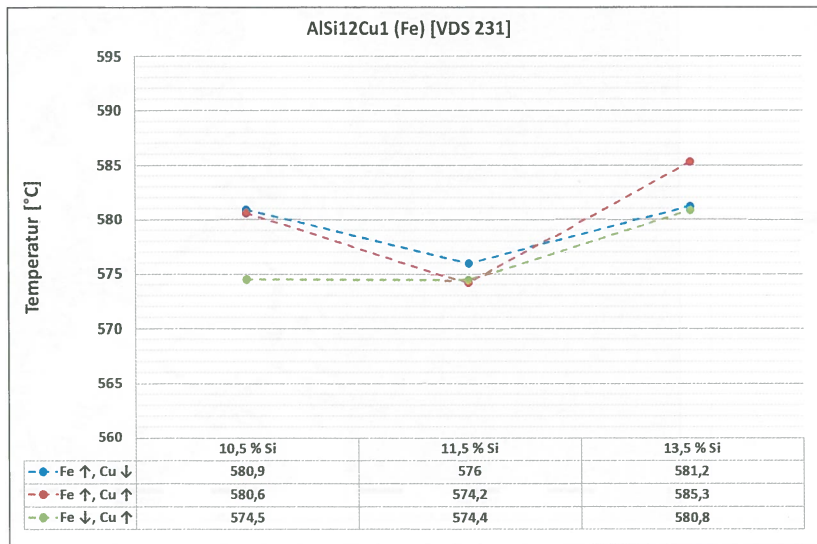


Abb. 6: Liquidustemperaturen von AlSi9Cu3(Fe) aus thermischer Analyse

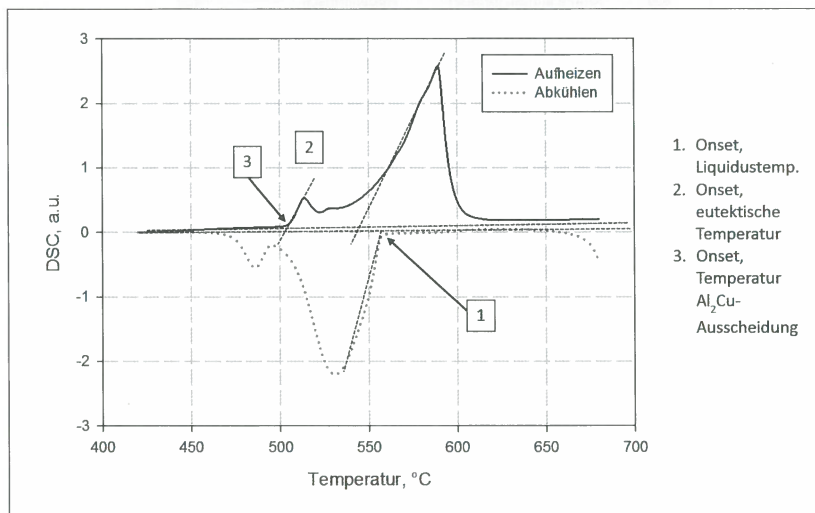


Abb. 7: Beispiel des Tangentenschnittverfahrens an DSC-Kurven

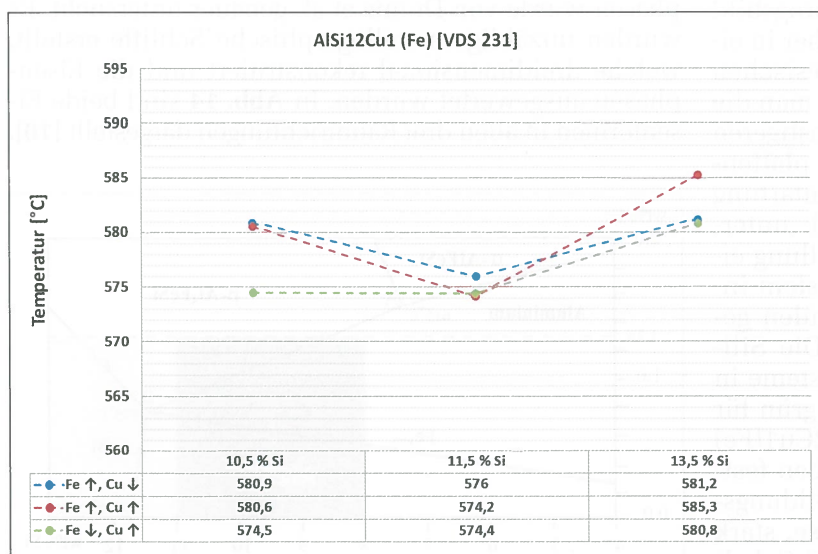


Abb. 8: Vergleich dreier Kurven mit konstanten Fe- und Cu-Gehalten bei unterschiedlichem Si-Gehalt für das Legierungssystem AlSi9Cu3(Fe)

tischen Temperatur und der Temperaturen der Cu- und Fe-Ausscheidung Proben entnommen. Diese wurden mittels Differential-Scanning-Kalorimetrie (DSC) untersucht. Insgesamt wurden 18 Legierungen untersucht. Die Aufheiz- bzw. Abkühlraten betragen für die im Folgenden dargestellten DSC-Kurven 20 Kmin⁻¹. Die charakteristischen Umwandlungstemperaturen wurden aus den DSC-Kurven mittels Tangentenschnitt-Verfahren bestimmt. Bei dieser Methode wird an die Basislinie und an die jeweilige Peakflanke (im Wendepunkt) eine Tangente angelegt. Der Schnittpunkt dieser beiden Tangenten zeigt die Starttemperatur (Onset) der jeweiligen Reaktion. Dies ist beispielhaft in **Abb. 7** dargestellt. **Abb. 8** zeigt den Vergleich dreier Kurven mit konstanten Fe- und Cu-Gehalten bei unterschiedlichem Si-Gehalt für drei Legierungstypen der Reihe AlSi9Cu3(Fe). Ergebnisse für drei Legierungen der Reihe AlSi12Cu1(Fe) sind in **Abb. 9** dargestellt. Die Primärausscheidung ist bei den AlSi9Cu3(Fe)-Varianten deutlich zu erkennen, bei den Si-reichen Varianten der Legierung AlSi12Cu1(Fe) die Ausscheidung des Primärsiliziums. Für die Cu-reichen Legierungen der Reihe AlSi9Cu3(Fe) ist die Ausscheidung der Cu-reichen Phasen im Bereich um 505 °C deutlich zu sehen, dieser Peak ist bei den Legierungen der Reihe AlSi12Cu1(Fe) nur sehr schwach ausgeprägt. Die Ausscheidung der Fe-reichen Phasen erfolgt vermutlich koeutektisch, sodass der jeweilige Peak von der wesentlich stärker ausgeprägten Wärmetönung der eutektischen Umwandlung verschluckt wird.

Metallografische Untersuchungen

Aus den Probestababgüssen wurden, wie bereits erwähnt, Abschnitte zur Erstellung metallurgischer Schiffe extrahiert. Als Basis für die Vergleiche wurden Standardgefüge, die im Mittenbereich der Legierungsnorm liegen, herangezogen, dargestellt in den **Abbn. 10** (AlSi9Cu3(Fe)) **und 11** (AlSi12Cu1(Fe)). Aufgrund der Feinheit des Gefüges von AlSi9Cu3(Fe) wurde für die Übersichtsaufnahme eine andere Vergrößerung gewählt. Die Hauptbestandteile der normgerechten Legierung AlSi9Cu3(Fe) sind dargestellt in **Abb. 12** [8]. Die Variation der Legierungselemente resultiert in einer Veränderung der Entartung der Gefügebestandteile. So führt zum Beispiel die Zugabe von Eisen zur Bildung der intermetallischen Phasen

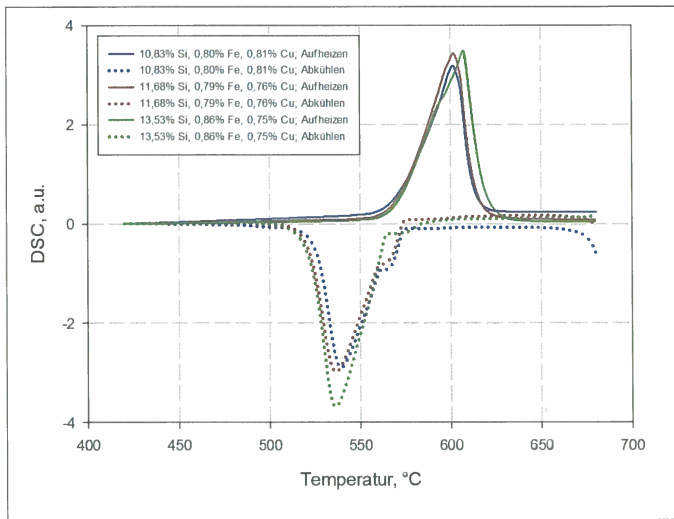


Abb. 9: Vergleich dreier Kurven mit konstanten Fe- und Cu-Gehalten bei unterschiedlichem Si-Gehalt für das Legierungssystem AlSi12Cu1(Fe)

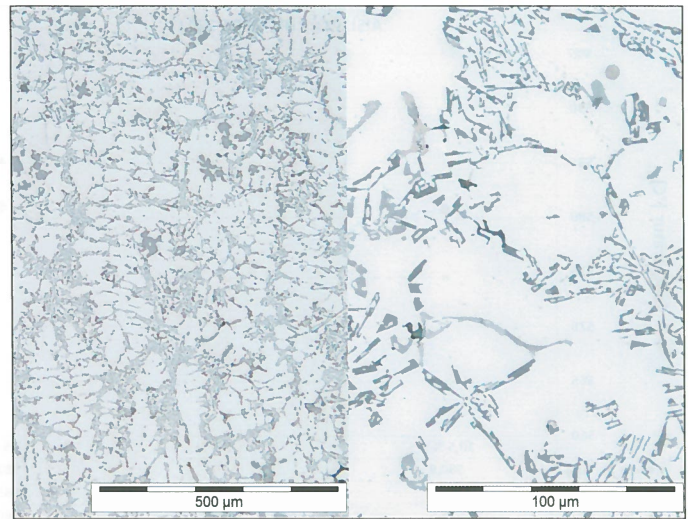


Abb. 10: Charakteristisches Gefüge des Legierungssystems AlSi9Cu3(Fe) im metallographischen Schliff

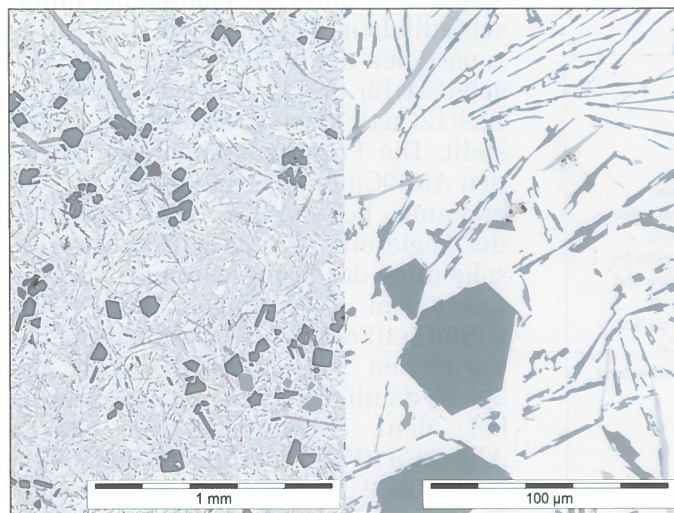


Abb. 11: Charakteristisches Gefüge des Legierungssystems AlSi12Cu1(Fe) im metallographischen Schliff

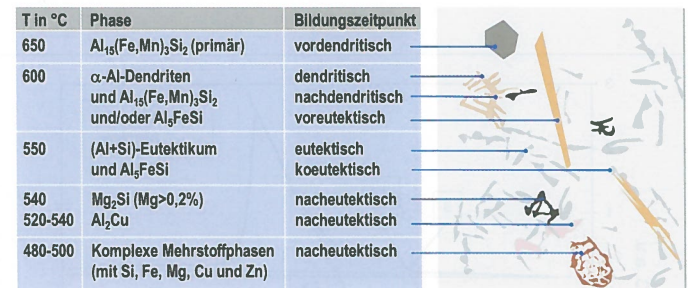


Abb. 12: Legierungsbestandteile der Al-Si Legierungen [8]

somit mit einer vermehrten nadeligen Ausscheidung der Legierung mit steigendem Siliziumgehalt zu rechnen. Ebenfalls ist in **Abb. 13** der kritische Eisengehalt der Legierungssysteme markiert, der ebenfalls analog ansteigt. Der kritische Eisengehalt ist nach Taylor wie folgt definiert:

$$Fe_{crit} \approx 0,075 \cdot [wt \% Si] - 0,05 \quad [9]$$

Das dreidimensionale Erscheinungsbild dieser Eisenphasen wurde von Dinnis et al. genauer untersucht. Es wurden unzählige metallographische Schliffe erstellt, welche dreidimensional rekonstruiert und die Eisenphasen ausgewertet wurden. In **Abb. 14** sind beide Eisenformen in allen drei Raumrichtungen dargestellt [10].

Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ (α-Fe-Phase) und Al₅FeSi (β-Fe-Phase) welche sich stark in ihrem Erscheinungsbild unterscheiden. Liegt die α-AlFeMnSi-Phase eher in einer abgerundeten, verzweigten, einem chinesischen Schriftzeichen ähnelnden Form vor, so findet man die β-Al₅FeMnSi-Phase eher in der weitaus ungünstigeren nadeligen bzw. (dreidimensional gesehen) plattenförmigen Form. Die Abhängigkeit der Eisenentartung vom Siliziumgehalt wurde von Taylor et al. untersucht. In **Abb. 13** ist eine vereinfachte Darstellung eines Schnittes durch das ternäre Al-Si-Fe System innerhalb der Normlegierungsbereiche der beiden genannten Legierungssysteme aufgezeigt [9]. Die Siliziumgehaltbereiche der beiden Legierungssysteme in diesem Diagramm wurden farblich markiert, grün für AlSi9Cu3(Fe) (VDS 226) und gelb für AlSi12Cu1(Fe) (VDS 231). Taylor et al. und Dinnis et al. haben festgestellt, dass die Eisenausscheidung und die Bildungsart der Eisenphase, also α-Fe- oder β-Fe-Phase, stark vom Siliziumgehalt abhängt. Mit steigendem Si-Gehalt werden die Bereiche von α-Eisen und auch vom Al-Mischkristall geringer, zugunsten der β-Fe-Phase. Es ist

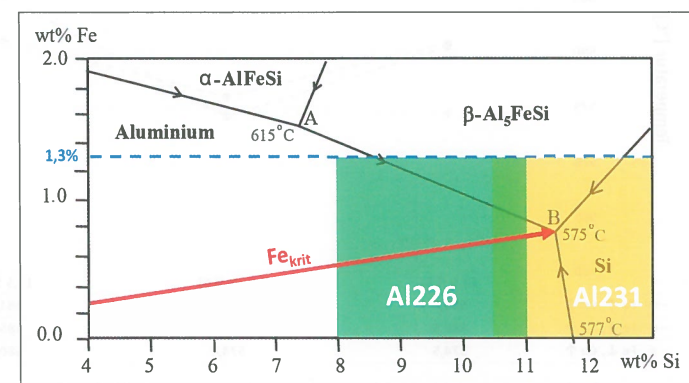


Abb. 13: Auszug aus ternärem Al-Fe-Si-System mit kritischem Eisengehalt [9]

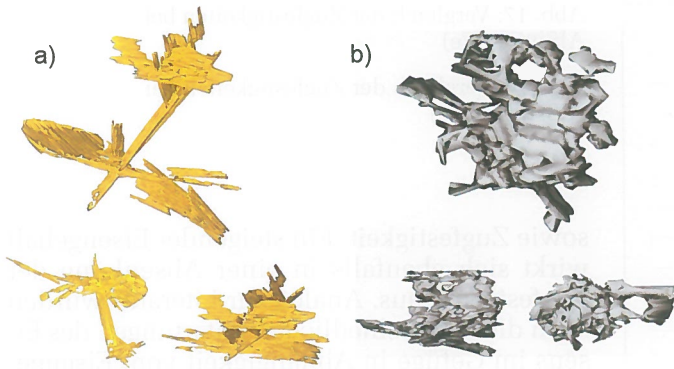


Abb. 14: Dreidimensionale Darstellung der Form von a) $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ (α -Fe-Phase) und b) Al_5FeSi (β -Fe-Phase) [10]

Die unterschiedlichen Entartungen beider Gefügeausprägungen sind hierbei gut erkennbar, die goldfarbene dargestellte Al_5FeSi (β -Fe-Phase), welche als aneinandergewachsene Platten bzw. im Schliff als Nadeln charakterisiert ist, bzw. die $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ (α -Fe-Phase), die im Schliff eine schriftartige Erscheinung hat, und dreidimensional einem kugelförmigen Knäuel ähnelt.

Im Zuge der metallografischen Untersuchungen konnten bei den Proben aus den Versuchsabgüssen analoge Schlüsse wie in der Literatur gezogen werden. Durch eine Anhebung des Siliziumgehaltes bei gleichbleibendem Eisengehalt steigt der Anteil an Eisennadeln im Schliff, das Eisen-Manganverhältnis wurde, wie bereits erwähnt, ebenfalls konstant gehalten. Die Proben, deren Schliffe in **Abb. 15** dargestellt sind, haben einen Eisengehalt von 1,3 %, also die Norm-Obergrenze. Bei 8 Prozent Silizium findet man bereits vereinzelt feine Eisennadeln, der Hauptanteil liegt jedoch in der α -Fe-Phase vor. Mit steigendem Siliziumgehalt nehmen analog zur Literatur der α -Fe-Anteil ab und der β -Fe-Phasenanteil zu [10]. Dies wird deutlich, wenn man das Schliffbild mit 11 % Silizium betrachtet. Hier sind kaum noch α -Fe-Phasenanteile vorhanden, der Hauptanteil des Eisens wurde in groben, langgewachsenen Eisennadeln (-platten) abgebunden, mit Längen im Millimeterbereich.

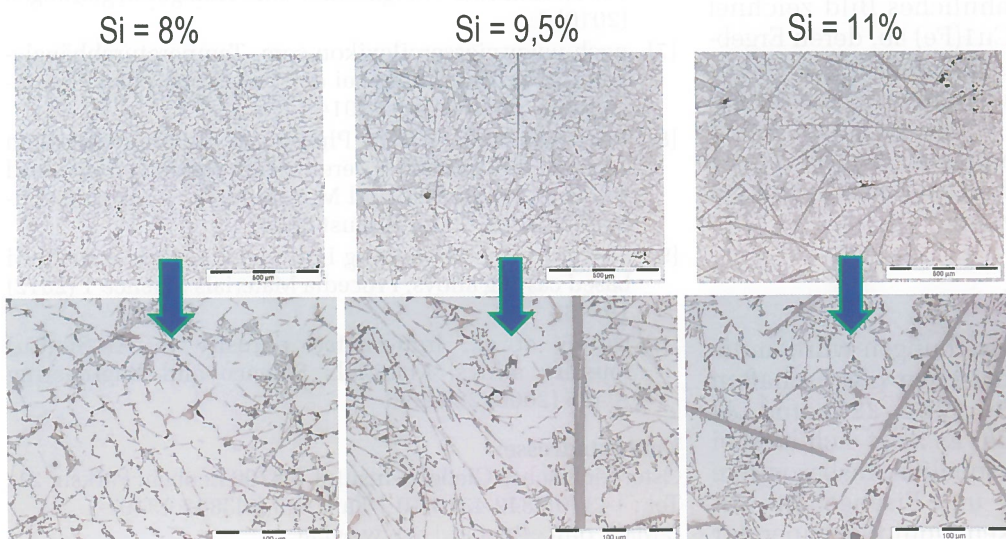


Abb. 15: Veränderung der Fe-Nadeligkeit mit steigendem Si-Gehalt bei gleichbleibendem Fe-Gehalt

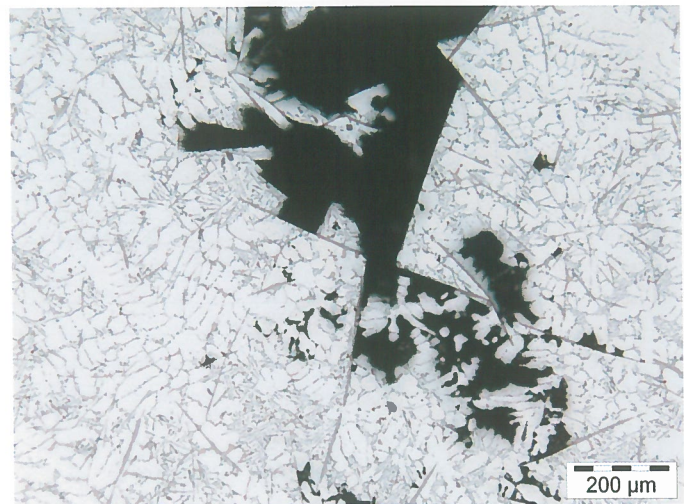


Abb. 16: Speisungsbehinderung durch Fe-Platten

Einer der Hauptnachteile von solch großen Eisenplatten zeigt sich, wenn man jene Legierung in einer lunkerbildenden Probe vergießt. Das in **Abb. 16** dargestellte Schliffbild zeigt eine in eine Lunkerprobe vergossene Legierung (VDS 226) mit 11 % Silizium. Die Ausbildung der Eisenplatten, welche im Schliff als Nadeln erkennbar sind, verhindert während der Erstarrung die Speisung und unterteilt das Gefüge in unterschiedlich nachgespeiste Bereiche. Die Ausbildung eines Lunkers ist hier unvermeidbar.

Zugversuch

Zur Untersuchung der mechanischen Eigenschaften wurden im Kokillengießverfahren Probestäbe abgegossen und aus diesen jeweils zwei Zugstäbe entnommen. Zur Erlangung einer statistischen Grundgröße wurden pro Legierungsvariante 10 Zugproben geprüft. Die Ergebnisse der Legierungsvarianten der Basis $\text{AlSi9Cu3}(\text{Fe})$ sind in **Abb. 17** dargestellt, jene auf Basis $\text{AlSi12Cu1}(\text{Fe})$ in **Abb. 18**. In beiden Diagrammen wurden jeweils die Zugfestigkeiten in Abhängigkeit vom Siliziumgehalt für die jeweiligen Legierungsvarianten sowie die Standardabweichungen aufgetragen. Alle Legierungen zeigen eine starke Abhängigkeit von den jeweiligen Zusammensetzungen, insbesondere vom Eisengehalt. Betrachtet man das Legierungssystem $\text{AlSi9Cu3}(\text{Fe})$, so ist eine deutliche Abnahme der Zugfestigkeit mit steigendem Siliziumgehalt festzustellen. Dies kann mit dem Auftreten von primären Si-Ausscheidungen mit steigendem Siliziumge-

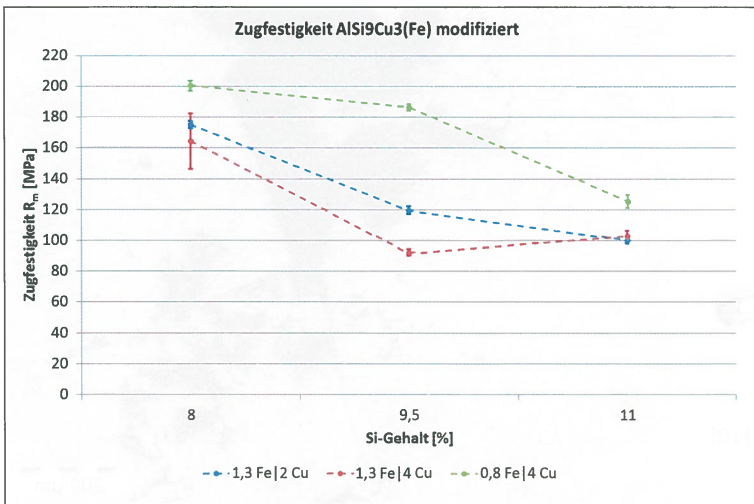
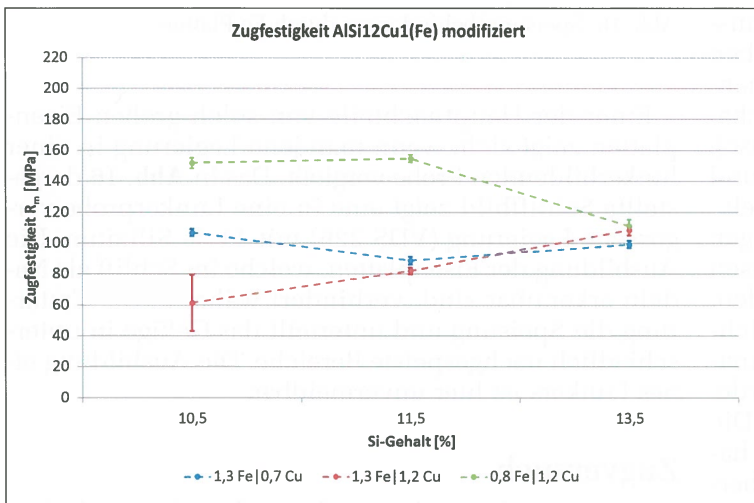


Abb. 17: Vergleich der Zugfestigkeiten bei AlSi9Cu3(Fe)

Abb. 18: Vergleich der Zugfestigkeiten bei AlSi12Cu1(Fe)



sowie Zugfestigkeit. Ein steigender Eisengehalt wirkt sich ebenfalls in einer Absenkung der Zugfestigkeit aus. Analog zur Literatur wurden auch die unterschiedlichen Entartungen des Eisens im Gefüge in Abhängigkeit vom Eisengehalt untersucht. Es verändert sich durch die Anhebung des Si-Gehaltes die Menge der Bildung der intermetallischen Phasen $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ (α -Fe-Phase) und Al_5FeSi (β -Fe-Phase), welche sich stark in ihrem Erscheinungsbild unterscheiden. Insbesondere die nadelförmige, bzw. dreidimensional betrachtet plattenförmige β -Fe-Phase führt zu einer Absenkung der Zugfestigkeit, gepaart mit einer Erhöhung der Lunkerneigung aufgrund der Behinderung der Nachspeisung im Guss. Die Veränderung von Liquidustemperatur und Eutektikale wurden im Versuch sowie auch mittels thermophysikalischer Messreihen untersucht bzw. bestätigt.

Verwendete Literatur

- [1] DIN EN 1706, Aluminium und Aluminiumlegierungen – Gussstücke – Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften (2010)
- [2] Landolt-Börnstein, Binary Systems, Part 1 – Elements and Binary Systems from Ag-Al to Au-Tl, Group IV Physical Chemistry Volume 19B1 (2002) 198-200
- [3] Aleris, Aluminium-Gusslegierungen, www.aleris.com (2012) 18
- [4] Hwang et al., The effects of Mn additions on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu casting alloys, Materials Science and Engineering A 488 (2008) 496–504
- [5] Hilbrans, Nichteisenmetalle, Werkstoffkunde, Springer-Lehrbuch (2012), 309-355
- [6] VDG-Merkblatt P202, Volumendefizite von Gussstücken aus Aluminium-, Magnesium- und Zinkgusslegierungen (2010) 3
- [7] nach www.giessereilexikon.com, Temperaturabhängigkeit der Schrumpfung bei der Erstarrung einer Gusslegierung, Stand August 2014
- [8] Rockenschaub, FT&E, Phasen in untereutektischen AlSiCuFe-Systemen, deren Bildungszeitpunkt und Bildungstemperatur und Morphologie, www.giessereilexikon.com, Stand August 2014
- [9] Taylor J., Iron-containing intermetallic phases in Al-Si based casting alloys, Procedia Materials Science 1 (2012) 19 – 33
- [10] Dinnis et al., Iron-related porosity in Al-Si-(Cu) foundry alloys, Materials Science and Engineering A 425 (2006) 286–296

halt, welche eine Versprödung der Proben mit sich bringen, erklärt werden. Des Weiteren liegt die Zugfestigkeit bei den Proben mit erhöhtem Eisengehalt deutlich unterhalb jener mit niedrigem Eisengehalt, die Kurven sind sozusagen annähernd parallel nach unten verschoben. Besonders auffällig ist dieser Effekt bei einem Siliziumgehalt von 9,5 %. Vergleicht man hier die beiden Extremwerte, so ist eine Differenz von ca. 100 MPa messbar. Dies ist ein deutlicher Hinweis dafür, dass der Eisengehalt und auch die Abhängigkeit des Eisens vom Siliziumgehalt einen starken Einfluss auf die Zugfestigkeit haben. Ein ähnliches Bild zeichnet sich bei der Legierung AlSi12Cu1(Fe) ab, deren Ergebnisse analog dargestellt sind. Ein deutlicher Unterschied zeigt sich erst bei der übereutektischen Variante, also über 12,5 % Silizium, wobei der große Anteil an spröden primären Siliziumphasen den Effekt der Eisennadeln überstrahlt, zu sehen bei den Ergebnissen der Legierung mit 13,5 % Silizium.

Ergebnisse und Diskussion

In den hier vorgestellten Untersuchungen wurden die metallurgischen und technologischen Eigenschaften der Legierungen AlSi9Cu3(Fe) (VDS 226) und AlSi12Cu1(Fe) (VDS 231) beurteilt. Es zeigt sich hierbei ein starker Einfluss auf die Gussqualität, insbesondere in Hinblick auf den Silizium- und Eisengehalt. Mit steigendem Siliziumgehalt sinken Liquidustemperatur

Kontaktadresse:

Österreichisches Gießerei-Institut | 8700 Leoben, Parkstr. 21
 Tel.: +43 (0)3842 43101-0 | Fax: +43 (0)3842 43101-1
 E-Mail: office@ogi.at | www.ogi.at