

Beitrag zur Evolution von Aluminium-Gusslegierungen für warmfeste Anwendungen

Von der Fakultät für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie
der Technischen Universität Bergakademie Freiberg
genehmigte

Dissertation

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur

(Dr.-Ing.)

vorgelegt

von Dipl.-Ing. Steffen Klan

geboren am 07.07.1976 in Schlema

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Klaus Eigenfeld, Freiberg
Prof. Dr.-Ing. Peter Schumacher, Leoben
Dr.-Ing. Hubert Koch, Rheinfeldern

Tag der Verleihung: 24.09.2004

Vorwort

Diese Arbeit entstand im Rahmen des Projektes „Neue warmfeste Legierungen für Hochleistungsleichtbaumotoren“. An dem durch das Bundesministerium für Bildung und Forschung unterstützten Projekt waren folgende Partner beteiligt:

- EADS Deutschland GmbH: Frau Dr. Blanka Lenczowski, Herr Tzu-Hao Hsu, Frau Annegret Franke
- Aluminium Rheinfelden GmbH: Herr Dr.-Ing. Hubert Koch
- TU Bergakademie Freiberg, Gießerei-Institut: Herr Prof. Dr-Ing. Klaus Eigenfeld, Herr Steffen Klan.

Um das Know How einzelner Partner und deren Wettbewerbsvorteile zu schützen, wurden in der öffentlich-zugänglichen Fassung dieser Arbeit auf die genaue Angabe einzelner Sachverhalte bewusst verzichtet. Ausdem läuft derzeit ein Patentverfahren.

An dieser Stelle sei auch den Projektpartnern und dem BMBF für die Unterstützung dieser Arbeit gedankt.

Danksagung

An dieser Stelle möchte ich all denjenigen danken, die mich bei dieser Arbeit gefördert und unterstützt haben.

Den Herren Prof. Dr.-Ing. Klaus Eigenfeld und Dr.-Ing. Hubert Koch danke ich für die Betreuung und Begutachtung meiner Dissertation sowie ihren wertvollen Hinweisen und Anregungen.

Für die freundliche Übernahme eines weiteren Gutachtens danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Peter Schumacher, Institut für Gießereikunde an der Montanuniversität Leoben.

Ich danke den Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern aus den Laboratorien und des Versuchsfeldes des Gießerei-Institutes für die Unterstützung bei der Durchführung der Versuche.

Weiterhin danke ich den Mitarbeitern des Institutes für Metallkunde, insbesondere Frau Heinzl welche mir bei der Herstellung, Betrachtung und Auswertung der Schliffe mit Rat und Tat zur Seite stand und Frau Bleiber für die vielen Stunden am Raster-Elektronen-Mikroskop. Großer Dank gilt auch den Damen aus der Werkstatt für die Herstellung der zahlreichen Zugproben und Herrn Weber (Institut für Werkstofftechnik) für die Durchführung der Zugversuche. Ebenso gilt mein Dank Herrn Barth (Institut für Wärmetechnik und Thermodynamik) für die Bestimmung der Temperatur- und Wärmeleitfähigkeit.

Ein besonderer Dank gilt meinen Eltern sowie meiner Freundin, auf deren Verständnis, Hilfe und Unterstützung ich jederzeit bauen konnte.

Inhaltsverzeichnis

1.	Einleitung und Motivation	6
2.	Literaturübersicht und allgemeine Betrachtung	9
2.1	Anforderungen der Automobilindustrie und Stand der Technik	9
2.2	Aluminiumlegierungen	12
2.3	AlSi-Legierungen	24
2.3.1	Behandlungsmaßnahmen zur Gefügebeeinflussung	25
2.3.2	Einfluss von Legierungs- und Begleitelementen	27
2.3.3	Metallkundliche Betrachtungen	31
2.3.4	Mechanische, physikalische und gießtechnologische Eigenschaften	33
2.4	AlMg-Legierungen	37
2.4.1	Einfluss von Legierungs- und Begleitelementen	38
2.4.2	Metallkundliche Betrachtungen	41
2.4.3	Mechanische, physikalische und gießtechnologische Eigenschaften	44
2.5	AlCu-Legierungen	46
2.5.1	Einfluss von Legierungs- und Begleitelementen	47
2.5.2	Metallkundliche Betrachtungen	49
2.5.3	Mechanische, physikalische und gießtechnologische Eigenschaften	51
3.	Festlegung der Legierungszusammensetzung	53
4.	Versuchsübersicht	56
5.	Versuchsdurchführung und –auswertung	60
5.1	Abguss	60
5.1.1	Dichteindex	60
5.1.2	Chemische Zusammensetzung	61
5.2	Bestimmung der Wärmebehandlungsparameter	64
5.2.1	DTA-Untersuchung	65
5.2.2	Dilatometeruntersuchungen	66
5.2.3	Parameter für die Wärmebehandlung	66
5.3	AlMgSi-Legierungen	67

5.3.1	Mechanische Eigenschaften	67
5.3.2	Gießtechnologische Eigenschaften	74
5.3.3	Physikalische Eigenschaften	75
5.3.4	Metallografische Eigenschaften	75
5.4	AlSi6Cu4-Legierungen	79
5.4.1	Mechanische Eigenschaften	79
5.4.2	Gießtechnologische Eigenschaften	86
5.4.3	Physikalische Eigenschaften	86
5.4.4	Metallografische Eigenschaften	87
5.5	AlSi10Ni3-Legierungen	91
5.5.1	Mechanische Eigenschaften	91
5.5.2	Gießtechnologische Eigenschaften	98
5.5.3	Physikalische Eigenschaften	98
5.5.4	Metallografische Eigenschaften	98
5.6	AlCu5Mn-Legierungen	102
5.6.1	Mechanische Eigenschaften	102
5.6.2	Gießtechnologische Eigenschaften	109
5.6.3	Physikalische Eigenschaften	109
5.6.4	Metallografische Eigenschaften	110
5.7	Zusammenfassung	115
5.7.1	Mechanische Eigenschaften	115
5.7.2	Gießtechnologische Eigenschaften	119
5.7.3	Physikalische Eigenschaften	120
5.7.4	Metallografische Eigenschaften	120
6.	Legierungsoptimierung	122
7.	Versuchsdurchführung und -auswertung der optimierten Legierungen	124
7.1	Abguss	124
7.1.1	Chemische Zusammensetzung	124
7.2	Bestimmung der Wärmebehandlungsparameter	125
7.2.1	DTA-Untersuchung	125
7.2.2	Dilatometeruntersuchungen	126
7.2.3	Parameter für die Wärmebehandlung	127

7.3	Mechanische Eigenschaften	128
7.3.1	Härtemessung	128
7.3.2	Zugversuch	129
7.4	Gießtechnologische Eigenschaften	133
7.4.1	Fließvermögen	133
7.4.2	Warmrissneigung	133
7.5	Metallografische Eigenschaften	134
7.5.1	Gefügeaufnahmen und Auswertung	134
7.5.2	Phasenbestimmung	137
7.6	Physikalische Eigenschaften	143
7.6.1	Längenausdehnung	143
7.6.2	Temperatur- und Wärmeleitfähigkeit	144
7.7	Diskussion der Ergebnisse	147
8.	Zusammenfassung und Ausblick	151
9.	Literaturverzeichnis	155
10.	Anhang	167
10.1	DTA- und Dilatometerkurven	167
10.2	Mechanische Eigenschaften	176
10.3	Gefügeaufnahmen	183

1. Einleitung

Die Schonung unserer Umwelt und unserer Ressourcen ist eine der wichtigsten Aspekte zukunftsorientierter industrieller Entwicklung und Produktion. Dies betrifft in ganz besonderem Maße die Automobilindustrie, da hier ein direkter Einfluss auf diese Thematik genommen werden kann. Die Reduzierung von Emissionen wird durch die Verminderung des Kraftstoffverbrauches und dabei durch optimierte Motorentechnik sowie einem konsequenten Leichtbau der Fahrzeuge erreicht. Der Zielkonflikt besteht darin, dass Kunden sogar im Kleinwagen nicht mehr auf Komfort, Sicherheit und Leistung, wie zum Beispiel: Klimaanlage, Navigation, Airbags, Antiblockiersystem, elektronisches Stabilitätsprogramm verzichten, aber dies aufgrund des Druckes durch die Politik mit einem niedrigen Kraftstoffverbrauch und Emissionsausstoss verbunden sehen möchten. Durch die Umsetzung fortschrittlicher Leichtbaukonzepte konnte zumindest bei einer steigenden Anzahl von zusätzlichen Elementen und Baugruppen im PKW das Gewicht konstant gehalten und trotz steigender Motorleistungen der Kraftstoffverbrauch und der Emissionsausstoss reduziert werden.

Um den weiterhin steigenden Anforderungen der Kunden und der Politik im Automobilbau gerecht zu werden, müssen die Automobilkonzerne und ihre Zulieferfirmen immer schneller innovative Ideen bezüglich Design, Prozessoptimierung und Werkstoffe entwickeln und in die Serie umsetzen. Dabei ist die Werkstoffinnovation ein Schlüsselement zur Optimierung der Bauteileigenschaften speziell auf die aktuellen Zielsetzungen der Weiterentwicklung von Verbrennungsmotoren.

Besonders im Bereich direkt eingespritzter hoch aufgeladener Dieselmotoren sowie bei direkt eingespritzten Ottomotoren stellt der Zylinderkopf derzeit das kritischste Bauteil dar. Erhöhte spezifischen Leistungen führen zu höheren Bauteiltemperaturen und steigende Zünddrücke (**Bild 1.1**) erhöhen erheblich die mechanische Belastung. Parallel dazu wird die geometrische Gestaltungsfreiheit durch die Nutzung der Mehrventiltechnologie stark eingeschränkt.

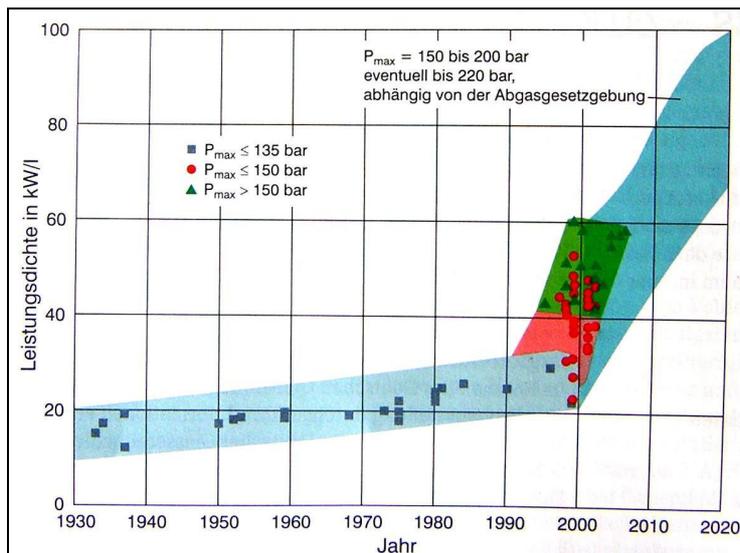


Bild 1.1: Anstieg des Spitzdruckes bei PKW-Dieselmotoren [150]

Insgesamt kann hinsichtlich der heute eingesetzten Werkstoffe festgestellt werden, dass vor dem Hintergrund des steigenden Leistungsiveaus, sinkender Motorgewichte und zunehmender thermischer und mechanischer Belastungen die Werkstoffausnutzung der Zylinderköpfe vielfach bis in den Grenzbereich optimiert ist.

Im Rahmen dieser Arbeit werden durch Optimierung und Weiterentwicklung bestehender Aluminiumwerkstoffe Legierungen für den Einsatz im Motorenbereich für deutlich höhere Temperaturbelastungen entwickelt. Diese Ergebnisse sollen die stetigen Bemühungen nach der Reduzierung von Emissionen der Kraftfahrzeuge durch effektivere Antriebsquellen und werkstofftechnischen Leichtbau unterstützen.

Die neuen Legierungen sollen im Sand- als auch im Kokillenguss gleichzeitig mehrere konkurrierende Anforderungen erfüllen, welche nicht alle im Rahmen dieser Arbeit überprüft werden konnten:

- Hohe Festigkeit und Dehnung sowohl bei Raumtemperatur als auch bei erhöhten Temperaturen (bis zu 300 °C),
- Hohe Härte,
- Gute Gießigenschaften mit niedriger Warmrissanfälligkeit,
- Hohe Wärmeleitfähigkeit / Temperaturleitfähigkeit,
- Hohe Kriechbeständigkeit,
- Niedrige thermische Ausdehnung,
- Hohe Thermoschockbeständigkeit,
- Serientauglichkeit sowie
- Ausreichende Bruchzähigkeit, Korrosionsbeständigkeit und Bearbeitbarkeit.

Diese Anforderungen lassen sich durch eine Legierungsmodifikation, eine Variation der Kristallisationsbedingungen und eine Anpassung der anschließenden Wärmebehandlung erfüllen. Durch Hinzufügen von Legierungselementen, die sphärische, intermetallische Phasen bilden und / oder die Diffusion verringern, sollen die Hochtemperatureigenschaften verbessert werden. Bei der Auswahl der Legierungen wurde darauf Wert gelegt, dass Legierungen aus der Gruppe AlSi, AlMg und AlCu untersucht werden. Für die Bestimmung des derzeitigen Ist-Zustandes und zum Vergleich der erhaltenen Ergebnisse diente die Legierung AlSi7Mg, welche derzeit für höher belastete Zylinderköpfe verwendet wird.

2. Literaturübersicht

2.1 Anforderungen der Automobilindustrie und Stand der Technik

Steigende Komfort- und Sicherheitsansprüche sowie leistungsstärkere Antriebsaggregate bewirken eine stetige Zunahme der Masse moderner PKW. Gleichzeitig werden die Bestrebungen nach vermindertem Kraftstoffverbrauch und der damit reduzierten Schadstoffemissionen immer wichtiger. Mit diesem Zielkonflikt kommt dem Leichtbau eine überragende Bedeutung zu. Der Gewichtsreduzierung liegt dabei folgende Matrix zugrunde: 100 kg Mindergewicht reduzieren den Kraftstoffverbrauch um 0,2 bis 0,5 l/100 km. Dabei bringen Gewichtseinsparungen insbesondere bei großvolumigen, mehrzylindrigen Motoren die höchsten Verbrauchsvorteile. So kann zum Beispiel die Masse eines Kurbelgehäuses durch den Ersatz von Grauguss mittels einer Aluminiumlegierung um bis zu 50 % reduziert werden [1] [2] [3].

Eine Analyse der Masseanteile der einzelnen Motorenkomponenten für Dieselmotoren im Hubraumbereich von 2 l zeigt, dass ein GJL-Kurbelgehäuse 27 %, Kurbelwelle/Kolben/Pleuel 25 % und der Zylinderkopf 10 % Masseanteil besitzt. Die restlichen Prozente entfallen auf die Ein- und Anbauteile [4].

Die Auslegung von Zylinderköpfen hoch ausgelasteter Motoren ist nach wie vor eine große Herausforderung an die Entwicklungsingenieure. Insbesondere der ungebrochene Trend nach höheren Motorleistungen führt zu einer kontinuierlichen Zunahme der Zylinderkopfbelastungen. Neben der reinen Leistungserhöhung als Maß für die zunehmende thermische Belastung der Zylinderköpfe sind es vor allem auch steigende mechanische Belastungen, die sich unter anderem durch Erhöhung des Verdichtungsverhältnisses sowie den Betrieb des Motors an der Klopfgrenze ergeben [5] [6].

Eine zielgerichtete Auslegung der Strukturmechanik und eine optimale Kühlauslegung sind wesentliche Anforderungen bei der Entwicklung von hoch belasteten Zylinderköpfen. Hauptaugenmerk wird hierbei auf die Vermeidung bzw. Reduzierung von lokalen Spannungsspitzen und auf eine Absenkung der Temperaturen in kritischen Bereichen sowie auf die Verhinderung hoher Temperaturgradienten gelegt. So hat z. B. die Oberflächenrauigkeit des Zylinderkopfwassermantels einen erheblichen Einfluss auf die Kühlung des Zylinderkopfes [5] [7].

Für die Herstellung von Zylinderköpfen gibt es unterschiedliche Konzepte. Die Auswahl eines Konzeptes wird auf der Basis vorliegender Belastungsdaten durch viele Faktoren beeinflusst. Diese sind unter anderem:

- Grundgeometrie (Ventilanzahl und Kanalanordnung),
- Gesamtsteifigkeit,
- Thermodynamik,
- Gewicht,
- Prozesssichere Herstellbarkeit der Rohteile und Bearbeitbarkeit,
- Montagekonzepte,
- Aufwand für Dichtungssysteme und
- Kosten [5] [8].

Aufgrund dieser und weiterer Punkte wird entschieden, ob ein Zylinderkopf als Komplettbauteil, Bauteil mit integrierten Einsätzen oder als zusammengesetztes Bauteil (horizontal geteiltes Zylinderkopfkonzzept) hergestellt wird [5].

Der zentrale Bereich des Zylinderkopfes in Brennraumnähe sowie insbesondere alle Stege, welche von den Ein- und Auslaßkanälen gebildet werden, sind zusätzlich temperaturbelastet in einer Spanne von etwa 180 bis 220 °C oder sogar darüber. Dies ist insoweit von Bedeutung, als dass die üblicherweise angewandten warmausgehärteten Gusslegierungen in diesen Temperaturbereichen mit der Zeit einen deutlichen Alterungsprozess durchlaufen. Die mechanischen Eigenschaften wie die Zugfestigkeit, die Streckgrenze und die Härte nehmen deutlich ab. Infolgedessen können sich in diesen kritischen Zonen Dauerfestigkeitsprobleme durch Bildung von Rissen ergeben [7] [9] [10] [11] [12].

Vor dem Hintergrund der Entwicklungstendenzen bezüglich steigender Leistung der Motoren ist eine höhere Belastung der Hauptbauteile vorgezeichnet. Bereits heute sind in vielen Motoren aus Aluminiumlegierungen die maximal möglichen Werkstoffbelastungen erreicht [13] [14].

Zylinderkopfwerkstoffe

Ein für die Konzipierung und Optimierung von Zylinderköpfen entscheidendes Kriterium sind die mechanischen und physikalischen Kennwerte der gewählten Legierung, die neben der konstruktiven Auslegung des Zylinderkopfes lebensdauerbestimmenden Einfluss haben. Die Anforderungen an die mechanisch-physikalischen Eigenschaften

von Zylinderkopfwerkstoffen lassen sich durch folgende Hauptmerkmale beschreiben (siehe auch Seite 7):

- Hohe Zugfestigkeit bzw. Dehngrenze bei Betriebstemperatur,
- Hohe Bruchdehnung,
- Hohe thermische Leitfähigkeit,
- Geringe thermische Ausdehnung,
- Hohe Kriechbeständigkeit und
- Hohe Thermoschockbeständigkeit [5] [9] [12] [15].

Die **Tabelle 2.1.1** zeigt einen Vergleich der Materialeigenschaften gängiger Zylinderkopflegerungen.

Tabelle 2.1.1: Materialeigenschaften gängiger Zylinderkopflegerungen [5]

Kenngröße / Temperatur	Legierung					
	EN AC- AlSi6Cu4 T6	AlSi9Cu3 T6	EN AC- AlSi7Mg T6	EN AC- AlSi10Mg T6	AlCu5Ni1,5CoSbZr T6	
Rm in N/mm ²	20°C 250°C	220 120	210 110	260 80	269 75	250 210
Rp0,2 in N/mm ²	20°C 250°C	180 90	150 80	220 65	220 60	210 140
A in %	20°C 250°C	0.5 11	1.5 4.5	1 25	1 40	1 12
λ in W/(m*K)	20°C	110-120	138	150-170	150-170	150
HB	20°C	85	95	90	90	90

Die Wärmeleitfähigkeit spielt bei der Legierungsauswahl eine große Rolle. Da die Wärmeabfuhr eine der wesentlichen Funktionen des Zylinderkopfes ist, kann die Wärmeleitfähigkeit seine Lebensdauer stärker beeinflussen als kleine Änderungen der Festigkeit oder Duktilität [16].

Im Zylinderkopfbereich treten gleichzeitig thermische und mechanische Belastungen auf. Entsprechend sind Versagensmechanismen aufgrund der zyklischen Belastungen aus den Verbrennungsvorgängen (High Cycle), aber auch Schäden aus thermischen Zyklen im Langzeitbetrieb (Low Cycle) der Teile zu beachten. Low-Cycle-Fatigue (LCF)-Schäden treten insbesondere in Bereichen mit sehr hohen Temperaturdifferenzen auf, z. B. im Zentrum der Brennraumplatte von Zylinderköpfen [3] [13] [14].

Der Dendritenarmabstand (DAS) ist eine Kenngröße für die thermische Belastbarkeit bzw. die Thermoschockbeständigkeit eines Bauteils, der in hoch beanspruchten

Bereichen (Brennraumseite) möglichst klein sein sollte und durch eine gelenkte Erstarrung von der Brennraumseite zur Speiserseite hin erzielt wird [5].

Von hoher Bedeutung für die erzielbaren Festigkeitskennwerte ist auch die Porenarmut des Gussteils. Neben dem Porositätsgrad hat die Geometrie der Poren entscheidenden Einfluss auf die plastischen Verformungseigenschaften der Legierung. Eine Porosität von beispielsweise 10 % führt bei der Legierung EN ACAISi6Cu4 abhängig von der Porenform zu Verlusten von 10 bis 25 % in der Zugfestigkeit R_m und zu einer Reduzierung der Bruchdehnung A um 55 bis 90 % [5].

Ein Vergleich zwischen Porosität und Dendritenarmabstand auf die Thermoschockbeständigkeit verdeutlicht, dass die Porosität einen erheblich größeren Einfluss als der Dendritenarmabstand hat [16].

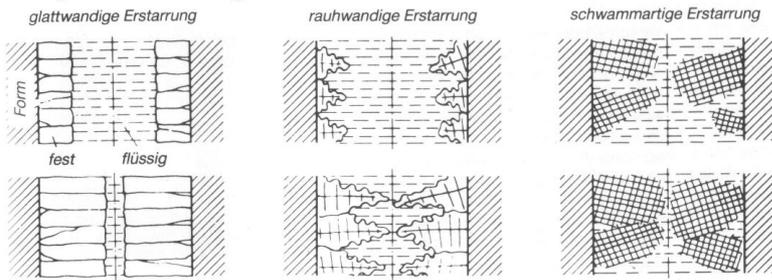
Ein neuartiger Weg für die Herstellung von Zylinderköpfen ist das Gießen von zwei ähnlichen Schmelzen zur Erzielung eines Gradientengussteiles mit Ausbildung eines Interfacebereiches von definierter Breite mit einem kontinuierlichen Konzentrationsgradienten und einem stufenlosen Übergang der Eigenschaften der einen Legierung zu denen der anderen. Auf diese Weise lassen sich Bauteile herstellen, deren Festigkeits- oder andere Eigenschaften in einem vorgegebenen Teilbereich des Gusstückes entsprechend ihren Anforderungen gesteuert eingestellt werden können [17].

2.2 Aluminiumlegierungen

Erstarrungsmorphologie

Die Erstarrung erfolgt über einen Kristallisationsprozess. Die Erstarrungsmorphologie beschreibt dabei die Gestalt der in der Schmelze wachsenden Kristalle. Setzt das Wachstum an der Grenzfläche des Metalls zur Form ein, spricht man von „exogener“ Erstarrung; wenn Kristalle im Inneren der Schmelze gebildet werden, liegt „endogene“ Erstarrung vor. Diese Grundbegriffe ermöglichen die Definition einer Reihe von typischen Arten des Erstarrungsablaufs, die alle bei Aluminiumlegierungen vorkommen (**Bild 2.2.1**).

Exogene Erstarrung



Endogene Erstarrung

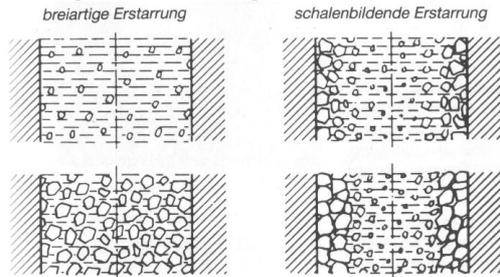


Bild 2.2.1: Morphologische Erstarrungstypen [18]

Bei Leichtmetall-Gusslegierungen werden viele Übergangsformen zwischen der breiartigen und der schalenbildenden Erstarrung angetroffen. Ebenfalls sind Übergänge zwischen den drei exogenen Erstarrungstypen möglich. Es kommt vor, dass bei einer Legierung oft exogene und endogene Erstarrung nach- und nebeneinander auftreten. Eine Klassifizierung von verschiedenen Aluminiumlegierungen hinsichtlich ihres Erstarrungstypes ist in **Tabelle 2.2.1** dargestellt.

Tabelle 2.2.1: Erstarrungsmorphologien von Aluminium-Gusswerkstoffen [18]

Werkstoff	Kokillenguss	Sandguss
Al99,99	glattwandig	glattwandig
Al99,9	glattwandig	rauhwandig
Al99,5	glattwandig	schwammartig
AlMg3	rauhwandig	schwammartig
AlMg5	rauhwandig bis breiartig	schwamm-/breiartig
AlMg10	endogen-schalenbildend	breiartig
AlCu4	rauhwandig	breiartig
AlSi5	schwamm-/breiartig	breiartig
AlSi9	schwamm-/breiartig	breiartig
AlSi12 (unveredelt)	rauhwandig bis endogen-schalenbildend	breiartig bis endogen-schalenbildend
AlSi12 (lamellar)	rauhwandig bis endogen-schalenbildend	breiartig
AlSi12 (veredelt)	glattwandig	glattwandig

Kornfeinung

Die mechanischen Eigenschaften (besonders die Bruchdehnung) und die Gießigenschaften von Metalllegierungen zeigen eine deutliche Abhängigkeit von der Korngröße. Durch eine kornfeinende Schmelzebehandlung werden die statischen und dynamischen Festigkeitswerte in Gussstücken und das Speisungsvermögen der Schmelze in der Form sowie ihr Fließvermögen verbessert. Außerdem wird die Warmrissneigung von Gusslegierungen mit großem Erstarrungsintervall erheblich herabgesetzt [19] [20].

Die Erstarrung vieler Aluminiumgusslegierungen beginnt mit der Bildung von aluminiumreichen dendritischen Kristallformen. Anfangs sind diese erstarrten Kristallite mit flüssiger Restschmelze umgeben und wachsen, ausgehend von Keimstellen, nach allen Seiten, bis sie an das Nachbarkorn oder an die Formwand anstoßen.

Kennzeichen eines Kornes ist die gleichgerichtete räumliche Anordnung der Gitterebenen. Aus gießtechnischen oder optisch-dekorativen Gründen sowie aus Gründen der chemischen Beständigkeit ist es oft erwünscht, die Größe dieser Körner möglichst gleichmäßig oder so fein wie technisch möglich einzustellen. Um dies zu erzielen, wird häufig eine sogenannte Kornfeinung durchgeführt. Dabei geht es darum, dem erstarrenden Aluminium möglichst viele Keimbildner (Fremdkeime) anzubieten.

Da die Kornfeinung nur den α -Mischkristall betrifft, ist sie um so wirkungsvoller, je geringer der eutektische Anteil der Legierung ist. Technisch und hüttenseitig erfolgt eine Kornfeinungsbehandlung meist durch Zulegieren von besonderen AlTiB-Vorlegierungen [18] [19] [21] [22] [23].

Die Wirkung einer Kornfeinung ist abhängig von der Abkühlungsgeschwindigkeit, der stöchiometrischen Zusammensetzung des Ti- und B-Gehaltes (bei AlTiB-Vorlegierungen) und der Größe der Keime innerhalb der Vorlegierung. Ebenso ist zu beachten, dass kleinste Mengen an bestimmten Elementen (z. B. Zr) die Wirkung der Kornfeinung aufheben können („Vergiftung“) [153].

Bei der näheren Betrachtung der Kornfeinung von Aluminiumknetlegierungen stellte Schumacher [24] fest, dass sich TiB_2 -Partikel mit einer dünnen Schicht von Al_3Ti umgeben und damit einen hoch effektiven Keim darstellen. Zusätzliches Ti wird dann hauptsächlich zur Behinderung des dendritischen Wachstums benötigt.

Eine Untersuchung bezüglich der Wirksamkeit einer Kornfeinung mittels Al_3Ti -, Al_3Zr - und Al_3Nb -Partikeln ergab klare Unterschiede bei den einzelnen zugesetzten

Vorlegierungen. Besonders positiv ist die Kornfeinung mit AlTi-Vorlegierungen aufgefallen. Neben einem schnellen Auflösen wirken die Al_3Ti -Partikel besonders effektiv. Ein sehr langsames Auflösen und eine ungleichmäßige Verteilung der Partikel wurde bei den AlNb-Vorlegierungen festgestellt. Ebenso konnte nachgewiesen werden, dass sich durch längere Haltezeiten die Partikel vergrößern und damit die Kornfeinung deutlich verschlechtern. Die Wirkungsweise und Effektivität von AlZr-Vorlegierungen bezüglich der Kornfeinung ist zwischen den AlTi- und AlNb-Vorlegierungen einzuordnen [25].

Porosität und Wasserstoffproblematik

Die Porosität ist der meist vorkommende Defekt in Gussteilen. Folgen von Porosität sind unter anderem ein Abfall der mechanischen Eigenschaften, wie Zugfestigkeit, Dehngrenze, Bruchdehnung sowie der Ermüdungsfestigkeit und die Dichtheit bei höheren Drücken, aber auch die optischen Eigenschaften können nach einer Bearbeitung beeinträchtigt werden. Grundsätzlich wird die Porosität in Gas- und Schrumpfungsporosität unterteilt, wobei auch Mischformen auftreten können. Durch eine geeignete Speiser- und Anschnitttechnik kann der Schrumpfungsporosität aus dem Weg gegangen werden. Die Gasporosität ist durch die hohe Löslichkeit des Wasserstoffes in Aluminiumschmelzen begründet. Während der Erstarrung der Schmelze kommt es zu einem sprunghaften Abfall dieser Löslichkeit (**Bild 2.2.2**) und der Wasserstoff scheidet sich molekular aus, was später zu Gasblasen im Gusstück führen kann.

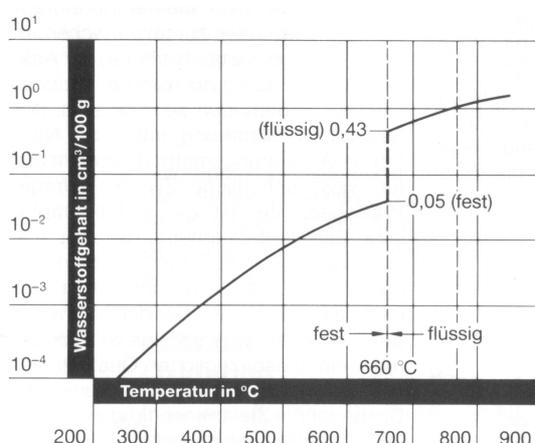


Bild 2.2.2: Löslichkeit von Wasserstoff in Aluminium [18]

Um den Gehalt des Wasserstoffes in der Aluminiumschmelze zu reduzieren, sind vielfältige Ansatzpunkte möglich. So kann schon während des Schmelzens darauf geachtet werden, dass nur trockenes Material und Zusatzstoffe eingesetzt und die Werkzeuge vor der Benutzung aufgeheizt werden, dabei ist eine unnötige Überhitzung der Schmelze zu vermeiden [23].

Zur Entfernung des Wasserstoffes hat sich die Spülgasbehandlung mittels eines Impellers durchgesetzt. Dabei werden feinverteilte Blasen von Argon oder Stickstoff in die Schmelze eingebracht. Der physikalisch-chemische Vorgang der Wasserstoffentfernung beruht auf der Verschiebung des Löslichkeitsgleichgewichtes auf die Seite der Gasphase. Treibende Kraft der Reaktion ist der Konzentrationsgradient des Wasserstoffs zwischen der Schmelze und der Gasphase (Spülgasblase). Die Entfernung des Wasserstoffes verläuft in folgenden Teilschritten:

- Transport von in der Schmelze gelöstem Wasserstoff durch Konvektion in Blasennähe;
- Diffusion durch die Diffusionsgrenzschicht in die Blase;
- Reaktion an der Phasengrenze Schmelze-Gasblase zu molekularem Wasserstoff und Desorption in die Gasblase;
- Aufsteigen der Gasblase zur Schmelzeoberfläche unter weiterer Aufnahme von Wasserstoff.

Während die Gasblase in der Schmelze aufsteigt, vergrößert sich ihr Volumen, weil so lange Wasserstoff aufgenommen wird, bis das Gleichgewicht mit dem Wasserstoff in der Schmelze erreicht ist (Ausgleich des Partialdruckes) und weil der auf der Blase lastende metallostatistische Druck abnimmt [151].

Wärmebehandlung

Die Eigenschaften von Aluminium-Gusslegierungen lassen sich durch eine Wärmebehandlung gezielt verbessern. Das Aushärten, die weitaus wichtigste Wärmebehandlung, ermöglicht es, die Festigkeit, die 0,2%-Dehnungsgrenze sowie die Härte bestimmter Gusswerkstoffe zu erhöhen. Voraussetzung für die Aushärtbarkeit einer Legierung ist das Vorhandensein mindestens eines Legierungsbestandteiles, das bei hoher Temperatur im Aluminiumkristall in größerer Menge gelöst ist als bei tiefer Temperatur.

Die Wirkung des Aushärtens wird außerdem von folgenden Parametern beeinflusst:

- Zusammensetzung (Bestandteile, Beimengungen) und
- Zeit: - Gießverfahren,
 - Gefügemodifikationen (z. B. Veredelung) und
 - geometrische Gussstückabmessungen [18] [19] [26] [27] [28] [29] [30].

Metallkundliche Grundlagen

Die Fähigkeit metallischer Festkörper, bei ein und derselben Zusammensetzung Struktur und Gefüge zu ändern, ist die Voraussetzung für viele technische Prozesse, welche die Beeinflussung der Eigenschaften des Werkstoffes zum Ziele haben [32].

Bei der plastischen Verformung wandern Versetzungen. Durch Behinderung der Versetzungsbewegung wird das Metall verfestigt. Durch die Verkleinerung des zur Verfügung stehenden Raumes, durch das Einbringen von Fremdatomen (Mischkristallhärtung) oder durch ausgeschiedene Phasen kann in einem metallischen Festkörper die Beweglichkeit der Versetzungen eingeschränkt werden [32].

Für die Ausscheidungshärtung einer Legierung müssen 4 Kriterien erfüllt sein [34]:

1. Das Zustandsdiagramm muss eine mit der Temperatur abnehmende Löslichkeit des Legierungselementes im festen Grundmaterial aufweisen.
2. Die Matrix sollte möglichst weich und duktil und die Ausscheidungen möglichst hart und spröde sein.
3. Die Legierung muss abschreckbar sein.
4. Die Ausscheidung muss kohärent sein.

Zunächst wird die Legierung bei höheren Temperaturen (**Bild 2.2.3**) zwecks Homogenisierung gegläht und dann rasch abgekühlt, damit der homogenisierte Zustand erhalten bleibt und bei Raumtemperatur eine an B übersättigte feste Lösung von α -Kristallen vorliegt. Abschließend wird die Legierung zur Aushärtung bei Raumtemperatur oder erhöhter Temperatur längere Zeit gelagert. Beim Auslagern scheidet sich aus dem übersättigten α -Mischkristall die β' -Phase aus. Diese feinen, metastabilen Phasen weisen kohärente oder teilkohärente Phasengrenzen auf. Durch die dabei entstehenden Verspannungen wird ein Verfestigungseffekt erzielt [32] [35] [37] [38] [39].

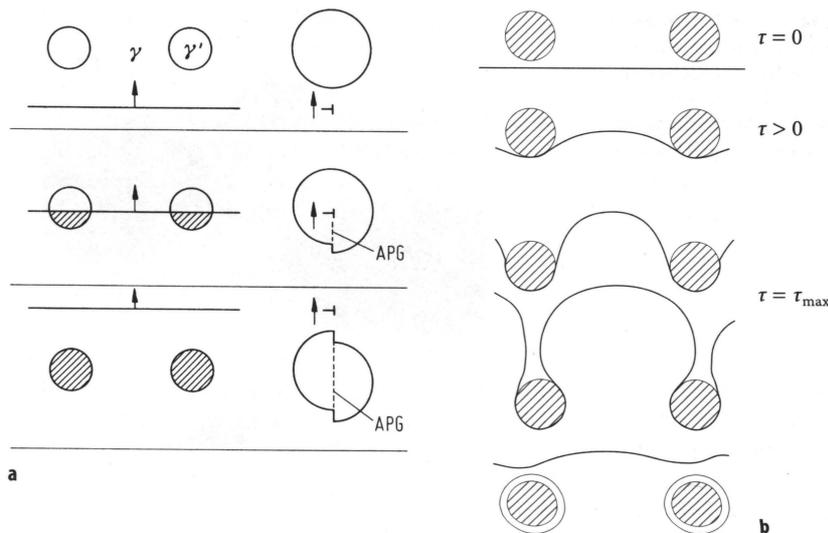


Bild 2.2.5: Wechselwirkung von Versetzungen

- Kohärente, geordnete Teilchen werden durch eine Versetzung geschnitten, die im Teilchen eine Antiphasengrenze (APG) erzeugt. (Schneidemechanismus, Mott-Naborro-Mechanismus)
- Harte inkohärente Teilchen können durch flexible Versetzungen umgangen werden. (Umgehungsmechanismus, Orowan-Mechanismus) [33]

Das Maximum der Streckgrenze ist bei dem kritischen Teilchendurchmesser d_c zu erwarten (**Bild 2.2.6**). Sind die Teilchen kleiner als d_c , ist es für die Versetzung energetisch günstiger, das Teilchen zu schneiden. Bei größeren Teilchen reicht die Spannung der Versetzung zum Schneiden nicht aus und es kommt zum Umgehungsmechanismus. Je nach Legierung können sich folgende Ausscheidungen bilden: Al_2Cu , Mg_2Si , Al_3Fe , Al_6Mn , Al_3Ni , Al_7Cr , Al_3Zr , Al_3Li , Al_3Sc . [31] [36] [38] [39]

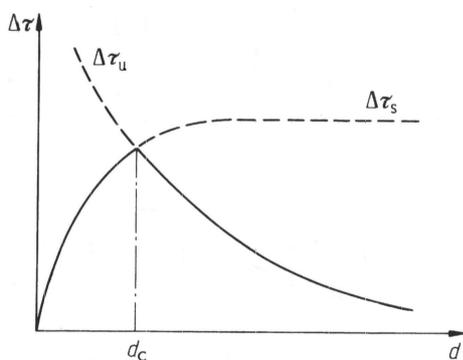


Bild 2.2.6: Kritische Schubspannung in Abhängigkeit vom Teilchendurchmesser d , $\Delta\tau_u$ = Umgehung der Teilchen, $\Delta\tau_s$ = Schneiden der Teilchen [33]

Robinson [40] untersuchte das Fließverhalten während des Zugversuches von binären (Al-Mg, Al-Si, usw.) und technisch relevanten (AlCu4Mg, u. w.) Legierungen auf Aluminiumbasis während des Zugversuches. Seine Ergebnisse zeigen bei allen Legierungen, in teilweise unterschiedlichen Zuständen, ein sägezahnartiges, anomales Fließverhalten, das in Abhängigkeit zu der Dehnung, der Verformungsgeschwindigkeit und der Prüftemperatur steht. Als ursächlich für dieses Phänomen werden Nahordnungs- und Ausscheidungsvorgänge, Clusterbildung sowie Alterung von Versetzungen angesehen (Portevin-Chatelier-Effekt). Ein weiterer wichtiger Einflussfaktor ist der Magnesiumgehalt der Aluminiumlegierungen, der die Versetzungsalterung und somit das Fließverhalten deutlich beeinflusst.

Mechanische Eigenschaften

Bei der Wahl der Legierung und als Kriterium der Eignung für den jeweiligen Anwendungszweck sind die mechanischen und physikalischen Eigenschaften des Gusses in der Praxis von größter Bedeutung.

Zu den mechanischen Eigenschaften gehören: die $R_{p0,2}$ -Dehngrenze, die Zugfestigkeit R_m , die Bruchdehnung A , die Brinellhärte HB , Zähigkeit und die Biegeweichfestigkeit σ_{bW} . Den physikalischen Eigenschaften sind die Dichte, die elektrische Leitfähigkeit, die magnetischen Eigenschaften, die Wärmeleitfähigkeit sowie die Reflexions- und Emissionseigenschaften zuzuordnen.

Die Eigenschaften werden an genormten Prüfkörpern ermittelt. Man unterscheidet drei verschiedene Arten der Probeentnahme. Das Probestück kann entweder aus dem Gussteil herausgeschnitten oder an dem zu prüfenden Gussstück angegossen, aber auch separat in einer eigenen Form gegossen werden. Durch eine zerspanende Bearbeitung wird dann der Probekörper hergestellt. Für die Beurteilung des mechanischen Verhaltens des Gusses ist eine repräsentative Probenahme von größter Bedeutung, um die Eigenschaften für das Gussteil geltend machen zu können.

Weitere wichtige Einflussparameter bei der Prüfung sind die Temperaturverhältnisse, die Beanspruchungsgeschwindigkeit, der Spannungs- und Dehnungszustand und die geometrischen Parameter, wie z.B. Kerben (Gusshaut).

Weiterhin ist es wichtig zu erwähnen, dass schon durch veränderte Bedingungen bei der Gusskörperbildung (Erstarrung) Einfluss auf die physikalischen und mechanischen Eigenschaften genommen werden kann. Dazu zählen die Schmelzezusammensetzung,

die Waddickenunterschiede mit den daraus resultierenden Abkühlbedingungen, die Keimbildung mit dem Keimwachstum und die Umwandlungsbedingungen. Dies sind alles Parameter, welche bei einer Betrachtung berücksichtigt werden müssen. [41]

Gießtechnologische Eigenschaften

Die gießtechnologischen Eigenschaften umfassen das Werkstoffverhalten während des Formfüllungs- und Erstarrungsprozesses. Dadurch werden in erster Linie die Werkstoffeigenschaften, insbesondere die mechanischen Eigenschaften des Gusses beeinflusst.

Die Gießeigenschaften sind grundlegend durch den Legierungstyp und die Beimengungen bestimmt und können durch angepasste Gehalte sowie Zusätze in einem gewissen Bereich optimiert werden. Im Einzelnen versteht man unter den Gießeigenschaften das Fließvermögen, das Formfüllungs- und Speisungsvermögen, das Lunkerverhalten und das Warmrissverhalten.

Eine hochwertige Gussteilqualität kann nur erreicht werden, wenn bei einer sachgemäßen Schmelzebehandlung und optimaler gießgerechter Gestaltung ein möglichst feinkörniges, gleichmäßiges und dichtes Gefüge erzeugt wird. Dabei sollen Fehler wie Lunker, oxidische Einschlüsse, Schrumpf- und Gasporosität sowie Risse vollständig vermieden werden.

Unter dem Fließvermögen versteht man die Fähigkeit einer Schmelze, in einen waagerechten Kanal zu fließen, bis sie durch die fortschreitende Erstarrung daran gehindert wird. Als Eigenschaftskenngroße wird die Auslauflänge in einer Prüfform ermittelt.

Wichtige Einflussfaktoren des Fließvermögens sind die Zusammensetzung und der Wärmeinhalt der Schmelze. Des Weiteren ist das Fließvermögen von der Intensität der Wärmeabführung an die Form und ebenfalls von der kinetischen Energie der strömenden Schmelze abhängig.

Das Fließvermögen einer Legierung ist über die Erstarrungsmorphologie erklärbar. Aluminium als Reinmetall und Legierungen mit eutektischer bzw. naheutektischer Zusammensetzung weisen die größten Auslauflängen auf. Mit zunehmenden Legierungsgehalt (z. B. Magnesium) wird das Fließvermögen deutlich schlechter, da bei ihnen schwamm- bis breiartige Erstarrungstypen auftreten. Eine Verbesserung des Fließvermögens kann durch Steigerung des Wärmeinhaltes und der kinetischen

Energie der Schmelze sowie durch die Verringerung der Wärmeentzugsgeschwindigkeit realisiert werden. In der Praxis geschieht dies über die Erhöhung der Gießtemperatur. Das Formfüllungsvermögen ist gekennzeichnet durch die Eigenschaft der Schmelze, die Konturen der Form naturgetreu wiederzugeben. Einflussfaktoren auf das Formfüllungsvermögen bilden die Oberflächenspannung der Schmelze, ihre Dichte, die Erstarrungsmorphologie und die Abkühlgeschwindigkeit der Schmelze sowie die metallostatistische Druckhöhe. Ein Herabsetzen der Oberflächenspannung durch Legierungselemente (wie z.B. Na, Sr), eine zunehmende Dichte und Druckhöhe verbessern das Formfüllungsvermögen.

Die Speisung von Gussstücken dient dem Ausgleich von Volumendefiziten beim Erstarren und Abkühlen. Diese hat den Transport von flüssiger Phase bzw. von Phasengemischen im erstarrenden Gussteil zur Voraussetzung. Zur Sicherung ausreichender Speisungsbedingungen, und somit zur Herstellung dichter, homogener Gussstücke, sind Maßnahmen zu einer gezielten Lenkung der Erstarrung notwendig. Das Speisungsvermögen wird in Speiserkokillen gemessen. Das relative Speisungsvermögen wird aus dem Verhältnis Stockzeitpunkt zur Erstarrungszeit einer Legierung ermittelt.

Lunker sind Volumendefizite im oder am Gussteil, deren Ursache in der Temperaturabhängigkeit des spezifischen Volumens der Werkstoffe liegt. Dieses physikalische Volumendefizit kann bei einer Gießtemperatur von 770 °C bei Aluminium bis zu 13 % betragen. Die Folgen unzureichender Nachspeisung von flüssigem Metall sind Volumenfehler. Diese können als Makrolunker, Mikrolunker, Einfallstellen, kubische Schwindung und als Innenporositäten am oder im Gussstück auftreten. Die Ausbildung und Verteilung des Volumendefizits hängt in der Hauptsache vom Erstarrungsablauf ab. Bei Rein-Aluminium und eutektischen AlSi-Legierungen wird die Bildung von Makrolunkern durch eine frühzeitige Randschale begünstigt. Diese gehören zu den glattwandigen und im geringen Maße rauwandigen sowie endogen-schalenbildenden erstarrten Werkstoffen. Die AlMg-Legierungen, die schwamm- bis breiartig erstarren, bilden erst später ein tragfähiges Gerüst und neigen daher dazu, dass die Flächen einfallen. Des Weiteren ist bei diesen Legierungen das Speisungsvermögen ungenügend, sodass im Inneren des Gussstückes Porosität auftritt.

In der Praxis versucht man, die Erstarrungsmorphologie gezielt zu beeinflussen, um einen dichten und fehlerfreien Guss zu erzeugen. Mittels Kenntnissen von

Lunkervolumendefiziten der Gusswerkstoffe werden dimensionierte Speisersysteme an den jeweiligen Gussteilen angeordnet. Dabei wird die Speisergröße von der Erstarrungszeit bestimmt und ebenso die Speiserposition vom Speisungsvermögen und daraus resultierend die gegebene Sättigungsweite. Weiterhin werden Maßnahmen zu einer gezielten Lenkung der Erstarrung eingeleitet. Dabei ist zu beachten, dass jeder Gussteilbereich mit ausreichend Schmelze während des gesamten Erstarrungsprozesses versorgt werden muss. Die Realisierung erfolgt über konstruktive und technologische Maßnahmen, wie der systematischen Vergrößerung von Wanddicken in Richtung der Speiserposition, der Formstoffauswahl, dem Einsatz von Kühlkörpern und der Dimensionierung und Positionierung des Speisersystems.

Warmrisse sind interkristalline Materialtrennungen, die in der Endphase der Erstarrung entstehen. Die Ursachen liegen in der Volumenkontraktion und den daraus resultierenden Gusskörperspannungen. Die Spannungen können durch die Festigkeit des Materials aufgenommen oder durch plastische Verformungen abgebaut werden. Restschmelze kann in die gedehnten Bereiche nachfließen und die Risse ausheilen. Warmrisse bilden sich erst, wenn ein geringer Warmrisswiderstand zu einer Trennung des Kristallverbandes führt und gleichzeitig ein schlechtes Ausheilvermögen vorliegt. Sie treten vorwiegend in Bereichen unterschiedlicher Abkühlbedingungen auf. Durch die Wanddickenübergänge sowie durch Reibung zwischen Gießmetall und Form, Kerne und vorspringende Teile wird eine Gussstückschwindung behindert. Warmrissempfindlich sind vor allem jene Legierungen, die ein großes Erstarrungsintervall aufweisen oder Beimengungen enthalten, die niedrignschmelzende Phasen bilden. Dazu gehören im Besonderen die AlMg-, AlZnMg- und die AlCu-Legierungen. [41]

2.3 AlSi-Legierungen

Aluminium bildet mit ca. 12,5 % Silizium ein Eutektikum, das bei 577 °C schmilzt. Die Löslichkeit von Silizium in festem Aluminium beträgt bei 577 °C 1,65 % und fällt bei 300 °C auf etwa 0,07 % (**Bild 2.3.1**). Hat eine Legierung mehr Silizium als der Löslichkeit entspricht, so enthält das Gefüge neben Aluminium-Mischkristallen auch Silizium-Kristalle. Wenn die Abkühlungsgeschwindigkeit nicht besonders groß ist,

erstarrt das Silizium im eutektischen Gemisch in Form kantiger Kristalle, Nadeln und Platten [19]. Dieses kann durch rasches Abkühlen oder durch Zusätze geringer Mengen verschiedener Elemente erreicht werden. Beim schnellen Abkühlen wird eine Feinung der Siliziumteilchen erreicht. Bei Zugabe von Erdalkalimetallen (Na, Sr) oder Seltenerdmetallen (La, Ce, Pr, Yb) zur Schmelze wird das Silizium in Form verzweigter Fasern (korallenartig) ausgeschieden. Bei Zugabe von P werden, vor allem in übereutektischen AlSi-Legierungen die primären Si-Partikel feiner [154].

Die Festigkeit der untereutektischen Aluminium-Silizium-Legierungen steigt durch Silizium-Zusatz bis hin zur eutektischen Zusammensetzung. Eine Veredelung (z. B. mit Natrium oder Strontium) führt im Gusszustand zu noch günstigeren Festigkeitseigenschaften, insbesondere der Bruchdehnung, welche durch die Morphologieänderung des Siliziums von lamellar zu korallenartig begründet liegt [19] [42] [43].

Gängige Zylinderkopfflegierungen aus dem AlSi-Legierungsbereich sind AlSi9Cu3, AlSi7Mg, AlSi7MgCu0,5 und AlSi6Cu4. Die Legierung AlSi12CuNiMg wird trotz ihrer ausgezeichneten mechanischen Eigenschaften bei erhöhten Temperaturen nur selten für wassergekühlte Zylinderköpfe verwendet, da sie vergleichsweise schlechte Gießeigenschaften aufweist [16] [44].

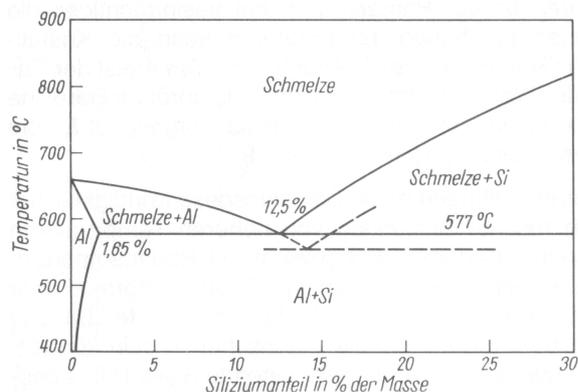


Bild 2.3.1: Zustandsdiagramm Aluminium-Silizium [45]

2.3.1 Behandlungsmaßnahmen zur Gefügebeeinflussung (AlSi-Legierungen)

Maßnahmen zur Beeinflussung der Gussgefügeausbildung haben insbesondere die Verbesserung der mechanischen Eigenschaften und der Gießeigenschaften zum Ziel.

In **Bild 2.3.2** sind für die AlSi-Legierungen die Bereiche markiert, in denen die jeweiligen Behandlungen sinnvoll sind.

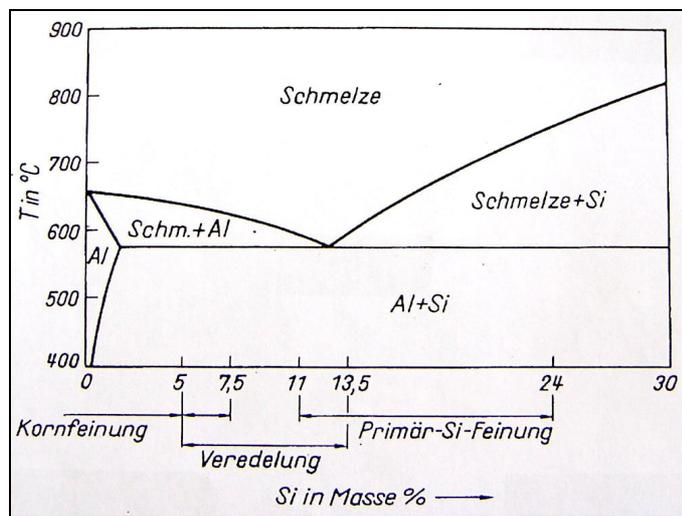


Bild 2.3.2: Behandlungsmaßnahmen zur Gefügebeeinflussung [155]

Der Einfluss einer Kornfeinung auf die Eigenschaften von Aluminiumlegierungen ist in Kapitel 2.2 nachzulesen.

Unter Veredelung versteht man eine gezielte Schmelzebehandlung zur Einstellung eines feinfaserigen eutektischen Siliziums im Gussgefüge, wodurch die mechanischen Eigenschaften (insbesondere die Bruchdehnung) sowie in manchen Fällen die Gießigenschaften verbessert werden können. Die Veredelungsbehandlung erfolgt in der Regel durch Zugabe von geringen Mengen Natrium oder Strontium.

Die Ausbildungsart des Eutektikums, z. B. körnig oder veredelt, spielt daher ab Siliziumgehalten von ca. 7 bis 13 % bei den Gebrauchseigenschaften, besonders bei der Zähigkeit oder Dehnung, eine herausragende Rolle. Bei der Forderung nach höherer Bruchdehnung im Gussteil wird man daher Aluminiumgusslegierungen durch die Zugabe von 40 bis 100 ppm Natrium oder von 200 bis 300 ppm Strontium veredeln. Es ist zu beachten, dass Strontium bei höheren Gehalten zur Bildung intermetallischer Phasen neigt.

Eine Veredelung mit Natrium oder Strontium erhöht die Neigung zur Gasaufnahme in der Schmelze. Durch die Wechselwirkung des sich ausscheidenden Wasserstoffs mit den sich verstärkt bildenden Oxiden kann es im Gussteil zu Defekten, besonders zu gehäufeter Mikroporosität, kommen. In manchen praktischen Fällen ist dieses Potential zur Mikroporenbildung allerdings geradezu erwünscht. Die Veredelung hat dann auch

den Zweck, durch Bildung von vielen Mikroporen die sonst zu erwartenden Makrolunker zu kompensieren [18] [19] [21] [22] [46].

2.3.2 Einfluss von Legierungs- und Begleitelementen (AlSi-Legierungen)

Mg Magnesium

Kleine Zusätze von Magnesium (Bildung von Mg_2Si) führen zu den kalt- und warmaushärtenden AlSiMg-Legierungen. Der günstigste Mg-Zusatz bei AlSi-Legierungen liegt zwischen 0,2 % und 0,5 % und sinkt etwas mit wachsendem Si-Gehalt. Durch Magnesium ist auch eine geringe Feinung der Siliziumstruktur möglich [19] [26] [45] [47].

Ein Vorteil von Magnesium ist die Verbesserung der Festigkeit, der Härte, der Kriechbeständigkeit und der Korrosionseigenschaften. Negativ wirken sich Magnesiumgehalte über 0,6 % aus. Neben einer erhöhten Neigung zu Oxidation, Wasserstoffaufnahme und Porosität kommt es ebenfalls zur Erniedrigung der Fließfähigkeit und zur Versprödung [21] [48] [49] [50] [51] [52] [53] [54] [55] [56].

Cu Kupfer

Durch Kupfer entsteht ein ternäres Al-Si-Cu-Eutektikum, welches den Erstarrungsbereich erweitert und somit die Gießbarkeit und das Fließvermögen verbessert. Gleichzeitig wird die Festigkeit, die Härte, die Kriechbeständigkeit und die Warmfestigkeit der Legierung erhöht. Negativ wirkt sich der Kupfergehalt auf die Korrosionswiderstandsfähigkeit und die Duktilität aus, deshalb sollte der Zusatz an Kupfer bei AlSiMg-Legierungen 1 % nicht übersteigen, ebenso wirkt sich ein steigender Kupfergehalt negativ auf die Porosität aus [21] [27] [48] [50] [51] [54] [57] [58] [59] [60] [61].

Fe Eisen

Im Dreistoffsystem Aluminium-Eisen-Silizium treten neben der Verbindung Al_3Fe noch zwei weitere ternäre Phasen auf und zwar die eisenreiche Verbindung $Al_{12}Fe_3Si_2$ sowie die siliziumreiche intermetallische Verbindung Al_9Fe_2Si . Letztere Kristallart zeigt einen

nadel- bzw. plättchenförmigen Aufbau, wodurch die mechanischen Eigenschaften ungünstig beeinflusst werden [19] [54] [62].

Eisen hat bei Gehalten ab ca. 0,2 % einen negativen Einfluss auf die Zähigkeit (Bruchdehnung). Es liegt als sehr spröde AlFe(Si)-Verbindung in Form von Platten, die im Gefügebild als „Nadeln“ erscheinen, vor. Diese Platten wirken wie großflächige Gefügetrennungen und führen schon bei geringsten Verformungen zum Bruch [21] [42] [60]. Mit Hilfe von anderen Elementen (Cr, Mn, Ni, Co, Mo) kann die Gestalt der eisenhaltigen Ausscheidungen in eine weniger schädliche Form gewandelt werden [63]. Durch den Zusatz von Eisen können höhere Härtewerte erzielt werden [50] [64].

Mn Mangan

Mangan kompensiert bei Eisengehalten $>0,15$ % teilweise dessen schädliche Wirkung in bezug auf die Zähigkeit [21] [50] [65]. Das Verhältnis von Eisen zu Mangan sollte dabei 2:1 betragen. Kleine Manganzusätze sind in eisenfreien Legierungen ohne Einfluss auf die Festigkeit [19]. Zusätze über 0,8 % verschlechtern neben den mechanischen Eigenschaften auch die Gießbarkeit [56].

Durch den Zusatz von Mangan wird die eisenhaltige Al_5FeSi -Phase in die für die mechanischen Eigenschaften weniger schädliche $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ -Phase gewandelt, es kommt aber trotzdem zu einer Beeinflussung des dendritischen Wachstums und der inneren Schwindung [62] [66].

Ti Titan

Einige Zehntelprozent Titan (peritektischer Zusatz) steigern die Festigkeit und als AlTiB-Vorlegierung wird eine Kornfeinung erreicht [45] [67]. Bei höheren Gehalten treten im Gefüge durch Agglomeration harte Kristalle (Nadeln) von Al_3Ti oder TiB_2 auf, die sich meistens in Nestern anordnen und dann beim Polieren, bei der spanenden Bearbeitung oder bei der anodischen Oxidation Schwierigkeiten verursachen und außerdem die Festigkeit verringern [19].

Sr Strontium und Na Natrium

(siehe auch Kapitel 2.3.1)

Ein Zusatz von Strontium oder Natrium veredelt nicht nur das eutektische Silizium, sondern beeinflusst auch die intermetallischen Phasen, sowie die Form und Größe der

eisenhaltigen Plättchen (Nadeln). Gleichzeitig bewirkt eine Strontiumveredelung der Schmelze bei der Wärmebehandlung des Gussteils ein schnelleres Einformen der Si-Partikel und verbessert somit Festigkeit und Dehnung [68].

Be Beryllium

Der Berylliumzusatz verhindert die Bildung von störenden eisen- und magnesiumhaltigen intermetallischen Verbindung [69].

Ni Nickel

Nickel wirkt in Aluminiumlegierungen zum Teil ähnlich wie Kupfer. Nickelzusätze bewirken eine Steigerung der Warmfestigkeit, der Kriechbeständigkeit und der Festigkeit nach Langzeitwarmauslagerung, aber auch eine Abnahme der Korrosionsbeständigkeit. Weiterhin soll es die versprödende Wirkung eisenhaltiger Kristallite mindern [54] [56] [[61] 65] [70] [71].

Ag Silber

Durch den Zusatz von Silber in AlSiCu-Legierungen ist eine doppelbinäre Ausscheidungsbildung von kupfer- und silberreichen Ausscheidungen im α -Mischkristall möglich, welche zu einem Anstieg der Härte führen [57].

Co Kobalt

Bei übereutektischen Legierungen mit einem Kupferanteil ab 5 % wirkt sich ein Kobaltzusatz (ca. 0,9 %) im Gusszustand härteerhöhend aus [58]. Die Zugabe von ca. 0,3% Kobalt bewirkt bei einer AlSiMg-Druckgusslegierung eine deutliche Minimierung der Klebneigung, ohne einen gravierenden Einfluss auf die Bruchdehnung zu nehmen [72].

Cr Chrom

Chrom verbessert die Stabilität der mechanischen Eigenschaften nach einer Langzeitwarmauslagerung bei den AlSiCu-Legierungen deutlich. Ebenfalls wirkt sich Chrom lebensdauererhöhend bei Ermüdungsversuchen aus [58]. Durch den Zusatz von Chrom kommt es bei AlSi7Mg-Legierungen zu einer Kornvergrößerung, dieser Effekt ist auch bei gefeinten Legierungen sichtbar [73].

Bei AlSiCuMg-Legierungen bewirkt ein Zusatz von bis zu 0,3 % Chrom eine Verbesserung der Gießbarkeit und der mechanischen Eigenschaften. Bei höheren Gehalten kommt aufgrund es von Vergrößerung der AlCr-Partikeln zu einer Verschlechterung dieser Eigenschaften [56].

Zr Zirkonium und Sc Scandium

Ein Zusatz von Zirkonium bewirkt bei AlSi12Cu-Legierungen im Gusszustand und nach einer Langzeitwarmauslagerung (250 °C für 500 h) eine Festigkeits- und Härtesteigerung sowie ein verbessertes Verhalten bei Ermüdungsversuchen [58].

Untersuchungen an AlSi7Mg-Legierungen zeigten, dass Scandium, Zirkonium und ein Gemisch aus beiden zu einer Kornfeinung (peritektischer Zusatz) beitragen. Bei der mit Scandium gefeinten Legierung zeigte eine Menge von ca. 0,6 - 0,75 % und bei der mit Zirkonium gefeinten Legierung eine Menge von 0,69 % die beste Kornfeinung. Treten beide Elemente gemeinsam auf, zeigt sich, dass Zirkonium die Effektivität von Scandium unterstützt. Mit der so durchgeführten Kornfeinung verbessern sich die mechanischen Eigenschaften [74].

Bi Wismut und Sb Antimon

Die beiden Elemente kommen vermehrt durch den Sekundäraluminiumkreislauf vor und haben einen störenden Einfluss auf die Gefügeausbildung des eutektischen Siliziums bei einer später durchgeführten Veredelungsbehandlung durch die Zugabe von Strontium oder Natrium. So kommt es zur Bildung unterschiedlicher Phasen und nicht zur Veredelung des Eutektikums. Ist keine Veredelung vorgesehen, so wirken sich diese Elemente feind auf das eutektische Silizium aus [67] [75] [76].

Durch den Zusatz von Wismut (1 - 4 %) in AlSiCu-Legierungen wird der Reibungskoeffizient deutlich minimiert, worin eine Erhöhung der Verschleißfestigkeit begründet liegt [77].

Seltene Erden

Lanthan (0,1 %) bewirkt bei AlSiCu-Legierungen unter Beachtung einer schnellen Abkühlung (ca. 75 K/min) eine Feinung des Eutektikums [57].

Bei Lanthanzusätzen von 0,05 bis 0,2 % kommt es bei AlSi7Mg-Legierungen zu einer Veredelung und zu einer Verfeinerung von intermetallischen Phasen, was die

Bruchdehnung um ca. 35 % und die Zugfestigkeit um ca. 6 % erhöht. Höhere Gehalte führen zu einer Vergrößerung der intermetallischen Einschlüsse sowie einer Zunahme des Volumenanteils und somit zur Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften [78].

Ein Zusatz von 0,5 % Samarium führt bei AlSiCuMg-Legierungen zu einer Steigerung der Dehnung von ca. 20 % [57].

Bei übereutektischen AlSi-Legierungen wird durch die Zugabe von einem Gemisch aus seltenen Erden (Ce, La, Nd, Pr, Pa) die Morphologie des Primärsiliziums von einer sternähnlichen Form in eine polyedrische Form geändert, zusätzlich kommt es zu einer Feinung. Ab ca. 0,2 % seltener Erden liegt ein übersättigter Primärsiliziumkristall vor [79].

Bei Versuchen an einer AlSi7Mg-Legierung mit einem Mischmetallzusatz (Ce, La, Nd) stellten Ravi M. und Mitarbeiter [46] fest, dass sich bis zu einer Zugabe von 1 % Zugfestigkeit, Streckgrenze und Bruchdehnung um bis zu 20 % steigern lassen. Dies beruht auf der Tatsache, dass der Mischmetallzusatz wie ein Veredelungsmittel auf die eutektischen Siliziumphasen wirkt.

2.3.3 Metallkundliche Betrachtungen (AlSi-Legierungen)

Die Mikrostruktur einer veredelten AlSi-Legierung besteht hauptsächlich aus α -Aluminium-Dendriten und einer interdendritischen, unregelmäßig verteilten, eutektischen Al-Si Struktur. Die eutektische Siliziumphase zeigt eine fasrige Form. Eisenreiche und Mg_2Si -Phasen findet man häufig in interdendritischen Bereichen [80].

Bei steigendem Magnesiumgehalt ist eine Zunahme an Ausscheidungen von Mg_2Si und Mg_5Al_8 sichtbar. Durch das Lösungsglühen kommt es zur Einformung von Si und Mg_2Si , wobei es zu einer Verbesserung der mechanischen Eigenschaften kommt. Gleichzeitig scheiden sich Mg_2Si -Partikel im α -Mischkristall aus. Die Teilchen der Phase Mg_5Al_8 können bei ungünstiger Lösungsglüh-temperatur aufgeschmolzen werden und scheiden sich danach wieder aus, was eine Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften mit sich bringt [49] [66] [81].

Untersuchungen an den AlSiCuMg-Legierungen haben ergeben, dass bei einem geringen Magnesiumgehalt (0,04 %) die Al_2Cu -Partikel ab einer Temperatur von 520 °C

aufschmelzen. Steigt der Magnesiumgehalt auf 0,45 % an, sinkt die Schmelztemperatur auf 507 °C ab. Magnesiumgehalte über 0,5 % führen zu einer Volumenerhöhung der kupferhaltigen Phasen, was sich in Seigerungen in bestimmten Bereichen widerspiegelt. Eine Veredelung der Schmelze mit Strontium hat in beiden Fällen keine Auswirkung auf die Schmelztemperatur der Phase. Die Al_2Cu -Phase kann in zwei verschiedenen Morphologien vorliegen. Bei einer einfachen Keimbildung von Al_2Cu kommt es zum eutektischen Typ mit einem Kupfergehalt von 28 bis 33 %. Wird die Keimbildung erschwert, bildet sich der Blocktyp mit einem Gehalt von 35 bis 43 % Kupfer. Hauptsächlich tritt Al_2Cu in Form einer Blockphase auf, was ein Auflösen in die Aluminiummatrix während der Wärmebehandlung verlangsamt. Ein Ansteigen des Magnesiumgehaltes hat eine Ausbildung von dicken Platten aus $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Si}_6\text{Cu}_2$ in den Al_2Cu -Partikeln zur Folge. Die an der Aushärtung beteiligten Phasen sind unter anderem Al_2Cu , Mg_2Si , Al_2CuMg und $\text{Al}_4\text{CuMg}_5\text{Si}_4$ [53] [82] [83] [84] [85].

Ein unkontrolliertes Ansteigen der Begleitelemente trägt zur Entstehung von intermetallischen Phasen bei, welche sich dann in interdendritischen Bereichen und Korngrenzen ausscheiden. Diese harten Partikel erhöhen die Härte aber vermindern zugleich die Bruchzähigkeit. Die schädliche Wirkung von hohen Eisengehalten kann mit Hilfe von Mangan kompensiert werden. Bei einem Gleichgewicht von Eisen und Mangan kommt es zur Bildung der $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ -Phase, welche ähnlich der eutektischen Phase ist und somit die mechanischen Eigenschaften deutlich weniger als reines Eisen beeinträchtigt [66] [86] [87].

Granger und Mitarbeiter [88] befassten sich mit dem Einfluss von Eisen in der Legierung G- AlSi7Mg mit und ohne Berylliumzusatz. Sie kamen zu der Überzeugung, dass der schädliche Einfluss des Eisens durch die Ausscheidung der intermetallischen Phase $\text{Al}_{10}\text{Si}_4\text{Mg}_4\text{Fe}$, die sich beim Lösungsglühen nicht löst, zustande kommt. Das Eisen bindet das Magnesium in dieser intermetallischen Phase und senkt dadurch den verfügbaren Magnesiumgehalt, welcher für die Ausscheidung von Mg_2Si benötigt wird.

Die auftretenden intermetallischen Phasen können folgende Härten (HV) erreichen: Mg_2Si 450, Al_2Cu 4 bis 600, FeSiAl_5 580, FeMnAl_{12} 700, $\text{Cu}_4\text{NiAl}_{17}$ 1000 und Si 900 bis 1300 [50].

Untersuchungen zur Bruchmechanik haben ergeben, dass die Risseinleitung bei den AlSiCuMg -Legierungen vorwiegend in den Si-, den Al_2Cu - und den α -Eisen-Partikeln stattfindet, bevor es zur Rissausbreitung bzw. zum Risswachstum im

Aluminiummischkristall und somit zum kompletten Versagen des Werkstoffs kommt [81] [82] [85] [86] [89] [90].

Chuimert R. und Garat M. [91] untersuchten AlSiMg- und AlSiCuMg-Legierungen hinsichtlich ihrer Warmfestigkeit. Sie stellten fest, dass die Aushärtung durch Mg_2Si schon nach 100 Stunden bei 250 °C infolge eines Koaleszenzvorganges vollkommen verloren gegangen ist. Hingegen bleiben die Al_2Cu - und Al-Cu-Mg-Si-Phasen bis 250 °C stabil und gehen erst bei 300 °C teilweise verloren.

2.3.4 Mechanische, physikalische und gießtechnologische Eigenschaften (AlSi-Legierungen)

Einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften haben die Erstarrungsgeschwindigkeit, welche nicht nur die Feinheit der Dendriten sondern auch die der restlichen Phasen und deren Verteilung bestimmt, die Siliziummorphologie, die Porosität, der Oxidgehalt und verschiedene Begleitelemente [55] [57] [66] [90] [92].

Untersuchungen zur Wärmebehandlung an der Legierung AlSi7Mg haben ergeben, dass durch die Erhöhung der Lösungsglühtemperatur die Streckgrenze, die Zugfestigkeit und Härte signifikant ansteigen und die Dehnung unabhängig von der Lösungsglühtemperatur ist. Dabei ist zu beachten, dass die Temperatur nicht den Schmelzpunkt einzelner in der Legierung vorkommender Phasen überschreitet. Bei der anschließenden Warmauslagerung wird bei 165 °C für 6 h die optimale Balance zwischen Festigkeit und Dehnung erreicht. Durch eine zweistufige Warmauslagerung (155 °C für 4 h und danach 175 °C für 12 h) ist eine Erhöhung der Festigkeit unter geringer Abnahme der Dehnung möglich [80] [93].

Bei der Untersuchung der Temperaturwechselbeständigkeit stellte Grundlach R. B. [92] nachfolgende Tatsachen fest. Die Temperaturwechselbeständigkeit wird mit steigendem Porositätsanteil, verschlechtertem Veredelungsgrad des Siliziums und dem Vorhandensein von eisenreichen Phasen in Form der nadligen Beta-Siliziumphase verringert und durch den Zusatz von Kupfer verbessert.

Kluge [30] untersuchte die Risszähigkeit und den Rissverlauf bei den Legierungen AlSi7Mg und AlSi10Mg und stellte fest, dass Form und Größe der spröden Phasen (Siliziumausscheidungen oder intermetallische Verbindungen) einen großen Einfluss

haben. Der Riss im Bereich großer Spannungsintensitäten verläuft vor allem durch eutektische Gefügebereiche und dort bevorzugt durch gröbere Restschmelzebereiche in Korngrenzenzonen, wo sich vor allem intermetallische (eisenhaltige) Phasen angereichert haben. Die Arbeit verdeutlicht, dass diese eisenhaltigen Phasen eine noch geringere Spaltbruchspannung als ausgeschiedenes Silizium aufweisen.

Mit der Optimierung von Aluminium-Silizium-Gusslegierungen hat sich F. J. Feikus [48] beschäftigt. Untersucht wurden die Primärlegierungen AlSi7Mg und AlSi9Mg, zwei neue Varianten mit 0,5 % und 1 % Cu auf der Basis der Primärlegierung AlSi7Mg und schließlich zwei Sekundärlegierungen AlSi10Mg und AlSi9Cu3. Die Ergebnisse sind in den **Bildern 2.3.3, 2.3.4, 2.3.5** und **2.3.6** aufgeführt. Der Abguss der korngefeinten und veredelten Schmelzen erfolgte in Kokille

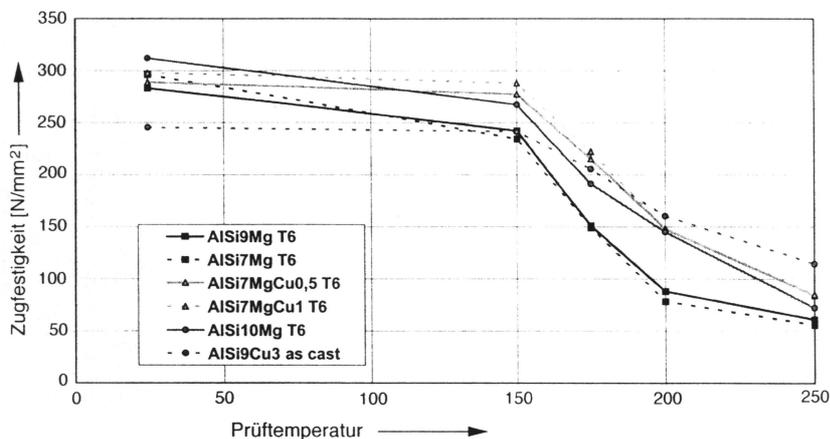


Bild 2.3.3: Zugfestigkeit bei erhöhter Temperatur nach 500h Vorauslagerung [48]

An den Ergebnissen der Zugversuche (**Bild 2.3.3**) lässt sich eine deutliche Verbesserung der Festigkeit für die beiden kupferhaltigen Varianten mit 0,5 % und 1 % Cu der Basislegierung AlSi7Mg im Vergleich zu den anderen Legierungen feststellen. Dies gilt besonders für den Temperaturbereich zwischen 150 °C und 200 °C.

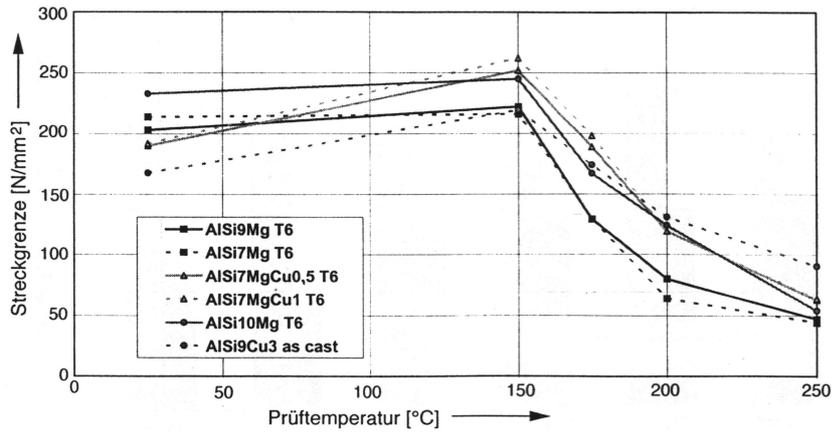


Bild 2.3.4: Streckgrenze bei erhöhter Temperatur nach 500h Vorauslagerung [48]

Im Vergleich zu den anderen Legierungen haben die beiden kupferhaltigen Varianten der Legierung AlSi7Mg erst ab Temperaturen über 150 °C eine höhere Streckgrenze (**Bild 2.3.4**).

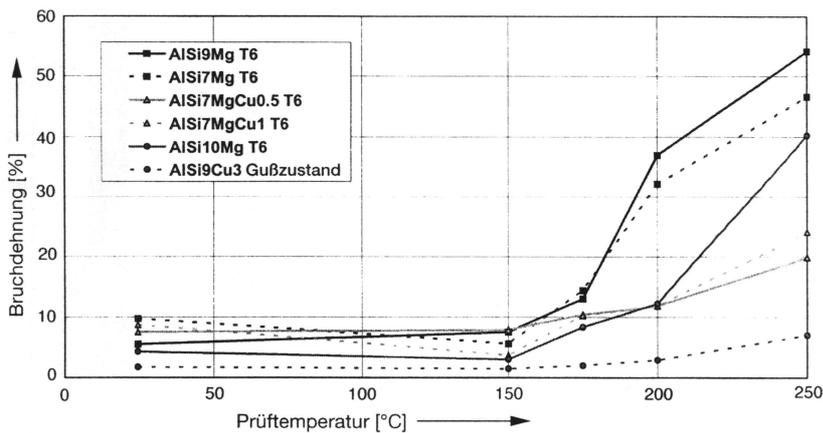


Bild 2.3.5: Bruchdehnung bei erhöhter Temperatur nach 500h Vorauslagerung [48]

Bei hohen Temperaturen haben die beiden Primärlegierungen AlSi7Mg und AlSi9Mg im Vergleich zu den anderen Legierungen die besten Bruchdehnungswerte (**Bild 2.3.5**).

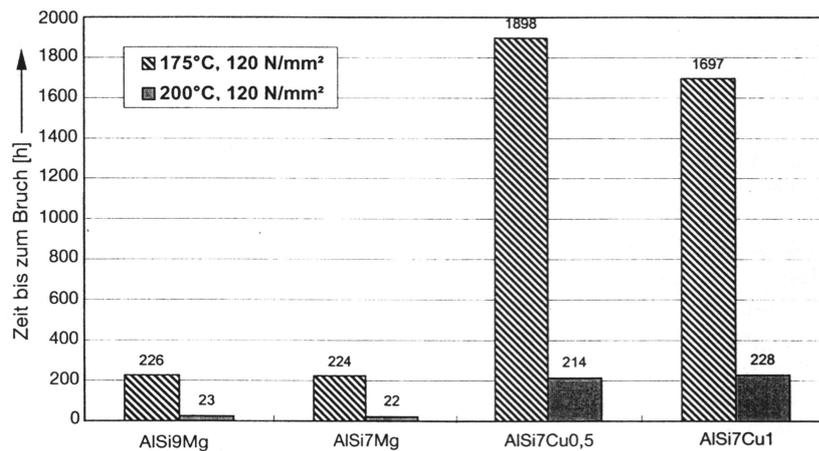


Bild 2.3.6: Vergleich der Zeitstandsfestigkeit [48]

Die zwei kupferhaltigen Varianten von AlSi7Mg haben bei beiden Temperaturen eine höhere Standzeit bis zum Bruch als AlSi7Mg und AlSi9Mg (**Bild 2.3.6**). Die Verbesserung beträgt das Zehnfache.

Bei der Entwicklung einer neuen Kolbenlegierung (AlSi12Cu4Ni1Mg1) stellte sich heraus, dass die Zugabe von Nickel die Ermüdungsfestigkeit bei 200 °C um 10 % und bei 340 °C um 15 % steigert. Begründet wird dies durch die $Al_3(Ni,Cu)_2$ -Ausscheidungen, welche bei hohen Temperaturen im Vergleich zu den Al_2Cu -Ausscheidungen, stabil bleiben [65].

Porosität

Die Zugfestigkeit und die Streckgrenze werden durch steigende Porosität nur wenig verschlechtert während Bruchdehnung und Temperaturwechselbeständigkeit deutlich abfallen [92].

Bei der Untersuchung der Porosität einer AlSi9Cu-Legierung in Abhängigkeit der Erstarrungsbedingungen, des Wasserstoffgehaltes und von Zusätzen fanden Roy N. u. a. [94] heraus, dass der Wasserstoffgehalt die bedeutendste Einflussgröße auf die Ausbildung der Porosität darstellt. Diese wird durch die Zugabe von Strontium oder einer langsamen Erstarrung unterstützt. Durch eine Kornfeinung konnte eine Reduzierung der Porendichte und Porengröße festgestellt werden. Die Poren befinden sich nun feinverteilt in der Matrix.

Die Legierung AlSi9Cu3 weist über einem kritischen Eisengehalt von 0,7 % einen sprunghaften Zuwachs und eine Vergrößerung von schwammartiger

Schrumpungsporosität auf. Bei höheren Abkühlgeschwindigkeiten verschiebt sich der kritische Eisengehalt zu höheren Konzentrationen [95].

2.4 AlMg-Legierungen

Das **Bild 2.4.1** zeigt das Aluminium-Magnesium-Zustandsschaubild. Für Gusslegierungen ist der Magnesiumgehalt kleiner als 10 %.

Die AlMg-Legierungen stellen besondere Anforderungen an die Schmelz- und Gießtechnik. Gegenüber den AlSi-Legierungen besitzen sie ein schlechteres Fließ- und Formfüllungsvermögen. Aufgrund ihres ungünstigen Erstarrungstyps (schwamm- bis breiartig) sind sie schwer dichtzuspeisen und neigen sowohl zu Warmrissen als auch zur Gasaufnahme.

Beim Schmelzen ist darauf zu achten, dass die Legierungen nicht überhitzt werden, denn dies führt zur Grobkornbildung, zum Magnesium-Abbrand, zur Oxidation und zur Gasaufnahme (Wasserstoff) [18].

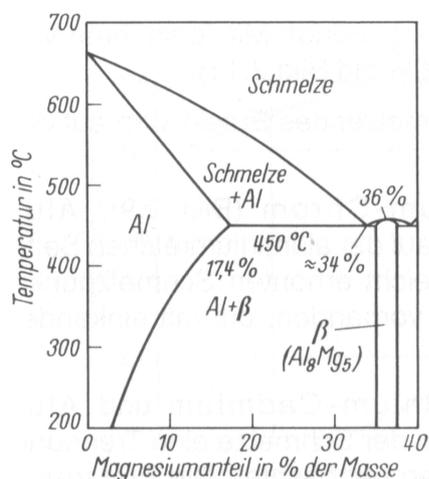


Bild 2.4.1: Aluminium-Magnesium-Zustandsschaubild [45]

Legierungen bis 5 % Mg enthalten häufig noch geringe Mengen Si, um eine Warmaushärtbarkeit zu erzielen und die Gießfähigkeit der Al-Mg-Werkstoffe zu verbessern. Durch das Magnesium/Silizium-Verhältnis ist eine gute Gießbarkeit und Nachspeisung während der Erstarrung gegeben. Außerdem ist durch den

Magnesiumüberschuss sichergestellt, dass kein freies Silizium im Gefüge vorliegt, denn dieses bewirkt einen schlechten Einfluss auf das Korrosionsverhalten [96].

2.4.1 Einfluss von Legierungs- und Begleitelementen (AlMg-Legierungen)

Si Silizium

Ein Zusatz von Silizium führt zur Bildung der intermediären Phase Mg_2Si . Das Magnesium/Siliziumverhältnis sorgt für eine gute Gießbarkeit und verbessert die Nachspeisung während der Erstarrung. Ebenfalls kommt es zum Anstieg der Dehngrenze im Gusszustand, welche aber auf Kosten der Bruchdehnung passiert. Die Wärmebehandlung bewirkt eine Gefügevereinheitlichung und steigert die Bruchdehnung [20] [45] [97] [98].

Cu Kupfer

Durch einen Kupfer-Zusatz in AlMg-Legierungen wird die Warmfestigkeit erhöht. Von allen Legierungselementen der AlMg-Legierungen hat Kupfer den nachteiligsten Einfluss auf die Korrosionsbeständigkeit [60].

Fe Eisen

Durch Beimengungen von Eisen kommt es im Gefüge zu sperrigen, spröden, nadelartigen Al_3Fe -Phasen, welche sich negativ auf die mechanischen Eigenschaften, die Fließfähigkeit und die Korrosionsbeständigkeit auswirken [18].

Mn Mangan

Mangan bildet bei AlMgSi-Legierungen $Al_{15}(Mn,Fe)Si_2$ -Phasen sowie Al_6Mn -Partikel während der Erstarrung. Diese verleihen dem Gussstück eine hohe Gestaltfestigkeit, eine verbesserte Warmfestigkeit und verbessern durch die Bindung der Eisennadeln die mechanischen Eigenschaften [96] [99].

Eine Erhöhung des Mangangehaltes auf ca. 0,8 % in AlMgMnCr-Legierungen verbessert die Festigkeit selbst bei erhöhten Temperaturen deutlich [98] [100].

Beim Druckguss verhindert ein erhöhter Mangangehalt ein Kleben des Gussteiles in der Form. [96] [101].

Es muss beachtet werden, dass ein steigender Zusatz an Mangan zu einem starken Abfall der Bruchdehnung führt, auch ändert sich das Verhalten bei der Zugbeanspruchung, indem die Einschnürung abnimmt [101] [102].

Ti Titan

Titangehalte bis zu 0,2 % (peritektischer Zusatz) werden der Aluminiumschmelze zulegiert, um die Korngröße zu verringern, um somit die mechanischen Eigenschaften zu verbessern und die Neigung zu Warmrissen zu verringern [101].

Untersuchungen von Dahle und Kollegen [103] ergaben, dass die Fließfähigkeit der AlMg-Legierungen durch Kornfeinung mit AlTi5B1 gegenüber der reinen Legierung sinkt. Bei AlMg5-Legierungen erreichte die Fließfähigkeit ihr Minimum mit 0,03 % Ti, bei den AlMg1-Legierungen trat dieser Effekt bei 0,05 % Ti ein.

Werden AlMg-Legierungen nur durch Titan gefeint, kommt es zu einer Verbesserung des Fließvermögens [97].

Sr Strontium und Na Natrium

Schon geringe Mengen an Strontium bewirken eine starke Versprödung bei höheren Temperaturen, welche auf die Korngrenzenseigerung des Strontiums zurückzuführen ist [104].

Während Natrium in geringen Mengen (ca. 0,0005 %) in AlMg-Legierungen löslich ist und die Eigenschaften nicht beeinträchtigt, führen darüber hinausgehende Natriummengen zu einer starken Beeinträchtigung der Duktilität. Das Natrium befindet sich dann an den Korngrenzen in einer mehrere Atomlagen dicken Schicht [105]. Bei ternären Legierungen (AlMgY) wurde festgestellt, dass die Grenze zur Schädlichkeit leicht nach oben verschoben wurde [106].

Be Beryllium

Ein Zusatz von geringen Mengen an Beryllium in die Schmelze bewirkt eine dichtere Oxidhaut. Dadurch können weniger Aluminium und Magnesium nach aussen diffundieren. Somit wird nicht nur die Neigung zur Oxidation, sondern auch zur Wasserstoffaufnahme reduziert und das Fließvermögen verbessert [96].

Durch Beryllium wird während der Alterung eine höhere Dichte an Ausscheidungen und somit eine Erhöhung der Festigkeit erreicht [98].

Ni Nickel

Zusätze von Nickel steigern die Festigkeit sowohl bei Raumtemperatur als auch bei erhöhten Temperaturen [107].

Pirs und Zalar [108], aber auch Pramanik und Kollegen [98] fanden bei Untersuchungen heraus, dass bei hohen Nickelgehalten die Dehnung ansteigt. Nachteilig wirkt Nickel allerdings auf eine stärkere Oxidationsneigung der Schmelze und auf ein zunehmendes Auftreten von interkristalliner Schwindungsporosität in AlMg-Legierungen.

Zn Zink

Zink verschlechtert in AlMg-Legierungen das Fließvermögen [97].

Sc Scandium

Durch das Zulegieren von Sc werden AlMg-Legierungen korrosionsbeständig und eignen sich somit für die Verwendung im maritimen Bereich [36].

Der Zusatz von Scandium bewirkt neben der intensiven Teilchenhärtung durch die thermisch sehr stabilen, sphärischen Al_3Sc -Teilchen eine Kornfeinung. Dieser Effekt kann durch die kombinierte Wirkung von Sc und Zr – mit Bildung von $\text{Al}_3(\text{Sc}_{1-x}\text{Zr}_x)$ -Teilchen – noch erhöht werden [36] [109].

Das Lösungsvermögen von Scandium in Aluminium-Legierungen beträgt 0,15 % und fällt bei Temperaturen unter 650 °C weiter herab. Im Dreistoffsystem scheiden sich die Phasen Al_3Mg_2 und Al_3Sc im Gleichgewicht aus. Aufgrund der stabilen Al_3Sc -Phase müssen für deren Verteilung höhere Temperaturbereiche während der Wärmebehandlung angestrebt werden [110].

In weiteren vergleichenden Untersuchungen von AlMg-Legierungen mit und ohne Scandium fanden Roder und Mitarbeiter [111] heraus, dass die Härte bei scandiumhaltigen Legierungen mit zunehmender Auslagerungszeit ansteigt, dann aber nach 17 h wieder abfällt. Vorteile der AlMgSc-Legierung sind die höhere Fließspannung und die gute Biege-wechselfestigkeit aufgrund der kornfeinenden Wirkung des Scandiums. Vermutlich ist durch die kleinere Korngröße die Beständigkeit gegen das Ausbreiten von Ermüdungsrissen geringer als bei scandiumfreien AlMg-Legierungen.

Zr Zirkonium

Durch Zusätze des kornfeinenden Elementes Zirkonium in AlMgMn-Legierungen kann das feinkörnige Mikrogefüge stabilisiert und so bei höheren Temperaturen die Tendenz zu Verformungsbrüchen erhöht werden [98] [112] [113].

Ce Cer

Als Vertreter der Seltenen Erden hat Cer ein sehr geringes Lösungsvermögen von ca. 0,05 %. Durch die Zugabe von Cer können die mechanischen Eigenschaften verbessert werden. Ebenso wird durch Cer die elektrische Leitfähigkeit erhöht [98] [114].

Li Lithium

Jede 1 %ige Zugabe von Lithium verbessert den E-Modul um etwa 6 %, kann das Gewicht um 15 % reduzieren und verringert die Dichte um etwa 3%. Diese Verbesserung der Eigenschaften wird durch die Ausscheidung von Al_3Li während der Wärmebehandlung erreicht [98].

Cr Chrom

Normalerweise wird Chrom als Kornfeiner zugegeben. Chrom in Verbindung mit Mn bildet Dispersoide, welche als Keime zur Bildung von Mg_2Si dienen [98].

Co Cobalt

Koch und Klos [101] fanden bei ihrer Entwicklung einer hochzähen Gusslegierung vom Typ AlMg3 heraus, dass ein Zusatz von Cobalt die Klebneigung beim Druckguss verringert und die Eigenschaften bei erhöhten Temperaturen verbessert.

2.4.2 Metallkundliche Betrachtungen (AlMg-Legierungen)

Das Aluminium-Magnesium-Zustandsschaubild (siehe **Bild 2.4.1**) stellt in Form eines Temperatur-Konzentration-Diagrammes die Phasenverhältnisse im Gleichgewicht dar, d.h. bei unendlich langsamer Abkühlung bzw. Aufheizung. Unter diesen Bedingungen können alle notwendigen Diffusionsvorgänge vollständig ablaufen.

Bei der technischen Verarbeitung von AlMg-Legierungen sind diese Voraussetzungen nicht mehr erfüllt, da der Zusatz von weiteren Legierungselementen bzw. die Forderung nach schnellerer Abkühlung ein Ungleichgewicht hervorruft. Die nicht gelösten Anteile bilden im Legierungsgefüge eigene Phasen, die als heterogene Gefügebestandteile bezeichnet werden. Es sind oft harte und spröde Bestandteile, die aus den Elementen selbst oder aus intermetallischen Verbindungen mit Aluminium, wie z.B. Al_8Mg_5 , Al_2Cu , Al_6Mn , Al_3Fe bestehen. In Legierungen mit mehreren Komponenten kommen intermetallische Verbindungen der Zusätze untereinander (z.B. Mg_2Si , MgZn_2), ternäre (z.B. $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$, $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$, Al_2CuMg) und höhere Phasen hinzu [18] [45].

Durch das Zulegieren von Mangan wird der schädliche Korrosionseffekt des Eisens unterbunden, aber gleichzeitig wird mit steigendem Mangangehalt das Mikrogefüge immer komplexer. Die primäre Phase $\text{Al}_6(\text{Mn}, \text{Fe})$ besitzt eine „chinesenschriftartige“ Struktur und enthält weniger als 2 % Fe. An den Korngrenzen und den interdendritischen Zwischenräumen besteht das Mikrogefüge aus Al_8Mg_5 , Mg_2Si und plattenförmigen $\text{Al}_6(\text{Mn}, \text{Fe})$ -Phasen. Von den primären Al_6Mn -Phasen (bei Gehalten von über 2 % Mn) ist bisher nur bekannt, dass sie eine starke Versprödung bewirken [115].

Bei Untersuchung des Erstarrungsprozesses von AlMgSi-Legierungen stellten Liu und Kang [116] fest, dass die Erstarrung nach folgendem Ablauf stattfindet: $L > \alpha\text{-Al} + \text{L1} > \text{Al}_{15}\text{Si}_2(\text{FeMn})_3 + \text{L2} > \alpha\text{-Al} + \text{Al}_{15}\text{Si}_2(\text{FeMn})_3 + (\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si}) + \text{L3} > \alpha\text{-Al} + \text{Al}_{15}\text{Si}_2(\text{FeMn})_3 + (\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si}) + (\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si} + \text{Al}_{15}\text{Si}_2(\text{FeMn})_3)$. Des Weiteren stellten sie fest, je höher der Magnesiumgehalt ist, desto mehr Mg_2Si bildet sich.

Liu und Kang [117] analysierten auch das Erstarrungsverhalten von AlMg-Legierungen mit Cu-Zusätzen bis 1,78 %. In der Legierung ohne Cu-Zusatz scheidet sich zunächst $\alpha\text{-Al}$ aus der Schmelze aus. Bei weiterer Abkühlung reichert sich die Schmelze an Mg an, bis die Restschmelze eutektisch zerfällt in $\alpha\text{-Al}$ und Al_8Mg_5 . Cu-Zugabe verkompliziert die Erstarrungsabfolge. Entsprechend dem Gehalt an Legierungskomponenten bewegt sich der Zustandspunkt von der des Al-reichen α -Mischkristalls weg. Beim weiteren Abkühlen kristallisieren – je nach Cu-Gehalt – die Cu-Verbindungen Al_2MgCu oder $\text{Al}_6\text{Mg}_4\text{Cu}$, bis der Rest an Schmelze in einem ternären Eutektikum unter Bildung von $\alpha\text{-Al}$, $\text{Al}_6\text{Mg}_4\text{Cu}$ und Al_8Mg erstarrt.

Ratchev und Kollegen [118] untersuchten die Ausscheidung der S-Phase in einer AlMg4Cu1-Legierung. Die Sequenz der kupferhaltigen Ausscheidung lässt sich

beschreiben als GP-Zone $\Rightarrow S'' \Rightarrow S' \Rightarrow S$, wobei eine klare Grenze zwischen der Bildung der S' -Phase und der S-Phase (Al_2CuMg) nicht gezogen werden kann. Der Beginn der Ausscheidung von GP-Zonen wird durch eine künstliche Alterung bei etwa 415 K ausgelöst. Die Auflösung der GP-Zonen findet zwischen 200 und 260 °C statt. Die S' -Phase scheidet sich im Temperaturgebiet zwischen 280 und 350 °C aus und wird zwischen 350 und 450 °C wieder aufgelöst. Ein Aufheizen auf 450 °C und nachfolgendes Wasserabschrecken sind ausreichend, um Kupfer vollständig in Lösung zu bringen und dort zu halten.

Bourname und Kollegen [119] beschäftigten sich mit Ausscheidungen in AlMg-Mischkristallen und fanden heraus, dass in den Frühstadien der Alterung die Bildung und das Wachstum von kohärenten Ausscheidungen dominieren und erst später die Bildung und Koaleszenz von neuen Phasenteilchen beginnt. Im abgeschreckten Zustand steigen die inneren Spannungen mit der Anzahl von kohärenten und semi-kohärenten Ausscheidungen an. Die Relaxation der inneren Spannung beginnt mit der Bildung von inkohärenten Ausscheidungen.

Eine thermozyklische Behandlung von AlMg-Legierungen mit einem hohen Mg-Gehalt, welche auf der multiplen Ausscheidung und Auflösung der metastabilen β' -Phase und der stabilen β -Phase basiert, beeinflusst die strukturelle Umwandlung und die Eigenschaften der Legierung. Der Charakter der Versetzungsstruktur während der thermozyklischen Behandlung hängt von der Natur und Morphologie der ausgeschiedenen Phasen ab. Werden der AlMg-Legierung Zusätze wie Be, Ti und Zr beigefügt, steigt nach der thermisch-zyklischen Behandlung die Dehnung und Festigkeit an. Dieses wird mit der erhöhten Dichte von Unterkorngrenzen und der Verkleinerung der Partikel der β' -Phase begründet [120].

Untersuchungen von Grzempa und Mitarbeitern [39] haben ergeben, dass sich übersättigt gelöstes Magnesium bei mehrjähriger Lagerung entmischt. Legierungen mit Gehalten >3 % Magnesium bilden dabei einen lückenlosen Saum von Korngrenzenausscheidungen aus metastabiler β' -Phase (Al_3Mg_2). Dieser löst sich in korrosiven Medien sehr schnell auf und ruft damit eine Anfälligkeit gegenüber interkristalliner Korrosion hervor.

Bei AlMgSc-Legierungen beruht die Teilchenhärtung auf Ausbildung von stabilen Al_3Sc -Teilchen (es bilden sich keine ternären Phasen aus). Diese Al_3Sc -Teilchen können sowohl bei der Erstarrung aus der Schmelze (Primärausscheidungen) als auch durch

Entmischung aus dem übersättigten Mischkristall bei Warmauslagerung (Sekundärausscheidungen) gebildet werden. Bei geeigneter Wärmebehandlung des übersättigten Mischkristalls – meist zwischen 300 °C und 500 °C – bilden sich feindisperse, kohärente Al_3Sc -Ausscheidungen, welche zu hohen Kohärenzspannungen führen [36].

Der Vergleich einer AlMg5Zr -Legierung mit und ohne Sc zeigt, dass bei der Variante mit Sc ein deutlich höherer Anteil an kohärenten $\text{Al}_3(\text{ZrSc})$ -Partikeln vorliegt als bei der Sc freien Legierung, wo der Volumenanteil von kohärenten Al_3Zr -Partikeln deutlich geringer ausfällt. Aufgrund des Vorhandenseins der $\text{Al}_3(\text{ZrSc})$ -Partikel ist die Korngröße deutlich kleiner, was sich auf die Festigkeit und Ermüdungsfestigkeit besonders positiv ausprägt [111].

2.4.3 Mechanische, physikalische und gießtechnologische Eigenschaften (AlMg -Legierungen)

Die Spannungs-Dehnungs-Kurven bei AlMg -Legierungen weichen teilweise von dem typischen Verlauf ab. Nach dem Durchlaufen der Dehngrenze bzw. Erreichen des plastischen Bereiches kommt es zu einem zackenförmigen Kurvenverlauf, welcher als Reckalterung bezeichnet wird. Die Reckalterung wird mit dem Portevin-Chatelier-Effekt erklärt und tritt nach dem Überschreiten des elastischen Bereiches auf und hier nur in einem bestimmten Verformungsgeschwindigkeitsbereich. Das Auftreten dieser Zacken wird als Wechselwirkung zwischen diffundierenden gelösten Atomen und wandernden Versetzungen erklärt [99] [152].

Bei Untersuchungen zum Einfluss der Korngröße auf das Ermüdungsrisswachstum bei AlMg -Legierungen fanden Turnbull und Rios [121] heraus, dass mit steigender Korngröße die Ermüdungsfestigkeit abnimmt. Dieses wurde bei abnehmender Korngröße mit einer reduzierten Gleitebene vor der Rissspitze begründet. Alle Risse verliefen an den Korngrenzen. Ebenso wurde nachgewiesen, dass sich Risse im groben Gefüge schneller ausbreiten, welches sie durch den direkten Zusammenhang der plastischen Zone an der Rissspitze und der Korngröße begründeten. Im groben Gefüge kam es auch zu einer Aufspaltung von Rissen.

Das **Bild 2.4.2** zeigt, dass mit steigendem Mg-Gehalt die Festigkeit zunimmt. Ab etwa 7 % Mg ist eine Wärmebehandlung zur Homogenisierung erforderlich, um die günstigen Festigkeitseigenschaften zur Geltung zu bringen. Somit werden ebenfalls die wanddickenabhängigen Eigenschaften ausgeglichen.

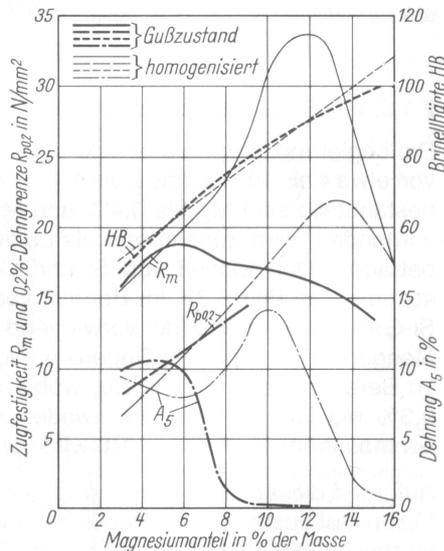


Bild 2.4.2: Einfluss des Mg-Gehaltes auf die Festigkeit von G-AlMg-Legierungen, Sandguss [45]

Den Einfluss von Silizium bei unterschiedlichen Magnesiumgehalten von AlMgSi-Legierungen zeigt **Bild 2.4.3**.

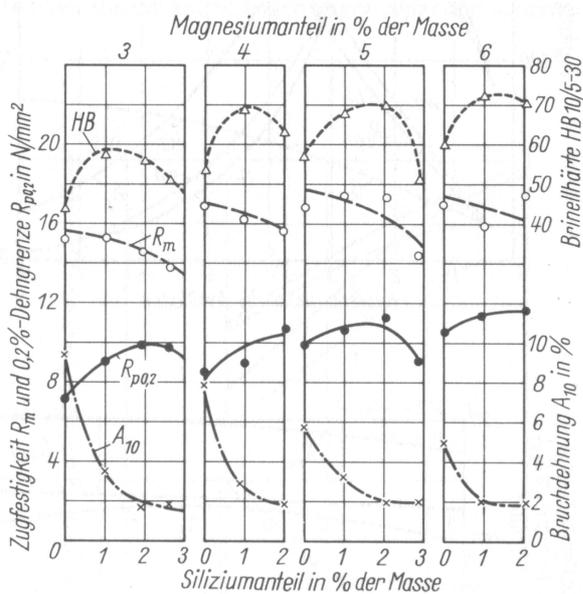


Bild 2.4.3: Einfluss von Silizium auf die Festigkeit und Bruchdehnung von G-AlMg-Legierungen, Sandguss, unbehandelt [45]

Bei der Entwicklung von dehnungsoptimierten AlMg-Legierungen spielt der Legierungstyp AlMgMnCo eine entscheidende Rolle. So werden im Druckguss ohne Wärmebehandlung Bruchdehnungswerte von über 15 % erreicht. Ebenfalls weist diese Legierung eine gute Korrosionsbeständigkeit auf [101].

Tiwari und Pathak [97] beschäftigten sich mit dem Einfluss von Zusammensetzung, Gießtemperatur und Kokillentemperatur auf das Fließvermögen von AlMg-Legierungen. Von den 3 untersuchten Legierungen hat die Legierung AlMg8Ti das beste Fließvermögen, gefolgt von der Legierung AlMg4Si2 und AlMg4Zn2. Durch eine höhere Gieß- und Kokillentemperatur kann die Fließfähigkeit aller Legierungen verbessert werden.

2.5 AlCu-Legierungen

In dem System Al-Cu sind vorwiegend die warmhärtbaren Legierungen mit 4 bis 5 % Cu von Bedeutung (**Bild 2.5.1**). Bis zu diesem Cu-Gehalt kann durch Wärmebehandlung ein homogenes Gefüge erzielt werden, das die Voraussetzung für hohe Festigkeit und Zähigkeit bietet.

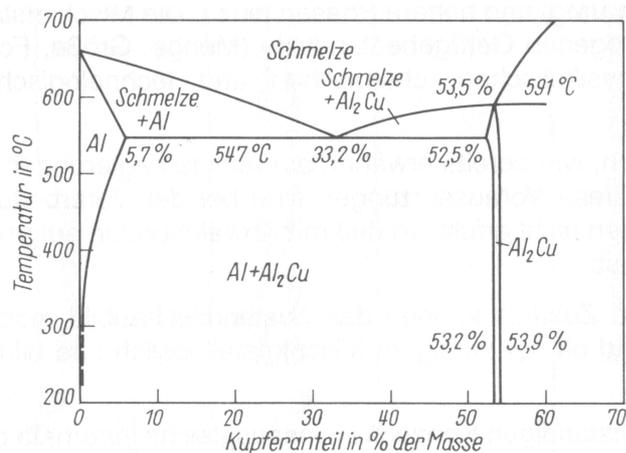


Bild 2.5.1: Aluminum-Kupfer-Zustandsschaubild [45]

2.5.1 Einfluss von Legierungs- und Begleitelementen (AlCu-Legierungen)

Mg Magnesium

Magnesium stellt für die Aushärtung einen wichtigen Bestandteil dar. So kommt es bei der Zugabe von Magnesium zu einer Erhöhung der Festigkeit. Dabei sollte die Reduzierung der Zähigkeit durch einen Magnesiumzusatz nicht vernachlässigt werden [60].

Si Silizium

Durch Silizium wird die obere Grenze für die Lösungsglüh­temperatur um 8 K je 0,1 % Silizium verringert [45].

Ein geringer Zusatz von Silizium in einer AlCuMgAg-Legierung bewirkt, durch das veränderte Ausscheidungsverhalten bei einer Langzeitwarmauslagerung, einen Anstieg der Härte [122]. Die Änderung der Ausscheidungs­bildung wird insofern deutlich, dass die Keimbildung der Ω -Phase gehemmt und die GPB-Zonen stabilisiert werden [123].

Fe Eisen

Eisen beeinträchtigt ab 0,35 % Zugfestigkeit und Dehnung und setzt die Kaltaushärtbarkeit von AlCu-Legierungen herab [45] [124].

Mn Mangan

In AlCu-Legierungen kann durch das Vorhandensein von Mangan (0,4 - 1,2 %) die Festigkeit und Kriechbeständigkeit aufgrund von Mischkristallbildung gesteigert werden [36] [124] [125] [147].

Ebenfalls verbessert ein Zusatz von Mangan die Festigkeit bei erhöhten Temperaturen. Dieses wird damit begründet, dass Mn die Bildung von GP-Zonen unterdrückt und die θ' -Phase (Al_2Cu) stabilisiert und somit die Vergrößerung dieser Phase bei der Alterung reduziert [126].

Ti Titan

Ein Titangehalt von bis zu 0,2 % (peritektischer Zusatz) ergibt ein feinkörniges Gefüge, was zu erhöhten Festigkeiten, aber auch zu dichteren Gussteilen führt [60].

Be Beryllium

Beryllium steigert die Härte nicht nur bei der Auslagerung bei Raumtemperatur sondern auch bei der Auslagerung bei erhöhten Temperaturen deutlich. Dieses wird durch die Erhöhung der Keimdichte und der damit erhöhten Dichte der S-Phasen-Ausscheidungen erreicht [127].

Ag Silber

Geringe Mengen von Silber verbessern das Auslagerungsverhalten von AlCu-Legierungen. Es kann die Bildung der Ω -Phase positiv beeinflussen und somit die Stabilität und Kriechbeständigkeit der Legierung bei höheren Temperaturen verbessern [100].

Zr Zirkonium und V Vanadium

Zirkonium wird zur Kornfeinung zugegeben und bildet zusätzlich Al_3Zr -Phasen und sorgt somit für höhere Festigkeit und Dehnung [124] [128].

Durch die Zugabe von Zirkonium und Vanadium kommt es bei der Aushärtung zur Bildung von $Al_3(V,Zr)$ -Phasen, welche einen positiven Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften, besonders bei erhöhten Temperaturen, ausüben [147].

Sc Scandium

Ein Zusatz von Scandium bewirkt bei AlCu-Legierungen mit höheren Cu-Gehalt (ca. 4 %) eine deutlich bessere Ausscheidungshärtung als bei Legierungen mit niedrigerem Cu-Gehalt und verbessert somit die Festigkeit sowohl bei Raumtemperatur als auch bei erhöhten Temperaturen [128] [129].

Li Lithium

Die Verwendung von Lithium hat den Vorteil, dass das spezifische Gewicht reduziert wird und die mechanischen Eigenschaften, speziell Festigkeit und Dehnung, deutlich verbessert werden [130].

Sn Zinn und Cd Cadmium

Durch geringe Zusätze an Zinn und Cadmium wird die Festigkeit und Härte von AlCu-Legierungen gesteigert [124].

Co Cobalt, Cr Chrom, Ni Nickel, Y Yttrium und Ce Cerium

Durch Cobalt, Chrom, Nickel, Yttrium und Cerium werden die Hochtemperatureigenschaften durch die Bildung hochtemperaturbeständiger Phasen bzw. Verminderung der Diffusion verbessert [60] [124].

2.5.2 Metallkundliche Betrachtungen (AlCu-Legierungen)

Ein mit Kupfer übersättigtes Aluminium bildet während der Auslagerung bei Raumtemperatur metastabile Guinier-Preston-(GP)-Zonen. Beim Erwärmen werden diese instabil, welches sich durch ein starkes Ansteigen der Wärmekapazität (ab 100 °C) äußert. Einige GP-Zonen wachsen und wandeln sich erst bei höheren Temperaturen in stabile Konfigurationen um. Die Ausscheidung der metastabilen θ' -Phase (Al_2Cu) beginnt bei etwa 250 °C. Später löst sich diese Phase auf und die stabile θ -Phase (Al_2Cu) bildet sich. Wird das mit Kupfer übersättigte Aluminium bei 160 °C ausgelagert, bilden sich beim erneuten Aufwärmen schon bei 130 °C die GP-Zonen und die θ'' -Phase [40] [36].

Bei AlCuMg-Legierungen mit einem Mg:Cu-Verhältnis von 0,4 sind die Hauptauscheidungen CuMgAl_2 . Erhöht sich das Verhältnis auf 0,8, so scheidet sich diese Phase vornehmlich bei der Alterung aus. Diese Ausscheidung erfolgt in den meisten Fällen an den Korngrenzen [131].

Der Ablauf der Phasenbildung bei der Alterung einer AlCuMg- und AlCuMgAg-Legierung wurde von Ringer [132], Hano [133] sowie von Murayama [134] untersucht. Besonderes Augenmerk legten sie auf die Bildung der Ω -Phase, welche die Eigenschaften bei erhöhten Temperaturen verbessert. Sie stellten bei der Legierung AlCuMg fest, dass sich Mg- und Cu-Kluster bilden, welche sich später als Mg-Cu-Kluster zusammenschließen. Bei der Legierung AlCuMgAg erfolgt zuerst die Bildung von Mg-Ag-Kluster, an welche sich später Cu anbindet und sich somit die Ω -Phase bildet. Die Ausscheidung der Ω -Phase wird durch Mg- und Mg-Ag-Co-Kluster unterstützt. Die Rolle des Ag ist insofern wichtig, da es die Gitterverzerrung in der Nähe der Mg-Atome abbaut und somit Mg an sich bindet und Mg-Ag-Kluster bildet, welche als effektive Keime der Ω -Phase agieren. Bei der ternären Legierung AlCuMg konnte keine Bildung der Ω -Phase beobachtet werden, da sich zu wenig Mg- bzw. Mg-Cu-Kluster

gebildet haben. Wang [135] hingegen geht davon aus, dass für die Bildung der Ω -Phase kein Ag notwendig ist, da seine Untersuchungen an AlCuMg-Legierungen zeigten, dass sich die Ω -Phase durch eine spezielle Wärmebehandlung an heterogenen Mn-haltigen Dispersoiden bildet. Weiterhin stellte er fest, dass unterschiedliche Fe- und Si-Gehalte keinen Einfluss auf die Ω -Phase haben. Spätere Untersuchungen von Mukhopadhyay [136] bestätigen Wangs Theorie von der Bildung der Ω -Phase an Mn-haltigen Dispersoiden, aber er stellt auch fest, dass Ag die vollständige Ausbildung der Ω -Phase bei niedrigen Temperaturen fördert. Die Vergrößerung der Ω -Phase verläuft in einer linearen Abhängigkeit zwischen Temperatur und Zeit [137].

Bei der Erforschung der Ausscheidungen in AlCuMgAg-Legierungen bei Hochtemperaturalterung fand Ringer [138] heraus, dass sich die Ω -Phase (Ausscheidung als dünne Plättchen in der $\{111\}_\alpha$ -Ebene) bei verlängerter Alterung durch einen Lösungs/Wiederausscheidungsprozess in die θ -Gleichgewichtsphase (Al_2Cu) umwandelt. Dieses kann durch eine steigende Auslagerungstemperatur beschleunigt werden. Wurde an der Schnittstelle Ω -Phase – Matrix noch Mg und Ag detektiert, so waren diese Elemente in der θ -Phase nicht mehr auffindbar. Hingegen konnten in der S-Phase (Al_2CuMg) Ag-Atome nachgewiesen werden.

Die Kriechgeschwindigkeitsverläufe einer AlCuMg-Legierung bei unterschiedlicher Belastung weisen ein Minimum auf, welches durch verfestigende Vorgänge erklärt werden kann. Neben der Verfestigung durch Versetzungswechselwirkung kann auch die Teilchenbildung die Versetzungsbewegung behindern und somit die Kriechgeschwindigkeit herabsetzen. Durch Koagulation der Teilchen nimmt danach die Kriechgeschwindigkeit wieder zu [139].

Den Einfluss von Zn auf die Ausscheidungsfolge einer AlCuMgAg-Legierung analysierten Riontino und Kollegen [140]. Sie stellten fest, dass Zn das Ausscheidungsverhalten stark beeinflusst. So bilden sich schon nach wenigen Minuten bei 190 °C Ω -Ausscheidungen. Dieses wird auf die wenigen θ' -Ausscheidungen und S'-Partikel, welche sich heterogen an Defekten bilden und sich homogen im Korn ausscheiden, zurückgeführt. Weiterhin begründen sie die Unterschiede der Ausscheidungsfolge in der Zn-haltigen Legierung durch die Reduzierung der Stapelfehlerenergie.

Der Zusatz von Si in AlCuMg-Legierung bringt durch die Bildung von feinen und gleichförmigen Dispersoiden von Si-modifizierten GPB-Zonen eine verbesserte

Aushärtung. Zusätzlich wird eine Feinung der Verteilung der S-Phasen-Ausscheidungen erreicht [141].

Eine Untersuchung über die Art der zweiten Phase in AlCuLiMgAgZr-Legierungen während der Erstarrung indentifizierte 4 typische Phasen: T_1 (Al_2CuLi), theta (Al_2Cu), T_B (Al_7Cu_4Li) und S (Al_2CuMg). Teilweise wurden in der S-Phase geringe Mengen an Ag und in der T_1 -Phase geringe Mengen an Ag und Mg gefunden [142].

2.5.3 Mechanische, physikalische und gießtechnologische Eigenschaften

Den Einfluss von Cu auf die Festigkeitseigenschaften binärer AlCu-Legierungen zeigt **Bild 2.5.2**. Das Erreichen solcher Werte in realen Gussstücken setzt dichtes und feinkörniges Gefüge voraus, dessen Ausbildung durch 0,1 bis 0,3 % Ti als Kornfeiner begünstigt wird [45].

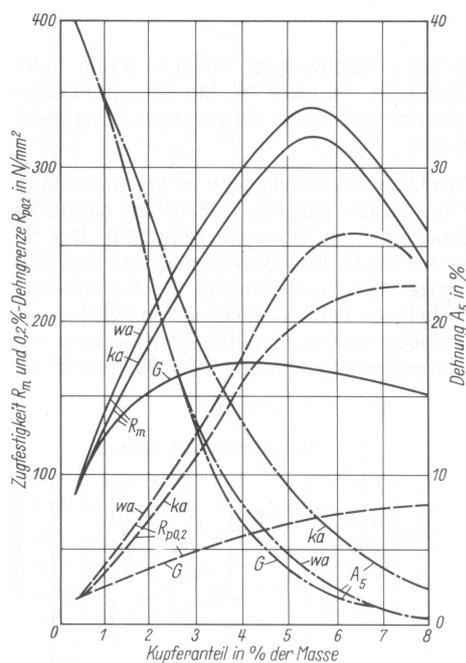


Bild 2.5.2: Einfluss des Cu-Gehaltes auf die Festigkeit von AlCu-Legierungen

Die Auswertung von Spannungs-Dehnungskurven von AlCu-Legierungen mit unterschiedlichen Cu-Gehalt zeigten Sägezahnabschnitte (Portevin-Chatelier-Effekt), deren Ausdehnung mit steigendem Cu-Gehalt zunahm. Kulkarni und Kashyap [143] erklärten dies mit der Verankerung von Versetzungen an Kupferatomen.

Bei einer Untersuchung des Rissverlaufes bei AlCu4Ti- und AlCu4TiMg-Legierungen wurde festgestellt, dass der Riss interkristallin verläuft. Die beiden Legierungen neigen wegen ihrer endogenen Erstarrung stark zu Mikrolunkern. Der Verlauf von Rissen wird durch diese Gefügebrauflockerungen bevorzugt. Ebenso bilden intermetallische Verbindungen, aber auch Al₂Cu, die sich vor allem an Korngrenzen ausscheiden, bevorzugte Pfade für den Rissverlauf [30].

Young und andere [144] beschäftigten sich mit dem Fließvermögen einer AlCu5Mn0,6-Legierung. Sie stellten fest, dass ein Zusatz bis 0,2 % Ti die Korngröße verringert, aber keinen signifikanten Einfluss auf das Fließvermögen hat. Erst durch den Zusatz des Kornfeiners AlTiB wurde eine Erhöhung der Fließfähigkeit erreicht.

Bei der Analyse der Warmrissempfindlichkeit von AlCuLi- und AlCuLiMn-Legierungen fanden Novikov und Grushko [145] heraus, dass mit steigendem Cu- und Li-Gehalt die Warmrissempfindlichkeit abnimmt, welches durch die Erhöhung der Dehnung infolge des kleiner werdenden Erstarrungsintervall erklärt wird. Durch den Zusatz von Mn steigt die Warmrissempfindlichkeit aufgrund einer Versprödung an. Bei beiden Legierungen kann durch die Kornfeinung mittels Sc und Zr eine deutliche Verbesserung der Warmrissempfindlichkeit erreicht werden.

Das Korrosionsverhalten der Aluminiumlegierungen wird stark durch das Gefüge, insbesondere durch die Form, Größe und chemische Zusammensetzung der intermetallischen Teilchen beeinflusst. Tests an der Legierung AlCu4Mg1,5MnSiFe ergaben, dass ein schnelles Abschrecken rundlich geformte AlCuMg-Teilchen und unregelmäßig geformte AlCuMnSiFe-Teilchen ergibt. Durch langsames Abschrecken bildeten sich komplizierte, schalenförmige Teilchen mit unterschiedlicher Zusammensetzung zwischen Kern und Oberflächenschicht. Die Anwesenheit dieser schalenförmigen Teilchen führte dazu, dass sich der Korrosionsmechanismus vom flächenförmigen zu lokalen Angriff änderte [146].

3. Festlegung der Legierungszusammensetzung

Die vielen Veröffentlichungen zum Einfluss einzelner Elemente auf Aluminiumlegierungen beschränken sich meistens nur auf die Verbesserung einzelner Eigenschaften, ohne auf die negative Auswirkung der Elemente einzugehen. Aus diesem Grund ist es sehr schwierig, Voraussagen über die vielfältigen Eigenschaften, welche bei einer Zylinderkopflegerung nötig sind, zu treffen. Auch die Verwendung von Simulationsprogrammen, welche das chemische und thermodynamische Gleichgewicht von Elementgemischen während der Erstarrung bestimmen können, ist für eine Gusslegierung aufgrund der benötigten Freiheitsgrade (teilweise mehr als 10 Elemente) und der Annahme der unendlich langsamen Erstarrung nicht sinnvoll.

Deswegen wurden aus den System AlMg, AlSi und AlCu verschiedene Grundlegierungen mit unterschiedlichen Zusätzen und Zusatzmengen ausgewählt, um auf einer sehr breitgefächerten Grundlage möglichst eine Legierung heraus zu arbeiten, welche den hohen Anforderungen der künftigen Zylinderköpfe gerecht wird. Um die Eigenschaften der neuen Legierungen einstufen zu können, wurde parallel die Zylinderkopflegerung AlSi7Mg(Na) (Variante 0) mit untersucht. Die Zusammensetzung entspricht der DIN EN AB 42000.

Bei dem System AlMg wurde als Grundlegierung eine AlMgSi-Legierung mit unterschiedlichen Mg-Si-Verhältnissen, konstanten Zusätzen an Mn, Cr, Ti und V sowie unterschiedliche Mengen an Ni, Cu und Ce ausgewählt. Die variierenden Elemente und die genaue Sollzusammensetzung ist in **Tabelle 3.1** zu sehen. Durch den Zusatz von Mn, Cr, V, Ni und Ce soll überprüft werden, ob sich durch die Bildung intermetallischer Verbindungen die Festigkeit bei erhöhten Temperaturen verbessert. Von Cu ist bekannt, dass es die Aushärtung begünstigt, aber auch das Korrosionsverhalten verschlechtert.

Tabelle 3.1: Sollzusammensetzung AlMgSi-Legierungen

Variante	Legierung	Gehalte in Gewichtsprozent				
		Mg	Si	Mn	Fe	Ti
1	AlMg7Si3CuCrVCe	7	3.2	0.6	0.2*	0.15
5	AlMg5Si2NiCuCrV	5.5	2.3	0.6	0.2*	0.15
6	AlMg4Si1NiCuCrV	4	1.2	0.6	0.2*	0.15
8	AlMg3Si1NiCrV	3.3	1.1	0.6	0.2*	0.15
9	AlMg3Si1CuCrVCe	3.3	1.1	0.6	0.2*	0.15

* Maximalwerte

Die AlSi-Legierungen sind durch ihr gutes Fließvermögen gekennzeichnet. Aus diesem Grund wurden zwei Grundlegierungen ausgewählt. **Tabelle 3.2** zeigt die Sollzusammensetzung der AlSi6Cu4-Legierungen. Der Zusatz von Mg und Ag soll sich durch die erweiterte Ausscheidungsbildung positiv auf die mechanischen Eigenschaften auswirken. Ebenso soll durch die Zugabe von Ni, Ce und Cr die Bildung intermetallischer Phasen begünstigt werden, welche eine Erhöhung der Warmfestigkeit zur Folge haben sollen. Das Zeichen „+“ steht für einen niedrigen Gehalt und das Zeichen „++“ jeweils für den höheren Gehalt der ausgewählten Elemente.

Tabelle 3.2: Sollzusammensetzung AlSi6Cu4-Legierungen

Variante	Legierung	Gehalte in Gewichtsprozent							
		Si	Cu	Mn	Fe	Ti	Ni	Ce	Cr
11	AlSi6Cu4AgMg	6.0	3.5	0.1*	0.15*	0.2	+	+	+
12	AlSi6Cu4AgMg	6.0	3.5	0.1*	0.15*	0.2	++	++	++
13	AlSi6Cu4AgMg	6.0	3.5	0.1*	0.15*	0.2	++	++	+
14	AlSi6Cu4AgMg	6.0	3.5	0.1*	0.15*	0.2	++	+	++
15	AlSi6Cu4AgMg	6.0	3.5	0.1*	0.15*	0.2	+	++	++

* Maximalwerte

Der zweite Vertreter der AlSi-Gruppe ist die Legierung AlSi10Ni3 mit unterschiedlichen Zusätzen an Ce und Y (**Tabelle 3.3**). Die hohe Zugabemenge an Ni soll sich durch die Bildung nickelhaltiger Phasen positiv auf die Warmfestigkeit auswirken. Mg verbessert das Aushärtungsverhalten von AlSi-Legierungen. Die Wirkung von Ce und Y auf diese Legierung wird sich durch die unterschiedlichen Gehalte bestimmen lassen. Die Zeichen „+“, „++“ und „+++“ weisen jeweils auf einen niedrigen, mittleren bzw. hohen Gehalt der Elemente in den Legierungen hin.

Tabelle 3.3: Sollzusammensetzung AlSi10Ni3-Legierungen

Variante	Legierung	Gehalte in Gewichtsprozent							
		Si	Ni	Mg	Mn	Fe	Ti	Ce	Y
16	AlSi10Ni3	10.0	3.0	0.5	0.4	0.12*	0.2	+	
17	AlSi10Ni3	10.0	3.0	0.5	0.4	0.12*	0.2	++	+
18	AlSi10Ni3	10.0	3.0	0.5	0.4	0.12*	0.2	+++	++
19	AlSi10Ni3	10.0	3.0	0.5	0.4	0.12*	0.2	++	++
20	AlSi10Ni3	10.0	3.0	0.5	0.4	0.12*	0.2	+	+
21	AlSi10Ni3	10.0	3.0	0.5	0.4	0.12*	0.2	+++	

* Maximalwerte

Bei den kupferhaltigen Aluminiumlegierungen wurde als Grundsystem eine AlCu5Mn-Legierung definiert (**Tabelle 3.4**). Ti soll als Kornfeiner wirken und gleichzeitig die gießtechnologischen Eigenschaften verbessern. Der Einfluss der Elemente Cr, Ni, Ce und Co auf die mechanischen Eigenschaften bei erhöhten Temperaturen wird durch die unterschiedlichen Gehalte („+“ - geringe, „++“ - mittlere und „+++“ - hohe Zugabemenge) abgedeckt.

Tabelle 3.4: Sollzusammensetzung AlCu5Mn-Legierungen

Variante	Legierung	Gehalte in Gewichtsprozent							
		Cu	Mn	Fe	Ti	Ni	Ce	Co	Cr
22	AlCu5MnNi	5	0.8	0.15*	0.2	+++			
23	AlCu5MnCe	5	0.8	0.15*	0.2		+++		
24	AlCu5MnCo	5	0.8	0.15*	0.2			+++	
25	AlCu5MnCr	5	0.8	0.15*	0.2				+++
26	AlCu5MnNiCeCoCr	5	0.8	0.15*	0.2	+++	+++	+++	+++
27	AlCu5MnNiCeCoCr	5	0.8	0.15*	0.2	+	+	+	+
28	AlCu5MnNiCr	5	0.8	0.15*	0.2	++			++

* Maximalwerte

4. Versuchsübersicht

Die Legierungen wurden als Primärlegierungen hergestellt, d. h. die verschiedenen Elemente kamen als Reinform oder als Vorlegierung in die Schmelze. Die Überprüfung der chemischen Zusammensetzung erfolgte mit der Spektralanalyse. Vor dem Abguss erfolgte die Einstellung des Dichte-Indexes mittels Entgasung auf kleiner 2 %. Neben der Französischen Kokille (**Bild 4.1**) und der Sternkokille (**Bild 4.2**) kamen auch furanharzgebundene Formen zum Einsatz. Die Französische Kokille dient zum Abguss von Probestäben. Durch die steigende Gießweise wird eine turbulenzarme Füllung und durch den großen Speiser auf dem Probestab ein dichtgespeistes Gefüge erreicht. Mittels der Sternkokille ist eine Aussage über die Warmrissneigung von Aluminiumlegierungen möglich. Dazu werden die Gussteile visuell beurteilt und die Anzahl der abgerissenen Stäbe sowie die Art und Häufigkeit der entstandenen Risse nach folgendem Schema bewertet:

Anzahl der völlig abgerissenen Stäbe	x	Gewichtungsfaktor 1
Anzahl der breiten, umlaufenden Risse	x	Gewichtungsfaktor 0,75
Anzahl der gut sichtbaren Risse	x	Gewichtungsfaktor 0,5
Anzahl der Haarrisse (nur mit Lupe erkennbar)x		Gewichtungsfaktor 0,25.

Aus den berechneten Werten wird der Mittelwert gebildet und als Warmrisszahl ausgegeben. Zur vollständigen Beurteilung der Warmrissneigung sind mindestens 5 Sternkokillen abzugießen.



Bild 4.1: Französische Kokille



Bild 4.2: Abguss der Sternkokille

Bild 4.3 zeigt das Modell für den Abguss von Zugstäben im Sand. Die Formfüllung erfolgt über den Einguss in der Mitte. Danach fließt die Schmelze durch keramische Filter (20 ppi). Um ein dichtes Gefüge im Zugstab zu erhalten, sind an den 4 Ecken große Speiser angebracht. Weiterhin wurden in furanharzgebundenen Formen pro Legierung noch eine Stufenplatte (**Bild 4.4**) und zwei Gießspiralen (**Bild 4.5**) abgegossen. Mittels der Stufenplatte (Stufenhöhe: 3, 6, 12, 24 und 36 mm) soll der Einfluss der Wanddickenabhängigkeit auf die Gefügeausbildung untersucht werden. Die Gießspirale dient zur Bestimmung der gießtechnologischen Eigenschaften.



Bild 4.3: Zugstabmodell für den Sandguss



Bild 4.4: Modell der Stufenplatte



Bild 4.5: Modell der Gießspirale

Aus den Kokillenzugstäben wurden Proben für die Differenz-Thermo-Analyse (DTA) und die Dilatometeruntersuchungen zur Bestimmung der Wärmebehandlungsparameter herausgearbeitet. Pro Legierung erfolgten je zwei Analysen. Mittels der DTA kann ein Aufschmelzen von Phasen festgestellt werden. Mit der daraus angepassten Lösungsglühtemperatur wird sichergestellt, dass dieses

während der Wärmebehandlung nicht eintritt. Das Dilatometer (Genauigkeit: 2%) misst die Längenänderung eines Werkstoffes bei unterschiedlichen Temperaturen. Aus den Ergebnissen sind nicht nur Aussagen über die Ausdehnung eines Werkstoffes, sondern auch Aussagen über eventuelle Strukturänderungen durch einen nichtlinearen Kurvenverlauf möglich.

Um eine Aussage über die Warmfestigkeit bzw. das Werkstoffverhalten nach längerer thermischer Beanspruchung zu erhalten, wurden Kokillen- und Sandgusszugstäbe langzeitwarmausgelagert. Diese Auslagerung erfolgte bei 200, 250 und 300 °C für je 500 h. Die Bestimmung der mechanischen Eigenschaften erfolgte dann bei Raumtemperatur.

Für die Bestimmung der mechanischen Eigenschaften wurden aus den Zugstäben des Sand- und Kokillenabgusses Proben präpariert. Die Probenherstellung für den Zugversuch erfolgte für die Kokillengussstäbe nach DIN 50125 – B 8x40 und für die Sandgussstäbe nach DIN 50125 – A 12x60. Für statistisch gesicherte Werte waren pro Legierung und Zustand 3 Zugstäbe aus 3 einzelnen Proben notwendig. Des Weiteren kamen Kokillen- und Sandprobestäbe hinzu, die durch einfaches planparalleles Abfräsen für die Härtemessung nach HB 2,5/62,5 vorzubereiten waren. Die Bestimmung der Härte an den Proben des Guss- und wärmebehandelten Zustandes erfolgte durch 10 Messungen und an den langzeitwarmausgelagerten durch 5 Messungen.

Um Aussagen über die Gefügeausbildung bei unterschiedlicher Abkühlungsgeschwindigkeit zutreffen, wurden aus der Mitte einer jeden Stufe der Stufenplatten Proben entnommen und präpariert. Ebenso präparierte Proben von den Kokillengusszugstäben dienen für metallografische Untersuchungen. Die Phasenbestimmung per EDX (Energie-Dispersive-Röntgenanalyse) am Rasterelektronenmikroskop (LEO-Gemini von Zeiss) erfolgte an den Kokillengussproben im Gusszustand. Bei der Betrachtung der Ergebnisse ist darauf zu achten, dass bei der Bestimmung kleiner Phasen (Punktanalyse, ca. 1µm Durchmesser) auch der Umgebungsbereich mit analysiert wird und dass es bei gleichzeitigem Vorhandensein von Kupfer und Cer zu einer Überlagerung der Spektrallinien kommen kann und somit diese Werte mit Vorsicht zu interpretieren sind.

Die Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit erfolgte mit einer Laser-Flash-Apparatur (LFA 427 der Firma Netzsch-Gerätebau GmbH, Selb). Dabei wird der zeitliche

Temperaturverlauf an der Probenoberseite als dynamische Sprungantwort auf eine Energiezufuhr (Laserimpuls) von der Unterseite gemessen. Abhängig vom gemessenen Temperaturverlauf werden bei der Berechnung der Temperaturleitfähigkeit der Wärmetransport mit Wärmeverlust und die endliche Pulsbreite des Laser bei sehr kurzen Messzeiten berücksichtigt. Die Messung der Temperaturleitfähigkeit erfolgte punktuell unter Berücksichtigung der Ergebnisse aus der Bestimmung der spezifischen Wärmekapazität. Die spezifische Wärmekapazität wurde kontinuierlich mit einem Hochtemperaturkalorimeter (Multi-Detector High-Temperature Calorimeter der Firma Setaram, SA, Caluire, Frankreich) nach dem DSC-Prinzip ermittelt. Die Messung der Wärmeleitfähigkeit nahe der Raumtemperatur erfolgte mit einer Stabapparatur. Durch eine numerische Fitprozedur wird der Wärmeübergangskoeffizient an der Kalibrierprobe (bekannte Wärmeleitfähigkeit) so berechnet, dass die berechneten Temperaturen mit den gemessenen übereinstimmen. Für die gesuchte Wärmeleitfähigkeit wird nunmehr eine numerische Fitprozedur mit dem zuvor bestimmten Wärmeübergangskoeffizienten so durchgeführt, dass die berechneten Temperaturen ebenfalls mit den gemessenen übereinstimmen.

Die Berechnung der Wärmeleitfähigkeit λ erfolgte für die jeweilige Temperatur anhand folgender Formel:

$$\lambda = a * c_p * \rho$$

λ ... Wärmeleitfähigkeit
 a ... Temperaturleitfähigkeit
 c_p ... spezifische Wärmekapazität
 ρ ... Dichte.

Die für den Ausgangszustand bestimmte Dichte wurde mittels der Dilatometeruntersuchungen entsprechend der Temperatur angepasst und in die Gleichung eingesetzt.

5. Versuchsdurchführung und –auswertung

5.1 Abguss

Die Herstellung der Masseln sowie der Abguss der Französischen Kokille erfolgte bei der Aluminium Rheinfelden GmbH.

Für die Abgüsse in Sand kam ein widerstandsbeheizter Ofen zum Einsatz. Die Entgasung der Schmelze erfolgte durch Argon, welches durch einen Impeller der Firma Foseco GmbH der Schmelze zugeführt wurde. Durch eine Entgasung wird nicht nur der Wasserstoffgehalt der Schmelze reduziert, sondern auch in der Schmelze schwebende Oxide an die Oberfläche transportiert, welche dann abgekrätzt werden können.

5.1.1 Dichteindex

Zur Bestimmung des Dichteindexes erstarrt jeweils eine Probe unter einem Vakuum von 80 mbar und eine zweite Probe unter atmosphärischen Druck. Durch die Bestimmung der jeweiligen Dichten nach dem archimedischen Prinzip und dem Berechnen des Dichteindexes können Aussagen über die Qualität der Schmelze getroffen werden. **Tabelle 5.1** zeigt den Dichteindex der abgussfertigen Schmelze nach dem Entgasen für die Abgüsse in Sand.

Tabelle 5.1: Dichteindex der abgussfertigen Schmelze (Sandguss)

Legierungssystem	Variante	Dichteindex in %	Legierungssystem	Variante	Dichteindex in %
AlSi7Mg	0	1.76	AlSi10Ni3	16	1.83
AlMgSi	1	2.06		17	1.94
	5	2.12		18	0.91
	6	0.43		19	0.72
	8	0.91		20	2.65
	9	0.57		21	0.70
AlSi6Cu4	11	2.17		AlCu5Mn	22
	12	0.43	23		0.19
	13	1.12	24		0.22
	14	0.46	25		0.15
	15	1.57	26		0.27
			27		0.09
			28		0.03

Die interne Festlegung, den Dichte-index unter 2 % einzustellen, wurde fast immer erreicht. Bei den Abgüssen in Kokille und der Masselherstellung wurde ebenfalls ein Dichteindex von unter 2 % eingestellt.

5.1.2 Chemische Zusammensetzung

Die Bestimmung der chemischen Zusammensetzung erfolgte für die Herstellung der Masseln und Kokillenzugstäbe sowie dem Sandabguss an zwei verschiedenen Spektrometern. Die jeweiligen Proben wurden mindestens dreimal abgefunkt.

Die Soll- und Ist-Zusammensetzung der Vergleichslegierung AlSi7Mg(Na) (Variante 0) im Kokillenguss (Masseln und Probestäbe) stimmt bis auf einen geringfügige Unterschreitung bei dem Mg-Gehalt überein. Beim erneuten Aufschmelzen der Masseln brannte das Natrium heraus, so dass vor dem Sandabguss nachlegiert werden musste. Die Zusammensetzung vor dem Sandabguss zeigte auch, dass die Silizium- und Magnesiumgehalte mittig im Toleranzbereich lagen. Die Unterschiede der beiden Spektrometeranalysen kann mit Hilfe der Ungenauigkeiten der beiden Geräte und dem inhomogenen Gussgefüge begründet werden.

Die **Tabelle 5.2** zeigt die Soll- und Ist-Analyse der AlMgSi-Legierungen (Masseln und Kokillenabguss). Es lässt sich deutlich erkennen, dass die Legierungen mit der gewünschten Sollzusammensetzung sehr gut übereinstimmen.

Tabelle 5.2: Soll- und Ist-Analyse der AlMgSi-Legierungen (Kokillenabguss)

Variante	Legierung	Gehalte in Gewichtsprozent					
		Mg	Si	Mn	Fe	Ti	
1	AlMg7Si3CuCrVCe	Soll	7	3.2	0.6	0.2*	0.15
		Ist	6.98	3.27	0.65	0.09	0.14
5	AlMg5Si2NiCuCrV	Soll	5.5	2.3	0.6	0.2*	0.15
		Ist	5.46	2.38	0.60	0.10	0.14
6	AlMg4Si1NiCuCrV	Soll	4	1.2	0.6	0.2*	0.15
		Ist	4.16	1.18	0.60	0.10	0.14
8	AlMg3Si1NiCrV	Soll	3.3	1.1	0.6	0.2*	0.15
		Ist	3.28	1.10	0.64	0.09	0.15
9	AlMg3Si1CuCrV	Soll	3.3	1.1	0.6	0.2*	0.15
		Ist	3.23	1.10	0.60	0.10	0.14

* Maximalwerte

Nach dem Aufschmelzen der Masseln wurde zusätzlich vor dem Sandabguss eine Probe für die Bestimmung der chemischen Zusammensetzung entnommen. Es ist zu

erwähnen, dass durch das erneute Aufschmelzen ein leichter Magnesiumabbrand (max. 0,2 %) zu sehen war.

Die Zusammensetzung der AlSi6Cu4-Legierungen der Kokillenabgüsse zeigt **Tabelle 5.3**. Die Ist-Zusammensetzung spiegelt sehr gut die Soll-Zusammensetzung wider. Die Differenzen der chemischen Zusammensetzung nach dem erneuten Aufschmelzen der Masseln für den Sandabguss sind so gering, dass aufgrund von Messdifferenzen der beiden Spektrometer und den Inhomogenitäten von Gusslegierungen kein nennenswerter Unterschied erkennbar ist.

Tabelle 5.3: Soll- und Ist-Analyse der AlSi6Cu4-Legierungen (Kokillenabguss)

Variante	Legierung		Gehalte in Gewichtsprozent							
			Si	Cu	Mn	Fe	Ti	Ni	Ce	Cr
11	AlSi6Cu4AgMg	Soll	6.0	3.5	0.1*	0.15*	0.2	+	+	+
		Ist	5.99	3.63	0.10	0.10	0.17	+	+	+
12	AlSi6Cu4AgMg	Soll	6.0	3.5	0.1*	0.15*	0.2	++	++	++
		Ist	5.95	3.53	0.10	0.13	0.17	++	++	++
13	AlSi6Cu4AgMg	Soll	6.0	3.5	0.1*	0.15*	0.2	++	++	+
		Ist	5.99	3.54	0.10	0.12	0.18	++	++	+
14	AlSi6Cu4AgMg	Soll	6.0	3.5	0.1*	0.15*	0.2	++	+	++
		Ist	5.99	3.45	0.10	0.11	0.14	++	+	++
15	AlSi6Cu4AgMg	Soll	6.0	3.5	0.1*	0.15*	0.2	+	++	++
		Ist	6.14	3.58	0.11	0.12	0.17	+	++	++

* Maximalwerte

In **Tabelle 5.4** sind die Ergebnisse der Spektralanalyse der AlSi10Ni3-Legierungen (Kokillenabguss) aufgeführt. Da die vorhandenen Spektrometer keinen geeichten Y-Kanal zur Verfügung haben, entsprechen die aufgeführten Y-Ist-Werte der berechneten Zugabemenge. Bei zwei Legierungen wird der gewünschte maximale Eisengehalt geringfügig überschritten. Die weiteren Elemente zeigen eine gute Übereinstimmung zwischen Soll- und Ist-Zustand. Ein Unterschied zu den Ergebnissen aus dem Sandabguss ist nur beim Magnesium sichtbar. So brennt durch das erneute Aufschmelzen der Masseln ca. 0,02 % Magnesium ab.

Tabelle 5.4: Soll- und Ist-Analyse der AISi10Ni3-Legierungen (Kokillenabguss)

Variante	Legierung	Gehalte in Gewichtsprozent								
		Si	Ni	Mg	Mn	Fe	Ti	Ce	Y	
16	AISi10Ni3	Soll	10.0	3.0	0.5	0.4	0.12*	0.2	+	
		Ist	9.98	2.80	0.49	0.39	0.10	0.21	+	
17	AISi10Ni3	Soll	10.0	3.0	0.5	0.4	0.12*	0.2	++	+
		Ist	9.99	2.87	0.51	0.39	0.11	0.22	++	+
18	AISi10Ni3	Soll	10.0	3.0	0.5	0.4	0.12*	0.2	+++	++
		Ist	10.15	2.88	0.51	0.38	0.14	0.18	+++	++
19	AISi10Ni3	Soll	10.0	3.0	0.5	0.4	0.12*	0.2	++	++
		Ist	9.50	2.83	0.50	0.38	0.11	0.18	++	++
20	AISi10Ni3	Soll	10.0	3.0	0.5	0.4	0.12*	0.2	+	+
		Ist	10.11	2.91	0.51	0.41	0.11	0.20	+	+
21	AISi10Ni3	Soll	10.0	3.0	0.5	0.4	0.12*	0.2	+++	
		Ist	10.48	3.13	0.53	0.40	0.13	0.22	+++	

* Maximalwerte

Die Soll- und Ist-Zusammensetzung (Kokillenabguss) der AlCu5Mn-Legierungen ist in **Tabelle 5.5** aufgelistet. Die Gehalte der Elemente wurden ähnlich wie bei den anderen Legierungen sehr gut eingestellt. Die Spektralanalyse des Sandabgusses zeigt ein ähnliches Verhalten wie die hier aufgeführten Werte.

Tabelle 5.5: Soll- und Ist-Analyse der AlCu5Mn-Legierungen (Kokillenabguss)

Variante	Legierung	Gehalte in Gewichtsprozent								
		Cu	Mn	Fe	Ti	Cr	Ni	Ce	Co	
22	AlCu5MnNi	Soll	5	0.8	0.15*	0.2		+++		
		Ist	4.94	0.76	0.08	0.20		+++		
23	AlCu5MnCe	Soll	5	0.8	0.15*	0.2			+++	
		Ist	5.29	0.79	0.11	0.22			+++	
24	AlCu5MnCo	Soll	5	0.8	0.15*	0.2				+++
		Ist	5.02	0.77	0.07	0.18				+++
25	AlCu5MnCr	Soll	5	0.8	0.15*	0.2	+++			
		Ist	4.78	0.78	0.11	0.18	+++			
26	AlCu5MnNiCeCoCr	Soll	5	0.8	0.15*	0.2	+++	+++	+++	+++
		Ist	4.87	0.76	0.14	0.22	+++	+++	+++	+++
27	AlCu5MnNiCeCoCr	Soll	5	0.8	0.15*	0.2	+	+	+	+
		Ist	5.14	0.83	0.09	0.21	+	+	+	+
28	AlCu5MnNiCr	Soll	5	0.8	0.15*	0.2	++	++		
		Ist	5.20	0.78	0.08	0.16	++	++		

* Maximalwerte

5.2 Bestimmung der Wärmebehandlungsparameter

Aus der Literatur ist nicht bekannt, welchen Einfluss die ausgewählten Elemente bei den verschiedenen Legierungen auf die Bildung niedrigschmelzender Phasen oder auf Strukturänderungen des Werkstoffes ausüben.

Für eine schnelle Diffusion der Elemente wird bei der Wärmebehandlung eine möglichst hohe Lösungsglüh Temperatur angestrebt. Um die Lösungsglüh Temperatur auf die niedrigschmelzenden Phasen abzustimmen, wurden Differenz-Thermo-Analysen (DTA) durchgeführt. Mittels der Differenzthermoanalyse (DTA) lassen sich Phasenumwandlungen nachweisen. Das Funktionsprinzip einer DTA-Anlage besteht darin, dass das Aufheiz- oder das Abkühlungsverhalten der interessierenden Probe dem Aufheiz- bzw. Abkühlungsverhalten einer auch als Inertprobe bezeichneten Vergleichsprobe gegenübergestellt wird. Die Vergleichsprobe muss im zu untersuchenden Temperaturintervall frei von Phasenumwandlungen sein. Probe und Vergleichsprobe befinden sich im gleichen Ofen und werden mit derselben Geschwindigkeit aufgeheizt oder abgekühlt. Die Temperaturmessung der einzelnen Proben erfolgt über Thermoelemente, welche gegeneinandergeschaltet sind. Solange in der betreffenden Probe keine Phasenumwandlung auftritt, kompensieren sich die Thermospannungen und es wird keine Temperaturdifferenz registriert. Setzt in der zu untersuchenden Probe eine Phasenumwandlung ein, so nimmt diese eine andere Temperatur an als die Vergleichsprobe. Die zwischen den beiden Proben bestehende Temperaturdifferenz wird in Abhängigkeit von der Ofentemperatur registriert.

Die Bestimmung der Auslagerungstemperaturen erfolgte unter Zuhilfenahme von Dilatometeruntersuchungen. Bei diesen Messungen diente das Dilatometer zur Bestimmung der Längenänderung bei konstant steigenden Temperaturen. Ein Abweichen der linearen Kurve kann als eine Strukturänderung im Werkstoff angesehen werden. Des Weiteren dienten die Dilatometeruntersuchungen auch für die Bestimmung des Ausdehnungsverhaltens der Legierungen. Um statistisch sichere Ergebnisse zu erhalten, wurden bei der DTA- und Dilatometeruntersuchungen pro Legierung zwei Proben analysiert. Bei Unregelmäßigkeiten im Kurvenverlauf erfolgte ein weiterer Durchlauf mit einer neuen Probe.

5.2.1 DTA-Untersuchung

Im **Diagramm 5.1** ist exemplarisch die DTA-Kurve der Legierungsvariante 11 dargestellt. Die weiteren Kurven sind im Anhang (Kapitel 10.1) beigefügt. Der rot markierte Bereich zeigt das Aufschmelzen von niedrigschmelzenden Phasen.

In **Tabelle 5.6** sind die Temperaturen, wo ein Aufschmelzen von Legierungsbestandteilen sichtbar geworden ist, für die einzelnen Legierungsvarianten aufgelistet.

Diagramm 5.1: DTA-Kurve (Legierungsvariante 11, Kokillengussprobe, F)

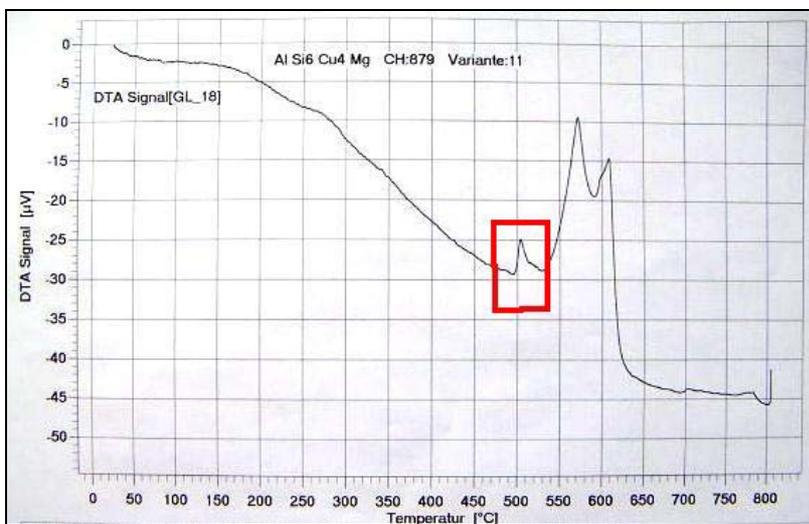


Tabelle 5.6: Schmelzbeginn der Legierungsvarianten (laut DTA)

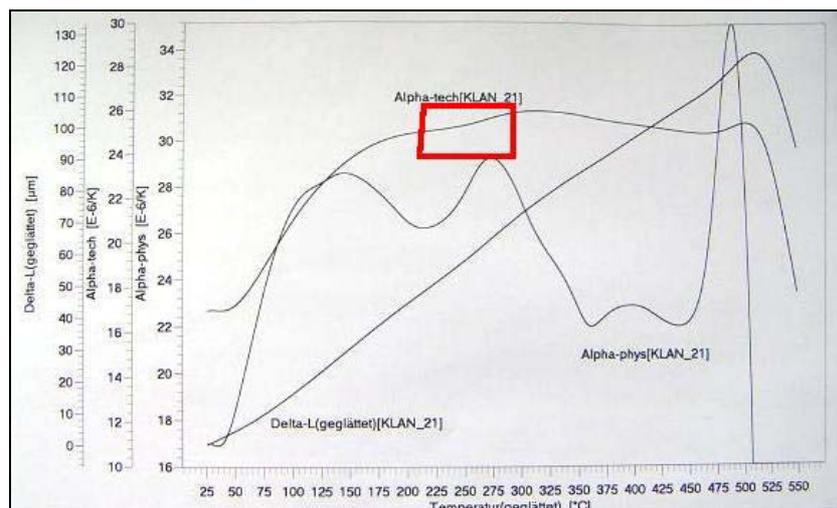
Legierungssystem	Variante	Schmelzbeginn in °C
AlSi7Mg	0	555
AlMgSi	1	575
	5	570
	6	570
	8	570
	9	575
AlSi6Cu4	11	495
	12	495
	13	500
	14	500
	15	500

Legierungssystem	Variante	Schmelzbeginn in °C
AlSi10Ni	16	535
	17	535
	18	535
	19	535
	20	535
	21	530
AlCu5Mn	22	535
	23	535
	24	535
	25	535
	26	540
	27	535
	28	535

5.2.2 Dilatometeruntersuchungen

Das **Diagramm 5.2** verdeutlicht beispielhaft den Kurvenverlauf der Legierung 11 bei einer Dilatometermessung. Die Kurven der restlichen Legierungsvarianten sind im Anhang (Kapitel 10.1) einzusehen.

Diagramm 5.2: Dilatometerkurve (Legierungsvariante 11, Kokillengussprobe, F)



Mit Hilfe des technischen und physikalischen Ausdehnungskoeffizienten lassen sich die Abweichungen vom linearen Kurvenverlauf der ΔL -T-Kurve besser verdeutlichen. Anhand dieser Kurven können Aussagen über eventuelle Strukturänderungen getroffen werden, welche durch eine geeignete Auslagerungstemperatur bei einer Wärmebehandlung vermieden werden können. Die Kurvenbereiche unter ca. 150 $^{\circ}\text{C}$ sind mit Vorsicht zu interpretieren, da es sich bei dem Aufheizen des Ofens um einen Anfahrprozess handelt.

5.2.3 Parameter für die Wärmebehandlung

Tabelle 5.7 zeigt die Parameter für die Wärmebehandlung der verschiedenen Legierungsvarianten. Für die Legierung AlSi7Mg wurden die serienüblichen Wärmebehandlungsparameter verwendet. Die Parameter für die neuen Legierungen entstanden unter Berücksichtigung der DTA- und Dilatometeruntersuchungen sowie der Erfahrung von Fachkollegen. So wurde zum Beispiel für die AlCu5Mn-Legierungen ein zweistufiges Lösungsglühen festgesetzt, weil es bei ähnlichen

Legierungen auftrat, dass es anstatt zu einer Diffusion von Elementen in den α -Mischkristall zu einem Zusammenschluss von einzelnen Elementen als neue Phase gekommen war.

Tabelle 5.7: Wärmebehandlungsparameter

Legierungssystem	Variante	Lösungsglühen		Abschrecken	Auslagerung	
		Temp. in °C	Zeit in h		Temp. in °C	Zeit in h
AlSi7Mg	0	530	6	Wasser, 20°C	170	4
AlMgSi	1	540	24	Wasser, 20°C	165	6
	5	540	24	Wasser, 20°C	165	6
	6	540	24	Wasser, 20°C	165	6
	8	540	24	Wasser, 20°C	165	6
	9	540	24	Wasser, 20°C	165	6
AlSi6Cu4	11	470	24	Wasser, 20°C	180	6
	12	470	24	Wasser, 20°C	180	6
	13	470	24	Wasser, 20°C	180	6
	14	470	24	Wasser, 20°C	180	6
	15	470	24	Wasser, 20°C	180	6
AlSi10Ni	16	515	24	Wasser, 20°C	180	6
	17	515	24	Wasser, 20°C	180	6
	18	515	24	Wasser, 20°C	180	6
	19	515	24	Wasser, 20°C	180	6
	20	515	24	Wasser, 20°C	180	6
	21	515	24	Wasser, 20°C	180	6
AlCu5Mn	22	480/3 + 520/21		Wasser, 20°C	175	6
	23	480/3 + 520/21		Wasser, 20°C	175	6
	24	480/3 + 520/21		Wasser, 20°C	175	6
	25	480/3 + 520/21		Wasser, 20°C	175	6
	26	480/3 + 520/21		Wasser, 20°C	175	6
	27	480/3 + 520/21		Wasser, 20°C	175	6
	28	480/3 + 520/21		Wasser, 20°C	175	6

5.3 AlMgSi-Legierungen

5.3.1 Mechanische Eigenschaften (AlMgSi-Legierungen)

Härtemessung

Im **Diagramm 5.3** und **5.4** sind die Ergebnisse der Härtemessung nach Brinell bei den unterschiedlich behandelten Kokillen- und Sandgussproben für das Legierungssystem AlMgSi dargestellt (Werte, siehe Kapitel 10.2). Bei beiden Diagrammen ist eine deutliche Härtesteigerung durch eine T6-Wärmebehandlung

erkennbar. Weiterhin ist ersichtlich, dass mit steigender Temperatur bei der Langzeitwarmauslagerung bei fast allen Legierungen die Härte stark abfällt. Ausnahmen gibt es bei 3 Kokillengussproben, wo die Legierungsvarianten 1, 6 und 8 nach einer Langzeitwarmauslagerung bei 300 °C eine leicht höhere Härte als bei 250 °C aufweisen. Ein Zusammenhang zwischen diesen Messwerten und der chemischen Zusammensetzung konnte nicht gefunden werden, da es bei den anderen AlMgSi-Legierungsvarianten unter Berücksichtigung des Mg-Si-Verhältnisses oder der Zugabemengen an Ni, Cu und/oder Ce nicht zu diesem Phänomen gekommen ist. Eine Wiederholung der Wärmebehandlung und der Härtemessung an neuen Proben wurde aus zeittechnischen Gründen abgelehnt. Weiterhin fällt auf, dass die Legierungen mit hohen bzw. niedrigen Härtewerten im Kokillenguss ebenfalls hohe bzw. niedrige Härtewerte im Sandguss aufweisen. Auffällig ist auch, dass im Sandguss zumindest nach der T6-Wärmebehandlung höhere Härtewerte erreicht werden als beim Kokillenguss, ob dies auf die Gefügevergröberung zurückzuführen ist, müsste in weiteren Versuchen geklärt werden.

Diagramm 5.3: Härtemessung AlMgSi-Legierungen (Kokillengussproben)

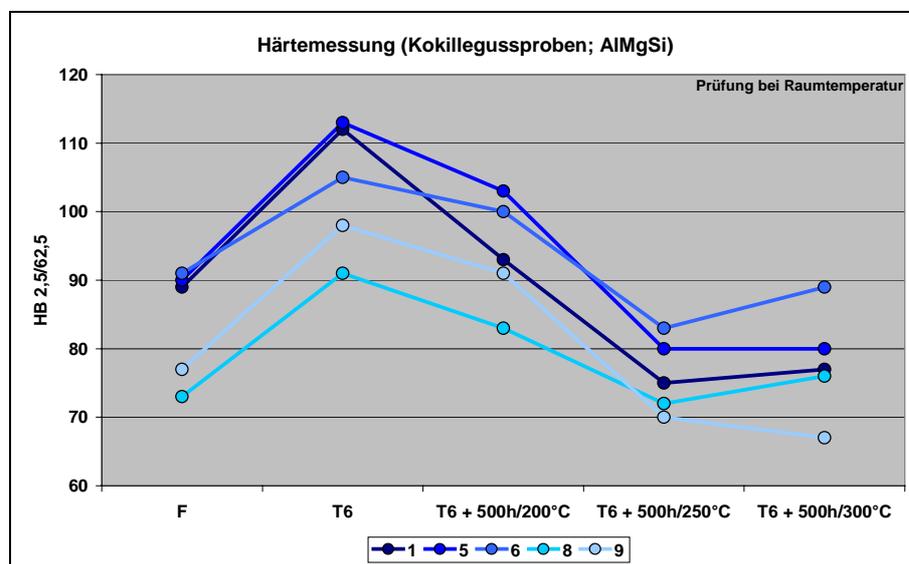
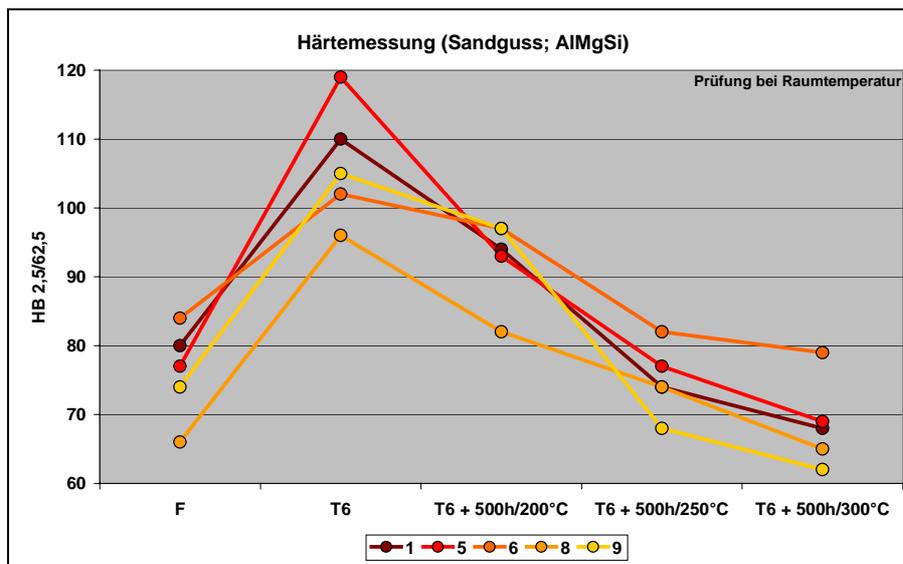


Diagramm 5.4: Härtemessung AlMgSi-Legierungen (Sandgussproben)



Zugversuch

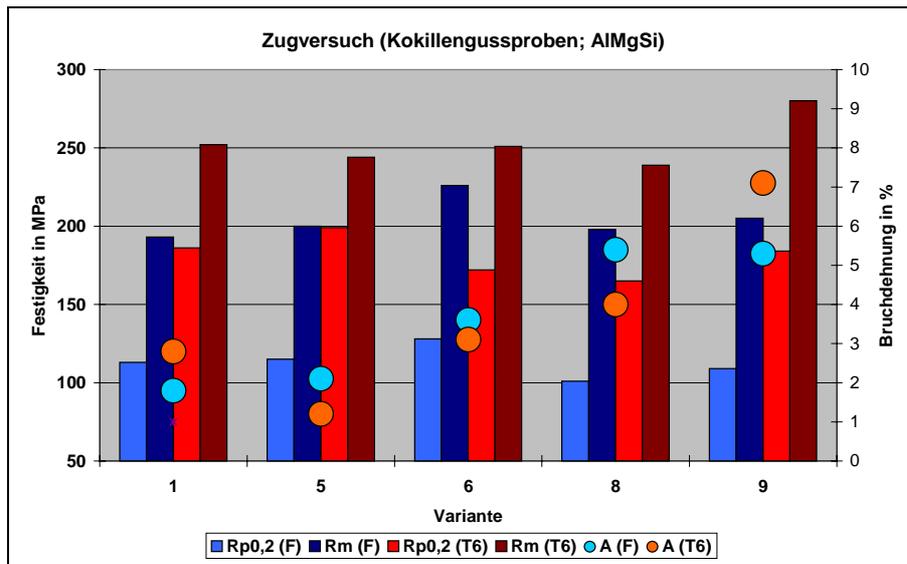
Diagramm 5.5 (Werte, siehe Kapitel 10.2) zeigt die mechanischen Eigenschaften im Guss- und im T6-Zustand der AlMgSi-Legierungsvarianten. Der Einfluss der T6-Wärmebehandlung auf die Erhöhung der Zugfestigkeit und Dehngrenze spiegelt sich deutlich wider. Bei den Legierungen ohne Nickel (1 und 9) kommt es sogar durch die Wärmebehandlung zu einem Anstieg der Bruchdehnung.

Ein direkter Vergleich der Legierungen 8 und 9 verdeutlicht, dass die kupferhaltige, nickelfreie Legierung 9 bessere Eigenschaften aufweist, als die nickelhaltige, kupferfreie Legierung 8.

Unter Berücksichtigung von Zugfestigkeit, Dehngrenze und Bruchdehnung erweist sich die Legierung 9 als Beste.

Weitere Aussagen über die Unterschiede zwischen den Legierungen sind aufgrund der vielen unterschiedlichen Parameter, wie das Mg-Si-Verhältnis oder der Gehalt der Elemente nicht sinnvoll.

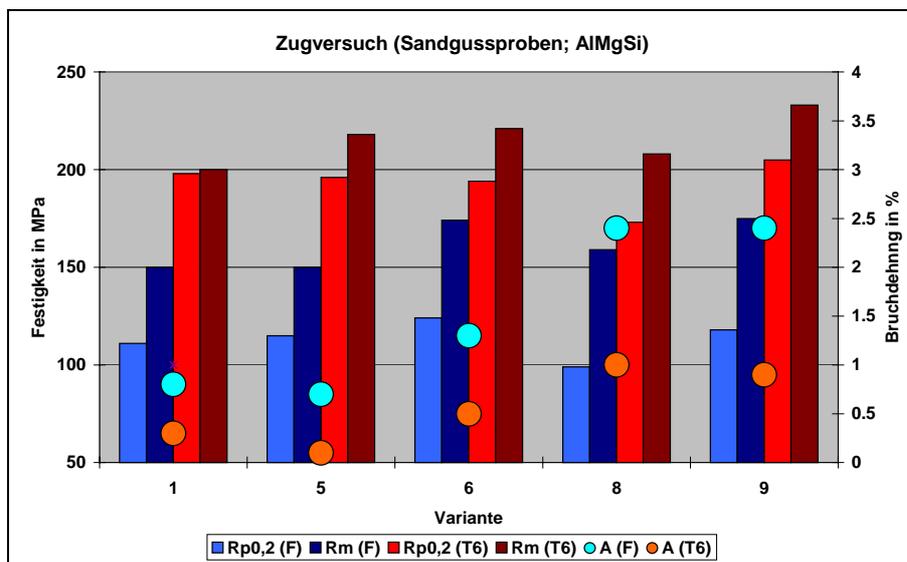
Diagramm 5.5: Zugversuch AlMgSi-Legierungen (Kokillengussproben)



Die Ergebnisse des Zugversuches der Proben im Sandguss zeigt **Diagramm 5.6** (Werte, siehe Kapitel 10.2). Durch die langsamere Abkühlung kommt es im Vergleich zu den Kokillengussproben zu einem starken Abfall der Zugfestigkeit und Bruchdehnung. Andererseits weisen die Legierungen eine höhere Dehngrenze auf. Speziell bei den kupferhaltigen Legierungen (außer Legierung 8) liegt die Dehngrenze auf einem höheren Niveau.

Ein direkter Zusammenhang zwischen dem Mg-Si-Verhältnis, dem Gehalt der Elemente und den Eigenschaften ist auch bei den Sandgussproben aufgrund der vielfältigen Parameter nicht zu erkennen.

Diagramm 5.6: Zugversuch AlMgSi-Legierungen (Sandgussproben)



Wie schon bei den Ergebnissen der Kokillengussproben stellt sich auch die Legierung 9 als beste Alternative für dieses Legierungssystem im Sandguss heraus. Die Veränderungen von Zugfestigkeit, Dehngrenze und Bruchdehnung beim Gusszustand über eine T6-Wärmebehandlung bis hin zu Langzeitwarmauslagerungen mit unterschiedlichen Temperaturen zeigen die **Diagramme 5.7, 5.8 und 5.9** (Werte, siehe Kapitel 10.2) für die Kokillengussproben. Besonders bei der Dehngrenze fällt ein Anstieg der Werte nach einer Langzeitwarmauslagerung bei 200 °C im Vergleich zum T6-Zustand bei den kupferhaltigen Legierungsvarianten auf. Dieser Anstieg weist daraufhin, dass durch die T6-Wärmebehandlung die maximale Dehngrenze dieser Proben nicht erreicht wurde. Durch eine weitere Optimierung der Wärmebehandlung dürften bei dieser Legierung generell höhere Werte möglich sein.

Bei dem weiteren Betrachten der Festigkeiten fällt der starke Abfall nach der Langzeitwarmauslagerung bei 200 °C auf. Es hat den Anschein, als wenn sich die Legierungen einem Grundniveau annähern.

Unter Beachtung von Zugfestigkeit, Dehngrenze und Bruchdehnung weist die Legierung 9 das ausgeglichene Niveau auf.

Diagramm 5.7: Zugfestigkeit AlMgSi-Legierungen (Kokillengussproben)

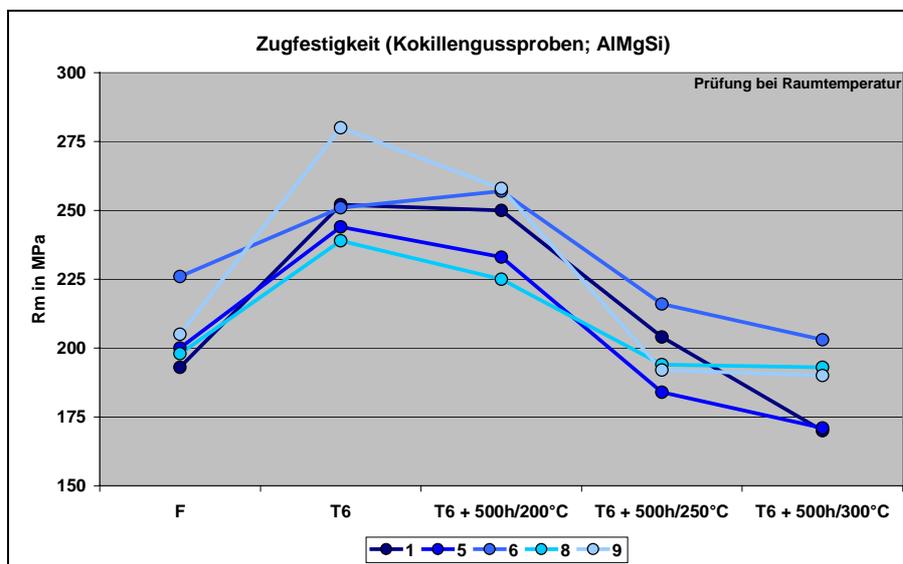


Diagramm 5.8: Dehngrenze AlMgSi-Legierungen (Kokillengussproben)

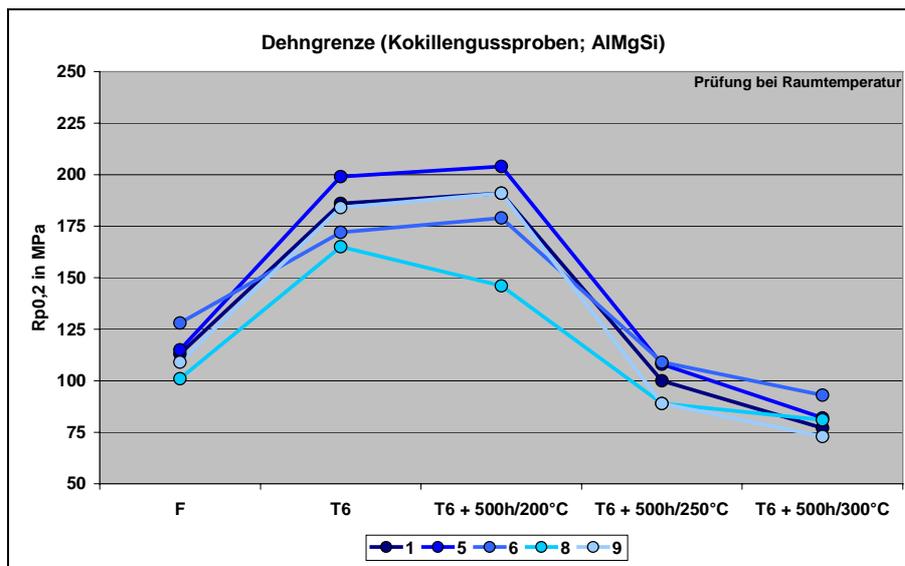
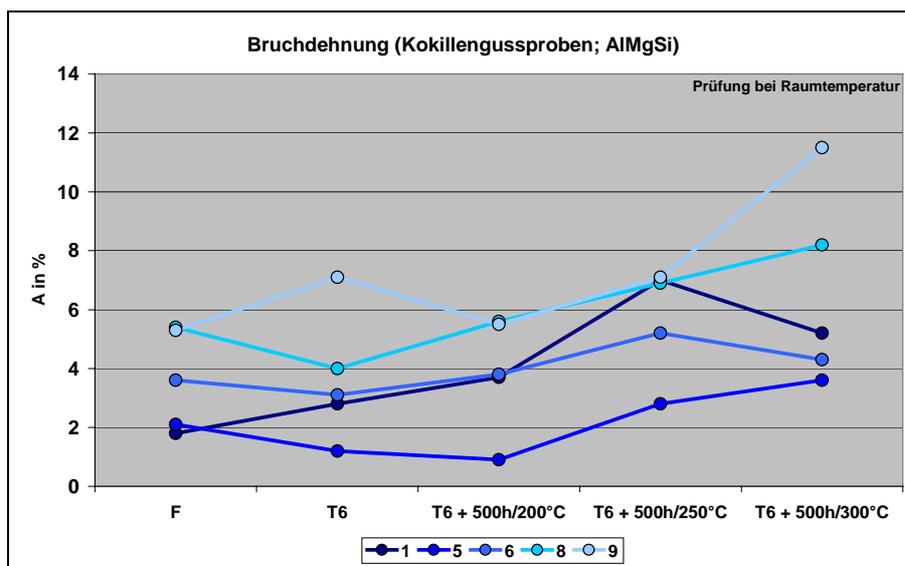


Diagramm 5.9: Bruchdehnung AlMgSi-Legierungen (Kokillengussproben)



Die Veränderungen der Legierungen im Sandguss aufgrund der verschiedenen Behandlungen zeigen die **Diagramme 5.10, 5.11 und 5.12** (Werte, siehe Kapitel 10.2). Im Sandguss kommt es durch die langsame Erstarrung zu einem gröberen Gefüge. Damit verändern sich die Diffusionswege und es kommt nicht wie beim Kokillenguss zu einem Anstieg der Dehngrenze bei den kupferhaltigen Legierungen vom T6- zum Langzeitwarmauslagerungszustand bei 200 °C. Trotzdem ist zu berücksichtigen, dass im Durchschnitt der Abfall in diesem Bereich sehr gering ausfällt. Bei der Zugfestigkeit und Bruchdehnung scheint das größere Mg-Si-Verhältnis der Legierungen 6, 8 und 9 sich positiv auf die Ergebnisse auszuwirken.

Diagramm 5.10: Zugfestigkeit AlMgSi-Legierungen (Sandgussproben)

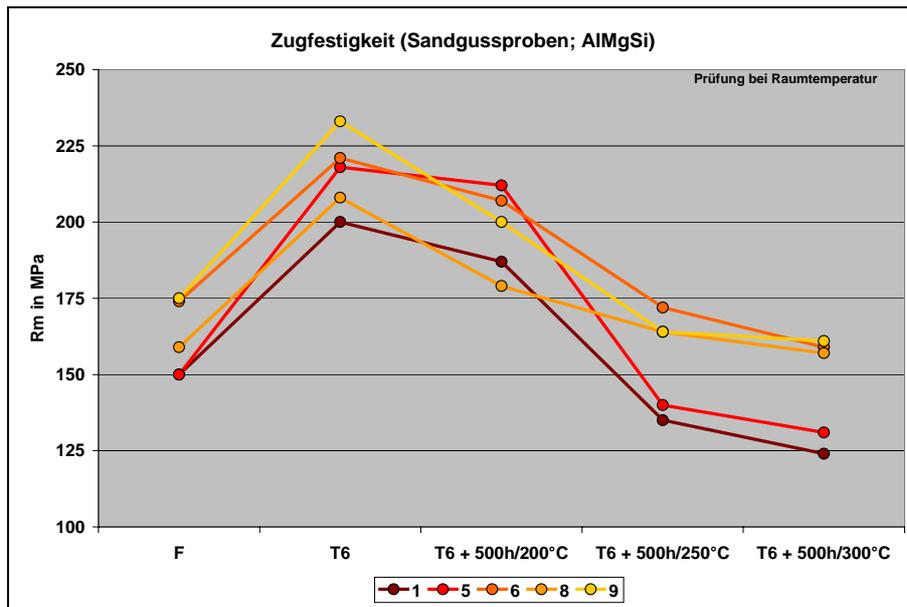


Diagramm 5.11: Dehngrenze AlMgSi-Legierungen (Sandgussproben)

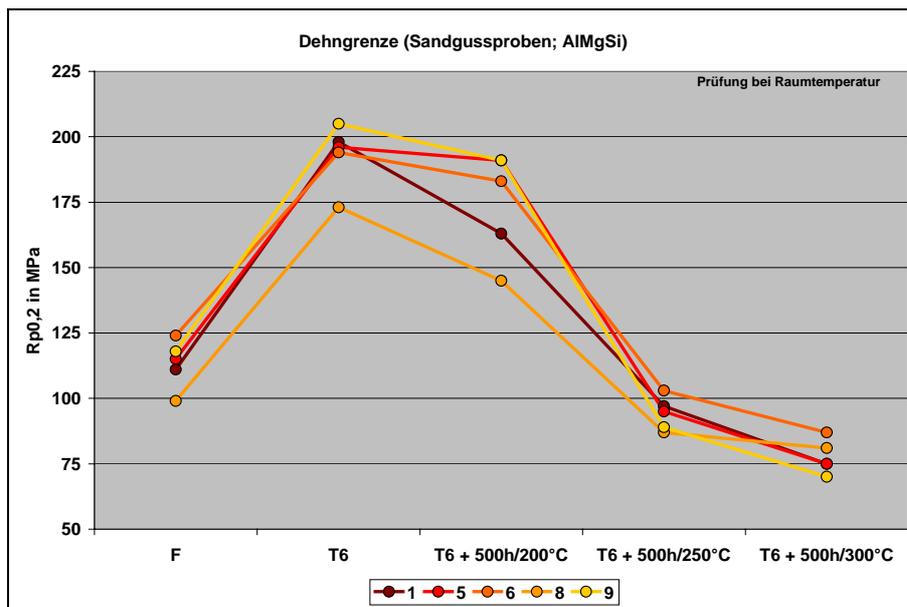
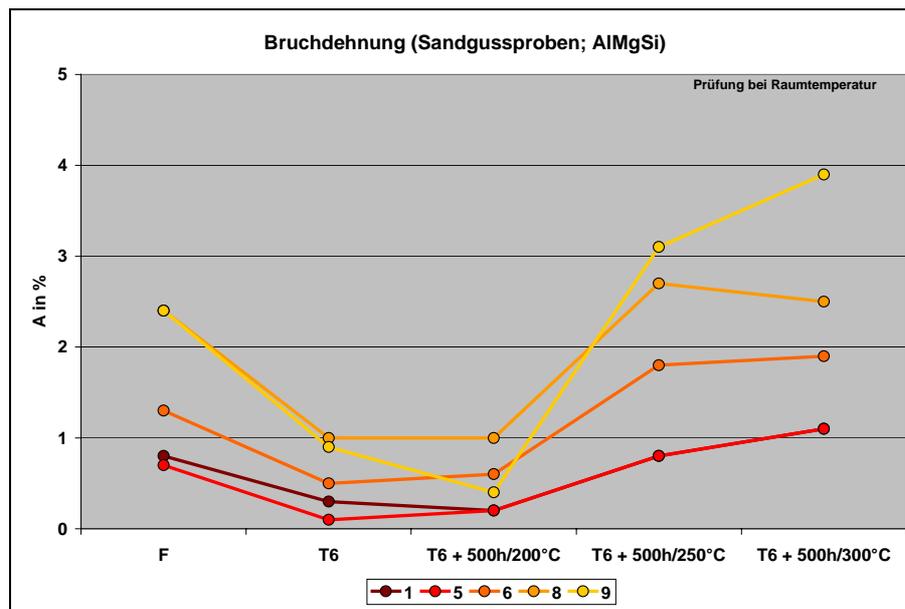


Diagramm 5.12: Bruchdehnung AlMgSi-Legierungen (Sandgussproben)



Ein Vergleich der Festigkeiten zwischen dem Kokillen- und Sandguss zeigt nach den ähnlich guten Ergebnissen im T6-Zustand im Sandguss einen stärkeren Abfall bei steigenden Temperaturen während der Langzeitwarmauslagerung. Es ist auch sichtbar, dass selbst nach einer Langzeitwarmauslagerung die Bruchdehnungswerte im Sandguss weit hinter den Werten des Kokillengusses zurückliegen.

5.3.2 Gießtechnologische Eigenschaften (AlMgSi-Legierungen)

Untersuchungen zur Bestimmung der gießtechnologischen Eigenschaften mittels einer Gießspirale sind umstritten. Dies kommt daher, dass die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse nicht immer gewährleistet ist. Gründe dafür können zum Beispiel unterschiedliche Gießer bzw. die unterschiedliche Verfassung eines Gießers oder aber auch der Luftdruck und die Temperatur der Umgebung sowie der Form an den jeweiligen Tagen sein. Aus diesen Gründen wird auf eine Angabe von Werten verzichtet. Aus den Abgüssen lässt sich aber erkennen, dass bei diesen Legierungsvarianten das Fließvermögen mit steigendem Mg-Si-Verhältnis abnimmt. Ein direkter Vergleich der Varianten 8 und 9 zeigt, dass die nickelhaltige, kupferfreie Legierung 8 ein besseres Fließvermögen als die kupferhaltige, nickelfreie Legierung 9 aufweist.

5.3.3 Physikalische Eigenschaften (AlMgSi-Legierungen)

Die **Tabelle 5.8** zeigt die Längenänderung der einzelnen Legierungen bei unterschiedlichen Temperaturen. Die Werte bei gleichen Temperaturen liegen recht nah beisammen, sodass es schwierig ist, Aussagen über den Einfluss der Elemente zu treffen. Auch ein Einfluss des Mg-Si-Verhältnisses ist anhand der geringen Unterschiede nicht sinnvoll. Auf eine Einordnung der Ergebnisse wird in der Zusammenfassung des Kapitels 5.7 unter Berücksichtigung aller verwendeten Legierungssysteme eingegangen.

Tabelle 5.8: Längenausdehnung AlMgSi-Legierungen (Kokillengussproben, F)

Legierungssystem	Variante	Längenänderung in %					
		bei 150°C	bei 200°C	bei 250°C	bei 300°C	bei 350°C	bei 400°C
AlMgSi	1	0.33	0.46	0.61	0.72	0.85	0.98
	5	0.31	0.46	0.59	0.72	0.83	0.97
	6	0.29	0.44	0.57	0.70	0.82	0.95
	8	0.31	0.50	0.59	0.76	0.85	1.00
	9	0.34	0.48	0.62	0.76	0.88	1.02

5.3.4 Metallografische Eigenschaften (AlMgSi-Legierungen)

Gefügaufnahmen und Auswertung

Die **Bilder 5.1, 5.2, 5.3** und **5.4** verdeutlichen die Gefügeunterschiede zwischen der schnellen (Kokille) und der langsamen (Sand) Abkühlung sowie den unterschiedlichen Gehalt der Hauptlegierungselemente Magnesium und Silizium. Die Stufe 12 mm des Sandgusses wurde wegen der annähernd gleichen Wanddicke für diese Gegenüberstellung ausgewählt. Die Gefügebilder der restlichen Legierungsvarianten sind im Anhang (Kapitel 10.2) beigefügt.

Bei der Betrachtung mit dem Mikroskop fällt auf, dass die Größe der Phasen durch die langsamere Abkühlung im Sandguss deutlich zugenommen hat. Ebenfalls sind die eutektischen Bestandteile nicht nur gröber, sondern auch in Form von Platten kristallisiert.

Die Untersuchung der im Sand gegossenen Stufenplatten zeigte bei zunehmender Wanddicke neben der Vergrößerung der Gefügebestandteile auch eine Zunahme von interdendritischen Speisungslunkern.

In **Tabelle 5.9** werden die Unterschiede zwischen den verschiedenen Abkühlungsgeschwindigkeiten anhand der gemessenen Dendritenarmabstände deutlich.

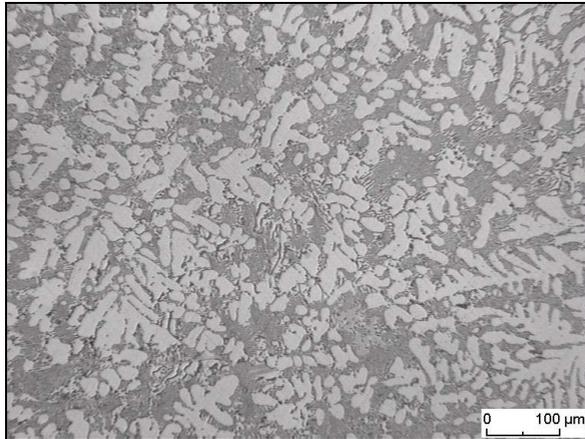


Bild 5.1: Lichtmikroskopische Aufnahme
Legierung 1, Kokillenguss, F

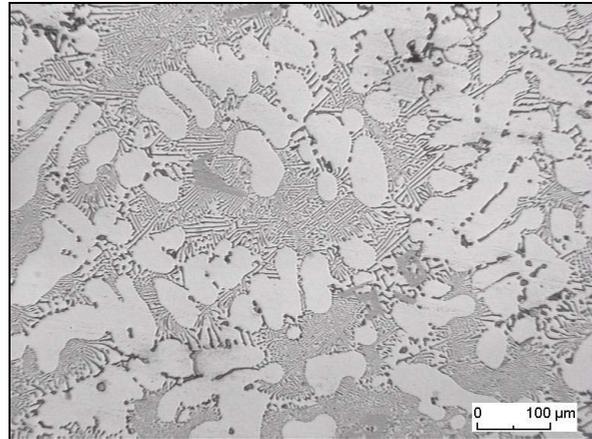


Bild 5.2: Lichtmikroskopische Aufnahme
Legierung 1, Sandguss, F, Stufe12

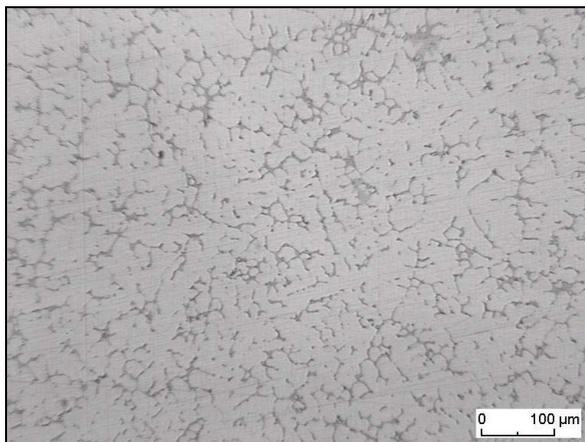


Bild 5.3: Lichtmikroskopische Aufnahme
Legierung 9, Kokillenguss, F

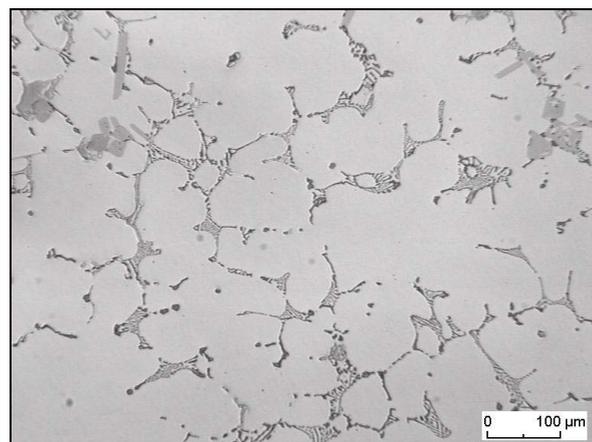


Bild 5.4: Lichtmikroskopische Aufnahme
Legierung 9, Sandguss, F, Stufe12

Tabelle 5.9: Dendritenarmabstände Legierungssystem AlMgSi (F)

Legierungssystem	Variante	Dendritenarmabstand (DAS) in μm					
		Kokillengussproben	Sandgussproben				
			Stufendicke in mm				
			3	6	12	24	36
AlMgSi	1	22.16	16.78	24.95	34.65	51.78	64.95
	5	21.62	18.45	28.57	38.23	49.87	58.24
	6	23.40	20.14	27.83	46.31	58.12	68.04
	8	21.09	20.93	32.79	43.03	55.41	72.50
	9	24.99	23.04	34.59	47.86	64.41	87.93

Phasenbestimmung

Die **Bilder 5.5, 5.6, 5.7** und **5.8** zeigen im Gefügebrauchschnitt die jeweiligen Bereiche, an denen entweder eine Punkt- oder Flächen-EDX-Bestimmung stattgefunden hat. Die dazugehörigen Ergebnisse sind in den **Tabellen 5.10, 5.11, 5.12** und **5.13** aufgeführt. Auf eine Analyse der Legierungsvariante 6 wurde verzichtet, da ein Unterschied der Zusammensetzung zur Legierungsvariante 5 für die Phasenbestimmung nicht groß genug war.

Bei allen Proben ist sichtbar, dass sich Cu (außer Variante 8), Mg, Mn, Cr, V und Ti in den α -Mischkristall eingelagert haben (jeweils Phase 1). Ebenfalls wurde nachgewiesen, dass diese Elemente auch getrennt voneinander Phasen bilden können.

Ce-haltige Phasen bei den Legierungen 1 und 9 konnten aufgrund der geringen Zugabemenge und der Inhomogenität des Gussgefüges nicht detektiert werden.

Fast alle Phasen die Cr und V enthalten, haben auch Ti als Bestandteil.

Auffällig ist auch, dass alle nickelhaltigen Phasen auch einen geringen Anteil an Kupfer aufweisen (sofern vorhanden). Hingegen nimmt der Gehalt der Elemente Cr und V mit steigendem Nickelgehalt in den Phasen ab.

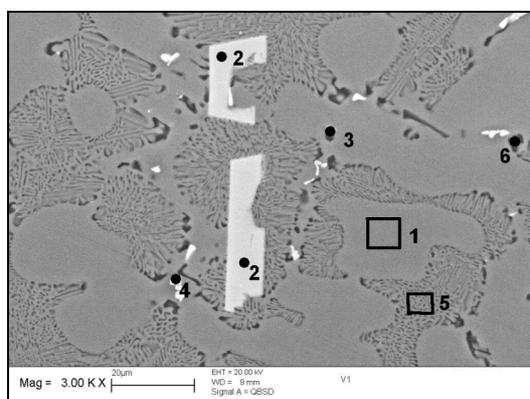


Bild 5.5: EDX-Analyse Legierungsvariante 1

Tabelle 5.10: EDX-Analyse Legierungsvariante 1

Phase	Zusammensetzung in %									
	Al	Mg	Si	Cu	Fe	Mn	Cr	V	Ti	O
1	91.59	6.29	1.09	0.14		0.39	0.15	0.22	0.13	
2	70.88	12.58		0.28		2.64	8.01	4.42	1.19	
3	73.84	10.88	9.87	0.82						7.36
4	68.23	6.85	4.45	2.78	8.28	8.72	0.69			
5	80.00	12.47	6.88	0.18		0.48				
6	47.24	26.94	25.58	0.23						

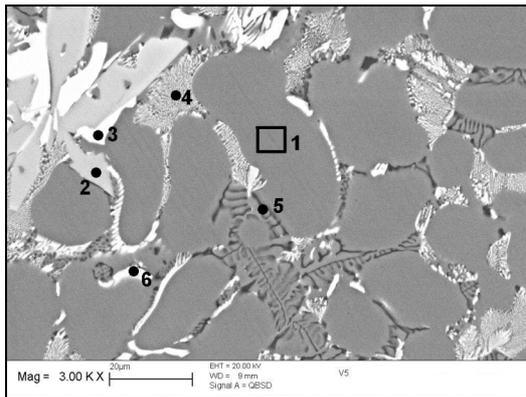


Bild 5.6: EDX-Analyse Legierungsvariante 5

Tabelle 5.11: EDX-Analyse Legierungsvariante 5

Phase	Zusammensetzung in %									
	Al	Mg	Si	Cu	Fe	Mn	Cr	V	Ni	Ti
1	92.39	6.35		0.4		0.33	0.19	0.14		0.19
2	71.80	12.84	1.18	0.78		1.33	4.30	3.64	1.21	2.91
3	62.37	4.25	5.69	0.52	3.01	14.72	2.84	0.29	6.31	
4	77.67	10.42	3.37	0.91	0.32	0.86			6.45	
5	65.82	18.92	14.98			0.29				
6	59.01	16.81	5.16	1.53	0.54	1.58			15.37	

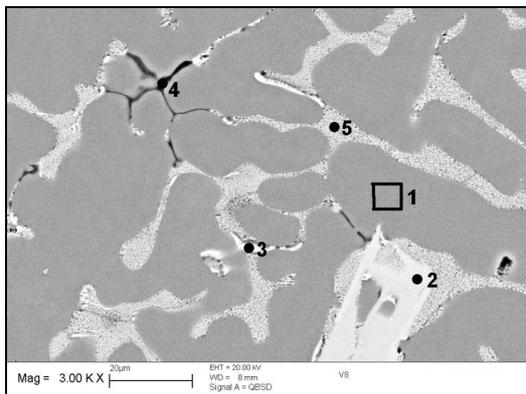


Bild 5.7: EDX-Analyse Legierungsvariante 8

Tabelle 5.12: EDX-Analyse Legierungsvariante 8

Phase	Zusammensetzung in %									
	Al	Mg	Si	Fe	Mn	Cr	V	Ni	Ti	O
1	91.59	6.27	1.26		0.35	0.16	0.20		0.17	
2	71.97	12.56	1.64		1.43	6.05	5.67		0.68	
3	68.93	7.14	1.87	1.19	2.47			18.41		
4	45.89	21.31	22.13		0.16					10.52
5	76.46	11.03	4.88	0.38	1.00	0.21		6.03		

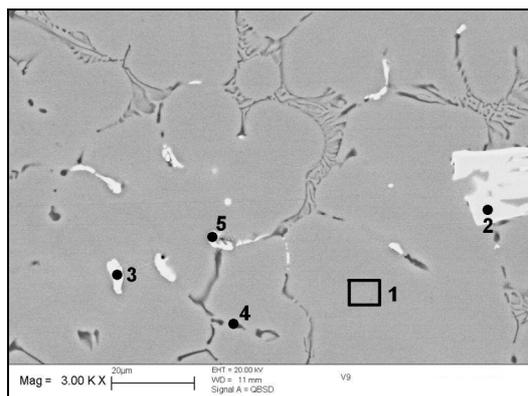


Bild 5.8: EDX-Analyse Legierungsvariante 9

Tabelle 5.13: EDX-Analyse Legierungsvariante 9

Phase	Zusammensetzung in %								
	Al	Mg	Si	Cu	Fe	Mn	Cr	V	Ti
1	92.67	6.42				0.51	0.23	0.17	
2	72.95	11.78	1.18			0.81	3.68	5.61	4.00
3	68.63	11.86		19.51					
4	66.01	18.36	14.97	0.22		0.44			
5	74.79	10.50	4.06	3.37	4.06	3.23			

5.4 AlSi6Cu4-Legierungen

5.4.1 Mechanische Eigenschaften (AlSi6Cu4-Legierungen)

Härtemessung

Die **Diagramme 5.13** und **5.14** (Werte, siehe Kapitel 10.2) zeigen die Ergebnisse der Härtemessung nach Brinell an den unterschiedlich behandelten Kokillen- und Sandgussproben der Legierungsvarianten AlSi6Cu4. Durch eine T6-Wärmebehandlung wird sowohl im Kokillen- als auch im Sandguss eine deutliche Steigerung der Härte erreicht. Diese erreichten Werte fallen aber bereits nach einer Langzeitwarmauslagerung bei 200°C so stark ab, dass sie zum Beispiel im Kokillenguss weit unter den Ergebnissen des Gusszustandes liegen. Im Sandguss kommt es bei diesem Zustand zu einer starken Streuung der Ergebnisse. Um den variierenden Elementgehalt von Ni, Ce und Cr dafür verantwortlich zu machen, bedarf es weiterer Untersuchungen. Die Langzeitwarmauslagerung bei steigenden Temperaturen führt bei Kokillen- und Sandgussproben zu einer weiteren Minimierung

der Härte. Es hat den Anschein, als ob sich die Legierung ihrem Grundzustand nähern.

Einen Einfluss der im Gehalt variierenden Elemente auf die Härte zu deuten, ist aufgrund der geringen Unterschiede nicht ratsam.

Diagramm 5.13: Härtemessung AlSi6Cu4-Legierungen (Kokillengussproben)

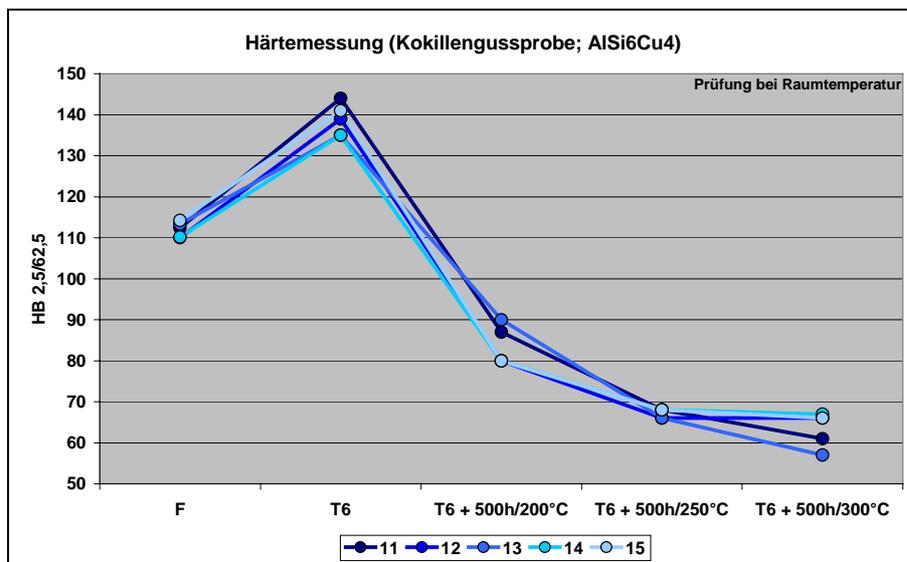
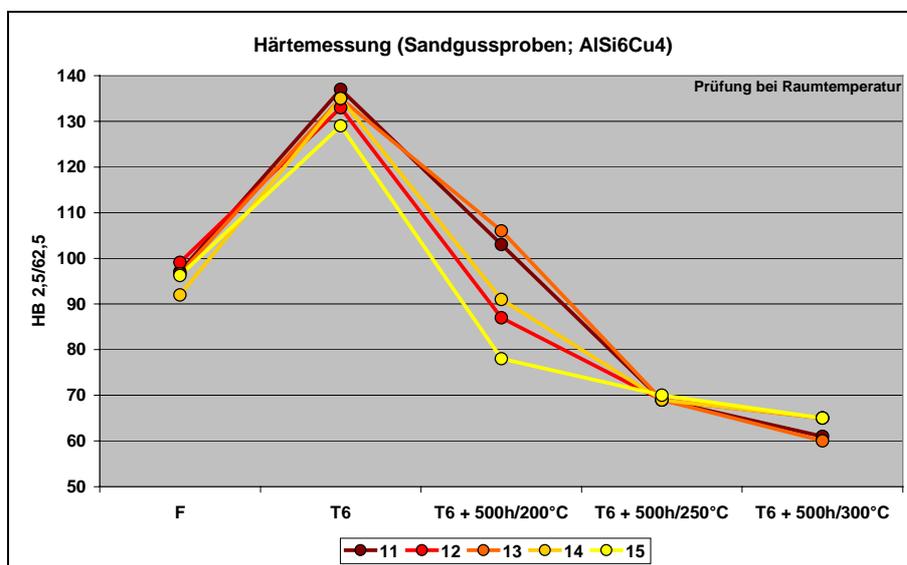


Diagramm 5.14: Härtemessung AlSi6Cu4-Legierungen (Sandgussproben)



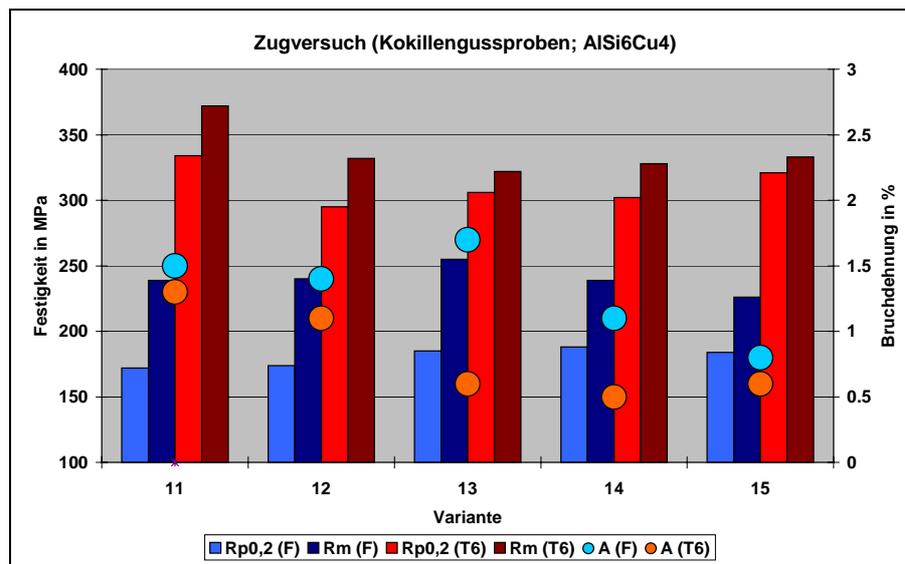
Zugversuch

Im **Diagramm 5.15** (Werte, siehe Kapitel 10.2) sind die Ergebnisse des Zugversuches der Kokillengussproben aufgeführt. Die Legierungen erreichen insgesamt hohe

Festigkeiten. Hingegen sind die Bruchdehnungswerte, welche alle unter 2 % liegen, für eine Zylinderkopfflegierung als zu gering zu bezeichnen.

Den besten Eigenschaftsmix bringt die Legierungsvariante 11. Sie erreicht neben den höchsten Festigkeitswerten auch die höchste Dehnung im wärmebehandelten Zustand. Da dies die Legierung mit den geringsten variierenden Gehalten an Ni, Ce und Cr ist, kann daraus die Schlußfolgerung gezogen werden, dass sich diese Elemente bei einer erhöhten Zugabemenge negativ auf die Festigkeit und Dehnung im Guss- und wärmebehandelten Zustand bei diesem Legierungssystem auswirken. Eine Unterteilung, welches dieser Elemente sich besonders negativ auf die Eigenschaften auswirkt, ist aufgrund der geringen Unterschiede nur durch weitere Untersuchungen vernünftig.

Diagramm 5.15: Zugversuch AlSi6Cu4-Legierungen (Kokillengussproben)

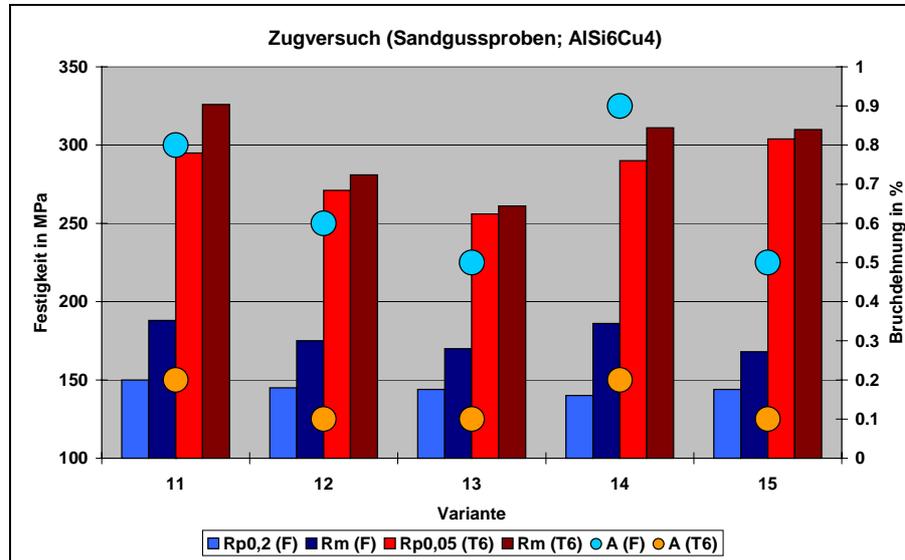


Für den Sandguss sind die Ergebnisse des Zugversuches in dem **Diagramm 5.16** (Werte, siehe Kapitel 10.2) dargestellt. Bei dem Vergleich der Kokillen- und Sandgussproben ist darauf zu achten, dass aufgrund der Sprödigkeit der Legierungen im Sandguss die 0,05%-Dehngrenze (Rp0,05) und nicht wie im Kokillenguss die 0,2%-Dehngrenze (Rp0,2) ermittelt wurde. Auch bei den Sandgussproben wird deutlich, dass ein geringer Gehalt (Variante 11) an Ni, Ce und Cr bessere Eigenschaften als ein hoher Gehalt (Variante 12) aufweist.

Werden von einem hohen Gehalt ausgehend die Elemente Ni, Ce und Cr einzeln reduziert, so werden die besten Eigenschaften durch die Reduzierung von Ni

(Variante 15) erreicht. Die schlechtesten Eigenschaften erhält man durch die Reduzierung von Cr (Variante 13).

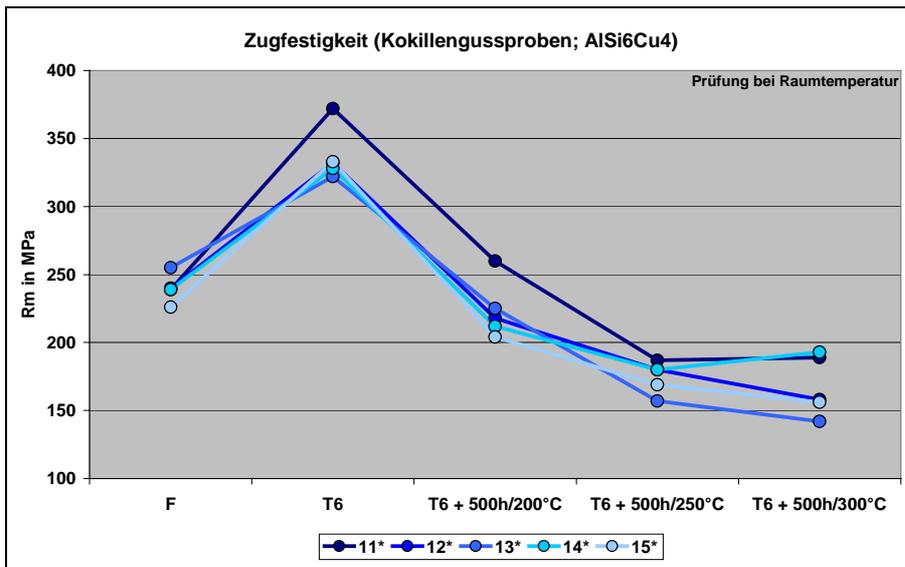
Diagramm 5.16: Zugversuch AlSi6Cu4-Legierungen (Sandgussproben)



Das Verhalten der verschiedenen Legierungsvarianten im Kokillenguss bei unterschiedlichen Zuständen verdeutlichen die **Diagramme 5.17, 5.18 und 5.19** (Werte, siehe Kapitel 10.2). Bereits nach einer Langzeitwarmauslagerung bei 200 °C ist ein sehr starker Abfall der Festigkeiten sichtbar. Bei einer Erhöhung der Auslagerungstemperaturen nimmt der Abfall der Eigenschaften ab. Es hat den Anschein, als ob sich die Legierungsvarianten ihrem Grundniveau annähern. Die Bruchdehnung steigt mit zunehmendem Alterungszustand an.

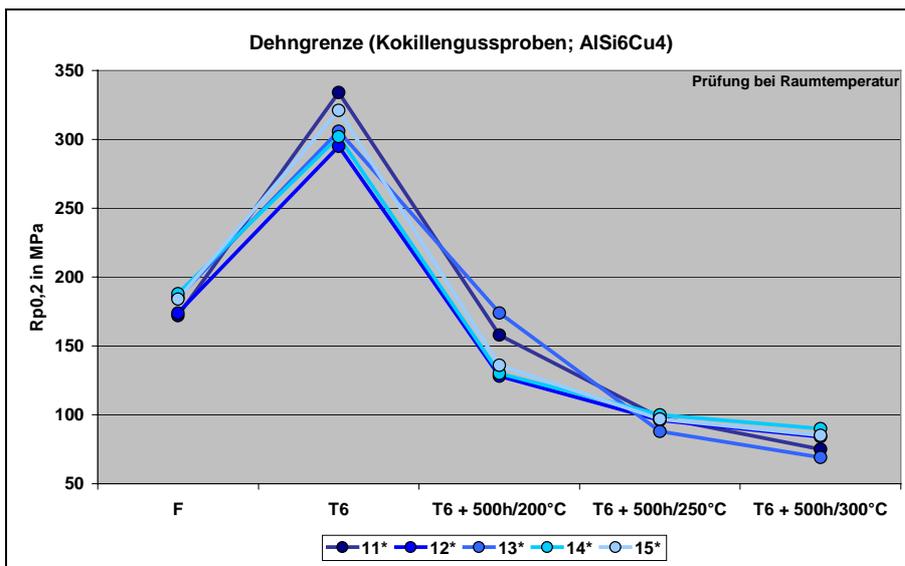
Im Ganzen betrachtet, bietet die Legierungsvariante (Variante 11) mit den geringen Zusätzen an Ni, Ce und Cr die besten Eigenschaften. Weiterhin fällt die Variante 13 bei einer Langzeitwarmauslagerung bei 200 °C positiv auf, indem sie deutlich höhere Dehngrenzen als die restlichen Legierungsvarianten aufweist. Ob dies auf die hohe Zugabemenge an Ni und Ce sowie der niedrigen Menge an Cr zurückzuführen ist, müssten weitere Versuche belegen.

Diagramm 5.17: Zugfestigkeit AlSi6Cu4-Legierungen (Kokillengussproben)



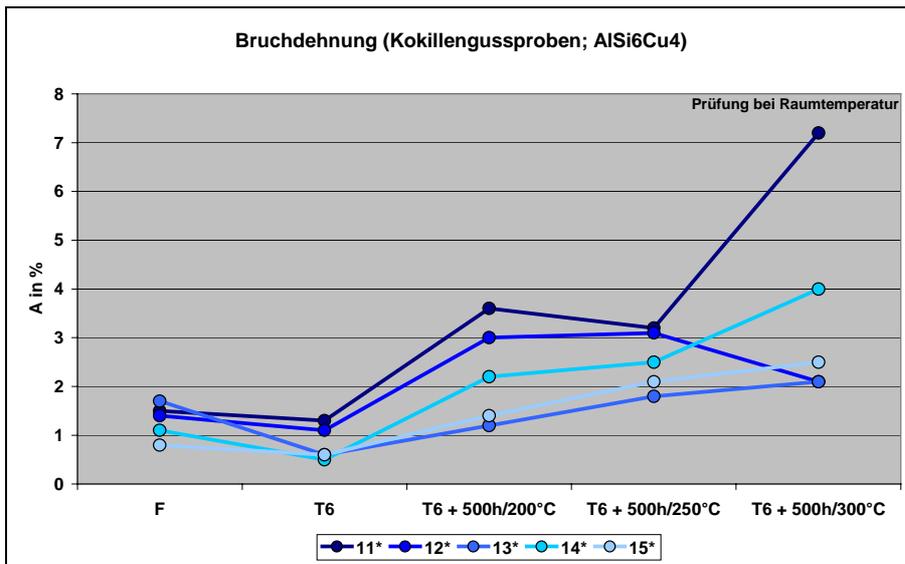
*... Ergebnisse der Langzeitwarmauslagerung stammen von der EADS Deutschland GmbH

Diagramm 5.18: Dehngrenze AlSi6Cu4-Legierungen (Kokillengussproben)



*... Ergebnisse der Langzeitwarmauslagerung stammen von der EADS Deutschland GmbH

Diagramm 5.19: Bruchdehnung AlSi6Cu4-Legierungen (Kokillengussproben)



*... Ergebnisse der Langzeitwarmauslagerung stammen von der EADS Deutschland GmbH

Einen fast identischen Kurvenverlauf wie die Kokillengussproben weisen die Sandgussproben auf (Diagramme 5.20, 5.21 und 5.22 (Werte, siehe Kapitel 10.2)), wobei sich die Festigkeiten und Bruchdehnungswerte auf einem niedrigeren Niveau bewegen. Auch bei den Proben des Sandabgusses fällt die Legierungsvariante 13 mit den geringen Gehalten an Ni, Ce und Cr besonders positiv auf.

Diagramm 5.20: Zugfestigkeit AlSi6Cu4-Legierungen (Sandgussproben)

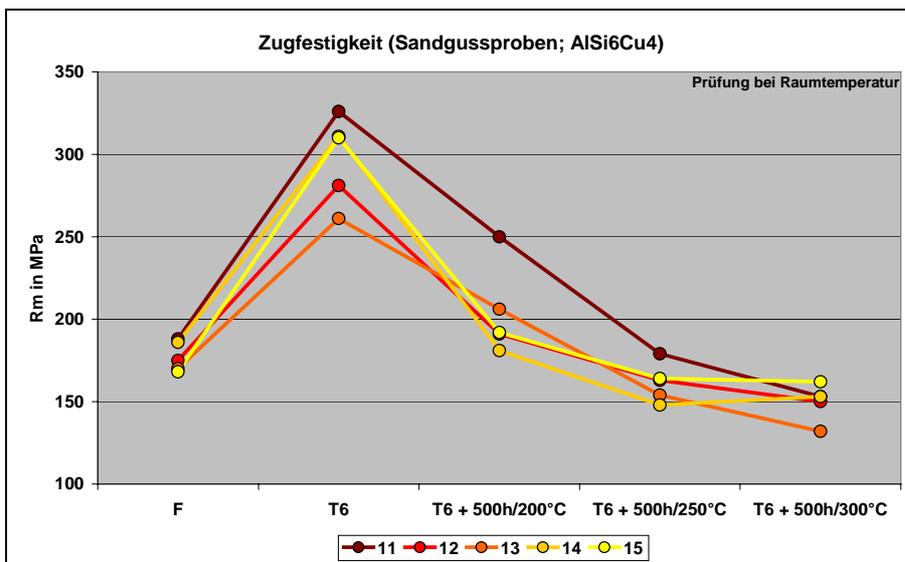


Diagramm 5.21: Dehngrenze AlSi6Cu4-Legierungen (Sandgussproben)

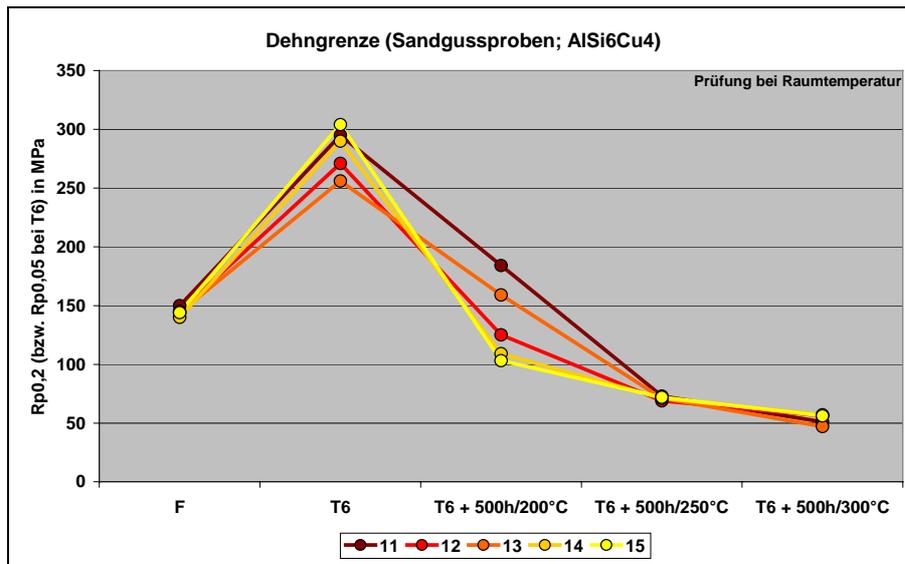
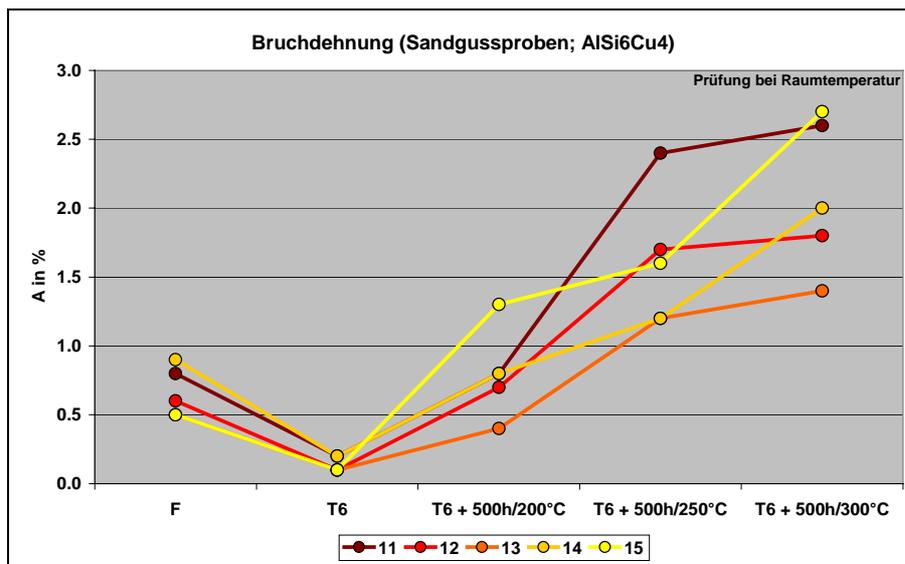


Diagramm 5.22: Bruchdehnung AlSi6Cu4-Legierungen (Sandgussproben)



Trotz geringerer Werte im T6-Zustand weist die Legierungsvariante 13 nach einer Langzeitwarmauslagerung bei 200 °C recht hohe Werte bei der Dehngrenze auf. Da dieses Phänomen auch schon bei den Kokillengussproben aufgetreten ist, kann davon ausgegangen werden, dass dieses auf die geringe Zugabe an Cr und den höheren Zugabemengen an Ni und Ce zurückzuführen ist.

5.4.2 Gießtechnologische Eigenschaften (AlSi6Cu4-Legierungen)

Auf die Beurteilung und Auswertung der Gießspirale wurde im Kapitel 5.3.2 bei den AlMgSi-Legierungsvarianten eingegangen. Deswegen wird auch bei diesen Varianten auf eine genaue Angabe von Werten verzichtet.

Unter der Berücksichtigung der großen Schwankungen lässt sich erwähnen, dass die Variante 14 eine deutlich geringere Auslauflänge als die Varianten 11, 12 und 13 sowie die Variante 15 mit der größten Auslauflänge aufweist. Ob das geringe Fließvermögen auf den geringen Ce- und hohen Ni- und Cr-Gehalt der Variante 14 sowie das große Fließvermögen auf den geringen Ni- und hohen Ce- und Cr-Gehalt der Variante 15 zurückzuführen ist, müssten weitere Versuche belegen.

5.4.3 Physikalische Eigenschaften (AlSi6Cu4-Legierungen)

Die Längenänderung bei unterschiedlichen Temperaturen ist für die AlSi6Cu4-Legierungen in der **Tabelle 5.14** aufgelistet. Die Unterschiede der Längenausdehnung zwischen den Legierungsvarianten fallen zu gering aus, um Aussagen über den Einfluss der Elemente bei einzelnen Temperaturen ableiten zu können. Auf eine Einordnung der Ergebnisse wird in der Zusammenfassung des Kapitels 5 unter Berücksichtigung aller verwendeten Legierungssysteme eingegangen.

Tabelle 5.14: Längenausdehnung AlSi6Cu4-Legierungen (Kokillengussproben, F)

Legierungssystem	Variante	Längenänderung in %					
		bei 150°C	bei 200°C	bei 250°C	bei 300°C	bei 350°C	bei 400°C
AlSi6Cu4	11	0.30	0.44	0.58	0.72	0.85	0.96
	12	0.33	0.47	0.60	0.75	0.87	0.98
	13	0.30	0.44	0.58	0.73	0.85	0.97
	14	0.33	0.47	0.61	0.76	0.89	1.01
	15	0.27	0.42	0.55	0.72	0.84	0.95

5.4.4 Metallografische Eigenschaften (AlSi6Cu4-Legierungen)

Gefügeaufnahmen und Auswertung

In den **Bildern 5.9** und **5.10** sind die Gefügeunterschiede zwischen der schnellen (Kokille) und der langsamen (Sand) Abkühlung am Beispiel der Legierungsvariante 11 dargestellt. Die Stufe 12 mm des Sandgusses wurde wegen der annähernd gleichen Wanddicke für diese Gegenüberstellung ausgewählt. Da keine gravierenden Unterschiede in der Phasenausbildung aufgrund der unterschiedlichen Beimengungen von Ni, Ce und Cr unter dem Lichtmikroskop sichtbar sind, wurden die Gefügebilder der restlichen Legierungsvarianten im Anhang (Kapitel 10.2) beigefügt. Prinzipiell ist durch die Abnahme der Abkühlungsgeschwindigkeit eine deutliche Vergrößerung des Gefüges sichtbar und messbar. Die Ergebnisse der Dendritenarmabstandsmessung sind in **Tabelle 5.15** aufgeführt. Ob die Unterschiede bei den Dendritenarmabständen auf die chemische Zusammensetzung zurückzuführen sind, müsste durch weitere Versuche tiefergründiger analysiert werden. Es scheint im Moment wahrscheinlicher, dass diese Unterschiede durch kleinere Differenzen bei der Gießtemperatur bzw. der Kokillentemperatur hervorgerufen wurden.

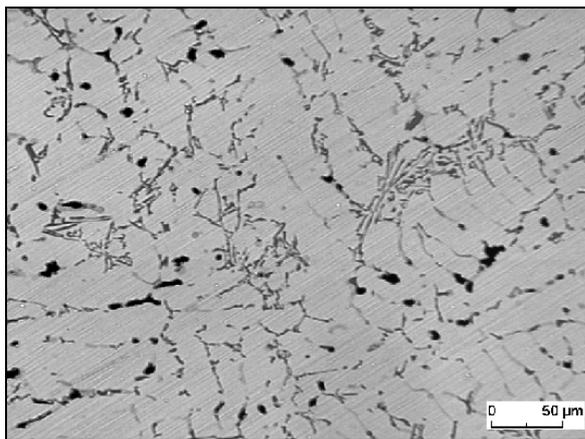


Bild 5.9: Lichtmikroskopische Aufnahme Legierung 11, Kokillenguss, F

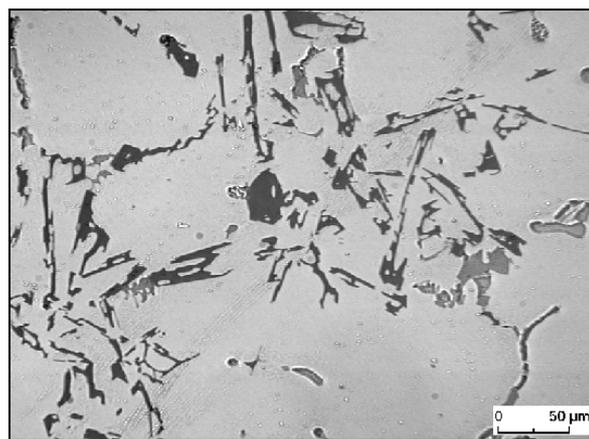


Bild 5.10: Lichtmikroskopische Aufnahme Legierung 11, Sandguss, F, Stufe 12

Tabelle 5.15: Dendritenarmabstände Legierungssystem AlSi6Cu4 (F)

Legierungssystem	Variante	Dendritenarmabstand (DAS) in μm					
		Kokillengussproben	Sandgussproben				
			Stufendicke in mm				
			3	6	12	24	36
AlSi6Cu4	11	21.85	30.02	39.82	54.18	64.74	70.94
	12	18.35	25.62	36.84	53.12	61.28	69.8
	13	22.10	22.26	40.11	47.92	54.06	73.54
	14	22.35	24.19	28.33	53.76	63.38	79.27
	15	21.25	26.24	38.20	46.98	67.79	76.45

Phasenbestimmung

Die **Bilder 5.11 bis 5.16** sowie die **Tabellen 5.16 bis 5.20** stellen die Ergebnisse der EDX-Bestimmung für das AlSi6Cu4-Legierungssystem dar. Es ist sichtbar, dass die 3 variierenden Elemente (Ni, Cr, Ce) sowohl in Phasen miteinander als auch einzeln oder zu zweit in Phasen vorkommen. Kommen alle drei Elemente mit einem hohen Gehalt vor (siehe Variante 12, Phase 1 und 6), bilden sich (AlCuMgSiCrCeNiAgMn)-Phasen. Die Elemente Ni und Cr haben bei gemeinsamen Phasen unterschiedliche Zusammensetzungen, prinzipiell bilden sich (AlCuSiMgNiCrFeMn)-Phasen. Verbindungen mit Ce und Ni bilden sich als (AlCuCeSiMgNiAg)-Phasen aus. Eine Cr- und Ce-haltige Verbindung wurde nicht gefunden. Beim Betrachten der Phasen, in denen die Elemente einzeln vorkommen, fällt auf, dass Ni (AlCuMgSiNi)-Phasen, Cr (AlSiCuAgCr)-Phasen und Ce (AlCeTiSiCuAg)-Phasen bilden.

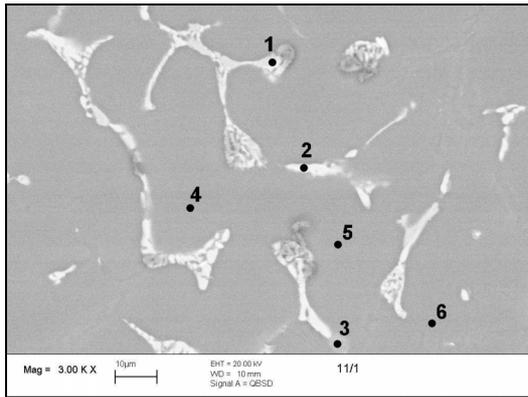


Bild 5.11: EDX-Analyse Legierungsvariante 11

Tabelle 5.16: EDX-Analyse Legierungsvariante 11

Phase	Zusammensetzung in %								
	Al	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Cr	Ni	Ag
1	58.91	7.54	16.70	5.29	5.24	3.93	1.53	0.86	
2	62.26	1.24	30.59	5.20				0.37	0.34
3	53.14	25.17	1.94	13.86	4.23	1.12		0.55	
4	79.03	19.29	1.00						0.68
5	93.63	4.46	1.30						0.61

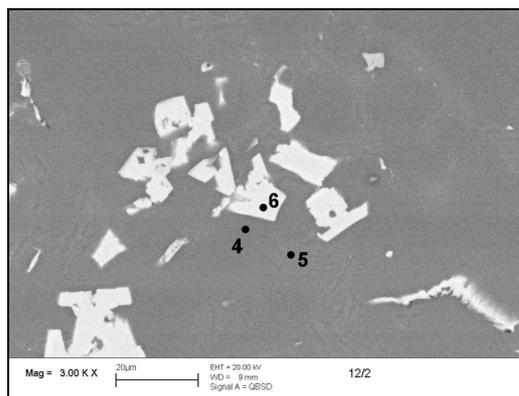
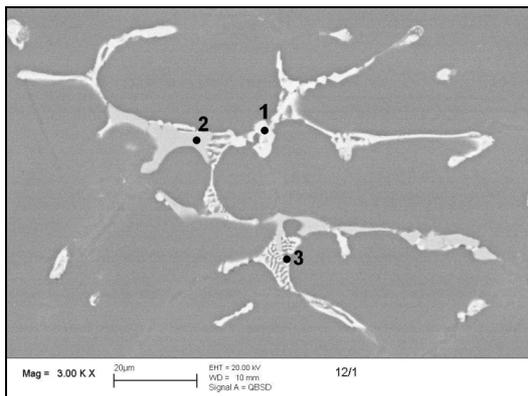


Bild 5.12 und Bild 5.13: EDX-Analyse Legierungsvariante 12

Tabelle 5.17: EDX-Analyse Legierungsvariante 12

Phase	Zusammensetzung in %											
	Al	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Cr	Ce	Ni	Ag	Ti	La
1	52.00	1.09	13.52	4.53		0.80	9.37	5.34	0.94	3.11		3.83
2	56.99	7.30	9.38	3.22	6.42	4.44	4.51		7.74			
3	55.49	1.65	25.02		0.68				12.22			
4	96.02	2.17	1.04				0.30			0.47		
5	71.55	26.73	1.17				0.14			0.41		
6	54.72	1.83	7.94	4.32		0.49	5.39	8.31	0.30	1.76	4.10	

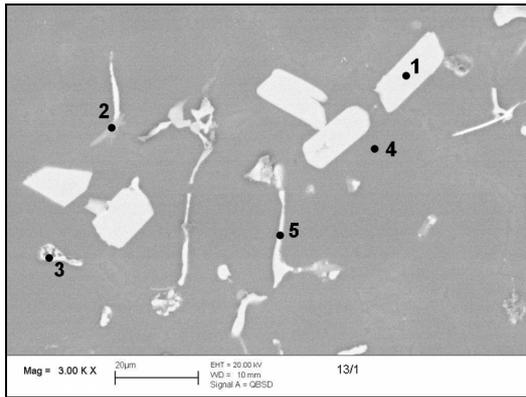


Bild 5.14: EDX-Analyse Legierungsvariante 13

Tabelle 5.18: EDX-Analyse Legierungsvariante 13

Phase	Zusammensetzung in %											
	Al	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Cr	Ce	Ni	Ag	Ti	La
1	64.18	2.92	2.19					17.20		1.41	12.11	
2	61.95	14.35	14.36	8.69					0.65			
3	55.12	1.68	31.04		1.51	0.94	0.27		9.44			
4	92.57	4.98	1.86				0.08			0.5		
5	54.26	7.08	14.16	4.99				8.59	4.67	0.44		5.81

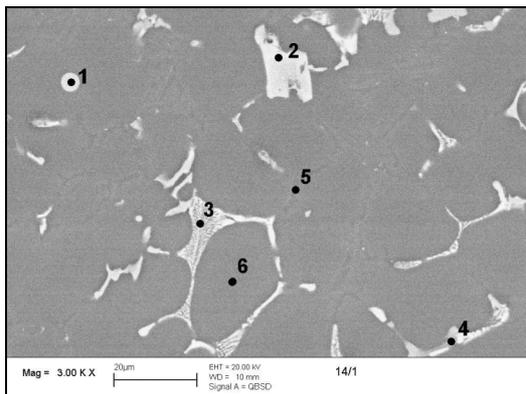


Bild 5.15: EDX-Analyse Legierungsvariante 14

Tabelle 5.19: EDX-Analyse Legierungsvariante 14

Phase	Zusammensetzung in %										
	Al	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Cr	Ni	Ag	Ti	V
1	52.97	9.20	24.89	6.33	0.30		0.50	4.92	0.9		
2	65.46	3.99	6.21				7.51		2.06	5.94	8.83
3	59.42	4.94	22.89	7.50				5.26			
4	51.80	16.19	12.50	13.42	1.21	0.90	1.94	1.94	0.1		
5	40.87	58.16	0.97								
6	95.35	3.00	0.90				0.40		0.05	0.31	

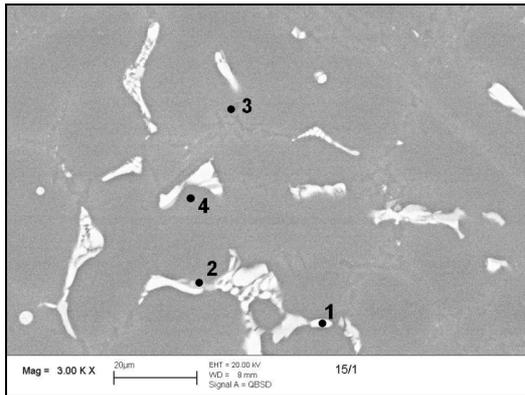


Bild 5.16: EDX-Analyse Legierungsvariante 15

Tabelle 5.20: EDX-Analyse Legierungsvariante 15

Phase	Zusammensetzung in %						
	Al	Si	Cu	Mg	Cr	Ni	Ag
1	61.05	2.56	35.44			0.94	
2	48.89	16.62	13.61	20.74			0.14
3	38.15	60.95	0.90				
4	94.36	3.58	1.85		0.21		

5.5 AlSi10Ni3-Legierungen

5.5.1 Mechanische Eigenschaften (AlSi10Ni3-Legierungen)

Härtemessung

Die Ergebnisse der Härtemessung nach Brinell stellen die **Diagramme 5.23** und **5.24** (Werte, siehe Kapitel 10.2) für den Kokillen- und Sandguss der einzelnen Legierungsvarianten und Zustände dar. Es lässt sich erkennen, dass die Y-freien Legierungen (16 und 21) ein leicht besseres Gesamtverhalten aufweisen. Da es insgesamt keine großen Unterschiede zwischen den Legierungsvarianten gibt, ist es schwierig, weitere Zusammenhänge auf den Gehalt der Elemente Ce und Y zurückzuführen.

Eine T6-Wärmebehandlung wirkt sich im Vergleich zum Gusszustand (F) deutlich härtesteigernd aus. Nach einer Langzeitwarmauslagerung bei 200 °C sind nur noch Härtewerte messbar, die deutlich unter denen des Gusszustandes liegen. Mit steigenden Auslagerungstemperaturen nähern sich die Legierungen ihrem Grundniveau an, wobei dieser Zustand auf einem sehr niedrigen Niveau liegt.

Diagramm 5.23: Härtemessung AISi10Ni3-Legierungen (Kokillengussproben)

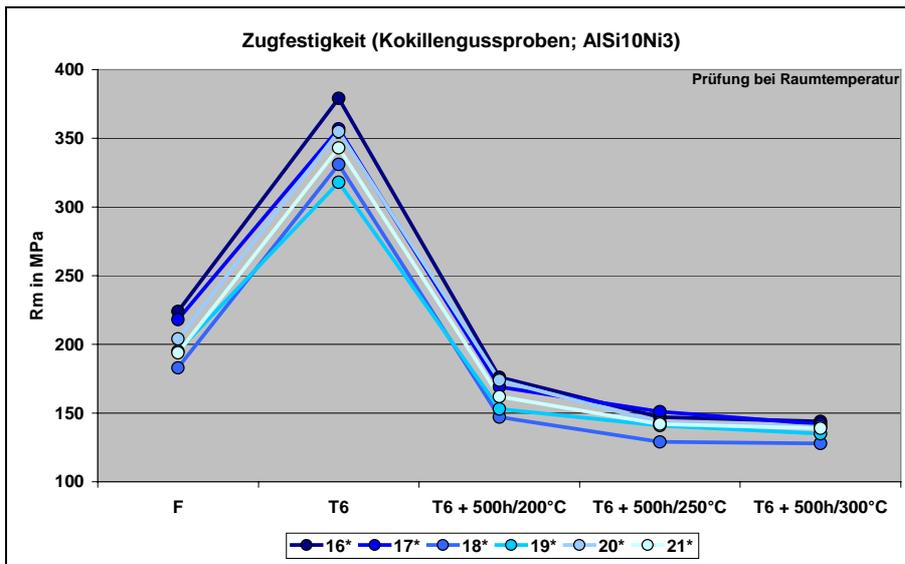
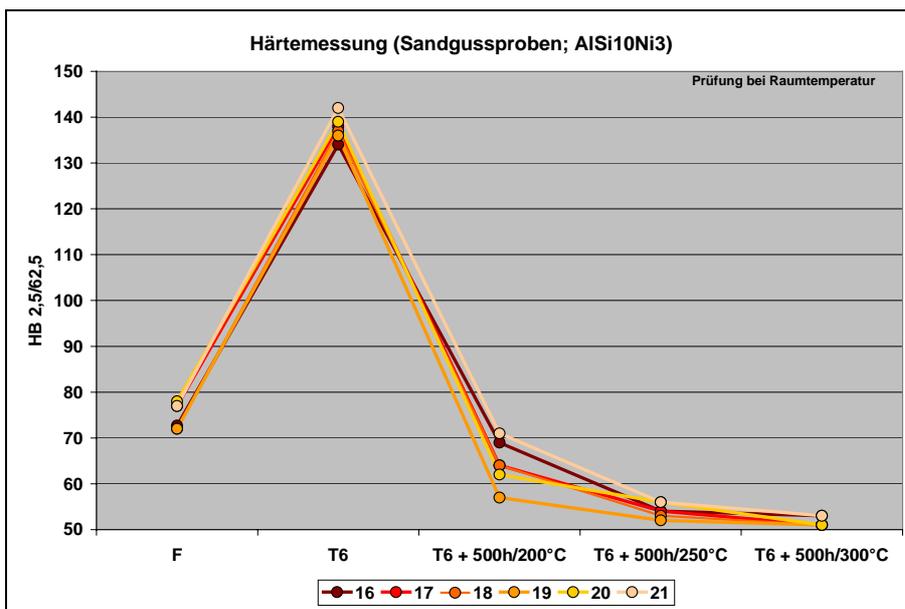


Diagramm 5.24: Härtemessung AISi10Ni3-Legierungen (Sandgussproben)

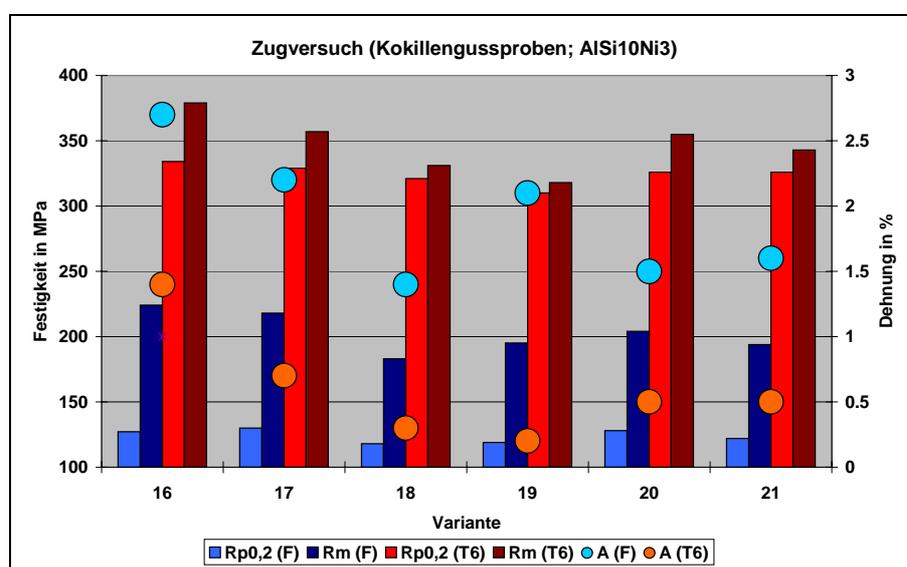


Zugversuch

Diagramm 5.25 (Werte, siehe Kapitel 10.2) zeigt die Ergebnisse der Zugversuche an den Kokillengussproben im Guss- und T6-Zustand. Alle Varianten erreichen nach der Wärmebehandlung sehr hohe Festigkeiten. Hingegen sinken die Werte der Bruchdehnung auf Minimalwerte zurück. In diesem Diagramm lässt sich deutlich der Einfluss der Elemente Ce und Y auf die erreichten Ergebnisse erkennen. So wird

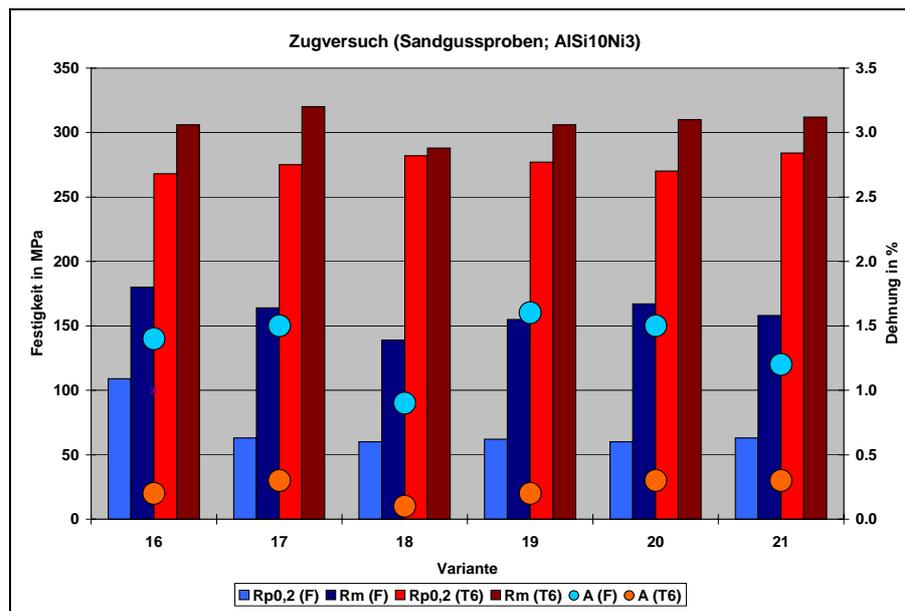
sichtbar, dass mit steigendem Y-Gehalt (Legierung 16 => 20 =>19) die mechanischen Eigenschaften abnehmen. In den Y-freien Legierungen (16 und 21) wirkt sich ein hoher Ce-Gehalt negativ auf die Eigenschaften aus. Anders sieht es aus, wenn die Ce-Gehalte bei konstant hohen Y-Gehalten variieren. Da weist die Legierung (Variante 18) mit dem hohen Ce-Gehalt bessere Eigenschaften als die Legierung (Variante 19) mit dem niedrigen Ce-Gehalt auf. Dieses kann damit erklärt werden, dass ein Cr-Überschuss für den Ausgleich des negativwirkenden Y benötigt wird.

Diagramm 5.25: Zugversuch AISi10Ni3-Legierungen (Kokillengussproben)



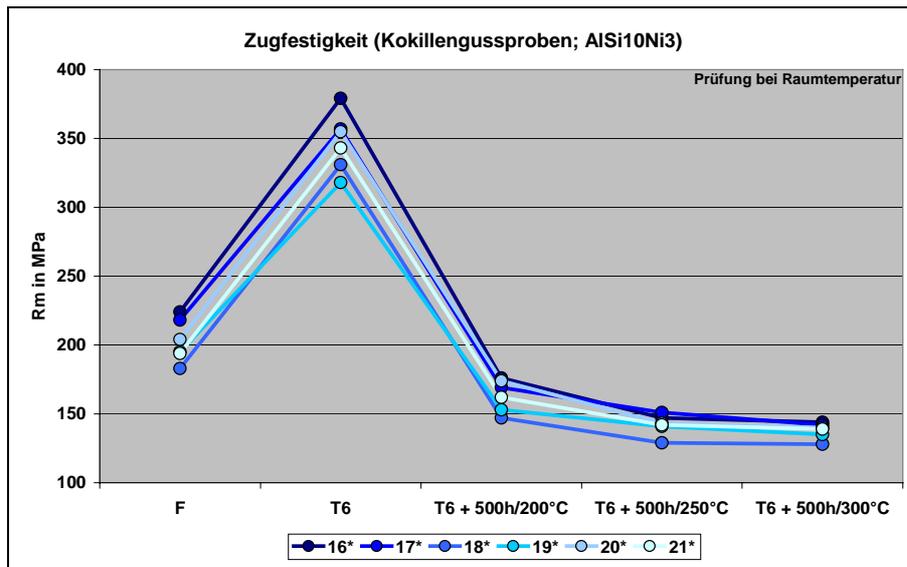
Bei den Ergebnissen der Zugversuche (**Diagramm 5.26** (Werte, siehe Kapitel 10.2)) im Sandguss fällt es schwer, eine Aussage über den Einfluss der variierenden Elemente zu machen. Nicht nur bei den Festigkeiten, sondern auch bei der Bruchdehnung sind nur geringe Unterschiede sichtbar. Prinzipiell liegen die erreichten Ergebnisse aufgrund der geringeren Abkühlungsgeschwindigkeit unter denen des Kokillengusses. Es wäre auch möglich, dass durch die langsame Erstarrung der Einfluss des Ce und Y auf die entstehenden Phasen und somit auf die späteren mechanischen Eigenschaften eine untergeordnete Rolle spielt.

Diagramm 5.26: Zugversuch AISi10Ni3-Legierungen (Sandgussproben)



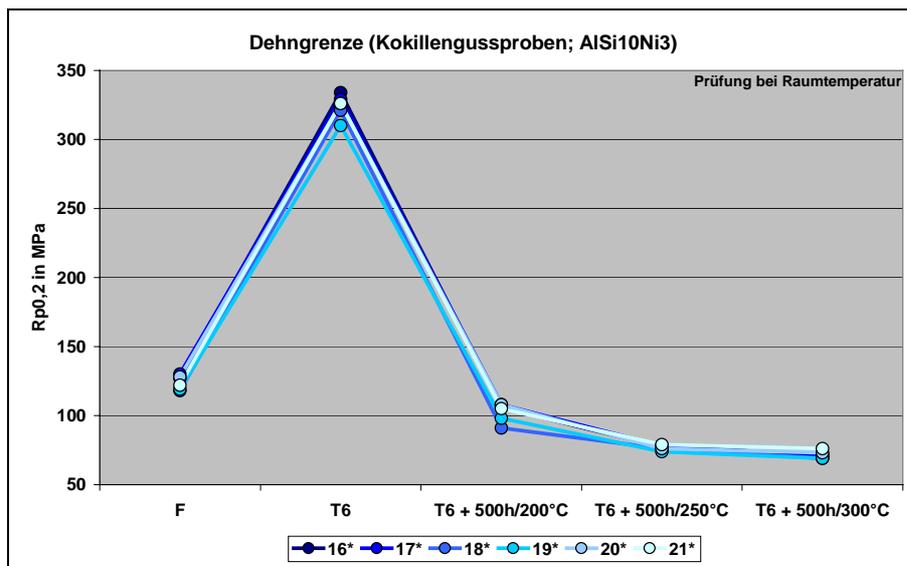
Wie schon die Ergebnisse der Härtemessung zeigen auch die Werte der Zugversuche (**Diagramm 5.27** und **5.28** (Werte, siehe Kapitel 10.2)) nach einem Festigkeitsgewinn durch die T6-Wärmebehandlung eine sehr starke Reduzierung der Festigkeit nach der Langzeitwarmauslagerung bei 200 °C. Der Verlust der Festigkeit ist dabei so groß, dass sich durch die Erhöhung der Auslagerungstemperaturen die Eigenschaften nur noch minimal verringern, d. h. bereits in diesem Zustand ist die Überalterung des Werkstoffes sehr weit vorangeschritten. Sichtbar ist auch, dass die Ergebnisschwankungen der verschiedenen Legierungsvarianten mit zunehmender Alterung abnimmt. Bei der Bruchdehnung (**Diagramm 5.29** (Werte, siehe Kapitel 10.2)) lässt sich ein Einfluss der Elemente feststellen. So weisen im Durchschnitt die Legierungen mit einem geringen Ce-Gehalt bei den einzelnen Zuständen bessere Eigenschaften als die Legierungen mit hohem Ce-Gehalt auf. Dieses trifft auch bei den Legierungen mit konstantem Ce-Gehalt (Variante 17 und 19) auf den Y-Gehalt zu. Allgemein betrachtet, weist die Legierung 16 die besten Eigenschaften auf.

Diagramm 5.27: Zugfestigkeit AISi10Ni3-Legierungen (Kokillengussproben)



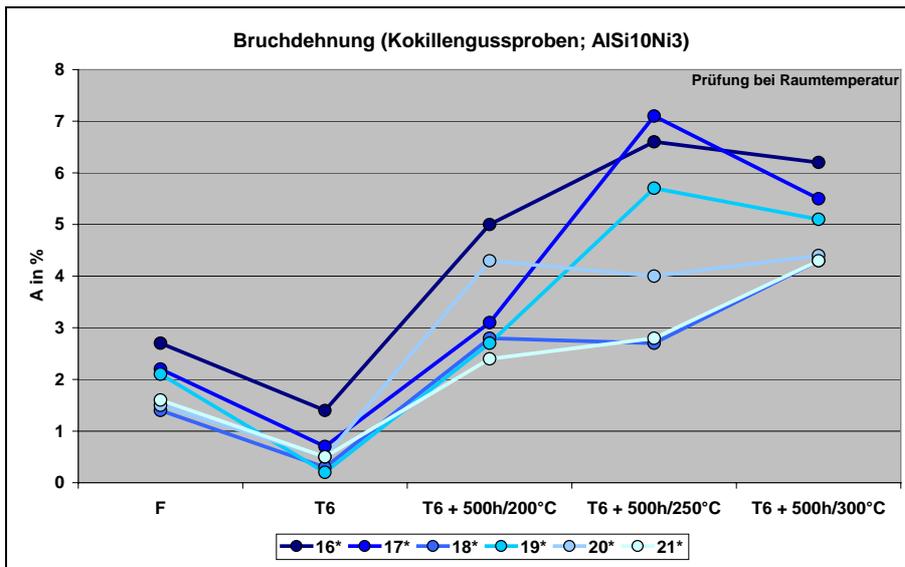
*... Ergebnisse der Langzeitwirmauslagerung stammen von der EADS Deutschland GmbH

Diagramm 5.28: Dehngrenze AISi10Ni3-Legierungen (Kokillengussproben)



*... Ergebnisse der Langzeitwirmauslagerung stammen von der EADS Deutschland GmbH

Diagramm 5.29: Bruchdehnung AISi10Ni3-Legierungen (Kokillengussproben)



*... Ergebnisse der Langzeitwirmauslagerung stammen von der EADS Deutschland GmbH

Ein Vergleich der Kokillengussproben mit den Sandgussproben verdeutlicht, dass durch die langsamere Abkühlung bei allen Legierungsvarianten und Zuständen deutlich geringere Werte bei den mechanischen Eigenschaften auftreten. Trotzdem ist der Kurvenverlauf der Festigkeiten (**Diagramm 5.30** und **5.31** (Werte, siehe Kapitel 10.2)) bei den unterschiedlichen Zuständen als identisch anzusehen.

Diagramm 5.30: Zugfestigkeit AISi10Ni3-Legierungen (Sandgussproben)

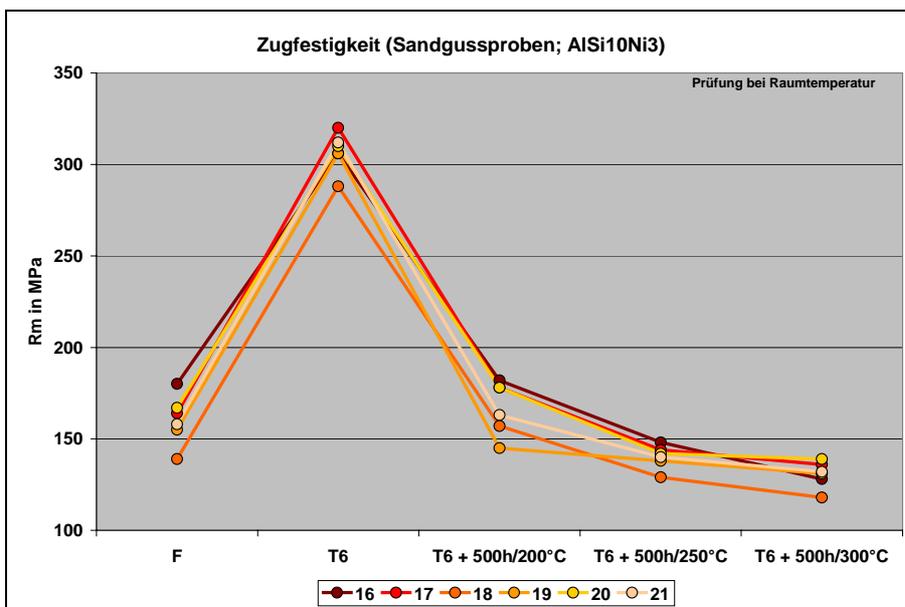
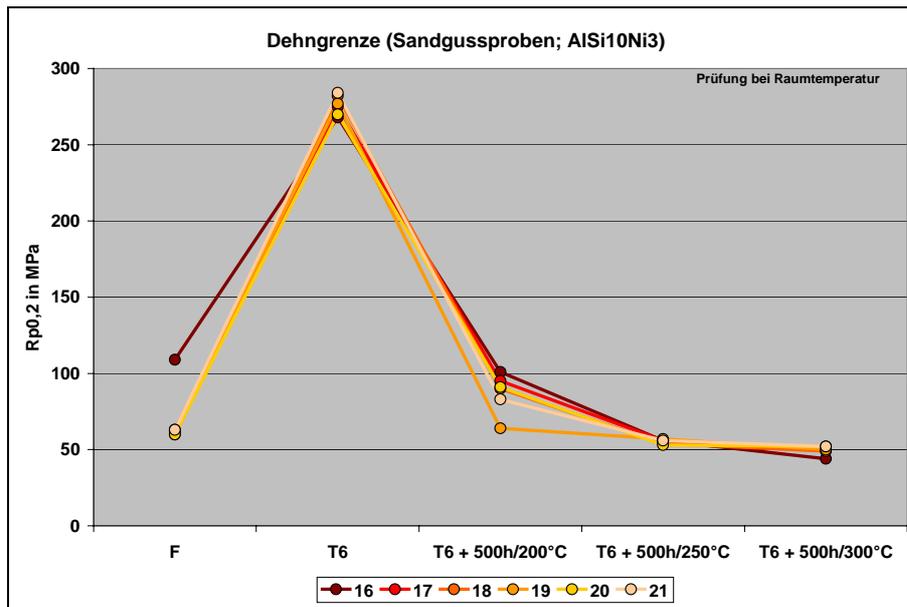
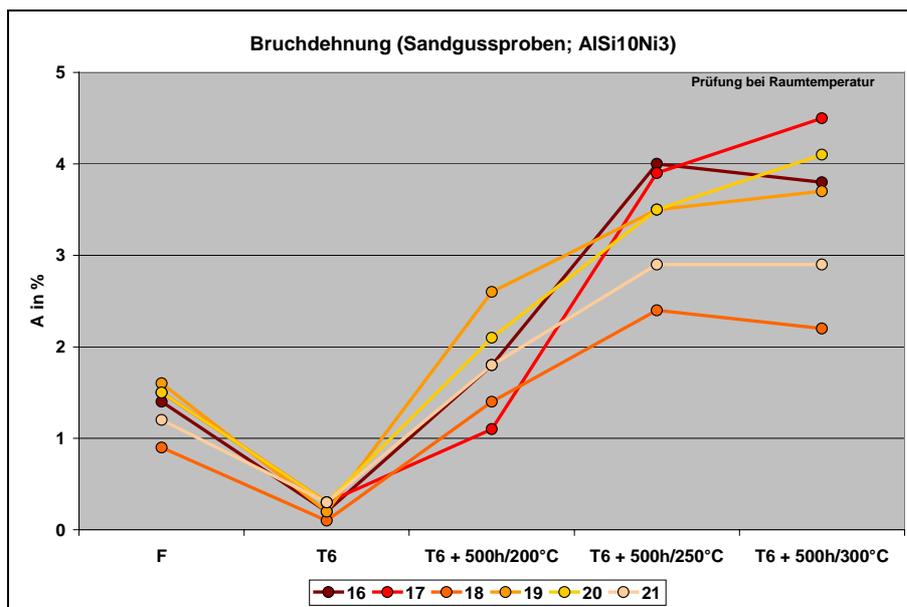


Diagramm 5.31: Dehngrenze AISi10Ni3-Legierungen (Sandgussproben)



Die bei den Kokillengussproben gemachten Aussagen über den Einfluss der Elemente treffen auch weitestgehend für die Sandgussproben zu. Kleinere Abweichungen gibt es bei der Bruchdehnung (**Diagramm 5.32** (Werte, siehe Kapitel 10.2)) im langzeitwarmausgelagerten Zustand bei 200 °C. Um gefestigte Aussagen für diesen Zustand zutreffen, müssten einige Versuche wiederholt werden.

Diagramm 5.32: Bruchdehnung AISi10Ni3-Legierungen (Sandgussproben)



5.5.2 Gießtechnologische Eigenschaften (AlSi10Ni3-Legierungen)

Wie schon bei den anderen Legierungssystemen begründet, wird auch hier auf eine Angabe von genauen Werten verzichtet.

Allgemein betrachtet haben die Legierungen mit einem niedrigen Ce- und Y-Gehalt ein besseres Fließvermögen als die Legierungen aus dem System AlSi6Cu4.

Des Weiteren ist auffällig, dass sich ein steigender Y-Gehalt unabhängig vom Ce-Gehalt negativ auf das Fließvermögen auswirkt. Hingegen wird sichtbar, dass mit steigendem Ce-Gehalt das Fließvermögen zunimmt.

5.5.3 Physikalische Eigenschaften (AlSi10Ni3-Legierungen)

Die **Tabelle 5.21** zeigt die Längenänderung bei unterschiedlichen Temperaturen für die Legierungsvarianten AlSi10Ni3. Da die Unterschiede der Längenausdehnung zwischen den Legierungsvarianten gering ausfallen, wird auf eine Aussage über den Einfluss der Elemente bei einzelnen Temperaturen verzichtet. Auf eine Einordnung der Ergebnisse wird in der Zusammenfassung des Kapitels 5 unter Berücksichtigung aller verwendeten Legierungssysteme eingegangen.

Tabelle 5.21: Längenausdehnung AlSi10Ni3-Legierungen (Kokillengussproben, F)

Legierungssystem	Variante	Längenänderung in %					
		bei 150°C	bei 200°C	bei 250°C	bei 300°C	bei 350°C	bei 400°C
AlSi10Ni3	16	0.26	0.39	0.52	0.65	0.76	0.86
	17	0.30	0.43	0.54	0.68	0.80	0.93
	18	0.27	0.39	0.51	0.64	0.76	0.86
	19	0.30	0.43	0.54	0.66	0.79	0.89
	20	0.30	0.42	0.55	0.67	0.79	0.90
	21	0.30	0.42	0.53	0.64	0.75	0.85

5.5.4 Metallografische Eigenschaften (AlSi10Ni3-Legierungen)

Gefügeaufnahmen und Auswertung

Die **Bilder 5.17** und **5.18** verdeutlichen die Gefügeunterschiede, wie sie bei schneller (Kokille) und langsamer (Sand) Abkühlung bei dem Legierungssystem AlSi10Ni3

entstanden sind. Da keine großen Unterschiede mit dem Mikroskop zwischen den Legierungen sichtbar geworden sind, befinden sich die Gefügebilder der restlichen Legierungsvarianten im Anhang (Kapitel 10.2). In **Tabelle 5.22** wird der Einfluss der unterschiedlichen Abkühlungsgeschwindigkeiten anhand der Dendritenarmabstände erkennbar. Ob die geringen Dendritenarmabstände bei der 36iger Stufe bzw. bei der 24iger Stufe bei den Legierungen 17 und 18 bzw. 20 und 21 auf den Gehalt einzelner Legierungselemente zurückzuführen sind, müssten weitere Versuche zeigen.

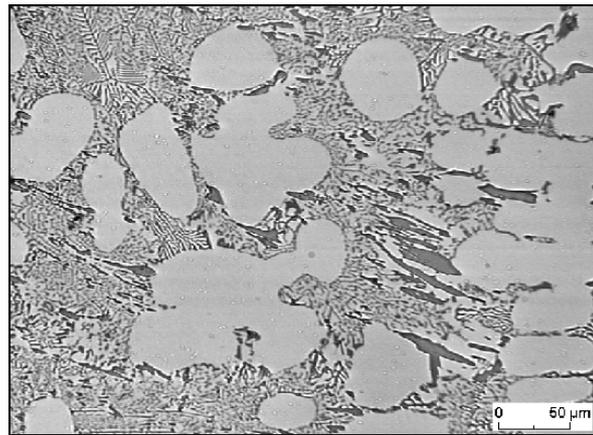
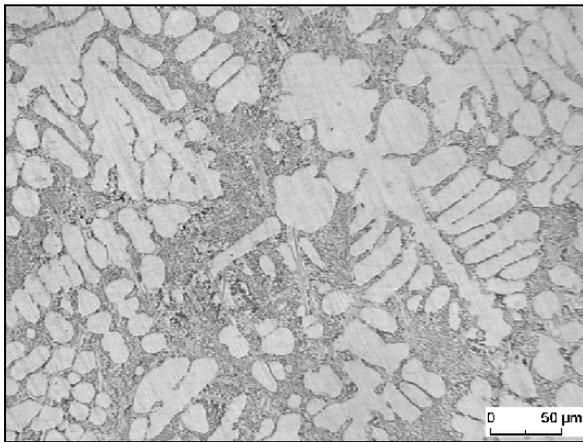


Bild 5.17: Lichtmikroskopische Aufnahme
Legierung 11, Kokillenguss, F

Bild 5.18: Lichtmikroskopische Aufnahme
Legierung 11, Sandguss, F, Stufe 12

Tabelle 5.22: Dendritenarmabstände Legierungssystem AlSi6Cu4 (F)

Legierungssystem	Variante	Dendritenarmabstand (DAS) in µm					
		Kokillengussproben	Sandgussproben				
			Stufendicke in mm				
			3	6	12	24	36
AlSi10Ni3	16	17.55	18.83	25.50	34.47	49.23	60.13
	17	17.70	19.75	26.60	36.94	49.07	46.56
	18	16.50	16.37	24.16	38.36	46.54	49.24
	19	18.10	17.44	25.29	38.03	50.07	61.36
	20	16.80	18.36	26.94	34.20	43.88	61.07
	21	16.20	19.10	25.04	34.90	41.33	60.79

Phasenbestimmung

Für die Phasenbestimmung wurden die Legierungen 18, 19 und 20 ausgewählt, da sich ein Auffinden der Phasen bei den anderen Legierungen mit geringen Gehalten an Ce und Y schwierig gestaltet. In den **Bildern 5.19 bis 5.22** sind die detektierten Phasen markiert und in den **Tabellen 5.23, 5.24 und 5.25** ist ihre chemische Zusammensetzung aufgeführt. Die beiden variierenden Elemente Ce und Y bilden

zusammen als auch getrennt Phasen. Kommen beide Elemente gemeinsam vor, bilden sich (AlNiSiYCe)-Phasen. Verbindungen mit Y scheiden sich als (AlNiYSiFeMn)-Phasen aus. Ce hingegen bildet unterschiedliche Phasen, so wurden z. B. (AlNiCeSi)-Phasen, (AlCeTiMgSiNi)-Phasen und (AlNiMnSiFeCe)-Phasen bestimmt.

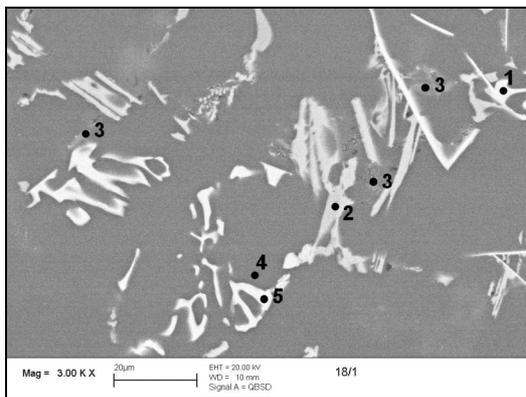


Bild 5.19: EDX-Analyse Legierungsvariante 18

Tabelle 5.23: EDX-Analyse Legierungsvariante 18

Phase	Zusammensetzung in %								
	Al	Si	Mg	Fe	Mn	Y	Ce	Ni	Ti
1	39.47	13.93		0.72	1.46	8.65	6.87	28.89	
2	58.83	10.01		1.94	13.54		1.25	14.44	
3	58.84	18.98	12.95					9.24	
4	96.05	3.54						0.32	0.09
5	53.08	11.36			0.74	7.85	5.05	22.29	

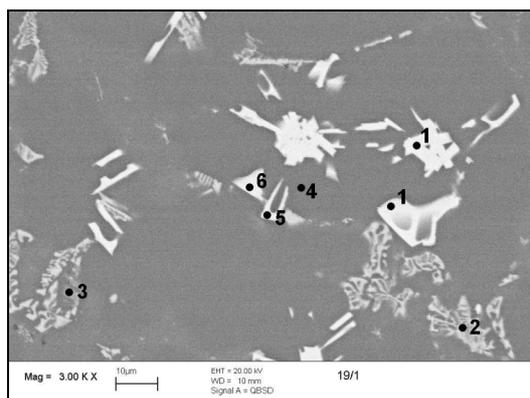


Bild 5.20: EDX-Analyse Legierungsvariante 19

Tabelle 5.24: EDX-Analyse Legierungsvariante 19

Phase	Zusammensetzung in %									
	Al	Si	Mg	Fe	Mn	Y	Ce	Ni	Ti	Cr
1	30.95	11.46		1.05	0.63	12.05		31.40		
2	73.60	3.75		0.57	3.41			18.22		0.43
3	57.43	23.38	13.25					5.94		
4	96.81	2.71						0.21	0.26	
5	59.44	8.96		0.67	0.81	6.54	2.32	21.27		
6	39.01	13.90		1.13	1.10	12.36		32.51		

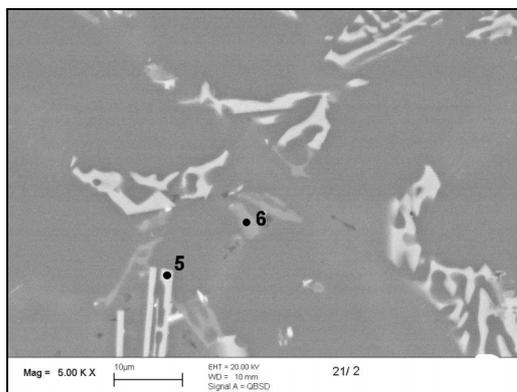
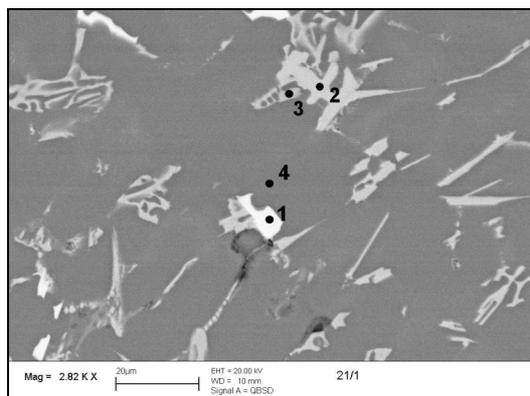


Bild 5.21 und Bild 5.22: EDX-Analyse Legierungsvariante 21

Tabelle 5.25: EDX-Analyse Legierungsvariante 21

Phase	Zusammensetzung in %								
	Al	Si	Mg	Fe	Mn	Ce	Ni	Ti	La
1	37.00	12.58				18.50	19.70		12.21
2	63.87	4.16	5.30			15.44	0.62	10.62	
3	74.08	7.82		0.86	2.82		14.42		
4	93.29	3.35				2.58	0.79		
5	82.52	2.44		0.36	1.15		13.54		
6	54.82	19.86	17.17	0.23	0.39		7.53		

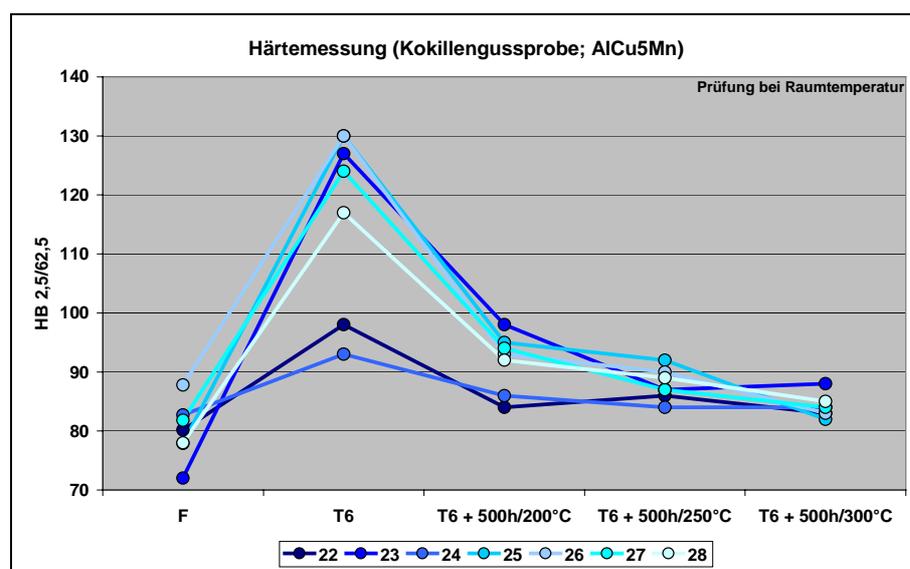
5.6 AlCu5Mn-Legierungen

5.6.1 Mechanische Eigenschaften (AlCu5Mn-Legierungen)

Härtemessung

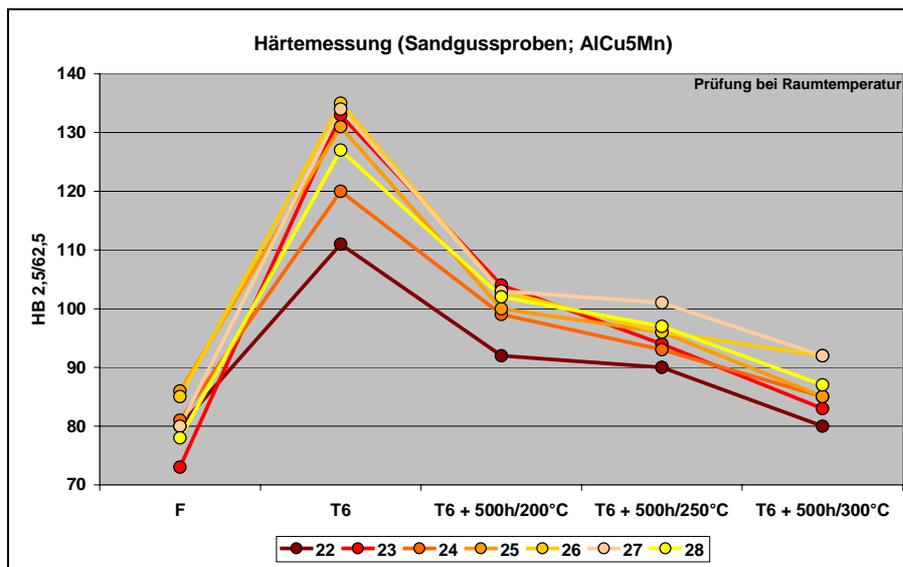
Das **Diagramm 5.33** (Werte, siehe Kapitel 10.2) zeigt die Ergebnisse der Härtemessung bei den unterschiedlichen Zuständen für die Kokillengussproben der AlCu5Mn-Legierungen. Die beiden Legierungen 22 und 24 zeigen beim T6- und dem langzeitwarmausgelagertem Zustand bei 200 °C deutlich niedrigere Härtewerte als die anderen Legierungen. Dieses kann direkt dem Ni-Gehalt der Legierung 22 und dem Co-Gehalt der Legierung 24 zugeordnet werden. Ein weiterer Beweis, dass Ni die Härte verringert, ist beim Vergleich der Legierungen 22, 25 und 28 sichtbar. So erreicht die Cr-haltige Legierung 25 hohe und die Ni-haltige Legierung 22 niedrige Härtewerte. Kommen nun beide Elemente in einer Legierung (Variante 28) vor, bewegen sich die Ergebnisse der Härtemessung genau zwischen den Werten der Legierung 22 und 24. Treten die Elemente Ni, Cr, Co und Ce in dem System AlCu5Mn mit einem geringen Gehalt (Legierung 27) auf, erreichen die Härtewerte bei den verschiedenen Zuständen höhere Werte als wenn die vier Elemente mit einem hohem Gehalt (Legierung 26) in der Legierung vertreten sind.

Diagramm 5.33: Härtemessung AlCu5Mn-Legierungen (Kokillengussproben)



Im **Diagramm 5.34** (Werte, siehe Kapitel 10.2) wird deutlich, dass trotz der langsameren Abkühlung im Sand die Härte der Sandgussproben auf dem selben Niveau wie bei den Kokillengussproben liegt. Ebenfalls wird deutlich, dass sich Ni (Legierung 22) und Co (Legierung 24) negativ auf die Härte auswirken. Auch die weiteren getroffenen Aussagen bei den Kokillengussproben treffen auf die Ergebnisse der Sandgussproben zu.

Diagramm 5.34: Härtemessung AlCu5Mn-Legierungen (Sandgussproben)



Zugversuch

Die mechanischen Eigenschaften der AlCu5Mn-Kokillengussproben sind im **Diagramm 5.35** (Werte, siehe Kapitel 10.2) dargestellt. Ein Einfluss der einzelnen Elemente ist deutlich zu erkennen.

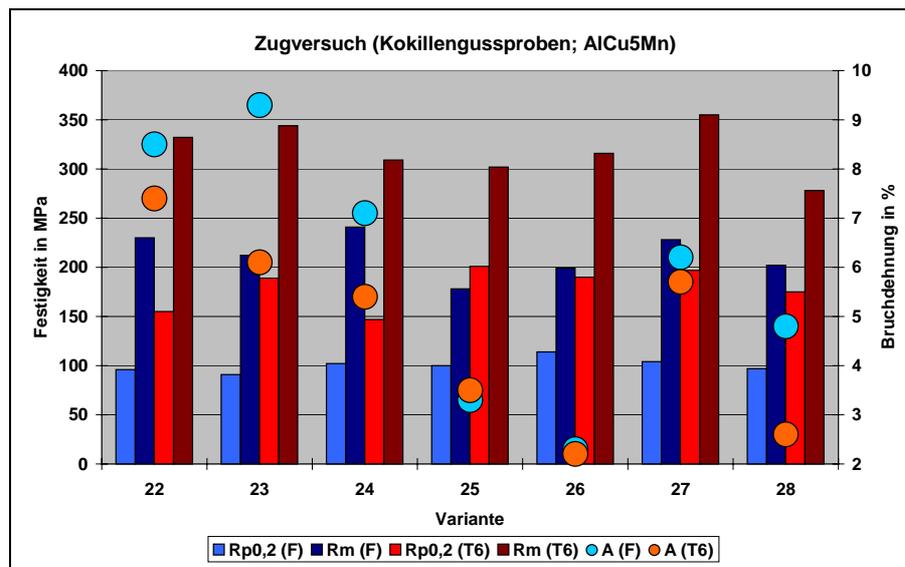
Zuerst werden die Legierungen betrachtet, wo die Elemente Ni, Ce, Co und Cr einzeln vorkommen. Durch den Zusatz von Ni (Legierung 22) wird die höchste Bruchdehnung, aber auch die fast geringste Dehngrenze erreicht. Bei dem Zusatz von Co (Legierung 24) befindet sich die Dehngrenze auf dem selben niedrigen Niveau und die Bruchdehnung fällt deutlich geringer aus. Die höchste Dehngrenze, aber auch die geringste Bruchdehnung, wird durch den Zusatz von Cr erreicht (Legierung 25). Durch den Zusatz von Ce (Legierung 23) bilden sich Eigenschaften, die bei Dehngrenze und Bruchdehnung im mittleren Bereich zu finden sind.

Werden alle 4 Elemente (Ni, Ce, Co, Cr) in einer Legierung (Variante 26 und 27) zugegeben, empfiehlt es sich, den Gehalt der Elemente gering (Legierung 27) zu

halten, um neben den hohen Festigkeiten auch eine hohe Bruchdehnung zu erreichen. Diese Legierung (Variante 27) bringt für das System AlCu5Mn die ausgewogensten Eigenschaften.

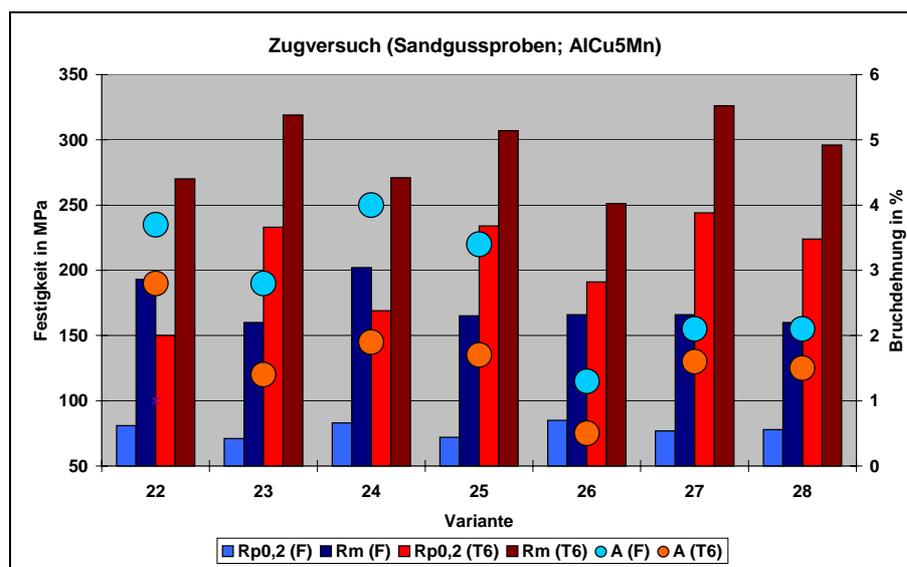
Durch die Kombination von Ni und Cr (Legierung 28) wird, wie schon bei der Härtemessung, ein Mittelwert bei der Dehngrenze erreicht. Aber Zugfestigkeit und Bruchdehnung fallen deutlich unter die Werte der Einzellegierungen.

Diagramm 5.35: Zugversuch AlCu5Mn-Legierungen (Kokillengussproben)



Die Ergebnisse der Zugversuche für die Sandgussproben sind im **Diagramm 5.36** (Werte, siehe Kapitel 10.2) zu sehen. Neben den erwarteten Einbußen bei der Bruchdehnung kommt es bei den Legierungen 23, 25, 27 und 28 zu deutlich höheren Werten für die Dehngrenze als bei den Kokillengussproben. Ähnlich wie bei den Kokillengussproben wirkt ein Zusatz von Ni oder Co positiv auf die Bruchdehnungswerte, hingegen wird durch den Zusatz von Ce oder Cr hohe Festigkeiten erreicht. Haben sich bei den Kokillengussproben die beiden Legierungen mit hohem (Legierung 26) und niedrigem (Legierung 27) Zusatz an Ni, Ce, Co und Cr nur bei der Bruchdehnung und Zugfestigkeit unterschieden, fallen bei den Abgüssen in Sand auch die deutlich höhere Dehngrenze der Variante 27 auf. Bei gleichzeitigem Vorhandensein der Elemente Ni und Cr (Legierung 28) kommt es zu einem Mittelwert bei den Festigkeiten und zu einer niedrigeren Bruchdehnung bezüglich der Varianten, bei denen die Elemente einzeln auftreten (Legierung 22 und 25).

Diagramm 5.36: Zugversuch AICu5Mn-Legierungen (Sandgussproben)



In den **Diagrammen 5.37, 5.38** und **5.39** (Werte, siehe Kapitel 10.2) ist der Verlauf der Eigenschaften bei unterschiedlichen Zuständen für die Kokillengussproben dargestellt. Aus den Diagrammen geht hervor, dass sich die Eigenschaften der AICu5Mn-Legierungen selbst nach Langzeitwarmauslagerungen bei hohen Temperaturen sehr stabil verhalten. Eine Erklärung für einzelne Ausreißer im Kurvenverlauf (z. Bsp. Legierung 26, Zugfestigkeit, Langzeitwarmauslagerung bei 200 °C) konnten nicht gefunden werden. Weitere Versuche wären zur Klärung dieser Phänomene notwendig. Für die Beständigkeit der Zugfestigkeit bei längerer Temperaturbelastung wirken sich besonders Ce (Legierung 23), Ni (Legierung 22) und der Mix von geringen Mengen Ni, Ce, Co und Cr (Legierung 27) besonders positiv aus. Für die Beständigkeit der Dehngrenze haben der Elementemix Cr und Ni (Legierung 28), sowie die Elemente Ce (Legierung 23) und Cr (Legierung 25) einen positiven Einfluss. Bei der Bruchdehnung erhöhen die Elemente Ni (Legierung 22), Co (Legierung 24) und Ce (Legierung 23) die Beständigkeit bei erhöhten Temperaturen.

Diagramm 5.37: Zugfestigkeit AlCu5Mn-Legierungen (Kokillengussproben)

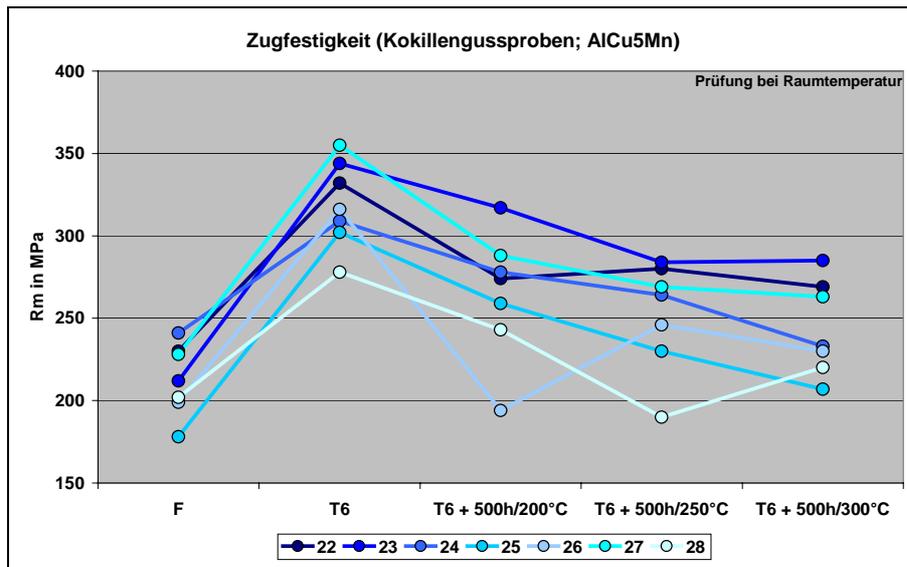


Diagramm 5.38: Dehngrenze AlCu5Mn-Legierungen (Kokillengussproben)

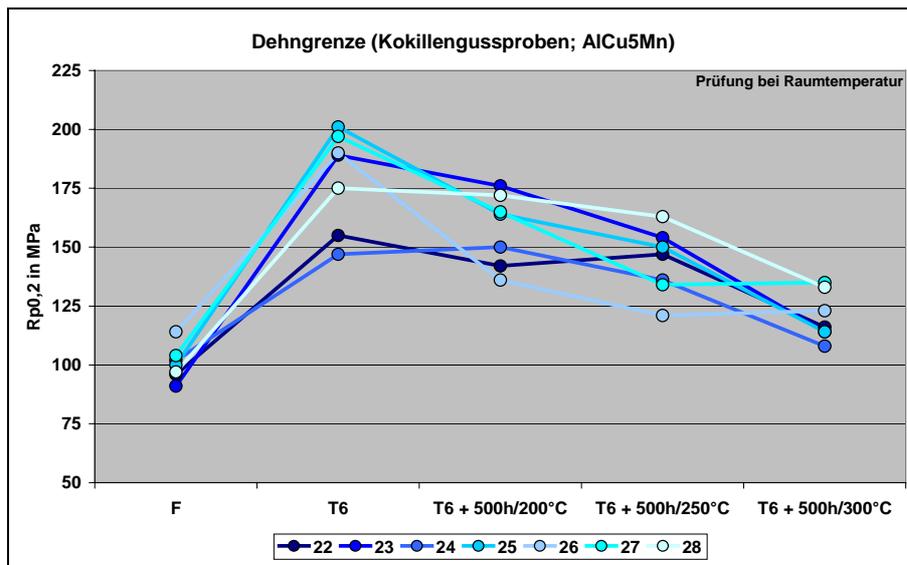
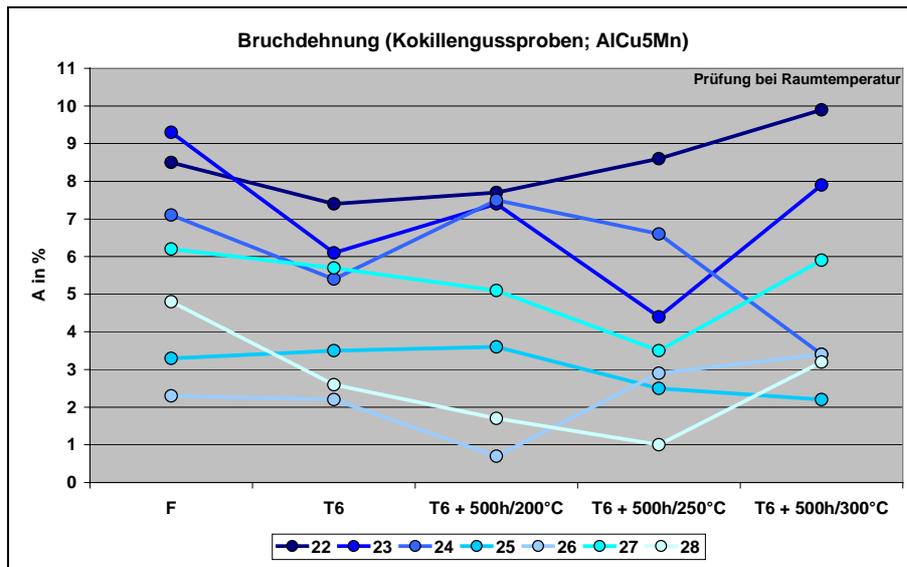


Diagramm 5.39: Bruchdehnung AlCu5Mn-Legierungen (Kokillengussproben)



Die **Diagramme 5.40, 5.41** und **5.42** (Werte, siehe Kapitel 10.2) zeigen den Verlauf der Eigenschaften bei unterschiedlichen Zuständen für die AlCu5Mn-Legierungen im Sandguss. Es ist auffällig, dass die Sandgussproben unter einer Langzeittemperaturbeeinflussung ihre Eigenschaften deutlich schneller abbauen als die Kokillengussproben. Die Elemente, welche bei den Kokillengussproben für eine erhöhte Beständigkeit von Zugfestigkeit, Dehngrenze und Bruchdehnung bei erhöhten Temperaturen beigetragen haben, wirken sich auch im Sandguss positiv auf die Eigenschaften aus.

Diagramm 5.40: Zugfestigkeit AlCu5Mn-Legierungen (Sandgussproben)

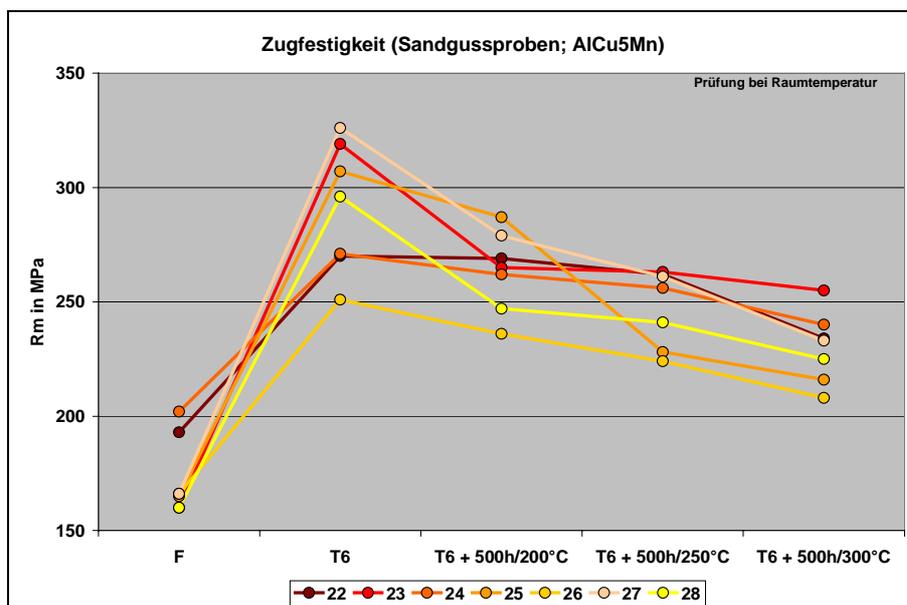


Diagramm 5.41: Dehngrenze AlCu5Mn-Legierungen (Sandgussproben)

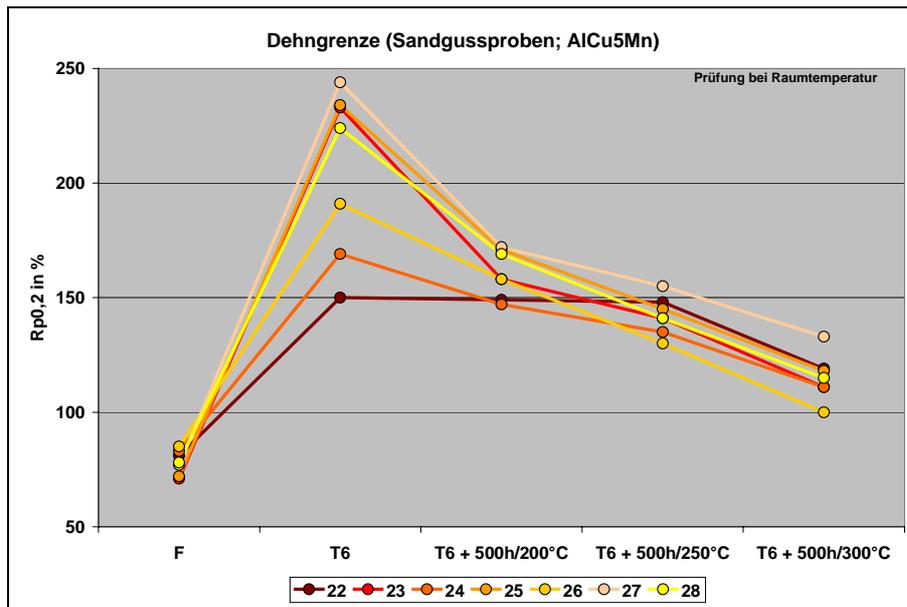
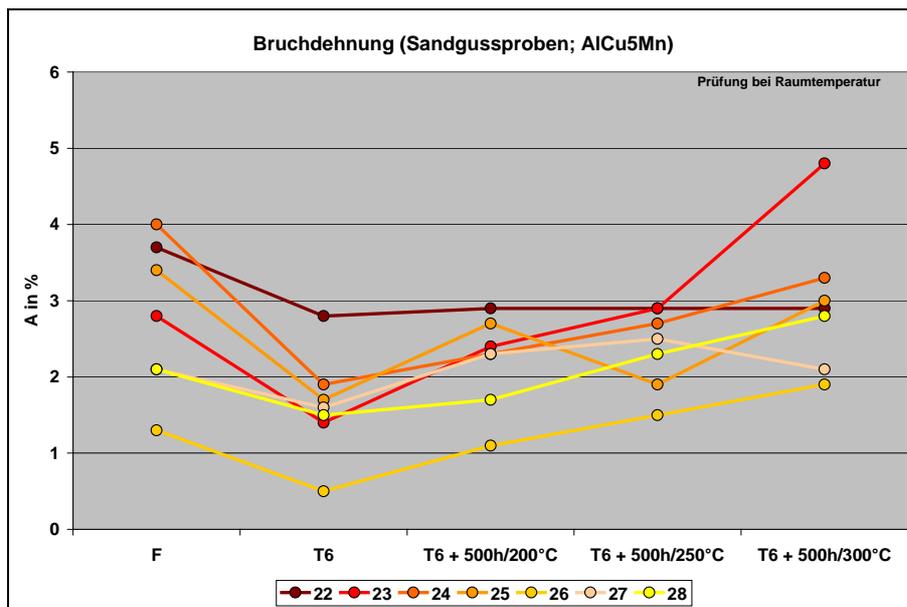


Diagramm 5.42: Bruchdehnung AlCu5Mn-Legierungen (Sandgussproben)



Im Guss- und wärmebehandelten Zustand zeigten die Legierungen 27 und 23 die besten Eigenschaften. Wenn es um die Beständigkeit bei erhöhten Temperaturen geht, sind die Legierungen 23 und 22 von Vorteil.

5.6.2 Gießtechnologische Eigenschaften (AlCu5Mn-Legierungen)

Auch bei den AlCu5Mn-Legierungssystemen wird, wie bei den anderen Legierungssystemen, auf eine Angabe von Werten verzichtet. Anhand der Gießspiralen lässt sich aber soviel erkennen, dass die beiden Legierungen 26 und 27 das beste Fließvermögen aufweisen. Da die Auslauflängen nahe bei einander liegen, empfiehlt es sich nicht, eine Aussage zu treffen, ob ein niedriger oder hoher Gehalt von dem Elementemix Ni, Ce, Co und Cr für ein besseres Fließvermögen zuständig ist. Beim Betrachten der Legierungen, in denen Elemente einzeln vorliegen, fällt auf, dass sich das Fließvermögen von der Ni-haltigen über die Cr-haltige hin zu der Co-haltigen und Ce-haltigen Legierung verschlechtert.

5.6.3 Physikalische Eigenschaften (AlCu5Mn-Legierungen)

Die Längenausdehnung (Kokillengussproben) der AlCu5Mn-Legierungen bei unterschiedlichen Temperaturen sind in **Tabelle 5.26** aufgeführt. Die Legierung 22 fällt durch ihre geringe Längenausdehnung bei den verschiedenen Temperaturen besonders positiv auf. Um die geringen Schwankungen der Längenausdehnung bei den anderen Legierungen auf die chemische Zusammensetzung zurückzuführen, müssten weitere Versuche durchgeführt werden. Auf eine Einordnung der Ergebnisse wird in der Zusammenfassung des Kapitels 5 unter Berücksichtigung aller verwendeten Legierungssysteme eingegangen.

Tabelle 5.26: Längenausdehnung AlCu5Mn-Legierungen (Kokillengussproben, F)

Legierungssystem	Variante	Längenänderung in %					
		bei 150°C	bei 200°C	bei 250°C	bei 300°C	bei 350°C	bei 400°C
AlCu5Mn	22	0.27	0.42	0.56	0.70	0.84	0.97
	23	0.30	0.46	0.60	0.73	0.87	1.00
	24	0.34	0.49	0.63	0.77	0.91	1.03
	25	0.32	0.47	0.61	0.75	0.89	1.02
	26	0.31	0.46	0.59	0.73	0.87	0.99
	27	0.30	0.45	0.59	0.73	0.87	1.00
	28	0.29	0.45	0.59	0.73	0.88	1.02

5.6.4 Metallografische Eigenschaften (AlCu5Mn-Legierungen)

Gefügaufnahmen und Auswertung

Die **Bilder 5.23** und **5.24** verdeutlichen anhand der Variante 26 die großen Unterschiede zwischen einer schnellen (Kokille) und einer langsamen (Sandguss) Abkühlung. Ebenfalls ist durch das Vorhandensein der Elemente Ni, Ce, Co und Cr mit dem hohem Gehalt (0,8 %) in dieser Legierung ein Überblick über die verschiedenen entstandenen Phasen möglich. Die Gefügebilder der weiteren Legierungen dieses Systems sind im Anhang (Kapitel 10.2) einsehbar. Beim Betrachten des Gefüges der Varianten 22 bis 25 im Sandguss lässt sich für jedes der Elemente Ni, Ce, Co und Cr eine eigenständige Phase erkennen. Während sich bei den Legierungen mit Ni und Ce die Phasen in schmaler Form an den Korngrenzen ausscheiden, bilden sich bei den Legierungen mit Co und Cr deutlich größere Phasen aus, welche sich aber in ihrer Art sichtbar unterscheiden.

Die Gefügekenngrößen für die AlCu5Mn-Legierungen sind in **Tabelle 5.27** aufgeführt. Für die Kokillengussproben war ein Messen der Dendritenarmabstände noch möglich. Hingegen musste durch die langsame Erstarrung bei den Sandgussproben die entartete dendritische Gefügeausbildung bezüglich der Zellgrößen ausgewertet werden. Aufgrund der langsamen Erstarrung und des Erstarrungstypes (erhöhte Porosität) sowie unter Beachtung der späteren Anwendung fand an den Proben der 24 und 36 mm Stufen keine Auswertung statt. Die Unterschiede zwischen den Legierungen lassen durch die Situation des Abgusses und die Entnahmestelle der Proben erklären.

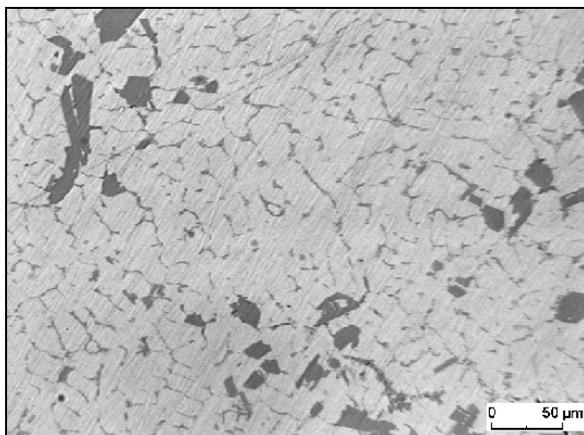


Bild 5.23: Lichtmikroskopische Aufnahme Legierung 26, Kokillenguss, F

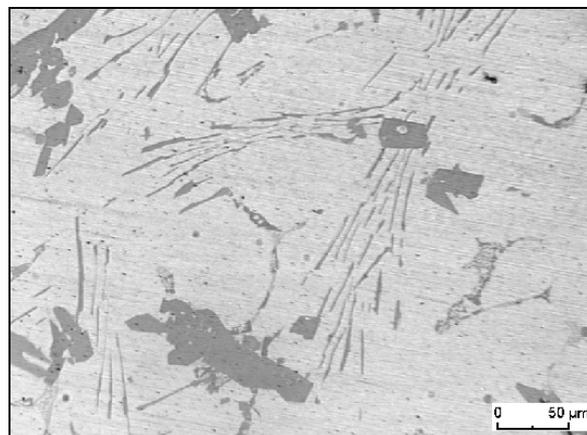


Bild 5.24: Lichtmikroskopische Aufnahme Legierung 26, Sandguss, F, Stufe 12

Tabelle 5.27: Dendritenarmabstände / Korngröße Legierungssystem AlCu5Mn (F)

Legierungssystem	Variante	Dendritenarmabstand in μm	Zellgröße in μm		
			Sandgussproben		
		Kokillengussproben	Stufendicke in mm		
			3	6	12
AlCu5Mn	22	18.8	22.2	36.6	51.4
	23	19.3	23.2	40.4	55.7
	24	14.7	23.3	38.4	57.4
	25	20.2	21.1	38.9	57.2
	26	17.4	18.9	40.0	52.8
	27	17.8	20.3	37.3	53.5
	28	18.4	23.7	39.4	58.0

Phasenbestimmung

Die **Bilder 5.25 bis 5.30** sowie die Tabellen **5.28 bis 5.33** zeigen die Ergebnisse der Phasenbestimmung mittels EDX.

Kommen die Elemente Ni, Ce, Co und Cr einzeln in der Legierung vor, bilden sich (AlCuMnX)-Phasen (wobei X für die einzelnen Elemente steht) aus, welche teilweise auch Fe enthalten können.

Beim gleichzeitigen Vorhandensein von Ni, Ce, Co und Cr (Legierung 26) bilden sich verschiedene Phasen aus. Neben zwei unterschiedlichen großflächigen AlCuMnNiCrCo-Phasen wurden auch längliche NiCo-, großflächige CrCe- und kleine Ni-haltige Phasen detektiert.

Beim Betrachten der Analyse der Legierung 28 (Ni und Cr) ist festzustellen, dass Cr und Ni in getrennten Phasen detektiert wurden und Cr im Gegensatz zu Ni die Elemente Zr, Ti und V an sich bindet. Übergreifend kann die Aussage getroffen werden, dass Co benötigt wird, damit Ni und Cr in einer Phase vorkommen (siehe Analyse Legierung 26).

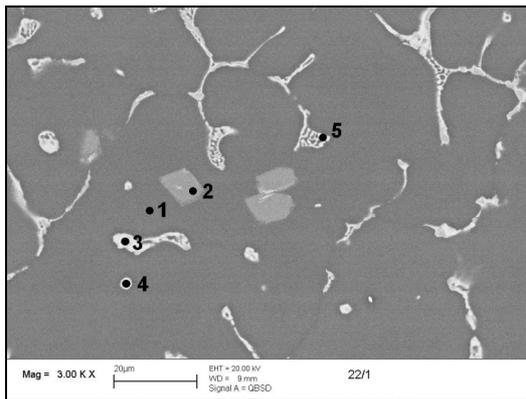


Bild 5.25: EDX-Analyse Legierungsvariante 22

Tabelle 5.28: EDX-Analyse Legierungsvariante 22

Phase	Zusammensetzung in %								
	Al	Cu	Fe	Mn	Cr	Ni	Zr	Ti	V
1	96.94	2.18		0.65					0.23
2	80.49	1.64			0.12		5.45	2.18	10.13
3	57.15	34.08	1.33	4.90		2.54			
4	65.67	34.12		0.21					
5	70.58	24.63		0.47		4.32			

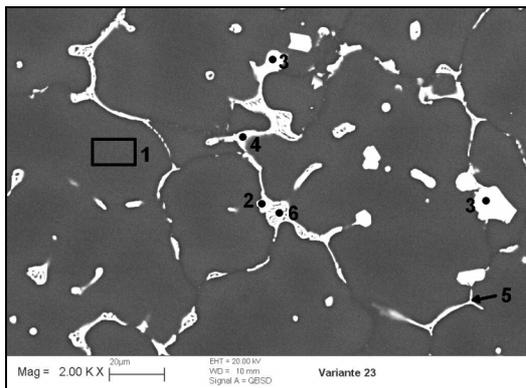


Bild 5.26: EDX-Analyse Legierungsvariante 23

Tabelle 5.29: EDX-Analyse Legierungsvariante 23

Phase	Zusammensetzung in %							
	Al	Cu	Fe	Mn	Ce	Zr	Ti	V
1	94.87	3.16		0.88	1.10			
2	46.86	28.56		10.84	10.35	3.39		
3	70.25	5.63		3.29			9.82	11.00
4	51.51	33.47	7.57	7.45				
5	86.72	13.28						
6	67.24	32.76						

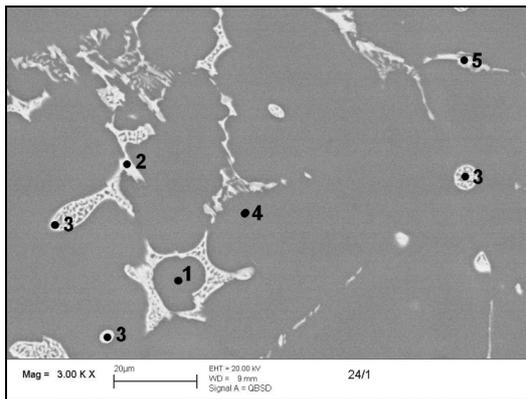


Bild 5.27: EDX-Analyse Legierungsvariante 24

Tabelle 5.30: EDX-Analyse Legierungsvariante 24

Phase	Zusammensetzung in %					
	Al	Cu	Mg	Fe	Mn	Co
1	94.,46	4.56			0.98	
2	57.06	31.90		0.82	5.93	4.28
3	64.96	34.23			0.80	
4	96.34	2.91			0.75	
5	66.81	22.46		0.67	1.73	8.33

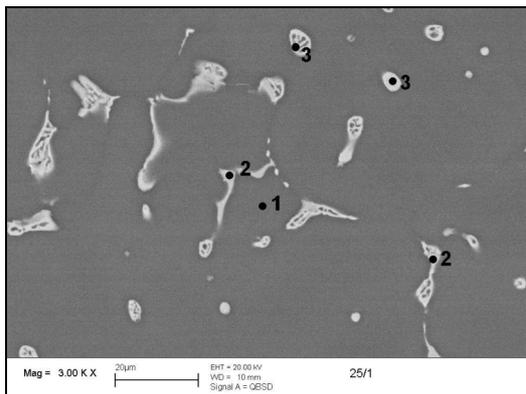


Bild 5.28: EDX-Analyse Legierungsvariante 25

Tabelle 5.31: EDX-Analyse Legierungsvariante 25

Phase	Zusammensetzung in %				
	Al	Cu	Fe	Mn	Cr
1	94.48	4.28		0.99	0.25
2	65.68	19.72	5.15	7.30	2.16
3	55.44	43.20	0.68	0.67	

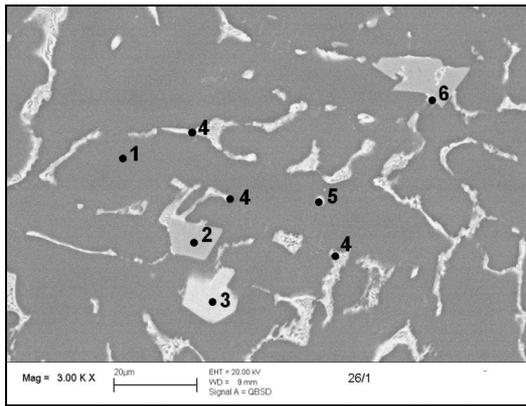


Bild 5.29: EDX-Analyse Legierungsvariante 26

Tabelle 5.32: EDX-Analyse Legierungsvariante 26

Phase	Zusammensetzung in %										
	Al	Cu	Fe	Mn	Cr	Ni	Co	Ti	V	Ce	Zr
1	97.46	1.90		0.64							
2	72.74	1.93	0.48	9.89	11.45	0.51	1.56	0.84	0.59		
3	64.03	12.14		0.99	0.94			2.45	2.93	6.59	1.93
4	70.15	28.22				1.09	0.54				
5	74.38	24.32		0.01		1.29					
6	64.55	15.55		10.03	3.93	4.74	1.19				

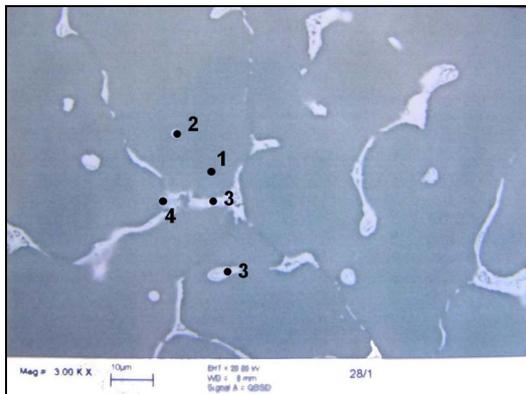


Bild 5.30: EDX-Analyse Legierungsvariante 28

Tabelle 5.33: EDX-Analyse Legierungsvariante 28

Phase	Zusammensetzung in %									
	Al	Cu	Fe	Mn	Cr	Ni	Zr	Ti	V	
1	97.31	2.25		0.44						
2	91.10	6.85	0.21	0.69		1.16				
3	55.23	36.74	0.50	0.43		7.10				
4	79.99	5.21		0.56	1.72		4.30	1.63	6.60	

5.7 Zusammenfassung

Im Folgenden werden die besten Varianten der einzelnen untersuchten Legierungssysteme mit der gebräuchlichen Zylinderkopflegerung AlSi7Mg(Na) verglichen. Als Varianten mit den ausgeglichensten Eigenschaften haben sich die Legierung 9 (AlMgSi), die Legierung 11 (AlSi6Cu4), die Legierung 16 (AlSi10Ni3) und die Legierung 27 (AlCu5Mn) von den anderen Legierungen teilweise deutlich abgehoben.

5.7.1 Mechanische Eigenschaften

Härtemessung

Die **Diagramme 5.43** und **5.44** (Werte, siehe Kapitel 10.2) zeigen das Eigenschaftspotential der Legierungen bei unterschiedlichen Zuständen im Kokillenguss- und Sandguss. Weisen die neuen AlSi-Legierungen (Variante 11 und 16) im Guss- und T6-Zustand die höchsten Härtewerte auf, so sind diese bereits nach einer Langzeitwarmauslagerung bei 200 °C auf das Niveau der AlMgSi- und AlCuMn-Legierung (Variante 9 und 27) gesunken und verlieren bei steigenden Auslagerungstemperaturen weiter an Härte, speziell gegenüber der Variante 27.

Diagramm 5.43: Härtemessung Kokillengussproben

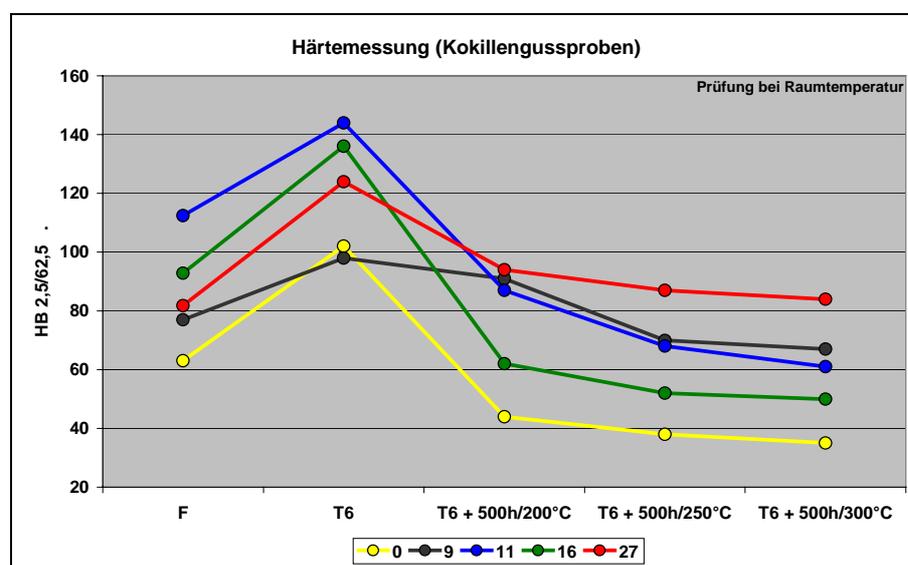
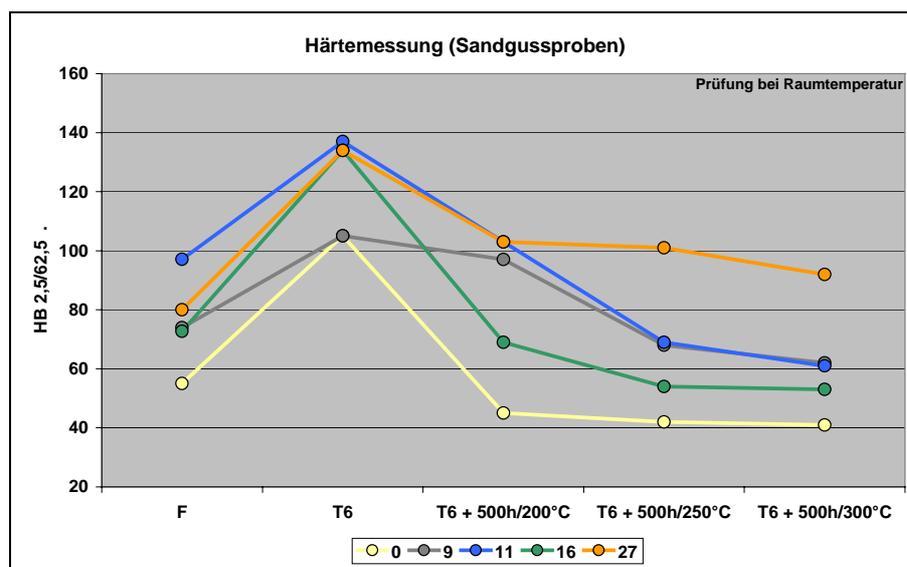


Diagramm 5.44: Härtemessung Sandgussproben



Positiv fällt auf, dass alle neuen Legierungen deutlich bessere Härtewerte bei den einzelnen Zuständen aufweisen als die Legierung AlSi7Mg(Na).

Zugversuch

Die **Diagramme 5.45, 5.46** und **5.47** (Werte, siehe Kapitel 10.2) zeigen die Ergebnisse der Zugversuche bei unterschiedlichen Zuständen für die ausgewählten Legierungen im Kokillenguss. Im Durchschnitt betrachtet, weisen alle neuen Legierung ein höheres Festigkeitsniveau als die Legierung AlSi7Mg(Na) (Variante 0) auf. Die besten Ergebnisse nach einer Langzeitwarmauslagerung zeigt die Variante 27 (AlCu5Mn), welche besonders ab einer Auslagerungstemperatur von 250 °C den anderen Legierungen weit überlegen ist.

Bei der Analyse der Bruchdehnung fallen die deutlich höheren Werte der Legierung AlSi7Mg(Na) im Vergleich zu den anderen Legierungen auf. Zumindest erreichen die beiden Legierungen AlCu5Mn (Variante 27) und AlMg3Si1 (Variante 9) im Guss- und T6-Zustand akzeptable Werte.

Diagramm 5.45: Zugfestigkeit Kokillengussproben

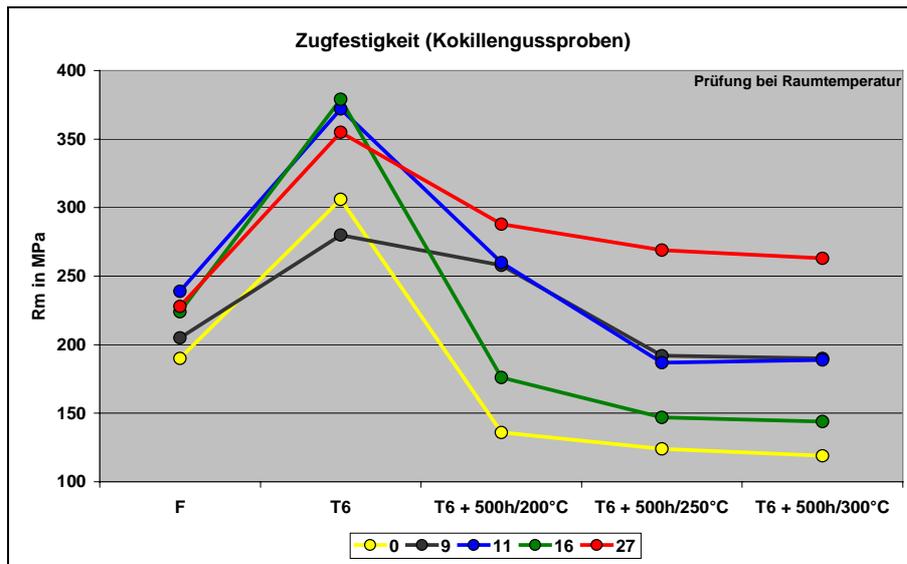


Diagramm 5.46: Dehngrenze Kokillengussproben

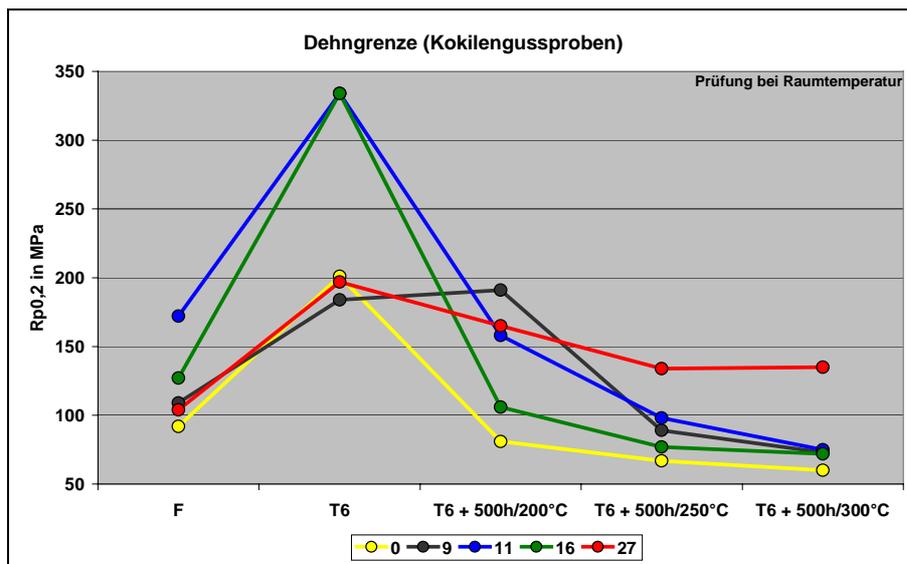
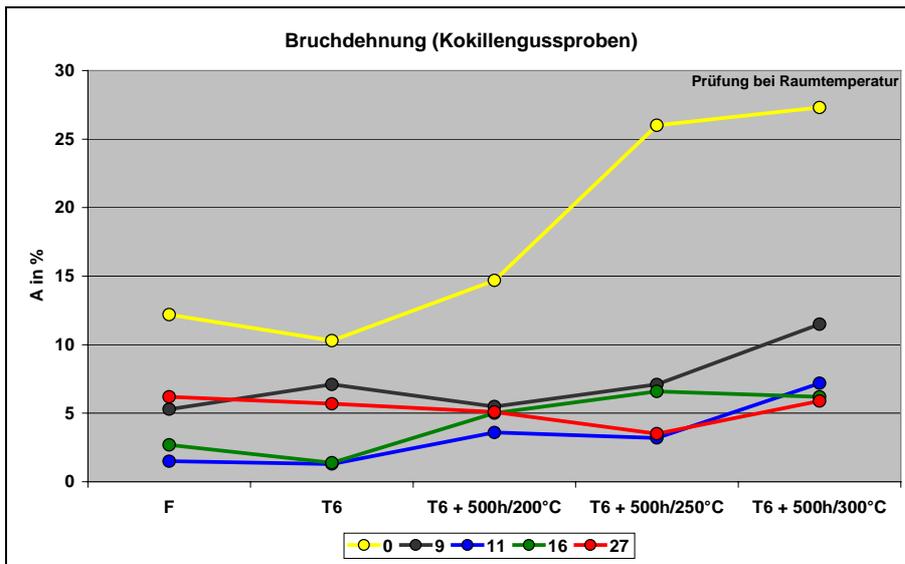


Diagramm 5.47: Bruchdehnung Kokillengussproben



Die Ergebnisse der Zugversuche für die Sandgussproben sind in den **Diagrammen 5.48, 5.49** und **5.50** (Werte, siehe Kapitel 10.2) dargestellt. Die Werte der Legierungen zeigen einen ähnlichen Verlauf wie bei den Kokillengussproben, nur dass die Ergebnisse geringer ausfallen und im Guss- und T6-Zustand nicht soweit auseinander klaffen. Die besten Eigenschaften besonders nach einer Langzeitwarmauslagerung weist die Legierung 27 (AlCu5Mn) auf.

Diagramm 5.48: Zugfestigkeit Sandgussproben

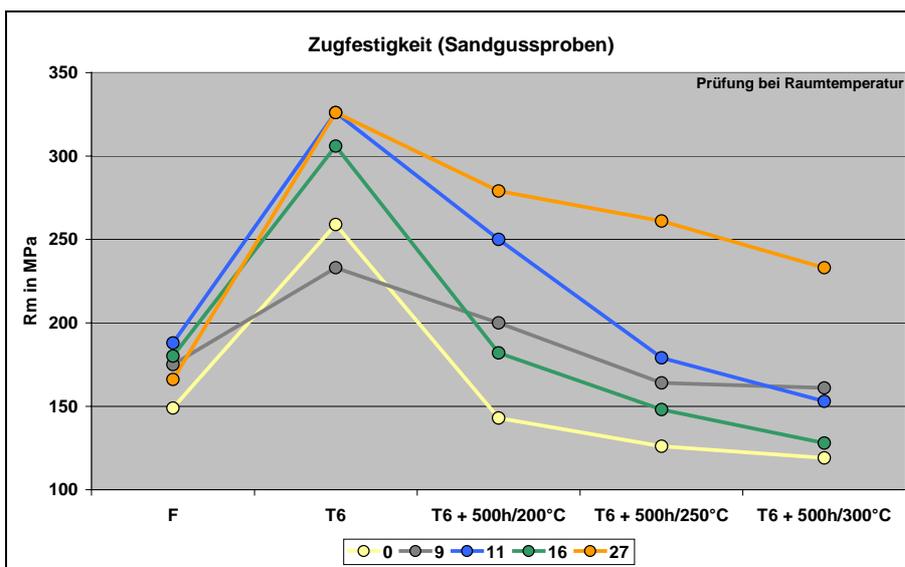


Diagramm 5.49: Dehngrenze Sandgussproben

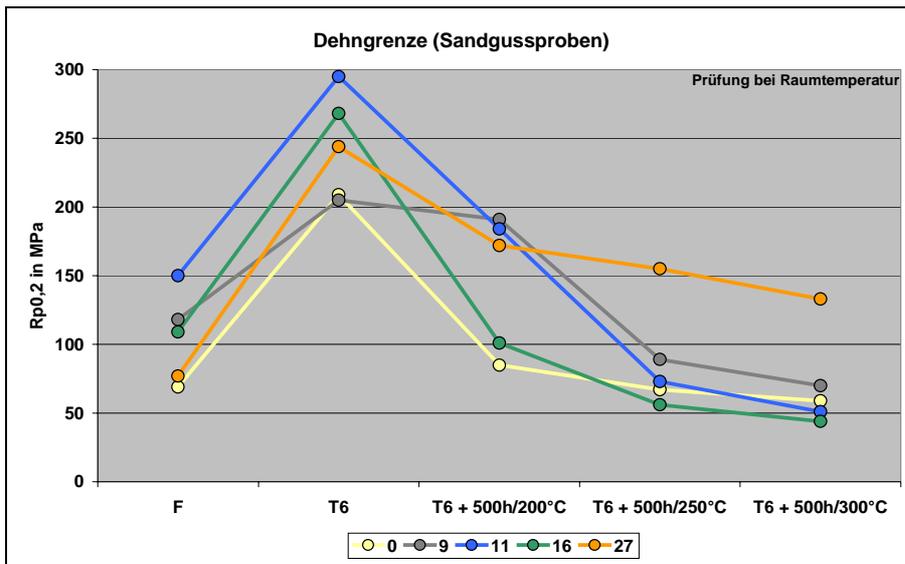
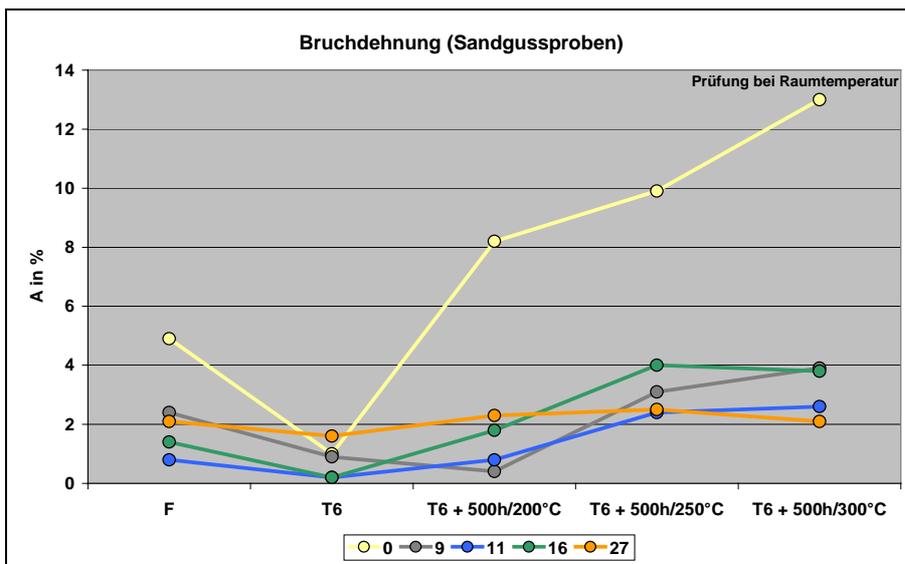


Diagramm 5.50: Bruchdehnung Sandgussproben



5.7.2 Gießtechnologische Eigenschaften

Wie schon in den vorhergehenden Kapiteln mehrfach erwähnt, wird auch hier auf eine Angabe von Werten zu den Ergebnissen des Abgusses der Gießspirale verzichtet. Die Abgüsse haben die Erwartung und Angaben aus der Literatur bezüglich der AlSi-Legierungen bestätigt. Somit weist das beste Fließvermögen die Legierung mit dem größten Si-Gehalt - die Legierung AlSi10Ni3 (Variante 16) - auf,

gefolgt von der Legierung AlSi7Mg(Na) (Variante 0) und AlSi6Cu4 (Variante 11). Mit einem kleineren Abstand folgen dann die Varianten 27 (AlCu5Mn) und 9 (AlMg3Si).

5.7.3 Physikalische Eigenschaften

Die Ergebnisse der Dilatometeruntersuchungen sind bezüglich der Längenausdehnung in **Tabelle 5.34** aufgeführt. Die Legierung AlSi10Ni3 (Variante 16) weist von allen Legierungen die geringste Ausdehnung auf. Dies ist sicherlich auf den hohen Si-Gehalt zurückzuführen. Der Einfluss des Ni-Gehaltes müsste in weiteren Untersuchungen geklärt werden. Die Längenänderung der AlCu5Mn-Legierung (27) bewegt sich zwischen den Legierungen AlSi6Cu (11) und AlSi7Mg (0). Weiterhin ist erkennbar, dass die Legierungsvariante 9 (AlMgSi) die größte Ausdehnung unter thermischer Beanspruchung aufweist.

Tabelle 5.34: Längenausdehnung (Kokillengussproben, F)

Legierungssystem	Variante	Längenänderung in %					
		bei 150°C	bei 200°C	bei 250°C	bei 300°C	bei 350°C	bei 400°C
AlSi7Mg(Na)	0	0.33	0.47	0.61	0.75	0.87	0.98
AlMgSi	9	0.34	0.48	0.62	0.76	0.88	1.02
AlSi6Cu4	11	0.30	0.44	0.58	0.72	0.85	0.96
AlSi10Ni3	16	0.26	0.39	0.52	0.65	0.76	0.86
AlCu5Mn	27	0.30	0.45	0.59	0.73	0.87	1.00

5.7.4 Metallografische Eigenschaften

Für eine bessere Einstufung der oben gezeigten Eigenschaften sind in **Tabelle 5.35** die Dendritenarmabstände bzw. Zellgrößen dargestellt. Die Dendritenarmabstände der Kokillengussproben liegen im Vergleich zu den Sandgussproben noch recht nahe beieinander. Die großen Unterschiede bei den Sandgussproben sind hauptsächlich auf die Legierungstypen und den damit verbundenen Erstarrungsbereich zurückzuführen.

Tabelle 5.35: Dendritenarmabstände (F)

Legierungssystem	Variante	Dendritenarmabstand / Zellgröße* in μm			
		Kokillengussproben	Sandgussproben		
			Stufendicke in mm		
			3	6	12
AlSi7Mg	0	17.1	21.0	37.9	51.1
AlMgSi	9	24.9	23.0	34.6	47.9
AlSi6Cu4	11	21.9	30.0	39.8	54.2
AlSi10Ni3	16	17.6	18.8	25.5	34.5
AlCu5Mn	27	17.8	20.3*	37.3*	53.5*

6. Legierungsoptimierung

Die Gegenüberstellung der besten Legierungen der verschiedenen Legierungssysteme im Kapitel 5.7 zeigt, dass zumindest die Varianten 9 (AlMg3Si1) und 11 (AlSi6Cu4) nach einer Langzeitwarmauslagerung bei 200 °C ähnlich gute Eigenschaften wie die AlCu5Mn-Legierung (27) aufweisen. Bei höheren Auslagerungstemperaturen zeigt nur noch die Legierungsvariante 27 akzeptable Werte. Aus diesem Grund wird eine Optimierung der Zusammensetzung einzelner Varianten durchgeführt.

In der **Tabelle 6.1** ist die chemische Sollzusammensetzung der optimierten AlMgSi-Legierungen aufgelistet. Um den Vergleich der Optimierung zu verdeutlichen, wurde zusätzlich die Zusammensetzung der Grundlegierungen mit aufgeführt. Auch wenn die Varianten 5 und 8 nicht die besten Ergebnisse der bereits getesteten AlMgSi-Legierungen aufwiesen, wurden diese Varianten ausgewählt. Zum einem ist der Unterschied der Zusammensetzung zwischen der Variante 8 und 9 als gering anzusehen, und durch das bewusste Weglassen der Elemente Cu und Ce gleichen die optimierten Varianten eher der Variante 8 (AlMg3Si1-Legierung). Auf Cu und Ce wurde verzichtet, da Cu das Korrosionsverhalten negativ beeinflusst und durch Ce keine direkte Steigerung der Eigenschaften feststellbar war. Zum anderen soll untersucht werden, ob durch Zugabe von Zr und Sc die Eigenschaften der AlMgSi-Legierungen verbessert werden können. Zr soll sich durch eine Kornfeinung sowie die Bildung von Al₃Zr-Dispersoiden und Sc soll durch die Bildung kohärenter, geordneter und kugeligter Al₃Sc-Ausscheidungen zu einer Steigerung der mechanischen Eigenschaften beitragen [148].

Tabelle 6.1: Sollzusammensetzung der optimierten AlMgSi-Legierungen

Variante	Legierung	Gehalte in Gewichtsprozent				
		Mg	Si	Mn	Fe	Ti
5	AlMg5Si2NiCuCrV	5.5	2.3	0.6	0.2*	0.15
5.1	AlMg5Si2CrV	5.5	2.3	0.2	0.2*	0.15
5.2	AlMg5Si2VScZr	5.5	2.3	0	0.2*	0.15
8	AlMg3Si1NiCrV	3.3	1.1	0.6	0.2*	0.15
8.1	AlMg3Si1CrV	3.3	1.1	0.2	0.2*	0.15
8.2	AlMg3Si1VScZr	3.3	1.1	0	0.2*	0.15
8.3	AlMg3Si1NiCrVZr	3.3	1.1	0.2	0.2*	0.15

* Maximalwerte

Die Optimierung bei den AlSi-Legierungen erfolgte an der Variante 11 (**Tabelle 6.2**). Durch die Minimierung des Ag-Gehaltes soll eine bessere Balance zwischen den Eigenschaften des T6-Zustandes und der Langzeitwarmauslagerung bei erhöhten Temperaturen erreicht werden. Das Zeichen „+“ verdeutlicht, dass der niedrige Gehalt der Elemente aus der bereits untersuchten Legierung 11 zum Einsatz gekommen ist.

Tabelle 6.2: Sollzusammensetzung der optimierten AlSi6Cu4-Legierungen

Variante	Legierung	Gehalte in Gewichtsprozent							
		Si	Cu	Mn	Fe	Ti	Ni	Ce	Cr
11	AlSi6Cu4AgMg	6.0	3.5	0.1*	0.15*	0.2	+	+	+
11.1	AlSi6Cu4Mg	6.0	3.5	0.1*	0.15*	0.2	+	+	+
11.2	AlSi6Cu4AgMg	6.0	3.5	0.1*	0.15*	0.2	+	+	+

* Maximalwerte

Um die bereits guten Eigenschaften der AlCu5Mn-Legierungen zu optimieren, soll bei der Variante 27 der Mn-Gehalt um die Hälfte reduziert werden. Zusätzlich wird überprüft, ob sich die guten Einzeleigenschaften der Ni- und Ce-haltigen Legierungsvarianten 22 und 23 in einer gemeinsamen Variante (29) ergänzen. Die Zeichen „+“ und „++“ dienen zur Verdeutlichung der Masseanteile.

Tabelle 6.3: Sollzusammensetzung der optimierten AlCu5Mn-Legierungen

Variante		Gehalte in Gewichtsprozent							
		Cu	Mn	Fe	Ti	Cr	Ni	Ce	Co
27	AlCu5MnNiCeCoCr	5	0.8	0.15*	0.2	+	+	+	+
27.1	AlCu5MnNiCeCoCr	5	0.4	0.15*	0.2	+	+	+	+
29	AlCu5MnNiCe	5	0.4	0.15*	0.2		++	++	+

* Maximalwerte

7. Versuchsdurchführung und -auswertung der optimierten Legierungen

7.1 Abguss

Die Herstellung von Masseln sowie der Abguss der Französischen Kokille erfolgte bei der Aluminium Rheinfelden GmbH. Vor dem Abguss wurde ein Dichteindex von kleiner 2 % eingestellt.

7.1.1 Chemische Zusammensetzung

Die chemische Zusammensetzung der Schmelze wurde mittels Spektralanalyse ermittelt. Für die bessere Einstufung der gewonnenen Ergebnisse wird auch bei den optimierten Legierungen die bisher eingesetzte Zylinderkopflegerung AlSi7Mg(Na) (Variante 0) als Vergleichslegierung herangezogen.

Die Analyse für die optimierten AlMgSi-Legierungen ist in **Tabelle 7.1** dargestellt. Der Ist-Zustand stimmt bis auf kleinere Schwankungen bei dem V-Gehalt sehr gut mit der gewünschten Zusammensetzung (Soll-Zustand) überein. Da die hauptsächlichsten Schwankungen bei den Legierungen 5.2 und 8.2 auftreten, kann angenommen werden, dass sich Sc negativ auf das Ausbringen von V auswirkt. Ob dadurch das V verstärkt abbrennt oder seigert, müssten weitere Versuche klären.

Tabelle 7.1: Soll- und Ist-Analyse der optimierten AlMgSi-Legierungen

Variante	Legierung	Gehalte in Gewichtsprozent					
		Mg	Si	Mn	Fe	Ti	
5.1	AlMg5Si2CrV	Soll	5.5	2.3	0.2	0.2*	0.15
		Ist	5.54	2.38	0.21	0.08	0.15
5.2	AlMg5Si2VScZr	Soll	5.5	2.3		0.2*	0.15
		Ist	5.55	2.42		0.08	0.13
8.1	AlMg3Si1CrV	Soll	3.3	1.1	0.2	0.2*	0.15
		Ist	3.22	1.07	0.21	0.08	0.16
8.2	AlMg3Si1VScZr	Soll	3.3	1.1		0.2*	0.15
		Ist	3.48	1.08		0.06	0.15
8.3	AlMg3Si1NiCrVZr	Soll	3.3	1.1	0.2	0.2*	0.15
		Ist	3.46	1.04	0.19	0.08	0.14

* Maximalwerte

Die Soll- und Ist-Zusammensetzung der optimierten AlSi6Cu4-Legierungen erfolgt in **Tabelle 7.2**. Es ist eine sehr gute Übereinstimmung zu erkennen, speziell bei den Elementen Ni, Ce und Cr liegen die Abweichungen im tausendstel Bereich.

Tabelle 7.2: Soll- und Ist-Analyse der optimierten AlSi6Cu4-Legierungen

Variante	Legierung	Gehalte in Gewichtsprozent								
		Si	Cu	Mn	Fe	Ti	Ni	Ce	Cr	
11.1	AlSi6Cu4Mg	Soll	6.0	3.5	0.1*	0.15*	0.2	+	+	+
		Ist	5.93	3.64	0.10	0.09	0.16	+	+	+
11.2	AlSi6Cu4AgMg	Soll	6.0	3.5	0.1*	0.15*	0.2	+	+	+
		Ist	5.92	3.65	0.10	0.09	0.16	+	+	+

* Maximalwerte

Tabelle 7.3 zeigt den Soll- und Ist-Zustand der optimierten AlCu5Mn-Legierungen. Die Übereinstimmung der Elemente ist als sehr gut zu bezeichnen. Einzige Ausnahme bildet dabei der Ce-Gehalt der Legierung 27.1, welche auch auf die Überlagerung der Cu- und Ce-Linie bei der Bestimmung zurückgeführt werden kann.

Tabelle 7.3: Soll- und Ist-Analyse der optimierten AlCu5Mn-Legierungen

Variante	Legierung	Gehalte in Gewichtsprozent								
		Cu	Mn	Fe	Ti	Cr	Ni	Ce	Co	
27.1	AlCu5MnNiCeCoCr	Soll	5	0.4	0.15*	0.2	+	+	+	+
		Ist	4.87	0.40	0.09	0.10	+	+	+	+
29.1	AlCu5MnNiCe	Soll	5	0.4	0.15*	0.2		++	++	
		Ist	4.97	0.41	0.07	0.10		++	++	

* Maximalwerte

7.2 Bestimmung der Wärmebehandlungsparameter

7.2.1 DTA-Untersuchung

Das **Diagramm 7.1** zeigt beispielhaft den Kurvenverlauf der DTA-Untersuchung der Legierungsvariante 27.1. Das rote Rechteck markiert den Bereich, wo ein erstes Aufschmelzen von Legierungsbestandteilen analysiert wurde. Die Kurven der restlichen Legierungen sind im Anhang (Kapitel 10.1) einsehbar. Die Ergebnisse bezüglich des Schmelzbegins von niedrighschmelzenden Bestandteilen sind in **Tabelle 7.4** aufgelistet.

Diagramm 7.1: DTA-Kurve (Legierungsvariante 27.1, F)

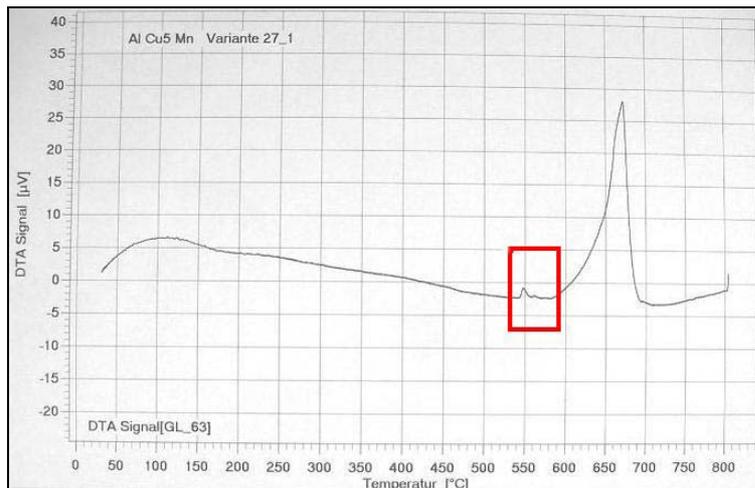


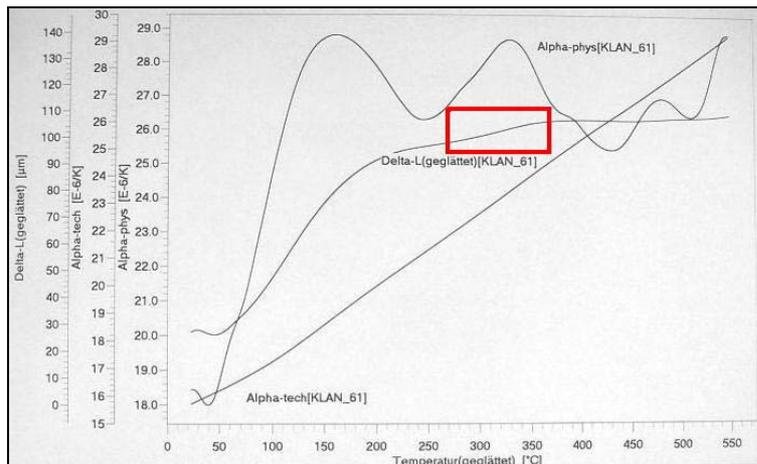
Tabelle 7.4: Schmelzbeginn der optimierten Legierungsvarianten (laut DTA)

Legierungs-system	Variante	Schmelz-beginn in °C
AlSi7Mg	0	555
AlMgSi	5.1	580
	5.2	580
	8.1	580
	8.2	580
	8.3	560
AlSi6Cu4	11.1	505
	11.2	500
AlCu5Mn	27.1	540
	29.1	540

7.2.2 Dilatometeruntersuchungen

Im **Diagramm 7.2** ist der Verlauf einer Dilatometermessung für die Legierung 27.1 dargestellt. Die Kurven der weiteren Legierungsvarianten sind im Anhang (Kapitel 10.1) einzusehen. Mit Hilfe der technischen und physikalischen Ausdehnungskoeffizienten lassen sich die Abweichungen vom linearen Kurvenverlauf der Δl -T-Kurve besser verdeutlichen. Anhand dieser Kurven können Aussagen über eventuelle Strukturänderungen getroffen werden, die durch eine geeignete Auslagerungstemperatur bei einer Wärmebehandlung vermieden werden können. Da es sich bei dem Aufheizen des Ofens um einen Anfahrprozess handelt, sind die Kurvenbereiche unter ca. 150 °C mit Vorsicht zu interpretieren,

Diagramm 7.2: Dilatometerkurve (Legierungsvariante 27.1, F)



7.2.3 Parameter für die Wärmebehandlung

Mit Hilfe der durchgeführten DTA-Untersuchungen und Dilatometeruntersuchungen sowie dem Kenntnisstand mehrerer Fachleute wurden die in **Tabelle 7.5** definierten Parameter für die Wärmebehandlung festgelegt. Die Parameter für die Vergleichsvariante 0 (AlSi7Mg) stammen von der gebräuchlichen Serienwärmebehandlung. Für die AlCu5Mn-Legierungen wurde wie schon bei den anderen Versuchen (siehe Kapitel 5.2.3) ein zweistufiges Lösungsglühen festgelegt. Unterschiedliche Vorversuche bei den AlMgSi-Legierungen ergaben, dass bei den Sc-haltigen Legierungen (Variante 5.2 und 8.2) mittels Wasserabschreckung und T5-Behandlung bessere Eigenschaften als bei einer T6-Behandlung zu erreichen sind. Ebenfalls ist aus der Literatur bekannt, dass durch ein schnelles Abkühlen des Gussteiles während der Erstarrung ein übersättigter Mischkristall vorliegt und so durch ein anschließendes Warmauslagern gute mechanische Eigenschaften erreicht werden können. Aufgrund einer weiteren Literaturrecherche wurde bewusst auf ein Lösungsglühen verzichtet, da es ab ca. 400°C zu einer Klusterung von Al₃Sc-Partikel kommt und somit ein Abfall der Eigenschaften einhergeht. Die Klusterung kann nur durch ein erneutes Schmelzen und Erstarren aufgehoben werden [149].

Tabelle 7.5: Wärmebehandlungsparameter für die optimierten Legierungen

Legierungssystem	Variante	Lösungsglühen		Abschrecken	Auslagern	
		Temp. in °C	Zeit in h		Temp. in °C	Zeit in h
AlSi7Mg	0	530	6	Wasser, 20°C	170	4
AlMgSi	5.1	540	24	Wasser, 20°C	165	6
	5.2	Wasserabschrecken nach Ausformen/T5 (300°C/3h)				
	8.1	540	24	Wasser, 20°C	165	6
	8.2	Wasserabschrecken nach Ausformen/T5 (300°C/3h)				
	8.3	540	24	Wasser, 20°C	165	6
AlSi6Cu4	11.1	470	24	Wasser, 20°C	180	6
	11.2	470	24	Wasser, 20°C	180	6
AlCu5Mn	27.1	480/3 + 520/21		Wasser, 20°C	175	6
	29.1	480/3 + 520/21		Wasser, 20°C	175	6

7.3 Mechanische Eigenschaften

7.3.1 Härtemessung

Die Ergebnisse der Härtemessung für die optimierten Legierungen sind im **Diagramm 7.3** (Werte, siehe Kapitel 10.2) sichtbar. Die Vergleichslegierung AlSi7Mg (Variante 0) zeigt im T6-Zustand noch akzeptable Werte. Aber bereits nach einer Langzeitwarmauslagerung bei 200 °C fallen die Härtewerte soweit ab, dass davon ausgegangen werden kann, dass die Legierung fast völlig überaltert ist.

Die beiden optimierten AlMg5Si2-Legierungen (5.1 und 5.2) zeigen bereits beim Guss- und T6-Zustand einen großen Unterschied, der bei weiterer Langzeitwarmauslagerung bei den verschiedenen Temperaturen anwächst. Dabei ist die Zr- und Sc-haltige Legierung (5.3) der Cr-haltigen Legierung (5.1) weit überlegen. Im Vergleich zur Cu-haltigen Legierung 5 zeigt die optimierte Legierung 5.3 erst ab einer Langzeitwarmauslagerung bei 250 °C ihr volles Potential.

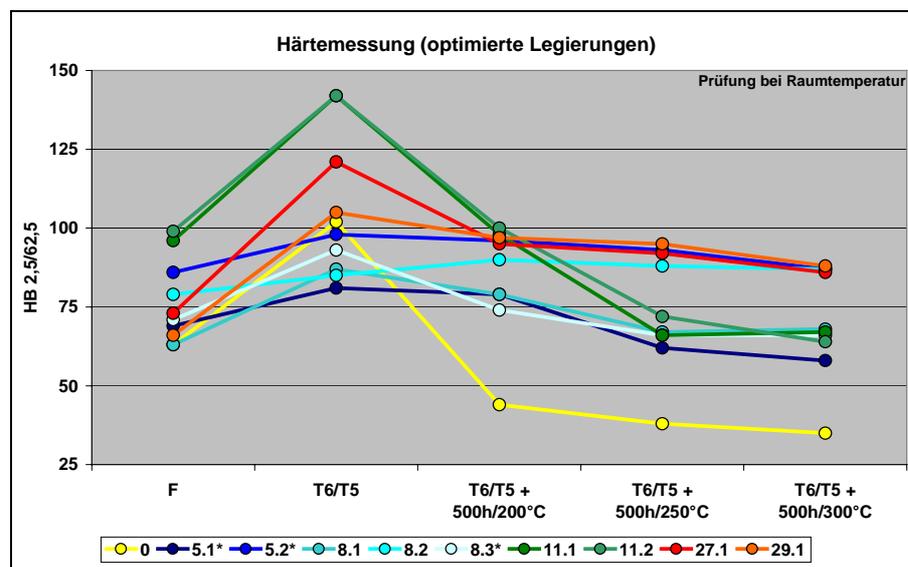
Bei den AlMg3Si1-Legierungen zeigt die Variante (8.2) mit Zr und Sc besonders nach den Langzeitwarmauslagerungen sehr beständige Ergebnisse. Die stark differenzierende Zusammensetzung der Varianten 8.1 und 8.3 scheint bei der Härtemessung kaum Auswirkungen zu haben. Auch ein Vergleich der optimierten Legierungen mit der Variante 8 zeigt nur bei der Variante 8.2 erhebliche Unterschiede, welche durch deutlich bessere Ergebnisse nach den Langzeitwarmauslagerungen bei der Variante 8.2 zum Vorschein kommen.

Eine große Differenz zwischen den beiden optimierten AlSi6Cu4-Legierungen wird nicht sichtbar. Ein Vergleich mit der Legierung 11 zeigt niedrigere Werte im Gusszustand (F), aber höhere Werte nach einer Langzeitwarmauslagerung mit 200 °C für die optimierten Legierungen. Bei den anderen Zuständen sind keine nennenswerten Unterschiede in der Härte feststellbar.

Die AlCu5Mn-Legierungen (27.1 und 29.1) zeigen bis auf den T6-Zustand nur geringe Unterschiede in ihren Ergebnissen. Ob der Härteunterschied im T6-Zustand durch die Anzahl oder durch den Gehalt der Elemente bei den Legierungen zustande kommt, müsste in weiteren Versuchen geklärt werden. Deutliche Unterschiede zu der Legierung 27 (siehe Kapitel 5.3.1) sind nicht erkennbar.

Allgemein lässt sich feststellen, dass die hohen Härtewerte der AlSi6Cu4-Legierungen nach einer thermischen Belastung nicht beständig sind. Hingegen ist die Beständigkeit der AlCu5Mn- und Sc-haltigen AlMgSi-Legierungen als sehr gut zu bezeichnen.

Diagramm 7.3: Härtemessung der optimierten Legierungen (Kokillengussproben)



*... Ergebnisse der Langzeitwarmauslagerung stammen von der EADS Deutschland GmbH

7.3.2 Zugversuch

Die mechanischen Eigenschaften im Guss- und T6- bzw. T5-Zustand sind für die optimierten Legierungen im **Diagramm 7.4** (Werte, siehe Kapitel 10.2) dargestellt.

Liegen die Eigenschaften der beiden AlMg5Si2-Legierungen im Gusszustand recht nah beieinander, so weist die Variante 5.2 nach einer T5-Behandlung deutlich

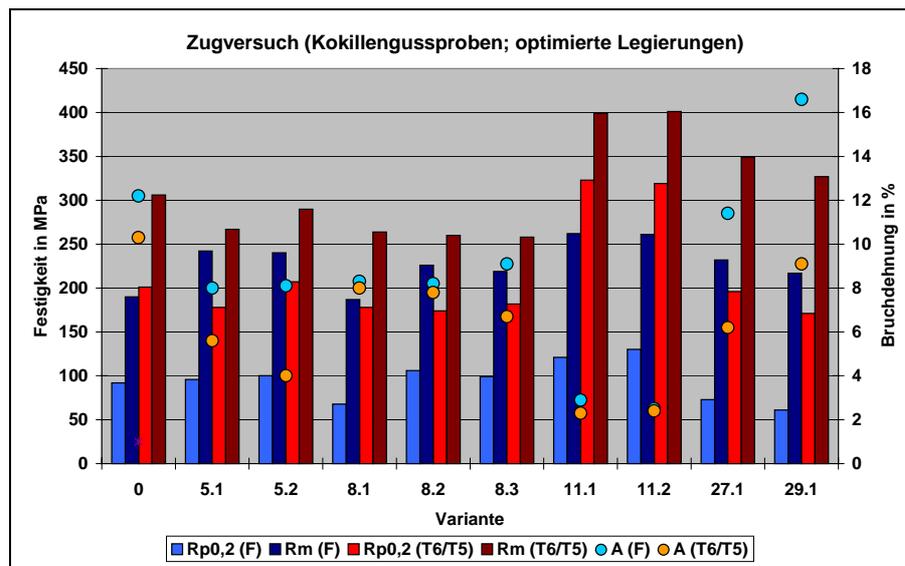
höhere Festigkeiten, aber auch eine geringere Bruchdehnung auf. Ein Vergleich mit der Legierungsvariante 5 (siehe Kapitel 5) zeigt, dass die Optimierung der beiden Legierungen eine deutliche Erhöhung der Bruchdehnung gebracht hat. Bei den Festigkeiten konnte nur die Variante 5.2 eine Steigerung im Vergleich zur Legierung 5 aufweisen.

Bei den AlMg3Si1-Legierungen treten im Gusszustand größere Unterschiede auf. Im T6/T5-Zustand scheinen sich diese Differenzen trotz der unterschiedlichen Wärmebehandlung und Zusammensetzung bis auf die Bruchdehnung fast auszugleichen, da die Festigkeiten auf dem selben Niveau liegen. Die Optimierung der Variante 8 (siehe Kapitel 5) bringt bei allen Legierungen (8.1, 8.2 und 8.3) im wärmebehandelten Zustand neben einer leichten Steigerung der Festigkeiten auch eine deutliche Zunahme der Bruchdehnung.

Um eine Aussage über den unterschiedlichen Gehalt der Elemente auf die Eigenschaften im Guss- und T6-Zustand bei den optimierten AlSi6Cu4-Legierungen (Variante 11.1 und 11.2) treffen zu können, müssten weitere Versuche durchgeführt werden. Die Veränderung der Legierungsvariante 11 zeigt neben einer Steigerung der Bruchdehnung auch eine Zunahme bei der Zugfestigkeit.

An den optimierten AlCu5Mn-Legierungen wird deutlich, dass ein geringer Gehalt der Elemente Ni, Ce, Co und Cr (Variante 27.1) höhere Festigkeiten als die Legierung 29.1 mit Ni und Ce liefert. Die Bruchdehnung verhält sich dazu gegensätzlich. Die Verringerung des Mn-Gehaltes der Variante 27 ergibt bei der Variante 27.1 keine nennenswerte Veränderung der mechanischen Eigenschaften. Der Vergleich der Ni-haltigen Legierung 22 und der Ce-haltigen Legierung 23 mit der optimierten Legierung 29.1 (Ni und Ce) zeigt im T6-Zustand, dass sich die Zugfestigkeit leicht verringert und die Dehngrenze einen Mittelwert angenommen hat sowie die Bruchdehnung sich dem hohen Wert der Variante 22 annähert. Ein weiterer Vergleich der Variante 29.1 mit der Variante 28 macht deutlich, dass die Kombination Ni und Ce (Variante 29.1) deutlich bessere Eigenschaften als die Kombination Ni und Cr (Variante 28) liefert.

Diagramm 7.4: Zugversuch der optimierten Legierungen (Kokillengussproben)



Die **Diagramme 7.5, 7.6** und **7.7** (Werte, siehe Kapitel 10.2) zeigen den Eigenschaftsverlauf der optimierten Legierungen bei unterschiedlichen Behandlungszuständen.

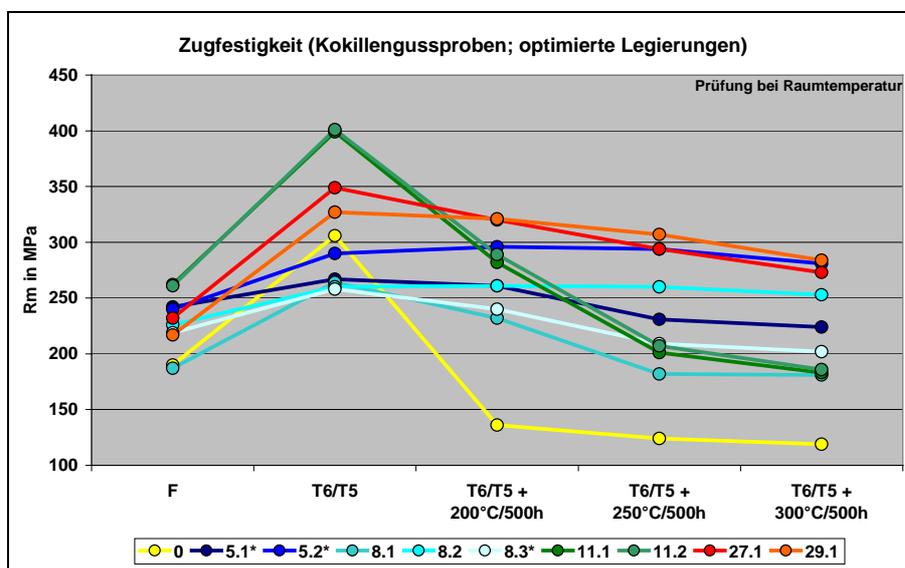
Die Festigkeit nach Langzeitwarmauslagerungen bei unterschiedlichen Temperaturen der Sc- und Zr-haltigen AlMg5Si2-Legierung (5.2) ist der Cr- und Mn-haltigen Variante 5.1 deutlich überlegen. Hingegen ist der Verlauf der Bruchdehnungswerte der Legierung 5.2 auf einem geringen Niveau. Die Optimierung der Variante 5 (siehe Kapitel 5) erbrachte bereits bei der Variante 5.1 ein leicht verbessertes Eigenschaftspotential, welches bei der Variante 5.2 weit übertroffen wurde.

Auch bei den optimierten AlMg3Si1-Legierungen zeigt die Sc- und Zr-haltige Legierung (8.2) eine sehr hohe Beständigkeit bei erhöhten Temperaturen. Weiterhin ist sichtbar, dass ein Ni- und Zr-Zusatz (Variante 8.3) im Vergleich zur Variante 8.1 ein besseres Eigenschaftsprofil bei thermisch beanspruchten Bauteilen mit sich bringt. Bis auf die Variante 8.1 zeigen die restlichen Optimierungsansätze (Variante 8.2 und 8.3) der Variante 8 durchweg positive Ergebnisse.

Der geringe Ag-Zusatz bei der AlSi6Cu4-Legierung 11.2 bewirkt im Vergleich zur Variante 11.1 eine geringe Steigerung der mechanischen Eigenschaften nach den verschiedenen Langzeitwarmauslagerungen. Prinzipiell brachte die Optimierung der Variante 11 keine deutliche Verbesserung der Eigenschaften bei thermischer Belastung.

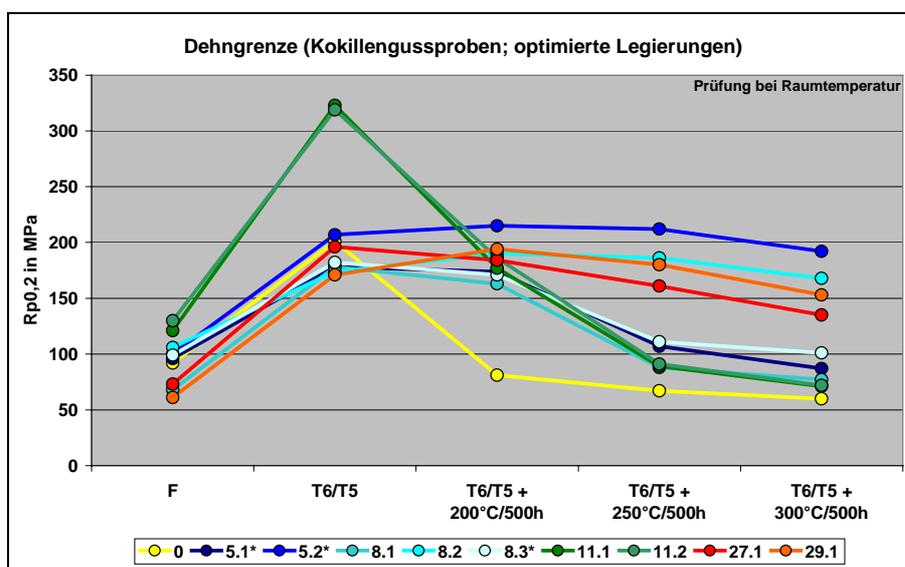
Bei den AlCu5Mn-Legierungen (27.1 und 29.1) wird deutlich, dass die Legierung 29.1 für den Einsatz bei erhöhten Temperaturen der Variante 27.1 überlegen ist. Die Verringerung des Mn-Gehaltes bei der Variante 27 bewirkt bei der Legierung 27.1 keine deutliche Verbesserung der Eigenschaften bei thermischer Beanspruchung. Allgemein betrachtet bieten die AlCu5Mn-Legierungen und die Sc-haltigen AlMgSi-Legierungen die konstantesten Eigenschaften bei erhöhten Temperaturen, wobei die AlCu5Mn-Legierungen die besseren Werte bei der Zugfestigkeit und Bruchdehnung haben und die AlMgSi-Legierungen bei der Dehngrenze deutliche Vorteile aufweisen.

Diagramm 7.5: Zugfestigkeit der optimierten Legierungen (Kokillengussproben)



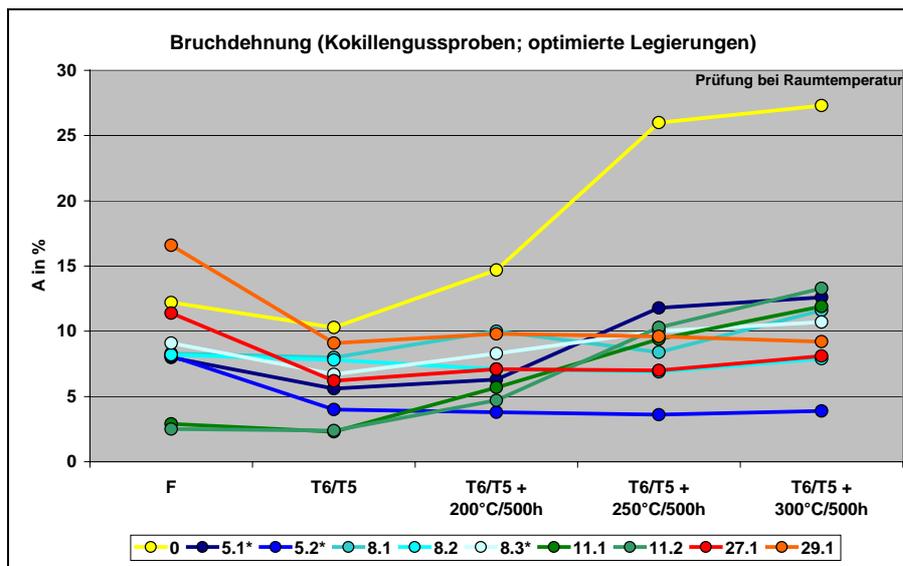
*... Ergebnisse der Langzeitwarmauslagerung stammen von der EADS Deutschland GmbH

Diagramm 7.6: Dehngrenze der optimierten Legierungen (Kokillengussproben)



*... Ergebnisse der Langzeitwarmauslagerung stammen von der EADS Deutschland GmbH

Diagramm 7.7: Bruchdehnung der optimierten Legierungen (Kokillengussproben)



*... Ergebnisse der Langzeitwarmauslagerung stammen von der EADS Deutschland GmbH

7.4 Gießtechnologische Eigenschaften

7.4.1 Fließvermögen

Wie schon im Kapitel 5 erwähnt, ist der Abguss der Gießspirale umstritten. Eine Unterscheidung hinsichtlich der Legierungssysteme wurde bereits durchgeführt. Da die weitere Optimierung der Legierungen keine großen Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung ausmacht, kann davon ausgegangen werden, dass es bei dem Fließvermögen der Legierungen zu keinen relevanten Änderungen kommt.

7.4.2 Warmrissneigung

Die Bestimmung der Warmrissneigung erfolgte durch den Abguss der Sternkokille. Die Ergebnisse (Mittelwert aus 5 Abgüssen pro Legierung) sind in **Tabelle 7.6** aufgelistet. Je höher die Warmrisszahl, desto höher ist die Neigung der Legierung zu Warmrissen. Wie schon aus der Literatur bekannt, neigen AlCu-Legierungen stark zur Bildung von Warmrissen. Weiterhin wird ersichtlich, dass ein Zusatz von Sc und Zr bei den AlMgSi-Legierungen (Variante 5.2 und 8.2) eine leichte Erhöhung der Warmrisszahl nach sich zieht. Hingegen scheint ein Zusatz von Ni und Zr bei den

AlMg3Si1-Legierungen (Variante 8.3) die Warmrissneigung im Vergleich zur Variante 8.1 zu minimieren.

Tabelle 7.6: Warmrisszahl der optimierten Legierungen

Legierungssystem	Variante	Warmrisszahl
AlSi7Mg	0	0.5
AlMgSi	5.1	0
	5.2	0.2
	8.1	0.4
	8.2	0.7
	8.3	0
AlSi6Cu4	11.1	0.1
	11.2	0.2
AlCu5Mn	27.1	2.3
	29.1	2.3

7.5 Metallografische Eigenschaften

7.5.1 Gefügeaufnahmen und Auswertung

Die **Bilder 7.1** und **7.2** verdeutlichen die Gefügestände der optimierten AlMg5Si2-Legierungsvarianten. Beim genaueren Betrachten fielen bei der Variante 5.2 neben kleinen dunklen Phasen auch größere hellere Phasen im Bereich des eutektischen Gefüges auf.

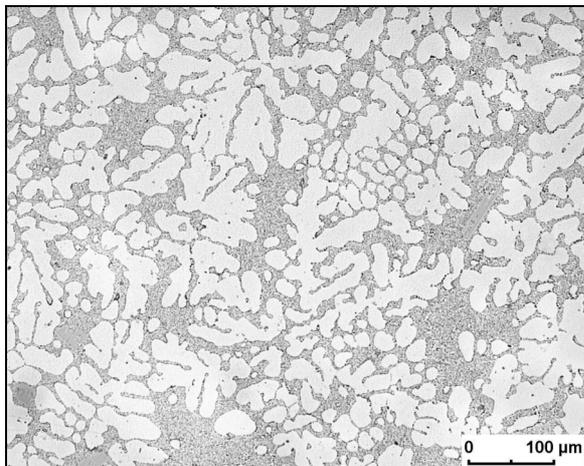


Bild 7.1: Lichtmikroskopische Aufnahme Legierung 5.1, F

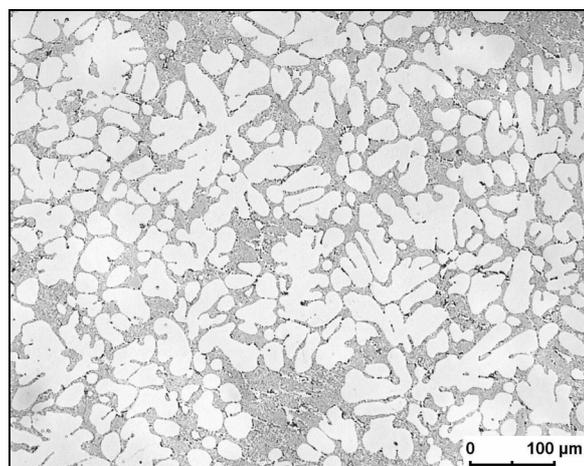


Bild 7.2: Lichtmikroskopische Aufnahme Legierung 5.2, F

Die Gefügestände der optimierten AlMg3Si1-Varianten zeigen die **Bilder 7.3, 7.4** und **7.5**. Zwischen den beiden Varianten 8.1 und 8.2 sind lichtmikroskopisch keine gravierende Unterschiede feststellbar. Hingegen wirkt sich bei der Variante 8.3 der hohe Ni-Gehalt auf die Gefügebildung durch dunkle Phasen an den Korngrenzen aus. Teilweise sind auch im eutektischen Bereich kleine dunkle Phasen sichtbar.

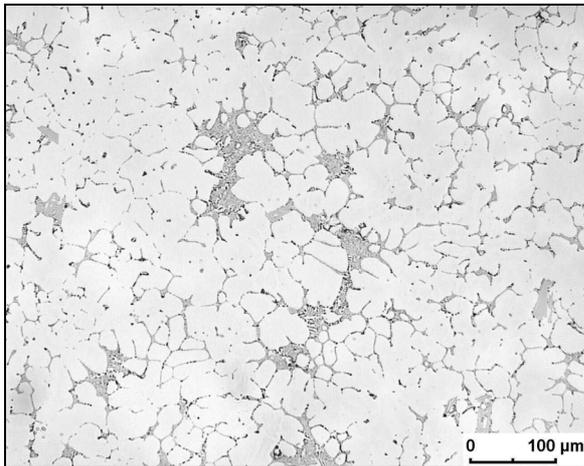


Bild 7.3: Lichtmikroskopische Aufnahme
Legierung 8.1, F

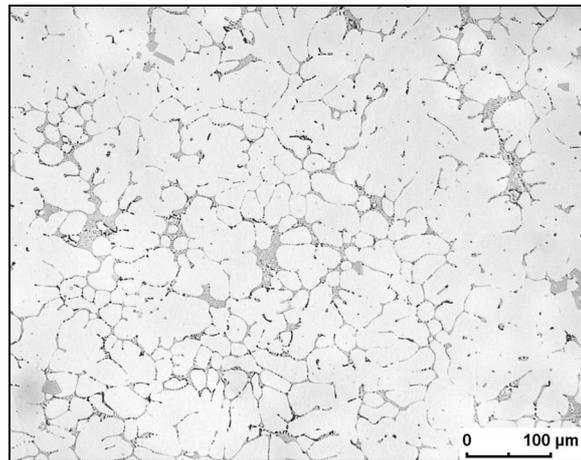


Bild 7.4: Lichtmikroskopische Aufnahme
Legierung 8.2, F

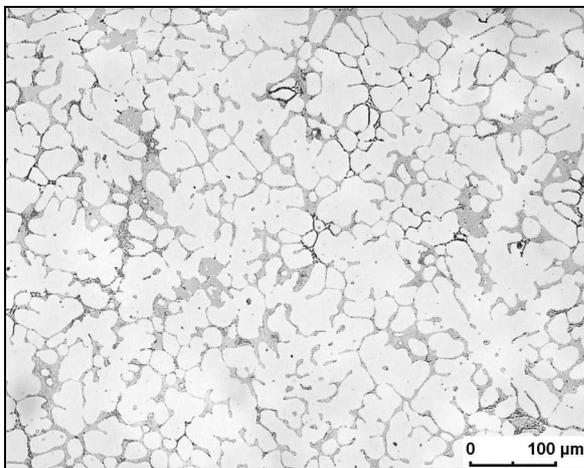


Bild 7.5: Lichtmikroskopische Aufnahme
Legierung 8.3, F

Unterschiede zwischen den beiden optimierten AlSi6Cu4-Legierungen konnten aufgrund der geringen Unterschiede bei der lichtmikroskopischen Betrachtung (Vergrößerung: 1:125) nicht festgestellt werden. Den allgemeinen Überblick zeigen die **Bilder 7.6** und **7.7**.

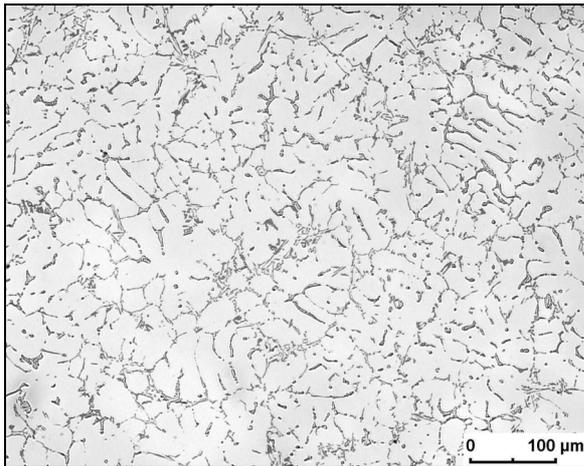


Bild 7.6: Lichtmikroskopische Aufnahme
Legierung 11.1, F

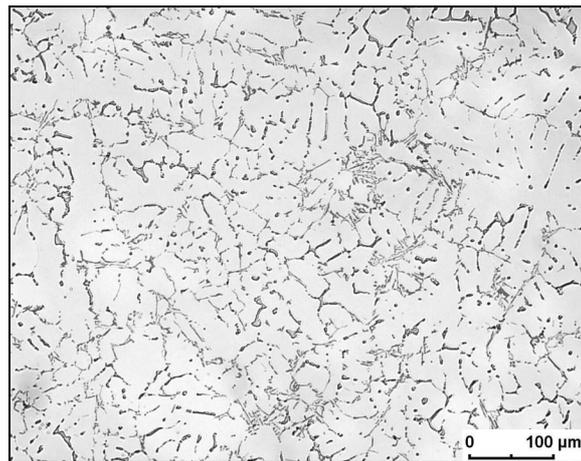


Bild 7.7: Lichtmikroskopische Aufnahme
Legierung 11.2, F

Die Gefügebilder der optimierten AlCu5Mn-Legierungen sind in den **Bildern 7.8** und **7.9** dargestellt. Bei der Variante 27.1 fallen neben dem Mischkristall und dem Eutektikum viele kleine unterschiedlich grauabgestufte Phasen auf, welche sich hauptsächlich an den Korngrenzen angesiedelt haben. Das Gefügebild der Legierung 29.1 zeigt eine nicht ganz so große Vielfalt an Phasen. Dafür sind die vorhandenen Phasen aber deutlich gröber ausgeprägt, als bei der Variante 27.1.

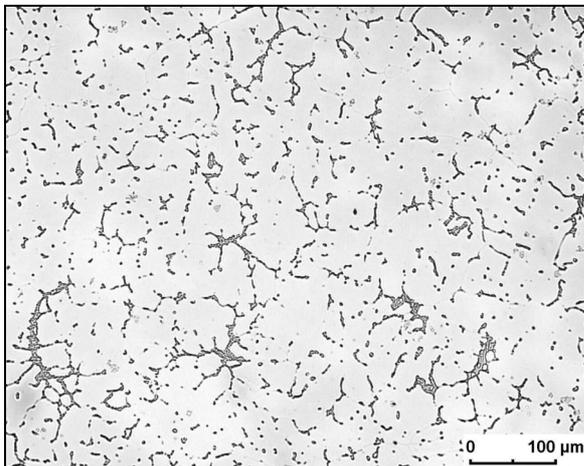


Bild 7.8: Lichtmikroskopische Aufnahme
Legierung 27.1, F

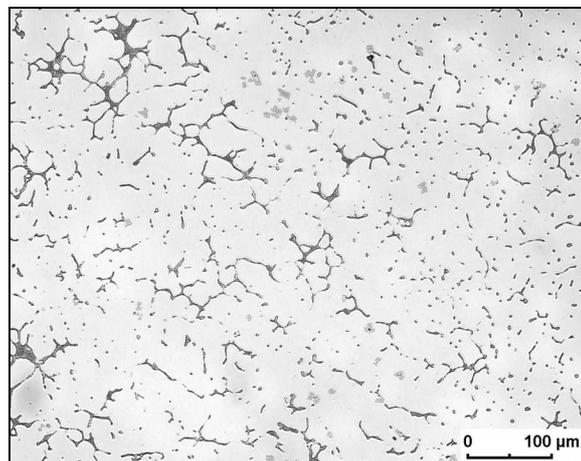


Bild 7.9: Lichtmikroskopische Aufnahme
Legierung 29.2, F

Der Dendritenarmabstände sind in **Tabelle 7.7** aufgeführt. Die Werte bei den optimierten Legierungen liegen mit 15 - 19 μm recht nah bei einander. Die Vergleichslegierung AlSi7Mg weist mit 24 μm einen leicht höheren Wert auf. Durch eine Anpassung der Abkühlungsgeschwindigkeit bei dieser Variante würde sicherlich

auch eine leichte Steigerung der mechanischen Eigenschaften möglich sein. Dennoch dürfte dies nicht ausreichen, um an das Festigkeitsniveau nach den Langzeitwarmauslagerungen der anderen Legierungsvarianten heran zukommen.

Tabelle 7.7: Dendritenarmabstände der optimierte Legierungen

Legierungssystem	Variante	Dendritenarmabstand (DAS) in μm
AlSi7Mg	0	24.80
AlMgSi	5.1	14.74
	5.2	17.38
	8.1	16.35
	8.2	19.14
	8.3	15.85
AlSi6Cu4	11.1	17.66
	11.2	18.91
AlCu5Mn	27.1	15.30
	29.1	16.49

7.5.2 Phasenbestimmung

Die **Bilder 7.10 bis 7.14** zeigen die mittels EDX analysierten Phasen der optimierten AlMgSi-Legierungen. Die jeweilige chemische Zusammensetzung ist in den **Tabellen 7.8 bis 7.12** aufgeführt. Bei der Zusammensetzung des α -Mischkristalls (Phase 1) und der eutektischen Bestandteile (Phase 2) treten bei den Legierungsvarianten 5.1, 5.2, 8.1 und 8.2 nur geringe Unterschiede auf, welche auf das Ermittlungsverfahren zurückzuführen sind. Hingegen kommt es bei der Variante 8.3 durch den Zusatz von Ni zu einer hohen Ni-Konzentration im eutektischen Bereich. Durch den Zusatz von Cr (Variante 5.1, 8.1 und 8.3) bilden sich unterschiedliche Phasen aus. Zum einen kommt es zur Bildung von großen, kantigen AlMgSiVTiCr-Phasen und zum anderen wurden auch kleine, kantengerundete AlMgSiFeMnCr-Phasen detektiert. Bei den beiden Sc-haltigen Legierungsvarianten 5.2 und 8.2 kommt es zur Bildung von ähnlichen Phasen. So konnte Sc in großen, kantigen AlMgSiVTiSc-Phasen als auch in kleinen, kantengerundeten AlMgSi(Fe)Sc-Phasen nachgewiesen werden.

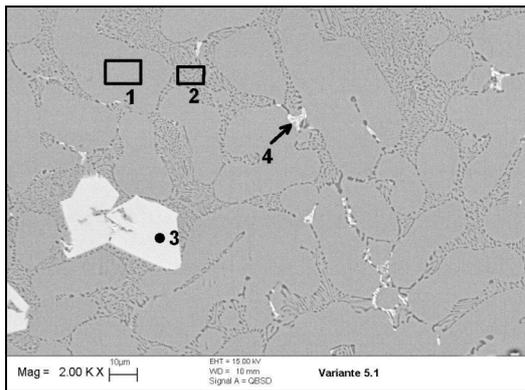


Bild 7.10: EDX-Analyse Legierungsvariante 5.1

Tabelle 7.8: EDX-Analyse Legierungsvariante 5.1

Phase	Zusammensetzung in %								Bezeichnung
	Al	Mg	Si	Fe	Mn	Cr	V	Ti	
1	93.11	6.89							α -Mischkristall
2	80.49	12.89	6.63						Eutektikum
3	71.68	13.55	1.18		0.34	5.47	4.14	3.64	
4	72.07	17.44	7.65	1.86	0.73	0.25			

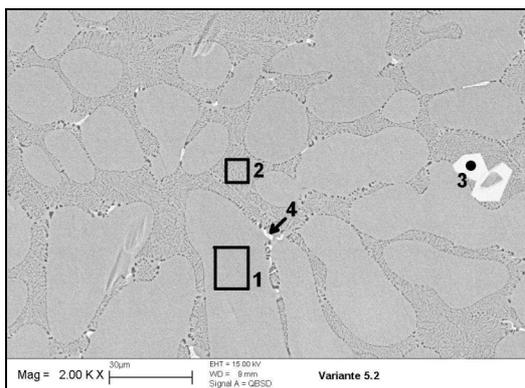


Bild 7.11: EDX-Analyse Legierungsvariante 5.2

Tabelle 7.9: EDX-Analyse Legierungsvariante 5.2

Phase	Zusammensetzung in %							Bezeichnung
	Al	Mg	Si	Sc	V	Zr	Ti	
1	91.00	6.95	2.04					α -Mischkristall
2	80.85	12.80	6.35					Eutektikum
3	76.03	14.36	8.15	0.27	0.75		0.45	
4	93.49	4.24	1.36	0.41		0.50		

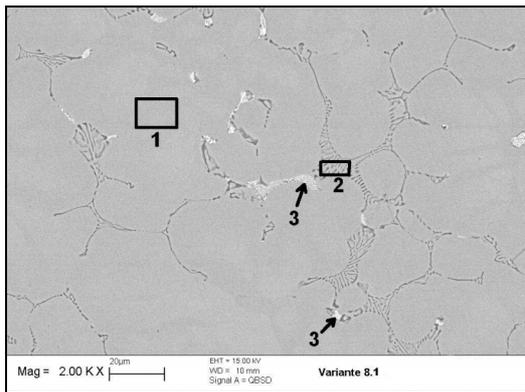


Bild 7.12: EDX-Analyse Legierungsvariante 8.1

Tabelle 7.10: EDX-Analyse Legierungsvariante 8.1

Phase	Zusammensetzung in %								Bezeichnung
	Al	Mg	Si	Fe	Mn	Cr	V	Ti	
1	91.46	6.38	1.38			0.17	0.37	0.25	α -Mischkristall
2	79.52	13.48	7.00						Eutektikum
3	80.89	10.31	3.70	3.86	0.95	0.30			

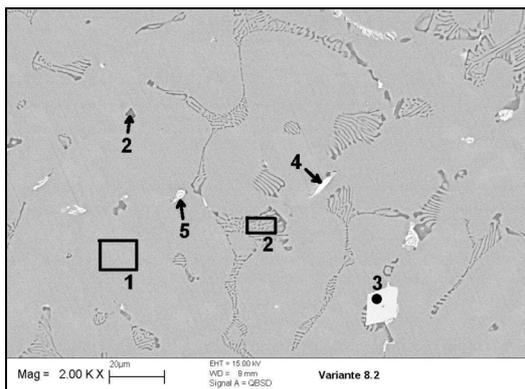


Bild 7.13: EDX-Analyse Legierungsvariante 8.2

Tabelle 7.11: EDX-Analyse Legierungsvariante 8.2

Phase	Zusammensetzung in %								Bezeichnung
	Al	Mg	Si	Fe	Sc	V	Ni	Ti	
1	91.38	6.64	1.75					0.23	α -Mischkristall
2	77.25	14.81	7.94						Eutektikum
3	73.49	9.92	1.37		1.15	8.61		5.45	
4	69.22	5.32	5.58	19.38			0.50		
5	73.06	13.25	7.15	5.40	1.14				

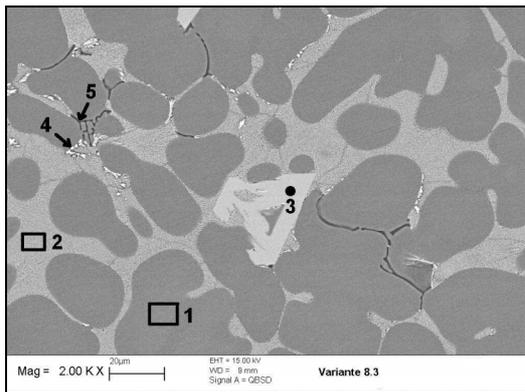


Bild 7.14: EDX-Analyse Legierungsvariante 8.3

Tabelle 7.12: EDX-Analyse Legierungsvariante 8.3

Phase	Zusammensetzung in %										Bezeichnung
	Al	Mg	Si	Fe	Mn	Cr	V	Ni	Ti	Zr	
1	91.49	6.38	1.58				0.23		0.31		α -Mischkristall
2	78.61	10.63	4.10	0.20	0.19			6.27			Eutektikum
3	73.38	11.26	1.06		0.28	3.60	6.42		3.41	0.59	
4	74.32	8.21	1.50	0.70	0.52	0.08		14.66			
5	52.29	30.52	17.19								

Die Phasenbestimmung der beiden optimierten AlSi6Cu4-Legierungsvarianten ist in den **Bildern 7.15** und **7.16** sowie in den **Tabellen 7.13** und **7.14** aufgeführt. Unter Berücksichtigung des unterschiedlichen Ag-Gehaltes und des inhomogenen Gussgefüges kommt es bei den beiden Varianten 11.1 und 11.2 weitgehend zur Ausbildung von ähnlichen Phasen, welche sowohl in ihrer Zusammensetzung als auch in ihrer Form mit den Phasen der Variante 11 vergleichbar sind.

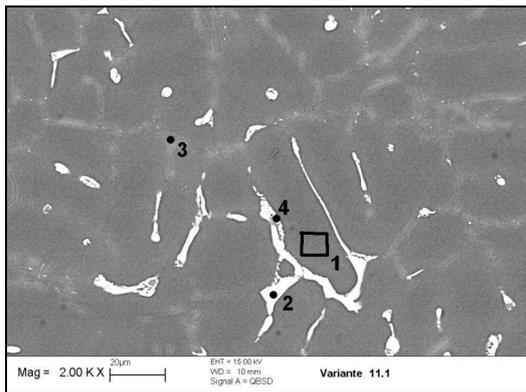


Bild 7.15: EDX-Analyse Legierungsvariante 11.1

Tabelle 7.13: EDX-Analyse Legierungsvariante 11.1

Phase	Zusammensetzung in %										Bezeichnung
	Al	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Cr	Ni	Ce	Ti	
1	91.13	2.11	1.37	5.17						0.23	α -Mischkristall
2	51.56	7.91	12.81	3.03	10.54	8.56	2.57	1.82	1.20		
3	74.17	24.06	1.76								Eutektikum
4	58.09	10.21	20.68	11.02							

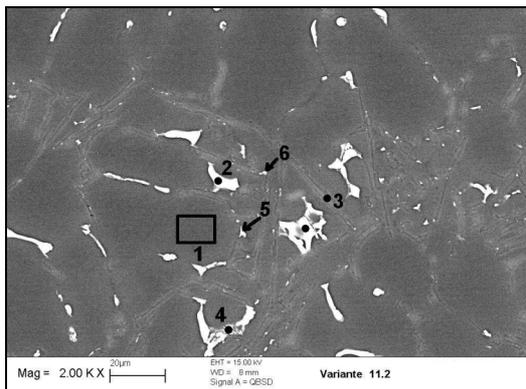


Bild 7.16: EDX-Analyse Legierungsvariante 11.2

Tabelle 7.14: EDX-Analyse Legierungsvariante 11.2

Phase	Zusammensetzung in %										Bezeichnung
	Al	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Cr	Ni	Ce	Ag	
1	91.31	2.41	0.94	5.34							α -Mischkristall
2	46.29	1.70	47.38	4.10				0.53			
3	55.13	39.31	1.59	3.37						0.60	Eutektikum
4	69.90	11.02	5.68	12.87						0.54	
5	67.24	6.97	9.59	4.33	3.22	2.97	0.92	0.95	3.27	0.55	
6	38.24	44.70	13.57					0.76	2.73		

Die **Bilder 7.17** und **7.18** sowie die **Tabellen 7.15** und **7.16** spiegeln die Ergebnisse der EDX-Bestimmung für die optimierten AlCu5Mn-Legierungen (Variante 27.1 und

29.1) wider. Bei der Variante 27.1 konnte nachgewiesen werden, dass Ni sowohl in Phasen mit Cr und Co, aber auch getrennt von diesen Elementen vorkommen kann. Kommen Ni und Cr gemeinsam in einer Phase vor, bilden sich AlCuVNiCrTi-Phasen. Beim gleichzeitigen Vorhandensein von Ni und Co scheiden sich AlCuNiCoFeMn-Phasen aus. Wie schon bei der Variante 8.3 aufgefallen, lagert sich auch bei den Ni-haltigen AlCu5Mn-Legierungen Ni im eutektischen Bereich ab (Variante 27.1, Phase 3). Zusätzlich zu den Ni-haltigen Phasen bildet Cr auch „eigenständige“ Phasen des Typs AlCuVCrTiMn(Zr). Das Ce in keiner Phase detektiert wurde, kann zum einen auf die Wechselwirkung Cu-Ce bei der Bestimmung und zum anderen auf das inhomogene Gussgefüge zurückgeführt werden.

An der Legierungsvariante 29.1 wird deutlich, dass die Elemente Ni und Ce sowohl einzeln als auch zusammen in Phasen auftreten können. Unterschiede werden insofern deutlich, dass bei der Ni-freien Ce-haltigen Ausscheidung (Phase 4) zusätzlich Ti und V sowie bei den Ni-haltigen Ce-freien Ausscheidungen (Phasen 2 und 5) zusätzlich Fe und Mn zu den Elementen Al und Cu analysiert wurden.

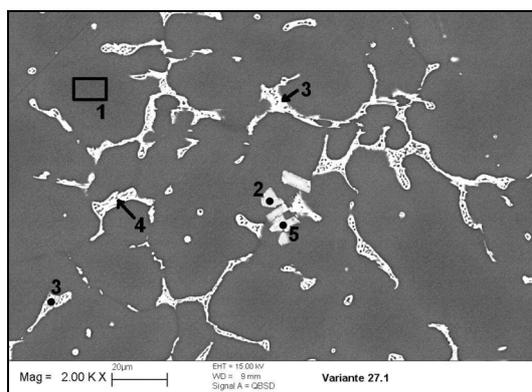


Bild 7.17: EDX-Analyse Legierungsvariante 27.1

Tabelle 7.15: EDX-Analyse Legierungsvariante 27.1

Phase	Zusammensetzung in %										Bezeichnung
	Al	Cu	Fe	Mn	Cr	Ni	Co	Ti	V	Zr	
1	97.59	1.50		0.26	0.21			0.16	0.28		α -Mischkristall
2	75.28	3.26		0.20	3.56			1.67	13.08	2.94	
3	56.92	42.01				1.06					Eutektikum
4	68.72	18.49	1.45	0.78		5.20	5.35				
5	73.38	15.39			1.23	2.17		0.91	6.91		

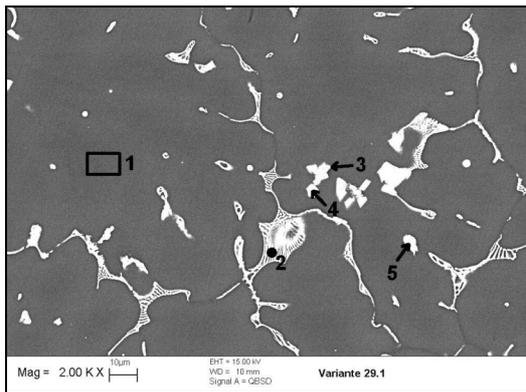


Bild 7.18: EDX-Analyse Legierungsvariante 29.1

Tabelle 7.16: EDX-Analyse Legierungsvariante 29.1

Phase	Zusammensetzung in %								Bezeichnung
	Al	Cu	Fe	Mn	Ni	Ce	Ti	V	
1	97.84	1.76		0.41					α -Mischkristall
2	67.28	26.07	0.63	0.62	5.40				Eutektikum
3	74.69	21.00	0.16	0.20	3.24	0.54		0.17	
4	79.64	2.59				6.73	2.54	8.50	
5	55.09	36.95	0.63		7.33				

7.6 Physikalische Eigenschaften

7.6.1 Längenausdehnung

Die Längenänderung der optimierten Legierungen ist für verschiedene Temperaturen in **Tabelle 7.17** aufgeführt. Es lässt sich erkennen, dass die Legierung AlSi7Mg(Na) gefolgt von den AlMg5Si2-Legierungen die geringste Längenänderung über den aufgeführten Temperaturbereich aufweisen. Um gefestigte Aussagen zu treffen, müssten weitere Versuche durchgeführt werden.

Tabelle 7.17: Längenausdehnung der optimierten Legierungen (F)

Legierungs- system	Variante	Längenänderung in %					
		bei 150°C	bei 200°C	bei 250°C	bei 300°C	bei 350°C	bei 400°C
AlSi7Mg(Na)	0	0.21	0.34	0.47	0.63	0.75	0.87
AlMgSi	5.1	0.27	0.39	0.50	0.61	0.73	0.86
	5.2	0.23	0.36	0.50	0.62	0.75	0.88
	8.1	0.29	0.42	0.56	0.70	0.82	0.94
	8.2	0.27	0.41	0.55	0.69	0.83	0.97
	8.3	0.25	0.39	0.52	0.65	0.78	0.91
AlSi6Cu4	11.1	0.29	0.43	0.56	0.75	0.85	0.97
	11.2	0.26	0.40	0.53	0.69	0.82	0.94
AlCu5Mn	27.1	0.28	0.42	0.55	0.68	0.83	0.96
	29.1	0.29	0.42	0.56	0.69	0.83	0.96

7.6.2 Temperatur- und Wärmeleitfähigkeit

Die Ergebnisse der Temperaturleitfähigkeitsmessung sind im **Diagramm 7.8** dargestellt.

Die Vergleichslegierung AlSi7Mg(Na) weist über den gesamten Temperaturbereich die höchste Temperaturleitfähigkeit auf.

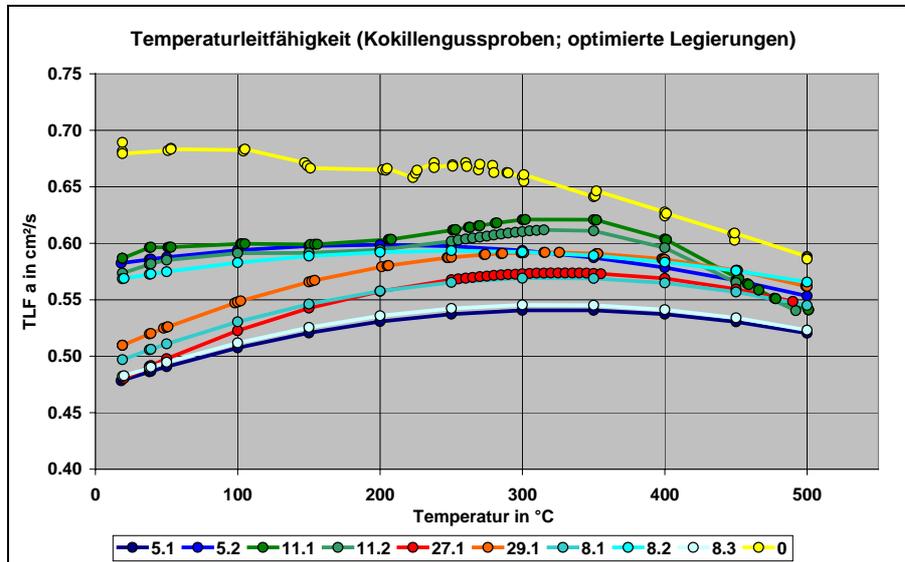
Die beiden AlSi6Cu4-Legierungsvarianten (11.1 und 11.2) haben im Temperaturbereich bis 400 °C unter der Berücksichtigung der neu entwickelten Legierungen die höchste Temperaturleitfähigkeit, wobei sich der Ag-Zusatz der Variante 11.2 leicht negativ auf das Ergebnis auswirkt.

Ebenfalls wurde bei den Sc-haltigen AlMgSi-Legierungen (5.2 und 8.2) im unteren Temperaturbereich (<250 °C) eine ähnlich gute Temperaturleitfähigkeit gemessen. Die Leitfähigkeit der anderen AlMgSi-Legierungen liegen auf einem deutlich geringeren Niveau, wobei sich die Variante 8.1 leicht von den Varianten 8.3 und 5.1 abheben kann. Es lässt sich daraus ableiten, dass bei den Sc-freien AlMgSi-Legierungen ein höherer Gehalt an Mg und Si sowie der Zusatz von Ni die Temperaturleitfähigkeit verschlechtert (Vergleich Variante 5.1 mit 8.1 und 8.1 mit 8.3). Hingegen scheint es, als ob der Einfluss des Mg- und Si-Gehaltes bei den Sc-haltigen Legierungen (5.2 und 8.2) unterdrückt wird.

Die Temperaturleitfähigkeit der AlCu5Mn-Legierungsvarianten (27.1 und 29.1) bewegt sich bei den optimierten Legierungen im Mittelfeld, wobei die Variante 29.1 eine höhere Leitfähigkeit als die Variante 27.1 aufweist. Ob diese erhöhte Temperaturleitfähigkeit auf den höheren Gehalt an Ni und Ce bzw. auf das

Weglassen der Elemente Cr und Co zurückzuführen ist, müsste in weiteren Versuchen geklärt werden.

Diagramm 7.8: Temperaturleitfähigkeit der optimierten Legierungen (Kokillengussproben, F)



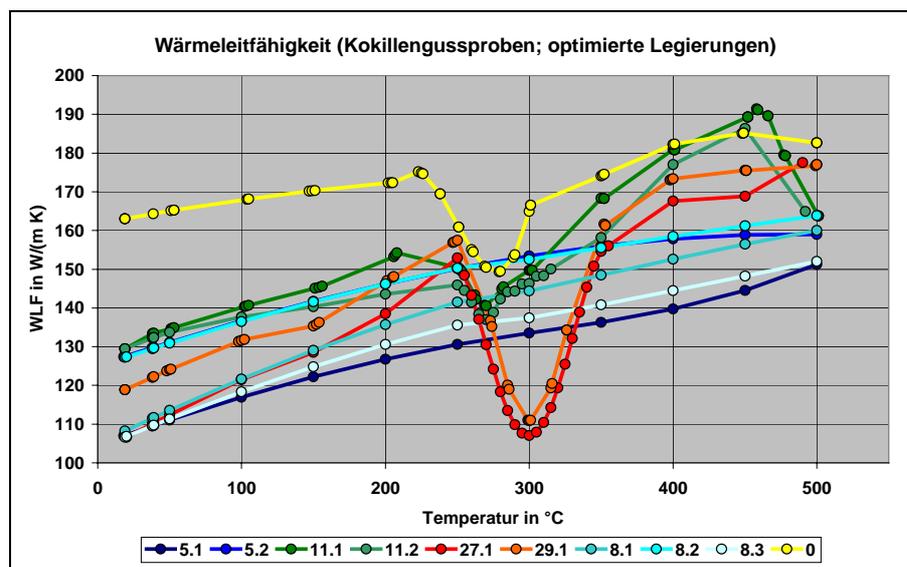
Bei der Betrachtung der Wärmeleitfähigkeit (**Diagramm 7.9**) fällt besonders stark der Kurvenverlauf der AlSi7Mg(Na), AlSi6Cu4- und AlCu5Mn-Legierungen auf. Der in den Kurven plötzliche Abfall auf ein Minimum und der nachfolgende steile Anstieg der Wärmeleitfähigkeit kann auf eine Umwandlung von metastabilen Phasen in stabile Phasen zurückgeführt werden. Die Größe des Abfalls und die Temperatur bei Erreichen des Minimums ist sehr stark von der Zusammensetzung der Legierungen abhängig.

Unabhängig von diesem Phänomen weist die Vergleichslegierung die beste Wärmeleitfähigkeit auf.

Wie schon bei der Temperaturleitfähigkeit ersichtlich, wirkt sich bei den AlSi6Cu-Legierungen ein Ag-Zusatz (11.2) negativ auf die Eigenschaften aus und bei den AlCu5Mn-Legierungen zeigt die Variante 29.1 das bessere Potential.

Auch der Verlauf der Wärmeleitfähigkeitskurven bei den AlMgSi-Legierungen ist mit den Ergebnissen und Schlussfolgerungen aus der Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit identisch.

Diagramm 7.9: Wärmeleitfähigkeit der optimierten Legierungen (Kokillengussproben, F)



Einen Vergleich zwischen Guss- (F) und T6-Zustand für die Temperatur- und Wärmeleitfähigkeit einzelner Legierungen zeigen die **Diagramme 7.10** und **7.11**.

Die Temperaturleitfähigkeit der Legierungen 0, 5.2 und 29.1 der T6-behandelten Proben liegt für den gesamten Temperaturbereich über den Werten des Gusszustandes. Bei der Legierung 8.2 fallen die Unterschiede zwischen den beiden Zuständen deutlich geringer aus, so kommt es bei einzelnen Temperaturen vor, dass die Werte des Gusszustandes über den Ergebnissen der T6-behandelten Probe liegen.

Die Wärmeleitfähigkeit der T6-behandelten Proben der Legierungen 0, 5.2 und 8.2 im unteren Temperaturbereich liegt deutlich über den Werten des Gusszustandes. Bei steigender Temperatur kommt es zuerst zu einem Angleich der Werte, welche sich später zu gunsten der Proben des Gusszustandes entwickeln. Bei der Legierung 29.1 fällt auf, dass sich die Einbuchtung der Kurve durch die T6-Wärmebehandlung der Probe geringfügig in einen niedrigeren Temperaturbereich verschoben hat. Weiterhin ist erkennbar, dass die Wärmeleitfähigkeit der T6-behandelten Probe über den Werten der Probe des Gusszustandes liegt.

Diagramm 7.10: Temperaturleitfähigkeitsvergleich einzelner optimierter Legierungen (Kokillengussproben)

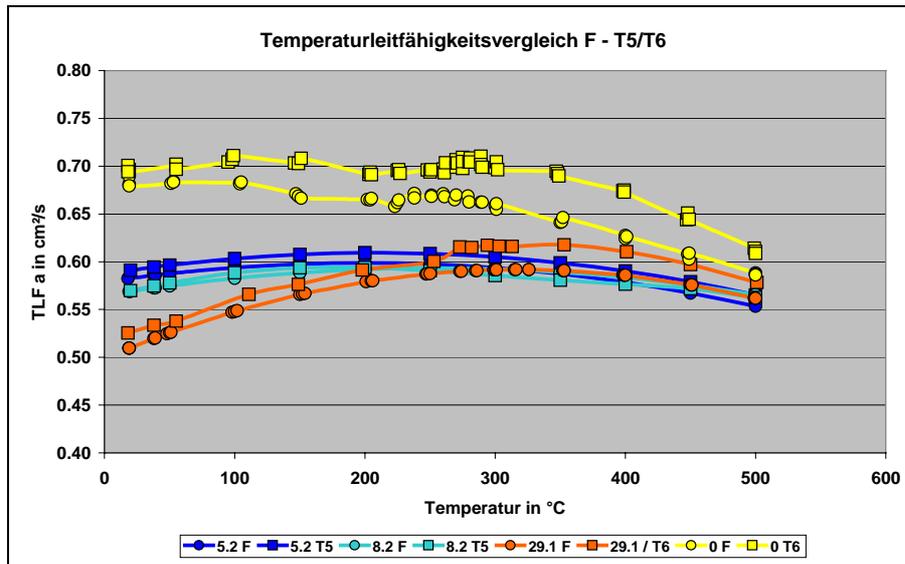
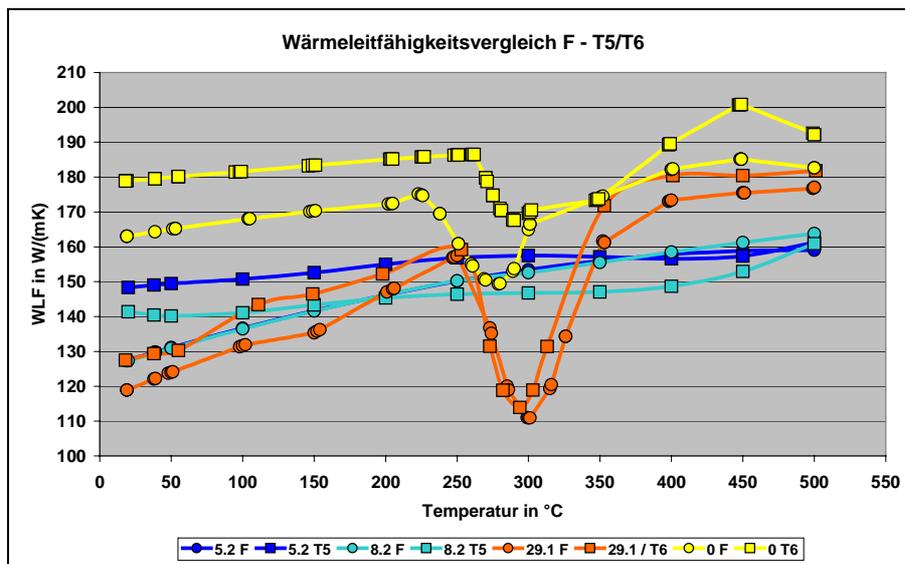


Diagramm 7.11: Wärmeleitfähigkeitsvergleich einzelner optimierter Legierungen (Kokillengussproben)



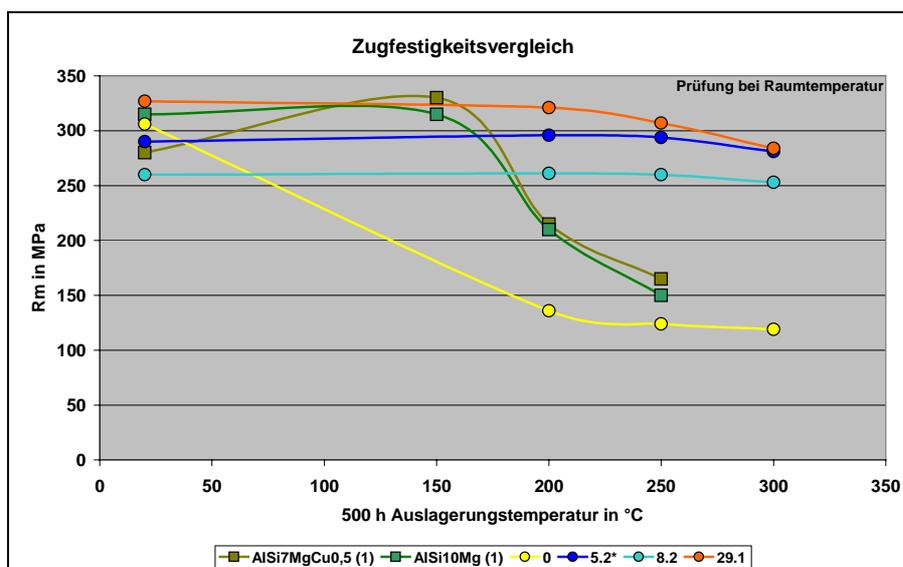
7.7 Diskussion der Ergebnisse

Für eine bessere Einstufung der Ergebnisse dienen die **Diagramme 7.12 bis 7.15**. In diesen Diagrammen wurden die Ergebnisse der neuentwickelten Legierungen (5.2, 8.2, 29.1) mit Ergebnissen bekannter Zylinderkopfliegierungen verglichen. Speziell ab einer Auslagerungstemperatur von 200 °C wird sehr deutlich, dass die neuen

Legierungen den zur Zeit üblichen Legierungen stark überlegen sind. So liegen die Werte der neuen Legierungen nach einer Langzeitwarmauslagerung von 500 h bei 250 °C für die Festigkeit ca. doppelt so hoch im Vergleich zu den herkömmlichen Legierungen.

Bei einem direkten Vergleich der neuentwickelten AlCu4Mn-Legierung (29.1) mit der Legierung AlCu5Ni1CoSbZr [5] [21] sind aufgrund der unterschiedlichen Probenbehandlungen während der Messungen nur Aussagen zu den Werten beim Guss- und T6-Zustand sinnvoll. Bei diesen beiden Zuständen ist eine deutliche Steigerung der Zugfestigkeit und der Bruchdehnung, aber auch eine leichte Verschlechterung der Streckgrenze bei der neuen Legierung sichtbar geworden. Da der Abfall der Eigenschaften der Legierung 29.1 bei thermischer Beanspruchung sehr gering ist, kann daraus die Schlussfolgerung gezogen werden, dass sich die Eigenschaftskonstellation der beiden Legierungen nicht wesentlich verändert. Durch eine geänderte Wärmebehandlung ist die Erhöhung der Streckgrenze, mit einer einhergehenden Verringerung der Bruchdehnung, vorstellbar. Somit dürfte die neue Legierung AlCu5MnNiCe (29.1) der Legierung AlCu5Ni1CoSbZr überlegen sein. Des weiteren muss darauf hingewiesen werden, dass die neue Legierung Sb-frei ist, d. h. die Handhabung beim Recycling vereinfacht sich und auch die Gesundheits- und Umweltbelastungen beim Umgang (Schmelze, Krätze) der Legierung verbessern sich deutlich.

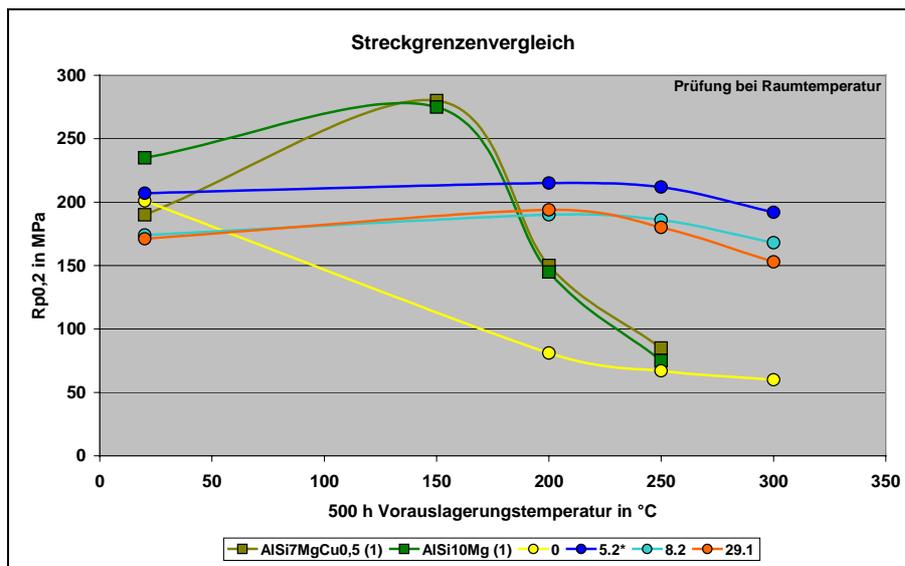
Diagramm 7.12: Vergleich der Zugfestigkeit



(1) ... siehe Quelle [48]

*... Ergebnisse der Langzeitwarmauslagerung stammen von der EADS Deutschland GmbH

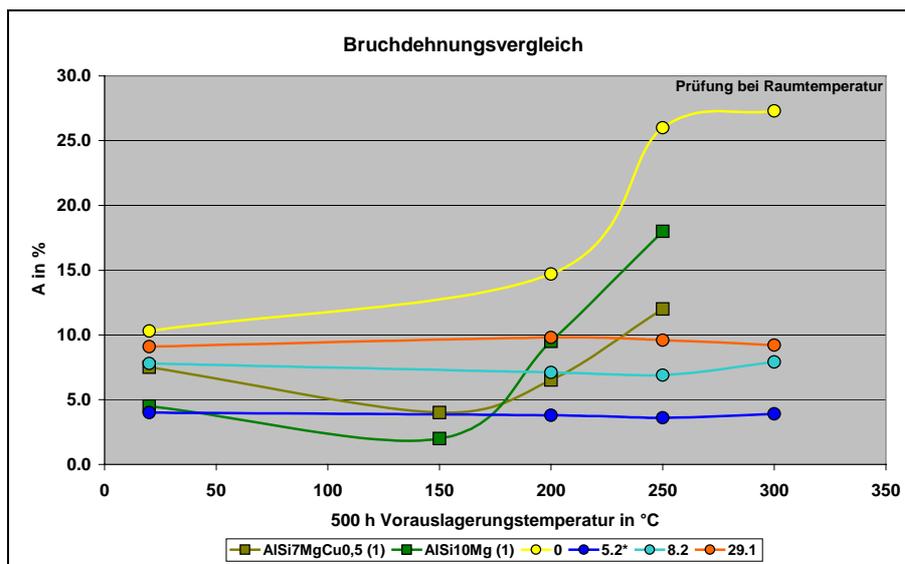
Diagramm 7.13: Vergleich der Streckgrenzen



(1) ... siehe Quelle [48]

*... Ergebnisse der Langzeitwarmauslagerung stammen von der EADS Deutschland GmbH

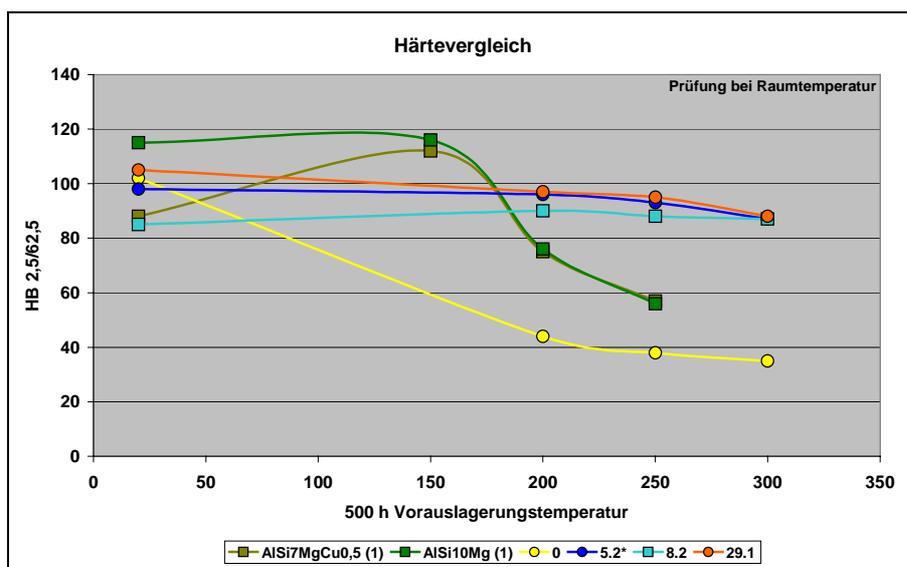
Diagramm 7.14: Vergleich der Bruchdehnung



(1) ... siehe Quelle [48]

*... Ergebnisse der Langzeitwarmauslagerung stammen von der EADS Deutschland GmbH

Diagramm 7.15: Vergleich der Härte



(1) ... siehe Quelle [48]

*... Ergebnisse der Langzeitwarmauslagerung stammen von der EADS Deutschland GmbH

Trotz der sehr guten mechanischen Eigenschaften nach thermischer Belastung darf die leicht größere thermische Längenausdehnung und etwas schlechtere Wärmeleitfähigkeit der neuen Legierungen nicht vernachlässigt werden.

Einen zusammenfassenden Überblick der erhaltenen Ergebnisse für unterschiedliche Eigenschaften zeigt **Tabelle 7.18**. Daraus wird deutlich, dass je nach Wichtung der Eigenschaften die Auswahl einer Legierung einen Kompromiss darstellt.

Tabelle 7.18: Zusammenfassung der Ergebnisse

Eigenschaft	AlSi7Mg(Na)	AlSi6Cu4(Ni,Ce,Cr)	AlMg3Si1(Sc,Zr)	AlCu5Mn(Ni,Ce)
Warmrissneigung	+++	+++	++	o
Festigkeit	++	+++	++	++
Bruchdehnung	++	o	++	++
Warmfestigkeit	o	+	+++	+++
Wärmeleitfähigkeit	++	+	+	+
Thermische Ausdehnung	+++	++	+	++
Korrosion	+++	++	+++	+
Wärmebehandlung	T6	T6	T5	T6
Preis	++	+	o	+

8. Zusammenfassung und Ausblick

Die Umsetzung des Zieles nach neuen warmfesten Aluminiumlegierungen für Hochleistungsleichtbaumotoren wurde in dieser Arbeit Schritt für Schritt erarbeitet. Nach einer Analyse der zur heutigen Zeit verwendeten Legierungen und den Anforderungen in der Zukunft erfolgte unter Berücksichtigung der aus der Literatur gewonnenen Kenntnisse die Legierungsauswahl. Um möglichst ein breites Spektrum zu erhalten, wurden die vier Grundsysteme AlMgSi, AlSi6Cu4, AlSi10Ni3 und AlCu5Mn ausgewählt. Für eine Beurteilung der gewonnenen Ergebnisse kam die heutige für höher belastete Motoren verwendete Legierung AlSi7Mg zum Einsatz.

Bei dem System AlMgSi erfolgte eine Festlegung der zu untersuchenden Varianten einerseits durch unterschiedliche Mg- und Si-Gehalte und andererseits durch die Variation der Elemente Cu, Ni, Ce und Y. Zusätzlich enthielten die 5 AlMgSi-Legierungsvarianten die Elemente Mn, Fe, Cr, Ti und V, welche bei allen Legierungen konstant zum Einsatz kamen.

Die variierenden Elemente der 5 Legierungsvarianten im System AlSi6Cu waren Ni, Ce und Cr. Die Elemente Ag, Mg, Ti, Fe und Mn wurden bei allen AlSi6Cu4-Variationen konstant gehalten.

Das System AlSi10Ni3 sollte durch die Modifikation von Ce und Y die geforderten Eigenschaften erreichen. Zusätzlich enthielt jede der 6 Legierungsvarianten den selben Gehalt an Mg, Mn, Ti und Fe.

Der Einfluss der Elemente Ni, Ce, Co und Cr wurde an 7 Legierungsvarianten bei dem AlCu5Mn-System analysiert. Die Grundlegierung bestand neben Al, Cu und Mn auch aus V, Zr, Ti und Fe.

Um die von der Abkühlungsgeschwindigkeit ausgehenden unterschiedlichen Eigenschaften zu berücksichtigen, erfolgte der Abguss der Legierungen in Kokillen und Sandformen. Die daraus gewonnenen Gussteile konnten zum einen sofort ausgewertet bzw. für die jeweilige Untersuchung bzw. Prüfung präpariert und später analysiert werden.

Die Festlegung der Wärmebehandlung erfolgte unter Berücksichtigung der DTA- und Dilatometeruntersuchungen. Zusätzlich wurden einige Proben bei unterschiedlichen Temperaturen langzeitwarmausgelagert, um den Eigenschaftsverlauf bei einer späteren Anwendung zu untersuchen. Neben den gewonnenen mechanischen Eigenschaften erfolgte auch die Bestimmung gießtechnologischer und physikalischer Eigenschaften

sowie eine metallografische Untersuchung mit Hilfe eines Licht- und Raster-Elektronen-Mikroskopes (REM). Am REM erfolgte die Phasenbestimmung mittels EDX (Energie-Dispersive-Röntgenanalyse), um die Phasenbildung der verschiedenen Legierungselemente zu verdeutlichen.

Die Ergebnisse wiesen bei den einzelnen Legierungssystemen teilweise sehr starke Unterschiede auf, welche zum Teil direkt auf einzelne Elemente zurückgeführt werden konnten. Eine statistische Darstellung bezüglich der Auswirkung von verschiedenen Elementen auf die erhaltenen Ergebnisse ist aufgrund der geringen Freiheitsgrade nicht sinnvoll.

Die Legierungen 9 (AlMg3Si1+0,5 % Cu, 0,1 % Ce), 11 (AlSi6Cu4+0,05 % NiCrCe), 16 (AlSi10Ni3+0,05 % Ce) und 27 (AlCu5Mn+0,2 % NiCeCoCr) lieferten beim Kokillen- und Sandguss aus den einzelnen Systemen die ausgewogensten Eigenschaften. Der direkte Vergleich mit der Legierung AlSi7Mg zeigte bei einzelnen Eigenschaften eine erhebliche Steigerung.

Für die weitere Optimierung wurden die erfolgreichsten Varianten der Systeme AlMgSi, AlSi6Cu4 und AlCu5Mn sowie weitere Modifikationen dieser Systeme ausgewählt.

Die zweite Untersuchungsrunde bestand aus 3 AlMg3Si1-, 2 AlMg5Si2-, 2 AlSi6Cu4- und 2 AlCu5Mn-Legierungsvarianten. Neben dem Absenken einzelner Elementgehalte aus den bereits untersuchten Legierungen und der Neukombination einzelner Elemente wurde zusätzlich bei den AlMgSi-Legierungen speziell der Einfluss von Sc und Zr untersucht.

Aus zeit- und kostentechnischen Gründen wurde bei den optimierten Legierungsvarianten auf Abgüsse in Sandformen verzichtet. Hingegen konnten die Bestimmung der gießtechnologischen und physikalischen Eigenschaften ausgedehnt werden.

Aus der Analyse der erhaltenen Eigenschaften ist folgendes sichtbar geworden. Während die AlCu5Mn-Legierungen und speziell die AlMgSi-Legierung mit Sc- und Zr-Zusatz im Guss- und wärmebehandelten Zustand nur durchschnittliche Ergebnisse bei den mechanischen Eigenschaften zeigten, erreichten diese Legierungen nach der Langzeitwarmauslagerung bei erhöhten Temperaturen ein für die anderen Legierungsvarianten nicht erreichbares Eigenschaftsniveau. Bei einer späteren Anwendung muss aber auch darauf geachtet werden, dass die AlCu5Mn-Legierungen stark zur Bildung von Warmrissen neigen und dass es bei den AlMgSi-Legierungen durch den Zusatz an Sc und Zr zu einer leichten Erhöhung der Warmrissneigung

kommt. Des Weiteren wirkt sich ein Sc- und Zr-Zusatz bei den AlMgSi-Legierungen besonders positiv auf die Temperaturleitfähigkeit aus. So erreichen diese Legierungen ähnlich gute Werte wie die untersuchten AlSi-Legierungen.

Die Festigkeitssteigerung, vorallem nach thermischer Beanspruchung, bei den Sc-haltigen AlMgSi-Legierungen wird durch die Bildung thermisch stabiler Ausscheidungen im Mischkristall hervorgerufen.

Weitere Schlussfolgerungen sind, dass durch einen Ag-Zusatz bei den AlSi6Cu4-Legierungen keine relevante Eigenschaftsverbesserung zu stande kam. Hingegen wirkt sich bei den AlMg3Si1-Legierungen nach einer längeren thermischen Beanspruchung der Zusatz von Ni und Zr leicht festigkeitssteigernd aus, auch wird die Legierung weniger empfindlich gegenüber Warmrissen.

In dieser Arbeit wurde festgestellt, dass für die Werkstoffanforderungen der nächsten Motorengenerationen der Einsatz von AlCu- sowie Sc- und Zr-haltige AlMgSi-Legierungen in Frage kommen können. Für die AlCu5Mn-Legierungen sprechen die guten mechanischen Eigenschaften bei thermischer Beanspruchung, wobei bei der Umsetzung erhöhtes Augenmerk auf die gießtechnische Umsetzung und die Korrosion zu legen ist. Die Frage nach der Korrosionsbeständigkeit stellt sich bei den Sc- und Zr-haltigen AlMgSi-Legierungen nicht. Auch höhere thermische Belastungen stellen für diese Legierungen kein Problem dar. Ein Nachteil entsteht bei der wirtschaftlichen Betrachtung, denn durch den Zusatz von Sc erhöht sich der Legierungspreis erheblich. Bei einem derzeitigen Sc-Preis von ca. 2000 \$ pro kg in einer AlSc2-Vorlegierung ergibt sich bei einem Zusatz von 0,15 % Sc in den AlMgSi-Legierungen ein Kostenmehraufwand von ca. 2,60 €/kg. Bei einem Zylinderkopfgewicht von ca. 17 kg würde sich das Gussteil um etwa 45,00 € verteuern. Auch wenn sich dieser Sachverhalt bei Betrachtung des gesamten Motors bzw. späteren Autos relativiert, wird der vorraussichtliche Einsatz solcher Legierungen in der nahen Zukunft erst ab der Mittelklasse beginnen.

In dieser Arbeit wurde der Grundstein für die Entwicklung neuer warmfester Aluminiumlegierungen für Hochleistungsleichtbaumotoren gelegt. Ein nächster Schritt besteht in der weiteren Optimierung der entwickelten Legierungen hinsichtlich der chemischen Zusammensetzung. Ebenso muss überprüft werden, ob durch eine angepasste Wärmebehandlung eine weitere Steigerung der Eigenschaften möglich ist. Um die erreichten Ergebnisse in der Praxis zu überprüfen, wäre die Fertigung eines Zylinderkopfes und der Lauf auf einem Motorenprüfstand wünschenswert. Von der Seite

der Wissenschaft wäre eine tiefgründigere, metallkundliche Betrachtung des Wirkprinzipes von Sc bei AlMgSi-Legierungen vorstellbar. Speziell eine Analyse, ob diese metallkundlichen Vorgänge auch durch andere kostengünstigere Elemente erreicht werden können, würde in der Wirtschaft sicherlich großen Anklang finden.

9. Literaturverzeichnis

- [1] **Peters, B.; Bick, W.; Pieper, M.; Wagner, T.:** Trendsetter - Der Leichtbau-Motorblock für PKW. VDI-Berichte 1151, S.611-618
- [2] **Beste, F.; Schöffmann, W.; Marquard, R.:** Leichtbau - eine neue Herausforderung für PKW-Hochleistungsdieselmotoren. Giesserei-Praxis (2000) Heft 5, S. 203-207
- [3] **Sinha, S. K.; Al-Sened, A.:** The influence of material behaviour on design reliability in high performance diesel engines. Materials for Advanced Power Engineering 1994, Part 1, Proc., Conf., Liege, B, Oct 3-6 1994 Band 5 (1994), S. 765-786
- [4] **Hick, H.; Langmayr, F.:** Analyse des Leichtbaupotentials verschiedener Kurbelgehäusewerkstoffe. VDI-Berichte, Band 1472 (1999), S. 35-48
- [5] **Knirsch, S.; Reustle, A.; Kämpfe, H.; Hahne, M.:** Anforderungen an Zylinderkopfliegierungen für Hochleistungsmotoren. Giesserei 90 (2003) Nr. 4, S. 103-109
- [6] **Kloft, M.; Krebs, R.:** Wohin geht es - Anforderungen der Motorenentwicklung an die Gießerei. VDI-Berichte, Band 1564 (2001), S. 199-210
- [7] **Koehler, O.:** Anforderungen der Dieselmotorenentwicklung an Werkstoffe und Fertigung. VDI-Berichte, Band 1564 (2001) S. 1-15
- [8] **Fischer, A.:** Aluminium-Motorblöcke für Hochleistungsmotoren - Anforderungen und Lösungen. VDI-Berichte, Band 1564 (2001) S. 111-127
- [9] **Fuchs, H.; Hageböiling, H.J.; Husmeier, F.; Wappelhorst, M.:** Legierungsentwicklung für hochbeanspruchte Diesel-Zylinderköpfe. Giesserei-Rundschau 20 (2003) Heft 3/4, S. 66-71
- [10] **Riccio, G.:** The cylinder head. Metall. Sci. Technol. Band 3 (1985) Heft 1, S. 29-35
- [11] **Heiduk, T.; Wagner, T.; Ecker, H.-J.:** Der Vierventil-DI-Zylinderkopf - eine Herausforderung für die Strukturauslegung. Motortechnische Zeitschrift, Band 59 (1998) Heft 1, S. 44-49
- [12] **Fuchs, H.; Hageböiling, H.-J.; Husmeier, F.; Wappelhorst, M.:** Legierungsentwicklung für hochbeanspruchte Diesel-Zylinderköpfe. Gießerei-Rundschau 50 (2003), Heft 3/4, S. 66-71
- [13] **Pischinger, S.; Ecker, H.-J.:** Zukünftige Motoren – Anforderungen an Werkstoffe und Gießtechnik. Giesserei 90 (2003) Nr.5, S. 63-69

- [14] **Claus, J.; Gese, H.; Voggenreiter, H.:** Aluminium-Legierung im Zylinderkopf und Kolben - eine Herausforderung für Motoren der Zukunft. VDI-Berichte, Band 1564 (2001) S. 17-30
- [15] **Fuchs, H.; Wappelhorst, M.:** Werkstoffentwicklung für Leichtmetallmotorblöcke und Zylinderköpfe. Giesserei 90 (2003) Nr. 11; S. 19-23
- [16] **Weiss, W.; Fuchs, H.-A.:** Niederdruckgießen von Zylinderköpfen und Zylinderblöcken. Giesserei-Praxis, (1990) Heft 8, S. 129-137
- [17] **Ambos, E.; Bähr, R.; Vovk, V.:** Werkstoff- und verfahrenstechnische Maßnahmen zur Ausschöpfung der Potentiale von Aluminium-Gußlegierungen. Giesserei-Rundschau; 48 (2001) Heft 1/2 Jänner/Februar; S. 3-8
- [18] **VDS Vereinigung Deutscher Schmelzhütten:** Aluminium Gußlegierungen, Giesserei-Verlag GmbH Düsseldorf (1988), S. 51-125
- [19] **N. N.:** Vorlesungsskript „Gießereikunde“ RWTH Aachen, 5. Auflage 1997, Kapitel 22, S. 22.3ff
- [20] **Müller, H. J.:** Handbuch der Schmelz- und Legierungspraxis für Leichtmetalle. Fachverlag Schiele & Schön Berlin (1977), S. 85ff, 125ff
- [21] **VAW-IMCO Guß und Recycling GmbH: Katalog:** Aluminium-Gußlegierungen. W. A. Meinke Druckerei und Verlag GmbH (1999), S. 19ff
- [22] **Aluminium Rheinfelden GmbH:** Katalog: Hüttenaluminium Gußlegierungen. Ausgabe 6, 2. Auflage 11/94, S. 28ff
- [23] **Gruzleski, J. E.; Closset, B. M.:** The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys. American Foundrymen's Society, Inc. (1999), S. 133ff
- [24] **Schumacher, P.:** Nucleation studies of grain refiner particles in Al-alloys. Continuous Casting, Internat. Congress, Frankfurt/Main, D, Nov 13-15, 2000, (2000) S. 213-217
- [25] **Clyne, T. W.; Robert, M. H.:** Stability of intermetallic aluminides in liquid aluminium and implications for grain refinement. Metals Technology, Vol. 7 (1980), S. 177-185
- [26] **Aluminium-Zentrale e. V.:** Die Wärmebehandlung von Aluminium-Gußlegierungen. Aluminium-Merkblatt W8, 1997, S. 3ff
- [27] **Altenpohl, D.:** Aluminium von innen betrachtet. Aluminium-Verlag GmbH, Düsseldorf (1957), S. 109-112, 137ff
- [28] **Schneider, W.:** Wärmebehandlung von Aluminium-Gusslegierungen. VAW-IMCO Kundenseminar, Grevenbroich, Feb. 1996, Vortrag Nr. 6

- [29] **Manderli, B.:** Die Wärmebehandlung von Aluminium und Aluminiumlegierungen. Aluminium Suisse 5 (1955), S. 178-191
- [30] **Kluge, S.:** Bruchmechanisches Verhalten aushärtbarer Aluminiumgußlegierungen unter besonderer Berücksichtigung des Gießverfahrens. Fortschrittberichte VDI, Reihe 18 (1996) S. 1-186
- [31] **Schatt, W.; Worch, H.:** Werkstoffwissenschaft. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie Stuttgart, 8. Auflage (1996), S. 368ff
- [32] **Guy, A. G.:** Metallkunde für Ingenieure. Akademische Verlagsgesellschaft, Frankfurt a. M. (1970), S. 385ff
- [33] **Hornbogen, E.; Warlimont, H.:** Metallkunde. Springer-Verlag, Berlin, 4. Auflage (2001), S. 251ff
- [34] **Askeland, D. R.:** Materialwissenschaften. Spetrum Akademischer Verlag, Heidelberg, (1996), S. 290
- [35] **Gottstein, G.:** Physikalische Grundlagen der Metallkunde. Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, (1998), S. 260ff
- [36] **Zschech, E.:** Metallkundliche Prozesse bei der Wärmebehandlung aushärtbarer Aluminiumlegierungen. Härterei-Technische Mitteilungen - HTM, Band 51 (1996) Heft 3, S. 137-144
- [37] **Wiedemann, R.:** Praktikum: Ausscheidungshärtung. TU Bergakademie Freiberg, Institut für Metallkunde, Praktikunterlagen, S. 166-175
- [38] **Schneider, W.:** Wärmebehandlung von Aluminium-Gusslegierungen für Druck- und Kokillenguss. Giesserei 77 (1990) Heft 22, S. 693-699
- [39] **Grzemba, B.; Hornbogen, E.; Scharf, G.:** Die Gefüge von Aluminiumlegierungen, Teil II. Aluminium, Band 67 (1991) Heft 12, S. 1193-1203
- [40] **Robinson, J. M.:** Serrated flow in aluminium base alloys. International Materials Reviews, Band 39 (1994), Heft 6, S. 217-227
- [41] **Pruckner, S.:** Untersuchung zum Einfluss verschiedener Legierungselemente auf die Eigenschaften von AlMg-Legierungen. Studienarbeit am Gießerei-Institut der TU Bergakademie Freiberg (2003)
- [42] **Höner, K. E.; Groß, J.:** Mechanische Eigenschaften und Bruchverhalten von Aluminium-Silicium-Gußlegierungen. Giesserei, Band 78 (1991) Heft 18, S. 655-661
- [43] **Wang, R.; Lu, W.; Yeh, H.:** Spheroidization of Silicon and its influence on the mechanical properties of eutectic Al-12%Si alloy. Light Metals 2003, S. 917-921

- [44] **Datta, N.; Sanford, P.:** The production of high yield, high quality aluminum cylinder head castings using semi-permanent mold. 3. Int. Permanent Mold Casting of Aluminum Conf. St. Louis, USA (1995), S. 1-19
- [45] **Hufnagel, W.:** Aluminium-Taschenbuch. Aluminium-Verlag Düsseldorf (1988), S. 34, 51, 53
- [46] **Ravi, M.; u. a.:** A study of the influence of Mischmetall additions to Al-7Si-0.3Mg (LM25/356) Alloy. Metallurgical and Materials Transactions A, Physical Metallurgy and Materials Science, Band 27A (1996) Heft 5, S. 1283-1292
- [47] **Samuel, F. H.; u. a.:** Effect of Mg and Sr additions on the formation of intermetallics in Al-6wt pct Cu-(0.45) to (0.8) wt pct Fe 319-type alloys. Metallurgical and Materials Transactions A, Physical Metallurgy and Materials Science, Band 29A (1998) Heft 12, S. 2871-2884
- [48] **Feikus, F. J.:** Optimierung von Aluminium-Silicium-Gusslegierungen für Zylinderköpfe, Gießerei-Praxis Nr. 2/1999, S. 50-57
- [49] **Sukumaran, K.; u. a.:** Der Einfluss von Magnesiumzusätzen auf das Gefüge und die mechanischen Eigenschaften von Al-7Si-0,3Mg. Prakt. Metallogr. 32 (1995) 8, Carl Hanser Verlag, München, S. 414-423
- [50] **Jonason, P.:** Thermal Fatigue of Cylinder Head Alloys. Transaction of the American Foundrymens Society, 100(1992), S. 601-607
- [51] **Gittins, M. G.; Mew, W. E.:** The Effect of Composition on the Mechanical Properties of Al-Si-Cu-Mg Casting Alloys. Metallurgia, August 1956, S. 71-76
- [52] **Langerweger, T.:** Einfluss des Magnesiumgehaltes und unterschiedlicher Wärmebehandlung auf die Eigenschaften von untereutektischen AlSiMg-Gusslegierungen. Schweizer Aluminium Rundschau 20 (1970), S. 104-113
- [53] **Sablonniere, H.; Samuel, F. H.:** Solution heat treatment of 319 aluminium alloy containing 0,5wt% Mg, Part 1 solidification and tensile properties. International Journal of Cast Metals Research, 9 (1996) 4., S. 195-211
- [54] **Schnepf, R.:** Einfluss von Si-Gehalt und Beimengungen bei Al-Sekundärlegierungen auf Qualität von Kokillenguss und mechanische Eigenschaften. Diplomarbeit, Bibliothek Freiberg DA/2024
- [55] **Tensi, H. M.; Högerl, J.:** Optimierung der Festigkeitswerte von Aluminium-Gußstücken im Airbus und AUDI A8. Livarski Vestnik, Band 42 (1995) Heft 2, S. 33-46

- [56] **Kitaoka, S.:** Wear resistant cast aluminum alloy and process of producing same. Patentschrift EP 0 672 760 A1, 1995
- [57] **Högerl, J.; Tensi, H. M.:** Metallurgical methods to improve the behavior of modified high strength AlSi-alloy (A357mod). Livarski Vestnik, 43 (1996) 5/6., S. 145-159
- [58] **Holecek, S.; Stetina, K.; Ruda, M.:** Zur Frage der mechanisch-thermischen Belastbarkeit von Kolbengusslegierungen der Gattung AlSiCu. Aluminium (Düsseld.), Band 58 (1982) Heft 10, S. 597-599
- [59] **Djurdjevic, M.; u. a.:** Effect of Cu and Si on the microstructural properties in the 3xx.x alloy series. TMS Annual Meeting, Feb 18-21 2002, Seattle, United States (2002) S. 91-106
- [60] **Klos, R.:** Aluminium-Gußlegierungen. Verlag Moderne Industrie, Landsberg/Lech (1995), S.19ff
- [61] **Feikus, F. J.:** Zylinderkopf- und Motorgussteil. Patentschrift: DE 100 26 626 C1, 2001
- [62] **Tenekedjiev, N.; u. a.:** Microstructures and Thermal Analysis of Strontium-Trated Aluminum-Silicon Alloys. American Foundrymen's Society, Inc. (1995), S. 7ff
- [63] **Weiss, J. C.; Loper, C. R.:** Primary Silicon in Hypereutectic Aluminum-Silicon Casting Alloys. Conf. Article: St. Louis, Missouri, USA, 5.-10.April 1987
- [64] **Patterson, W.; Kümmerle, R.:** Process for obtaining novel blank for extrusion by impact. US-Patent, Nr. 4.113.473, 12.09.1978
- [65] **Mielke; Steffens; Beer; Hanning:** New aluminum piston alloy with increased fatigue strength at high temperatures. SAE International Congress & Exposition, Advancements in Fatigue Research and Applications, Feb 23-26 1998, Detroit, MI, USA, SAE Special Publications, Band 1341 (1998), S. 41-45
- [66] **Hetke, A.; Gundlach, R. B.:** Aluminum Casting Quality in Alloy 356 Engine Components. Transaction of the American Foundrymen Society, 102 (1994) S. 367-380
- [67] **Drossel, G.:** Beitrag zur gießereitechnologischen Bewertung von Al-Si-Cu-Legierungen. Habilitation an der TU Bergakademie Freiberg (1989), S. 92ff
- [68] **Crowell, N.; Shivkumar, S.:** Solution Treatment Effects in Cast Al-Si-Cu Alloys. Transaction of the American Foundrymen Society, 107 (1995) S. 721-726

- [69] **Apelian, D.; Shivkumar, S.; Sigworth, G.:** Grundlegende Aspekte der Wärmebehandlung von Al-Si-Mg-Gusslegierungen. Giesserei-Praxis, Nr. 3/1991, S. 29-44
- [70] **Feikus, F. J.; u. a.:** Optimierung einer AlSi-Gußlegierung und anwendungsorientierte Entwicklung der Gießtechnik zur Herstellung hochbelasteter Motorblöcke. Giesserei, Band 88 (2001) Heft 11, S. 25-32
- [71] **Hofmann, L.:** Aluminium-Silicium-Legierung und ihre Verwendung. Patentschrift DE 44 04 420 C2, 1997
- [72] **Schneider, W.:** Verwendung einer Aluminium-Gußlegierung. Patentschrift DE 42 15 160 C2, 1995
- [73] **Binney, M. N.; StJohn, D. H.; Dahle, A. K.:** Grain refinement of secondary aluminium-silicon casting alloys. Light Metals 2003; Proceedings of the technical sessions presented by the TMS Aluminum Committee at the 132nd TMS Annual Meeting, San Diego, California; March 2-6, 2003, S. 917-921
- [74] **Fasoyinu, F. A.; Sahoo, M.; Davies, R. G.:** Grain refinement of aluminum alloy 356.0 with scandium, zirconium, and a combination of titanium and boron. Light Metals 2000 Metaux Legers, Proc. of the Internat. Symp. on Light Metals, Ottawa, CDN, Aug 20-23, 2000, (2000) S. 241-271
- [75] **Kube, D.; Klinkenberg, F. J.; Engler, S.:** Einfluß von Antimon und Wismut auf die Veredelung und die Porosität bei der Legierung AlSi9Cu3. Giesserei, Band 85 (1998) Heft 9, S. 51-55
- [76] **Chen, X.G.:** Kristallisation des Aluminium-Silicium-Eutektikums und Anwendung der thermischen Analyse zur Kontrolle der Veredelung. Dissertation an der RWTH Aachen, 1990, S. 41
- [77] **Alabi, M. M.:** Hypo-eutectic aluminium-silicon-copper alloy having bismuth additions. Patentschrift EP 0 528 453 B1, 1996
- [78] **Bach, F. W.; Haferkamp, H.; Li, B.:** Der Einfluss von Lanthan auf die mechanischen Eigenschaften und die Mikrostruktur der hochfesten Aluminium-Silizium-Magnesium-Legierung G-AlSi7Mg. Metall, Band 37 (1983) Heft 12, S. 1202-1208
- [79] **Chang, J. Y.; u. a.:** Rare earth concentration in the primary Si crystal in rare earth added Al-21 wt-% Si alloy. Scripta Materialia, Band 39 (1998) Heft 3, S. 307-314

- [80] **Zhang, D. L.; Zheng, L. H.; StJohn, D. H.:** Effect of solution treatment temperatur on tensile properties of Al-7Si-0,3Mg (wt%) alloy. Materials Science and Technology, July 1998, Vol. 14, S. 619-625
- [81] **Gauthier, J.; Samuel. F. H.:** Tensile Properties and Fracture Behavior of Solution-Heat-Treated 319.2 Al Automotive Alloy. Transaction of the American Foundrymens Society, 114 (1995) S. 849-857
- [82] **Gauthier, J.; Louchez, P. R.; Samuel, F. H.:** Heat treatment of 319.2 aluminium automotiv alloy, Part 1 Solution treatment. Cast Metals, 8(1995)2., S. 91-106
- [83] **Gauthier, J.; Louchez, P. R.; Samuel, F. H.:** Heat treatment of 319.2 aluminium automotiv alloy, Part 2 Ageing behaviour. Cast Metals, 8(1995)2., S. 107-114
- [84] **Samuel, F. H.:** Incipient melting of Al₅Mg₈Si₆Cu₂ and Al₂Cu intermetallics in unmodified and strontium-modified Al-Si-Cu-Mg (319) alloys during solution heat treatment. Journal of materials science, 33 (1998), S. 2283-2297
- [85] **Sablonniere, H.; Samuel, F. H.:** Solution heat treatment of 319 aluminium alloy containing 0,5wt% Mg, Part 2 microstructure and fractography. International Journal of Cast Metals Research, 9(1996) 4., S. 213-222
- [86] **Anantha Narayanan, L.; Samuel, F. H.; Gruzleski, J. E.:** Dissolution of Iron Intermetallics in Al-Si Alloys through Nonequilibrium Heat Treatment. Metallurgical and Materials Transaction A, Volume 26A, August 1995, S. 2161-2174
- [87] **Datta, N.; Sanford, P.:** The production of high yield, high quality aluminum cylinder head castings using semi-permanent mold. 3. International Permanent Mold Casting of Aluminum Conference St. Louis, USA 1995, S. 1-19
- [88] **Granger, D. A.; Sawtell, R. R.; Kersker, M. M.:** Effect of beryllium on the properties of A357.0 castings. Trans. Am. Foundrymen's Soc., 88. AFS annual meeting * Band 92 (1984) S. 579-586
- [89] **Li, R.:** Solution Heat Treatment of 354 and 355 Cast Alloys. Transaction of the American Foundrymens Society, 26 (1996) S. 777-783
- [90] **Tensi, H. M.; Fuchs, H.:** Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften von Aluminium-Silicium-Gusslegierungen durch Erstarrungsparameter und Gefügestruktur. Giessereiforschung, Band 35 (1983) Heft 2, S. 61-68
- [91] **Chuimert, R.; Garat, M.:** Aluminium Gusslegierungen für hochbelastete Diesel Zylinderköpfe. Vortrag internationales Symposium der Aluminium-Zentrale, Feb. 1988, Neuß

- [92] **Grundlach, R. B.; u. a.:** Temperaturwechselbeständigkeit von untereutektischen Aluminium-Silicium-Gußlegierungen. Gießerei-Praxis, (1995) Heft 11/12, S. 209-226
- [93] **Guo, J.; Zhu, H.; Jia, J.:** Mechanical properties of Al-7Si-Mg casting alloy under various aging conditions. Materials Science and Technology, Band 14 (1998), Heft 5, S. 476-478
- [94] **Roy, N.; u. a.:** Porosity formation in Al-9 wt% Si-3 wt% Cu-X alloy systems. Journal of Materials Science, Band 31 (1996) Heft 5, S. 1243-1254
- [95] **Otte, M. O.; u. a.:** The influence of certain elements on porosity formation in an AlSi9Cu3 casting Alloy. Giessereiforschung, Band 53 (2001) Heft 1, S. 1-14
- [96] **Aluminium Rheinfelden GmbH:** Katalog: Aluminium-Druckguss. 1. Ausgabe 05/03
- [97] **Tiwari, S. N.; Pathak, J. P.:** Effect of composition, pouring temperature and mould preheat temperature on casting fluidity of aluminium-magnesium alloys. Indian Foundry Journal, Band 43 (1997) Heft 12, S. 17-22
- [98] **Pramanik, S.; u. a.:** Role of minor alloying elements on the properties of Al-Mg-Si alloys. Indian Foundry Journal, Band 47 (2001) Heft 3, S. 17-19
- [99] **Wuth, M.; Koch, H.; Klos, R.:** Erfahrungen aus der Serienproduktion von druckgegossenen Lenkradskeletten aus der Legierung AlMg5Si2Mn. Giesserei, Band 86 (1999) Heft 6, S. 185-189
- [100] **Sandström, R.:** Creep rupture data for aluminium alloys, part I. Aluminium, Band 69 (1993) Heft 3, S. 263-264, 267-268
- [101] **Koch, H.; Klos, R.:** Development of a highly ductile die casting alloy of the type AlMg3. EUROMAT 99, Materials for Transportation Technol., Vol. 1, Munich, D, 27-30 Sep, 1999, (2000) Seite 64-70
- [102] **Taleff, E. M.; u. a.:** Warm-temperature tensile ductility in Al-Mg alloys. Metallurgical and Materials Transactions A, Physical Metallurgy and Materials Science, Band 29A (1998) Heft 3A, S. 1081-1091
- [103] **Dahle, A. K.; Karlsen, S.; Arnberg, L.:** Effect of grain refinement on the fluidity of some binary Al-Cu and Al-Mg alloys. International Journal of Cast Metals Research, Band 9 (1996) Heft 2, S. 103-112
- [104] **Horikawa, K.; Kuramoto, S.; Kanno, M.:** High temperature embrittlement caused by traces of calcium or strontium in an Al-5.5 mol % Mg alloy. Scripta Materialia, Band 39 (1998) Heft 7, S. 861-866

- [105] **Talbot, D. E. J.; Granger, D. A.:** Effects of sodium and bismuth in aluminum-magnesium alloys. JOM - The Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, Band 47 (1995) Heft 2, S. 44-46
- [106] **Okada, H.; Kanno, M.:** Hot ductility of Al-Mg and Al-Mg-Y alloys impaired by trace sodium. Scripta Materialia, Band 37 (1997) Heft 6, S. 781-786
- [107] **Pirs, J.:** Distribution of elements in phases present in G-AlMg5Si cast alloy. Aluminium, Band 69 (1993) Heft 5, S. 462-465
- [108] **Pirs, J.; Zalar, A.:** Investigation of the Distribution of Elements in Phases Present in G-AlMg5Si Cast Alloy with EDX/WDX Spectrometers and AES. Microchemica Acta by Springer-Verlag 1990
- [109] **Birt, M. J.; u. a.:** The fracture resistance of 1420 and 1421 Al-Mg-Li alloys. Scripta Metallurgica et Materialia, Band 28 (1993) Heft 8, S. 919-923
- [110] **Toropova, L. S.; Eskin, D. G.:** Advanced Aluminium Alloys Containing Scandium: structure and properties. Gordon & Breach Verlag, Amsterdam(1998), S.38-43, 145-150
- [111] **Roder, O.; u. a.:** Correlation between microstructure and mechanical properties of Al-Mg alloys without and with Scandium. Materials Sci. Forum, Band 3 (1996) S. 1835-1840
- [112] **Swaminathan, K.; Nandy, A.; Vasudevan, R.:** Elevated temperature tensile flow and fracture behaviour of a recently developed Canadian Al-Mg-Mn alloy. Journal of Materials Science Letters, Band 14 (1995) Heft 12, S. 881-884
- [113] **Pramanik, S.; Sivaramakrishnan, C. S.:** Study of the precipitation behaviour in Al-Mg-Si alloys containing rare earths through differential scanning calorimetry and resistometry. Berg- und Hüttenmännische Monatshefte, Band 142 (1997) Heft 3, S. 107-109
- [114] **Pramanik, S.; Sivaramakrishnan, C. S.:** Influence of Ce and Zr on the aging behaviour of thermo-mechanically processed Al-Mg-Si alloys. Berg- und Hüttenmännische Monatshefte, Band 143 (1998) Heft 3, S. 90-94
- [115] **Liu, Y. L.; Kang, S. B.:** Influence of manganese on microstructure and solidification behaviour of aluminium-magnesium alloys. Materials Science and Technology 1996 Vol. 12, S. 13-18
- [116] **Liu, Y. L.; Kang, S. B.:** The solidification process of Al-Mg-Si alloys. Journal of Materials Science, Band 32 (1997) Heft 6, S. 1443-1447
- [117] **Liu, Y. L.; Kang, S. B.:** The solidification behavior of Al-Mg alloys with Cu addition. Scripta Metallurgica et Materialia, Band 30 (1994) Heft 4, S. 487-492

- [118] **Ratchev, P.; u. a.:** S' phase precipitation in Al-4wt.% Mg-1wt.%Cu alloy. *Scripta Metallurgica et Materialia*, Band 30 (1994) Heft 5, S. 599 -604
- [119] **Bournane, M.; Nedjar, M.; Sirenko, A. F.:** Precipitation in solid solutions of Al-Mg. *Scripta Materialia*, Band 40 (1999) Heft 3, S. 375-382
- [120] **Kaigorodova, L. I.; Sverdin, A.:** A study of the thermocycling treatment on the structure and properties of aluminum-magnesium alloys. *Heat Treating, Proc. of the 16th Heat Treating Soc. Conf. and Exposition, Cincinnati, USA, Mar 19-21, 1996*, (1996) S. 591-595
- [121] **Turnbull, A; Rios, E. R. de los:** The effect of grain size on fatigue crack growth in an aluminium magnesium alloy. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Band 18 (1995) Heft 11, S. 1355-1366
- [122] **Ringer, S. P.; Polmear, I. J.; Sakurai, T.:** Effect of additions of Si and Ag to ternary Al-Cu-Mg alloys in the alpha + S phase Field. *Materials Science and Engineering, Part A*, Band A217/18 (1996) Heft Complete, S. 273-276
- [123] **Abis, S.; Mengucci, P.; Riontino, G.:** Influence of Si additions on the ageing process of an Al-Cu-Mg-Ag alloy. *Philosophical Magazine A*, Band 70 (1994) Heft 5, S. 851-868
- [124] **Rzadkosz, S.; Staszczak, L.; Adamski, C.:** The effect of some additives on the mechanical properties of dispersion-hardened castings made in Al-Cu alloy. *Archives of Metallurgy*, Band 41 (1996) Heft 2, S. 223-236
- [125] **Belov, N. A.:** Aluminium casting alloys with high content of zirconium. *Materials Sci. Forum*, Band 1 (1996) S. 293-298
- [126] **Takeda, M.; u. a.:** The influence of Mn on precipitation behavior in Al-Cu. *Scripta Materialia*, Band 39 (1998) Heft 9, S. 1295-1300
- [127] **Youdelis, W. V.; Fang, W.:** Effect of beryllium on age hardening, defect structure, and S' formation in Al-2.5Cu1.2Mg alloy. *Materials Science and Technology*, Band 10 (1994) Heft 12, S. 1031-1041
- [128] **Eskin, D. G.:** The effect of alloying additives on structure and properties of cast Al-Cu-Si-Mg Alloys. *Zeitschrift für Metallkunde*, Band 86 (1995) Heft 1, S. 60-63
- [129] **Kharakterova, M. L.; Eskin, D. G.; Toropova, L. S.:** Precipitation hardening in ternary alloys of the Al-Sc-Cu and Al-Sc-Si systems. *Acta Metallurgica et Materialia*, Band 42 (1994) Heft 7, S. 2285-2290
- [130] **Latkowski, A.; Bronicki, M.; Richert, M.:** The influence of lithium on properties of an AlCuMg alloy. *Archives of Metallurgy*, Band 37 (1992) Heft 2, S. 129-135

- [131] **Olafsson, P.; Sandström, R.; Karlsson, A.:** Comparison of experimental, calculated and observed values for electrical and thermal conductivity of aluminium alloys. *Journal of Materials Science*, Band 32 (1997) Heft 16, S. 4383-4390
- [132] **Ringer, S. P.; u. a.:** Nucleation of precipitates in aged Al-Cu-Mg-(Ag) alloys with high Cu:Mg ratios. *Acta Materialia*, Band 44 (1996) Heft 5, S. 1883-1898
- [133] **Hono, K.; Sakurai, T.; Polmear, I. J.:** Pre-precipitate clustering in an Al-Cu-Mg-Ag alloy. *Scripta Metallurgica et Materialia*, Band 30 (1994) Heft 6, S. 695-700
- [134] **Murayama, M.; Hono, K.:** Three dimensional atom probe analysis of pre-precipitate clustering in an Al-Cu-Mg-Ag alloy. *Scripta Materialia*, Band 38 (1998) Heft 8, S. 1315-1319
- [135] **Wang, L. M.; Flower, H. M.; Lindley, T. C.:** Precipitation of the Omega phase in 2024 and 2124 aluminium alloys. *Scripta Materialia*, Band 41 (1999) Heft 4, S. 391-396
- [136] **Mukhopadhyay, A. K.; Eggeler, G.; Skrotzki, B.:** Nucleation of Omega phase in an Al-Cu-Mg-Mn-Ag alloy aged at temperatures below 200 deg C. *Scripta Materialia*, Band 44 (2001) Heft 4, S. 545-551
- [137] **Hutchinson, C. R.; Fan, X.; Pennycook, S. J.; Shiflet, G. J.:** On the origin of the high coarsening resistance of Omega plates in Al-Cu-Mg-Ag Alloys. *Acta Materialia*, Band 49 (2001) Heft 14, S. 2827-2841
- [138] **Ringer, S. P.; u. a.:** Precipitate stability in Al-Cu-Mg-Ag alloys aged at high temperatures. *Acta Metallurgica et Materialia*, Band 42 (1994) Heft 5, S. 1715-1725
- [139] **Dünnwald, J.; u. a.:** Mikrostruktur und mechanisches Verhalten nach Langzeitauslagerung und Kriechbelastung am Beispiel der AlCuMg-Legierung 2024. *VDI-Berichte 1151*; S.139-142
- [140] **Riontino, G.; Mengucci, P.; Abis, S.:** Precipitation sequence in an Al-Cu-Mg-Ag-Zn alloy. *Philosophical Magazine A*, Band 72 (1995) Heft 3, S. 765-782
- [141] **Hutchinson, C. R.; Ringer, S. P.:** Precipitation processes in Al-Cu-Mg alloys microalloyed with Si. *Metallurgical and Materials Transactions A, Physical Metallurgy and Materials Science*, Band 31A (2000) Heft 11, S. 2721-2733
- [142] **Mukhopadhyay, A. K.; u. a.:** Nature of second phases present in an As-cast Al-Cu-Li-Mg-Ag-Zr alloy. *Zeitschrift für Metallkunde*, Band 91 (2000) Heft 6, S. 483-488

- [143] **Kulkarni, M. S.; Kashyap, B. P.:** Effect of grain size and Kappa/Theta phase proportion on room temperature properties of Al-Cu alloys. Zeitschrift für Metallkunde, Band 85 (1994) Heft 9, S. 634-639
- [144] **Young, D. K.; Kyung, H. K.; Zin, H. L.:** Casting properties of Al-4,8Cu-0,6Mn alloy. Light Metals 2001; Seite 1281-1284
- [145] **Novikov, I. I.; Grushko, O. E.:** Hot cracking susceptibility of Al-Cu-Li and Al-Cu-Li-Mn alloys. Materials Science and Technology, Band 11 (1995) Heft 9, S. 926-932
- [146] **Campestrini, P.; u. a.:** Influence of quench delay time on the corrosion behavior of aluminium alloy 2024. Materials and Corrosion, Band 51 (2000) Heft 9, S. 616-627
- [147] **Yen, C. M.; Evans, W. J.:** Aluminium casting alloy. Patentschrift EP 0 485 068 B1, 1991
- [148] **Totten, G. E.; MacKenzie, D. S.:** Handbook of Aluminum, Volume 1. Marcel Dekker, Inc; S. 81- 209
- [149] **Kharakterova, M. L.; Eskin, D. G.; Toropova, L. S.:** Precipitation hardening in ternary alloys of the Al-Sc-Cu and Al-Sc-Si systems. Acta Metallurgica et Materialia, Band 42, Nr. 7, 1994, S.2285-2290
- [150] **Bick, W.; Maaßen, F.; Haubner, F.:** Leichtbaukonzepte für Dieselmotoren mit einem Spitzendruck von 200 bar, Giesserei 91 (2004) Heft 3, S. 24-30
- [151] **Krone, K.:** Aluminiumrecycling, VDS Vereinigung Deutscher Schmelzhütten e. V., Düsseldorf, 2000, S.244ff
- [152] **Bloeck, M.; Timm, J.:** Aluminium-Karosseriebleche der Legierungsfamilie AlMg(Cu), Teil II, Aluminium, Band 71 (1995) Heft 4, Seite 470-474
- [153] **Greer, A. L.; u.a.:** Grain Refinement of Aluminium Alloys by Inoculation, Advanced Engineering Materials (2003) Vol. 5, No. 1-2, S. 81-91
- [154] **Lu, S. Z.; Hellawell, A.:** Modifikation of Al-Si alloys: Mikrostruktur, thermal analysis and mechanisms, JOM – The Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, Band 47 (1995) Heft 2, S. 38-40
- [155] **Müller, K.:** Möglichkeiten der Gefügebeeinflussung eutektischer und naheutektischer Aluminium-Silizium-Gußlegierungen unter Berücksichtigung der mechanischen Eigenschaften. VDI-Verlag, Düsseldorf, 1996, S. 5

10. Anhang

10.1 DTA- und Dilatometerkurven

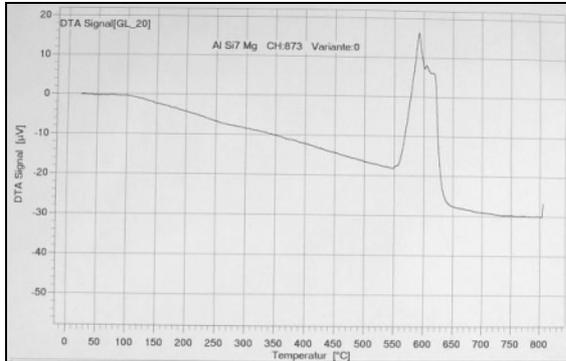


Bild 10.1: DTA-Kurve Variante 0

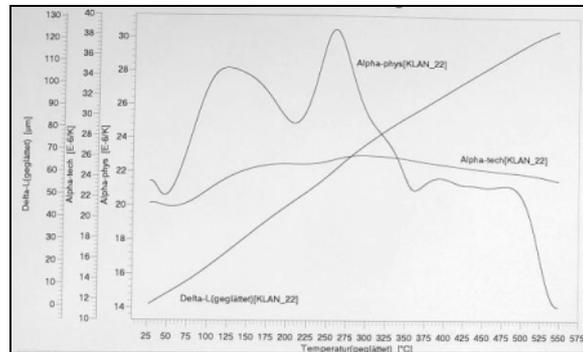


Bild 10.2: Dilatometerkurve Variante 0

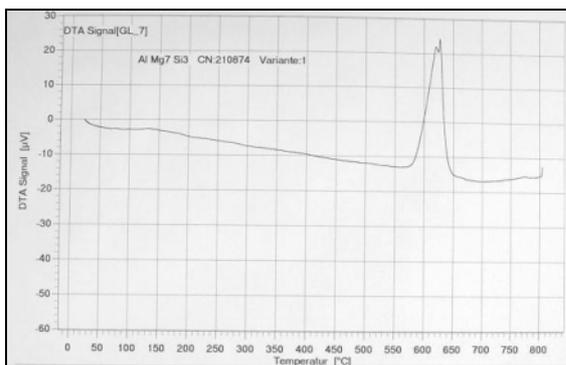


Bild 10.3: DTA-Kurve Variante 1

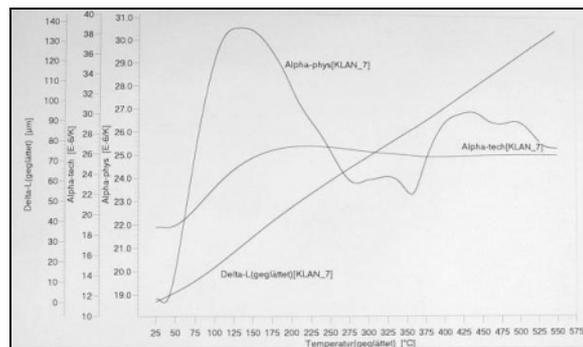


Bild 10.4: Dilatometerkurve Variante 1

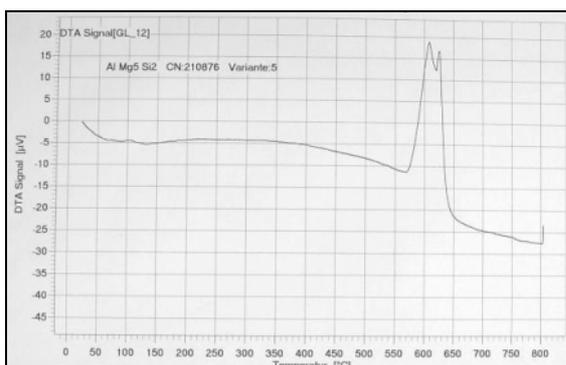


Bild 10.5: DTA-Kurve Variante 5

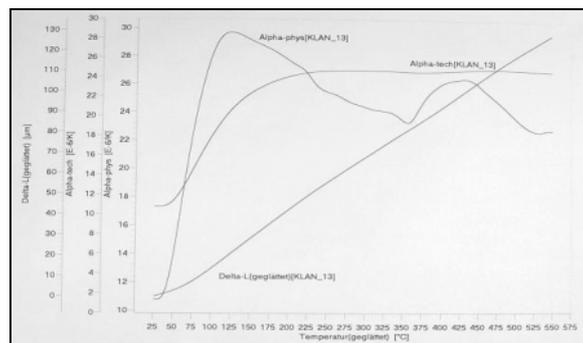


Bild 10.6: Dilatometerkurve Variante 5

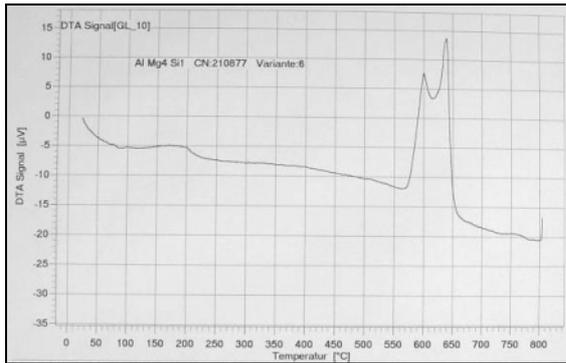


Bild 10.7: DTA-Kurve Variante 6

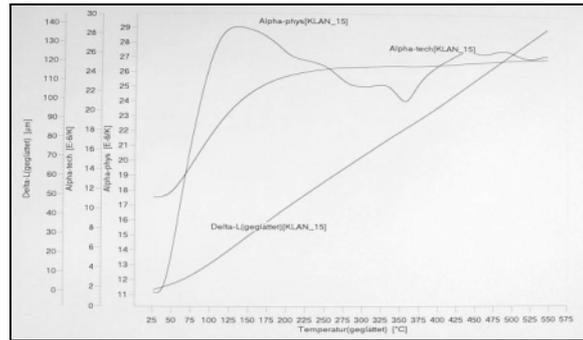


Bild 10.8: Dilatometerkurve Variante 6

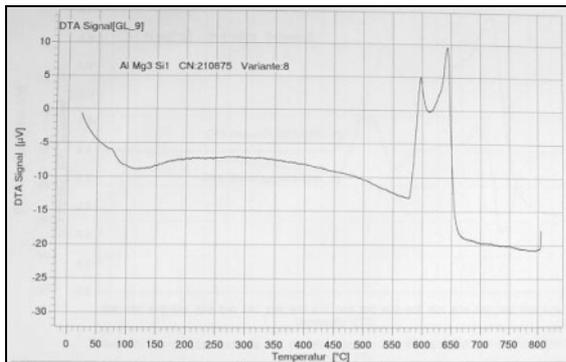


Bild 10.9: DTA-Kurve Variante 8

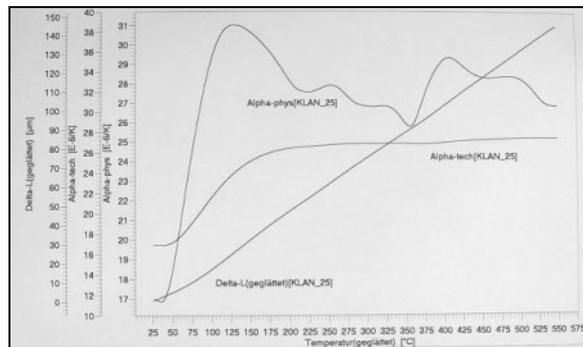


Bild 10.10: Dilatometerkurve Variante 8

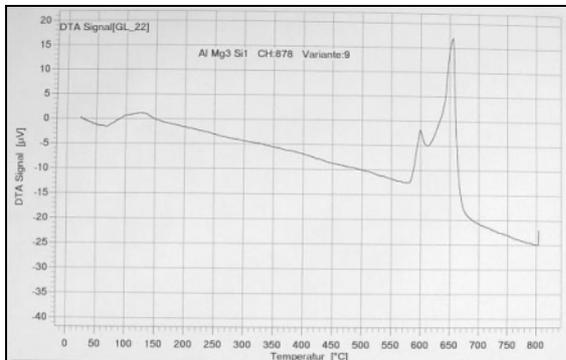


Bild 10.11: DTA-Kurve Variante 9

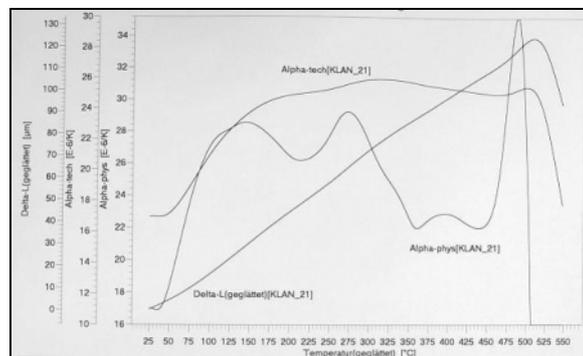


Bild 10.12: Dilatometerkurve Variante 9

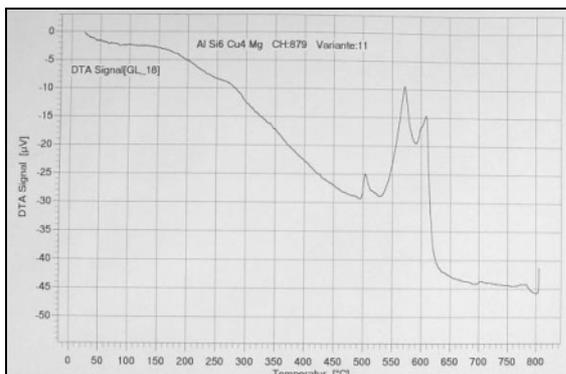


Bild 10.13: DTA-Kurve Variante 11

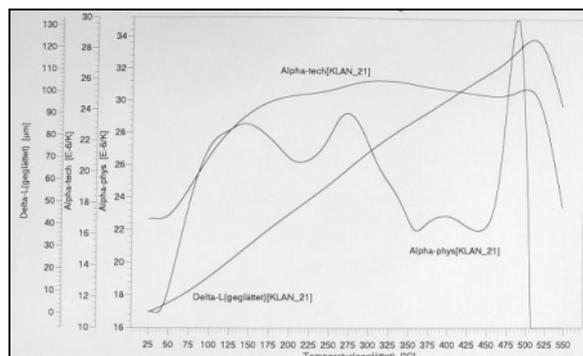


Bild 10.14: Dilatometerkurve Variante 11

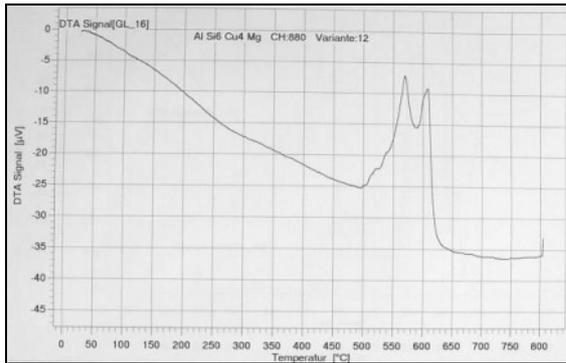


Bild 10.15: DTA-Kurve Variante 12

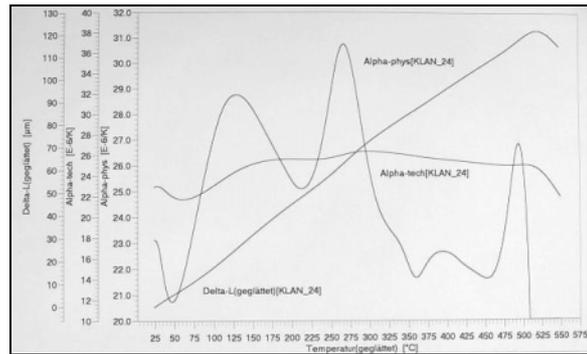


Bild 10.16: Dilatometerkurve Variante 12

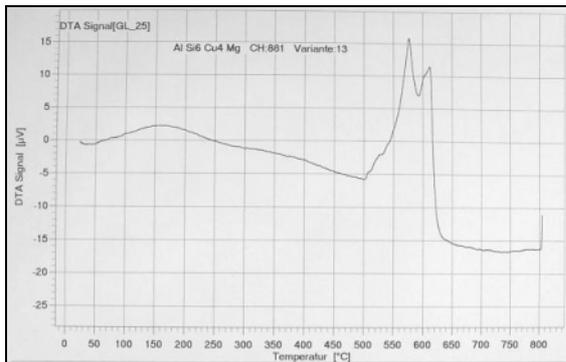


Bild 10.17: DTA-Kurve Variante 13

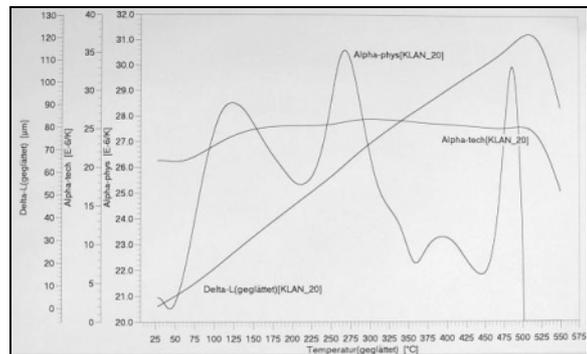


Bild 10.18: Dilatometerkurve Variante 13

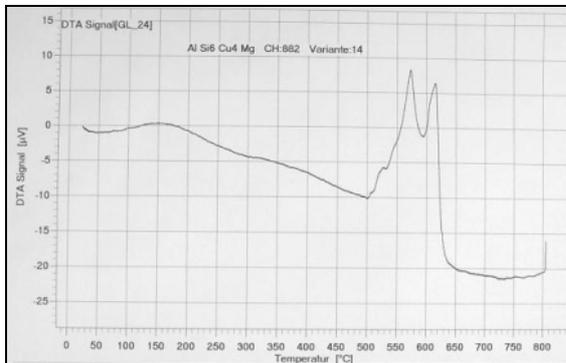


Bild 10.19: DTA-Kurve Variante 14

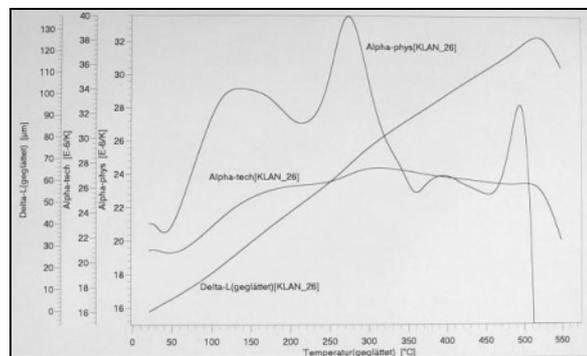


Bild 10.20: Dilatometerkurve Variante 14



Bild 10.21: DTA-Kurve Variante 15

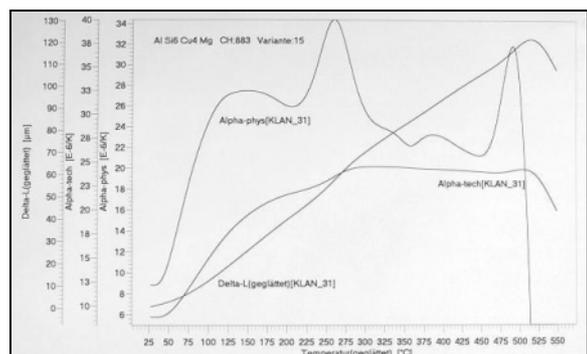


Bild 10.22: Dilatometerkurve Variante 15

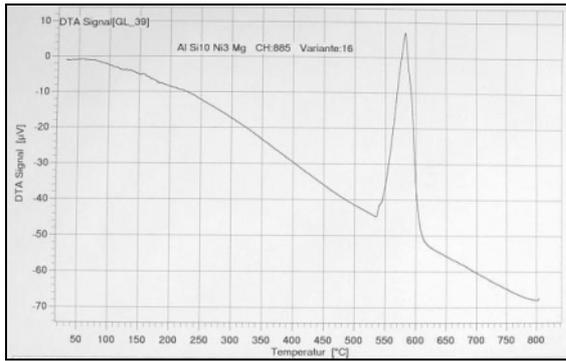


Bild 10.23: DTA-Kurve Variante 16

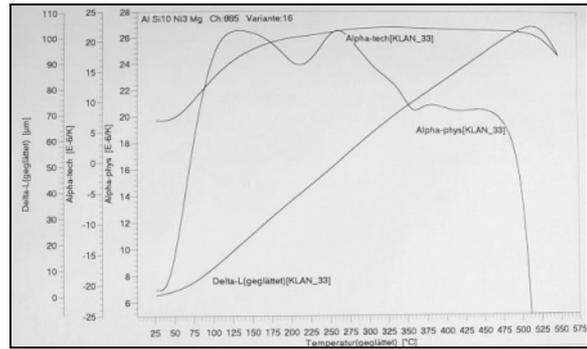


Bild 10.24: Dilatometerkurve Variante 16

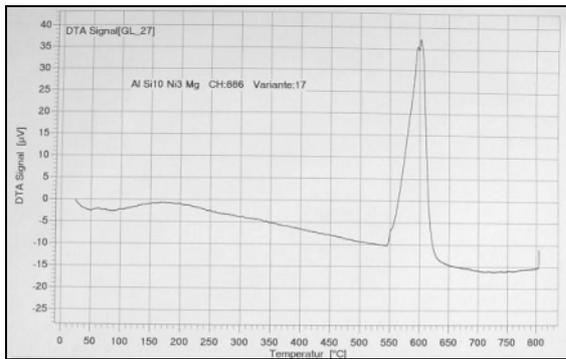


Bild 10.25: DTA-Kurve Variante 17

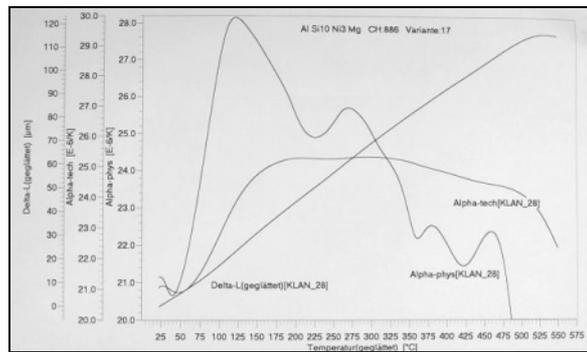


Bild 10.26: Dilatometerkurve Variante 17

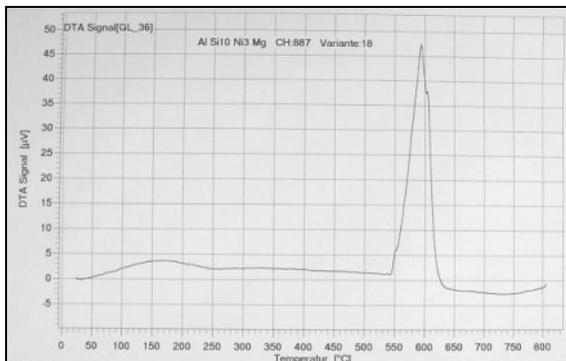


Bild 10.27: DTA-Kurve Variante 18

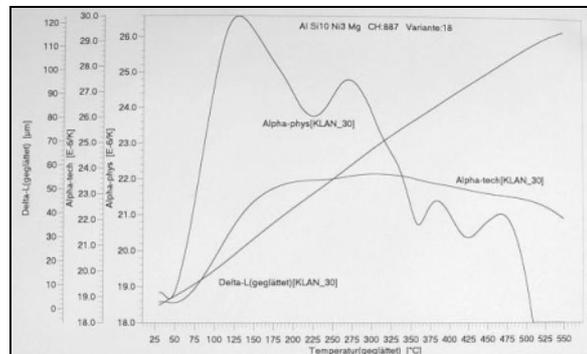


Bild 10.28: Dilatometerkurve Variante 18

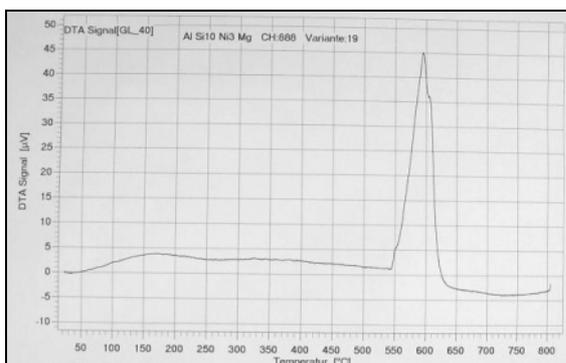


Bild 10.29: DTA-Kurve Variante 19

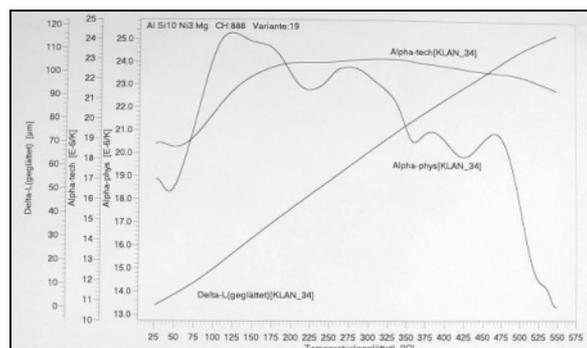


Bild 10.20: Dilatometerkurve Variante 19

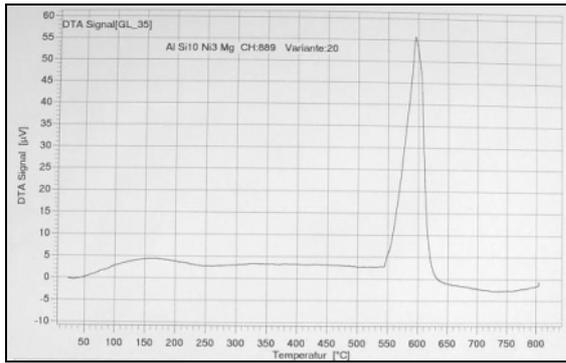


Bild 10.31: DTA-Kurve Variante 20

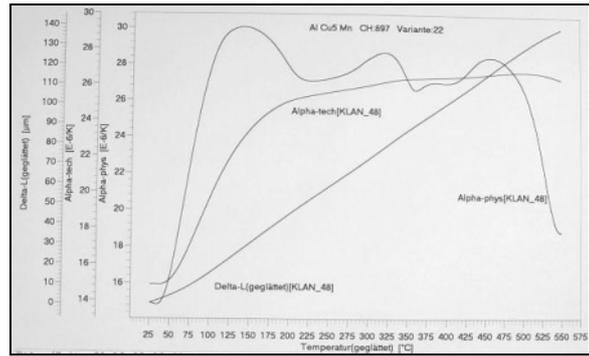


Bild 10.32: Dilatometerkurve Variante 20

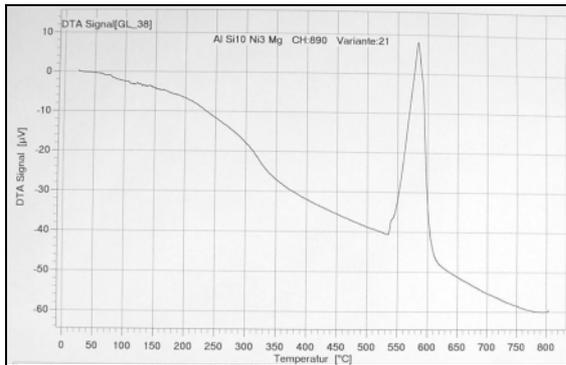


Bild 10.33: DTA-Kurve Variante 21

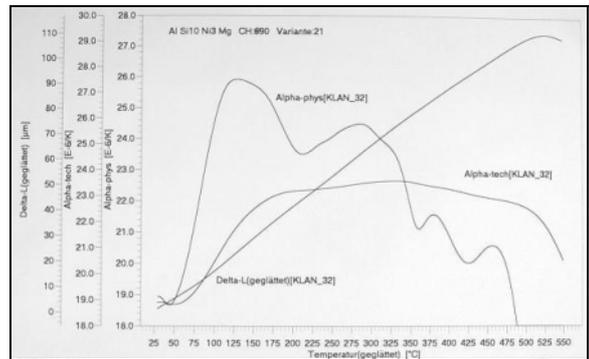


Bild 10.34: Dilatometerkurve Variante 21

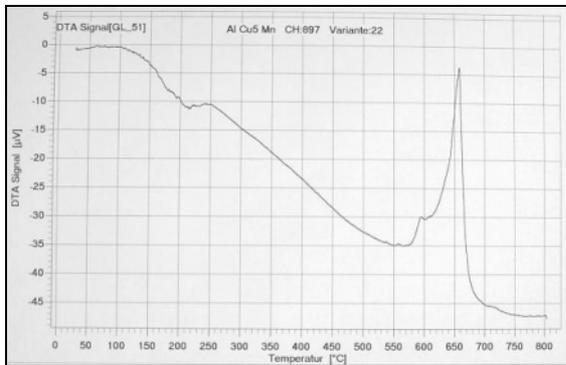


Bild 10.35: DTA-Kurve Variante 22

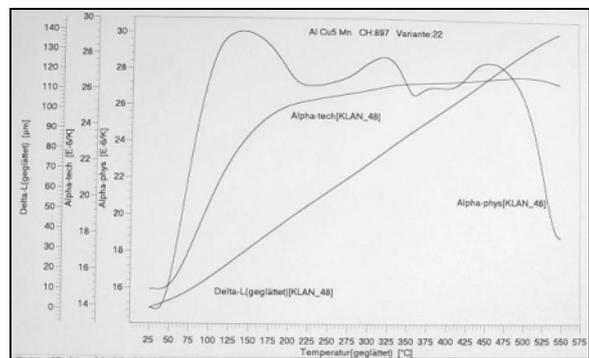


Bild 10.36: Dilatometerkurve Variante 22

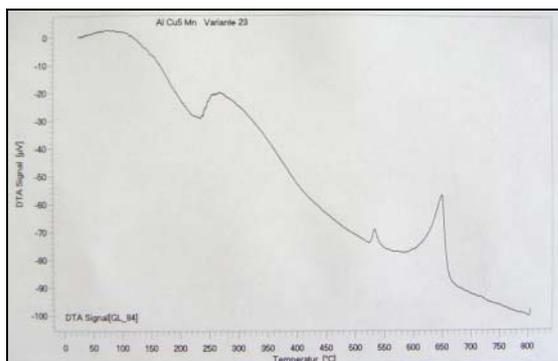


Bild 10.37: DTA-Kurve Variante 23

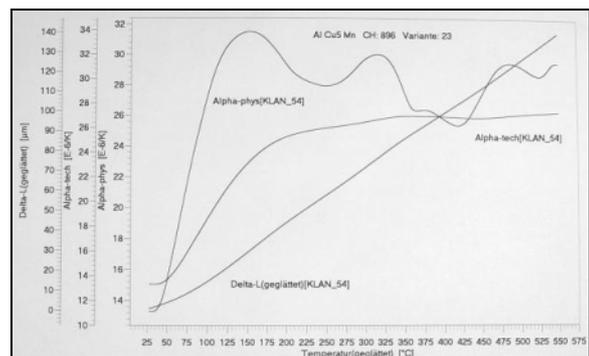


Bild 10.38: Dilatometerkurve Variante 23

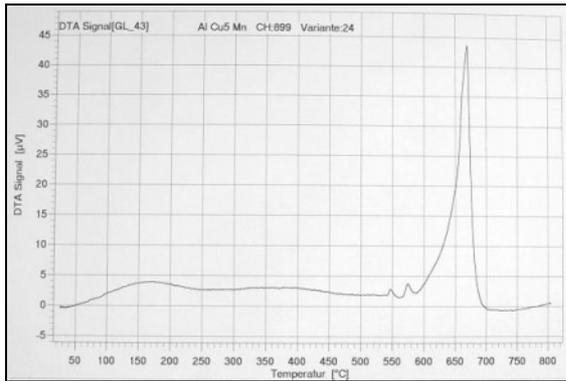


Bild 10.39: DTA-Kurve Variante 24

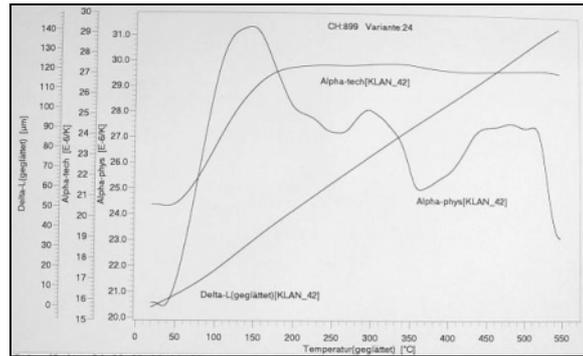


Bild 10.40: Dilatometerkurve Variante 24

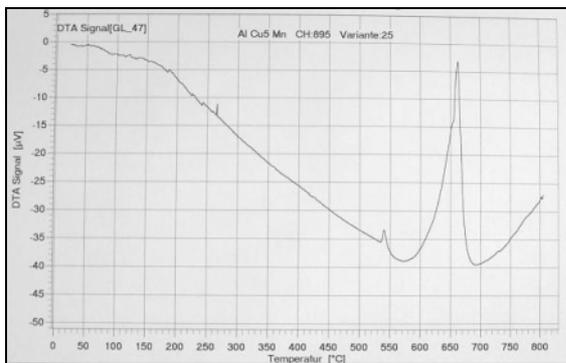


Bild 10.41: DTA-Kurve Variante 25

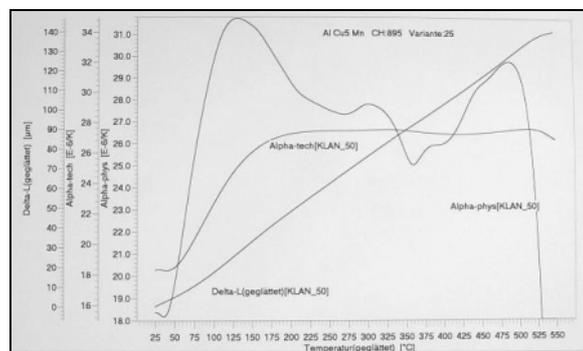


Bild 10.42: Dilatometerkurve Variante 25

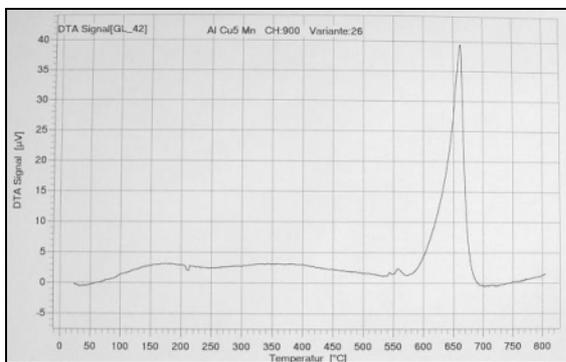


Bild 10.43: DTA-Kurve Variante 26

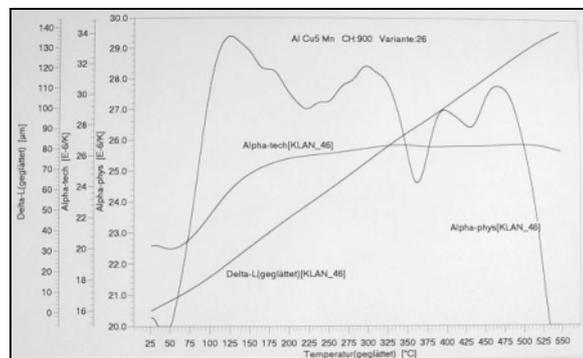


Bild 10.44: Dilatometerkurve Variante 26

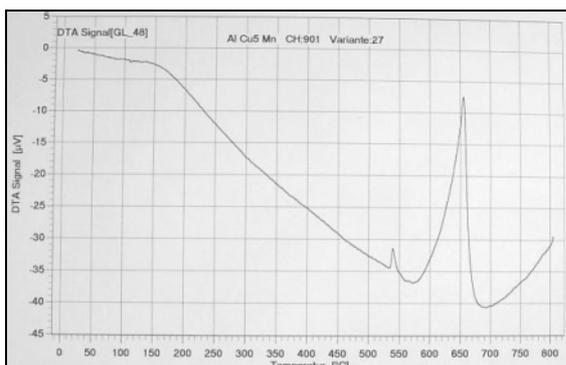


Bild 10.45: DTA-Kurve Variante 27

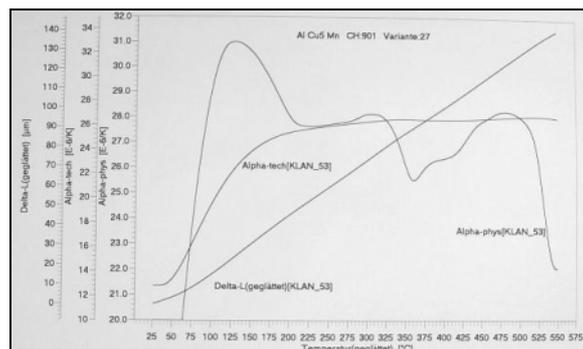


Bild 10.46: Dilatometerkurve Variante 27

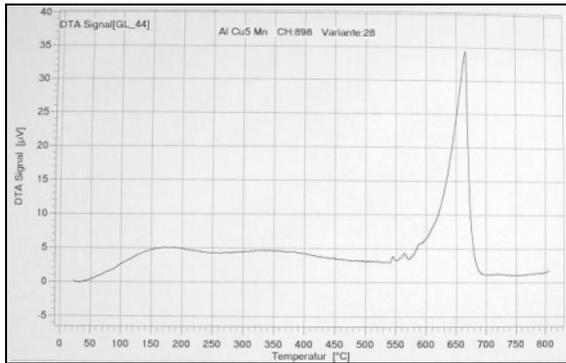


Bild 10.47: DTA-Kurve Variante 28

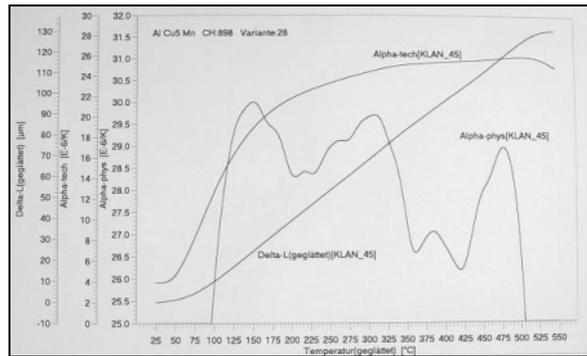


Bild 10.48: Dilatometerkurve Variante 28



Bild 10.49: DTA-Kurve Variante 5.1

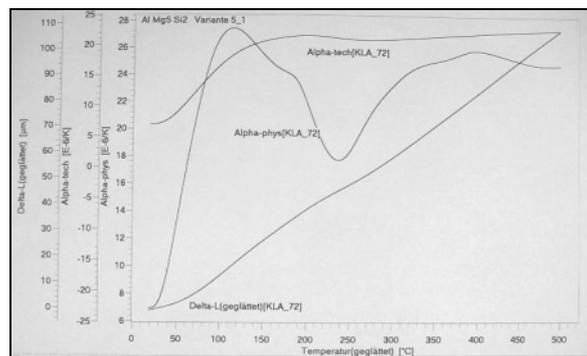


Bild 10.50: Dilatometerkurve Variante 5.1

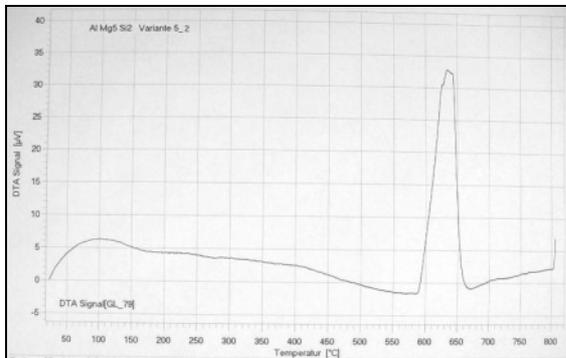


Bild 10.51: DTA-Kurve Variante 5.2

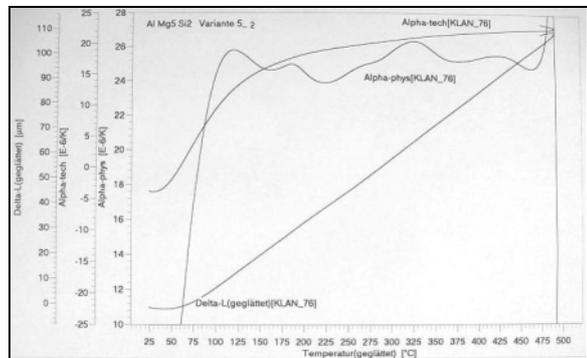


Bild 10.52: Dilatometerkurve Variante 5.2

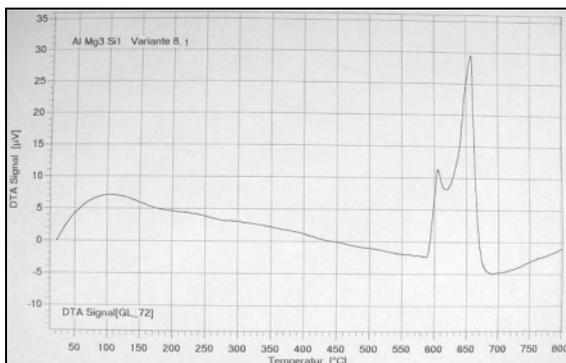


Bild 10.53: DTA-Kurve Variante 8.1

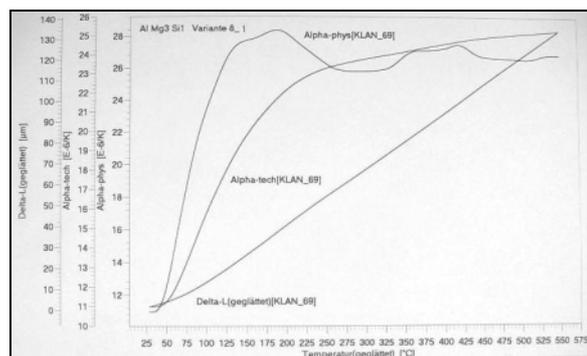


Bild 10.54: Dilatometerkurve Variante 8.1

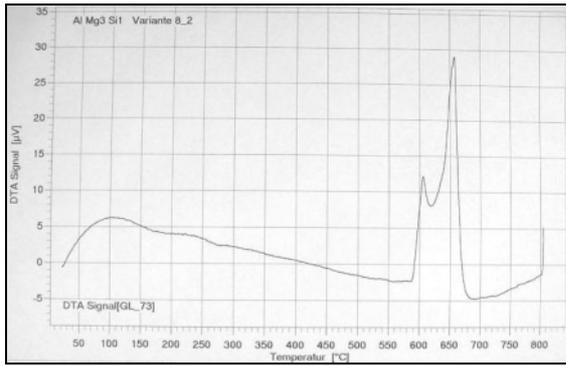


Bild 10.55: DTA-Kurve Variante 8.2

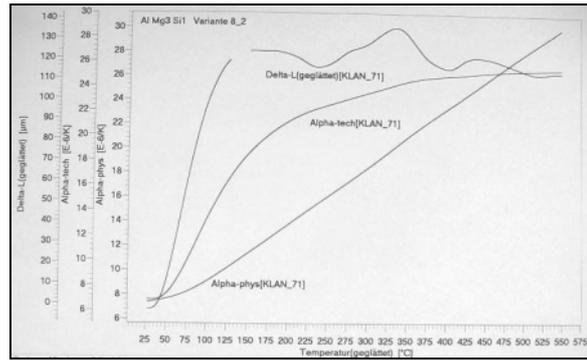


Bild 10.56: Dilatometerkurve Variante 8.2

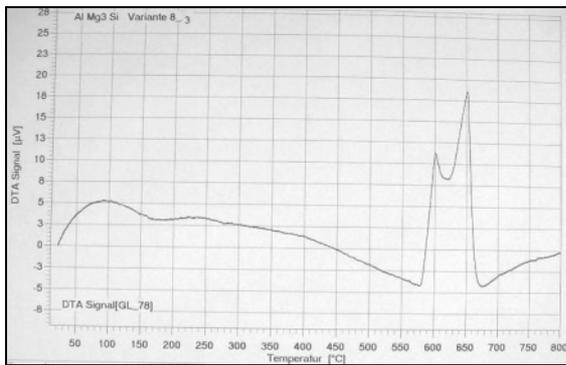


Bild 10.57: DTA-Kurve Variante 8.3

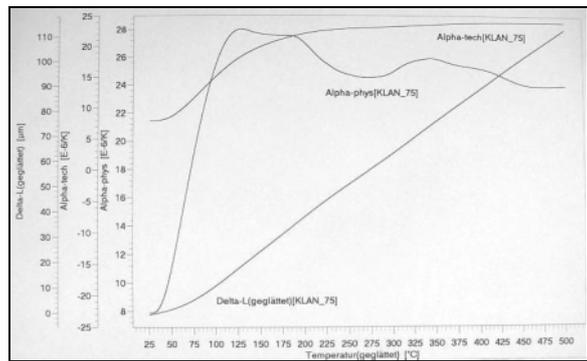


Bild 10.58: Dilatometerkurve Variante 8.3

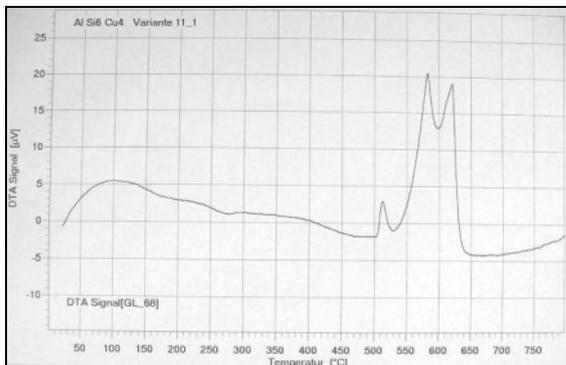


Bild 10.59: DTA-Kurve Variante 11.1

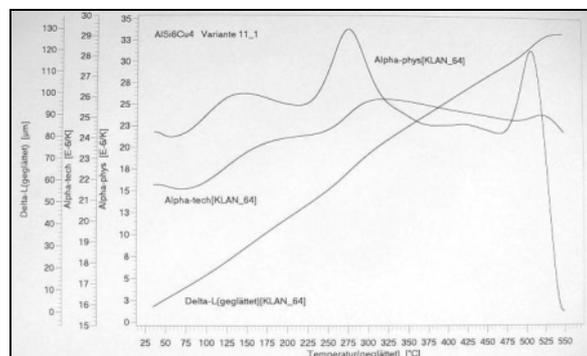


Bild 10.60: Dilatometerkurve Variante 11.1

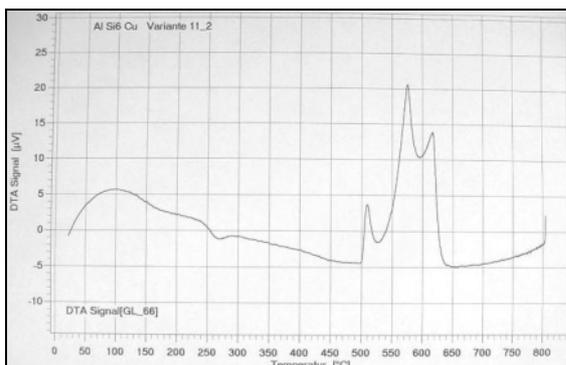


Bild 10.61: DTA-Kurve Variante 11.2

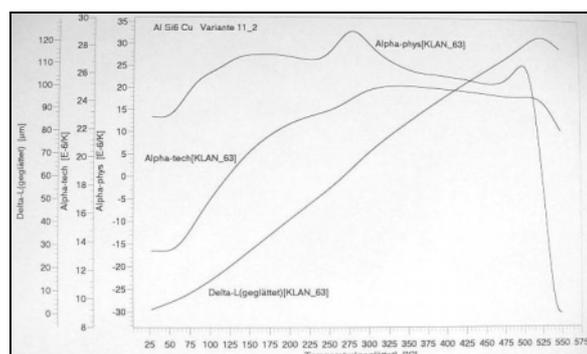


Bild 10.62: Dilatometerkurve Variante 11.2

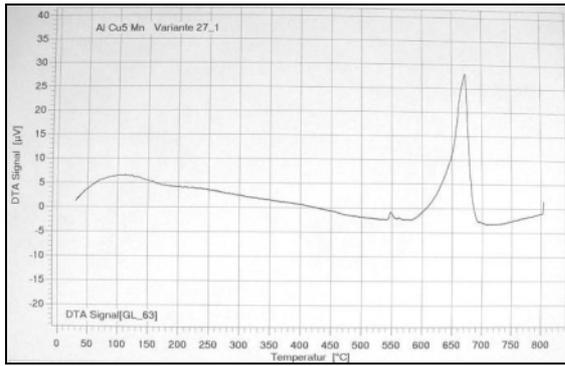


Bild 10.63: DTA-Kurve Variante 27.1

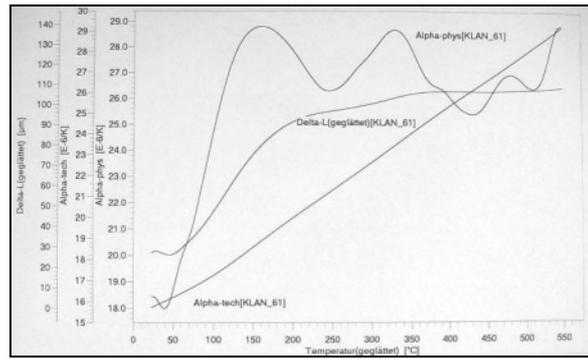


Bild 10.64: Dilatometerkurve Variante 27.1

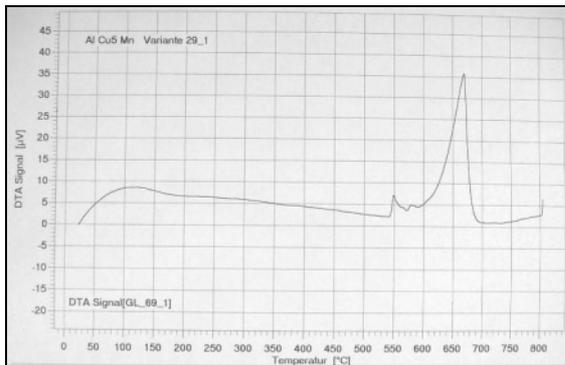


Bild 10.65: DTA-Kurve Variante 29.1

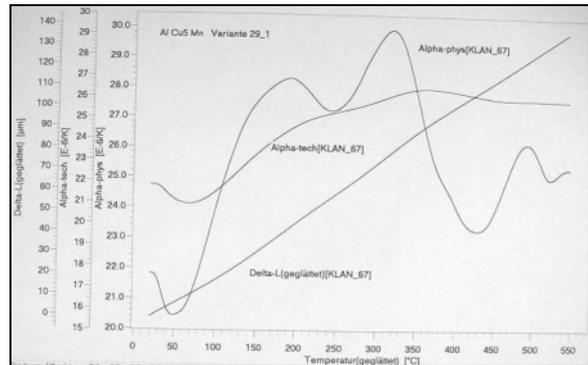


Bild 10.66: Dilatometerkurve Variante 29.1

10.2 Mechanische Eigenschaften

Härtemessung

Tabelle 10.1: Härtemessung Kokillengussproben

Variante	HB 2,5/62,5									
	F		T6		T6+500h/200°C		T6+500h/250°C		T6+500h/300°C	
	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ
0	63	1.4	102	1.4	44	1.0	38	0.6	35	0.6
1	89	1.0	112	6.4	93	1.5	75	2.3	77	3.7
5	90	1.3	113	5.1	103	1.7	80	2.4	80	2.6
6	91	1.0	105	3.4	100	3.6	83	2.0	89	3.6
8	73	1.4	91	3.8	83	2.6	72	1.5	76	5.3
9	77	1.0	98	3.1	91	2.2	70	1.9	67	5.2
11	112	6.0	144	3.0	87	0.8	68	0.5	61	0.8
12	110	2.4	139	1.5	80	1.1	66	1.1	66	0.6
13	113	2.5	135	5.7	90	0.8	66	1.1	57	1.5
14	110	2.7	135	2.1	80	0.6	68	0.8	67	0.7
15	114	2.0	141	4.7	80	1.1	68	1.6	66	2.4
16	93	1.8	136	1.8	62	1.8	52	0.8	50	0.6
17	88	1.4	131	6.4	62	0.9	52	0.7	50	0.5
18	86	1.3	134	4.3	53	0.6	51	0.5	48	0.5
19	85	0.8	138	1.1	58	1.3	50	0.5	49	0.9
20	91	1.6	140	1.6	62	0.8	52	0.8	50	0.7
21	90	1.0	142	1.7	61	0.5	53	0.8	52	1.0
22	80	1.8	98	1.3	84	0.9	86	1.1	83	0.9
23	72	2.0	127	2.7	98	0.9	87	0.7	88	0.9
24	83	2.0	93	1.8	86	1.1	84	1.3	84	0.8
25	78	0.7	130	4.4	95	1.1	92	1.4	82	0.6
26	88	1.9	130	1.9	93	0.8	90	1.0	83	0.6
27	82	1.5	124	1.3	94	1.3	87	0.6	84	0.7
28	78	0.9	117	2.8	92	0.9	89	1.3	85	0.5

σ - Standardabweichung

Tabelle 10.2: Härtemessung Sandgussproben

Variante	HB 2,5/62,5									
	F		T6		T6+500h/200°C		T6+500h/250°C		T6+500h/300°C	
	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ
0	55	0.9	105	3.4	45	0.6	42	1.1	41	0.8
1	80	1.3	110	1.4	94	3.5	74	1.9	68	0.8
5	77	1.8	119	2.0	93	2.8	77	1.1	69	0.6
6	84	3.0	102	2.0	97	2.2	82	1.8	79	2.9
8	66	1.0	96	1.5	82	1.1	74	3.4	65	2.7
9	74	1.4	105	1.3	97	2.1	68	1.8	62	1.1
11	97	1.0	137	3.0	103	2.1	69	1.9	61	1.1
12	99	2.2	133	5.7	87	2.2	69	0.8	65	1.2
13	97	2.3	135	3.1	106	1.1	69	1.6	60	1.0
14	92	1.5	135	4.5	91	1.1	69	1.4	65	0.8
15	96	1.8	129	6.4	78	0.9	70	1.6	65	0.5
16	73	1.6	134	5.0	69	1.5	54	0.6	53	1.9
17	77	1.0	138	1.3	64	0.8	54	1.3	51	0.5
18	72	0.7	137	3.5	64	1.3	53	0.6	51	0.8
19	72	1.1	136	2.2	57	0.5	52	2.5	51	0.5
20	78	0.8	139	5.5	62	0.7	56	1.2	51	2.4
21	77	0.7	142	2.7	71	0.8	56	0.6	53	0.5
22	80	1.1	111	6.4	92	1.6	90	1.1	80	0.6
23	73	2.6	133	4.7	104	2.3	94	3.5	83	1.1
24	81	1.2	120	3.4	99	1.1	93	1.2	85	0.6
25	86	1.8	131	7.9	100	1.9	96	1.9	85	1.1
26	85	1.2	135	2.4	103	3.5	96	0.8	92	1.3
27	80	1.3	134	1.8	103	0.7	101	1.2	92	1.7
28	78	1.2	127	2.3	102	1.6	97	0.8	87	1.0

σ - Standardabweichung

Tabelle 10.3: Härtemessung optimierte Legierungen (Kokillengussproben)

Variante	HB 2,5/62,5									
	F		T6/T5		T6/T5+500h/200°C		T6/T5+500h/250°C		T6/T5+500h/300°C	
	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ
5.1*	69	1.2	81	2.6	79	0.6	62	0.6	58	0.6
5.2*	86	1.1	98	1.3	96	2.0	93	1.5	87	0.6
8.1	63	0.8	87	0.8	79	2.5	67	0.9	68	2.4
8.2	79	1.4	85	0.8	90	1.6	88	3.0	87	2.5
8.3*	71	0.9	93	1.2	74	1.0	66	1.2	66	0.6
11.1	96	1.6	142	1.7	98	1.8	66	0.5	67	2.9
11.2	99	0.9	142	1.6	100	1.1	72	1.5	64	2.1
27.1	73	1.6	121	5.0	95	1.1	92	1.7	86	1.6
29.1	66	2.1	105	2.9	97	2.8	95	1.3	88	1.5

σ - Standardabweichung

*... Ergebnisse der Langzeitwarmauslagerung stammen von der EADS Deutschland GmbH

Tabelle 10.4: Zugversuch Kokillengussproben (Teil 1)

Variante		F		T6		T6 +200°C/500h		T6 +250°C/500h		T6 +300°C/500h	
		Mittelwert	σ	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ
0	Rm in MPa	190	6	306	6	136	1	124	1	119	1
	Rp0,2 in MPa	92	2	201	15	81	0	67	1	60	1
	A in %	12.2	3.5	10.3	3.8	14.7	6.1	26.0	2.6	27.3	5.1
1	Rm in MPa	193	7	252	13	250	21	204	9	170	11
	Rp0,2 in MPa	113	4	186	11	191	3	100	1	77	2
	A in %	1.8	0.3	2.8	1.0	3.7	1.8	7.0	1.4	5.2	1.7
5	Rm in MPa	200	4	244	13	233	1	184	1	171	7
	Rp0,2 in MPa	115	1	199	2	204	9	108	1	82	3
	A in %	2.1	0.3	1.2	0.6	0.9	0.4	2.8	0.1	3.6	1.3
6	Rm in MPa	226	5	251	23	257	5	216	12	203	14
	Rp0,2 in MPa	128	5	172	4	179	2	109	1	93	0
	A in %	3.6	0.4	3.1	0.9	3.8	0.7	5.2	1.2	4.3	0.8
8	Rm in MPa	198	3	239	16	225	2	194	3	193	3
	Rp0,2 in MPa	101	1	165	18	146	5	89	1	81	1
	A in %	5.4	1.1	4.0	1.2	5.6	0.4	6.9	0.9	8.2	1.2
9	Rm in MPa	205	5	280	11	258	2	192	11	190	2
	Rp0,2 in MPa	109	2	184	8	191	1	89	4	73	1
	A in %	5.3	0.6	7.1	0.6	5.5	0.4	7.1	2.5	11.5	0.4
11*	Rm in MPa	239	39	372	6	260	9	187	8	189	6
	Rp0,2 in MPa	172	34	334	8	158	1	98	1	75	0
	A in %	1.5	0.6	1.3	0.2	3.6	1.0	3.2	0.2	7.2	1.7
12*	Rm in MPa	240	3	332	2	218	5	180	9	158	6
	Rp0,2 in MPa	174	11	295	4	128	1	96	1	84	0
	A in %	1.4	0.1	1.1	0.3	3	1.0	3.1	0.8	2.1	0.3
13*	Rm in MPa	255	1	322	15	225	33	157	6	142	6
	Rp0,2 in MPa	185	20	306	3	174	4	88	1	69	0
	A in %	1.7	0.7	0.6	0.2	1.2	0.8	1.8	0.3	2.1	0.2
14*	Rm in MPa	239	24	328	12	212	6	180	7	193	4
	Rp0,2 in MPa	188	4	302	2	130	2	100	0	90	1
	A in %	1.1	0.6	0.5	0.2	2.2	0.1	2.5	0.8	4	0.8
15*	Rm in MPa	226	0	333	13	204	13	169	3	156	15
	Rp0,2 in MPa	184	0	321	15	136	2	97	1	85	0
	A in %	0.8	0.0	0.6	0.3	1.4	0.1	2.1	0.2	2.5	0.7

σ - Standardabweichung

*... Ergebnisse der Langzeitwärmelagerung stammen von der EADS Deutschland GmbH

Tabelle 10.5: Zugversuch Kokillengussproben (Teil 2)

Variante		F		T6		T6 +200°C/500h		T6 +250°C/500h		T6 +300°C/500h	
		Mittelwert	σ	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ
16*	Rm in MPa	224	11	379	2	176	1	147	4	144	3
	Rp0,2 in MPa	127	1	334	2	106	1	77	1	72	0
	A in %	2.7	0.5	1.4	0.3	5	0.3	6.6	3.6	6.2	1.4
17*	Rm in MPa	218	9	357	15	169	5	151	1	142	3
	Rp0,2 in MPa	130	0	329	2	108	1	78	0	71	0
	A in %	2.2	0.8	0.7	0.4	3.1	0.7	7.1	0.9	5.5	0.9
18*	Rm in MPa	183	6	331	12	147	4	129	10	128	12
	Rp0,2 in MPa	118	2	321	6	91	3	76	0	69	1
	A in %	1.4	0.1	0.3	0.1	2.8	0.4	2.7	0.8	4.3	1.9
19*	Rm in MPa	195	15	318	9	153	8	141	7	135	3
	Rp0,2 in MPa	119	1	310	0	98	2	74	1	69	0
	A in %	2.1	0.9	0.2	0.1	2.7	0.3	5.7	2.7	5.1	0.6
20*	Rm in MPa	204	7	355	18	174	2	143	6	140	4
	Rp0,2 in MPa	128	2	326	2	108	1	76	1	73	2
	A in %	1.5	0.3	0.5	0.5	4.3	0.9	4	1.5	4.4	0.6
21*	Rm in MPa	194	9	343	10	162	3	142	4	139	1
	Rp0,2 in MPa	122	1	326	2	105	0	79	1	76	6
	A in %	1.6	0.8	0.5	0.3	2.4	0.3	2.8	0.8	4.3	0.2
22	Rm in MPa	230	11	332	10	274	13	280	7	269	0
	Rp0,2 in MPa	96	4	155	6	142	13	147	6	116	0
	A in %	8.5	1.6	7.4	1.6	7.7	0.8	8.6	0.9	9.9	0.0
23	Rm in MPa	212	6	344	30	317	5	284	0	285	8
	Rp0,2 in MPa	91	3	189	5	176	2	154	0	114	7
	A in %	9.3	0.4	6.1	3.5	7.4	2.2	4.4	0.0	7.9	0.4
24	Rm in MPa	241	21	309	12	278	5	264	1	233	1
	Rp0,2 in MPa	102	7	147	11	150	4	136	1	108	5
	A in %	7.1	1.0	5.4	1.3	7.5	1.0	6.6	1.3	3.4	0.6
25	Rm in MPa	178	15	302	28	259	13	230	19	207	21
	Rp0,2 in MPa	100	0	201	5	164	3	150	2	114	6
	A in %	3.3	1.2	3.5	1.7	3.6	1.1	2.5	0.7	2.2	0.6
26	Rm in MPa	199	4	316	21	194	16	246	7	230	4
	Rp0,2 in MPa	114	10	190	6	136	5	121	7	123	0
	A in %	2.3	0.6	2.2	0.1	0.7	0.1	2.9	0.3	3.4	0.1
27	Rm in MPa	228	1	355	13	288	4	269	15	263	6
	Rp0,2 in MPa	104	5	197	2	165	9	134	18	135	9
	A in %	6.2	0.4	5.7	1.3	5.1	2.2	3.5	0.3	5.9	1.0
28	Rm in MPa	202	19	278	9	243	1	190	14	220	10
	Rp0,2 in MPa	97	6	175	2	172	1	163	11	133	3
	A in %	4.8	1.8	2.6	0.2	1.7	0.1	1	0.6	3.2	1.5

σ - Standardabweichung

*... Ergebnisse der Langzeitwarmauslagerung stammen von der EADS Deutschland GmbH

Tabelle 10.6: Zugversuch Sandgussproben (Teil 1)

Variante		F		T6		T6 +200°C/500h		T6 +250°C/500h		T6 +300°C/500h	
		Mittelwert	σ	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ
0	Rm in MPa	190	6	306	6	136	1	124	1	119	1
	Rp0,2 in MPa	92	2	201	15	81	0	67	1	60	1
	A in %	12.2	3.5	10.3	3.8	14.7	6.1	26.0	2.6	27.3	5.1
1	Rm in MPa	193	7	252	13	250	21	204	9	170	11
	Rp0,2 in MPa	113	4	186	11	191	3	100	1	77	2
	A in %	1.8	0.3	2.8	1.0	3.7	1.8	7.0	1.4	5.2	1.7
5	Rm in MPa	200	4	244	13	233	1	184	1	171	7
	Rp0,2 in MPa	115	1	199	2	204	9	108	1	82	3
	A in %	2.1	0.3	1.2	0.6	0.9	0.4	2.8	0.1	3.6	1.3
6	Rm in MPa	226	5	251	23	257	5	216	12	203	14
	Rp0,2 in MPa	128	5	172	4	179	2	109	1	93	0
	A in %	3.6	0.4	3.1	0.9	3.8	0.7	5.2	1.2	4.3	0.8
8	Rm in MPa	198	3	239	16	225	2	194	3	193	3
	Rp0,2 in MPa	101	1	165	18	146	5	89	1	81	1
	A in %	5.4	1.1	4.0	1.2	5.6	0.4	6.9	0.9	8.2	1.2
9	Rm in MPa	205	5	280	11	258	2	192	11	190	2
	Rp0,2 in MPa	109	2	184	8	191	1	89	4	73	1
	A in %	5.3	0.6	7.1	0.6	5.5	0.4	7.1	2.5	11.5	0.4
11	Rm in MPa	239	39	372	6	260	9	187	8	189	6
	Rp0,2 in MPa	172	34	334	8	158	1	98	1	75	0
	A in %	1.5	0.6	1.3	0.2	3.6	1.0	3.2	0.2	7.2	1.7
12	Rm in MPa	240	3	332	2	218	5	180	9	158	6
	Rp0,2 in MPa	174	11	295	4	128	1	96	1	84	0
	A in %	1.4	0.1	1.1	0.3	3	1.0	3.1	0.8	2.1	0.3
13	Rm in MPa	255	1	322	15	225	33	157	6	142	6
	Rp0,2 in MPa	185	20	306	3	174	4	88	1	69	0
	A in %	1.7	0.7	0.6	0.2	1.2	0.8	1.8	0.3	2.1	0.2
14	Rm in MPa	239	24	328	12	212	6	180	7	193	4
	Rp0,2 in MPa	188	4	302	2	130	2	100	0	90	1
	A in %	1.1	0.6	0.5	0.2	2.2	0.1	2.5	0.8	4	0.8
15	Rm in MPa	226	0	333	13	204	13	169	3	156	15
	Rp0,2 in MPa	184	0	321	15	136	2	97	1	85	0
	A in %	0.8	0.0	0.6	0.3	1.4	0.1	2.1	0.2	2.5	0.7

σ - Standardabweichung

Rot markierte Werte = Rp0,05 in MPa

Tabelle 10.7: Zugversuch Sandgussproben (Teil 2)

Variante		F		T6		T6 +200°C/500h		T6 +250°C/500h		T6 +300°C/500h	
		Mittelwert	σ	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ
16	Rm in MPa	224	11	379	2	176	1	147	4	144	3
	Rp0,2 in MPa	127	1	334	2	106	1	77	1	72	0
	A in %	2.7	0.5	1.4	0.3	5	0.3	6.6	3.6	6.2	1.4
17	Rm in MPa	218	9	357	15	169	5	151	1	142	3
	Rp0,2 in MPa	130	0	329	2	108	1	78	0	71	0
	A in %	2.2	0.8	0.7	0.4	3.1	0.7	7.1	0.9	5.5	0.9
18	Rm in MPa	183	6	331	12	147	4	129	10	128	12
	Rp0,2 in MPa	118	2	321	6	91	3	76	0	69	1
	A in %	1.4	0.1	0.3	0.1	2.8	0.4	2.7	0.8	4.3	1.9
19	Rm in MPa	195	15	318	9	153	8	141	7	135	3
	Rp0,2 in MPa	119	1	310	0	98	2	74	1	69	0
	A in %	2.1	0.9	0.2	0.1	2.7	0.3	5.7	2.7	5.1	0.6
20	Rm in MPa	204	7	355	18	174	2	143	6	140	4
	Rp0,2 in MPa	128	2	326	2	108	1	76	1	73	2
	A in %	1.5	0.3	0.5	0.5	4.3	0.9	4	1.5	4.4	0.6
21	Rm in MPa	194	9	343	10	162	3	142	4	139	1
	Rp0,2 in MPa	122	1	326	2	105	0	79	1	76	6
	A in %	1.6	0.8	0.5	0.3	2.4	0.3	2.8	0.8	4.3	0.2
22	Rm in MPa	230	11	332	10	274	13	280	7	269	0
	Rp0,2 in MPa	96	4	155	6	142	13	147	6	116	0
	A in %	8.5	1.6	7.4	1.6	7.7	0.8	8.6	0.9	9.9	0.0
23	Rm in MPa	212	6	344	30	317	5	284	0	285	8
	Rp0,2 in MPa	91	3	189	5	176	2	154	0	114	7
	A in %	9.3	0.4	6.1	3.5	7.4	2.2	4.4	0.0	7.9	0.4
24	Rm in MPa	241	21	309	12	278	5	264	1	233	1
	Rp0,2 in MPa	102	7	147	11	150	4	136	1	108	5
	A in %	7.1	1.0	5.4	1.3	7.5	1.0	6.6	1.3	3.4	0.6
25	Rm in MPa	178	15	302	28	259	13	230	19	207	21
	Rp0,2 in MPa	100	0	201	5	164	3	150	2	114	6
	A in %	3.3	1.2	3.5	1.7	3.6	1.1	2.5	0.7	2.2	0.6
26	Rm in MPa	199	4	316	21	194	16	246	7	230	4
	Rp0,2 in MPa	114	10	190	6	136	5	121	7	123	0
	A in %	2.3	0.6	2.2	0.1	0.7	0.1	2.9	0.3	3.4	0.1
27	Rm in MPa	228	1	355	13	288	4	269	15	263	6
	Rp0,2 in MPa	104	5	197	2	165	9	134	18	135	9
	A in %	6.2	0.4	5.7	1.3	5.1	2.2	3.5	0.3	5.9	1.0
28	Rm in MPa	202	19	278	9	243	1	190	14	220	10
	Rp0,2 in MPa	97	6	175	2	172	1	163	11	133	3
	A in %	4.8	1.8	2.6	0.2	1.7	0.1	1	0.6	3.2	1.5

 σ - Standardabweichung

Tabelle 10.8: Zugversuch optimierte Legierungen

Variante		F		T6/T5		T6/T5 +200°C/500h		T6/T5 +250°C/500h		T6/T5 +300°C/500h	
		Mittelwert	σ	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ	Mittelwert	σ
5.1*	Rm in MPa	242	3	267	11	261	28	231	2	224	4
	Rp0,2 in MPa	96	2	178	9	174	27	107	3	87	1
	A in %	8	1.7	5.6	3.0	6.3	6.4	11.8	1.0	12.6	1.5
5.2*	Rm in MPa	240	10	290	11	296	4	294	13	281	5
	Rp0,2 in MPa	100	22	207	15	215	22	212	18	192	7
	A in %	8.1	4.0	4.0	1.2	3.8	5.9	3.6	4.0	3.9	1.2
8.1	Rm in MPa	187	11	264	4	232	9	182	10	181	4
	Rp0,2 in MPa	68	1	178	1	163	3	88	1	77	2
	A in %	8.3	2.5	8.0	2.8	10	1.8	8.4	0.7	11.6	3.0
8.2	Rm in MPa	226	10	260	2	261	4	260	4	253	2
	Rp0,2 in MPa	106	3	174	4	190	2	186	3	168	1
	A in %	8.2	2.0	7.8	1.1	7.1	2.0	6.9	0.6	7.9	1.2
8.3*	Rm in MPa	219	4	258	2	240	2	209	2	202	5
	Rp0,2 in MPa	99	1	182	9	171	1	111	2	101	2
	A in %	9.1	3.7	6.7	0.9	8.3	1.5	10	0.6	10.7	1.5
11.1	Rm in MPa	262	3	399	6	282	1	201	0	183	1
	Rp0,2 in MPa	121	12	323	3	177	4	89	2	71	1
	A in %	2.9	0.6	2.3	0.8	5.7	0.6	9.4	3.4	11.9	1.8
11.2	Rm in MPa	261	15	401	13	289	4	207	1	186	1
	Rp0,2 in MPa	130	13	319	9	186	6	91	2	72	3
	A in %	2.5	0.4	2.4	1.6	4.7	1.0	10.3	0.4	13.3	1.0
27.1	Rm in MPa	232	6	349	19	320	2	294	5	273	3
	Rp0,2 in MPa	73	3	196	19	184	1	161	2	135	2
	A in %	11.4	1.0	6.2	1.3	7.1	0.4	7	1.0	8.1	0.7
29.1	Rm in MPa	217	1	327	9	321	6	307	4	284	2
	Rp0,2 in MPa	61	3	171	7	194	5	180	5	153	2
	A in %	16.6	2.1	9.1	2.1	9.8	0.5	9.6	23.8	9.2	0.3

σ - Standardabweichung

*... Ergebnisse der Langzeitwarmauslagerung stammen von der EADS Deutschland GmbH

10.3 Gefügebilder

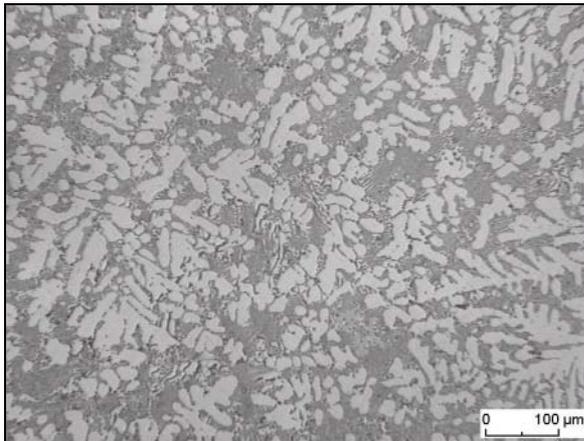


Bild 10.67: Leg. 1 Kokillenguss

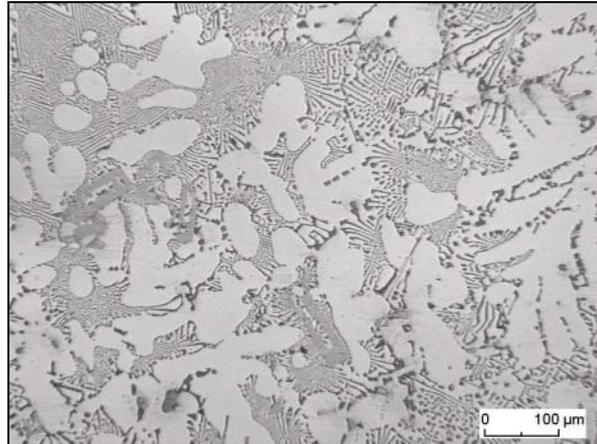


Bild 10.68: Leg. 1 Sandguss (Stufe 12)

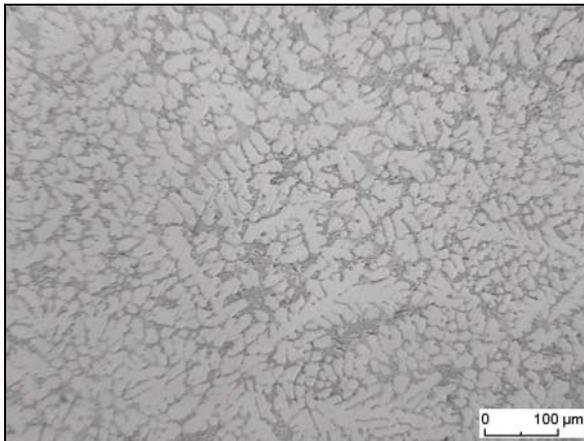


Bild 10.69: Leg. 5 Kokillenguss

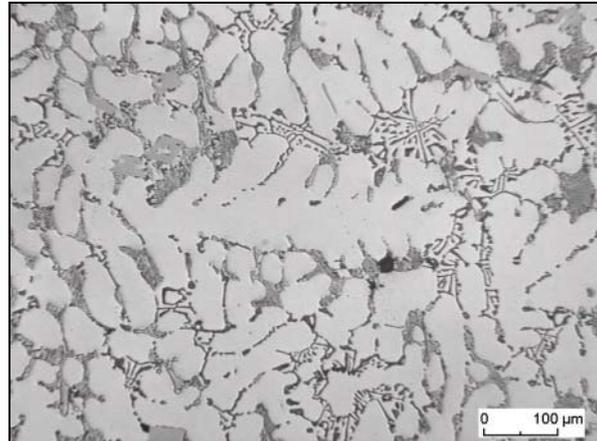


Bild 10.70: Leg. 5 Sandguss (Stufe 12)

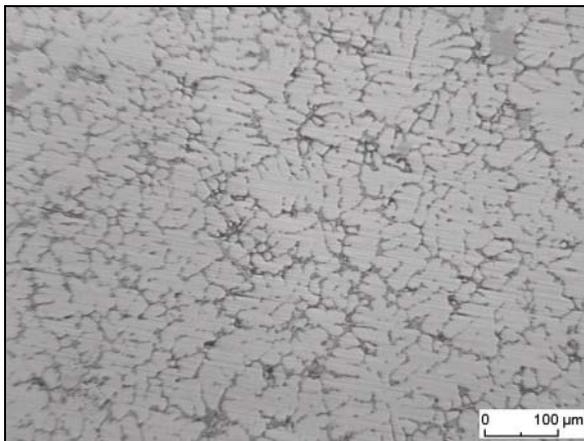


Bild 10.71: Leg. 6 Kokillenguss

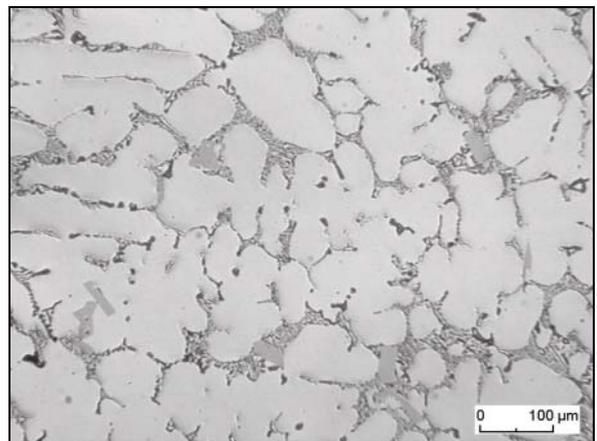


Bild 10.72: Leg. 6 Sandguss (Stufe 12)

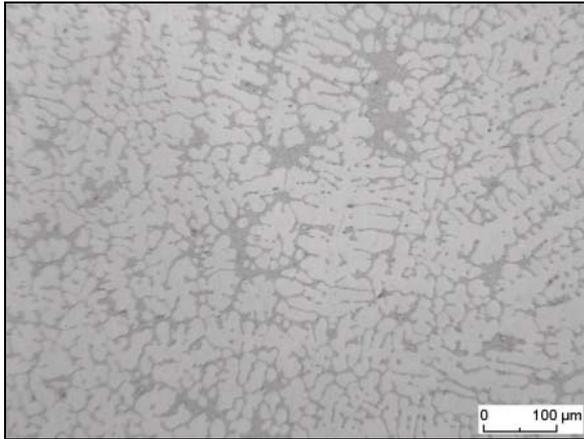


Bild 10.73: Leg. 8 Kokillenguss

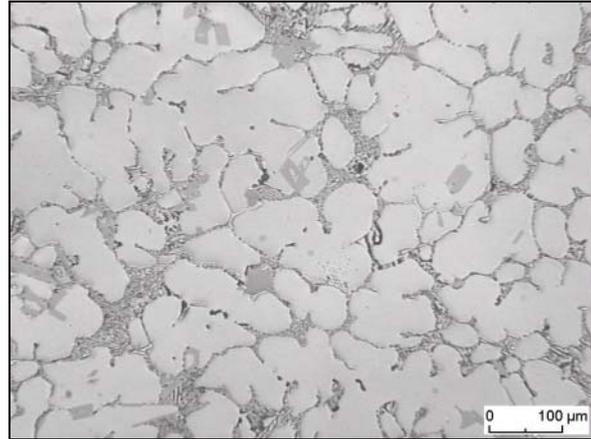


Bild 10.74: Leg. 8 Sandguss (Stufe 12)

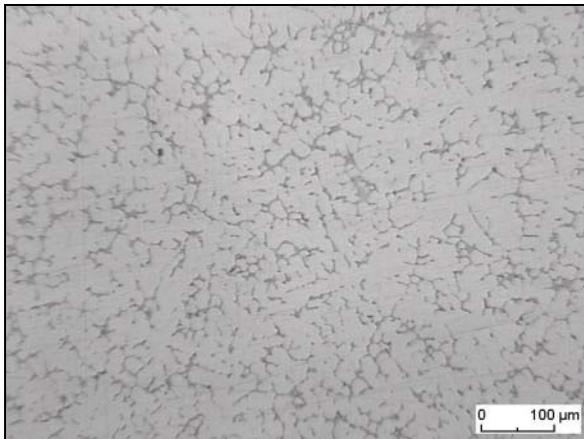


Bild 10.75: Leg. 9 Kokillenguss

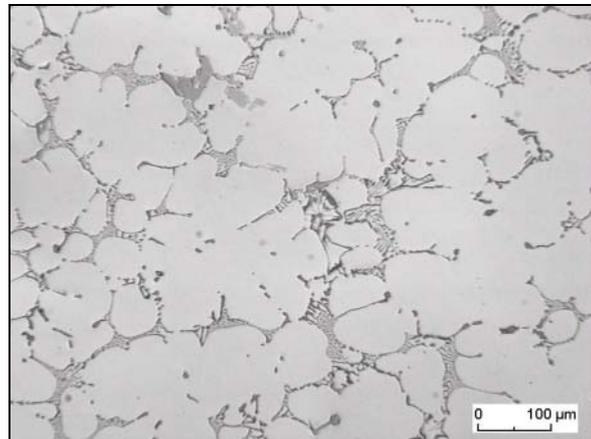


Bild 10.76: Leg. 9 Sandguss (Stufe 12)

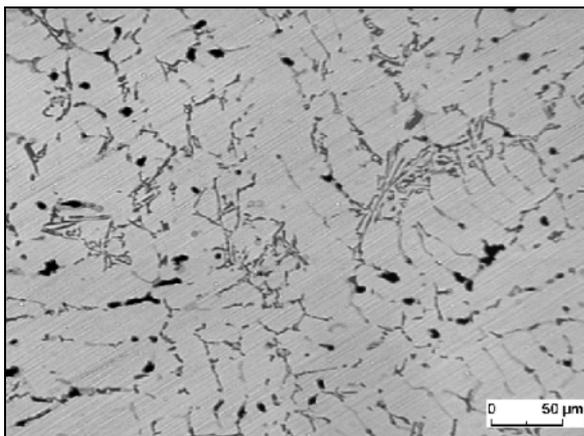


Bild 10.77: Leg. 11 Kokillenguss

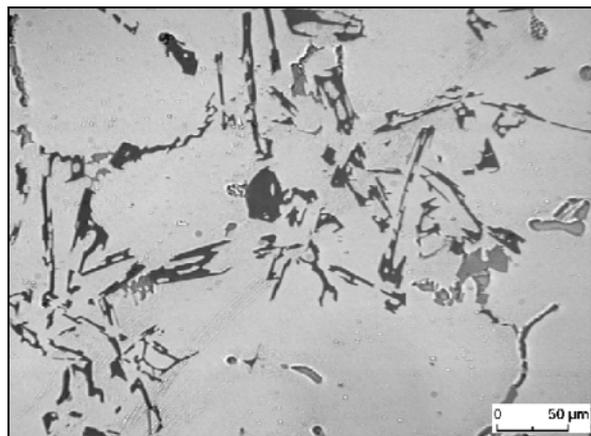


Bild 10.78: Leg. 11 Sandguss (Stufe 12)

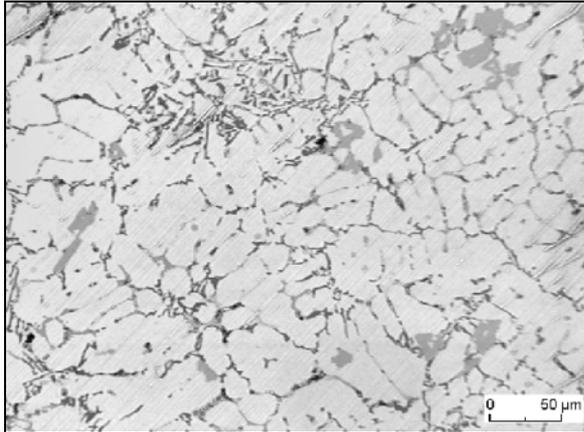


Bild 10.79: Leg. 12 Kokillenguss

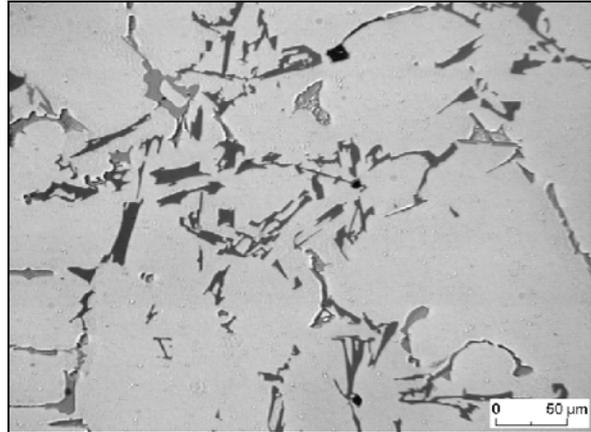


Bild 10.80: Leg. 12 Sandguss (Stufe 12)

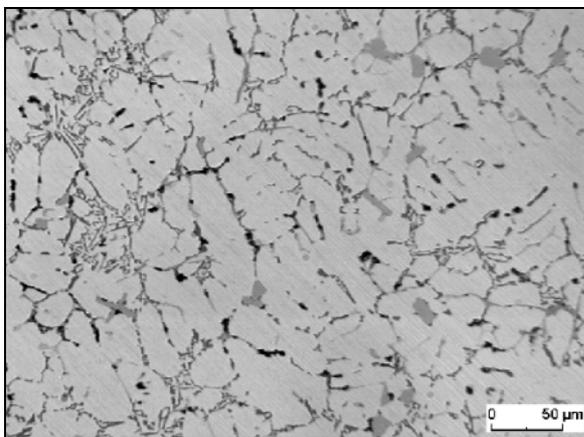


Bild 10.81: Leg. 13 Kokillenguss

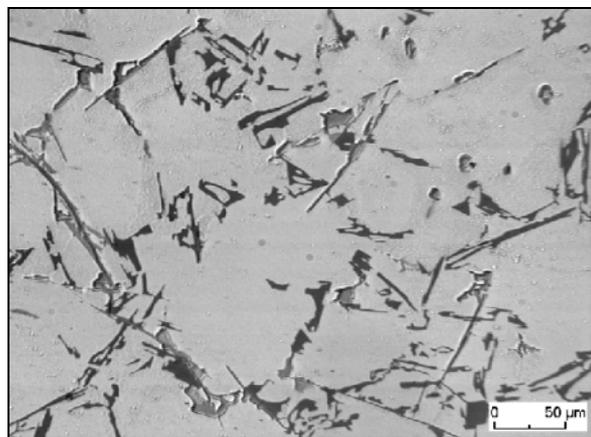


Bild 10.82: Leg. 13 Sandguss (Stufe 12)

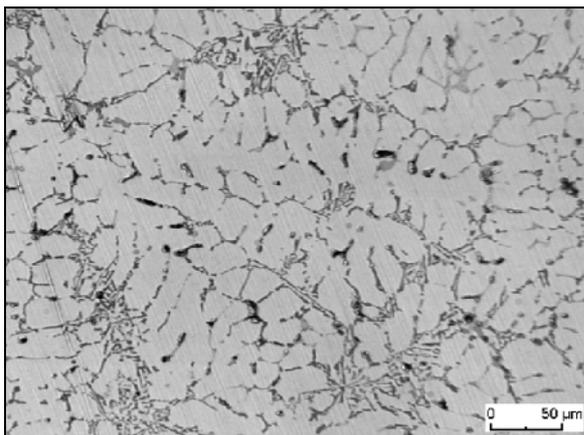


Bild 10.83: Leg. 14 Kokillenguss

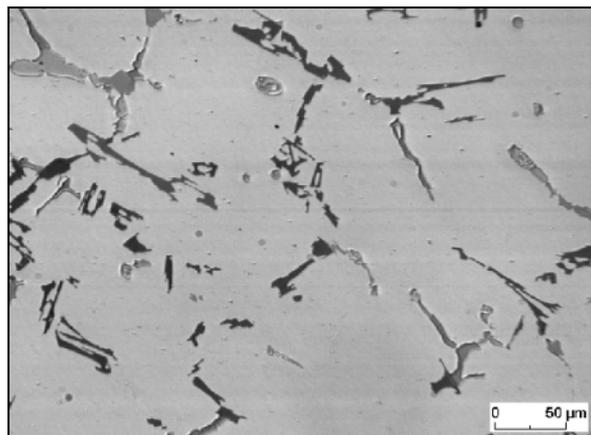


Bild 10.84: Leg. 14 Sandguss (Stufe 12)

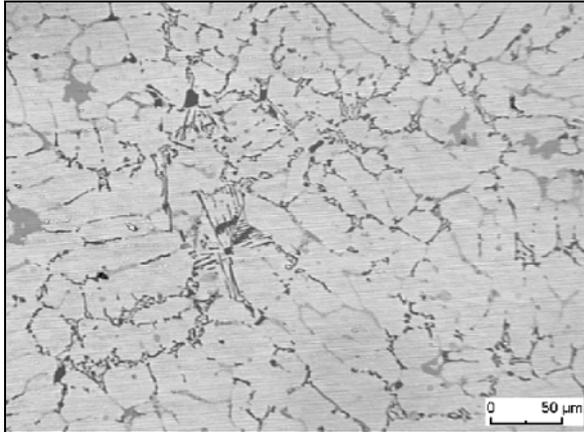


Bild 10.85: Leg. 15 Kokillenguss

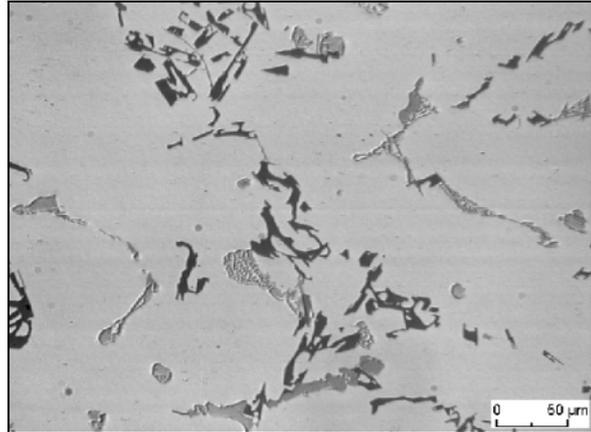


Bild 10.86: Leg. 15 Sandguss (Stufe 12)

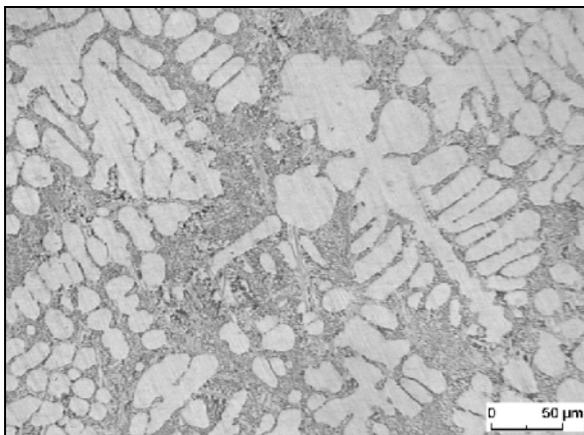


Bild 10.87: Leg. 16 Kokillenguss

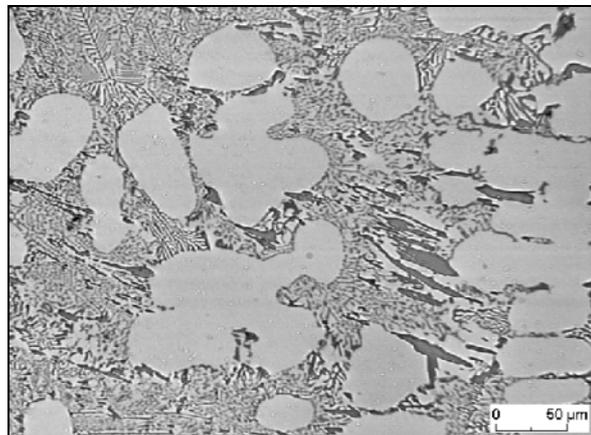


Bild 10.88: Leg. 16 Sandguss (Stufe 12)

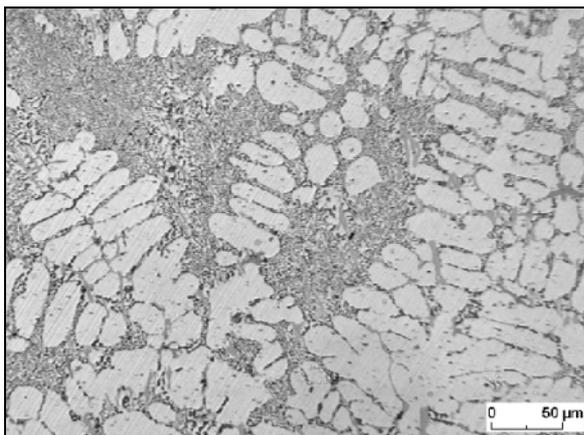


Bild 10.89: Leg. 17 Kokillenguss

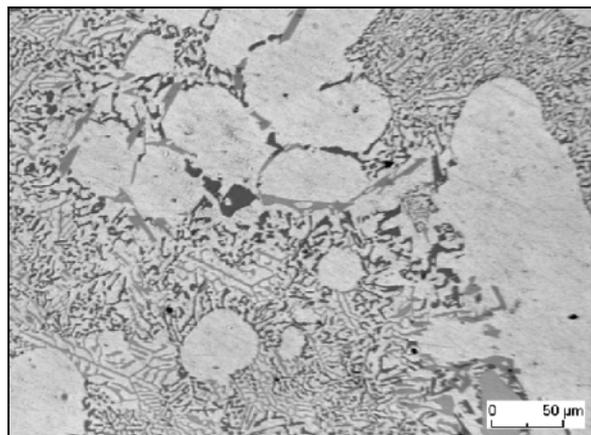


Bild 10.90: Leg. 17 Sandguss (Stufe 12)

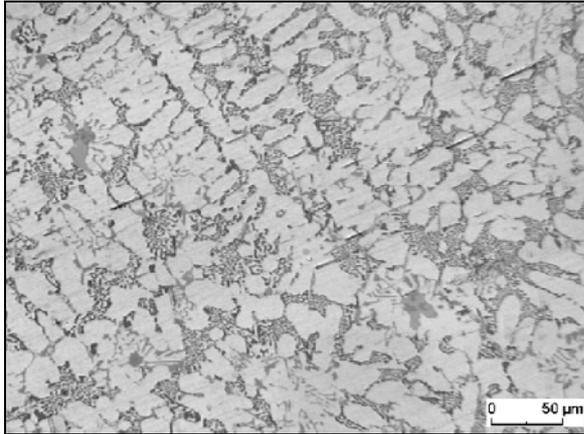


Bild 10.91: Leg. 18 Kokillenguss

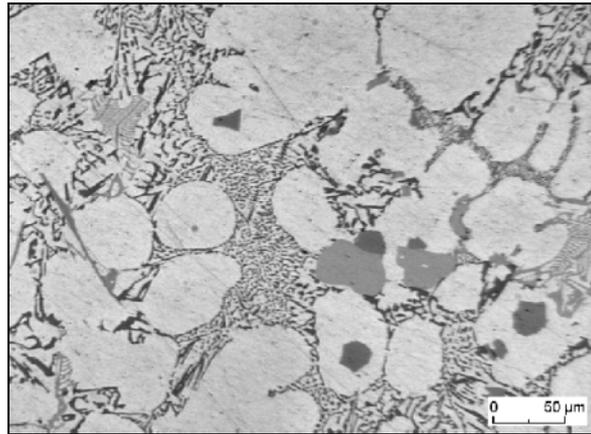


Bild 10.92: Leg. 18 Sandguss (Stufe 12)

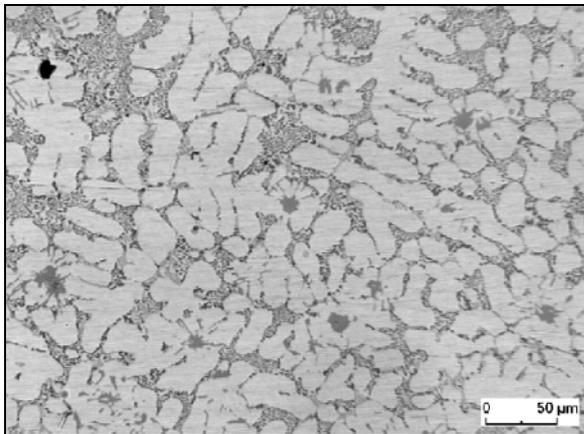


Bild 10.93: Leg. 19 Kokillenguss

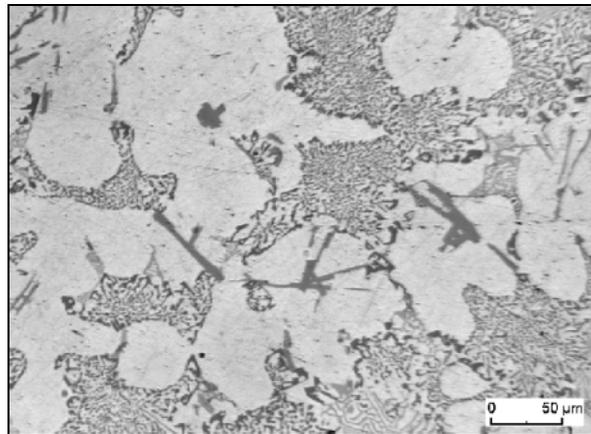


Bild 10.94: Leg. 19 Sandguss (Stufe 12)

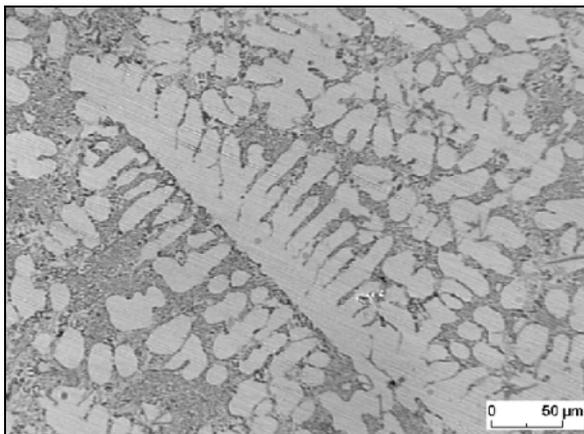


Bild 10.95: Leg. 20 Kokillenguss

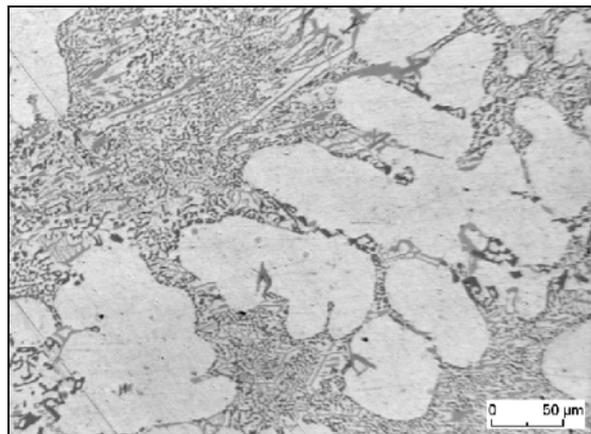


Bild 10.96: Leg. 20 Sandguss (Stufe 12)

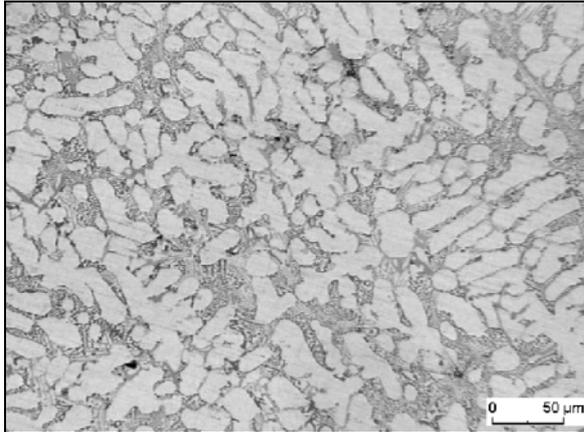


Bild 10.97: Leg. 21 Kokillenguss

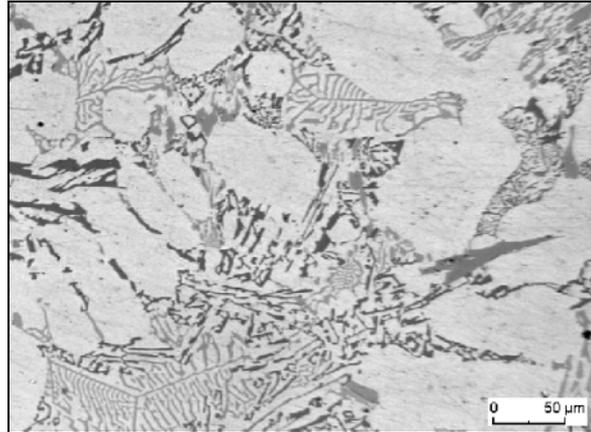


Bild 10.98: Leg. 21 Sandguss (Stufe 12)

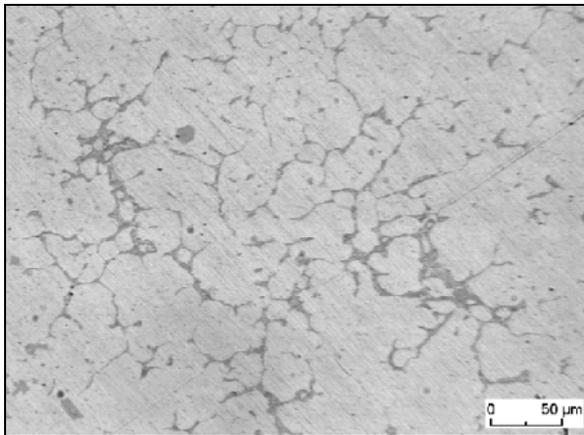


Bild 10.99: Leg. 22 Kokillenguss

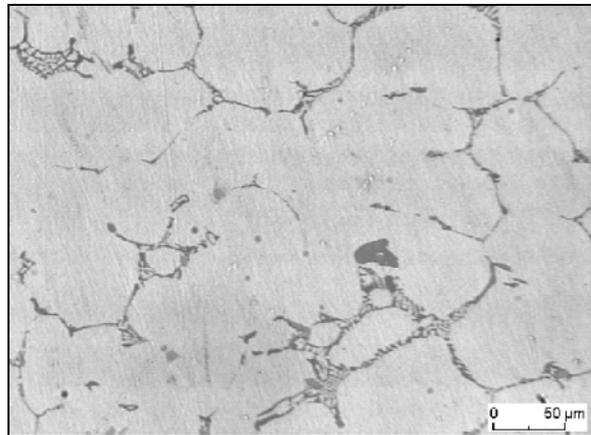


Bild 10.100: Leg. 22 Sandguss (Stufe 12)

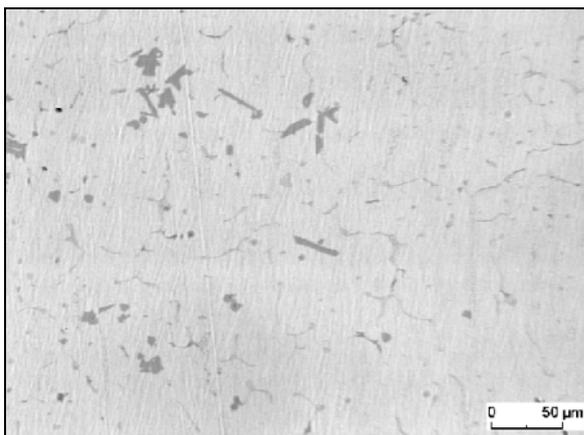


Bild 10.101: Leg. 23 Kokillenguss

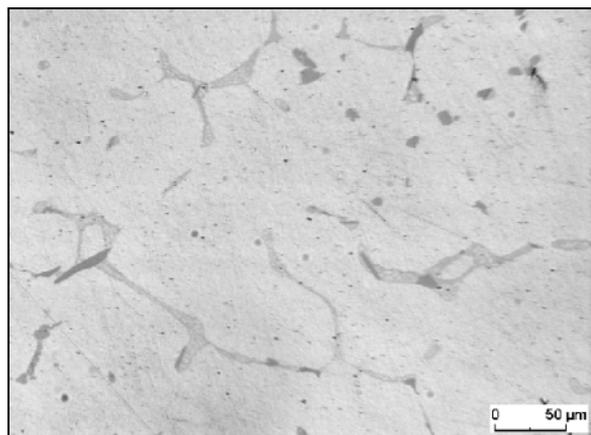


Bild 10.102: Leg. 23 Sandguss (Stufe 12)

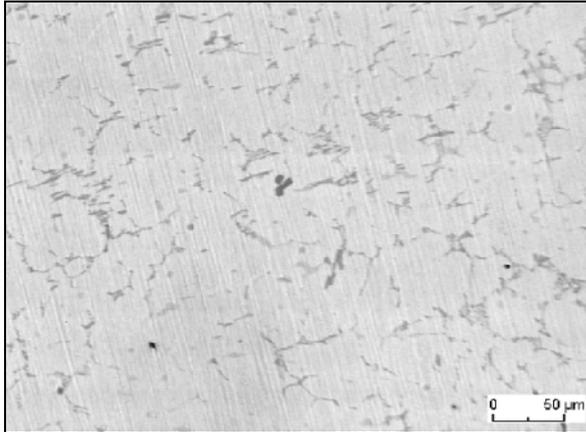


Bild 10.103: Leg. 24 Kokillenguss

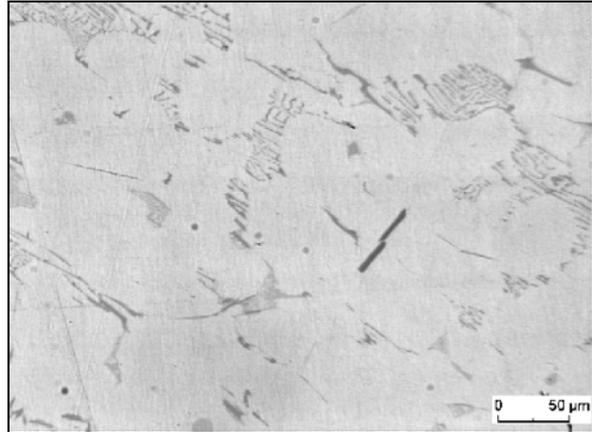


Bild 10.104: Leg. 24 Sandguss (Stufe 12)

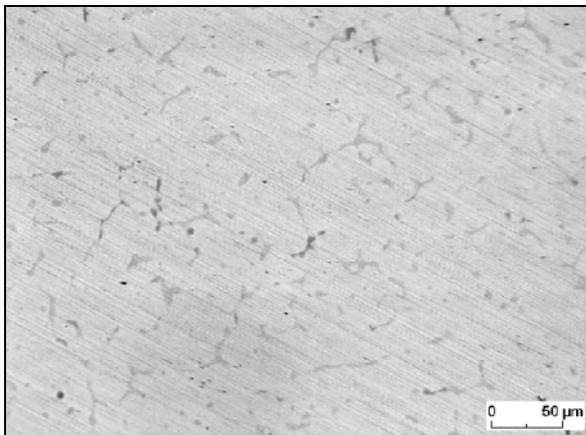


Bild 10.105: Leg. 25 Kokillenguss

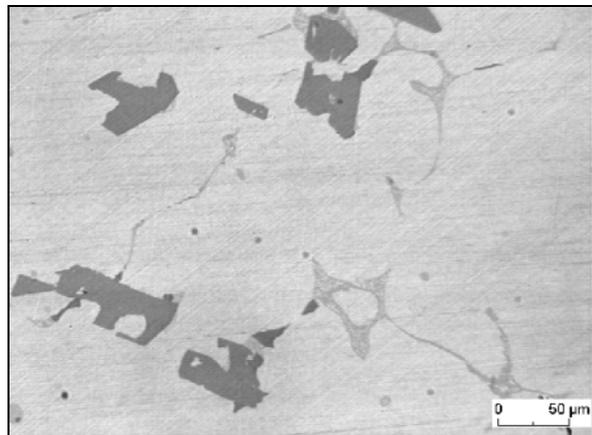


Bild 10.106: Leg. 25 Sandguss (Stufe 12)

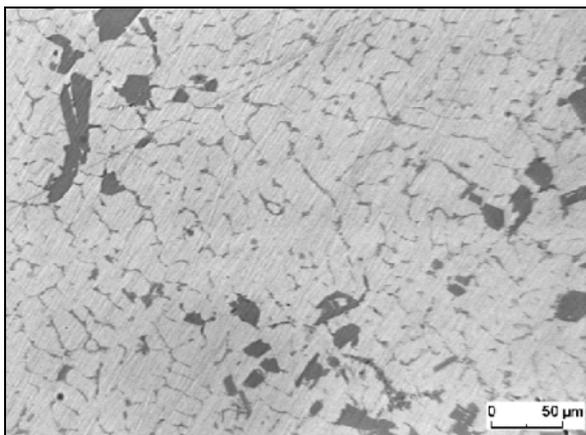


Bild 10.107: Leg. 26 Kokillenguss

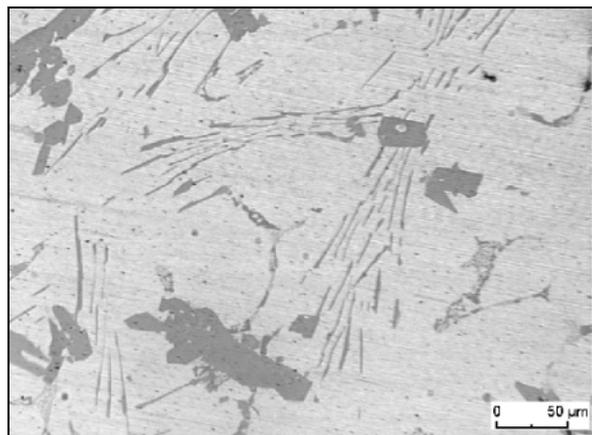


Bild 10.108: Leg. 26 Sandguss (Stufe 12)

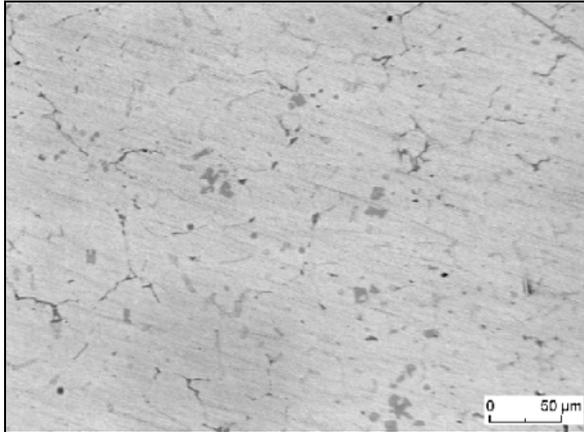


Bild 10.109: Leg. 27 Kokillenguss

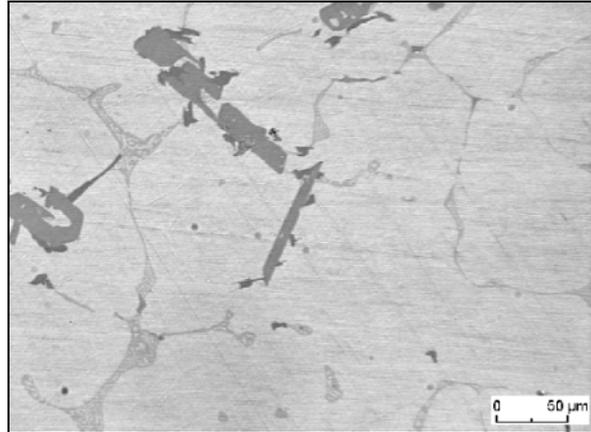


Bild 10.110: Leg. 27 Sandguss (Stufe 12)

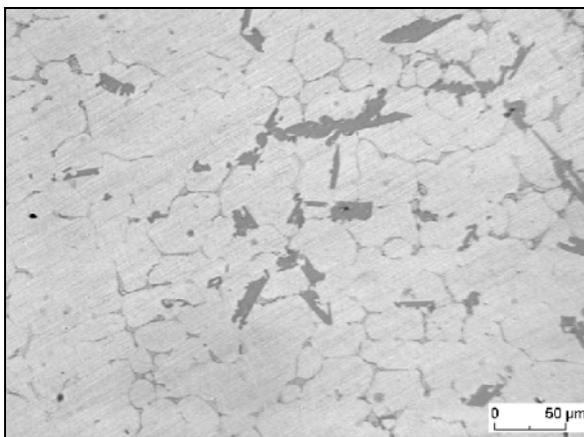


Bild 10.111: Leg. 28 Kokillenguss

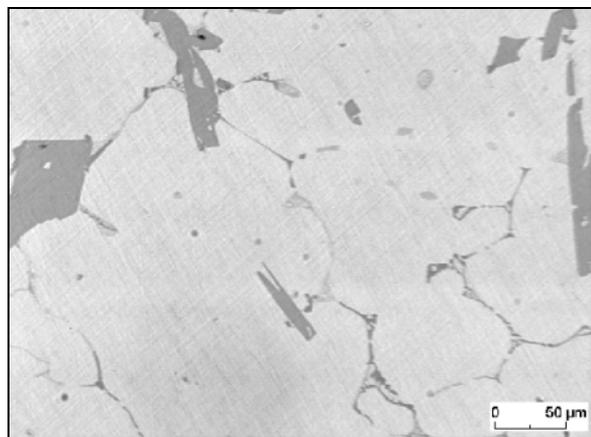


Bild 10.112: Leg. 28 Sandguss (Stufe 12)